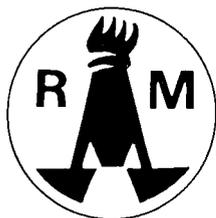


Commission des Communautés européennes

Journées d'information

Production et utilisation des tôles fortes

Luxembourg, les 20 et 21 février 1979



Revue de métallurgie, Paris

Commission des Communautés européennes

Journées d'information

Production et utilisation des tôles fortes

*Production and Use of Heavy Plate**

Luxembourg, les 20 et 21 février 1979

La publication des trois versions linguistiques de ces comptes rendus est assurée en collaboration par :

- Verlag Stahleisen m.b.H., Düsseldorf (Allemagne) pour l'édition allemande
- ICP Science and Technology Press Ltd, Guildford (Angleterre) pour l'édition anglaise
- Revue de métallurgie, Paris (France) pour l'édition française

** English text available in EUR microfiche collection*

[Revue de métallurgie, 5 Rue Paul Cézanne, 75008 Paris

EUR 6189 d., e, f

Organisation des Journées d'information et réalisation de leurs comptes rendus
par
la Commission des Communautés européennes
Direction générale «Marché intérieur et affaires industrielles»
et
Direction générale «Information scientifique et technique et gestion de l'information»

AVERTISSEMENT

La Commission des Communautés européennes et ses services ne sont pas responsables de l'emploi qui serait fait des informations contenues dans le présent ouvrage.

TABLE DES MATIERES

20 février 1979

- Allocution d'ouverture M. SCHAEFFER, Directeur, Direction Générale "Marché intérieur et affaires industrielles", Commission des Communautés européennes, Bruxelles	7
- Les tôles fortes - hier, aujourd'hui, demain W. NEUHAUS, Thyssen S.A., Oberhausen	21
- Effets des procédés métallurgiques à l'aciérie sur les propriétés des tôles fortes E. GÖRL, W. HAUMANN, K. TÄFFNER, Hoesch Hüttenwerke AG, Dortmund	55
- Fabrication de tôles épaisses B. VIEILLARD-BARON, Creusot-Loire, Paris	95
- Influence des procédés de fabrication des cuves sous pression sur les propriétés des aciers V. MANDORINI, E. GHELARDONI, Istituto di Ricerche Breda, Milano	115
- Application des ultrasons au contrôle des tôles fortes J. DUMONT-FILLON, Institut de Recherches de la Sidé- rurgie Française, St-Germain-en-Laye	141
- Recherches sur les techniques de mesures des caracté- ristiques des tôles fortes H.J. KOPINECK, Hoesch Hüttenwerke AG, Dortmund	151
- Résumé des discussions M. DOLLET, Creusot-Loire, Le Creusot	173

21 février 1979

- Conception et fabrication des pièces ouvrées en
ingénierie moyenne/lourde
W.P. CARTER, P.F. ROGERS, Whessoe Heavy Engineering Ltd,
Darlington 181

- Synthèse des recherches CECA
R. BLONDEAU, Creusot-Loire, Le Creusot 203

- Contribution de R. D'HAeyer, C.R.M, Liège 387

- Contribution de M. CAUBO, C.R.M., Liège 392

- Mise au point de nuances nouvelles
R. BLONDEAU, J. DOLLET, Creusot-Loire, Le Creusot 395

- Influence de la composition chimique et du traitement
thermique sur les propriétés des aciers de construction
ayant subi la trempe à l'eau suivie de revenu
D. DEGENKOLBE, B. MISGEN, Thyssen AG, Oberhausen 423

- Etude des divers critères d'évaluation de la ténacité
des aciers utilisés dans la construction des réservoirs
sous pression
W. DAHL, Ecole technique supérieure, Aix-la-Chapelle 453

- Résistance à la rupture fragile de joints soudés en divers
aciers à haute résistance d'épaisseur moyenne
T.F. GULVIN, British Steel Corporation, Scottish Lab.,
Motherwell 497

- Résumé des discussions
F. BONOMO, Centro Sperimentale Metallurgico, Rome 561

- Conclusions générales
R.V. SALKIN, S.A. Cockerill, Seraing-sur-Meuse 563

- Allocution de clôture
P.R.V. EVANS, Chef de division, Direction générale
"Marché intérieur et affaires industrielles", Commission
des Communautés européennes, Bruxelles 573

- Liste des participants 575

Session du 20 février 1979

- Allocution d'ouverture
- Les tôles fortes - hier, aujourd'hui, demain
- Effets des procédés métallurgiques à l'aciérie sur les propriétés des tôles fortes
- Fabrication de tôles épaisses
- Influence des procédés de fabrication des cuves sous pression sur les propriétés des aciers
- Application des ultrasons au contrôle des tôles fortes
- Recherches sur les techniques de mesures des caractéristiques des tôles fortes
- Résumé des discussions

Président: Dr. ROHDE, Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Düsseldorf

Rapporteur: M. DOLLET, Creusot-Loire, Le Creusot

ALLOCUTION D'OUVERTURE

M. SCHAEFFER, Directeur

Direction générale "Marché Intérieur et Affaires Industrielles"

Monsieur le Président, Mesdames, Messieurs,

C'est pour moi une opération délicate, même si elle m'est très agréable, que d'introduire un débat tel que celui auquel vous allez vous livrer pendant les deux jours qui viennent.

C'est évidemment une tâche agréable parce que cela me donne la possibilité de vous souhaiter la bienvenue, de vous remercier d'être venus ici et de vous féliciter de l'avoir fait, car je crois que les travaux auxquels vous vous livrez et le domaine dans lequel vous poursuivez vos efforts sont extrêmement importants pour l'avenir de la sidérurgie. Mais cela présente aussi une certaine difficulté, car je dois introduire un sujet que vous connaissez infiniment mieux que moi: je risque donc, en vous parlant de ce que vous savez, de paraître incompétent, et en vous parlant d'autre chose, de vous sembler inintéressant.

J'essaierai de trouver un moyen terme en élargissant le débat, et en évoquant la place des recherches que vous faites dans la stratégie générale qui est celle de la politique sidérurgique européenne à l'heure actuelle: en effet, la recherche sidérurgique est une partie de cette stratégie d'ensemble, stratégie qui, comme vous le savez, est à la fois à court terme et à long terme.

La stratégie à court terme est plus apparente, et celle dont on parle le plus: c'est ce qu'on appelle le plan anti-crise ou encore le plan "DAVIGNON". Elle a eu pour objectif immédiat de mettre fin à une hémorragie financière qui risquait d'être mortelle pour la sidérurgie, en arrêtant la chute des prix et en réadaptant l'offre à la demande.

Mais, il faut bien vous rendre compte que cette politique à court terme est précaire; c'est une politique extrêmement circonstancielle, fondée sur la rencontre de conditions exceptionnelles; d'autre part, elle a un côté multiforme parce qu'elle s'efforce de faire face en même temps à tous les problèmes de l'heure; enfin elle a un

caractère essentiellement transitoire, en ce sens qu'elle doit déboucher sur des perspectives à long terme.

Je vous ai dit que c'était une stratégie circonstancielle parce qu'elle est née d'un concours de circonstances qui se sont produites dans la sidérurgie alors qu'elles ne se trouvaient pas, en tout cas au même degré, dans d'autres domaines industriels. La première circonstance, c'est qu'il existe un Traité CECA (Charbon - Acier) spécial à la sidérurgie, qui donne à la Commission des Communautés Européennes une autorité et des moyens d'action particuliers, plus grands que ceux qui lui ont été donnés par le Traité de Rome, par exemple. Et cela vient de raisons historiques, du fait que le Traité CECA date de 1953, c'est-à-dire qu'il a été conçu à une époque où l'intervention des pouvoirs publics dans la vie économique était considérée comme plus normale et justifiée qu'elle ne l'a paru par la suite, notamment en cas de crise.

La seconde circonstance, c'est que la sidérurgie a effectivement affronté une crise, qui s'inscrit dans la dépression générale que nous connaissons depuis 1975, mais qui a été plus violente et plus rigoureuse que dans beaucoup d'autres domaines. On a parlé dans certains pays de catastrophe nationale, et il est certain que si l'on compare les espoirs que l'on pouvait avoir en 1974 pour l'avenir industriel de la sidérurgie et les avatars économiques et financiers par où elle est passée ces dernières années, avec les conséquences sociales qui en résultent, on peut parler d'une véritable catastrophe.

Enfin, il faut bien le reconnaître, la nature du plan anti-crise tient aussi à la personnalité de certains Commissaires particulièrement dynamiques et qui ont su utiliser les circonstances qu'ils rencontraient pour réagir avec les moyens dont ils disposaient et pour mener une politique originale, même si elle s'inscrit dans le cadre des activités d'une Commission Européenne qui, comme vous le savez, est collégiale.

Voilà donc les circonstances relativement exceptionnelles dans lesquelles la politique sidérurgique européenne s'est développée d'une manière pragmatique et multiforme : si vous préférez, c'est une stratégie "tous azimuts", en ce sens qu'on a pris les difficultés à mesure qu'elles venaient et qu'on a essayé d'y faire face comme on pouvait ; d'où, en même temps, une certaine simplicité dans les orientations générales et une certaine complexité dans les moyens d'intervention : grosso modo, on peut quand même classer les actions sur lesquelles s'appuie cette politique en deux grands volets : le volet interne et le volet externe.

Le volet interne porte à la fois sur les prix et sur les quantités, puisqu'il y a une relation évidente entre les quantités qui sont mises sur un marché et les prix auxquels on peut écouler la marchandise. La chute des prix de l'acier qui est résultée de la crise, à partir de 1974-1975, a eu des résultats si désastreux sur l'équilibre financier des entreprises qu'il a fallu rapidement essayer d'y faire face en exerçant une pression dans le sens du relèvement des prix : je dis bien dans le sens du relèvement et non pas, à proprement parler, de la hausse, car ces prix avaient baissé, pour certains produits, de 30 à 40 % et il est bien évident que, même si l'on faisait de gros efforts pour essayer de les remonter de 10 ou 15 %, ce ne serait pas une véritable hausse des prix mais un simple retour à des niveaux correspondant un peu mieux à l'équilibre financier des entreprises. On a donc, le plus rapidement possible, mis au point un certain nombre de mécanismes qui sont de deux ordres : d'une part on a publié des prix minimum et des prix d'orientation, c'est-à-dire des prix qui constituent soit une obligation, soit un guide pour le niveau des prix des principaux produits sidérurgiques ; d'autre part, on a aidé ce redressement en procédant à une limitation volontaire des quantités de produits mises sur le marché. Chaque trimestre la Commission étudie avec la profession les conditions dans lesquelles se présente le marché : on arrive à la conclusion qu'une certaine quantité dans les différentes catégories de produits peut être écoulee raisonnablement, tant sur le marché européen qu'à l'exportation, et on essaie de faire en sorte que les livraisons se limitent effectivement à ces quantités, de façon que l'offre corresponde à peu près à la demande.

Ensuite, et après avoir consulté les utilisateurs, les commerçants et les partenaires sociaux, notamment au sein du Comité Consultatif CECA, on procède à l'établissement de programmes prévisionnels trimestriels qui sont eux-mêmes répartis équitablement entre les différentes entreprises de la sidérurgie européenne.

Vous voyez donc qu'il s'agit d'un système qui peut sembler assez dirigiste en apparence, mais qui reste extrêmement volontariste dans ses méthodes ; la part des obligations de caractère juridique y est relativement mineure : elle porte uniquement sur les prix minima, qui eux-mêmes n'affectent que certains produits limités, en l'occurrence les ronds à béton, les laminés marchands et les coils. Mais cette auto-discipline de la profession, qui est en quelque sorte orientée par la Commission, aboutit à une meilleure organisation du marché, qui a pour objectif d'arriver à donner aux entreprises les recettes minimales nécessaires pour leur permettre de franchir le cap de la crise actuelle.

Cet aspect interne de la politique sidérurgique serait toutefois lui-même inopérant si l'on n'avait pas pris simultanément des mesures à l'égard de l'extérieur.

Ces mesures étaient d'ailleurs d'autant plus nécessaires que la crise est, comme vous le savez, une crise mondiale : le fait que chacun ait rencontré des difficultés à écouler sa propre production sur son marché a conduit tout le monde à déverser les quantités d'acier invendus sur le marché mondial et il en est résulté des réactions diverses en dehors de l'Europe : je pense notamment à celle de nos amis américains qui, indépendamment de certains quotas imposés aux aciers spéciaux, ont inventé le système des trigger-prices, c'est-à-dire qu'ils ont fixé un niveau de prix d'entrée des marchandises sidérurgiques aux Etats-Unis tel que, si on se situe au-dessous de ce niveau, on est presque automatiquement soumis aux procédures de l'anti-dumping américain.

Par un type de système analogue, la Communauté a essayé de faire en sorte que les perturbations du marché international ne viennent pas troubler abusivement l'effort qu'elle faisait pour redresser son marché intérieur : c'est en effet pour permettre à la politique interne de se développer sans être perturbée par les influences extérieures qu'on a mis en vigueur, à la périphérie de la Communauté Européenne, un système de prix de base : au cas où des aciers sont importés dans la Communauté Européenne à des prix inférieurs à ces prix de base, ils risquent de tomber, eux aussi, sous le coup des procédures anti-dumping européennes. Néanmoins, pour faciliter le maintien des courants d'échanges traditionnels et mettre les rapports avec nos partenaires producteurs d'acier des différentes parties du monde sur un pied de coopération et non pas de guerre économique, ce qu'il fallait éviter à tout prix, nous avons signé avec eux des arrangements, en fait une quinzaine d'arrangements, aussi bien avec les pays de la zone de libre échange européenne qu'avec les autres pays à commerce libre et un certain nombre de pays à commerce d'Etat. Ces arrangements stipulent les conditions de prix auxquelles les importations de nos partenaires doivent se faire sur le marché communautaire pour ne pas troubler notre propre politique intérieure, en échange de quoi nous garantissons les marges de pénétration nécessaires pour que les courants traditionnels d'échanges ne soient pas perturbés.

Vous voyez donc que cette politique sidérurgique européenne, à la fois sur le plan interne et sur le plan externe, s'inscrit dans un contexte international assez homogène. Vous savez d'ailleurs sans doute, que l'on a créé dernièrement, dans le cadre de l'OCDE, un Comité de l'acier qui doit justement se pencher sur cet aspect international de la crise et faire en sorte que les mesures qui sont prises par tous les partenaires au commerce international de l'acier ne soient pas contradictoires entre elles au point d'aboutir à une guerre économique. Puisqu'il y a au plan mondial le même genre de préoccupations que celles qui sont rencontrées dans la Communauté Economique Européenne, c'est par une concertation avec nos partenaires que nous essayons de régler ces problèmes économiques.

D'ailleurs une telle politique, qui est menée avec beaucoup de résolution mais également beaucoup de prudence, ne peut être que transitoire et elle doit déboucher sur une stratégie à plus long terme. Elle est née dans des circonstances dramatiques, elle n'a été acceptée qu'à cause de ces circonstances dramatiques, mais comme vous le savez, il n'y a rien qui s'use aussi vite que le drame. A partir d'un certain temps, ou bien on s'habitue aux circonstances, ou bien elles s'améliorent d'elles-mêmes : de toutes façons on ne peut pas vivre en permanence dans une tension dramatique. C'est pourquoi nous avons suscité cette coopération internationale qui a pour but d'éviter que le monde ne se hérisse de politiques protectionnistes concurrentes et contradictoires, et c'est aussi pourquoi il faut considérer que les mesures que je viens de vous exposer sont des mesures nécessaires mais transitoires et qui doivent déboucher sur une stratégie à moyen et long terme de l'acier au plan européen.

Qu'est-ce que c'est que cette stratégie à moyen et à long terme ? Si l'on a appelé la stratégie à court terme du nom de plan anti-crise, on peut ranger la stratégie à moyen et long terme sous le vocable de restructuration : c'est un terme un peu vague, mais qui recouvre une réalité extrêmement concrète.

La restructuration est nécessaire parce qu'on se trouve dans une situation où les structures de production actuelles ne correspondent plus à la demande réelle. Elles ne correspondent plus en qualité, puisque les produits qui sont les plus demandés ont évolué depuis un certain nombre d'années; elles ne correspondent plus en quantité, parce que la demande réelle ne s'est pas accrue au même rythme que les capacités.

Le résultat en est que l'on a d'abord été obligé de recalculer le niveau auquel devait se situer, dans le contexte nouveau de la sidérurgie mondiale, la capacité de production de la sidérurgie européenne. C'est ce qui s'est fait à l'occasion d'un travail relativement rapide, mais très sérieux, qui s'est appelé la "révision des objectifs généraux".

Du fait des stipulations du Traité CECA nous sommes obligés, environ tous les cinq ans, bien que la périodicité ne soit pas extrêmement précise, d'établir ce qu'on appelle des objectifs généraux, c'est-à-dire une espèce de prévision de ce qu'on pense être l'évolution de l'industrie sidérurgique européenne au cours des années à venir sous l'angle de la modernisation, de l'orientation des fabrications et de l'expansion des capacités. En 1974-75 on avait établi des objectifs généraux qui ont été publiés seulement en 1976 et qui correspondaient donc à une vision des choses qui était celle de 1974 : autrement dit, c'étaient des objectifs qui, à cause de la crise, étaient désormais complètement dépassés. Ils ont donc été révisés au cours des derniers mois et prochainement vous verrez paraître au Journal Officiel des Communautés Européennes au moins les premiers chapitres de ces objectifs généraux. Pour vous les résumer en quelques mots, je vous dirai qu'ils sont fondés sur l'hypothèse que, même en étant relativement optimiste, il ne faut pas attendre au cours des prochaines années une progression de la consommation de l'acier qui dépasse 2,5 % par an. Etant donné que nous sommes actuellement à un niveau de production qui peut varier suivant les années, mais qui se situe entre 130 et 135 millions de tonnes d'acier brut dans la Communauté Européenne, cela veut dire qu'on pourrait admettre vers 1983-84 d'arriver à 150 - 155 millions de tonnes de production écoulable: or, en ce qui concerne les capacités, compte tenu non seulement de ce qui existe actuellement mais de tous les projets qui sont lancés et dont la réalisation se poursuivra encore un certain temps, on arrive à la conclusion que la capacité européenne de production vers 1983 sera de l'ordre de 200 millions à 210 millions de tonnes en équivalent d'acier brut. Si on affecte cette capacité maximale d'un taux d'utilisation raisonnable de 80 à 85 %, de façon à laisser une marge de développement rapide en cas de reprise de la conjoncture, on peut en déduire que les capacités en place ou en voie d'installation dans la Communauté supposeraient une possibilité de production vers 1983 de l'ordre de 175 millions de tonnes. Il y a donc un excès de l'ordre de 20 à 25 millions de tonnes d'acier brut par rapport à ce qu'il est raisonnable d'envisager comme possibilités d'absorption du marché.

Certes, il ne faut pas se laisser impressionner par ces prévisions économiques qui ont un caractère approximatif, et on peut encore réfléchir avant de supprimer 20 ou 25 millions de tonnes de capacité sidérurgique ; l'idée qu'on retire cependant du raisonnement précédent, c'est qu'il faut faire, de toutes façons, un effort de compression des capacités, en concentrant la production sur ce qu'il y a de plus performant dans notre industrie sidérurgique : c'est là une condition inéluctable pour rester rentables et compétitifs.

Mais, si l'on est amené à comprimer les capacités, on est amené par la même occasion à comprimer l'emploi proportionnellement, et même au-delà, si l'on veut améliorer la productivité : c'est alors qu'on arrive aux conséquences désastreuses au plan humain, et dans une certaine mesure intolérables à ce point de vue, d'une politique qui semble indispensable au plan économique. Car le dilemme fatal devant lequel on se trouve, c'est de savoir si on pourra continuer à faire vivre dans des conditions raisonnables de rentabilité et de compétitivité une industrie sidérurgique européenne vigoureuse, ou si, laissant aller les choses à vau-l'eau on se lance dans une politique de surrenchères protectionnistes et d'approfondissement de la crise conduisant à une chute des prix, à des faillites généralisées et, par voie de conséquence, à des pertes d'emplois beaucoup plus importantes que celles qui sont actuellement envisagées.

Celles-ci n'en sont pas moins, dès à présent, considérables ; vous savez qu'on a parlé de 150.000 unités dans l'ensemble, c'est-à-dire que déjà environ 70.000 à 80.000 unités ont été délogées sur l'effectif de 750.000 ouvriers et employés sidérurgistes que comptait en 1975 la Communauté Economique Européenne, et il est probable qu'un nombre égal devra être licencié au cours des années qui viennent. C'est donc un effort social extrêmement important qui est exigé dans ce secteur, et la Commission s'efforce d'y faire face par des politiques de réadaptations et de reconversions qui sont financées en partie sur le budget CECA ; mais il ne faut pas se dissimuler que c'est une politique dont la perspective n'est pas réjouissante au plan humain.

C'est là que je vois intervenir l'effort de recherche en général et les recherches que vous faites en particulier, comme représentant un élément d'espoir dans le tableau un peu dépressif que je viens de vous décrire. La situation économique est ce qu'elle est, et les difficultés que nous sommes obligés d'affronter sont réelles ; mais dans cette perspective qui pourrait risquer d'apparaître en quelque sorte bouchée, la recherche que vous représentez est un des éléments qui permettent d'espérer échapper aux alternatives dramatiques et qui peuvent autoriser la prise en considération de facteurs nouveaux de développement, à condition, évidemment, que cette recherche soit menée dans l'esprit et avec les orientations qu'exige la situation actuelle.

Vous savez que cette recherche est déjà un élément important de notre politique européenne, notamment dans le cadre du budget spécial que la Communauté Européenne consacre au charbon et à l'acier. Sur un total de crédits qui est de l'ordre de 150 millions d'unité de compte, la recherche sous ses différents aspects représente 47 millions d'unité de compte, soit environ 30 % du total. Il est vrai que ce chiffre global regroupe l'ensemble des recherches CECA c'est-à-dire aussi des recherches de caractère social et d'autres consacrés au charbon; il n'en reste pas moins que la recherche acier proprement dite représente environ 20 millions d'unités de compte, c'est-à-dire une part très importante de l'ensemble.

Cette recherche sidérurgique se répartit à peu près de la façon suivante : vous avez environ 10 % qui sont consacrés aux minerais de fer, y compris qu'à sa réduction; environ 40 % sont consacrés aux opérations de production et de transformation de l'acier, aux laminoirs, ainsi qu'aux mesures et analyses ; vous avez enfin 40 % des crédits qui sont consacrés à la recherche des meilleures propriétés et utilisations de l'acier : voilà approximativement la structure générale de ce budget, qui d'ailleurs pourrait vous être fourni à titre de documentation si cela vous intéresse.

Dans l'orientation de cette recherche, qu'est-ce qui nous préoccupe le plus actuellement ? La première préoccupation que nous avons est de faire en sorte qu'elle soit le mieux possible adaptée aux besoins actuels de l'industrie : compte tenu des difficultés présentes de la sidérurgie et notamment des difficultés sociales que nous connaissons, il est certain que toute dépense que nous ferions sans nous préoccuper de l'utilisation des recherches que nous finançons, passerait pour un gaspillage peu justifiable.

Donc, notre principal effort à l'heure actuelle est, d'une part, de mieux orienter les recherches dans le sens des priorités industrielles, et d'autre part d'assurer une plus rapide transformation du résultat de ces recherches en innovation technologique. Je crois pouvoir dire que c'est dans ce sens que Mr. EVANS travaille actuellement, et c'est pour cela qu'il a organisé, il y a quelques jours, une réunion avec les représentants des industries sidérurgiques, qui avait pour thème d'assurer cette liaison entre la recherche et l'exploitation industrielle. Je pense d'ailleurs que cette réunion sera suivie d'autres rencontres ayant le même objet et qu'un profit réel en sera retiré peu à peu.

Si ces contacts avec l'industrie nous permettent de mieux préciser nos objectifs de recherche, j'espère que nous pourrons obtenir des résultats concrets dans trois domaines où se joue le sort de l'industrie sidérurgique de la Communauté Européenne, si elle veut à la fois assurer sa compétitivité sur le plan mondial, élargir ses débouchés et limiter au minimum possible les pertes d'emplois que souvent l'objectif d'une amélioration de la productivité oblige à réaliser.

Un premier effort est en cours dans la recherche de la réduction des coûts, notamment des coûts énergétiques ; c'est un des domaines importants de notre programme de recherche et je crois que c'est une des orientations sur lesquelles il faut mettre l'accent.

Le deuxième domaine prioritaire est celui de l'amélioration des qualités, où les résultats obtenus peuvent être complémentaires de ceux qui tendent à diminuer les coûts : il est un moment, en effet, où la simple comparaison des coûts ne suffit plus à déterminer l'acheteur, mais où la différence des qualités intervient de façon déterminante : on peut faire accepter des prix plus élevés si les qualités sont meilleures et mieux adaptées aux besoins, et je crois que, compte tenu des caractéristiques de notre société européenne au plan humain, c'est-à-dire de l'impossibilité où nous sommes de réduire les coûts de main-d'oeuvre au-delà d'une certaine limite, c'est en développant les qualités que nous pouvons échapper au déterminisme de la concurrence des prix et arriver à maintenir notre place tant sur le marché communautaire que sur le marché mondial, en dépit des concurrences de plus en plus serrées que nous rencontrons sur ces marchés, notamment de la part de pays à bas salaires.

Enfin, le troisième objectif qu'il faut, je crois, donner à la recherche, c'est d'élargir le plus possible les utilisations de l'acier, parce que c'est par un élargissement général du débouché et du marché que l'on arrivera à résoudre à la fois le problème de la productivité et celui de l'emploi.

Voilà les trois grandes directions dans lesquelles nous pensons devoir développer nos efforts de recherche et les trois objectifs qui s'imposent à nos programmes.

En conclusion, Mesdames et Messieurs, il faut tirer les conséquences de ce que nous sommes entrés récemment dans une période de l'histoire économique qui risque de ne pas être très facile. Nous nous trouvons dans une situation où nous devons concentrer nos efforts et rassembler nos moyens, car la survie de notre sidérurgie européenne ne peut être assurée que par le maintien, ou le rétablissement parfois, de sa compétitivité internationale.

Il est vrai que nous avons réussi à mettre sur pied une politique concertée avec nos partenaires, qui va dans le sens d'une certaine modération sur le plan de la concurrence internationale, et d'une certaine prise en considération réciproque des difficultés de chacun. Mais cette politique temporaire, quels que soient ses mérites, ne pourra pas être maintenue indéfiniment si nous ne nous montrons pas capables de nous adapter à la conjoncture nouvelle.

Nous sommes des exportateurs nets d'acier, nous ne pouvons donc pas essayer de maintenir notre sidérurgie par le protectionnisme. D'autres pays le peuvent peut-être, s'ils ont un marché intérieur dépassant leurs capacités de production, mais nous, Communauté Européenne, nous ne le pouvons pas. La seule solution qui s'ouvre à nous, c'est la recherche et le maintien d'une bonne compétitivité.

Cette compétitivité pourrait être envisagée par l'application de méthodes brutales, qui consisteraient à réduire systématiquement nos charges de main-d'oeuvre; or, vous savez que pour des raisons humaines, sociales et politiques, il est absolument inimaginable que cette réduction de l'emploi aille au-delà de certaines limites.

Nous avons pu jusqu'à maintenant profiter de ce qu'un certain nombre de départs se sont faits volontairement, de ce que certaines classes d'employés ou ouvriers étaient déjà assez âgées et donc relativement disposées, sous certaines conditions, à prendre une préretraite; il y a eu, et il y a sans doute encore, d'autres possibilités d'adapter les emplois aux besoins dans la sidérurgie. Mais il est évident que les gouvernements des Etats membres aussi bien que la Commission des Communautés Européennes ne peuvent pas considérer comme satisfaisant d'améliorer la compétitivité de l'industrie sidérurgique par la réduction de l'emploi.

Alors qu'est-ce qu'il reste d'autre à faire ? Il reste la possibilité d'essayer de perfectionner progressivement les conditions de production, d'améliorer les qualités des produits et d'élargir les utilisations et les débouchés. C'est ce que j'appelle la solution de l'espoir et c'est aussi la perspective que nous ouvre la recherche ; car c'est en grande partie grâce aux succès de la recherche que nous pouvons espérer échapper à l'alternative dramatique de la perte d'emploi ou de la perte de compétitivité ; c'est grâce à vous, grâce aux chercheurs, que l'horizon du développement peut s'ouvrir à nouveau.

C'est pourquoi, Mesdames et Messieurs, à la fin de cet exposé d'introduction à vos travaux, je voudrais vous encourager, vous féliciter et vous souhaiter le meilleur succès pour ces journées d'échanges de vues et pour le prolongement des actions que vous serez amenés à poursuivre.

LES TôLES FORTES. - HIER. - AUJOURD'HUI. - DEMAIN

W. Neuhaus

S.A. Thyssen, anc.^t August Thyssen Hütte

Directeur des recherches et du contrôle de la qualité

Résumé

1) Inventaire

Clarification des définitions nécessaires. Documentation statistique pour le développement de la production au point de vue tonnages, dimensions, nuances d'acier. Normes et conditions de livraisons à la base des transactions commerciales. Développement du marché des tôles fortes : construction navale et technique offshore; construction de canalisations, d'appareils de levage et de transport, de réservoirs, d'appareillage industriel et de chaudières, de centrales électriques y compris les conduites forcées; construction mécanique et automobile; bâtiments et travaux publics.

2) Etat des techniques

Qualités des produits: résistance et ténacité; homogénéité et isotropie des tôles fortes. Problèmes des qualités de surface; influence de la normalisation sur l'offre en tôles fortes. Exigences sur la forme et les dimensions des tôles. Techniques de production et limites du poids des tôles. Problèmes des tolérances dimensionnelles. Traitement complémentaire pour l'élimination des déficiences.

Influence des utilisateurs sur le développement des tôles fortes. Critères de dimensionnement dans les prescriptions de mise en oeuvre. Propriétés d'emploi définies en fonction de l'utilisation; régularité dans les travaux de mise en oeuvre, en particulier lors du soudage.

Contraintes dues à la mise en oeuvre dans les ouvrages composés de tôles fortes et leur élimination. Indications sur les risques à l'usage et problèmes de la durée de service.

3) Influence de la recherche sur l'utilisation des tôles fortes

Estimation du prix de revient de production des tôles fortes. Travaux de développement pour renforcer la position concurrentielle des producteurs de tôles fortes de la CECA. Applicabilité des résultats déjà obtenus par les recherches. Poursuite des travaux de recherches pour améliorer la rentabilité dans la production et affirmer les avantages de l'emploi des tôles fortes.

1. INVENTAIRE

1.1 La production des tôles fortes des usines de la CECA pendant les 25 dernières années.

L'expérience montre que les documents statistiques sont difficiles à exploiter. Les conclusions qui en sont tirées sont facilement soupçonnées de servir les besoins de la cause. Mais pour les tôles fortes, la situation du côté producteurs, comme du côté utilisateurs est tellement limpide que les conclusions portées sur le marché des tôles fortes - prospère, mais récemment déprimé - sont incontestables.

Dans la nomenclature actuellement en vigueur des normes, on entend par tôle forte un produit plat,

- d'épaisseur nominale d'au moins 4,76 mm (3/16ème de pouce);
- de 600 mm au moins de largeur;
- laminé à chaud sur un train réversible ou à larges bandes;
- découpé sur tous les côtés aux dimensions de la commande.

La figure 1 donne la courbe de la production totale de tôles fortes dans la CECA pendant les 23 dernières années, ainsi que leur part dans le tonnage total des produits laminés. On peut voir que la production a augmenté avec une tendance approchant 400.000 tonnes par an; mais on peut également remarquer nettement que la tôle forte est un produit extraordinairement sensible à la conjoncture, car toutes les récessions sidérurgiques se reflètent sans conteste dans les chiffres de production.

D'un autre côté, la courbe supérieure montre que la part des tôles fortes dans la production totale des produits laminés est à peu près restée constante depuis 1953. De cette date à 1975, elle est de près de 15 %, avec des variations entre 13,5 et 17 %. Les dernières années 50 ont vu le début de l'apogée de la construction navale européenne, entraînant une forte consommation de tôles fortes. La grande proportion des tôles fortes dans la production des laminés du milieu des années 60 coïncide avec l'augmentation du stockage du pétrole et la poussée de l'industrie pétrolière et de la pétrochimie. Le maximum observé en 1975 correspond aux activités offshore

dans la Mer du Nord. Le recul brutal des dernières années résulte de la faiblesse simultanée de la consommation dans les trois domaines d'expansion antérieurs.

En regardant de plus près le développement de la production des tôles, au cours des années, par répartition suivant l'épaisseur et la largeur, on peut en déduire d'importants renseignements. La figure 2 donne, à cet effet, les valeurs chiffrées correspondantes, mais qui ne concernent malheureusement que la production allemande. Cependant, elles ne doivent pas être sensiblement différentes pour les autres pays, si on laisse de côté le produit spécial des tôles pour tubes.

En 1962, la moitié de la production était encore livrée dans les dimensions que l'on incorpore aujourd'hui dans la catégorie des larges bandes à chaud. Entre 1970 et 1977, cette proportion était descendue à 38 %. Dans la domaine des épaisseurs moyennes, les tôles étroites sont aussi, proportionnellement, en recul. Par contre, la part des tôles larges et plus particulièrement celle des tôles épaisses sont devenues singulièrement plus importantes. Cet état de choses s'explique d'une part par l'augmentation de l'offre en tôles laminées sur des trains modernes plus puissants et d'autre part par les possibilités que les utilisateurs ont acquises de l'emploi de tels produits, ce qui a contribué à rationaliser leur fabrication et à agrandir l'importance des constructions en acier qu'ils autorisent. La figure 3 donne, à titre d'exemple, le développement du poids des réservoirs sous pression.

Cependant, globalement, il ne faut pas perdre de vue qu'aujourd'hui encore 85 % de toutes les tôles fortes livrées ont une largeur de moins de 3 m et une épaisseur de moins de 60 mm. Un producteur de tôles, qui voudrait procéder à de nouveaux investissements, devrait, en conséquence, calculer avec très grand soin, si les coûts supplémentaires plus élevés pour des installations produisant des tôles plus larges et plus épaisses peuvent être amortis pendant une période convenable, étant donné l'étroitesse du marché de tels produits.

Le déplacement de l'ensemble des livraisons vers des produits à section plus élevée s'accompagne en plus, pour les produc-

teurs, d'exigences de qualité sensiblement plus sévères.

D'un autre point de vue, si l'on considère le développement de l'éventail des nuances d'acier à l'intérieur des catégories de tôles, on constate que, pendant les 10 dernières années, il y a eu également de remarquables changements. Le nombre des nuances d'acier livrées est lui-même devenu plus élevé. Une ventilation détaillée des nuances élémentaires est cependant si finement divisée qu'il est impossible de distinguer une tendance quelconque. C'est pourquoi, la totalité des nuances d'acier a été répartie dans 5 catégories de qualité. Pour ces dernières, les proportions des livraisons de tôles fortes déclarées par les aciéries de l'Allemagne de l'Ouest, associées dans la Walzstahl-Vereinigung, ont été calculées et sont reportées dans la figure 4, dans laquelle les catégories de qualités d'acier ont été délimitées en fonction de la résistance et de la teneur en alliages des aciers.

En face de la part proportionnellement restée constante, mais étonnamment élevée en valeur absolue, des qualités inférieures, la part des aciers standard a diminué entre 1967 et 1977, de 61,8 à 45,5 %. Ces aciers sont aussi les plus facilement remplaçables par des importations. La part des aciers de qualité avec des résistances inférieures à 500 N/mm^2 et des aciers au carbone a peu varié. Par contre, la part des aciers de construction à haute résistance, avec une résistance à la traction d'au moins 450 N/mm^2 , a augmenté d'environ la moitié, passant de 14,6 à 20,9 %. Les aciers de construction en acier allié à haute résistance, qui ne sont pas compris dans les produits du traité, ont pu augmenter leur part de 2,0 à 7,2 %. Les quantités livrées de ces produits ont, en valeur absolue, très fortement augmenté entre 1967 et 1977.

La quintessence des chiffres ainsi exposés trouve son expression dans le fait que, sur le marché des tôles fortes, la tendance si souvent évoquée vers l'élaboration de produits plus nobles-plus intelligents-est en plein développement.

De toute évidence, les utilisateurs prennent part à ces évolutions techniques, car ce développement n'a pas donné lieu à une aggravation du taux des dommages. Les producteurs de tô-

les fortes ont, bien plus, en fonction des modifications du marché, amélioré le niveau des qualités et, en même temps, les utilisateurs ont affiné leurs méthodes de mise en oeuvre. L'augmentation du taux des sollicitations résultant de l'emploi d'aciers à plus haute résistance a ainsi eu lieu sans une réduction de la durée de service des constructions en acier.

A la création de la CECA, le travail de normalisation et d'établissement des conditions techniques de livraison, selon lesquelles se déroulait le marché des tôles fortes, était encore très peu avancé. Il était pratiquement au niveau d'avant-guerre. La différence essentielle dans les qualités provenait du mode d'élaboration de l'acier : qualité Thomas ou qualité Martin, coulé effervescent ou calmé. On distinguait entre tôles de construction, tôles navales et tôles chaudière qui étaient à livrer avec des résistances minima de 360 à 400 N/mm², en respectant des tolérances dimensionnelles véritablement larges, selon les prescriptions nationales. L'acier St 52 n'était mentionné que dans les conditions de livraison des chemins de fer.

A partir de 1954, la CECA entreprit d'établir des normes dans un cadre communautaire. A l'heure actuelle, il existe un système quasiment complet d'EURONORMS, lesquelles, en très grande partie, ont été adoptées par les offices nationaux de normalisation. Elles forment un cadre technique fixe pour la plus grande partie du marché des tôles fortes dans la Communauté. La figure 5 reprend les titres des normes déterminantes pour les tôles fortes. En outre, comme base de tractation, les conditions de livraison des organismes de classification navale, ainsi que les normes américaines ASTM ont une grande importance.

1.2 Les marchés pour les tôles fortes et les ouvrages en tôle forte

Si l'on fait abstraction des canalisations de gros diamètre, le plus important utilisateur de tôles fortes, pendant l'existence de la CECA, a été la construction navale, en liaison

avec la construction offshore qui lui est intimement liée. Selon les données de l'Office statistique des Communautés, les chantiers navals de la Communauté ont utilisé, de 1970 à 1975, entre 2,2 et 3,7 % des produits laminés - en très grande partie sous la forme de tôles fortes. La mauvaise conjoncture dans cette branche industrielle n'est pas la dernière responsable de la crise de la tôle forte des dernières années.

Dans le choix de la nuance d'acier destiné à la construction navale, on préfère employer, comme par le passé, un acier à résistance normale, parce que ce n'est pas la limite élastique, mais bien le coefficient d'élasticité qui est le critère prépondérant pour le dimensionnement des ouvrages. Cependant, on peut remarquer une tendance à l'emploi plus large d'aciers à grain fin, à l'état normalisé. La figure 6 montre une phase de la construction d'un cargo moderne de grande capacité, pour laquelle ont été employés des aciers de construction à grain fin, de bonne soudabilité. Pour la construction navale spéciale, des prescriptions particulières sont en vigueur.

La forte expansion du traitement et de la consommation du pétrole a eu pour conséquence la construction, partout en Europe, de dépôts de carburants et de raffineries. Quand on pense que, dans une seule raffinerie importante, on emploie jusqu'à 250.000 tonnes de produits laminés, parmi lesquels une partie importante de tôles fortes et de produits en tôle forte, on peut se rendre compte de l'importance de ce marché pendant les 12 années écoulées. D'importants tonnages de tôles chaudière et d'aciers à grain fin sont utilisés à des fins particulières. La figure 7 donne une impression de la consommation de tôles fortes dans la construction d'une raffinerie.

La chimie a, dans le passé, réalisé d'importants investissements dans des appareillages et des réservoirs sous pression afin de satisfaire une demande croissante. Des tôles fortes en acier réfractaire ou tenace à froid - en partie également des tôles plaquées pour résister à la corrosion - ont été utilisées en grande quantité par cette industrie.

La figure 8 donne un exemple typique de corps de réacteur chimique, en cours de chargement.

Dans ce contexte, il faut évoquer ici la technique des gaz liquéfiés, dont le transport et le stockage nécessitent des aciers au nickel, tenaces à froid, qui cependant ont été remplacés dernièrement par des tôles d'aluminium.

Un domaine, pour l'instant encore peu touché par la récession, est la construction de centrales électriques, encore qu'une partie importante de la production est destinée à l'exportation. Les conduites forcées hydrauliques (Figure 9) et les enveloppes de turbines sont actuellement fabriquées principalement à partir de tôles fortes en acier à haute résistance. Les installations de chaudières exigent des tôles fortes en acier résistant à chaud, les organes périphériques des tôles chaudière ou des tôles fortes en aciers à grain fin.

La construction de canalisations tubulaires a déjà été évoquée en tant que consommateur de tôles fortes. Mais, comme il s'agit là surtout de tôles de moins de 20 mm d'épaisseur, les besoins de ce domaine ne seront pas davantage traités. Même chose pour la construction automobile qui, à l'heure actuelle, utilise de grandes quantités de tôles fortes de faible épaisseur, pour les châssis de véhicules, qui sont pressés à froid.

D'un autre côté, on peut remarquer que la construction de machines utilise de plus en plus des assemblages en tôles fortes à la place de pièces moulées. Une part importante des besoins en tôles fortes de forte épaisseur provient de cette branche .

Les appareils de levage et les moyens de transport particulièrement puissants nécessitent des tôles fortes pour leur construction. Ces engins doivent, dans bien des cas, présenter des poids relativement faibles; il y a donc un grand intérêt à employer des aciers à haute résistance. Quand de telles fabrications se font en série, les éléments de la construction doivent fréquemment être produits à partir de tôles découpées automatiquement au chalumeau.

Dans le secteur des travaux publics et des ouvrages d'art, le

marché européen est tellement dominé par les grandes entreprises, que les constructions en tôles fortes ne sont prises en considération que pour atteindre certaines limitations techniques, telles que la portée. Les aspects esthétiques jouent ici un rôle important et les constructeurs métalliques ne sont pas toujours en état de suivre les tendances prédominantes. Le problème de la corrosion est approché par la sidérurgie avec la mise au point d'aciers résistant aux intempéries (Figure 10). La rentabilité de la construction métallique serait appréciée de toute autre manière, si les frais de démolition des ouvrages étaient également pris en compte dans les calculs.

Les prévisions de la CECA pour les années 1980-85 ne présentent malheureusement aucune perspective favorable pour la consommation de tôles fortes. La figure 11 montre que, jusque 1985, les besoins de la construction navale ne seront guère élevés et l'augmentation prévue dans la construction des chaudières ne couvre pas les manques dûs à la construction navale. Dans la construction métallique également, les besoins de 1972 ne seront même pas rattrapés en 1985. L'augmentation pour la construction mécanique et électrique couvrira-t-elle les diminutions dans les autres branches ? Il est trop tôt pour y répondre.

En tout cas, ceux qui ont des tôles fortes à vendre feraient bien de prendre position vis-à-vis d'exigences croissantes, alors que les prix restent déprimés, car les produits dont les dimensions et les qualités permettent une substitution seront également, dans l'avenir, soumis à la pression des importations

2. ETAT DES TECHNIQUES

Les tôles fortes découpées à partir des coils ont trouvé, au cours de la décennie écoulée, une utilisation croissante, en particulier dans la construction de réservoirs, de canalisations et de véhicules; elles dominent de ce fait une partie importante du marché.

Dans les considérations ci-dessous sur les techniques des tôles fortes, il sera surtout question du produit classique la-

miné sur des trains quarto réversibles. C'est pourquoi, il faut prendre arbitrairement une limite inférieure d'épaisseur d'environ 20 mm (3/4 de pouce), qui sera utilisée pour juger des propriétés d'emploi et du comportement lors de la mise en oeuvre.

2.1 Critères de qualité

En dehors des questions de prix rendu et de délais de livraison, la concurrence sur le marché des tôles fortes se joue essentiellement sur le plan de la garantie des qualités, des dimensions disponibles et des tolérances. Si on considère, en premier lieu, les qualités, il convient alors de laisser de côté tous les aspects juridiques de la responsabilité et ne traiter que des données techniques.

Les producteurs de tôles fortes ont, dans les deux décennies écoulées, amélioré fondamentalement les qualités des tôles fortes. La conversion de l'élaboration des produits, depuis la coulée en lingots d'acier Thomas effervescent vers la coulée continue d'acier à l'oxygène calmé, a apporté des améliorations importantes des propriétés d'emploi et du comportement à la mise en oeuvre. La situation actuelle des qualités de livraison pour les aciers à tôles fortes, non alliés ou faiblement alliés, est représentée schématiquement à la figure 12. Elle concrétise le niveau technique atteint par les aciéries de la CECA. Mais elle vaut aussi pour la sidérurgie américaine et pour le concurrent principal sur tous les marchés : le Japon!

Cependant, il ne faudrait pas oublier de prendre en considération le fait qu'une partie non négligeable de la demande est encore livrée à l'heure actuelle vraisemblablement toujours selon les standards de qualité de 1958, si bien que le prix reste alors le seul critère pour décider l'acheteur. Rappelons à ce sujet le pourcentage élevé des qualités inférieures figurant dans les statistiques des nuances.

Les prix les plus bas sont aujourd'hui généralement offerts par les nouveaux arrivés des pays en voie de développement ou par les producteurs des pays à commerce d'état. La grande partie des importations de 1976, soit 15 % du tonnage de tôles

fortes utilisé, provient de ces sources. Les usines de la CECA ne peuvent pas suivre les prix pratiqués pour ces produits, car les seuls coûts d'énergie et de main d'oeuvre, dans leur point culminant, les empêchent d'être concurrentiels. Pour l'être à nouveau, il ne leur reste que l'issue de présenter de meilleures qualités que ne peuvent pas produire ceux qui offrent de bas prix, accompagnée en outre de la recommandation aux utilisateurs de servir ainsi leurs propres intérêts à long terme. Il est clair que le succès, dans cette voie, ne peut être espéré qu'au moyen de techniques plus rationnelles.

Les nuances d'acier reprises dans la figure 12 ne représentent, pour 1977, d'après les statistiques allemandes des nuances, à peine la moitié du marché des tôles fortes, encore qu'un tiers de cette quantité est à ranger parmi les aciers doux non alliés de la classe 1. Deux tiers étaient des aciers à plus haute résistance, la plupart non alliés, encore que chaque quatrième tonne est faiblement alliée.

Les producteurs de tôles fortes de la Communauté avaient déjà développé, dans les années 60, des aciers à haute résistance des classes 3 à 6 et les avaient amenés à maturité d'emploi. Cependant, l'attitude conservatrice de la plupart des utilisateurs les conduit à préférer les nuances à l'état recuit de normalisation, avec une limite élastique minimum de 370 à 470 N/mm².

Dans les pays de la CECA, depuis 15 ans, quatre installations de trempe à l'eau du type coquille-plaques sont en service, sans que les tôles fortes ainsi traitées, qui ont une limite élastique minimum de 480 à 690 N/mm², ne parviennent à acquérir la même position concurrentielle que les tôles évoquées plus haut.

Seul un nombre relativement petit d'utilisateurs progressistes en particulier dans le secteur de la construction de canalisations, de moyens de transport et d'appareils de levage, et aussi de machines, profite de l'offre de tôles qui, sur le plan des propriétés d'emploi, sont meilleur marché que les tôles de qualités standard.

Depuis quelques années seulement, dans la Communauté, est en service une installation moderne coquille-rouleaux qui rend possible le traitement thermique des aciers non alliés dans la zone des limites élastiques au-dessus de 420 N/mm^2 et produit ainsi des tôles fortes aussi bien à des prix plus favorables qu'avec une meilleure soudabilité. Cette innovation a été introduite au Japon il y a déjà 10 ans, si bien que le développement des aciers à haute résistance, alliés et avec recuit de normalisation n'est pas à ses débuts. La même tendance se manifeste aux Etats-Unis, où les aciers ASTM A 537, A 533 et A 514 offrent à l'utilisation un éventail de tôles fortes à haute résistance, traitées thermiquement.

Pendant les dernières années, la progression du traitement thermomécanique au laminage a permis la production de tôles ayant des propriétés de résistance améliorées. En partie par apport d'éléments d'alliage, on a obtenu une trempabilité par durcissement structural qui, suivie d'un revenu, a donné toute son efficacité. Cette nuance d'acier est, en général, caractérisée par une teneur en carbone extraordinairement basse, si bien que la trempée locale par le soudage reste faible et que la nécessité du préchauffage se trouve réduite.

En résumé, on peut affirmer que, par l'achèvement de cette mise au point d'aciers de résistance à la traction allant de 540 à 1.000 N/mm^2 , les consommateurs se voient offrir une abondante variété de tôles fortes, formables à froid et soudables, qui attendent leur utilisation. Si cela arrive, les producteurs de tôles fortes de la Communauté sont en mesure de satisfaire à l'optimum les besoins qui se présenteront.

Une série d'avaries causées par la rupture fragile dans les constructions soudées a, dans le passé, conduit à exiger des améliorations pour la ténacité des aciers. Les efforts déployés pour satisfaire cette demande a rendu évidents les effets bienfaisants du traitement thermique. Des tôles fortes laminées à chaud irrégulièrement n'appartiennent plus actuellement à la catégorie des produits de qualité et ne correspondent plus à l'état actuel de la technique. Au contraire, l'habitude s'est installée que les tôles fortes traitées

thermiquement soient livrées avec un certificat de résilience pour la température d'essai fixée par le client. Pour choisir la nuance d'acier, on dispose d'un éventail étendu de combinaisons. Dans les dernières années, on a --, pour certains cas, introduit dans les considérations sur la construction, la théorie de Pellini, qui part de la conception qu'il n'y a aucune construction soudée qui soit sans fissure. Il en est résulté que, pour les essais de réception des tôles fortes, on demande de plus en plus la détermination de la température NDT dans l'essai Drop Weight ou Drop Weight Tear. En outre, d'autres essais de rupture fragile sur des éprouvettes en similitude avec la construction réelle ont été mis au point, en accord avec la conception de la mécanique de la rupture ; ceci a mis en lumière les qualifications multiples de la tôle forte. Mais bien entendu, ces essais ne sauraient être pris en considération, lorsqu'il s'agit des conditions de livraison. Et ce d'autant plus qu'ils ne font que reproduire, sous une autre forme, une classification possible à l'aide d'essais plus simples, comme le montre la figure 13

Dans le passé, lors de la mise en oeuvre de tôles fortes, certaines difficultés ont été causées par les ségrégations et les inclusions non métalliques. L'augmentation des épaisseurs des tôles et de la rigidité des constructions en tôles ont amené les utilisateurs à demander de plus en plus une amélioration de l'homogénéité et de l'isotropie des tôles fortes. Les aciéristes ont tenu compte de cette demande en diminuant radicalement, au moyen de procédés métallurgiques spéciaux, les teneurs des éléments notoirement indésirables, parmi lesquels il faut ranger en particulier le soufre, l'oxygène, l'arsenic, l'antimoine, l'étain, sans oublier l'hydrogène et en partie le phosphore. Leur élimination implique l'enfournement de matières propres, ainsi que l'utilisation du dégazage sous vide, de la désulfuration poussée et du traitement des coulées à l'aide d'additions influençant les inclusions. Les succès de telles pratiques sur le plan des propriétés d'emploi des aciers sont très importantes, ainsi que le montre la figure 14 pour le cas particulier de l'influence de la teneur en soufre sur la striction suivant l'épaisseur de la tôle.

Une autre requête des utilisateurs pour l'amélioration de la qualité des tôles fortes a été et est encore le progrès dans les qualités de surface. Certes, c'est encore une illusion de vouloir obtenir pour des tôles laminées à chaud sur des trains quarto - surtout s'il s'agit d'épaisseurs supérieures à 30 mm - des qualités de surface comparables à celles des larges bandes à chaud. Cependant des comparaisons étalées sur 20 ans montrent une nette amélioration aussi bien pour la rugosité que pour la présence de petits défauts. Mais aussi longtemps que les tôles fortes seront livrées avec la calamine adhérente, soit de recuit, soit de laminage, le problème de la qualité de surface restera entier et nécessitera une convention commerciale dans la passation des marchés, comme par exemple c'est le cas en Allemagne entre les producteurs de tôles fortes et les chantiers navals. Des progrès décisifs dans le sens d'une surface de tôle prête à la peinture ne sont possibles que si la tôle forte est livrée essentiellement sans calamine ni rouille, avec une couche protectrice de peinture à l'épreuve, appliquée en usine. Cette pratique constituerait aussi un progrès décisif en vue de l'élimination du danger de formation de rouille sous-jacente dans les constructions métalliques.

Dans les différents domaines de la qualité, des efforts de normalisation ont été faits depuis la création de la CECA pour d'une part arriver à une uniformisation des conditions du marché et d'autre part rationaliser la production de tôles fortes. Dans certains cas, des succès très appréciables ont été obtenus. Cependant d'un autre côté, il faut remarquer qu'aussi bien les particularismes nationaux que la polarité d'intérêts entre producteurs et utilisateurs ont souvent empêché des uniformisations pourtant raisonnables. Il convient aussi d'évoquer à ce propos et en marge, le rôle joué par la concurrence des pays tiers. Egalement, les exigences spéciales de certains gros consommateurs ont agi contre une normalisation rationnelle. Si on dresse le bilan de l'action de normalisation dans la CECA sur la situation des tôles fortes, on constate en fait une augmentation sensible du niveau des propriétés d'emploi, mais une faible efficacité pour la rationa-

lisation de la fabrication des tôles fortes et par suite pour l'abaissement des coûts de leur production.

Aussi longtemps qu'un producteur devra satisfaire à la tracasserie de produire, pour les seuls clients européens, environ 30 nuances diverses du seul acier standard Fe 510, on ne peut prétendre avoir atteint un objectif quelconque de normalisation.

2.2 Formes et dimensions

La fabrication classique des tôles fortes se fait à partir de lingots méplats, coulés à l'aciérie à des dimensions et des poids minima déterminés, puis laminés en une seule chaude en planches de dimensions programmées. Ces planches - après avoir subi éventuellement un traitement thermique - sont parachevées, dressées et découpées aux dimensions de la commande, donnant des rendements de 65 à 75 %. La valeur de ce rendement dépend en grande partie des dimensions finales. Ce processus simple n'est plus actuellement utilisé que pour les tôles lourdes, de plus de 10 t. de poids final ; et même dans ce cas, on introduit un refroidissement intermédiaire suivi d'un réchauffage ultérieur, afin de pouvoir, à froid, éliminer les défauts de surface qui proviennent de la coulée.

Le laminage en 2 chaudes, qui a toujours été pratiqué pour les tôles fines, a débuté dans les années 50 avec la construction de puissants blooming-slabbings. Les lingots méplats, coulés avec des poids unitaires de 20 à 30 t. sont, dans une première chaude, laminés à épaisseur et à largeur appropriées et décriquées au chalumeau - quelquefois aussi par meulage - afin d'obtenir des brames avec une peau sans défauts. Ces brames sont ensuite découpées en tronçons qui correspondent aux poids demandés et sont laminées en tôles fortes dans une seconde chaude. Cette méthode conduit à un rendement de 60 à 75 %, légèrement inférieur à celui obtenu par le laminage direct des lingots méplats ; cependant elle permet par ailleurs le laminage en travers, première mesure pour améliorer l'isotropie.

A l'heure actuelle, une partie toujours plus importante de la

production est obtenue par coulée continue qui fournit des brames allant jusqu'à 300 mm d'épaisseur et 2 m de largeur et qui, laminées suivant un formage quintuple, donnent des tôles fortes jusqu'à 60 mm d'épaisseur. Le rendement de ce processus dépasse, en règle générale, 75 % et peut même atteindre 85 % dans des cas favorables. La ségrégation plus faible de la coulée continue vis-à-vis de la coulée en lingotières méplates conduit à une amélioration notable de l'homogénéité des tôles obtenues. Ceci est bien montré par les empreintes Baumann, selon la figure 15 et rend d'autant plus incompréhensible la résistance de quelques groupes d'utilisateurs contre ce processus de fabrication qualitativement meilleur.

La fabrication des appareils pour l'industrie chimique, la construction de centrales demandent quelquefois des tôles dont le poids unitaire dépasse 20 t. La demande très faible de tels produits n'intéresse qu'un nombre restreint de producteurs. Dans ces cas-là, les exigences de qualité sont presque toujours très dures, si bien que le taux de réussite est en dessous de la moyenne et que les frais de fabrication sont par suite très élevés. La grande homogénéité vérifiée par sondage ultra-sonore et l'isotropie dans la direction de l'épaisseur constituent la limite des possibilités techniques actuelles. Du reste, les demi-produits qui ne conviennent pas pour l'emploi prévu ne peuvent être utilisés à d'autres fins qu'au prix de difficultés et de coûts supplémentaires.

Les tolérances de formes et de dimensions pour les tôles fortes sont explicitées, pour la CECA, dans l'EURONORM 29 - 70, à laquelle correspondent également, en grande partie, les normes nationales. Cette norme est aussi prise pour base bien au-delà du domaine de résistance de l'acier Fe 510, en partie avec de faibles écarts. Certaines divergences d'opinion entre clients et fournisseurs se sont quelquefois fait jour en ce qui concerne l'épaisseur minimum, laquelle est interprétée soit comme épaisseur nominale, soit comme cette dernière diminuée de la tolérance inférieure. Comme il s'agit là, en premier lieu, d'aspects commerciaux, ce problème ne sera pas traité davantage ici.

Par contre, il faut prendre plus au sérieux les déclarations selon lesquelles la répartition statistique des dimensions effectives des livraisons des tôles fortes montre qu'une portion seulement des domaines de tolérances normalisées est utilisée. Les marges fixées pourraient être ainsi rétrécies. Si, vraisemblablement ici aussi des considérations de marché sont à la base de ces arguments, il serait nécessaire de vérifier objectivement les valeurs réelles, suivant la loi des grands nombres, avant de pouvoir discuter plus avant de ce problème.

L'observation des tolérances pose également le problème des réparations des défauts de surface. Certes, il est possible et permis de les faire disparaître par meulage, pour autant que l'on reste dans les tolérances de dimensions; mais aussitôt que l'on descend en-dessous de la limite inférieure, il faut procéder à des réfections par des apports de soudure qui sont soumises à un système compliqué d'autorisation et de surveillance qui, à la fois grève les coûts et apporte une gêne énorme à la tenue des délais auxquels les clients ^{tiennent} ardemment.

En résumé, on peut dire que la production moderne des tôles fortes à partir de la coulée continue présente de tels avantages de qualité pour les dimensions les plus demandées que l'offre de produits dans les dimensions limites reste faible pour des raisons techniques et qu'il est peu raisonnable d'étayer des demandes commerciales à l'aide d'arguments techniques ou de rendre impossible la tenue des délais par un trop important formalisme

2.3 Exigences des utilisateurs

La fixation des qualités exigées pour les tôles fortes rencontre de plus en plus de difficultés en raison du nombre croissant de participants. A côté du producteur et du fournisseur, lequel est responsable du respect des qualités demandées, pour le produit acheté, n'était présent, dans le passé, que le client qui choisissait la nuance d'acier et, en général, procédait à la mise en oeuvre. Dans les derniers temps, se fait de plus en plus sentir, pour les questions de qualité, l'influence du

commettant du transformateur, que ce soit l'exploitant de l'installation à construire avec les tôles fortes ou la société d'ingénierie. En plus donnent leur avis, lors de l'établissement des exigences, l'inspection nationale des bâtiments, des commissions semi-étatiques de surveillance ou des experts délégués par les sociétés d'assurance, sans parler des scientifiques qui voudraient bien introduire dans la discussion les résultats de leurs recherches. Chacun des participants désire, autant que possible, obtenir de tous les autres des garanties, afin de diminuer au maximum sa propre responsabilité et de la reporter sur ses partenaires. La discussion des problèmes de qualité est de ce fait rendue singulièrement difficile.

Une des causes de cette évolution est, à coup sûr, à rechercher qu'au temps de la pénurie d'acier, l'utilisation des matériaux a été renforcée et qu'en maints endroits, on a augmenté les contraintes permises. Cela a été dû, en général, à l'action des administrations nationales pour la réglementation des constructions. A l'heure actuelle, pour certains domaines particuliers, dans la Communauté, des efforts sont entrepris dans le sens de l'harmonisation. Cependant, dans les pays de la Communauté sont en vigueur des prescriptions de construction en partie encore très divergentes entre elles, ainsi que le montre la figure 16 pour les réservoirs sous pression.

La grandeur prépondérante pour la qualification des aciers de construction est la force portante dans une construction donnée, dont la valeur limite correspond à une déformation inadmissible ou à la rupture sans déformation préalable lors de la mise en oeuvre ou pendant l'emploi. En outre, pour les constructions métalliques mobiles, le poids mort prend une signification importante. Les constructions soudées en tôles fortes se défendent bien, quand on considère de nombreux facteurs. Le formage à froid ne pose actuellement aucun problème au point de vue des modifications de propriétés qu'il entraîne ; de même le classique vieillissement ne fait plus peur à l'époque des aciers à grain fin. Le soudage, pour autant qu'il soit exécuté suivant des règles techniques reconnues, peut

conserver aux assemblages la force portante entière du métal de base. Ceci est aussi valable dans l'emploi des aciers à haute résistance.

Il convient ici de mettre en garde contre la tentation de remplacer les soins à apporter à l'exécution du soudage par l'introduction de notions d'équivalent-carbone, calculé par exemple selon la formule de l'IIW. Même le "cracking parameter", bâti plus logiquement et qui est utilisé au Japon, ne fait que confirmer pour l'essentiel les règles de travail pratiquées en Europe. Il ne faut non plus perdre de vue que les conditions climatiques à Tokio ou à Tarente ont une toute autre influence sur le soudage des constructions qu'à Glasgow ou Copenhague. Ceci se répercute naturellement sur les conditions de la mise en oeuvre.

Un des problèmes que ni la théorie, ni la pratique n'ont résolu sans équivoque est la nécessité d'un traitement thermique après le soudage des constructions pour en éliminer les contraintes. Jusqu'à présent, l'accord ne s'est pas fait sur la valeur limite des contraintes que la plasticité du matériau tôle d'acier est en mesure d'absorber.

En tout cas, il faut penser que le traitement thermique de détensionnement peut diminuer la ténacité de la zone affectée thermiquement, fortement échauffée lors du soudage. Les scientifiques trouvent toujours de nouveaux cycles de température qui présenteraient, à coup sûr, une réelle efficacité. Dieu merci !, la plupart du temps, ils ne sont pas utilisés dans la pratique industrielle.

Il est incontestable que le potentiel de risques pour les constructions métalliques a une signification déterminante dans la décision de pratiquer le recuit. Cette idée doit aussi être prédominante, lorsque les constructions en acier à haute résistance sont soumises à des contraintes de fatigue et qu'il est alors possible que se produit la corrosion fissurante sous tension. Le terrible accident de transport de gaz liquéfié qui a eu lieu en Espagne doit faire réfléchir tous les intéressés.

Il ne faut pas oublier, dans ce contexte, d'évoquer un facteur économiquement significatif. La figure 17 montre qu'en 1950, en Allemagne, le rapport du coût de l'heure de travail au prix du kg de tôle forte était d'environ 5:1 ; en 1977, ce rapport avait grimpé à 40:1. Cet état de choses entraîne des conséquences radicales. Il apparaît aujourd'hui économiquement moins significatif d'économiser sur le poids de l'acier que sur les heures de travail, pour autant que le rapport tare: poids brut d'une construction n'a pas d'importance. Il se pourrait que maintenant le soudage sur chantier soit irrationnel et qu'on assiste à une renaissance du rivetage. De telles situations et les conclusions à en tirer doivent être sérieusement prises en considération quand on réfléchit aux perspectives à venir du marché des tôles fortes.

Pour finir, il faut mentionner un défaut qui quelquefois trouble le climat des affaires. C'est souvent la définition insuffisante des propriétés d'emploi ou de l'utilisation conforme des tôles fortes. Un exemple : Lorsque l'on commande des tôles navales, on a, dans tous ses aspects, une conception claire sur leur emploi et les sollicitations qui en résulteront ; on ne peut faire aucun grief au fournisseur de tôles fortes à haute résistance, si ces tôles sont utilisées pour fabriquer des réservoirs sous pression pour le transport de l'ammoniac liquéfié et si ceux-ci tombent en défaillance ; même chose quand des tôles en acier résistant aux intempéries se corrodent, si on les utilise dans un sol humide.

Les possibilités d'emploi sont si nombreuses et les techniques de mise en oeuvre si complexes que le producteur de tôles n'est absolument pas à même d'étudier à priori toutes les combinaisons. Un entretien ouvert sur le projet de la construction est le seul moyen pour que le producteur et le transformateur déterminent, par une recherche précise, les propriétés essentielles du matériau.

3. INFLUENCE DE LA RECHERCHE SUR L'UTILISATION DES TOLES FORTES

Les réflexions développées ci-dessus permettent, en regardant

encore la situation du marché européen des tôles fortes, de dégager les points essentiels ci-dessous :

1. Les producteurs européens de tôles fortes sont en mesure de satisfaire, en ce qui concerne à la fois les poids, les dimensions, les nuances d'acier et la fabrication, chaque besoin de marché qui se manifesterait et serait intéressant.
2. Grâce à leur propre évolution et soutenus par la promotion de la recherche CECA, les producteurs ont pu satisfaire les exigences des clients en ce qui concerne les propriétés d'emploi.
3. Il peut paraître que la production européenne pour certaines catégories revient plus chère que chez les producteurs concurrents d'outre-mer. La cause est à rechercher dans le prix des matières, de l'énergie et de la main d'oeuvre.

Examinons les causes profondes de ces constatations, d'abord pour les aciers non alliés qui représentent plus de 90 % du marché et laissons de côté les facteurs "prix de la main d'oeuvre" et "productivité du travail". Les grandeurs techniques qui restent et que l'on peut influencer sont : le niveau de la mise au mille, l'utilisation des chutes, le nombre de phases de travail nécessaires, la durée de séjour dans les services, ainsi que le montant des travaux complémentaires et de la réception. C'est ici qu'il faut s'appliquer, si l'on veut arriver aux prix avantageux des producteurs d'outre-mer. Pour les aciers alliés, la situation concurrentielle n'est pas différente, si l'on suppose que les prix des éléments d'alliage sont les mêmes pour tout le monde.

L'activité de recherches des usines de la CECA et les contributions de la Haute Autorité pour les promouvoir se sont concentrées dans le passé et le présent principalement sur les problèmes de qualité des tôles fortes.

Le programme "Coulée et solidification", ainsi que la désoxydation et la désulfuration ont contribué à améliorer l'homogénéité et l'isotropie de l'acier des tôles. Des succès

impressionnants ont été enregistrés. Le niveau technique des producteurs européens de tôles représente, dans de nombreux domaines, la pointe du progrès mondial, ce que les concurrents doivent encore rattraper.

Il en est de même pour le développement de catégories de tôles fortes pour sollicitations élevées. Si les directions de ce développement, qui dépendent des installations disponibles, n'ont pas toujours été les mêmes, cependant les résultats sont pour les utilisateurs de tôles fortes, si satisfaisants que, pour chaque utilisation spécifique qui se présente, il y a un produit européen disponible. Il faut ajouter qu'en Europe, dans de nombreux cas, les sollicitations demandées à un produit déterminé sont plus sévères que dans les pays d'outre-mer.

C'est ainsi que, dans nos pays, les efforts pour la sécurité dans la mise en oeuvre et l'emploi sont souvent particulièrement accentués. Les encouragements que la CECA a prodigués pour les recherches sur les phénomènes de la rupture fragile ont contribué à dissiper les craintes des exploitants des constructions métalliques. Dans le même esprit, les efforts ont cherché à améliorer les essais non destructifs sur les tôles fortes et par suite les critères existants et aussi à rendre plus objective la valeur des résultats des essais. Finalement l'aide de la CECA a contribué de façon importante à résoudre les problèmes de la technique d'utilisation des tôles fortes à haute résistance. De nombreux travaux sur le formage et le soudage se rapportent spécialement à la mise en oeuvre des tôles fortes.

Bref, les usines productrices et la CECA ont tout fait pour rester à la hauteur du niveau de la technique avec les moyens et les installations disponibles.

Pour terminer, il faut discuter la question de savoir ce qu'il convient de faire dans l'avenir pour maintenir rentable la production européenne de tôles fortes.

Du côté des coûts, il faut s'efforcer d'améliorer encore la mise au mille, de diminuer la consommation d'énergie et d'augmenter la productivité. Ces objectifs nécessitent, en premier

lieu, le perfectionnement de la coulée continue des brames et l'élargissement de la gamme des aciers de coulée continue. Pour vaincre les prises de position idéologiques, on a besoin de nouvelles recherches sans jugement préconçu. Il faut placer ici en première ligne les problèmes de la suppression de la ségrégation et des inclusions, de la solidification sans tapure et à grain fin, ainsi que de l'élimination de l'hydrogène. Chaque progrès dans ce secteur améliore la mise au mille et rapproche l'utilisation de la chaleur de coulée par le laminage des brames de coulée continue.

Malheureusement, il faut reconnaître que les laminoirs à tôles fortes européens n'arrivent pas au niveau technique des installations du concurrent japonais. Ceci est vrai aussi bien pour les programmes de dimensions laminables, pour la technique du laminage en tant que telle et pour sa conduite par calculateurs que pour le circuit des produits pour des programmes variés de catégories.

Comme la fixation des prix sur la base des poids théoriques est chose irréversible, il faut entreprendre des efforts pour éliminer le bombage transversal des tôles qui se produit particulièrement pour les tôles larges. Un autre objectif de recherche est le problème complexe du contrôle des températures lors du laminage, depuis le réchauffage avec faible calamine et le recuit de mise en solution dans les demi-produits, en passant par le contrôle de la température pendant le processus de formage jusqu'au refroidissement réglé après laminage, afin de contrôler la transformation $\gamma - \alpha$, comme par exemple par trempes continues à partir de la température de fin de laminage.

A côté de l'objectif de mettre au point des propriétés mécaniques désirées au moyen d'un contrôle de la grosseur du grain, on réalise aussi des économies d'énergie. Des installations thermiques pour égaliser les différences de température nécessitent moins d'énergie, par unité traitée, que celles qui élèvent le produit à la même température.

Une modification du rapport des prix : énergie électrique / combustibles fossiles devra inciter à repenser à utiliser le

chauffage induit pour le traitement thermique.

Les exigences croissantes des utilisateurs sur la qualité de surface des tôles fortes nécessitent de vérifier, sans jugement préconçu, quel degré d'absence de défauts de la peau des tôles de coulée continue est nécessaire pour un emploi déterminé. En outre, il faut en tirer les conséquences inévitables sur le plan de la technique du processus : technologie de la coulée (→ vitesse d'e traction), décricuage au chalumeau (→ mise au mille), décalaminage (→ productivité), ainsi que les coûts des travaux complémentaires et d'inspection. Il apparaît à peine possible de satisfaire les sévères exigences de surface demandées par les consommateurs sans décalaminage systématique. Il convient alors, sur le plan économique, de protéger immédiatement contre la rouille la surface ainsi nettoyée. Pour résoudre à l'optimum ce faisceau de problèmes, il faut encore entreprendre pas mal de recherches.

L'évolution technique des procédés nécessite aussi l'adaptation de la technique des essais. Les méthodes encore utilisées à l'heure actuelle sont anachroniques.

A l'avenir, il faut trouver les moyens et les voies pour s'assurer, par des essais non destructifs, des propriétés essentielles et de l'identité de chaque tôle laminée. On peut se servir, dans ce but, de la composition chimique, de la grosseur du grain, de la dureté Brinell et de l'homogénéité. Mesurer ces grandeurs sans destruction et ordonner les valeurs trouvées par les essais dans les marges de tolérances est une tâche qu'il faudra bientôt entreprendre. Les idées modernes sur le contrôle de la qualité à l'aide d'une documentation complète pourraient également être judicieusement mises en pratique. Le procédé actuel de la réception qui freine la production pourrait alors être, en grande partie, supprimé ou être transformé en une procédure d'attestation qui se pratiquerait dans une ligne d'inspection parallèle à celle de la production.

L'évolution de la production devra, à l'avenir, être accompagnée d'un changement dans les idées. Il y a deux décennies, l'auteur de cette communication relevait principalement trois

exigences claires des consommateurs envers les producteurs de tôles fortes :

1. Capacité de résistance élevée
2. Résilience améliorée
3. Stabilité au vieillissement.

Ces trois exigences sont aujourd'hui remplies. Les aciers à grain fin, traités thermiquement et repris dans les récentes Euronorms remplissent toutes les conditions raisonnables demandées par les consommateurs. Les publications professionnelles des producteurs de tôles fortes font mention d'aciers alliés, soudables, avec une limite élastique minimum allant jusqu'à 1.200 N/mm^2 , lesquels, en ce moment, ne sont mis en oeuvre qu'en très petites quantités. Comme il a été dit plus haut, l'offre de tels matériaux ne rencontre qu'une faible demande.

Outre l'insécurité permanente sur les sollicitations permises - en partie aussi la méconnaissance des sollicitations réelles qui existent dans les constructions - règne souvent encore l'ignorance des modifications de propriétés qui sont provoquées par la mise en oeuvre. Il est cependant de l'intérêt aussi bien des producteurs européens de tôles fortes que de leurs clients transformateurs de tôles, que la construction à l'aide de tôles en aciers de hautes qualités constitue un progrès technique et économique. S'il n'en était pas ainsi, tous les intéressés pourraient devenir les victimes de la concurrence meilleur marché venue des pays à bas salaires.

Dans tous les cas d'utilisation où le coefficient d'élasticité constitue la base du dimensionnement ou lorsque la résistance à la fatigue permanente conditionne la durée de service, il faut persuader les intéressés que les aciers avec une résistance normale sont tout à fait indiqués, grâce à la possibilité de leur mise en oeuvre régulière, pour les constructions à édifier rationnellement et sans fissures.

Par ailleurs, il conviendrait également de supprimer la multiplicité des catégories, même si parfois ceci peut provoquer d'amères réflexions sur la perte de certains avantages de concurrence, par ailleurs hypothétiques. Cette action est au

reste également applicable pour les aciers à haute résistance dont la part dans le marché est appelée à augmenter fortement.

Les ventes de produits avec marques de fabrique ne sont, à long terme, maintenues que dans le cas d'un monopole ou dans un marché comportant un nombre important de petits clients mal informés. Cependant la percée de l'utilisation de techniques avancées exige la normalisation des matériaux.

Si on se pose la question de savoir quels marchés pourraient apporter le plus rapidement des résultats par l'évolution des produits et la recherche de nouvelles techniques d'emploi, on peut citer, outre la construction navale spéciale, la construction des appareillages, centrales électriques, machimes et moyens de transport.

Voici quelques exemples :

La pénurie croissante de l'eau dans de nombreuses régions du globe rend nécessaire le dessalement de l'eau de mer. Il devient utile de vérifier la tenue à la corrosion des aciers faiblement alliés dans l'eau à forte teneur en oxygène, voire dépourvue d'ions et de déterminer si on ne pourrait pas construire des appareillages meilleur marché, avec par exemple, des tôles chaudière plaquées de métal anti-corrosion.

L'utilisation de l'acier COR-TEN résistant aux intempéries a apporté un nouvel avantage à la construction à base d'acier dans la concurrence pour l'édification des grands ensembles. Malheureusement, dans l'Europe du Nord-Ouest et avant tout pour les atmosphères contenant des chlorures, l'emploi de cet acier pose des problèmes. Non seulement la construction au-dessus du sol, mais aussi la fabrication de réservoirs auraient intérêt à disposer soit d'un matériau amélioré, soit de directives d'emploi établies à titre expérimental.

n Europe, la construction des centrales nucléaires a largement adopté avec succès les formules américaines depuis longtemps éprouvées, pour les qualités des matériaux. Quelquefois, naissent des problèmes, quand ces propriétés sont manipulées. Les producteurs de tôles pourraient saisir la chance pour

s'introduire dans ce marché à l'aide de conceptions tout à fait valables qu'ils auraient eux-mêmes établies. Les développements nécessaires pour ce faire devraient débiter incessamment. Les plaquages à l'aide d'aciers inoxydables devraient pouvoir être utilisés, lorsqu'ils résistent à la corrosion fissurante sous tension.

L'exploitation, le transport, le stockage et la distribution du gaz naturel liquéfié sont appelés à jouer un rôle important en Europe dans les 20 prochaines années. Pendant la dernière pénurie de nickel, l'acier 9 Ni utilisé jusqu'alors a été remplacé soit par le métal Invar, soit par des alliages d'aluminium. Pour reconquérir ce marché, il faut produire un acier au nickel meilleur marché, comme l'acier 5,5 Ni. L'introduction généralisée d'un tel matériau dans les techniques des gaz liquéfiés demande des efforts de recherche supplémentaires.

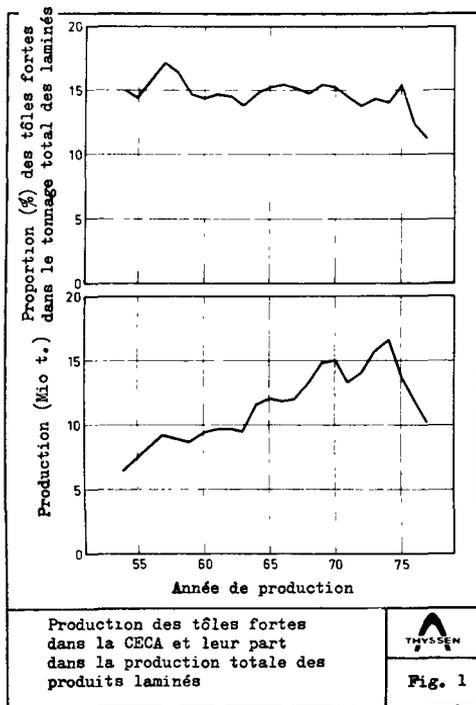
Pour les sollicitations créées dans les chaudières par des températures supérieures à 500^{°C}, on utilise généralement les aciers standard au Cr-Mo de l'Euronorm 43. Les utilisateurs réclament toujours des matériaux capables de résister à de plus hautes contraintes. Pour les satisfaire, il est nécessaire de mettre sur pied un programme de longue haleine qui exige de rapides accords sur sa conception et son ampleur.

Il faut également évoquer, pour terminer, le meilleur client de la sidérurgie après la corrosion, à savoir l'usure. Dans ce domaine il n'y a pratiquement aucune recherche systématique sur les causes et les effets. Les producteurs de tôles fortes abandonnent ici, sans combat, un marché potentiel aux fondeurs et aux producteurs de revêtements céramiques. Une recherche appliquée pourrait aider à ouvrir de nouveaux débouchés.

Mes chers auditeurs, j'espère avoir réussi à vous donner un aperçu des multiples problèmes du marché des tôles fortes. J'ai essayé de montrer que les producteurs de tôles fortes dans le passé, se sont appliqués à livrer un produit qui satisfasse les désirs des consommateurs.

La réclame de la Sté Exxon, un des plus importants de nos clients, me permettra de porter une opinion que je voudrais vous transmettre à la fin de mon exposé :

Il y a beaucoup à faire.- Relevons nos manches !

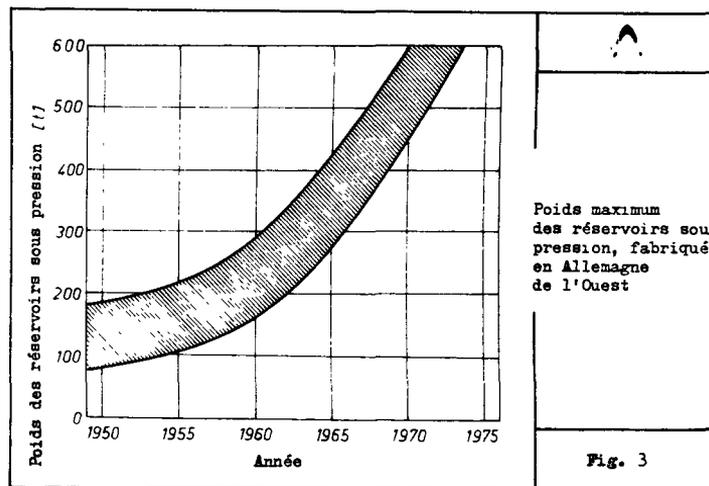


Epaisseur Largeur en mm en mm	< 20	20-60	> 60	Année de production
< 2000	503	120	17	1962
	463	102	25	1970
	380	74	25	1977
2000 - 3000	263	78	03	1962
	259	90	12	1970
	295	94	28	1977
> 3000	06	07	03	1962
	30	16	03	1970
	60	38	06	1977

Evolution de la répartition, suivant l'épaisseur et la largeur, de la production de tôles fortes pour 3 années de référence, exprimée en pourcentage de la production totale des Usines de la R.F.A.

THYSSEN

Fig. 2



Année	1967		1970		1974		1977	
	Mengeint	%	Mengeint	%	Mengeint	%	Mengeint	%
Nuances d'acier								
Qualités inférieures (IIa, bouts, chutes etc)	233156	70	218496	55	528786	108	254561	99
Qualités standard (p.e. Dironorm 25 Tôles navales, Qualité A)	2049847	618	2394543	609	2474501	503	1164441	455
Aciers de qualité, à résistances normale et aciers au carbone	482520	146	571851	146	727857	148	422510	165
Aciers de construction, à haute résistance, non alliés	485321	146	593628	152	972428	197	535866	209
Aciers de construction, à haute résistance, alliés	65250	20	150391	38	214248	44	185508	72
Tonnage total	3316004	100	3928907	100	4917752	100	2559921	100

Fig. 4 Evolution de la répartition des nuances dans les livraisons de tôles fortes pour 4 années de référence
Proportion (%) dans les livraisons totales des usines de la R.F.A. 

DEFINITIONS

- EU 20-74 Définitions et classification des nuances d'acier
- EU 27-74 Désignation conventionnelle des aciers
- EU 79-69 Définitions et classification des produits sidérurgiques par formes et dimensions

DIMENSIONS, POIDS, FORME

- EU 29-69 Tôles en acier, laminées à chaud, d'épaisseur égale ou supérieure à 3 mm.- Tolérances sur les dimensions, la forme et le poids

MATERIAUX

- EU 25-72 Aciers de construction d'usage général.- Nuances et qualités
- EU 28-69 Tôles et bandes en aciers non alliés, pour chaudières et appareils soumis à pression.- Nuances et qualités
- EU 43-72 Tôles et bandes en aciers alliés, pour chaudières et appareils soumis à pression.- Nuances et qualités
- EU 113-72 Aciers de construction soudables de qualité spéciale
Fascicule 1 : Nuances et qualités communes
Fascicule 2 : Qualités complémentaires pour les produits plats
- EU 129-76 Tôles et bandes en aciers au nickel pour emploi à basses températures.- Nuances et qualités
- EU 137 Tôles en aciers de construction à grain fin, traités et soudables.- Conditions techniques de livraison
- EU 149 Aciers à haute limite élastique pour formage à froid
- EU 155 Aciers résistant aux intempéries.- Nuances et qualités
- EU XXX Aciers pour la construction des coques de navires

ESSAIS

- EU 18-57 Prélèvements et préparation des éprouvettes
- EU 21-62 Conditions générales techniques de livraison pour les produits en acier

Fig.5.- Euronorms concernant les tôles fortes.
Situation en 1978

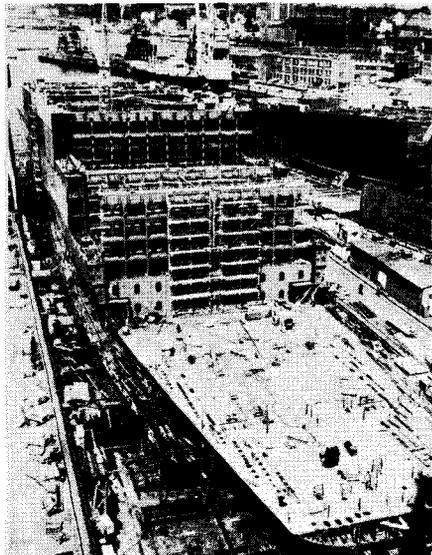


Fig. 6 - Grand cargo porte-
conteneurs en cours
de construction

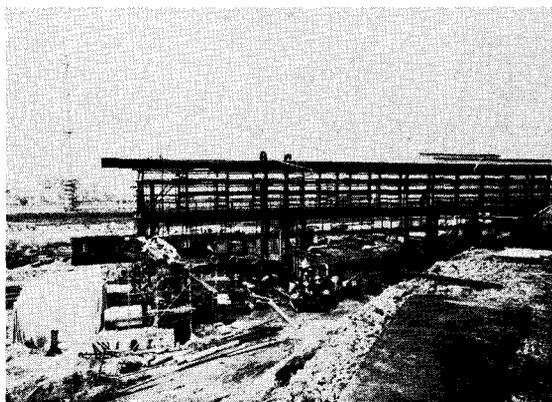


Fig. 7 - Raffinerie en cours
de construction

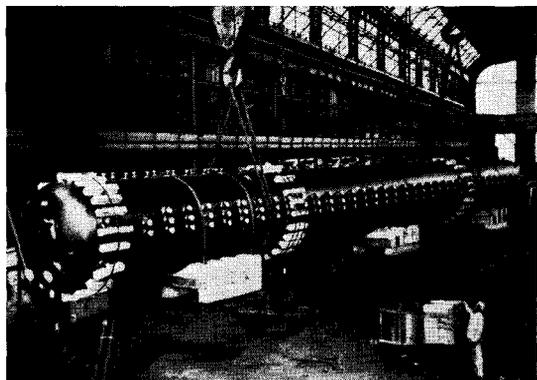


Fig. 8 - Collecteur de
chaudière pour une
usine chimique,
fabriqué en acier
15 Ni Cu Mo Nb 5

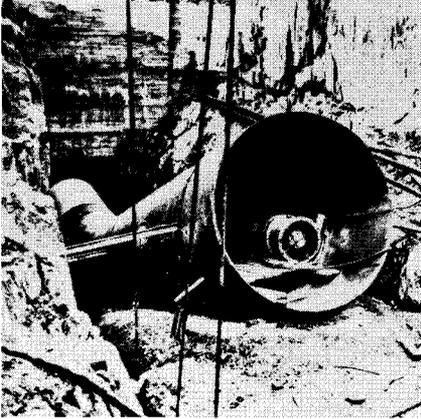


Fig. 9 - Conduite forcée
en acier conforme
à N-A-XTRA

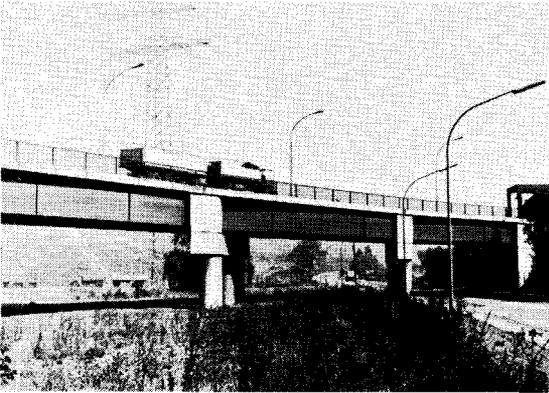


Fig. 10 - Pont-route en
acier résistant
aux intempéries

Nature de l'industrie de construc- tion	Consomma- tion en 1972	Prévisions de con- sommation pour			
		1980	1985	1990	
Quantités laminés en Mio. tonnes					
mécanique	9.1	11.2	13.1	15.0	
navale	3.3	1.5	2.1	2.6	
métallique	6.0	5.4	5.8	6.4	
de chaudières	3.7	5.2	6.4	7.9	
Fig. 11	Prévisions de la demande des différentes industries utilisatrices de tôles fortes dans la CECA				

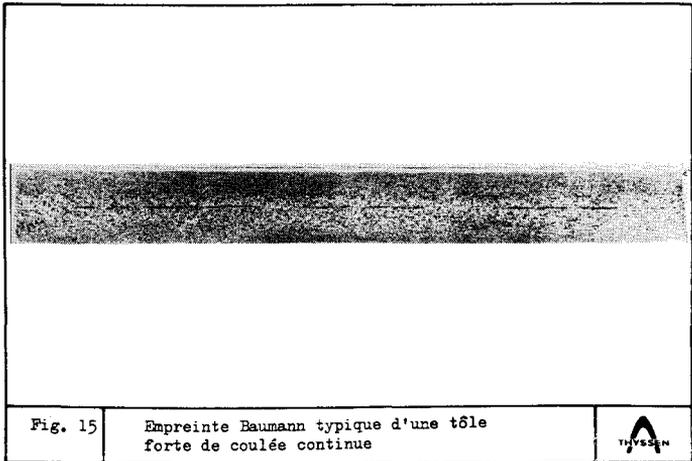
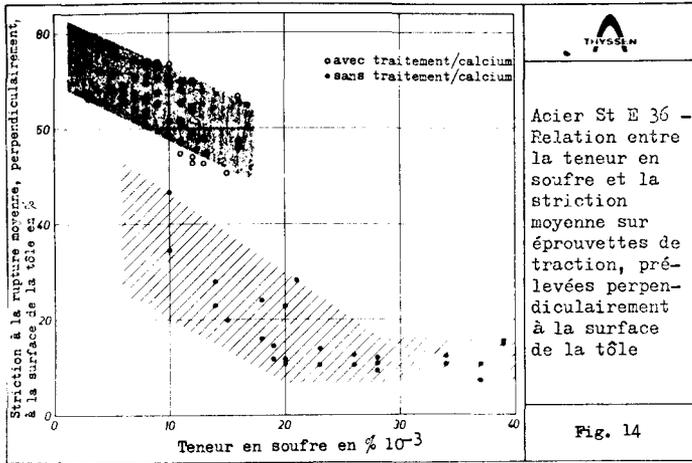
1) Classe Type d'acier	Résistance à la traction min. R_m min en N/mm ²	Limite élast. min. R_{e1} min en N/mm ²	2) Composition chimique en %							3) Traitement thermique appliqués	Exemples de nuances d'acier suivant différentes normes			
			Mn	Cr	Cu	Mo	Ni	sonst	EURONORMEN		ASTM	JIS/WES		
Aciers non alliés	1	360-440	210-270	≤ 12	≤ 03	≤ 04	≤ 01	≤ 03	≤ 0001	B	CR,N	25 Fe430D 28 Fe42-2 113 FeE255	A36 A285 Gr C A283 Gr D	SM41B SPV24 -
	2	450-530	280-360	≤ 16	≤ 03	≤ 04	≤ 01	≤ 03	≤ 0001	B	CR,N	25 Fe510D 28 Fe52-2 113 FeE355	A441 A516 Gr70 A537 Cl1	SM53C SPV36 -
	3	540-620	370-470								CR/TM N(+T) Q+T	149 FeE420TM 113 FeE420 (137 FeE460V)	A572 Gr55 A633 Gr E A537 Cl2	SS55 SM58 SPV46
Aciers alliés	4	630-710	480-580	≤ 20	≤ 20	≤ 15	≤ 10	≤ 40	≤ 0005	B	TM(+T) N(+T) Q+T	149 FeE490TM 113 FeE460 137 FeE500V	A735 Cl1 A710 GrA12 A533 Cl2	- - SPV50
	5			630-710	480-580	TM+T Q+T	149 FeE560TM 137 FeE550V	A699 Cl2 A735 Cl3 A542 Cl3	- - HT70					
	6	>720	≥590	TM+T Q+T	137 FeE620V FeE690V	A710 GrB A514, A517 A543 Cl2	- - HT80							

1) Délimitation suivant l'Euronorm 20-74
 2) Exigences supplément. C ≤ 0,2%, Si ≤ 10%, N ≤ 0,02%, P, S selon les normes pour les produits
 Eléments constitutifs des nitrures a) aciers non alliés: Al 0,02-0,09%, Nb 0,02-0,04%, Ti 0,02-0,04%
 V 0,02-0,09%, Zr 0,02-0,04%
 b) aciers alliés : Al 0,02-0,20%, Nb 0,02-0,10%, Ti 0,02-0,20%
 V 0,02-0,20%, Zr 0,02-0,20%
 3) Les données du tableau sont valables pour des épaisseurs de tôle de 20 à 50 mm
 CR; laminage à température contrôlée avec T_{sup.} à GOS N; Recuit de normalisation avec T sup. à GOS
 Q; Trempe à T sup. à A₀₃ T; Revenu ou trempe avec précipités, avec T inf. à A₀₁ TM; Traitement
 Thermomécanique avec T inf. à GOS (Les données entre () ne sont que partiellement utilisées)

Fig. 12 Répartition courante des aciers de construction soudables à grain fin

Dénomination de l'essai	Forme de l'éprouvette	Résultat de l'essai		
		Critère	N-A-XTRA 70	T 1
Essai de résilience		T ₀	-75 / -120	-75 / -100
Contrôle/cohésion		T ₁₀₀ T ₁₈₀	-40 / -60 -80 / -110	-20 / -30 -60
Essai de pliage de soudure rapportée		Angle de pliage	-20 / 110°	Rupture par cisaillement
Drop weight-Test		NDT	-50 / -80	-80 / -90
Robertson-Test		CAT	-50 / -60	
Drop weight tear-Test		T ₀	-35 / -50	
Essai de résilience avec entaille en V		T ₀	-80 / -110	-75
Essai de traction sur éprouvette entaillée		T ₀	-80 / -90	
Navy tear-Test		T _{50%}	-60 / -70	

Fig. 13 Aciers de construction à grain fin, trempés à l'eau et revenus
Comportement à la rupture



Normes nationales et valeur de la charge admissible	Ressorts d'acier			
	σ_y - 210 N/mm ²	σ_y - 350 N/mm ²	σ_y - 460 N/mm ²	σ_y - 690 N/mm ²
	σ_T - 410 N/mm ²	σ_T - 510 N/mm ²	σ_T - 600 N/mm ²	σ_T - 780 N/mm ²
Charge admissible en N/mm ²				
AD MBI B1, ANCC σ_y 15	160	240	307	460
SNCT, ASME VIII, 2 σ_y and σ_T 15 3	137	170	200	260
ARR Royal Belge 68 σ_y and σ_T 16 27	150	189	222	289
Holl Gronstogen σ_y and σ_T 15 25	160	204	240	312
BS 1515 σ_y and σ_T 15 235	160	217	255	332
ASME VIII, 1 σ_y and σ_T 16 4	103	128	150	195
ISO TC 11 (DIS) σ_y and σ_T 16 24	150	213	250	325

σ_y Limite élast. min., σ_T Résistance à la traction minimum

Fig. 16

Charges pratiques pour des aciers à haute résistance selon différentes normes nationales (pour des efforts statiques ou quasi-statiques)



INDEX - No 140/051

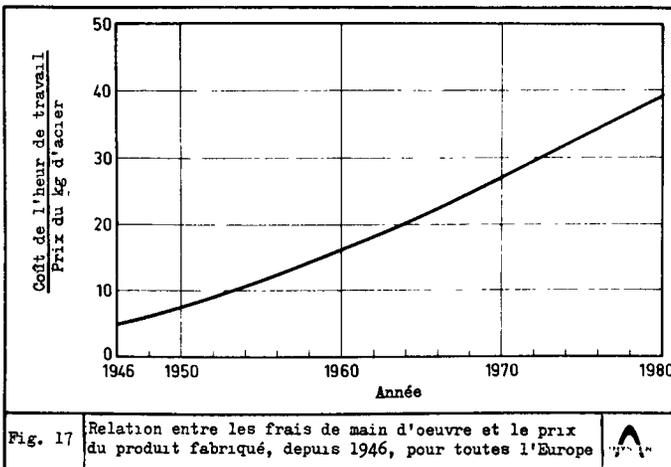


Fig. 17

Relation entre les frais de main d'oeuvre et le prix du produit fabriqué, depuis 1946, pour toutes l'Europe



EFFETS DES PROCÉDÉS MÉTALLURGIQUES A L'ACIÉRIE

SUR LES PROPRIÉTÉS DES TôLES FORTES

E. GÖRL, W. HAUMANN, K. TÄFFNER

Hoesch Hüttenwerke AG, Dortmund

RÉSUMÉ

L'emploi des tôles fortes dans les domaines les plus divers est accompagné de fortes différences dans les exigences sur le matériau. Ce sont surtout la mise en oeuvre et les sollicitations appliquées en service aux tôles fortes qui conditionnent les qualités des aciers et exigent un haut degré d'homogénéité et de propreté.

Les propriétés de résistance et de ténacité du métal de base; la formabilité à chaud et à froid, ainsi que la soudabilité des tôles fortes sont fortement influencées non seulement par composition chimique de l'acier, la technique du laminage et le traitement thermique consécutif, mais aussi par les pratiques en aciérie.

Les facteurs d'influence, comme les limites des analyses de base, les teneurs en soufre, oxygène et hydrogène, ainsi que le degré de propreté qui conditionnent les propriétés de l'acier et sont contrôlables à l'aciérie, font l'objet de la présente communication. Les procédés et tentatives de procédé de contrôle de ces facteurs d'influence et par suite leurs effets à en attendre sur les propriétés des aciers seront présentés. Outre le rôle des matières enfournées et de la conduite de la fusion, on traitera particulièrement la métallurgie en poche et les procédés qui ont été spécialement développés pour son application.

Enfin seront exposés les effets des procédés de coulée et de solidification de l'acier pour lesquels sont disponibles les résultats importants du programme de recherches promu par la C.E.C.A.

Le produit d'acier "Tôle forte" a subi, pendant les 20 dernières années un développement foudroyant. Les aciers de construction à grain fin, à haute résistance et soudables lui ont ouvert des marchés et des domaines d'application totalement nouveaux. Citons les exemples de la technique offshore qui, par unité de forage, utilise plusieurs milliers de tonnes d'acier - principalement sous forme de tôles fortes - et les pipe-lines de gros diamètre posés dans les régions arctiques sur d'impressionnantes longueurs. Les domaines traditionnels d'utilisation, comme la construction des réservoirs sous pression, des bâtiments métalliques, des ponts et des navires ont pu économiquement devenir plus intéressants, grâce aux qualités nouvellement développées des tôles fortes.

Ce qui a marqué surtout ce développement fut d'abord la mise au point de compositions chimiques appropriées pour obtenir des valeurs élevées de la résistance et de bonnes propriétés de ténacité et ensuite l'abaissement des teneurs en éléments indésirables dans l'acier, gage de formabilité lors de la mise en oeuvre et du maintien de la ténacité de l'acier et par suite de la sécurité des constructions. Cependant les directives établies par la mise au point de tels matériaux n'ont pu économiquement être mises en pratique qu'après avoir réussi à obtenir une amélioration radicale dans la production de l'acier. Les difficultés pour venir à bout de ce problème peuvent être illustrées par le fait qu'il était, il y a 20 ans, encore à peine possible d'élaborer en laboratoire des aciers avec des teneurs en soufre inférieures à 0,005%. Aujourd'hui, chaque aciérie équipée en conséquence est capable d'assurer de telles teneurs pour des tonnages livrés de plusieurs milliers de tonnes par mois.

A côté des modifications des procédés d'élaboration proprement dits de l'acier, les dernières années ont vu surtout se développer ou s'améliorer le traitement de l'acier en dehors du four. Le travail dans les fours de fusion est conduit de telle manière que, normalement, les réactions qui ont lieu dans des conditions oxydantes sont complètement utilisées et qu'on arrive ainsi aux teneurs finales basses que l'on désire, p.e.

celle du phosphore. De la même manière, le processus de fusion et d'élaboration pratiqué permet d'obtenir les teneurs en azote qui conditionnent les propriétés d'emploi.

Les teneurs en phosphore accessibles sont, en général, si basses qu'elles suffisent pour les propriétés des tôles fortes. Certaines restrictions sont à apporter pour les procédés utilisant la fonte Thomas, si bien que, le cas échéant, un traitement spécial doit être appliqué pour obtenir de faibles teneurs en phosphore. Une déphosphoration ultérieure supplémentaire est possible à réaliser en poche, à condition toutefois que la coulée soit à l'état effervescent. Les exigences de teneurs en phosphore extrêmement basses, inférieures à 0,01 %, peuvent demander, selon les enfournements, un traitement spécial, p.e. le double laitier ou de très basses teneurs en phosphore dans la fonte.

Les teneurs en azote, même assez élevées, après la fusion au four électrique, n'apportent pas, en général, de difficultés. La technique des alliages doit tenir compte de l'apport d'azote par les éléments d'alliage.

1. PROCÉDÉS DE DÉSOXYDATION

L'influence sur les propriétés des tôles fortes à fabriquer de l'affinage dans le four d'élaboration de l'acier, tire son importance dans le fait que les teneurs en carbone des tôles fortes, actuellement courantes, sont inférieures à 0,25 %, -exception faite des aciers au carbone -. En général, les procédés sont conduits de manière à obtenir, à la fin de l'affinage, des teneurs en carbone inférieures à celles qui sont demandées. L'abaissement des teneurs en carbone est accompagné, par l'emploi même du procédé, d'une augmentation des teneurs en oxygène. Ces teneurs en oxygène doivent être abaissées à la coulée par des méthodes de désoxydation appropriées au procédé d'élaboration et qui permettent en outre la décantation la plus poussée possible des précipités d'oxydes formés. Seul le four électrique permet une désoxydation dans l'appareil lui-même, alors que pour tous les autres procédés elle doit être pratiquée en poche.

Ceci est réalisé de façon courante par l'addition d'aluminium. L'alumine formée, du fait de ses propriétés de précipiter facilement, est largement éliminée de l'acier liquide.

L'état des bases thermodynamiques et cinétiques de la désoxydation a été largement exposé par M. Olette et C. Gatellier (1) lors des Journées d'information " Coulée et solidification de l'acier " tenues à Luxembourg du 29.11 au 1.12.1977.

Normalement la désoxydation utilise surtout le jet de la coulée hors du four, afin d'obtenir un bon mélange dans la poche. Cette méthode de travail conduit cependant à une forte hétérogénéité. La mise en service d'installations de mélange - tels les agitateurs - de transvasement et d'injection de gaz ont fait faire récemment d'importants progrès à la technique des additions. C'est ainsi qu'il existe des installations de dévidage pour l'aluminium, les métaux des terres rares et le calcium. La figure 1 montre un dispositif de dévidage pour bobines de fil d'aluminium, qui est installé à la station d'injection de gaz d'une coulée continue pour brames (2) ; ce dispositif est caractérisé par l'existence d'une bobine en réserve de fil d'aluminium. La combinaison de cette technique avec un procédé rapide d'analyse adapté au déroulement du procédé - soit par mesure de la F.E.M. (2-5), soit par échantillonnage intermédiaire avec analyse spectrométrique accélérée - permet de serrer la teneur en aluminium dans de très étroites limites.

Pour obtenir un degré de propreté en oxydes particulièrement élevé, on a surtout utilisé, dans le passé, le four électrique; à l'heure actuelle, les traitements métallurgiques en poche ont effectué leur percée. La figure 2 montre qu'une injection de gaz en poche d'une durée de 10 minutes diminue la teneur en oxygène total et améliore ainsi le degré de propreté de l'acier.

Tout comme l'injection de gaz, le traitement sous vide dans le but d'améliorer le degré de propreté en oxydes repose sur l'idée d'accroître la capacité de décantation des inclusions en augmentant les mouvements de recirculation de l'acier liquide en poche. La figure 3 montre la réduction de la teneur

en oxygène et par suite en inclusions d'oxydes réalisée par un traitement sous vide (7)

La figure 4 indique la dégradation attendue des valeurs données par les essais mécaniques, de la striction à la rupture et de la résilience, quand on augmente la quantité d'oxydes. Toutefois, on peut soupçonner que le traitement appliqué à l'acier a aussi influencé la quantité d'inclusions de sulfures si bien que la figure reflète plutôt l'influence combinée des sulfures et des oxydes. La figure 5, extraite d'un travail de recherches en cours, encouragé par la CECA, montre la dégradation de la résilience et de la striction à la rupture en fonction de la teneur totale en inclusions, donc des oxydes et des sulfures.

2. PROCÉDÉS POUR L'OBTENTION DES TENEURS EN ALLIAGES

Pour obtenir les propriétés physiques et chimiques recherchées pour les tôles fortes, il convient de réaliser, dans l'acier, les teneurs désirées en alliages.

Les éléments nickel et molybdène peuvent être apportés, soit dans la charge du four, soit dans la poche d'affinage, sans de trop fortes pertes de rendement. Mais les éléments C, Si, Mn, Cr et Al, avides d'oxygène, sont de ce fait à ajouter après la désoxydation. Pour ce faire, on peut employer l'une des méthodes ci-après :

- Additions en poche pendant la coulée hors du four,
- Additions en poche avec correction postérieure et mélange,
- Additions pendant le traitement sous vide.

Alors que dans le premier procédé, la scorie oxydante de poche provoque de relatives grosses pertes de rendement et de ce fait des variations dans les analyses, dans le traitement sous vide, l'oxydation est largement évitée.

Pour les corrections finales, p.e. après injection de gaz, il est rationnel d'ajouter les éléments d'alliage, soit à l'aide d'une cloche plongeante, soit, comme décrit ci-dessus, sous forme de fil dévidé. Une condition préalable particulièrement importante au succès des traitements métallurgiques en poche est une coulée de l'acier hors du four d'affinage sans ou avec

peu de scorie. C'est ainsi que p.e. Mannesmann a mis au point un procédé utilisant, pendant la coulée hors du four, un barrage flottant (10).

Le tableau 1 donne, pour un cas, les écarts obtenus par différents procédés d'additions d'alliages et le tableau 2 montre leurs effets calculés sur la dispersion des propriétés mécaniques des tôles fortes.

Ces valeurs montrent clairement que les techniques d'addition les plus coûteuses présentent des avantages. Ce fait est à considérer quand une limite supérieure ne peut être dépassée pour la teneur en carbone équivalent, afin de garantir une soudabilité suffisante et quand par ailleurs, certaines propriétés mécaniques doivent atteindre au moins une valeur donnée.

Un problème métallurgique particulier réside dans l'obtention de très basses teneurs en carbone, bien que le procédé LD soit très capable d'arriver à décarburer jusqu'à environ $C = 0,04$ % Pour la fabrication de tôles fortes de haute soudabilité, à haute teneur en manganèse et à faible carbone équivalent, il est cependant nécessaire de partir, avant les additions d'alliages, de teneurs en carbone encore plus faibles, afin de compenser le carbone apporté par les éléments d'alliage.

Dans de tels cas, il faut procéder à une décarburation poussée p.e. par un traitement sous vide. Ce procédé consiste pratiquement à poursuivre l'affinage, puisque le vide permet d'obtenir au-dessus du bain de très basses pressions partielles de CO. En apportant suffisamment d'oxygène, on peut atteindre des teneurs en carbone inférieures à 0,01 % (11). Les aciers ainsi produits, pauvres en perlite, avec des teneurs finales en carbone d'environ 0,05 %, se distinguent non seulement par leur soudabilité remarquable, mais aussi par leur très bonne ténacité à l'essai de résilience (figure 6) et leur faible anisotropie (figure 7).

Un développement plus avancé de cette catégorie d'aciers permet d'obtenir des aciers sans perlite, avec des teneurs en carbone inférieures à 0,02 % (14).

3. PROCÉDÉS DE DÉSULFURATION.- SULFURES INDÉFORMABLES

L'effort principal parmi les travaux de développement dans le passé a été la recherche de très basses teneurs en soufre. La désulfuration est favorisée par un milieu réducteur, mais il est aussi possible dans le milieu oxydant des fours d'affinage d'obtenir une certaine désulfuration. Lorsque les teneurs initiales en soufre sont élevées, la désulfuration peut se faire par la phase gazeuse (11). Mais pour obtenir les basses teneurs en soufre qui présentent ici un intérêt, on ne peut compter sur un apport appréciable par la désulfuration gazeuse. Plus efficace est la désulfuration par les réactions entre le bain métallique et la scorie. Etant donné les conditions oxydantes obligées qui règnent dans les procédés d'élaboration de l'acier, il est judicieux de faire précéder l'affinage de la fonte par sa désulfuration. Les procédés qui ont été développés dans ce but - insufflation ou délayage de chaux ou de carbure de calcium, désulfuration par le procédé "Coke-Mag" - permettent de faire descendre la teneur en soufre à coup sûr en dessous de 0,005 % et ainsi de maintenir à un taux modéré l'apport de soufre par la fonte.

La capacité d'absorption des scories d'aciérie est limitée; elle est conditionnée par le coefficient de partage du soufre entre la scorie et le métal. Pour des scories saturées en chaux, on peut atteindre des valeurs à l'équilibre de 15 et au-dessus. Mais dans la conduite industrielle des procédés, on ne peut arriver qu'à des valeurs singulièrement plus basses (15).

A l'aide des coefficients de partage, on peut estimer, par le bilan soufre, les teneurs finales de cet élément que l'on peut obtenir dans le métal. La figure 8 donne l'exemple du procédé LD. Avec une désulfuration de la fonte à des valeurs inférieures à 0,005 % et un refroidissement avec des ferrailles pauvres en soufre ou avec du minerai, on peut obtenir dans l'acier des teneurs finales en soufre à coup sûr, inférieures à 0,003 %. Cette manière de faire présente le grand avantage de rendre inutile un traitement quelconque supplémentaire.

Le four Martin, à cause de ses conditions défavorables, ne permet pas d'obtenir directement des teneurs finales en soufre aussi basses. Par contre, le four électrique qui offre la possibilité d'élaborer un deuxième laitier réducteur, est très bien approprié pour la désulfuration de l'acier. En particulier, quand une technique spéciale de coulée du four permet un mélange intime du laitier réducteur et du métal, on peut atteindre des coefficients de partage très élevés allant jusqu'à 100 environ.

Cette dernière technique constitue la transition vers les procédés de désulfuration de l'acier en poche. Dans la pratique des procédés de traitement en poche, il faut réaliser, pour la désulfuration, les conditions ci-dessous particulièrement importantes :

- Création de conditions réductrices dans le bain par la désoxydation,
- Coulée hors du four sans scorie ou saturation en chaux du laitier de poche,
- Addition de désulfurants complémentaires sous forme de laitiers profonds, de mélanges chaux-spath-fluor ou de désulfurants métalliques, comme le cérium, le calcium et le magnésium,
- Mélange intime du désulfurant et de l'acier par insufflation de gaz,
- Utilisation de poches à garniture basique avec tampon de fermeture à tiroir.

Le procédé classique de traitement ultérieur est le procédé Perrin (17) qui utilise un laitier profond de chaux et de spath-fluor, coulé dans la poche. Ce procédé rend possibles des taux de désulfuration allant jusqu'à 85 %. Au Japon, est aussi utilisé un laitier liquide dans le procédé Ladle-Furnace (18). Mais, dans ce cas, le laitier est fondu dans la poche de traitement, à l'aide d'électrodes en graphite.

(19)
Le procédé CAB consiste en l'insufflation dans la poche de calcium métallique, de carbure de calcium, de silico-calcium ou de magnésium. En dehors d'une désulfuration poussée, ce procédé permet d'obtenir une combinaison du soufre résiduel

et de l'oxygène avec la calcium ou le magnésium. Le procédé ASEA-SKF (20) utilise le cérium comme désulfurant. Il faut remarquer que les oxy-sulfures de cérium formés se séparent mal à cause de leur poids spécifique élevé. Le procédé Mannesmann (21) désulfure par insufflation dans le bain d'acier d'un mélange de chaux et de spath-fluor. La figure 9 montre que ce dernier traitement permet d'obtenir des teneurs en soufre inférieures à 0,001 %.

Les différents procédés de désulfuration actuellement utilisés sont repris dans le tableau 3. On remarque que l'obtention de taux élevés de désulfuration d'environ 90 % conduit à des dépenses de processus particulièrement élevées.

Dans les aciers non traités, le soufre se présente, après la solidification, sous forme d'inclusions de sulfures de manganèse. Lors du laminage pour obtenir des tôles fortes, ces inclusions sont étirées et forment, dans le produit fini, des plaquettes de sulfures allongées parallèlement au sens du laminage. Ces défauts diminuent fortement les propriétés mécaniques et l'isotropie des tôles.

La figure 10, qui concerne le laminage exclusivement en longueur, montre que l'allongement et la striction à la rupture, ainsi que la résilience, déterminés en long, en travers et normalement à la surface, se rapprochent de plus en plus quand la teneur en soufre diminue. On atteint une amélioration significative de l'isotropie pour des valeurs de la teneur en soufre inférieures à 0,010 % . Comme le montre la figure 11, les valeurs absolues des caractéristiques données par des éprouvettes prélevées dans différentes directions sont influencées dans le même sens par la teneur en soufre.

La valeur de la "striction à la rupture dans le sens perpendiculaire" constitue un indice de qualité pour la résistance des tôles fortes aux sollicitations dans le sens de leur épaisseur. Les structures métalliques à parois épaisses, comme les noeuds de soudures, sont surtout soumises à de telles sollicitations perpendiculaires, provenant des charges extérieu^{res} et des contraintes internes du soudage. Dans de telles conditions, peuvent apparaître, en dessous des cordons de soudure

des défauts dangereux, tels que la fissuration dite "lamellaire". Le danger de cette fissuration parallèle au sens du laminage peut être fortement diminué par abaissement de la teneur en soufre et par suite de la teneur en inclusions (figure 12). C'est pourquoi les conditions de livraison 096 des produits sidérurgiques définissent 3 degrés de qualité pour les tôles fortes sollicitées perpendiculairement à leur surface, avec des valeurs minima de 15,25 et 35 % pour la striction à la rupture sur des éprouvettes prélevées suivant l'épaisseur. Une Euronorm est actuellement en préparation sur ce sujet.

Une sollicitation similaire peut se produire pour les grands pipe-lines, lorsque l'hydrogène sulfuré en solution aqueuse libère de l'hydrogène en diffusion à la surface de l'acier. Dans ce cas également, apparaissent des fissures parallèles à la surface de la tôle. Le contrôle de cette qualité spéciale a été introduit par l'essai BP (29). La figure 13 montre que l'absence de fissures n'est atteinte que lorsque la teneur en soufre s'abaisse en dessous de 0,002 %.

De plus en plus, l'appréciation de la sécurité des structures se fait à l'aide des valeurs du COD (valeur critique de l'écartement au fond de l'entaille) comme caractéristique du matériau. La figure 14 montre que de bonnes valeurs du COD, de plus de 0,3 mm, ne peuvent être obtenues que pour de très faibles longueurs des inclusions. La condition préalable pour avoir de petites longueurs totales des inclusions est une basse teneur en soufre ou l'obtention de sulfures peu déformables

De même que pour les sollicitations statiques et dynamiques, le comportement du matériau à la fatigue est influencé par la teneur en soufre. La figure 15 représente, en fonction de la teneur en soufre, la vitesse d'extension de la fissure pour différents niveaux de sollicitations. Ces résultats proviennent d'essai exploités à l'aide de l'équation de Paris. On reconnaît indubitablement la diminution de la vitesse d'extension de la fissure, quand la teneur en soufre s'abaisse.

Procédés d'obtention de sulfures indéformables.

Parallèlement aux efforts déployées pour obtenir de basses te-

neurs en soufre, furent effectuées des recherches ayant pour but de modifier la plasticité des sulfures lors du formage à chaud. Les éléments d'alliage qui peuvent influencer, dans le sens souhaité, la composition des sulfures sont le titane, le zirconium, les métaux des terres rares et le calcium. L'utilisation de chacun de ces éléments a nécessité le développement de techniques particulières, car ces éléments d'alliage et les produits de leurs réactions possèdent des propriétés spécifiques.

Le titane peut être ajouté pendant la coulée du four dans la poche pour des teneurs normales en soufre d'environ 0,015 %. Les carbo-sulfures de titane formés ne sont pas déformables par le formage à chaud; le degré de propreté de l'acier solidifié est en général suffisant. Pour améliorer la réalisation de la teneur désirée en titane, l'addition peut se faire aussi dans une installation sous vide. Les deux techniques d'apport sont utilisables, aussi bien pour la coulée en ligots que pour la coulée continue.

L'addition de zirconium se fait mieux sous vide, que ce soit pour la coulée en lingots ou la coulée continue. Pour la coulée en lingots, on peut aussi faire l'addition dans la lingotière. Lors de la solidification de l'acier, se forment des sulfures mixtes de manganèse et de zirconium difficilement déformables. De tels aciers présentent aussi en général un degré de propreté suffisant.

Les métaux des terres rares forment, déjà dans l'acier liquide, des oxysulfures dont le poids spécifique est très élevé. Par suite le pouvoir séparateur de ces inclusions est mauvais. Pour obtenir dans les produits un degré de propreté convenable, il faut avoir des teneurs de départ en soufre suffisamment basses ; la coulée doit être complètement désoxydée et il faut éviter des rentrées d'oxygène dans le bain d'acier pendant la coulée. L'apport doit donc se faire, pour la coulée en lingots, sous vide ou dans la lingotière sous atmosphère gazeuse protectrice. Pour la coulée continue, on recherche actuellement des procédés pour dévider les éléments d'alliage sous forme de fil, dans le bassin ou directement dans la lingo-

tière.

On a déjà évoqué l'effet du calcium comme agent désulfurant. Il forme, par une technique d'alliage ^{appropriée} des sulfures de calcium, qui ne peuvent non plus être allongés par le formage à chaud. Le calcium modifie aussi la composition des oxydes. Par conséquent, il se forme des inclusions d'aluminate de calcium uniquement de type indéformable. (19).

Les effets sur les propriétés des tôles fortes de l'indéformabilité des sulfures, obtenus à l'aide des différents procédés ont été rassemblés dans un travail récent de Baumgardt, Bräutigam et Meyer (31). La figure 16 montre que les meilleures propriétés perpendiculaires sont atteintes, même pour des taux importants de corroyage, par de basses teneurs en soufre et par une indéformation complémentaire des sulfures résiduels à l'aide du calcium ou du titane.

4. OBTENTION DE FAIBLES TENEURS EN HYDROGÈNE

Dans la plupart des cas, tous les procédés d'élaboration des aciers qui opèrent suivant une technique appropriée donnent des teneurs en hydrogène suffisamment basses. L'influence de l'hydrogène sur les propriétés des tôles fortes peut être démontrée par l'essai de traction à faible vitesse. C'est ainsi que la striction à la rupture diminue fortement quand la teneur en hydrogène augmente comme la montre la figure 17 pour les aciers traités et revenus. Cette influence doit être prise en considération dans le développement de l'emploi des tôles fortes avec de bonnes propriétés perpendiculaires. Des précautions particulières pour diminuer l'hydrogène sont à prendre quand on fabrique des tôles fortes de forte épaisseur ou quand l'acier contient des éléments d'alliage qui augmentent la solubilité de l'hydrogène.

On peut obtenir de basses teneurs en hydrogène dans l'acier en appliquant les mesures suivantes :

- Eviter l'introduction d'hydrogène pendant la fusion,
- Obtenir un bon dégazage pendant le procédé d'élaboration,
- Introduire peu d'hydrogène lors des additions d'alliages,

- Procéder à un dégazage complémentaire à l'aide d'une méthode sous vide,
- Eviter les rentrées d'hydrogène lors de la coulée.

La figure 18 montre que ces précautions permettent d'obtenir à coup sûr, des teneurs en hydrogène inférieures à 2 ppm (6, 33 et 34), valeurs qui suffisent pour fabriquer des tôles fortes pour de hautes sollicitations.

5. INFLUENCE DES MÉCANISMES DE COULÉE ET DE SOLIDIFICATION SUR LES PROPRIÉTÉS DES TÔLES FORTES

A la suite de la métallurgie de l'élaboration du métal, se placent sa coulée et sa solidification.

Dans les halles de coulée conventionnelles, l'acier liquide est coulé en lingots; en Europe, pour obtenir des tôles fortes de qualité, on emploie en général la coulée en source. La coulée classique en lingots est cependant de plus en plus remplacée par la coulée continue.

Phénomènes accompagnant la coulée

Que ce soit pour la coulée en lingots ou la coulée continue, le jet de coulée peut réagir avec l'atmosphère qui l'entoure. Il agit comme un injecteur et absorbe d'importantes quantités d'air (35), de telle sorte que, suivant la vitesse de coulée, la forme du jet de coulée et la hauteur de chute, de fortes quantités variables d'azote et d'oxygène peuvent être entraînées. Comme cet état de choses peut être particulièrement défavorable dans la coulée continue, on a développé un procédé qui protège le jet de coulée contre les rentrées d'air au moyen de dispositifs de protection. L'abaissement ainsi réalisé d'entraînement d'oxygène conduit à une faible perte au feu de l'aluminium et à un degré de propreté en oxydes amélioré pour les produits obtenus.

L'utilisation, pour la coulée en lingots et la coulée continue, de poudres de coulée prend une importance particulière. Ces poudres protègent la surface du bain contre les pertes thermiques et l'oxydation par l'air, absorbent les produits de la désoxydation formés et constituent une pellicule de lubri-

fication entre la peau solidifiée de l'acier et la lingotière. Les actions de la poudre de coulée sont fondamentalement les mêmes pour la coulée en lingots et la coulée continue ; cependant elles ont, pour les diverses méthodes de coulée, une importance variable, ce qui mène à des compositions différentes. L'introduction de ces techniques de coulée a contribué à diminuer les défauts provenant des blessures de peau du brin de coulée. En outre, on obtient une amélioration du degré de propreté en oxydes, en particulier au voisinage de la peau.

La qualité d'une tôle dépend aussi de façon importante de son état de surface. Les amas d'inclusions non métalliques dans la peau et les solutions de continuité, comme les fissures de provenances diverses, jouent le rôle principal. Malgré les améliorations apportées par de nombreuses recherches et les expériences pratiques, il n'est pas encore possible, pour des exigences élevées des qualités de surface, de renoncer à une inspection des demi-produits et à une élimination conséquente des défauts. La grande importance économique de cet état de choses doit inciter à accorder une priorité particulière à tous les travaux visant à une meilleure connaissance des défauts de surface, afin de les éviter.

Phénomènes accompagnant la solidification

Les phénomènes de solidification se distinguent entre la coulée en lingots et la coulée continue par la différence dans l'évacuation de la chaleur.

Dans la coulée en lingots, celle-ci se fait par les 4 surfaces latérales et le pied du lingot. A cause des grandes dimensions des lingots méplats et des faibles gradients de température, la chaleur de solidification n'est que lentement évacuée du coeur du lingot. La conséquence est une faible vitesse de solidification qui provoque des hétérogénéités locales et une structure particulière de solidification. A la suite d'une mince couche trempée avec une structure cristalline globulaire, des dendrites progressent vers le milieu du lingot. Après un refroidissement déterminé, commence aussi enfin la cristallisation à partir des germes dans l'acier liquide résiduel. Les cristaux qui se forment, chimiquement plus purs et

spécifiquement plus lourds descendent vers le pied du lingot. Ainsi se forment par stratification de la globulite, les couches côniques superposées (36). Le processus de descente de la globulite non ségrégée augmente la microségrégation du lingot. Il provoque ainsi un enrichissement surproportionnel du liquide résiduel dans la zone de solidification finale. La figure 19 donne les courbes des ségrégations du carbone, du soufre et du phosphore dans des plans répartis suivant la hauteur dans le lingot. Les conséquences de ces hétérogénéités se concrétisent par ailleurs dans la dispersion des résultats des essais des propriétés mécaniques des tôles fortes, après laminage. Alors que la plus forte ségrégation se présente dans la tête du lingot, les plus importants amas d'impuretés oxydées se trouvent surtout au pied du lingot. Le responsable de ce mécanisme est également la formation des couches coniques superposées. La figure 20 donne les résultats de la détermination des résidus provenant d'un lingot de 6 tonnes. On remarque qu'il y a un fort enrichissement en alumine vers le coeur, dans la zone du pied du lingot. Cet enrichissement en oxydes s'explique par le fait que les particules d'alumine servent de germes de cristallisation pour les cristaux de globulite et descendent plus tard avec ces derniers.

Dans la coulée continue de brames, la chaleur de solidification est évacuée en grande partie par les deux côtés larges de la brame. Les conditions de refroidissement sont de ce fait différentes pour la partie supérieure et la partie inférieure. Dans la coulée continue, prédomine, contrairement à ce qui se passe dans la coulée en lingots, la cristallisation dendritique. Les deux surfaces de cristallisation avancent donc à la rencontre l'une de l'autre ; par conséquent les ségrégations n'apparaissent qu'au coeur de la brame, car la grande vitesse de solidification restreint la formation d'hétérogénéités. La figure 21 indique clairement comment la formation de la ségrégation à coeur - exprimée par un index - influence les propriétés mécaniques perpendiculaires. La formation de cette ségrégation à coeur peut être diminuée par des mesures qui favorisent la solidification en globulite.

La figure 22 donne un exemple de l'augmentation de l'épaisseur

de la zone solidifiée en globulite dans le coeur de la brame au moyen de brassage électromagnétique. Ces essais ont permis de doubler en moyenne l'épaisseur de la zone globulitique. L'effet de cette épaisseur sur la diminution de la ségrégation à coeur est montré par la figure 23.

Avec la cristallisation basaltique qui normalement est prépondérante dans la coulée continue, l'absence de couches coniques superposées est à l'origine de l'inexistence d'un enrichissement normal des oxydes suivant la longueur du brin de coulée. Les résultats obtenus jusqu'ici par les recherches indiquent que la répartition des inclusions oxydées ne dépend que des courants de recirculation dans la lingotière.

L'enrichissement des oxydes est en conséquence régi par un tout autre mécanisme que pour les sulfures dont la concentration est fonction de la ségrégation. La grosseur des inclusions de sulfures qui se forment pendant la solidification dépend, comme le montre la figure 24, de la vitesse locale de solidification. Quand celle-ci augmente, les inclusions de sulfures deviennent plus petites. Ainsi donc, en raison des plus grandes vitesses de refroidissement atteintes à la coulée continue par rapport à la coulée en lingots, les inclusions de sulfures sont plus petites et mieux réparties.

La figure 25 montre la différence, déterminée par une recherche sur des tôles fortes, entre la coulée en lingots et la coulée continue, en ce qui concerne la striction à la rupture dans le sens de l'épaisseur, pour une teneur en soufre identique dans les deux cas de 0,004 %. La formation favorable des sulfures dans la coulée continue, accompagnée d'un étirage moins important au laminage, conduit à des valeurs de striction presque doubles par rapport à celles de la coulée en lingots en source.

Pour les qualités des tôles fortes, il faut considérer en outre, les discontinuités dans le matériau qui sont provoquées par des contraintes internes. Selon le moment où ces défauts apparaissent et selon le traitement ultérieur, ils ont des effets différents. Ainsi, on sait que, pour les aciers au manganèse, coulés en lingots, les fissures de tension qui se forment

pendant le refroidissement n'ont d'effets négatifs que si elles se trouvent relativement tout contre la peau. Si elles se forment à une plus grande profondeur, elles se ressoudent sans qu'on puisse ultérieurement les déceler.

A cause des différences de température plus importantes qui règnent pour la coulée continue, les mêmes phénomènes peuvent s'y produire avant que le brin de coulée ne soit complètement solidifié. Dans le cas de fissuration, l'acier liquide résiduel qui possède alors par suite de la ségrégation une composition quelque peu différente, pourra s'infiltrer dans la fissure où, indépendamment de son traitement ultérieur, il pourra être détecté par exemple par un réactif d'attaque. Mais pour les propriétés des tôles fortes, ces singularités ne jouent un rôle que si elles sont trop importantes.

Dans le cadre du programme de recherches CECA "Coulée et solidification", les lois de la solidification et leurs conséquences ont été principalement étudiées pour la coulée en lingots. Les résultats sont rassemblés dans des rapports de synthèse sur le programme communautaire (40, 41) et ont été discutés aux Journées d'information "Coulée et solidification de l'acier", tenues à Luxembourg du 29.11 au 1.12.1977. (42)

En dehors de l'extension de nos connaissances qu'a permise l'exécution de ces travaux communautaires, leur intérêt réside dans la transcription en lois mathématiques de phénomènes compliqués. De nombreuses applications pratiques ont été rendues possibles par exemple pour le calcul des dimensions des lingotières, pour la forme à donner à l'isolation de la tête du lingot, pour les éléments des analyses suivant les différentes grandeurs des lingotières et pour les directives en matière d'éboutage. En particulier, des modèles ont été élaborés pour les instructions concernant le temps de séjour des lingots dans les fours pits et la conduite de ces fours. Ceci permet, sans se livrer comme par le passé aux essais coûteux habituellement pratiqués en usine, d'arriver à une optimisation de la productivité et de la consommation d'énergie calorifique. En plus, on peut éviter les fautes qui résultent d'un enfournement ou d'un défournement trop précoce des lingots.

Le programme suivant "Coulée et solidification III" doit encourager des travaux sur les conditions particulières de la coulée continue. On peut en attendre une amélioration plus poussée de la conduite du procédé et par suite des qualités des produits de coulée continue.

6. CONCLUSIONS

On peut dire que l'élaboration des produits primaires nécessaires à la fabrication des tôles fortes dispose de nombreux procédés de technique métallurgique. Le choix pour l'un des procédés, seul ou combiné avec un autre résulte de considérations techniques et économiques. Pour ce faire, la première démarche nécessaire est de traduire en caractéristiques appropriées du matériau, les sollicitations attendues dans les structures et la nécessaire sécurité qu'elles doivent offrir. Pour les structures et les matériaux conventionnels, on dispose de suffisamment d'expérience pour calculer le dimensionnement nécessaire et les éléments de la sécurité. De même, les caractéristiques classiques des matériaux sont également bien connues. Sur celles-ci, les normes DIN, Euronorm et ISO donnent suffisamment de renseignements. Les essais nouvellement développés, comme l'appréciation de l'aspect de la cassure, l'essai COD, l'essai DWT, l'essai de traction sur grandes éprouvettes, etc., cherchent à établir d'autres valeurs d'essai qui soient en meilleure corrélation avec le comportement des structures métalliques. Mais comme ces procédés sont souvent confrontés avec des questions particulières, leur généralisation peut conduire à des contradictions en ce qui concerne les exigences sur le matériau.

Ces réflexions peuvent être illustrées par les deux exemples suivants :

-- Si on contrôle l'effet de la diminution de la teneur en soufre par l'essai de résilience, il est permis d'énoncer qu'un accroissement du travail de résilience correspond à une amélioration de la ténacité. Le jugement porté sur ce même effet par le pourcentage de rupture ductile dans l'aspect de la cassure tend au contraire, à escompter une détérioration

des propriétés de ténacité, car, comme le montre la figure 26, des teneurs en soufre plus faibles provoquent une augmentation de la température de transition $T_{ü} 50\%$ (pour 50 % de rupture ductile dans la cassure). La figure 27 montre les résultats obtenus par le traitement d'un acier avec le cérium. Dans la partie supérieure de la figure, on remarque aussi, que dans ce cas, le travail de résilience est amélioré, alors que la température de transition, mesurée par le pourcentage de rupture fibreuse est moins bonne (partie inférieure de la figure). Pour savoir lequel des deux essais représente le mieux le comportement de la ténacité, des recherches ont été entreprises à l'aide d'essais de résilience plus compliqués sur des aciers avec ou sans sulfures rendus indéformables. On peut ainsi montrer (43) que l'acier avec le meilleur degré de propreté et donc avec une énergie de résilience améliorée, présente une résistance accrue contre l'amorçage de la fissure. Comme la fissure amorcée doit se propager dans un matériau formé à froid, l'aspect de la cassure est obligatoirement plus mauvais. A cause de la relation entre l'amorçage de la fissure avec son extension, dans l'essai de résilience, il n'est pas possible de recourir à l'aspect de la cassure pour avoir un jugement fiable sur le comportement de la ténacité avant le déclenchement de la rupture.

-- Les exigences sur les aciers pour pipe-lines deviennent constamment plus sévères pour obtenir de basses températures de transition - mesurées par l'essai DWT - et un meilleur blocage de la fissure - mesuré par l'énergie de résilience - Les méthodes introduites par les sidérurgistes pour abaisser les teneurs en soufre et rendre plus rigoureuses les conditions thermomécaniques du laminage conduisent à faire apparaître à la cassure des éprouvettes de résilience, un aspect particulier de cette cassure, que l'on appelle "separations" (figure 28). L'incertitude dans l'appréciation de l'effet de ce phénomène sur le comportement des structures a introduit une exigence supplémentaire d'avoir le moins possible de ces separations. Mais les recherches approfondies sur ce phénomène ont montré que c'était précisément les aciers qui possédaient le meilleur comportement de ténacité dans les struc-

tures qui présentaient ces fentes quand on les essayait jusqu'à rupture.

Ces exemples montrent que l'on doit d'urgence combler les lacunes évidentes qui existent dans l'appréciation de la tenue des structures au moyen de leur traduction par des caractéristiques du matériau. Pour atteindre cet objectif, les producteurs et les consommateurs de tôles fortes doivent unir leurs efforts.

B I B L I O G R A P H I E

- 1) Olette, M. et C. Gatellier
Volume 1 des Journées d'Information " Coulée et solidification de l'acier ", 29.11. au 1.12.77 à Luxembourg, p. 8 à 75
- 2) Hater, M., W. Pluschkell, B. Redenz et H. Wisniewski
Stahl und Eisen 98 (1978), N.16, p.821 à 24
- 3) Hagen, K., P. Hammerschmid, O. Curé et Th. Bollen
Stahl und Eisen 95 (1975), p. 398 à 402
- 4) Vorwerk, H., H. Gerdorf et H.-U. Lindenberg
Stahl und Eisen 96 (1976), p.611 à 17
- 5) Redenz, B., M. Hater et W. Pluschkell
5ème Journée Internationale sur l'élaboration de l'acier
18 octobre 1976 à Paris. Revue de Métallurgie 74(1977), p.281/87
- 6) Suzuki, Y et T. Kuwabara
Iron-and Steelmaking, 1978, N.2, p. 80 à 88
- 7) Harkness, B., D.J. Benison et T.W. Moore
Communication aux 8èmes Journées d'Information sur le procédé sous vide DH/BV à Estepona/Espagne, en mai 1978
- 8) Barmotin, I.P., F.P. Edneral etc.
Stal en allemand 1967, 2ème fascicule, p. 144 à 47
- 9) Rapport intérimaire de mai 78 de CERIMET
Programme CECA 6210 - KD/4/402
- 10) Kobusch, H., H. Gruner et A. Pfeiffer
Stahl und Eisen 90(1970), p. 257 à 63
- 11) Baum, R., K. Schäfer, H.W. Kreutzer et H. Sperl
Stahl und Eisen 95(1975) N. 21, p. 973 à 81
- 12) Fukuda, M., T. Hashimoto et Y. Kitagawa
The Sumitomo Search N. 14, novembre 1975, p. 17 à 35
- 13) Haumann, W.
Rapports ESTEL sur la recherche et le développement
Fascicule 4/1976, p.139 à 44
- 14) Barthelot, H.-D., H.-J. Engell, W. v. d. Esche et K. Kaup
Stahl und Eisen 91(1971), N. 4, p. 204 à 20

- 15) Trömel, G., R. Klages, E. Görl et N. Grosskurth
Transactions of The Iron and Steel Institute of Japan
Vol. 11, 1971, p. 511 à 15
- 16) Ackermann, D.M., P.R. Hausen, R.F. Klages et H.I. Petersen
Iron and Steel Society of AIME Proceedings,
Communication à Chicago, du 17 au 19.4.78
- 17) Perrin, R
Revue de Métallurgie, Mémoires, 30(1933) p. 1/10 et 71/84
- 18) Umezawa, K et K. Kajioka
Communication au Séminaire Allemagne-Japon, les 27 et 28.
4.1978, à Düsseldorf
- 19) Spetzler, E. et J. Wendorff
Rapports techniques de Thyssen, 7ème année (1975),
Fascicule 1, p. 8 à 13
- 20) Grevillius, N.F., L.E. Carlsson et L. Hellner
Stahl und Eisen 91(1971) p. 151 à 54
- 21) Gruner, H., F. Bardenheuer, H.W. Rommerswinkel et H. Schulte
Stahl und Eisen 96(1976), p. 960 à 64
- 22) Liestmann, W.D., H. Gruner et H.E. Wiemer
Stahl und Eisen 98(1978) n. 11, p. 538 à 47
- 23) Kalla, U., H.W. Kreutzer et E. Reichenstein
Stahl und Eisen 97(1977) n. 8, p. 382 à 93
- 24) Hasebe, S., K. Bessyo, N. Nito, Y. Asai et M. Nakamura
The Sumitomo Search N.11, mai 1974, p. 25 à 38
- 25) Parrini, C., A. Pozzi, G. Bellei et P. Bufalini
BTF-Juillet 1977, p. 473 à 90
- 26) Kobayashi, K., A. Narumoto, T. Funakoshi et Y. Hirai
Transactions ISI Japan, vol. 18, 1978, p. 106 à 13
- 27) Dulieu, D. et I.G. Davies
Metals Technology, Avril 1975, p. 178 à 94
- 28) Adrian, H., M. Haneke et Chr. Strassburger
3 R international, 16ème année, 1977, fasc. 11/12, p. 686 à 95

- 29) Moore, E.M. et J.J. Warga
Mat. Perform. 15 (1976) N. 6, p. 17 à 23
- 30) Meyer, L.
Stahl und Eisen 97(1977) N. 8, p. 410 à 16
- 31) Baumgardt, H., W. Bräutigam et L. Meyer
Stahl und Eisen 98(1978) N. 7, p. 349 à 56
- 32) Houdrement, E.
Manuel des aciers spéciaux 1956, p. 1365
- 33) Recknagel, W. et A. Diener
Communication aux 8èmes Journées d'Information sur le procédé sous vide DH/BV à Estepona/Espagne, en mai 1978
- 34) Ariga, Sh.
Communication aux 8èmes Journées d'Information sur le procédé sous vide DH/BV à Estepona/Espagne, en mai 1978
- 35) Diener, A., G. Ebner et A. Drastik
Rapports ESTEL sur la recherche et le développement
Fascicule 4/1975, p. 149 à 61
- 36) Ebner, G., W. Haumann, K. Rüttiger et F. Oeters
Archiv Eisenhüttenwesen 45(1974) N. 6, p. 353 à 59
- 37) Schürmann, E., H. Litterscheidt et K.-P. Mohr
Rapports techniques Thyssen, 8ème année. 1976, fasc. 1, p. 15 à 20
- 38) Schwerdtfeger, K.
Stahl und Eisen 98(1978) N. 6, p. 225 à 35
- 39) Schwerdtfeger, K.
Archiv Eisenhüttenwesen 43(1972), p. 201 à 05
- 40) Rapport du VDEh, nov. 1975, sur le programme CECA 6210-50
"Coulée et solidification de l'acier I "
- 41) Rapport du VDEh, juin 1977, sur le programme CECA 6210-50
"Coulée et solidification de l'acier II "
- 42) Volume 1 des Journées d'Information "Coulée et solidification de l'acier" du 29.11 au 1.12.1977 à Luxembourg,
Verlag Stahleisen à Dusseldorf
- 43) Fuchs, A., K. Täffner, A. Krisch et A. Kochendörfer
Rapports ESTEL sur la recherche et le développement
Fascicule 2/1975

Procédés d'addition des éléments d'alliage	Précision de 95 % - Ecart dans les analyses					
	ΔC in %	ΔSi in %	ΔMn in %	ΔAl in %	ΔV in %	ΔNb in %
à la coulée	0,06	0,12	0,23	0,070	0,025	0,020
à la coulée, avec correction lors de l'insufflation	0,035	0,10	0,15	0,045		
dans une installation DH (sous vide)	0,030	0,10	0,12	0,025		

Tableau 1 - Précision dans l'obtention des teneurs en alliages

Procédés d'addition	Dispersion des valeurs des caractéristiques de la résistance	
	$\Delta R_e^{(1)}$ in N/mm ²	$\Delta R_m^{(2)}$ in N/mm ²
à la coulée	21,8	45,7
à la coulée avec correction	14,1	30,9
sous vide (DH)	12,8	29,0

(1) calculé par: $\Delta R_e = 127,5 \cdot [\Delta C] + 710,8 \cdot [\Delta C]^2 + 77,2 \cdot [\Delta Si] + 45,3 \cdot [\Delta Mn]^2$

(2) calculé par: $\Delta R_m = 427,9 \cdot [\Delta C] + 792,3 \cdot [\Delta C]^2 + 164,2 \cdot [\Delta Si] - 123,5 \cdot [\Delta Si]^2 + 45 \cdot [\Delta Mn]^2 - 632,8 \cdot [\Delta Al]^2$

Tableau 2 - Influence des écarts dans les teneurs en éléments d'alliage sur les écarts dans les valeurs de la limite élastique (R_e) et de la résistance à la rupture (R_m) pour des tôles fortes, avec recuit de normalisation, des nuances St 37 à St 52

Caractéristiques

Possibilités d'exécution	Revêtement de la poche	Pratique industrielle	Durée du traitement
simples	normal	oui	néant
simples	normal	oui	néant
simples; 2 laitiers	normal	oui	20 à 30 min.
moyennes; 2 phases	normal	oui	5 à 10 min.
simples	normal	oui	à la coulée
simples	normal	oui	à la coulée
dispositif d'insufflation	basique	oui	8 à 20 min.
dispositif d'insufflation	basique	oui	8 à 20 min.
compliquées; 3 phases	basique	oui	1 à 2 heures
chenal électromagnétique	-	non	à la coulée

Groupe de procédés	Procédés individuels	Agent de désulfuration	Degré de désulfuration
Procédés d'élaboration de l'acier	Procédé de soufflage à l'oxygène	CaO	30 à 50
	Fusion sur sole avec un seul laitier	CaO	30 à 50
	Four électrique à arc, avec deux laitiers	CaO + CaF ²	inf. à 80
	à O D	CaO + CaF ²	95
Procédés par mélange avec le jet de coulée	Laitier liquide (Ferrin)	CaO - Al ² O ³	40 à 60
	Emploi de fondants solides	CaO - CaF ²	45 à 70
Procédés pneumatiques	Procédé CAB	Ca/Mg	95
	Procédé MM	CaO - CaF ²	95
Procédés électro-magnétiques	ASEA-SKP	Métaux de ferres rares	60 à 90
	Chenal à contre-courant	CaO + CaF ²	inf. à 90

CONSUMATION

Additions en kg/t.	Agent de mélange	Installation de désulfuration investissements	2ème poche	Energie complém. en poche (à la coulée)	
50 à 60	néant qqfs N ₂ ou Ar	élevés	non	non	néant
40 à 60	néant	élevés	non	non	néant
20 à 40	néant	élevés	non	non	néant
35	Argon	élevés	non	non	+ 50°C
25 à 50	néant	moyens	qqfs	qqfs	+ 50°C
20 à 30	néant	néant	qqfs	qqfs	+ 50°C
1 à 2	Argon	bas	oui *	oui	+ 50°C
3 à 5	Argon	bas	oui *	oui	+ 50°C
1 à 2,5	Courant électrique	élevés	oui *	oui	arc électr.
5 à 10	Courant électrique	moyens	-	oui	par induction

* avec couvercle poche

Tableau 3 - Procédés de désulfuration de l'acier (d'après U. Kalla et autres (23))

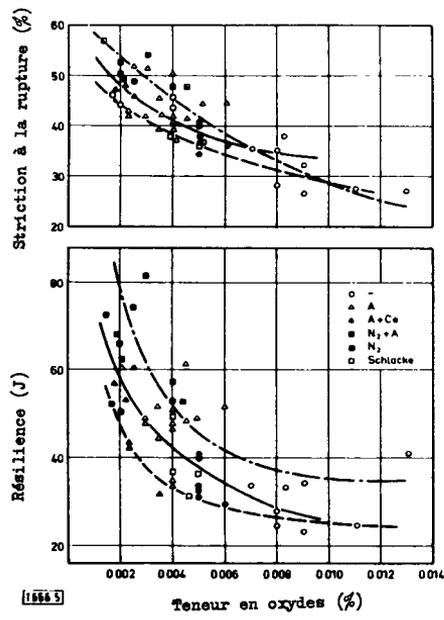


Fig. 4 - Influence de la teneur en oxydes sur la striction à la rupture et la résilience (d'après I.B. Barmotin etc. (8))

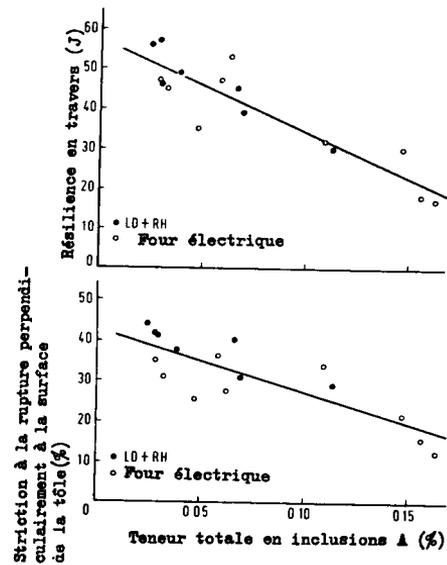


Fig. 5 - Influence de la teneur totale en inclusions sur la striction à la rupture et la résilience (programme CECA 6210-KD/4/402) (9)

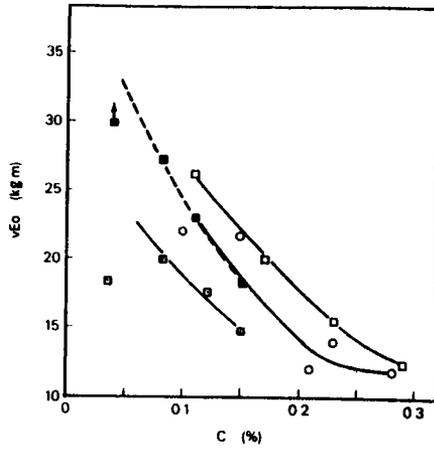


Fig. 6 - Influence de la teneur en carbone sur la résilience en long (d'après M. Fukuda etc. (12))

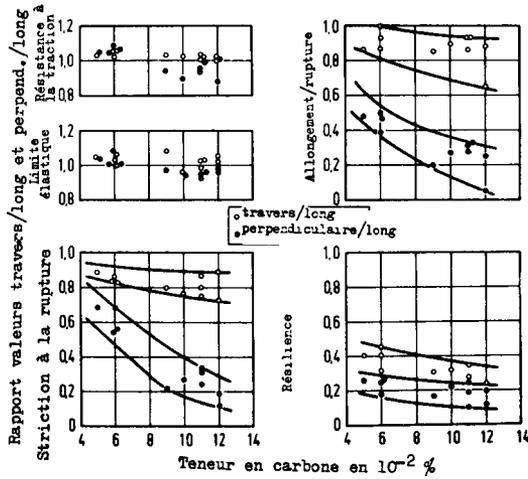


Fig. 7 - Influence de la teneur en carbone sur l'anisotropie (d'après W. Haumann (13))

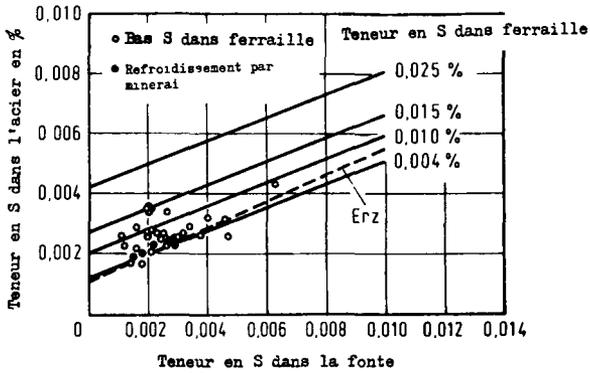


Fig. 8 - Influence de la teneur en soufre de la fonte sur la teneur finale en soufre de l'acier à l'oxygène (LD) avec refroidissement soit par la ferraille, soit par le minéral (d'après D.M. Ackermann etc. (16))

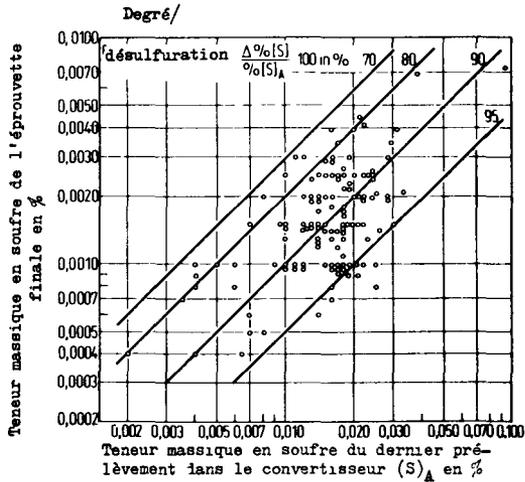


Fig. 9 - Degré de désulfuration et teneur finale en soufre avec la désulfuration de l'acier en poche, selon le procédé Mannesmann (d'après W.D. Liestmann etc (22))

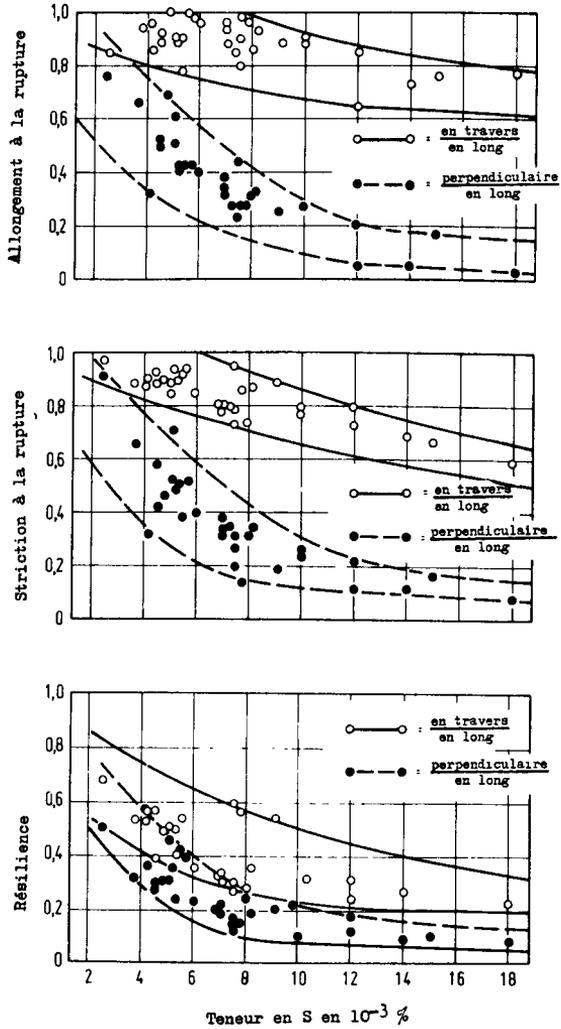


Fig. 10 - Influence de la teneur en soufre sur l'anisotropie de l'allongement à la rupture, de la striction à la rupture et de la résilience (d'après W. Haumann)

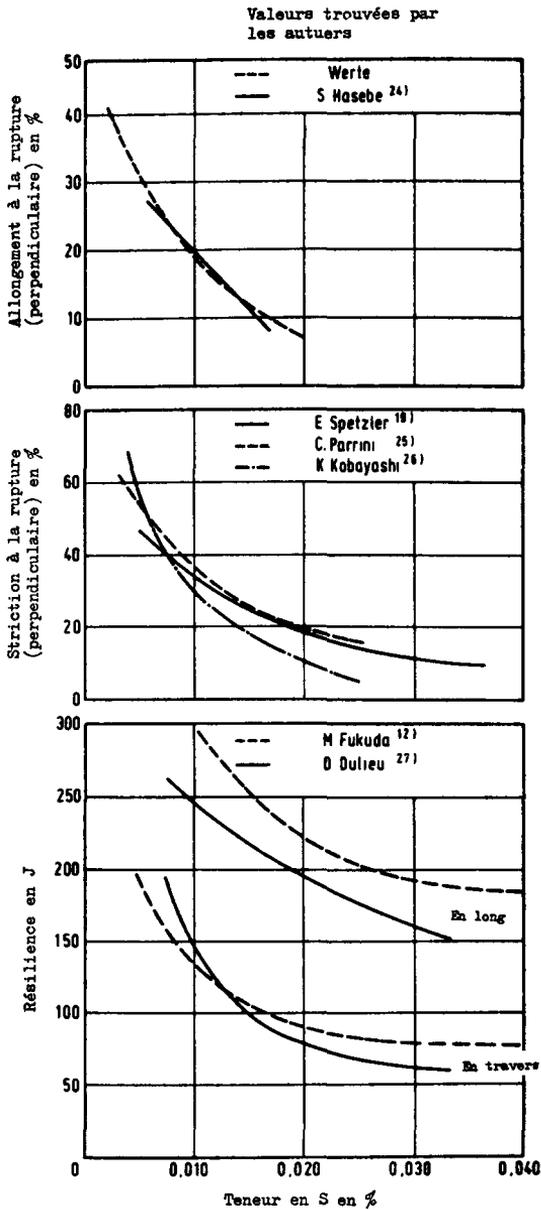


Fig. 11 - Influence de la teneur en soufre sur l'allongement à la rupture, la striction à la rupture et la résilience des tôles fortes

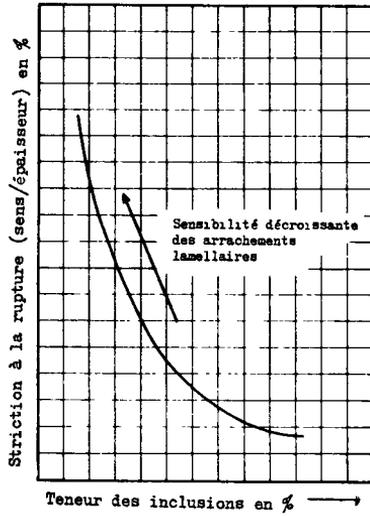


Fig. 12 - Relation entre la teneur en inclusions dans l'acier, la striction à la rupture dans le sens de l'épaisseur et la sensibilité aux arrachements lamellaires

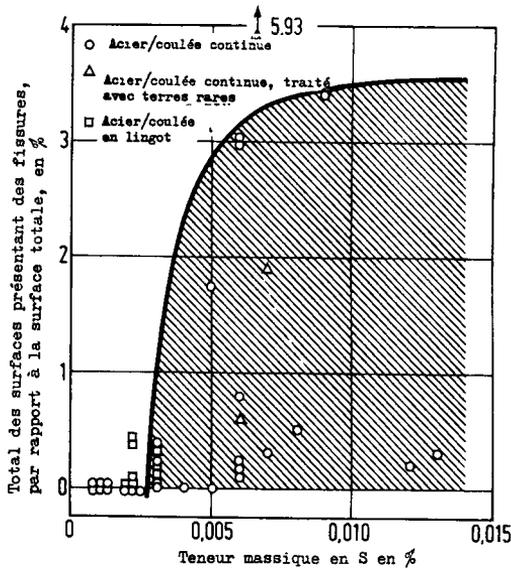
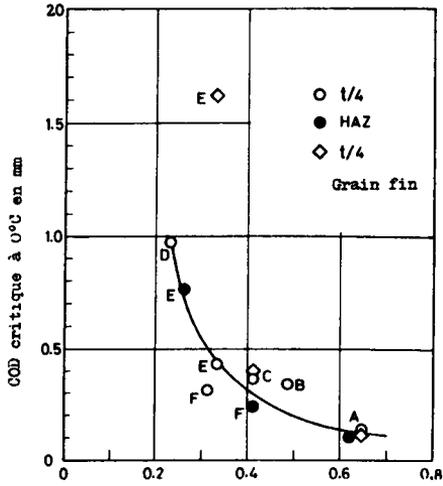


Fig. 13 - Influence de la teneur en soufre sur la sensibilité à la fissuration mesurée sur des éprouvettes prélevées dans de gros tubes et soumises à l'essai BP (d'après L. Meyer (30))



Longueur des inclusions à 0,25 ou 3 mm sous la peau, mesurées en mm/mm²

Fig. 14 - Dépendance de l'écartement critique à fond d'entaille de la longueur des inclusions (d'après K. Kobayashi etc. (26))

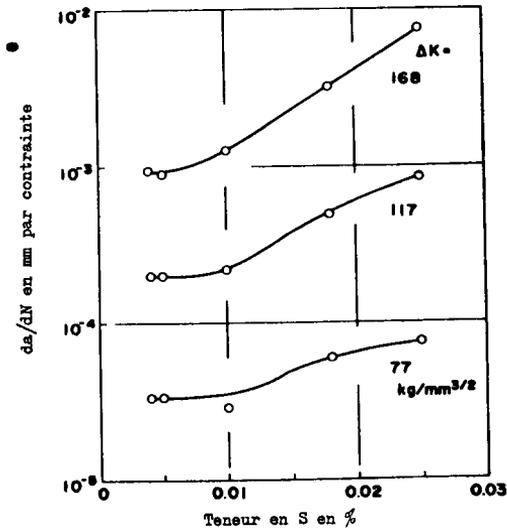


Fig. 15 - Influence de la teneur en soufre sur la vitesse de propagation de la fissure: da/dN (d'après K. Kobayashi etc. (26))

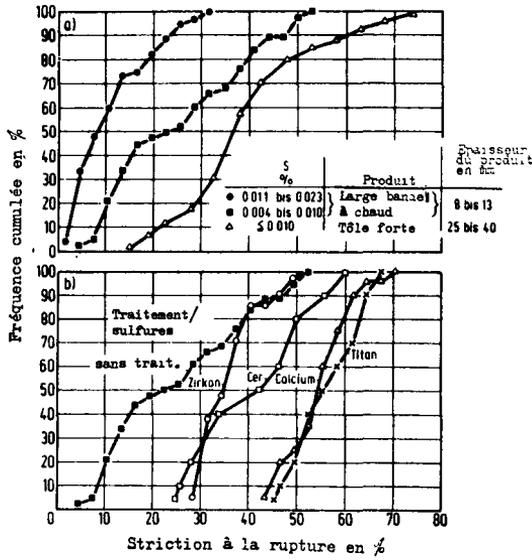


Fig. 16 - Fréquence cumulée des valeurs de la striction à la rupture pour des aciers,
 a) sans traitement des sulfures
 b) avec traitement des sulfures
 (d'après H. Baumgardt etc. (31))

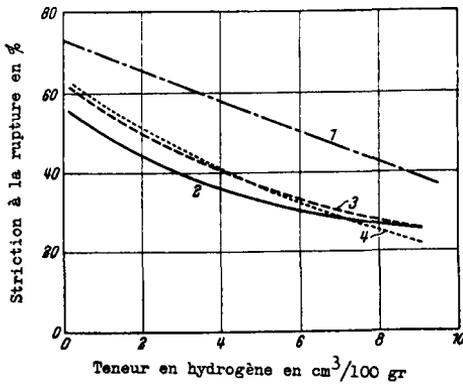


Fig. 17 - Influence de la teneur en hydrogène sur la striction à la rupture pour 4 aciers traités (d'après E. Houdremont) (32)

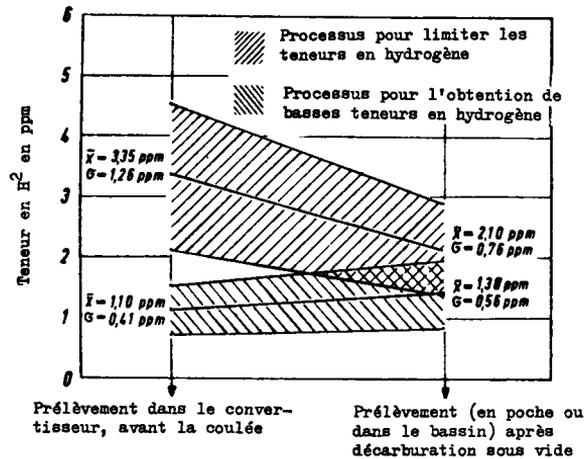


Fig. 18 - Teneurs en hydrogène, avant et après le traitement sous vide DH de décarburation (d'après W. Recknagel (33))

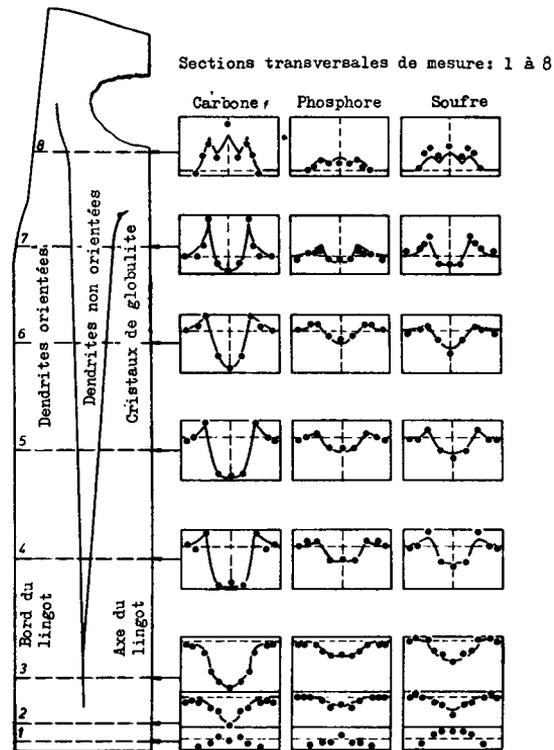


Fig. 19 - Zônes de cristallisation et profils-limites de ségrégation dans un lingot, avec une analyse de coulée de: 0,096 % C; 0,041 % P; 0,033 % S (d'après E. Schürmann etc. (37))

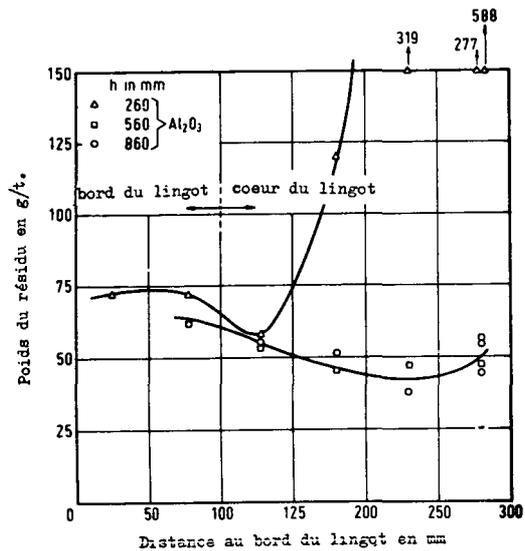


Fig. 20 - Répartition des inclusions d'alumine suivant la hauteur et la largeur d'un lingot de 6 tonnes (d'après G. Ebnet (41))

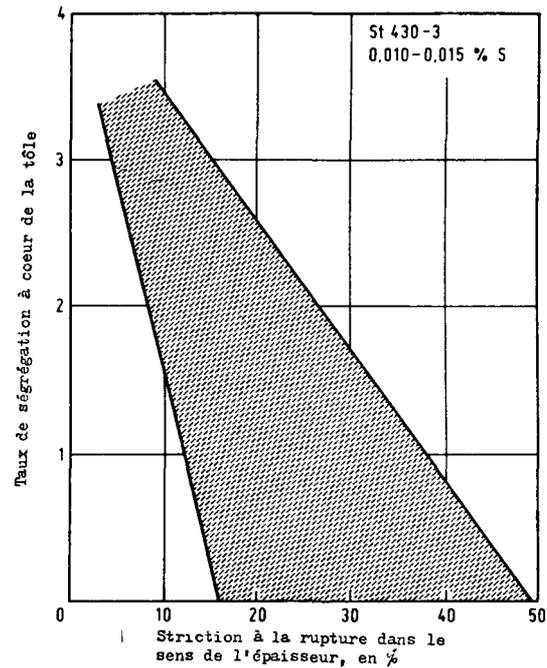


Fig. 21 - Influence de la ségrégation à cœur sur la striction à la rupture dans le sens de l'épaisseur de la tôle

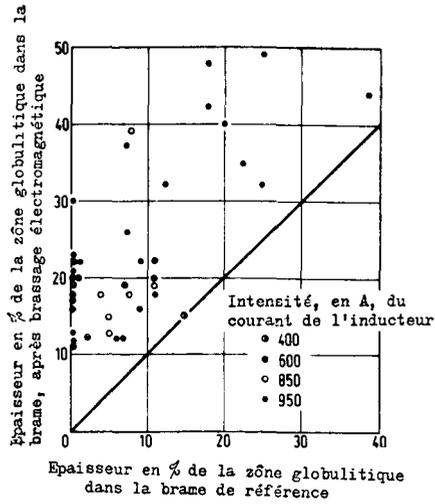


Fig. 22 - Augmentation du volume de la zone globulitique dans les brames au moyen du brassage électromagnétique (d'après K. Schwerdtfeger (38))

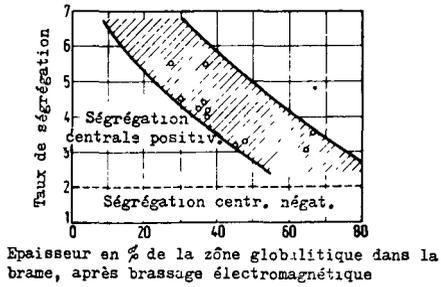


Fig. 23 - Dépendance du taux de ségrégation de l'épaisseur de la zone globulitique dans les brames traitées par brassage électromagnétique (d'après K. Schwerdtfeger (38))

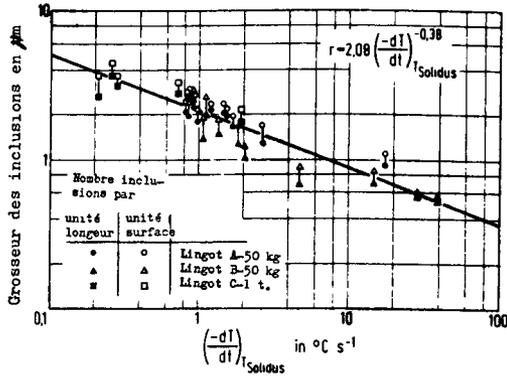


Fig. 24 - Influence de la vitesse de solidification sur la grosseur des inclusions de sulfures (d'après K. Schwerdtfeger (39))

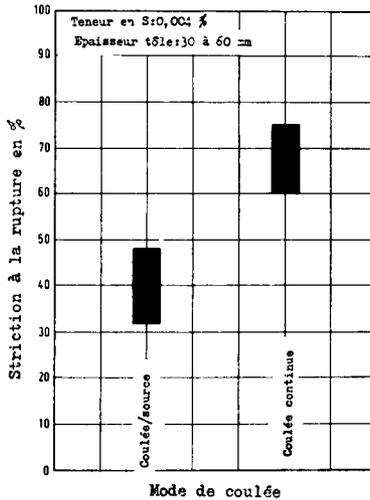


Fig. 25 - Influence du mode de coulée sur la striction à la rupture dans le sens de l'épaisseur de la tôle (d'après H. Adrian etc. (28))

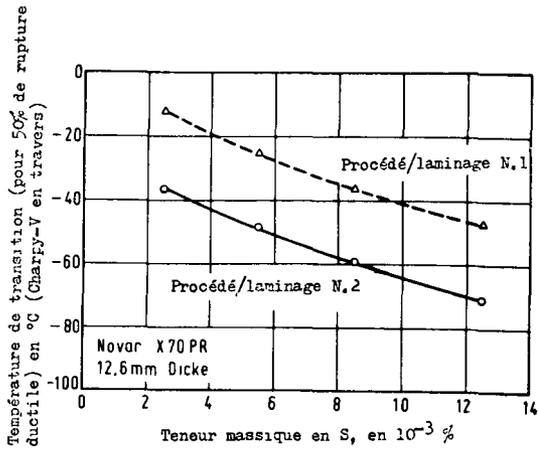


Fig. 26 - Influence de la teneur en soufre sur la température de transition, pour 50 % de rupture ductile, dans l'éprouvette de résilience pour 2 modes différents de laminage

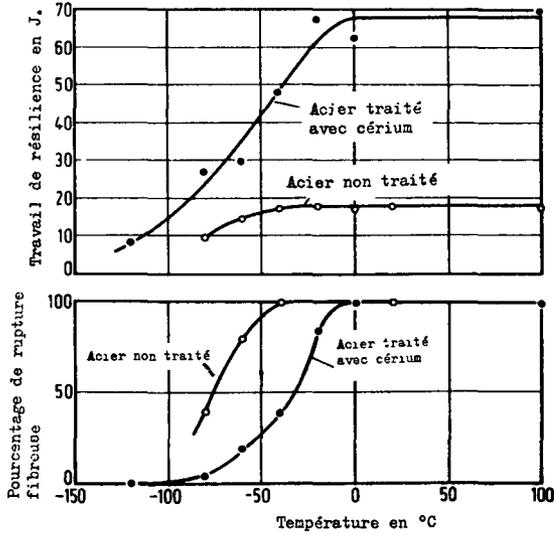
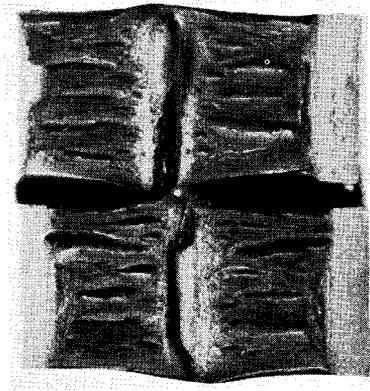
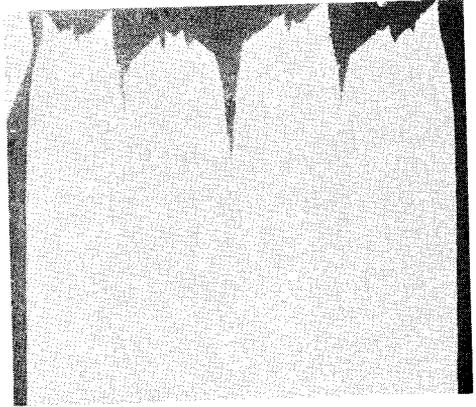


Fig. 27 - Courbes de résilience et de taux de rupture fibreuse en fonction de la température, déterminées sur des éprouvettes Charpy-V en travers, en provenance de l'acier St 52-3, avec et sans traitement par le cérium (d'après A. Fuchs etc. (43))



a) surface de
cassure
(agrandissement = 3:1)



b) coupe parallèle à
l'entaille
(agrandissement = 7:1)

Fig. 28 - Photographie de "séparations" à une éprouvette de résilience, 1/1 Charpy-V en long, prélevée dans un tube d'acier

FABRICATION DE TOLES EPAISSES

B. VIEILLARD-BARON

Directeur des Recherches et Développements

CREUSOT-LOIRE - Branche Métallurgie

En 1974 la consommation mondiale de tôles fortes en acier de construction, dont l'épaisseur est supérieure à 4,76 mm, a été d'environ 60 millions de tonnes. Dans la Communauté européenne, elle a atteint 13 millions de tonnes. Les tubes pour pipe-lines, les structures métalliques tels que ponts, réservoirs ou charpentes, la construction navale et "offshore", la chaudronnerie de biens d'équipement sont les principaux domaines d'utilisation, mais il faut compter aussi les matériels de travaux publics et de transport qui offrent des débouchés intéressants.

Cet exposé présente quelques aperçus généraux sur la fabrication de tôles de plus de 20 mm d'épaisseur environ, destinées à la réalisation d'équipements lourds régis par une réglementation technique contraignante, et qui forment, du point de vue de la production, un ensemble relativement cohérent en ce sens qu'elles sont toujours laminées sur un laminoir quarto réversible. Ce sont ces tôles qui seront appelées dans la suite "tôles épaisses".

Pour les épaisseurs inférieures, il est souvent possible d'utiliser soit des laminoirs feuille à feuille, soit des trains continus à chaud, capables de produire des bobines allant jusqu'à 2 mètres de large. Ces bobines sont ensuite déroulées et découpées à la longueur voulue, puis livrées après un éventuel traitement thermique. Il ne sera pas question ici de ce type de fabrication.

Dans un premier temps, nous rechercherons quelles sont les particularités des tôles épaisses, puis nous examinerons les moyens de fabrication mis en oeuvre pour les réaliser et verrons enfin quelques exemples de résultats obtenus.

I. PARTICULARITES DES TOLES EPAISSES

1 - Les tôles épaisses rentrent dans des ensembles très divers souvent soumis à des réglementations différentes, non seulement en fonction des secteurs d'utilisation concernés, mais aussi des pays dans lesquels les appareils correspondants sont utilisés.

On constate, par exemple, que dans certains pays comme l'Allemagne le calcul des contraintes admissibles dans les parois des appareils à pression fait largement appel à la limite d'élasticité à chaud des aciers, alors que dans d'autres pays, telle la France, ces calculs sont souvent établis sur la charge de rupture pour les appareils fonctionnant jusqu'à 400°C. La première méthode conduit au développement des nuances d'aciers faiblement alliés à haute limite d'élasticité qui s'avèrent sans grand intérêt lorsque la seconde réglementation s'applique.

D'autres contraintes proviennent des exigences d'homologation des nuances, imposées par certaines administrations ou certains organismes de réglementation et de contrôle, par exemple pour la construction navale, les appareils à pression, les ponts, etc... Si dans la construction navale les procédures des divers organismes sont relativement en harmonie, ce n'est pas encore le cas pour les appareils sous pression où chaque réglementation nationale est encore très particulariste. Une simplification et une rationalisation de ces procédures est hautement souhaitable.

2 - En plus de la satisfaction des utilisateurs finaux et de la conformité avec les réglementations des appareils dans lesquels elles se trouvent, les tôles épaisses doivent convenir à ceux qui les mettent en oeuvre - chaudronniers, mécaniciens, façonniers - eux-mêmes largement tributaires des moyens dont ils disposent en matière de formage, usinage ou soudage. Les tôles épaisses forment ainsi une classe très particulière parmi les produits sidérurgiques laminés, en raison des multiples contraintes auxquelles elles sont soumises.

Les caractéristiques et les propriétés des tôles peuvent être rangées en différentes catégories, comme on le voit sur le tableau I. Mais, ces caractéristiques ne sont pas indépendantes entre elles. Certaines

peuvent être librement fixées par l'utilisateur, le metteur en oeuvre ou le fabricant, ou débattues entre eux, mais les autres découlent pratiquement des conditions déjà fixées. Le choix d'une nuance, d'une méthode de fabrication, d'une procédure de contrôle résultera donc toujours d'un compromis, souvent difficile à préciser et parfois source de difficultés de compréhension entre fournisseur et utilisateurs, d'autant plus que, parmi les facteurs qui interviennent dans la qualité des tôles, un grand nombre est difficile à quantifier. La nécessité d'un dialogue constant entre les organismes concernés apparaît donc clairement.

3 - Parmi les facteurs de qualité des tôles épaisses, une place à part doit être faite à l'homogénéité des produits. Elle peut être examinée sous quatre aspects :

- l'homogénéité d'analyse chimique dans l'ensemble du produit. La ségrégation des éléments contenus dans l'acier liquide est d'autant plus importante que les dimensions du volume en cours de solidification sont importantes et que le refroidissement est lent. Les tôles dont nous parlons sont donc, par nature, particulièrement susceptibles de subir des variations d'analyse chimique. Il a été constaté, par exemple, dans une tôle de 130 mm d'épaisseur des teneurs en carbone variant de 0,26 % et 0,35 % entre surface et mi-épaisseur du côté de la tête du lingot; des différences de 0,06 %, voire plus, ne seraient pas rares entre deux extrémités de tôles lorsque les précautions nécessaires d'équilibrage de la composition chimique, de refroidissement et de chutage des lingots ne seraient pas prises. L'utilisation de coulée continue permet aussi de réduire la ségrégation.

- la santé interne du métal, c'est-à-dire l'absence de solution de continuité, tels que criques, tapures, flocons, et la mise sous contrôle, car il est impossible de les éliminer totalement, d'inclusions non métalliques telles que le sulfure. Si elles sont malléables, les particules correspondantes, qui se sont formées au sein du métal liquide soit avant la coulée, soit au refroidissement, se transforment au cours du laminage en fines lamelles parallèles aux faces des tôles et créent des discontinuités locales dans les tôles finales. Si ces inclusions

entraînent le rebut des tôles, celui-ci intervient au dernier stade de la fabrication et est donc particulièrement coûteux. Ceci met aussi l'accent sur la nécessité de disposer de critères de contrôle bien définis, comme c'est d'ailleurs maintenant le plus souvent le cas; l'interprétation des oscillogrammes résultant de contrôle par ultra-sons est délicat.

- l'homogénéité des caractéristiques mécaniques qui, lorsque l'homogénéité de composition chimique et sa santé interne sont satisfaisantes, est essentiellement liée à l'homogénéité des traitements thermiques.

- l'homogénéité d'une coulée à une autre et d'une tôle à une autre des différents points évoqués ci-dessus. La répétitivité des propriétés d'emploi est en effet devenue progressivement une impérieuse nécessité en raison de l'automatisation croissante des moyens de production et de mise en oeuvre, et de l'utilisation des produits dans des conditions de plus en plus sévères.

4 - Les conditions de fabrication des tôles épaisses destinées aux équipements lourds seront à la fois rigoureuses et diversifiées. Les particularités de ces produits accentuent encore l'importance des facteurs liés à l'élaboration de l'acier liquide et à sa solidification. Citons parmi celles-ci :

- le poids souvent très important des lingots, dont les plus gros atteignent plusieurs dizaines de tonnes, ou la section importante des brames de coulée continue;

- la forme des tôles finies favorisant l'orientation d'éventuels défauts internes parallèlement aux faces et facilitant l'exécution du contrôle de la compacité interne par ultra-sons;

- la mise en oeuvre par soudage de la plupart des tôles, qui se traduit par des nécessités accrues d'homogénéité des produits dans les trois directions, puisque les soudures interviennent aussi bien sur les chants que sur les faces;

- la diversité des formats nécessaires dans une même nuance, qui multiplie les schémas de fabrication si l'on veut optimiser les coûts;
- la présence de quantités parfois importantes d'éléments d'alliages, tels que manganèse, chrome, nickel, molybdène ou d'oligoéléments comme le vanadium, le niobium, l'aluminium, le titane, etc...;
- la nécessité du calmage de l'acier liquide pour les tôles de qualité qui constituent la quasi totalité des tôles épaisses.

II. MOYENS DE FABRICATION DES TOLES EPAISSES

Nous allons maintenant suivre la fabrication des tôles épaisses en partant de l'élaboration en aciérie pour continuer par la transformation à chaud, les traitements thermiques et les parachèvements.

1 - Elaboration

Les nombreuses conditions auxquelles les tôles épaisses doivent satisfaire composent l'utilisation dès l'aciérie de moyens d'élaboration souples et précis pour assurer le respect des conditions très strictes sur la composition chimique, la propreté inclusionnaire - en particulier désulfuration et désoxydation - ainsi que sur la température de coulée. Les fours électriques sont bien adaptés à ce type de métallurgie puisque l'on peut régler à volonté l'apport d'énergie instantanée au bain liquide. Ils sont le plus souvent accompagnés de diverses installations de métallurgie hors du four, qui permettent d'effectuer le réglage de la qualité du bain liquide en dehors de l'engin principal de fusion. Si l'on dispose de fonte liquide, les convertisseurs à soufflage d'oxygène produisent aussi un bain liquide bien adapté, pour des compositions chimiques, en général plus simples que dans le cas des fours électriques. Mais dans ce cas la métallurgie secondaire en poche chauffante permet maintenant d'élaborer des nuances complexes.

L'emploi du vide est un élément caractéristique de cette métallurgie secondaire. Le passage du métal liquide sous vide peut s'effectuer soit au moment de la coulée du four dans la poche de manutention de l'acier, soit au cours d'un transvasement poche à poche dans lequel une seconde poche est placée sous vide, soit par introduction d'une poche dans une

cuve à vide. Il n'est pas possible en raison de la forme méplate des lingots, d'effectuer la coulée directement sous vide comme dans le cas des lingots de forge.

Le vide agit d'abord sur la teneur en gaz dissous et permet d'abaisser la teneur en hydrogène du métal, pour éviter les tapures des produits en cours de fabrication ou les flocons dans les produits finis; il peut améliorer aussi la désoxydation et diminuer la teneur en inclusions oxydées. En second lieu, le vide sert à ajouter avec un rendement bien déterminé des éléments d'alliages oxydables et des oligoéléments tels l'aluminium, le titane, le vanadium, le niobium, etc...

Il est possible d'utiliser les poches pour faire agir sur le bain d'acier liquide des laitiers réactifs, par exemple pour améliorer la désulfuration et pour pratiquer l'injection de produits pulvérulents au sein du bain de façon à mettre sous contrôle la nature, la morphologie et la répartition des inclusions. Certaines propriétés sont en effet directement en relation avec l'état inclusionnaire des tôles finies; c'est le cas de la ductilité aussi bien dans le sens travers, c'est-à-dire perpendiculaire au sens du laminage principal et le sens de l'épaisseur appelé souvent travers court.

Pour compenser les pertes thermiques et les bains de température inhérents aux opérations de métallurgie hors du four, il est souvent utile de disposer d'un dispositif de chauffage de la poche dans laquelle ces opérations s'effectuent. La métallurgie en poche chauffante se développe actuellement ainsi à la fois pour améliorer la qualité des produits et pour utiliser l'engin principal de fusion à sa puissance maximale.

La combinaison des moyens modernes d'aciérie permet donc à la fois une bonne productivité des engins de production et une mise sous contrôle précise de la qualité de l'acier liquide, condition indispensable à l'obtention de produits finis à performances élevées.

2 - Coulée et solidification

Les conditions de solidification du métal sont également déterminantes pour la qualité du produit fini et pour le prix de revient.

Trois possibilités principales existent :

2.1 Lingots pour laminage direct en tôle :

Un lingot est destiné à être laminé sous forme d'une tôle mère unique, éventuellement recoupée en tôles filles après laminage. C'est le seul procédé permettant de fabriquer les tôles les plus épaisses. Le poids du lingot est donc égal à celui de la ou des tôles finales, augmenté de la mise au mille. Il varie de quelques tonnes à quelques dizaines de tonnes, voire près de 100 tonnes dans des cas exceptionnels.

Cette méthode nécessite la disposition d'un important parc de lingotières de différentes sections, dont la hauteur de remplissage peut varier entre certaines limites. Pour améliorer l'état de surface du produit, il est souvent fait appel à la coulée en source, systématiquement utilisée pour les produits de haute qualité. La solidification de l'acier calmé s'y effectue suivant un schéma bien connu, conduisant près des faces à une zone ayant sensiblement la composition chimique moyenne et jouissant d'une grande propreté, puis une zone à cristallisation plus grossière, pendant qu'il se forme vers le bas du lingot une sorte de cône à ségrégation inversée et plus chargé en inclusions oxydées, suivi vers le haut d'une zone à ségrégation positive, surtout pour le carbone et le soufre, pouvant être accompagnée de manque de compacité. Les procédés de masselottage du haut des lingots ont permis de réduire notablement la ségrégation moyenne et de diminuer la retassure de tête, ce qui a amélioré la mise au mille. La forme des lingotières est toujours très soigneusement étudiée pour que les lingots conviennent à la fois en ce qui concerne la ségrégation, la compacité et l'aptitude au laminage.

2.1 Lingots pour dégrossissage en slabbing :

Ces lingots sont toujours d'un poids relativement élevé, car le dégrossissage en slabbing et le débitage ultérieur en tronçon permettent d'adapter les dimensions et le poids de chaque slab aux dimensions des tôles finales désirées. Le mode de solidification de ces lingots est semblable à celui décrit plus haut.

2.3 Brames de coulée continue :

La coulée continue des brames présente plusieurs avantages sur le plan du prix de revient :

- suppression du passage des lingots dans les fours Pits pour réchauffage avant laminage (gain d'environ 350 thermies par tonne);
- diminution des chutes entraînant une amélioration de mise au mille allant jusqu'à 15 %;
- suppression de la consommation de fonte due à l'usure des lingotières.

Au total, les économies possibles, exprimées en énergie, atteignent 5 à 600 thermies, soit l'équivalent de 80 à 90 kg de coke à la tonne ou 55 à 60 litres de fuel.

Les coulées continues sont cependant assez difficiles à régler pour obtenir des aciers alliés calmés, en particulier lorsqu'elles sont à ligne courbe.

Le mode de solidification des brames, plus minces que les lingots, dans un dispositif énergiquement refroidi, permet aussi d'améliorer l'homogénéité du produit. Bien que les difficultés techniques à surmonter pour la mise au point du procédé aient été nombreuses en raison de l'interaction permanente entre les problèmes de principe et les limitations technologiques, tels que : la précision des températures de coulée, la tenue des lingotières refroidies à l'eau, l'alignement des rouleaux, la forme des angles des lingotières et des brames, etc..., la coulée continue se développe d'année en année. Les limitations d'emploi du procédé tiennent à la nécessité d'obtenir sur tôle un corroyage suffisant, ce qui l'exclut pour les produits les plus épais.

2.4 Autres procédés

Pour améliorer l'homogénéité de la solidification, en réduisant la ségrégation, en mettant sous contrôle les inclusions et en régularisant la dimension du grain, certains lingots pour tôles épaisses sont obtenus par refusion sous laitier d'électrodes laminées ou brutes de coulée. La refusion progressive diminue la masse instantanée du métal liquide et les échanges métal-laitier permettent d'agir sur la composition chimique et particulièrement la teneur en soufre. Il paraît possible d'obtenir par cette méthode des lingots de plusieurs dizaines de tonnes.

Un compromis entre cette méthode et la coulée classique en lingots pourrait être réalisé grâce à un procédé combinant le réchauffage de la tête du lingot pendant le début de la solidification (hot topping) et la refusion d'une quantité limitée de métal (environ 10 % du poids du lingot) un tel procédé, moins coûteux que la refusion E S R, pourrait donner des produits dont la qualité s'approche de celle des lingots E S R.

3 - Réchauffage et laminage

Le réchauffage avant laminage est effectué soit dans des fours Pits, lorsqu'il s'agit de lingots, soit dans des fours continus, principalement pour les slabs et les brames. Dans les fours Pits les lingots sont enfournés encore chauds, alors que dans les fours continus l'enfournement se fait à froid.

L'homogénéité du réchauffage sera l'une des conditions d'un laminage correct donnant une tôle aux dimensions régulières. L'obtention d'une calamine de rechauffage peu adhérente, se détachant aisément au début du laminage, est recherchée en agissant sur la composition chimique de l'atmosphère des fours. Un effort important est effectué dans les usines pour réduire la consommation d'énergie au cours de cette phase de fabrication en régularisant les conditions de défournement, en diminuant les pertes thermiques par rayonnement, par ouverture des orifices de fermeture et par chaleur sensible des fournées et en améliorant les conditions de combustion. On estime actuellement que les rendements thermiques sont de l'ordre de 25 % dans les Pits et 35 à 40 % dans les fours à brames, ce qui montre la possibilité de progrès encore existants.

La qualité du laminage se manifeste aussi bien sur la géométrie du produit que sur les propriétés métallurgiques de celui-ci. la régularité de l'épaisseur, la recherche d'une bonne planéité et le respect de la longueur et de la largeur désirées sans mise au mille trop importante appartiennent à la première catégorie. La diminution du travers, la compacité interne, et, lorsqu'on utilise des tôles brutes de laminage, l'obtention des caractéristiques mécaniques, de la ténacité, de l'aptitude au formage sont aussi directement liés à la qualité du laminage.

Les cages de laminoirs quarto modernes, avec serrage hydraulique et compensation de la flexion des cylindres, ainsi que les équipements électroniques qui en contrôlent leur marche, ont beaucoup contribué à l'amélioration de cette qualité.

Certains trains comportent un dispositif de retournement des tôles en cours de laminage permettant le décalaminage et la vérification complète des deux faces, et sont équipés de dispositifs de contrôle d'épaisseur fonctionnant en continu. Le pilotage du laminoir par des calculateurs utilisant des programmes du laminage bâti sur des schémas de plus en plus complexes, est très systématique. Il faut pour cela disposer d'un modèle thermique qui permet de calculer la loi de refroidissement du produit au cours du temps, d'un modèle d'efforts permettant de prévoir efforts et couples de laminage à chaque passe en fonction de la température, de l'épaisseur et de la résistance à la déformation du métal, d'un modèle de planéité associé à un modèle de bombé du cylindre. Dans sa forme la plus élaborée, ce type de programme permet la réalisation de tôles à haute limite d'élasticité, à propriétés de ténacité contrôlée, jouissant d'une excellente soudabilité. Cependant, ces tôles à laminage contrôlé sont, en général, d'une épaisseur inférieure à celles dont nous traitons ici, encore que la progression de la puissance des quartos jointe à une mise sous contrôle du laminage de plus en plus précise, permettent chaque année d'augmenter les limites d'épaisseur de cette classe de produits.

Les traitements thermiques, dont il sera question plus loin, permettent, en dehors de ce cas, de jouer sur la structure du métal pour obtenir les caractéristiques recherchées, à condition que l'élaboration et le laminage aient été correctement réalisés.

Après laminage, les tôles refroidissent librement sur des refroidisseurs et subissent parfois un planage à chaud qui, profitant de la faible limite d'élasticité de l'acier à ce moment, nécessite une puissance moindre que le planage à froid.

Certaines tôles de nuances dures (auto trempantes) ou susceptibles d'une sensibilité à l'hydrogène à froid, sont refroidies en piles ou en fosses ou sont enfournées chaudes dans un four à recuire pour refroidissement contrôlé, ou même traitement antiflocons.

4 - Traitements thermiques et parachèvement des tôles

4.1 Mise à dimensions :

Si le cisaillement des tôles peut être encore utilisé jusqu'à 25 ou 30 mm, quelquefois un peu plus, les tôles les plus épaisses sont obliquement découpées au chalumeau. Certaines usines effectuent un examen préalable aux ultra-sons pour optimiser le tracé des chutes de rives et d'extrémité. Les nuances les plus dures ne pourront être découpées, même au chalumeau, qu'après un recuit d'adoucissement, si l'on veut éviter criques ou tapures.

4.2 Traitements thermiques :

4.2.1 Fours de traitement :

Les traitements thermiques des tôles, au moins jusqu'à 120 mm, sont le plus souvent effectués dans des fours continus, à rouleaux ou à longerons.

Si la longueur du four et l'épaisseur de la tôle l'exigent, la tôle sera maintenue dans le four par un mouvement de va et vient. Les fours à rouleaux sont généralement limités aux températures inférieures à 950°C, suffisantes pour la plupart des aciers. Des rouleaux spéciaux, ou des longerons, sont nécessaires pour les températures plus élevées requises, notamment, pour les tôles d'aciers austénitiques.

Il existe des fours continus chauffés par panneaux radiants et comportant une atmosphère protectrice non oxydante évitant la production de calamine, en particulier pour les tôles destinées à être trempées.

Les refroidissements sont effectués librement à l'air sur des refroidissoirs. Certains fours sont équipés de ventilateurs (refroidissement à l'air soufflé) ou d'installations de trempes.

Les tôles très épaisses et très lourdes sont traitées dans des fours à sole fixe ou mobile analogues à ceux utilisés pour le traitement des grosses pièces de forge.

4.2.2 Installations de trempe :

La trempe par immersion dans l'eau est pratiquée sur des tôles de forte épaisseur (50 mm et plus) que l'on descend verticalement ou obliquement dans une bêche remplie d'eau. Elle a l'inconvénient d'obliger à des manutentions relativement compliquées, les tôles circulant horizontalement dans les ateliers de fabrication; de plus, les tôles n'étant pas maintenues ont tendance à se déformer ce qui exclut notamment les plus faibles épaisseurs.

La trempe entre tas métalliques refroidis ou non donne de très bons résultats au point de vue planéité mais le refroidissement n'étant assuré que par conduction entre métaux, n'est pas très rapide et, en général, intermédiaire entre trempe à l'air en à l'huile.

La trempe des tôles de grandes dimensions et d'épaisseurs allant de 5 à 100 mm s'effectue donc surtout grâce à des dispositifs utilisant la projection d'eau ou de brouillard d'eau, sur les deux faces de la tôle sortant horizontalement d'un four continu.

L'installation d'un tel dispositif directement à la sortie d'un train de laminoir, sans réchauffage intermédiaire, apporterait évidemment des avantages importants du point de vue des économies d'énergie et de la diminution des coûts. Les propriétés des produits pourraient sans doute aussi être élevées. De nombreux essais et mises au point sont envisagés ou en cours dans cette voie.

Ces appareils sont conçus pour limiter ou supprimer les déformations risquant d'être produites par la trempe, le planage ultérieur des aciers à haute limite d'élasticité étant une opération coûteuse et qui nuit à l'homogénéité des propriétés des tôles.

Les appareils les plus utilisés dans le monde appartiennent à deux types :

- La tôle est trempée par aspersion d'eau sur ses deux faces, alors qu'elle est immobilisée par un ensemble de doigts appliqués par des vérins.
- La tôle est trempée par pulvérisation d'eau lors de son passage au travers d'un ensemble de rouleaux, analogues à ceux d'une planeuse; l'installation comprend, à l'entrée de la tôle, une zone de

refroidissement très énergétique assurant une chute très rapide de la température superficielle de la tôle, puis une deuxième zone, suffisante pour maintenir cette température en assurant l'évacuation des calories contenues dans la masse de la tôle.

Ce système a été perfectionné dans une machine en cours de mise au point en France et qui utilise les principes suivants :

- utilisation d'un aérosol eau-air pour obtenir des coefficients d'échange élevés,
- circulation du fluide dans le sens perpendiculaire à celui du passage de la tôle,
- application d'une contrainte de traction, par des rouleaux serreurs, avant et pendant l'opération de trempe, pour améliorer la planéité.

Il faut signaler aussi que les traitements de revenu doivent être effectués dans des fours possédant une bonne précision de température, car les courbes d'adoucissement au revenu de ces aciers sont assez rapidement descendants.

4.2.3 Aspects de surface :

Les tôles épaisses sont parfois grenillées pour éliminer la calamine et vérifier l'absence de défauts nuisibles à l'emploi.

Elles peuvent être également meulées ou polies. Dans le cas du polissage et parfois aussi lors du meulage ou du grenillage, une condition de micro-géométrie de la surface peut être imposée.

5 - Contrôle de qualité

La fabrication des tôles fait l'objet, d'une part d'une vérification des procédures suivies à chaque stade de la fabrication, et, d'autre part, d'une inspection des produits finis.

5.1 Essais mécaniques

Cette inspection est effectuée par lot, ou par feuille laminée, suivant les spécifications; elle se caractérise par l'exécution de prélèvements de bandes sur toute la largeur des tôles, parfois à chaque extrémité. Certains producteurs usinent et essaient ainsi plusieurs dizaines de milliers d'éprouvettes chaque mois.

En plus des essais classiques de traction, pliage et résilience, les tôles épaisses font souvent l'objet d'essais liés à leur utilisation dans des constructions lourdes hautement sollicitées : essais de mécanique de la rupture (PELLINI, COD, K_{IC} , etc...) ou essais de soudabilité.

5.2 Essais non destructifs

Le plus utilisé est le contrôle de la santé interne par ultra-sons. Il fait l'objet de nombreux cahiers des charges dont la sévérité tend à augmenter. Ils utilisent le plus souvent la réflexion d'ondes émises perpendiculairement aux faces, mais d'autres procédés, notamment avec palpeurs obliques, apparaissent. Les contrôles sont effectués soit par des machines automatiques, soit par des appareils manuels qui permettent un contrôle plus précis mais plus long.

Le ressuage est parfois demandé, soit sur les chants, pour rechercher d'éventuels défauts internes débouchant sur la coupe, soit sur les faces; cette opération ne peut se faire valablement que sur une surface décalaminée.

La magnétoscopie est généralement évitée à cause des difficultés opératoires.

5.3 Assurance de la qualité

L'emploi des tôles épaisses dans des constructions chaudronnées spéciales, particulièrement destinées à l'industrie nucléaire, a amené certains organismes comme l'ASME à agréer l'organisation de la production et de son contrôle chez les lamineurs de tôles épaisses.

Cette procédure existe également pour d'autres emplois, telle que construction de ponts, etc..., suivant la réglementation en vigueur dans chaque pays.

III. DEUX EXEMPLES

Il serait intéressant d'examiner en détail comment les moyens de fabrication, dont nous venons de parler, permettent d'obtenir des produits bien adaptés aux conditions spécifiques de leur emploi. Pour ne pas

alourdir ce texte, nous nous limiterons à deux exemples : le premier concerne les tôles hyper-lourdes pour réacteur nucléaire, le second les tôles pour raccords de pipe-line.

Tôles hyper-lourdes pour réacteurs nucléaires

Les dimensions et le poids des cuves de réacteurs nucléaires à eau ont fortement augmenté au cours de la dernière décennie. Une cuve de réacteur à eau pressurisée de 1 300 MW pèse 400 tonnes et ses parois ont, dans leur partie courante, 220 à 280 mm d'épaisseur. Celles-ci sont réalisées en acier de construction revêtu d'acier inoxydable sur la partie tournée vers l'intérieur de la cuve. Les fabricants utilisent pour leur construction soit des pièces forgées, soit des tôles. Ces dernières ont un poids de 10 à 80 tonnes et des épaisseurs variant de 100 à 500 mm et sont en acier contenant des additions de manganèse, de molybdène et, en général, de nickel, dont la composition chimique est la même, à de faibles variantes près, dans tous les pays du monde, comme le montre le tableau II.

L'élaboration au four électrique suivie d'un traitement sous vide, puis la coulée en source suivie d'un refroidissement lent, du laminage sur un quarto à très forte levée, d'un traitement thermique par trempe par immersion et d'un contrôle extrêmement strict de compacité, permettent d'obtenir une homogénéité de composition chimique et des propriétés remarquables comme cela est visible sur le tableau III établi pour une tôle de 50 tonnes *).

Mais si l'homogénéité au sein d'une même tôle est très importante, le fournisseur doit aussi assurer la réduction des écarts entre les différentes tôles d'une même commande et même de plusieurs commandes successives de la même nuance. Dans le cas cité ci-dessus, les teneurs extrêmes en carbone obtenues sur 68 coulées sont de 0,19 et 0,22. Ce faible écart permet au chaudronnier d'utiliser des gammes de fabrication particulièrement précises, génératrices de gains de qualité et d'heures de travail.

*) Matériaux et Techniques (Sept.Oct.77). Tôles hyper-lourdes pour la construction nucléaire par MM. CHEVET et ROUX.

Tôles pour raccords de pipe-lines

Les tôles pour pipe-lines sont généralement obtenues par laminage contrôlé, puis cintrés à froid et soudés; le laminage contrôlé permet aux éléments dispersoïdes de jouer au mieux leur rôle en améliorant la limite d'élasticité sans compromettre la soudabilité.

Les raccords (tés, coudes, etc...) obtenus par formage à chaud ne peuvent jouir des avantages du laminage contrôlé qui nécessite le formage à froid. D'autre part, la forme des pièces conduit, en général, à augmenter l'épaisseur de paroi.

Il est donc nécessaire de produire, pour une faible part du tonnage total du pipe-line, des tôles utilisées à l'état normalisé ou traité, après formage à chaud, tout en se rapprochant le plus possible des exigences de caractéristiques de traction et de soudabilité des pipe-lines. La soudabilité se traduit le plus souvent par une exigence du type :

$$C + \frac{Mn}{6} + \frac{V}{5} \leq 0,47.$$

Une telle condition peut être tenue par un acier C - Mn à fourchette de composition étroite, et légèrement allié en Cr - Mo dans les limites tolérées. On obtiendra sur tôle de 30 mm $Re \geq 410 \text{ N/mm}^2$ et $R \geq 580 \text{ N/mm}^2$, à l'état normalisé. Un acier de même composition, mais plus bas en carbone (0,12 moyen au lieu de 0,19) peut être utilisé à l'état trempé à l'eau et revenu (550° 30 min.). Pour la même épaisseur, il joindra à un carbone équivalent plus faible des caractéristiques de traction légèrement plus élevées. $Re \geq 500 \text{ N/mm}^2$ $R \geq 600 \text{ N/mm}^2$. La résilience à basse température est également améliorée.

CONCLUSION

Les tôles épaisses sont en règle générale destinées à des équipements lourds et doivent satisfaire aux besoins des utilisateurs finaux et des transformateurs intermédiaires qui les mettent en oeuvre. Leur définition et leur fabrication résultent toujours de compromis délicats à réaliser. Mais les méthodes de fabrication des tôles épaisses se perfectionnent constamment et permettent d'obtenir des produits différenciés lorsque c'est vraiment nécessaire.

La production des tôles épaisses suppose donc l'existence d'équipes de métallurgistes expérimentés, bien au fait à la fois des problèmes d'élaboration et de transformation des produits, des problèmes liés à la mise en oeuvre et des exigences des utilisateurs finaux. Ces équipes doivent pouvoir s'appuyer sur des laboratoires et centres de recherches appliqués disposant d'un matériel adapté à l'étude de la fabrication et de l'utilisation.

Mais il est aussi indispensable que les fournisseurs, les utilisateurs et les représentants des organismes réglementaires se concertent de plus en plus étroitement pour définir les règles faisant autorité, si possible à l'échelle mondiale, pour le choix et le contrôle des produits. Ceci pourrait permettre à la fois des améliorations de qualité, en particulier de répétitivité dans le temps, et une plus grande régularité des coûts.

*

*

*

TABLEAU I - Paramètres caractéristiques pour étudier l'aptitude des tôles épaisses à leur emploi

A

CARACTERISTIQUES DE BASE

CARACTERISTIQUES MECANIQUES

Traction
(ambiante) : Résistance
Limite d'élasticité
Allongement
Striction

Traction
(à chaud) : Résistance
Limite d'élasticité
Allongement de fluage
Résistance au fluage

Ténacité : Résilience (Niveau d'énergie) Transition
{ % fibrosité }
{ Expansion latérale }

N D T Pellini
C O D
K I C
Pliage

Résistance à l'arrachement lamellaire

Tenue à la fatigue : Limite de fatigue
Influence de l'effet d'entaille

CARACTERISTIQUES CHIMIQUES

Analyse de coulée : Eléments principaux de la composition
Oligoéléments et éléments résiduels
souhaités ou subis
Teneurs en gaz H₂, O₂, N₂

Analyse sur produits : Influence du prélèvement

CARACTERISTIQUES GEOMETRIQUES

- Tolérance : L , I , e , masse
Planéité, équerrage

- Etat de surface : Irrégularités admissibles
Finesse du grain (en cas de meulage)
Grenailage éventuel

- Qualité des rives

SANTE INTERNE

- Propreté macro et micrographique (comptage d'inclusions)

- Compacité

STRUCTURE METALLURGIQUE

- Taille du grain : Gamma - Alpha

- Structure de bandes

- Transformation lors du refroidissement

B CARACTERISTIQUES DE MISE EN OEUVRE

- Aptitude à la coupe au chalumeau, à l'usinage
- Formabilité : à froid - à tiède - à chaud (effet Bauschinger)
- Soudabilité : Risque de fissuration à froid : C éq.
Dureté sous cordon
Essais d'implants
Etude des propriétés des zones affectées thermiquement par le soudage, en fonction des énergies de soudage
- Recuits de détente : Risque de fissuration au réchauffage
Influence du recuit sur les propriétés mécaniques de l'acier et des zones thermiquement affectées
Influence du recuit sur le niveau des contraintes résiduelles

C CARACTERISTIQUES LIEES A LA TENUE EN SERVICE

- Résistance au vieillissement :
 - . Fragilisation - durcissement
- Résistance à la corrosion :
 - . Corrosion généralisée
 - . Corrosion sous tension
 - . Fragilisation par l'hydrogène et l'hydrogène sulfureux
- Résistance à l'abrasion
- Pour le nucléaire : Résistance aux effets de l'irradiation

Pour mémoire : Tenue à chaud, tenue aux basses températures, tenue aux vibrations, tenue à la fatigue oligocyclique, déjà rencontrées avec les caractéristiques mécaniques.

	A 533 - A	A 533 - B	20 Mn No Ni 55	E D F
C	0,25 max	0,25 max	0,17/0,25	0,20 max
Mn	C1.1 1.15/1,50 C1.2 ou 3 1.15/1,60	C1.1 1.15/1,60 C1.2 ou 3 1.15/1,60	1.15/1,50	1.15/1,50
Si	0,15/0,30	0,15/0,30	0,15/0,30	0,15/0,30
Ni		0,40/0,70	0,40/0,70	0,40/0,70
Cr			0,20 max	0,20 max
Mo	0,45/0,60	0,45/0,60	0,45/0,60	0,45/0,55
V		0,03 max	0,03 max	0,03 max

TABLEAU II - Nuances des tôles épaisses généralement utilisées dans l'industrie nucléaire

Dimensions 1000 x 3000 x 200 mm, environ 50 tonnes
approximately 50 tons

Heat Analysis Analyse de coulée

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	S	P	Cu	Al
0.185	1.47	0.23	0.66	0.06	0.50	0.005	0.008	0.04	0.017

Analyse sur produit

TÊTE		C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	S	P	Sn	TOP
Peau	Rive	0.18	1.49	0.24	0.67	0.06	0.49	0.040	0.018	0.004	0.008	0.010	Left edge Surface 1/4 T 1/2 T
	1/4 ép	0.185	1.48	0.24	0.67	0.06	0.50	0.039	0.017	0.005	0.008	0.011	
Gauche	1/2 ép	0.19	1.52	0.24	0.68	0.06	0.51	0.039	0.017	0.005	0.008	0.010	1/4 width left Surface 1/4 T 1/2 T
	Peau	0.18	1.47	0.24	0.67	0.06	0.49	0.039	0.018	0.005	0.008	0.010	
Largeur	1/4 ép	0.185	1.48	0.23	0.67	0.06	0.49	0.039	0.017	0.005	0.008	0.010	1/4 width right Surface 1/4 T 1/2 T
	1/2 ép	0.20	1.53	0.24	0.68	0.06	0.50	0.040	0.017	0.005	0.008	0.010	
A X E	Peau	0.18	1.48	0.25	0.67	0.06	0.49	0.040	0.019	0.004	0.008	0.011	Mid Width Surface 1/4 T 1/2 T
	1/4 ép	0.19	1.49	0.24	0.67	0.05	0.52	0.039	0.018	0.005	0.008	0.010	
Largeur	1/4 ép	0.18	1.49	0.23	0.68	0.06	0.53	0.043	0.017	0.005	0.008	0.012	1/4 width right Surface 1/4 T 1/2 T
	1/2 ép	0.205	1.49	0.23	0.69	0.05	0.53	0.040	0.018	0.005	0.008	0.011	
Rive	Peau	0.18	1.48	0.24	0.67	0.05	0.49	0.040	0.018	0.004	0.008	0.010	Right edge Surface 1/4 T 1/2 T
	1/4 ép	0.185	1.50	0.25	0.67	0.06	0.53	0.039	0.017	0.005	0.008	0.010	
Droite	1/2 ép	0.19	1.52	0.25	0.68	0.06	0.50	0.039	0.018	0.004	0.008	0.010	
	Peau	0.18	1.48	0.24	0.67	0.05	0.49	0.040	0.018	0.004	0.008	0.010	
PIED		C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	S	P	Sn	BOTTOM
Peau	Rive	0.18	1.50	0.25	0.68	0.06	0.50	0.040	0.018	0.005	0.008	0.010	left edge Surface 1/4 T 1/2 T
	1/4 ép	0.175	1.46	0.24	0.65	0.06	0.50	0.039	0.017	0.005	0.008	0.010	
Gauche	1/2 ép	0.17	1.49	0.24	0.67	0.06	0.49	0.040	0.018	0.005	0.008	0.010	1/4 width left Surface 1/4 T 1/2 T
	Peau	0.18	1.47	0.25	0.68	0.06	0.51	0.040	0.017	0.005	0.008	0.011	
Largeur	1/4 ép	0.17	1.49	0.25	0.68	0.06	0.53	0.037	0.017	0.005	0.009	0.011	1/4 width right Surface 1/4 T 1/2 T
	1/2 ép	0.185	1.45	0.25	0.68	0.06	0.49	0.040	0.017	0.005	0.008	0.010	
A X E	Peau	0.175	1.48	0.24	0.68	0.06	0.49	0.039	0.018	0.005	0.008	0.010	MID WIDTH Surface 1/4 T 1/2 T
	1/4 ép	0.185	1.49	0.25	0.67	0.05	0.52	0.038	0.018	0.004	0.009	0.011	
Largeur	1/4 ép	0.17	1.45	0.24	0.66	0.06	0.48	0.038	0.017	0.004	0.008	0.010	1/4 width right Surface 1/4 T 1/2 T
	1/2 ép	0.16	1.45	0.23	0.65	0.06	0.47	0.038	0.018	0.004	0.008	0.009	
Rive	Peau	0.18	1.48	0.25	0.67	0.06	0.50	0.039	0.018	0.005	0.008	0.010	Right edge Surface 1/4 T 1/2 T
	1/4 ép	0.175	1.49	0.24	0.67	0.06	0.49	0.040	0.018	0.005	0.008	0.010	
Droite	1/2 ép	0.175	1.49	0.25	0.67	0.06	0.49	0.040	0.018	0.004	0.008	0.011	
	Peau	0.18	1.48	0.25	0.67	0.06	0.50	0.039	0.018	0.005	0.008	0.010	

TABLEAU III - Résultats des analyses chimiques effectués sur une tôle épaisse de 50 tonnes.

INFLUENCE DES PROCÉDES DE FABRICATION DES CUVES
SOUS PRESSION SUR LES PROPRIÉTÉS
DES ACIERS.

V. MANDORINI - E. GHELARDONI
Istituto di Ricerche Breda - Milano.

Introduction.

La conception des cuves sous pression en acier destinées à l'industrie chimique ou nucléaire est régie par des normes qui se réfèrent à des valeurs "programmées" de la résistance et de la ténacité de l'acier, c'est-à-dire à des valeurs relatives à l'acier dans son "état de réception".

Afin de pouvoir se rendre compte des variations des propriétés initiales des tôles en fonction des différentes opérations du cycle de fabrication, on joint généralement quelques coupons que l'on soumet à ces mêmes opérations. Après chaque opération, on prélève quelques coupons que l'on soumet à des essais en vue de l'agrégation du processus de fabrication.

Il va de soi qu'une meilleure connaissance de l'influence des opérations précitées sur les caractéristiques des tôles peut être utile lorsque l'on désire optimiser les propriétés du produit fini.

Il existe un autre aspect du problème, dont il importe de tenir compte : la nécessité de satisfaire des exigences de plus en plus sévères conduit les producteurs d'acier à utiliser des processus d'élaboration de plus en plus compliqués et onéreux. Dans ce cas également, la connaissance des variations des caractéristiques mécaniques des tôles peut être d'un grand secours pour dégager les paramètres déterminants pour l'amélioration du produit final (1).

Le présent rapport expose une partie des résultats d'une recherche exécutée à l'IRB avec le soutien financier de la CECA. Le but de la recherche était d'évaluer les variations des caractéristiques mécaniques de tôles en acier pour cuves sous pression, sous l'effet des opérations de cintrage à chaud, de cintrage à froid et de traitement thermique après soudage.

Acier utilisé.

L'acier étudié était un ASTM A 533, nuance B, classe 1 ; il s'agissait d'une tôle de 100 mm d'épaisseur et mesurant 14.000 x 24.000 mm, fournie par Marrel. La tôle a été trempée à l'eau à 880°C (vitesse de chauffage 100°C/h - maintien 3 heures à 880°C), puis revenue à 675°C (vitesse de chauffage 90°C/h - maintien quatre heures à 675°C).

Caractérisation de l'acier à l'état de réception.

La tôle a été découpée comme l'indique la figure 1. Le premier coupon a permis :

- de déterminer la composition chimique de l'acier ;
- d'effectuer les essais mécaniques conventionnels (traction, pliage, Charpy V) ;
- de procéder aux essais de ténacité (mouton tombant et C.O.D.).

Les éprouvettes destinées aux essais de traction et aux essais de choc sur barreau entaillé ont été prélevées au quart de l'épaisseur de la tôle parallèlement et perpendiculairement à la direction de laminage. Les éprouvettes de pliage ont été prélevées en surface, dans les deux directions. Les éprouvettes pour les essais au mouton tombant ont été prélevées au quart de l'épaisseur, dans le sens longitudinal. Les éprouvettes C.O.D. étaient du type C.T., de 2 pouces (50,4 mm) d'épaisseur, prélevées à mi-épaisseur.

En ce qui concerne la température de transition, on a, entre le NDT et RT_{NDT} , procédé aux essais suivants :

- FATT, critère de rupture à 50 % de cristallinité ;
- T_E , critère d'énergie Charpy V 3,5 kgf/cm² ;
- T_{LE} , critère de dilatation latérale 0,38 mm.

La composition chimique est donnée au tableau 1, tandis que les résultats des essais mécaniques feront l'objet d'un rapport ultérieur se référant aux différentes opérations.

Cintrage à chaud.

Les trois coupons, désignés à la figure 1, par les lettres A, B et C, ont été prélevés dans la tôle originelle par coupage à la flamme.

Après chauffage au four à une vitesse de 100°C/h et maintien pendant 100 minutes à 675, 620 et 520°C respectivement, ces coupons ont été cintrés à chaud à ces températures, dans la direction du laminage antérieur, avec un rayon extérieur nominal de 1000 mm.

La déformation longitudinale maximum, atteinte par tous les coupons et calculée à partir du rayon réel après cintrage, était d'environ 5,3 %.

Les éprouvettes destinées aux essais mécaniques ont été prélevées au quart de l'épaisseur à partir des faces tant intérieure qu'extérieure.

Seules les éprouvettes CT ont été prélevées à mi-épaisseur. Les résultats des essais sont donnés aux figures 2 à 7, avec, à titre de comparaison, les valeurs obtenues dans l'état de réception de la tôle.

Dans l'ensemble, les essais conduisent aux conclusions suivantes :

- Les valeurs de la charge de rupture R_r de chaque coupon ne présentent pas de différence notable entre la face intérieure

et la face extérieure. C'est pourquoi la figure 2 ne donne que les valeurs moyennes des deux faces du coupon. En outre, ces valeurs ne s'écartent que très faiblement de celle qui correspond à l'état de réception, les différences, pour toutes les températures d'essai, n'excédant pas $\pm 6\%$. A l'intérieur de ces limites, la valeur de R_f diminue de façon progressive avec l'augmentation de la température. Il est important de noter que, quelle que soit la température de cintrage, toutes les valeurs de R_f à la température ambiante sont comprises entre les limites imposées par le code ASTM (56 à 70 kg/mm²).

- Au contraire, la limite d'élasticité $R_e(0,2)$ présente des valeurs très différentes sur la face interne et sur la face externe ; mais cette différence diminue lorsque la température de cintrage augmente. Valant 17 % pour le coupon cintré à 520°C, elle tombe à 6 % pour le coupon cintré à 675°C (fig. 3). Les valeurs de $R_e(0,2)$ sur la face interne ne sont pas très différentes de celles de l'état de réception ; sur la face externe au contraire, elles sont beaucoup plus élevées que celles de l'état de réception. Elles sont d'ailleurs d'autant plus élevées que la température de cintrage est plus basse : à la température ambiante, l'augmentation de $R_e(0,2)$ du coupon cintré à 675°C n'est que de 2 %, tandis qu'elle atteint 25 % pour le coupon cintré à 520°C. En outre, il convient de souligner que les valeurs de $R_e(0,2)$ à la température ambiante sont largement supérieures au minimum imposé par le code ASTM (35,2 kg/mm²).
- Dans les limites de la dispersion expérimentale, l'allongement A_4 ne présente pas de différence notable entre la face interne et la face externe. La figure 4 montre que la valeur de A_4 correspondant à la plus basse température de cintrage (520°C) est considérablement inférieure aux valeurs dans l'état de réception (de 8 à 14 %), tandis qu'aux deux autres températures de cintrage, les écarts par rapport à

l'état de réception sont plus faibles.

- De même, les valeurs de l'énergie Charpy V sur les deux faces ne sont guère différentes. Seul le coupon cintré à 520°C présente des valeurs Charpy V différentes et sensiblement plus faibles que celles de l'état de réception, à des températures voisines de la température ambiante (fig. 5). La figure 6 montre un glissement général des températures de transition du coupon cintré à chaud, vers des températures plus élevées, si on les compare aux valeurs correspondant à l'état de réception ; plus la température de cintrage est basse et plus ce glissement est marqué.
- Le C.O.D. indique des valeurs légèrement plus élevées que celles de l'état de réception, à des températures d'essai plus proches de la température ambiante. Pour des températures inférieures, les valeurs du C.O.D. des différents coupons ne peuvent se distinguer l'une de l'autre et elles coïncident d'ailleurs avec celles de l'état de réception, ainsi que le montrent les courbes de la figure 7. Il y a également lieu de noter une brusque augmentation de la valeur du C.O.D. à une température d'environ - 70°C, en accord avec les résultats du K_{IC} obtenus par Wessel dans le cadre du programme HSST (2).

Nous allons tâcher de résumer l'influence du cintrage à chaud sur les propriétés de la tôle A 533.

Ce type d'opération de formage a donné lieu à divers problèmes dans le passé parce que, selon certains auteurs, l'essai pouvait conduire à des résultats hétérogènes.

Nos propres résultats nous amènent à supposer que le cintrage à chaud donne naissance à deux processus concurrents : d'une part, l'effet Bauschinger, qui prévaut aux basses températures de cintrage, et d'autre part l'écoulement plastique de la matière qui va de pair avec l'augmentation de la température de cintrage et tend à atténuer le premier effet. L'exis-

tence de l'effet Bauschinger se traduit de façon particulièrement évidente par la différence de limite d'élasticité entre les faces interne et externe. Comme mentionné plus haut, cette différence tend à disparaître lorsque la température de cintrage augmente ; en conséquence, les valeurs des caractéristiques mécaniques tendent à devenir égales à celles de l'état de réception (fig. 8). Cette constatation a été confirmée par divers essais effectués par Babcock avec le même acier cintré à 650°C, sous une déformation totale de 5 % (3).

Nous sommes arrivés à la conclusion que, s'il est exécuté à une température qui ne s'écarte pas trop de la température de revenu, le cintrage à chaud n'affecte pas les caractéristiques de l'acier.

Au contraire, le cintrage à 520°C avec des déformations importantes entraîne une augmentation de la limite d'élasticité et une diminution de l'allongement ainsi que de l'énergie Charpy V.

Ainsi se trouve justifiée la pratique industrielle d'effectuer le cintrage à une température qui n'est pas inférieure de plus de 100°F (55°C) à la température de revenu.

Cintrage à froid.

Trois coupons, marqués A₁, B₁ et C₁, ont été prélevés dans la tôle originelle par préchauffage et coupage à la flamme. Ils ont été cintrés à froid, dans la direction du laminage, au diamètre extérieur nominal suivant :

A₁ - ϕ_e : 6000 mm

B₁ - ϕ_e : 4000 mm

C₁ - ϕ_e : 2000 mm

La déformation maximum atteinte par ces coupons, calculée à partir des diamètres réels, était respectivement de 1,8, 2,8 et 5,3 %.

Les éprouvettes destinées aux essais mécaniques ont été prélevées au quart de l'épaisseur, à partir des deux faces des coupons, à l'exception des éprouvettes CT qui ont été prélevées à mi-épaisseur selon la direction L-T.

Les résultats des essais sont illustrés aux figures 9 à 14, qui montrent que :

- La charge de rupture R_r tant à la face interne qu'à la face externe, ne présente pas de différence sensible par rapport aux valeurs à l'état de réception, quelle que soit la température de l'essai (fig. 9).
- La limite d'élasticité $R_e(0,2)$ tend, d'une manière générale, à diminuer à la face interne et à augmenter à la face externe, par rapport à l'état de réception. Ceci est une conséquence directe de l'effet Bauschinger. Il convient toutefois de souligner le comportement asymétrique des deux faces du coupon cintré : sur leur face interne, les coupons cintrés aux trois déformations différentes présentent des valeurs de $R_e(0,2)$ quasi équivalentes, et également plus basses (13 %) qu'à l'état de réception : sur leur face externe, au contraire, les valeurs de $R_e(0,2)$ correspondant à la déformation la plus élevée (5,3 %) sont fortement différentes des deux autres et sont supérieures d'environ 25 % à celles de l'état de réception. Selon l'avis de nombreux auteurs, cette différence de comportement est imputable au glissement de l'axe neutre vers la face interne au cours du cintrage.

Il y a lieu de noter également que tous les phénomènes se déroulent de la même façon, quelle que soit la température d'essai (fig. 10).

- L'allongement A_4 augmente sur la face interne et diminue sur la face externe. Les écarts par rapport à l'état de réception sont peu importants, étant proportionnels aux déformations de cintrage et pratiquement constants avec la température d'essai (fig. 11).

- Les énergies Charpy V sur les deux faces des coupons ne présentent pas de différence sensible par rapport à l'état de réception, toutes les valeurs se situant dans une bande de dispersion centrée sur la courbe correspondant à l'état de réception (fig. 12).

Au contraire, il existe une certaine différence en ce qui concerne les températures de transition qui, d'une manière générale, subissent une augmentation de l'ordre de 10 à 20°C pour la déformation de 1,8 %, cette augmentation demeurant d'ailleurs presque invariable, même pour les déformations les plus élevées.

Seul, l'essai FATT montre un comportement discordant, mais cela peut être dû au caractère subjectif et à la précision moindre de ce paramètre.

- Le C.O.D. s'avère plus élevé qu'à l'état de réception, principalement à des températures relativement élevées et lorsque les déformations dues au cintrage sont grandes. Il ne présente aucune différence aux basses températures (fig. 14).

Pour résumer les résultats des essais, on peut dire que le cintrage à froid, avec une déformation atteignant 5 %, n'entraîne aucune modification significative des caractéristiques mécaniques de la tôle A 533. La résistance est accrue, sans excéder les limites imposées par les codes, tandis que la ténacité du matériau n'est pas réduite.

Les codes existants (P.V.R.C., ASME, ISO TC 11, etc ...) autorisent une déformation maximum de cintrage à froid comprise entre 3 et 5 %. Cette limite avait été fixée sur la base de résultats d'essais effectués quelque temps plus tôt avec des tôles fines (4).

Quant à nous, nous pensons que les règles sont passablement restrictives, car même avec une déformation de 5 %, aucun traitement thermique ultérieur ne serait nécessaire.

On pourrait se demander s'il serait opportun de souder des coupons cintrés à froid sans procéder à un traitement thermique préalable. Il conviendrait de résoudre ce problème au moyen d'essais spécifiques qui, par ailleurs, seraient assez complexes du fait de l'intervention simultanée de plusieurs paramètres tels que l'apport calorifique, la géométrie du joint, etc...

Soudage et détensionnement.

La dernière étape de la construction d'une cuve comporte le soudage des tôles cintrées et le traitement thermique subséquent de détensionnement ou relaxation des contraintes.

Etant donné qu'il faut répéter le traitement thermique de la cuve tout entière chaque fois qu'un défaut de soudage doit être éliminé, la durée du détensionnement que subissent les diverses parties de la cuve peut varier dans de larges proportions.

L'objectif présent est d'évaluer l'influence du détensionnement sur les caractéristiques de la tôle.

Ces propriétés constituent le point principal ; on n'a donc choisi qu'un seul procédé de soudage, à savoir celui qui est habituellement utilisé dans les ateliers. Par contre, on a pratiqué trois opérations de détensionnement, toutes trois à 610°C mais avec des durées différentes.

Trois coupons, désignés par V_1 , V_2 et V_3 (fig. 1), ont été découpés dans la tôle originelle ; leurs dimensions étaient 900 x 1200 mm, en 100 mm d'épaisseur. Ils ont été cintrés à chaud à 620°C dans le sens du laminage, au diamètre nominal ϕ_i : 2000 mm, correspondant à une déformation nominale maximale de 5 %.

Les coupons ont été divisés en deux parties, qui ont ensuite été soudées par rapprochement dans la direction perpendiculaire à la direction du laminage, par le procédé à l'arc submergé multipasse à une seule électrode.

Les trois coupons ont ensuite été détensionnés à 610°C pendant 20, 30 et 48 heures respectivement. La figure 15 indique la situation des soudures et les paramètres de soudage utilisés.

Il existe deux combinaisons possibles fondant-électrode, utilisées en pratique pour le soudage de ce type d'acier. Nous avons choisi la combinaison d'un fil-électrode en acier allié au Mn-Ni-Mo avec un fondant neutre F4 - EF3, conformément à la norme AWS A 5.23-76, qui correspond au code ASME IX QW-432-F, numéro 6.

Nous pensons qu'avec l'autre combinaison possible, c'est-à-dire fil-électrode en acier au carbone et fondant allié, le réglage des paramètres du soudage peut être plus critique.

Nous avons également choisi la technique du dépôt rectiligne de préférence au dépôt avec balancement, car elle nécessite un moindre apport calorifique (dans notre cas 29 KJ/cm) et elle assure par conséquent une distorsion moindre et une meilleure ténacité de la soudure.

- Chaque coupon a subi les essais suivants :
- essai de traction sur le métal de base (MB) selon la direction longitudinale au quart de l'épaisseur sur les deux faces du coupon et dans la zone fondue (ZF) selon la direction du cordon de soudure ;
 - essais Charpy V dans le MB et la ZF, au quart de l'épaisseur, sur les deux faces du coupon ;

- essais au mouton tombant, à mi-épaisseur, dans une direction perpendiculaire au cordon de soudure ;
- essais C.O.D. sur des éprouvettes CT de 2" avec l'entaille dans la ZF, dans la direction longitudinale du cordon de soudure.

En raison de sa faible épaisseur, la zone affectée par la chaleur n'a fait l'objet d'aucun essai. Les résultats des essais effectués sont illustrés aux figures 16 à 21. Nous pouvons en tirer les conclusions suivantes :

- La charge de rupture de la ZF est toujours supérieure à celle du MB, celle-ci étant, à son tour, inférieure à celle du coupon cintré à chaud.

Dans les deux zones, R_r tend à diminuer lorsque la durée du détensionnement augmente. Cette diminution est plus marquée au cours des premières étapes du traitement, puis elle tend à s'atténuer progressivement (fig. 16).

- La limite d'élasticité présente une tendance similaire mais plus marquée : la diminution par rapport aux valeurs du coupon cintré à chaud atteint 8-10 kg/mm², c'est-à-dire environ 16 %.

La ZF est probablement le siège d'une décroissance plus rapide pendant les 20 premières heures, puis présente ensuite des valeurs presque constantes (fig. 17).

- L'allongement A_4 est plus élevé dans le MB que dans le coupon cintré à chaud ; dans ce cas également, l'augmentation se manifeste complètement au cours des 20 premières heures. La ZF ne présente aucune variation importante pendant la durée des observations (fig. 18).

- L'énergie Charpy V dans le MB augmente légèrement mais continûment pendant la durée du détensionnement pour atteindre une valeur un peu supérieure à celle du coupon cintré à chaud ; la ZF ne manifeste aucune variation sensible en fonction de

la durée de détensionnement (fig. 19).

- Quelle qu'en soit la définition, la température de transition tend à diminuer dans le MB. Elle augmente par contre dans la ZF, de 20 à 30 heures, puis elle reste pratiquement constante (fig. 20).
- Dans la ZF, le C.O.D. atteint des valeurs comparables à celles du coupon cintré à chaud ou à l'état de réception. La dispersion des résultats ne permet pas de faire la distinction en fonction de la durée de détensionnement. Nous pouvons seulement constater que le coupon détensionné pendant 20 heures présente une ténacité légèrement supérieure à celle des deux autres (fig. 21).

On peut résumer les résultats des essais effectués sur les coupons soudés et détensionnés en soulignant que les effets favorables du détensionnement ne sont pas plus marqués si le traitement est prolongé au-delà de 20 heures.

Au contraire, le MB manifeste une perte continue de résistance lorsque le détensionnement se prolonge ; pour les durées les plus longues, la résistance atteint des valeurs considérablement inférieures à celles de la tôle originelle. Cela confirme les résultats de Matteoli et Di Teodoro (5).

Conclusions.

Les trois opérations étudiées constituent les opérations de base de la fabrication des cuves. Elles nous donnent une indication - cependant incomplète - de l'évolution des propriétés mécaniques de l'acier examiné.

Le cintrage à chaud, considéré par de nombreux spécialistes comme la meilleure solution entre le cintrage à froid et à haute température, implique néanmoins un formage à froid qui affecte les caractéristiques initiales

de la tôle. Le plus avantageux est le cintrage à des températures suffisamment proches des températures de revenu.

Le cintrage à froid, qui garantit la meilleure précision géométrique, n'affecte pas les propriétés de l'acier et ne nécessite aucun traitement thermique avant le soudage. Néanmoins, il convient de contrôler soigneusement sa compatibilité avec le soudage.

Enfin, le détensionnement après soudage améliore les propriétés de la soudure ; il entraîne néanmoins un adoucissement du métal de base qui, à long terme, peut être particulièrement onéreux. Ici encore, il convient de souligner la nécessité d'optimiser les conditions de détensionnement.

BIBLIOGRAPHIE.

- 1) - H. KUNITAKE et al. - "Improvement of fracture toughness in reactor pressure vessel steel plates" - 3ème Congrès International sur la Technologie des Récipients sous Pression, Tokyo, Japon, Avril 1977.
 - 2) - W.O. Shabbits, W.H. Pryle, E.T. Wessel - "Fracture toughness of ASTM A 533 gr. B cl. 1 heavy section submerged arc weldments" - Trans. ASME, J. of Basic Eng. June 1971, p. 231.
 - 3) - J.C. Tingry, M. Julien - "Cintrage à froid et à chaud de tôles épaisses" - Rap. final convention CECA 6210-75/3/304 - Avril 1977.
 - 4) - S. Tör, R.S. Stout, B.J. Johnston - "Further tests on effects of plastic strain and heat treatment" - Weld. Journal, Res. Suppl., Nov. 1951, p. 576 s.
 - 5) - L. Matteoli, L. Di Teodoro - "Trattamenti termici di acciai per recipienti a pressione" - Congrès International sur les Processus Industriels dans les Traitements Thermiques - Turin, septembre 1972.
-

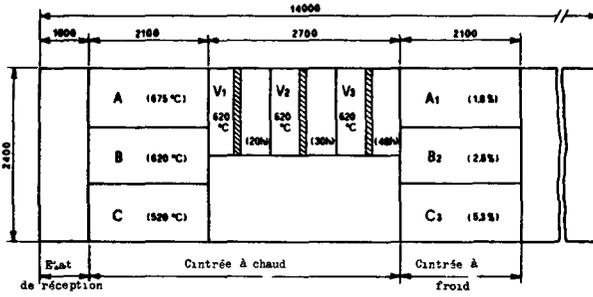


Fig. 1 - Plan de découpage de la tôle A 533 et opérations de formage

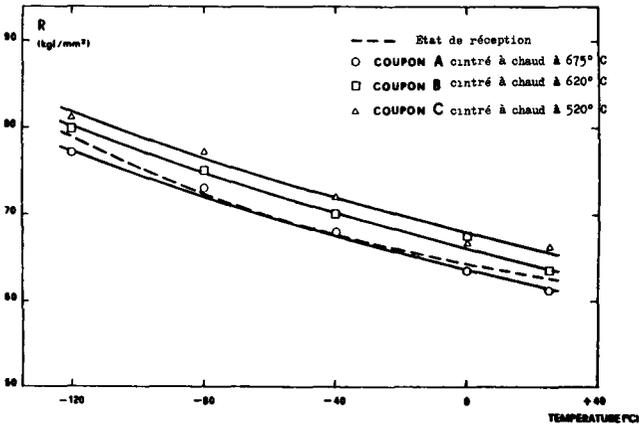


Fig. 2 - Charge de rupture de la tôle d'acier A 533 cintrée à chaud en fonction de la température

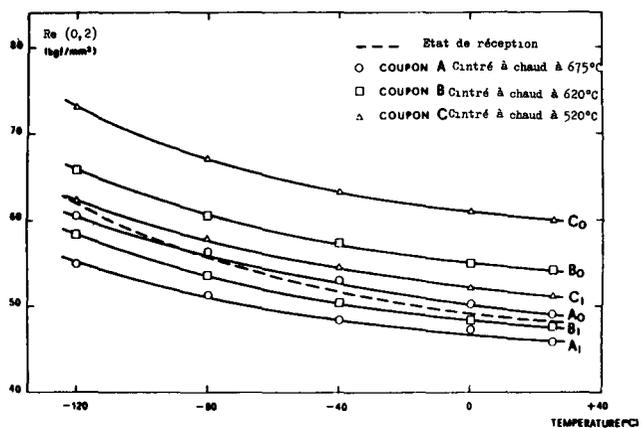


Fig. 3 - Limite d'élasticité de la tôle d'acier A 533 cintrée à chaud en fonction de la température

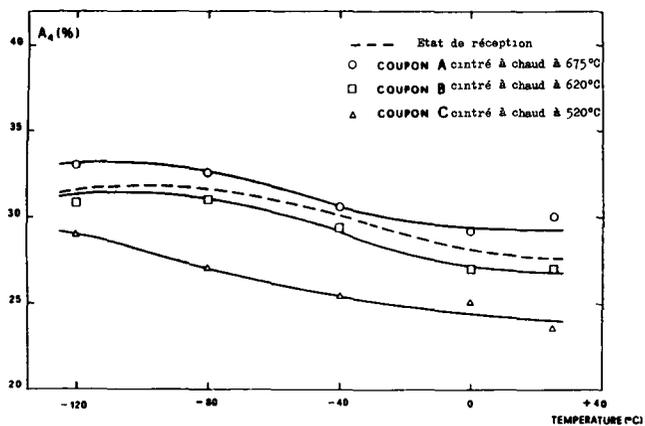


Fig. 4 - Variation de l'allongement de la tôle A 533 cintrée à chaud en fonction de la température

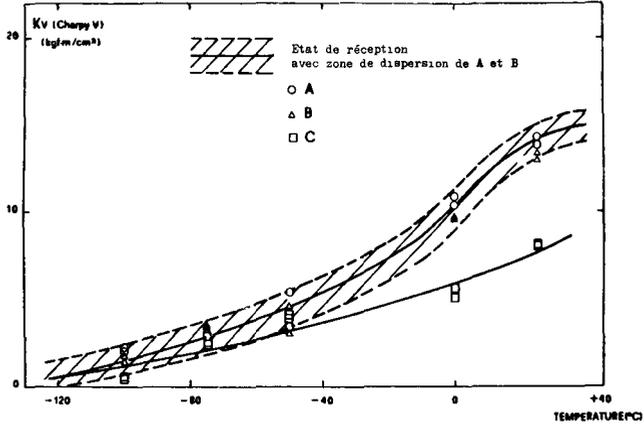


Fig. 5 - Variation de l'énergie Charpy V de la tôle A 533 cintrée à chaud en fonction de la température d'essai

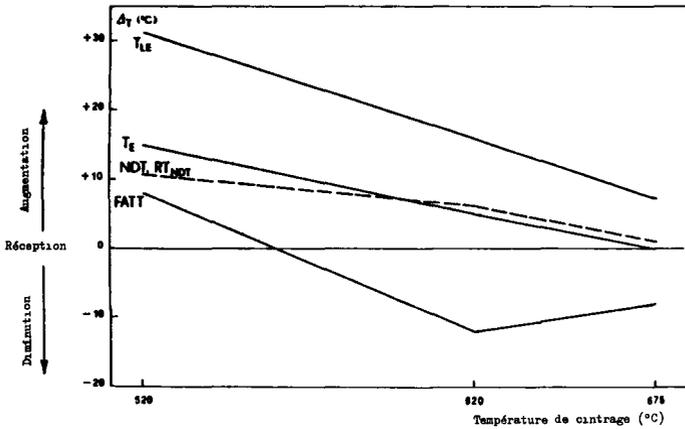


Fig. 6 - Température de transition de la tôle A 533 cintrée à chaud avec 5 % de déformation par rapport à la tôle dans son état de réception

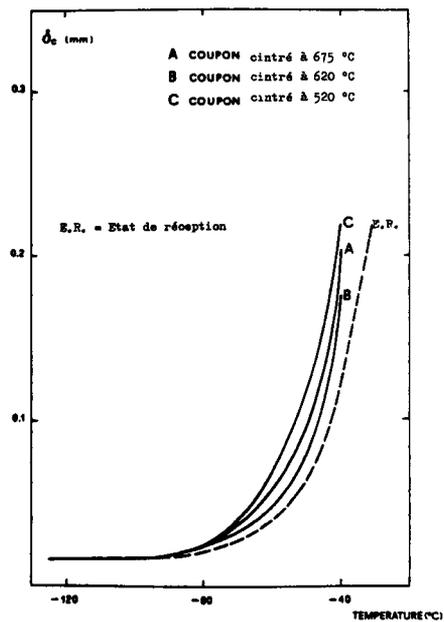


Fig. 7 - Variation des valeurs de C.O.D. de la tôle A 533 cintrée à chaud avec 5% de déformation en fonction de la température d'essai

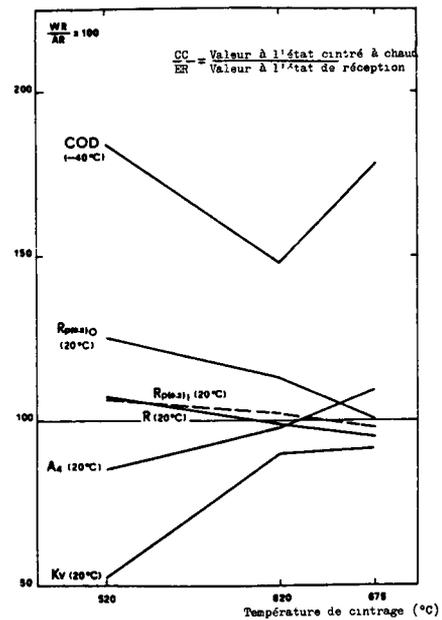


Fig. 8 - Variation de la résistance et de la résilience de la tôle A 533 cintrée à chaud avec 5% de déformation en fonction de la température de cintrage

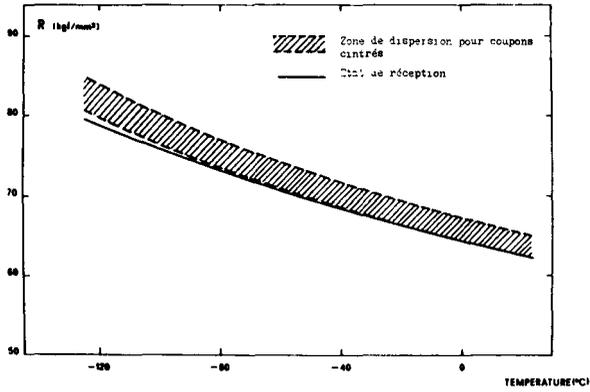


Fig. 9 - Variation de la charge de rupture de la tôle A 533 cintrée à froid en fonction de la température

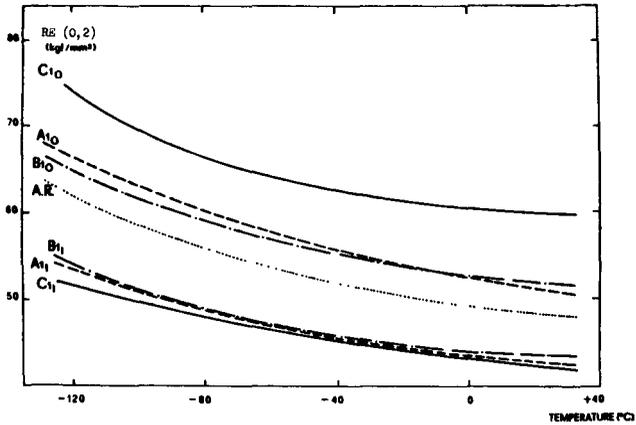


Fig. 10 - Variation de la limite d'élasticité de la tôle A 533 cintrée à froid en fonction de la température d'essai

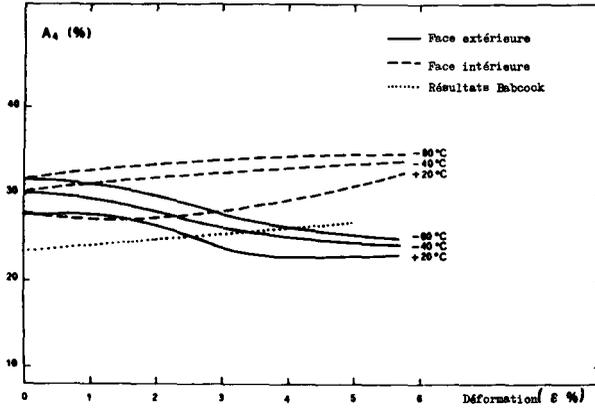


Fig. 11 - Variation de l'allongement de la tôle A 533 cintrée à froid en fonction de la déformation de cintrage

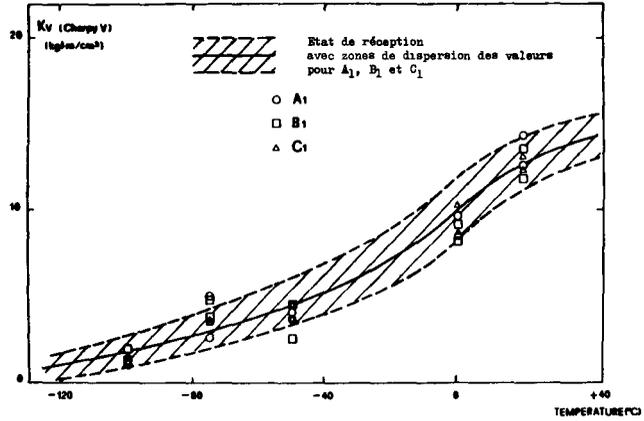


Fig. 12 - Variation de l'énergie Charpy V de la tôle A 533 cintrée à froid en fonction de la température d'essai

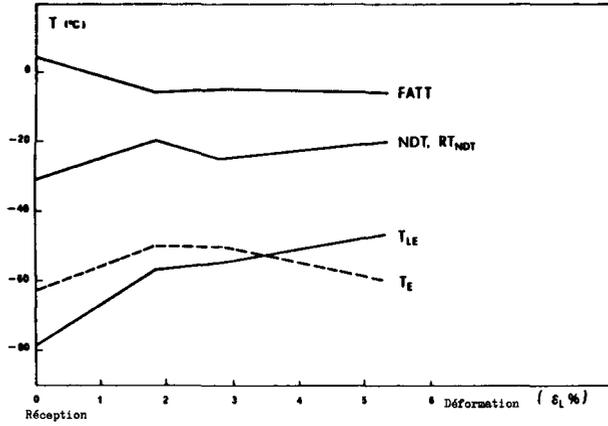


Fig. 13 - Variation de la température de transition de la tôle A 533 cintrée à froid en fonction de la déformation de cintrage

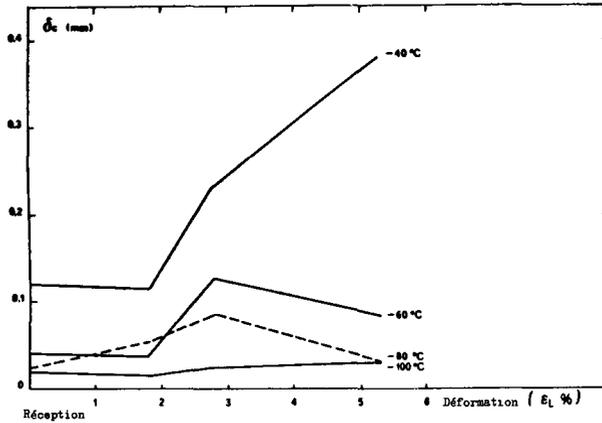
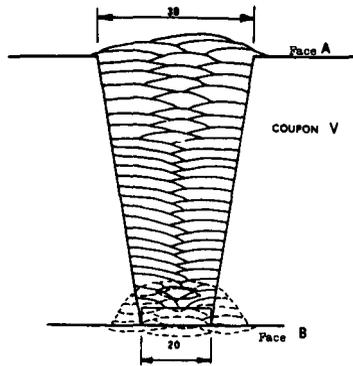


Fig. 14 - Valeurs du C.O.D. de la tôle A 533 cintrée à froid en fonction de la déformation maximum



Procédé: Soudage à l'arc submergé
 Métal d'apport: S₃ Ni Mo l β = 4 mm (Thyssen)
 Fondant: OP 41 TT (OERLIKON)

Face	Passes n	I (A)	V (V)	S cm/T	Apport Calorif. (KJ/cm)	Pré- chauffage °C	Entre- passes °C
A	1-25	800	22	45	29	150	250
	26-30	400	30	55	16	150	250
B	1-17	800	22	45	29	150	250

Fig. 15 - Schéma du joint et paramètres du soudage

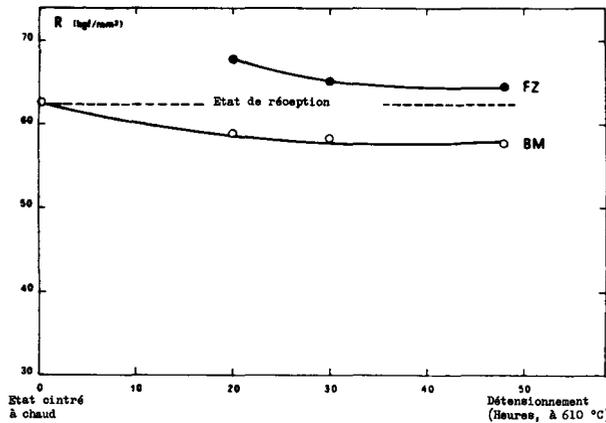


Fig. 16 - Variation de la résistance à la traction de la tôle A 533 en fonction de la durée du détensionnement

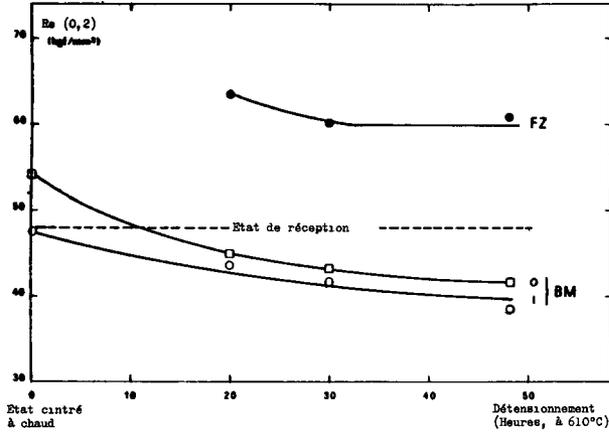


Fig. 17 - Variation de la limite d'élasticité de la tôle A 533 centrée à chaud en fonction de la durée du détensionnement

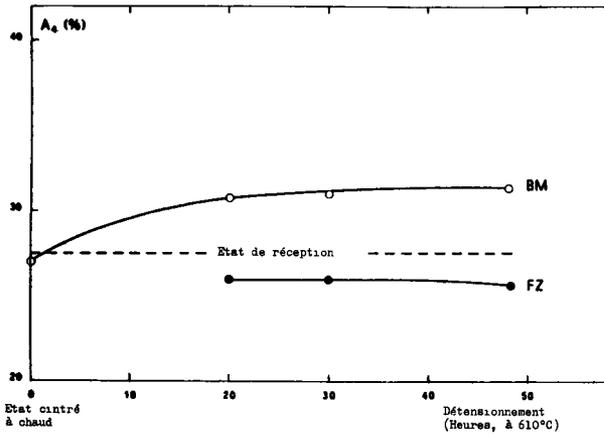


Fig. 18 - Variation de l'allongement A_4 du métal de base et de la zone fondue en fonction de la durée du détensionnement

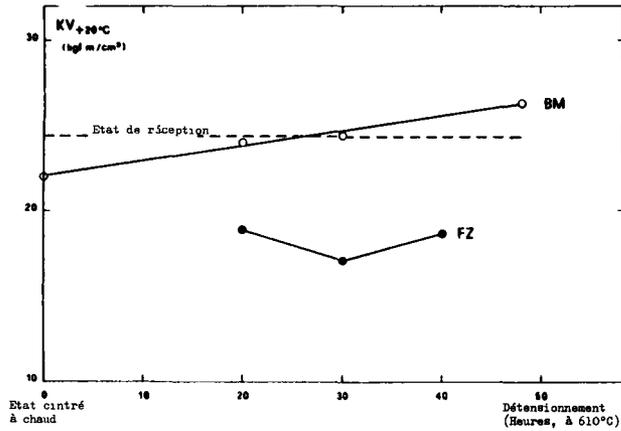


Fig. 19 - Variation de l'énergie Charpy V en fonction de la durée du détensionnement à 610°C

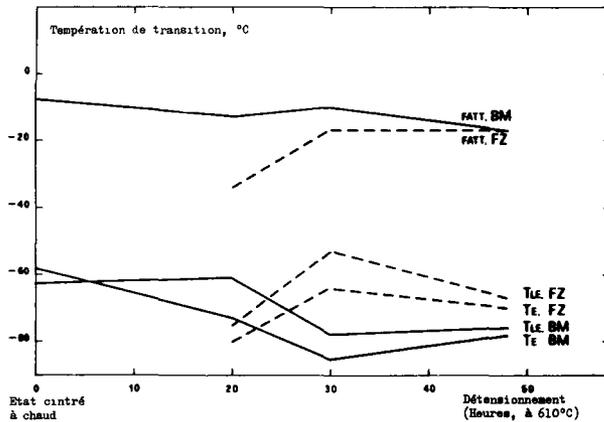


Fig. 20 - Variation de la température de transition en fonction de la durée du détensionnement à 610°C

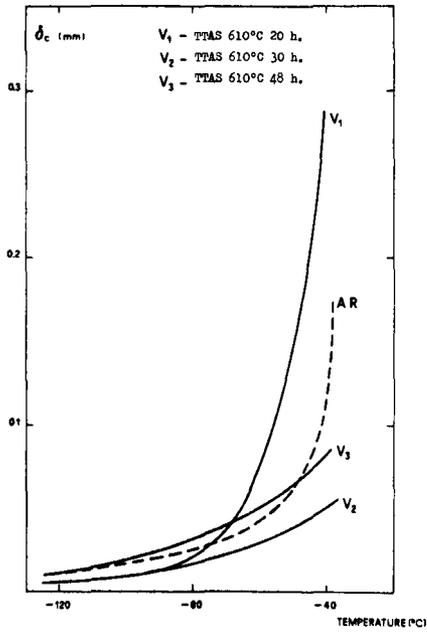


Fig. 21 - Variation du C.O.D. du joint soudé A 533 en fonction de la température d'essai

APPLICATION DES ULTRASONS AU CONTROLE DES TOILES FORTES

J. DUMONT-FILLON

Chef de la Division MESURES-CONTROLE de l'IRSID
Président du Comité Exécutif "ULTRASON" de la CECA

RESUME

L'utilisation des tôles fortes dans des structures nécessitant une haute fiabilité exige non seulement la possibilité de mettre en évidence la présence éventuelle de défauts internes, mais aussi de pouvoir dimensionner ceux-ci avec de plus en plus de précision. Les techniques de contrôle ultrasonores, bien adaptées à la détection des défauts internes, sont encore relativement imprécises quant à la caractérisation dimensionnelle de ceux-ci. Cela explique que plusieurs recherches communautaires dans le domaine du contrôle non destructif soient actuellement consacrées au problème du dimensionnement des défauts. L'une est relative à l'amélioration des palpeurs ultrasonores focalisés et au développement de leur utilisation en contrôle de tôle épaisse. Un autre travail en cours concerne plus spécialement le dimensionnement des défauts dans les soudures. Une troisième recherche vise à préciser les performances obtenues en contrôle par holographie acoustique. Les défauts localisés près de la surface sont parfois plus faciles à mettre en évidence par magnétoscopie que par ultrasons; une recherche est consacrée à la critique de l'examen magnétoscopique et à l'élaboration des procédures d'emploi les mieux appropriées. Certaines tôles spéciales comme les tôles épaisses revêtues d'acier inoxydable posent des problèmes particuliers de contrôle; une étude en cours concerne ainsi la détection, par ultrasons, des fissures sous revêtement et les conditions d'évolution de celles-ci. Enfin, outre la détection des défauts macroscopiques évoquée avec les recherches précédentes, on peut tenter d'utiliser les ultrasons pour évaluer d'autres caractéristiques du métal et en particulier sa propreté inclusionnaire; deux recherches en cours sont consacrées à ce sujet et devraient, pour l'avenir, fournir un moyen d'investigation supplémentaire pour la métallurgie et en particulier celle des tôles fortes.

1 - INTRODUCTION

Le contrôle ultrasonore à la tôlerie
.....

Le contrôle non destructif de la santé interne des tôles fortes revêt différents aspects selon le stade où il est effectué et celui de la mise en œuvre de la tôle elle-même, puisque c'est finalement au stade du contrôle définitif et en particulier après soudage que les exigences de fiabilité de ce contrôle seront les plus sévères. A ce stade ultime on n'hésitera pas, le cas échéant, à mettre en œuvre des moyens de contrôle éventuellement lourds et coûteux comme la radiographie des produits épais, alors qu'à un stade moins avancé de la fabrication et en particulier à la sortie de la tôlerie, on devra utiliser des méthodes de contrôle assurant une grande productivité.

Les techniques d'examens ultrasonores constituent alors un outil précieux et sont universellement utilisées à ce stade du contrôle. Des installations de contrôle automatique des tôles fortes par ultrasons se sont en particulier développées dans la dernière décennie. Il s'agit d'installations complexes et coûteuses en perpétuelle évolution technique et cela dans plusieurs directions; c'est ainsi que l'on constate actuellement, d'une part un abandon de la technique de sondage par transparence au profit de la méthode par écho utilisée classiquement en sondage manuel, d'autre part une évolution vers des traitements de l'information et une présentation des résultats plus sophistiqués et faisant largement appel à l'informatique moderne. La prochaine génération de machines de sondage des tôles fortes en aciérie bénéficiera sans doute de l'apport d'une nouvelle technique ultrasonore qui sort actuellement des laboratoires de recherche; il s'agit du procédé électromagnéto-acoustique (e.m.a.), procédé de sondage ultrasonore sans contact qui sera évoqué dans un autre exposé.

Le problème du dimensionnement des défauts
.....

Si les machines de contrôle ultrasonore précédentes rendent de grands services, il faut toutefois admettre que les techniques ultrasonores mises en jeu et les procédures d'interprétation des résultats couramment utilisées permettent de détecter et de localiser les défauts avec une bonne fiabilité, mais permettent beaucoup moins bien d'identifier la nature, l'orientation et surtout les dimensions réelles des

défauts détectés. Ce problème est général en contrôle ultrasonore et cette relative faiblesse particulière à l'utilisation des ultrasons se fait d'autant plus sentir que le dimensionnement des défauts sert souvent de critère d'acceptation de la pièce. Les progrès récents de la mécanique de la rupture ne font que souligner cette difficulté.

Il n'est pas étonnant de constater, dans ces conditions, que la plupart des efforts de recherche menés actuellement dans le domaine du contrôle non destructif par ultrasons visent à remédier à cette faiblesse du contrôle en essayant de définir de nouveaux moyens, aptes à mieux accéder au dimensionnement précis des défauts. Les progrès en ce domaine passent d'abord par une meilleure connaissance de l'interaction entre le défaut et le faisceau ultrasonore qui l'ausculte; cette voie de recherche concerne du même coup les traducteurs ultrasonores et la maîtrise des ondes élastiques qu'ils émettent et reçoivent; plusieurs recherches ont été menées sur ce thème dans le cadre de notre Comité Exécutif CECA "ULTRASONS".

S'éloignant de la technique classique de sondage par faisceau normal, on peut espérer obtenir une meilleure connaissance de la dimension d'un défaut par deux approches complémentaires, l'une analytique, l'autre synthétique. La première consiste à ausculter le métal avec un faisceau d'ultrasons relativement fin et correspond, en pratique, à l'utilisation des palpeurs focalisés. La seconde démarche consiste à éclairer le défaut et à recueillir un grand nombre d'informations sur l'état ondulatoire qu'il provoque dans le métal et cela correspond finalement, en pratique, à l'utilisation de l'holographie acoustique ou de toutes les techniques d'examen ultrasonore qui s'y apparentent de près ou de loin. Des travaux concernant ces deux approches sont en cours dans le cadre de notre Comité Exécutif et nous les décrirons plus loin.

Les productions spéciales

La préoccupation de dimensionner correctement les défauts détectés, telle que nous l'avons décrite ci-dessus, s'applique au métal de base des tôles fortes mais bien sûr, et surtout peut-être, aux zones des soudures, puisque l'opération de soudage peut elle-même occasionner des défauts internes. Cela étant, certaines mises en œuvre des tôles fortes correspondent à des problèmes particuliers de genèse et de détection des défauts. C'est le cas, par exemple, des tôles épaisses revêtues d'un

"cladding" en acier inoxydable pour lesquelles une recherche sera décrite concernant la détection et la propagation des fissures qui peuvent prendre naissance à l'interface des nuances d'acier.

Les autres techniques d'examen
.....

Les progrès effectués dans l'utilisation des techniques de contrôle ultrasonore permettent désormais d'envisager de nouvelles applications dont peut bénéficier le contrôle des tôles fortes; il s'agit, par exemple, de la technique d'évaluation par ultrasons de la propreté inclusionnaire des aciers ayant fait l'objet de deux contrats CECA de recherches et dont nous parlerons plus loin. A l'inverse, ces progrès ne sont pas suffisants pour résoudre parfaitement et totalement le problème de l'examen complet et détaillé d'une tôle ou d'une soudure; c'est pourquoi, alors que les efforts d'amélioration des techniques ultrasonores devront être poursuivis, il faudra continuer pour le présent à mettre en œuvre des techniques d'examen autres que les ultrasons et mieux adaptées à certains aspects du contrôle; ce seront, en premier lieu, les techniques radiographiques et gammagraphiques déjà très utilisées en particulier pour le contrôle des soudures et pour lesquelles on peut s'attendre à certains progrès liés à des travaux en cours dans nos Comités CECA "MESURES". La magnétoscopie a aussi son rôle à jouer, surtout pour la mise en évidence des défauts sous-cutanés et des travaux relatifs à cette technique seront relatés pour clore ce panorama des efforts techniques menés dans le cadre communautaire, en vue de faire progresser les méthodes de contrôle non destructif utilisées dans la sidérurgie et chez les clients de cette industrie, en particulier dans le domaine important des tôles fortes.

2 - LES TRAVAUX EN COURS DANS LES COMITES EXECUTIFS "MESURES" CECA (*)

2.1 - Utilisation des palpeurs focalisés en contrôle ultrasonore
.....
de tôle forte
.....

L'utilisation des palpeurs focalisés remonte à une dizaine d'années; cantonnée au départ dans des applications spéciales relevant le plus souvent du laboratoire, on cherche désormais à élargir le champ d'application de cette technique particulière d'examen ultrasonore. Il faut

(*) Voir aussi le Compte-Rendu du Professeur H.J. KOPINECK, Président de Comité Exécutif.

lever, pour cela, un certain nombre d'obstacles inhérents à l'utilisation des palpeurs focalisés et qui contrecarrent l'intérêt que cette technique présente sur le plan de la haute sensibilité de détection en méthode d'échos et sur le plan d'une meilleure auscultation des contours d'un défaut, eu égard à la relative ponctualité de la tache focale du faisceau ultrasonore délivré par ce type de palpeur. Parmi les obstacles à une utilisation aisée du sondage par palpeurs focalisés, en particulier pour les tôles fortes, on peut citer :

- la nécessité de travailler en cuve dans de l'eau;
- la nécessité de disposer de nombreux palpeurs, chacun adapté à une profondeur d'examen donnée;
- la difficulté de se procurer des palpeurs focalisés à ondes transversales, en particulier pour l'examen des soudures.

Plusieurs laboratoires et constructeurs européens se sont penchés sur ces difficultés et ont tenté de les résoudre; c'est le cas du laboratoire du Creusot de la Société CREUSOT-LOIRE qui a essayé, en particulier, d'appliquer cette technique au contrôle des soudures et des aciers austénitiques. Dans le cadre de cette étude, de nombreux palpeurs focalisés en ondes longitudinales et transversales ont été calculés, réalisés et testés. Des démarches visant à allonger la tache focale du palpeur ont été conduites en utilisant en particulier des palpeurs annulaires; un gain de 30 % a pu être obtenu (cependant au prix d'une perte de sensibilité de 10 décibels) et il suffit dès lors, par exemple, d'un jeu de quatre palpeurs seulement pour pouvoir examiner, à la fréquence de 2 MHz, une zone de 20 à 200 mm d'épaisseur. Des essais sur aciers austénitiques ont par ailleurs mis en évidence des effets très prononcés d'anisotropie de propriétés élastiques jouant sur l'atténuation et la vitesse des ultrasons. Enfin, une machine d'examen automatique par balayage en condition semi-immersée a été développée en vue de lever l'impossibilité du sondage en cuve à eau de pièces massives comme les tôles fortes par exemple.

2.2 - Contrôle des défauts dans les joints soudés

La fabrication des tubes, des viroles, des cuves à partir des tôles fortes fait appel à des soudures qu'il est important de soigneusement contrôler de façon non destructive. Comme nous l'avons signalé plus haut, différentes techniques sont à notre disposition pour ce faire, dont le sondage ultrasonore. Le contrôle des soudures par ultrasons est

délicat pour de nombreuses raisons; la détection des défauts est parfois subtile; la détermination de la nature, de l'orientation et des dimensions de ceux-ci est peu précise, sinon impossible dans certains cas. Des procédures de contrôle des soudures par ultrasons ont cependant dû être définies afin de permettre l'utilisation de codes d'acceptation indispensables eux-mêmes à un bon accord technique entre fournisseur et client. Il peut être intéressant de faire évoluer ces procédures ou d'en étudier de nouvelles, en fonction des progrès techniques du moment et cela suppose des travaux préalables destinés à faire un choix entre de nouvelles méthodes et d'évaluer leur performance. Un travail a été mené dans ce sens par la Société COCKERILL, Division Seraing, basé sur la réalisation de défauts artificiels bien définis dans le joint soudé. L'aptitude de diverses techniques de sondage ultrasonore à bien dimensionner les défauts ainsi créés a pu être relevée. Les conclusions définitives de l'étude ne sont pas encore totalement acquises à ce jour mais il semble, d'ores et déjà, que ce sont les méthodes mettant en œuvre des palpeurs focalisés qui semblent les plus efficaces, pour autant qu'on exploite les phénomènes de diffraction qui se produisent sur les bords du défaut que l'on cherche à dimensionner.

2.3 - Application de l'holographie acoustique au contrôle des tôles fortes

L'holographie acoustique s'apparente à l'holographie optique dans son principe qui consiste à enregistrer généralement dans un plan, celui de l'hologramme, l'ensemble des vibrations engendrées lorsqu'on "éclaire" l'objet à examiner par un faisceau d'ondes cohérentes. L'hologramme obtenu, caractérisant l'objet, est généralement fixé sur plaque photographique; on restitue "l'image" de cet objet en éclairant un tel hologramme par un faisceau de lumière cohérente. Cette restitution optique peut s'effectuer aussi bien pour l'holographie optique que pour l'holographie acoustique, mais dans ce dernier cas qui nous préoccupe ici, l'obtention de l'hologramme pourra se faire de diverses façons. Il ne peut être question ici d'entrer dans les détails de cette technique complexe sur le plan des principes; nous noterons simplement que sur le plan pratique, l'holographie acoustique met en œuvre un balayage en x et y du palpeur ultrasonore récepteur, disposé généralement au dessus de la pièce à examiner, elle-même étant immergée dans une cuve à eau. C'est selon cette technique que le laboratoire N D T du centre d'Harwell a eu l'occasion d'examiner des défauts artificiels et des soudures de tôles fortes dans le cadre d'une étude bénéficiant de

l'appui de la CECA. On a pu ainsi mettre en évidence un certain nombre de facteurs théoriques et pratiques comme les aberrations et l'astigmatisme des images obtenues en ondes transversales obliques, qui limitent les performances de la méthode et rendent difficile, pour l'instant, son emploi pratique, d'autant que le matériel à mettre en œuvre pour réaliser de tels examens holographiques est très lourd à la fois sur le plan électronique, optique et informatique. Quoiqu'il en soit, il convient selon nous de poursuivre de tels essais de faisabilité des méthodes sinon holographiques, du moins basées sur le balayage d'un palpeur conduisant à la cartographie B ou C de la zone sondée. En effet, de telles méthodes sont désormais utilisées avec succès dans le domaine médical et il serait dommage que l'examen des produits métalliques et en particulier des tôles fortes ne bénéficie pas à son tour des progrès réalisés dans ce domaine.

2.4 - Fissuration des tôles revêtues

La réalisation par chargement à l'arc du revêtement en acier austénitique sur les tôles épaisses utilisées en chaudronnerie nucléaire peut provoquer de petites fissures intergranulaires perpendiculaires à l'axe de soudage. La détection ultrasonore de ce type de défaut est rendue difficile par la nature hétérogène du métal. Dans le cadre d'un programme de recherche concernant ce type de fissuration et mené conjointement par BREDA, le T N O et CREUSOT-LOIRE, ce problème de l'examen ultrasonore a été abordé. L'étude détaillée d'un palpeur spécial du B A M a permis de définir les conditions optimales du contrôle ainsi que ses limites, confirmées par la comparaison avec des méthodes d'examen destructives. Des essais sur défauts artificiels ont été aussi effectués et ont montré que la détection et la localisation des défauts supérieurs à 2 mm^2 était possible, que par contre, au-dessous de cette limite, les anomalies de structure du métal pouvaient conduire à une mauvaise interprétation de l'examen. Il a été constaté, par ailleurs, que le dimensionnement précis des défauts était impossible dans l'état actuel des choses.

2.5 - Evaluation de la propreté inclusionnaire

Le contrôle ultrasonore traditionnel est généralement destiné à mettre en évidence, au sein de l'acier, des défauts et hétérogénéités guère inférieurs à quelques mm^2 et bien souvent de surface, volume ou dimensions plus notables. Parallèlement à cet usage courant, on a pu

constater depuis maintenant près de 10 ans qu'il était possible de détecter des hétérogénéités beaucoup plus petites, pour autant qu'on augmente la sensibilité de l'examen et qu'on minimise l'effet perturbateur de la texture du métal. Il a ainsi été montré qu'on pouvait obtenir des échos ultrasonores significatifs lorsqu'on sondait un métal à grain fin comportant uniquement des hétérogénéités de nature inclusionnaire et de dimensions largement inférieures au millimètre. Ont ainsi été étudiées, d'abord outre Atlantique et ensuite en Europe, des techniques d'évaluation ultrasonore de la propreté inclusionnaire des aciers. Le laboratoire métallurgique de COCKERILL-OUGREEE d'une part, et l'IRSID d'autre part, ont contribué à ce développement dans le cadre de travaux encouragés par la CECA. La procédure de mesure fait appel à un examen par balayage en cuve à eau d'un volume de métal de l'ordre du dm^3 , à l'aide d'un palpeur focalisé à fréquence élevée, souvent 10 MHz. Les échos ultrasonores obtenus sont classés et comptabilisés afin d'obtenir un critère relatif de propreté de l'échantillon. Cette procédure d'examen en laboratoire d'un échantillon de métal traité thermiquement exclut pour l'instant toute application non destructive sur le site de la méthode. La nature même du contrôle entraîne de même des limitations importantes telles que l'impossibilité d'identifier les inclusions détectées, de les mesurer ou de les dénombrer de façon autre que statistique. Il n'en reste pas moins que, malgré son caractère d'examen relatif, cette nouvelle méthode d'évaluation de la propreté inclusionnaire des aciers devrait, dans le futur, apparaître comme un complément de la métallographie traditionnelle et des essais mécaniques, dont pourra bénéficier la métallurgie des tôles fortes au même titre que celle des produits longs en acier de construction pour laquelle cette méthode fut d'abord développée.

2.6 - Examen magnétoscopique

Si le contrôle magnétoscopique est bien connu et a fait ses preuves en détection des défauts de surface sur les pièces en acier non austénitique, on oublie parfois qu'il peut compléter le contrôle ultrasonore lors de la recherche des défauts sous-cutanés. Cela tient au fait que de tels défauts ne seront clairement mis en évidence que si la procédure d'exécution de l'examen magnétoscopique est faite en parfaite connaissance de cause. Le but d'une étude menée par le laboratoire du Creusot de CREUSOT-LOIRE dans ce domaine était justement de préciser les meilleures conditions d'examen et les limitations du procédé lui-même. Les

conclusions du travail ainsi effectué se rapportent ainsi à certaines directives pratiques. L'intérêt de vérifier les conditions réelles de magnétisation par mesure du champ magnétique tangentiel est souligné, de même que celui de contrôler les révélateurs utilisés. Les conditions optimales d'aimantation de la pièce ont été déterminées, de même qu'a été établi un recueil des courbes de première aimantation des aciers généralement contrôlés par magnétoscopie. Il est utile de noter que les résultats obtenus sur défauts naturels et sur défauts artificiels diffèrent; il est bon aussi de savoir que certains "pièges" peuvent fausser les résultats de l'examen magnétoscopique tels que la présence d'austénite ou l'utilisation d'une trop forte intensité de courant. Enfin, l'emploi des témoins de magnétisation fait l'objet d'une étude critique dans le cadre de ce travail de réflexion basé autant sur la théorie que sur l'expérience pratique.

3 - CONCLUSIONS

Les tôles fortes font partie des produits sidérurgiques de haute qualité pour lesquels on exige un contrôle de plus en plus poussé. Ce contrôle concerne le métal de base mais aussi, en aval, les zones affectées par des opérations de mise en œuvre, dont au premier chef les soudures et les revêtements. La nature de ces contrôles diffère; à la tôlerie il faut disposer de moyens à forte productivité si on veut pouvoir examiner de grandes surfaces dans des conditions économiques raisonnables; sur pièce manufacturée, c'est surtout la fiabilité du contrôle qui sera mise en avant. Dans les deux cas, le contrôle ultrasonore a une place de choix; cette technique n'a pas connu de réelle révolution dans cette dernière décennie, mais on assiste à un progrès constant des connaissances et des performances de ce domaine. Certains objectifs importants comme par exemple une meilleure détermination de la dimension des défauts détectés, ne sont pas totalement atteints malgré les nombreux travaux menés dans les laboratoires et dans l'industrie. Il faudra donc continuer à encourager les recherches dans ce domaine, comme le fait actuellement la Haute Autorité dans le cadre des Comités Mesures de la Division Acier.

RECHERCHES SUR LES TECHNIQUES DE
MESURES DES CARACTÉRISTIQUES DES TÔLES FORTES

H. J. KOPINECK

Hoesch Hüttenwerke AG Dortmund

Recherche et contrôle de qualité

RÉSUMÉ

Les qualités des tôles fortes sont appréciées au moyen de nombreuses valeurs de propriétés déterminées, en partie par des essais destructifs, en partie par des essais non destructifs. Seuls les procédés utilisant des méthodes non destructives permettent de multiplier le nombre de mesures de façon économique et peuvent être utilisés comme procédés on-line. C'est pourquoi il est d'intérêt de pratique industrielle d'augmenter le nombre des caractéristiques déterminées de manière non destructive.

Les programmes de recherches, qui visent la réalisation de cet objectif, ont été et sont encore encouragés par la Commission des Communautés Européennes :

- La mesure continue des dimensions géométriques des tôles fortes pendant le processus de fabrication est nécessaire. Alors que la mesure de l'épaisseur au moyen de procédés utilisant les rayonnements pénétrants est techniquement au point, pour la mesure de la largeur, de nouveaux éléments de mesure, tels les systèmes à lignes de photodiodes, ont pu, depuis peu, être introduits dans les installations de mesure et sont applicables industriellement avec sécurité, également dans la production des tôles fortes.
- Des défauts de surface peuvent porter préjudice à l'emploi des tôles fortes. Leur détection précoce par des méthodes de mesure électro-optiques a une importance considérable.
- De la même manière, une appréciation sur l'intérieur des tôles fortes est nécessaire. Le contrôle classique par ultrasons a été récemment complété par un procédé qui ne nécessite plus un couplage par liquide. En outre, l'analyse des signaux de mesure donne des informations complémentaires sur l'interprétation des défauts.

Mais également l'analyse des structures prend de plus en plus d'importance. Outre les méthodes ultrasoniques, un procédé intéressant permet, au moyen de la dispersion sous petit angle de neutrons de faible énergie, la détermination des précipités et des microfissures.

Les tôles fortes, au cours des travaux de leur mise en oeuvre, sont assujetties à de nombreux examens. L'analyse complète, au cours de leur emploi, des structures métalliques qu'elles permettent de fabriquer, prend une grande importance. L'analyse par émissions acoustiques présente, dans ce but, des possibilités dans des cas individuels.

Introduction

Les qualités des tôles fortes sont appréciées au moyen de nombreuses valeurs de propriétés. Quelques-unes d'entre elles sont déterminées par des essais destructifs, d'autres par des méthodes non destructives. Seuls les procédés non destructifs permettent d'augmenter le nombre des mesures individuelles de façon économique, pour parvenir à des indications certaines sur toute l'étendue de chaque tôle.

Par ailleurs, lorsque ces propriétés peuvent être influencées par le procédé de fabrication, il est souhaitable que leur mesure ou leur détermination ait lieu on-line. Pratiquement, pour ce faire, il faut faire appel à des méthodes non destructives. C'est pourquoi, il est d'un grand intérêt de pratique industrielle de développer des procédés qui déterminent ces caractéristiques de manière non destructive.

La tâche qui en résulte consiste donc à rechercher des mécanismes d'action réciproque non destructifs qui soient caractéristiques pour chacune des propriétés de mise en oeuvre et d'emploi et qui donnent des signaux de mesure qui puissent être attribués directement ou indirectement à des valeurs de ces propriétés.

Les programmes de recherches qui visent la réalisation de cet objectif ont été et sont encore encouragés par la Commission des Communautés Européennes, en raison de leur importance particulière pour la pratique industrielle.

Le présent rapport examinera quelques travaux de ce genre, pour autant qu'ils intéressent les tôles fortes ou qui paraissent leur être applicables :

Détermination des dimensions et de la forme.

La détermination ou le contrôle continu de la forme et des dimensions géométriques des tôles fortes, autant que possible au cours du laminage, sont très importants pour que l'on puisse satisfaire aux exigences sur les tolérances admissibles (1,2) Les appareils de mesure pour déterminer les dimensions géométriques doivent transmettre leurs données avec haute précision et sans contact avec le métal. Les écarts dépassant les

limites fixées par les tolérances doivent être transformés en instructions pour la conduite du laminoir.

Alors que la mesure en continu de l'épaisseur des feuillards et des tôles fortes pas trop épaisses, au moyen de rayonnements pénétrants est techniquement au point, on ne pratique pour l'instant, de façon industrielle garantie, que la détermination de la largeur des tôles fortes. Des procédés pour la mesure de l'épaisseur des laminés par des méthodes de triangulation optique ont été développés par le CRM de Liège (3,4,5). En principe, ils pourraient être utilisés pour la mesure de l'épaisseur des tôles fortes - en particulier dans les cas où une mesure par rayonnements n'est plus techniquement praticable. Cependant, la précision atteinte jusqu'ici (env. ± 2 mm pour des épaisseurs supérieures à 90 mm) ne satisfait pas encore les exigences des conditions de livraison (1,2). C'est pourquoi des développements plus poussés de cette technique de mesure, pour construire des appareils capables d'atteindre les précisions exigées, sont en cours, aussi bien au CRM qu'au BFI de Düsseldorf (Betriebsforschungsinstitut).

Dans la mesure de la largeur, ce sont les procédés optiques qui dominent. Dans le passé, on a utilisé avant tout des appareils comportant des palpeurs à miroirs tournants et des caméras de télévision. Ces installations coûteuses nécessitent en partie des entretiens intensifs. Les nouveaux appareils de mesure de la largeur doivent donc travailler non seulement sans contact avec le métal, être métastatiques et non influençables par les déplacements latéraux de la tôle, mais aussi ne nécessiter que peu d'entretien, être adaptés de façon optimum aux conditions du service industriel et en plus avoir tenu compte des progrès de la technique de mesure.

Le procédé appelé " lignes de balayage par photodiodes " a permis, dans les dernières années, le développement d'éléments de mesure qui, d'après les premiers essais et épreuves techniques, présentent de meilleures possibilités pour la mesure de la largeur.

Une telle " ligne de diodes " se compose d'une série de photodiodes (p.e. 512 diodes par ligne) et d'un couplage élec-

tronique correspondant qui peut demander, de la façon la plus simple et à cadence très rapide, aux diodes les unes après les autres, si elles sont ou non éclairées. Dans la mesure de la largeur, les rives de la tôle forte sont reproduites sur ces lignes de diodes. La tôle forte peut être éclairée par le dessous, à l'aide d'une rampe de lampes à fort éclairage. Quand la tôle est assez chaude, son rayonnement calorifique suffit le cas échéant.

La discontinuité clair-obscur transmet la position relative des rives au système de mesure, lequel, à partir de ces données, peut calculer en principe la largeur de la tôle.

Le BFI a utilisé, à titre d'essai, de tels systèmes pour mesurer la largeur des larges bandes à chaud au moyen de leur propre rayonnement (6,7). Hoesch a acquis des appareils industriels de mesure de la largeur qui travaillent selon le principe de l'éclairage par le dessous. Ils ont été utilisés jusqu'ici pour la mesure de la largeur sur le train à larges bandes, mais ils sont aussi très bien qualifiés pour la mesure de la largeur des tôles fortes (8,9,).

La figure 1 montre les variantes du système qui pour l'instant ont été réalisées. L'appareil le plus simple (schéma 1) comporte 2 caméras placées à une distance invariable à environ 3 à 4 m. au-dessus du train de rouleaux. La zone couverte optiquement est suffisamment large pour saisir les différentes largeurs de bandes qui se présentent, pour autant que celles-ci soient à peu près centrées (Dans cette installation d'essai, on mesure le rayonnement calorifique du matériau chaud). Il est clair que l'obtient la plus haute précision quand les rives de la bande se trouvent presque à l'aplomb des caméras. Dans ce cas, des épaisseurs différentes de la tôle ou une position non horizontale n'ont qu'une influence secondaire sur la reproduction des rives à l'aide des lignes de diodes. Mais si les rives s'écartent de l'aplomb des caméras, on obtient, dans le cas d'épaisseurs différentes ou pour des tôles non planes, des défauts dans la reproduction, lesquels diminuent la précision des valeurs mesurées.

Cet inconvénient est évité dans le montage selon le schéma 2.

Dans ce cas, la distance entre les deux systèmes de lignes de diodes est réglée en fonction de la largeur désirée pour les tôles. A chaque série de mesures, la position des systèmes de mesure est contrôlée par rapport aux rives et corrigée par un déplacement latéral de l'objet à mesurer. On dispose ainsi d'un appareillage qui possède une précision de mesure de ± 1 diode (correspondant à ± 1 mm). Certes, il est utilisé d'abord pour des bandes à chaud, mais il peut aussi servir pour des tôles fortes. Dans cette alternative, la tôle est éclairée par le dessous par une rampe lumineuse.

La chaleur, l'eau et la vapeur aggravent les dépenses d'entretien nécessaires des parties mobiles. C'est pourquoi, il faut autant que possible renoncer aux systèmes mobiles du schéma 2. Un compromis entre les systèmes 1 et 2 est réalisé par une série de plusieurs appareils à lignes de diodes, placés à poste fixe, de telle façon que les angles d'ouverture assez réduits de chaque caméra se recourent aux endroits où il faut explorer la largeur de la tôle. Le schéma 3 montre un montage de 4 systèmes qui ménage une zone libre en son milieu. Il est monté sur un train à larges bandes à chaud, juste avant la bobineuse et travaille de façon très satisfaisante.

Pour tous ces systèmes, ont été mis au point des circuits électroniques de couplage qui permettent des mesures individuelles très rapides et très précises et relevées à une haute fréquence ; ces couplages contrôlent en même temps les appareils de mesure et au besoin en signalent les défauts. Le fonctionnement sûr de ces systèmes en permet l'utilisation industrielle pour la mesure de la largeur et de l'élargissement des tôles fortes.

Les caractéristiques géométriques des tôles fortes comprennent aussi leur planéité. L'Euronorm déjà citée 29-69 (1) donne à ce sujet des indications et des valeurs concrètes sur les tolérances admissibles. Un procédé on-line, à fonctionnement industriel sûr de mesure de la planéité, qui donnerait à la commande du laminoir des instructions pour améliorer éventuellement les réglages du train serait particulièrement le bienvenu. L'absence d'un tel procédé éprouvé rend souhaitables

des recherches et des essais pour le créer. Il faut attendre si la poursuite du développement du procédé évoqué ci-dessus de mesure par triangulation optique (3-5) apportera, à ce sujet, une solution appropriée.

Inspections de la surface

Les tôles fortes de haute qualité doivent présenter des surfaces également de haute qualité. L'inspection complète et industriellement sûre de la surface des tôles fortes n'est pas un problème facile. Ici aussi, on peut entreprendre des recherches, tout d'abord en commençant par les profilés et les bandes à chaud. En cas de succès de ces travaux, l'extrapolation aux tôles fortes est possible, si la surface des tôles fortes, en général plus rugueuse, autorise une interprétation correspondante des signaux de mesure.

Le CRM de Liège (10) étudie, à l'heure actuelle, sur des poutrelles chaudes (température entre 800 et 1.000^oC) s'il est possible de déceler des criques et des pailles par la mesure des différences d'intensité du rayonnement calorifique. Dans cette recherche, différents éléments de mesure sont utilisés (entre autres, des caméras à l'infrarouge, des photodiodes à l'infrarouge disposées en mosaïque - 3 lignes à 5 diodes). La figure 2 donne, à titre d'exemples, les signaux qui ont été émis par les deux systèmes de détection, en présence d'une paille (partie a) et d'une crique (partie b). On peut constater que, dans les conditions de l'expérience, ces défauts sont en principe décelables ; mais on remarque aussi que le bruit de fond et d'autres phénomènes apportent des limites à une signification et à une exploitation simples des signaux.

L'IRSID à Saint-Germain (11) étudie, sur une voie parallèle, l'exploration de la surface à l'aide d'une caméra TV et l'analyse des signaux des lignes de la caméra. La figure 3 donne le principe de montage et, comme exemple, le signal video d'une planche laminée présentant une crique comme défaut. Ici aussi, le bruit de fond, dû à la rigosité du laminage de la surface, impose d'étroites limites à une signification simple des signaux. Il faut attendre si une analyse des corrélations

ou un autre procédé de traitement des signaux pourrait améliorer la situation.

De toutes façons, les deux programmes de recherches sont tout à fait d'actualité. Les résultats à en attendre montreront s'il est possible d'envisager une extrapolation pour les tôles fortes.

Procédés spéciaux pour l'exploration de l'intérieur des tôles

L'homogénéité à coeur des tôles a une signification décisive pour leur emploi, en particulier dans la fabrication de structures de haute qualité. Pour son contrôle, on fait appel aux essais ultra-sonores.

La tendance actuelle recherche d'un côté une détermination plus sûre de défauts toujours plus petits, garant d'une propreté toujours plus grande et d'un autre côté, une amélioration de la précision des mesures ; il y a en outre le développement et les essais d'un nouvel appareillage d'émission d'ultra-sons.

On sait que l'essai classique ultra-sonore utilise des transformateurs piézo-électriques qui, au moyen d'un milieu transmetteur des sons : eau ou huile = liquide de couplage - envoient dans le matériau à essayer les ultra-sons émis par les transformateurs et les reçoivent après réflexion. La qualité du liquide de couplage, ainsi que le temps nécessaire à la mesure a une grande importance en particulier dans les installations automatisées de contrôle, comme cela doit être le cas pour les tôles fortes (12). Le mouillage du matériau à contrôler est absolument nécessaire ; c'est pourquoi, dans les dernières années, des efforts prioritaires ont été faits pour une émission et en conséquence, une réception sans contact des ultra-sons.

Ce fut donc un évident grand succès, lorsqu'on réussit à produire des ondes ultra-sonores directement dans le matériau à essayer, en appliquant le principe de l'interaction d'un champ magnétique avec des courants alternatifs induits par des impulsions à haute fréquence (13). Ce principe a été utilisé par Tube Investment Research Laboratories en Grande-

Bretagne et a été développé à un point tel qu'il permet le contrôle des ronds en acier d'environ 165 mm de diamètre, à environ 550^{oC}. La figure 4 représente la coupe en travers du transformateur qui a été développé en G.B. Les parties essentielles sont l'enroulement haute fréquence et l'électro-aimant. Tout l'appareil présente une configuration qui répond aux exigences d'un service industriel.

Pour plusieurs raisons, le système de Tube Investment utilise de très puissantes impulsions à l'émission (domaine du mégawatt). C'est pourquoi la première partie du temps de transit des impulsions (correspondant à environ 25 mm) n'est pas contrôlable. Cette difficulté, qui s'opposait à l'emploi d'un tel appareil pour les tôles fortes, a été levée par Hoesch(16). Au moyen d'enroulements haute fréquence adéquats et de champs magnétiques de forme appropriée, on est arrivé à un résultat avec des énergies d'impulsions de quelques kilowatts. Les très courtes impulsions ainsi émises permettent de réduire sensiblement la zone voisine de la surface, dite "morte", c'est à-dire non directement contrôlable.

La figure 5 montre le pouvoir séparateur local ainsi obtenu. Dans la partie 1, on peut voir la série des échos sur la surface opposée d'une tôle de 4 mm d'épaisseur. On reconnaît que le premier écho sur la face opposée apparaît déjà nettement séparé de l'écho d'émission. La partie 2 de la figure montre la bonne séparation, par rapport à l'écho sur la face opposée, des échos qui proviennent des trous borgnes de 3 mm de diamètre, percés à 2 et à 1 mm devant la face arrière. Ces premiers résultats et d'autres encore permettent de penser que cette nouvelle technique d'émission et de réception d'ultra-sons pourra être avantageusement utilisée pour le contrôle des tôles fortes. Un nouveau programme de recherches (17) poursuivra cet objectif.

Cette technique de production d'ultra-sons amène également à inclure, dans l'exploitation des signaux reçus, l'écho sur la face arrière du matériau à étudier, comme grandeur de mesure sûre. Ainsi, le volume des informations d'un procédé de contrôle se trouve singulièrement agrandi. Ceci est particulièrement important pour l'interprétation des signaux dans le

cas d'un contrôle des tôles fortes. Cette qualification des tôles fortes par les transformateurs électro-dynamiques sera étudiée, dans un programme de recherches de l'Institut pour les procédés d'essais non destructifs de Sarrebrück (IfzP)(18)

Ce programme a pour but de déterminer toutes les informations nécessaires qui doivent être fournies par les signaux, en référence aux conditions de livraison. Cela signifie que les résultats individuels de mesure doivent être traités et reliés logiquement les uns aux autres, afin de pouvoir donner des informations sur l'existence d'éventuels défauts, leur position dans l'épaisseur du produit et leur grandeur, en prenant en considération ce qu'on appelle les "critères de voisinage". Au cours des travaux effectués jusqu'ici, a été construit un appareil de laboratoire pour la réception des données fournies sur des tôles d'essai et pour l'exploitation consécutive de ces données. Pour cela, on recherche une flexibilité étendue. La densité, c'est-à-dire l'intervalle entre les points de mesure, peut être choisie à volonté. Il est permis d'utiliser, pour ce faire, des pistes non équidistantes qui peuvent être produites par emploi de palpeurs à plusieurs récepteurs. Les valeurs des différentes traces électroniques peuvent être réglées indépendamment les unes des autres.

Ainsi sont créées les conditions préalables pour un choix optimum des paramètres d'exploitation. Pour les différents types de palpeurs, les paramètres peuvent être accordés sur cette installation. La vérification expérimentelle sur des tôles d'essai est tout aussi possible que l'adjonction d'autres exploitations des signaux : analyses de corrélations, analyses de fréquences, etc., afin d'améliorer l'interprétation des défauts. L'avenir montrera dans quelle mesure, c'est-à-dire pour quels buts particuliers d'utilisation, un essai de cette envergure pourra être mis en pratique de façon économique.

Examens des structures

Le désir de pouvoir déceler des hétérogénéités de plus en plus petites, constitue - pour cette communication - la transition vers les techniques d'inspection des structures des matériaux.

En ce qui concerne les propriétés qui dépendent de la structure du matériau, les aspects suivants sont, entre autres, caractéristiques : réseau cristallin, dislocations, grosseur du grain, précipités. (19).

Une description complète de la structure peut, en fin de compte, donner des informations sur les propriétés mécaniques correspondantes, telles que la résistance à la traction, la dureté ou la ténacité. La condition préalable pour la détermination non destructive de telles propriétés réside dans leur répercussion sur les structures cristallographiques. Les systèmes concrets cristallins sont caractérisés par des perturbations dans leur ordonnance théorique, p.e. par les dislocations ou les précipités. Les méthodes d'investigation qui peuvent tester de tels degrés de "désordonnance" continueront, en conséquence, à être appliquées pour décrire les propriétés. Pour les tôles fortes, cela n'a pas une mince importance.

Dans une recherche de base, on a utilisé la dispersion sous un petit angle des neutrons de faible énergie, appelés neutrons "froids" (20), Ce mécanisme de dispersion permet de déceler la grandeur et la densité des centres de dispersion : dislocations et précipités. On peut acquérir ainsi la possibilité de suivre l'état d'un processus de précipitation ou d'un changement de texture pendant le formage ou l'application d'une contrainte. Par ces travaux, on a établi, entre autres, la dépendance de la section d'interaction mesurée par la dispersion, vis-à-vis de la durée de la contrainte, sur différents aciers. Les résultats montrent que l'on peut mesurer de façon non destructive la densité des dislocations. La figure 6 montre la variation de la section d'interaction pour les neutrons froids dans une aube de turbine, en fonction de la durée de contrainte.

La croissance verticale de la section d'interaction a été associée à l'apparition de microfissures. L'extrapolation des résultats acquis pour déceler les précipités est envisagée (21) Pour les aciers de construction très faiblement alliés, les précipités efficaces ont des dimensions de 5 à 40 angströms. Leur mesure pratique, c'est-à-dire la détermination quantitative de leurs modifications (ou de leurs transformations) serait d'un grand secours pour la conduite du laminage des tôles fortes.

Les limites de cette technique d'investigation sont données par la nécessité de disposer de fortes densités de flux de neutrons ; il faut attendre pour voir s'il est possible de remplacer le réacteur actuellement nécessaire par d'autres générateurs de neutrons plus maniables.

Examens par émissions sonores

Dans la dernière partie de cet exposé, je voudrais vous parler des recherches sur les caractéristiques macroscopiques des structures. Des essais nombreux sont faits sur les tôles lors de leur mise en oeuvre. En particulier, l'observation du comportement des assemblages métalliques, fabriqués avec ces tôles et considérés comme formant un tout, a une grande importance avant et pendant leur emploi.

L'analyse par émissions sonores présente, pour ce faire, des possibilités dans quelques cas particuliers. Que se passe-t-il dans cette méthode ? Quand, dans un corps solide, on procède à une rapide libération d'énergie élastique, on obtient une émission d'impulsions d'ondes sonores que l'on peut techniquement mesurer. Ce phénomène, remarqué dès 1950 par Kaiser (22) a été depuis 1965 l'objet d'un intensif travail de développement. Les possibilités modernes de mesure ont particulièrement permis une large extension de l'analyse par émissions sonores. Si on essaie de résumer brièvement l'état actuel des connaissances, on arrive à l'image suivante :

Nous pouvons actuellement recevoir les signaux produits par les émissions sonores, nous pouvons les transformer, les exploiter et en tirer des conséquences sur la position de leur source.

Cependant, pour le point le plus important, c'est-à-dire l'interprétation des signaux, nous sommes encore dans les débuts. Le nombre de problèmes concernant cette interprétation est très important ; bien des questions attendent une réponse.

Ces difficultés concernent non seulement le côté scientifique, mais aussi l'application en pratique industrielle. Pour ces motifs, les projets de recherches ci-après, qui ont pour objet l'application industrielle de l'analyse par émissions sonores

sont particulièrement intéressants :

- Un programme exécuté par le CSM (Rome) et par l'Institut de recherches Breda (23) comporte des recherches sur des constructions soudées, en particulier sur la formation et la propagation des fissures dans les aciers X-70, utilisés pour les pipe-lines de haute qualité.
- Les instituts de soudure de Cambridge et de Risø (DK) (24) étudient le comportement des assemblages soudés à parois épaisses. Les techniques Offshore sont un possible domaine d'application de ces études.
- Dans le 3ème cas, Creusot-Loire et l'Institut national des Sciences appliquées (INSA) de Lyon (25) veulent appliquer les émissions sonores pour l'étude du phénomène de fissuration lamellaire. Ils étudient surtout des tôles fortes de 60 à 90 mm d'épaisseur.
- Enfin, l'Institut IzfP de Sarrebrück et le BAM de Berlin (26) voudraient, au moyen de l'analyse des émissions sonores, localiser et identifier les défauts dans les cordons de soudure et dans le métal de base sur les conduites soudées pour grandes distances, placées sous contrainte de pression.

De ces 4 programmes, qui se trouvent à des stades d'avancement différents, les résultats ci-après sont intéressants pour répondre aux problèmes posés par les tôles fortes :

a) Les recherches italiennes du CSM et de l'Institut Breda ont porté, entre autres, sur des essais d'éclatement de tubes en aciers X-70. Ils montrent une augmentation caractéristique du taux d'émissions sonores aux endroits où des inclusions se trouvent dans l'acier par rapport aux endroits sans inclusions. La figure 7 montre la disposition des appareils de mesure pour un réservoir sous pression. Les mesures par triangulation aux endroits préalablement fixés conduisent à une amélioration de l'identification des signaux et du rapport S/N (intensité sonore / fréquence). Ainsi les informations sont plus sûres. Le contrôle des fissures connues ou des endroits endommagés s'avère ainsi possible à l'aide des émissions sonores.

b) Dans le cadre du travail en commun de Creusot-Loire et de l'INSA, ce dernier a procédé à une analyse critique des signaux lors de l'investigation de tôles épaisses et pour ce faire, a construit un appareillage important de traitement de ces signaux. En particulier, il a procédé à une analyse des fréquences des signaux pour différents états de contrainte ; les fréquences étudiées s'étalaient de 0,5 à 3,5 MHz. On a observé, quand les sollicitations augmentaient, que le spectre des signaux d'émissions sonores variait de façon caractéristique.

La grandeur, sans dimensions, introduite par l'INSA :

$$R = \frac{\text{Energie pour MHz de 1,5 à 3,5}}{\text{Energie pour MHz de 0,5 à 1,5}}$$

donne des informations sur ce phénomène.

La figure 8 donne les variations de cette grandeur à différents stades de l'essai de traction sur un acier donné. Le maximum observé dans le tracé de la courbe, au voisinage de la limite élastique, correspond à l'élargissement des bandes de Lückers. Cet aspect semble typique pour des aciers à limite élastique nettement caractérisée (Analyse chimique de l'acier essayé : C = 0,171 % ; S = 0,010 % ; Si = 0,365 % ; Mn = 1,230 % ; Al = 0,028 %). On remarque en outre très nettement le caractère statistique des signaux des émissions sonores.

c) Les autres recherches visent également, en fin de compte, l'analyse des signaux. A cela, il convient de faire remarquer que les difficultés dans l'interprétation des signaux des émissions sonores venant des structures métalliques, proviennent aussi du fait que, lors de la propagation des signaux sonores, on observe des modifications des impulsions.

Sans entrer dans les détails, il suffit de rappeler une recherche dans laquelle des impulsions sonores de forme définie émises artificiellement sont suivies au cours de leur propagation dans les tôles. La figure 9 montre, à côté de l'impulsion primaire artificielle, le train d'impulsions complètement modifié qui se présente à une distance fixée du point d'émission, après un certain parcours dans la plaque (27). On peut ainsi saisir quelles difficultés sont soulevées pour l'interprétation des signaux.

Ce bref exposé ne peut donner que des indications assez sommaires. Il doit avant tout enseigner qu'à côté des recherches fondamentales, des expérimentations étendues sur des structures de grandes dimensions sont absolument nécessaires.

Seuls de tels essais peuvent, en fin de compte, jalonner les possibilités et les limites de l'analyse par émissions sonores dans son emploi pratique en général, mais en particulier aussi pour les constructions en tôles fortes.

Conclusion

Le contrôle des caractéristiques de qualité des tôles fortes, pendant leur fabrication et leur mise en œuvre exige l'application de méthodes non destructives d'investigation et de mesure.

Le présent exposé tient avant tout à conclure sur les programmes de recherches qui ont été et seront encouragés financièrement par la Commission des Communautés Européennes.

La présentation des résultats acquis jusqu'ici ne doit pas seulement faire connaître les succès obtenus, mais en même temps attirer l'attention sur les nombreux problèmes de mesure non encore étudiés. Ceux-ci s'étendent de la mesure de la planéité macroscopique jusqu'aux questions relatives aux qualités des structures microscopiques qui conditionnent les propriétés technologiques.

B I B L I O G R A P H I E

- 1) Euronorm 29-69. Tôles en acier, laminées à chaud, d'épaisseur égale ou supérieure à 3 mm. Tolérances sur les dimensions, la forme et le poids.- Edition décembre 1969.
- 2) DIN 1543. Tôles laminées à chaud de 3 à 150 mm d'épaisseur. Tolérances sur les dimensions, le poids et la forme. Edition août 1976.
- 3) Noel, Y., R. Pirlet. Proc. ICSTIS, suppl. Trans. ISI Japon, 11. (1971), p. 712 à 715 : Nouvelles méthodes optiques pour la mesure "on-line" des dimensions des produits sidérurgiques
- 4) Programme de recherches C 6- Convention Nr. 6210-21/070 : Courbure des profilés- Application des lasers en sidérurgie (1973).- CRM, Liège.
- 5) Programme de recherches C 40 - Convention Nr. 6210-60/070 : Mesure des dimensions des demi-produits et des profilés. (1976) - CRM, Liège.
- 6) Programme de recherches D 16/75 - Convention Nr. 6210-EA/1/101 : Amélioration de la mise au mille dans la fabrication des larges bandes à chaud, VDEh -BFI, Dusseldorf.
- 7) Bohländer, P., Stahl und Eisen, 97, (1977) Nr. 19, p. 927 à 932 Détermination de la position, de la grandeur et de la répartition des températures, à chaud, d'un produit en cours de laminage, au moyen de lignes de photodiodes autobalayantes
- 8) Ihlefeldt, J., H.J. Kopineck, W. Tappe et W. Wrede, Stahl und Eisen 97 (1977), p. 147 à 150 : Contrôle de la largeur des bandes laminées à chaud, à l'entrée de la ligne de décapage au moyen de détecteurs à lignes de photodiodes et exploitation appropriée des valeurs mesurées.
- 9) Kopineck, H.- Ligne technique- Handelsblatt 30. (1977), Nr. 48 p. 193 (11/12. 11.77) : Laminage de bandes avec une largeur constante.

- 10) Programme de recherches E 32/75 - Convention Nr. 6210-GA/2/203 : Détection, à chaud, des défauts dans les profilés et les demi-produits - CRM, Liège.
- 11) Programme de recherches E 25/75 - Convention Nr. 6210-GA/3/305 : Amélioration de la qualité de surface des bandes laminées à chaud - IRSID, St. Germain-en-Laye.
- 12) Künne, G., Materials Evaluation, Vol. 23 (1975), p. 73 à 80 Développement d'une installation industrielle de contrôle automatique des tôles par ultrasons, au moyen des données fournies par un ordinateur "on-line".
- 13) Pohlmann, R., J. Herbertz, 10ème Symposium scientifique T.U. Ilmenau, 1965, Fasc. 1, p. 41 à 43. : Un transformateur électrodynamique pour l'excitation et la mesure sans contact d'oscillations dans des matières conductrices de l'électricité
- 14) Programme de recherches E 9/73 - Convention Nr. 6210-60/8/802 : Automatisation des méthodes d'essais non destructifs Round Oak Steelworks Ltd. Brierley Hill.
- 15) Parkingson, G.J., D.M. Wilson, Journée britannique de NDT, 1977 : Les ultrasons sans contact.
- 16) Böttcher, W., H.J. Kopineck, G. Künne, Materialprüfung 20, (1978), p. 62 à 67 : La production électrodynamique des ultrasons.
- 17) Programme de recherches - Projet Nr. P 555 : Contrôle par ultrasons des produits laminés, en particulier des tôles fortes, - VDEh, Düsseldorf.
- 18) Programme de recherches E 11/73 - Convention Nr. 6210-60/1/102 : Estimation de la qualité des tôles fortes d'après les résultats des essais par ultrasons - VDEh, Düsseldorf.
- 19) Kopineck, H.J. Stahl und Eisen 96(1976), p. 5 à 14 : Détermination des propriétés d'emploi des aciers au moyen de méthodes d'essais non destructifs.

- 20) Programme de recherches E 13/74 - Convention Nr. 6210-GA/4/401 : Analyses non destructives au moyen de neutrons froids - Fiat, Turin.
- 21) Programme de recherches F - 9.4./77 - Convention Nr. 7210-MA/108-405 : Méthodes d'essais non destructifs des aciers à l'aide de neutrons à faible angle de dispersion. Fiat, Turin.
- 22) Kaiser, J., Dissertation Technische Hochschule, Munich 1950 Recherches sur l'apparition de "bruits" pendant l'essai de traction.
- 23) Programme de recherches E 19/74 - Convention Nr. 6210-GA/4/403-4/404 : Emission d'ondes sonores pour des essais non destructifs - CSM - Rome.- Institut de recherches Breda à Milan.
- 24) Programme de recherches E 4b/1/76 - Convention Nr. 7210-GA/8/803-9/901 : Recherches en commun sur la valeur des émissions acoustiques - Welding Institute Cambridge/GB et Risø, Danemark.
- 25) Programme de recherches E 4b/2/76 - Convention Nr. 7210-GA/3/310 - 3/312 : Emploi de techniques d'émissions sonores pour l'étude des phénomènes métallurgiques - Creusot-Loire, Le Creusot et Institut national des Sciences Appliquées, Lyon.
- 26) Programme de recherches E 4b/3/76 - Convention Nr. 7210-GA/1/112 : Détection des défauts dans les cordons de soudure au moyen d'essais à l'aide d'émissions sonores - VDEh, Düsseldorf.
- 27) Pao, Y.H., Physical Acoustics XIII, Presses académiques, New-York 1977 : Théorie généralisée des rayonnements et leurs transformations après un parcours dans des solides élastiques plats.

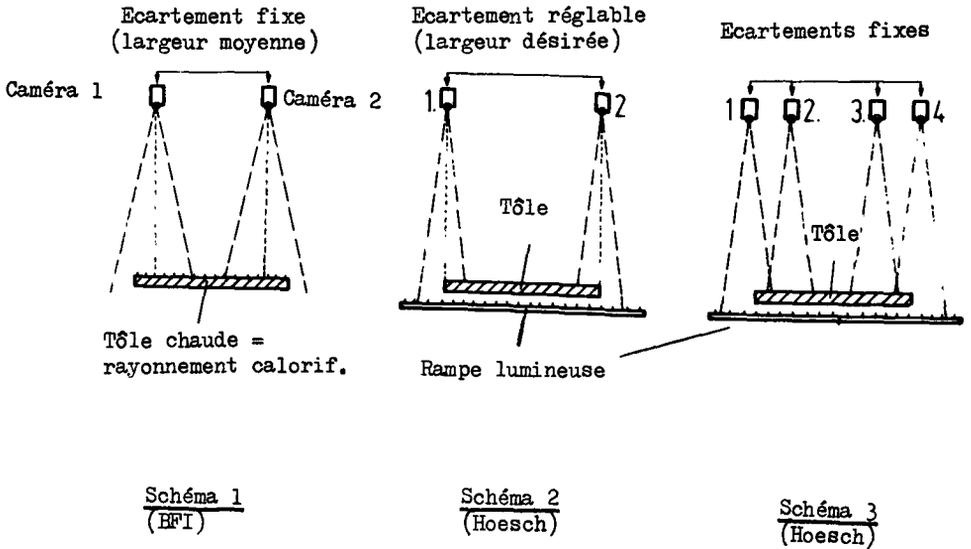


Fig. 1 - Installations de mesure de la largeur à l'aide de caméras à lignes de diodes (Schémas de principe)

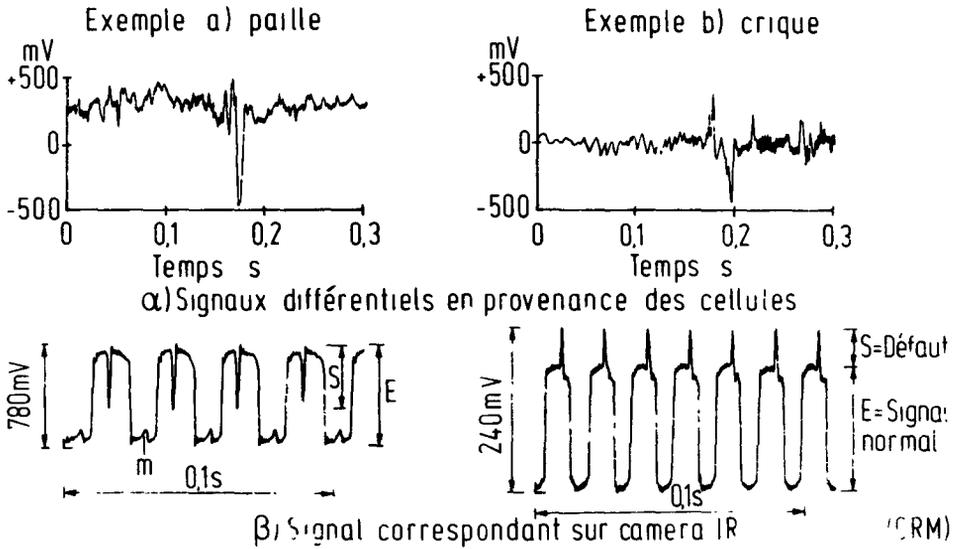


Fig. 2 - Exemples de signaux de mesures par rayonnement calorifique correspondant à deux sortes de défauts: paille et crique

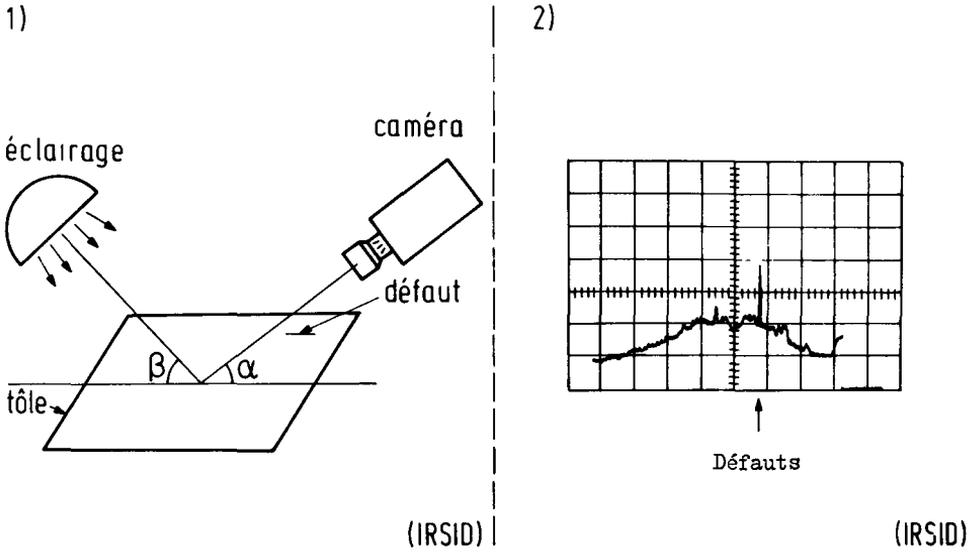
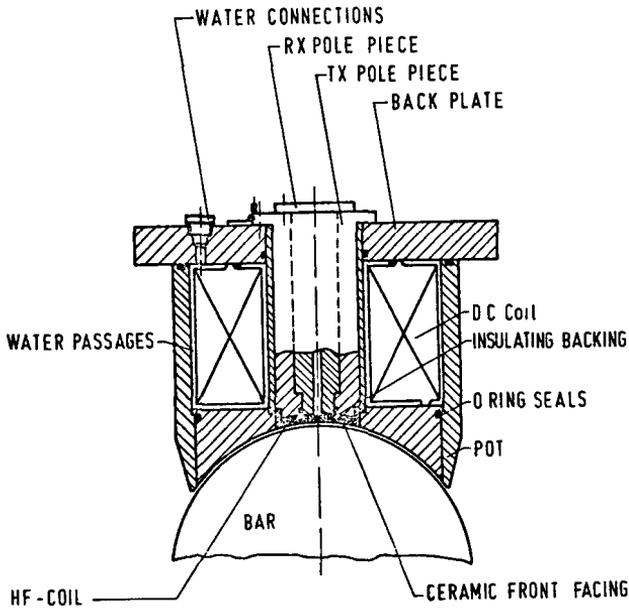


Fig. 3 - Contrôle optique de la surface de produits laminés
1) Schéma de montage
2) Signal video d'une planche laminée présentant des défauts



(Tube Investments R L,
Round Oak Steel Works)

Fig. 4 - Transformateur électrodynamique (coupe)

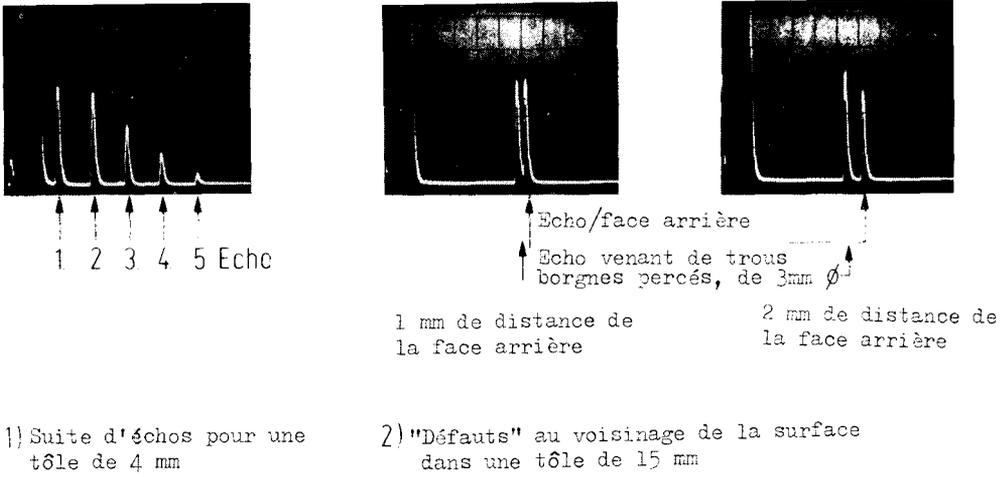


Fig. 5 - Transformateur électrodynamique - Pouvoir séparateur

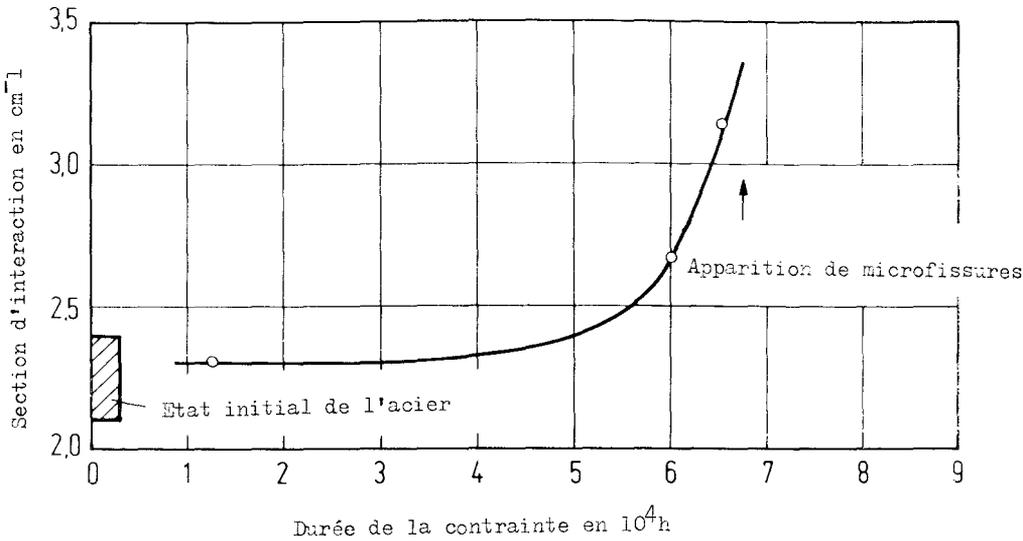


Fig. 6 - Modification de la section d'interaction pour les neutrons dans une aube de turbine (d'après P. Pizzi et Walther)

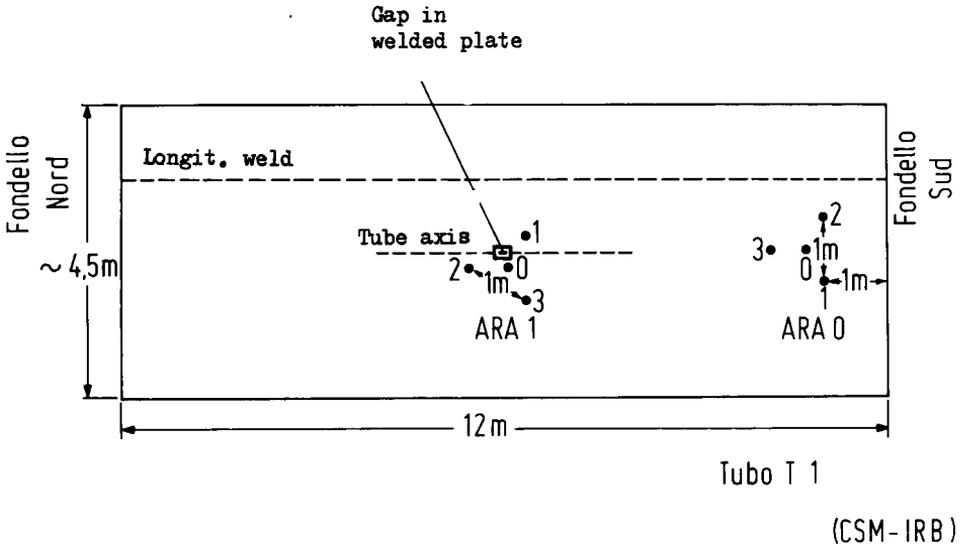


Fig. 7 - Disposition des capteurs des valeurs de mesures par triangulation, pour un essai de mise sous pression d'un tube T 1

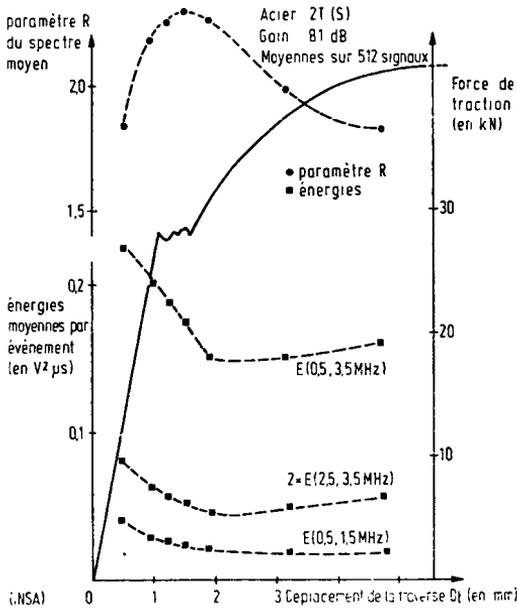


Fig. 8 - Modification de la composition du spectre des signaux des émissions sonores pendant l'essai de traction

(IzfP)

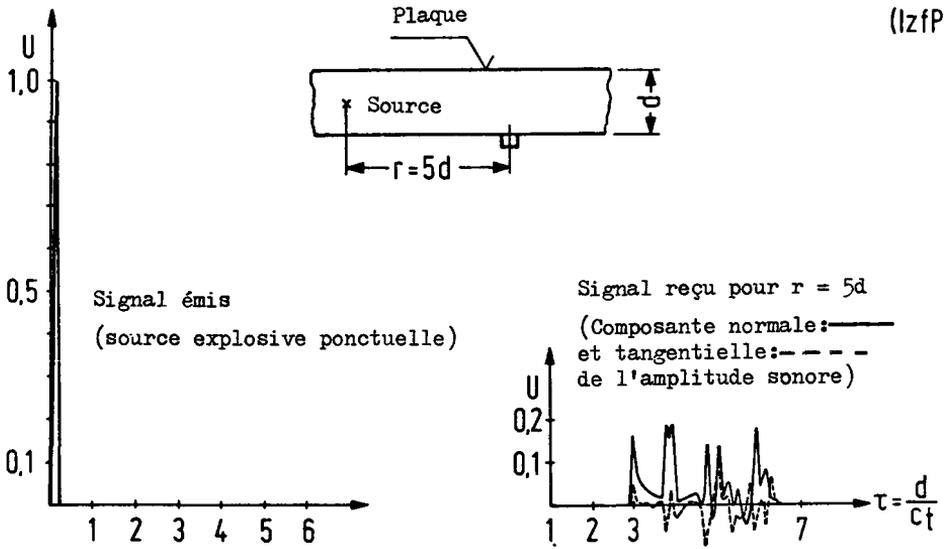


Fig. 9 - Propagation des signaux des émissions sonores dans des plaques épaisses

SEANCES DU 20 FEVRIER 1979

Président : H. Dr. Ing. W. RHODE (V.D.E.h.)

Rapporteur: Jean DOLLET (CREUSOT-LOIRE)

A .Questions posées suite aux exposés de :

H. Dr. Ing. W. NEUHAUS, THYSSEN A.G. et H. Dr. Ing. E.GÖRL, HOESCH HÜTTENWERKE AG

Question n° 1 de M. X. sur l'exposé de H. Dr Ing. E. GÖRL.

L'exposé de M. GÖRL a montré que les aciéristes cherchaient à diminuer la teneur en soufre, de façon à améliorer les caractéristiques d'emploi des aciers, or les ségrégations pouvant augmenter localement cette teneur, ne vont-elles pas avoir un rôle nocif ?.

Réponse de H. Dr. Ing. E. GÖRL

S'il est exact que les ségrégations de soufre peuvent avoir une influence néfaste sur les caractéristiques des tôles fortes (en particulier dans le sens de l'épaisseur), on peut agir dans trois directions :

- Réduire les ségrégations par des actions sur la solidification.
- Obtenir des sulfures moins nocifs en les rendant indéformables par des additions spéciales dans le métal liquide.
- Utiliser la coulée continue qui supprime ou diminue fortement les ségrégations.

Question n° 2 de M. J. MACHENZIE (BSC) sur l'exposé de H Dr. Ing. W Neuhaus

On est capable maintenant de fabriquer des pièces moulées de haute qualité pour constituer les "noeuds" des structures des plateformes de forage. Le Dr Neuhaus voit-il cela comme une menace pour le développement des tôles épaisses dans cette application importante, difficile et intéressante?.

Réponse de H. Dr. Ing. W. RHODES

Oui, il y a des risques de remplacement des tôles par d'autres moyens de construction ; il y a des exemples importants, tels que les bâtis de machines; c'est une matière à réflexion.

Réponse de H. Dr. Ing. E. GÖRL

J'ajouterais qu'il est envisagé, en Allemagne, un vaste projet de Recherches pour la fabrication de ces "noeuds" en acier moulé. Les pièces moulées présentent notamment l'avantage de supprimer l'exécution des soudures entre des tôles épaisses dans les endroits peu accessibles. De plus, le contrôle de ces soudures étant très difficile, on élimine, par ce biais, une deuxième difficulté.

Question n° 3 de H. Dr. Ing. Karl HOFFMANN (Dillingen Hüttenwerke)
sur l'exposé de H. Dr. Ing. W. NEUHAUS.

On a parlé des réserves faites par certains constructeurs de l'utilisation de la coulée continue pour fabriquer les tôles. Je ne comprends pas les objections formulées contre ces produits dont la santé interne est telle que nous l'a montré la photo.

Réponse de H. Dr. Ing. W. RHODE

Eh bien, c'est à cause du slogan permanent : il faut faire l'homologation du produit.

Conclusions sur la Séance par H. Dr. Ing. W. RHODE

Dr. RHODE a remercié les orateurs, les participants aux discussions et les interprètes.

Il a attiré fermement l'attention sur les difficultés de la Recherche en Sidérurgie, liées à la crise actuelle ; de nombreux chercheurs expérimentés sont admis à prendre une retraite anticipée et les entreprises n'embauchent que peu de jeunes.

Cette situation est inquiétante car, paradoxalement, c'est bien par une Recherche poussée dans tous les domaines (économie d'énergie, amélioration de la qualité, etc.), que la Sidérurgie peut espérer sortir de la crise.

B. Questions posées de M. J. DUMONT-FILLON (IRSID)
et H. Prof. Dr HJ KOPINECK (HOESCH HÜTTENWERKE)

Question n° 1 de H. Dr. Ing. Karl HOFFMAN (Dillingen Hüttenwerke)
sur l'exposé de Pr. H.J. KOPINECK

Quel système choisiriez-vous, si vous aviez à construire aujourd'hui une machine de contrôle US pour tôles fortes ?.

Réponse du Pr. H.J. KOPINECK

Il est très difficile de répondre à cette question. Si on cherche à reproduire par une machine automatique le type de contrôle manuel, la technique n'est pas au point et, de plus, elle serait très onéreuse. Par contre, si on adopte un autre processus de contrôle et des critères d'acceptation différents, le problème peut avoir une solution industrielle.

Question n° 2 de M. J. LESSELLS (BSC)

M.J. DUMONT-FILLON et Pr. H.J. KOPINECK ont décrit quelques nouvelles voies de développement des méthodes permettant de déterminer avec plus de précision la dimension des défauts dans les tôles. Je pense que la qualité de leurs études est excellente, et j'estime que nous devons envisager d'utiliser ces méthodes dans l'examen courant en usine des tôles.

Dans cette idée, je voudrais souligner l'importance de développer des appareils robustes et fiables. Ma société a utilisé depuis plusieurs années, des systèmes de couplage par aspersion d'eau ou par colonnes d'eau ; notre expérience nous a montré que nous obtenions ainsi un bon contrôle et aussi que l'absence de contact entre le palpeur et la tôle, d'une part supprimait l'usure de celui-ci et, d'autre part, éliminait les pannes de l'appareillage.

Nous avons aussi beaucoup apprécié les recherches sur la détection des inclusions par ultra-sons; bien que les auteurs utilisent pour cela des petits échantillons, nous devons encore considérer que l'examen à 100 % des tôles en usine pourra être fait dans un avenir proche ; quand cela arrivera, nous devons savoir très précisément pourquoi nous spécifions tel ou tel niveau de propreté ; ainsi il ne sera pas nécessaire de garantir des tôles à 100 % sans inclusion ; nous devons délimiter cette propriété seulement dans certaines zones telles que celles des trous qui seront percés, ou des chanfreins des soudures.

En ce qui concerne les défauts de surface, les Recherches présentées sont à nouveau très opportunes quand on commence à prendre conscience de l'importance de la qualité de la surface des tôles ; par qualité, il faut entendre non seulement des fissures, mais encore les piqûres dues à la calamine qui peuvent avoir une influence néfaste vis-à-vis de l'esthétique et de la résistance à la corrosion en service.

La tâche est extrêmement difficile, mais les auteurs peuvent-ils nous indiquer les méthodes automatiques envisageables pour déterminer la surface et la profondeur des dites piqûres?.

Enfin, je voudrais indiquer encore un autre exemple d'application de l'émission acoustique. Dans notre Société, nous appliquons cette technique sur les dômes des récupérations de chaleur de notre aciérie de Redcor. Nous avons ainsi l'intention de détecter les fissurations sous tension qui pourraient se produire par l'action des gaz.

Nous espérons que les capteurs n'enregistreront que les bruits relatifs aux fissures ; nous pourrions de cette manière, obtenir un signal qui nous permettra de prendre les mesures convenables en temps utile.

Réponses de Pr. H.J. KOPINECK

Pour ce qui est des défauts de surface sur les feuillards, on peut arriver à les détecter ; sur les tôles épaisses, il faut faire des recherches. La calamine est très souvent gênante pour les contrôles par ultra-sons; le palpeur électrodynamique permet d'éviter cet inconvénient.

Réponse de M. Marten HUIZINGA (Estel N.V.)

Le fait que certains clients refusent les tôles fabriquées par la coulée continue me rappelle la discussion qui avait lieu il y a de nombreuses années au sujet de l'acier L.D. comparé à l'acier Martin. A l'époque, il y avait aussi des opposants à l'utilisation du procédé LD. Ceux-ci ont été convaincus de la qualité des aciers LD, grâce à l'action des sidérurgistes de l'époque qui ont su, dans le cadre de la CECA, rassembler un vaste ensemble de renseignements démontrant les bonnes qualités des aciers en question. En ce qui concerne la coulée continue, je pense que c'est la seule méthode que nous devons suivre.

Questions posées suite aux exposés de :

MM. B. VIEILLARD-BARON (CREUSOT - LOIRE) et V. MANDORINI (Inst.Rech.Breda).

Question n° 1 de M. J. LESSELLS (BSC) sur l'exposé de M. VIEILLARD-BARON.

M. VIEILLARD-BARON nous a donné beaucoup d'informations intéressantes et nous avons constaté que ses gammes de fabrication sont extrêmement bien définies. Il nous a parlé du problème des ségrégations et des méthodes utilisées par sa Société pour le minimiser.

Comme on le sait, les spécifications définissent les caractéristiques mécaniques des tôles épaisses en aciers faiblement alliés sont très sévères, et par ailleurs, ces aciers sont particulièrement sensibles à de petites variations de la composition, qui peuvent précisément être dues aux ségrégations.

Je voudrais donc poser trois questions :

- 1) M. VIEILLARD-BARON pourrait-il indiquer l'importance de la ségrégation du carbone dans un lingot de 100 T pour un acier à 0,15 % de carbone par exemple ?
- 2) Quelles sont les variations correspondantes des caractéristiques de traction ?.
- 3) Doit-on, en plus des précautions citées, faire des chutes, tête et pied, importantes sur les lingots? M. VIEILLARD-BARON peut-il nous dire quelle est la valeur en pourcentage de ces chutes?

Réponse de M. VIEILLARD-BARON

- 1) La première question mériterait un long développement, il est certainement possible de dépasser 0,05 % mais il existe relativement peu d'information sur ce sujet.
- 2) Les deuxième et troisième questions sont liées. En pratique, suivant l'application, et donc les exigences du client, on définit les chutages pour que l'ensemble des caractéristiques mécaniques restent dans les fourchettes imposées, compte tenu des ségrégations et des dispersions industrielles inévitables. Vous avez vu un exemple, tableau III, particulièrement instructif, où les dispersions sont très faibles : il s'agit d'une tôle pour une application dans l'industrie nucléaire. Le taux de chute n'est donc pas unique, il dépend de l'usage du produit et je ne peux vous donner une valeur particulière. Toute la question est que le coût du chute doit rester acceptable commercialement parlant.

Question n° 2 de M. J. LESSELLS (BSC) sur l'exposé de M. MANDORINI

J'ai été impressionné par le travail présenté par M. MANDORINI. Ma question est de savoir si M. MANDORINI a l'intention de poursuivre cet intéressant travail sur d'autres nuances, en particulier les aciers au carbone manganèse d'environ 350 N/mm² de limite d'élasticité.

Il y a de nombreux exemples pour lesquels le formage à froid de ces aciers n'est pas autorisé d'après d'anciennes règles de l'Art ; des résultats tels que ceux qui ont été présentés permettraient d'alléger très profondément ces règles.

Réponse de M. MANDORINI

Oui, nous souhaitons continuer mais il nous faut trouver les moyens financiers de poursuivre ces travaux. Nous ferons probablement encore appel aux fonds de la CECA.

Commentaire de M. RHODE

Si les utilisateurs sont très intéressés, la Commission pourra alors prendre l'initiative de développer cet axe de Recherches.

Question n° 3 de M. R.V. SALKIN (S.A. Cockerill) sur l'exposé de
M.B. VIEILLARD-BARON

Il s'agit d'un commentaire : l'auteur a fait allusion aux tôles lourdes et hyperlourdes pour les cuves de centrales nucléaires ; le souci du lamineur est de résister aux solutions proposées par le Forgeron ; mais, au niveau de constructeur, des problèmes se posent pour l'emploi des tôles : agrégations supplémentaires du métal de base et du métal d'apport, cintrage à chaud, augmentation du nombre de traitements thermiques et du nombre de contrôle. Un bilan économique soigné doit donc être fait entre une solution "virole forgée" et une solution "tôles soudées".

Question n° 4 de M. Karl LOECK (Thyssen Niederrhein) sur l'exposé de
M. B. VIEILLARD-BARON

Peut-être n'ai je pas bien compris : sur la tête du lingot, coulé dans la lingotière, on rapporte du métal par refusion sous laitier.

Réponse de M. B. VIEILLARD-BARON

Il existe en effet des procédés de ce genre, appelés ESHT (Electroslag Hottopping) qui permettent d'améliorer la santé interne du lingot.

Question n° 5 de H. Dr. Ing. Karl HOFFMAN (Dillinger Hüttenwerke) sur
l'exposé de H. Dr. Ing. W. NEUHAUS

On parle de défauts de surface sur les tôles épaisses ; sur les "Coils", on n'en parle pas. Ce type de fabrication est donc souhaitable ; les Américains peuvent réaliser des "Coils" de 60 T pour des épaisseurs de 20mm.

Réponse de H. Dr. Ing. W. NEUHAUS

C'est vrai, mais il ne faut pas oublier qu'en 1960, les "Coils" n'atteignaient même pas 20 mm d'épaisseur ; pour le moment, limitons nous à cette épaisseur et au poids de 30 T ; car il faut aussi pouvoir utiliser les "Coils" de 60 T et en Europe, ceci ne semble guère possible.

Question n° 6 de M. LEFEVRE (Fabrique de Fer de Charleroi) sur l'exposé de M. VIEILLARD-BARON

M. Vieillard-Baron a parlé de coulée "en Source" et de coulée "au jet". Quand utilise-t-on plutôt l'un des procédés par rapport à l'autre ?.

Réponse de M. VIEILLARD-BARON

Pour de nombreuses raisons, la coulée "en Source" est très généralement utilisée pour les tôles de bonne qualité.

Question n° 7 de M. R. BARR (BSC) sur l'exposé de M. VIEILLARD-BARON

Au cours de son exposé, M. VIEILLARD-BARON nous a indiqué des valeurs concernant la ségrégation du carbone depuis la surface jusqu'au centre d'une tôle de 130 mm d'épaisseur. Je n'ai pas très bien compris le propos, et je souhaiterais que M. VIEILLARD-BARON précise ce point.

Réponse de M. VIEILLARD-BARON

J'ai indiqué que, dans le cas des tôles hyperlourdes, si aucune précaution particulière n'était prise, les ségrégations seraient importantes; par exemple, pour le carbone, des variations de la teneur de 0,06 % ou plus pourraient être constatées entre différents endroits de la tôle.

Question n° 8 de M.A. TZAVARAS (Aristotelian University)

Puisque nous parlons ségrégation, je souhaiterais que quelqu'un puisse apporter quelques commentaires sur les mesures utilisées pour mesurer les ségrégations. Je suis notamment effrayé de voir qu'une méthode consiste à percer des trous de un millimètre de diamètre : avec ce type de prélèvement, on est bien en dessous des méthodes d'évaluation des ségrégations que nous discutons.

Réponse de H. Dr. Ing. E. GÖRL

C'est vrai qu'il y a un problème de détermination, car il n'y a pas de méthode normalisée.

Nous utilisons pour les gros lingots, un trou d'un diamètre de 1,5 mm.

Il faut aussi souligner que la CECA a permis de mettre au point, dans le cadre de la Recherche "Coulée et Solidification", des méthodes de calcul de la ségrégation ; ces méthodes peuvent être un guide très efficace pour évaluer les ordres de grandeur des ségrégations.

Réponse de M. J. LESSELS (BSC)

L'importance de la ségrégation doit être estimée du point de vue de l'utilisation de la tôle ; dans certains cas, c'est la ségrégation du soufre qui sera à contrôler, dans d'autres cas, ce seront les variations des teneurs en carbone, ou encore des caractéristiques mécaniques. En gardant en mémoire ces idées, il n'est pas difficile alors de mesurer la ségrégation par le choix approprié de l'essai de contrôle.

Session du 21 février 1979

- Conception et fabrication des pièces ouvrées en ingénierie moyennes/lourde
- Synthèse des recherches CECA
- Contribution
- Contribution
- Mise au point de nuances nouvelles
- Influence de la composition chimique et du traitement thermique sur les propriétés des aciers de construction ayant subi la trempe à l'eau suivie de revenu
- Etude des divers critères d'évaluation de la ténacité des aciers utilisés dans la construction des réservoirs sous pression
- Résistance à la rupture fragile de joints soudés en divers aciers à haute résistance d'épaisseur moyenne
- Résumé des discussions
- Conclusions générales
- Allocution de clôture

Président: R.V. SALKIN, SA Cockerill, Seraing-sur-Meuse

Rapporteur: F. BONOMO, Centro Sperimentale Metallurgico,
Milan

CONCEPTION ET FABRICATION DES PIÈCES OUVREES EN
INGENIERIE MOYENNE/LOURDE.

par
W.P. CARTER* et P.F. ROGERS**.

RESUME.

La conception des pièces d'acier est traditionnellement basée sur la recherche de la résistance à la traction et a de ce fait influencé le développement des alliages ferritiques. La nécessité d'accroître la ténacité à l'entaille en même temps que la résistance et l'épaisseur a, un peu par hasard, stimulé le développement d'aciers présentant également une soudabilité accrue.

Plus récemment, on a mis l'accent sur la mise au point d'aciers résistant mieux à la rupture fragile et présentant une ductilité accrue au cours de la fabrication et du soudage. Ce progrès trouve également son origine dans une demande de plus en plus forte d'assurance de qualité de l'acier.

De nouveaux procédés disponibles, y compris l'affinage sous laitier électroconducteur, même s'ils sont bien accueillis, impliquent des dépenses supplémentaires. Il est capital de mettre au point des aciers supportant le soudage sous apport calorifique élevé, si l'on veut tirer parti d'une meilleure compréhension des phénomènes métallurgiques et des progrès réalisés dans le domaine de l'élaboration des aciers.

* Directeur, Recherche et Développement, Whessoe Heavy Engineering Ltd., Darlington, G.B.

** Ingénieur, Chef du Service "Soudage", Whessoe Heavy Engineering Ltd., Darlington, G.B.

Il faut attirer l'attention sur les limites que les propriétés du métal soudé imposent aux critères régissant la conception des structures. Il y a lieu également de mentionner les avantages que peut procurer l'absence de traitement thermique après soudage, dans de nombreuses applications.

Le présent rapport étudie et illustre à l'aide d'exemples, la relation et les interactions de ces conditions avec le développement présent et futur des aciers.

1. INTRODUCTION.

Les tôles en acier ferritique sont utilisées dans les applications suivantes :

- cuves travaillant sous des pressions comprises entre le vide total et 350 bars, dans un domaine de température allant de -100°C à 600°C ;
- installations de stockage fonctionnant sensiblement à la pression atmosphérique, mais soumises à des contraintes hydrostatiques importantes à des températures comprises entre -100°C et $+30^{\circ}\text{C}$;
- construction de ponts et de structures offshore soumis, par conception, à des charges extérieures élevées, à des températures variant de -20°C à $+30^{\circ}\text{C}$.

Les réservoirs ou les cuves sous pression utilisées dans les centrales nucléaires constituent une catégorie distincte. Ces structures sont réalisées conformément à des règles de conception largement admises, par exemple les codes ASME et API des Etats-Unis, les normes britanniques BS 5500, BS 1113 et BS 2654, les AD-Merkblätter allemandes ou les règles françaises SNCT. Il faut considérer les propriétés des tôles en fonction du régime de marche et des critères de conception à appliquer lorsque les spécifications permettent des épaisseurs comprises entre 5 et 300 mm. Ces conditions jouent un rôle majeur dans le développement des aciers.

Les problèmes, et par conséquent leurs solutions, seront très différents selon l'application envisagée, la conception de base et l'épaisseur des tôles assemblées. Les critères de conception que l'on trouve dans les différentes recommandations nationales ont exercé une influence considérable sur le développement des aciers au cours des trente dernières années.

Les premiers codes régissant la réalisation des structures soudées reflétaient les conceptions issues des structures à assemblage mécanique, par exemple par boulonnage ou rivetage, et les épaisseurs étaient déterminées à partir de la résistance voulue affectée d'un coefficient approprié. Les aciers étaient normalisés et contenaient 0,20 - 0,40 % C, ce qui, avec 0,5 - 1,0 % Mn, donnait une résistance de 350 - 550 MPa à la température ambiante. Des additions de Ni, Cr, Mo, etc ... ou simplement un accroissement des teneurs en carbone, permettaient d'augmenter la résistance des aciers. Ceux-ci pouvaient avoir été semi-calmés ou calmés au silicium, et, en raison d'une teneur relativement élevée en azote provenant de l'air utilisé pour l'affinage, ils étaient sujets au vieillissement sous contrainte et à la fragilisation. Les teneurs en soufre et en phosphore n'étaient pas toujours réglées, ce qui entraînait une ductilité très faible et une anisotropie élevée des propriétés. Lors du soudage, ces aciers présentaient une très forte sensibilité à la fissuration due au soufre, et les zones affectées par la chaleur présentaient une microstructure très dure susceptible de se fissurer à froid en présence d'hydrogène. La ductilité et la ténacité d'ensemble des soudures était faible et les ruptures sous faible charge n'étaient pas rares.

L'importance accordée au comportement au soudage, associée à la nécessité d'accroître la résistance utile des aciers, ainsi que leur ductilité et leur résistance à la rupture fragile ont conduit à une réduction

progressive des teneurs en carbone ; il est aujourd'hui possible d'obtenir un acier de construction soudable contenant 0,05 % C.

A la base de ces développements se trouve l'emploi de modèles de renforcement qui, au moyen de la composition et de la microstructure, permettent de déterminer la limite d'élasticité et la charge de rupture par des essais de traction uniaxée, tout en tenant compte du traitement thermique et d'une déformation contrôlée de façon adéquate. L'importance de la grosseur du grain pour la maîtrise du comportement ductile-fragile et les travaux qui en ont fait connaître le mécanisme, ont constitué les progrès essentiels de ces deux dernières décennies. En particulier, les travaux de Irvine (1) et de Pickering (2) ont été décisifs ; la nature des modèles mis au point peut être résumée dans les équations discutées par Gladman et al. (3), qui exploitent totalement l'effet Hall-Petch.

$$\sigma_y \text{ (N/mm}^2\text{)} = 88 + 37 \text{ (Mn}\%\text{)} + 83 \text{ (Si}\%\text{)} + 2918 \text{ (N}_2\%\text{)} + 15.1d^{-1/2}$$

and

$$\text{ITT (}^\circ\text{C)} = - 19 + 44 \text{ (Si}\%\text{)} + 700 \text{ (N}_2\%\text{ libre)} - 11.5d^{-1/2} + 0.26 \text{ (d+b)}.$$

Les travaux de ces chercheurs ont fourni la base du développement d'alliages métallurgiquement sains, possédant des combinaisons de propriétés acceptables, de préférence aux aciers traditionnels avec leurs additions déterminées empiriquement.

Les développements qui ont conduit à des aciers présentant à la fois des limites d'élasticité et des ductilités accrues, ont abouti également à un important accroissement de la soudabilité. Celle-ci est caractérisée par de nombreuses formules paramétriques du "carbone équivalent". Par exemple, la formule généralement acceptée est celle qui a été adoptée par l'I.I.S. :

$$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} .$$

Elle permet, sur une base empirique, d'apprécier la soudabilité des aciers. Les complications supplémentaires dues au rétreint général ou local, combinées avec la fragilisation par l'hydrogène, ont fait l'objet de nombreuses recherches. Le Welding Institute a d'ailleurs publié un manuel (4) permettant de choisir des procédures de soudage sûres. Toutefois, il est évident que cette formule n'est pas applicable aux aciers à bas carbone (5), et il peut être nécessaire de la modifier pour établir des procédures de soudage sûres et économiques.

2. FACTEURS LIMITANT L'UTILISATION DE LA RESISTANCE DE L'ACIER.

L'augmentation de la limite d'élasticité des aciers devrait permettre de réduire les épaisseurs des tôles et des poutres, et par conséquent le poids des structures, en particulier pour les constructions lourdes ou coûteuses à transporter. Plusieurs facteurs importants militent toutefois contre des accroissements illimités de la résistance :

- (1) La contrainte maximale admise par les codes régissant la conception peut être basée sur la connaissance de la ductilité ou d'une autre propriété de l'acier approprié. Par exemple, la norme BS 5500 (6) mentionne des valeurs maximales admissibles de contrainte pour des nuances particulières d'acier.

L'introduction d'aciers présentant des limites d'élasticité plus élevées, et par conséquent pouvant supporter des contraintes de conception plus importantes, impliquerait que l'on détermine de façon approfondie le comportement général de ces nouveaux aciers. L'opportunité d'introduire de tels aciers sera donc soumise à certaines limites et l'évolution de codes compatibles pour la conception des structures et pour les matériaux utilisés dépendra essen-

tiellement de facteurs économiques.

- (2) A la conception, la rigidité des structures peut présenter un intérêt primordial, en particulier pour les profils minces ou les constructions constituées de profils d'épaisseurs diverses. Par conséquent, l'exigence d'une réduction du poids total nécessitant l'emploi d'aciers plus résistants peut militer en faveur d'un développement économique.
- (3) L'accroissement de la limite d'élasticité des aciers peut n'entraîner aucune amélioration de la résistance à la fatigue des joints soudés, tant en fatigue à haute fréquence que dans des conditions où la corrosion n'est pas négligeable (7).
- (4) Les impératifs de la mise à forme peuvent nécessiter l'exécution d'un traitement thermique, pendant ou après le formage, pour maintenir la ductilité. Les problèmes liés à la trempe et au revenu des pièces ouvrées peuvent être économiquement inacceptables, et les aciers obtenus par laminage contrôlé sont soumis à des limitations sévères.
- (5) Le coût total de fabrication et de soudage, y compris le prix des aciers, peut dépasser le montant des économies que permettrait l'emploi d'aciers à haute résistance, ce qui en annulerait largement les avantages.
- (6) Il s'avère de plus en plus difficile d'obtenir des cordons de soudure (métal déposé) présentant des propriétés élastiques élevées et possédant la ductilité désirée.

On peut donc en conclure que, pour de nombreuses applications, les ingénieurs concepteurs ne considèrent pas la résistance comme le critère fondamental. Il semble clair que l'on recherche surtout une ductilité permettant d'absorber les déformations plastiques locales qui se produisent, pour diverses raisons, dans la plupart des constructions.

Si l'on considère les propriétés que l'on exige d'une tôle d'acier, il faut déterminer clairement si elles ont été choisies comme paramètres pour la conception de la structure ou comme éléments d'information en vue du contrôle de la qualité. Cela doit être important lorsque l'on envisage la question de la variabilité des matériaux et la dispersion dans les essais de ces matériaux. Wells (8) a noté que les plaintes concernant cette dispersion portent plus souvent sur la résistance à la rupture fragile ou la ténacité à l'entaille que sur la limite d'élasticité ou la charge de rupture.

Les méthodes de la théorie des probabilités se sont révélées très utiles pour l'examen de la sécurité des constructions. Toutefois, le petit nombre de données précises disponibles sur les types et les tailles des défauts dans les constructions réelles ne permet pas d'évaluer correctement la dispersion des "données relatives aux propriétés mécaniques"

Dans le futur prévisible, on continuera à baser l'acceptation des matériaux sur des valeurs quelque peu arbitraires. Néanmoins, l'examen de la "dispersion" réaliste des propriétés combiné aux résultats d'essais de simulation du comportement de structures réelles contribuera largement à l'utilisation économique des aciers courants et constituera une aide précieuse en fixant l'attention sur les paramètres conditionnant réellement le développement futur des aciers.

3. TENACITE, DUCTILITE ET PROPRETE.

Cette attention accrue accordée à la détermination des mécanismes de rupture fragile et aux modes de ruine des constructions impose une plus grande maîtrise par une conception judicieuse des structures, une sélection soigneuse des propriétés des matériaux, des procédures de fabrication plus précises et des contrôles non-destructifs. De même, cette approche suppose que l'on mette en oeuvre des aciers et des

processus de fabrication et de soudage donnant des valeurs rigoureuses de la ténacité, de la ductilité et de la propreté.

L'amélioration de la conduite des procédés d'élaboration de l'acier, des compositions d'acier et des traitements thermiques a conduit à des garanties accrues par une réduction de la largeur de la bande de dispersion (9).

Les valeurs des propriétés susceptibles de satisfaire les exigences imposées à chaque classe de structure conduisent à différents procédés d'élaboration de l'acier, si l'on veut réaliser des structures économiques. Lorsque l'on définit les conditions que doivent remplir les matériaux de base, on risque d'imposer des paramètres illogiques ou hautement conservatoires. La nécessité de définir et d'atteindre des niveaux réalistes de ténacité pour les besoins de la conception n'a jamais été plus importante, sous la pression des marges de sécurité et d'une assurance de qualité accrues que l'on exige couramment des constructions. Les pressions techniques, sociales et écologiques incessantes, à l'intérieur de la Communauté, risquent d'entraîner l'apparition d'exigences plus sévères, sauf si on peut utiliser des données expérimentales réalistes.

On précise actuellement, d'une façon très répandue, que les tôles d'acier doivent avoir un comportement isotrope. Cela est important lorsque l'on considère la ductilité des tôles d'acier dans les directions X, Y et Z. On exige des propriétés de ténacité en travers (y), qui doivent être pratiquement égales aux propriétés en long (x), et celles-ci doivent être atteintes à toute profondeur dans l'épaisseur de la tôle. Cette propriété est particulièrement importante pour maîtriser la ténacité de la zone affectée par la chaleur de joints dans lesquels la ligne de fusion est parallèle à la direction principale de laminage des tôles.

Dans ce domaine de la ténacité, on a fait des progrès très importants grâce à la mise au point d'aciers à bas carbone laminés et trempés, présentant des microstructures totalement aciculaires sans microalliage. La composition et les propriétés mécaniques sont données au tableau 1, tandis que la figure 1 montre une microstructure typique. La limite d'élasticité de 380 - 400 MPa peut effectivement être utilisée par les codes de conception actuels. Cette propriété, combinée à une énergie Charpy en travers de 200 J à - 50°C constitue la caractéristique la plus intéressante.

La ductilité transversale suivant l'axe court (axe Z) a été améliorée pour permettre à ces aciers de subir des déformations plus importantes suivant cette direction. L'arrachement lamellaire n'est plus un problème lorsque la striction, en traction suivant l'axe Z, dépasse 20 % pour la plupart des aciers de construction. Cette valeur peut devoir être accrue pour les assemblages soudés fortement chargés. Toutefois, puisqu'il est possible d'obtenir des aciers pour lesquels la striction suivant l'axe Z dépasse 40 %, on peut abandonner les techniques antérieures visant à éviter l'arrachement lamellaire, qui n'étaient d'ailleurs généralement pas fiables mais étaient toujours coûteuses.

Il y a d'autres raisons à cette extension des normes de propreté de l'acier, déterminée par contrôle ultrasonore. Nous pouvons en identifier un certain nombre.

- (1) La réduction du contenu inclusionnaire et des défauts de décollement a permis d'atténuer les mécanismes de rupture fragile, d'arrachement lamellaire, de fissuration par liquation, ...
- (2) L'assurance accrue que les produits ouverts, en particulier en acier allié et de forte section, ne contiennent pas de défauts en angle, que l'on ne peut détecter que s'il n'y a pas de décollements importants.

- (3) Le contrôle non destructif des soudures ainsi que la détection et l'appréciation de la taille de défauts, qui sont contrariés par la présence d'indications externes.

Les perfectionnements qui ont été apportés aux procédés de fabrication d'aciers alliés d'épaisseur moyenne et forte, devront être appliqués pour la plupart des compositions d'acier. L'ajustement de la ductilité par le biais d'une propreté accrue de l'acier et de l'élimination des éléments résiduels néfastes s'avère essentiel pour éviter de nombreux problèmes de fabrication.

- (a) On peut conférer une ténacité ductile accrue aux aciers existants en réduisant les teneurs en éléments résiduels. L'influence des inclusions sur la rupture ductile, par coalescence des microvides, peut être maîtrisée, et cela conduit à accroître l'énergie supérieure des essais de choc.
- (b) On ne peut améliorer que de façon marginale le comportement des aciers existants à la transition fragile-ductile, en réduisant les teneurs en carbone ou en réduisant la gamme des teneurs en carbone d'une coulée à l'autre, ou la ségrégation dans les coulées.
- (c) La constatation que l'influence des inclusions sur la rupture ductile résultait à la fois de leur volume, de leur distribution et de leur forme a conduit à la mise au point de méthodes de contrôle de la forme des inclusions. Il existe plusieurs procédés, y compris le procédé au manganèse et la désoxydation contrôlée. Néanmoins le traitement par les métaux des terres rares est sans doute la technique la plus répandue. Bien que les avantages de ce traitement, bien conduit, aient été démontrés, un examen attentif de la littérature montre qu'une conduite déficiente du traitement peut avoir des conséquences néfastes (2).

Aussi longtemps qu'il n'aura pas été démontré que ces effets secondaires néfastes peuvent être maîtrisés, l'accent sera mis sur les aciers à faible contenu inclusion-

naire, de sorte que le traitement aux terres rares est superflu.

Il est cependant probable que le traitement par les métaux des terres rares ne constitue qu'une étape dans la technique de contrôle de la forme des inclusions, et que des développements ultérieurs de l'élaboration des aciers permettront, par un ajustement des teneurs globales en impuretés, d'éviter ce traitement. On annonce un traitement au calcium pour le contrôle de la forme des inclusions, et l'extension du procédé de refusion sous laitier électroconducteur constitue un moyen essentiel pour la production des futurs aciers (10).

Il doit être bien compris qu'une qualité permanente de l'acier, aux points de vue de sa propreté interne et des gammes de composition produites, constitue une aide précieuse pour les opérations de formage et de traitement thermique pendant la fabrication et permet l'établissement de procédures de soudage économiques sans accroissement du risque de fissuration en cours de production.

4. COMPOSITION DE L'ACIER ; PROPRIETES DE LA ZONE AFFECTEE PAR LA CHALEUR ET DU METAL FONDU.

Les facteurs qui agissent sur la sensibilité à la fissuration du métal de base, de la zone affectée par la chaleur et du métal d'apport sont bien connus. On a étudié et amplement discuté la fissuration à froid en présence d'hydrogène (4), la fissuration par liquation (11), l'arrachement lamellaire (12) et la fissuration au réchauffage (13). Par conséquent, il est possible de maîtriser chacun de ces mécanismes soit en adaptant la composition du métal de base, soit en modifiant la procédure de soudage. On a développé des relations empiriques qui peuvent nécessiter des modifications mineures pour tenir compte de circonstances particulières ; le constructeur, en collaboration avec le producteur d'acier et le fabricant des électrodes de soudage, peut aisément procéder à ces adaptations dans un cadre assez large. Il peut être nécessaire

d'adopter cette dernière approche, afin de veiller à ce que l'on choisisse les procédures les plus économiques, en particulier dans les grandes constructions.

Suggérer que la flexibilité des méthodes de fabrication permet toujours de tenir compte des situations particulières n'implique cependant pas que l'on ne doive pas améliorer la qualité et les propriétés mécaniques des aciers. La production d'aciers à teneurs en carbone plus faibles, en fortes épaisseurs et présentant des propriétés identiques ou améliorées, notamment la ductilité et la ténacité, doit rester un objectif essentiel.

L'aspect majeur de la soudabilité réside dans la facilité avec laquelle on peut maîtriser les propriétés du métal déposé et de la zone affectée par la chaleur (ZAC). Le problème est généralement réduit à l'obtention d'une ductilité satisfaisante, à la fois pour éviter la rupture à basse comme à haute température. Ces dernières années, l'attention s'est concentrée sur le problème de la prévention de la rupture à basse température et sous faible déformation.

L'examen des différents codes de conception montre qu'il existe différents critères pour évaluer les propriétés du métal déposé en vue d'éviter une rupture rapide. En outre, les codes sont en retard par rapport aux philosophies actuelles en matière de contrôle des ruptures, et les opérateurs individuels, les sociétés de classification, etc., peuvent superposer d'autres critères. Dans la plupart des cas, cela conduit à des valeurs de la ténacité supérieures aux valeurs mesurées, et peut donner lieu à des difficultés supplémentaires lors du choix des caractéristiques des matériaux.

Normalement, les aciers normalisés au C-Mn, au C-Mn-Nb-Al, largement utilisés, présentent une ductilité suffisante à des températures pouvant atteindre - 50°C, quel que soit l'essai utilisé pour la déterminer par exemple essai Charpy V, essai à faible vitesse de déformation, COD ou Kic,

etc ... Toutefois, les résultats obtenus avec le métal fondu adopté pour ces aciers sont erratiques, avec une large proportion de valeurs basses et inacceptables, lorsqu'on le soumet à des essais similaires. Cela reste vrai même lorsque l'on adopte des procédures très soigneusement surveillées, ainsi que pour les soudures tant à l'état brut de soudage qu'après un traitement thermique après soudage. Dans les essais sur modèles en vraie grandeur, ou en simulation à grande échelle, le comportement du métal déposé à la rupture constitue le paramètre le plus important ; ce point est discuté de façon plus détaillée (14).

Les solutions applicables au métal déposé et à la ZAC seront certes différentes, mais elles impliquent toutes deux que l'on prenne en considération la relation entre la composition chimique et les cycles thermiques, dont l'action combinée engendre la microstructure finale. L'influence de la composition de l'acier sur les propriétés de la ZAC a été discutée récemment (15). Il demeure une large confusion au sujet de l'influence des éléments de micro-alliage. Cela résulte du nombre élevé de variables intervenant dans le soudage, notamment l'apport calorifique, le rétreint, le nombre de passes de soudure, le traitement thermique après soudage, etc... Il est donc clair qu'il faut être très attentif lors du choix des compositions d'acier, et qu'il faut associer celles-ci aux procédés de soudage qui seront utilisés. La tendance actuelle consiste à ajuster les propriétés de la ZAC en limitant l'apport calorifique du soudage à de très faibles valeurs. Cela réduit sensiblement la vitesse de soudage, augmente les coûts de fabrication et limite l'intérêt des aciers à bas carbone micro-alliés.

Le problème se complique encore par le fait que le métal déposé doit également présenter certaines propriétés. On peut choisir un métal permettant de maîtriser les propriétés du métal déposé non dilué, mais cet équilibre soigneux peut être contrarié par la diffusion, dans la soudure,

d'éléments néfastes provenant de l'acier fondu. Le remède habituel à cette situation consiste à limiter la dilution en réduisant l'apport calorifique, et par conséquent les vitesses de soudage. Les progrès réalisés en matière d'électrodes de soudage ont été discutés récemment (9) mais, tandis que les problèmes étaient posés clairement, il n'y a que peu de signes indiquant une amélioration de la valeur générale de la ténacité du métal déposé.

La mise en oeuvre de procédures de soudage à grande vitesse est encouragée pour des raisons économiques. Aussi longtemps que le problème n'est pas résolu, les constructeurs ne seront pas incités à utiliser de nouveaux aciers mais préféreront plutôt conserver les aciers actuels, éventuellement avec des modifications relativement peu importantes.

5. TRAITEMENT THERMIQUE.

L'application d'un traitement thermique après le formage à chaud ou à froid, associée à la nécessité fréquente de procéder à un traitement thermique ultérieur des assemblages soudés, entraîne des complications supplémentaires. Le choix des matériaux destinés à toute application quelle qu'elle soit, doit tenir compte de l'influence du temps et de la température sur la résistance, la ductilité et la ténacité liées aux modifications de microstructure et de dureté qui se développent à la fois dans le métal de base et dans la zone affectée par la chaleur.

Il est essentiel de veiller à ce que les opérations de formage à chaud soient exécutées dans des domaines de températures et avec des vitesses de refroidissement permettant de développer ou de conserver les propriétés mécaniques minimales obtenues au cours de l'élaboration et du traitement de l'acier. Toutefois, la mise au point d'aciers basée sur la trempe et le revenu, et sur des traitements thermomécaniques, présente certaines limitations si l'acier

doit être mis à forme à chaud.

Nicholson (16) et Dubois (17) ont examiné, avec un certain détail, les répercussions qu'entraîne la nécessité d'un traitement thermique après soudage ; un tel traitement requiert des décisions importantes quant au choix des matériaux et aux procédés de fabrication, sur la base des différents aspects envisagés par les divers codes nationaux.

On sait que les propriétés mécaniques des aciers se dégradent au cours des cycles prolongés de traitement thermique après soudage ; cette dégradation est traduite par le paramètre de Holloman-Jaffe (20).

$$H_p = T (20 + \log t) 10^{-3}$$

où T = température de maintien (K)

t = durée de maintien (h)

Toutefois, si l'on tient compte des effets des phases de chauffage et de refroidissement, celles-ci deviennent partie intégrante du cycle de traitement thermique. C'est pourquoi la durée totale effective de séjour à la température T a été modifiée comme suit :

$$t = \frac{T}{2.3k (20 - \log k)} \quad (21)$$

où : t = durée équivalente de séjour à la température de traitement T (K)

k = vitesse de chauffage ou de refroidissement (K/h).

On a montré (22) que, pour les aciers conventionnels au C - Mn - Al - Nb, la plus forte réduction des propriétés correspond aux valeurs de H_p comprises entre 17,5 et 18,5. Cependant, ces observations pourraient ne pas être correctes dans le cas des aciers à bas carbone ou pour d'autres traitements thermiques. D'importantes réductions des propriétés pourraient limiter l'utilité d'un tel acier. En outre, on dispose de très peu d'indications fiables en ce qui concerne la ZAC ou le métal déposé, bien que l'on ait déjà pu le démon-

trer pour la ténacité de la ZAC d'une série limitée d'aciers.

Les conditions imposées par les différents codes nationaux sont contradictoires ; elles sont basées sur des philosophies différentes visant soit à prévenir l'apparition de fissures, soit à arrêter les fissures qui se propagent (18). On n'a pas encore réussi à déterminer très clairement le rôle quantitatif que joue le traitement thermique après soudage dans la prévention de la rupture, soit par une diminution des contraintes résiduelles, soit par des transformations métallurgiques favorables. Un taux contrôlé de précontrainte peut avoir un effet extrêmement positif, sans qu'il soit nécessaire de recourir à un traitement thermique.

En général, les normes de conception ne précisent pas clairement les conditions imposées aux zones affectées par la chaleur et il existe un réel problème pour la détermination concrète des propriétés réalistes de chaque zone (19).

La difficulté est d'autant plus grande lorsque l'on doit appliquer un traitement thermique après soudage à des structures géométriques complexes, comme celles que l'on rencontre en construction offshore. Presqu'inévitablement, cette pratique influence fortement les méthodes de fabrication et les séquences opératoires, qui sont extrêmement coûteuses et demandent beaucoup de temps (23).

Il est urgent d'établir une base solide en vue de l'extension des limites d'épaisseurs en traitement thermique après soudage, pour lesquelles des compositions d'acier particulières et des méthodes spécifiques de fabrication et de soudage puissent être utilisées en toute sécurité. Il existe plusieurs moyens d'atteindre ce but, mais il semble que la mise au point d'aciers supportant l'apport calorifique du soudage constitue un objectif qui peut s'avérer rémunérateur.

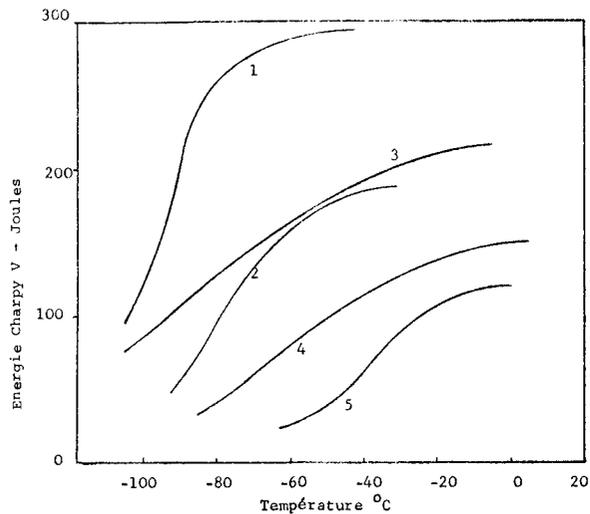
RESUME.

La plupart des projets de structures ou de cuves peuvent faire appel à des aciers présentant des propriétés appropriées de résistance à la traction. De nouveaux aciers peuvent offrir des résistances améliorées, mais l'intérêt des aciers à résistance à la traction plus élevée est tempéré par un certain nombre de facteurs. On a discuté les facteurs qui plaident en faveur de ces améliorations et on a fortement recommandé d'utiliser immédiatement les accroissements de propriétés liées à la propreté interne et à la ductilité de l'acier. D'autres développements peuvent conduire à des aciers présentant des propriétés encore améliorées. De tels aciers n'offrent cependant que peu d'intérêt, sauf si l'on parvient à les fabriquer de façon économique et à leur conférer une qualité permanente et fiable. Les directions futures de recherche seront quelque peu marginales par rapport au développement des aciers ; elles seront cependant essentielles à l'égard de l'application des aciers. Cela explique l'importance que l'on a accordée à la ductilité, à la suppression - si possible - du traitement thermique après soudage et à l'accroissement des vitesses de soudage. Les producteurs d'acier, les ingénieurs de projet et les constructeurs, ainsi que leurs clients communs doivent collaborer de façon continue si l'on veut éliminer les pressions socio-économiques.

BIBLIOGRAPHIE.

1. IRVINE K.J. Centenary Issue. J. Iron & Steel Inst. juin 1969.
2. PICKERING F.B. Physical Metallurgy and the Design of Steels. Applied Science Publishers, 1978.
3. GLADMAN T., DULIEU D. and Mc IVOR I.D. Micro Alloying 75. Comptes rendus de la Conférence Internationale, Washington 1975.
4. Welding Steels Without Hydrogen Cracking. Welding Institute Handbook, 1973.
5. DOLBY R.E. Low Carbon Structural Steels for the Eighties, Institution of Metallurgists, 1977.
6. Specification for Unfired Fusion Welded Pressure Vessels. Norme britannique 5500, 1976.
7. VAN DER VEEN J.H. The Contribution of Physical Metallurgy to Engineering Practice. Comptes rendus de la conférence du Centenaire de Rosenhain, 1975.
8. WELLS AA. Ibid.
9. LESSELS J., RANDERSON K. et SMITH C.I. Trends in Steels and Consumables for Welding. Comptes rendus de la conférence internationale, London 1978 (à paraître).
10. ARROWSMITH J.M. Low Carbon Steels - Voir référence 5.
11. GARLAND J. & BAILEY N. Rapport 28/1976/M du Welding Institute.
12. FARRAR J.C.M. & DOLBY R.E. 1972 Lamellar Tearing in Welded Fabrication.
13. BONISZEWSKI T. Heat Treatment Aspects of Metal Joining Processes. Comptes rendus de la conférence de l'Iron and Steel Institute. London 1971.

14. GULVIN T.F. Présenté à ces journées.
 15. Welding of HSLA (Microalloyed) Structural Steels.
Comptes rendus de la conférence internationale de
l'American Society for Metals, 1978.
 16. NICHOLSON S. & BROOKS J.C. Doc. I.I.S. X-680-72.
 17. DUBOIS J. Colloque national sur la technologie des appa-
reils à pression. SNCT-CETIM Paris, 1975.
 18. BARR R.R. & BURDEKIN F.M. Voir référence 7.
 19. DOLBY R.E. Metal Construction and Brit. Welding Journal,
1974, pp. 228-233.
 20. HOLLOMAN J.H. & JAFFE L.D. Trans. Am. Inst. Min. Met.
Engs. 162 (1945), pp. 223-249.
 21. IRVINE K.J. & PICKERING F.B. J. Iron Steel Inst. 194
(1960), pp. 137-153.
 22. GULVIN T.F., SCOTT D., HADDRILL D.M. & GLEN J. West of
Scotland Iron & Steel Inst. 1972-73, vol. 80.
 23. COTTON H.C. Voir référence 7.
-



	C	Mn	Si	S	P	Nb	Trait. Therm.	R_{e2} N/mm ²	Direction essai
1.	0,05	1,2	0,24	0,006	0,006	0,02	T.R.	390	Long.
2.			comme pour 1				T.R.	390	Trans.
3.			comme pour 1				Norm	355	Long.
4.			comme pour 1				Norm	355	Trans.
5.	0,14	1,2	0,25	0,020	0,025	0,04	Norm	350	Long.

Figure 1.

Comparaison des compositions et des propriétés des aciers microalliés.

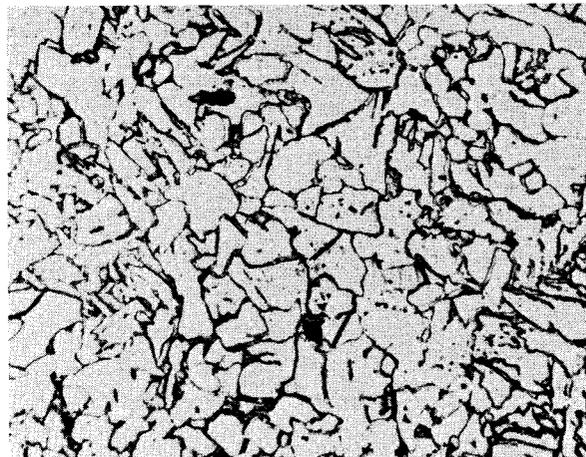


Fig. 2

Structure aciculaire de l'acier à bas carbone 1, trempé.

x 1000

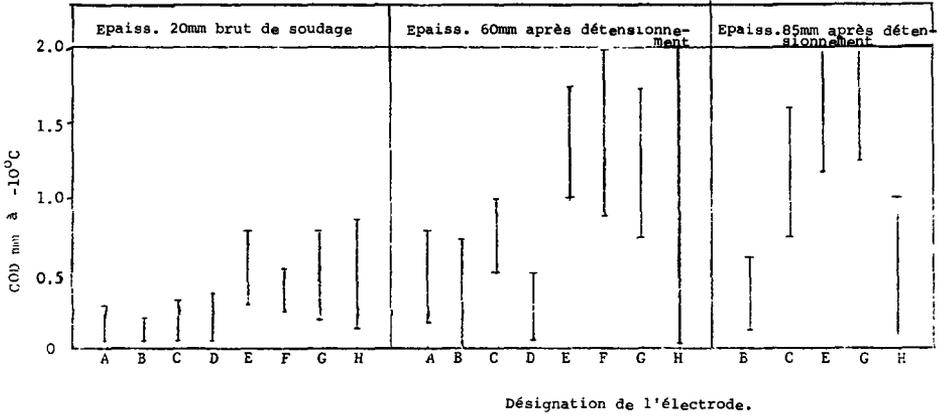


Figure 3. Bande de dispersion pour différentes électrodes, selon les essais COD.

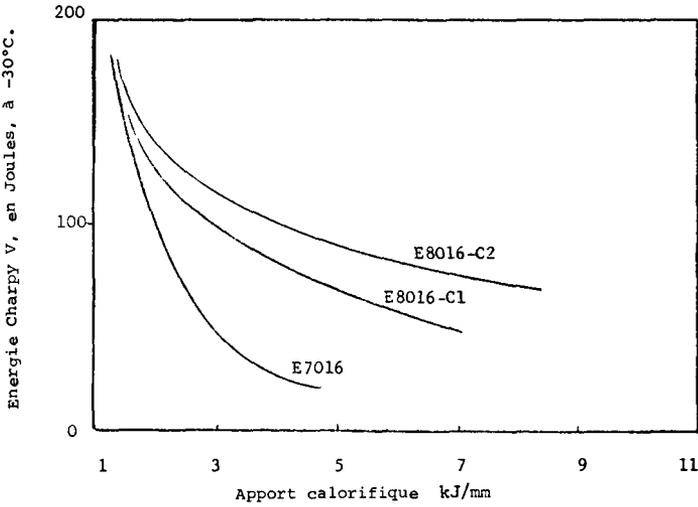


Fig.4 Influence de l'apport calorifique et de la composition sur la résilience du métal fondu.

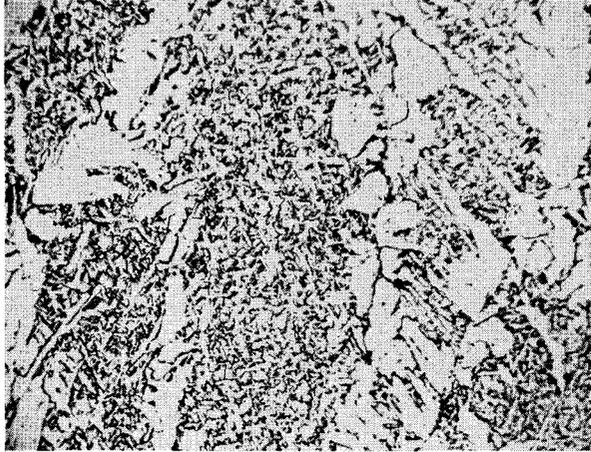


Fig. 5

Ferrite aciculaire et ferrite pro-eutectoïde dans le métal fondu.

x 1000

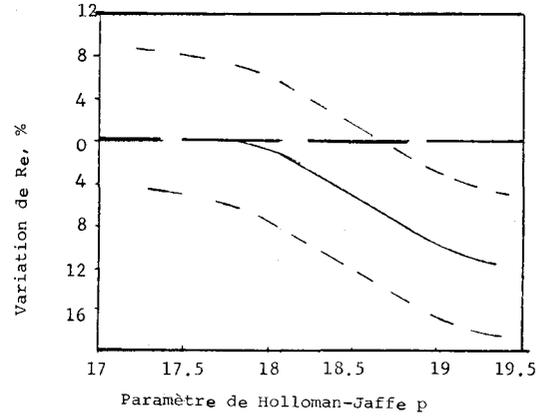


Fig. 6 Influence du traitement thermique après soudage (TTAS) sur R_e (réf.22).

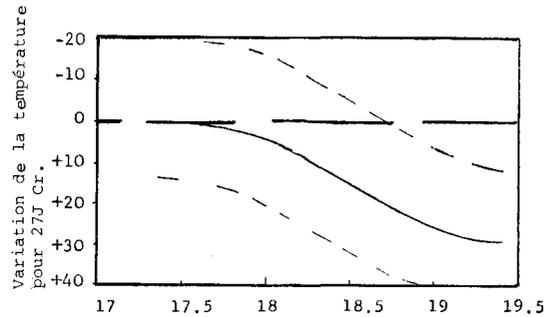


Fig.7 Influence du TTAS sur la résilience Charpy V (réf.22).

Synthèse des recherches CECA

R. Blondeau et J. Dollet

Remerciements

Ce rapport de synthèse, édité sous l'égide de la Commission des Communautés européennes, a pu être réalisé grâce au concours d'un certain nombre de sociétés et d'experts.

Nous tenons à exprimer nos plus vifs remerciements à toutes les personnes qui ont apporté une contribution sous forme de discussion ou de renseignements. En particulier, nous remercions Messieurs ROHDE (VDEh), POLI (CSM), CAUBO et SIMON (CRM), GULVIN (BSC), GIRARDI (Institut Italien de Soudure) pour l'accueil qu'ils ont bien voulu nous réserver.

Enfin, nos remerciements s'adresseront à tous ceux qui nous ont aidé pour la réalisation matérielle de ce rapport.

AVANT-PROPOS

Les recherches entreprises sous l'égide de la CECA dans le domaine des tôles de forte et moyenne épaisseur ont débuté en 1972 et sont donc relativement récentes. Jusqu'alors, les recherches étaient essentiellement axées sur des disciplines particulières, pour ce qui concerne l'acier solide. Il est apparu nécessaire, ainsi que ceci a été exprimé au congrès Acier de 1975 (14) de s'orienter vers certaines recherches à caractère pluri-disciplinaire afin de faire profiter les produits des améliorations engendrées par les recherches. En effet, les produits sidérurgiques de haute technicité, telles que les tôles fortes utilisées dans la fabrication d'appareils à pression, répondent à des normes de sécurité sévères et font appel à l'essentiel des techniques de pointe, dont l'étude est par ailleurs très fortement développée par la Communauté.

Ainsi les recherches qui seront analysées dans ce document tiennent compte des résultats des études les plus avancées dans les domaines suivants :

- métallurgie physique
- soudabilité
- mécanique de la rupture
- fluage
- fatigue
- formage

De plus, sans y être aussi directement reliées, elles tiennent compte des progrès qui ont été faits ces dernières années dans le domaine de l'élaboration. Par exemple, l'amélioration très nette de la propreté inclusionnaire par des procédés tels que les additions de terres rares ou de calcium, se traduit par une plus-value importante de la qualité des tôles, une mise en oeuvre plus aisée, ainsi qu'une meilleure tenue en service.

Dans ce contexte, un certain nombre de recherches ont été effectuées dans différents laboratoires. La liste de ces travaux est récapitulée au tableau ci-joint.

On peut constater que la plupart de ces travaux sont en cours, ce qui peut être relié à différentes causes :

- démarrage tardif des recherches (les premières attribuées en 1972, les dernières en 1976);
- pour certaines recherches collectives, nécessité de faire circuler des quantités importantes de métal dans toute la Communauté;
- élaboration de coulées expérimentales de volume important avec des analyses et niveaux de propreté de réalisation parfois délicate;
- mise en oeuvre de certains moyens d'étude nouveaux nécessitant investissement et réglages.

Ceci explique qu'au moment de la rédaction de ce rapport de synthèse, tous les résultats ne sont pas connus, et que les conclusions sont souvent partielles.

Il ne sera donc pas possible de disposer de tout le recul nécessaire afin de faire ressortir tout l'intérêt de ces recherches et leurs retombées au niveau industriel.

Le rapport sera donc plutôt axé sur une vue condensée des travaux effectués, de leurs objectifs et résultats à ce jour. Il est également possible de les situer par rapport à d'autres travaux de même type.

Enfin, malgré la difficulté de tirer des conclusions plus nettes, il est d'ores et déjà possible de mettre en évidence les points faibles des recherches entreprises et d'orienter ainsi les recherches futures. Des contacts nombreux et fructueux entre les différents experts et chercheurs en sont une des causes principales.

I - INTRODUCTION

Les tôles de forte et moyenne épaisseur sont utilisées dans des secteurs divers de l'industrie. Ainsi on peut citer :

- pour les tôles moyennes ($e > 20$ mm) : réservoirs sous pression, réservoirs de stockage, conduites forcées, charpentes spéciales, ponts à grande portée, flèches de grues...

N° Convention	Achèvement	Titre de la recherche	Contractant
6210-75-3-304	Terminé	Cintrage à froid et à tiède des tôles fortes	BABCOCK
6210-75 collectif		Aciers à haute limite élastique pour cuves de fortes épaisseurs	
1-101	Décembre 1977		VDEh
2-201	Décembre 1977		CRM
3-301	Décembre 1977		MARREL
3-302	Terminé		CREUSOT-LOIRE
4-401	Terminé		CSM
6210-75-4-402	Décembre 1978	Aspects technologiques de la fabrication des appareils à pression	BREDA
6210-KG-1-102	Décembre 1978	Influence de la résistance et de l'épaisseur sur la réglementation des aciers HLES	VDEh
6210-KH collectif		Aciers soudables à haute limite d'élasticité pour tôles d'épaisseur moyenne	
1-101	Juin 1978		VDEh
1-102	Juin 1978		VDEh
3-301	Juin 1978		CREUSOT-LOIRE
4-401	Terminé		CSM
8-801	Juin 1978		BSC

- pour les tôles épaisses ($e > 100$ mm) : réservoirs sous pression pour l'industrie nucléaire (cuves, générateurs de vapeur, pressuriseurs...) et pour l'industrie pétrolière et pétrochimique (hydrocrackeurs, steamcrackeurs, hydrodésulfurateurs, ammoniac, urée, méthanol...).

Il s'agit donc, dans la plupart des cas, de corps sous pression épais soumis à des conditions de mise en oeuvre, de contrôle, et d'emploi particulièrement sévères.

De plus, pour des raisons économiques, les appareils deviennent de plus en plus importants, et exigent donc des épaisseurs de parois de plus en plus épaisses. On peut citer par exemple le cas des hydrocrackeurs qui sont passés en quelques années de diamètres de 2 500 à plus de 4 000 mm, ce qui conduit à doubler les épaisseurs.

Devant cette escalade dans les tailles d'unités, on a vu apparaître certaines conceptions d'appareils tels que les multi-parois, permettant de résoudre un certain nombre de problèmes. Mais, pour réduire les épaisseurs, donc les poids des appareils, on a ressenti de plus en plus la nécessité d'emploi d'aciers à haute limite d'élasticité. Les problèmes posés à la sidérurgie européenne pour l'emploi de ces aciers étaient alors de deux ordres.

- Dans le cas où ces aciers sont imposés par certaines considérations, en particulier de tenue de service (fluage, fatigue, corrosion par l'hydrogène à chaud etc...), il y avait un manque évident de connaissance des nuances, de leur mise en oeuvre et de leur tenue. Ainsi la majeure partie des appareils d'hydrocrackage installés en Europe étaient fournis par des entreprises extra-européennes.

- Dans le cas où l'acier peut être choisi parmi plusieurs possibilités, les concurrents avaient une avance importante de part leur expérience dans ce domaine. Ainsi en 1974, le Japon produisait environ 5 fois plus de tôles en aciers trempés-revenus (500 000 T) que l'ensemble de la communauté, laquelle importait par ailleurs environ 100 000 T.

Il est donc apparu nécessaire de fournir un effort important de recherche dans plusieurs directions principales :

Tôles de forte épaisseur

- Connaissance approfondie des nuances existantes essentiellement sur le plan mise en oeuvre (formage, soudage) et tenue en service (fatigue, fluage, résistance à la rupture fragile).

- Mise au point d'aciers nouveaux plus performants sur le plan caractéristiques mécaniques (hautes limites d'élasticité), l'aspect mise en oeuvre et utilisation devant être particulièrement étudiés.

Tôles de moyenne épaisseur

Là encore deux aspects fondamentaux ont été particulièrement examinés :

- Intérêt des aciers Européens trempés et revenus actuel par rapport aux aciers à caractéristiques plus basses. Les domaines de la soudabilité et de la ténacité ainsi que l'aspect réglementation ont été étudiés.

- Mise au point de nouvelles nuances tenant compte des progrès faits dans les recherches de la Communauté.

La séparation entre les deux types de produits n'est d'ailleurs pas toujours évidente : certaines études peuvent être applicables dans un domaine d'épaisseur recouvrant une bonne partie des deux gammes : cintrage, soudage, résistance à la fragilisation par l'hydrogène, etc...

Aussi, dans le plan de ce rapport, on s'intéressera tout d'abord à des études de caractère assez général concernant la plupart des produits (bien que les essais n'aient été réalisés que sur un nombre limité de nuances), avant d'analyser les actions entreprises pour faire évoluer les aciers vers des compositions correspondant mieux aux besoins des utilisateurs.

II - ETUDES LIEES A LA FABRICATION DES TOLES

II.1 - Cinétiques de refroidissement des tôles trempées

La connaissance de cette cinétique est indispensable pour pouvoir réaliser la majeure partie des travaux de recherche souvent menés sur des ébauches d'éprouvettes ou des coupons. Il est nécessaire de reproduire expérimentalement les structures métallurgiques des tôles trempées afin d'assurer la fiabilité et un degré de confiance suffisant dans les essais.

A cette fin, des mesures de cycles de refroidissement ont été effectuées sur des tôles industrielles de dimensions variables et trempées dans différents milieux. Des thermo-couples ont été placés dans les tôles et les cycles ont été enregistrés.

CREUSOT-LOIRE (11) a effectué les mesures sur tôles de 10 à 60 mm et MARREL (4) sur tôles de 200 et 300 mm.

Les milieux étudiés ont été :

- l'air (10 à 300 mm)
- l'huile (10 à 60 mm)
- l'eau (10 à 300 mm)
- Trempe accélérée (10 à 60 mm).

Dans ce dernier cas, CREUSOT-LOIRE a construit une cheminée de laboratoire (JIR) capable de tremper des coupons de 200 x 200 mm sous une forte agitation. Cette machine donne une idée assez exacte de la cinétique de refroidissement obtenue sur des machines industrielles de trempe type ROLLER-QUENCH, largement répandues dans le monde, sur lesquelles il est difficile de faire des mesures directes.

Sur la figure 1 sont reportés les résultats mesurés à coeur des tôles. Le graphique est sous forme $\log V_r \frac{800}{600} = f(\log e_{\text{mm}})$. Avec ces critères, la relation obtenue est pratiquement linéaire. Seules les tôles de plus faible épaisseur (10 mm) sont légèrement décalées mais, dans ce cas, les mesures

de vitesses sont plus délicates (positionnement exact du thermo-couple, façon de l'introduire).

On constate que la trempe JIR donne bien des vitesses plus élevées que la trempe par immersion dans l'eau, l'avantage allant en diminuant quand l'épaisseur augmente.

Pour les tôles épaisses, MARREL a également mesuré les cinétiques à quart épaisseur des tôles et sous la peau. De plus la règle des 3 t pour le prélèvement des éprouvettes a été vérifiée (prélèvement des éprouvettes à une distance du bord de la tôle supérieure au minimum au triple de l'épaisseur). Un exemple des résultats est repris au tableau 1 pour une tôle de 200 mm trempée à l'eau. On constate que les vitesses mesurées à 2 t des bords de la tôle sont équivalentes à celles mesurées au centre, ce qui vérifie à fortiori la règle.

Enfin les vitesses de refroidissement ont également été mesurées au cours d'une trempe à partir d'un revenu à 650°C sur les tôles de 200 et 300 mm, traitement pouvant présenter des avantages pour des aciers susceptibles à la fragilité de revenu.

II.2 - Caractérisation d'une nuance par simulation-A 543 grade B

Les vitesses de refroidissement ayant été déterminées, il convenait alors de montrer que les méthodes de simulation appliquées sur des ébauches permettent d'étudier le comportement des tôles épaisses, ce qui était d'un intérêt fondamental pour l'étude des coulées expérimentales qui sera détaillée au chapitre 5.

Cette partie de l'étude a été réalisée de façon très complète par MARREL (4) sur l'acier ASTM A 543 grade B.

- Tracé du diagramme en refroidissement continu.

- Influence du traitement thermique préliminaire :

on a pu montrer, par des essais simulant le refroidissement à l'air ou la trempe des tôles de 200 mm, que l'influence du traitement préliminaire

était peu importante tant sur les caractéristiques de traction que de résilience. Les résultats sont pratiquement identiques, que le traitement soit fait à 925° ou 950°C, et qu'il soit suivi d'un refroidissement à l'air ou d'une trempe à l'eau.

De même, l'influence du traitement d'austénitisation avant trempe n'est pas significative entre 825°C et 925°C.

- Influence du traitement de revenu et de l'épaisseur :

9 traitements ont été effectués pour les épaisseurs de 100, 200, 300 mm soit 600°C - 625°C - 650°C - 4 h - 16 h - 64 h.

Les résultats des caractéristiques Re, Rm et T 150 Joules sont reportés aux figures 2 et 3 en fonction d'un paramètre température/temps du revenu (15) plus précis que celui de LARSON et MILLER.

Il y a linéarité de Re et Rm en fonction du revenu avec un léger abattement (2 à 3 kg/mm²) pour l'épaisseur 300 mm. Les caractéristiques sont toujours élevées et supérieures à la classe 3 de l'ASTM.

Pour les caractéristiques de résiliences, bien que la façon de représenter en fonction du paramètre de revenu ne soit pas correcte, on peut constater un effet toujours favorable du revenu (température et temps) et un décalage très net pour l'épaisseur de 300 mm. La courbe de résilience se décale de 50/60°C au niveau 150 Joules. Ce critère a été choisi en fonction des valeurs toujours élevées de résilience, la valeur de T 50 (FATT) n'ayant pas toujours été mesurée.

Les méthodes de simulation adoptées, permettent donc avec de faibles quantités de métal de représenter de façon satisfaisante l'évolution des caractéristiques de l'acier en fonction des différents paramètres de traitement thermique.

III - ETUDES LIEES A LA MISE EN OEUVRE DES TOLES

III.1 - Cintrage des tôles

Dans le cycle de fabrication des corps cylindriques chaudronnés, le cintrage est la première opération subie par les tôles, opération qui peut conduire à des modifications parfois importantes des caractéristiques mécaniques des aciers avec des conséquences possibles sur leur future tenue en service.

L'étude conduite par BABDOCK (1) dans ce cadre avait pour objectifs :

- de mesurer la dégradation apportée par le cintrage
- de déterminer l'intérêt d'un traitement de relaxation
- d'examiner la représentativité d'essais de traction ou de compression sur éprouvettes par rapport aux essais sur tôles.

Ceci pour le formage à froid et le formage à tiède. Deux aciers ont été utilisés :

- la nuance A 533 gr B trempé-revenu intervenant dans la construction nucléaire.
- l'acier 15 MDV 4-05 (AFNOR A 36 206) normalisé-revenu utilisé dans l'industrie pétrochimique.

Une partie de l'étude menée par BREDA (8) était également centrée sur le formage à froid et à tiède de viroles en acier A 533 gr B.

III.1.1 - Cintrage à froid (température ambiante)

Le taux d'allongement a pour expression

$$\epsilon = 100 \times \frac{e}{2 R_f}$$

R_f = rayon après cintrage.

e = épaisseur de la tôle

Ce taux d'allongement est limité dans la plupart des codes de construction (PVRC - ASME - GAPAVE - ISO etc...) généralement sur la base de quelques essais anciens (16) (17) ou de façon arbitraire. Le taux de 5 % est celui qui apparaît le plus fréquemment. De toute façon, le constructeur

doit prouver que le cintrage, généralement suivi d'un traitement de détensionnement des soudures, ne modifie pas les caractéristiques du matériau d'origine.

ETUDE BABCOCK (1)

Les tôles de 150 mm d'épaisseur ont été cintrées sur une presse hydraulique verticale de puissance 4 000 t, le sens de cintrage étant parallèle au sens de laminage.

Les taux de déformation ont été de 2,5 % et 5 % (18) vérifiés sur des grilles. Le premier correspond à des réservoirs du type réacteur BWR (\varnothing 6 000 - e = 150). Le second à des réservoirs d'industrie chimique (\varnothing 3 000 - e = 100).

Acier A 533 grade B

Caractéristiques de traction :

Après cintrage de 5 %, on observe uniquement une différence extradados-intrados pour la limite d'élasticité et l'allongement (figure 4). Les valeurs à mi-épaisseur ne sont pratiquement pas modifiées par rapport aux caractéristiques de départ. Le traitement de détensionnement diminue très rapidement les écarts intrados/extrados et on retrouve les caractéristiques d'origine de la tôle avec un détensionnement de 620°C - 20 h (et pratiquement pour 10 h).

Caractéristiques de résilience Charpy (figure 5)

Après cintrage de 5 %, les valeurs intrados/extrados sont identiques et du même ordre qu'à l'état non cintré. En revanche, on observe une détérioration sensible à mi-épaisseur. Après détensionnement à 620°C, les résiliences se relèvent légèrement jusqu'à des temps de 10 h. Le traitement de 20 h ne semble pas spécialement favorable, surtout pour les résiliences à coeur. Pour celles-ci, les valeurs toujours plus faibles n'ont pu être expliquées.

Acier 15 MDV 4-05

Les conditions expérimentales étaient semblables à celles adoptées pour l'acier A 533 B.

Caractéristiques de traction :

Les résultats sont analogues à ceux obtenus sur l'acier A 533 B. Seul le traitement de 20 h à 620°C diminue légèrement les caractéristiques Re et Rm.

Caractéristiques de résilience (figure 6)

Le cintrage détériore assez nettement les valeurs de résilience. Le traitement de détensionnement, tout en améliorant ces caractéristiques pour des temps de 5 h et 10 h à 620°C ne permet pas de retrouver les valeurs initiales des tôles. Quant au traitement de 20 h, il repousse la température TK 3,5 vers des valeurs plus élevées.

En ce qui concerne le cintrage à froid des tôles épaisses jusqu'à 5 %, on peut donc dire que, si le formage augmente sensiblement (environ 20 % à 30 %) la limite d'élasticité côté extradors et détériore les résiliences, un traitement de détensionnement à 620°C permet de restaurer l'essentiel des caractéristiques, à condition de ne pas effectuer un traitement de longue durée (20 h). Une certaine coalescence de la structure observée après ce traitement pourrait en être la cause.

ETUDE BREDA (Acier A 533 grade B) (8)

Les tôles de 100 mm ont été cintrées en viroles de diamètre \varnothing 6 000 - 4 000 et 2 000 ce qui donne des déformations de 1,8 - 2,8 - 5,3 %.

Caractéristiques de traction :

La limite d'élasticité diminue lorsque le taux de déformation augmente (jusqu'à 80 MPa) alors que l'allongement augmente (jusqu'à 4 %), ceci sur des éprouvettes prélevées à 1/4 épaisseur côté intrados. Ces valeurs confirment tout à fait celles obtenue par Babcock.

Caractéristiques de résilience

Les résiliences obtenues après formage à froid sont comparables à celles de la tôle de base, quelle que soit la déformation appliquée (côté intrados). Ces résultats confirment également ceux de Babcock.

III.1.2 - Simulation du formage à froid

Les essais de simulation sur ébauches ont deux avantages :

- ils permettent de représenter le gradient de déformation dans l'épaisseur de la tôle. On doit alors effectuer des écrouissages, soit par compression soit par traction. En général on constate que les déformations par compression produisent les dégradations les plus importantes (19) (20) (21).

- ils permettent d'étudier l'influence de certains paramètres (taux de déformation, cycle de détensionnement) sur un nombre d'éprouvettes relativement restreint.

Dans l'étude de BABCOCK, ces essais sont parfaitement complémentaires des essais de cintrage sur tôles épaisses.

Les conditions d'essais ont été les suivantes :

Compression : 5 - 10 % perpendiculairement aux peaux.

Traction : 5 - 10 % éprouvettes prismatiques.

Acier A 533 grade B

Ecrouissage par compression (figure 7) : les caractéristiques de traction après compression et détensionnement 620°C - 20 h sont comparables à celles du matériau de base. Quant aux valeurs de la résilience, quel que soit le maintien à 620°C, elles sont équivalentes à celles de l'acier non écroui.

Ecrouissage par traction : Les résultats sont analogues à ce qui est observé par compression. Le détensionnement à 620°C - 20 h restaure totalement les propriétés d'origine.

Acier 15 MDV 4-05

Ecrouissage par compression (figure 7) : Les caractéristiques de traction augmentent légèrement après écrouissage et détensionnement. En revanche, les résiliences sont sensiblement détériorées, ceci pouvant être attribué à une précipitation complémentaire et à une coalescence des carbures de molybdène-vanadium (22).

Ecrouissage par traction : Là encore les caractéristiques de traction varient peu. Quant aux résiliences, la détérioration par rapport à l'état initial est plus faible que pour les essais par compression.

Si maintenant on compare les résultats obtenus sur tôles cintrées et ceux des essais de simulation, deux conclusions peuvent être dégagées, ceci malgré la dispersion des caractéristiques de résiliences dans les essais de simulation :

- il existe une bonne similitude entre les caractéristiques de traction et de résilience à l'extrados des tôles cintrées et les essais d'écrouissage par traction, ceci après un traitement de détensionnement de 20 h à 620°C.

- en ce qui concerne l'intrados, les essais de compression sont également assez bien représentatifs.

Ces essais de simulation sur ébauches d'éprouvettes, s'ils ne permettent pas de représenter parfaitement ce qui se passe au cours du formage dans l'épaisseur des tôles, peuvent donc être utilisés afin d'étudier l'influence des différents facteurs sur le comportement des tôles pendant le cintrage.

III.1.3 - Cintrage à tiède

Le cintrage à tiède (500°C - 600°C) présente par rapport au cintrage à chaud l'avantage de ne pas nécessiter de traitement thermique ultérieur et également de ne pas risquer d'effectuer des déformations dans une zone bi-phasée. Par rapport au formage à froid, on tire profit d'une diminution de la limite d'élasticité, ce qui accroît les capacités des installations.

Actuellement, seuls le PVRC et l'ASME (Section VIII div 1) envisagent ce mode de formage pour des aciers trempés-revenus en faible épaisseur.

ETUDE BABCOCK

Les essais ont été réalisés dans les conditions suivantes :

- tôle e = 150 mm-aciers A 533 grade B et 15 MDV 4-05
- température de cintrage : 650°C au départ - fin de cintrage : 450/500°C
- taux de cintrage : 5 %

Acier A 533 grade B

Caractéristiques de traction :

Les caractéristiques après formage sont identiques à celles obtenues sur la tôle non formée. Le détensionnement les fait évoluer de façon analogue à la tôle de base.

Caractéristiques de résilience (figure 8)

Les résiliences sont supérieures après cintrage à leur valeur d'origine. Le détensionnement ne modifie pratiquement rien, si ce n'est que le maintien de longue durée a plutôt tendance à conduire à une détérioration.

Acier 15 MDV 4-05

Caractéristiques de traction :

Celles-ci sont sensiblement relevées (surtout Re) par le formage à 650°C. Le détensionnement les rétablit rapidement à leur valeur initiale.

Caractéristiques de résilience (figure 8)

Les valeurs de résilience sont nettement détériorées par le formage. Le détensionnement ne les améliore pas.

On constate donc un comportement assez nettement différent des deux aciers vis-à-vis du formage à tiède.

- pour l'acier A 533 grade B, les propriétés d'origine ne sont pas significativement modifiées après formage à 650°C suivi ou non d'un détensionnement.
- pour l'acier 15 MDV 4-05, les résiliences sont nettement abaissées par le formage, et la limite d'élasticité relevée. On peut sans doute attribuer ce fait à une précipitation supplémentaire de carbures de vanadium (+ molybdène) n'ayant pas été entièrement précipité au cours du revenu.

ETUDE BREDA (Acier A 533 grade B)

Breda a considéré le cintrage à tiède entre 520°C et 675°C.

Caractéristiques de traction :

On note peu de différence de R_e , R_m et $A \%$ entre l'état initial et l'état formé à 620°C ou 675°C (675°C étant la température du revenu métallurgique). En revanche, le formage à 520°C accroît notablement R_m et surtout R_e (40/50 MPa) et diminue l'allongement à rupture (4 %).

Caractéristiques de ténacité :

On retrouve les conclusions de BABCOCK pour le formage à 675°C et 620°C, à savoir aucune variation significative par rapport à l'état d'origine. En revanche, le cintrage à 520°C détériore sensiblement les valeurs de la résilience.

BREDA a essayé d'apporter une confirmation par des essais de mécanique de la rupture sur éprouvette CT 50 (ASTM E 399 - 74). Des valeurs de K_{Ic} valides n'ont pu être obtenues qu'à -120°C, elles montrent une décroissance en fonction de l'abaissement de la température de cintrage, les valeurs restant toutefois élevées et supérieures à celles de l'état initial. Il n'a pas été possible, en revanche, d'observer une influence au niveau du COD calculé par différentes méthodes (23) (24) (25).

Etat	T ₅₀ , °C	T _{0,38 mm expansion latérale} , °C	T _{3,5kgm/cm²} , °C	T _{NDT} , °C	RT _{NDT} , °C	K _{1C} - 120°C - 3/2 kg.mm
Initial	+ 4	- 79	- 63	- 31	- 31	225
Cintrage 675°C	- 4	- 72	- 63	- 30	- 30	267,1
Cintrage 620°C	- 8	- 63	- 58	- 25	- 25	254,3
Cintrage 520°C	+12	- 48	- 48	- 20	- 20	238,9

Si le cintrage à tiède de l'acier A 533 ge B entre 675°C et 620°C ne pose donc pas de problème particulier, on ne doit pas descendre au-dessous de cette température pour le départ de l'opération de cintrage.

En conclusion de cette étude sur le formage des tôles épaisses, il faut insister sur le bon comportement des tôles en cintrage à froid, ce qui semble indiquer que les codes de construction sont actuellement trop conservatifs. Il ne semble en effet pas nécessaire de procéder systématiquement à des traitements thermiques de qualité lorsque le taux de cintrage atteint ou dépasse les limites admises. Le traitement de relaxation après soudage devrait suffire. Une étude plus exhaustive paraît nécessaire.

III.2 - Soudage

Les différents aspects de la soudabilité des aciers utilisés pour la fabrication de réservoirs sous pression en forte épaisseur ont été étudiés dans les recherches "Soudabilité". Il y sera d'ailleurs largement fait appel dans la partie "Mise au point de matériaux nouveaux".

En ce qui concerne les aciers existants, deux points ont paru devoir nécessiter une étude plus approfondie :

- le premier est relatif à la technique de réalisation de joints soudés en forte épaisseur de l'acier ASTM A 542 classe 4, afin d'acquérir un "know how" européen de ce type de mise en oeuvre.

- le second est la sensibilité à la fissuration au réchauffage de l'acier nucléaire A 533 grade B au cours des opérations de recouvrement interne en acier inoxydable.

III.2.1 - Soudage de l'acier A 542 Cl 4

Cette étude a été conduite par le CSM (6) en relation avec NUOVO PIGNONE. L'objectif était de parvenir à la réalisation de joints soudés sur tôles épaisses (205 mm) par les procédés arc submergé multipasses AS (soudures circulaires) et électroslag ES (soudures longitudinales) garantissant les caractéristiques mécaniques imposées par les normes.

En effet, l'acier A 542 Cl 4, acier à 2,25 % chrome - 1 % molybdène trempé-revenu présente des caractéristiques nettement relevées par rapport à l'acier A 387 gr 22 Cl 1 ou Cl2 de même composition mais recuit ou normalisé-revenu.

	Re (MPa)	Rm (MPa)	A % 50 mm
A 387 gr 22 Cl 1	205	415/585	18
A 387 gr 22 Cl 2	310	515/690	18
A 542 Cl 4	415	585/725	20

Le soudage de la nuance trempée-revenue pose donc des problèmes très particuliers qui ont dû être résolus afin de pouvoir concurrencer les aciéristes et chaudronniers non européens sur le marché de gros appareils chaudronnés pour la pétrochimie fonctionnant à haute température.

L'étude du CSM a comporté plusieurs parties :

- analyse du comportement de l'acier au cours de traitements thermiques.
- réalisation et étude de joints soudés en AS et ES.

III.2.1.1 - Evolution des caractéristiques au cours du traitement thermique

Un nombre important de traitements thermiques a été réalisé balayant la plage 600°C - 700°C avec des maintiens allant de 10 h à 100 h, et ceci à différents niveaux de prélèvement. L'essentiel des résultats est repris figure 9 en fonction du paramètre de LARSON et MILLER.

On peut constater que le traitement maximal à effectuer afin d'obtenir les valeurs minimales de Re et Rm est de 675°C - 10 h. Les caractéristiques de résilience sont alors maximales bien qu'elles soient pour tous les traitements toujours supérieures à celles recherchées.

III.2.1.2 - Soudage à l'arc submergé multipasses AS

Un certain nombre de combinaisons fil-flux ont été utilisées avant d'en choisir une qui permette d'obtenir les résiliences les plus élevées dans le métal fondu. Le traitement thermique finalement retenu est de 650°C - 25 h (détensionnement) + 675°C - 8 h (traitement final pour une bonne ténacité). Les résultats sont rassemblés tableaux 2 et 3 et les courbes de résilience figure 10.

III.2.1.3 - Soudage électroslag ES

Pour le soudage des soudures longitudinales des viroles, le soudage vertical sous laitier permet des gains de temps importants. En revanche, pour obtenir les caractéristiques mécaniques recherchées, il est nécessaire de refaire un traitement thermique complet avant l'assemblage des viroles par soudure circulaire à l'arc submergé.

Dans ce cas encore, différentes combinaisons fil-flux et plusieurs traitements thermiques ont été essayés. Le traitement retenu est de :

Normalisation à 940°C - Trempe eau à 925°C - Revenu 625°C - 4 h. On doit naturellement ajouter les traitements de la soudure AS soit 650°C - 25 h + 675°C - 8 h.

Il a donc été possible par les deux procédés de soudage envisagés de répondre au problème posé : les valeurs de résistance et de limite d'élasticité seront supérieures aux minimums fixés par la nuance A 542 C1 4 dans toutes les parties des constructions (métal de base, zone fondue ES, zone fondue AS).

Le choix de la composition fli-flux est très important surtout pour obtenir un niveau acceptable de résilience. Enfin, la nuance est très sensible aux variations des paramètres de traitement thermique, et surtout de la température. Un contrôle précis de celle-ci doit être effectué pendant les traitements.

III.2.2 - Fissuration au détensionnement

Les aciers d'emploi nucléaire, tels que les A 508 C1 2 et 3, 22 Ni Cr Mo 37 et A 533 gr B C1 1 peuvent être sensibles au phénomène de fissuration au détensionnement. Ce phénomène consiste dans la formation de fissures très petites qui se produisent dans la ZAT au cours du traitement thermique de détensionnement consécutif aux opérations de soudage ou de revêtement de placage inoxydable.

Un vaste programme de recherche (26) du Welding Research Council a montré que l'acier A 533 était, parmi ces nuances, l'une des moins sensibles au phénomène. On a cependant trouvé des cas dans lesquels des criques ont été trouvées sous placage dans l'acier A 533 (27). Il semble donc que cet acier soit à la limite de la susceptibilité et, que d'une coulée à l'autre, les résultats puissent être très différents.

Dans le cadre de la recherche de BREDA (8) dans laquelle est prévue l'évaluation de la ténacité de joints soudés et de tôles de A 533 revêtues, il était important de tenir compte d'éventuels phénomènes fragilisants, et en même temps de comparer la susceptibilité à la fissuration au détensionnement de la coulée utilisée avec les données de la littérature.

Les facteurs réputés pour avoir un effet significatif - composition chimique, microstructure, contraintes résiduelles - ont été examinés.

III.2.2.1 - Composition chimique - microstructure

De nombreuses études ont proposé, et ceci dans un passé récent, des mécanismes expliquant la fissuration (28) (29). On peut en retenir que les fissures se propagent de façon intergranulaire en suivant les contours des grains d'austénite, et qu'elles résultent de la déformation au fluage au cours de la relaxation des contraintes. Cette déformation doit se produire à l'intérieur des grains pour qu'il n'y ait pas fissuration. La présence de précipités de carbures dans les grains (et éventuellement dans les joints), et les films d'éléments impurs ségrégeant aux joints, sont les principaux facteurs qui conduisent à la fissuration.

La composition de l'acier examiné était : (en %)

C	Mn	S	P	Si	Mo	Ni
0,2	1,47	0,014	0,008	0,19	0,5	0,65
Cr	V	Cu	Al	Sb	Sn	As
0,2	0,008	0,15	0,03	0,002	0,018	0,030

L'équation de NAKAMURA (30) traduit l'influence des éléments carburigènes.

$$\Delta G = Cr + 3,3 Mo + 8,1 V - 2$$

$\Delta G = - 0,08$ ce qui semble indiquer une insensibilité au phénomène. D'autre part, les éléments résiduels P, Cu, Sb, Sn, As, qui ont un effet marqué sur la ductilité au fluage, ont des teneurs analogues à celles rapportées par la littérature sur la nuance (31).

Enfin, la structure de l'acier examiné est du type sorbitique avec des îlots de ferrite. Le grain de départ est de taille 8 ASTM.

III.2.2.2 - Essais de sensibilité

Un certain nombre d'essais visant à mettre en évidence la susceptibilité des aciers ont été proposés par VINGKIER (32), MURRAY (33), PRICE et SIVERNS (34), GRANJON (35). Ces essais sont effectués sur des éprouvettes

ayant subi un cycle de soudage simulé, suivi d'une relaxation par différentes méthodes. Deux de ces essais ont été réalisés par BREDA.

Essais MURRAY

Les éprouvettes entaillées sont soumises à un chauffage rapide (50°C/s) à 1350°C puis refroidies à l'air, ce qui conduit à une structure à grain grossier équivalente à celle d'une ZAT de joint soudé ou de tôle revêtue. Elles sont ensuite soumises à un essai de relaxation avec une charge initiale égale à 80 % de $Re_{0,2}$ à la température de l'essai. On enregistre le temps de rupture, ce qui conduit à des courbes température/temps (figure 11).

Le temps de rupture présente un minimum à 615°C, et dans tout un domaine 600/620°C intéressant pour les traitements de détensionnement de cette nuance, le temps de rupture est relativement dispersé. Sur cette même figure sont reportés les résultats pour deux aciers pour emploi à haute température (33).

Les examens des cassures montrent bien l'aspect intergranulaire de la rupture dans une zone à grains grossiers.

Essais PRICE et SIVERNS

Les éprouvettes (sans entaille) sont soumises au cycle de simulation précédent. Par la suite deux types d'essais sont réalisés.

Essais isobares : on maintient la charge constante et on augmente la température à partir de 20°C à 50°C/h. On mesure la température et la striction à rupture.

Essais isothermes : on effectue des tractions rapides à différentes températures et on mesure $Re_{0,2}$, R_m et la striction.

La susceptibilité à la fissuration est évaluée en comparant les courbes σ/T pour les deux types d'essais.

Ainsi pour l'acier A 508, nettement susceptible, on note sur la figure 12 (36) une absence de plasticité entre 550°C et 650°C. En outre, la rupture isobare est obtenue à une température nettement plus basse que celle à laquelle la charge appliquée correspond à la limite d'élasticité du matériau. Ces phénomènes ne sont pas aussi nets dans le cas de l'acier A 533 gr B pour les essais de BREDA (fig. 13). Cependant, les résultats de striction montrent une baisse très nette à 625°C dans le cas des essais isothermes. Ceci doit être comparé aux résultats des essais MURRAY.

Il apparaît que l'acier A 533 gr B Cl 1 étudié présente une faible tendance à la fissuration au détensionnement par rapport aux autres aciers pour emploi nucléaire A 508 Cl 2 et 22 Ni Cr Mo 37, ce qui est bien en accord avec les données de la littérature.

IV - ETUDES LIEES A LA TENUE EN SERVICE DES TOLES

La ténacité des tôles après formage et soudage est un paramètre essentiel de la tenue en service des appareils. De même, les conditions de fonctionnement sont d'une importance primordiale. Parmi les plus importantes, on doit retenir :

- la température : elle conditionne (avec la pression) le choix de la nuance ainsi que les épaisseurs à mettre en oeuvre. Elle peut être telle que l'acier travaille dans son domaine de fluage, notion qui doit être prise en compte.
- le cyclage : certains codes (ASME section III - section VIII div 2) prennent en compte les caractéristiques de fatigue pour le calcul des appareils, bien que le nombre de cycles soit en général assez faible.
- les fluides : dans le choix des nuances, l'effet de l'hydrogène en fonction de la température et de la pression est pris en compte. On doit cependant tenir compte également de la fragilisation par l'hydrogène.

Tous ces aspects ont fait l'objet d'études particulières dont le but était de répondre à certaines questions précises afin de rassembler des

éléments importants dans les contacts entre les sidérurgistes et les utilisateurs.

IV.1 - Ténacité

Les études traitées ici se rapportent essentiellement à des problèmes de réglementations qui freinent l'emploi d'aciers HLES pour se substituer aux aciers au carbone-manganèse.

IV.1.1 - Influence du rapport limite d'élasticité/résistance

L'utilisation des aciers HLES se heurte, vis-à-vis de certaines réglementations et de certains utilisateurs, à un problème fondamental : la valeur élevée du rapport limite d'élasticité/charge de rupture se traduit-elle par un mauvais comportement devant le risque de rupture fragile. Cette opinion se fonde sur l'analyse des courbes de traction monoaxiales qui montrent une capacité de déformation d'autant plus faible que le rapport R_e/R_m augmente. En revanche, la connaissance du comportement sous contraintes multiaxiales est faible.

L'étude menée par le VDEh (2) avait donc pour objectif d'analyser l'évolution de la résistance à la rupture fragile avec l'augmentation du rapport R_e/R_m .

Cette notion de rupture fragile ne se traduit d'ailleurs pas par une mesure bien précise. On peut se prémunir soit contre l'initiation de fissures, soit contre la propagation (37). De plus, l'initiation peut être soit statique soit dynamique. Enfin, on ne doit pas perdre de vue que les résultats des essais doivent se traduire, dans la mesure du possible, par une connaissance de la résistance de l'appareil à la rupture brutale dans ses conditions de fonctionnement. Ceci conduit à tenir compte des effets de dimension des éprouvettes.

En fonction des différents types de sollicitation, des caractéristiques mécaniques des matériaux, de leur épaisseur, un nombre relativement important d'essais ont été mis au point afin d'obtenir les informations utiles pour se garantir contre le risque de rupture fragile. Ces essais,

que nous ne décrivons pas en détail peuvent se classer schématiquement ainsi :

- Essais de résilience (ISO-V) : essai de réception des tôles dans la plupart des cas. Il ne permet pas de quantifier le risque de rupture fragile, mais peut être utilisé dans le cas d'aciers connus (38). La plupart des normes et codes s'appuient sur cet essai.
- Essais de choc au mouton : l'essai Pellini est le plus répandu. Une analyse utilisant le concept de la courbe d'arrêt de fissure permet de définir des tailles de défauts critiques (39).
- Mécanique de la rupture : On ne fera que rappeler, qu'à partir de la théorie de la mécanique de la rupture, basée sur l'analyse élastique des contraintes et déformations au voisinage de l'extrémité d'une fissure, sont apparus différents concepts permettant une application pratique aux aciers faiblement alliés de résistance moyenne : Intégrale J - COD - courbes R. Une revue bibliographique récente a été effectuée par l'IRSID (40).

Dans ce domaine, la CECA a fourni un effort particulier en s'attachant aux mécanismes de fissuration (41), à la mise au point d'essais et aux caractéristiques mesurées par ces essais (42) (43) (44), ainsi qu'à la comparaison des résultats fournis par différents essais (45) (46). Enfin, l'étude de la ténacité des joints soudés a été particulièrement développée, surtout à partir d'essais COD (47) (48) (49).

- Essais sur larges tôles (Wide plate Test)

Afin d'appliquer de façon certaine les résultats obtenus par les méthodes précédentes au choix d'aciers pour emploi dans des conditions bien particulières, des essais sur grosses éprouvettes ont été mis au point. Les éprouvettes de grande dimension entaillées visent à reproduire le mieux possible les conditions d'emploi des tôles, et prennent souvent en compte les joints soudés. Les travaux sont très nombreux (50) (51) (52) (53) (54). Des recherches sont en cours dans le cadre des études communautaires (55).

Ces essais ont l'inconvénient d'être particulièrement coûteux et de

mettre en oeuvre des machines de forte puissance. Un des objectifs des recherches est de relier les critères qu'ils fournissent, à ceux (COD, K_{IC}), que l'on peut mesurer sur des éprouvettes de dimensions réduites. Une étude récente du CRM financée par la CECA est très prometteuse (56).

Dans l'étude de VDEh, un certain nombre des concepts précédents seront utilisés.

Aciers utilisés

Deux nuances ont été étudiées :

- un acier de type St E 47 en tôle de 50 mm traité à deux états :
état normalisé (commercial) $Re/Rm = 0,67$
état trempé-revenu (non commercial) $Re/Rm = 0,89$
(tableau 4)

- deux nuances de type St 60 . 7 très différentes avec une limite d'élasticité voisine.

C = 0,07 % état laminage contrôlé $Re/Rm = 0,83$

C = 0,20 % état normalisé $Re/Rm = 0,75$

(tableau 5)

Un nombre important d'essais caractérisant la capacité de déformation et la résistance à la rupture fragile ont été effectués.

Acier St E 47

Essais Charpy : (tableau 4)

Les courbes $K_{CV} = f(\theta)$ sont légèrement décalées vers les températures plus basses lorsque l'on passe à l'acier trempé + revenu (10/15°C). Il ne s'agit que d'un décalage car les valeurs maximales d'énergie de rupture sont conservées.

Essais sur larges tôles (Wide Plate Test)

Des essais de traction sur grosses éprouvettes (1 000 x 1 000 x 50) ont été effectués à l'Université de GAND. Ces éprouvettes ont été entaillées de différentes façons et on a mesuré au cours de l'essai de traction sur une machine de 60 MN (et ceci pour différentes températures) :

- $\sigma = f(\epsilon)$ base de mesure 850 mm
- $COD^+ = f(\epsilon)$
- allongement total ϵ_r
- allongement local près de la fissure

Les résultats sont regroupés au tableau 6.

Si on considère le critère 1 % d'allongement qui est un des critères possibles, le décalage est de 30/35°C en faveur de l'acier normalisé (figure 14).

Si on compare maintenant les courbes $COD^+ = f(\theta)$, le décalage est cette fois d'environ 20°C, bien que les valeurs soient assez dispersées à l'état normalisé (figure 15).

Enfin, l'examen de l'aspect des éprouvettes rompues, montre que l'acier à l'état trempé-revenu possède une certaine capacité de déformation plastique jusqu'à 0°C équivalente à l'état normalisé à -10°C.

Mesures de K_{Ic}

Les essais sur éprouvettes CT (épaisseur 48 mm) ont été effectués à l'Université d'AIX-LA-CHAPELLE.

Les résultats sont les suivants :

- la valeur K_{Ic} (ou K_c) est légèrement supérieure à l'état trempé-revenu dès que la température est supérieure à -120°C (figure 16).

+ Ici, le COD représente l'allongement entre deux repères distants de 8 mm de part et d'autre de l'entaille

- le COD est comparable dans les deux états (figure 17).
- la plastification à fond d'entaille est supérieure à l'état trempé-revenu, toutes choses égales par ailleurs.

Tractions rationnelles

Des mesures ont été effectuées dans une large gamme de température (entre -196°C et 20°C). Les résultats confirment la différence de comportement entre les aciers normalisés et trempés-revenus :

- allongement total plus important à l'état normalisé sauf aux basses températures où le phénomène bande de LÜDERS devient important (figure 18).
- striction plus importante à l'état trempé-revenu.
- exposant d'écrouissage n de la relation $\sigma = K\epsilon^n$ plus élevé pour l'acier normalisé et égal aux très basses températures.

Dans le tableau suivant, nous avons repris les valeurs des critères importants dans les deux états de traitement thermique.

Etat	Re _{20°}	Re/Rm	$\frac{T_{ak\ max}}{2}$ coeur travers	T 1% large tôle (base (850 mm)	K _{1c-60°C} N.mm ^{-3/2}	COD à - 60°C en μ m (σ planes)	n 20°C
Normalisé	502	0,67	0°C	-10°C	2 200	40	0,17
Trempé-revenu	700	0,89	-8°C	20°C	2 750	40	0,11

On voit donc que, selon le critère choisi, l'intérêt comparé des deux traitements peut être différent. L'acier trempé-revenu permet de travailler à des contraintes plus élevées (entre $\frac{700}{1,5}$ et $\frac{502}{1,5}$ par exemple). Pour des contraintes inférieures à $\frac{502}{1,5}$, l'acier trempé-revenu ayant une

meilleure ténacité (K_{Ic}) permet d'assurer des tailles critiques de défaut plus grandes dans le domaine élastique à température fixée. L'acier normalisé peut toutefois être suffisant. En revanche, dans une zone de concentration de contraintes où on dépasse localement la limite d'élasticité, l'acier normalisé permet une déformation plastique plus importante pour un défaut de référence fixé, non critique dans le domaine élastique.

Acier St 60.7

Des essais de même type ont été entrepris. Les résultats essentiels connus à ce jour sont regroupés dans le tableau suivant.

Etat	Re _{20°} MPa	Rm MPa	Re/Rm	$\frac{T_{ak, max}}{2}$ travers	expansion later. travers - 20°C	T 1% large tôle	K _c à - 100°C N.mm ^{-3/2}
Normalisé	456	609	0,75	-40°C	8 %	~ - 30°C	3 400
Laminage contrôlé	448	540	0,83	-75°C	23 %	~ - 80°C	4 600
	COD 100°µm	n 20°C					
Normalisé	50	0,19					
Laminage contrôlé	>140	0,20					

Dans ce cas, il apparaît que, quel que soit le critère utilisé, l'acier obtenu par laminage contrôlé présente une ténacité et une ductibilité sensiblement plus élevées que l'acier normalisé.

Si l'on compare les deux nuances au plan structural on a :

St E 47

Normalisé : structure ferrite-perlite (certainement avec fins carbonitrures de vanadium riches en azote (57).

Trempe-revenu : structure sans doute à dominante bainitique fortement revenue (680°C) avec carbo-nitrures de vanadium plus riches en carbone que dans le cas précédent.

St 60.7

Normalisé C = 0,2 % structure ferrite-perlite avec bandes prononcées

Laminage contrôlé C = 0,07 % structure ferritique fine à basse teneur en carbone.

A la vue des résultats obtenus dans ces deux cas, on peut dire que la structure et la teneur en carbone ont sans doute un effet plus important que le rapport limite d'élasticité/résistance à la rupture. Ceci renforce l'intérêt présenté par le développement d'aciers à plus basse teneur en carbone au cours de la dernière décennie.

IV.1.2 - Intérêt des traitements de détensionnement

Les codes de construction des appareils à pression imposent en général la réalisation de traitements thermiques de détensionnement après les opérations de soudage. Ces traitements varient en fonction des classes d'aciers et des épaisseurs de parois et peuvent être différents d'un code à l'autre.

Le VDEh a entrepris deux études à ce sujet, les objectifs principaux étant :

- d'une part de vérifier, si les réglementations ne sont pas trop conservatives dans les cas d'aciers normalisés classiques.
- d'autre part de montrer s'il est fondé ou non d'appliquer certaines règles aux aciers HLES.

IV.1.2.1 - Etude d'un acier St E 47 normalisé (9)

L'acier est étudié en trois épaisseurs à l'état normalisé (30 - 40 - 50 mm) et sera comparé avec le même acier à l'état trempé-revenu en épaisseur 30 mm.

Un programme d'essai très complet est en cours, afin d'examiner l'effet d'un cycle de détensionnement sur les caractéristiques du matériau de base et des soudures.

- essais mécaniques de traction et résilience (variation en fonction de la température).
- essais de traction sur grosses éprouvettes avec soudure et entaille à 0,3 mm de la ligne de fusion.
- essais de résilience pleine épaisseur avec entaille dans la zone fondue et à 0,3 mm de la ligne de fusion.
- essais de résilience instrumentés testant les différentes parties du matériau et du joint.

Jusqu'à présent, peu de résultats permettent de tirer des conclusions quant à l'effet du détensionnement et de l'épaisseur. On a seulement constaté :

- . pour les essais sur grosses éprouvettes de traction, la fissure s'est détournée à chaque fois dans la zone fondue (état brut de soudage).
- . pour les essais sur résiliences pleine épaisseur, il est difficile de déterminer le domaine d'instabilité de la fissure. Des essais seront repris sans fissure de fatigue à fond d'entaille.
- . les essais ISO-V instrumentés ont permis de déterminer deux températures de transition, l'une T_{GY} correspondant à l'apparition d'une déformation plastique, l'autre T_ü correspondant à la transition habituelle dans l'aspect des cassures.

IV.1.2.2 - Application aux aciers HLES (7)

Dans cette partie on a cherché à vérifier l'influence :

- des conditions de soudage
- de l'épaisseur
- du traitement de détensionnement

sur la ténacité de tôles soudées, afin de montrer si les concepts utilisés habituellement pour les appareils à pression (RTNDT) peuvent être transposés aux aciers HLES à grain fin.

Les aciers étudiés sont les suivants :

St E 51 - HY 100 - 15 Mn Mo Ni 55 et 15 Mn Ni 63 (tableau 7). Les épaisseurs varient de 26,5 à 55 mm.

Deux types de soudage sont envisagés :

- un soudage dans des conditions normales conférant à la ZAT de bonnes ténacités.
- un soudage dans des conditions limites conduisant à des ténacités insuffisantes.

Les essais suivants sont prévus :

- essais de traction sur grosses éprouvettes
- essais de traction sur grosses éprouvettes avec joint soudé et entaille
- essais de simulation de différentes parties de la ZAT
- essais mécaniques : tractions, résiliences, Pellini

Une petite partie de ces essais sont effectués. Seuls quelques résultats peuvent être dégagés (tableau 7).

Acier St E 51

Métal de base :

Le détensionnement a peu d'effet sur les caractéristiques de résilience par rapport à l'état normalisé de la tôle.

Métal fondu :

Le détensionnement à 640°C permet de retrouver des caractéristiques équivalentes à celles du métal de base. En revanche, l'état brut de soudage et l'état détensionné à 550°C conduisent à des résultats dispersés.

Simulation des cycles de soudure :

Le cycle 13 (1 300°C - 5 s $\Delta t \frac{800}{500} = 10$ s) conduit à des valeurs

de résilience situées dans la partie inférieure de la bande de dispersion des valeurs obtenues dans la ZAT des joints soudés (figure 19). Un double cycle (précédent + 900°C - 2s) améliore les valeurs de résilience sans donner toutefois des résultats satisfaisants. Enfin, une vitesse de refroidissement lente après détensionnement accentue la fragilisation.

Autres aciers

Un essai de traction sur grosse éprouvette a été effectué sur l'acier St E 51 au niveau de la température NDT (-28°C). Les résultats des différentes mesures (allongement, contraction travers et amincissement) montrent un comportement tenace de l'acier au niveau de la NDT.

La suite du programme consistera en des essais de tractions sur grosses éprouvettes soudées avec variation de 5 facteurs suivants :

- type de défaut (généralement WELLS)
- position du défaut (MB - ZAT - MF)
- procédé soudage (manuel-auto)
- température d'essai (NDT - NDT + 3° - NDT + 10° - NDT + 15°)
- nuance : St E 51 - 15 Mn Ni 63 - 17 Mn Mo Ni 55 - Hy 100

IV.2 - Résistance au fluage

Les codes de calcul font intervenir les caractéristiques de traction et de fluage. Certaines nuances peuvent être utilisées dans un domaine de température intermédiaire, dans lequel la limite d'élasticité ne peut plus être utilisée et la résistance au fluage est mal connue (cassure de la courbe contrainte admissible/température).

C'est la cas de l'acier A 542 aux alentours de 450°C/500°C, températures de fonctionnement de certains gros appareils pétrochimiques tels qu'hydrocrackeurs et hydrodésulfuriseurs.

Ainsi, l'étude des propriétés de fluage de cet acier a été effectuée par le CFM (3) et le CSM (6) dans les conditions suivantes :

- domaine de température : 400 - 550°C
- essais sur métal de base et sur joints soudés électroslag et arc submergé (cf paragraphe 3).

Les courbes principales de fluage contrainte = f (P. LARSON et MILLER) sont représentées figure 20.

On peut en conclure :

- une bonne concordance entre les essais CRM et CSM sur métal de base, surtout pour des températures inférieures à 500°C.
- le traitement thermique de revenu apparaît de second ordre (résultats analogues pour 625°C - 4 h + 690°C - 16 h et 625°C - 4 h + 650°C - 40 h).
- il n'y a pas de différence importante entre les valeurs mesurées à 1/2 épaisseur et 1/4 épaisseur, bien que ces dernières soient sensiblement plus dispersées.
- les valeurs obtenues sur le métal de base sont conformes à celles citées par ailleurs.
Le tableau 8 compare les valeurs obtenues en 10^4 h (extrapolation par deux méthodes) avec celles prévues par la norme DIN 17 175.
- les valeurs obtenues dans les zones fondues ES et AS sont équivalentes à celles du métal de base jusqu'à 450°C, et légèrement inférieures à 500°C.
- en revanche, les résultats obtenus sur des éprouvettes transversales au joint ES sont nettement plus faibles que celles du métal de base et ceci est à relier avec des ruptures préférentielles dans la zone affectée thermiquement.

Enfin, on peut signaler à partir du peu de résultats publiés (58) que, à résistance égale (environ 630 MPa), les aciers A 542 Cl 4 et A 387 gr 22 c12, tous deux aciers à 2,25 % Cr - 1 % Mo mais avec un traitement thermique différent (trempé-revenu et normalisé/revenu) ont des caractéristiques de fluage équivalentes.

IV.3 - Résistance à la fatigue oligocyclique

L'application de sollicitations cycliques élevées, même en petit nombre, modifie les propriétés mécaniques de traction d'un matériau. Dans certaines zones des appareils (filetages, cordons de soudures, etc...) on se trouve en face de concentrations de contraintes qui peuvent conduire à des déformations permanentes importantes, voire même des ruptures pour un faible nombre de cycles.

Les essais de fatigue oligocyclique permettent de déterminer les durées de vie en fonction de taux de déformation plastique imposés.

L'étude menée par le CRM (3) avait pour but de déterminer les propriétés de résistance en fatigue de :

- deux nuances utilisées dans les constructions d'appareils à pression :
 - . acier A 543 grade B épaisseur 200 mm
 - . acier St 52-3 épaisseur 50 mm

Ces aciers ont également été étudiés dans des états simulants des zones affectées de soudure pour des apports calorifiques de 10 à 150 KJ/cm.

- un acier de construction à grains fins St E47 (épaisseur 50 mm) traité à l'état normalisé (commercial) et trempé-revenu afin de tester deux valeurs très différentes du rapport R_e/R_m .
- quinze aciers expérimentaux (épaisseur 28 mm) dont les caractéristiques seront développées au paragraphe 5 (compositions tableau 9).

Les propriétés ont été déterminées à 20°C et 350°C sur des éprouvettes lisses et entaillées. Le CRM a également mesuré la vitesse de propagation des fissures et effectué les essais de tractions rationnelles. Un des objectifs fixé est de tenter de relier les paramètres issus des expressions mathématiques de ces différents essais lorsqu'ils seront terminés. Cependant, à l'heure actuelle un certain nombre de résultats importants se dégagent :

- Les résultats obtenus sur éprouvettes lisses ne montrent pas de différence significative entre les aciers. De même, les ZAT simulées et l'acier

St E47 traité de deux façons conduisent également à des déformations totales comparables en fonction du nombre de cycles.

- L'effet de la température (20°C et 350°C) ne paraît pas non plus significatif.
- La sensibilité à l'effet d'entaille (correspondant à un $K_t = 1,7$) est également voisine.
Par exemple pour une déformation de 1 %, le nombre de cycles sur éprouvettes lisses est de 1 000 et sur éprouvettes entaillées il est de 150.

Enfin, les résultats obtenus sur éprouvettes lisses ont été comparés aux courbes de conception du code ASME. En effet, celui-ci prend en considération la fatigue plastique dans la section III et également dans la section VIII div 2 (sous certaines conditions). Les résultats sont reportés à la figure 21. Le graphique ASME, qui donne la durée de vie en fonction de l'amplitude de la contrainte fictive (produit du module d'élasticité par l'amplitude de la déformation), a été converti en termes d'amplitude totale de déformation.

La bande des résultats d'essais (tous aciers, y compris ZAT) est nettement décalée par rapport aux courbes de conception; d'un facteur 4 environ pour les déformations et d'un facteur 30 à 40 pour le nombre de cycles à rupture. Il est à noter que les courbes de conception proviennent de points expérimentaux décalés respectivement de facteurs 2 et 20.

Il est donc possible de conclure que, sur la base des essais de fatigue oligocyclique effectués, les aciers étudiés ont un comportement analogue et que ce critère ne sera pas le plus déterminant dans le choix du matériau.

IV.4 - Fragilisation par l'hydrogène

Un nombre important d'appareils à pression travaillent en présence d'hydrogène ou de produits hydrogénés dans des conditions de température et pression variables.

Les phénomènes de corrosion par l'hydrogène à haute température ont fait l'objet d'études permettant de choisir le matériau approprié (59).

En revanche, le phénomène de fragilisation, qui se produit entre $-80^{\circ}\text{C}/ + 20^{\circ}\text{C}$ et subsiste encore jusqu'à 300°C (60), et qui se traduit par une baisse très nette de la plasticité pouvant entraîner des ruptures brutales, n'est pas encore pris en compte par la majorité des bureaux d'études. Une des raisons réside dans la corrélation entre les valeurs données par les différentes méthodes d'essais (tractions, disques) et les conditions réelles d'emploi des aciers.

Pour cette raison, CREUSOT-LOIRE (5) a mis au point une méthode d'essai utilisant les concepts de la mécanique de la rupture et permettant d'étudier les paramètres régissant la croissance d'une fissure dans un milieu contenant de l'hydrogène.

Le dispositif construit (61) se compose :

- . d'un autoclave pouvant supporter des pressions jusqu'à 400 bars.
- . d'un dispositif de mise en charge, ainsi que d'un dispositif de purge et de mise en pression.
- . de capteurs de force et d'ouverture au niveau de l'éprouvette qui permet la connaissance à tout moment de l'ouverture de l'éprouvette et de la force.

La méthode de compliance utilisée permet de déterminer la valeur de K et de $\frac{da}{dt}$ à chaque instant avec une seule éprouvette (éprouvettes WOL I T).

Les essais ont été conduits sur quatre aciers, dont la résistance à la fragilisation par l'hydrogène avait déjà été étudiée par d'autres méthodes :

- 20 CMD 12
- 40 CDV 20
- 20 CND 10
- 10 CD 9-10

On a pu vérifier qu'il existe bien une valeur K_{1SH} du facteur d'intensité de contrainte, en dessous de laquelle on n'observe plus de croissance stable de la fissuration. En particulier, des essais de maintien de longue durée sous hydrogène (plus de 4 000 h sous 300 bars), avec des éprouvettes soumises à un facteur K inférieur à K_{1SH}, ont permis cette conclusion, et ceci aussi bien pour un acier sensible que pour un acier peu sensible.

Les courbes vitesse de fissuration = f (K) montrent que la vitesse de fissuration est négligeable en dessous de K_{1SH} et devient rapidement élevée au-dessous de cette valeur (figure 22).

La valeur de K_{1SH} est pratiquement constante, quelle que soit la pression d'hydrogène au-dessus d'une certaine valeur de celle-ci dépendant du matériau.

Plus l'indice F % (60) est élevé, plus cette pression est basse, et il y a bonne concordance entre les valeurs de K_{1SH} et F % (fig. 23).

Enfin, plus la limite d'élasticité est faible, plus la valeur de K_{1SH} est élevée. Pour répondre aux conditions de validité de l'ASTM, $B > 2,5 \left(\frac{K_1}{\sigma_y} \right)^2$, il a été nécessaire de construire un appareil plus puissant utilisant les éprouvettes WOL 2 T pour des aciers ayant une limite d'élasticité $500 \leq \sigma_y < 700$ MPa.

L'utilisation de ces appareils devrait donc permettre de préciser, pour les aciers utilisés en présence d'hydrogène, les principes de dimensionnement à prendre en compte dans les parties soumises à concentrations de contraintes, et également de définir des critères de sécurité vis-à-vis des contrôles de fabrication.

V - MISE AU POINT D'ACIERS POUR TOLES DE FORTE EPAISSEUR

L'augmentation des puissances des corps sous pression s'accompagne, ainsi que nous l'avons dit, d'une augmentation importante des épaisseurs de parois à mettre en oeuvre. Les matériaux actuellement utilisés avec leur combinaison épaisseur/caractéristiques risquent d'être insuffisants pour

l'avenir. En particulier, les caractéristiques mécaniques à coeur des tôles de viroles, qui sont sous l'étroite dépendance des caractéristiques de trempabilité de l'acier, ne pourront plus répondre aux garanties voulues.

D'où l'intérêt reconnu de mettre au point des aciers nouveaux, permettant d'obtenir des caractéristiques plus élevées et plus homogènes dans l'épaisseur des produits.

Une recherche communautaire associant quatre partenaires a été effectuée. L'objectif fixé était de mettre au point un ou plusieurs aciers susceptibles de remplacer dans l'avenir l'acier ASTM A 533, acier faiblement allié au Mn - Ni - Mo, par un acier plus allié de "type" ASTM A 543, allié au Ni - Cr - Mo. pour la construction des réservoirs à pression (2) (3) (4) (6).

V.1 - Coulées expérimentales

Quinze coulées semi-industrielles de 700 kg dont l'analyse de principe est donnée ci-après ont été élaborées. Les analyses complètes sont reprises tableau 9. Une des coulées (n° 8) a dû être recommencée.

Le groupe le plus important de coulée visait une basse teneur en carbone, et ceci afin d'obtenir une bonne soudabilité et également une bonne ténacité.

Les éléments d'alliage ont des teneurs très variables afin d'obtenir des trempabilités recouvrant un vaste domaine. Seul, le molybdène a été maintenu constant à 0,5 % pour des raisons de caractéristiques mécaniques à haute température. Enfin, les éléments résiduels S et P ont des teneurs voisines de 0,010 % afin d'être bien représentatives des coulées industrielles actuellement élaborées pour ce type d'application.

Les lingots obtenus ont été laminés en tôles de 28 mm. Les contrôles ultrasons ont été effectués et ont conduit au rebut d'une coulée (n° 2641-8). De plus, on doit signaler, dès à présent, que la plupart des coulées présentent une propreté inclusionnaire assez mauvaise. En particulier, de nombreux alignements d'inclusions de silico-aluminates ont été trouvés dans une grande

N° coulée	C	Mn	Ni	Cr	Mo
1	0,18	0,45	3	0,5	0,5
2	0,18	1,4	3	0,15	0,5
3	0,12	0,45	3	0,5	0,5
4	0,12	0,45	2	1,4	0,5
5	0,12	0,45	3	1,4	0,5
6	0,12	0,45	4	1,4	0,5
7	0,12	0,45	2	1,9	0,5
8	0,12	0,45	3	1,9	0,5
9	0,12	0,45	4	1,9	0,5
10	0,12	0,80	2	0,5	0,5
11	0,12	0,80	3	0,5	0,5
12	0,12	0,80	2	1,4	0,5
13	0,12	0,80	3	1,4	0,5
14	0,12	1,4	3	0,15	0,5
15	0,12	1,4	5	0,15	0,5

partie de la surface de chaque tôle. Ceci explique, dès à présent, certaines difficultés quant à l'interprétation des caractéristiques de résilience, notamment leur dispersion.

V.2 - Etude des produits de base

V.2.1 - Trempabilité

Les diagrammes de transformation en refroidissement continu ont été tracés par dilatométrie pour les 15 compositions après détermination des points de transformation $AC_1 - AC_3$. Ces diagrammes ont des aspects très différents en fonction des éléments d'addition. Les figures 24 à 27 reprennent l'influence de chaque élément. Il est clair que la baisse de la teneur en carbone peut être compensée par des additions de Mn, Ni ou Cr. Ces éléments ont d'ailleurs un effet relativement comparable, le manganèse étant le plus efficace (62).

Pour les produits concernés dans cette étude, nous avons reporté les vitesses de trempe des tôles de 100, 200, 300 mm. Les structures obtenues sont donc très différentes en fonction des coulées et des épaisseurs. Elles vont de structures totalement martensitiques à des structures mixtes Bainite/Ferrite-Perlite. Toute la gamme des structures a donc ainsi pu être balayée au cours de cette étude.

V.2.2 - Caractéristiques mécaniques

Les vitesses de refroidissement préalablement déterminées sur tôles de 100 - 200 - 300 mm ont été simulées sur des ébauches d'éprouvettes.

Plusieurs traitements de revenus ont alors été effectués avec les paramètres suivants :

- températures : 620 - 650°C
- temps de maintien : 4 h - 16 h - 64 h
- vitesses de refroidissement après revenu : 5°C/h - 40°C/h

Dans chaque cas, on a effectué les essais mécaniques suivants :

- tractions travers à 20°C et 350°C
- courbe complète de résilience (ISO-V) sens long

Toutes les caractéristiques mécaniques ont été rassemblées dans des tableaux synoptiques tel que le tableau 10.

V.2.2.1 - Influence du revenu et de l'épaisseur sur les caractéristiques de traction à 20°C

L'évolution de la limite d'élasticité R_e en fonction du paramètre de revenu choisi précédemment est reprise à la figure 28 pour les épaisseurs de 100 mm avec le détail des points expérimentaux et la figure 29 pour les épaisseurs de 300 mm avec les droites moyennes. On peut tout d'abord noter une bonne linéarité dans l'évolution de R_e en fonction de $1/P$, ce qui justifie l'emploi de ce paramètre (15).

épaisseur 100 mm :

Les coulées qui résistent le mieux à l'effet adoucissant de revenus à température et/ou temps élevés sont les coulées à forte teneur en chrome (2 %) et en nickel (9 - 7 - 13 - 8) ainsi que la coulée à fort carbone et nickel (1). A l'opposé, les coulées qui ont les limites d'élasticité les plus basses sont les coulées soit avec le plus bas chrome et ceci malgré des teneurs en nickel parfois élevées (5 %), ou des coulées avec un chrome de 1,5 % mais sans addition de manganèse.

épaisseur 300 mm :

Les coulées présentant les caractéristiques les plus élevées sont les trois coulées à forte teneur en chrome (2 %) et en nickel (3 - 4 %) : coulées 8-9, ainsi que la coulée 13 qui ne contient que 1,5 de chrome mais comporte une addition de manganèse.

La coulée 1 à forte teneur en carbone est sensiblement moins bien située pour cette épaisseur.

Les coulées à basses teneur en chrome sont toujours celles qui ont les plus basses limites d'élasticité.

On peut donc conclure pour les caractéristiques d'élasticité à température ambiante :

- une addition de 2 % de chrome avec au moins 2 % de nickel permettent d'obtenir les valeurs les plus élevées, et ceci jusqu'à des épaisseurs de 300 mm.
- une addition de manganèse permet de compenser des teneurs légèrement inférieures de Cr et Ni.
- les coulées à très basses teneur en chrome s'adoucissent très rapidement lorsque le revenu augmente.

Il est donc nécessaire, afin d'obtenir des caractéristiques élevées sur tôles très épaisses, d'associer une teneur assez importante en éléments

tremnants (Ni, Cr, Mn) avec un élément formant des carbures (Cr) et permettant de résister à l'adoucissement. Une teneur en carbone relativement basse (0,12 %) est alors suffisante.

Ces conclusions sont vérifiées sur la figure 30 où pour trois coulées on peut analyser l'effet du revenu, de l'épaisseur et du type d'analyse.

On peut également noter qu'aucune influence significative de la vitesse de refroidissement après revenu, 40°C/h ou 5°C/h, n'a pu être notée sur les valeurs de limite d'élasticité, ce résultat n'ayant rien de surprenant.

V.2.2.2 - Limite d'élasticité à 350°C

La figure 31 donne l'évolution de Re_{350} en fonction de Re_{20} pour quatre coulées balayant l'éventail des compositions chimiques : fort C et bas C - fort et bas Mn - fort et bas Cr. Les points reportés concernent les épaisseurs extrêmes de 100 et 300 mm.

La relation obtenue, bien qu'assez imprécise (± 35 MPa), permet cependant de noter que le comportement des différentes coulées est le même pour les deux températures d'essais. Aucun des facteurs analysés ne paraît avoir une quelconque influence. Toutes les conclusions émises pour la limite d'élasticité à 20°C sont transposables à 350°C.

V.2.2.3 - Caractéristiques de résilience

L'analyse de l'évolution des caractéristiques de résilience est plus délicate que ce qui a été réalisé pour la limite d'élasticité et ceci pour deux raisons :

- d'une part, il n'y a pas de relation simple entre l'évolution des différents critères de résilience et le revenu.
- d'autre part, pour les raisons de propriétés inclusionnaires, la comparaison des coulées n'est pas simple. En fonction du critère choisi, les conclusions pourront être très différentes. Ainsi, nous n'avons pas retenu

un critère de type température d'essai correspondant à une énergie comme T_{27} , $T_{67,5}$ etc., critère qui fait intervenir largement l'état inclusionnaire de la tôle par le déplacement vertical des courbes de transition. En revanche, on peut constater que le critère le moins soumis à ce facteur est la température de transition d'aspect de cassure à 50 % de rupture fibreuse et 50 % de rupture cristalline (FATT). Bien entendu, cette température de transition ne correspond pas à une utilisation pratique comme ce peut être le cas pour un critère basé sur l'énergie (réception de matériau, détermination de température d'emploi). En revanche, elle permet la seule analyse comparative possible dans le cas des 15 coulées expérimentales, aussi c'est elle que nous adopterons.

Influence du revenu et de l'épaisseur ($v_R = 40^\circ\text{C/h}$)

Des graphiques du type $T_{50} = f(P \text{ revenu})$ ont été tracés. Ils ne permettent que de suivre l'évolution de T_{50} d'une façon commode (fig. 32 pour $e = 300 \text{ mm}$).

Dans la plupart des cas, on constate une amélioration de la résilience lorsque le revenu passe de 620°C à 650°C . En revanche, l'influence du temps de revenu entre 4 h et 64 h n'est pas nette.

En ce qui concerne l'influence de l'épaisseur et de la composition des coulées, celles-ci doivent être séparées en plusieurs groupes :

- pour toutes les coulées à basse teneur en chrome les transitions sont élevées pour l'épaisseur de 300 mm (0 à -20°C) et il y a eu une détérioration très nette, de l'ordre de 50°C , par rapport à l'épaisseur de 100 mm.
- les coulées à forte teneur en chrome et en nickel présentent les transitions les plus basses pour l'épaisseur 300 mm, et le moindre décalage entre les épaisseurs 100 et 300 mm.
- les autres coulées, avec moins d'éléments d'alliage, en particulier le chrome, ainsi que les coulées à forte teneur en carbone, se situent de façon intermédiaire.

Cette séparation des coulées et l'influence des différents facteurs métallurgiques et dimensionnels apparaît de façon encore plus nette si l'on considère les figures 33 à 35 où nous avons reporté la variation de T_{50} en fonction de la limite d'élasticité à température ambiante. De plus, sur ces graphiques la structure micrographique a été indiquée en pourcentage des structures de base martensite, bainite, ferrite-perlite. Ces pourcentages proviennent à la fois des diagrammes en refroidissement continu, de l'évolution des duretés en fonction de la vitesse de refroidissement figurant sur ces diagrammes, ainsi que des micrographies. Bien entendu, ces chiffres sont imprécis, et d'autre part le mot bainite couvre à la fois des structures très évolutives.

Cependant, il est très clair que les meilleures résiliences sont obtenues lorsque la structure est la plus trempée. C'est ainsi que, dès que la teneur en martensite est supérieure à 20 %, ou lorsque la structure bainitique se forme à basse température, les températures de transition sont généralement inférieures à -50°C , quel que soit le traitement de revenu.

On vérifie également que pour les basses teneurs en carbone et, lorsque l'acier contient des teneurs appréciables en éléments d'addition, la distinction martensite/bainite n'est pas nette. On doit plutôt parler alors de structures aciculaires (63).

Influence de la vitesse de refroidissement après revenu

Après les traitements thermiques de détensionnement, les appareils sont refroidis lentement afin de ne pas induire de nouvelles contraintes au cours du refroidissement. Celui-ci se fait généralement au four, et la cinétique est alors essentiellement fonction du refroidissement naturel du four et de la masse de l'appareil. Dans le cas de très grosses capacités, on peut se trouver devant des refroidissements très lents. Il a donc semblé nécessaire d'étudier l'influence de ce paramètre sur la résilience. Deux refroidissements ont été choisis : 40°C/h et 5°C/h , qui se trouvent pratiquement aux extrémités de la gamme industrielle effectivement réalisées sur des appareils à pression.

La figure 36 donne un aperçu des fragilisations ΔT_{50} résultant du passage de 40°C/h à 5°C/h .

Pour chaque coulée, les fragilisations figurées de la gauche vers la droite correspondent à des traitements préalables de :

620°C - 4 h

620°C - 64 h

pour des épaisseurs de 100, puis 200, enfin 300 mm.

Il est assez net, que pour toutes les coulées et, malgré une certaine dispersion, il existe une fragilisation moyenne qui ne dépend ni de l'épaisseur considérée, donc de la structure de départ, ni du traitement préalable.

Cette "fragilisation moyenne" a été reportée au tableau 11 en fonction des éléments chimiques et de structures habituellement considérés pour l'étude de la fragilité de revenu réversible.

Une comparaison des coulées a été faite :

1-3	influence du carbone
14-15	influence du nickel (sans chrome)
4-5-6	influence du nickel (en présence de chrome)
3-5	influence du chrome (en présence de nickel)
11-14	influence du manganèse
5-8	influence du phosphore

Bien qu'il ne soit pas facile de séparer ces différents facteurs, on retrouve sensiblement les effets prévus par la littérature.

- pas de fragilisation due au carbone dans ces aciers au Ni - Cr - Mo (64).
- une augmentation importante de la fragilisation par addition de Ni et Cr dans un acier où ces deux éléments sont déjà présents (65) (66).
- une très légère fragilisation par l'addition de manganèse (64) (67).
- une nette influence du phosphore bien connue (68), cet élément par sa ségrégation dans les joints de grains, activée par la présence de Ni et Cr, étant avec d'autres oligo-éléments (Sb, Sn) la cause de la fragilité.

Essais de fragilisation de longue durée

Les appareils fonctionnant à température élevée pendant des temps très longs peuvent être sensibles à la fragilisation de longue durée qui est à relier à la fragilisation de revenu. JAFFE et BOFFUM (69) ont publié de telles courbes en fonction du temps et de la température, courbes exploitées depuis (70).

Le VDEh a effectué des essais sur les coulées expérimentales dans les conditions suivantes :

- état de départ - e = 200 mm simulée - Rev. 620°C - 4 h, reft 40°C/h
- fragilisation à 400°C - 10 000 h

Les courbes de transition ont été tracées pour 10 des coulées. Elles ne font pas apparaître de fragilisation importante (20°C au maximum); en tout cas celle-ci est très nettement inférieure à celle obtenue après refroidissement lent après revenu.

Nous en sommes réduits à faire une hypothèse, compte tenu du fait que le temps et la température de maintien n'ont pas varié : il est probable que la température de 400°C pour ce type d'acier soit située dans la partie basse des courbes de fragilisation type JAFFE et que le refroidissement à 5°C/h qui permet de traverser lentement la zone de fragilisation maximale soit plus sévère. La fragilisation obtenue à 400°C pendant 10 000 h est plutôt du même ordre que celle due au refroidissement à 40°C/h.

Conclusions sur les caractéristiques mécaniques

Les figures 37 à 39 reprennent l'évolution simultanée de Re_{20} et T_{50} après un refroidissement de 40°C/h après détensionnement.

Il n'est pas possible de déterminer quelle coulée possède les propriétés mécaniques optimales, car les exigences minimales requises, lesquelles sont fonction de l'emploi prévu des tôles, peuvent être très variables. On peut seulement noter les coulées qui présentent les caractéristiques les plus élevées compatibles avec de bonnes propriétés de résilience.

e = 100 mm coulées 1 - 5 - 6 - 8 - 9 - 12 - 13 - 15
e = 200 mm coulées 6 - 8 - 9 - 12 - 13 - 15
e = 300 mm coulées 6 - 8 - 9 - 12 - 13

Sur ces aciers au nickel - chrome - molybdène, on doit rechercher systématiquement des niveaux d'impuretés les plus faibles possibles. De plus, les refroidissements après détensionnement ne doivent pas descendre à des niveaux de vitesse trop faibles. Sinon, l'on doit tenir compte de la fragilisation des nuances pour de très faibles vitesses, ce qui change l'intérêt relatif des coulées.

e = 100 mm coulées 1 - 3 - 7 - 11 - 12
e = 200 mm coulées 11 - 12 - 7
e = 300 mm coulées 8 - 12

Enfin, on doit rappeler que cette analyse doit être examinée avec précaution au niveau des caractéristiques de résilience, du fait des problèmes de propreté. Par exemple, la coulée 15 à 5 % de nickel qui présente de très bonnes températures de transition T_{50} (avant fragilisation) a des valeurs de résilience faibles (souvent inférieures à 67 Joules).

V.3 - Soudabilité

Dans le choix des nuances nouvelles pour fabrication de cuves épaisses, outre des caractéristiques mécaniques devant répondre à des spécifications particulières, la facilité de mise en oeuvre et en particulier l'assemblage par soudure, est un élément fondamental.

Schématiquement les nuances doivent satisfaire à :

- une soudabilité la meilleure possible, se traduisant par l'absence de fissuration à froid.
- une relaxation des contraintes dues au soudage la plus importante possible au cours du traitement de détensionnement.
- des caractéristiques mécaniques dans le joint équivalentes à celles du métal de base, en particulier la résilience dans la zone à gros grains de la zone affectée thermiquement (ZAT).

Ces différents aspects de la soudabilité des aciers ont été examinés dans le cadre des coulées expérimentales.

V.3.1 - Structures obtenues dans la ZAT

La connaissance de ces structures en fonction des conditions de soudage (énergie, préchauffage, épaisseur, type de joint) est essentielle pour la compréhension des phénomènes de fissuration à froid et pour analyser les caractéristiques mécaniques obtenues.

Des diagrammes en refroidissement continu dans des conditions de soudage (1 350°C) ont été établis actuellement sur 10 des 15 coulées. Un exemple est donné figure 40 pour les coulées 1 et 10 de trempabilité très différente.

Nous avons relié les conditions de soudage qui seront adoptées pour les caractérisations de résilience à l'énergie introduite, ceci à partir d'abaques de différentes provenances considérées dans des conditions trithermiques (énergie en KJ/cm).

Origine Origine	Préchauffage Δt 800 500	5 s	11 s	17 s
THYSSEN (71)	20°C	9,5	20	32
	100°C	7	16	25
CRM (72)	20°C	16	23	35
	100°C	13	19	27
Institut de soudure (2)	20°C	11	26	> 40
	100°C	8	21	38
Creusot-Loire (73)	20°C	11	24	45
	100°C	10	20	30
CSM (6)	20°C	10	25	

Les trois refroidissements adoptés (résultats CSM, paragraphe V 35) balaient donc une grande partie des conditions de soudage manuel à l'électrode enrobée et automatique sous flux.

Pour la majeure partie des coulées, les structures obtenues seront des structures à prédominance de martensite, sauf dans le cas des fortes énergies en soudage automatique sous flux solide avec un préchauffage important.

V.3.2 - Résistance à la fissuration à froid

La sensibilité des aciers à la fissuration à froid a été étudiée sur les 15 coulées à l'aide d'essais d'implants. Ces essais ont été largement explicités dans la littérature et ont fait l'objet d'un nombre important d'études financées par la CECA, études concernant l'essai d'implant, son utilisation et la comparaison avec d'autres essais du type CTS, BATTELLE, TEKKEN (74) (75) (76) (77). Il n'est donc pas nécessaire d'y revenir, on ne rappellera donc que les conditions expérimentales :

- entaille circulaire
- produits d'apport basiques, dessiccation à 350°C - 2 h et étuvage à 150°C
- contrainte appliquée progressivement lorsque la température atteint 150/100°C et maintenue pendant 16 h ou plus en cas de non rupture.

Essais sans pré et postchauffage

Les valeurs des contraintes de fissuration pour 14 des coulées expérimentales et pour les coulées d'acier A 543 sont reportées figure 41(A) en fonction de l'énergie de soudage.

Pour le soudage à l'électrode enrobée (10 KJ/cm), toutes les coulées présentent des contraintes de fissuration très basses (< 120 MPa). Ceci correspond dans tous les cas à une structure martensitique et au niveau de dureté maximal.

Pour les énergies correspondant au soudage sous flux, on peut distinguer trois groupes de coulées :

- contraintes de fissuration élevées (> 350 MPa) 10 - 3 - 4
- contraintes de fissuration moyennes et augmentant en fonction de l'énergie : 7 - 14
- contraintes de fissuration basses : autres coulées

A première vue, on ne constate pas de corrélation entre le comportement des coulées et leur composition chimique. Cependant, si l'on rapproche les courbes d'implants à froid des diagrammes en refroidissement continu dans les conditions de soudage, il est très net que les coulées les moins sensibles sont les coulées les moins trempantes, et que dès que la structure contient un pourcentage appréciable de bainite, la contrainte de fissuration augmente rapidement. Ceci est très net pour les coulées 1 et 10, si l'on compare les figures 40 et 41 A.

Essais avec pré et postchauffage

Ces essais ont été effectués avec température de pré/postchauffage et temps de postchauffage variables. L'objectif était de déterminer les conditions de soudage à appliquer dans la pratique industrielle pour éviter toute fissuration à froid sous des contraintes de niveau élevé (500 MPa). Les résultats sont présentés figure 41 (B).

On constate que, plus le temps de postchauffage augmente, plus la température de pré/postchauffage diminue. En revanche, en ce qui concerne le comportement des différentes coulées, il diffère sensiblement de celui observé pour les essais à température ambiante et apparemment les conditions expérimentales en sont la cause.

Pour le comprendre, il faut rappeler les trois facteurs essentiels causant la fissuration à froid :

- la structure martensitique, liée à la trempabilité des coulées et dont le rôle a été mis en évidence dans les essais à 20°C.
- la contrainte appliquée.
- la teneur en hydrogène.

Il apparaît ici que les coulées étudiées par le CSM sont mieux placées pour les temps de postchauffage les plus courts, ce qui n'est plus le

cas pour les temps plus élevés. Bien que dans les trois cas les flux soient des flux basiques étuvés, la teneur en hydrogène apportée au niveau de l'implant est sans doute fondamentale pour les résultats obtenus. Il n'est pas possible d'aller plus avant dans ces hypothèses, les teneurs en H_2 n'ayant pas été mesurées dans tous les cas.

Cependant, en considérant les résultats VDEh et MARREL obtenus dans les mêmes conditions, on retrouve le même classement que dans les essais sans préchauffage.

En conclusion, et malgré une dispersion due aux produits d'apport et à leur condition de stockage, les préchauffages à conseiller pour des postchauffages d'environ 1/2 h seraient de :

coulées 3 - <u>7</u> - <u>8</u> - <u>9</u> - <u>12</u>	100°C (-coulées CSM)
coulées 10 - 3 - 4 - <u>13</u> - A 543	125°C
coulée 5	150°C
coulées 6 - 14	175°C
coulée 12	200°C

La plupart des coulées sont donc, soit équivalentes à l'acier A 543, soit demandent des précautions moindres.

V.3.3 - Relaxation des contraintes

Métal de base

La relaxation des contraintes a été mesurée par des essais anisothermes dont les conditions expérimentales (vitesse de chauffage en particulier) ont été peu différentes entre les trois laboratoires.

Deux niveaux de contraintes ont été appliqués au départ : 0,95 Re et 0,6 Re (état de départ $e = 200$ mm - 620°C - 16 h, $V_R = 40^\circ\text{C/h}$).

Les figures 42 - 43 donnent l'évolution de Re et de σ résiduelle (à la température) en fonction de la température pour les cinq coulées CSM. On a reporté également sur ces coulées les valeurs maxi et mini de σ entre 500°C et 600°C pour les 15 coulées expérimentales et la coulées de A 543 gr B.

Ces essais anisothermes permettent de dire que la réponse au traitement de détensionnement est très voisine pour tous les matériaux étudiés. L'importance de la charge résiduelle dépend de la température maximale atteinte pendant le cycle thermique et, pour les températures élevées (600°C), elle ne dépend pratiquement pas du temps de maintien. De plus, à partir de 500°C, elle ne dépend pratiquement pas de la valeur initiale de la sollicitation. A 600°C, le taux de relaxation est dans tous les cas supérieur à 80 %.

Zone affectée thermiquement

Des essais identiques aux précédents ont été effectués par MARREL sur les ZAT de cinq coulées et sur l'acier A 543 B, avec les mêmes valeurs pour la sollicitation initiale.

Les résultats obtenus montrent que la relaxation dans la ZAT est toujours plus importante que sur le métal de base.

Toutes ces coulées ont donc un comportement voisin de celui de l'acier A 543 gr B. Les faibles tensions résiduelles obtenues, tant dans la ZAT que dans le métal de base après un traitement à 600°C, montrent que cette température est suffisante pour des traitements de détensionnement cherchant à réduire notablement les tensions résultant du cycle de fabrication des appareils.

V.3.4 - Fissuration au cours du détensionnement

Ce phénomène, décrit au paragraphe III.2.2, a été examiné par le VDEH sur 5 coulées expérimentales à l'aide d'essais MURRAY. Les effectués à 600°C - 620°C et 640°C montrent un comportement analogue et satisfaisant pour les coulées 3 - 4 - 5 - 6 à basse teneur en carbone alors que la coulée 1 à forte teneur en carbone (0,19 %) montre une certaine susceptibilité surtout à 620°C et 640°C (temps de rupture entre 1 h et 2 h). Le carbone, qui semble être l'élément déterminant, n'apparaît pas dans la formule de NAKAMURA, mais il faut noter que, sauf pour la coulée 3, on se situe hors du domaine de validité de cette formule.

V.3.5 - Caractéristiques mécaniques des zones affectées thermique-
ment (ZAT)

Les simulations des ZAT ont été réalisées sur des machines type Gleeble ou Smit-Weld avec le cycle suivant :

- chauffage rapide à 1350°C (en 7,5 s)
- refroidissements Δt $\begin{matrix} 800 & = & 5 - 11 - 17 & \text{s (CSM)} \\ 500 & = & 11 - 20 & \text{s (VDEh)} \end{matrix}$

Les légères différences de Δt proviennent des abaques de correspondance énergie/ Δt .

De toute façon, les résultats des courbes de résilience (fig. 44) montrent, que pour les 8 coulées examinées, lesquelles balaient toute la gamme de trempabilité, et quelles que soient les conditions de soudage envisagées, les courbes de résilience à l'état brut se différencient peu. De plus, l'examen des courbes montre, qu'à l'état brut de soudage, les valeurs de résilience sont relativement élevées (T_{28} vers -40°C malgré l'état inclusionnaire), la transition se situant vers -50°C. Cependant, on peut penser qu'après un traitement de détensionnement suivi d'un refroidissement l'ent on retrouverait la fragilisation de revenu observée sur le métal de base, voire même une fragilisation plus élevée du fait du grain austénitique de départ de taille plus importante.

L'analyse complète du comportement des coulées expérimentales ainsi que de la coulée A 543 montre que les différences de soudabilité peuvent être essentiellement reliées à la trempabilité des coulées. En revanche, les caractéristiques de relaxation et de résilience dans les ZAT à l'état brut de soudage sont voisines. Le choix d'une coulée plutôt que d'une autre, doit tenir compte d'un ensemble d'éléments dont les plus importants nous semblent être :

- les caractéristiques mécaniques à garantir (en liaison avec les épaisseurs).
- les paramètres de soudage (énergie, problèmes de pré et postchauffage).
- les conditions du détensionnement et surtout la vitesse de refroidissement finale qui est un élément fondamental.

VI - ACIERS HLES POUR TOLES D'EPAISSEUR MOYENNE

Pour ce type de produit (épaisseur 20 à 60 mm), les applications possibles sont beaucoup plus vastes que pour les tôles très épaisses et les tonnages plus importants. De plus, l'utilisation d'aciers à caractéristiques mécaniques élevées est rendue plus facile dans une bonne partie de ce créneau, le choix de l'acier résultant d'un dialogue utilisateur/sidérurgiste dans lequel les conditions économiques prennent une part encore plus importante. Il est donc essentiel d'offrir une gamme de nuances les plus économiques possibles, alliant de hautes caractéristiques mécaniques à une mise en oeuvre aisée (notamment soudage).

Un certain nombre de nuances Européennes sont actuellement disponibles dans une vaste gamme (360 à 700 MPa de limite d'élasticité garantie) dans laquelle la concurrence (Américaine et surtout Japonaise) est très sévère. Il a semblé utile, dans un premier temps, de caractériser ces nuances Européennes les unes par rapport aux autres et surtout de montrer l'intérêt des aciers à hautes caractéristiques par rapport aux aciers plus classiques et, ainsi, de faciliter le choix des utilisateurs (étude BSC et CSM).

La seconde partie de l'étude (VDEh - CREUSOT-LOIRE) visait à mettre au point une ou des nuances nouvelles en profitant des connaissances et des moyens industriels actuels.

VI.1 - Connaissance des aciers Européens sur le marché

L'étude réalisée par la BSC (13) avait les objectifs suivants :

- montrer que les aciers Européens présentaient des caractéristiques appropriées à leur emploi dans une large gamme d'utilisation.
- comparer différents aciers pour saisir l'influence de la composition et du type de fabrication (laminage contrôlé, normalisé, trempé-revenu) sur les caractéristiques mécaniques
- fournir des informations susceptibles d'aider les constructeurs dans le choix des nuances.

VI.1.1 - Aciers étudiés

Il n'a pas été possible dans la gamme existante de séparer les aciers par niveau de caractéristiques et type de fabrication d'une façon très précise. On a donc obtenu un ensemble relativement mélangé de nuances dont les compositions sont rassemblées tableau 12. Les aciers sont représentés par la lettre N pour les normalisés, par C pour les aciers à laminage contrôlé et Q pour les trempés-revenus. Le chiffre suivant représente l'épaisseur en mm.

Les caractéristiques mécaniques des tôles ont été mesurées de façon complète et nous n'y reviendrons pas. L'intérêt essentiel de l'étude réside dans les caractéristiques de soudabilité et surtout de ténacité des joints soudés.

VI.1.2 - Résistance à la fissuration à froid

Les essais adoptés pour mesurer la susceptibilité à la fissuration à froid sont les essais CTS définis par le code BS 1535. La plupart des aciers étudiés étant connus des utilisateurs et les précautions à prendre pour souder sans fissuration à froid étant établies, la BSC a seulement cherché à retrouver l'influence des facteurs déterminant sur quelques unes des nuances et sur une seule épaisseur.

Les essais CTS trithermiques ont donc été réalisés avec pour conditions expérimentales :

- électrode de type AWS classification E 8018 - G - étuvage 150°C - 1 h
- niveau d'hydrogène dans le métal déposé 8,8/12,7 ml/100g
- apport calorifique 8 à 40 kJ/cm

Les résultats obtenus sont compatibles avec les tendances prévisibles, l'influence de la composition chimique (et en particulier le carbone) et du niveau de limite d'élasticité, qui ne sont d'ailleurs pas indépendants l'un de l'autre, ressortent.

Par exemple, l'acier 2 N 60 C₁ est peu sensible à la fissuration à

froid, bien qu'il ait un niveau de carbone équivalent de 0,51 largement supérieur à ce qui est admis pour des aciers de ce type (acier normalisé avec $R_e = 440$ MPa). Pour ce type d'acier, la basse teneur en carbone (0,14 %) est plus importante que le niveau de carbone équivalent.

En revanche, l'acier 2 Q 28 A 9, fortement allié avec une limite d'élasticité de 570 MPa est beaucoup plus sensible, bien qu'ayant une basse teneur en carbone (0,08 %) et une dureté maximale sous cordon plus faible que le précédent (385 vickers au lieu de 410).

Il apparaît donc que l'élément essentiel (pour une teneur d'hydrogène constante) est la trempabilité, et qu'à trempabilité égale une basse teneur en carbone est favorable. On retrouve là des résultats comparables à ce qui a été vu pour les tôles épaisses avec les essais d'implants. Pour les aciers alliés permettant d'obtenir des caractéristiques élevées, il sera donc nécessaire de préchauffer et postchauffer les soudures.

VI.1.3 - Susceptibilité à la fissuration à chaud

L'aptitude des aciers au soudage sans risque de fissuration à chaud pendant la solidification a été évaluée à l'aide d'essais Transvarestraint (78). Les conditions d'essais ont été standardisées :

- fil à 1,5 % Mn - 0,5 % Mo + flux basique BX 300
- épaisseur ramenée à 12,5 mm afin de supprimer ce facteur
- $I = 500$ A $V = 35$ V $v = 500$ mm/mn

La susceptibilité de sept des aciers étudiés est indiquée fig. 45.

Les aciers peuvent être classés en trois groupes :

- . 2 Q 28 A 9 et 3 N 50 C 4 peu susceptibles
- . 3 N 50 B 8 fissuré pratiquement sans déformation appliquée, donc uniquement sous l'influence des déformations dues au retrait.

Dès qu'il y a un chargement, la fissuration devient importante. La susceptibilité de cet acier peut être considérée comme très forte.

les autres aciers exigent une déformation modérée pour amorcer leur fissuration et sont donc moyennement susceptibles.

Les valeurs obtenues ont été comparées à celles calculées par une équation établie par le Welding Institut pour la composition du métal déposé (79).

$$\text{UCS} = 230 \text{ C} + 190 \text{ S} + 75 \text{ P} + 45 \text{ Nb} - 12,3 \text{ Si} - 5,4 \text{ Mn} - 1$$

UCS = unités de susceptibilité à la fissuration

Cette équation est valable pour des aciers faiblement alliés qui se comportent de façon similaire aux aciers C - Mn, le degré réel de fissuration observé étant légèrement supérieur à celui calculé, probablement du fait des éléments d'alliage. C'est le cas en particulier de l'acier 2 Q 28 A 9, qui devrait être encore moins susceptible.

Le classement obtenu confirme bien que la teneur en carbone a un rôle prépondérant sur le phénomène de fissuration à chaud.

VI.1.4 - Ténacité des joints soudés

Sept types d'électrodes ont tout d'abord été retenus pour la réalisation des différents joints soudés. Comme il n'était pas possible de multiplier les essais, toutes les tôles sont soudées avec les produits d'un seul fournisseur, tandis que quelques tôles seront soudées avec pratiquement toutes les électrodes.

Cette partie de l'étude n'est pas terminée étant donné le nombre d'essais à effectuer, certains étant par ailleurs longs (Wide Plate). On n'exposera donc que le principe retenu avec un exemple d'application à l'un des aciers.

Principe des essais

La ténacité est tout d'abord évaluée par deux méthodes classiques :

- essais de résilience Charpy V en sous surface de cordon, à coeur de cordon et dans la ZAT.

- mesures du COD soit dans le métal fondu, soit dans la ZAT en fonction des résultats de résilience.

Les résultats pour l'acier 2 N 27 B 9 sont reportés figure 46. C'est le métal fondu qui, dans ce cas, possède la ténacité la plus faible, bien que celle-ci soit assez élevée et comparable à celle du métal de base dans le sens travers.

Les informations obtenues sur le COD ont ensuite été utilisées pour calculer les conditions de service limite, en supposant l'existence d'une fissure pénétrante d'une profondeur égale au quart de l'épaisseur de la tôle, la longueur étant égale à 5 fois la profondeur. L'entaille a été effectuée dans le métal fondu de la "Wide Plate" soudée.

Les conditions de l'essai ont été pré-déterminées par la méthode de BURDEKIN (80), qui définit la dimension d'un défaut tolérable en terme de COD en utilisant la relation :

$$a = \frac{C\delta}{e_y} \quad \text{avec } C = \frac{1}{2\pi \left(\frac{1}{e_y} - 0,25 \right)}$$

a = dimension du défaut tolérable
 δ = COD
e = déformation à rupture
 e_y = déformation élastique

On suppose que les conditions d'essai pour les "Wide Plate" sont correctement choisies quand la rupture se produit avec une contrainte supérieure à $2/3 \sigma_y$ (σ_y = limite d'élasticité) et inférieure à $4 e_y$ (figure 47). On suppose d'autre part que :

- le métal est à l'état brut de soudage avec une contrainte résiduelle égale à σ_y
- la condition de service est de $2/3 \sigma_y$, ce qui implique que le rapport $\frac{e}{e_y}$ est égal à 1,67.

De plus, comme on s'est basé sur des défauts égaux au quart de l'épaisseur, si on utilise la relation entre les défauts critiques et le défaut tolérable, celui-ci sera de 3,5 mm. Le COD correspondant est de 0,09 0,09 mm, et d'après la figure 46, cette condition est réalisée à -50°C .

L'essai "Wide Plate" a donc été réalisé à -50°C , avec une entaille constituée d'un trait de scie, puis d'une partie obtenue par fatigue avec une machine spécialement mise au point.

Au cours de l'essai effectué jusqu'à rupture, on enregistre la charge, la déformation, le COD et la température, avec un système enregistreur commandé par ordinateur. Le résumé des résultats pour la tôle d'acier 2 N 27 B 9 est le suivant :

Température	Taille du défaut (mm)	Contrainte de rupture	Allongement de rupture	Ecartement du capteur mm
$- 50^{\circ}\text{C}$	34 x 6,3	498 MPa	0,27 %	0,285

L'examen de la surface de rupture a montré deux fissures de fatigue, la première se propageant comme prévu dans le métal fondu, et l'autre s'amorçant au droit de la passe de recouvrement se propageant dans le métal de base.

Ces deux défauts sont distants de plus de 50 mm et l'inspection de la surface de cassure montre que l'amorce de la rupture s'est bien produite sur le défaut situé dans le métal fondu. On peut donc faire l'analyse uniquement sur ce défaut. La rupture s'est produite avec une contrainte de 498 MPa supérieure à la condition $2/3 \sigma_y$, mais inférieure à la limite d'élasticité. Ainsi, l'essai "Wide Plate" montre bien la validité des calculs effectués à partir des essais de mécanique de la rupture sur petites éprouvettes.

Bien entendu, dans la suite du programme il ne peut être envisagé d'essais Wide Plate avec toutes les combinaisons possibles des différents facteurs - électrodes, apport calorifique, détensionnement, épaisseurs. Certaines conditions seront choisies pour une étude détaillée, et pour une comparaison générale, les aciers seront soudés avec un même type d'électrode (à deux niveaux de caractéristiques). Ainsi, le tableau 13 donne dans un ordre ascendant de limite d'élasticité la ténacité caractérisée par la température correspondant à une valeur de 0,15 mm du COD dans le métal fondu. Les chiffres correspondent au type d'électrode choisi, avec une seule valeur d'apport calorifique.

La poursuite du programme consistera en des essais Wide Plate avec les paramètres de soudage manuel retenus, ainsi que quelques essais avec soudage automatique sous flux solide et soudage sous laitier électroconducteur.

VI.2 - Intérêt des aciers trempés et revenus

La construction de cuves sous pression et de réservoirs pour le stockage de pétrole et d'hydrocarbures est généralement réalisée en aciers normalisés au C - Mn classique. L'étude réalisée par le CSM (12) visait à comparer la possibilité d'emploi d'aciers avec divers traitements thermiques pour de telles constructions en examinant l'influence du cycle de fabrication (formage, soudage) sur la tenue en service.

Les aciers utilisés en tôles de 40 mm ont des limites d'élasticité garanties variant de $Re > 400$ MPa à $Re > 500$ MPa (tableau 14). Les tôles sont issues de trois traitements thermiques : normalisation (2 aciers) - laminage contrôlé (1 acier) - trempe + revenu (2 aciers).

Les caractéristiques mécaniques sont reportées tableau 15.

VI.2.1 - Soudabilité

La comparaison de la sensibilité à la fissuration à froid des cinq aciers a été réalisée par des essais d'implants à froid à l'aide d'électrodes basiques (figure 48).

Les deux aciers A et B, à plus faible teneur en carbone et sans élément d'addition, donnent des valeurs de contrainte relativement élevées quelle que soit l'énergie de soudage, ils se placent normalement dans la dispersion habituelle des courbes d'implants pour les aciers au carbone-manganèse (74) (81) (82). De même, l'acier C a des contraintes de fissuration légèrement plus faibles pouvant être attribuées à sa plus haute teneur en carbone. Enfin, les aciers D et E, à teneur en carbone relativement élevée et avec des additions de nickel, chrome, molybdène se situent plus mal. Il est nécessaire, dans le cas de ces aciers, de prendre des précautions supplémentaires lors du soudage (pré-postchauffage), afin d'éliminer tout risque de fissuration à froid.

VI.2.2 - Caractéristiques des joints soudés

Les tôles ont été cintrées à froid avec une déformation correspondant à celle d'un réservoir de \emptyset 3 m, l'allongement étant de 1,34 %. Après cintrage, les joints sont soudés soit à l'arc manuel (AM), soit à l'arc submergé (AS) multi-passes dans les conditions suivantes :

- chanfrein en K avec $\alpha = 45^\circ$ pour un prélèvement correct des éprouvettes dans la ZAT côté bord droit.
- énergie 0,5 kWh/m (AM) et 0,8 kWh/m (AS)
- la moitié des joints détensionnés à $600^\circ\text{C} - 2$ h

Influence du formage à froid

Aucune variation significative, tant des caractéristiques de traction que de résilience, n'apparaît entre les différents états - initial, formé, formé-détensionné. Le faible taux de cintrage en est la cause. Seul pour l'acier C à haute teneur en vanadium, le traitement de détensionnement augmente la limite d'élasticité et la température de transition (83).

Evolution de la ténacité

Le tableau 15 résume les valeurs des dimensions de défauts tolérables dans la ZAT calculées à partir des résultats de mesures d'essai COD (25) (84). L'analyse de l'ensemble des résultats d'essais montre :

- une amélioration de la ténacité par le traitement thermique de détensionnement, sauf dans le cas de l'acier C où l'on observe au contraire une détérioration. Ceci peut être attribué à la précipitation de carbonitrides de vanadium, d'autant plus sensible que le grain de la ZAT est grossier (83).
- pour le niveau de $Re > 400$ MPa, l'acier A normalisé doit être utilisé de préférence à l'acier B (laminage contrôlé).
- pour le niveau $Re > 450$ MPa, l'acier D trempé-revenu est équivalent à l'acier C normalisé en ce qui concerne la ténacité en ZAT. En revanche, les caractéristiques de résilience de la tôle sont supérieures et les

caractéristiques de traction sont d'un niveau plus élevé. Enfin, l'acier E associe une bonne ténacité après détensionnement à un niveau de caractéristiques élevées. La différence avec l'acier D provient d'un niveau de pureté plus élevé (plus basse teneur en soufre et surtout en phosphore).

VI.2.3 - Résistance à la corrosion sous tension

Le niveau relativement élevé des caractéristiques mécaniques des aciers étudiés et surtout des aciers trempés-revenus, et le milieu auquel les tôles cintrées soudées peuvent être soumises, peuvent les rendre susceptibles au phénomène de corrosion sous tension (85).

Les éprouvettes de corrosion sous tension ont été prélevées en surface afin de caractériser la partie de la ZAT relative à la dernière phase de soudure, laquelle est la plus défavorable, du fait de sa structure plus grossière, du point de vue de la résistance à la corrosion sous tension. Pour évaluer la variation des caractéristiques dues au procédé de soudage, des essais de corrosion sous tension ont été effectués sur le matériau de départ.

L'essai consiste à déterminer le temps de rupture des éprouvettes lisses soumises à une charge constante dans une solution de H_2S . L'hydrogène, responsable du processus de fragilisation est fourni au métal par une solution de sulfure de sodium tamponné à $pH = 4$ avec de l'acide acétique et de l'acétate de sodium. La dissociation de H_2S donne lieu à la formation de HS^- , lequel produit de l'hydrogène protonique à la surface du métal et donne lieu à la fragilisation. La concomitance du milieu agressif et de la sollicitation mécanique fait que l'on arrive à la rupture de l'éprouvette en présence de charges souvent très inférieures à la limite d'élasticité (86).

La figure 49 reprend les courbes de rupture différées sur les aciers de base. On constate que les matériaux peuvent être classés en deux groupes : d'une part les aciers normalisés et brut de laminage à structure ferrito-perlitique et, d'autre part, les deux aciers à structure trempée qui possèdent des résistances à la corrosion sous tension beaucoup plus élevées. Ce résultat confirme ce qui a été observé par ailleurs : les aciers

trempés-revenus avec un traitement de revenu suffisant résistent mieux à la fragilisation par l'hydrogène que les aciers normalisés (87).

L'influence du soudage et du détensionnement est plus complexe. La figure 50 donne l'exemple de l'acier A. Pour les aciers A, B, C les caractéristiques de résistance à la corrosion sous tension sont généralement bonnes après soudage à l'arc submergé surtout après détensionnement, alors que le soudage manuel n'est pas favorable et, dans ce cas, le détensionnement n'est pas toujours suffisant (aciers B et C). Pour l'acier D trempé-revenu, les caractéristiques après détensionnement sont bonnes quel que soit le type de soudage. Pour l'acier E, seul le soudage à l'arc submergé avec détensionnement consécutif permet de retrouver des propriétés acceptables par rapport à celles du métal de base.

Cette évolution en fonction du type de soudage et du traitement de détensionnement est en bon accord avec les théories sur la fragilisation par l'hydrogène. Dans le cas du soudage manuel en particulier, pour lequel les structures dans la ZAT sont très trempées, le détensionnement à 600°C est sans doute insuffisant pour conférer à la ZAT une bonne résistance à la corrosion sous tension.

En conclusion, si l'on désire utiliser un acier à limite d'élasticité élevée (> 450 MPa), l'acier trempé-revenu doit être préféré à l'acier normalisé à condition de prendre les précautions voulues pour éviter la formation de fissures à froid pendant l'exécution de la soudure. Pour le grade inférieur ($Re > 400$ MPa), la comparaison est en faveur de l'acier normalisé par rapport à l'acier à laminage contrôlé. On doit cependant souligner que cette conclusion n'est valable que pour les compositions examinées, et qu'il serait nécessaire d'effectuer une étude plus importante pour pouvoir établir une règle de caractère général.

VI.3 - Mise au point de nouvelles nuances pour tôles moyennes

Les connaissances métallurgiques sur les aciers trempés-revenus ont notablement progressé au cours de ces dix dernières années. En particulier, le développement de ces nuances s'est aligné sur les désirs des utilisateurs recherchant des nuances de plus en plus soudables et tenaces

pouvant concurrencer sur ce plan les aciers normalisés de haut de gamme ($R_e > 420$ MPa), tout en procurant un allègement des constructions avec les avantages qui en découlent. Les études effectuées se sont donc axées sur une baisse de la teneur en carbone compatible avec la garantie des caractéristiques mécaniques (88) (89) (90) (91). De plus, le développement industriel de machines de trempe à haut pouvoir de refroidissement a accéléré ce phénomène, et on a vu apparaître un certain nombre d'aciers trempés-revenus à basse teneur en carbone, principalement au Japon (92) (93) (94).

Dans le cadre de la communauté, une action importante a été menée depuis 1974 et les résultats des études du VDEh (10) et de CREUSOT-LOIRE (11) vont être exposés ci-après.

VI.3.1 - Composition des aciers étudiés

Un nombre très important de coulées ont été élaborées : 84. Aussi nous ne donnerons que le tableau simplifié avec les compositions visées, les réalisations étant d'ailleurs très proches des visées (tableau 16).

Coulées VDEh : variation de Ni, Cr, Mo, V, avec teneur en carbone et manganèse constante.

Coulées CREUSOT-LOIRE : variation de C, Mn, Ni, Cr (Ni + Cr constant) avec teneur en molybdène constante et sans addition de vanadium.

De plus pour toutes les coulées on a visé et obtenu :

$S < 0,015 \%$ $P < 0,015 \%$ $N \approx 0,010 \%$ $Al > 0,015 \%$

Les analyses réalisées par CREUSOT-LOIRE et THYSSEN (pour l'étude VDEh) se complètent donc bien et couvrent pratiquement l'ensemble de la gamme de composition pour des aciers faiblement alliés trempés-revenus à hautes caractéristiques.

VI.3.2 - Caractéristiques mécaniques. Influence des éléments d'addition

Les traitements thermiques réalisés soit sur tôles (THYSSEN 15 mm), soit par simulation (THYSSEN - CREUSOT-LOIRE), visaient à reproduire la trempe rapide ou la trempe eau de tôles de 12/15 - 30 - 55/60 mm. D'après la figure 1, seules les vitesses obtenues pour les épaisseurs les plus minces sont quelque peu différentes entre les deux milieux. Afin de simplifier l'exposé, nous ne parlerons que de 15 - 30 - 60 mm.

Les revenus réalisés par la suite ont été :

C.L. = 550°C - 600°C - 650°C 1 h dans tous les cas

VDEh = 600°C - 650°C - 700°C 1/2 h pour 15 mm

VDEh = 650°C - 1/2 h pour 30 et 60 mm

Pour chacun de ces traitements, on a déterminé les caractéristiques de traction et la courbe de résilience = f (T).

VI.3.2.1 - Trempabilité des aciers

Il est clair que, plus encore que pour les tôles épaisses pour lesquelles les structures variaient relativement peu, les structures micrographiques après trempe seront très différentes du fait des variations importantes de composition et de l'importance plus grande de l'effet de trempe sur les faibles épaisseurs. La trempabilité des coulées sera dans une large mesure déterminante pour l'évolution des caractéristiques mécaniques.

Le VDEh a mesuré la trempabilité par des courbes de dureté type Jominy (EURONORM 23 - 71) et CREUSOT-LOIRE par des diagrammes de transformation en refroidissement continu partiels dans la zone des vitesses de refroidissement considérées. La figure 5) montre l'effet du molybdène, du chrome et du nickel sur la trempabilité (mesurée à 90 % de la dureté maximale). On voit ainsi les teneurs en élément à ajouter en fonction de l'épaisseur de la tôle afin d'obtenir une structure la plus trempée possible, donc les meilleures caractéristiques.

CREUSOT-LOIRE a analysé l'influence des éléments sur la vitesse critique martensitique (100 % de martensite). Les valeurs obtenues confirment l'importance relative des éléments déjà mis en évidence (62), à savoir un rôle important du manganèse, et un effet environ deux fois moindre du nickel, ainsi que du chrome. Seule, la teneur en carbone semble ne pas jouer de façon linéaire : dès qu'elle est inférieure à 0,1 %, la trempabilité semble diminuer plus rapidement que prévu. Les coulées à 0,05 % de carbone devront donc avoir des additions importantes d'éléments d'addition si on veut assurer une bonne trempabilité, surtout dans le cas des tôles les plus épaisses.

VI.3.2.2 - Caractéristiques de traction

La figure 52 provenant des résultats de l'étude CREUSOT-LOIRE met en évidence l'influence des différents éléments et de l'épaisseur sur la limite d'élasticité. On voit tout d'abord que l'évolution est de même type pour les teneurs de 0,10 % et 0,15 % en carbone, avec une différence moyenne de 100 MPa de Re. Avec une valeur constante de la somme nickel + chrome, il ne semble pas que ces deux éléments aient un effet très différent, ce qui confirme le résultat obtenu pour la trempabilité (62). Donc, pour les caractéristiques de traction, le chrome et le nickel ont un effet équivalent.

Quant à l'influence du manganèse, elle ne peut être dissociée de celle de l'épaisseur de la tôle. Pour des tôles minces, une teneur de 0,7 % de manganèse suffit à l'obtention des caractéristiques maximales, la structure étant martensitique. Pour les tôles plus épaisses, la limite d'élasticité augmente jusqu'à environ 2 % de manganèse, teneur nécessaire pour obtenir la structure martensitique à coeur. En ce qui concerne l'adoucissement au cours du revenu, il est essentiellement fonction de la structure de trempe, l'écart de limite d'élasticité allant en diminuant lorsque l'on passe d'un revenu de 550°C à 650°C.

Les résultats de l'étude VDEh sont résumés à la figure 53 pour l'épaisseur 15 mm. Les effets durcissants des éléments ont été obtenus par des analyses de régression en séparant les températures de revenu et les épaisseurs. Les éléments nickel et chrome, dont le rôle essentiel est

d'assurer la trempabilité, ont un pouvoir durcissant relativement faible, surtout le nickel. En revanche, le molybdène et surtout le vanadium augmentent de façon très importante la limite d'élasticité et ceci quel que soit le revenu à partir de 600°C. L'adoucissement suit une loi semblable pour les différentes coulées, la structure étant martensitique.

L'effet de l'épaisseur et de la composition chimique sur Re apparaît nettement sur la figure 54. Pour le groupe de coulées sans élément d'addition (A), l'effet de l'épaisseur est visible et ceci quelle que soit la teneur en molybdène. Celui-ci a pour effet essentiel de durcir la structure. Le vanadium a un pouvoir durcissant encore plus important par un mécanisme de précipitation de carbure (57), et l'effet synergétique des deux éléments molybdène-vanadium (22) est très net lorsque l'on passe des aciers à 0,2 % de molybdène aux aciers à 0,4 % de molybdène.

Pour les coulées avec base à 1 % de chrome (B), l'effet de l'épaisseur est moindre et disparaît pratiquement pour les aciers à 0,6 % de molybdène. L'effet de l'association Mo - V est encore très net.

Enfin, pour les coulées de base plus alliée (C), à structure toujours martensitique, on ne voit plus d'effet de l'épaisseur jusqu'à 60 mm. Le durcissement dû à l'association Mo - V est là encore maximal pour 0,4 % de molybdène.

VI.3.2.3 - Caractéristiques de résilience

L'analyse des variations de caractéristiques de résilience effectuée par CREUSOT-LOIRE a porté sur la température de transition à 50 % de rupture fibreuse (FATT). On a constaté une influence importante des éléments d'alliage, indépendamment de celle de la structure. Sur la figure 55, les températures de transition moyennes pour chaque valeur des éléments d'alliage sont reportées. Cette analyse moyenne traduit bien ce qui apparaît sur tous les graphiques tracés. On observe une détérioration très nette par l'augmentation de la teneur en manganèse, plus encore que par le carbone. Ceci confirme une étude réalisée par ailleurs à partir de coulées à composition variant en carré latin (95). En revanche, le remplacement du chrome par le nickel est très favorable. Le calcul des pentes moyennes

correspondant à chaque élément permet d'écrire une équation :

$$T_{50} \text{ } ^\circ\text{C} = f(X) \quad \text{avec} \quad X = 312 \text{ C } \% + 43 \text{ Mn } \% - 2,114 \cdot \frac{\text{Ni } \%}{\text{Cr } \%}$$

Si l'on trace ensuite $T_{50} = f(X)$, par exemple pour le revenu à 600°C, le graphique obtenu permet de faire correspondre un ensemble de compositions à une valeur choisie de la température de transition.

$$\text{Pour } 600^\circ\text{C} \quad \text{pour } X < 60 \quad T_{50} = -125^\circ\text{C} \text{ à } \pm 20^\circ\text{C}$$

$$\text{pour } X > 60 \quad T_{50} = 60 X - 212 \text{ à } \pm 20^\circ\text{C}$$

Le VDEh a travaillé sur la transition T_{27} correspondant à une énergie de rupture de 27 J sur éprouvette ISO-V (sens long). Les résultats pour l'épaisseur 15 mm sont résumés figure 56. Comme pour les caractéristiques de traction, les effets des éléments ont été établis à partir d'équations provenant d'une analyse de régression. Quelle que soit la température de revenu, le nickel et le vanadium améliorent la transition avec des coefficients variables. Le vanadium détériore toujours la résilience, et ceci de façon très importante. Enfin, l'augmentation de la température de revenu est toujours favorable, surtout pour les aciers avec addition de vanadium et pour la composition C la plus trempante.

Si on considère maintenant l'influence de l'épaisseur et de la composition sur T_{27} , les conclusions sont moins nettes que pour les caractéristiques de traction (fig. 57). Pour la base A la moins alliée, une diminution de l'épaisseur, donc une structure plus trempée entraîne une amélioration de la transition qui n'est évidente que pour les coulées sans vanadium. Il en est de même pour la base B à 0,2 % de molybdène. Pour les coulées à forte teneur en vanadium qui ont les transitions les moins bonnes, l'épaisseur, donc la structure, paraît sans effet. La détérioration due à la précipitation semble donc l'emporter sur l'amélioration due à la structure.

VI.3.2.4 - Choix d'un acier répondant à des caractéristiques déterminées

Le choix d'une nuance pour répondre à un cahier des charges doit être fondé sur les caractéristiques mécaniques des tôles, sur l'aptitude à leur mise en oeuvre, et sur un coût minimal.

Dans ce paragraphe ne seront considérés que les caractéristiques des tôles de base, l'aptitude au soudage étant vue par la suite. Pour juger de la qualité des tôles, on doit considérer l'évolution simultanée des caractéristiques de traction (R_e , R_m) et de résilience. Le choix de l'acier se fait alors en fonction des impositions.

CREUSOT-LOIRE a considéré le cas d'une nuance ayant à répondre aux impositions suivantes : $R_e > 550/600$ MPa avec emploi à -40°C pour des épaisseurs jusqu'à 60 mm. Pour cela, il a été supposé que la température de transition T_{50} devrait être inférieure ou égale à -40°C , ce qui dans tous les cas assure des valeurs élevées de la résilience. On doit donc examiner la variation concomitante R_e/T_{50} .

En première approximation, on constate que la température de transition diminue en même temps que la limite d'élasticité, les coulées à forte teneur en manganèse étant les plus mal situées. Une partie importante des nuances répondant à l'imposition R_e/T_{50} , pour la suite de l'étude où est prévue l'élaboration d'une coulée industrielle (paragraphe VI.3.5), on a considéré en outre :

- un critère de ténacité tel que la NDT. Les températures NDT ont été calculées à partir d'une équation provenant des études CECA (96) et une limite de -70°C a été fixée.
- la soudabilité des matériaux déterminée par la résistance à la fissuration à froid et la résilience dans la ZAT (paragraphe VI.3.4).

Les coulées qui répondent alors à l'ensemble des impositions sont reprises figure 58 dans un graphique R_e/T_{50} . L'écart entre les coulées à 1,8 et 2,5 % de nickel est faible, de plus les critères de soudabilité sont plus favorables pour une teneur en carbone de 0,1 %, ce qui conduit

pour la coulée industrielle à retenir une composition correspondant à une moyenne entre les coulées 19 et 23.

Une analyse de même type a été effectuée par le VDEh en s'attachant plutôt aux plus hautes valeurs de la limite d'élasticité, soit $Re \geq 700$ MPa. Les graphiques Re/T_{27} pour l'épaisseur 15 mm sont repris figure 59. Pour les coulées de base A et B (sans nickel), les coulées sans vanadium ou à plus basse teneur en vanadium ont des ténacités généralement plus élevées à limite d'élasticité égale. En revanche, pour la base C (Cr + Ni), on ne constate plus d'effet fragilisant de l'addition de vanadium. Dans tous les cas, on retrouve une diminution de la température de transition lorsque la limite d'élasticité diminue.

Si l'on considère maintenant l'ensemble des épaisseurs et des caractéristiques à garantir du type $Re \geq 700$ N/mm² et $T_{27} \leq -40^\circ\text{C}$, on peut établir une relation entre les compositions et les épaisseurs exprimée par le tableau suivant :

Base	Mo %	Epaisseur pour $Re > 700$ MPa et $T_{27} \leq -40^\circ\text{C}$			
		V %			
		0	0,06	0,12	0,17
A	0,2	-	-	20	-
	0,4	-	25	30	-
	0,6	25	60	-	-
B	0,2	15	20	40	-
	0,4	20	60	-	-
	0,6	60	> 60	-	-
C	0,2	60	> 60	> 60	> 60
	0,4	60	> 60	> 60	> 60
	0,6	60	> 60	> 60	> 60

La base A ne convient pas du fait de limites d'élasticité trop faibles. En revanche, les coulées riches en vanadium des bases A et B ne répondent pas aux impositions de ténacité.

Si on tient compte des coûts des éléments d'addition, on devra alors adopter les compositions suivantes en fonction de l'épaisseur.

Epaisseur maximale	Composition la moins coûteuse
20 mm	0,2 % Mo + 0,12 % V
40 mm	ou 0,2 % Mo + 0,12 % V + 1 % Cr 0,4 % Mo + 0,04 % V + 1 % Cr
60 mm	0,4 % Mo + 0,06 % V + 1 % Cr

En conclusion, il se confirme qu'en fonction des épaisseurs de produits et des conditions requises par les cahiers de charges, des solutions très différentes peuvent être proposées.

VI.3.3 - Ténacité des aciers expérimentaux

Le VDEh a étudié la tenue des tôles expérimentales à l'initiation et à la propagation de fissures à l'aide d'un essai de traction sur grosse éprouvette (450 x 125 mm) prélevée dans toute l'épaisseur (15 mm) des tôles d'origine. Une entaille a été réalisée par un trait de scie avec un rayon de 0,1 mm. La mesure de l'ouverture de la fissure (COD) a été effectuée en fonction de la température.

Un exemple de courbe COD = f (T) obtenue est donné à la figure 60. Deux températures ont été définies en considérant les diagrammes COD/force et l'aspect des cassures :

- la température T_a (-40°C), au-dessus de laquelle la fissure ne croît que dans la mesure où la force augmente, et qui délimite donc la phase de croissance stable de la fissure. La rupture se fait entièrement par cisaillement (aspect mat sur toute l'éprouvette).
- la température T_i (-100°C), au-dessous de laquelle il n'y a plus de phase de croissance stable de la fissure, et pratiquement pas d'ouverture de la fissure avant rupture. La rupture est alors entièrement cristalline.

Entre ces deux températures, le mode de rupture est mixte. La fissure s'ouvre d'abord de façon stable en cisaillement, et après avoir atteint une taille critique, devient instable et il y a rupture sans déformation du reste de l'éprouvette.

Dans le tableau de la figure 60, ont été reportés les domaines de température des 36 aciers tous traités pour une même limite d'élasticité (700 MPa) pour les températures T_a , T_i et $T_{0,25}$ (COD de 0,25 mm). On peut en conclure que, dans le domaine des compositions étudiées et pour l'épaisseur et l'entaille considérées, il n'y a pas d'influence significative de la composition chimique.

VI.3.4 - Soudabilité des coulées expérimentales

VI.3.4.1 - Caractéristiques mécaniques de la ZAT

Ces caractéristiques ont été mesurées sur des éprouvettes simulées :

- VDEh : machine SMIT - 1350°C et Δt (800/500) = 10 s et 50 s
- CREUSOT-LOIRE : machine GLEEBLE - 1250°C - 25 s
[équivalent à 1350°C - 1 s (97)] Δt (800/500) = 10 s et 50 s.

Sur les éprouvettes ont été mesurées la dureté et la résilience (courbes $C_V = f [T]$). Dans l'étude CREUSOT-LOIRE, la moitié des éprouvettes ont en outre subi un cycle de détensionnement 600°C - 1 h, ref 30°C/h. Les deux refroidissements réalisés correspondent au soudage manuel et au soudage automatique sous flux : énergies \approx 15/20 et 60/70 kJ/cm sans préchauffage (ou environ 10 et 50 kJ/cm avec préchauffage 150°C).

Etude VDEh

Avec la vitesse de refroidissement la plus élevée et pour les coulées sans nickel, la courbe de résilience est plus aplatie avec une valeur de l'énergie de palier environ deux fois moins élevée. Ceci résulte surtout d'un pliage plus important de l'éprouvette avant rupture comme l'ont montré des essais SCHNADT. En revanche, pour les coulées avec 2 % de nickel, on ne retrouve pas cet effet du refroidissement de l'éprouvette.

L'influence des éléments d'addition est analysée figure 61. Bien qu'il y ait une certaine dispersion, l'effet du vanadium peut être considéré comme nul, du fait d'une mise en solution totale et d'une non précipitation dans des structures trempées (98). Seules de fortes énergies de soudage dans des aciers sans élément d'addition peuvent conduire à une fragilisation (99). En revanche, un traitement de détensionnement ultérieur (non effectué) peut conduire à des fragilisations élevées par précipitation (100) (101).

L'influence du molybdène est différente selon la composition de base. Pour la base A, l'addition de molybdène améliore la ténacité pour $\Delta t = 10$ s alors que pour les temps plus élevés ($\Delta t = 50$ s) il y a une certaine détérioration. Avec la composition B, il n'y a pas d'effet pour le refroidissement rapide alors que pour le refroidissement plus lent, il y a plutôt tendance à l'amélioration. Enfin, pour la composition C, il n'y a aucun changement.

L'influence du nickel est très nette pour le cycle à refroidissement lent : il y a une amélioration très nette de la ténacité, surtout pour les faibles teneurs en molybdène.

De toute manière, il apparaît que les meilleures ténacités sont obtenues pour les structures les plus trempées : forte vitesse, donc faible énergie de soudage, addition de Mo, Ni et également Cr (102) (103). La confirmation en est donnée par la figure 62 sur laquelle la ténacité est portée en fonction de la dureté. Plus les teneurs en éléments d'alliage sont élevées, plus la structure est trempée, plus élevée est la dureté et en même temps la ténacité.

Etude CREUSOT-LOIRE

L'ensemble des valeurs de ténacité, caractérisé par la température T_{50} est repris figure 63.

A l'état brut de soudage, les teneurs en carbone et manganèse ainsi que la vitesse de refroidissement ne paraissent pas apporter un changement vraiment significatif de la température de transition. Seul le remplacement du chrome par le nickel semble être favorable, ce qui confirme

les résultats du VDEh. On peut noter que la structure est toujours martenitique sauf pour les aciers à basse teneur en carbone et manganèse.

Après détensionnement, on voit apparaître un effet très fragilisant du manganèse, à partir d'environ 1,3 % pour une teneur en carbone inférieure ou égale à 0,10 %, et dès 0,7 % pour une teneur en carbone de 0,15 %. Si ce type d'acier doit subir un traitement de relaxation, la teneur de 1,3 - 1,5 % de manganèse ne doit pas être dépassée. Pour la teneur de 1,3 %, seuls les aciers avec une teneur en nickel au moins égale à 1,8 % ne conduisent pas à la fragilisation. Ici encore, il n'apparaît pas de différence entre les deux types de refroidissement. Cette fragilisation importante par le manganèse, laquelle se produit certainement pendant le refroidissement consécutif au détensionnement, n'est à notre sens pas montrée par la littérature qui a examiné généralement l'effet du manganèse pour des teneurs plus basses (moins de 1,5 %).

Les courbes T_{50}/H_V (figure 64) montrent à l'état brut de soudage une légère amélioration de la ténacité lorsque la dureté augmente. De plus, le détensionnement améliore la ténacité, excepté naturellement pour les coulées à forte teneur en manganèse. Enfin, il faut noter que toutes ces études portant sur la résilience de ZAT de joints soudés n'ont d'intérêt que pour la comparaison des aciers et l'influence des éléments. Si l'on veut comparer à des résiliences tirées de joints soudés, des cycles multiples plus complexes seraient nécessaires (102) (103).

VI.3.4.2 - Résistance à la fissuration à froid

Dans les deux études, ce problème a été abordé par l'intermédiaire d'essais d'implants, mais dans des conditions expérimentales légèrement différentes.

VDEh : une énergie introduite = 15 kJ/cm, pré et postchauffage 50°C. Ceci correspond à un $\Delta t \approx \frac{800}{500} \approx 11$ s et à une teneur en hydrogène diffusible d'environ 5 cm³/100 g.

CREUSOT-LOIRE : deux conditions de soudage :

15 kJ/cm (épaisseur support 20 mm) - $V_R 700 = 50^\circ\text{C/s}$ soit $\Delta t \frac{800}{500} \approx 7 \text{ s}$

20 kJ/cm (épaisseur support 10 mm) - $V_R 700 = 10^\circ\text{C/s}$ soit $\Delta t \frac{800}{500} \approx 35 \text{ s}$

pas de pré et postchauffage - hydrogène déposé environ 6 ppm

Les valeurs des contraintes de fissuration pour l'étude VDEh sont reportées figure 65. La température de travail de 50°C a été choisie de sorte que les contraintes obtenues soient bien étagées en fonction des compositions. On constate que, dès que les teneurs en éléments d'addition augmentent, donc la trempabilité, la contrainte de fissuration diminue. Les valeurs passent ainsi de 530 MPa à 140 MPa environ.

Ainsi les éléments Mo, Cr apparaissent comme plutôt défavorables du fait de leur action sur la trempabilité. Le nickel ne paraît pas avoir une influence importante. Quant au vanadium, il n'a pas d'effet significatif. On peut penser que les écarts observés sont plutôt dus aux variations de teneur en carbone entre les coulées, le carbone étant un élément important pour le risque de fissuration à froid.

Le même type de graphique a été tracé par CREUSOT-LOIRE (fig. 66). Dans cette étude, peu de coulées présentent des contraintes de fissuration supérieures à 100 MPa, les essais ayant été réalisés à température ambiante. Seuls ces aciers sont représentés, ce sont les aciers à basse teneur en carbone et manganèse, jusqu'à 1,3 % de manganèse pour C = 0,04 % et 0,7 % de Mn pour C = 0,1 %. De plus, la contrainte de fissuration augmente lorsque le nickel remplace le chrome. On peut donc en conclure que le carbone et le manganèse sont nettement défavorables et le nickel préférable au chrome, à trempabilité égale, ce qui n'était pas le cas pour les nuances du VDEh.

La figure 67 reprend les contraintes de fissuration mesurées ou interpolées pour un $\Delta t \frac{800}{500}$ de 11 s en fonction de plusieurs paramètres :

- la vitesse critique martensitique $V_1 700$ (62)

- le rapport entre la vitesse de refroidissement dans l'essai,
 V_R 700 et V_1 700

- le carbone équivalent IIS $C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$

- le paramètre P_W d'ITO-BESSYO (105) (106)

$$P_W = P_{CM} + \frac{HH}{60} + \frac{K}{40\ 000} \quad P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 B$$

avec $H = 5$ ppm et $K = 70$ e

Les points reportés correspondent à l'étude CREUSOT-LOIRE (11) et à celle réalisée par cette société pour une étude DGRST (95). Malgré une certaine dispersion, on constate que ces paramètres rendent assez bien compte de la variation de σ_f avec les teneurs en éléments d'addition. Les plus satisfaisantes paraissent être C_{eq} et P_W qui rendent mieux compte de l'intérêt du nickel par rapport au chrome que ne le fait l'équation de V_1 .

Avec V_1 et $\frac{V_R}{V_1}$ les points à forte teneur en nickel et bas carbone ont une contrainte de fissuration plus élevée que ce que l'on aurait pu attendre. L'équation de carbone équivalent, établie pour des aciers au carbone-manganèse et microalliés a des coefficients finalement assez bien adaptés à cette étude.

L'effet de la température d'essai apparaît figure 48, la contrainte de fissuration reportée en fonction de C_{eq} étant assez nettement supérieure pour les aciers VDEh.

Il est en revanche délicat de dire si l'effet de la température est plus important pour les carbones-équivalents plus faibles. On peut en revanche conclure que cet effet est dû avant tout au rôle du postchauffage, car l'on retrouve le même décalage en fonction du critère $\frac{V_R}{V_1}$. Ce n'est donc pas la diminution de vitesse de refroidissement, due au préchauffage, qui est la cause des contraintes de fissuration plus élevées.

L'application pratique de ces résultats d'implants, en vue de définir des précautions à prendre en fonction des conditions de soudage, peut se faire alors par comparaison avec des aciers existants sur le marché.

L'ensemble des résultats de l'étude réalisée sur ces 84 coulées expérimentales permettra donc de répondre à un grand nombre de problèmes posés par les utilisateurs. Le choix d'aciers faiblement alliés trempés-revenus pour tôles d'épaisseur moyenne devrait en être facilité.

VI.3.5 - Etude d'une coulée industrielle

Dans le cadre de l'étude CREUSOT-LOIRE (11), l'exploitation de l'ensemble des résultats, tant de caractéristiques mécaniques que de soudabilité, a permis d'élaborer une coulée de 15 T au four à arc électrique. La composition a été visée à partir des impositions : $Re > 550/600 \text{ MPa}$
 $T_{50} < -40^\circ\text{C}$ $NDT < -40^\circ\text{C}$.

VI.3.5.1 - Influence du traitement thermique sur les caractéristiques des tôles

Les lingots ont été laminés en tôles de 50 mm. La composition moyenne et les caractéristiques obtenues après différents traitements thermiques sont rassemblés tableau 17, et le diagramme en refroidissement continu est représenté figure 69. On constate que l'acier est peu sensible au traitement de revenu et également assez peu à la trempe, en tout cas pour cette épaisseur. On peut attribuer ceci à une différence relativement faible entre les structures de martensite et de bainite obtenue pour cet acier à basse teneur en carbone et assez allié (90) (63).

On constate également un écart assez important entre les caractéristiques de résilience et, dans une moindre mesure, de NDT, entre le coeur et le prélèvement au quart de l'épaisseur. Ce comportement a pu après étude complémentaire être attribué à un corroyage insuffisant à coeur des tôles.

Pour la suite de l'étude, le traitement de référence sera celui conduisant aux caractéristiques mécaniques les moins favorables : $900^\circ\text{C} - 1/2 \text{ h}$ trempe huile - Revenu $650^\circ\text{C} - 1 \text{ h}$ air - Détensionnement $600^\circ\text{C} - 10 \text{ h}$,

refroidissement 50°C/h. Ceci permettra en effet d'avoir une bonne représentation des caractéristiques minimales pouvant être obtenues avec cette nuance.

VI.3.5.2 - Caractéristiques mécaniques des tôles

Caractéristiques à 20°C

Des courbes de traction rationnelle ont permis de mesurer le coefficient d'érouissage n . La courbe $\log \sigma = f(\log \epsilon)$ conduit à considérer deux valeurs de la pente n : entre 1 et 2 % d'allongement $n = 8$ et entre 2 % et 8 %, $n = 14$. Ce comportement est classique pour un acier trempé-revenu.

La ductilité dans le sens de l'épaisseur des tôles a été également mesurée (tableau 19). Les valeurs de striction obtenues, ainsi que les faibles écarts constatés (6 éprouvettes par prélèvement), montrent une faible différence entre les résultats en rive et dans l'axe des tôles et témoignent d'une bonne homogénéité du produit.

Ténacité en fonction de la température

La ténacité a été appréciée par la méthode de l'intégrale J avec deux types d'éprouvettes : CT 50, prélevées dans toute l'épaisseur - CT 25, prélevées à coeur. Les résultats ainsi que ceux des éprouvettes de résilience Charpy sont repris figure 70, sur laquelle on a fait figurer les courbes $K_{Ic} = f(\theta)$, déterminées par la méthode de calcul de l'IRSID (107).

L'écart qui a été constaté entre les deux prélèvements des courbes de résilience se retrouve au niveau des résultats des essais CT. L'éprouvette CT 25, qui n'intéresse que le coeur de la tôle, conduit à des résultats élevés (100 MPa \sqrt{m} à -60°C), mais nettement moins que ceux obtenus avec les CT 50 (240 MPa \sqrt{m} à -100°C). Enfin la corrélation Charpy V/K_{Ic} de l'IRSID est très bien vérifiée dans ce cas particulier.

Caractéristiques à hautes températures

Les résultats d'essais de traction entre 20°C et 700°C sont

reportés au tableau 18. La résistance à la rupture présente un palier dans l'intervalle 100/400°C, puis une chute brutale.

En revanche, la limite d'élasticité baisse plus progressivement, avec un dédoublement des courbes représentatives de $Re_{0,002}$ et $Re_{0,0002}$ à partir de 200°C.

L'allongement baisse faiblement jusqu'à 450°C puis remonte rapidement, alors que la striction présente un minimum accentué vers 350°C.

VI.3.5.3 - Relaxation des contraintes

La méthode employée conjugue des essais de traction et de relaxation isothermes. Elles permet de connaître l'évolution de la contrainte restante après un cycle anisotherme, tout en tenant compte des variations du module d'YOUNG E (108).

La figure 71 représente la courbe maîtresse du pourcentage de relaxation isotherme K en fonction du paramètre $1/P$, quel que soit le cycle rectangulaire de température réalisé. La vitesse de chauffage et de refroidissement est intégrée au cycle rectangulaire sous forme de temps équivalent.

La contrainte restante ramenée à 20°C est donnée par l'équation

$$\sigma_2 = Re_{\theta} \cdot \frac{E_{20}}{E_{\theta}} \cdot \left(\frac{100 - K}{K} \right)$$

Il est donc possible de détensionner 80 % des contraintes uniaxées avec un traitement de 575°C - 5 h (chauffage et refroidissement à 50°C/h).

VI.3.5.4 - Soudabilité

La sensibilité à la fissuration à froid a été déterminée par la méthode des implants (figure 72).

Tout d'abord, les essais effectués à 20°C confirment ce qui a été obtenu avec les coulées expérimentales : malgré la basse teneur en carbone et une dureté maximale inférieure à 400 Vickers, la quantité élevée d'éléments d'addition oblige à prendre des précautions au cours du soudage de cet acier.

Les essais avec pré et postchauffage montrent que dans des conditions particulièrement sévères, une température de 125°C sera suffisante. Dans la plupart des cas, soit pour des épaisseurs inférieures à 20/25 mm en soudage manuel à l'électrode enrobée, soit en soudage semi-automatique sous gaz ou automatique sous flux solide, un préchauffage à 100°C, voire un dégourdissage, seront suffisants pour éviter tout risque de fissuration à froid.

Cet acier peut donc être considéré comme particulièrement soudable, puisqu'il ne conduit pas à adopter des précautions plus sévères que pour des aciers au carbone-manganèse garantissant des limites d'élasticité d'environ 450 MPa.

VI.3.5.5 - Fissuration au détensionnement

La sensibilité de l'acier au phénomène a été mesurée par une méthode dérivée de celle de VINCKIER (32) : pics de température entre 1 100°C et 1 400°C avec $V_R = 700 = 5^\circ\text{C/s}$ et 20°C/s - Traction à 625°C avec une vitesse de déformation de $10^{-1} \% \cdot \text{s}^{-1}$.

Pour la vitesse de 5°C/s ($\Delta t_{8/5} = 70 \text{ s}$), la striction mesurée est toujours supérieure à 20 - 25 %, ce qui permet d'affirmer que l'acier est non susceptible. La valeur $\Delta G = -0,22$ de NAKAMURA confirme ce fait.

Pour une vitesse de 20°C/s ($\Delta t_{8/5} = 17 \text{ s}$), la striction chute jusqu'à 10 % pour un pic à 1 300°C, ce qui n'est en revanche pas favorable.

VI.3.5.6 - Joints soudés

Deux types de joints soudés, avec chanfrein à bord droit pour un prélèvement précis des éprouvettes, ont été réalisés ($e = 50 \text{ mm}$) :

- 1 joint manuel : Electrode \emptyset 4 mm - Energie = 10 kJ/cm
- 2 joints automatiques : fil \emptyset 4 mm U = 30 V I = 400/530 A
V = 40 cm/mm avec deux types de fil.

Les résultats sont rassemblés tableau 20, la moitié des joints ayant été étudiés à l'état brut, l'autre moitié après détensionnement.

Les joints avec soudage manuel donnent des résultats très satisfaisants quelle que soit la position du prélèvement.

Pour les joints automatiques, si les caractéristiques de la ZAT sont équivalentes à celles du métal de base, le métal fondu ne présente pas dans les deux cas un bon compromis entre caractéristiques de traction et de résiliences. Une combinaison fil/flux mieux adaptée devra être trouvée.

En conclusion, l'ensemble des caractéristiques mécaniques et l'aptitude à la mise en oeuvre obtenues sur cette coulée industrielle, confirment bien l'approche réalisée par les coulées expérimentales. Un acier à hautes caractéristiques de traction, possédant une bonne ténacité à basses températures et pouvant être soudé avec des précautions limitées (environ 100°C de pré et postchauffage) a pu être mis au point. Son intérêt vis-à-vis des aciers au carbone-manganèse et même de certains aciers au nickel (1,5 Ni voire 3,5 Ni %), pour la fabrication de corps sous pression d'épaisseur moyenne (\leq 60 mm) est indéniable.

CONCLUSIONS GENERALES

Le document de synthèse qui est présenté, résume un très grand nombre de résultats métallurgiques et mécaniques obtenus sur des tôles de forte épaisseur utilisées pour les constructions dont la rupture serait catastrophique ; les réservoirs soumis à des pressions élevées de gaz ou de liquides en constituent notamment une part importante.

+

+ +

L'originalité et l'efficacité de ces Recherches sont à souligner et il est intéressant d'en faire l'analyse.

Les objectifs des programmes ont été définis à partir des besoins des producteurs, des constructeurs et des utilisateurs. Ce processus est très contraignant pour les chercheurs, mais il a bien des avantages ; parmi ceux-ci, on peut citer par exemple, que les matériaux choisis pour les études ne pouvaient être que des matériaux industriels ce qui écarte toute élucubration d'aciers de composition "farfelue"; un autre avantage est que les conclusions sur les possibilités des aciers ne peuvent pas être exprimées sans tenir compte de tout l'ensemble des résultats, sinon il serait très facile de mettre au point des aciers à haute résistance si on ne tenait pas compte de l'aptitude au soudage. Ceci montre que la notion de compromis entre les coûts des aciers et leurs diverses propriétés ont toujours gouverné l'interprétation des résultats et, en définitive, le jugement global sur les avantages apportés par une solution déterminée.

On voit donc que ce type de Recherches, qu'on peut désigner par le terme de "Recherches sur produit spécifique", permet d'obtenir rapidement et concrètement des améliorations dans la Technologie de l'Acier. Ceci ne signifie pas que les programmes plus spécialisés portant sur des propriétés d'emploi définies soient moins performants ; en fait toutes ces études réagissent en permanence, au cours des travaux des chercheurs.

+
+ +

La valeur technique des Recherches exécutées est d'un niveau élevé ; certes des difficultés, comme des retards dans les délais, se sont présentées, mais la quantité et la qualité des travaux sont satisfaisants ; les résultats acquis repondent très généralement aux objectifs fixés.

+
+ +

A l'issue de ces programmes, il convient d'examiner les orientations qui seraient intéressantes pour l'avenir.

Une première remarque est que les Recherches, bien qu'elles portent sur des produits spéciaux, auront forcément une influence sur les produits plus communs ; les notions de résistance, de soudabilité, de ténacité, sont également à la base de l'évolution des aciers fabriqués en grande quantité.

Une deuxième remarque est que l'amélioration de la qualité des constructions est un objectif permanent ; sous la pression de l'opinion, les gouvernements et les constructeurs sont obligés de n'accepter aucune tolérance sur la Sécurité ; or, le souci de la rentabilité conduit, la plupart du temps, à la réalisation de constructions plus grandes, ce qui ne facilite pas les choses ; par exemple, fabriquer une tôle épaisse sans défaut est plus difficile que de fabriquer une tôle mince ; mettre en oeuvre cette tôle épaisse, pose des problèmes plus difficiles à résoudre qu'avec son homologue plus mince.

Ces deux remarques suggèrent que les programmes de Recherches devront avoir pour objectif d'ASSURER aux PRODUITS la qualité adéquate pour satisfaire à des applications données.

Des efforts devront porter sur l'amélioration des connaissances pratiques :

- Investigations détaillées pour garantir en tous points des propriétés précises (résistance, ténacité, soudabilité).
- Mesures et caractérisation des paramètres de mise en oeuvre et conséquences sur les propriétés d'emploi.
- Détection des défauts internes éventuels.
- Contrôle des propriétés d'emploi pour les longues périodes de service ; estimation de la "durée de vie résiduelle".

Il s'agit en résumé d'obtenir de plus en plus des valeurs précises sur les produits métallurgiques.

+
+ +

Enfin sur le plan humain, ces Recherches ont été instructives et très réconfortantes. La collaboration a été difficile au début car les participants n'étaient liés que par des aspects contractuels ; progressivement, des liens plus affectifs se sont développés au cours des réunions des comités exécutifs tenues dans les différents pays de la Communauté.

On peut dire actuellement que la qualité des travaux a été influencée très favorablement par l'excellent climat qui s'est créé entre les équipes.

Au-delà des résultats techniques, n'est-il pas permis de penser que la CECA obtient "en retombée" un autre résultat fondamental, c'est celui de collaborer à une meilleure compréhension entre les hommes.

B I B L I O G R A P H I E

1. FIVES-CAIL-BABCOCK
"Cintrage à froid et à tiède des tôles fortes"
Convention 6210-75-3/304
2. VDEh
Aciers à haute limite élastique pour cuves de fortes épaisseurs
Convention 6210-75-1/101
3. CRM
Aciers à haute limite élastique pour cuves de fortes épaisseurs
Convention 6210-75-2/201
4. MARREL FRERES
Aciers à haute limite élastique pour cuves de fortes épaisseurs
Convention 6210-75-3/301
5. CREUSOT-LOIRE
Aciers à haute limite élastique pour cuves de fortes épaisseurs
Convention 6210-75-3/302
6. CSM
Aciers à haute limite élastique pour cuves de fortes épaisseurs
Convention 6210-75-4/401
7. VDEh
Untersuchungen zum Zusammenhang zwischen Festigkeit, Wanddicke und Bruchverhalten bauteilähnlicher Proben höherfester Stähle in geschweissten und in spannungsarmgeglühten Zustand.
Convention 6210-KG-1/102
8. BREDA
Aspects technologiques de la fabrication des appareils à pression
Convention 6210-75-4/402
9. VDEh
Aciers soudables à haute limite d'élasticité pour tôles d'épaisseur moyenne
Convention 6210-KH-1/101
10. VDEh
Aciers soudables à haute limite d'élasticité pour tôles d'épaisseur moyenne
Convention 6210-KH-1/102
11. CREUSOT-LOIRE
Aciers soudables à haute limite d'élasticité pour tôles d'épaisseur moyenne
Convention 6210-KH-3/301

12. CSM
Aciers soudables à haute limite d'élasticité pour tôles d'épaisseur moyenne
Convention 6210-KH-4/401
13. BSC
Aciers soudables à haute limite d'élasticité pour tôles d'épaisseur moyenne
Convention 6210-KH-8/801
14. LUXEMBOURG 1965
Congrès Acier
15. Ph. MAYNIER et al
Mem. Scient. Revue de Métallurgie n° 7/8-1972
16. C.J. OSBORN et al
Welding Journal - Vol 28 (1949), 24 s
17. S.S. TOR et al
Welding Journal - Vol 30 (1951), 576 s
18. O.R. CARPENTER - C. FLOYD
Welding Journal - Vol 36 (1957), 67
19. A. CONSTANT
Les traitements thermiques de relaxation des contraintes résiduelles dues au soudage et les influences sur les propriétés mécaniques
Commission X de l'IIS (1971)
20. J. VIDIS et al
Revue de métallurgie - Vol 63 (1966), 511
21. C. LEYMONIE - R. BOUVEROT
Revue de métallurgie - Vol 66 (1969), 221
22. IRSID
Aciers à dispersoïdes
Convention 6210-MC-3/301
23. BSI - DD 19 : 1972
Methods for Crack Opening Displacement Testing
24. A.A. WELLS
Fracture mechanics seminar - ISD University of Stuttgart - July 1971
25. CSM
Mécanique de la rupture - Développement et critique des méthodes d'essais
Convention 6210-55-4/541
26. A.G. VINCKIER - A.W. PENSE
WRC bulletin n° 197 - 1974
27. L. DI TEORODO et la
Welding Research Abroad - Vol XX n° 4 Apr. 1974

28. H. GORETZKI - E. DE LAMOTTE
Work shop on pressure vessel steels - BRUXELLES - Jan. 1974
29. E. TENCKHOFF - G. MÜLLER
3 MPA Seminar Stuttgart - Sept 1977
30. H. NAKAMURA et al
First conference on fracture - 1965 - JAPAN
31. R.E. DOLBY - G.G. SAUNDERS
Welding Institut Report n° 3453/1/75 - Apr. 1975
32. A. VINCKIER
International Conference on welding research related to power plant
MARCHWOOD - Sept 1972
33. J.D. MURRAY
British Welding Journal - Aug 1967, p 447
34. A.T. PRICE - M.J. SIVERNS
Metal construction and British Welding Journal - June 1970, p 239
35. H. GRANJON - S. DEBIEZ
Revue de Métallurgie, 1973, Vol 70, n° 12, p 1033
36. J.E. VAN DEN BOOM - J.P.F. MULDER
Welding Research Inst. Vol 2 - p 20 - 1972
37. F.M. BURDEKIN et al
Doc IIS X 506-69
38. K. RUEHL
Schweissen und Schneiden - 1958 - n° 2, p 33
39. W.S. PELLINI
Welding Research Supp - Mars/April 1971
40. G. SANZ
La mécanique de la rupture - Document IRSID/OTUA 1975
41. CRM
Rupture fragile - Doc. EUR 5303 f 1975
42. IRSID
Etude par la mécanique de la rupture de la ténacité d'aciers fournis en
forte épaisseur - Doc. EUR 5311 f - 1975
43. CSM
La meccanica della frattura, sviluppo et critica delle metodologie di
prova
Doc. EUR 5392 i - 1975
44. VDEh
Sprödbbruch der Stähle - Doc. EUR 5262 d - 1975
45. IRSID
Comparaison des résultats d'essais de rupture fragile d'aciers à hautes
caractéristiques - Doc. EUR 5263 f - 1975

46. VDEh
Vergleich der aussagen der verschiedenen Spröbruchprüfverfahren
Doc. EUR 5391 d - 1975
47. Institut de Soudure
Mesures du COD dans les assemblages soudés - Doc. EUR 5327 f - 1975
48. CSM
Studio delle proprietà di tenacità della zona termicamente alterata
di acciai trattati - Doc. EUR 5264 i - 1975
49. CRM
Etude des critères de mécanique de rupture et leur application aux
aciers de construction métallique - Doc. EUR 5328 f - 1975
50. W. SOETE
Grosse Schweisstechnische Tagung - Essen 1969
51. H. KIHARA
Welding Journal Research Suppl. 38 (1959), p 159 s
52. A.A. WELLS
British Welding Journal, 3, Janv 1956, p 25
53. A.A. WELLS et al
British Welding Journal, 3, Dec 1956, p 554
54. F.M. BURDEKIN - A.A. WELLS
British Welding Journal, 13, Feb. 1966, p 88
55. BSC
Convention 6210-KE/8/803
56. CRM
Appréciation du risque de rupture brutale des constructions contenant
des défauts
Convention 6210-46/2/201 - Rapport final - Août 1977
57. R. BLONDEAU et al
Creusot-Loire - Aciers à dispersoïde
Convention 6210-MC/3/302 - Mem Scient. Revue Metallurgie Nov 1977
58. G.V. SMITHS
ASTM Publ DS 652 - 1971 - p 136
59. G.A. NELSON
Hydrocarbon Proc 45 (1966) n° 5, 201
60. L. BRETIN et al
Congrès "L'hydrogène dans les métaux" Paris - 1972
61. L. BRETIN et al
Mem. Scient. Revue Metallurgie - Oct. 1977
62. Ph. MAYNIER et al
Revue de Métallurgie - 67 - n° 4 - Avril 1970

63. J. NAYLOR
ICSMA 4 - Nancy - Sept. 1976
64. C. LEYMONIE
Journées des aciers spéciaux - BELFORT - Mai 1977
65. C.J. MAC MAHON
ASTM-STP 407, p 127
66. R.A. MULFORD et al
Metall. Trans., Sept 1976, p 1269
67. P. OPEL et al
Stahl und Eisen - 1970 - p 465
68. R.A. MULFORD et al
Metall. Trans., Août 1976 - p 1183
69. C.D. JAFFE - D.C. BUFFUM
J. of Metal - 9 - n° 1 - 1957
70. Ph. MAYNIER et al
Mem. Scient. Revue de Metallurgie - Dec 1977 - p 757
71. D. UWER - J. DEGENKOLBE
Zeitschrift für Schweisstechnik - n° 4 - 1976
72. A. BRAGARD et al
CIT du CDS - n° 1 - 1975
73. A. THOMAS
Métaux Corrosion - Mars 1974 - p 93
74. Institut de Soudure
Essais pratiques par la méthode des implants
Doc EUR 5166 f
75. CRM
Examen critique des critères de soudabilité des aciers à dispersoïdes
Doc EUR 5192 f - 1er volume
76. CRM
Etude du postchauffage des assemblages soudés en acier à haute limite
d'élasticité
Doc EUR 5192 f - 4ème volume
77. Institut de Soudure
Recherches sur la soudabilité et le soudage des aciers à haute résistan-
ce trempés et revenus
Doc EUR 5305 f - 3ème volume
78. J.G. GARLAND - J.C.M. FARRAR
Welding Institut Members Report R/RB/M 77/73
79. N. BAILEY - S.B. JONES
Welding Institut Publ. 1977

80. F.M. BURDEKIN - M.G. DAWES
Inst. Mech. Eng. Conference - May 1971
81. Document IS - CETIM
Soudage et Techniques connexes - Janv-Fev. 1976
82. S. DEBIEZ
Contrat DGRST mec 73-7-1763 - Déc 1975
83. CREUSOT-LOIRE
Aciers à dispersoïdes - Doc EUR 5385 f
84. Document IIS GL-PSA-24-74-X
85. P. BASTIEN et al
Firth World petroleum congress Section VII - paper 17 - 1959
86. P. BASTIEN et al
Revue de Métallurgie - n° 4 - 1958
87. R. BLONDEAU et al
2ème colloque national sur la technologie des appareils à pression
Paris - Oct. 1977
88. J.J. IRANI - G. TITHER
Iron Steel Inst - Publ. 104
89. G. TITHER - J. KEWELL
Alisomar Conference Grounds - Sept 1970
90. R. BLONDEAU et al
Revue de Métallurgie - Avril 1973
91. B. MÜSGEN - J. DEGENKOLBE
Bänder Bleche Rohre - 10 - 1976
92. T. KUNITAKE
CIT du CDS n° 6 - 1971
93. H. SUZUKI - H. OBA
IIS - Assemblée annuelle 1971 - Commission IX
94. H. SUZUKI
Le soudage dans le monde - Vol 14 - n° 11/12 - 1976
95. R. BLONDEAU et al
Revue de métallurgie - Déc 1975
96. CREUSOT-LOIRE
Convention 6210-46/3/303
97. Ph. MAYNIER et al
Mem. Scient. Revue met., n° 12 - 1966
98. A. CONSTANT et al
CIT du CDS n° 3 - 1972

99. N.E. HANNERZ - B.M. JONSSON - HOLMQUIST
Metal Science - Vol 8 - 1974
100. N.E. HANNERZ
Schweissen und Schneiden, 28 (10) - 1976
101. IRSID
Aciers de construction métallique - Soudabilité des aciers
Doc EUR 5185 f
102. E. SCHMIDTMANN - W.D. THINNES
Stahl und Eisen - 98 - 1978 - n° 1
103. W.D. THINNES
Thèse de Docteur-Ingénieur - Université d'Aix-La-Chapelle - Juin 1977
104. P. BUFALINI et al
Estratto dal Bolletino Technico Finsider - n° 363 - Mai 1977
105. Y. ITO - K. BESSYO
Doc IIS n° IX - 1968
106. Y. ITO - K. BESSYO
Doc IIS n° IX - 1969
107. B. MARANDET - G. SANZ
Journées d'étude - Mécanique de la rupture - Paris - Juin 1977
108. R. BOULISSET - J. DOLLET
Métaux Corrosion Industrie - n° 579 - Nov 1973

Prélèvement	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	P	Cu
Peau	0,13	0,28	0,73	2,28	1,05	0,005	0,010	0,033
1/4 épaisseur	0,12	0,28	0,73	2,27	1,04	0,005	0,010	0,033
cœur	0,11	0,27	0,71	2,27	1,01	0,005	0,010	0,033

COMPOSITION DE LA TOLE DE BASE

Fil	Flux	Tension V	Intensité A	Vitesse mm/h	Apport thermique kWh/m
BOHLER CM2UP	ARCOSV	46	600	700	79 (2 fils)

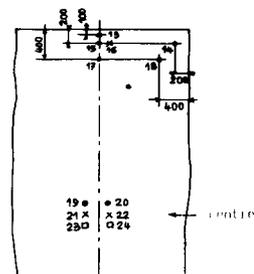
C	Si	Mn	S	P	Mo	Cr	Ni	Cu
0,12	0,23	0,8	0,008	0,013	1,03	2,32	0,075	0,1

SOUDEGE ELECTROSLAG (ES)

FIL	FLUX	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Cu
SD2 Soudométal	SB RECKORD Soudométal	0,07	0,4	0,82	0,010	0,011	2,4	1,1	0,2

SOUDEGE ARC SHIMMERGE (AS)

Tableau 2 - Acier A 542 C1 4 - Analyses de la tôle et des soudures (%)
 - A 542 C1 4 steel - Analyses of the plate and weldments (%)
 - Stahl A 542 C1 4 - Analysen des Bleches und der Schweissnähte (%)



● couple à cœur
 x couple à 1/4 ép
 □ couple en peau

Position	Couple	temp. en minutes								V _R en °C/h	
		800	700	600	500	400	300	200	100	Vitesse de refroidissement moyenne	
		°C								800-500 °C	750-350 °C
Centre de la tôle à cœur	19	5,4	8,5	11,7	15,7	24,1	30,9	38,6	54,2	1747	1168
	20	5,4	8,5	12,0	16,0	24,8	31,6	39,2	54,2	1698	1129
Centre de la tôle à 1/4 ép	21	1,3	3,0	5,5	8,8	13,2	21,5	32,6	50,8	2400	1579
	22	1,3	3,0	5,5	8,9	13,7	23,0	33,8	50,8	2368	1481
Centre de la tôle en peau	23	-	-	-	-	-	-	-	1,2	-	-
	24	-	-	-	-	-	-	-	1,2	-	-
2t x 2t cœur	18	3,3	6,3	9,7	13,9	20,2	30,0	38,6	53,1	1698	1191
Axe x 2t cœur	17	5,4	8,5	12,0	16,0	24,8	31,4	38,6	52,6	1698	1135
Axe x 2t 1/4 ép	16	1,6	3,6	6,4	9,9	14,8	23,7	32,2	45,8	2169	1441
Axe x 1t cœur	15	5,4	8,5	12,0	15,9	24,1	30,0	36,5	49,5	1714	1194
1t x 1t cœur	14	3,7	6,6	9,8	13,6	19,0	26,6	33,2	45,9	1818	1360
Axe x 1/2t cœur	13	3,8	6,4	8,9	12,1	17,3	22,5	29,6	42,8	2169	1622

Tableau 1 - Cinétique de refroidissement par trempe à l'eau d'une tôle de 200 mm
 - Kinetics of cooling by water quenching of a 200 mm thick plate
 - Abkühlungskinetik beim Wassereabschrecken eines 200 mm dicken Bleches

Prélèvement	Position	R _e 20 MPa	R _m 20 MPa	R _e 450°C MPa	R _m 450°C MPa	Résilience 0°C J/cm ²
Mat. base	1/4 e	462	597	338	480	255
Mat. base	1/2 e	461	597	353	474	-
Zone fondue A.S.	1/4 e	463	590	339	475	58
Zone fondue A.S.	1/2 e	437	592	363	474	-
Zone fondue E.S. fil plein	1/4 e	443	568	363	461	147
Zone fondue E.S. fil plein	1/2 e	431	564	367	456	-
Zone fondue E.S. fil fourré	1/4 e	461	588	350	468	58
Zone fondue E.S. fil fourré	1/2 e	463	589	374	469	-

Tableau 3 - Acier type ASTM A 542 Classe 4 - Propriétés mécaniques du matériau à l'état final

- ASTM A 542 Class 4 type steel - Mechanical properties of the material in the final condition
- Stahlsorte ASTM A 542 Klass 4 - Mechanische Eigenschaften des Werkstoffes im Endzustand

COMPOSITION (%)

C	Si	Mn	S	P	Ni	V	Al
0,18	0,37	1,59	0,013	0,016	0,62	0,18	0,03

CARACTERISTIQUES MECANIQUES

Traitement thermique	Situation des essais	Re MPa	Rm MPa	Re/Rm	A % 5 d	Z %	$\frac{T_{aK_max}}{2}$ °C	
							sens long	sens travers
Normalisé (880°C - 30 mn/air)	peau	505	751	0,68	22	66	+ 18°	- 2°
	coeur	458	682	0,67	25	64	+ 8°	0°
Trempe-revenu (880°C - 30 mn/eau +680°C - 20 mn/air)	peau	698	790	0,89	19	70	- 2°	- 8°
	coeur	678	778	0,88	23	71	- 2°	- 8°

Tableau 4 - Caractéristiques de l'acier de type St E 47 pour les deux traitements

- Properties of type "St E 47" steel for both heat treatments

- Mechanische Eigenschaften eines Stahles ähnlich St E 47 für die beiden Wärmebehandlungen

COMPOSITION (%)

Etat	C	Si	Mn	S	P	Al	Cr	Cu	Ni	Mo	V	Nb
Normalisé	0,20	0,40	1,38	0,012	0,011	0,038	0,18	0,13	0,02	-	0,10	0,024
Laminage contrôlé	0,07	0,27	1,53	0,006	0,015	0,027	0,02	0,04	0,02	0,34	-	0,035

CARACTERISTIQUES MECANIKES

Etat	Re MPa	Rm MPa	Re/Rm	A % 5 d	$\frac{T_{ak\ max}}{2}$ °C travers	Expansion latérale travers - 20°C
Normalisé	456	609	0,75	25	- 40°	8 %
Laminage contrôlé	448	540	0,83	29,8	- 75°	23 %

Tableau 5 - Caractéristiques des deux nuances St 60.7

- Properties of both "St 60.7" grades

- Mechanische Eigenschaften des beiden Stahlsorten St 60.7

ETAT TREMPE-REVENU						ETAT NORMALISE					
θ essai	Re MPa	Rm charge MPa - (T)	contrac- tion (%)	Allonge- ment (1) total (%)	C.O.D. ⁽²⁾ (mm)	θ essai	Re MPa	Rm charge MPa - (T)	contrac- tion (%)	Allonge- ment (1) total (%)	C.O.D. ⁽²⁾ (mm)
+ 20	666	679 - 2670	5,66	0,84	2,33	+ 20	475	545 - 2140	4,79	2,77	2,40
+ 20	674	678 - 2700	6,75	1,16	1,94	- 20	-	487 - 1910	1,35	0,08	0,52
- 20	-	665 - 2610	0,61	0,39	0,25	- 0	482	608 - 2390	6,71	1,94	2,14
+ 40	666	683 - 2680	4,94	2,95	2,11	- 10	478	594 - 2330	4,57	1,32	2,68
- 0*	682	690 - 2710	3,62	0,23	1,39	- 20	490	583 - 2320	2,91	0,47	1,65
- 0*	664	684 - 2690	2,01	0,42	0,82	- 10	474	565 - 2250	2,21	0,88	1,55

Longueur de l'entaille = 30 mm sauf * = 20 mm

(1) Base 850 mm

(2) Allongement entre deux repères
distants de 8 mm au voisinage
de l'entaille.

Tableau 6 - Acier St E47 - Essais sur larges tôles

- "St E47" steel - Wide plate tests

- Stahl St E47 - Versuche an breiten Blechen

Acier	e mm	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Al	Mo	Ni	V
StE 51	26	0,18	0,32	1,48	0,009	0,007	0,07	0,07	0,006	0,03	0,67	0,18
StE 51	55	0,20	0,29	1,46	0,006	0,008	-	-	0,015	-	0,85	0,18
15 Mn Ni 63	50	0,18	0,34	1,47	0,011	0,008	0,07	0,08	0,027	0,02	0,74	-
15 Mn Ni 63	40	0,18	0,37	1,41	0,014	0,008	0,09	0,09	0,027	0,02	0,80	-

Acier	e mm	Re trav. MPa	Rm trav. MPa	A % 5 d	Z %	NDT °C	TCV (86 J/cm ²)	RTNDT °C
StE 51	26	525	705	22	65	- 25°	0°	- 25°
StE 51	55	549	755	23	59	+ 5°	+ 40°	+ 7°
15 Mn Ni 63	50	395	591	27	69	- 55°	0°	- 33°
15 Mn Ni 63	40	400	592	30	66	- 60°	0°	- 33°

Tableau 7 - Caractéristiques mécaniques des aciers étudiés (8)
 - Mechanical Properties of the investigated steels (8)
 - Mechanische Eigenschaften der untersuchten Stähle (8)

Echantillon	Temp. (°C)	$R_{10^4 h}$ (MPa)	
		$\log \sigma / \log t$	Larson-Miller
MB 1/4 e	400	392	372
	450	294	274
	500	196	206
	550	137	137
MB 1/2 e	450	294	265
Zone fondue AS	450	294	265
	500	186	181
Zone fondue ES	450	284	265
	500	196	186
Travers ES	450	274	255
	500	157	152
DIN 17175 (1969) 10 CrMo 910	500	196	
	550	108	

Tableau 8 - Acier A 542 - Contrainte de rupture de fluage en 10^4 h
 - A 542 steel - 10^4 hours' creep rupture stress
 - Stahl A 542 - Bruchspannung im Langzeitversuch 10^4 h

LABORATOIRE	N° COULEE	Rep	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Sn	V	Al
VDEh	2 643	4	0,11	0,006	0,006	0,27	0,49	2,1	1,42	0,46	0,02	0,006	0,02	0,018
	2 645	5	0,12	0,007	0,006	0,24	0,51	3,12	1,36	0,45	0,03	0,005	"	0,014
	2 646	3	0,11	0,006	0,007	0,26	0,51	3,1	0,59	0,48	0,02	0,005	"	0,015
	2 647	6	0,12	0,007	0,006	0,28	0,61	3,94	1,42	0,46	0,03	0,006	"	0,013
	2 656	1	0,19	0,007	0,007	0,28	0,54	3,05	0,57	0,5	0,03	0,004	"	0,013
CSM	2 649	13	0,12	0,012	0,013	0,28	0,86	3,08	1,46	0,48	-	-	0,006	0,027
	2 650	9	0,12	0,013	0,014	0,30	0,48	4,05	1,92	0,45	-	-	0,007	0,025
	2 660	12	0,12	0,011	0,010	0,28	1,04	2,13	1,45	0,44	-	-	0,007	0,032
	2 703	7	0,11	0,012	0,011	0,26	0,45	2,11	1,93	0,48	-	-	0,006	0,025
	X	8	0,12	0,010	0,012	0,29	0,55	3,14	1,93	0,51	-	-	0,009	0,023
MARREL	2 637	10	0,13	0,007	0,010	0,27	0,77	2,09	0,50	0,5	0,028	0,016	0	0,012
	2 648	11	0,12	0,007	0,009	0,3	0,85	3,2	0,6	0,47	0,035	0,017	0	0,012
	2 652	14	0,12	0,007	0,009	0,3	1,45	3,15	0,18	0,46	0,026	0,008	0	0,012
	2 653	15	0,12	0,010	0,011	0,29	1,5	5	0,19	0,48	0,025	0,008	0	0,007
	2 654	2	0,17	0,008	0,013	0,33	1,48	3,1	0,18	0,5	0,026	0,008	0,007	0,010

- : analyse non communiquée

Tableau 9 - Composition chimique des coulées d'essai
 - Chemical composition of experimental heats
 - Chemische Analyse der Versuchsschmelzen

COULEE 4 (G 2643)

Épaisseur simulée de la tôle (mm)	Température de revenu (°C)	durée de revenu (h)	Vitesse de refroi- dissement (°C/h)	Limite d'élasticité à 0,2 %		Température de transition (ISO-V)			
				20°C	350°C	T _{100%}	T _{50%}	T ₂₇	
				MPa	MPa	(°C)	(°C)	(°C)	
100	620	4	5	573	490	-20	-60	- 90	
			40	522	471	-40	-90	-100	
		16	40	548	464	-40	-70	-110	
			64	5	497	413	-20	-70	-100
		64	40	471	401	-40	-90	-112	
			650	4	509	426	-40	-130	-110
		16		40	471	375	-40	-85	-118
					64	420	344	-20	-65
	200	620	4	5	573	490	40	10	- 12
				40	573	509	20	0	- 24
			16	40	509	446	40	- 5	- 18
				64	5	484	395	20	-15
64			40	471	407	20	-15	- 40	
			650	4	497	439	20	-15	- 40
16				40	471	395	20	-15	- 40
					64	433	357	20	-10
300		620	4	5	535	446	20	0	- 20
				40	543	484	40	0	- 10
			16	40	522	446	20	-10	- 25
				64	5	497	426	40	0
	64		40	471	407	40	-10	- 30	
			650	4	497	439	20	-15	- 30
	16			40	458	401	40	-10	- 32
					64	420	363	40	-10

Tableau 10 - Récapitulation des caractéristiques mécaniques
 - Summary of mechanical properties
 - Zusammenfassung der Mechanischen Eigenschaften

Coulée	ΔT moy. (°C)	C %	Mn %	Ni %	Cr %	Structure e = 100	Structure e = 300	P %
4	10		0,5	2	1,5	B + M	B	0,006
5	25		0,5	3	1,5	B + M	B	0,006
6	60		0,5	4	1,5	M + B	B + M	0,006
1	10	0,19	0,5	3	0,6	M + B	B	0,007
3	0		0,5	3	0,6	B + M	B	0,007
7	0		0,5	2	2	M + B	B	0,011
8	50		0,5	3	2	M + B	B	0,012
13	60		0,9	3	1,5	M + (B)	B + M	0,013
12	25		0,9	2	1,5	M + B	B + M	0,010
9	50		0,5	4	2	M	B + M	0,014
10	5		0,8	2	0,5	B	B + (F)	0,010
11	10		0,8	3	0,5	B	B + (F)	0,009
2	80	0,17	1,5	3	0,2	M + B	B + M	0,013
14	30		1,5	3	0,2	M + B	B	0,009
15	60		1,5	5	0,2	M	M	0,011

Tableau 11 - Fragilisation moyenne au cours d'un refroidissement lent

- Average embrittlement during slow cooling

- Mittlere Versprödung bei langsamer Abkühlung

Steel	Analysis	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	So1 Al	Tot Al	B	Cu	M ₂	Mb	O ₂	Sn	Ti	V	ZF	CEV
1850A1	Ladle	0.175	0.320	1.39	0.016	0.005	0.100	0.010	0.090	0.016	0.019	0.0005	0.170	0.034	0.012	<0.005	<0.005	<0.005	<0.005		0.45
	Check	0.180	0.360	1.40	0.018	0.003	0.105	0.020	0.095	0.016	0.020	0.005	0.160	0.039	0.012	<0.005	<0.005	<0.005	<0.005		0.46
1876A2	Ladle	0.179	0.390	1.37	0.010	0.006	0.090	0.040	0.090	0.031	0.034	0.0007	0.190	0.040	0.020	<0.005	0.005	0.005	0.005		0.45
	Check	0.176	0.430	1.38	0.010	0.004	0.095	0.047	0.110	0.031	0.034	0.0007	0.190	0.038	0.013	<0.005	0.005	0.005	0.005		0.45
1040A3	Ladle	0.150	0.250	1.25	0.015	0.015	0.050	0.020	0.040	0.036	0.040	0.0007	0.060	0.040	0.027	0.007	0.007	0.040	0.040		0.40
	Check	0.130	0.290	1.36	0.010	0.037	0.035	0.042	0.042	0.036	0.040	0.0005	0.020	0.057	0.027	0.007	0.007	0.040	0.040		0.45
1255A4	Ladle	0.140	0.180	1.35	0.038	0.016	0.020	0.005	0.030	0.007	0.013	0.0005	0.160	0.062	0.032	0.0024	0.005	0.010	0.010		0.37
	Check	0.145	0.190	1.34	0.035	0.009	0.010	0.005	0.030	0.007	0.013	0.0005	0.160	0.075	0.032	0.0024	0.005	0.010	0.010		0.38
1861A5	Ladle	0.130	0.270	1.21	0.017	0.008	0.050	0.250	0.770	0.007	0.010	0.0005	0.150	0.075	0.032	0.0024	0.005	0.010	0.010		0.55
	Check	0.123	0.260	1.15	0.012	0.007	0.050	0.250	0.770	0.007	0.010	0.0005	0.150	0.075	0.032	0.0024	0.005	0.010	0.010		0.57
1840A6	Ladle	0.130	0.270	1.21	0.017	0.008	0.050	0.250	0.770	0.007	0.010	0.0005	0.150	0.075	0.032	0.0024	0.005	0.010	0.010		0.55
	Check	0.142	0.290	1.21	0.014	0.009	0.050	0.250	0.770	0.007	0.010	0.0005	0.150	0.075	0.032	0.0024	0.005	0.010	0.010		0.57
1825A7	Ladle	0.142	0.300	1.17	0.015	0.009	0.050	0.240	0.780	0.002	0.005	0.0005	0.160	0.060	0.032	0.0024	0.005	0.010	0.010		0.59
	Check	0.142	0.300	1.17	0.015	0.009	0.050	0.240	0.780	0.002	0.005	0.0005	0.160	0.060	0.032	0.0024	0.005	0.010	0.010		0.59
2840A8	Ladle	0.201	0.415	1.47	0.011	0.003	0.190	0.020	0.125	0.035	0.040	<0.0005	0.105	0.0102	<0.005	0.0072	0.008	0.005	0.005		0.54
	Check	0.212	0.480	1.62	0.010	0.003	0.190	0.020	0.125	0.035	0.040	<0.0005	0.105	0.0102	<0.005	0.0072	0.008	0.005	0.005		0.54
2028A9	Ladle	0.084	0.375	1.02	0.010	0.006	1.890	0.245	0.795	0.012	0.018	<0.0005	0.085	0.0141	<0.005	0.0036	0.005	0.005	0.005		0.75
	Check	0.086	0.440	1.06	0.008	0.007	1.860	0.250	0.800	0.012	0.018	<0.0005	0.085	0.0141	<0.005	0.0036	0.005	0.005	0.005		0.75
2040B1	Ladle	0.084	0.375	1.02	0.010	0.006	1.890	0.245	0.795	0.012	0.018	<0.0005	0.085	0.0141	<0.005	0.0036	0.005	0.005	0.005		0.76
	Check	0.090	0.450	1.07	0.009	0.007	1.890	0.250	0.800	0.017	0.017	<0.0005	0.090	0.0131	<0.005	0.0072	0.005	0.005	0.005		0.76
1025B2	Ladle	0.155	0.185	1.25	0.014	0.015	0.025	0.015	0.030	0.021	0.023	<0.0005	0.020	0.0056	0.035	0.0052	0.005	0.006	<0.005		0.40
	Check	0.165	0.21	1.34	0.015	0.012	0.025	0.005	0.030	0.021	0.023	<0.0005	0.020	0.0056	0.035	0.0052	0.005	0.006	<0.005		0.40
1030B3	Ladle	0.170	0.47	1.37	0.018	0.007	0.185	0.115	0.165	0.019	0.030	0.002	0.105	0.0123	0.028	0.0027	0.008	0.070	0.005	0.012	0.48
	Check	0.170	0.47	1.37	0.018	0.007	0.185	0.115	0.165	0.019	0.030	0.002	0.105	0.0123	0.028	0.0027	0.008	0.070	0.005	0.012	0.48
3825B4	Ladle	0.170	0.310	1.50	0.019	0.010	0.068	0.026	0.630	0.003	0.005	<0.0005	0.070	0.0138	<0.005	0.0048	<0.005	<0.005	0.160	0.009	0.45
	Check	0.180	0.310	1.53	0.018	0.011	0.068	0.026	0.630	0.003	0.005	<0.0005	0.070	0.0138	<0.005	0.0048	<0.005	<0.005	0.160	0.009	0.45
3840B5	Ladle	0.130	0.370	1.38	0.020	0.012	0.110	0.050	0.680	0.003	0.005	<0.0005	0.520	0.030	0.030	0.0030	<0.005	<0.005	0.150	0.011	0.51
	Check	0.127	0.380	1.42	0.020	0.012	0.110	0.045	0.680	0.003	0.005	<0.0005	0.51	0.0115	0.033	0.0030	<0.005	<0.005	0.160	0.011	0.51
3028B6	Ladle	0.130	0.270	1.32	0.014	0.005	0.100	0.250	0.420	0.019	0.022	0.0020	0.100	0.0090	<0.005	0.0018	0.005	0.024	<0.005		0.45
	Check	0.120	0.280	1.34	0.011	0.006	0.120	0.240	0.430	0.019	0.022	0.0020	0.100	0.0090	<0.005	0.0018	0.005	0.024	<0.005		0.45
3837B7	Ladle	0.17	0.49	1.43	0.014	0.004	0.50	0.040	0.50	0.046	0.051	<0.0005	0.025	0.0056	<0.005	0.0015	0.005	0.18	0.005	0.012	0.48
	Check	0.156	0.510	1.42	0.014	0.004	0.560	0.045	0.560	0.045	0.051	<0.0005	0.025	0.0056	<0.005	0.0015	0.005	0.18	0.005	0.012	0.48
3850B8	Ladle	0.20	0.50	1.64	0.014	0.009	0.63	0.050	0.63	0.050	0.069	<0.0005	0.080	0.0072	<0.005	0.0022	0.005	0.190	0.008	0.009	0.49
	Check	0.163	0.500	1.63	0.016	0.007	0.625	0.005	0.600	0.080	0.069	<0.0005	0.080	0.0072	<0.005	0.0022	0.005	0.190	0.008	0.009	0.49
2827B9	Ladle	0.140	0.325	1.46	0.008	0.006	0.630	0.030	0.630	0.009	0.021	0.0004	0.155	0.0105	<0.005	0.0062	<0.005	<0.005	0.075	0.075	0.51
	Check	0.140	0.325	1.46	0.008	0.006	0.630	0.030	0.630	0.009	0.021	0.0004	0.155	0.0105	<0.005	0.0062	<0.005	<0.005	0.075	0.075	0.51
2860C1	Ladle	0.140	0.325	1.40	0.008	0.006	0.630	0.030	0.630	0.008	0.020	0.0003	0.160	0.0100	<0.005	0.0065	<0.005	<0.005	0.075	0.075	0.53
	Check	0.148	0.380	1.42	0.008	0.007	0.300	0.070	0.625	0.008	0.020	0.0003	0.160	0.0100	<0.005	0.0065	<0.005	<0.005	0.075	0.075	0.53
2050C2	Ladle	0.084	0.325	1.02	0.010	0.006	1.89	0.245	0.795	0.016	0.016	0.0005	0.088	0.0135	<0.005	0.0065	<0.005	<0.005	<0.005		0.76
	Check	0.092	0.46	1.04	0.009	0.007	1.93	0.245	0.795	0.016	0.016	0.0005	0.088	0.0135	<0.005	0.0065	<0.005	<0.005	<0.005		0.76
3825C3	Ladle	0.06	0.23	1.23	0.013	0.005	0.92	0.26	0.92	0.045	0.045	0.0005	1.33	0.076	0.076	0.0033	0.0085	0.005	0.005		0.49
	Check	0.074	0.21	1.26	0.016	0.004	0.92	0.26	0.92	0.045	0.045	0.0005	1.33	0.076	0.076	0.0033	0.0085	0.005	0.005		0.49
3850C4	Ladle	0.06	0.23	1.21	0.013	0.005	0.92	0.26	0.92	0.030	0.034	0.0005	1.33	0.075	0.075	0.0038	0.010	0.005	0.005		0.48
	Check	0.074	0.21	1.24	0.014	0.004	0.92	0.26	0.92	0.030	0.034	0.0005	1.33	0.075	0.075	0.0038	0.010	0.005	0.005		0.48
1840C7	Ladle	0.11	0.316	1.49	0.019	0.006	0.005	0.024	0.005	0.035	0.039	0.0005	0.23	0.0116	0.052	0.0022	<0.005	0.067	0.067		0.48
	Check	0.109	0.30	1.54	0.017	0.006	0.005	0.024	0.005	0.035	0.039	0.0005	0.23	0.0116	0.052	0.0022	<0.005	0.067	0.067		0.48
3840C8	Ladle	0.17	0.33	1.53	0.017	0.010	0.10	0.015	0.57	0.016	0.019	0.0005	0.311	0.0162	<0.005	0.0035	<0.005	<0.005	0.15	0.080	0.55
	Check	0.192	0.32	1.56	0.017	0.009	0.10	0.015	0.57	0.016	0.019	0.0005	0.311	0.0162	<0.005	0.0035	<0.005	<0.005	0.15	0.080	0.55
1035C9	Ladle	0.175	0.49	1.92	0.010	0.009	0.61	0.25	0.03	0.008	0.043	0.0008	0.021	0.0074	<0.005	0.0044	<0.005	<0.005	0.080	0.080	0.56
	Check	0.203	0.44	0.95	0.012	0.011	0.67	0.25	0.03	0.038	0.043	0.0008	0.021	0.0074	<0.005	0.0044	<0.005	<0.005	0.080	0.080	0.56
1025D2	Ladle	0.150	0.27	1.16	0.013	0.005	0.10	0.01	0.04	0.011	0.015	0.0005	0.09	0.035	0.035	0.0045	0.006	0.04	0.04		0.42
	Check	0.167	0.31	1.24	0.013	0.004	0.11	0.008	0.048	0.011	0.015	0.0005	0.09	0.035	0.035	0.0045	0.006	0.04	0.04		0.42
1045D3	Ladle	0.150	0.27	1.16	0.013	0.005	0.10	0.01	0.04	0.011	0.015	0.0005	0.09	0.035	0.035	0.0045	0.006	0.04	0.04		0.42
	Check	0.154	0.30	1.23	0.012	0.005	0.108	0.010	0.050	0.014	0.018	0.0005	0.075	0.0100	0.035	0.006	<0.005	0.051	0.051		0.38
182104	Ladle	0.18	0.42	1.48	0.023	0.012	0.030	0.007	0.030	0.002	0.008	<0.0005	0.026	0.0200	0.005	0.0045	0.005	<0.005	0.15	0.015	0.48
	Check	0.18	0.42	1.48	0.023	0.012	0.030	0.007	0.030	0.002	0.008	<0.0005	0.026	0.0200	0.005	0.0045	0.005	<0.005	0.15	0.01	

Prélevement : métal fondu

Type d'acier	Épaisseur de la tôle (mm)											
	20	25	30	35	40	45	50	55	60	65	70	75
a 2 N					-17							
b 1 N							-18					
c 4 N		-10										
d 1 N		-50										
e 3 N				-3			-15					
f 2 N			-36									
g 3 N		-33										
h 1 N		-4			0				-3			
i 3 N							+15					
j 3 N					-13							
k 1 C					+12							
l 1 C		0										
m 1 C		-12			-8							
n 1 Q		-10				0						
o 3 Q		-8										
p 2 Q		-16*							-20*			
q 2 Q					-16*							

* Electrode à caractéristiques plus élevées

Tableau 13 - Ténacité des matériaux soudés - critère de température (°C) pour un COD de 0,15 mm

- Toughness of welded materials - Temperature (°C) criterion for a 0,15 mm COD

- Zähigkeit der verschweißten Werkstoffe - Temperaturkriterium (°C) für einen "COD" von 0,15 mm

Élément Acier	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Al
A	0,17	0,30	1,22	0,006	0,009	0,077	0,064	0,012	0,0145	0,093	0,025
B	0,15	0,30	1,53	0,00	0,014	0,03	0,005	0,005	0,027	0,065	0,005
C	0,20	0,34	1,37	0,009	0,008	0,081	0,090	0,005	-	0,15	0,030
D	0,21	0,2	1,34	0,016	0,024	0,050	0,31	0,021	-	-	0,015
E	0,22	0,3	1,24	0,01	0,014	0,20	0,38	0,10	-	-	0,020

Tableau 14 - Composition chimique des aciers étudiés (12)

- Chemical composition of the investigated steels (12)

- Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle (12)

Acier		A	B	C	D	E
Etat de traitement		Normalisé	Laminage contrôlé	Normalisé	Trempé-revenu	Trempé-revenu
$R_{e 0,2}$ MPa		408	416	447	560	568
R_m MPa		572	552	622	687	691
FATT °C		-20	-60	+10	-40	-40
T_{27} °C		-70	-70	-45	-70	-95
Défaut toléré dans la ZAT d'après l'essai COD	A.S. détens. +20°	174	146	144*	48,9	78
	0°	174	42,9	52 34,5	34,1	41
$c/c_e = 2/3$ a_{mm}	A.M. +20°	200	27,3	53,5	50,4	78
	0°	194	21,5	31,1	22,2	48
Essai d'implant Contrainte critique MPa	16 kJ/cm	330	280	270	150	200
	22 kJ/cm	420	380	300	180	220
Corrosion sous tension-temps à rupture en h charge 350 MPa	M.B.	450	550			
	A.S. det.	450	550			
	A.M. det.	160	200			
Corrosion sous tension temps à rupture en h charge 500 MPa	M.B.			120	350	280
	A.S det.			120	170	75
	AM det			30	120	22

Tableau 15 - Comparaison générale des aciers étudiés (12)
 - General comparison of investigated steels (12)
 - Allgemeiner Vergleich der untersuchten Stähle (12)

* transition

Base	C	Si	Mn	Cr	Ni
A	0,15	0,35	1,35	-	-
B	0,15	0,35	1,35	1	-
C	0,15	0,35	1,35	1	2

Coulées												
Addition	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Mo	0,2				0,4				0,6			
V	0	0,05	0,1	0,15	0	0,05	0,1	0,15	0	0,05	0,1	0,15

36 COULEES VDEh (10)

$$C = 0,05 - 0,1 - 0,15$$

$$Mn = 0,7 - 1,3 - 2$$

$$Ni = 0,1 - 0,7 - 1,9 - 2,5$$

$$Cr = 2,5 - 1,8 - 0,8 - 0,1$$

$$Mo = 0,3$$

$$Si = 0,3$$

$$\left. \begin{array}{l} Ni = 0,1 - 0,7 - 1,9 - 2,5 \\ Cr = 2,5 - 1,8 - 0,8 - 0,1 \end{array} \right\} Ni + Cr \simeq 2,5/2,7$$

48 COULEES CREUSOT-LOIRE (11)

- Tableau 16 - Compositions visées des 84 coulées d'essais (en %)
- Target chemical compositions of the 84 test heats (%)
 - Angestrebte Zusammensetzung der 84 Versuchsschmelzen (in %)

Acier 10 NCD 7

e = 50 mm

Composition chimique %										
C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Sn	Al
0,101	0,003	0,010	0,37	1,01	1,74	0,81	0,28	0,19	0,023	0,021

Caractéristiques mécaniques								
Trempe	Prélèvement	Revenu (+ détensionnement)	Re MPa	Rm MPa	Résiliances Charpy V (long)			NDT °C (1/4 e)
					T ₅₀ , °C	T _{28 J} , °C	Cv max Joules	
Eau	1/4 e	650°C - 1 h/air	605	700	-70	-95	150	-80
		650°C - 1 h/air +600°C - 10 h, 50°C/h	610	710	-75	-130	148	-80
Huile	1/4 e	650°C - 1 h/air	545	650	-70	-120	150	-65
		650°C - 1 h/air +600°C - 10 h, 50°C/h	570	665	-75	-140	145	-65
Industrielle	1/2 e	600°C - 1 h/air	610	715	-30	-95	106	
		625°C - 1 h/air	565	670	-50	-100	120	-55
		650°C - 1 h/air	565	668	-30	-65	135	-55
		675°C - 1 h/air	530	645	-40	-100	152	

Tableau 17 - Coulée industrielle - Caractéristiques mécaniques (11)
 - Industrial Heat - Mechanical properties
 - Industrielle Schmelze - Mechanische Eigenschaften

		Re MPa	Rm MPa	A % 5d	Z %
Prélèvement	Rive moyenne 2 σ	580 ± 13	692 ± 9	24,6 ± 0,3	67 ± 6,4
	Axe moyenne 2 σ	572 ± 15	685 ± 13	24,6 ± 1,6	64,3 ± 24

Tableau 18 - Tractions dans le sens épaisseur
 - Tensile test in through thickness direction
 - Zugversuche in Dickenrichtung

T °C	Re 0,0002 MPa	Re 0,002 MPa	Rm MPa	A% 5 d	Z %
20	556	556	664	25	74
100	520	518	618	22,6	74
200	481	484	593	-	72
300	451	481	605	-	61
450	362	434	535	20,4	67,5
500	395	423	454	21	77
550	285	359	390	26	84
600	188	281	318	34,6	84,8
650	107	166	208	-	83,1
700	51	98	191	46,4	89,1

Tableau 19 - Caractéristiques de traction en fonction de la température
 - Variation of tensile properties with temperature
 - Schwankungen der Festikeiteigenschaften in Abhängigkeit der Temperatur

Types de joints soudés	Zone affectée thermiquement (ZAT)												Métal fondu							
	Résiliances Charpy												Résiliances Charpy			VDT	TRACTION			
	0,5 mm de la ligne de fusion			1,5 mm de la ligne de fusion			4 mm de la ligne de fusion			6 mm de la ligne de fusion			T 50/50 °C	TK 28 °C	E _{max} Joules		Re MPa	Rm MPa	A % 5 d	Z %
Joint manuel brut	-70	-100	188	-90	-125	189	-70	-110	137	-65	-100	160				-70				
Joint manuel détensionné 600°C-10h-50°C/h	-65	-90	167	-80	<-140	170	-65	<-120	141	-60	<-120	149	-25	-80	112	-60	641	703	22,7	67,0
Joint automatique(1) brut	-50	-80	138	-85	<-140	176	-60	-100	152	-60	-110	150	-45	-60	139	X	528	606	26,5	73,5
Joint automatique détensionné 600°C-10h-50°C/h	(1) -65 (2)	-110	166	-70	<-120	144	-55	-100	148	-50	-100	150	-40	-50	148	-60	487	565	26	75
													-40	-15	149		577	645	24,5	71,3

(1) Essai avec fil n° 1

(2) Essai avec fil n° 2

Tableau 20 - Acier 10 NCD 7 - Caractéristiques mécaniques des joints soudés

- Mechanical properties of welded joints

- Mechanische Eigenschaften von Schweißverbindungen

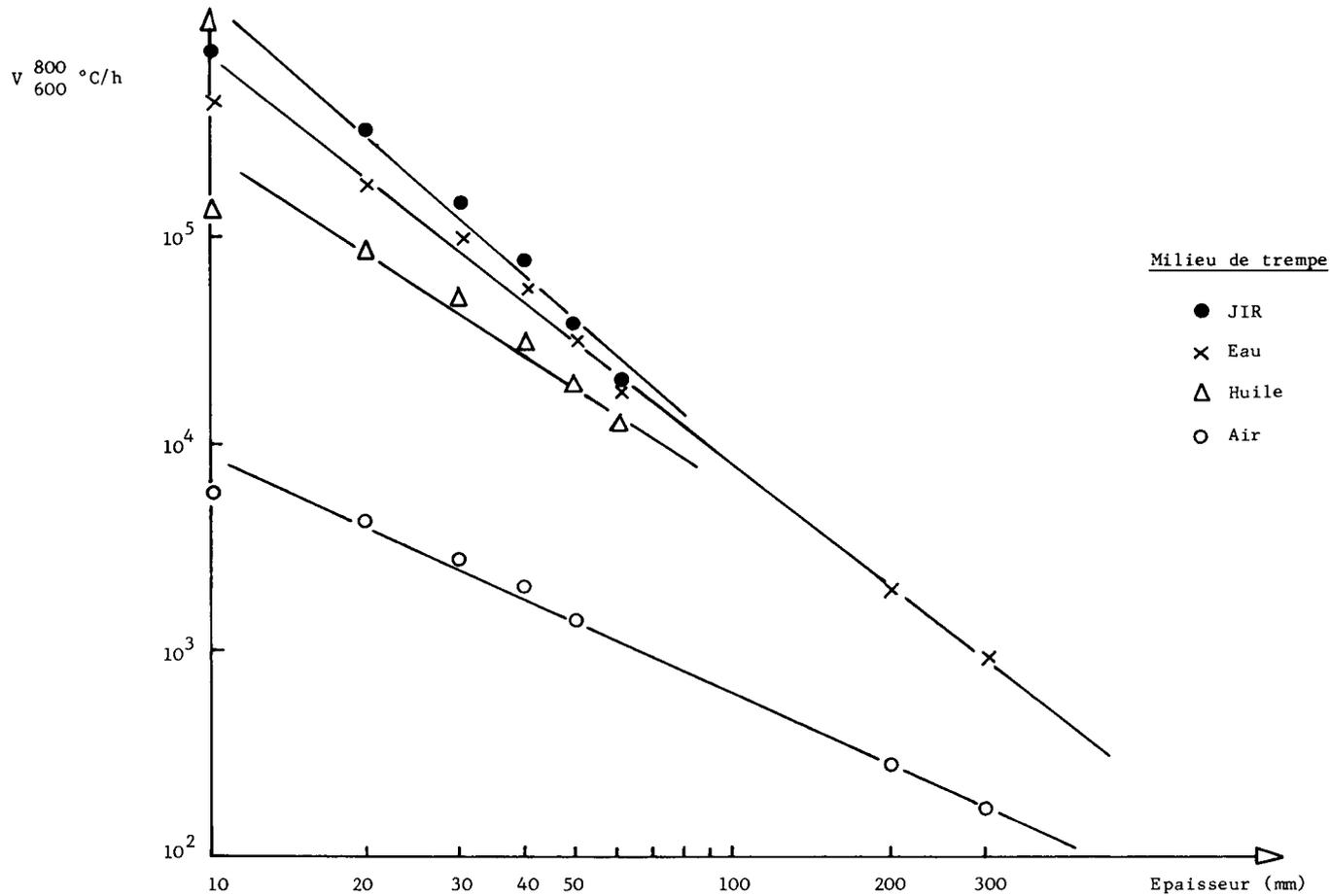


Figure 1 - Vitesse de refroidissement à coeur de tôles (chauffage 900°C)

- Plate thorough cooling rate (heating 900°C)

- Abkühlungsgeschwindigkeit bis zum Kern des Bleches (Aufwärmung 900°C)

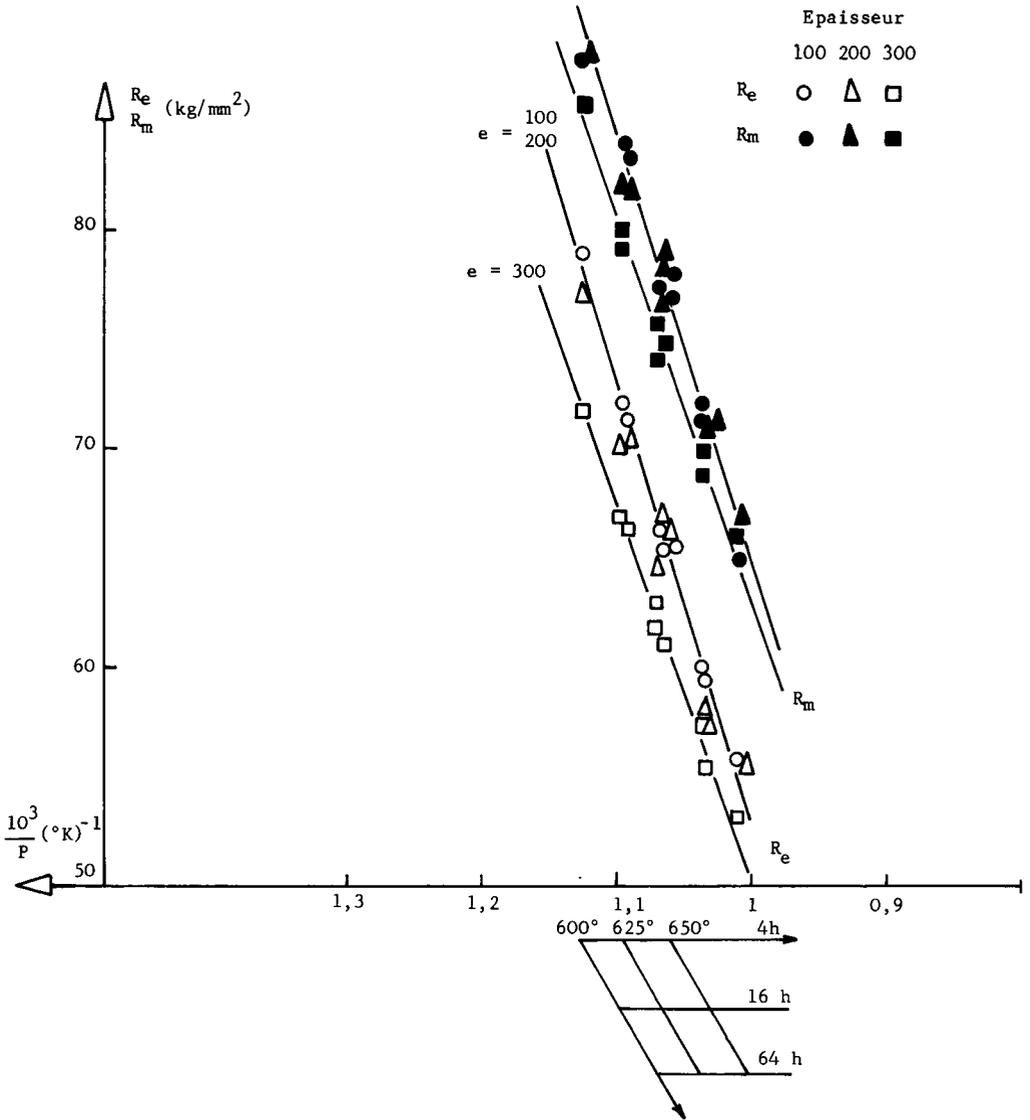


Figure 2 - Evolution de R_e et R_m au cours du revenu

- Change in yield stress and tensile strength during tempering
- Veränderung von R_e und R_m während des Anlassglühens

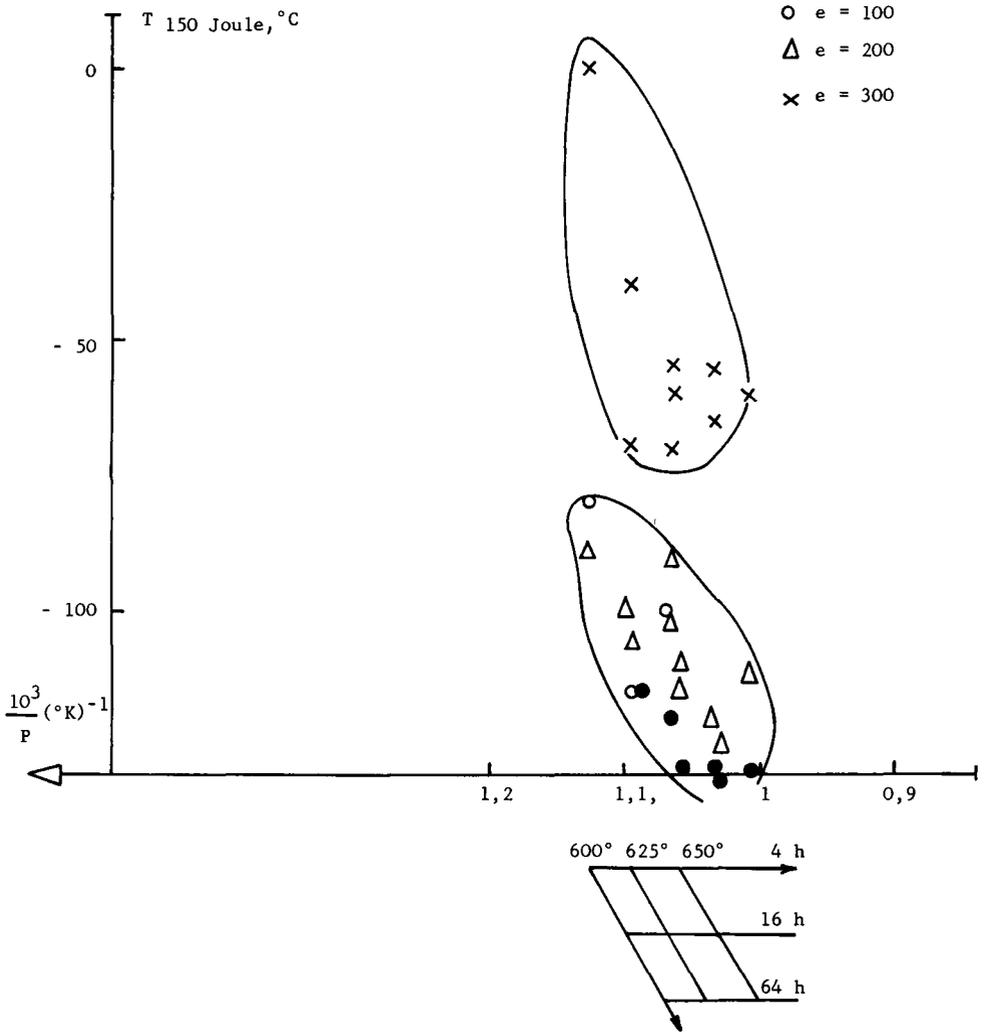


Figure 3 - A 543 gr B

- Evolution de la T_{150} en fonction du revenu
- Variation of T_{150} with respect to tempering
- Veränderung der Übergangszone in Abhängigkeit des Anlassglühens

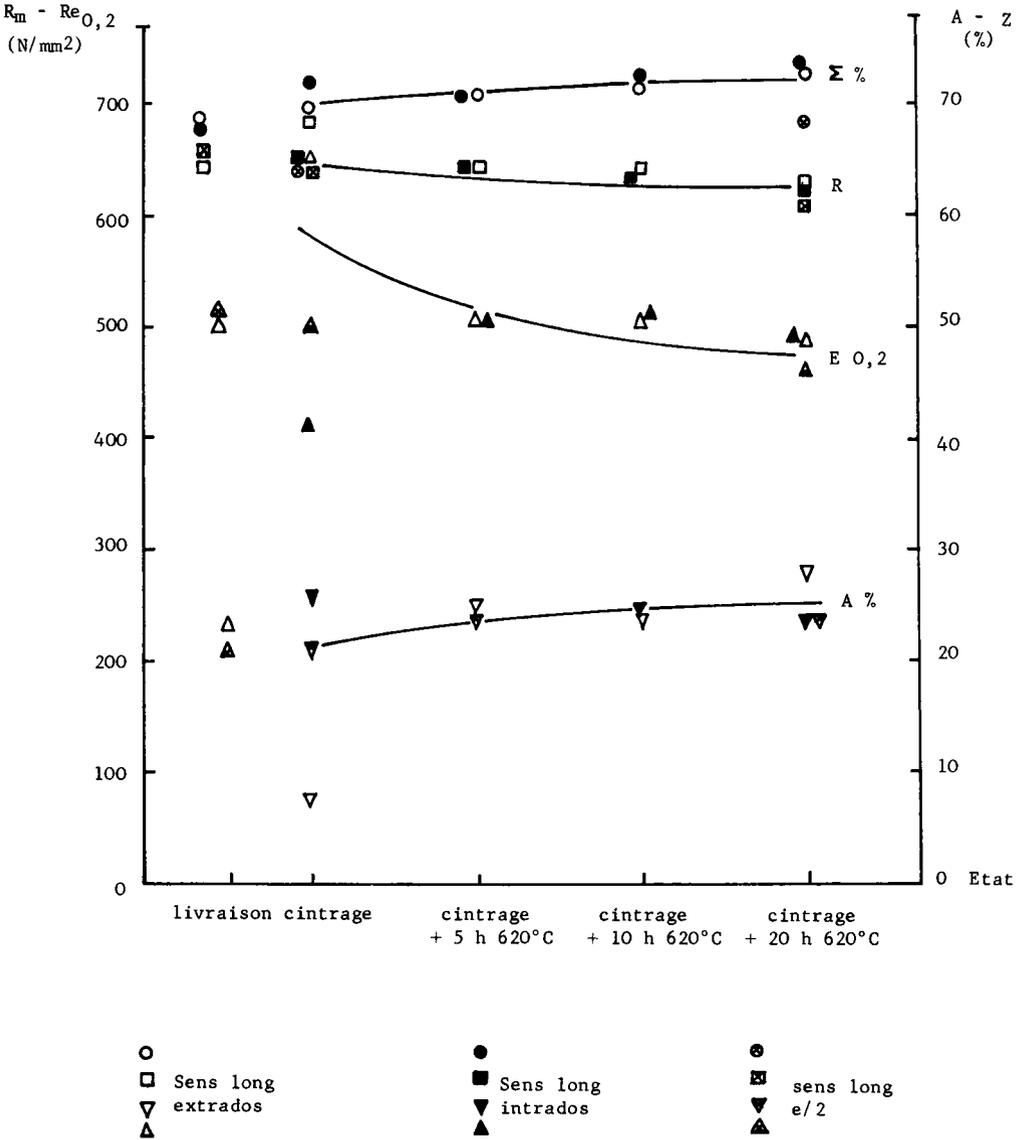


Figure 4 - A 533 gr B

- Cintrage 5 % à froid - Influence du traitement sur les caractéristiques de traction
- 5 % cold bending - Effect of heat treatment on tensile properties
- Kaltbiegen 5 % : Beeinflussung der Zugfestigkeit durch das Spannungsarmglühen

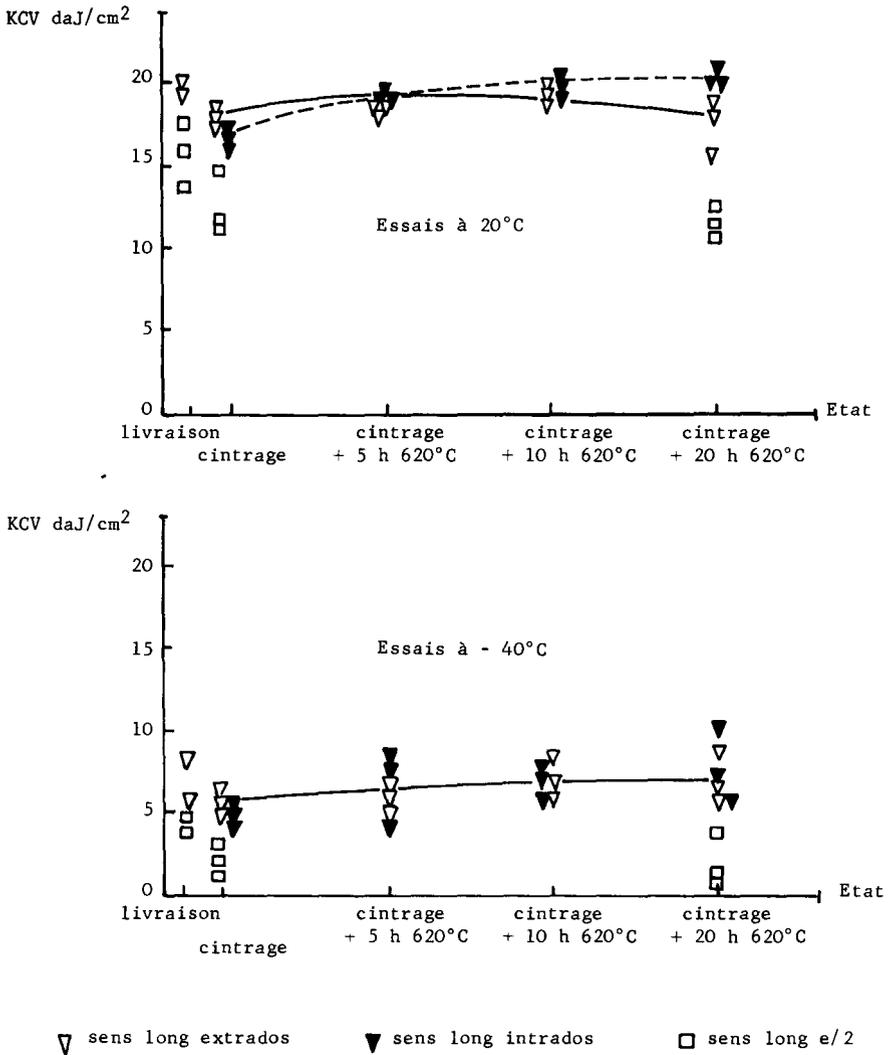
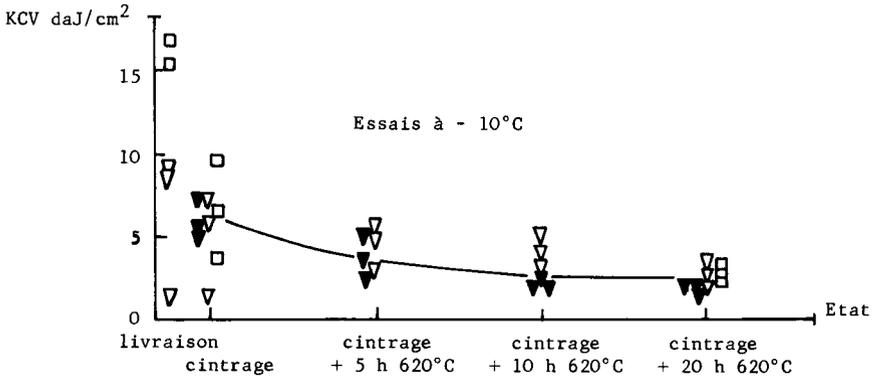
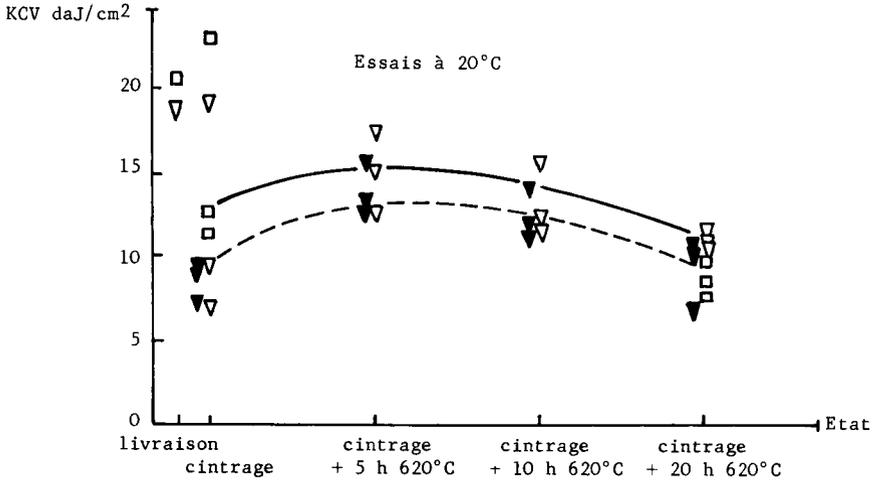


Figure 5 - A 533 gr B

- Cintrage 5 % à froid - Influence du traitement sur la résilience
- 5 % cold bending - Effect of heat treatment on impact strength
- Kaltbiegen 5 % : Beeinflussung der Kerbschlagzähigkeit durch das Spannungsarmglühen



▽ sens long extrados ▼ sens long intrados □ sens long e/2

Figure 6 - 15 MDV 4-05

- Cintrage 5 % à froid - Influence du traitement sur la résilience
- 5 % cold bending - Effect of heat treatment on impact strength
- Kaltbiegen 5 % : Beeinflussung der Kerbschlagzähigkeit durch das Spannungsarmglühen

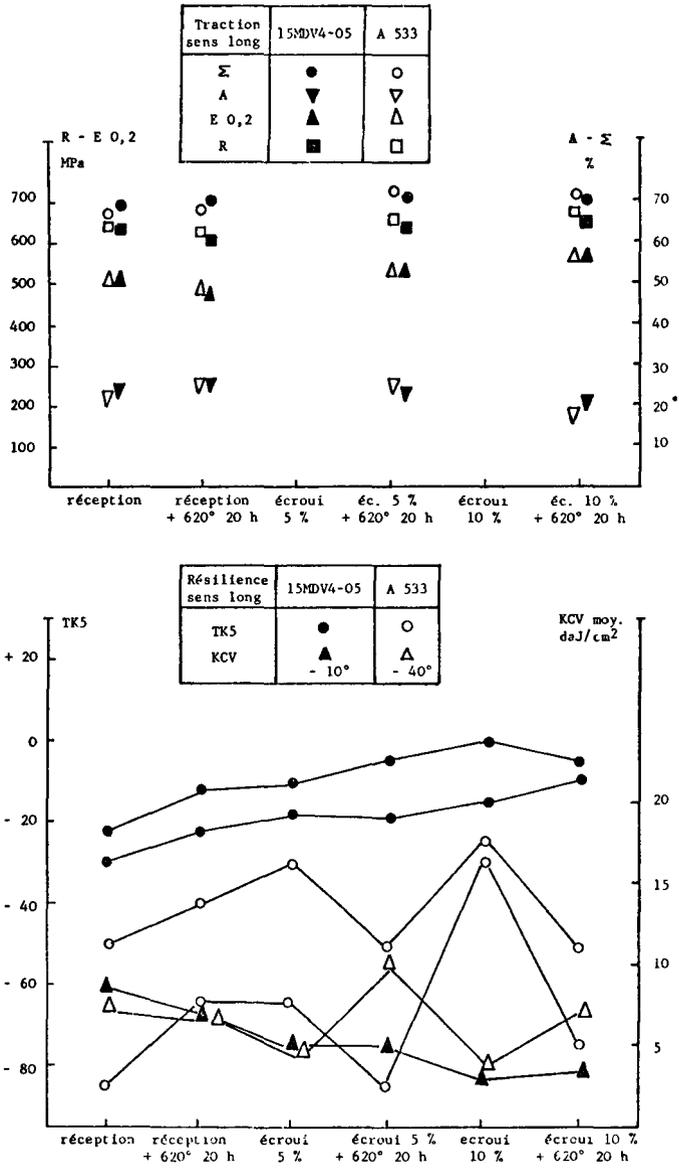
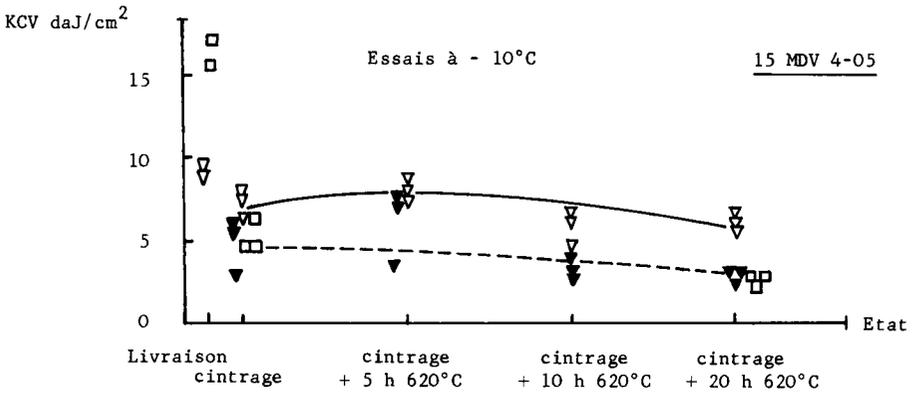
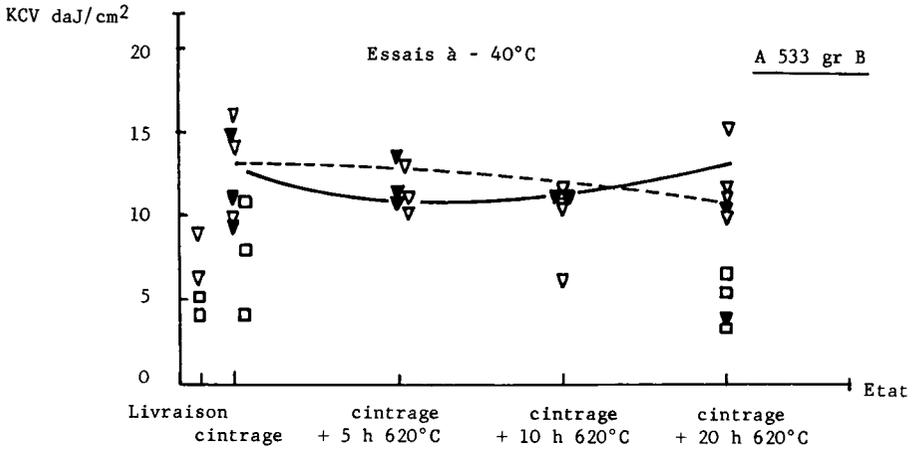


Figure 7 - Ecroissage par compression - Influence sur les caractéristiques mécaniques
 - Work hardening by compression - Effect on mechanical properties
 - Druckverfestigung : Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften



▽ sens long extradados ▼ sens long intrados □ sens long e/2

Figure 8 - Cintrage 5 % à tiède - Influence du traitement sur la résilience

- 5 % Lukewarm bending - Effect of heat treatment on impact strength
- 5 % Lauwarmbiegen : Beeinflussung der Kerbschlagzähigkeit durch das Spannungsarmglühen

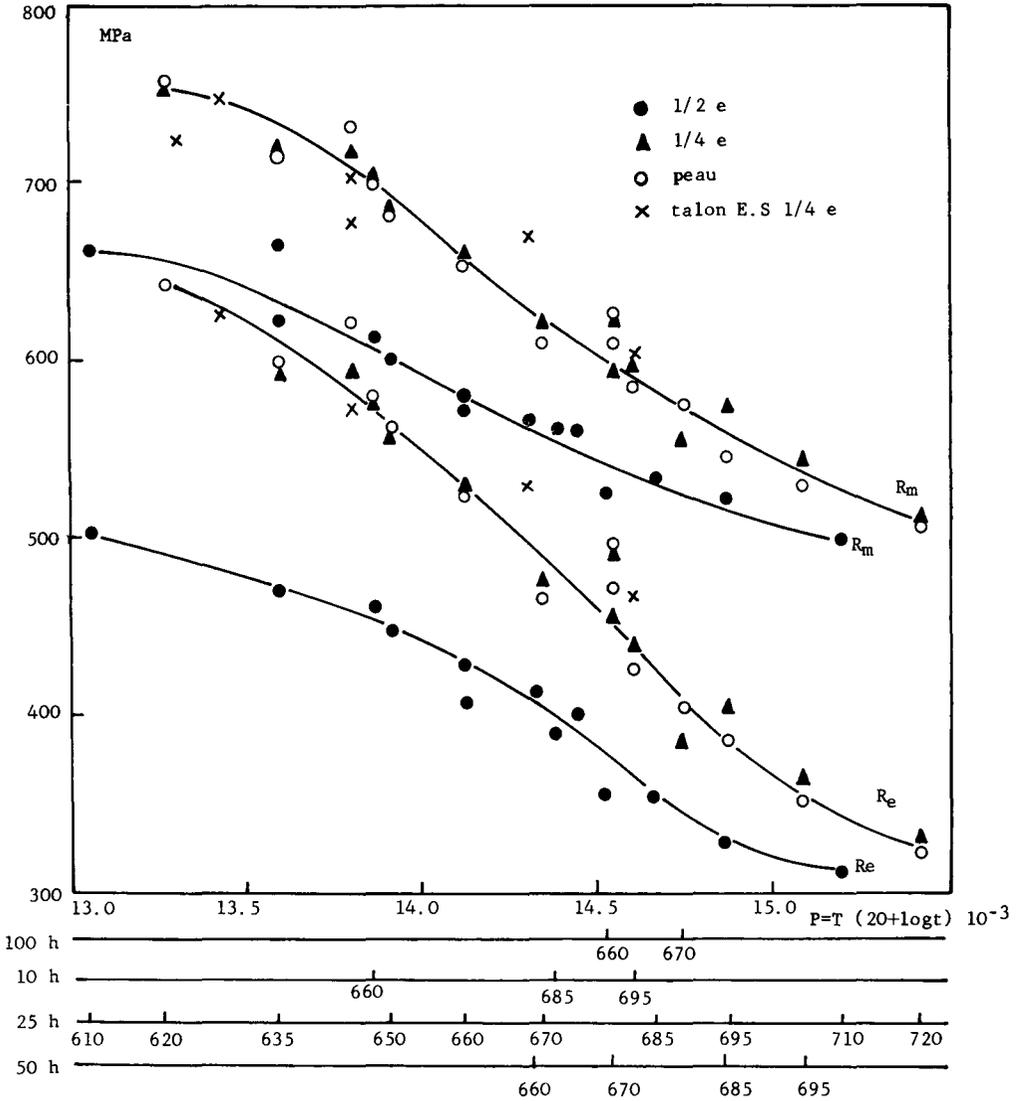


Figure 9 - ACIER A 542 C1 4

- Evolution des caractéristiques de traction en fonction du revenu
- Variation of tensile properties with respect to tempering
- Schwankungen der Zugfestigkeit in Abhängigkeit des Anlassglühens

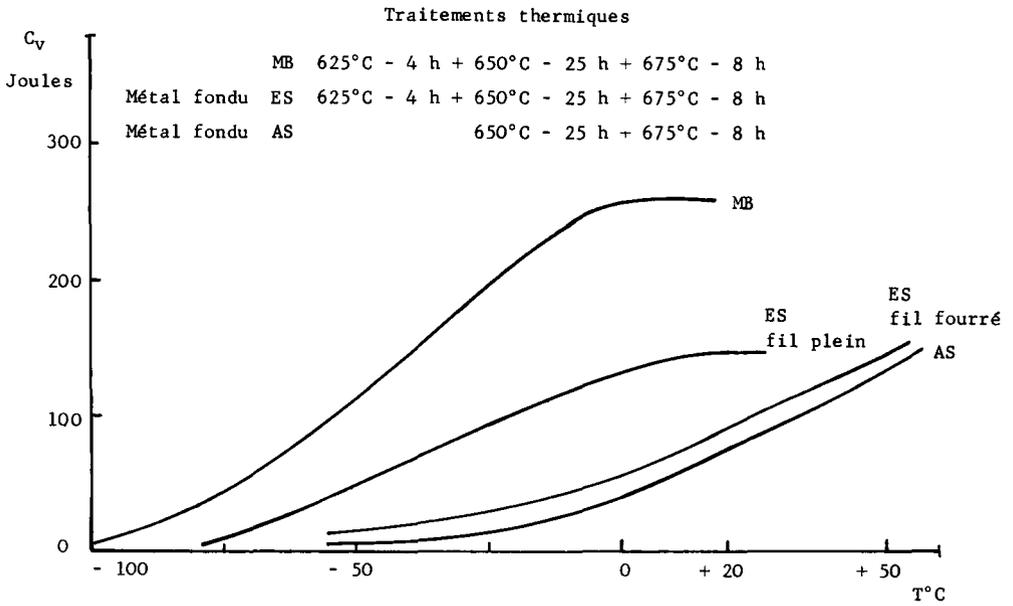


Figure 10 - Acier A 542 C1 4

- Courbes de résilience (prélèvement 1/4 épaisseur)
- Impact strength curves (specimens taken 1/4 of thickness)
- Kerbschlagzähigkeitskurven (Probennahme : 1/4 Dicke)

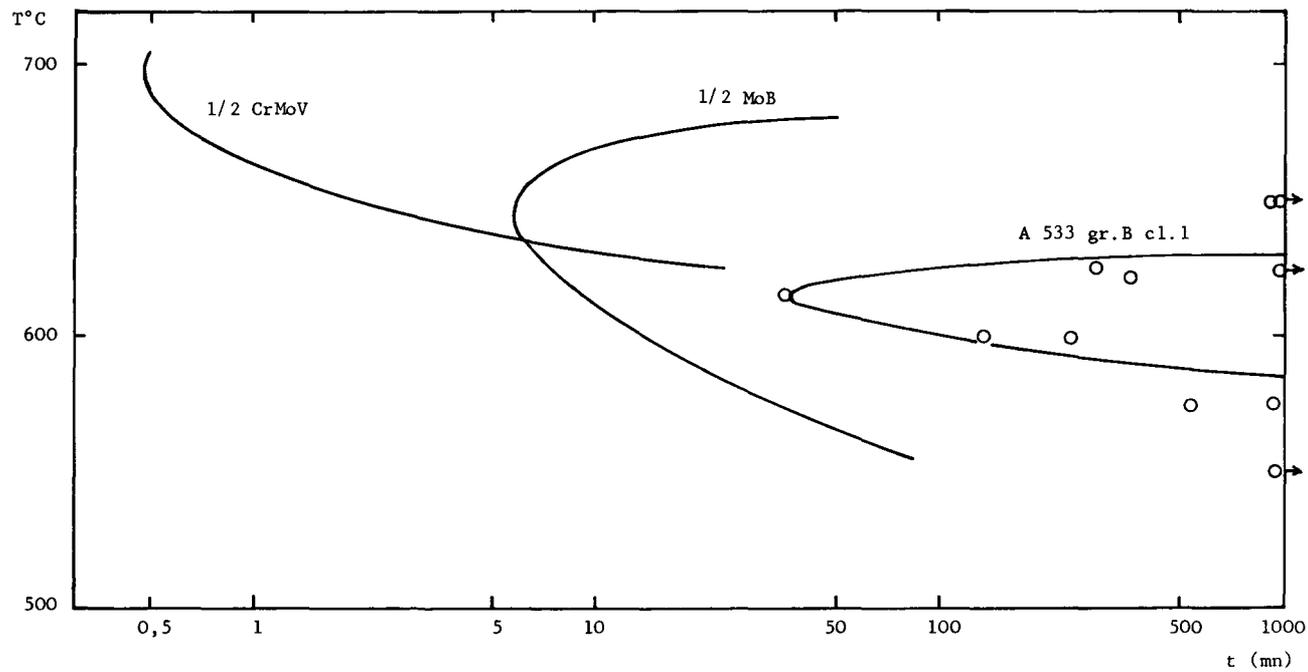


Figure 11 - A 533 gr B Cl 1

- Résultats des essais Murray
- Murray's test results
- Murray Versuche Ergebnisse

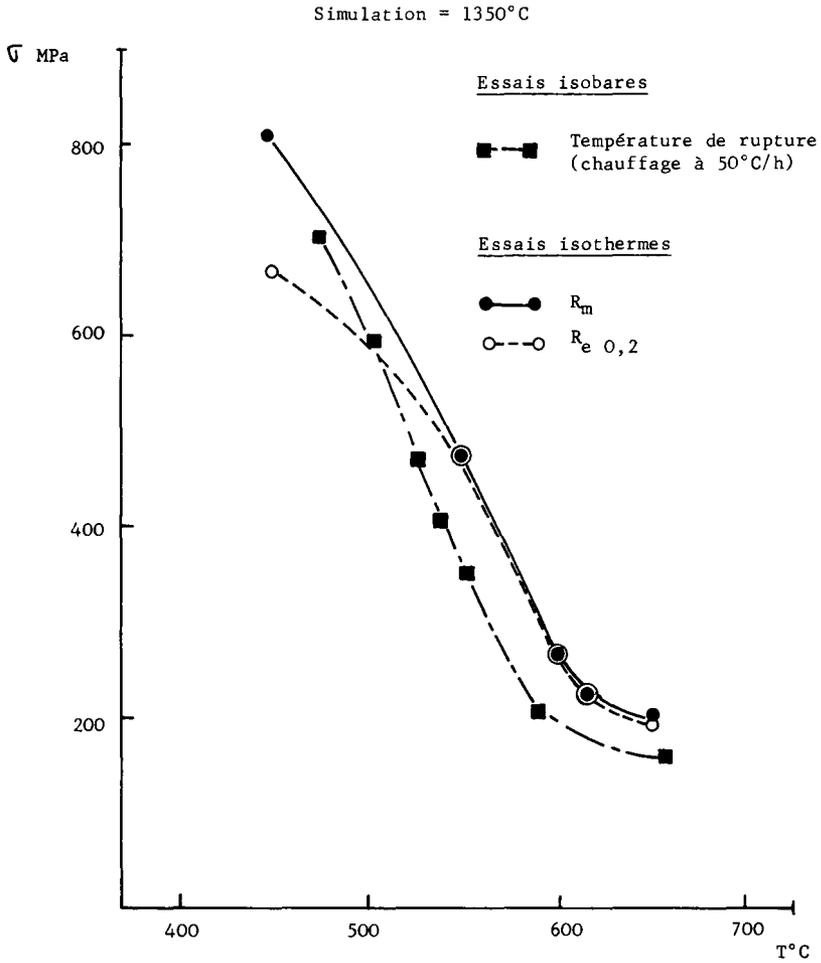


Figure 12 - A 508 C1 2 (36)

- Essais PRICE et SIVERNS
- PRICE and SIVERNS tests
- PRICE und SIVERNS Versuche

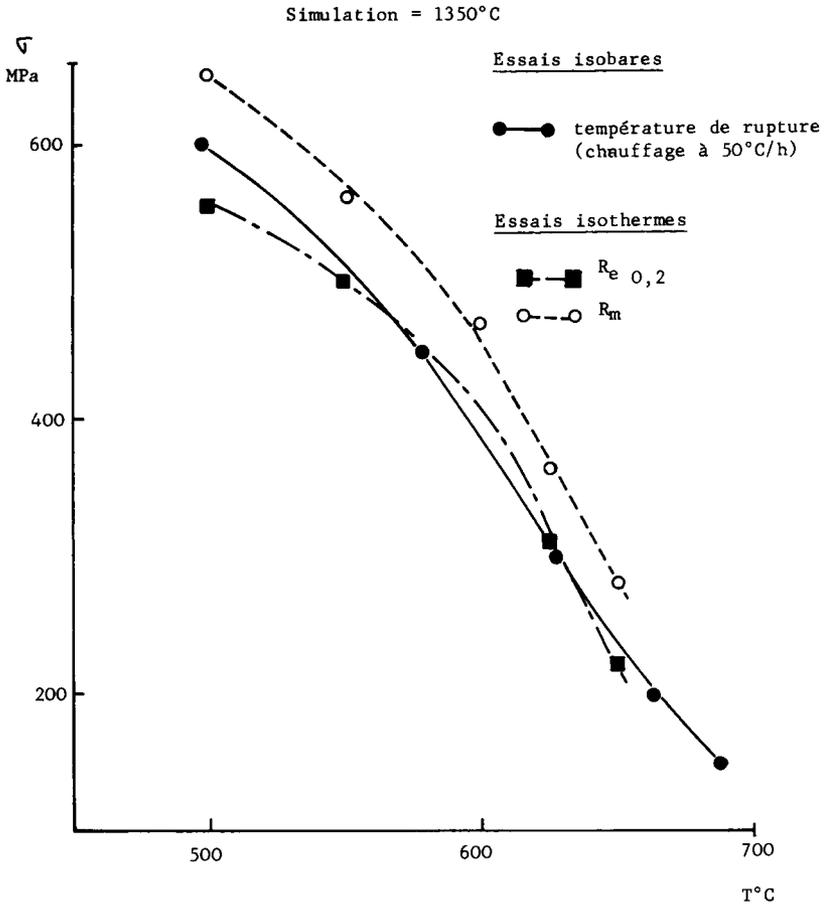


Figure 13 - A 533 gr B Cl 1

- Essais PRICE et SIVERNS
- PRICE and SIVERNS tests
- PRICE und SIVERNS Versuche

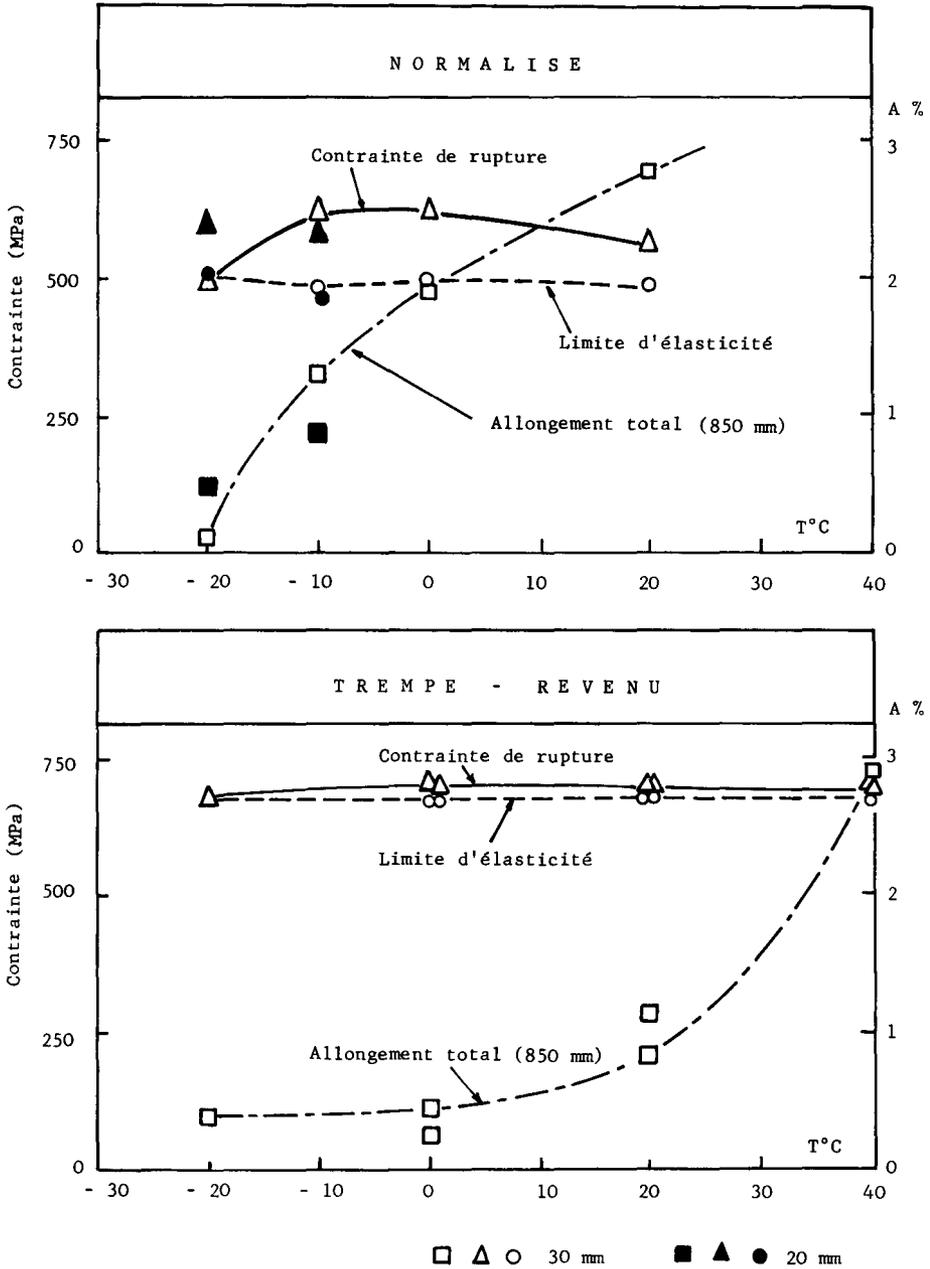


Figure 14 - Acier type St E 47 - Essais Wide plate

- Type "ST. E 47" - Wide plate tests

- Stahl ähnlich St. E 47 - Wide Plate Versuche

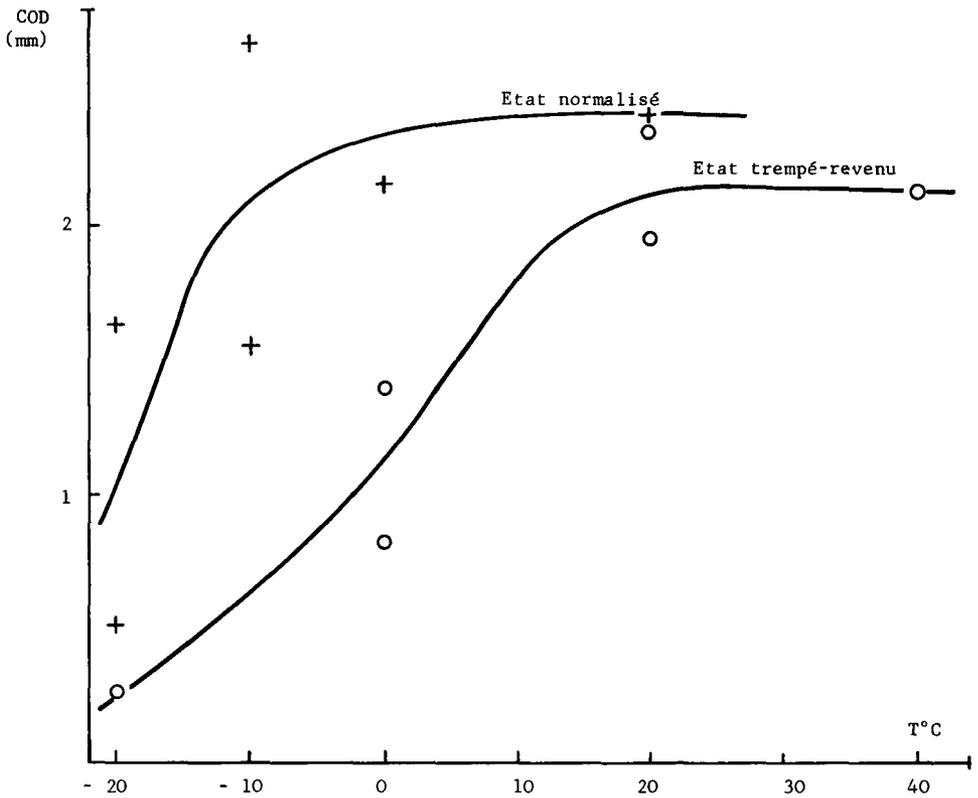


Figure 15 - Acier type St E 47

- Essais "Wide plate" - Variation du COD* avec la température
- Wide Plate tests - Variation of COD* with temperature
- "Wide Plate" Versuche - Schwankungen von COD* in Abhängigkeit der Temperatur

COD* : Allongement entre deux repères distants de 8 mm au voisinage de l'entaille.

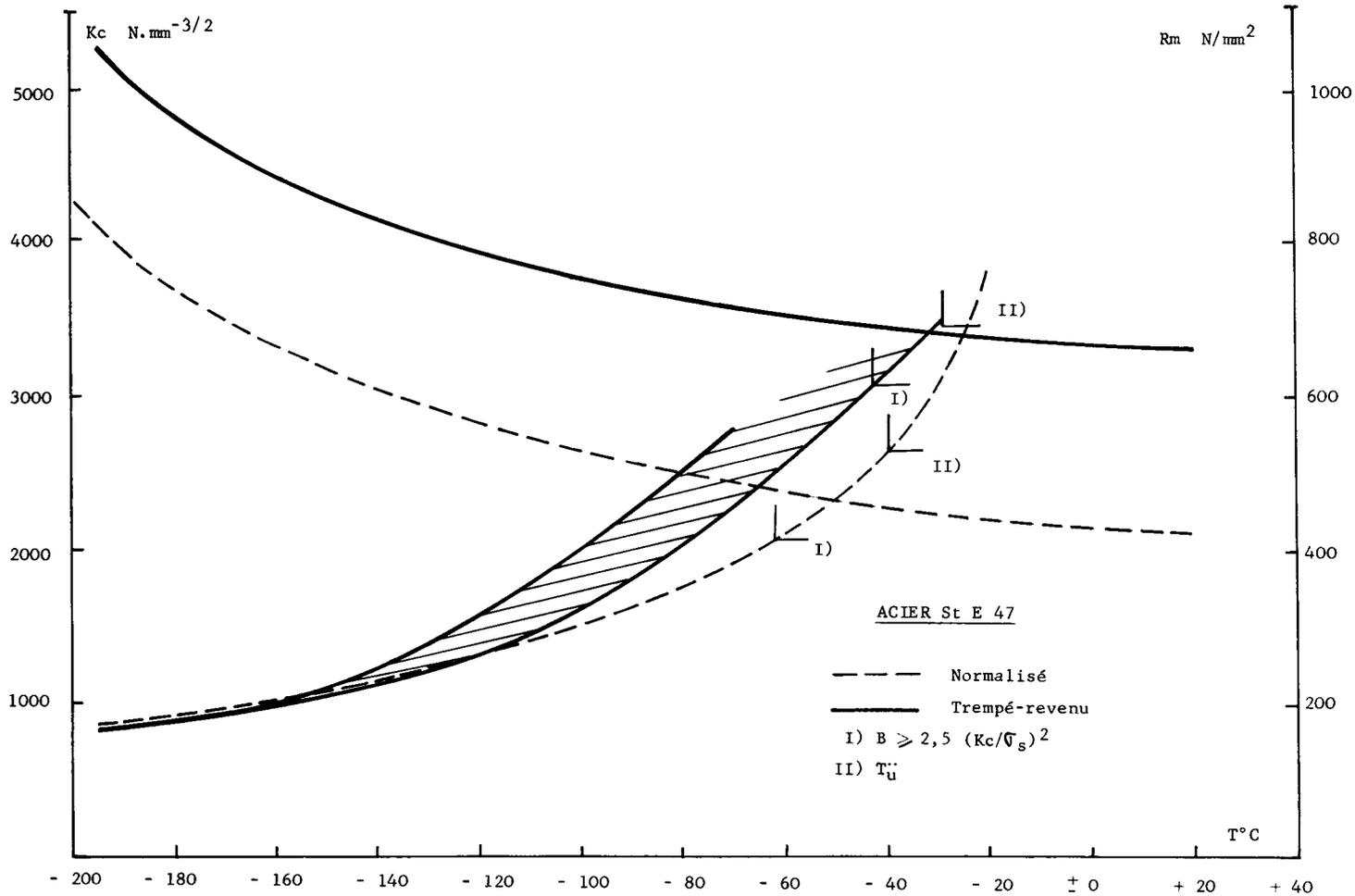


Figure 16 - Acier type St E 47

- Variation de K_c avec la température
- Schwankungen von K_c in Abhängigkeit der Temperatur
- Variation of K_c with temperature

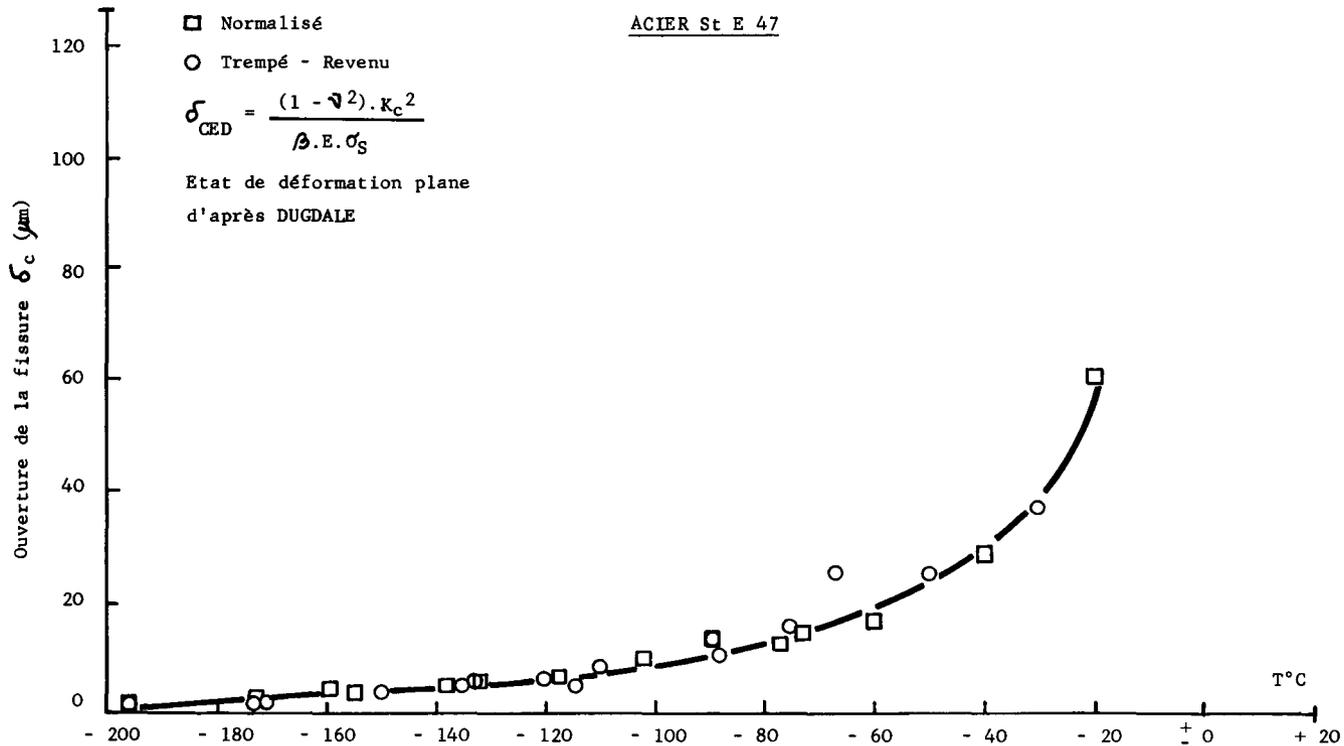


Figure 17 - Acier type St E 47

- Variation de δ_c en fonction de la température
- Variation of δ_c with temperature
- Schwankungen von δ_c in Abhängigkeit der Temperatur

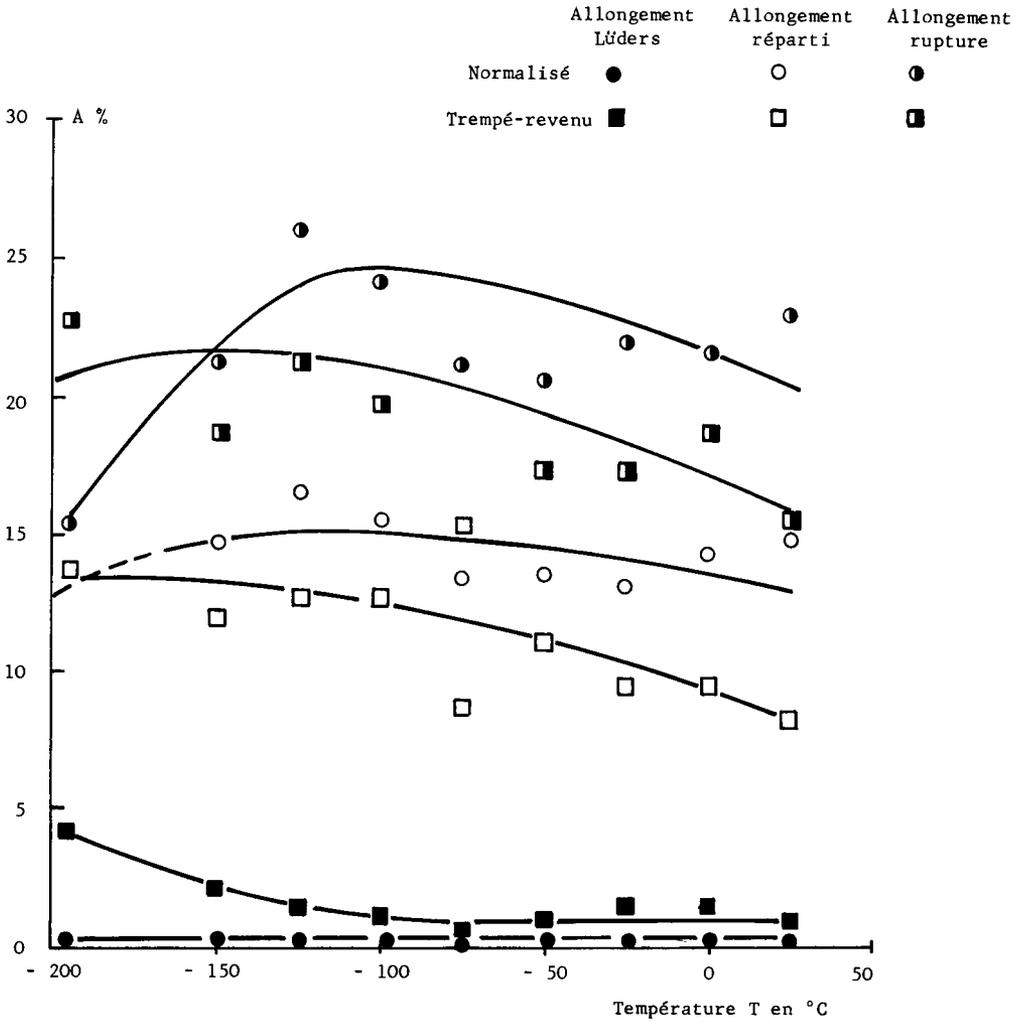


Figure 18 - Acier type St E 47

- Résultats des essais de tractions rationnelles
- Rational tensile test results
- Ergebnisse der rationelle Zugversuche

e tôle = 55 mm
Eprovettes ISO V
Sens travers

Cycle	Etat	Repère
-	Métal de base MB	1
13	MB surchauffé	2
13	MB surchauffé + 550°C/2 h	3
13	MB surchauffé + 640°C/1 h	4
-	Zone affectée therm. ^t ZAT	5
-	ZAT + 550°C - 2 h	6
-	ZAT + 640°C - 1 h	7

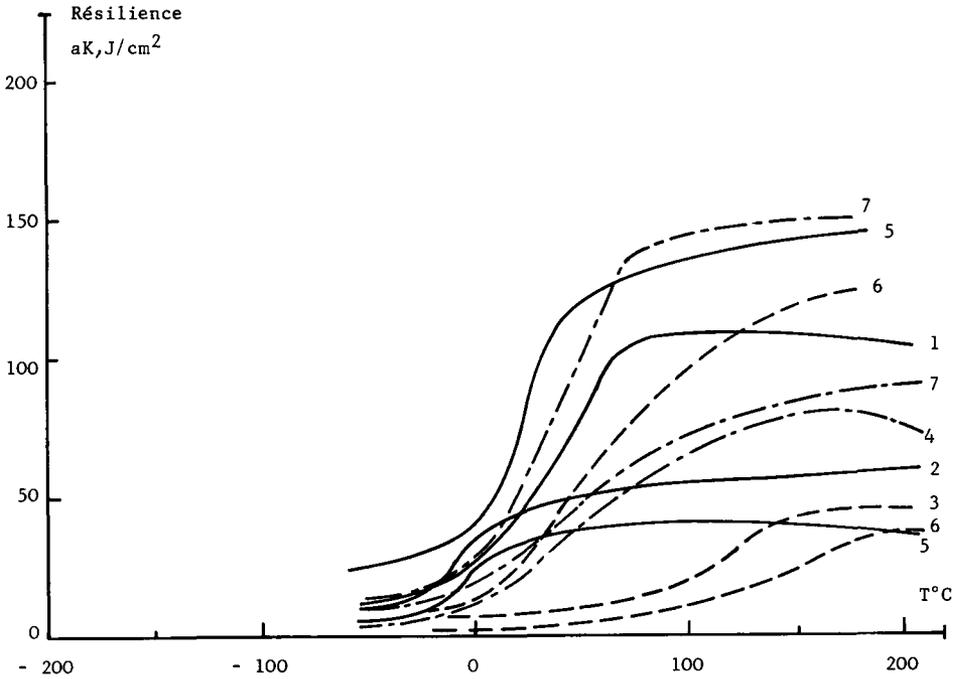


Figure 19 - Acier St E 51

- Résiliences dans la ZAT sur joint et après simulation
- Impact strength values in HAZ on weld joint and simulated HAZ
- Kerbschlagzähigkeitskurven in der WEZ und in der simulierten WEZ

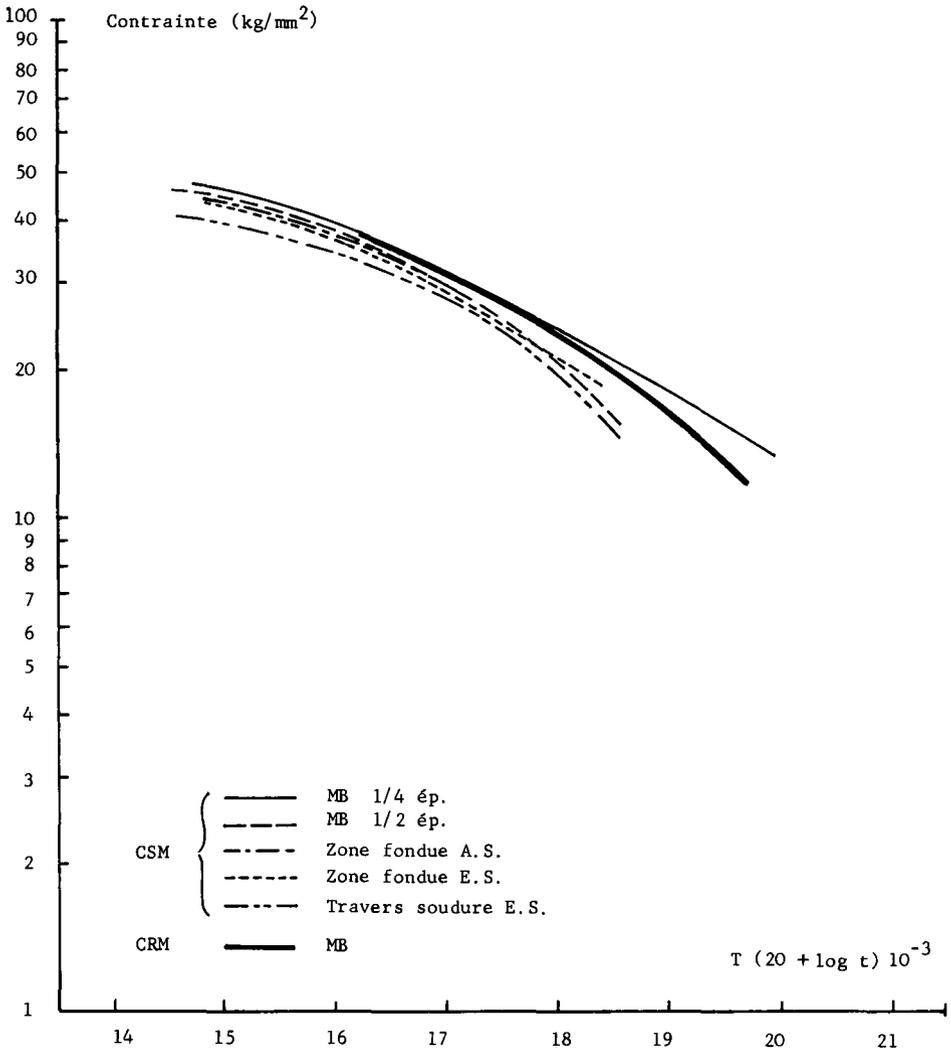
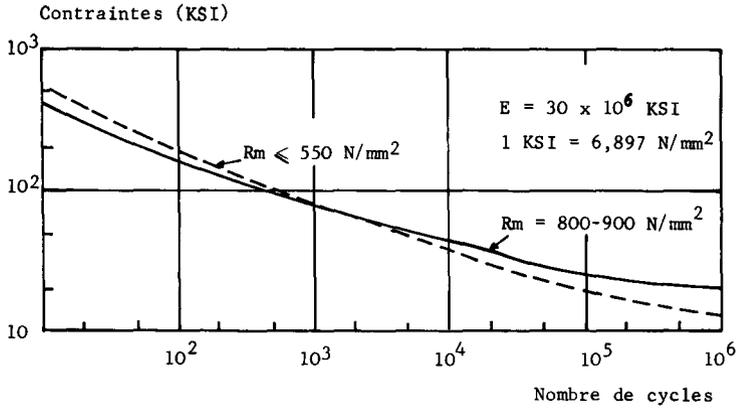


Figure 20 - Acier A 542

- Résultats de fluage sur tôle et soudure
- Creep test results on plate and weldment
- Ergebnisse der Dauerstandfestigkeit auf dem Blech und der Schweissnaht



Courbes de conception (ASME - partie 3 - Fig XIV-1221.3-1)
 (Température < 370°C)

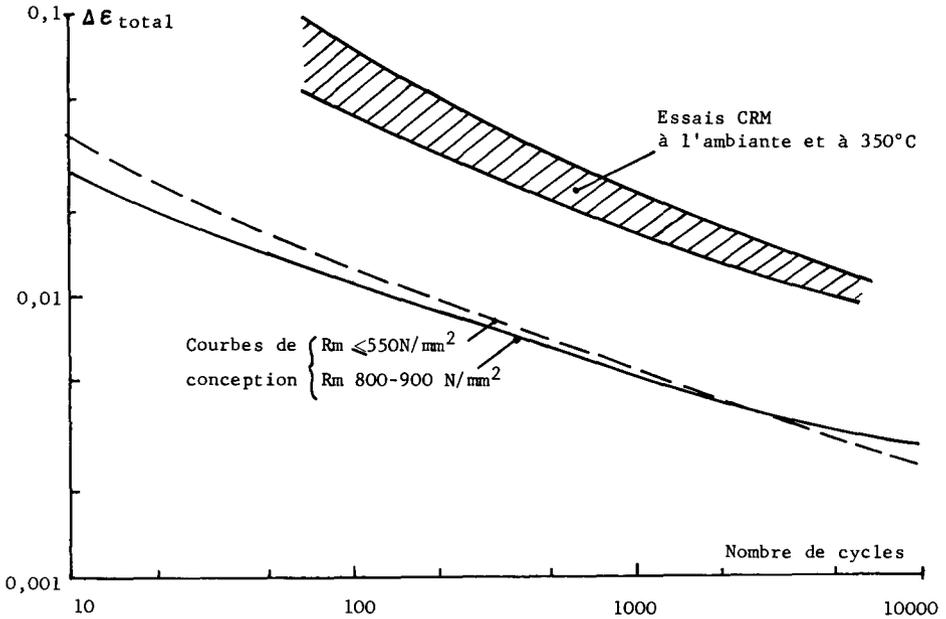


Figure 21 - Résultats des essais de fatigue oligocyclique - Comparaison avec le code ASME

- Oligocyclic fatigue test results - Comparison with ASME

- Ergebnisse der olegozyklischen Dauerfestigkeitsversuche - Vergleich mit dem ASME Code

Acier 40 CDV 20

(950°C - 1h/air + 650°C - 1h/air)

- 300 bars 1^{er} essai
- 300 bars 2^e essai
- × 50 bars
- △ 15 bars

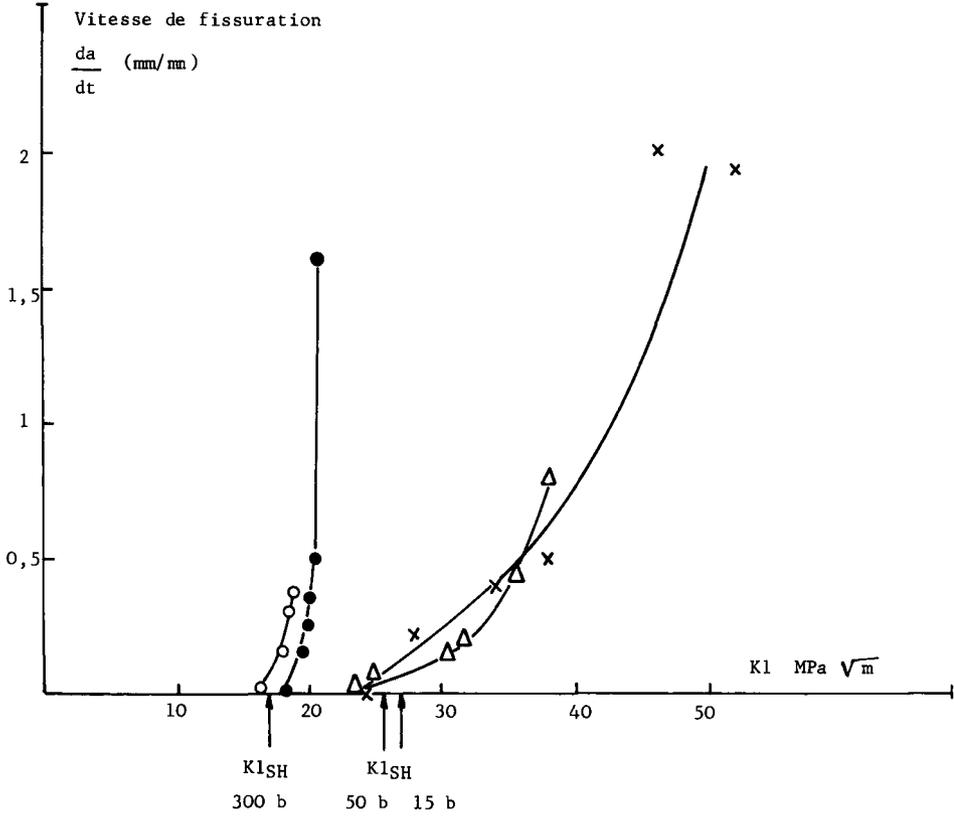


Figure 22 - Courbes de vitesse de fissuration sous pression d'hydrogène

- Crack speed curves under hydrogen pressure condition

- Kurven für die Geschwindigkeit der Rissfortpflanzung unter Wasserstoffdruck

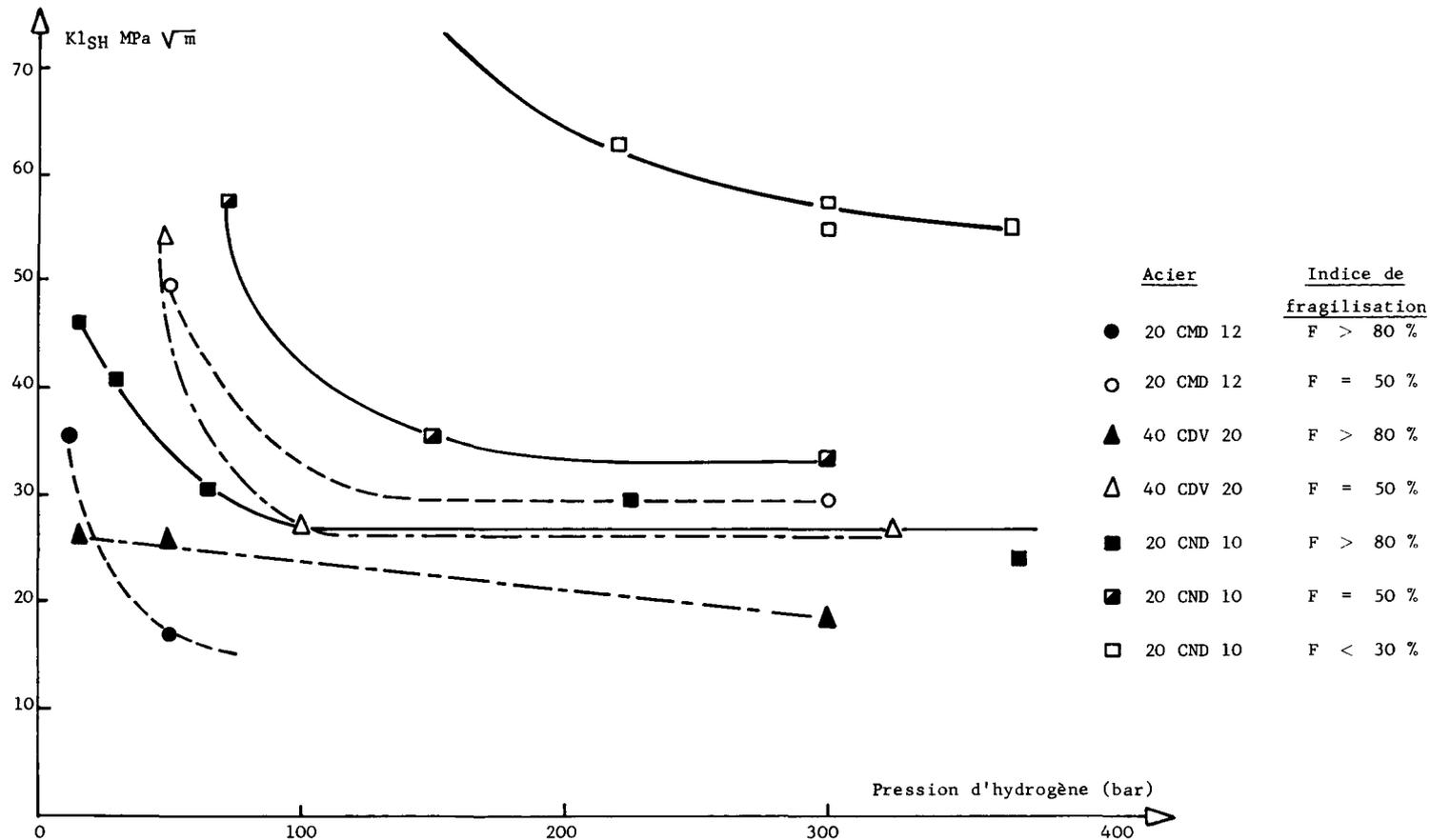


Figure 23 - Influence de la pression d'hydrogène sur la valeur de KI SH
 - Effect of hydrogen pressure on KI SH value
 - Beeinflussung des Wertes von KI SH durch den Wasserstoffdruck

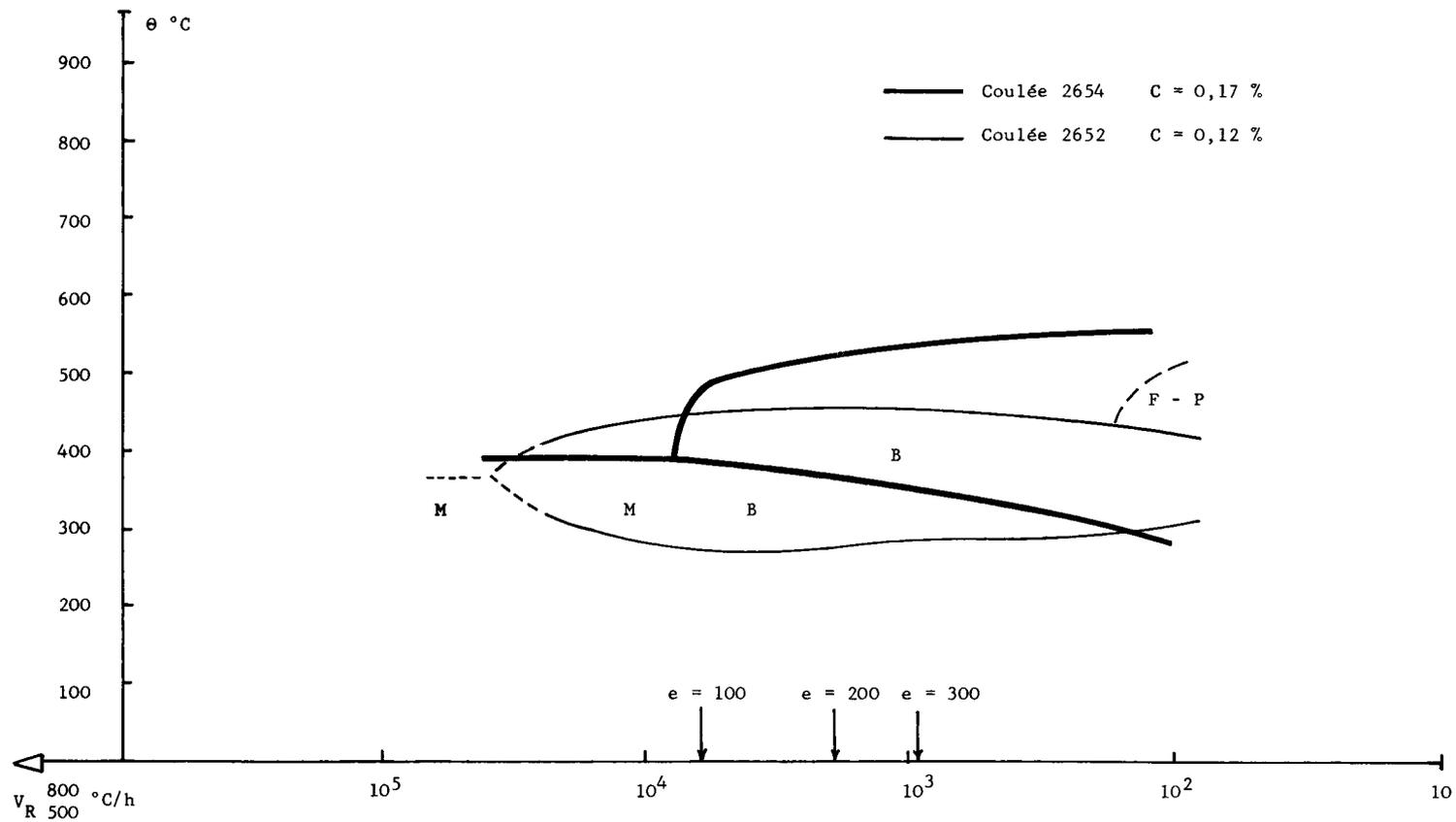


Figure 24 - Diagrammes en refroidissement continu - Influence du carbone

- Time-Temperature diagrams - Effect of carbon

- Diagramme bei kontinuierlicher Abkühlung. Einfluss des Kohlenstoffs

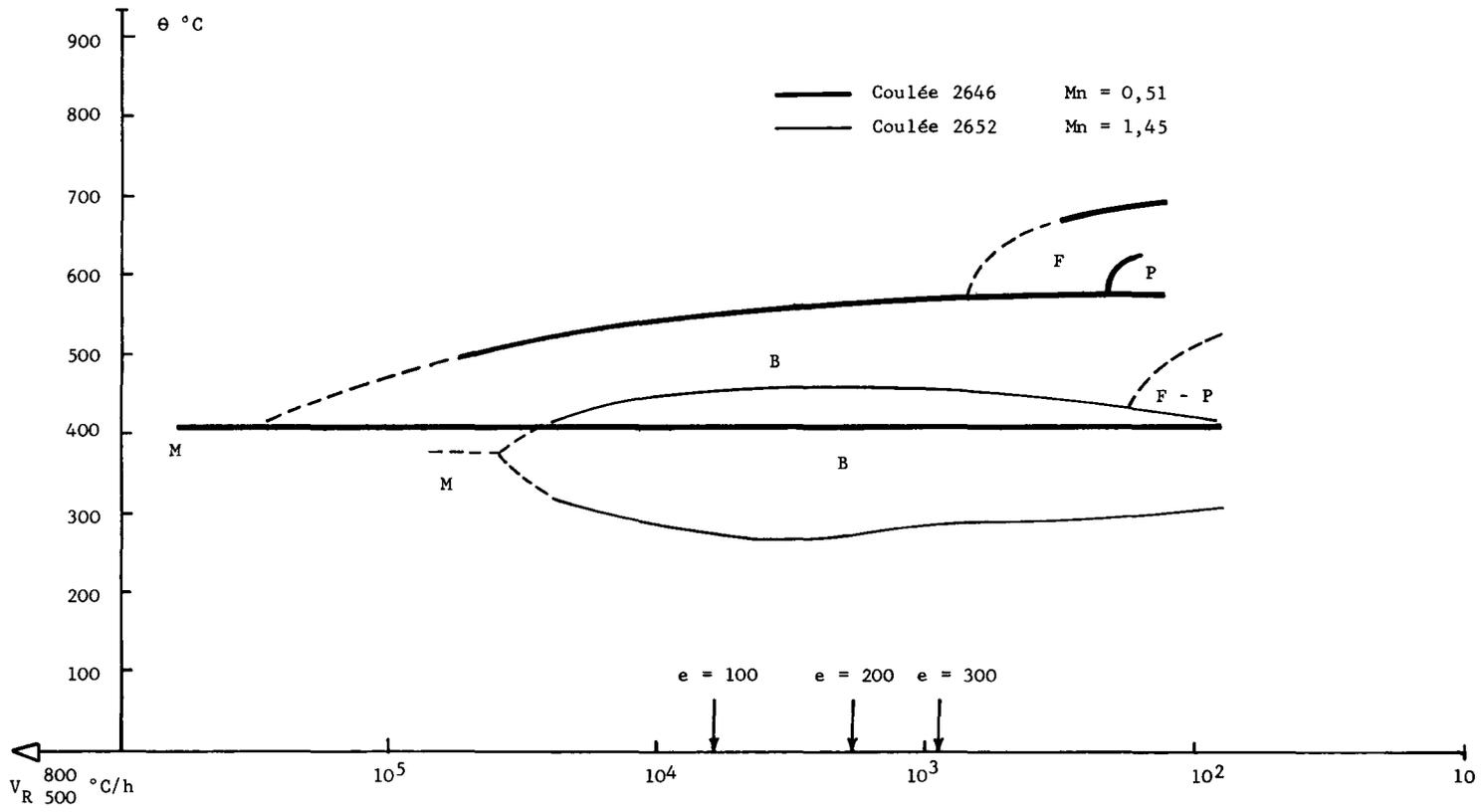


Figure 25 - Diagrammes TRC - Influence de la teneur en manganèse

- Time-Temperature diagrams - Effect of manganese

- Diagramme bei kontinuierlicher Abkühlung. Einfluss des Mangans

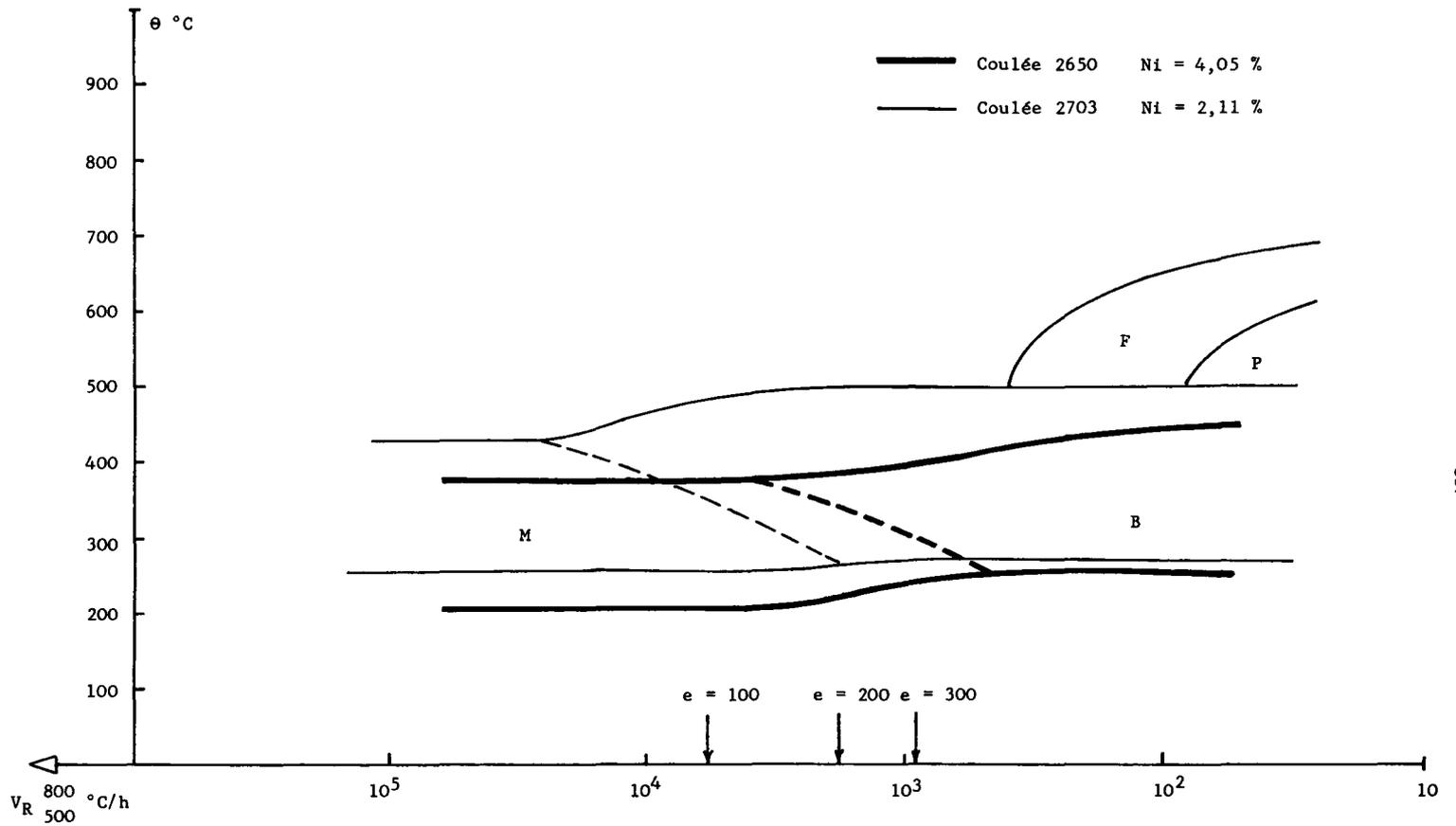


Figure 26 - Diagrammes en refroidissement continu - Influence du nickel

- Time-Temperature diagrams - Effect of nickel

- Diagramme bei kontinuierlicher Abkühlung. Einfluss des Nickels

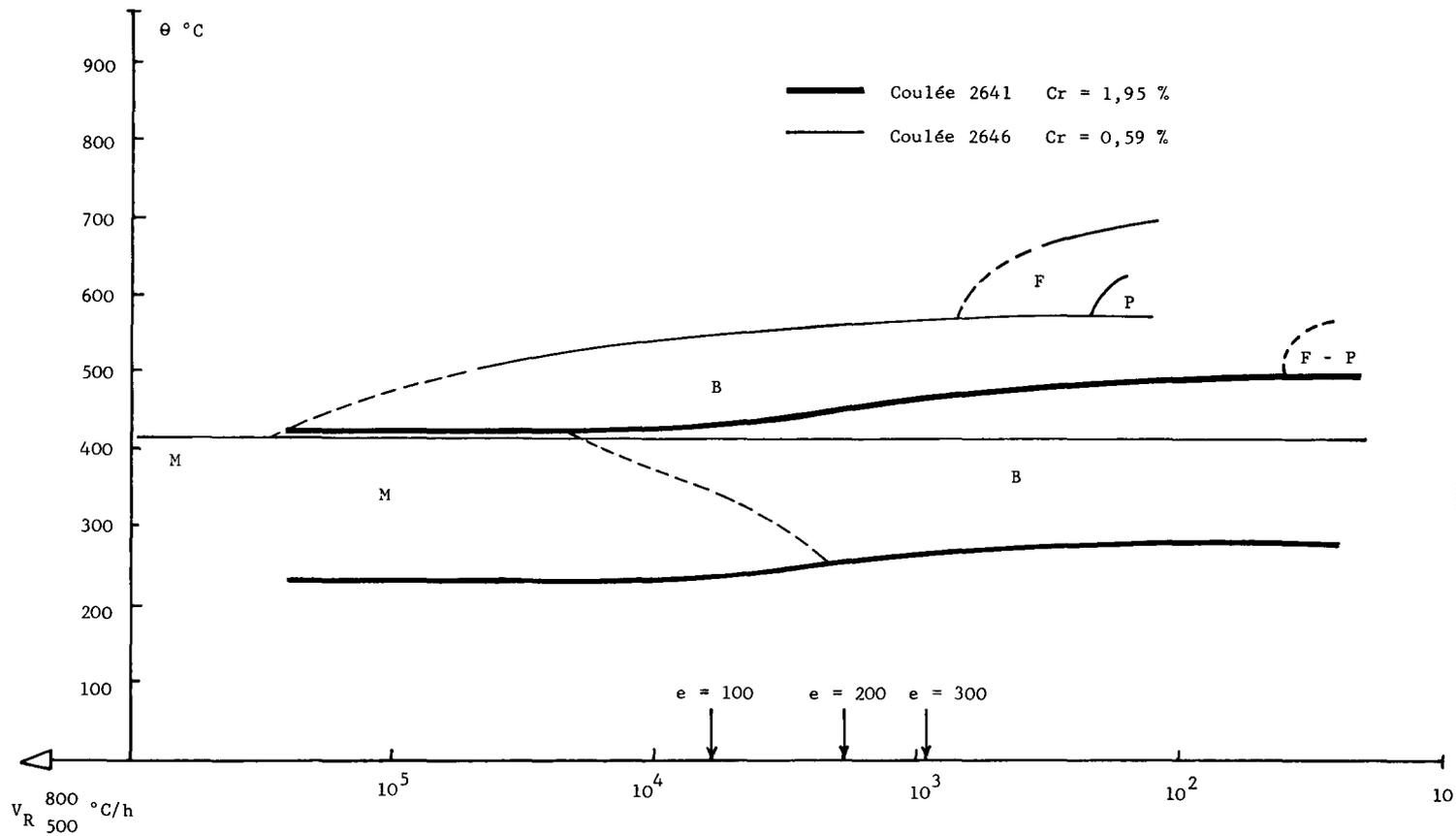


Figure 27 - Diagrammes en refroidissement continu - Influence du chrome

- Time-Temperature diagrams - Effect of chromium

- Diagramme bei kontinuierlicher Abkühlung. Einfluss des Chroms

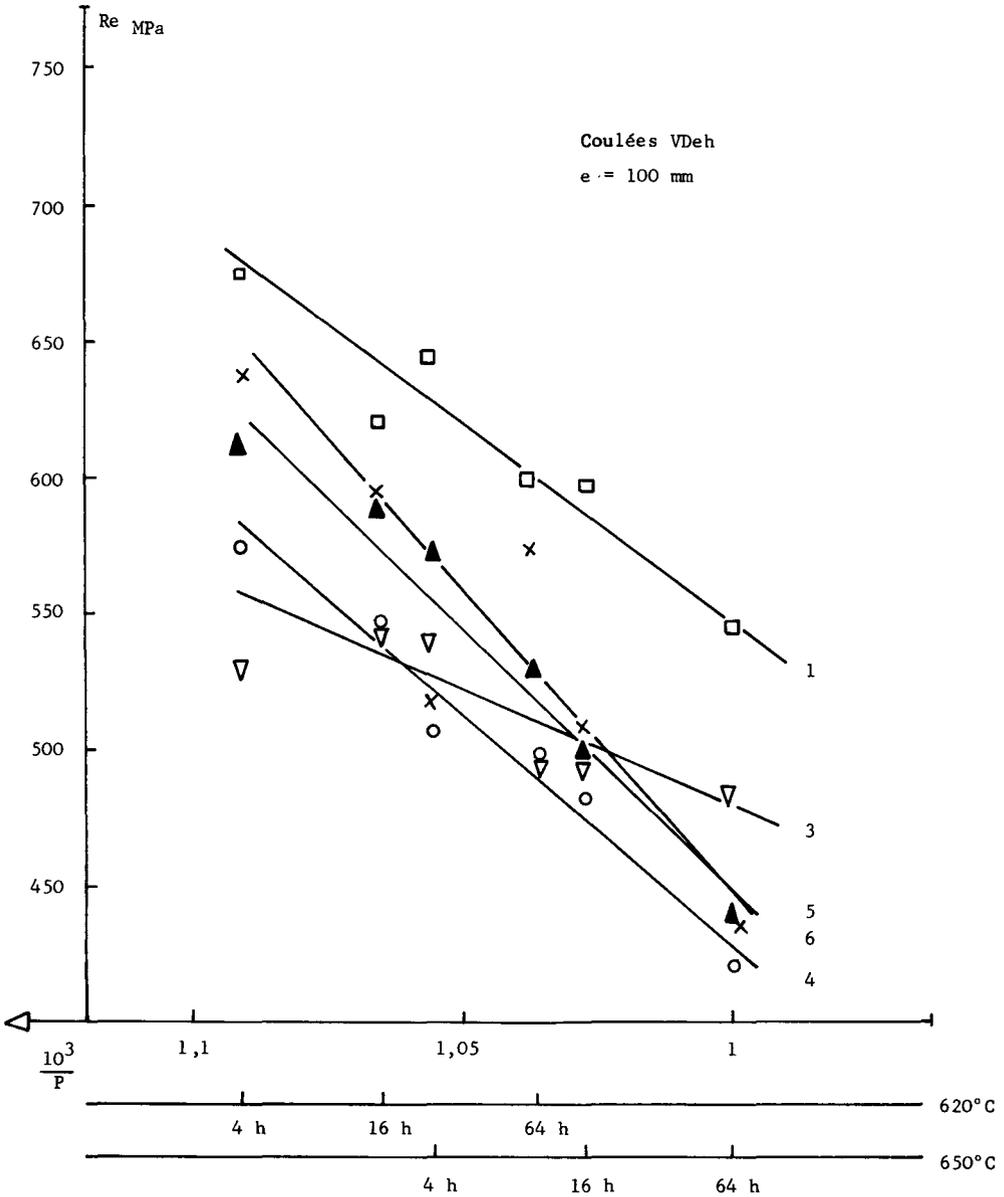


Figure 28 (A) - Evolution de la limite d'élasticité à 20°C en fonction du revenu

- Variation of yield stress at 20°C with respect to tempering

- Veränderung der Streckgrenze bei 20°C in Abhängigkeit des Anlassglühens

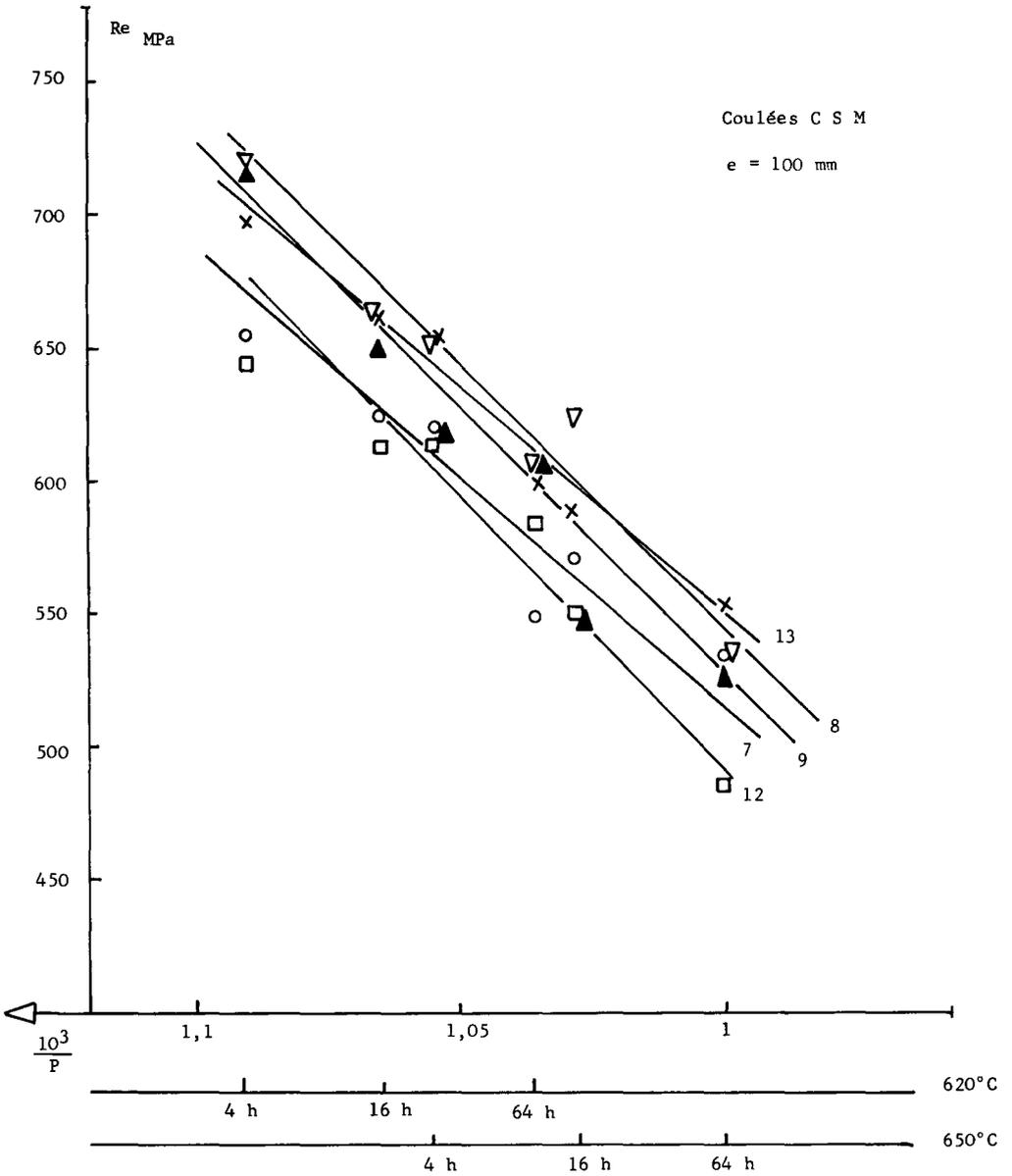


Figure 28 (B) - Evolution de la limite d'élasticité à 20°C en fonction du revenu
- Variation of yield stress at 20°C with respect to tempering
- Veränderung der Streckgrenze bei 20°C in Abhängigkeit des Anlassglühens

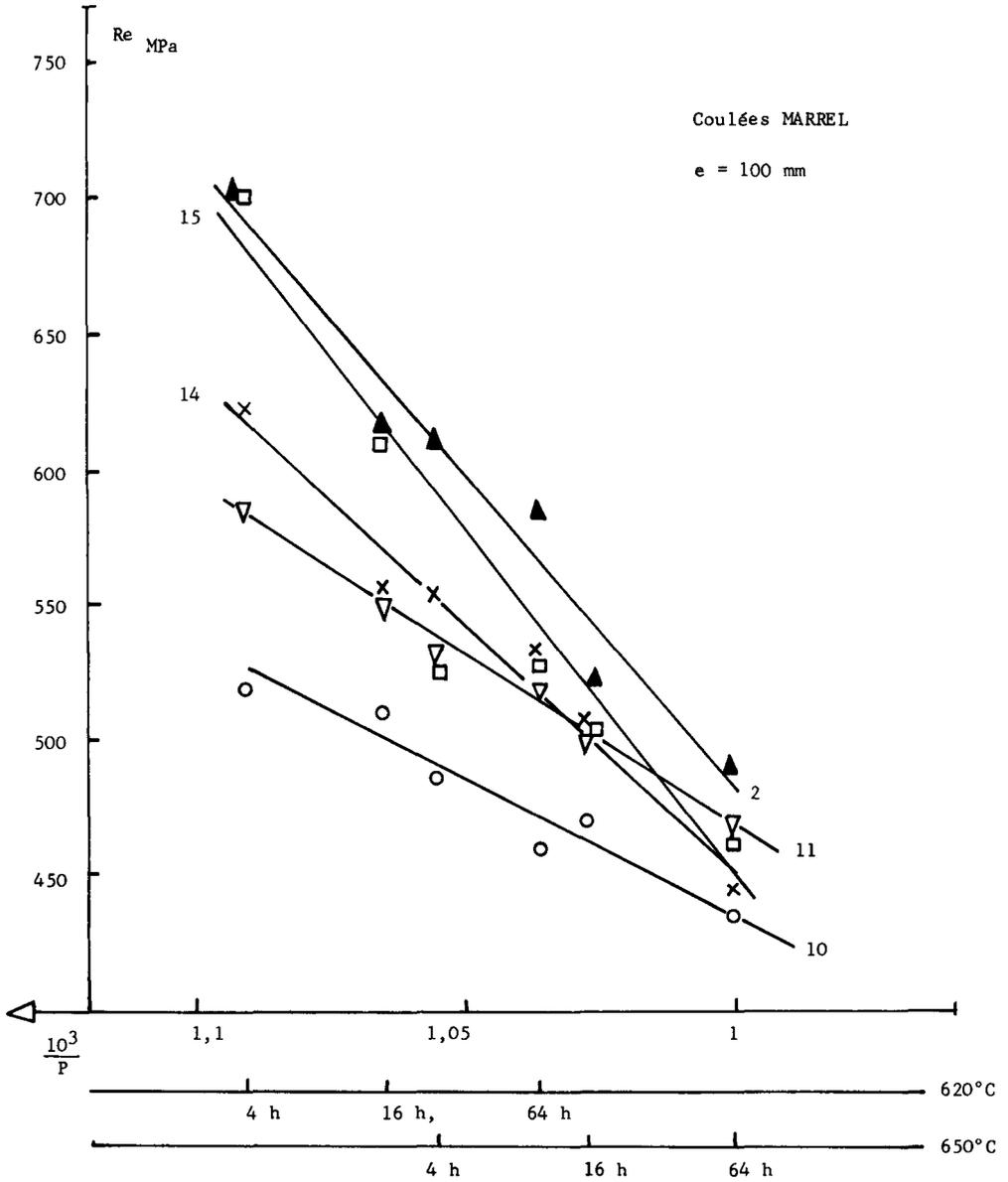


Figure 28 (C) - Evolution de la limite d'élasticité à 20°C en fonction du revenu
 - Variation of yield stress at 20°C with respect to tempering
 - Veränderung der Streckgrenze bei 20°C in Abhängigkeit des Anlassglühens

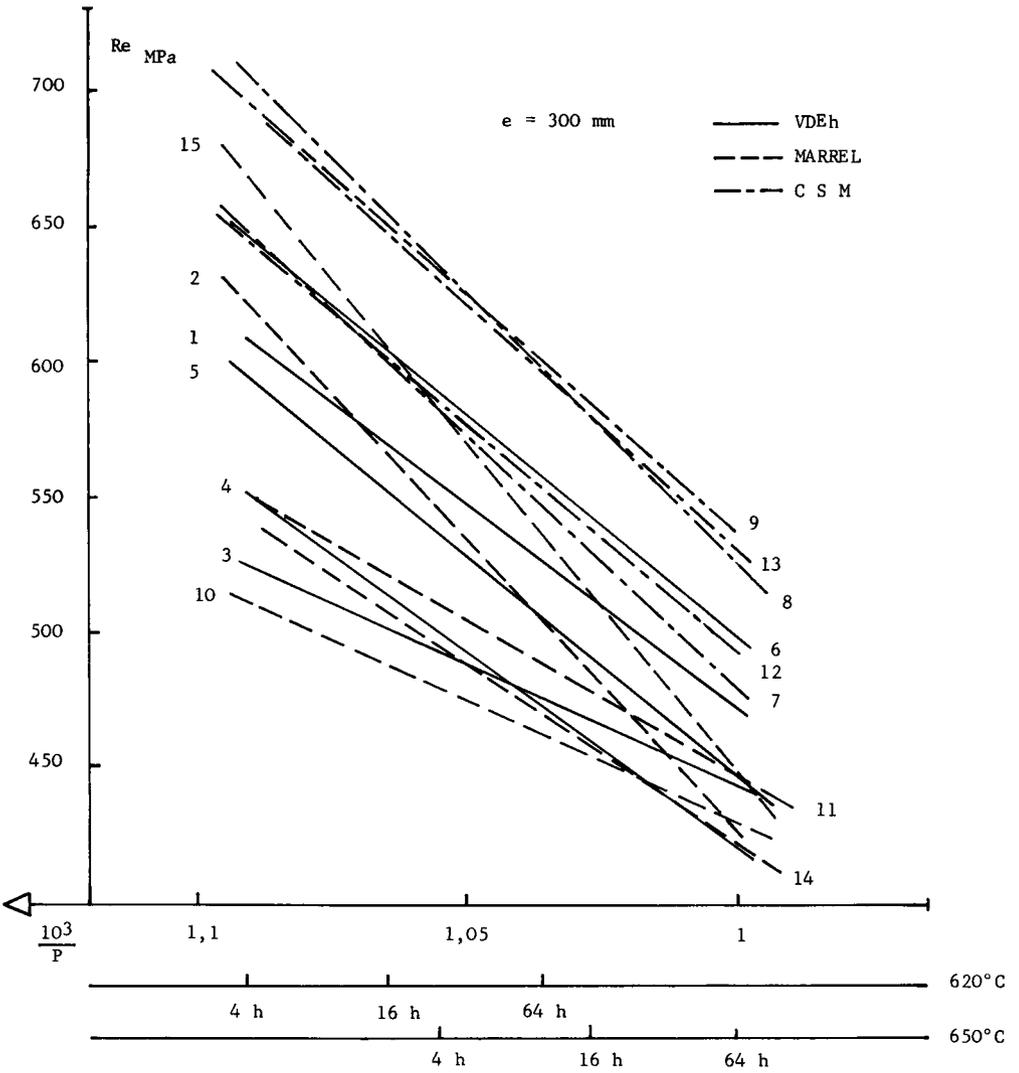


Figure 29 - Evolution de la limite d'élasticité à 20°C en fonction du revenu
- Variation of yield stress at 20°C with respect to tempering
- Veränderung der Streckgrenze bei 20°C in Abhängigkeit des Anlassglühens

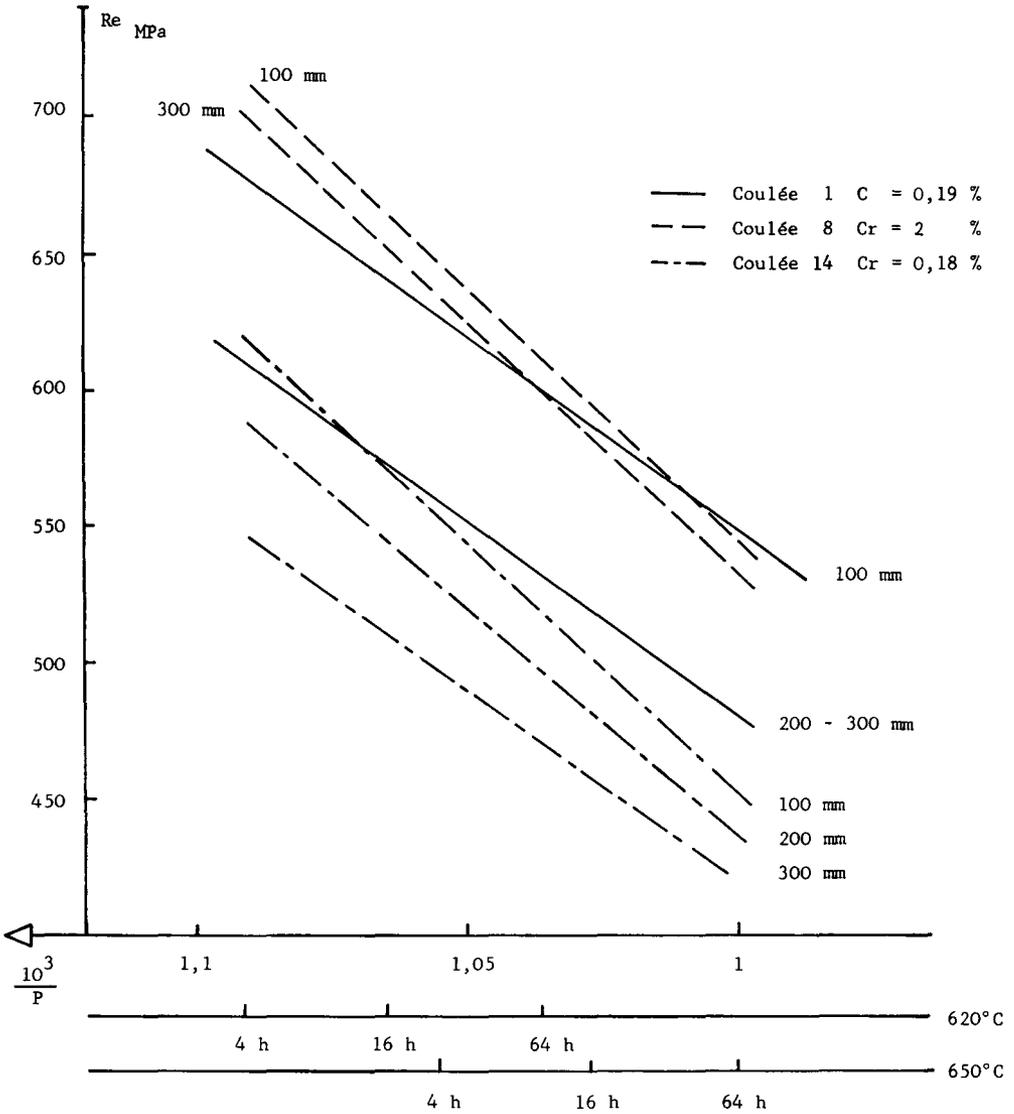


Figure 30 - Influence du revenu et de l'épaisseur sur Re_{20°

- Effect of tempering and thickness on yield stress at 20°C

- Beeinfluss von Anlassglühen und Dicke auf Streckgrenze bei 20°C

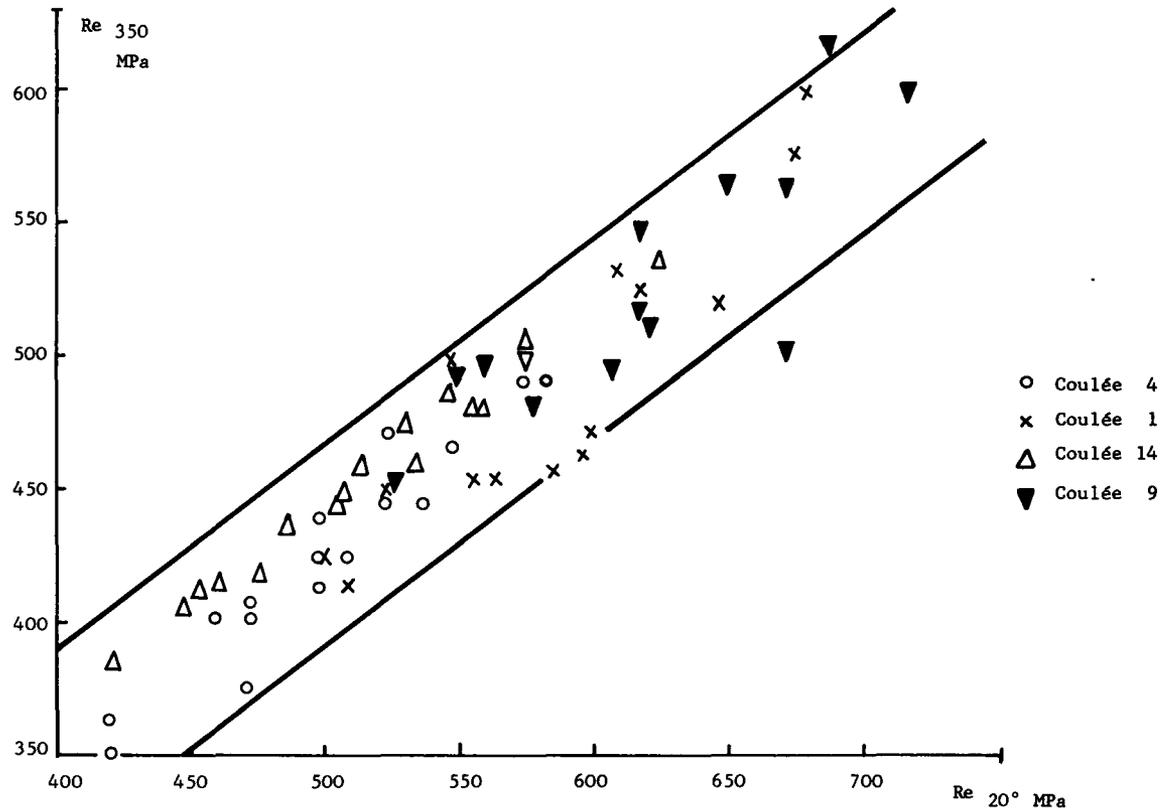


Figure 31 - Relation entre les limites d'élasticité à 20°C et 350°C
 - Relationship between yield stress values at 20°C and 350°C
 - Zusammenhang zwischen den Streckgrenzen bei 20°C und 350°C

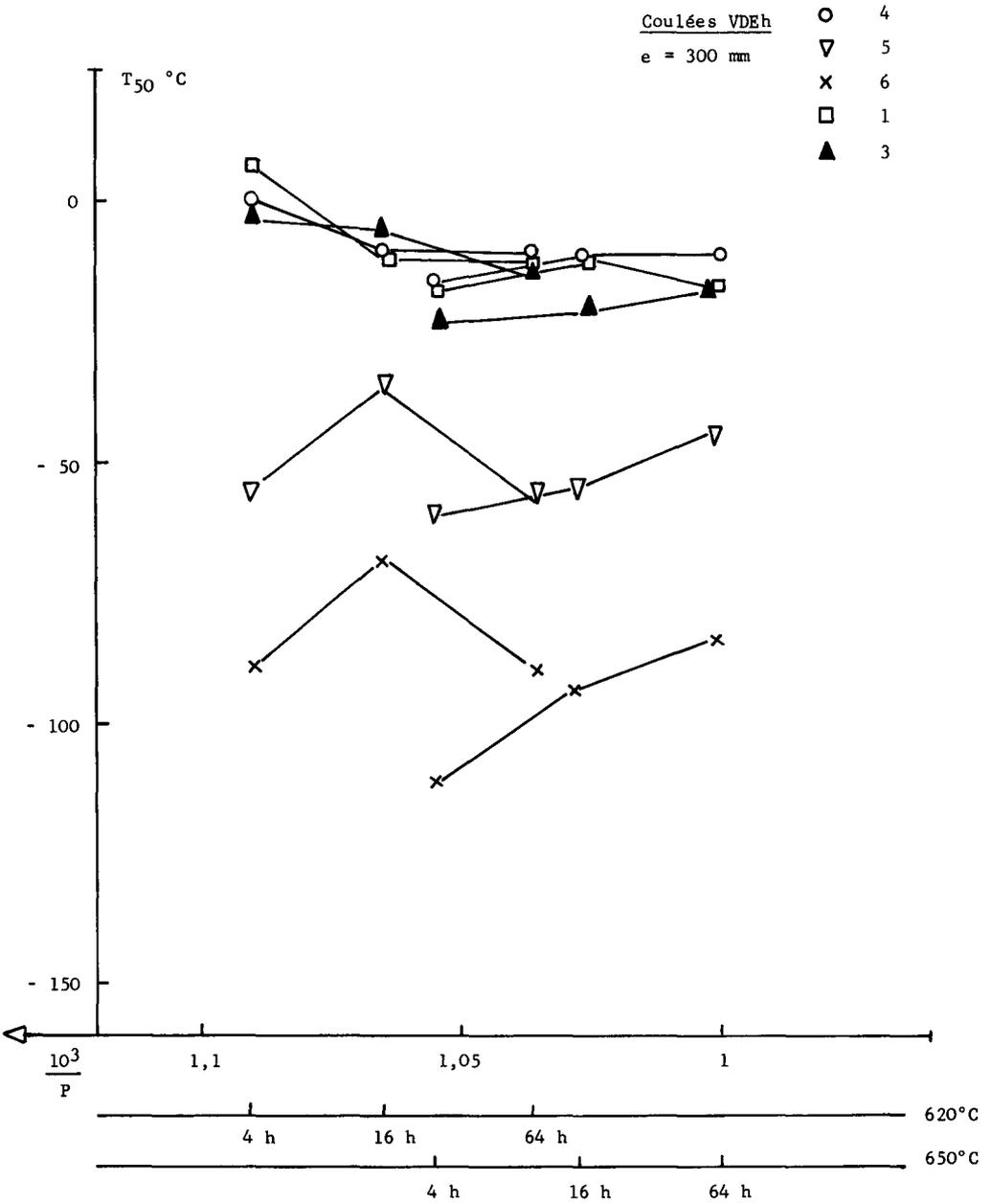


Figure 32 (A) - Evolution de T_{50} en fonction du revenu

- Change in FATT during tempering

- Veränderung der Übergangstemperatur während des Anlassglühens

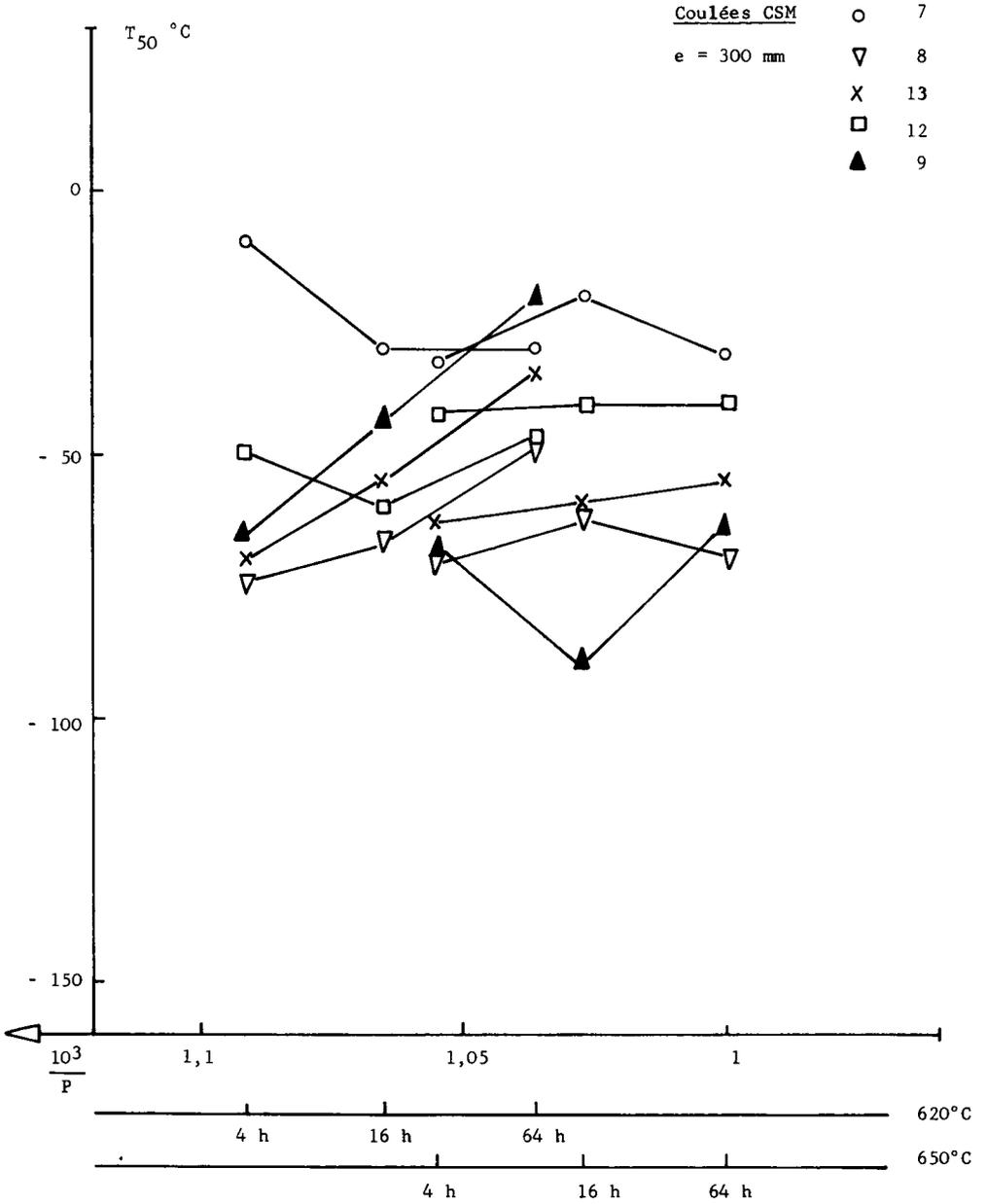


Figure 32 (B) - Evolution de T_{50} en fonction du revenu

- Change in FATT during tempering

- Veränderung der Übergangstemperatur während des Anlassglühens

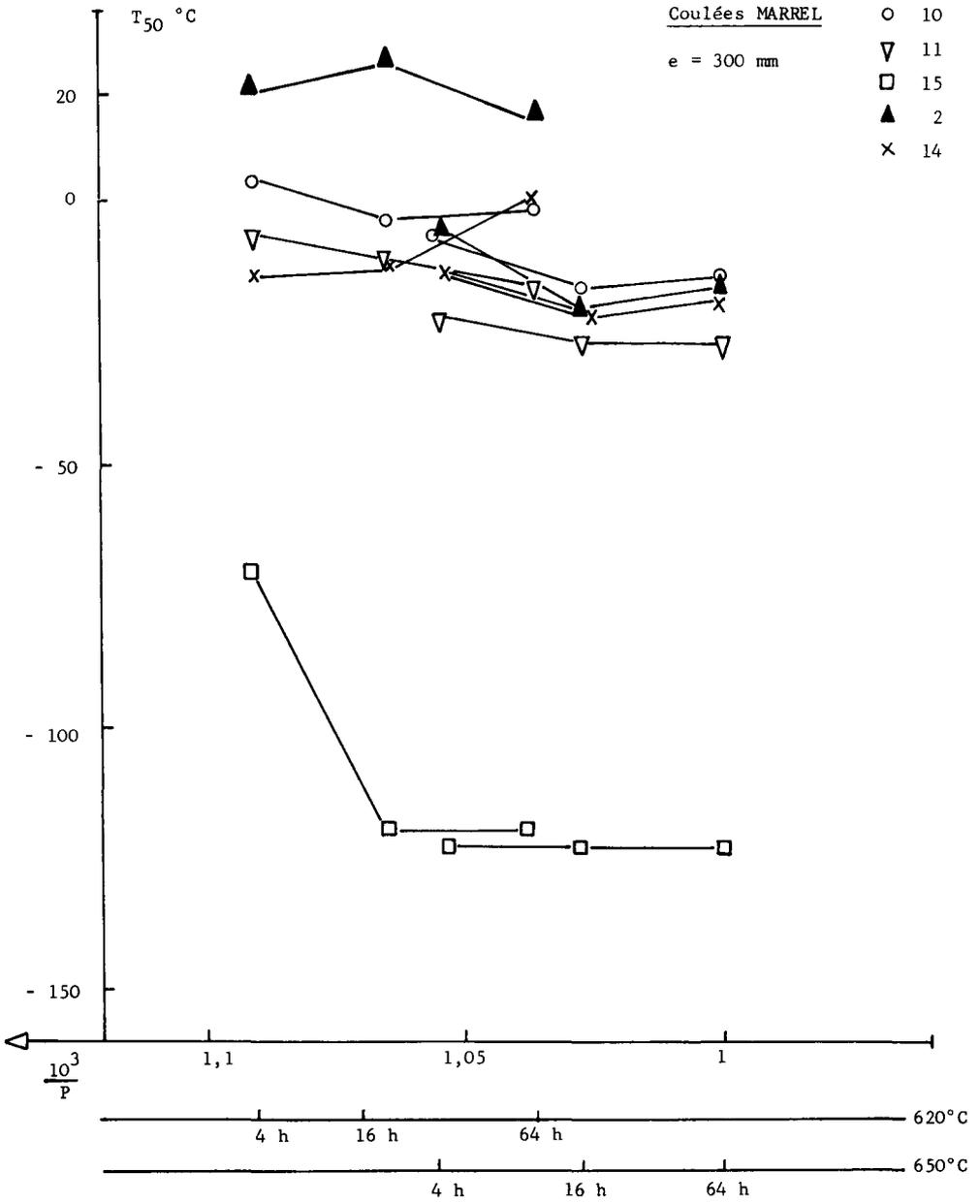


Figure 32 (C) - Evolution de T_{50} en fonction du revenu

- Change in FATT during tempering

- Veränderung der Übergangstemperatur während des Anlassglühens

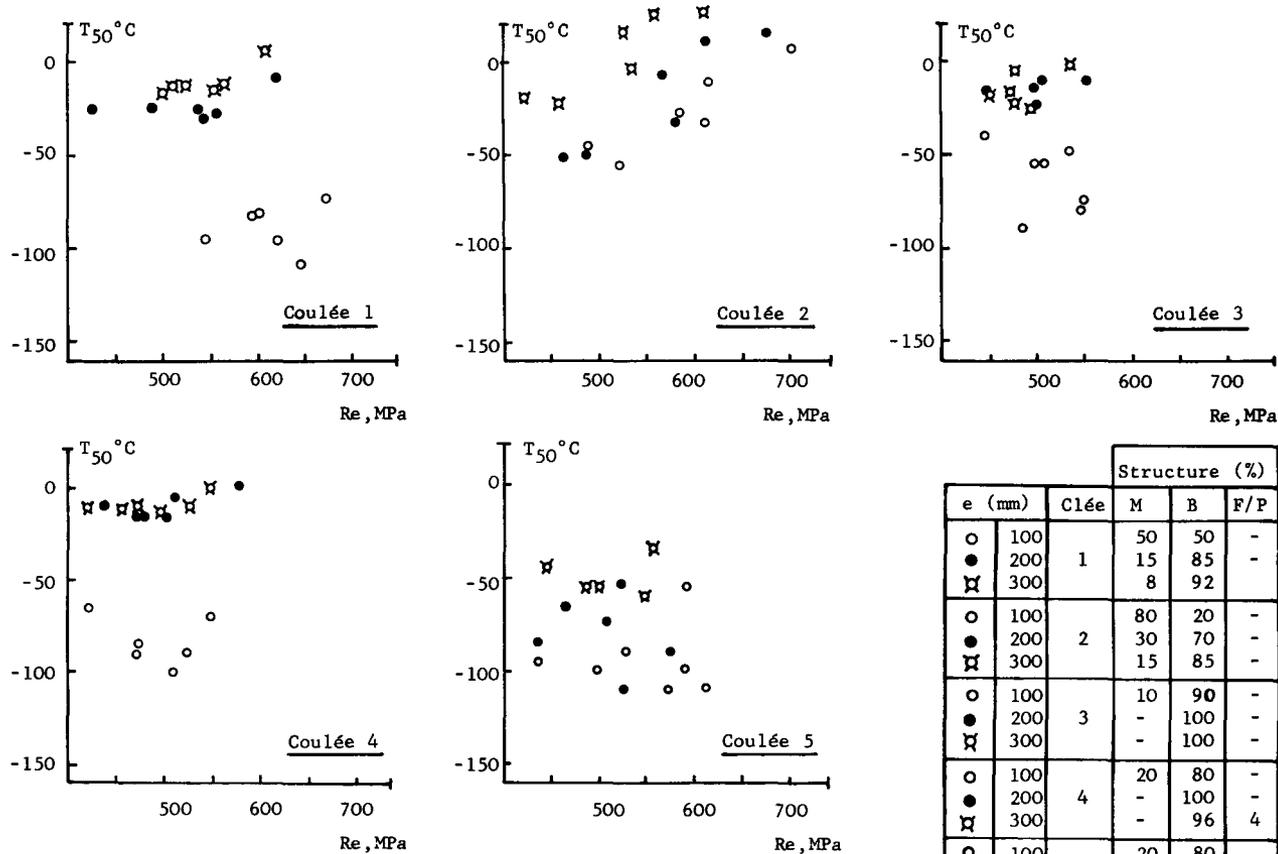
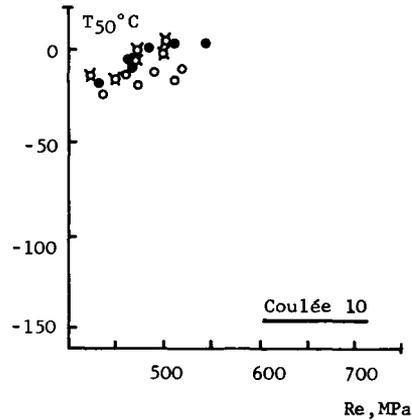
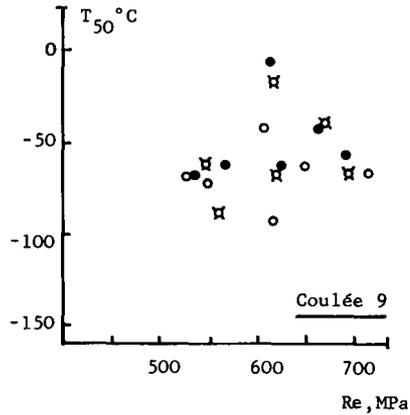
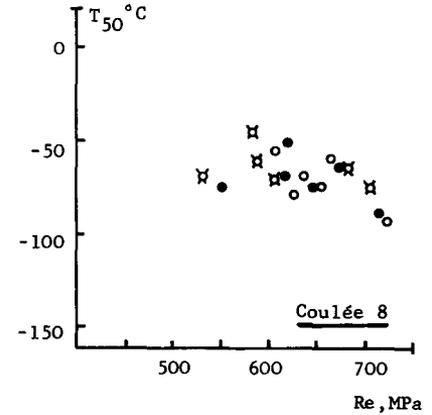
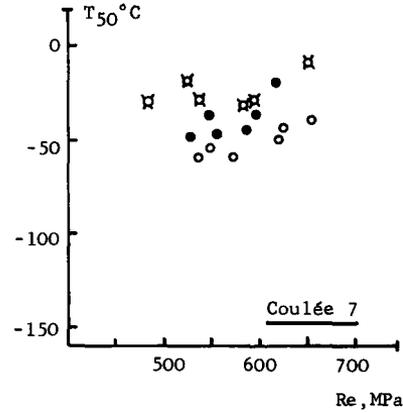
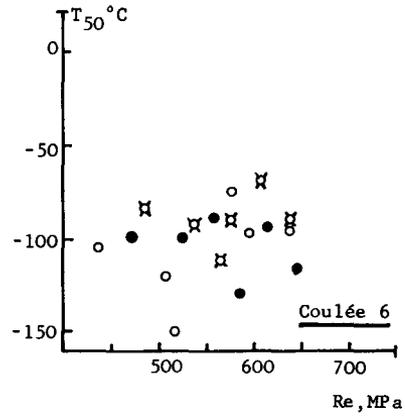


Figure 33 - Relation entre T_{50} et R_e

- Relationship between FATT and yield stress

- Zusammenhang zwischen der Übergangstemperatur und der Streckgrenze

		Structure (%)		
e (mm)	Clée	M	B	F/P
○	1	50	50	-
●		15	85	-
⊠		8	92	-
○	2	80	20	-
●		30	70	-
⊠		15	85	-
○	3	10	90	-
●		-	100	-
⊠		-	100	-
○	4	20	80	-
●		-	100	-
⊠		-	96	4
○	5	20	80	-
●		5	95	-
⊠		3	97	-

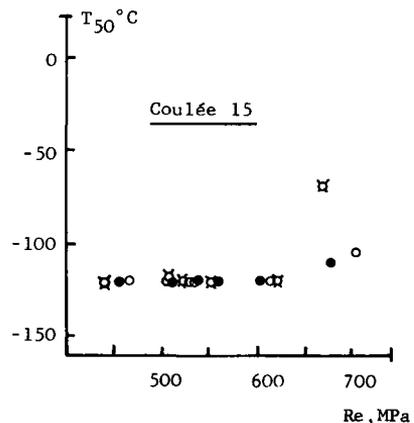
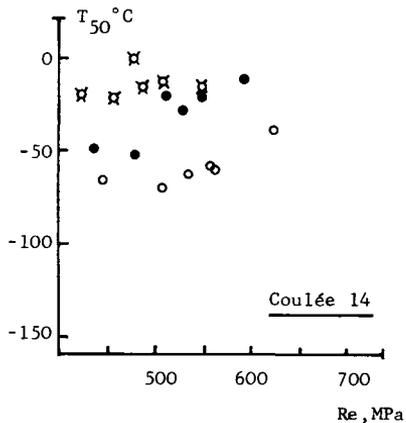
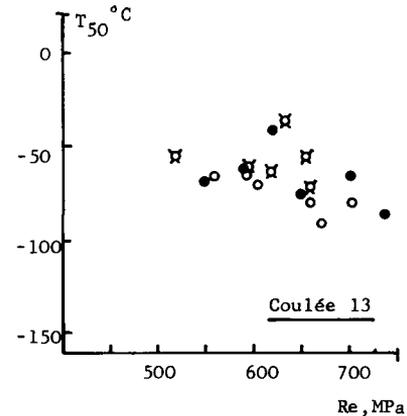
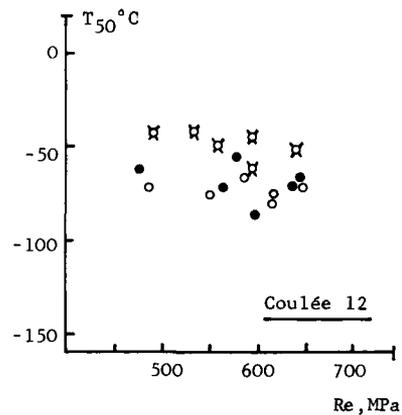
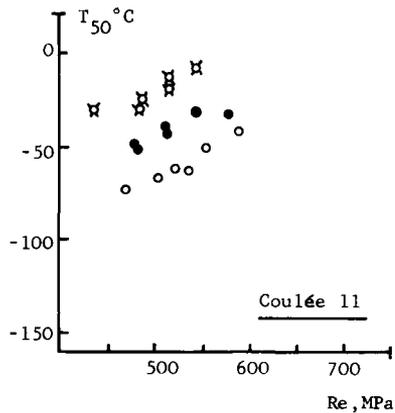


e (mm)	Clée	Structure (%)		
		M	B	F/P
○	6	80	20	-
●		75	25	-
⊠		40	60	-
○	7	50	50	-
●		10	90	-
⊠		-	100	-
○	8	50	50	-
●		10	90	-
⊠		-	100	-
○	9	100	-	-
●		70	30	-
⊠		30	70	-
○	10	-	100	-
●		-	100	-
⊠		-	100	6

Figure 34 - Relation entre T_{50} et Re

- Relationship between FATT and yield stress

- Zusammenhang zwischen der Übergangstemperatur und der Streckgrenze



		Structure (%)		
e (mm)	Clée	M	B	F/P
○	11	-	100	-
●		-	100	-
⊗		-	100	ε
○	12	85	15	-
●		50	50	-
⊗		15	85	-
○	13	95	5	-
●		60	40	-
⊗		30	70	-
○	14	40	60	-
●		-	100	-
⊗		-	100	-
○	15	100	-	-
●		100	-	-
⊗		100	-	-

Figure 35 - Relation entre T_{50} et Re

- Relationship between FATT and yield stress

- Zusammenhang zwischen der Übergangstemperatur und der Streckgrenze

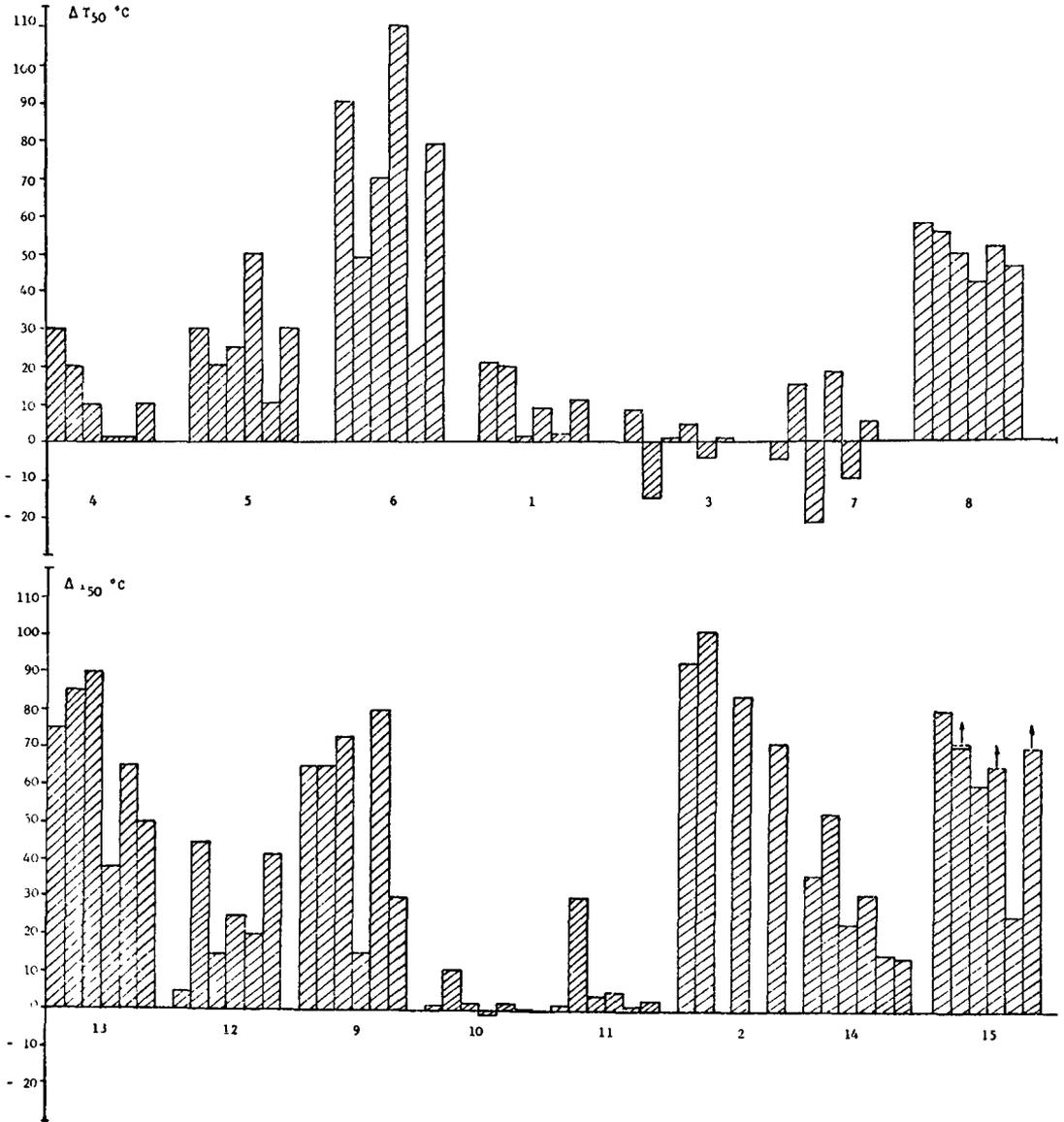


Figure 36 - Fragilisation due au refroidissement lent après détensionnement

- Embrittlement due to slow cooling after stress relief

- Verprödung, die auf eine langsame Abkühlung nach dem Spannungsarmglühen zurückzuführen ist.

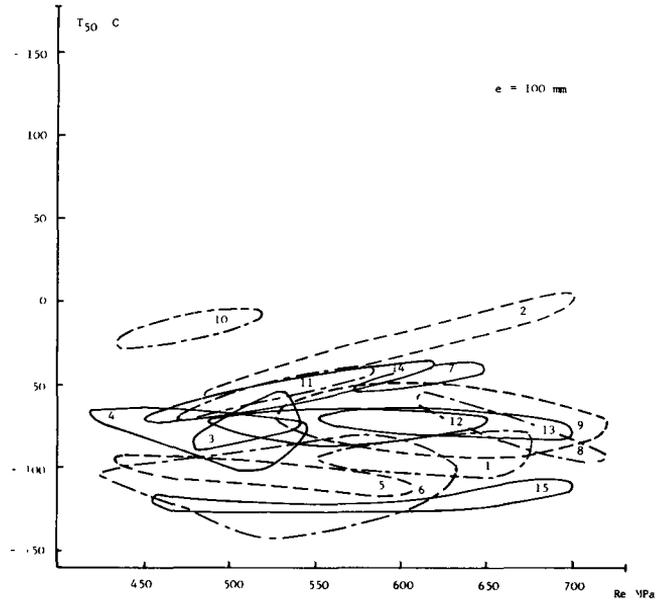


Figure 37 - Relation entre T_{50} et R_e
 - Relationship between FATT and yield stress
 - Zusammenhang zwischen der Übergangtemperatur und der Streckgrenze

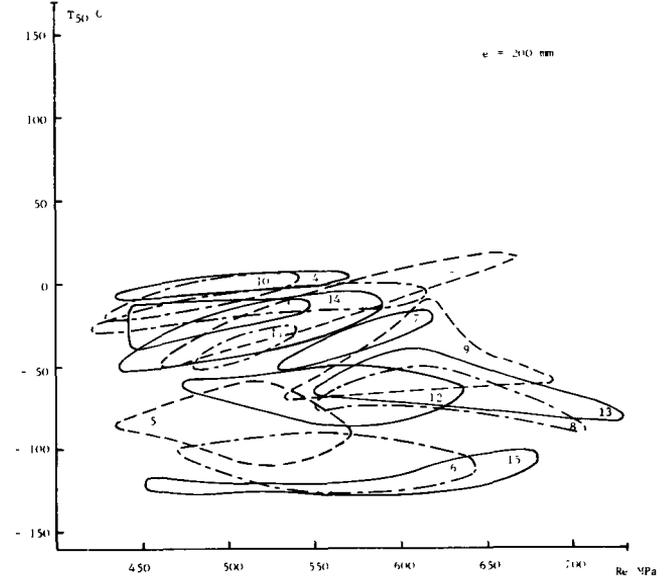


Figure 38 - Relation entre T_{50} et R_e
 - Relationship between FATT and yield stress
 - Zusammenhang zwischen der Übergangtemperatur und der Streckgrenze

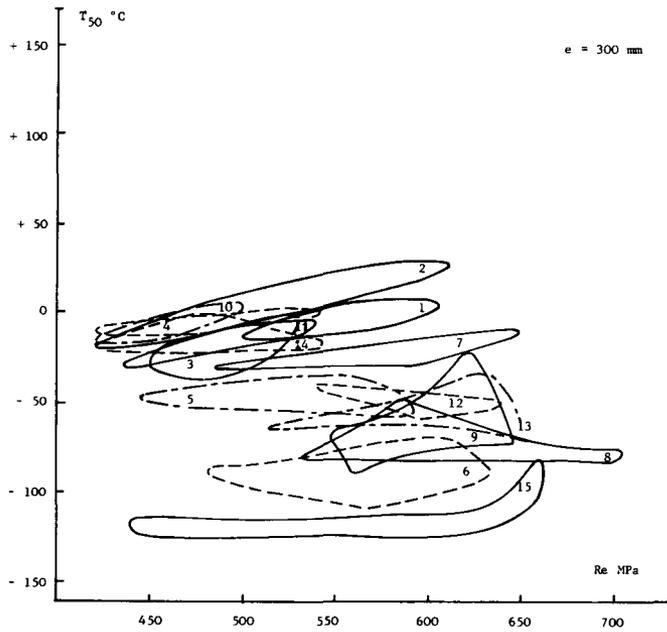


Figure 39 - Relation entre T_{50} et R_e

- Relationship between T_{50} and yield stress
- Zusammenhang zwischen der Übergangstemperatur und der Streckgrenze

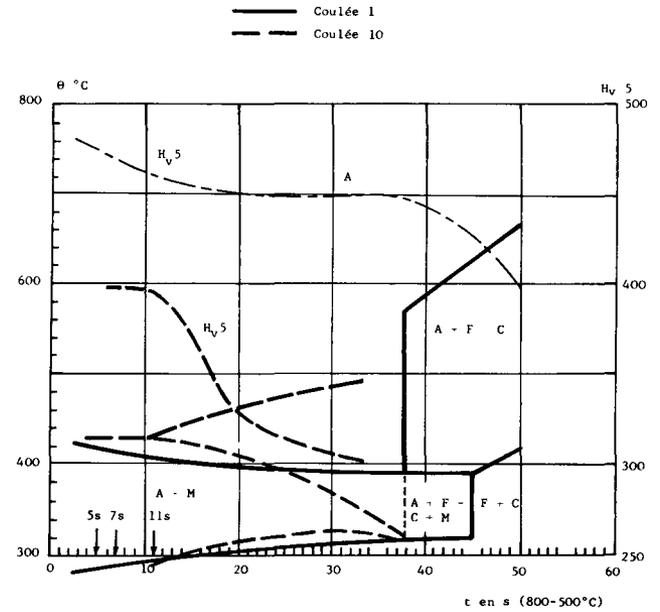


Figure 40 - Diagrammes TRC - Conditions de soudage

- Time-temperature diagrams - Welding conditions
- Diagramme bei kontinuierlicher Abkühlung - Schweißen Zustand

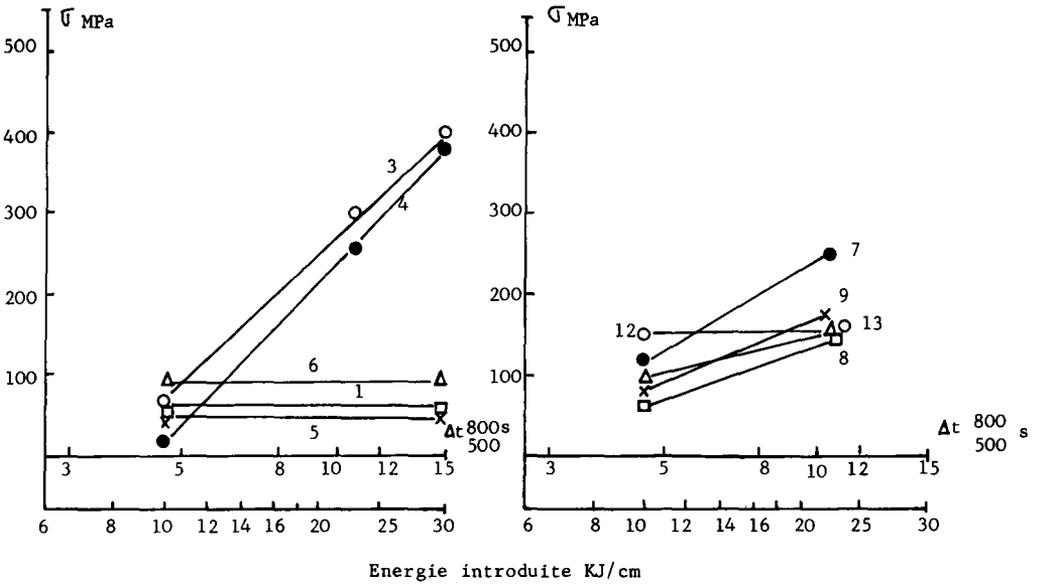


Figure 41 A- Essais d'implants sans préchauffage

- Implant tests without preheating

- Versuche an "Implantaten" ohne Vorwärmung

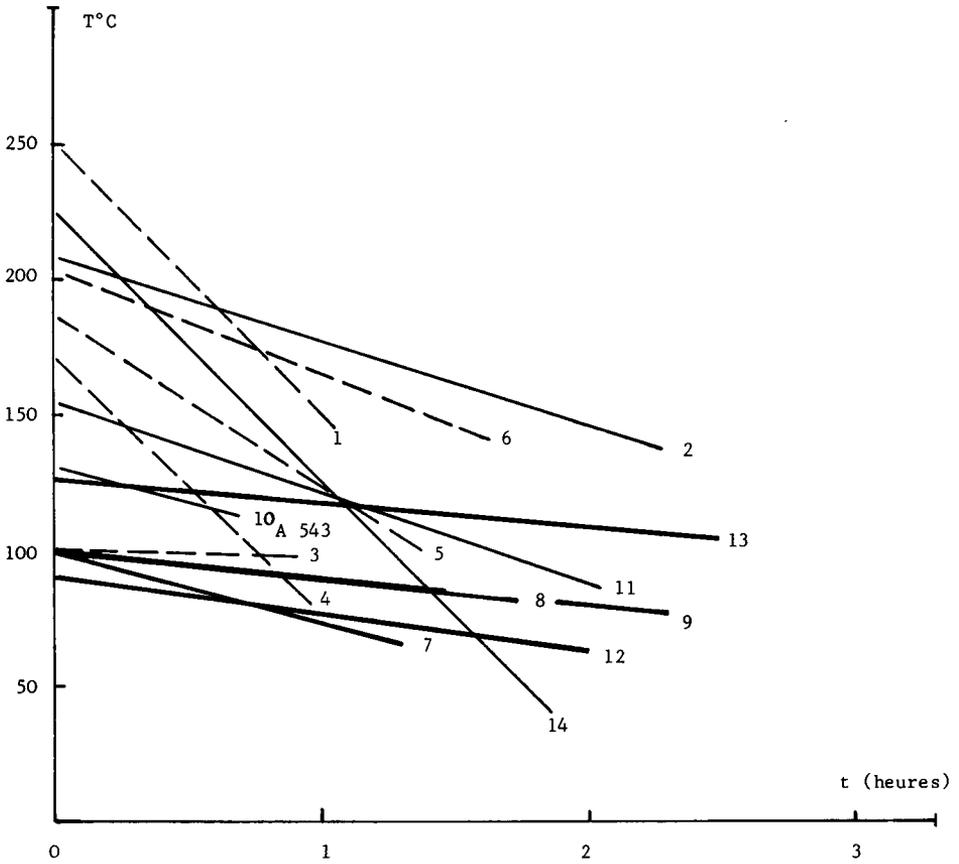


Figure 41 B- Essais d'implants avec pré et postchauffage

- Implant tests with pre-and postheating
- Versuche an "Implantaten" mit Vor- und Nachwärmung

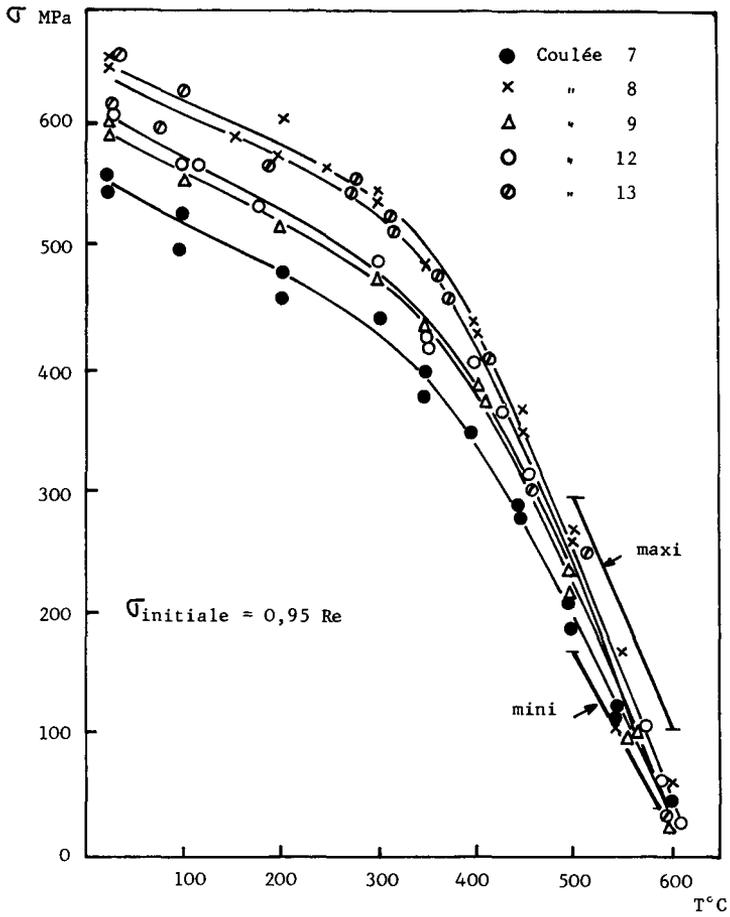


Figure 42 - Essais de relaxation anisotherme - Variation de la tension résiduelle en fonction de la température.

- Anisothermic relaxation tests - Residual stress as a temperature function
- Anisothermische Entspannungsversuche - Änderungen der Restspannung in Abhängigkeit der Temperatur.

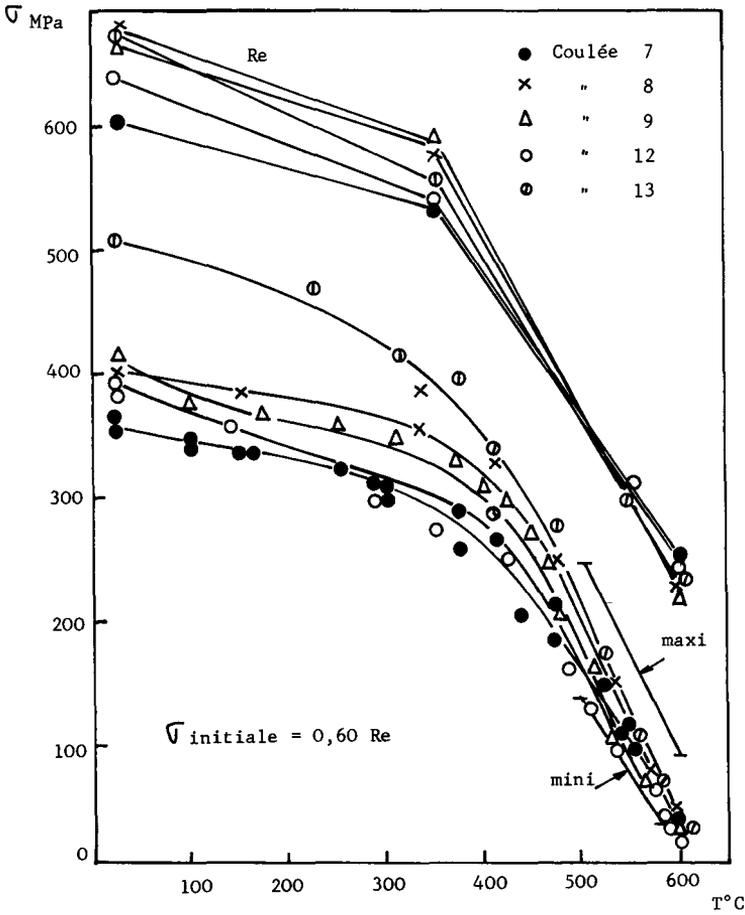


Figure 43 - Essais de relaxation anisotherme - Variation de la tension résiduelle en fonction de la température.

- Anisothermic relaxation tests - Residual stress as a temperature function
- Anisothermische Entspannungsversuche - Änderungen der Restspannung in Abhängigkeit der Temperatur.

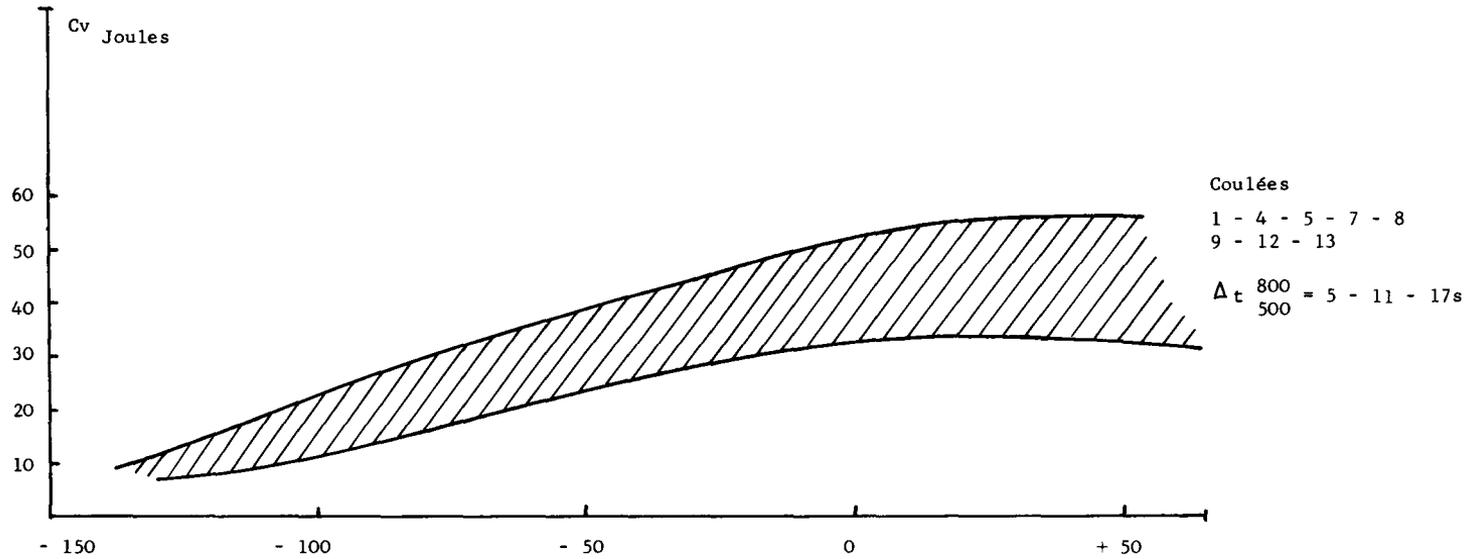


Figure 44 - Essais de résilience sur ZAT simulée

- Impact tests on simulated HAZ
- Kerbschlagversuche auf der simulierten WEZ

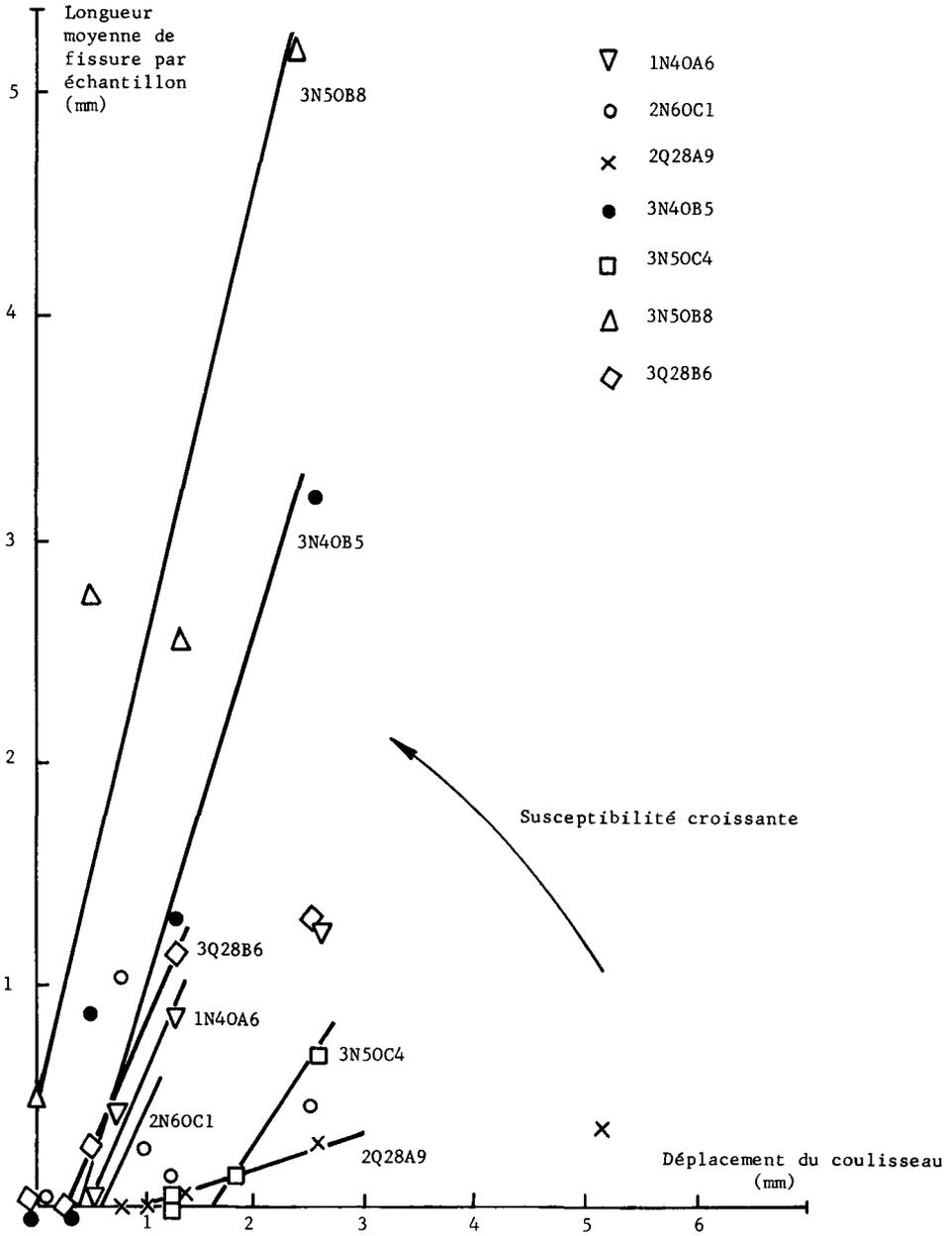


Figure 45 - Résultat des essais transvarestraint

- Transvarestraint test results
- Ergebnisse der "Transvarestraint" = Versuche

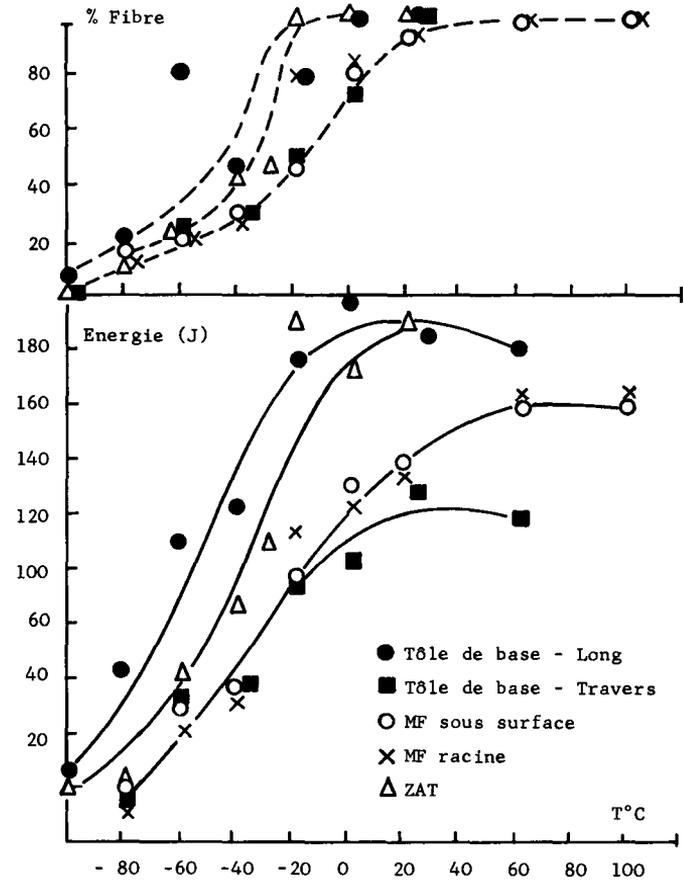
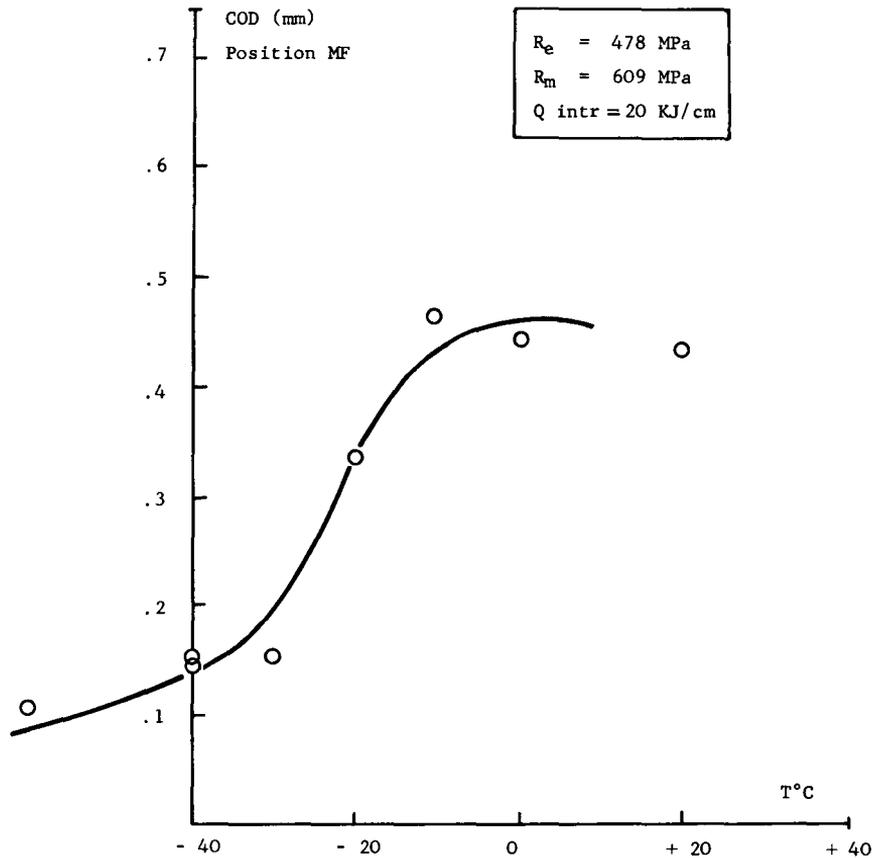


Figure 46 - Acier 2N27B9 - Essais de résilience et COD
 - 2N27B9 Steel - Impact and COD tests
 - Stahl 2N27B9 - Kerbschlagmähigkeitsversuche und COD

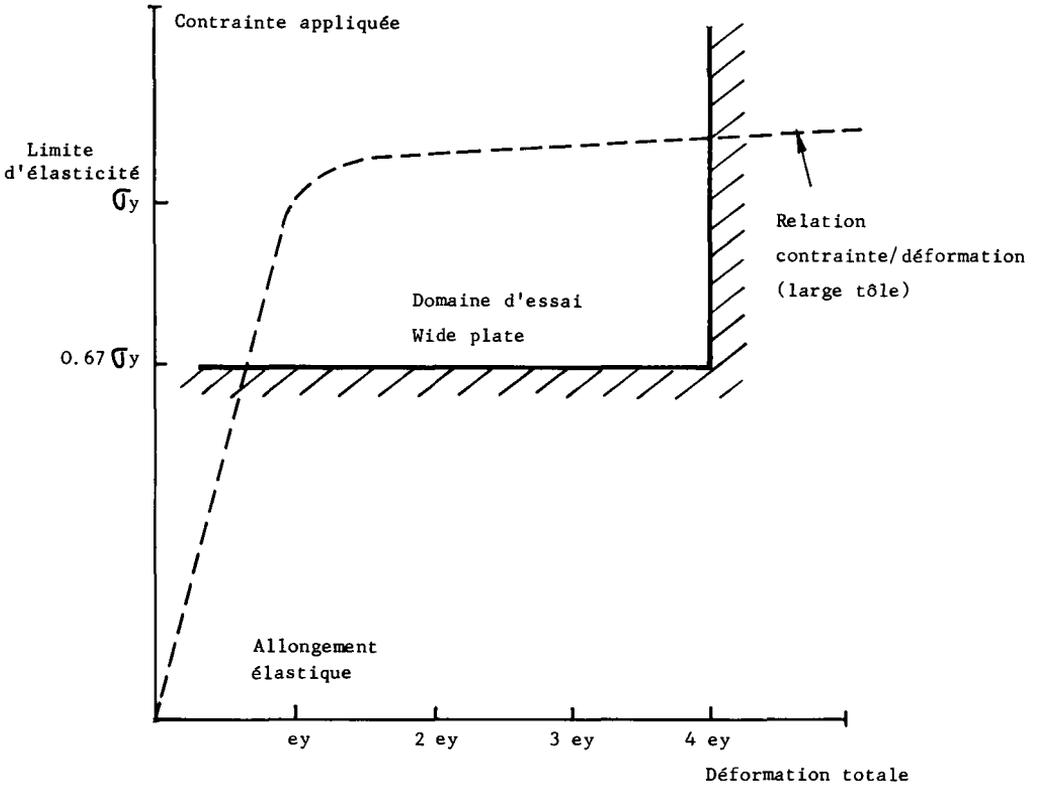


Figure 47 - Domaine d'essai pour les essais Wide-plate

- Area of wide plate tests
- Umfang der Wide-plate Versuche

ELECTRODES BASIQUES - 130 °C - 1 h

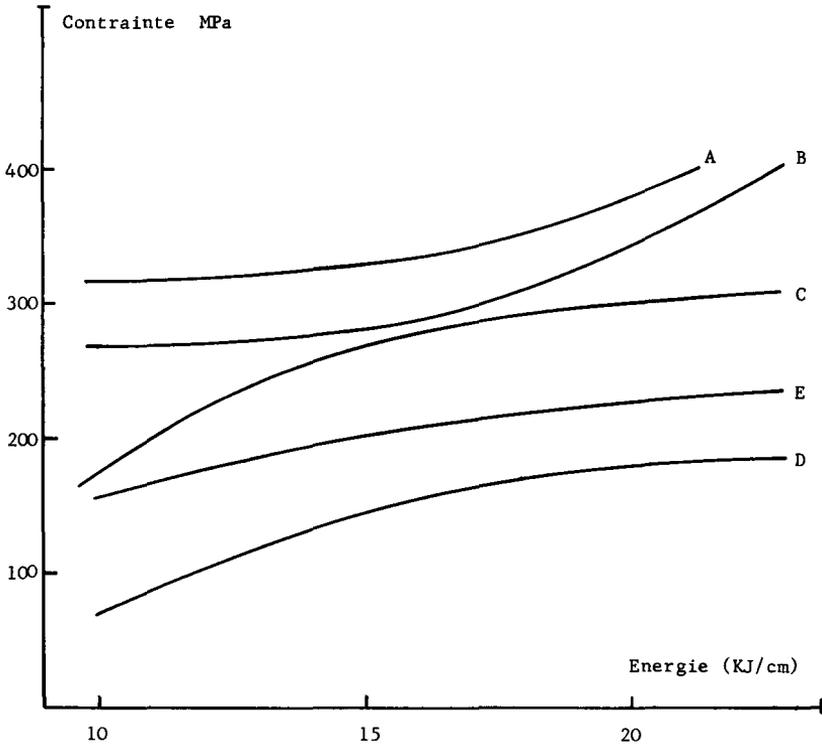


Figure 48 - Courbes d'implant des aciers étudiés (12)

- Implant test curves for the investigated steels (12)
- Implantkurven der untersuchten Stähle (12)

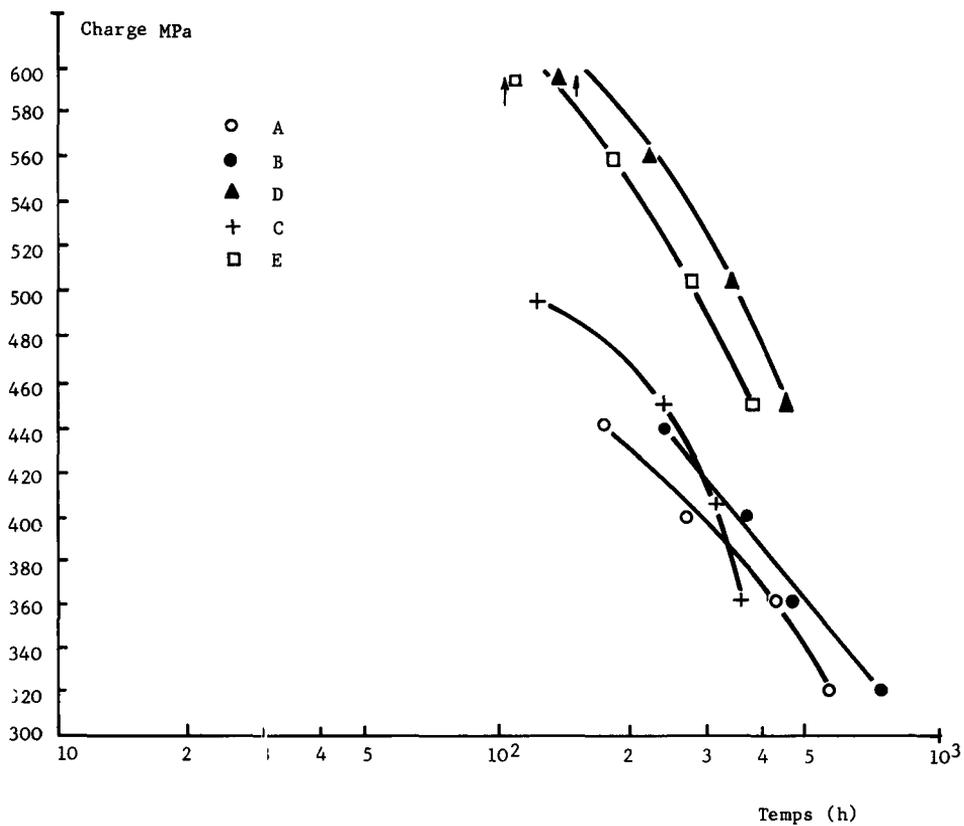


Figure 49 - Essais de corrosion sous tension - Temps de rupture en fonction de la charge - Etat de livraison

- Stress corrosion tests - Rupture time versus load - Delivery condition
- Korrosionsversuche unter Beanspruchung - Bruchzeit in Abhängigkeit der Last. Lieferzustand

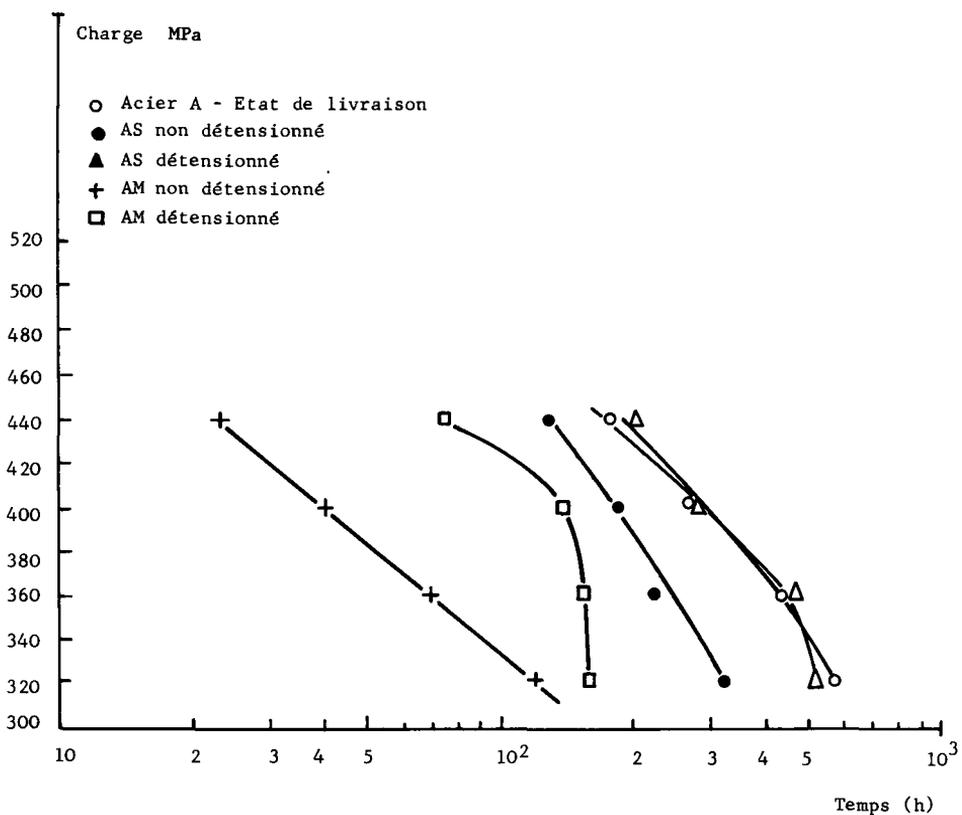


Figure 50 - Essais de corrosion sous tension - Influence du soudage

- Stress corrosion tests - Effect of welding

- Korrosionversuche unter Beanspruchung - Einfluss des Schweissens

- (A) .15 % C, .35 % Si, 1.35 % Mn, 0.17 % V
- (B) .15 % C, .35 % Si, 1.35 % Mn, 0.17 % V, 1 % Cr
- (C) .15 % C, .35 % Si, 1.35 % Mn, 0.17 % V, 1 % Cr, 2 % Ni

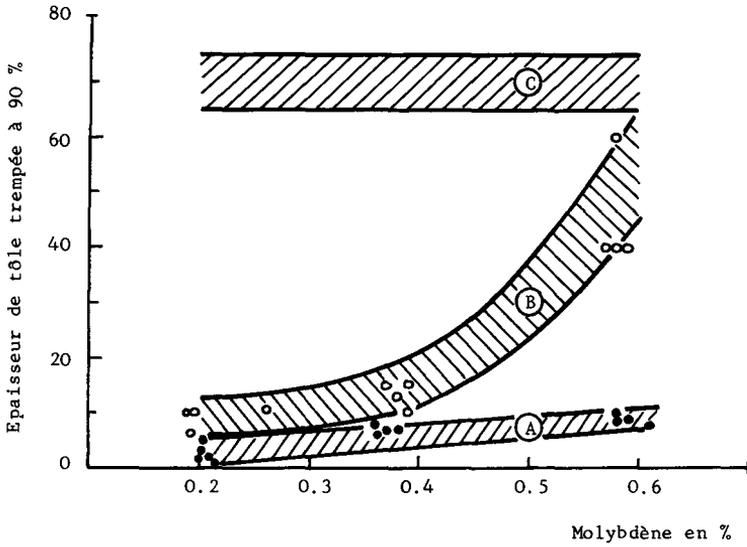


Figure 51 - Influence des éléments d'alliage sur la trempabilité des coulées (10)

- Effect of alloying elements on the hardenability of the heats
- Beeinflussung der Härtbarkeit der Schmelzen durch die Legierungsbestandteile

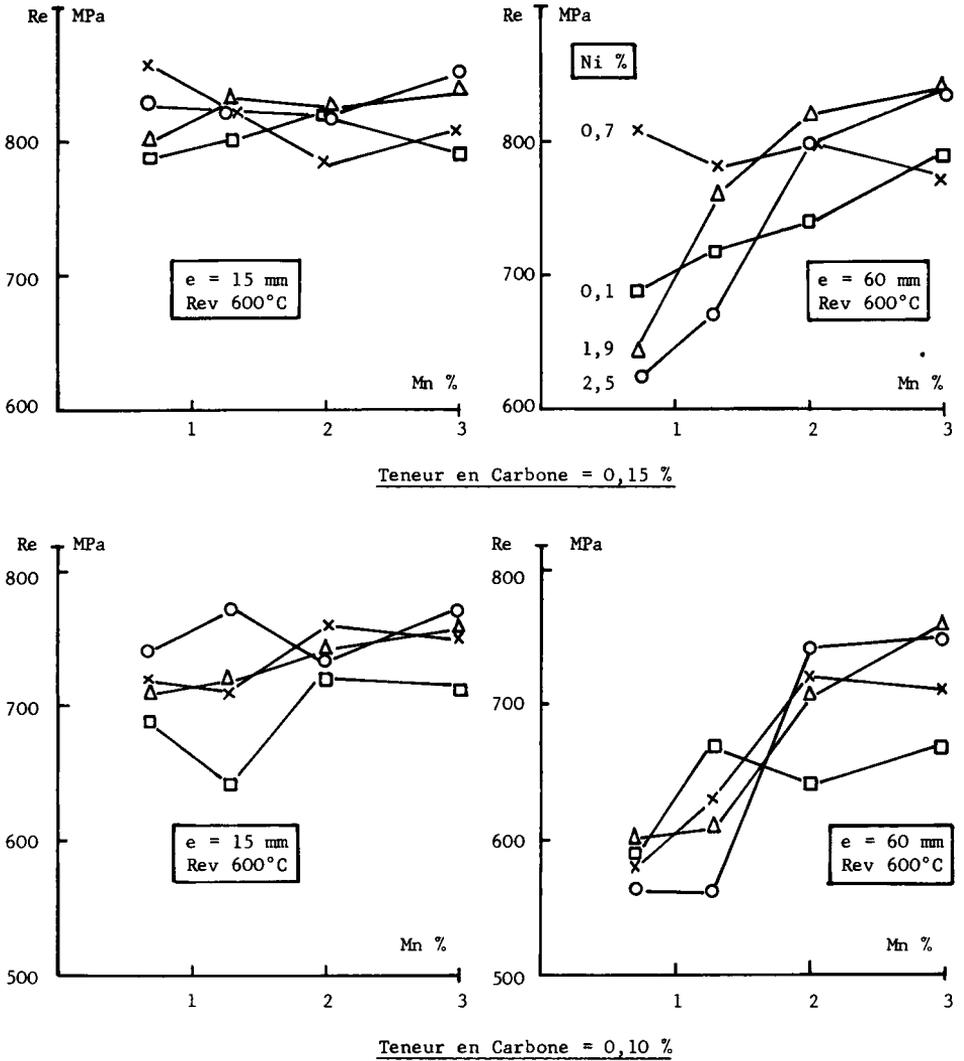
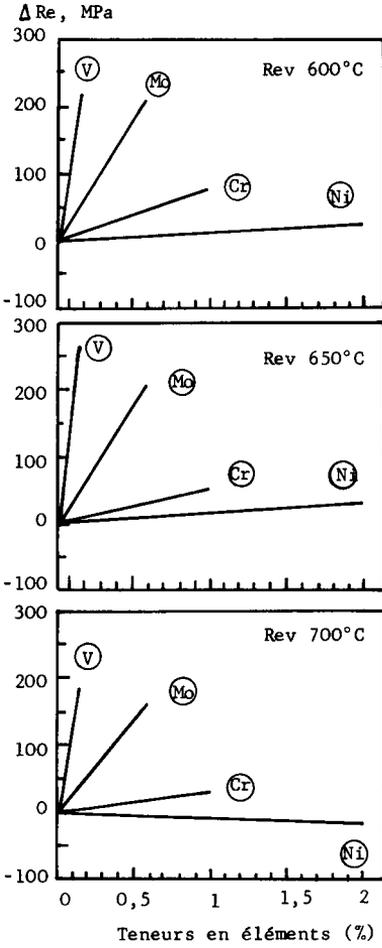


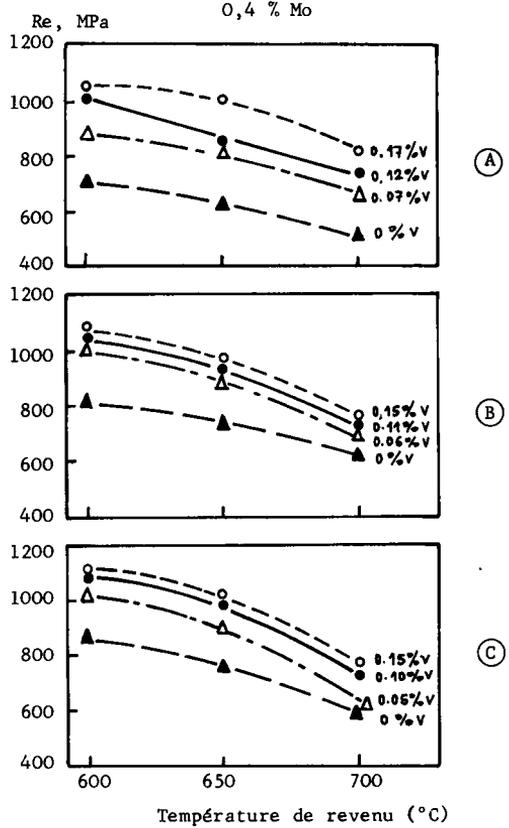
Figure 52 - Influence des éléments C, Mn, Ni, Cr et de l'épaisseur sur Re (11)

- Effect of C, Mn, Ni, Cr elements and thickness on yield stress(11)

- Einfluss der Elements C, Mn, Ni, Cr und der Wanddicke auf Re (11)



	C	Mn	Cr	Ni
(A)	0,15	1,35	-	-
(B)	0,15	1,35	1	-
(C)	0,15	1,35	1	2



Epaisseur : 15 mm

Figure 53 - Influence des éléments d'alliage et du revenu sur Re (10)

- Effect of alloying elements and tempering on yield stress (10)

- Einfluss der Legierungsbestandteile und des Anlassglühens auf Re (10)

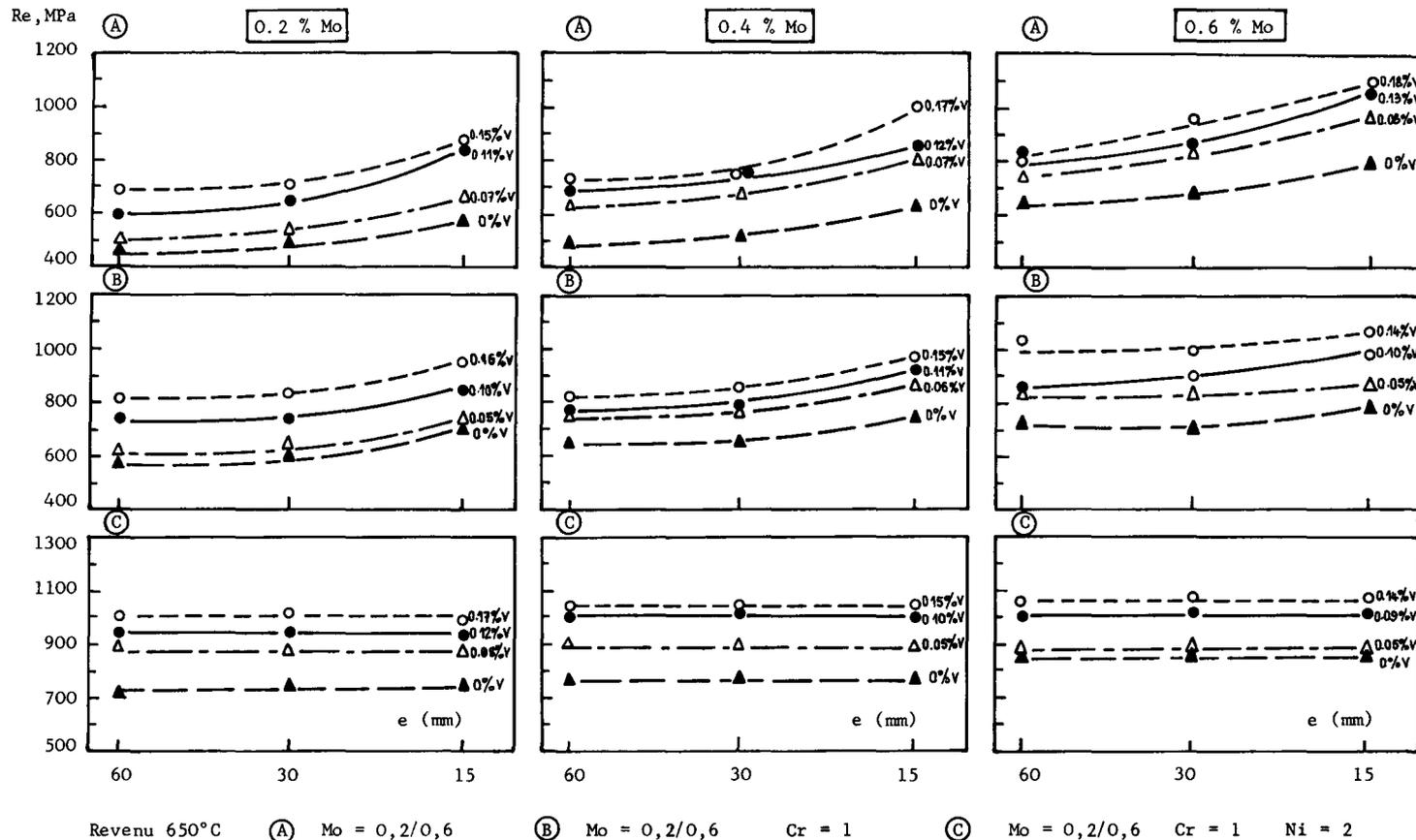


Figure 54 - Influence de l'épaisseur et de la composition sur Re (10)

- Effect of thickness and chemical composition on yield stress (10)

- Einfluss der Wanddicke und der Zusammensetzung auf Re (11)

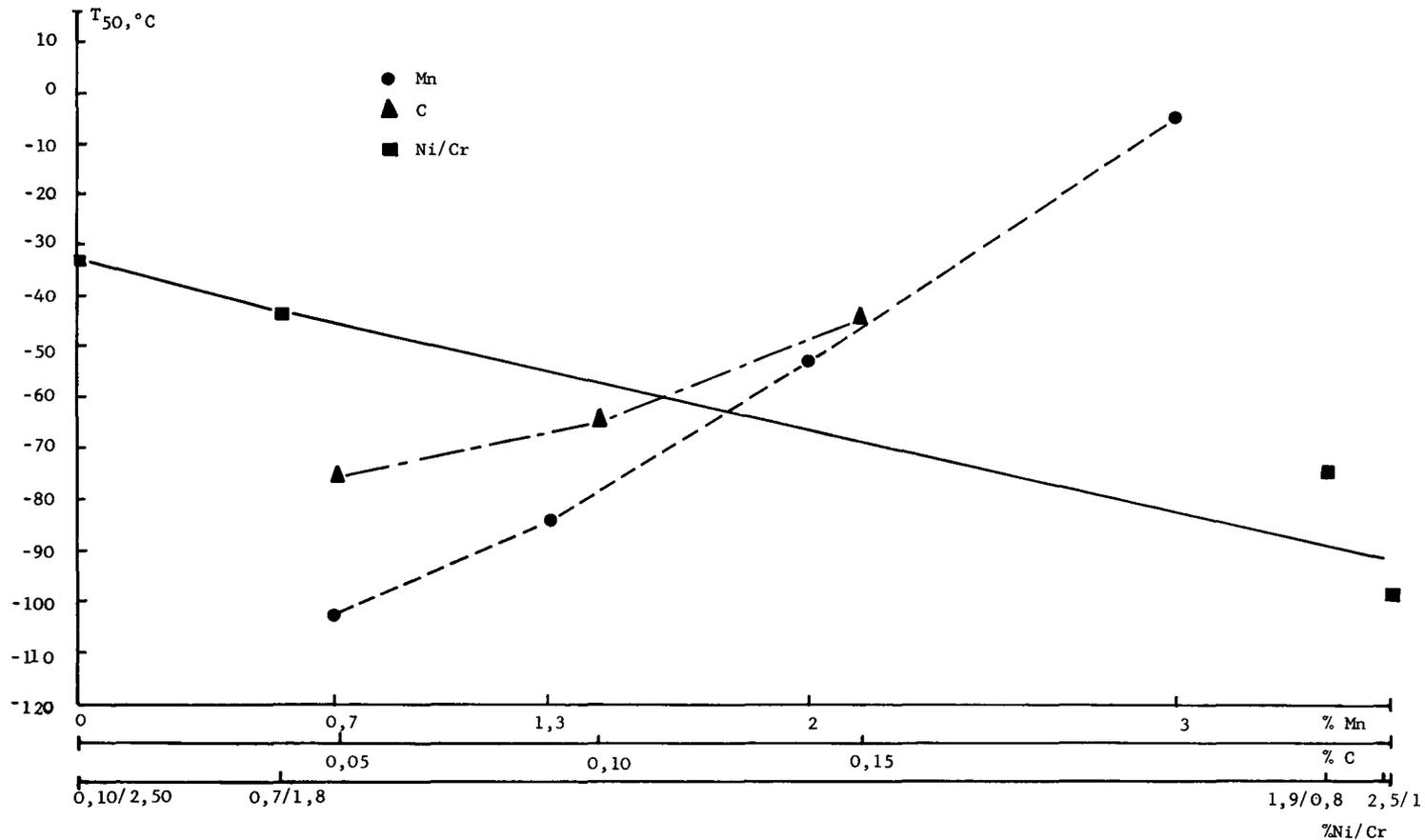
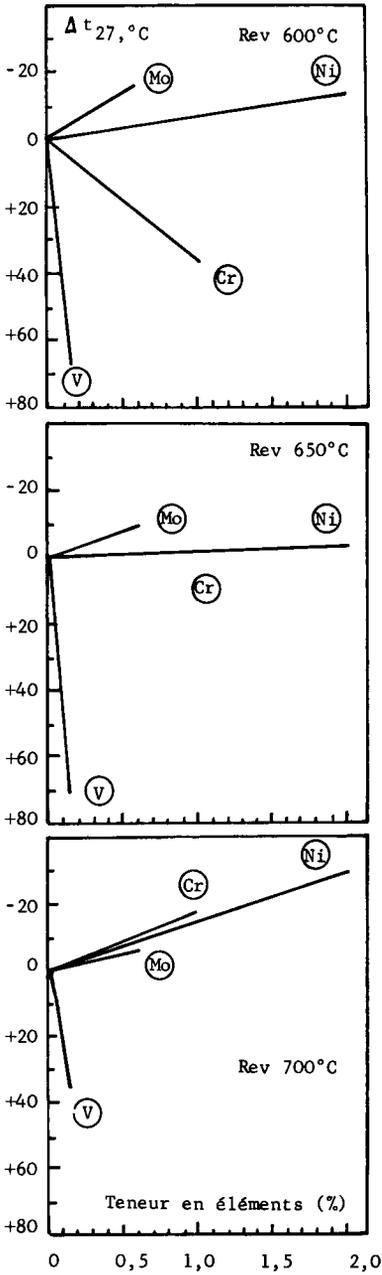


Figure 55 - Influence des éléments d'additions sur T₅₀ (11)

- Effect of alloying elements on T₅₀ (11)

- Einfluss der Zusätze auf T₅₀ (11)



	C	Mn	Cr	Ni
(A)	0,15	1,35	-	-
(B)	0,15	1,35	1	-
(C)	0,15	1,35	1	2
Mo = 0,4 %				

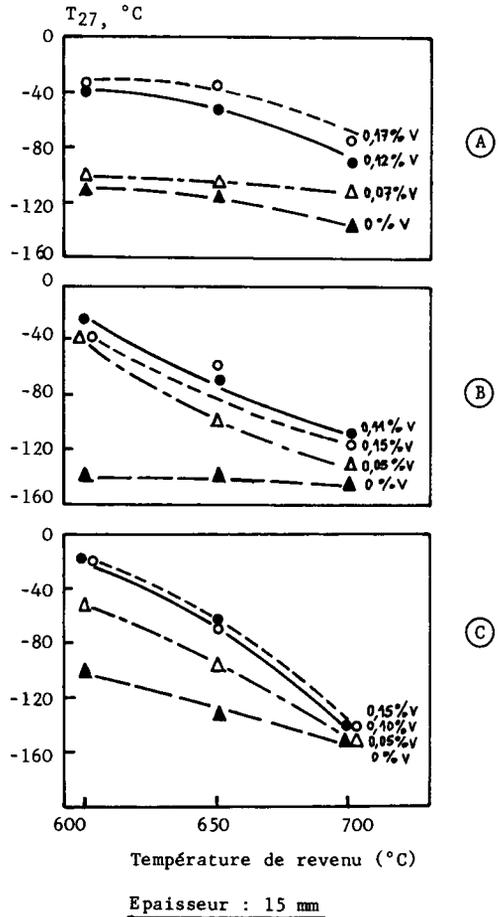


Figure 56 - Influence des éléments d'alliage et du revenu sur T27 (11)
 - Effect of alloying elements and tempering on T27 (11)
 - Einfluss der Legierungsbestandteile und des Anlassglühens auf T27 (11)

T 27 J
°C

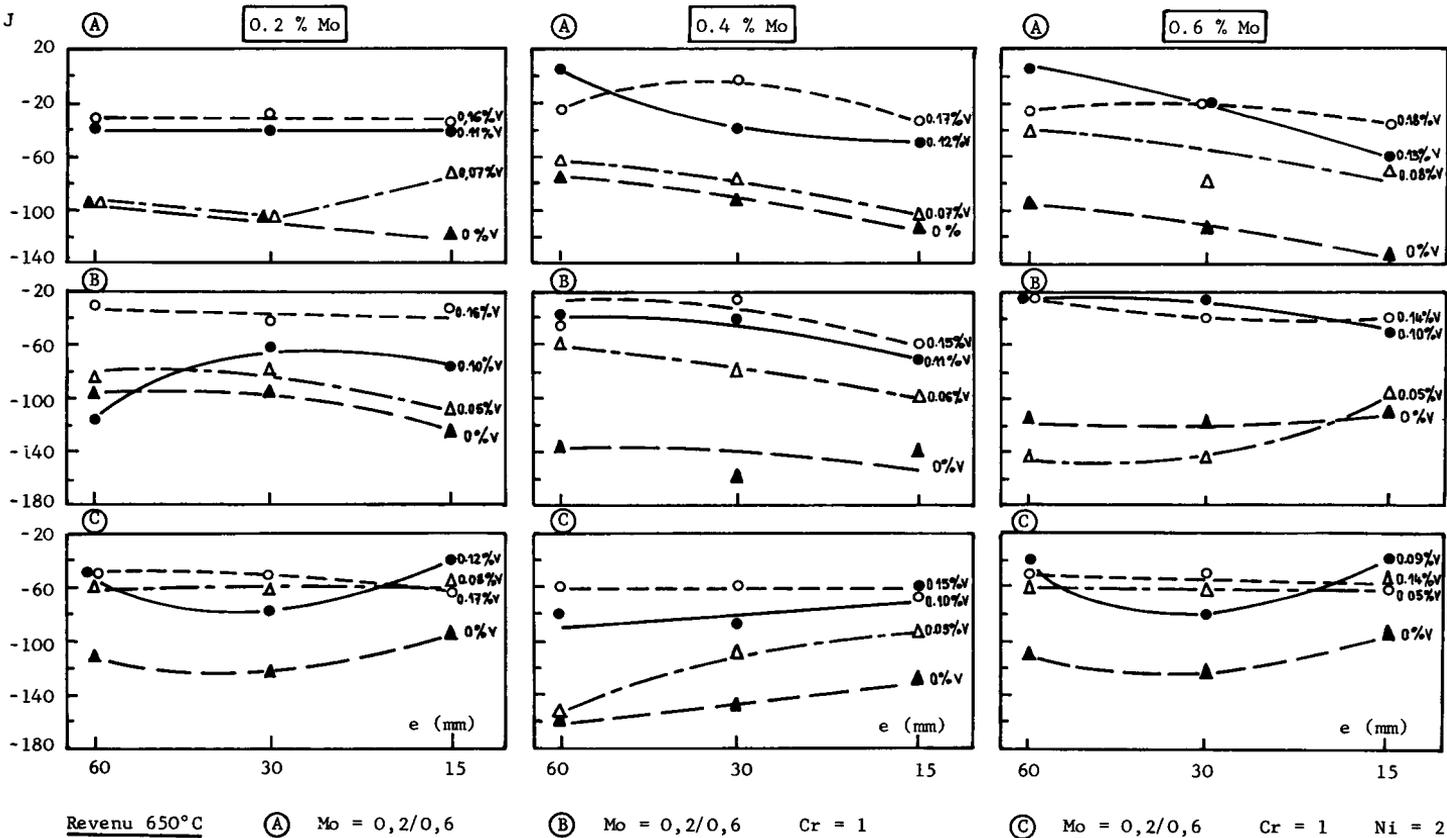


Figure 57 - Influence de l'épaisseur et de la composition sur T27 (10)

- Effect of thickness and chemical composition on T27 (10)

- Einfluss der Wanddicke und der Zusammensetzung auf T27 (10)

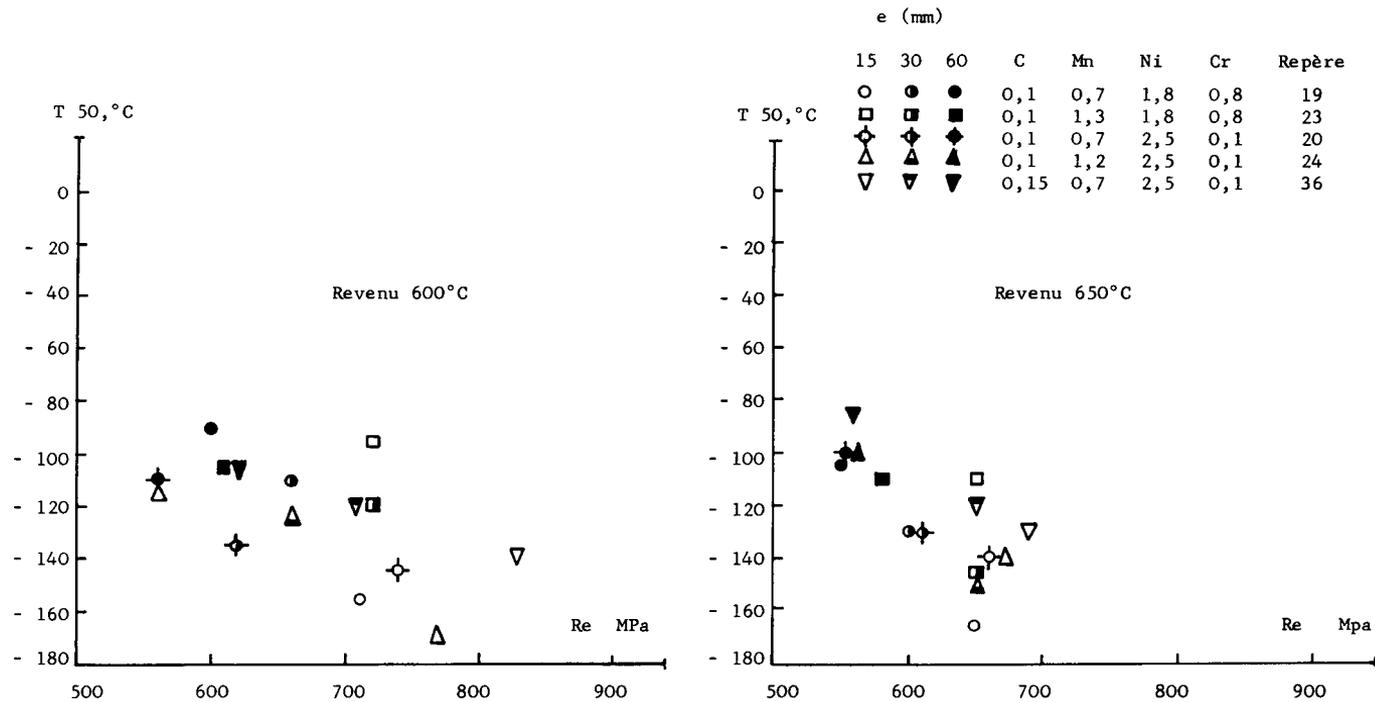


Figure 58 - Evolution simultanée de Re et T50 (FATT) (11)

- Simultaneous variation of yield stress and T50 (FATT) (11)
- Gleichzeitige Veränderung von Re und T50 (FATT) (11)

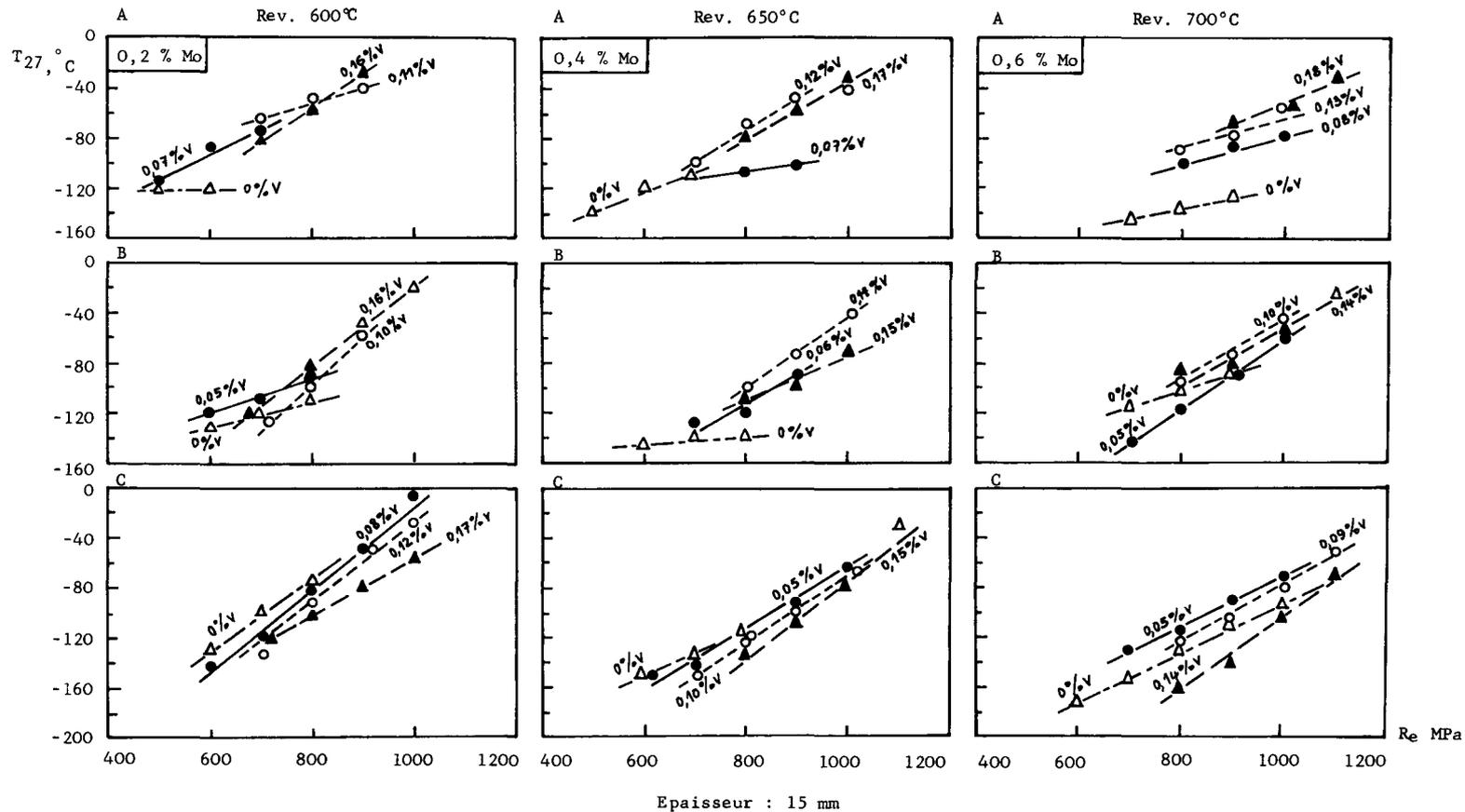
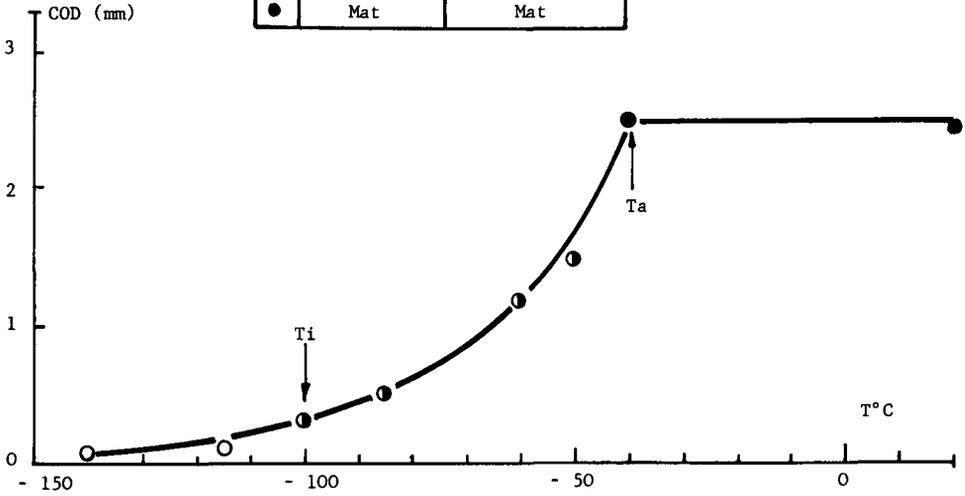


Figure 59 - Evolution simultanée de Re et T27 (10)

- Simultaneous variation of yield stress and T27 (10)
- Gleichzeitige Veränderung von Re und T27 (10)

Aspect de cassure		
	Région de l'entaille	Reste de l'éprouvette
○	Cristallin	Cristallin
●	Mat	Cristallin
●	Mat	Mat



Composition	C	Mn	Cr	Ni	Mo	V
%	0,16	1,35	-	-	0,2	0,16

Critère	Domaine de température (°C)		
	Base A	Base B	Base C
Ta	-30/-40	-40/-60	-20/-60
Ti	-100/-130	-110/-130	-80/-110
T _{0,25}	-95/-150	-105/-135	-65/-120

Figure 60 - Ténacité des coulées expérimentales (10)

- Toughness of experimental heats (10)
- Zähigkeit der Probeschmelzen (10)

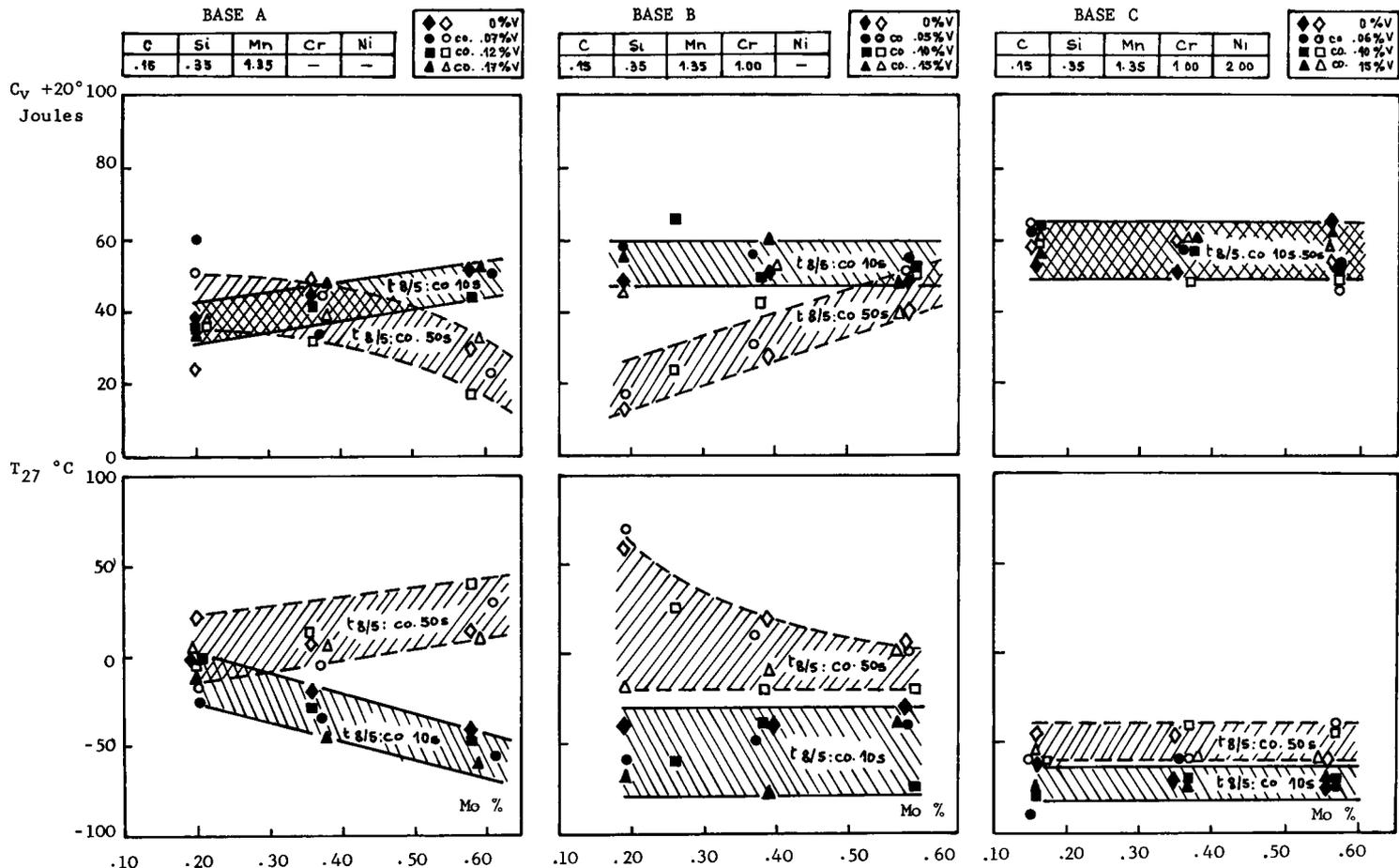


Figure 61 - Influence de la composition et du cycle de soudage sur la résilience d'une ZAT simulée (10)

- Effect of chemical composition and welding cycle on impact strength in simulated HAZ (10)

- Beeinflussung der Zähigkeit einer simulierten WEZ durch die Zusammensetzung und den Schweißungszyklus (10)

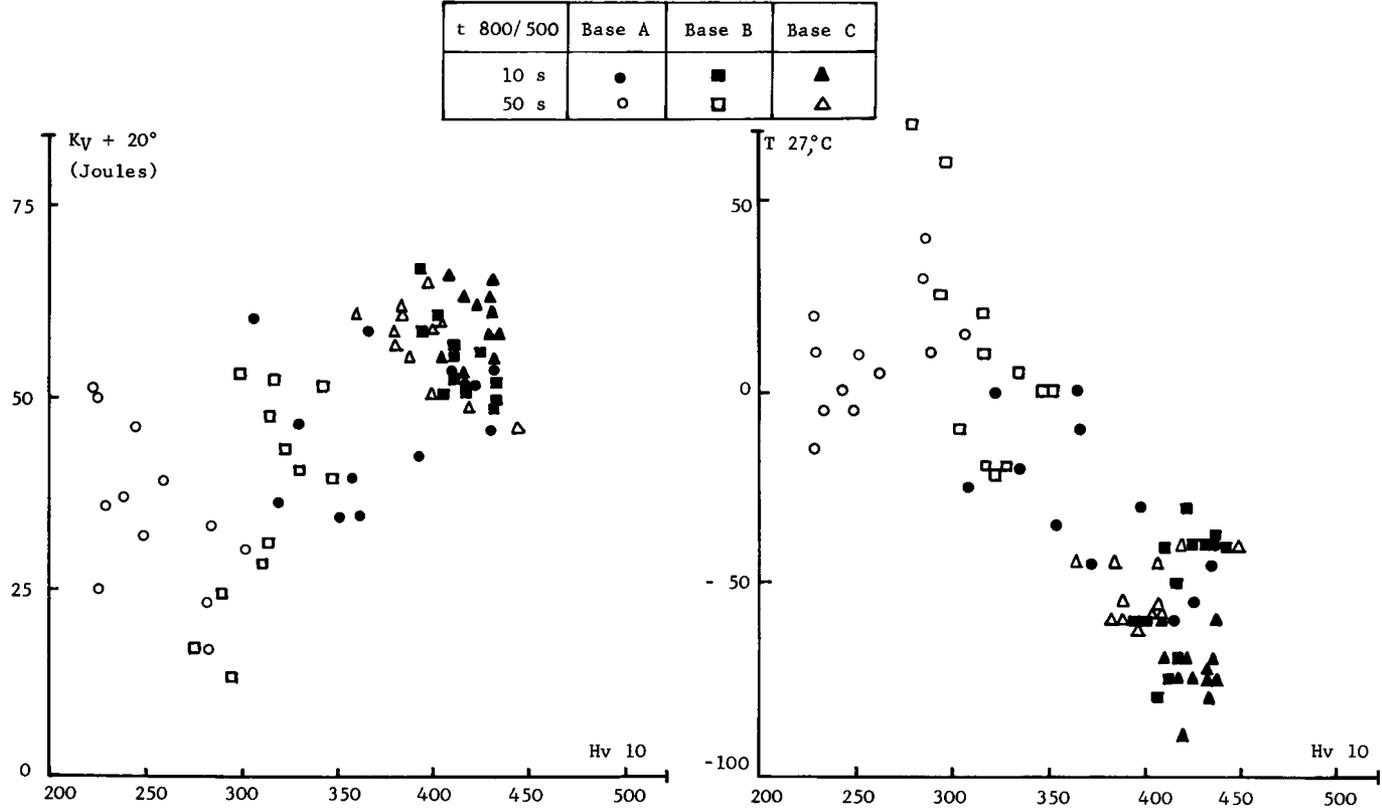


Figure 62 - Simulation de la ZAT - Relation HV/résilience (10)
 - Simulation of HAZ - HV/Impact strength relationship (10)
 - Simulierung der WEZ - Zusammenhang zwischen HV/und Kerbschlagzähigkeit

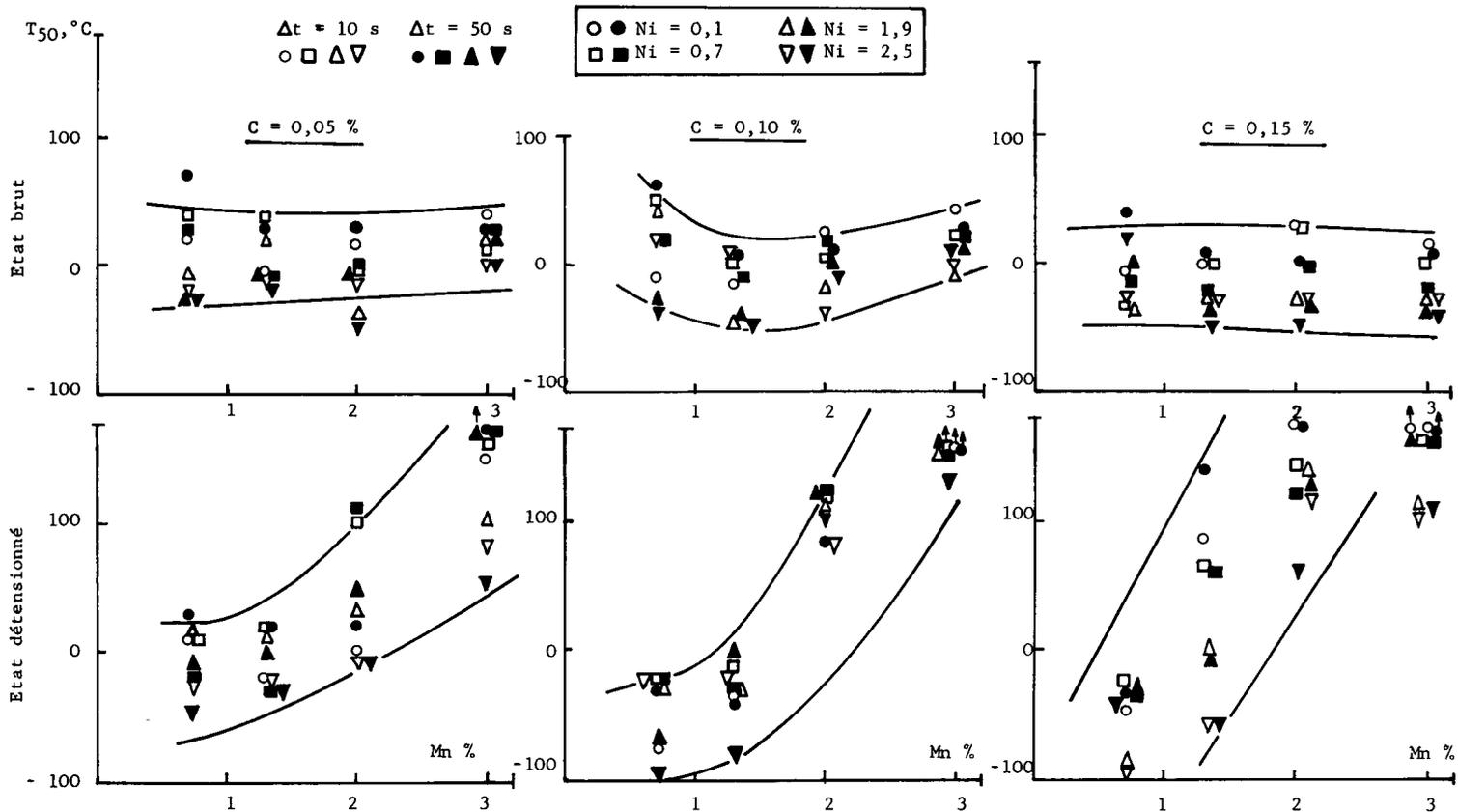


Figure 63 - Influence de la composition et des conditions de soudage sur la résilience de ZAT simulées (11)
 - Effect of chemical composition and welding conditions on impact strength in simulated HAZ (11)
 - Beeinflussung der simulierten WEZ durch die Zusammensetzung und die Schweissbedingungen (11)

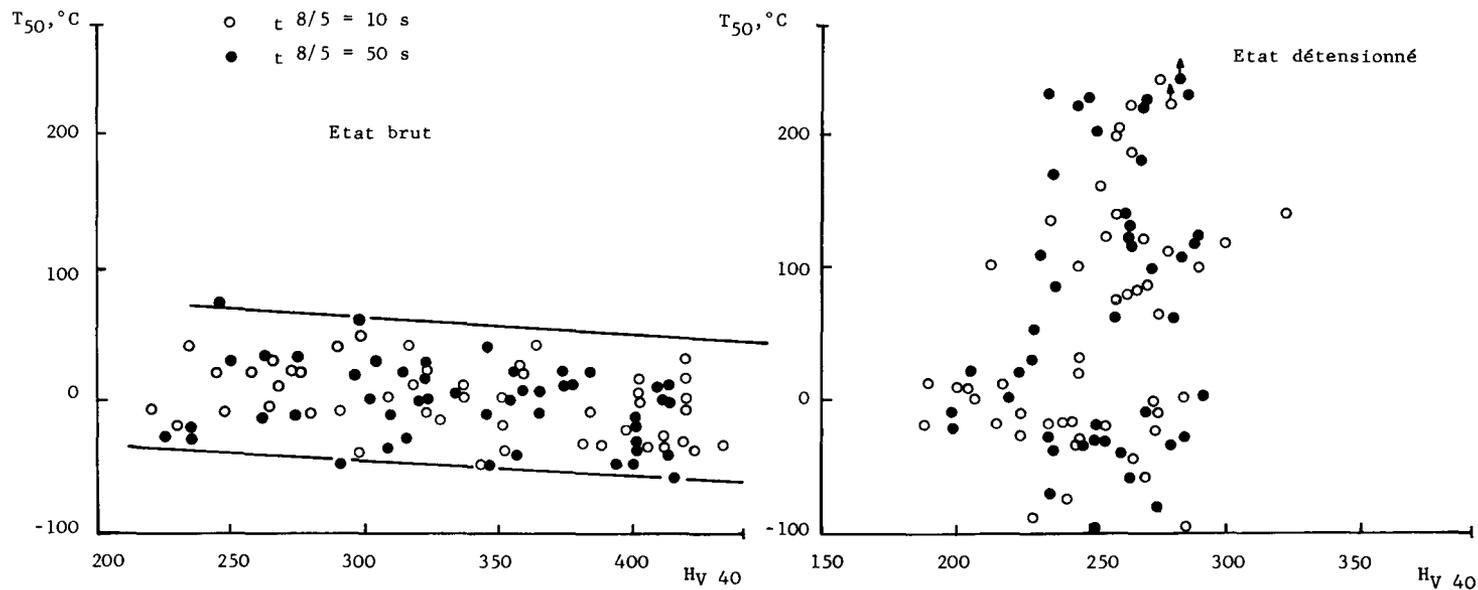


Figure 64 - Simulation de la ZAT - Relation HV/résilience (11)

- Simulation of HAZ - HV/impact strength relationship (11)

- Simulierung der WEZ - Zusammenhang zwischen HV und Kerbschlagzähigkeit (11)

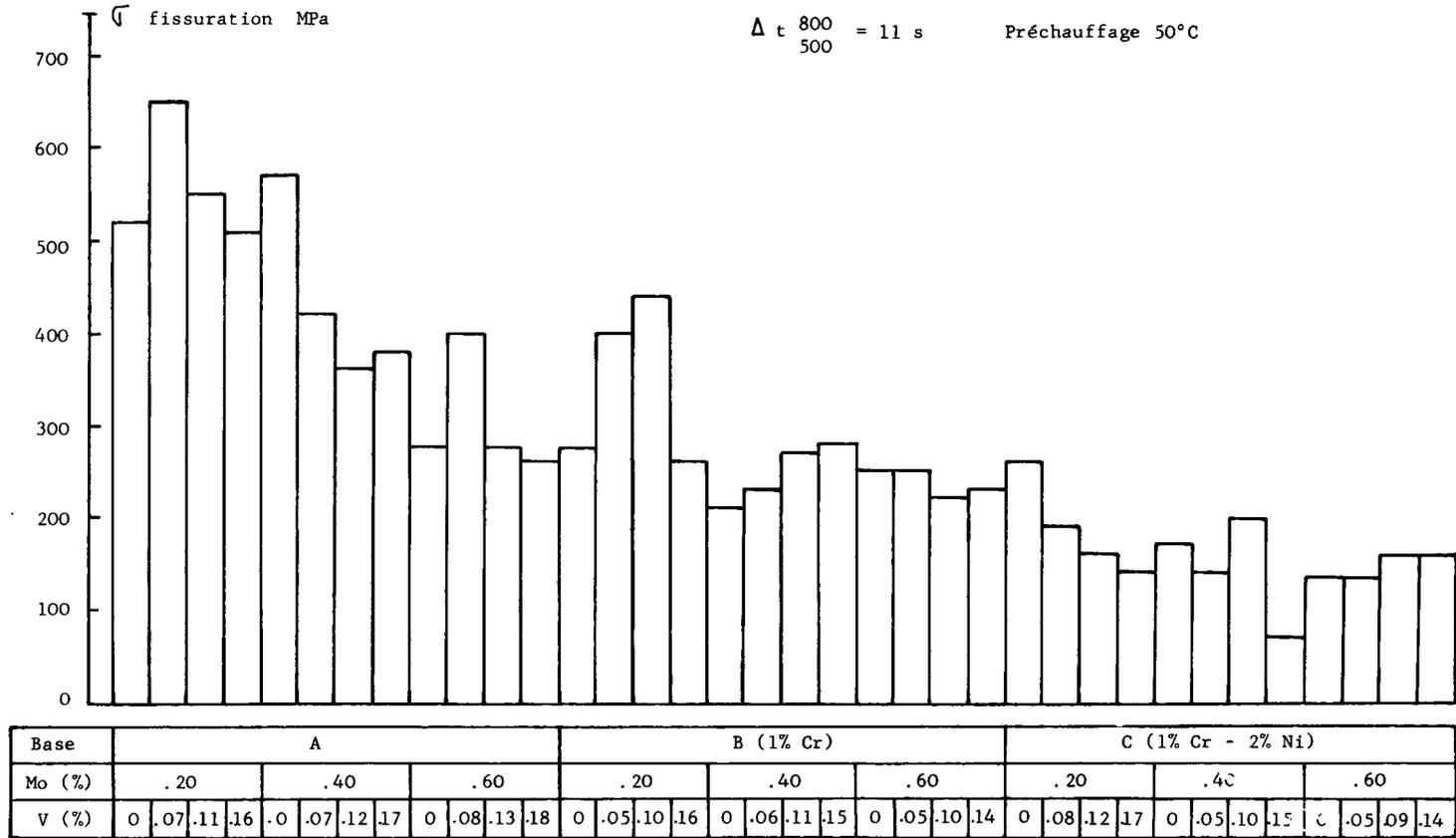
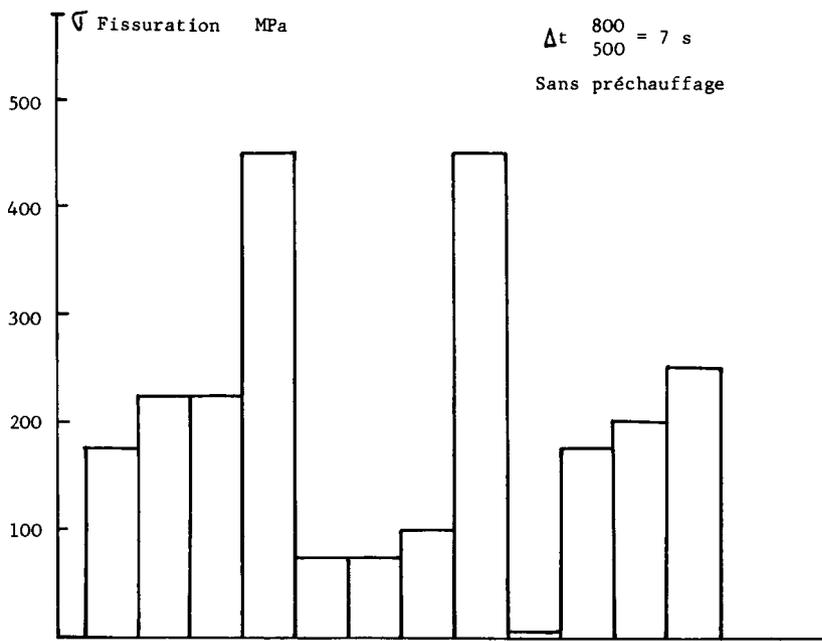


Figure 65 - Essais d'implants - Contraintes de fissuration (10)

- Implant tests - Cracking stress (10)

- Implantatenversuche - Rissbildungsspannungen (10)



C %	0,04								0,1			
Mn %	0,7				1,3				0,7			
Cr %	2,5	1,8	0,8	0,1	2,5	1,8	0,8	0,1	2,5	1,8	0,8	0,1
Ni %	0,1	0,7	1,9	2,5	0,1	0,7	1,9	2,5	0,1	0,7	1,9	2,5

Figure 66 - Essais d'implants - Contraintes de fissuration (11)

- Implant tests - Cracking stress (11)

- Implantatenversuche - Rissbildungsspannungen (11)

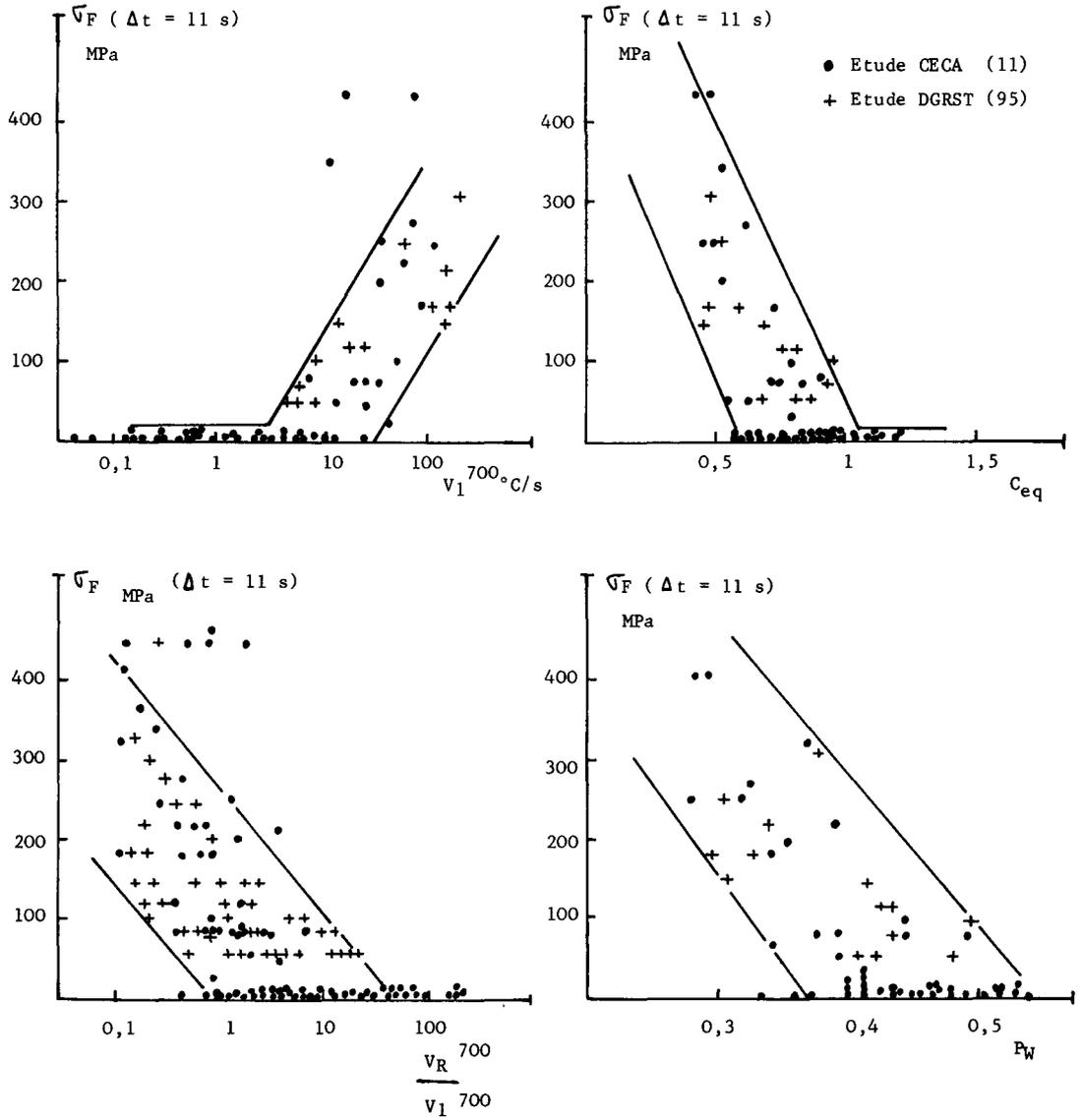


Figure 67 - Contraintes de fissuration par implants en fonction de différents critères (11)

- Cracking stress versus different criteria, in implant tests (11)
- Rissbildungsspannungen in Abhängigkeit von verschiedenen Kriterien im Rahmen von Implantatenversuchen

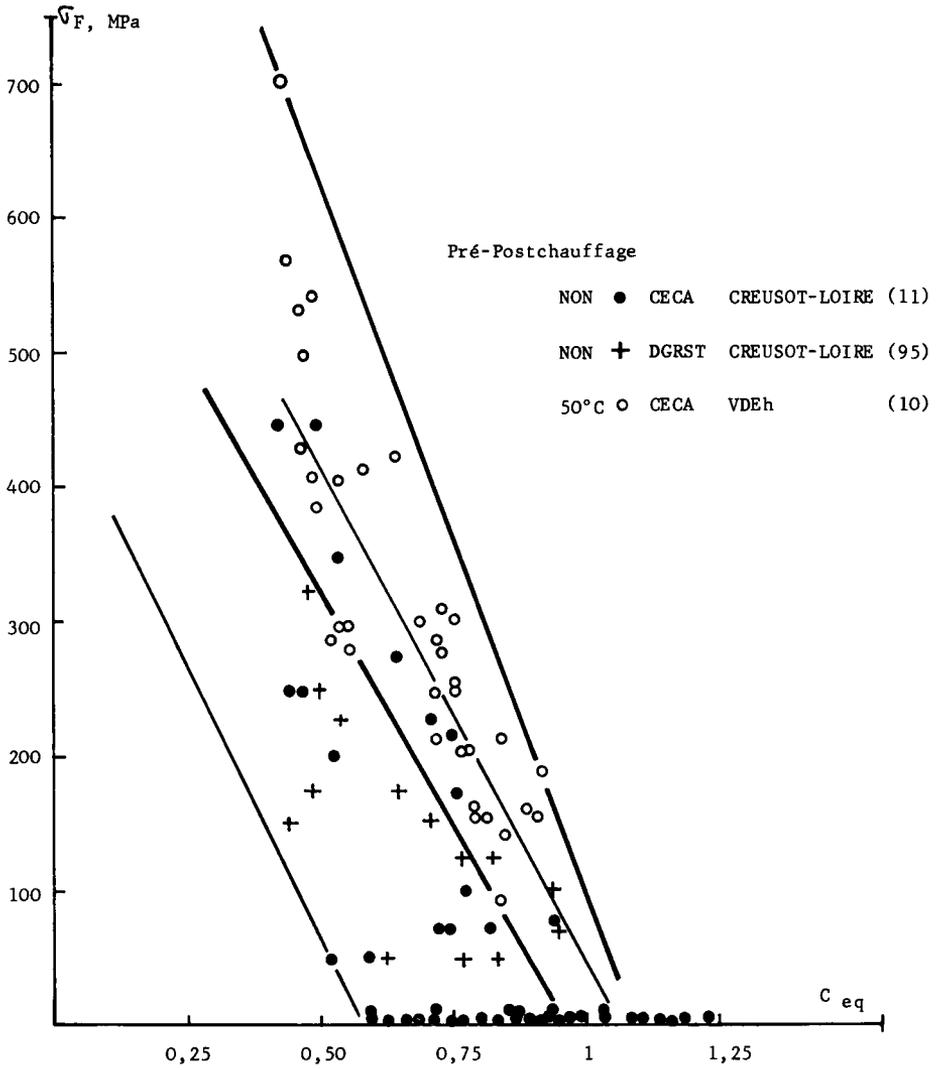


Figure 68 - Essais d'implants - Influence du pré et postchauffage

- Implant tests - Effect of pre-and postheating

- Versuche mit "Implataten" - Einfluss der Vor- und Nachwärmung

Composition	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Sn	Al
%	0.101	0.003	0.010	0.370	1.010	1.740	0.810	0.280	0.130	0.023	0.021

Austénitisation 900°C - 1/2 h

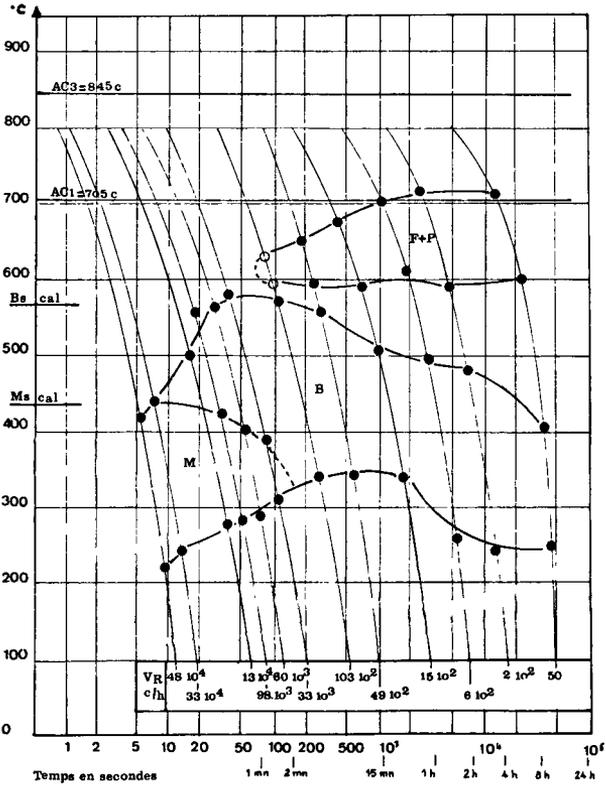


Figure 69 - Acier 10 NCD 7

- Diagramme en refroidissement continu
- Continuous cooling diagram
- Diagram bei kontinuierlicher Abkühlung

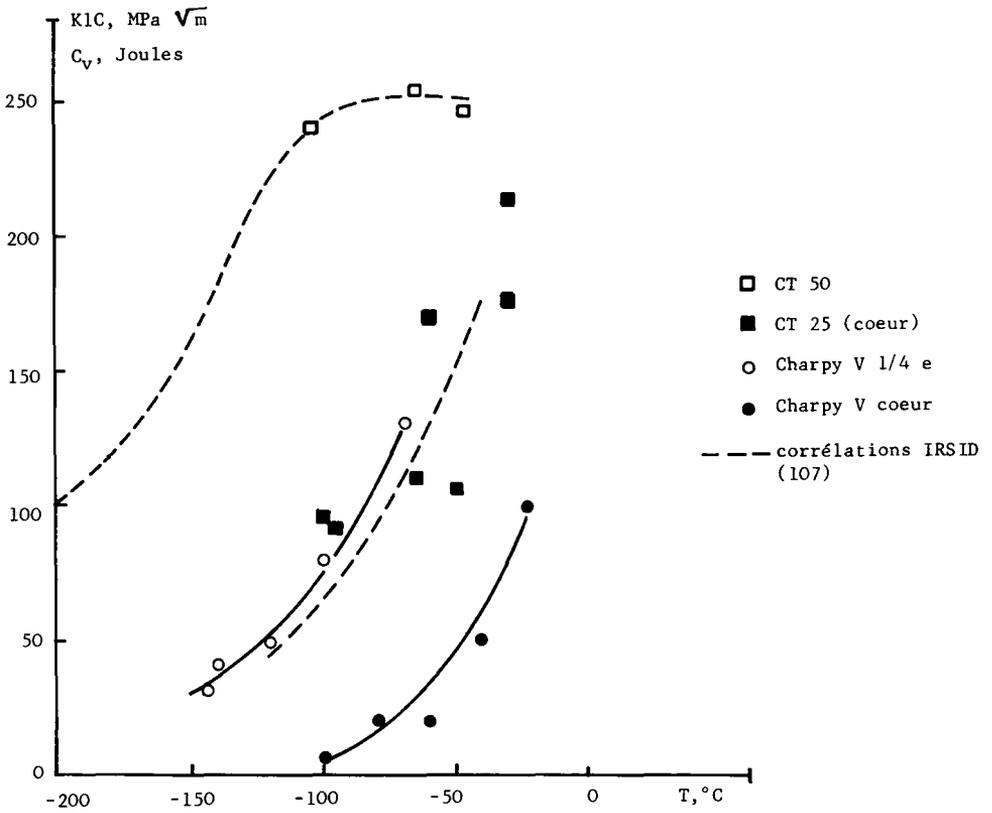


Figure 70 - Acier 10 NCD 7

- Ténacité en fonction de la température
- Toughness as a temperature function
- Zähigkeit in Abhängigkeit der Temperatur

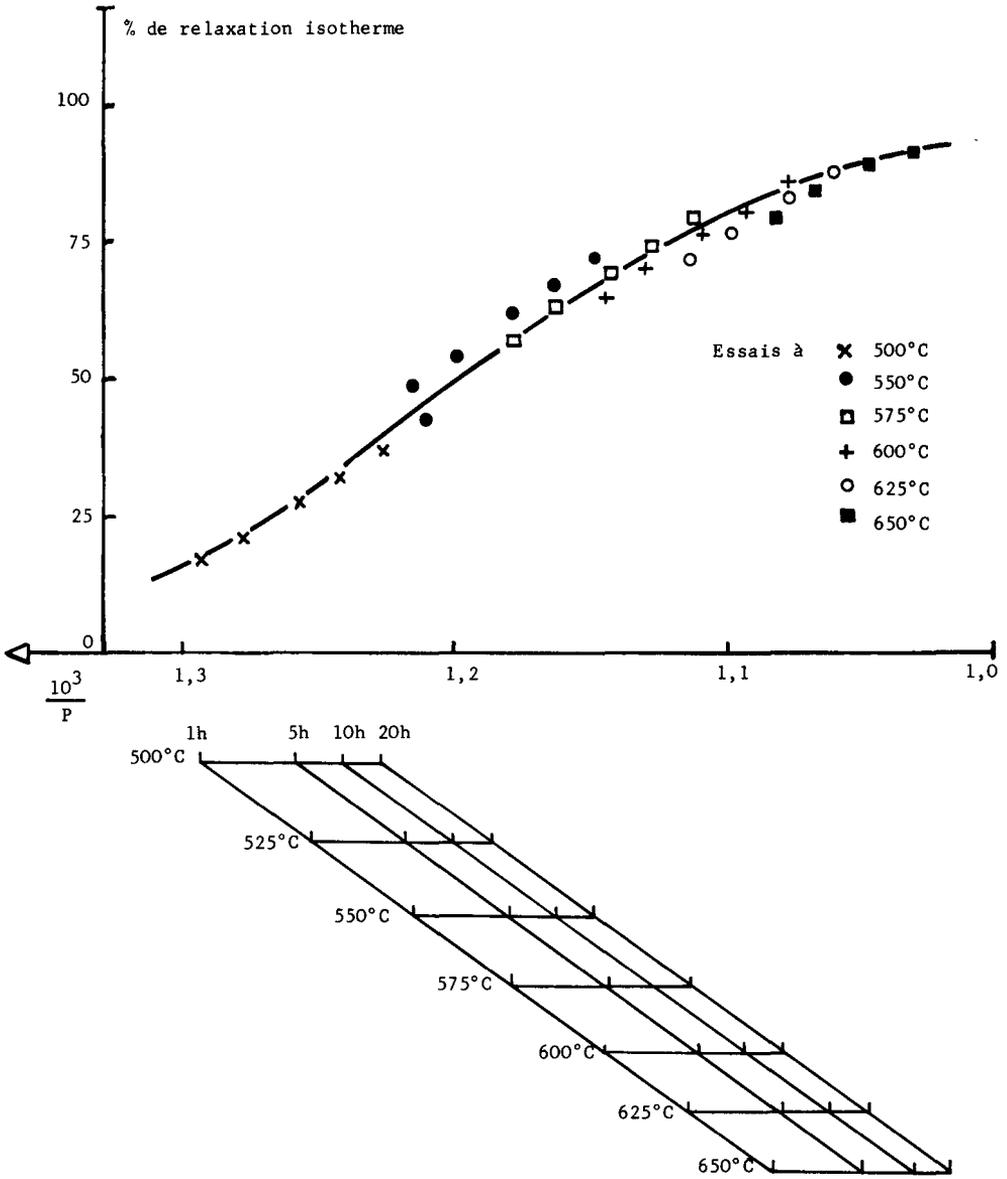
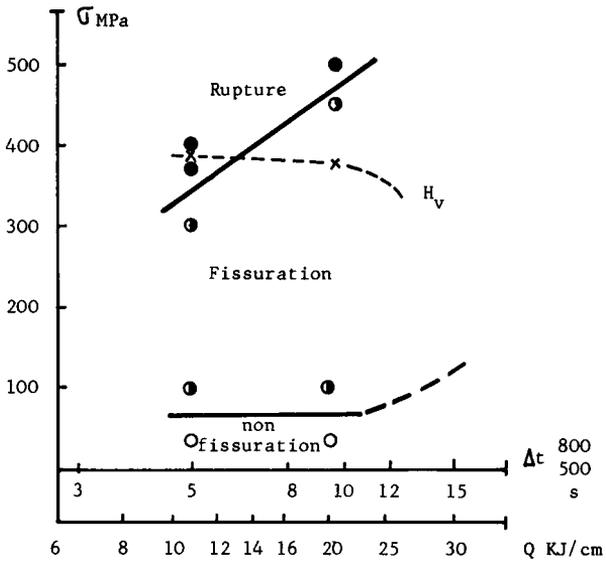


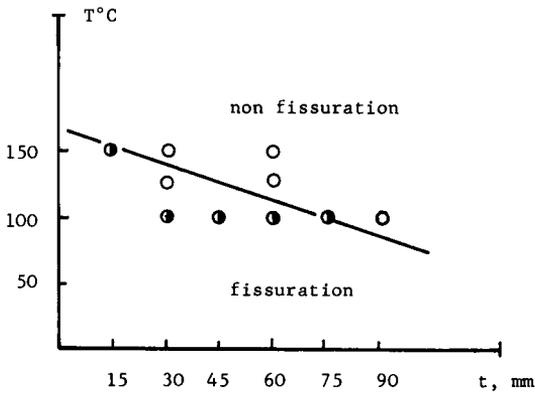
Figure 71 - Taux de relaxation isotherme en fonction du revenu

- Isothermic relaxations rate as a tempering function

- Isothermisches Entspannungsprozent in Abhängigkeit des Anlassglühens



ESSAIS A 20°C



ESSAIS AVEC
PRE/POST CHAUFFAGE

10 KJ/cm
 $\sigma = 550$ MPa

Figure 72 - Acier 10 NCD 7

- Résultats des essais d'implants
- Implant tests results
- Ergebnisse der Implantaten Versuche

CONTRIBUTION DE R. D'HAeyer (C.R.M. - LIEGE)

sur

la prévision du comportement en fatigue oligocyclique des aciers à plus haute limite d'élasticité pour cuves de forte épaisseur à partir des résultats d'essai de traction ou à partir de la composition chimique.

Dans sa synthèse, M. BLONDEAU a rappelé que la recherche du C.R.M. en fatigue oligocyclique avait montré qu'il n'y a pas d'obstacle au point de vue "fatigue", pour le remplacement des aciers de référence par les nouveaux aciers expérimentaux.

C'était évidemment là le résultat le plus important de cette recherche.

Mais, en outre, la recherche avait aussi pour but de voir dans quelle mesure on peut prévoir le résultat d'un essai de fatigue plastique à partir des résultats d'un essai de traction.

C'est principalement à ce sujet que je voudrais ajouter quelques mots.

En effet, les essais de fatigue oligocyclique étant lents et coûteux, on comprend immédiatement l'intérêt d'une telle recherche.

Dans le passé, d'autres tentatives ont déjà été faites en ce sens, mais les corrélations qui s'en dégageaient étaient assez faibles.

Pour notre part, nous sommes parvenus à une amélioration d'une manière simple : au lieu de considérer les paramètres habituels, lesquels sont les coefficients des formules mathématiques les plus élégantes décrivant le comportement en fatigue plastique, nous avons simplement pris, chaque fois, deux valeurs bien représentatives du comportement de l'acier. Nous avons choisi chaque fois, en effet, les valeurs des déformations élastiques, plastiques et totales, ainsi que les valeurs de la contrainte correspondant à des durées de vie de 100 cycles et 1 000 cycles.

La première diapositive récapitule précisément les résultats auxquels nous sommes parvenus dans ce domaine, les corrélations obtenues étant applicables aux aciers trempés-revenus.

Sur chacune des lignes (horizontales) du tableau se trouve une variable de fatigue. A chacune des colonnes, correspond l'influence d'une variable de traction.

Pour les variables de traction, nous avons successivement :

- la limite d'élasticité R_e
- la charge de rupture R_m
- l'allongement à rupture A
- la striction à rupture Z
- le coefficient d'écrouissage n
- la caractéristique K décrivant l'essai de traction en coordonnées rationnelles, en même temps que le coefficient n .

Les valeurs numériques du tableau symbolisées par la lettre r sont les coefficients de corrélation.

Les symboles à l'intersection d'une ligne et d'une colonne indiquent l'intervention d'une variable de traction dans la relation de régression évaluant la variable de fatigue correspondante, les lettres L et T indiquant si la variable de traction est mesurée parallèlement ou perpendiculairement au sens de laminage. Précisons que les éprouvettes de fatigue ont été prélevées ici parallèlement au sens de laminage.

Dans cet exposé rapide, nous regarderons surtout la partie supérieure du tableau. Cette partie correspond aux déformations longitudinales (l), élastiques (eL), plastiques (pL) et totales (tL) ainsi qu'aux déformations totales diamétrales (td). Notons d'ailleurs que les essais ont été effectués en imposant les valeurs des déformations, ce qui correspond au cas pratique le plus fréquent. Notons aussi que les essais ont été effectués à deux températures : $20^\circ C$ et $350^\circ C$.

La première conclusion mise en évidence par cette diapositive est l'amélioration des coefficients de corrélation en utilisant les nouvelles

variables : les cases correspondantes du tableau sont entourées par des traits épais. Cela est particulièrement net à 350° C, puisque l'on parvient à des coefficients de corrélation de l'ordre de 0,7 avec les nouvelles variables, alors qu'ils étaient tous nuls précédemment.

La deuxième conclusion découle immédiatement de la première : les relations de régression établies dans cette recherche offrent des possibilités certaines pour estimer le comportement en fatigue des aciers trempés-revenus.

Passons maintenant à la diapositive suivante : il s'agit de la corrélation entre la composition chimique et les propriétés de fatigue plastique.

La disposition du tableau est semblable à celle de la diapositive précédente, mais cette fois les colonnes décrivent l'influence d'une variable chimique : on a étudié l'influence des quatre principaux éléments d'addition : Ni (nickel), Mn (manganèse), Cr (chrome), C (carbone). On a de nouveau distingué les deux températures d'essai : 20° C et 350° C.

Nous voyons qu'à 20° C, on ne trouve pas de corrélation avec la composition chimique dans la plupart des cas. La composition chimique a davantage d'influence sur les contraintes ($\Delta\sigma$), qui correspondent aux déformations élastiques ($\Delta\epsilon_{eL}$) à un facteur constant près (le module de Young E).

En revanche, à 350° C, on constate une influence très nette du chrome sur la plasticité du matériau.

En conclusion, dans les essais de fatigue plastique à déformation imposée qui ont été examinés dans cette recherche, on a pu constater que la composition chimique pouvait être variée dans une certaine mesure sans influence sur le comportement en fatigue plastique à température ambiante; en revanche, à 350° C, les performances en fatigue plastique sont nettement liées à la teneur en chrome, cette étude et ses conclusions étant également applicables aux aciers trempés-revenus.

Enfin, la recherche prévoyait aussi l'étude de l'influence du rapport

limite d'élasticité - charge de rupture sur le comportement en fatigue : cette influence est peu marquée dans l'ensemble mais l'on a néanmoins pu montrer qu'une basse valeur de ce rapport est préférable en présence d'entaille, à température ambiante.

RECAPITULATION DES CORRELATIONS AVEC LA COMPOSITION CHIMIQUE

		Essais à 20°C					Essais à 350°C				
		r	Ni	Mn	Cr	C	r	Ni	Mn	Cr	C
$\Delta\epsilon_{eL}$ = $\frac{\Delta\sigma}{E}$	a	0,630			-		-				
	σ'_f	0,901	+		-		0,764			-	
	$\Delta\epsilon_{eL} 100$	0,961	+	+			0,951	+	+	-	
	$\Delta\epsilon_{eL} 1000$	0,938	+	+			0,915	+		-	
$\Delta\epsilon_{pL}$	b	-					-				
	ϵ'_f	-					0,524				+
	$\Delta\epsilon_{pL} 100$	-					0,776				+
	$\Delta\epsilon_{pL} 1000$	-					0,770				+
$\Delta\epsilon_{tL}$	$\Delta\epsilon_{tL} 100$	-					0,753				+
	$\Delta\epsilon_{tL} 1000$	-					0,746				+
$\Delta\epsilon_{td}$	c	-					-				
	C	-					0,626				+
	$\Delta\epsilon_{td} 100$	-					0,763				+
	$\Delta\epsilon_{td} 1000$	-					0,744				+
$\Delta\epsilon_{td}^E$	C^E	-					0,513		-		
	C^E	-					0,640		-		
	$\Delta\epsilon_{td}^E 100$	0,568		-			0,762		-		
	$\Delta\epsilon_{td}^E 1000$	0,610		-			0,494				+
Caract. dynamiques	$n_{dynam.}$	0,776		+			-				
	$K_{dynam.}$	0,941	+	+			0,866		+	-	
Paramètres fissuration	m	0,542			-		Pas de mesure à 350°C				
	A	-					Pas de mesure à 350°C				
$\frac{\Delta\epsilon_{td}}{\Delta\epsilon_{td}^E}$	à 100 cycles	-					0,528		+		
	à 1000 cycles	0,541	+				-				

RECAPITULATION DES CORRELATIONS AVEC LES PROPRIETES DE TRACTION

		Essais à 20°C							Essais à 350°C							K	Rm/Re
		r	Re	Rm	A	Z	n	K	r	Re, n	Rm	A	Z	K	Rm/Re		
$\Delta \epsilon_{eL}$ = $\frac{\Delta \sigma}{E}$	a	0,821			+ L		+ L		-								
	σ_f'	0,916		+ L			+ L	- L	0,688			+ L					
	$\Delta \epsilon_{eL} 100$	0,918		+ L	+ L				0,788			+ L					
	$\Delta \epsilon_{eL} 1000$	0,987		+ L			+ L	- L	0,707			+ L					
$\Delta \epsilon_{pL}$	b	0,568				+ L			-								
	ϵ_f'	0,591				+ L			-								
	$\Delta \epsilon_{pL} 100$	0,614				+ L			0,779			- L	+ L				
	$\Delta \epsilon_{pL} 1000$	-		Valeur quasi constante					0,844			- L	+ L				
$\Delta \epsilon_{tL}$	$\Delta \epsilon_{tL} 100$	0,620							0,758			- L	+ L				
	$\Delta \epsilon_{tL} 1000$	-		Valeur quasi constante					0,840			- L	+ L				
$\Delta \epsilon_{td}$	c	0,577				+ L			-								
	C	0,623				+ I			-								
	$\Delta \epsilon_{td} 100$	0,620				+ L			0,768			- L	+ L				
	$\Delta \epsilon_{td} 1000$	-		Valeur quasi constante					0,846			- L	+ L				
$\Delta \epsilon_{td}^E$	c ^E	0,541				+ L			-								
	C ^E	0,406				- L			-								
	$\Delta \epsilon_{td}^E 100$	0,693			- L				0,814			- L					
	$\Delta \epsilon_{td}^E 1000$	0,485			- T				0,677			- L					
Caractér. dynamiques	n _{dynam.}	0,913			+ T	- T	+ T		0,487								+ L
Paramat. fissuration	K _{dynam.}	0,929		+ T	+ T				0,842			+ L	- L				
	m	0,773	- T						Pas de mesure à 350°C								
	A	0,561	+ L						Pas de mesure à 350°C								
	$\frac{\Delta \epsilon_{td}}{\Delta \epsilon_{td}^E}$	à 100 cycles	0,684			+ L			0,648			+ L					
		à 1000 cycles	0,708			+ T	+ T		0,465				+ L				

N'est pas intervenu dans l'étude statistique

Intervention de M. CAUBO (C.R.M., Liège)

Dans le cadre de l'exposé de synthèse de M. BLONDEAU sur les recherches CECA, je voudrais apporter une information complémentaire dont nous ne disposions pas antérieurement.

Dans l'une des recherches dont les résultats ont été décrits, le C.R.M. a caractérisé en fluage à chaud une tôle de 200 mm d'épaisseur en acier ASTM A 542 - cl. IV, trempé et revenu et les résultats y ont été comparés aux valeurs tirées du Boiler Code (A.S.M.E.) pour un acier de charge de rupture de 630 N/mm^2 à l'ambiante, à savoir l'acier A 387 gr. 22, classe 2.

Actuellement nous disposons de courbes établies par l'A.S.T.M. dans sa publication Data Series DS 6S2, sur lesquelles nous avons reporté les résultats obtenus dans notre recherche.

Il est à signaler que ces courbes de l'A.S.T.M. donnent les tensions de rupture par fluage en 10^4 et 10^5 à diverses températures en fonction de la tension de rupture à l'ambiante.

On peut constater que les résultats de notre recherche sur un produit européen se situent parfaitement par rapport à ces courbes et dès lors sont directement utilisables pour l'établissement au plan européen d'une norme de qualité relative à ce genre de produit.

MISE AU POINT DE NUANCES NOUVELLES

R. BLONDEAU

Centre de Recherches Creusot-Loire-Le Creusot - France

Summary

Les études de mise au point d'aciers nouveaux ont été séparées en deux parties, essentiellement en fonction des applications potentielles des produits et donc des exigences qui président à leur choix. Les tôles épaisses utilisées dans de gros appareils chaudronnés répondent la plupart du temps à des spécifications bien déterminées pour lesquelles le choix de l'acier est limité. Pour les tôles moyennes, les applications plus diversifiées et les tonnages plus importants rendent l'utilisation d'aciers à hautes caractéristiques plus facile, le choix de l'acier résultant souvent d'un dialogue utilisateur/sidérurgiste dans lequel l'aspect économique prend une part encore plus importante.

+

+

+

TOLES DE FORTE EPAISSEUR (100 - 300 mm)

Dans l'optique de l'augmentation des tailles d'unités de production, notamment dans la pétrochimie, les aciers actuels vont arriver à certaines limitations du couple épaisseur/caractéristiques qu'ils garantissent. On a donc cherché à mettre au point des aciers plus performants, à la fois pour les caractéristiques garanties et pour l'homogénéité de celles-ci dans l'épaisseur des produits.

La recherche a été réalisée en commun par les organismes CSM, VDEh et Marrel (ainsi que le CRM pour les essais de fatigue).

ACIERS UTILISES

Quinze coulées expérimentales ont été élaborées avec variation des teneurs en C, Mn, Ni, Cr. La plupart de ces coulées ont des teneurs relativement basses en carbone (tableau 1).

Les variations des éléments d'alliage sont relativement larges afin d'obtenir des trempabilités recouvrant un vaste domaine. Ceci a été vérifié par le tracé des diagrammes en refroidissement continu, qui ont permis de retrouver l'influence de l'addition des éléments Mn, Ni, Cr qui permettent de compenser la baisse du carbone.

CARACTERISTIQUES MECANIQUES

La trempe des tôles de 100 - 200 - 300 mm a été simulée sur des éprouvettes et suivie de revenu avec les paramètres suivants :

- température 620° C - 650° C, temps de maintien 4 h, 16 h, 64 h, vitesse de refroidissement après revenu 5° C/h - 40° C/h.

Pour les caractéristiques de traction, on constate que les coulées qui résistent le mieux à l'effet d'adoucissement sont les coulées à forte teneur en chrome (2 %) et en nickel. A l'opposé, les coulées qui ont les limites d'élasticité les plus basses sont les coulées avec les plus basses teneurs en chrome et ceci malgré un nickel parfois élevé. Pour obtenir les valeurs les plus élevées jusqu'à 300 mm d'épaisseur, l'addition de 2 % de

nickel est nécessaire, une augmentation du manganèse permettant de compenser une teneur légèrement inférieure en Cr et Ni. La figure 1 permet d'analyser à la fois l'influence du revenu, de l'épaisseur et du type d'analyse.

L'association des éléments trempants (Mn, Ni, Cr) avec un élément formant carbure (Cr) et permettant de résister à l'adoucissement, conduit aux valeurs les plus élevées sur les tôles épaisses. Une teneur en carbone relativement basse (0,12 %) est alors suffisante. Ces conclusions sont valables également pour la limite d'élasticité à 350° C, laquelle est bien reliée à la valeur à 20° C.

En ce qui concerne les résiliences, l'analyse des variations de la température FATT en fonction des différents facteurs permet de séparer les coulées en plusieurs groupes (refroidissement 40° C/h après revenu) :

- pour toutes les coulées à basse teneur en chrome, les transitions sont élevées pour l'épaisseur de 300 mm, et il y a une détérioration nette (50° C) par rapport à l'épaisseur 100 mm.

- les coulées à fortes teneurs en chrome et nickel présentent les transitions les plus basses pour l'épaisseur 300 mm, et le décalage le plus faible entre 100 et 300 mm. La figure 2 reprend l'évolution simultanée de la limite d'élasticité à 20° C et de la transition FATT pour l'épaisseur 300 mm. Les coulées qui présentent un compromis le plus favorable entre ces deux caractéristiques sont, comme on pouvait le prévoir, les nuances à plus forte teneur en chrome et nickel.

FRAGILISATION

La diminution de la vitesse de refroidissement après revenu de 40° C/h à 5° C/h conduit à une fragilisation, fonction de la composition des coulées, et relativement peu variable pour une même coulée. L'influence des éléments sur cette fragilisation moyenne (tableau 2) est en bon accord avec les effets prévus par la littérature :

- augmentation importante de la fragilisation par addition de Ni et Cr dans un acier contenant ces deux éléments (coulées 3 - 5 et 4/7 - 5 - 6)

- très légère fragilisation par le manganèse (11 - 14), et pas de fragilisation due au carbone (1 - 3)

- nette influence du phosphore (5 - 8).

Des essais de fragilisation de longue durée (400° C - 10 000 h) ont été effectués. Il apparaît que la fragilisation obtenue est nettement inférieure à celle due au refroidissement lent après revenu.

Si les refroidissements après les détensionnements sont lents (du fait des tailles d'appareils et des installations), on devra donc tenir compte des fragilisations dans le choix des aciers.

SOUDABILITE

Les différents aspects de la soudabilité des coulées ont été examinés, à commencer par la connaissance des structures obtenues dans les zones affectées thermiquement. Pour la majeure partie des coulées, ces structures seront à prédominance de martensite près de la ligne de fusion, sauf dans le cas des fortes énergies en soudage automatique sous flux avec un préchauffage important.

Résistance à la fissuration à froid

Celle-ci a été déterminée à l'aide d'essais d'implants. Les essais sans pré et postchauffage (figure 3) doivent être rapprochés des diagrammes de transformation dans les conditions de soudage. Les coulées les moins sensibles sont les coulées les moins trempantes et, dès que la structure est en grande partie bainitique, la contrainte de fissuration augmente rapidement.

Avec un pré et postchauffage (figure 4), on constate que plus le temps de postchauffage augmente, plus la température nécessaire diminue. Le comportement différent de certaines coulées, surtout pour des temps faibles, doit sans doute être attribué aux différences dans les conditions expérimentales, en particulier la teneur en hydrogène.

Relaxation des contraintes (essais anisothermes)

La figure 5 montre l'évolution de la limite d'élasticité et de la contrainte résiduelle (à la température) pour un niveau de départ de 0,95 Re. Des essais analogues ont été effectués pour le niveau 0,6 Re.

La réponse au traitement de relaxation est très voisine pour les 15 coulées expérimentales et pour l'acier A 543 gr B. L'importance de la charge résiduelle dépend de la température maximale atteinte pendant le cycle et, pour les températures élevées (600° C), elle ne dépend pratiquement pas du temps de maintien. A 600° C, le taux de relaxation est dans tous les cas supérieur à 80 %. Cette conclusion a été confirmée sur des zones affectées thermiquement de cinq des coulées.

CARACTERISTIQUES MECANIQUES DES ZONES AFFECTEES THERMIQUEMENT (ZAT)

Les ZAT ont été simulées sur des machines type Gleeble ou Smit-Weld avec chauffage à 1350° C et $\Delta \begin{matrix} 800 \\ 500 \end{matrix}$ de 5 à 20 s.

Les résultats des courbes de résilience (figure 6) montrent que, pour 8 coulées balayant toute la gamme de trempabilité et, quelles que soient les conditions expérimentales, les courbes de résilience se différencient peu à l'état brut.

En conclusion, l'analyse du comportement des coulées expérimentales et de l'acier A 543 montre que les différences de soudabilité peuvent être essentiellement reliées à la trempabilité des coulées. Le choix d'une coulée plutôt que d'une autre doit tenir compte d'un ensemble d'éléments tels que :

- les caractéristiques mécaniques à garantir (en liaison avec les épaisseurs),
- les paramètres de soudage (énergie, problèmes de pré et postchauffage)
- les conditions du détensionnement et surtout la vitesse de refroidissement finale.

LABORATOIRE	N° COULEE	Rep	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Sn	V	Al
VDEh	2 643	4	0,11	0,006	0,006	0,27	0,49	2,1	1,42	0,46	0,02	0,006	< 0,02	0,018
	2 645	5	0,12	0,007	0,006	0,24	0,51	3,12	1,36	0,45	0,03	0,005	"	0,014
	2 646	3	0,11	0,006	0,007	0,26	0,51	3,1	0,59	0,48	0,02	0,005	"	0,015
	2 647	6	0,12	0,007	0,006	0,28	0,61	3,94	1,42	0,46	0,03	0,006	"	0,013
	2 656	1	0,19	0,007	0,007	0,28	0,54	3,05	0,57	0,5	0,03	0,004	"	0,013
CSM	2 649	13	0,12	0,012	0,013	0,28	0,86	3,08	1,46	0,48	-	-	0,006	0,027
	2 650	9	0,12	0,013	0,014	0,30	0,48	4,05	1,92	0,45	-	-	0,007	0,025
	2 660	12	0,12	0,011	0,010	0,28	1,04	2,13	1,45	0,44	-	-	0,007	0,032
	2 703	7	0,11	0,012	0,011	0,26	0,45	2,11	1,93	0,48	-	-	0,006	0,025
	X	8	0,12	0,010	0,012	0,29	0,55	3,14	1,93	0,51	-	-	0,009	0,023
MARREL	2 637	10	0,13	0,007	0,010	0,27	0,77	2,09	0,50	0,5	0,028	0,016	0	0,012
	2 648	11	0,12	0,007	0,009	0,3	0,85	3,2	0,6	0,47	0,035	0,017	0	0,012
	2 652	14	0,12	0,007	0,009	0,3	1,45	3,15	0,18	0,46	0,026	0,008	0	0,012
	2 653	15	0,12	0,010	0,011	0,29	1,5	5	0,19	0,48	0,025	0,008	0	0,007
	2 654	2	0,17	0,008	0,013	0,33	1,48	3,1	0,18	0,5	0,026	0,008	0,007	0,010

Tableau 1 - Composition chimique des coulées d'essai

- : analyse non communiquée

Coulée	ΔT moy. (°C)	C %	Mn %	Ni %	Cr %	Structure e = 100	Structure e = 300	P %
4	10		0,5	2	1,5	B + M	B	0,006
5	25		0,5	3	1,5	B + M	B	0,006
6	60		0,5	4	1,5	M + B	B + M	0,006
1	10	0,19	0,5	3	0,6	M + B	B	0,007
3	0		0,5	3	0,6	B + M	B	0,007
7	0		0,5	2	2	M + B	B	0,011
8	50		0,5	3	2	M + B	B	0,012
13	60		0,9	3	1,5	M + (B)	B + M	0,013
12	25		0,9	2	1,5	M + B	B + M	0,010
9	50		0,5	4	2	M	B + M	0,014
10	5		0,8	2	0,5	B	B + (F)	0,010
11	10		0,8	3	0,5	B	B + (F)	0,009
2	80	0,17	1,5	3	0,2	M + B	B + M	0,013
14	30		1,5	3	0,2	M + B	B	0,009
15	60		1,5	5	0,2	M	M	0,011

Tableau 2 - Fragilisation moyenne au cours d'un refroidissement lent

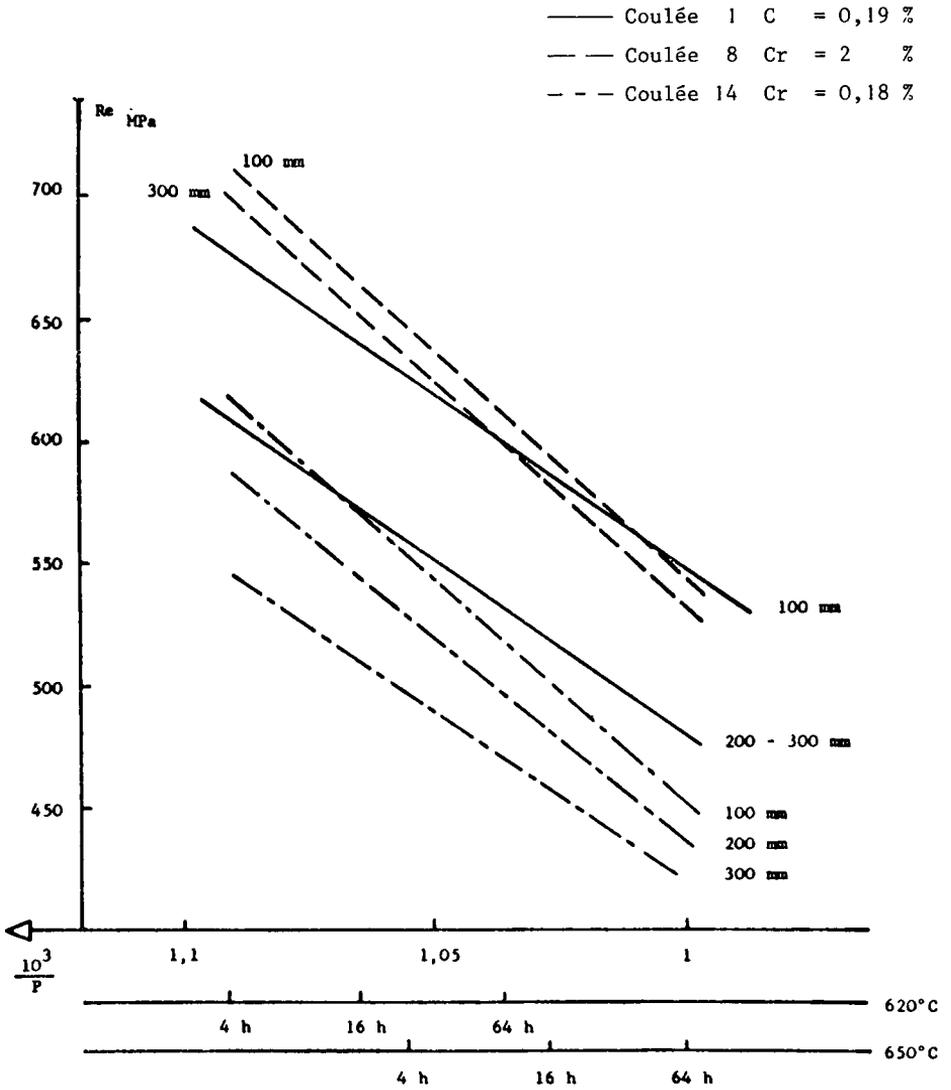


Figure 1 - Influence du revenu et de l'épaisseur sur Re_{20}

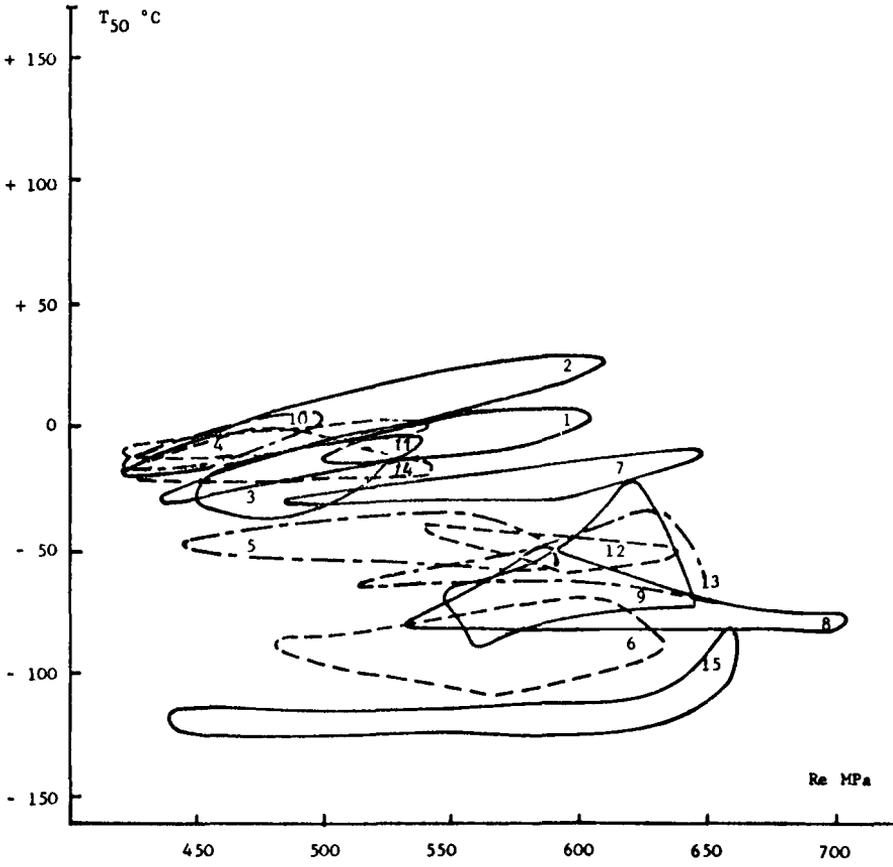
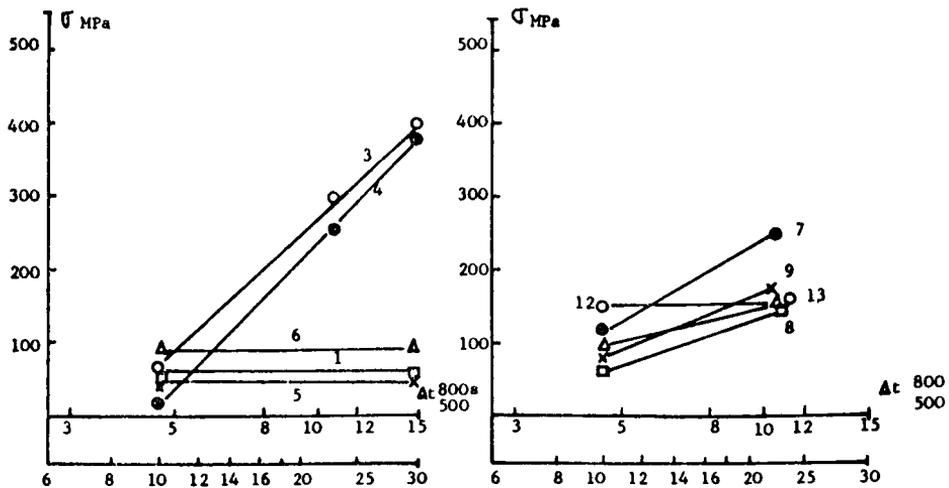
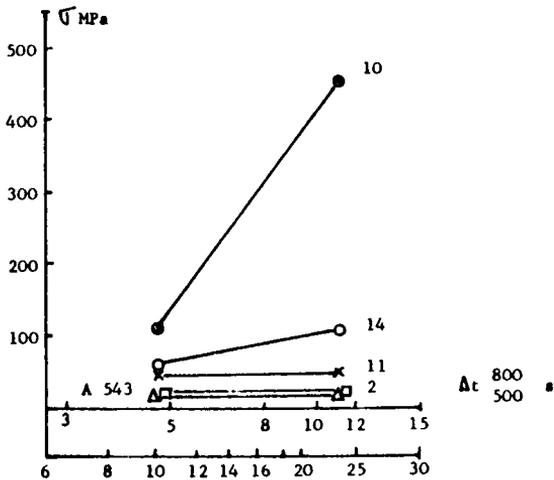


Figure 2 - Relation entre T_{50} et Re



Energie introduite KJ/cm



Energie introduite KJ/cm

Figure 3 - Essais d'implants sans préchauffage

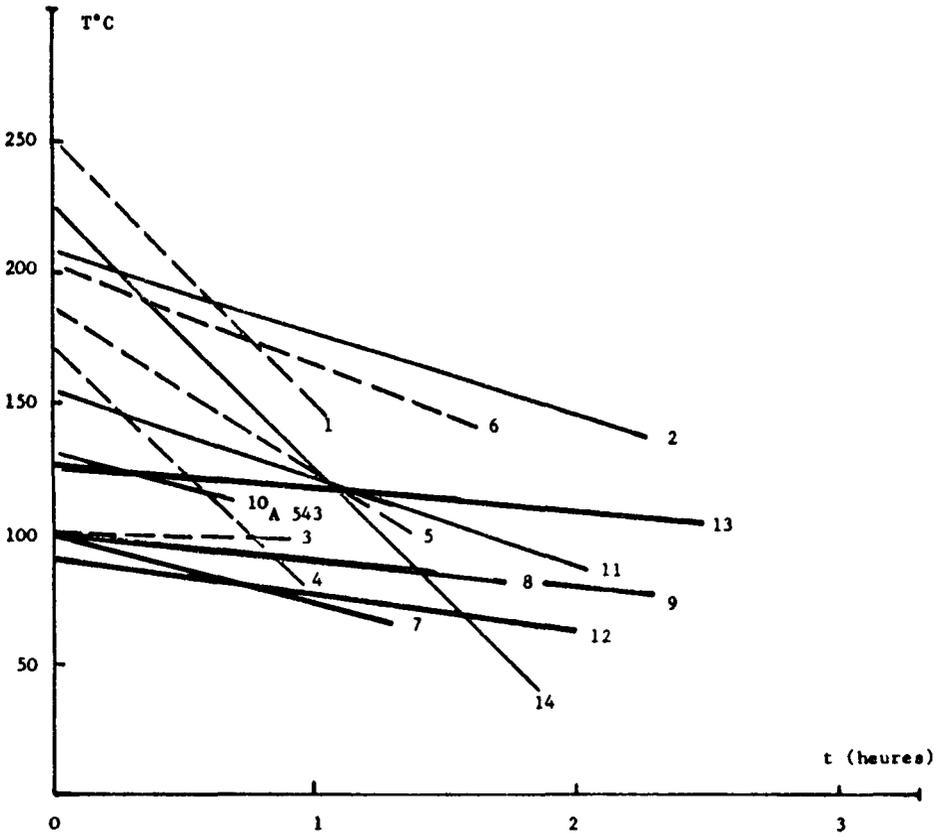


Figure 4 - Essais d'implants avec pré et postchauffage

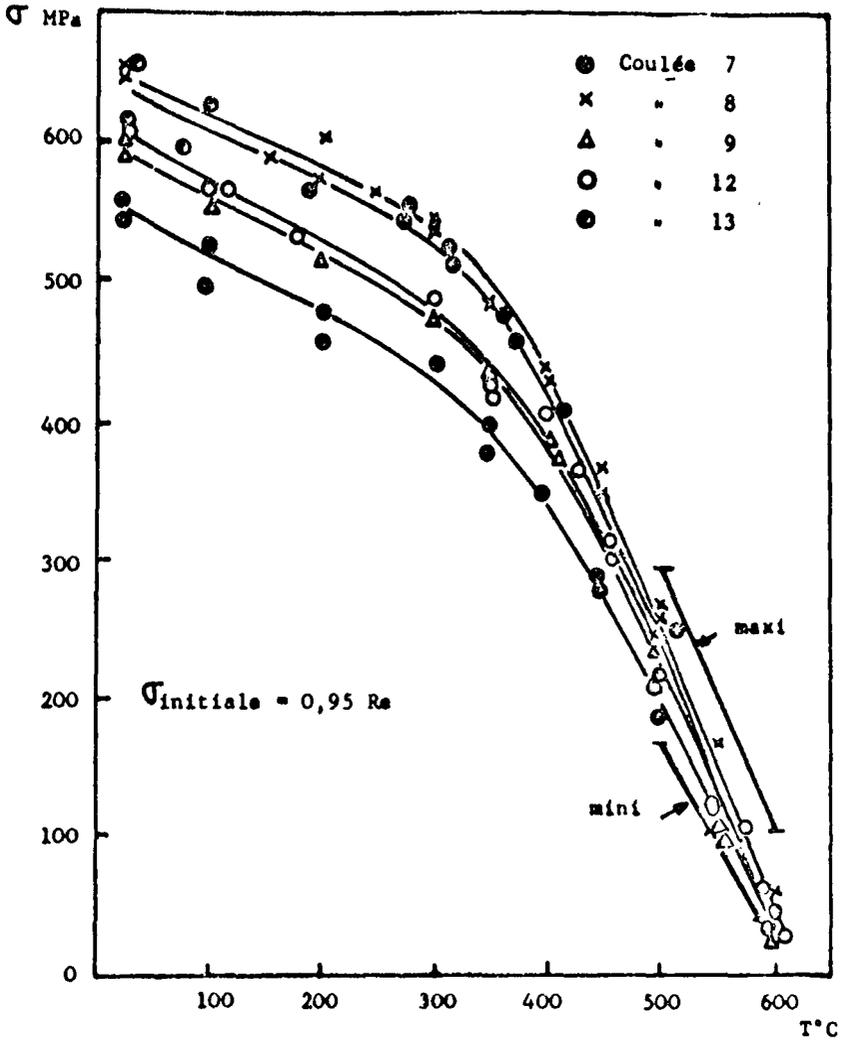


Figure 5 - Essais de relaxation anisotherme - Variation de la tension résiduelle en fonction de la température.

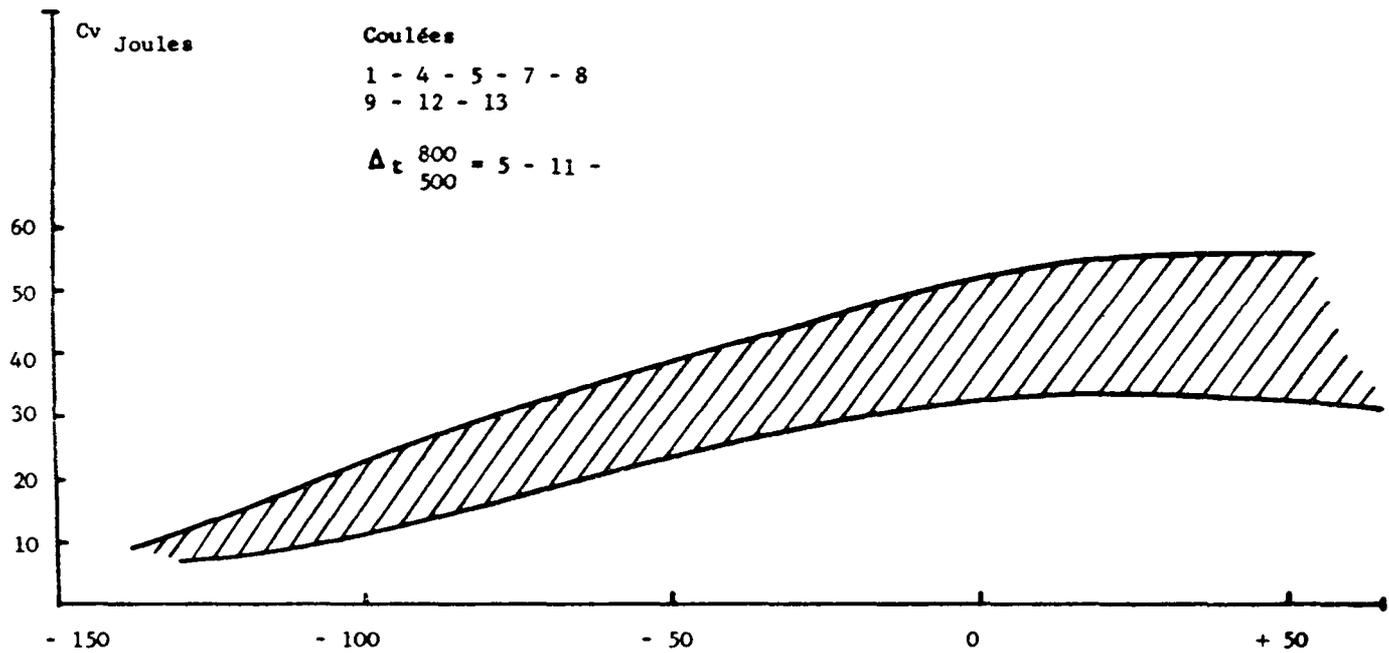


Figure 6 - Essais de résilience sur ZAT simulée

TOLES MOYENNES (20 - 60 mm)

Le développement des nuances dans cette gamme s'est axé sur la recherche d'aciers à hautes limites d'élasticité (500 - 700 MPa), en vue d'alléger les constructions, aciers possédant de plus des propriétés de soudabilité et de ténacité pouvant concurrencer les aciers normalisés de haut de gamme ($Re > 420$ MPa).

ETUDE SUR COULEES EXPERIMENTALES

Dans la partie de la recherche effectuée par Creusot-Loire, les compositions étudiées (tableau 1) sont axées sur une baisse de la teneur en carbone, compatible avec la garantie des caractéristiques mécaniques, et tenant compte du développement industriel de machines de trempe à haut pouvoir refroidissant : 48 nuances ont ainsi été étudiées.

Caractéristiques mécaniques

Les traitements thermiques réalisés visaient à reproduire la trempe rapide de tôles de 15 - 30 et 60 mm. A cette fin, une machine de trempe à échelle réduite a préalablement été construite.

L'analyse de l'influence des éléments sur la trempabilité montre un rôle important du manganèse et, à un degré moindre, du chrome et du nickel. Pour des teneurs en carbone inférieures à 0,1 %, les éléments d'addition doivent être ajoutés en quantité relativement importante si on veut assurer la trempabilité, surtout dans le cas des tôles épaisses.

L'influence des éléments et de l'épaisseur sur la limite d'élasticité après revenu apparaît sur la figure 1. L'évolution est de même type pour 0,10 et 0,15 % de carbone avec une différence moyenne de 100 MPa. Avec une valeur constante de la somme Ni + Cr, il ne semble pas que ces éléments aient un effet très différent. Quant à l'influence du manganèse, une teneur de 0,7 % est suffisante pour les tôles minces, alors que pour les tôles plus épaisses, la limite d'élasticité augmente jusqu'à 2 % de Mn, teneur nécessaire pour obtenir une structure martensitique à coeur.

La figure 2 montre l'influence moyenne des éléments d'addition sur la FATT. On observe une détérioration très nette par l'augmentation du manganèse, plus encore que par le carbone. En revanche, le remplacement du chrome par le nickel est favorable.

SOUDEABILITE

Caractéristiques mécaniques de la ZAT

Les résiliences ont été réalisées sur des éprouvettes simulées avec des Δ $\frac{800}{500}$ de 10 s et 50 s, la moitié de ces éprouvettes ayant subi un cycle de détensionnement (600° C - 1 h - 30° C/h).

A l'état brut, les teneurs en carbone et manganèse ainsi que la vitesse de refroidissement n'ont pas d'effet significatif (figure 3). Seul, le remplacement du chrome par le nickel est favorable.

Après détensionnement, le manganèse fragilise très nettement à partir de 1,3 % pour un carbone inférieur ou égal à 0,10 %, et dès 0,7 % pour une teneur de 0,15 % en carbone.

Résistance à la fissuration à froid

Les essais d'implants sans pré et postchauffage montrent que, seuls les aciers à basse teneur en carbone et manganèse présentent des contraintes de fissurations supérieures à 50 MPa (figure 4).

On observe de plus un effet favorable du remplacement du chrome par le nickel. La représentation de la contrainte de fissuration en fonction de différents paramètres (vitesse martensitique, taux de trempe, Ceq, paramètre de Ito et Bessyo), montre que celui qui représente le mieux l'effet comparatif des différents éléments est le carbone équivalent (figure 5).

L'effet de la température de pré-postchauffage apparaît nettement à la figure 6, où les résultats de l'étude VDEh-Thyssen sont comparés à ceux de l'étude Creusot-Loire.

ETUDE D'UNE COULEE INDUSTRIELLE

L'exploitation de l'ensemble des résultats obtenus sur les coulées expérimentales a conduit à l'élaboration d'une coulée de 15 T au four à arc électrique. La composition a été visée à partir des impositions $R_e > 550/600$ MPa, FATT $< - 40^\circ$ C, NDT $< - 40^\circ$ C, et soudabilité la meilleure possible en fonction des critères choisis. Le tableau 2 donne la composition et les caractéristiques mécaniques obtenues sur tôles de 50 mm. On constate que cet acier au Ni - Cr - Mo est relativement peu sensible au traitement de revenu et au type de trempe pour cette épaisseur. Ceci provient d'une différence relativement faible entre les structures martensitiques et bainitiques pour cette nuance à basse teneur en carbone et relativement alliée.

Une étude complète des tôles a été effectuée, dont nous ne retiendrons ici que les aspects essentiels touchant à la ténacité et à la soudabilité.

Ténacité

En fonction de l'efficacité du mode de trempe et du prélèvement des éprouvettes, les températures NDT varient entre $- 55^\circ$ C et $- 80^\circ$ C, ce qui traduit un bon comportement de l'acier face à une initiative dynamique.

La ténacité a également été appréciée par la méthode de l'intégrale J (initiation statique). Les valeurs obtenues même à coeur des tôles sont relativement élevées ($100 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$ à $- 75^\circ$ C) et sont bien corrélées avec les valeurs de résilience Charpy par la méthode IRSID (figure 7).

Soudabilité

Les essais d'implants (figure 8) confirment que, malgré la basse teneur en carbone et une dureté maximale inférieure à 400 Vickers, une température de pré et postchauffage de 125° C est suffisante dans les conditions les plus sévères (soudage manuel sur tôles épaisses). Cet acier peut être considéré comme particulièrement soudable, puisqu'il ne conduit pas à adopter des précautions plus sévères que pour des aciers au carbone-manganèse garantissant des limites d'élasticité de 420 - 450 MPa.

Deux types de joints soudés à bord droit sur épaisseur 50 mm ont été réalisés::

- 1 joint manuel : électrode \emptyset 4 mm. Energie 10 KJ/cm
- 2 joints automatiques : fil \emptyset 4 mm U = 30 V I = 400/530 A
V = 40 cm/mm avec deux types de fils.

Les résultats rassemblés au tableau 3 sont très satisfaisants quelle que soit la position du prélèvement. Seul, le métal fondu en joint automatique ne présente pas un compromis traction/résilience satisfaisant.

En conclusion, l'ensemble des caractéristiques mécaniques et l'aptitude à la mise en oeuvre obtenues sur cette coulée industrielle, confirment bien l'approche réalisée par les coulées expérimentales. Un acier à hautes caractéristiques de traction, possédant une bonne ténacité à basses températures, et pouvant être soudé avec des précautions limitées (environ 100° C de pré et postchauffage), a pu être mis au point. Son intérêt vis-à-vis des aciers au carbone-manganèse, et même de certains aciers au nickel (1,5 Ni voire 3,5 Ni %), pour la fabrication de corps sous pression d'épaisseur moyenne (< 60 mm), est indéniable.

C	0,05	0,1	0,15	
Mn	0,7	1,3	2	
Ni	0,1	0,7	1,9	2,5
Cr	2,5	1,8	0,8	0,1
Ni + Cr	2,5 / 2,7			
Mo	0,3			
Si	0,3			

Tableau 1 - Compositions visées des 48 coulées d'essais (%)

Acier 10 NCD 7
e = 50 mm

Composition chimique %										
C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Sn	Al
0,101	0,003	0,010	0,37	1,01	1,74	0,81	0,28	0,19	0,023	0,021

Caractéristiques mécaniques								
Trempe	Prélèvement	Revenu (+ détensionnement)	Re MPa	Rm MPa	Résiliances Charpy V (long)			NDT °C (1/4 e)
					T ₅₀ , °C	T _{28 J} , °C	Cv max Joules	
Eau	1/4 e	650°C - 1 h/air	605	700	-70	-95	150	-80
		650°C - 1 h/air +600°C - 10 h, 50°C/h	610	710	-75	-130	148	-80
Huile	1/4 e	650°C - 1 h/air	545	650	-70	-120	150	-65
		650°C - 1 h/air +600°C - 10 h, 50°C/h	570	665	-75	-140	145	-65
Industriele	1/2 e	600°C - 1 h/air	610	715	-30	-95	106	
		625°C - 1 h/air	565	670	-50	-100	120	-55
		650°C - 1 h/air	565	668	-30	-65	135	-55
		675°C - 1 h/air	530	645	-40	-100	152	

Tableau 2 - Coulée industrielle - Caractéristiques mécaniques

Types de joints soudés	Zone affectée thermiquement (ZAT)												Métal fondu							
	Résiliances Charpy												Résiliances Charpy			NDT	TRACTION			
	0,5 mm de la ligne de fusion			1,5 mm de la ligne de fusion			4 mm de la ligne de fusion			6 mm de la ligne de fusion										
	T	TK _{3,5}	E _{max}	T	TK _{3,5}	E _{max}	T	TK _{3,5}	E _{max}	T	TK _{3,5}	E _{max}	T	TK _{3,5}	E _{max}	°C	Re	Rm	A %	Σ %
50/50 °C	°C	daJ/ cm ²	50/50 °C	°C	daJ/ cm ²	50/50 °C	°C	daJ/ cm ²	50/50 °C	°C	daJ/ cm ²	50/50 °C	°C	daJ/ cm ²		MPa	MPa	5 d		
Joint manuel brut	-70	-100	23,5	-90	-125	23,6	-70	-110	17,2	-65	-100	20	-70	-110	14,4	X	709	740	20,3	66,9
Joint manuel détensionné 600°C-10h-50°C/h	-65	-90	20,9	-80	<-140	21,3	-65	<-120	17,6	-60	<-120	18,6	-25	-80	14	-60	641	703	22,7	67,5
Joint automatique(1) brut	-50	-80	17,3	-85	<-140	22	-60	-100	19	-60	-110	18,8	-45	-60	17,4	X	528	606	26,5	73,5
Joint automatique détensionné 600°C-10h-50°C/h	(1) -65 (2)	-110	21	-70	<-120	18	-55	-100	18,5	-50	-100	18,8	-40	-50	18,6	-60	487	565	26	75
													-40	-15	18,7	577	645	24,5	71,3	

(1) Essai avec fil n° 1

(2) Essai avec fil n° 2

Tableau 3 - Acier 10 NCD 7 - Caractéristiques mécaniques des joints soudés

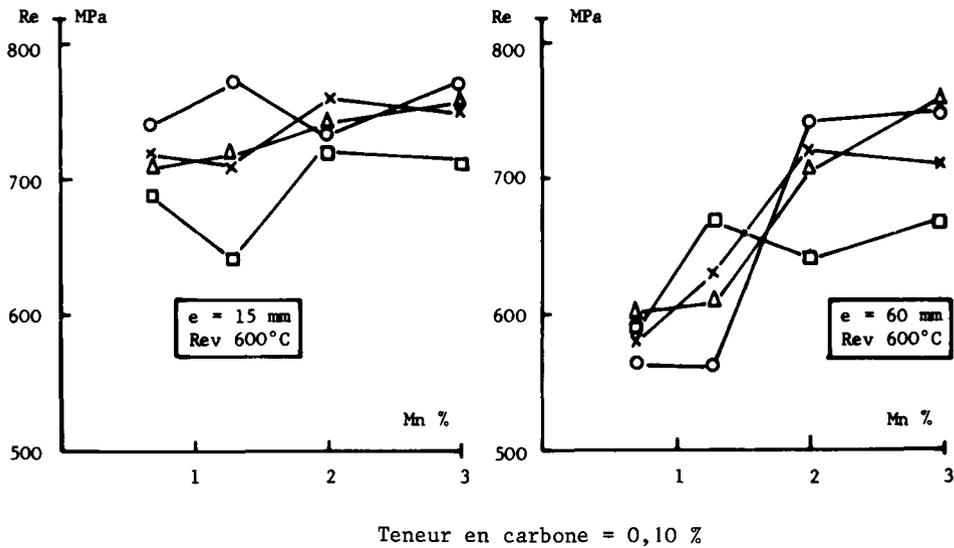
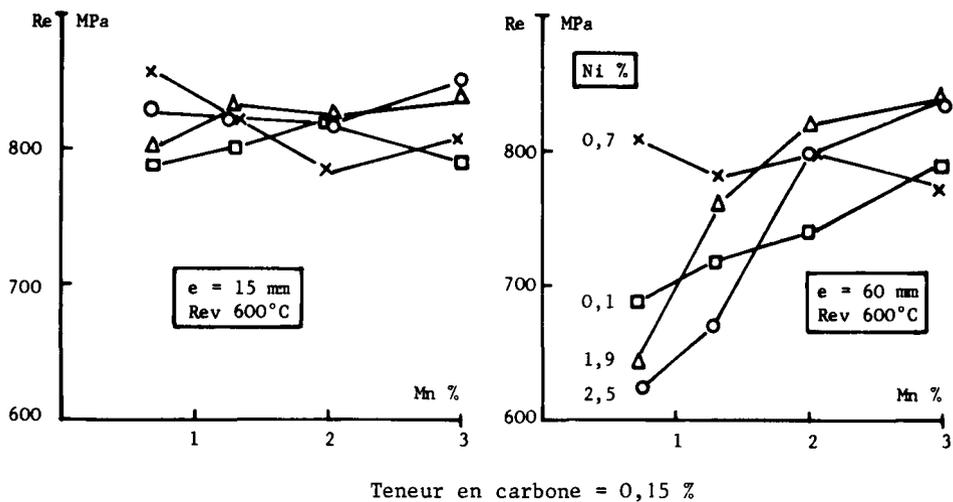


Figure 1 - Influence des éléments C, Mn, Ni, Cr et de l'épaisseur de Re

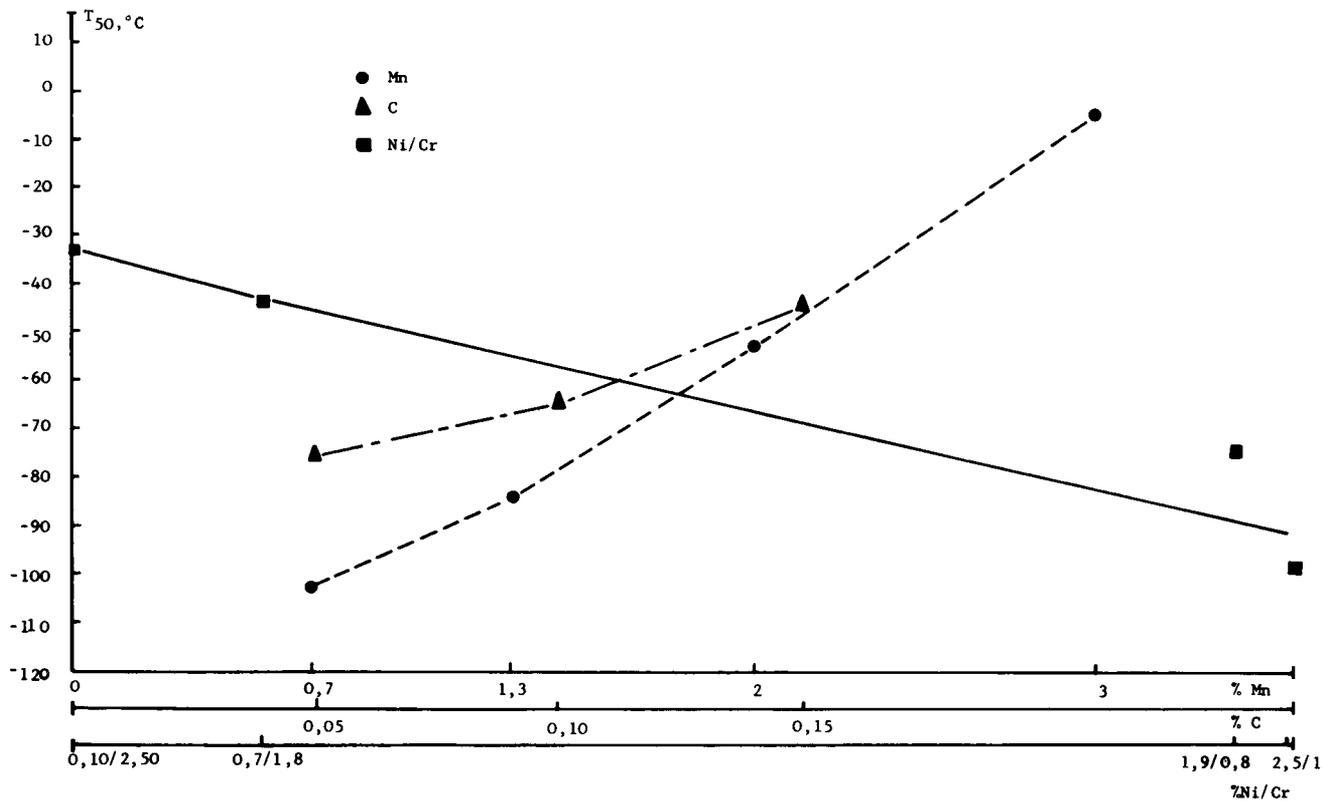


Figure 2 - Influence des éléments d'additions sur T_{50}

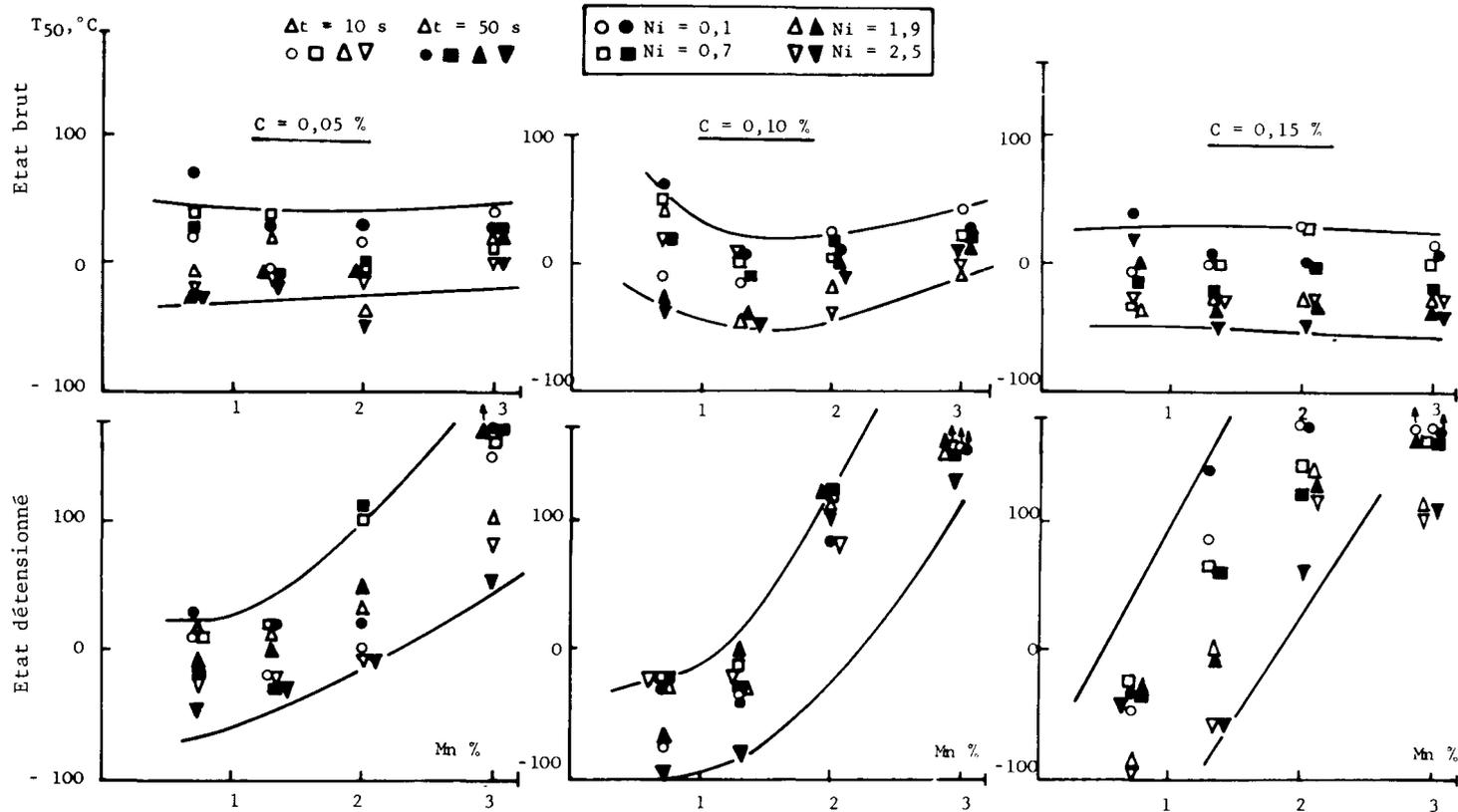
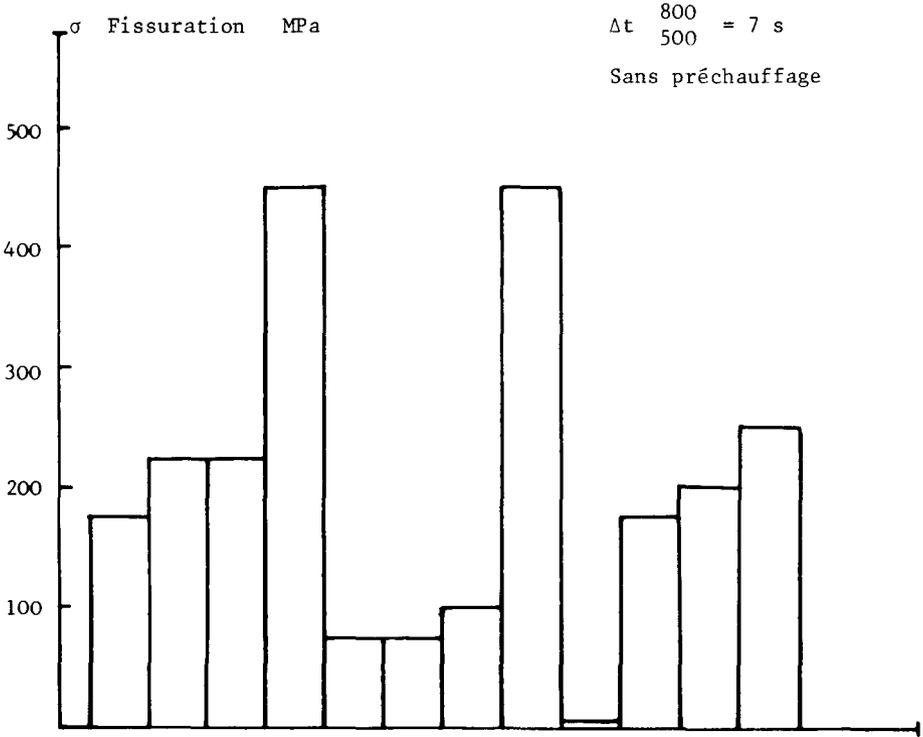


Figure 3 - Influence de la composition et des conditions de soudage sur la résilience de ZAT simulées



C %	0,04								0,1			
Mn %	0,7				1,3				0,7			
Cr %	2,5	1,8	0,8	0,1	2,5	1,8	0,8	0,1	2,5	1,8	0,8	0,1
Ni %	0,1	0,7	1,9	2,5	0,1	0,7	1,9	2,5	0,1	0,7	1,9	2,5

Figure 4 - Essais d'implants - Contraintes de fissuration

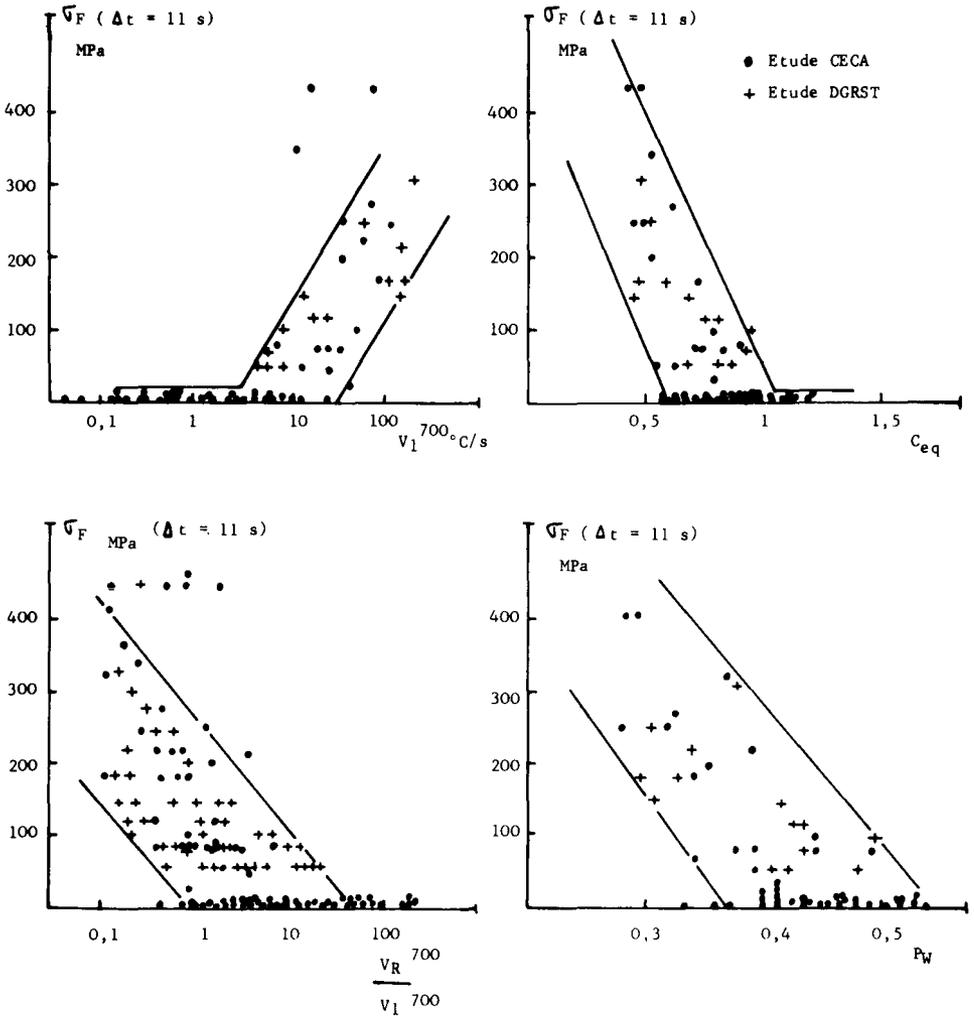


Figure 5 - Contraintes de fissuration par implants en fonction de différents critères

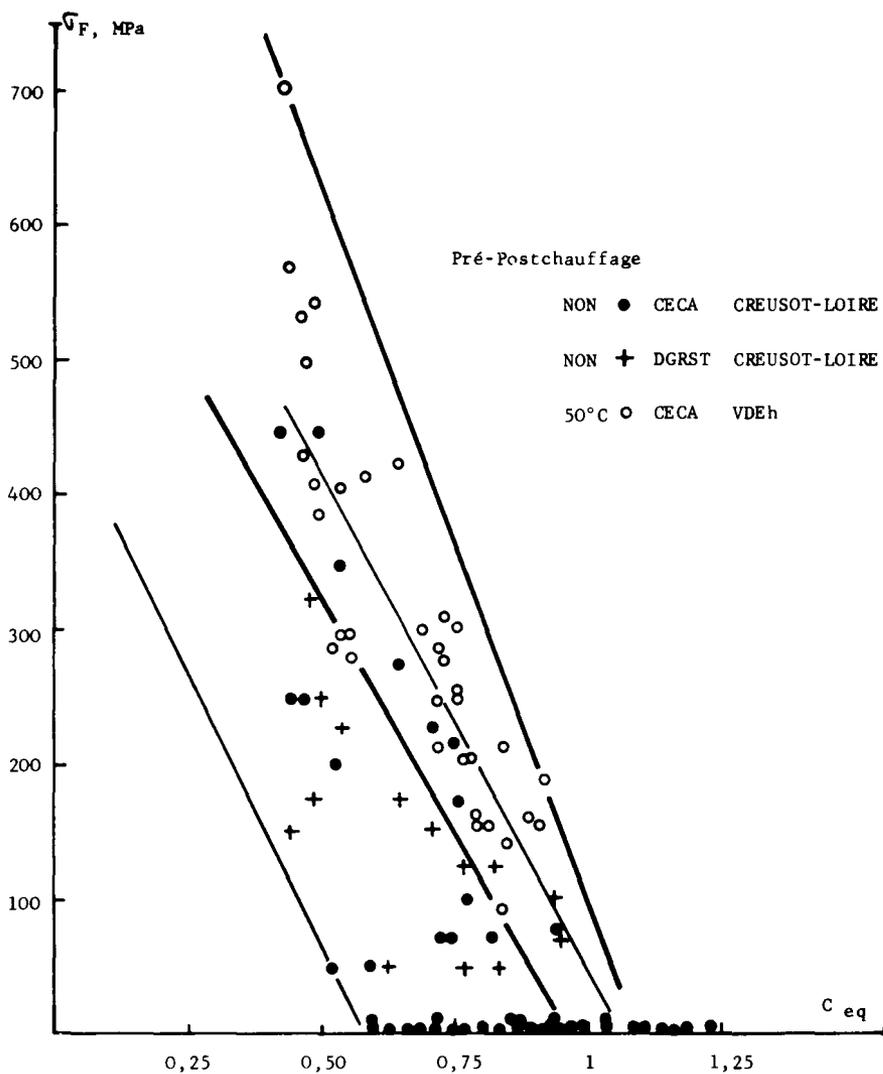


Figure 6 - Essais d'implants - Influence du pré et postchauffage

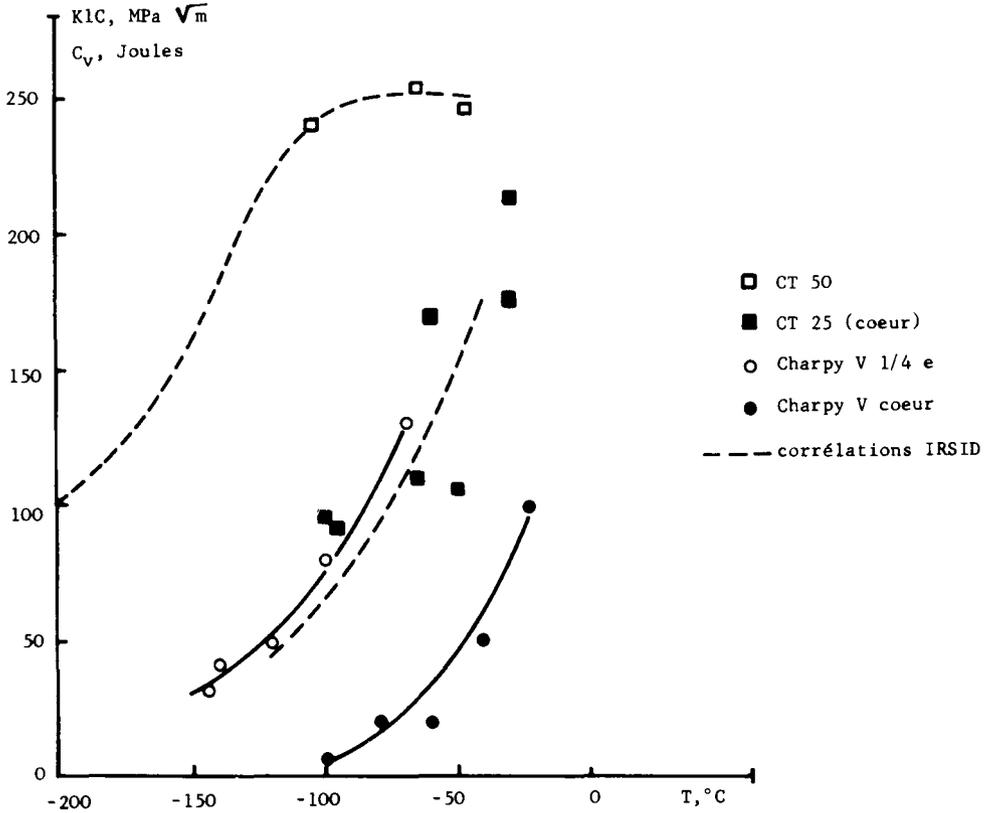


Figure 7 - Acier 10 NCD 7
- Ténacité en fonction de la température

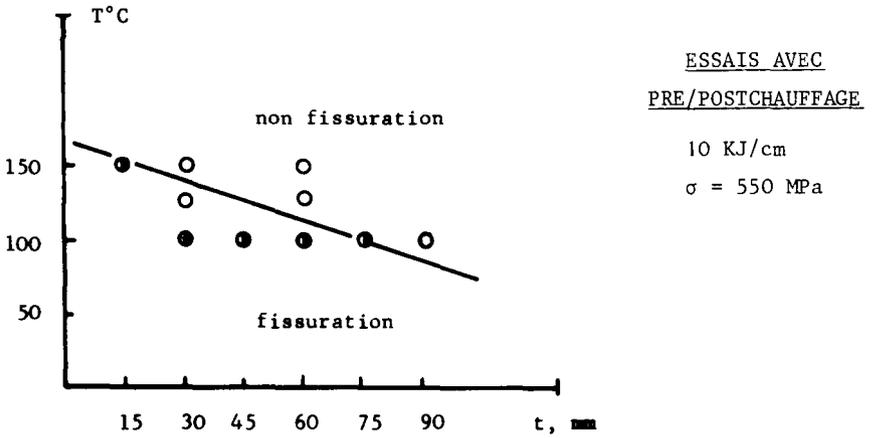
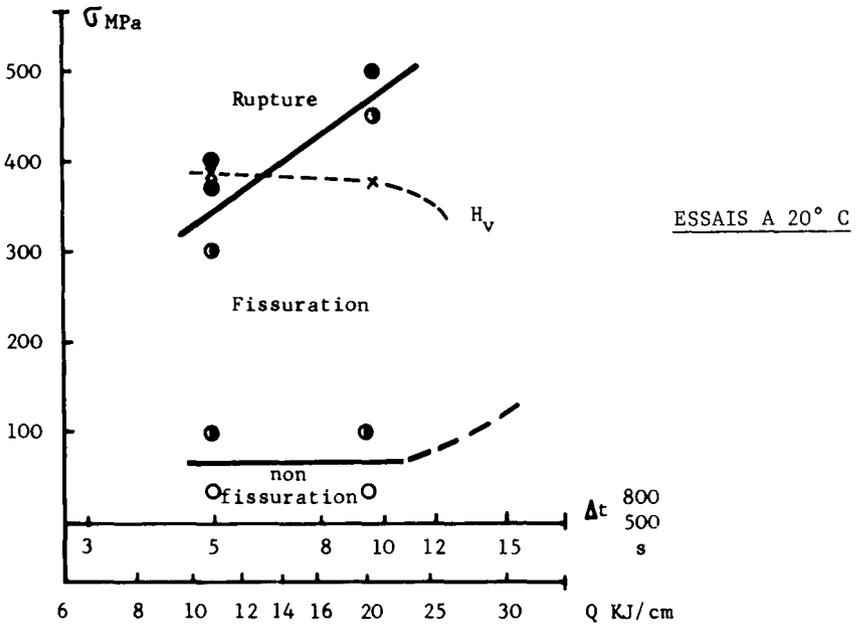


Figure 8 - Acier 10 NCD 7
- Résultats des essais d'implants

INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE ET DU TRAITEMENT
THERMIQUE SUR LES PROPRIÉTÉS DES ACIERS DE CONSTRUCTION
AYANT SUBI LA TREMPÉ A L'EAU SUIVIE DE REVENU

J. Degenkolbe et B. Müsgen
Thyssen A.G.

Résumé. Dans le but d'optimiser la composition chimique des aciers de construction soudables, ayant subi la trempe à l'eau suivie de revenu et possédant une limite élastique pouvant atteindre 1.000 N/mm^2 , des recherches furent menées, au moyen de 36 coulées d'essai, sur l'influence des éléments d'alliage: chrome, nickel, molybdène et vanadium, ainsi que sur les effets du traitement thermique sur les propriétés mécaniques.

Les résultats exposés permettent de mieux régler la composition d'un acier en fonction de la résistance exigée et de la ténacité désirée. Pour chaque catégorie d'épaisseurs de tôle, il est possible d'établir les combinaisons d'alliages les plus économiques.

Les comportements de l'acier, d'une part au formage et d'autre part à la rupture furent évalués à l'aide d'essais de résilience et d'essais de traction sur éprouvettes entaillées, de dimensions moyennes, qui permettent de déterminer les températures critiques pour le déclenchement et la propagation de la fissuration. Pour les aciers trempés à l'eau et revenus, la température de déclenchement de la fissuration est de loin indépendante de la composition chimique, pour autant que les tôles soient conditionnées pour posséder les mêmes limites élastiques, grâce à des modalités appropriées pour leur traitement thermique et que le changement de structure lors de la trempe ait lieu sur toute l'épaisseur des tôles vers la martensite et la bainite inférieure.

La ténacité des éprouvettes de résilience, qui ont subi un traitement thermique analogue aux cycles de température parcourus lors du soudage, donne d'intéressantes indications sur l'influence des teneurs en vanadium et en molybdène sur le comportement des aciers lors du soudage. L'influence fragilisante du vanadium est étonnamment faible. Les effets du molybdène dépendent de la teneur totale en éléments d'alliage.

Des mesures de dureté sur des éprouvettes traitées thermiquement pour simuler le soudage, confirment la dépendance étroite entre la dureté et la ténacité de la zone influencée thermiquement des aciers trempés à l'eau et revenus. C'est ainsi que les structures de dureté élevée présentent de bonnes propriétés de ténacité, alors que les structures relativement douces, résultant d'un lent refroidissement à la trempe, conduisent à un comportement nettement moins bon.

La tension critique de fissuration, trouvée lors des essais avec implants est influencée de façon déterminante par les deux éléments chrome et nickel; l'augmentation de leur teneur conduit à une diminution très nette de la résistance à la fissuration lors du soudage. Par contre, une relation avec les teneurs en vanadium et en molybdène n'a pas pu être affirmée.

1. INTRODUCTION.

La composition chimique des aciers de construction à haute résistance, trempés à l'eau et revenus doit satisfaire simultanément à plusieurs exigences. Les principaux aspects de ce problème sont le comportement à la transformation lors de la trempe et du revenu des tôles et le comportement à la transformation lors du soudage.

La trempe de l'acier doit se faire jusqu'au coeur du produit laminé.

Lors du refroidissement après soudage, la zone influencée thermiquement doit comporter une structure de transformation à la fois résistante et en même temps tenace et qui, en outre, doit être insensible à la fissuration.

Jusqu'à présent, la construction industrielle utilise les nuances usuelles du groupe des aciers de construction trempés à l'eau et revenus, lesquelles satisfont certes largement aux exigences qui leur sont demandées, mais qui néanmoins nécessitent une optimisation de leur composition chimique.

Les exigences différentes pour le comportement lors de la mise en oeuvre et pour les propriétés à l'usage doivent commander l'utilisation d'aciers de compositions différentes, afin d'adapter le comportement de l'acier choisi de façon économique pour les problèmes techniques qu'on lui demande de résoudre.

A l'inverse des caractéristiques mécaniques des aciers ayant subi le recuit de normalisation, celles des aciers trempés et revenus sont largement indépendantes de l'épaisseur des produits. Cette constatation n'est cependant valable que pour un domaine d'épaisseurs pour lequel le matériau se laisse tremper incontestablement jusqu'au coeur. Ceci implique que, lors de la trempe, la vitesse critique de refroidissement pour la transformation de l'austénite en martensite et en bainite inférieure soit largement atteinte. Lorsque l'épaisseur des produits augmente, pour une intensité de trempe déterminée, la trempe à coeur ne peut être atteinte que par une augmentation des teneurs en alliages. Mais d'un autre côté, les teneurs en carbone et en éléments d'alliage doivent rester dans certaines

limites, lorsqu'on considère le soudage et les capacités de formage. Ces exigences contradictoires obligent à adapter la composition chimique à l'épaisseur du produit.

2. PLAN DES ESSAIS.

L'objectif des recherches était de déterminer les propriétés de l'acier essentielles à la fois pour son comportement lors de sa mise en oeuvre et pour les sollicitations subies par les conditions de son emploi, en fonction de sa composition chimique et du traitement thermique qui lui a été appliqué.

Les éléments chimiques qui jouent un rôle important dans les aciers de construction à haute résistance étant en trop grand nombre pour en faire varier les teneurs de façon systématique, il a fallu choisir, pour les éléments principaux : manganèse, chrome et nickel, des teneurs de base fixes et ne faire varier, par paliers, que les teneurs des deux éléments, molybdène et vanadium qui conditionnent la formation des carbures et des nitrures.

Les teneurs de base furent déterminées de telle manière qu'à l'état trempé et revenu et pour des épaisseurs de tôle jusque 60 mm, les limites élastiques atteintes furent 500, 700 et 900 N/mm².

La teneur uniforme en carbone a été choisie à 0,15 %, en considération de l'aptitude au soudage, afin de rester nettement en dessous de la teneur limite en carbone de 0,20 %, exigée habituellement pour les aciers de construction soudables.

Les teneurs en phosphore et en soufre ont été limitées à 0,015 %. La teneur en azote a été d'environ 0,01 %, celle de l'aluminium d'au moins 0,015 %.

Pour chacune des trois compositions de base (correspondant aux trois limites élastiques évoquées plus haut), furent élaborées 12 coulées pour lesquelles les teneurs variables s'étagaient entre 0,2 et 0,6 % pour le molybdène et entre 0 et 0,16 % pour le vanadium (figure 1).

Les 36 coulées correspondant aux nuances-types :

A=manganèse: 1,35 % ; B=manganèse:1,35%-chrome:1,0% ;

C=manganèse:1,35%-chrome:1,0%-nickel:2,0%; furent laminées et traitées thermiquement selon le plan des essais indiqués à la

figure 2.

3. MATÉRIAUX D'ESSAIS.

L'élaboration des matériaux d'essais a été réalisée dans un four de fusion équipé de résistances en baguettes de graphite, ayant une capacité de 1.000 kg. Il était ainsi possible de couler des lingots d'acier qui ont pu être laminés directement en tôles sur un train à tôles fortes, dans les conditions habituelles de la marche industrielle. Le réchauffage des lingots - de dimensions moyennes : 280×280×1.180 mm - fut conduit dans les fours pits à une température d'environ 1.200 °C; ensuite le laminage en tôles de 15 mm. d'épaisseur fut effectué sur une cage quarto réversible en 16 à 20 passes. La température de fin de laminage a été d'environ 920 °C. Les traitements thermiques furent réalisés en laboratoire dans des conditions comparables à celles de la marche industrielle.

4. TREMPABILITÉ.

L'essai de trempabilité a été réalisé suivant l'EURONORM 23-71 : Essai de trempabilité en bout (Essai JOMINY). En raison de la teneur en carbone approximativement uniforme, la dureté maximum a été semblable pour toutes les coulées. L'allure ultérieure de la courbe de dureté a été influencée par les éléments d'alliage ; elle caractérise la trempabilité et par suite la profondeur jusqu'où la nuance d'acier testée peut prendre la trempe. Etant donné que les conditions de refroidissement à une certaine distance de l'extrémité trempée de l'éprouvette Jominy peuvent être mises en parallèle avec les conditions régnant au coeur d'une tôle d'une épaisseur déterminée, on peut évaluer l'épaisseur trempable d'une tôle à partir des résultats de l'essai de trempabilité en bout. Ainsi, par exemple, la vitesse de refroidissement à une distance de 10 mm. de la face trempée correspond à la vitesse de refroidissement au coeur d'une tôle forte de 26 mm. d'épaisseur lors de sa trempe à l'eau (figure 3).

Si on suppose qu'une trempe pénètre suffisamment en profondeur

dans la tôle si on y atteint une trempabilité de 90 %, on peut déduire des recherches le type d'alliages nécessaire pour une épaisseur donnée de tôle (figure 4).

La nuance-type A (sans nickel, ni chrome) suffit pour les tôles d'épaisseur inférieure à 10 mm. Si on ajoute 1 % de chrome (nuance-type B), on obtient, selon la valeur de la teneur en molybdène, une trempe suffisante pour des tôles ayant jusque 40 mm d'épaisseur. La nuance-type C, avec 1 % de chrome et 2 % de nickel, rend possible une trempe satisfaisante pour des tôles ayant 60 mm d'épaisseur et ce déjà avec une teneur en molybdène de 0,2 %.

Le vanadium influence peu la trempabilité.

5. INFLUENCE DE LA COMPOSITION SUR LA LIMITE ELASTIQUE.

Après la trempe, les aciers à haute résistance ont subi un revenu en-dessous du point inférieur de transformation. Le revenu est intervenu dans le domaine de température de la trempe secondaire. De cette manière, les défauts du réseau réticulaire produits par la trempe s'ordonnent en une structure secondaire de fine granulométrie. En même temps, se forment les précipités fortement dispersés de carbures et de nitrures. La grandeur d'influence déterminante pour le contrôle des propriétés mécaniques pendant le processus du traitement thermique est la température du revenu. Pendant le revenu, les caractéristiques pour la résistance à la déformation et celles pour la capacité de déformation évoluent en sens contraire.

La figure 5 représente les propriétés mécaniques en fonction de la température de revenu pour un exemple choisi (3 aciers des nuances A, B et C, avec 0,4 % Mo et 0,05 % V).

Les autres considérations concernant l'influence de la composition chimique sur les propriétés mécaniques ont été dégagées pour des conditions constantes du traitement thermique.

On remarque, après trempe et revenu à 650 °C, l'influence nettement caractérisée du vanadium sur la limite élastique (figure 6). Le vanadium, grâce à la trempe par durcissement structural sous la forme du carbure V_4C_3 , contribue, dans une forte mesure, à l'augmentation de la résistance. Pour les différentes nuances d'aciers étudiés, on atteint, avec 0,1 % de vana-

dium, une augmentation de la limite élastique d'environ 200 N/mm^2 . L'influence du vanadium est particulièrement accentuée pour les aciers ne contenant ni chrome, ni nickel (nuance-type A).

Moins accentuée est l'influence du molybdène. Une augmentation de la teneur en molybdène de 0,1 % n'augmente la limite élastique que d'environ 50 N/mm^2 . (figure 7). Ce résultat confirme celui des recherches antérieures sur d'autres aciers de construction à grain fin, trempés à l'eau et revenus.

6. INFLUENCE DE LA COMPOSITION SUR LA TÉNACITÉ.

L'augmentation de la résistance de l'acier obtenue par le vanadium provoque en même temps une diminution sensible de sa capacité de déformation. Ceci s'exprime par une importante perte de la ténacité lorsque la teneur en vanadium augmente. Même une addition faible de vanadium (inférieure à 0,1 %) diminue fortement la ténacité. Des teneurs supérieures à 0,1 % ne conduisent, par contre, à aucune diminution supplémentaire de la ténacité (figure 8).

L'influence du molybdène sur les propriétés mécaniques obéit à d'autres lois. Bien que le molybdène amène une augmentation de la résistance de l'acier (figure 7), la résilience n'est presque pas influencée par cet élément (figure 9). Cette considération sur les propriétés mécaniques conduit à préférer l'utilisation du molybdène à celle du vanadium pour l'élaboration des aciers à haute résistance.

Selon le choix de la composition chimique et de la température de revenu, les aciers des trois nuances-types atteignent des limites élastiques entre 500 et 1.100 N/mm^2 , avec des températures de transition T_{27} comprises entre -175°C et 0°C . En général, aux limites élastiques les plus élevées, correspondent des valeurs désavantageuses de la ténacité (figure 10). Pour des aciers avec une limite élastique d'environ 700 N/mm^2 , la température de transition se situe entre -70 et -150°C , suivant la composition de l'acier. On ne peut cependant pas relever de relation entre ces écarts dans la température de transition et les variations de la teneur en vanadium.

Le comportement des aciers vis-à-vis de la formation de fissures, de leur propagation et de leur déclenchement (début de l'instabilité dans l'extension des fissures) peut être caractérisé par des essais de traction et de résilience sur éprouvettes entaillées.

Des éprouvettes plates de traction, découpées dans toute l'épaisseur de la tôle (15 mm) et pourvues, sur les faces internes, d'entailles identiques à un trait de scie, d'environ 0,1 mm de rayon, ont servi à mesurer l'interdépendance entre les températures critiques, l'effort de rupture et la propagation des fissures. Les valeurs caractéristiques de ces mesures sont la température T_i du déclenchement de la fissure, la température T_a du blocage de la fissure et la température de la chute dans la propagation de la fissure.

Afin de pouvoir mieux comparer les températures critiques des tôles de différents alliages, on a fait subir à ces tôles des traitements thermiques qui visaient à leur donner un niveau uniforme de résistance caractérisé par une limite élastique de 700 N/mm^2 . Les valeurs des limites élastiques pour les 36 tôles sont comprises dans une bande de dispersion relativement étroite.

La figure 11 représente les températures de transition mentionnées ci-dessus pour les différentes tôles, rangées suivant les teneurs croissantes en éléments d'alliages. Il est étonnant de constater que la composition chimique n'a pas une influence significative sur le comportement à la rupture.

La température de déclenchement de la fissure varie dans une zone comprise entre -80°C et -130°C , sans qu'il soit possible de relier les valeurs limites de ces températures à des compositions déterminées. On fait la même constatation pour la température critique $T_{0,25 \text{ mm}}$ déduite des mesures de propagation de la fissure (C.O.D.). Globalement, les aciers hautement alliés de la nuance-type C (Mn-Cr-Ni) se comportent légèrement moins bien lors de l'essai de traction sur éprouvette entaillée.

De la même manière, les températures de blocage de la fissure ne montrent aucune dépendance vis-à-vis de la composition chimique. Toutes les valeurs se trouvent dans une zone de

température relativement étroite. Les différences entre les températures d'une part du déclenchement et d'autre part de blocage de la fissure s'établissent entre 50 et 70°C.

Considérablement plus importante est la zone où se placent les températures de transition dans l'essai de résilience : entre -60 et -170°C. Ici se dégage la tendance à obtenir une meilleure ténacité quand la teneur en alliages augmente.

Comme on le voit, les essais sur éprouvettes entaillées de résilience d'une part, de traction d'autre part conduisent à donner aux mêmes aciers des valeurs différentes

7. INFLUENCE DE L'ÉPAISSEUR DE LA TOLE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES.

Pour une composition chimique donnée, la structure et les propriétés mécaniques dépendent de la vitesse de refroidissement après austénisation. On obtient une trempe suffisante, pour les produits laminés, dans les parties de la section transversale où la trempe a atteint une vitesse de refroidissement suffisante pour transformer l'austénite en martensite et en bainite inférieure.

Quand l'épaisseur du produit s'accroît, on ne peut obtenir une trempe de part en part qu'en augmentant les teneurs en alliages. Cependant les teneurs en carbone et en éléments d'alliage doivent rester limitées, quand on considère la soudabilité et la déformabilité. Ces exigences contradictoires obligent à déterminer la composition chimique en fonction de l'épaisseur du produit.

A côté du traitement thermique normal des tôles de 15 mm d'épaisseur, des essais de simulation, à l'aide de vitesses de refroidissement différentes à partir de la température d'austénisation et de celle du revenu consécutif, ont permis d'obtenir les structures caractéristiques de la trempe et du revenu de tôles de 30 et de 60 mm d'épaisseur.

Après trempe, les structures des aciers des 36 coulées d'essai comportent, selon les teneurs en alliages, des proportions différentes de martensite, de bainite inférieure et de bainite supérieure.

Les propriétés de résistance et de ténacité pouvant être re-

présentées par les caractéristiques particulières : limite élastique et température de transition dans la résilience, on peut déduire, pour le groupe des aciers avec 0,4 % de molybdène, ce qui suit (figure 12) : une augmentation de la vitesse de refroidissement conduit, pour toutes les coulées de la nuance A (Mn) et de la nuance B (Mn-Cr), à un accroissement de la valeur caractéristique de la résistance. En même temps, la ténacité progresse légèrement.

Au contraire, pour les coulées de la nuance C (Mn-Cr-Ni), les caractéristiques mécaniques se montrent, dans les limites étudiées, indépendantes de la vitesse de refroidissement. Ceci est dû au fait que, par suite de la haute teneur en éléments d'alliage, même pour une vitesse de refroidissement qui correspond à une tôle de 60 mm d'épaisseur, la transformation se produit exclusivement dans les structures favorables de la martensite et de la bainite inférieure.

Lorsqu'on augmente les teneurs en molybdène, on constate que cette indépendance gagne les tôles de la nuance B (Mn-Cr) plus faiblement alliée.

Une exploitation systématique de tous les résultats obtenus avec les 36 tôles d'essai permet de déterminer jusqu'à quelle épaisseur de tôle une composition chimique donnée suffit pour obtenir un acier avec une limite élastique d'au moins 700 N/mm² et avec une ténacité suffisante (figure 13).

On remarque que les coulées faiblement alliées de la nuance-type A (Mn) n'atteignent pas, par trempe et revenu, la limite élastique de 700 N/mm² fixée comme critère. De même, les coulées avec une teneur en vanadium élevée des nuances-types A et B ne satisfont pas aux conditions imposées, mais ceci en raison d'une résilience trop faible. Pour les coulées de la nuance-type C, l'influence défavorable du vanadium est compensée par le nickel.

8. INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE SUR LA SOUDABILITÉ

Pour avoir un aperçu sur la soudabilité des aciers à haute résistance élaborés pour les essais, on procéda à des traitements thermiques simulant le soudage et on mesura ensuite la dureté

et la ténacité des matériaux traités. Par ailleurs, on déterminera la tendance à la fissuration à froid par des essais avec implants.

Pour les essais de simulation du soudage, on a appliqué les cycles de température caractéristiques du soudage manuel à l'arc et du soudage sous poudre protectrice. Après chauffage à 1.350°C, avec une vitesse d'environ 120°C par seconde, les temps de refroidissement $t_{8/5}$ (de 800°C à 500°C) ont été de 10 et de 50 secondes.

L'influence de la composition chimique sur la résilience à la température ambiante, ainsi que sur la température de transition T_{27} , est représentée, de façon groupée, à la figure 14.

On remarque que le molybdène agit sur la ténacité des aciers des trois nuances-types de manière très différente.

Pour les aciers de la nuance-type A, la ténacité, pour le refroidissement court, n'est que faiblement améliorée quand la teneur en molybdène augmente; pour le refroidissement lent, la ténacité est quelque peu dégradée.

Pour les aciers de la nuance-type B, le molybdène ne change pas la ténacité, pour autant que l'on pratique une vitesse élevée de refroidissement. Pour une vitesse faible de refroidissement, les hautes teneurs en molybdène sont avantageuses pour la résilience et la température de transition.

Si, outre le chrome, on ajoute du nickel (aciers de la nuance-type C), la ténacité est indépendante de la teneur en molybdène pour l'un et l'autre cycle de traitement thermique.

L'effet du vanadium est surprenant. Les valeurs des mesures reportées en fonction de la teneur en molybdène sont groupées dans une étroite bande de dispersion. Une influence significative du vanadium ne peut être constatée, ni pour la résilience, ni pour la température de transition.

Comme on pouvait s'y attendre, la simulation du soudage montre que la dureté augmente en même temps que la teneur en alliages et la vitesse de refroidissement.

La relation entre la dureté et la ténacité est remarquable (figure 15) : quand la dureté augmente, la ténacité s'améliore très nettement. Les températures de transition les moins

favorables se trouvent chez les structures douces. Ces résultats confirment la constatation selon laquelle, pour les aciers alliés, la forte dureté ne saurait, en aucune manière, correspondre à de la fragilité, mais qu'au contraire, elle est accompagnée d'excellentes valeurs de la ténacité.

Les soudures des aciers soudables ne doivent pas seulement montrer des qualités mécaniques comparables à celles du métal originel ; elles doivent, en outre, ne comporter aucune fissure préjudiciable à la résistance des ensembles soudés.

La tendance à la fissuration à froid des ensembles soudés augmente avec la teneur en hydrogène du métal de base et avec les teneurs en alliages du métal de base et du métal d'apport. La sensibilité à la fissuration à froid des aciers étudiés, différemment alliés, fut étudiée à l'aide d'essais avec implants. Dans des conditions standardisées, on peut déterminer, pour chaque nuance d'acier, une tension limite supportée sans fissuration et qui est appelée tension critique de fissuration.

Dans la figure 16, on a, de nouveau, rangé les différents aciers étudiés par ordre croissant de leur teneur en alliages.

Les résultats des essais avec implants sont grevés d'imprécisions relativement importantes (difficultés pour l'exécution des essais, divergences d'opinions dans l'interprétation des résultats). C'est pourquoi, on ne peut en attendre une corrélation étroite avec la composition chimique. Cependant, on peut remarquer nettement une influence grossière de la teneur totale en éléments d'alliage sur la tension critique de fissuration.

Pour les coulées avec de faibles teneurs en alliages, les tensions critiques de fissuration se situent approximativement vers 500 N/mm^2 ; pour les aciers fortement alliés de la nuance type C, les valeurs tombent aux environs de 150 N/mm^2 .

Il faut considérer, à propos des variations dans les valeurs de la tension critique, que le facteur d'influence le plus important pour la sensibilité à la fissuration, en l'espèce, la teneur en carbone varie, dans certaines limites certes, autour de la valeur visée.

Une influence du vanadium ne peut pas être déduite avec suffisamment de certitude des résultats d'essais. Le molybdène

n'agit défavorablement que pour les aciers de la nuance-type A (Mn) et cette influence semble diminuer lorsque la teneur des éléments d'alliage augmente.

Une dépendance vis-à-vis de la composition chimique peut aussi être constatée lorsque l'on reporte la tension critique de fissuration, en fonction du carbone équivalent :

$C_{\text{éq}} = C + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo})/5 + (\text{Ni} + \text{Cu})/15$ (figure 17).
Etant la grande dispersion des valeurs trouvées, cette relation n'est pas à utiliser pour résoudre les problèmes concrets de la technique d'utilisation. Ceci est également valable pour le paramètre de fissuration selon Ito-Bessyo.

COULEE N°	NUANCE-TYPE	C	Mn	Cr	Ni	Mo	V
1-12	A	.15	1.35	-	-	→	→
13-24	B	.15	1.35	1.0	-	→	→
25-36	C	.15	1.35	1.0	2.0	→	→

Variations des teneurs en Mo et en V pour chaque nuance-type A,B et C.

Mo	.20				.40				.60			
V	0	.05	.10	.15	0	.05	.10	.15	0	.05	.10	.15

COMPOSITION CHIMIQUE DES ACIERS D'ESSAI (Valeurs en %)

Figure 1

TF2 - 026

COULEES élaborées dans un four de 1 t. à résistance de baguettes en graphite.

LAMINAGE sur train quarto

Température des fours pits : 1.200°C-1.220°C

Température de fin de laminage : 900°C-940°C

Epaisseur des tôles : 15 mm.

(I)

TREMPE

Maintien à 910°C pendant 30 minutes

Trempe à l'eau

Vitesses de refroidissement $t_{8/5}$

- a) Tôle de 15 mm. : 10 secondes
- b) Simulation de tôle de 30 mm. : 21 secondes
- c) Simulation de tôle de 60 mm. : 48 secondes

REVENU

Maintien pendant 30 minutes à :

- a) 600°C - 650°C- 700°C pour les tôles de 15 mm.
- b) 650°C pour la simulation de tôle de 30 mm.
- c) 650°C pour la simulation de tôle de 60 mm.

Refroidissement à l'air.

(II)

TRAITEMENT THERMIQUE pour obtenir une limite élastique: $R_e \neq 700 \text{ N/mm}^2$.
ensuite simulation du soudage à
une température maximum de 1.350°C
et 2 vitesses de refroidissement $t_{8/5}$ de
10 et de 50 secondes.

P L A N D E S E S S A I S

Figure 2

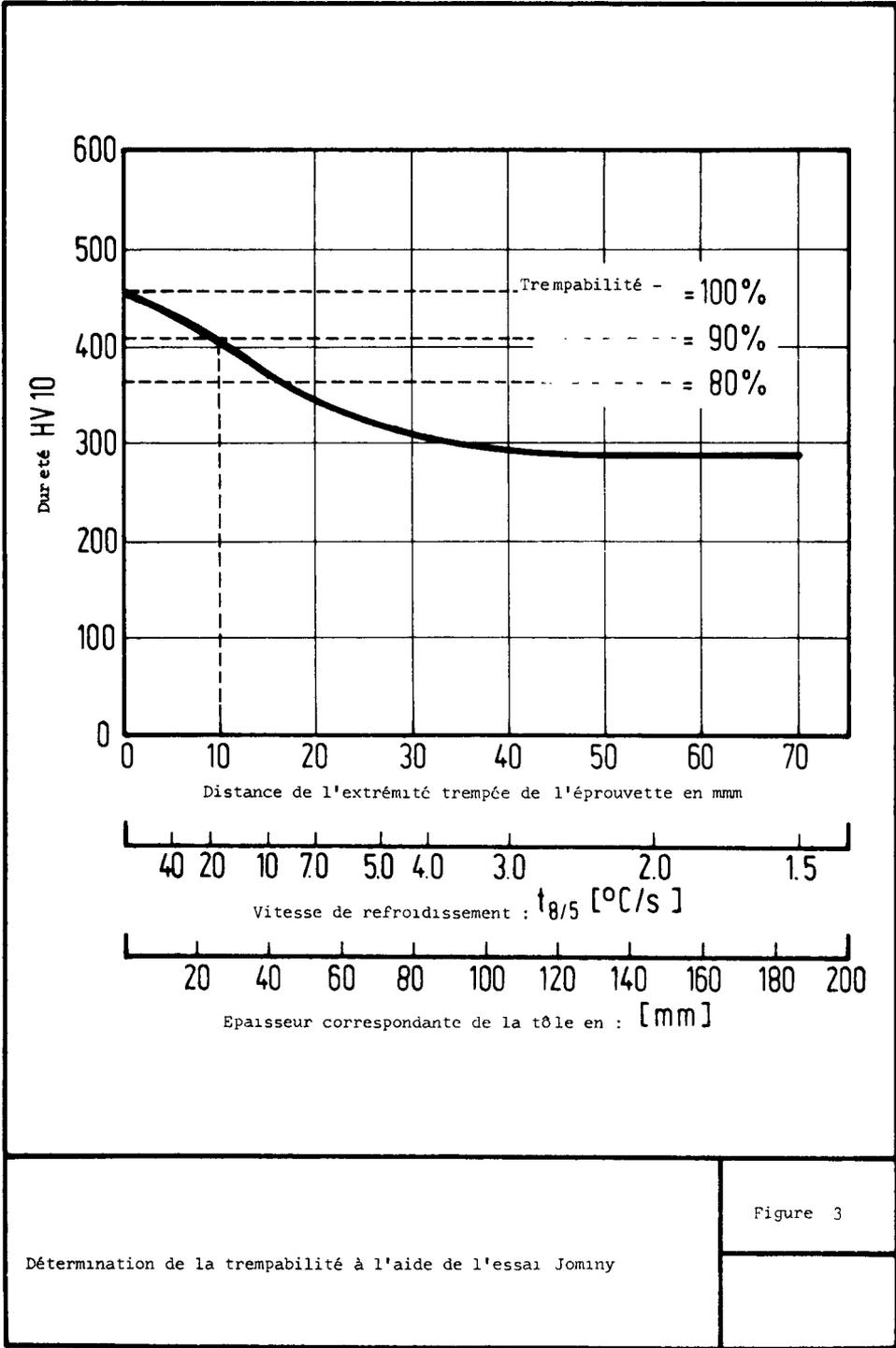
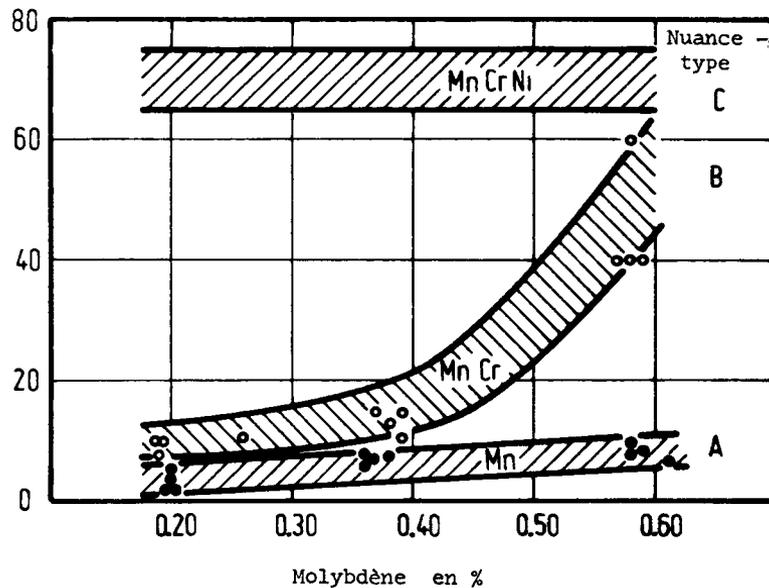


Figure 3

Détermination de la trempabilité à l'aide de l'essai Jominy

Épaisseur trempable de la tôle en mm.
pour une trempabilité de 90 %

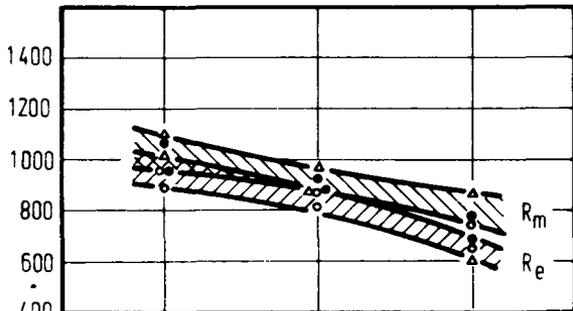


Influence de la teneur en molybdène sur l'épaisseur trempable

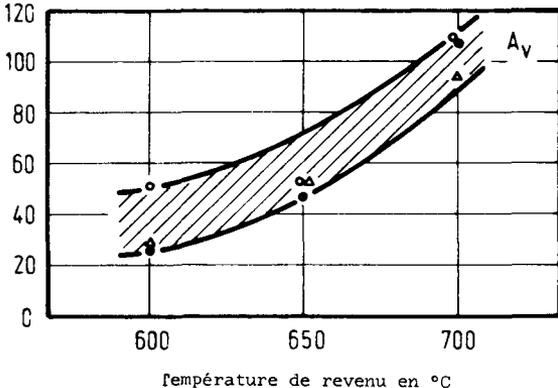
Figure 4

TF2-029

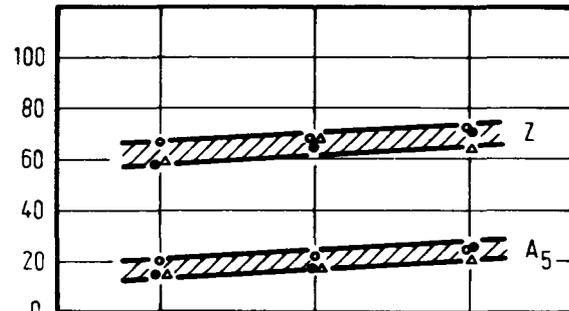
Limite élastique et charge de rupture
[N/mm²]



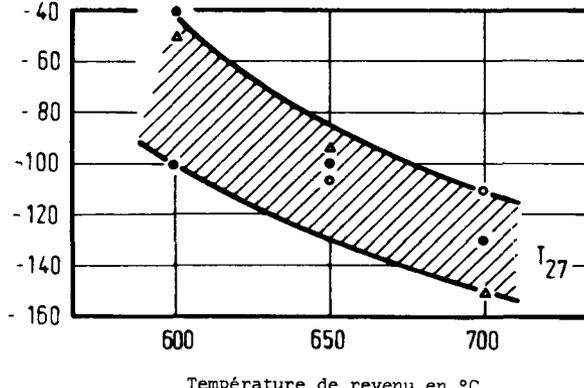
Travail de résilience ISO-V-40°C
[J]



Allongement et striction de rupture
[%]



Température de transition T_{27,ISO-V}
[°C]



0,04% Mo, 0,05% V

○ Nuance-type A

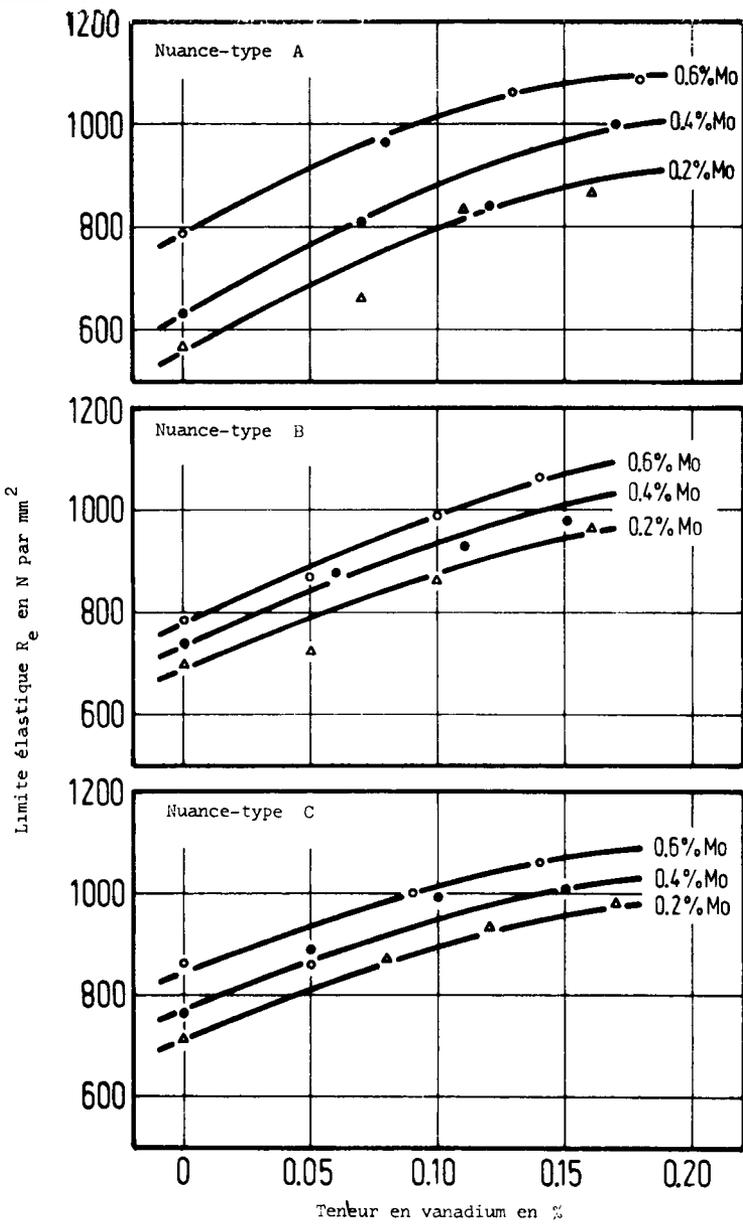
● Nuance-type B

▲ Nuance-type C

Influence de la température de revenu sur les propriétés mécaniques

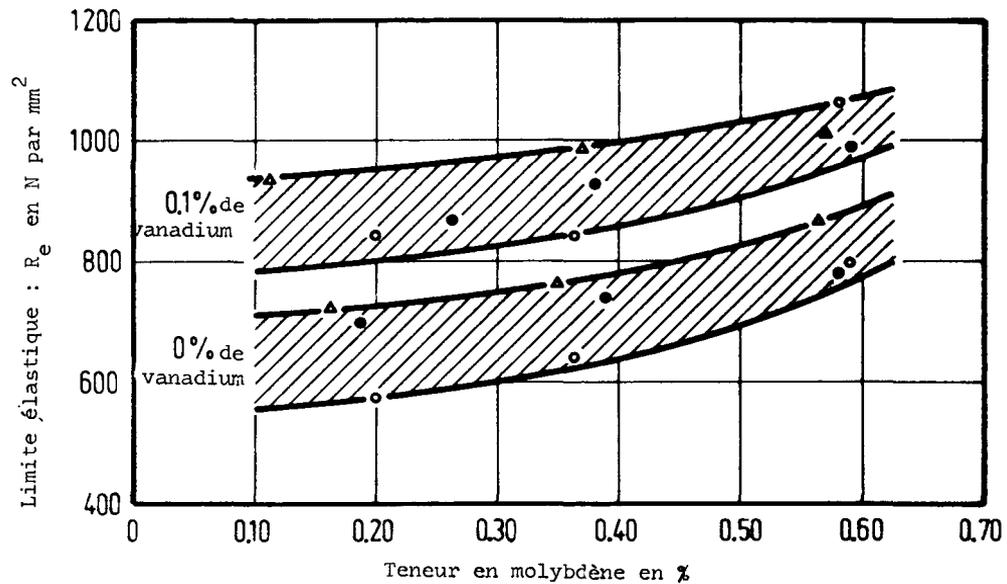
Figure 5

TF2-030



Influence du vanadium sur la limite élastique

Figure 6



○ Nuance-type A ● Nuance-type B ▲ Nuance-type C

Influence du molybdène sur la limite élastique

Figure 7

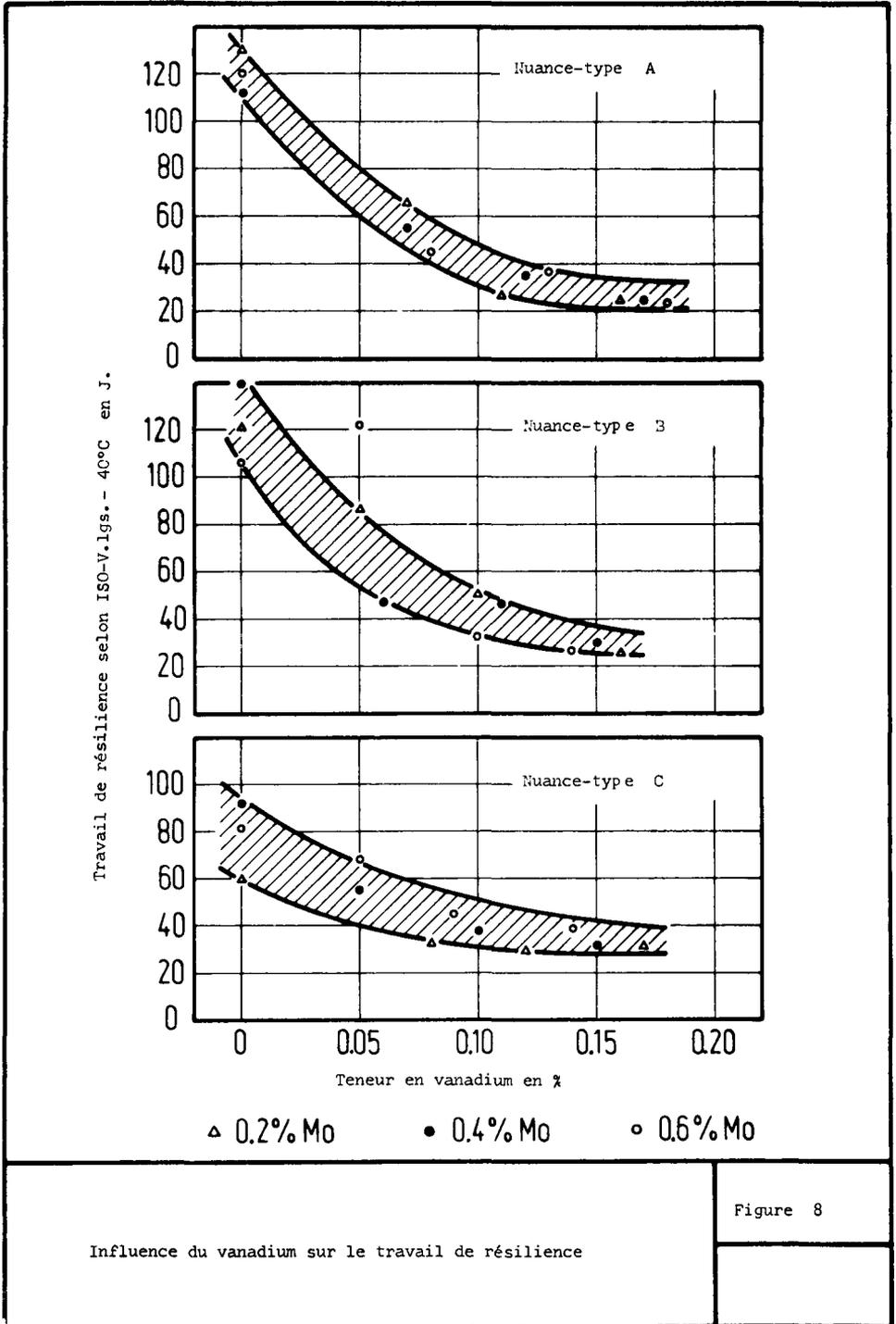
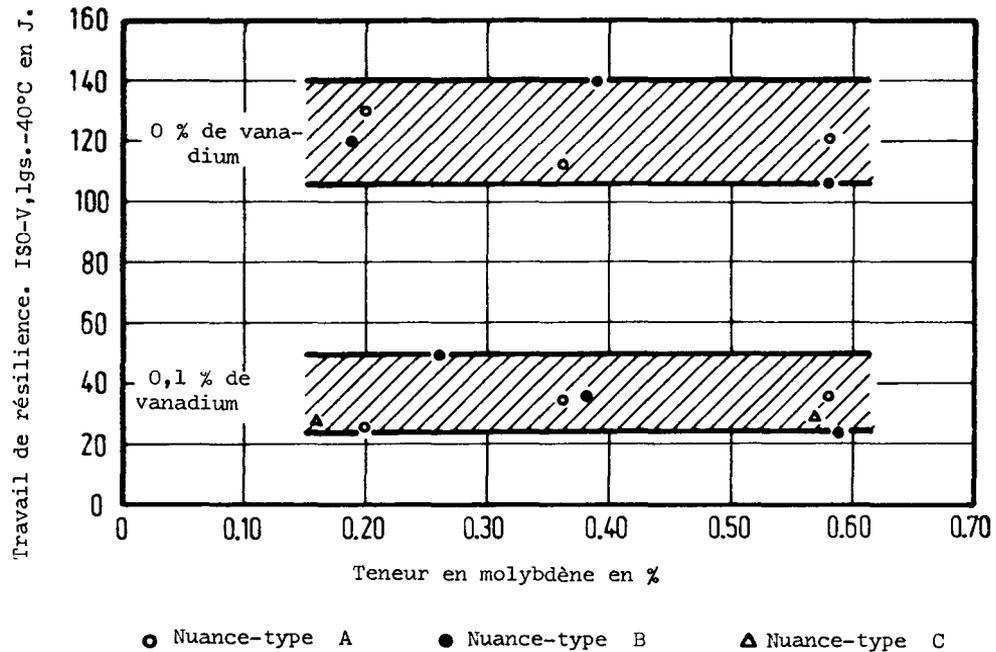


Figure 8

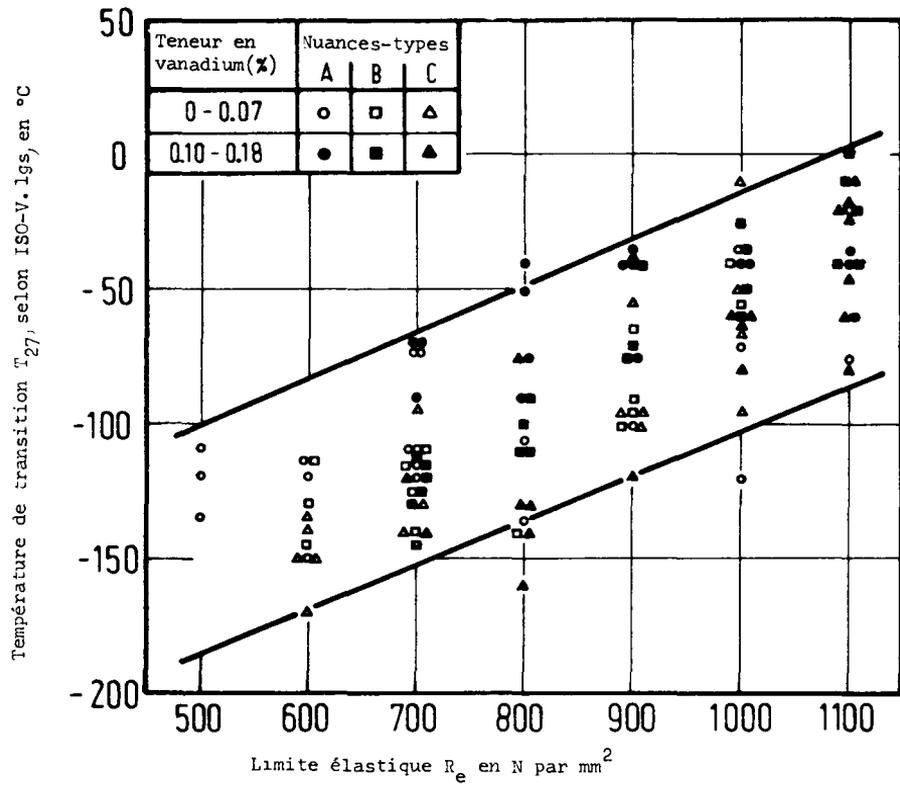
Influence du vanadium sur le travail de résilience



Influence du molybdène sur le travail de résilience

Figure 9

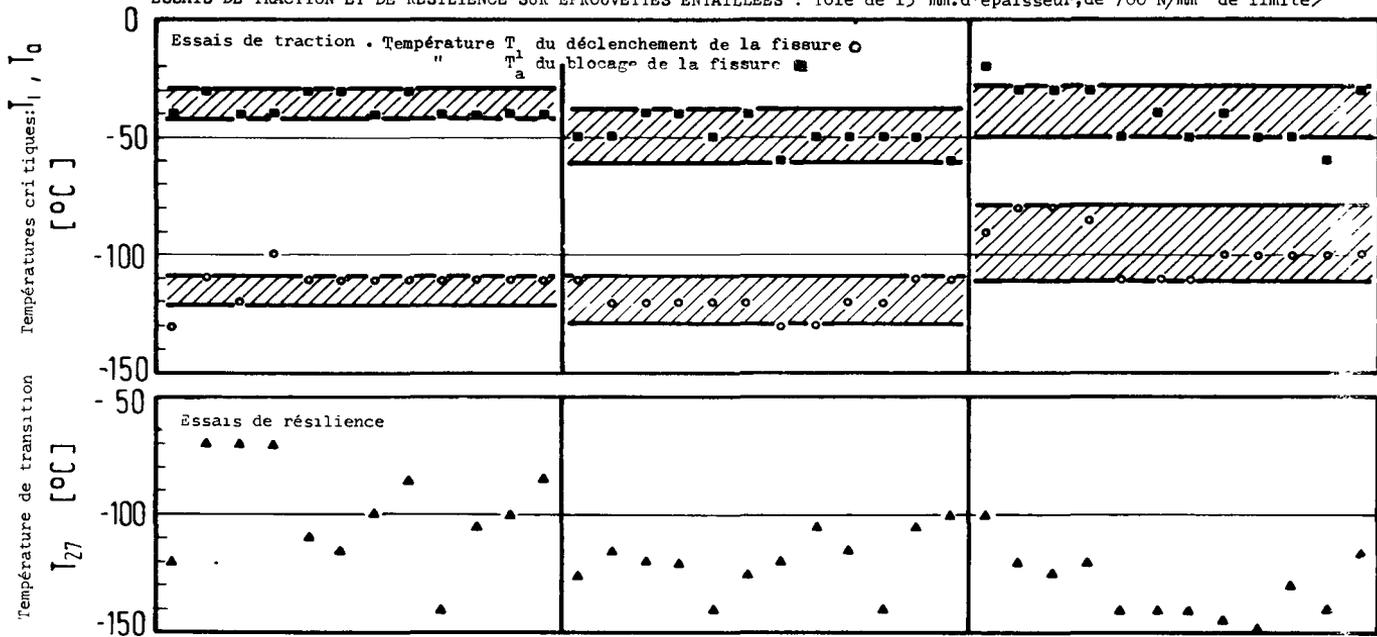
TFZ - 034



Relation entre la limite élastique et la température de transition

Figure 10

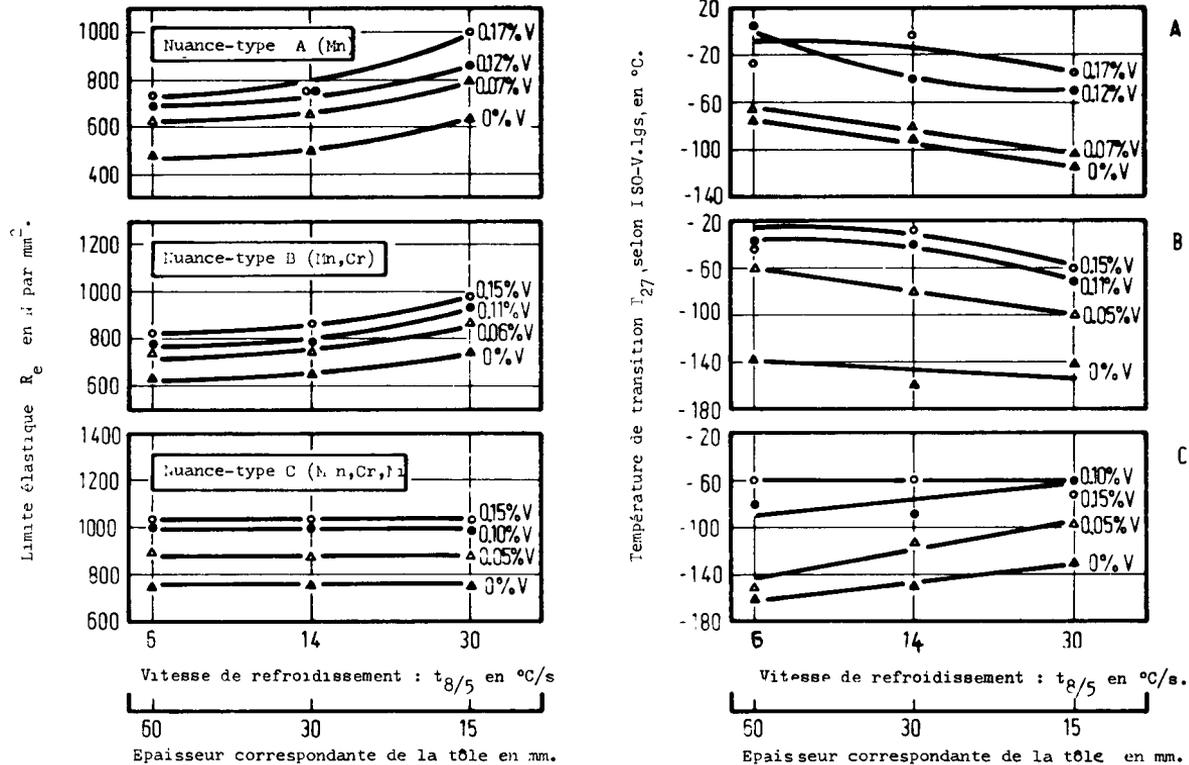
ESSAIS DE TRACTION ET DE RÉSILIENCE SUR EPROUVETTES ENTAILLÉES : Tôle de 15 mm.d'épaisseur, de 700 N/mm² de limite ^{élastique}



Base	Nuance-type A (Mn)												Nuance-type B (Mn Cr)												Nuance-type C (Mn Cr Ni)											
Molybdène(%)	.20				.40				.60				.20				.40				.60				.20				.40				.60			
Vanadium (%)	0	.07	.11	.16	0	.07	.12	.17	0	.08	.13	.18	0	.05	.10	.16	0	.06	.11	.15	0	.05	.10	.14	0	.08	.12	.17	0	.05	.10	.15	0	.05	.09	.14
N° de coulée	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36

Influence de la composition chimique sur le comportement au formage et à la rupture
 Teneurs en éléments de base : .15% C, .35% Si, 1.35% Mn)

Figure 11
 TF2 - 036



Influence de la vitesse de refroidissement à la trempe sur la limite élastique et sur la température de transition
(Teneur en molybdène : 0,4 %, température de revenu : 650 $^\circ\text{C}$)

Figure 12

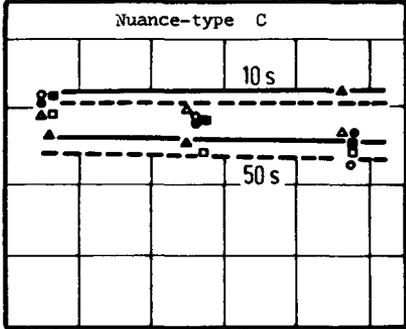
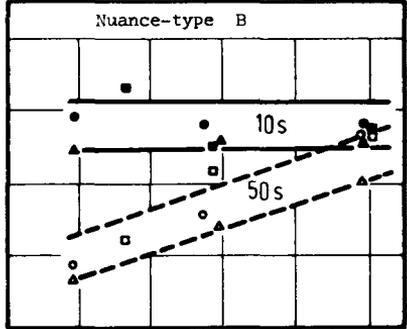
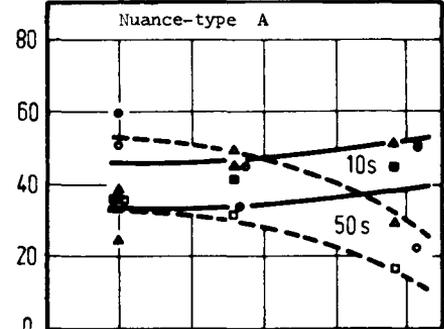
TF2-037

Nuances-types	Teneur en molybdène en %	Epaisseur maximum de la tôle			
		Teneur en vanadium en %			
		0	0.06	0.12	0.17
A (Mn)	0.2	-	-	20	-
	0.4	-	25	30	-
	0.6	25	60	-	-
B (Mn Cr)	0.2	15	20	40	-
	0.4	20	60	-	-
	0.6	60	> 60	-	-
C (MnCrNi)	0.2	60	> 60	> 60	> 60
	0.4	60	> 60	> 60	> 60
	0.6	60	> 60	> 60	> 60

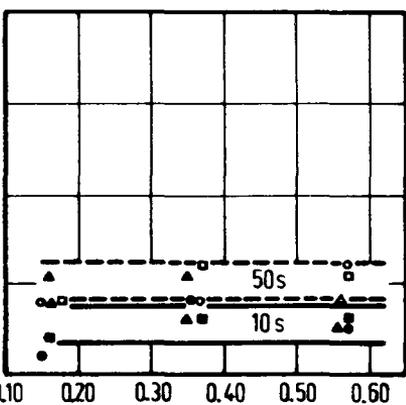
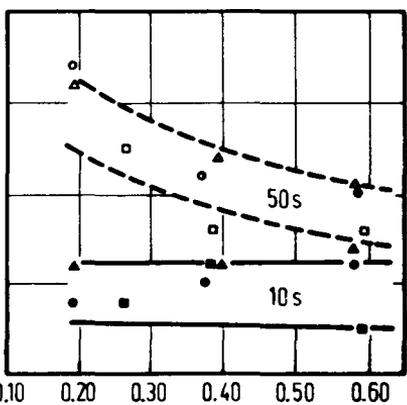
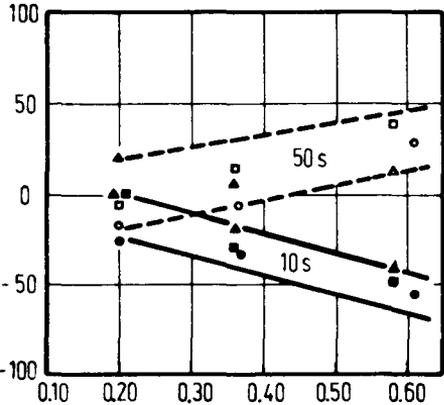
Combinaisons d'alliages donnant les qualités requises pour l'élaboration d'aciers avec 700 N/mm^2 de limite élastique et -40°C de température de transition

Figure 13

Travail de résilience, ISO-V, Igs
RT en J.



Température de transition T₂₇
ISO-V, Igs, en °C

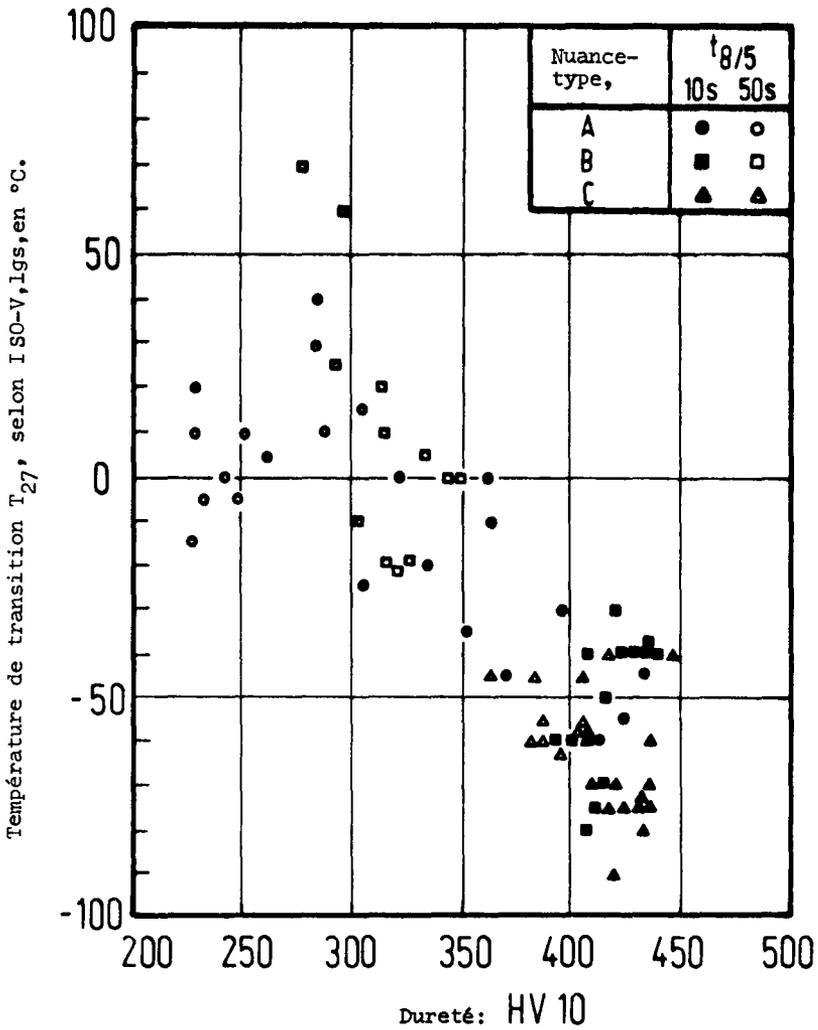


▲▲ 0% vanadium ●○ 0.06% vanadium ■□ 0.10% vanadium ▲●■ t_{8/5} = 10 s ▲○□ t_{8/5} = 50 s

Influence du molybdène sur la ténacité de l'acier à l'état de soudage simulé

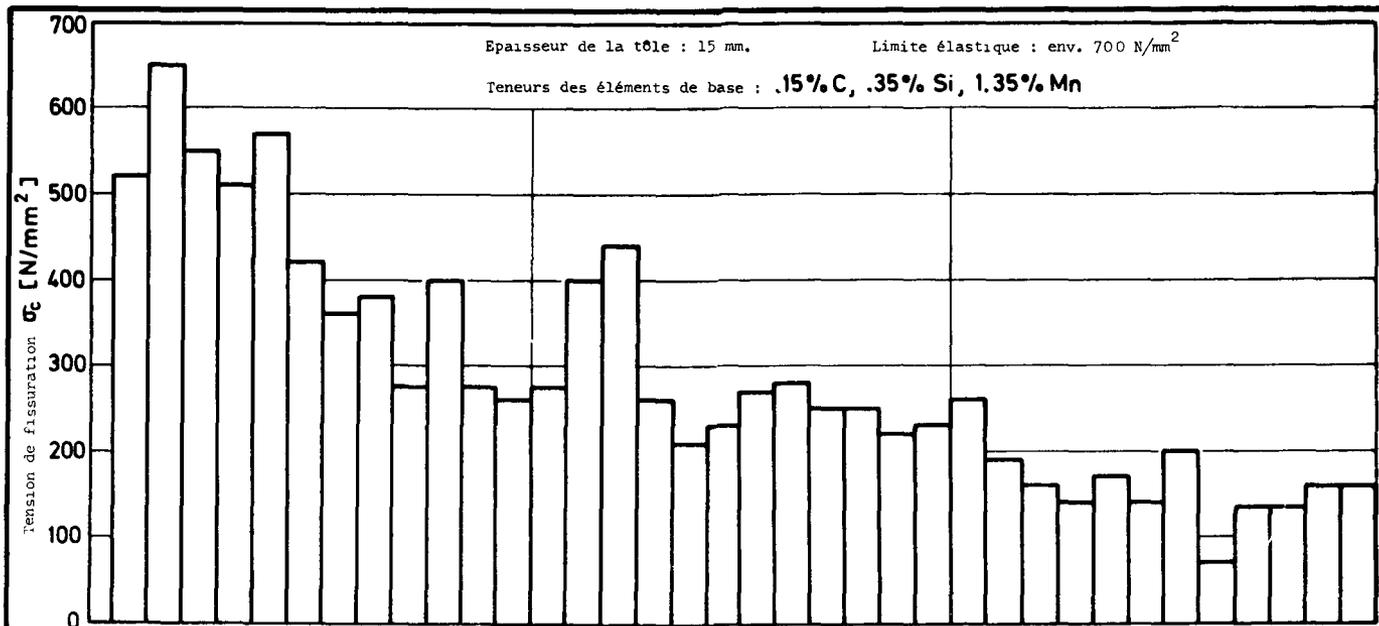
Figure 14

TFZ-039



Relation entre la dureté et la ténacité de l'acier à l'état de soudage simulé

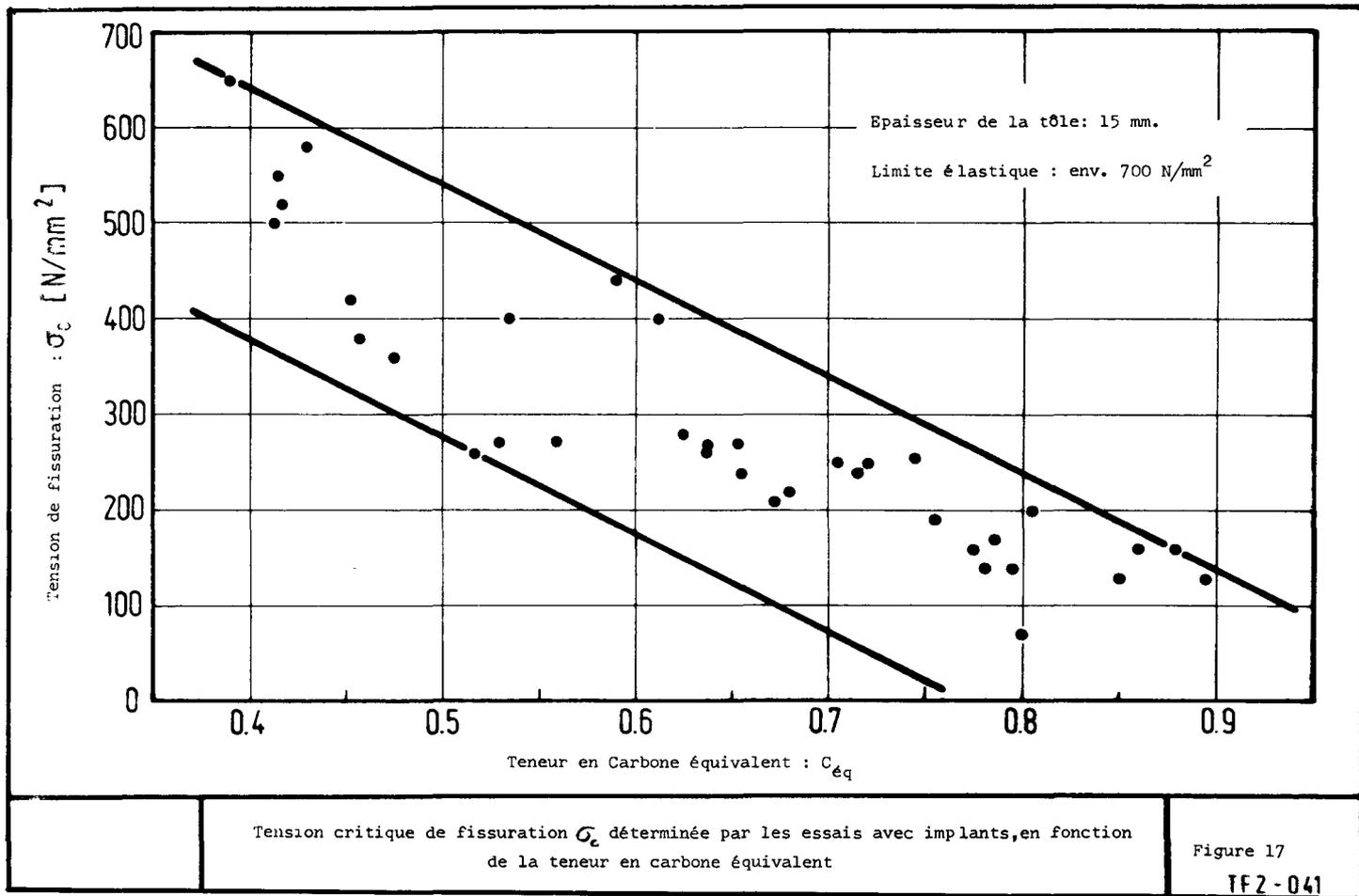
Figure 15



Base	Nuance-type A (Mn)												Nuance-type B (Mn, Cr)						Nuance-type C (Mn, Cr, Ni)																	
Mo [%]	.20				.40				.60				.20		.40		.60		.20		.40		.60													
V [%]	0	.07	.11	.16	0	.07	.12	.17	0	.08	.13	.18	0	.05	.10	.16	0	.06	.11	.15	0	.05	.10	.14	0	.08	.12	.17	0	.05	.10	.15	0	.05	.09	.14
Coulée N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36

Tension critique de fissuration σ_c , déterminée par les essais avec implants,
en fonction des teneurs en alliages

Figure 16



Tension critique de fissuration σ_c déterminée par les essais avec implants, en fonction de la teneur en carbone équivalent

Figure 17
 TF2-041

ÉTUDE DES DIVERS CRITÈRES D'ÉVALUATION
DE LE TÉNACITÉ DES ACIERS UTILISÉS DANS
LA CONSTRUCTION DES RÉSERVOIRS SOUS PRESSION

W. DAHL

Institut d'études métallurgiques de
l'Ecole technique supérieure d'Aix-la-Chapelle

RÉSUMÉ

En général, la caractérisation de la ténacité est déterminée par l'allongement à la rupture et la résilience, et, dans des cas particuliers, aussi par le rapport R_e/R_m (!)

Des caractéristiques, comme la striction à la rupture et l'allongement uniformément réparti, sont aussi évoquées. On discute encore pour savoir quelles caractéristiques, aussi celles données par d'autres essais, sont les plus propres à l'emploi. Les essais ont porté sur 4 aciers différents, pour lesquels le rapport R_e/R_m a varié de 0,62 à 0,86 et un grand nombre de caractéristiques a été déterminé. Il s'agit d'aciers faiblement alliés, de composition identique à celle des aciers de construction à grain fin, soudables, bien connus à l'heure actuelle. Déjà l'exploitation des essais de traction a montré qu'il n'y avait aucune relation claire entre le rapport R_e/R_m et les valeurs de la ténacité déterminées par ces essais. Même inexistence d'une relation avec la résilience. Vis-à-vis de la ténacité à rupture, les aciers à l'état trempé et revenu et ceux traités thermomécaniquement se montrent supérieurs pour de fortes valeurs du rapport R_e/R_m . L'extrapolation des caractéristiques trouvées à l'aide d'éprouvettes de petites dimensions au profit d'une estimation de la tenue des structures métalliques réelles a été contrôlée à l'aide d'essais sur grandes éprouvettes. Pour les aciers qui ont subi un traitement thermique approprié à leur nature, des rapports R_e/R_m élevés ne présentent aucun inconvénient. Des essais complémentaires ont été faits sur le comportement de ces aciers soumis à des contraintes de fatigue dans la zone de résistance de courte durée.

Pour terminer, seront évoqués les travaux qui se poursuivent sur les modifications du comportement à la rupture des aciers de construction à grain fin, soudables, à l'état soudé, en fonction de l'épaisseur de la paroi du réservoir et de la limite élastique.

(!) N.d.T. Le terme allemand "Streckgrenzenverhältnis" désigne le rapport de la limite élastique R_e à la résistance à la traction R_m .

1. Introduction

Les tendances dans l'évolution des méthodes d'essai des aciers sont caractérisées par la prise de conscience croissante de la sécurité et par les efforts pour une meilleure utilisation du matériau. Il en résulte que les essais doivent se rapprocher aussi près que possible des sollicitations en service et que leurs résultats doivent être assurés statistiquement. Pour limiter les essais sur structures, particulièrement coûteux, à la taille absolument nécessaire, la question de l'extrapolation des valeurs trouvées sur de petites éprouvettes, et, le cas échéant, par des essais relevant de la mécanique de rupture, vers des dimensions plus importantes, analogues à celles des structures en service, prend une particulière importance. Le programme de recherches dans le domaine des tôles fortes, bénéficiant de l'aide de la Commission, tient compte, en grande partie, du désir d'essayer des éprouvettes identiques aux structures en service ; en même temps, ces essais devraient déterminer, pour les aciers testés, toutes les autres valeurs de la ténacité. L'essai sur structure le plus simple a été l'essai de traction à différentes températures, sur de grandes portions de tôle où l'on avait apporté artificiellement des défauts, ce qui les rapprochait d'une paroi de réservoir dans un état de contrainte clairement défini.

La propriété la plus importante des aciers pour la construction de réservoirs sous pression est, à côté de la limite élastique, le déformabilité. On ne sait pas encore quelle caractéristique déterminée par les essais courants sur petites éprouvettes représente le mieux le comportement de la ténacité dans les constructions en service et quelles sont les exigences minimales à demander pour éviter des ruptures sans déformation préalable notable. En général, on trouve des valeurs fixées pour l'allongement à la rupture et le travail de résilience et également, dans des cas déterminés, pour la température NDT, la striction à la rupture et l'élargissement latéral dans l'essai de résilience. Récemment, on a apporté une attention particulière aux résultats des essais selon la mécanique de rupture, ainsi que sur le comportement à la fati-

gue de courte durée.

On a aussi rapproché le rapport R_e/R_m de la sécurité à la rupture. L'expérience acquise sur les aciers dans le passé a amené à penser que le rapport R_e/R_m devait permettre des affirmations sur la plasticité et l'érouissage. De divers côtés, la tendance se manifeste de ne pas autoriser l'emploi d'aciers avec des rapports R_e/R_m supérieurs à 0,8 pour la construction de réservoirs sous pression. Mais les aciers développés récemment atteignent, avec un bon comportement de la ténacité, des valeurs de R_e/R_m supérieures à 0,9, comme c'est le cas des aciers laminés thermomécaniquement destinés aux pipe-lines pour le transport des gaz. La signification du rapport R_e/R_m était d'ailleurs un des sujets qui a été particulièrement étudié à fond.

2. Relation entre le rapport R_e/R_m et la sensibilité à la rupture fragile. Résultats de la recherche 6210/75, 2ème partie

L'objectif de cette recherche était d'obtenir des certitudes sur la signification du rapport R_e/R_m pour juger du comportement de la ténacité d'un acier en comparant les résultats de diverses méthodes d'essai. Dans ce but, furent exécutés des essais de traction et de résilience, des essais selon la mécanique de rupture, ainsi que des essais de traction sur des tôles entières. Les essais sur petites éprouvettes eurent lieu à l'Institut d'études métallurgiques de l'Ecole technique supérieure d'Aix-la-Chapelle, les essais sur grandes dimensions au Laboratoire de résistance des matériaux à Gand (Belgique) (LWM). Les essais d'Aix-la-Chapelle et leur exploitation ont été exécutés Par Mr. A. Krabiell.

Matériaux d'essais

En tout, on a choisi 4 aciers pour les essais. Afin de faire varier le rapport R_e/R_m pour une même composition chimique, on a soumis un acier A, composant une tôle de 50 mm d'épaisseur, à différents traitements thermiques. Après un recuit de normalisation, on a obtenu une limite élastique de 420 N/mm^2 et un rapport R_e/R_m de 0,62 (Acier A_1) ; à l'état trempé à

à l'eau et revenu, la limite élastique était de 650 N/mm^2 et le rapport R_e/R_m de 0,86 (Acier A_2)

Dans le 2ème groupe d'essais, on a étudié 2 aciers avec des compositions chimiques différentes, et qui, pour une même limite élastique, présentaient des rapports R_e/R_m différents :

- un acier C normalisé avec une limite élastique de 430 N/mm^2 et un rapport R_e/R_m de 0,73 pour une épaisseur de tôle de 20 mm;

- un acier D laminé thermomécaniquement, avec une limite élastique de 430 N/mm^2 et un rapport R_e/R_m de 0,84 pour un épaisseur de tôle de 20 mm;

- en outre, on a étudié un acier B normalisé avec une limite élastique de 460 N/mm^2 et un rapport R_e/R_m de 0,73 pour une épaisseur de tôle de 24 mm.

Enfin, on a pris en considération les résultats de recherches sur l'acier St E 70 de construction à grain fin, exécutées dans le cadre du contrat de recherche 6210/55 de la CECA. Cet acier qui, à l'état trempé et revenu, présente une limite élastique de 720 N/mm^2 et un rapport R_e/R_m de 0,9 a également servi de matériau d'essai dans les recherches de J. Degenkolbe et B. Müsgen (1) sur le même thème. On a comparé, dans ce cas, l'état trempé et revenu avec un rapport R_e/R_m de 0,86 et l'état recuit normalisé avec un rapport R_e/R_m de 0,66. Ces résultats sont également brièvement discutés.

Le tableau 1 donne l'ensemble des analyses chimiques des aciers d'essai.

Dans la suite de cet exposé, les résultats des recherches sur l'acier A seront décrits comme exemples et discutés par comparaison.

Essais de traction sur éprouvettes de petites dimensions

Les essais de traction furent exécutés sur des éprouvettes rondes lisses B 80.40, selon la norme DIN 50125, à des températures d'essais comprises entre RT et 77K, à l'aide d'une machine d'essai universelle de 200 kN, actionnée mécaniquement et pour chaque essai, avec 4 vitesses différentes de la traverse. Furent déterminés, en plus de la limite élastique, et de la résistance à la traction, les divers allongements : de

Lüders, uniformément réparti et à la rupture, ainsi que la striction de rupture et le coefficient d'écroûissage. A l'exception de l'acier D, traité thermomécaniquement, on a mesuré, continuellement pendant l'essai, les contours de la striction, pour des températures d'essai comprises entre RT et 123 K et ce pour les plus petites vitesses de la traverse. Pour l'acier D traité thermomécaniquement, le contour de striction ne fut pas mesuré, car la section de l'éprouvette, à sa partie la plus étroite, n'a pas conservé une symétrie de révolution. A partir des mesures de striction, il est possible d'établir un modèle mathématique du processus d'écroûissage, dans lequel on peut englober les valeurs des contraintes et des déformations dans la zone d'allongement à la striction—dans une interprétation commune—avec les valeurs des mesures tirées du domaine de la déformation homogène.

Un exposé détaillé de tous les résultats des essais est donné dans les rapports intérimaires et dans le rapport final, de même la description de l'exploitation des mesures de striction se trouve dans un autre document (2).

A l'inverse de tous les autres matériaux d'essai, l'acier normalisé A_1 ne présente pas de limite élastique nettement caractérisée ; on peut supposer que la cause en réside dans la transformation de petites parties de la texture vers la structure bainitique lors du refroidissement à l'air qui suit la normalisation ; cette transformation conduit vraisemblablement à des dislocations uniformément réparties dans la structure et donc non bloquées.

Les figures 1 et 2 montrent, pour les aciers d'essai A_1 et A_2 , et chacune pour la plus faible et la plus grande vitesse de déformation, la dépendance par rapport à la température, de la limite inférieure d'élasticité R_{eL} et de la résistance à la traction R_m . R_{eL} aussi bien que R_m augmentent quand la température baisse et quand la vitesse d'allongement augmente. Cependant, la relation avec la température est, en général, plus marquée pour la limite inférieure d'élasticité que pour la résistance à la traction, si bien que la distance entre les deux courbes diminue avec un abaissement de température, quand

on se place dans la zone des basses températures. Une comparaison des allures, pour la vitesse de déformation la plus faible et la plus grande, montre que la différence entre la résistance à la traction et la limite inférieure d'élasticité diminue quand la vitesse d'allongement augmente, car la sensibilité à la vitesse de la limite élastique est plus forte que celle de la résistance à la traction.

La figure 1 montre que, pour la vitesse de déformation la plus lente, aussi bien les valeurs de la limite inférieure d'élasticité que celles de la résistance à la traction sont plus élevées pour l'acier A à l'état trempé et revenu qu'à l'état normalisé.

La figure 2, pour la vitesse d'allongement la plus élevée, confirme ce résultat également pour les valeurs de R_{eL} , alors que les valeurs de R_m ne se laissent pas, dans ce cas, nettement distinguer. La différence entre les valeurs de la limite élastique et de la résistance à la traction est bien plus importante à l'état normalisé qu'à l'état trempé et revenu ; à l'état normalisé, on n'observe pas de limite apparente d'élasticité, si bien que l'on doit déterminer une limite élastique conventionnelle $R_{p 0,2}$, correspondant à 0,2 % d'allongement.

Les deux valeurs de résistance R_{eL} et R_m pour l'acier D laminé thermomécaniquement sont toujours plus faibles que les valeurs correspondantes des aciers normalisés B et C, mais l'acier B donne des valeurs légèrement plus élevées que l'acier C.

Les influences que l'on vient d'exposer sur les valeurs de R_{eL} et de R_m se répercutent dans leur rapport R_{eL}/R_m lequel est représenté, dans les figures 3 et 4, en fonction de la température, pour la vitesse la plus faible et la plus forte de l'allongement. Après une zone où les rapports R_{eL}/R_m sont presque indépendants de la température ou passent par un faible minimum, ceux-ci augmentent, lorsque la température continue à baisser.

L'augmentation de la vitesse d'allongement conduit à des rap-

ports R_e/R_m plus élevés. Ce phénomène est dû au fait que, lorsque la vitesse de déformation augmente, les deux valeurs de la résistance croissent, mais en même temps leur différence diminue par suite d'un abaissement de la sensibilité à la vitesse d'allongement de la résistance à la traction. Comme le montrent les figures 3 et 4, le rapport R_e/R_m est toujours sensiblement plus élevé pour l'acier A à l'état trempé et revenu qu'à l'état normalisé. Pour les aciers B et C, les rapports R_{eL}/R_m diminuent simultanément, alors que pour l'acier D traité thermomécaniquement, ces rapports présentent toujours des valeurs plus élevées.

La figure 5 représente, en fonction de la température, l'allongement de Lüders $\mathcal{E}_{Lüd}$ (à charge constante), l'allongement uniformément réparti A_G et l'allongement à la rupture A pour les aciers A_1 et A_2 et ce, pour la plus petite vitesse de déformation. Pour l'acier A_1 , l'allongement de Lüders est pratiquement nul, car on ne remarque pas de limite apparente d'élasticité; par contre, pour le même matériau à l'état trempé et revenu (acier A_2), on observe une augmentation de l'allongement de Lüders, lorsque la température diminue et que la vitesse de déformation augmente.

On obtient le même résultat sur l'influence des conditions d'essai pour les aciers B, C et D. Dans le cadre des dispersions d'essai, les valeurs de $\mathcal{E}_{Lüd}$ déterminées pour les deux aciers normalisés B et C, diminuent ensemble, alors que les allongements de Lüders sont toujours plus élevés pour l'acier traité thermomécaniquement.

Pour l'acier A, les allongements uniformément répartis sont plus faibles pour l'état trempé et revenu que pour l'état normalisé. Dans le cadre des dispersions d'essai, on obtient des valeurs en conformité pour les aciers normalisés B et C. Les valeurs pour l'acier traité thermomécaniquement sont plus élevées. En fonction de la température, les valeurs de A_G , pour — la vitesse d'allongement la plus faible et pour l'acier A, aussi bien que pour les deux aciers normalisés B et C, augmentent quand la température baisse, tout d'abord légèrement; mais pour les températures d'essai les plus basses, elles

ont tendance à diminuer, sauf pour l'acier A₂. Une allure, avec un maximum bien plus accusé, pour des températures plus élevées et pour la plus faible vitesse de déformation, se rencontre pour l'acier traité thermomécaniquement.

Pour tous les matériaux étudiés, l'augmentation de la vitesse d'allongement donne aux allongements uniformément répartis des valeurs plus faibles et, pour une température d'essai plus basse, déplace cette diminution vers les températures plus élevées.

Les allongements à la rupture A présentent, malgré des dispersions d'essai partiellement importantes, la plupart du temps, des courbes avec des maxima.

Pour l'acier A, on observe généralement, pour l'état normalisé, des allongements à la rupture plus élevés que pour l'état trempé et revenu. Pour les aciers B, C et D, c'est le matériau traité thermomécaniquement qui présente toujours les valeurs de A les plus élevées.

La figure 6 représente l'influence de la température d'essai sur la striction à la rupture Z pour l'acier A. Les valeurs de Z diminuent d'abord faiblement, puis plus fortement, quand la température baisse; elles sont plus grandes à l'état trempé et revenu qu'à l'état normalisé. Pour l'acier C, on trouve des valeurs de Z plus grandes que pour l'acier B. Pour le matériau D traité thermomécaniquement, on n'a pas pu déterminer de strictions à la rupture, à cause des sections elliptiques de la cassure.

Pour les essais de traction, la variation de l'écroutissement a été représentée par l'équation de Ludwik :

$$\epsilon = K \cdot \varphi^n$$
, pour laquelle on a utilisé un calculateur en vue de déterminer le facteur K et le coefficient n de l'écroutissement.

La figure 7 montre les coefficients d'écroutissement pour l'acier A en fonction de la température d'essai. Dans tous les cas, les valeurs de n augmentent légèrement quand la température d'essai diminue et après passage par un maximum, diminuent pour les basses températures. Des vitesses de défor-

mation plus élevées repoussent le maximum vers des températures plus hautes. Pour l'acier A, à l'état trempé et revenu, on ne constate qu'une diminution relativement faible des valeurs de n quand on arrive aux basses températures, alors que pour les autres matériaux étudiés, dans cette zone de température, la chute de n est remarquablement plus rapide.

L'acier A présente, à l'état normalisé, des coefficients d'érouissage notablement plus élevés qu'à l'état trempé et revenu. Les valeurs de n pour l'acier D traité thermomécaniquement sont plus faibles que pour les deux aciers B et C à l'état normalisé, encore que l'acier B possède des valeurs légèrement plus faibles que l'acier C.

Les résultats des essais de traction montrent que, dans le cas présent, des valeurs de la résistance plus élevées sont en corrélation avec des allongements uniformément répartis et à la rupture un peu plus faibles, et inversement. C'est ainsi que pour l'acier A, la limite inférieure d'élasticité et la résistance à la rupture dépassent, pour l'état trempé et revenu, les valeurs correspondantes pour l'état normalisé, alors que les valeurs d'allongement sont quelque peu plus petites. Cependant, les valeurs de la striction sont, à l'état trempé et revenu (acier A_2) plus élevées qu'à l'état normalisé (acier A_1). De même, les valeurs de R_{eL} et de R_m , un peu plus basses pour le matériau traité thermomécaniquement, en comparaison avec les valeurs des caractéristiques correspondantes des aciers normalisés B et C, sont en corrélation avec des allongements uniformément répartis et à la rupture plus élevés.

L'opinion très répandue qu'un rapport R_e/R_m élevé conduit, en principe, à un plus mauvais comportement de la ténacité du matériau n'est pas conforme avec les résultats de cette recherche. Pour l'acier traité thermomécaniquement, par comparaison aux matériaux normalisés de la même catégorie d'aciers, de hautes valeurs du rapport R_e/R_m correspondent à des allongements et à des strictions à la rupture plus élevés. On peut donc déjà dire, après ces résultats, que le rapport R_e/R_m ne saurait servir de mesure pour juger des autres caractéristi-

ques de la ténacité.

La valeur d'usage du rapport R_e/R_m est réduite du fait que cette valeur n'est déterminée que par deux caractéristiques de résistance : la limite élastique et la résistance à la traction, et que les caractéristiques de déformation : allongements de Lüders et uniformément réparti n'entrent pas en ligne de compte.

Essais de résilience

Les éprouvettes de résilience ont été prélevées

- pour les tôles de 50 mm, au milieu et au bord,
- pour les tôles de 24 et de 20 mm, au milieu,

et chaque fois parallèlement et perpendiculairement au sens de laminage. Elles ont été rompues sur un mouton-pendule capable d'une énergie de 295 J.

Les figures 8 et 9 donnent la résilience a_k en fonction de la température pour les éprouvettes en long et en travers, prélevées au milieu et au bord d'une tôle en acier A₁ normalisé. Les différences entre prélèvements au milieu ou au bord sont insignifiantes pour chacune des deux orientations d'éprouvettes. Les résiliences des éprouvettes en travers prélevées au milieu sont, avec 80 J/cm^2 comme maximum, légèrement meilleures que celles des éprouvettes du bord, avec 70 J/cm^2 . Les éprouvettes en long présentent le même comportement : les valeurs de leur résilience atteignent des maxima, au bord de 120 J/cm^2 et au milieu de 130 J/cm^2 .

Pour l'acier A₂ trempé et revenu, on arrive, dans le même domaine de températures, à des valeurs de la résilience à peu près semblables à celles trouvées pour l'acier normalisé (figures 10 et 11).

L'acier D laminé thermomécaniquement présente, de loin, les meilleures valeurs de la résilience. La figure 12 représente la résilience en fonction de la température pour les deux directions de prise des éprouvettes. Les maxima atteignent, en travers 280 J/cm^2 et en long 300 J/cm^2 .

Sur les éprouvettes de l'acier D, laminé thermomécaniquement,

et de l'acier B normalisé (tôle de 24 mm d'épaisseur), furent déterminées, d'après une recommandation " Code ASME Nuclear Pressure Vessel", les valeurs de l'élargissement latéral (lateral expansion) et de la partie fibreuse de la cassure (shear fracture). Les valeurs de l'élargissement latéral, aussi bien que les proportions fibreuses de la cassure se comportent de façon analogue à celles de la résilience ; les températures de transition pour 50 % de cassure fibreuse ou bien 50 % de l'élargissement maximum sont semblables à celles pour $a_k \text{ max}/2$.

Si l'on compare les valeurs de la résilience de tous les aciers étudiés, on remarque d'abord que l'acier A se différencie à peine pour les états obtenus par les deux traitements thermiques. Les deux aciers B et C normalisés montrent, pour un même rapport R_e/R_m , des propriétés de résilience différentes. L'acier C, avec une limite élastique plus basse, atteint, en particulier suivant la direction du laminage, des valeurs de résilience maxima plus favorables et de plus basses températures de transition.

L'acier laminé thermomécaniquement, avec un rapport R_e/R_m relativement élevé de 0,84, donne les meilleures valeurs de résilience ; en plus de températures de transition extrêmement basses, les valeurs maxima sont inhabituellement très élevées. Le jugement porté sur ces résultats doit cependant tenir compte des déchirures perpendiculaires à la surface de la cassure (separations) qui indiquent une modification de l'état de contrainte.

Les différents rapports R_e/R_m des aciers étudiés se reflètent de manière inégale dans l'essai de résilience. L'acier A présente presque les mêmes valeurs de résilience pour les états correspondants aux deux traitements thermiques, alors que le rapport R_e/R_m est de 0,62 pour l'un et de 0,86 pour l'autre. L'acier D laminé thermomécaniquement, avec un rapport R_e/R_m de 0,84, le deuxième plus élevé, donne les valeurs de résilience les meilleures. Au point de vue températures de transition, les aciers normalisés B et C, avec un rapport

R_e/R_m de 0,73 sont placés moins favorablement que l'acier tm D, mais mieux que l'acier A, dans les deux états de traitement thermique.

Ici aussi, la comparaison des rapports R_e/R_m avec les résultats des essais de résilience conduit à dire qu'un rapport R_e/R_m élevé n'est pas nécessairement en corrélation avec de mauvaises valeurs de la résilience.

Essais suivant la mécanique de rupture

Pour, les essais de mécanique de rupture, on a confectionné :

- 3 éprouvettes CT de 48 mm d'épaisseur dans les tôles de 50 mm de l'acier A,

- 2 éprouvettes CT de 20 mm d'épaisseur dans chacune des tôles de 24 et de 20 mm des aciers B, C et D.

Les éprouvettes ont été découpées en travers de la direction de laminage, ainsi l'entaille s'est trouvée dans le sens du laminage. Au moyen d'une machine d'essai à commande hydraulique de 22 kN, les éprouvettes ont subi une préfissuration de fatigue par immersion des - derniers 2 mm dans l'azote liquide, de façon que la longueur totale de la fissure correspondait à un rapport a/W égal à 0,55. La ténacité à rupture à 77 K a été déterminée dans un essai préalable et ensuite, le facteur d'intensité de contrainte, correspondant à l'initiation de la préfissure de fatigue à 77 K, a été fixé à $0,6 K_{Ic}$. Deux extensomètres, placés dans la ligne d'attaque de la charge ($a/W = 0,5$) ont donné deux valeurs indépendantes de l'écartement au fond de l'entaille (écartement des lèvres de la fissure = C.O.D.).

La détermination de l'écartement critique \mathcal{S}_c de la fissure (provoquant le déclenchement de la fissure) se fait à l'aide de la formule de E. Schmidtman, P. Ruf et A. Theissen (3), d'après :

$$\mathcal{S}_c = V_x \left(\begin{array}{c} \left(\frac{r_{pl}}{r_{pl} + x} \right) \\ \left(\frac{r_{pl}}{r_{pl} + x} \right) \end{array} \right) H$$

où V_x est l'élargissement mesuré à une distance x de l'extrémité de la fissure, r_{pl} le rayon de la zone plastique déterminé à partir des valeurs de K_{max} , d'après Irwin, pour l'état

de contrainte plane et H un exposant constant, caractérisant la forme de l'équation et qui a été pris égal à 1.

Résultats des essais

La figure 13 montre, pour les deux états de traitement thermique de l'acier A, les valeurs de la limite élastique et de la ténacité à rupture, en fonction de la température. A part une bande de dispersion commune pour les basses températures, l'acier A_2 , trempé et revenu, montre, au dessus de 153 K, des valeurs de la ténacité à rupture nettement plus élevées que celles de l'acier A_1 normalisé. La température de transition selon le critère ASTM des épaisseurs, se situe, pour les éprouvettes de l'acier trempé et revenu, à 228 K, pour celles de l'acier normalisé à 211 K, mais une dépendance linéaire, observée sur la courbe des mesures, a été trouvée jusqu'à 243 et 233 K.

Pour des valeurs légèrement différentes de la limite élastique, mais pour le même rapport R_e/R_m , les valeurs de la ténacité à rupture des aciers B et C se répartissent dans une bande de dispersion commune pour tout le domaine de températures étudié. La température de transition, d'après le critère ASTM des épaisseurs - conditionnée par les limites élastiques différentes - se situe à 136 K pour l'acier C et à 138 K pour l'acier B. Une dépendance linéaire, observée sur la courbe des mesures, a été trouvée jusqu'à 170 K et 178 K inclusivement.

Pour les éprouvettes de l'acier traité thermomécaniquement, la température de transition, selon le critère ASTM des épaisseurs, se situe à 123 K. Une dépendance linéaire, observée sur la courbe des mesures, a été trouvée jusqu'à 135 K inclusivement. Comme pour les essais de résilience, le jugement à porter sur les résultats obtenus avec l'acier D doit tenir compte de l'aspect insolite de la cassure. Les surfaces de la cassure présentaient, à l'intérieur des éprouvettes, des lignes d'arrachement allongées qui, à coup sûr, ont favorisé des plastifications locales

Les figures 14 et 15 montrent, pour les deux états de traite-

ment thermique de l'acier A, l'écartement critique δ_c de la fissure en fonction de la température. Ces valeurs de δ se placent dans une bande de dispersion commune. Pour les deux aciers normalisés B et C, les valeurs critiques de l'écartement de la fissure se trouvent également dans une bande de dispersion, hormis de légères différences pour les basses températures. Pour l'acier D laminé thermomécaniquement, les valeurs de l'écartement se comportent selon les valeurs de la ténacité à rupture ; au-dessus de 113 K, les valeurs du C.O.D. critique de l'acier D sont nettement plus élevées que celles de l'acier normalisé B.

Une comparaison des valeurs des ténacités à rupture de tous les aciers étudiés n'est possible qu'avec certaines restrictions, étant donné les différentes épaisseurs des éprouvettes. Si on calcule, à partir des courbes K_c -T de l'acier A qui ont été déterminées sur des éprouvettes de 48 mm d'épaisseur, à l'intérieur du domaine de validité de la mécanique de rupture élastico-linéaire, la température de transition pour des éprouvettes de 20 mm d'épaisseur, selon le critère ASTM des épaisseurs, on arrive ainsi à une comparaison possible avec les températures correspondantes trouvées sur les éprouvettes des aciers B, C et D. Avec ce moyen, la température de transition pour l'acier D laminé thermomécaniquement se situe à 123 K, pour les aciers normalisés B et C à 136 K et 138 K, pour l'acier A normalisé à 173 K et pour le même acier trempé et revenu à 193 K.

Le critère ASTM des épaisseurs étant réputé comme un critère très sévère, on a aussi comparé les températures pour lesquelles les valeurs de la ténacité à rupture atteignent $95 \text{ MN m}^{-3/2}$. Pour les éprouvettes essayées, ces valeurs se situent au-dessus des températures de transition selon le critère ASTM des épaisseurs, mais encore à l'intérieur du domaine des dépendances linéaires, observées sur la courbe des mesures et nettement en dessous des valeurs pour lesquelles on a observé une propagation stable de la fissure. Pour les aciers B, C et D, la tendance est conforme, tout comme pour les températures de transition déjà nommées ; l'acier D laminé

thermomécaniquement atteint la valeur de ténacité à rupture de $95 \text{ MN m}^{-3/2}$ déjà à 138 K, les aciers normalisés B et C à 163 K. L'acier A, à l'état trempé et revenu, se trouve avec environ 218 K dans une meilleure position qu'à l'état normalisé avec environ 243 K.

A la condition que les aciers soient soumis à des contraintes qui s'élèvent à 70 % de la limite apparente d'élasticité, la longueur critique de la fissure, en fonction de la température, pour les aciers étudiés, peut se calculer par :

$$a_c = 1/\sqrt{(K_c/0,7 \cdot R_{p 0,2})^2}.$$

Cette valeur se chiffre, à 213 K, pour l'acier A, à l'état normalisé à 13,7 mm et à l'état trempé et revenu à 9 mm.

Les valeurs correspondantes, à 143 K, se situent, pour les aciers B et C normalisés, à 20 mm. L'acier traité thermomécaniquement a une position de loin plus favorable.

Il faut cependant considérer qu'avec les aciers à très haute résistance, on emploie, pour les mêmes sollicitations, des sections plus petites. Cette réflexion rend rationnel de rapporter la longueur critique de la fissure à une épaisseur de paroi correspondant à la limite élastique.

A la condition que l'épaisseur ^{de paroi} pour l'acier normalisé A_1 , soit prise égale à la longueur critique de la fissure, soit 13,7 mm ($a_c/d(R_{p 0,2})=1$), on trouve, pour l'acier trempé et revenu :

$a_c/d(R_{p 0,2})=9/8,42 = 1,07$, donc un rapport plus grand et par suite plus favorable que pour l'acier normalisé. Dans les

mêmes conditions, on peut calculer, pour l'acier D, :

$a_c/d(R_{p 0,2}) = 20/7,06 = 2,86$ en comparaison avec l'acier

normalisé où $a_c/d(R_{p 0,2})=1$, donc un bien meilleur rapport de la longueur critique de la fissure vis-à-vis de l'épaisseur de la paroi.

L'appréciation des aciers à l'aide de la mécanique de rupture démontre, dans son ensemble, que le comportement de la ténacité des aciers étudiés est meilleur quand le rapport R_e/R_m est plus grand.

Essais de traction sur éprouvettes de grandes dimensions

Les essais sur l'acier A ont été exécutés à partir de tôles de 50 mm d'épaisseur. La longueur des éprouvettes était de 1.000 mm; la largeur, au droit de la longueur entre les repères, de 800 mm; la longueur de l'entaille de 30 mm et le rayon du fond d'entaille de 200 μ m. Deux éprouvettes de l'acier A à l'état normalisé et une éprouvette de l'acier A à l'état trempé et revenu présentaient une longueur d'entaille de 20 mm. Les essais furent exécutés à l'aide d'une machine universelle de 60 MN. La mesure des charges a été faite à l'aide de jauges de contrainte étalonnées, qui étaient fixées sur une partie de la machine hautement sollicitée. Les charges ont pu être déterminées avec une précision de \pm 100 kN.

Le refroidissement des éprouvettes s'est fait avec le méthanol. Les boîtes de refroidissement, disposées autour des éprouvettes étaient construites de telle façon que l'agent de refroidissement était en contact direct avec la surface des éprouvettes. Pendant les essais, les écarts de température ont été de \pm 1 K. Pour uniformiser la température, les éprouvettes étaient maintenues pendant une heure à la température d'essai. La mesure des températures a été faite à l'aide de thermo-couples qui étaient maintenus avec force contre la surface des éprouvettes.

L'allongement total a été déterminé à l'aide de 4 capteurs d'allongement répartis sur la longueur de l'éprouvette. La longueur entre repères des capteurs d'allongement était de 850 mm. Les valeurs furent déterminées en vue de leur exploitation. A fond d'entaille, l'écartement C.O.D. a été mesuré par un extensomètre étalonné qui était fixé à 2 chevilles en métal dur à la hauteur du fond de l'entaille et à une distance de 8 mm. Avec cet extensomètre, on a pu mesurer des écarts atteignant au maximum 2 à 2,5 mm.

Pour rendre visible la déformation plastique au voisinage de l'entaille, on a utilisé le procédé de moirage. Pour ce faire, des feuilles spéciales comportant des lignes parallèles furent collées sur les éprouvettes. On a utilisé des feuilles

comportant 10 ou 5 lignes au millimètre.

Après rupture des éprouvettes, des feuilles vierges, ayant la même distance de lignes, furent appliquées sur les feuilles déformées. Les variations des distances entre les lignes de la feuille déformée et celles de la feuille non déformée provoquent des figures d'interférences, appelées "figures de moirage". La distance entre les lignes d'interférence permet de calculer la déformation locale.

L'exploitation des résultats a comporté, après rupture de l'éprouvette, la détermination des allongements locaux mesurés à 5 mm et à 55 mm de distance du fond primitif de l'entaille et de chaque côté, à 10 mm de la surface de la cassure; en plus, on a mesuré la striction dans le sens de l'épaisseur.

La longueur des éprouvettes des aciers B, C et D étaient de 420 mm; la largeur, au droit de la longueur entre repères, de 370 mm. L'épaisseur était variable: pour l'acier laminé thermomécaniquement, la tôle avait une épaisseur de 20 mm; pour l'acier normalisé, les tôles avaient des épaisseurs de 20 et de 24 mm. La longueur de l'entaille était de 30 mm, le rayon du fond d'entaille de 200 μ m.

Les essais sur ces aciers furent exécutés sur une machine de 8 MN. La mesure de la charge a été faite au moyen d'une éprouvette serrée entre les plaques d'appui d'une presse Amsler de 2 MN. Les éprouvettes ont été également refroidies au méthanol. Les écarts de températures pour la zone jusque 183 K ont été de ± 1 K. Pour les températures inférieures à 183 K, on a employé l'air liquide comme agent refroidissant, les écarts ont été alors de ± 5 K.

L'allongement total des éprouvettes a été déterminé à l'aide de 2 capteurs d'allongement, avec une longueur entre repères de 370 mm, appliqués sur les deux côtés de l'éprouvette. L'écartement à fond d'entaille a été mesuré comme pour les éprouvettes en acier A. Après achèvement de l'essai, on a déterminé la striction dans le sens de la largeur et dans le sens de l'épaisseur. Pour déterminer les allongements locaux au voisinage du fond d'entaille, on a utilisé les "figures de moirage", soit en collant sur l'éprouvette une feuille comportant 5 li-

gnes par millimètre, soit en gravant par attaque le même nombre de lignes directement sur la surface de l'éprouvette. Le procédé de gravure par attaque a été utilisé pour les plus basses températures, car les feuilles ne présentaient plus alors une plasticité suffisamment grande.

La figure 16 rassemble les résultats obtenus pour l'acier normalisé A₁ en fonction de la température. La contrainte d'écoulement plastique (limite apparente d'élasticité) est presque constante pour tout le domaine de températures étudié. La contrainte nette maximum est la plupart du temps sensiblement supérieure à la contrainte d'écoulement plastique. Ce n'est qu'à 253 K que les contraintes d'écoulement plastique et maximum se rejoignent. Les éprouvettes qui étaient munies d'une entaille de 20 mm de longueur sont reportées sur la figure, mais non comprises dans les courbes.

L'allongement total croît de 0,45 % à 253 K à 2,8 % à 293 K. A 263 K, il a une valeur de 1 %. L'allongement local, qui a été mesuré à 5 mm devant le fond d'entaille croît de 1,9 % à 253 K à 14 % à 293 K; l'allongement mesuré à 55 mm devant le fond d'entaille croît de 1,2 % à 253 K à 10,5 % à 293 K. La différence entre les allongements mesurés à différents endroits devant la fond d'entaille croît avec l'augmentation de la température. La striction dans la direction de l'épaisseur croît également avec la température, mais ses valeurs sont très dispersées. La propagation stable de la fissure s'est établie pour des températures d'essai supérieures à 263 K.

La figure 17 reproduit les résultats des essais sur les éprouvettes en acier A₂ trempé et revenu. Les contraintes d'écoulement plastique et maximum sont très près les unes des autres.

L'allongement total croît de 0,4 % à 253 K à 2,95 % à 313 K. A 296 K, il est égal à 1 %. L'allongement local mesuré par les figures de moirage, à une distance de 5 mm du fond de l'entaille croît de 1,7 % à 253 K à plus de 16 % à 313 K. L'allongement mesuré à 55 mm croît d'abord lentement de 1,7 % à 253 K à 3,25 % à 293 K, puis plus rapidement jusqu'à 16 % à

313 K. Les valeurs de la striction dans le sens de l'épaisseur sont très fortement dispersées et n'ont pu de ce fait faire l'objet d'un tracé de courbe. La propagation stable de la fissure a été observée au-dessus de 273 K.

La figure 18 donne, en fonction de la température, les résultats des essais sur les éprouvettes de 24 et de 20 mm d'épaisseur en aciers normalisés B et C. Les symboles reportés sur le diagramme représentent les valeurs pour les éprouvettes de 20 mm d'épaisseur en acier C. Les contraintes d'écoulement plastique et maximum se trouvent, la plupart du temps, être les mêmes ; elles croissent de 445 MN m^{-2} à 253 K jusqu'à - - - - - 500 MN m^{-2} à 197 K. A cette température, les valeurs pour les éprouvettes de 20 mm d'épaisseur ne sont pas très différentes de celles des éprouvettes de 24 mm. Une éprouvette de 24 mm d'épaisseur, rompue à 177 K, n'a atteint qu'une contrainte maximum de 415 MN m^{-2} et une contrainte d'écoulement plastique de 375 MN m^{-2} . Deux éprouvettes de 20 mm d'épaisseur, rompues ultérieurement à 173 K, ont encore montré une contrainte maximum d'environ 560 MN m^{-2} ; pour ces éprouvettes, les contraintes maximum et d'écoulement plastique étaient les mêmes.

En ce qui concerne l'allongement total et les strictions dans le sens de la largeur et dans celui de l'épaisseur, leurs valeurs, pour les éprouvettes de 20 mm d'épaisseur à basses températures, sont légèrement plus élevées que celles des éprouvettes de 24 mm d'épaisseur. L'allongement total atteint à 235 K, 1 % et croît jusque 3,6 % pour 253 K. Les strictions dans le sens de la largeur et dans celui de l'épaisseur montrent une allure semblable à celle de l'allongement total. Au-dessus de 213 K, les valeurs croissent très fortement. La propagation stable de la fissure a été observée pour ces éprouvettes au-dessus de 177 K.

La figure 19 reproduit, en fonction de la température, les résultats des recherches sur l'acier D laminé thermomécaniquement. Les contraintes maximum et d'écoulement plastique se trouvent souvent être les mêmes ; ce n'est que pour les essais à 158 K et à 148 K, que la contrainte d'écoulement est plus faible que la contrainte maximum. Les valeurs de la

striction et de l'allongement sont très dispersées dans la zone des températures étudiées . C'est pourquoi, les courbes de la striction dans le sens de la largeur et dans celui de l'épaisseur et celles de l'allongement total qui sont représentées correspondent aux valeurs limites inférieures. L'allongement total croît, à partir de valeurs très faibles pour les basses températures, d'abord faiblement jusqu'à 183 K, puis au-delà, très fortement jusqu'à 3,4 % pour 233 K. L'allongement total atteint 1 % pour 199 K. La courbe pour la striction dans le sens de l'épaisseur a une allure presque parallèle. La propagation stable de la fissure a été observée pour des températures d'essai au-dessus de 148 K.

Les résultats des essais sur grandes éprouvettes ne sont comparables que pour une même géométrie des éprouvettes. Pour l'acier A, les valeurs des contraintes se différencient de façon remarquable entre les deux états de traitement thermique. La contrainte limite d'écoulement plastique, aussi bien que la contrainte maximum sont toutes deux nettement plus élevées pour l'état trempé et revenu que pour l'état normalisé. Alors que la limite d'écoulement plastique et la contrainte maximum de l'acier trempé et revenu se trouvent être pratiquement les mêmes, entre 660 et 690 Nmm^{-2} , sur toute l'étendue du domaine des températures étudiées, l'acier normalisé montre, au-delà de 253 K, un net écrouissage.

Une valeur de 1 % de l'allongement, atteinte à 263 K pour l'acier normalisé, ne peut l'être, pour l'acier trempé et revenu qu'à 296 K. Un allongement local de 5 %, mesuré à 55 mm de distance du fond d'entaille est atteint pour l'acier normalisé à 273 K, pour l'acier trempé et revenu à 293 K.

Pour les aciers B, C, et D, les contraintes d'écoulement plastique et maximum au delà de 193 K, sont très proches les unes des autres, celles de l'acier D laminé thermomécaniquement sont légèrement plus élevées. Pour les éprouvettes de 24 mm d'épaisseur en acier normalisé B, les valeurs des contraintes présentent une baisse à partir de 173 K, alors que les valeurs correspondantes pour les aciers C et D, trouvées sur des éprouvettes de 20 mm d'épaisseur, sont situées dans une même bande

de dispersion.

En ce qui concerne les allongements, l'acier traité thermomécaniquement, avec un rapport R_e/R_m plus élevé, se présente plus favorablement ; un allongement total de 1 % est déjà atteint à 199 K, alors que la température correspondante pour les aciers normalisés doit être de 235 K. Les valeurs de la striction dans le sens de l'épaisseur et dans celui de la largeur se comportent de la même façon. Avec de fortes dispersions, la courbe limite inférieure des valeurs pour l'acier laminé thermomécaniquement, au delà de 173 K, se situe au-dessus de celles des aciers normalisés B et C.

Ainsi donc, les groupes d'essai présentent des tendances différentes. Pour l'acier A, le rapport R_e/R_m , plus élevé à l'état trempé et revenu, conduit à une évolution plus défavorable des la température des valeurs caractéristiques de la ténacité ; alors que, pour les aciers B, C et D, ce dernier, avec un rapport R_e/R_m plus élevé, présente de bout en bout de meilleures valeurs de la ténacité.

Conclusions

Tous les résultats importants ont été rassemblés, aux fins de comparaison, dans les tableaux 2 et 3. Des conclusions sur la qualification du rapport R_e/R_m comme mesure pour juger des propriétés de ténacité et du comportement à la rupture fragile des aciers, peuvent être tirées par la comparaison des résultats obtenus entre les différents groupes d'acier.

Pour l'acier A, à l'état normalisé, avec un rapport R_e/R_m de 0,62 et à l'état trempé et revenu, avec un rapport R_e/R_m de 0,86, on peut résumer les résultats comme suit :

A l'état trempé et revenu, des valeurs plus élevées de la résistance correspondent à des valeurs plus faibles de l'allongement, alors que la striction à la rupture est nettement plus élevée, donc meilleure.

On remarque ici le caractère problématique de la qualification par l'énoncé de l'allongement à la rupture : Avant tout, la ténacité est caractérisée par la striction à la rupture ; _{la} selon la grandeur de l'allongement uniformément réparti et de

longueur entre repères, l'allongement à la rupture est, pour la même valeur de la striction à la rupture, par contre différent. Il diminue quand l'allongement uniformément réparti et la longueur entre repères augmentent. Ici, l'allongement uniformément réparti est proportionnel au coefficient d'écrouissage. Une relation possible entre le coefficient d'écrouissage et les propriétés de ténacité doit encore être étudiée de plus près.

Dans les deux états de traitement thermique, la résilience ne varie pas sensiblement en fonction de la température. Pour l'état trempé et revenu, la ténacité à rupture est plus élevée pour des rapports R_e/R_m plus grands, le rapport entre la longueur critique de fissure et l'épaisseur de la paroi est meilleure et la valeur de la ténacité à rupture de $95 \text{ MNm}^{-3/2}$ est atteinte pour des températures plus basses. D'après ces critères, l'état trempé et revenu conduit à une meilleure ténacité à rupture. Par contre, au cours des essais sur grandes éprouvettes, les allongements se sont déplacés, pour l'état trempé et revenu, vers de plus hautes, donc de plus défavorables températures. C'est ainsi que, pour l'état trempé et revenu, l'allongement total de 1 % est atteint pour des températures d'environ 33 K plus élevées.

Dans le groupe des aciers B à D, on a comparé l'état recuit de normalisation avec un rapport R_e/R_m de 0,73, avec l'état de laminage thermomécanique avec un rapport R_e/R_m de 0,84. Dans ce groupe d'essais, l'acier traité thermomécaniquement, avec des caractéristiques de résistance un peu plus basses, présente par rapport aux aciers normalisés, des valeurs nettement meilleures pour les allongements uniformément réparti et à la rupture, pour la striction à la rupture, la résilience et la ténacité à rupture. Cette constatation est valable pour les valeurs absolues et pour les températures de transition. Dans les essais de traction sur grandes éprouvettes, les températures pour l'allongement uniformément réparti se trouvent également déplacées, pour l'acier traité thermomécaniquement, vers des valeurs plus basses, tout en présentant une très grande dispersion des valeurs. Mais aussi, les valeurs les

plus faibles de la zone de dispersion se trouvent encore au-dessus des valeurs de l'allongement pour l'état normalisé. Dans ce groupe, le comportement de la ténacité de l'acier qui présente le plus haut rapport R_e/R_m , est tellement meilleur, que tous les autres critères conduisent à un comportement meilleur.

En complément des résultats sur les matériaux étudiés dans ce programme, on a reporté, dans les tableaux 2 et 3, les résultats des recherches sur l'acier de construction à grain fin St E70 qui ont été trouvés dans le cadre du contrat de recherches CECA n. 6210-55. La composition de cet acier le désigne de façon optimale pour un traitement de trempe et revenu. Avec un rapport R_e/R_m de 0,90 et une résistance à la traction d'environ 800 N/mm^2 , il donne, dans tous les essais, de meilleures valeurs de la ténacité que l'acier A dans ses deux états de traitement thermique. Pour les résultats de résilience et de mécanique de rupture, particulièrement en ce qui concerne le rapport entre la longueur critique de fissure et l'épaisseur de paroi, l'acier St E 70 n'est surpassé que par l'acier D laminé thermomécaniquement. Dans les essais de traction sur grandes éprouvettes, conduits avec une géométrie d'éprouvette identique à celle utilisée pour les aciers B, C et D, l'acier St E 70 montre, pour une limite d'écoulement plastique d'environ 700 N/mm^2 , la même position favorable des valeurs de l'allongement que l'acier B, avec un rapport R_e/R_m plus bas.

Les travaux de J. Degenkolbe et B. Müsgen (1) ont montré qu'en recherchant un rapport R_e/R_m peu élevé, on peut même arriver, à contrario, à de plus mauvaises propriétés de la ténacité. L'acier de construction à grain fin St E 70, dont on vient de parler, présente, après un recuit de normalisation, avec un rapport R_e/R_m de 0,66, des valeurs de ténacité nettement plus mauvaises qu'à l'état trempé et revenu, avec un rapport R_e/R_m de 0,86.

Le Centre de Recherches Métallurgiques a déterminé, sur des éprouvettes de l'acier A à l'état trempé et revenu et à l'état normalisé, la résistance de courte durée. On a appliqué des

amplitudes d'allongement diverses, mais chaque fois constantes. Les nombres d'alternances menant à la rupture se trouvaient ensemble, pour les deux états, dans un domaine allant jusqu'à $2 \cdot 10^3$ alternances et se situaient dans la même zone de dispersion que l'acier St 52-3 qui présente un rapport R_e/R_m de 0,64. Dans cet essai, un rapport R_e/R_m plus élevé n'a pas non plus une influence défavorable sur les résultats.

En résumé, les essais montrent que le rapport R_e/R_m n'est pas une mesure appropriée pour juger des propriétés de ténacité et de sensibilité à la rupture fragile d'un matériau. Les résultats obtenus sur les petites éprouvettes montrent que les aciers, avec un rapport R_e/R_m élevé, ne présentent aucunement des valeurs plus mauvaises de la ténacité. Ceci est valable aussi bien pour la striction à la rupture que pour la résilience et la ténacité à rupture. Dans les essais de traction sur grandes éprouvettes, pour le deuxième groupe de recherches et la même géométrie des éprouvettes, les valeurs de l'allongement total confirment cette tendance.

En tenant compte de tous les critères, un acier laminé thermomécaniquement et un acier de traitement, deux matériaux qui possèdent, pour des niveaux différents de résistance, un rapport R_e/R_m élevé, présentent les meilleures valeurs de la ténacité. C'est la structure du matériau qui est déterminante. Si un rapport R_e/R_m élevé est obtenu par un traitement thermique approprié à la composition ou par un traitement thermomécanique, on obtient une amélioration de la ténacité ; si un rapport R_e/R_m élevé résulte d'un pourcentage plus important de carbures, la ténacité est diminuée.

3. Influence de la zone affectée thermiquement (ZAT) sur le comportement de la ténacité des ensembles soudés

Quand il s'agit d'aciers soudables, les essais sur les propriétés d'emploi ne doivent pas se limiter au métal de base. Précisément, l'emploi de procédés modernes de soudage avec de fortes capacités de fusion, provoque, le long des cordons de soudure dans la ZAT des régions qui montrent une beaucoup plus mauvaise résilience que le métal de base.

Des recherches menées à l'Institut fédéral pour les essais de matériaux à Berlin (BAM) (programme de recherches 6210 KH 1/101) sur un acier de construction à grain fin, avec une limite élastique d'environ 470 N/mm^2 , montrent l'importance de la résilience de la ZAT sur la tenue des structures métalliques. Des essais préalables ont montré d'abord à l'intérieur de quelles limites, la résilience dans la ZAT pouvait être influencée.

La figure 20 présente quelques résultats, elle donne la résilience en fonction de la température d'essai. Par rapport au métal de base (courbe 4), on peut obtenir, avec une faible énergie sur la ligne de soudure et pour une épaisseur de tôle de 30 mm, un comportement relativement bon de la résilience, comme le montrent les courbes 1 et 2. Mais quand l'énergie augmente et que l'épaisseur de la tôle diminue, on obtient dans la région à gros grain de la ZAT (courbe 5) une dégradation sérieuse de la résilience. Avec un recuit de détensionnement, la courbe est même encore repoussée légèrement vers des températures plus élevées (courbe 6).

Les essais du BAM devaient préciser comment les cordons de soudure, avec des résiliences élevées ou basses dans la ZAT, se comportaient vis-à-vis d'autres essais. Pour les essais de mécanique de rupture, on a développé une forme de cordon de soudure particulière, un cordon en I, qui ressemble à un cordon en double U. Ainsi on obtient une ZAT relativement rectiligne qui se déroule perpendiculairement à la surface de la tôle.

Des essais de traction sur de grandes éprouvettes soudées, dans lesquelles également des résiliences définies ont été obtenues dans la ZAT, doivent simuler la tenue des structures métalliques. Pour terminer, des essais d'éclatement de réservoirs sont envisagés, afin de pouvoir répondre à la question dans quelle mesure les essais sur éprouvettes semblables aux structures peuvent être extrapolés vers les constructions réelles.

4. Influence du recuit de détensionnement sur la ténacité des ensembles soudés

Les règles allemandes pour la construction de réservoirs sous

pression, d'épaisseurs de paroi supérieures à 30 mm, en aciers de construction à grain fin, avec des valeurs de la limite élastique dépassant 370 N/mm^2 , exigent, après soudage, de procéder à un recuit de détensionnement.

Etant donné qu'il existe des controverses sur les effets favorables du recuit de détente sur les propriétés de ténacité des ensembles soudés, des essais comparatifs ont été exécutés au BAM sur des éprouvettes grandes et petites en aciers St E 47 N, avec des épaisseurs de tôle de 30 et de 50 mm, ainsi qu'en acier St E 47 V, avec une épaisseur de tôle de 30 mm. Les premiers résultats montrent qu'un gros grain amène une dégradation sensible de la résilience dans la ZAT. Une influence du recuit de détente sur le comportement de la ténacité de petites éprouvettes est moins nettement discernable. Pour l'acier St E 47 V, le recuit de détente supprime les pointes de dureté dans la région fondue, mais la résilience est à peine influencée.

Des essais à l'Institut Max Planck pour les recherches sur l'acier à Düsseldorf, ont montré que, pour l'acier St E 47 N, la ténacité à rupture est, par le recuit de détente, améliorée dans la ZAT, mais par contre dégradée dans le métal d'apport.

Les premiers résultats des essais de traction à grande échelle ont montré qu'aucune différence notable n'apparaissait, en absence de recuit de détente, entre les éprouvettes soudées de 30 ou de 60 mm d'épaisseur. Tout comme dans une recherche plus ancienne, sur des éprouvettes non soudées de la même catégorie d'acier, on obtient un allongement total de 1 % à la rupture pour une température légèrement inférieure à 273 K. Des essais comparatifs menés aux laboratoires LWM de Gand et BAM de Berlin, sur des éprouvettes de la même coulée, fabriquées de la même façon, doivent fournir des indications sur les écarts entre les résultats des essais pratiqués dans les différents instituts.

En outre, on attend des renseignements sur l'influence de la longueur de l'éprouvette sur les résultats des essais de traction à grande échelle.

5. Comparaison des différents critères pour l'appréciation des aciers, en particulier à l'aide de la température NDT

L'extension à d'autres utilisations de l'actuel domaine d'emploi des aciers, de construction à grain fin à haute résistance, avec des limites ^{élastiques} dépassant 370 N/mm^2 est actuellement mise en question par la prise en considération du concept de la sécurité à la rupture fragile, tiré de la recommandation ASME pour les réservoirs sous pression des réacteurs nucléaires. Cette recommandation ASME exige que la température en service soit au moins de 33 K supérieure à la température NDT et que le travail de résilience A_V (ISO-V) sur éprouvettes en travers soit, à la température de service, au moins de 68 J.

Ces deux exigences dérivent d'aciers, tels que 22 NiMoCr 3-7 et 20 MnMoNi 5-5 ; leur extension à d'autres aciers pose, de toutes façons, des problèmes comme l'ont montré les essais comparatifs exécutés dans le programme de recherches 6210/55/500, sur une série d'aciers de construction, depuis l'acier St 37-2 jusqu'à l'acier St E 70.

La figure 21 représente les valeurs de 5 températures de transition : température pour laquelle, dans les essais de traction à grande échelle, apparaissent des ruptures à faible contrainte ; température NDT ; température pour laquelle, dans les essais de traction à grande échelle, on obtient un allongement total de 1 % ; température à laquelle on trouve un travail de résilience ISO-V de 68 J. ; enfin température à laquelle on obtient 50 % de rupture cristalline dans la cassure des éprouvettes ISO-V de résilience.

La figure montre que les valeurs de la recommandation ASME sont raisonnables pour l'acier 22 NiMoCr 3-7 et qu'elles sont aussi vraisemblablement utilisables pour l'acier St E 70. Mais, pour les aciers RSt 37-2 et St 52-3, la valeur minimum exigée pour le travail de résilience est beaucoup trop élevée, elle n'est atteinte qu'à des températures qui sont de 45 à 80 K supérieures à la température NDT, donc des températures nettement au-dessus de 0°C (273 K).

Une prescription qui serait basée sur la température de transition pour 50 % de rupture cristalline dans la cassure serait bien mieux adaptée à l'expérience technique générale, eu

égard aux basses températures autorisées à l'emploi. Ceci est aussi valable pour l'acier St E 47 qui, d'après l'expérience acquise jusqu'à présent, peut être utilisé sans appréhension jusqu'à des températures d'au moins 253 K, mais n'atteint que, très au-dessus de 273 K, la valeur de 68 J pour le travail de résilience ISO-V en travers. On remarque aussi que, pour cet acier, la contrainte maximum, dans les essais de traction à grande échelle, se situe, pour des températures relativement basses, nettement au-dessus de la charge de rupture, alors que l'allongement total de 1 % à la rupture n'est atteint que pour une température de 40 K supérieure.

Sur la figure 22, on a reporté, en correspondance avec la figure 21, les différentes valeurs caractéristiques à la température NDT et NDT + 30 K. Sur cette figure, on remarque que l'acier RSt 37-2 possède déjà, à la température NDT, dans les essais de traction à grande échelle, un allongement total nettement supérieur à 10 %, alors que le travail de résilience, d'un autre côté, n'est que de 15 J. Egalement, pour l'acier St 52-3, à la température NDT, l'allongement total, dans les essais de traction à grande échelle, dépasse déjà 1 %, alors que le travail de résilience est par contre très bas, en l'espèce d'environ 30 J. Pour une température d'essai de NDT+30 K, tous les aciers atteignent, dans les essais de traction à grande échelle, un allongement total supérieur à 1 %, mais seul l'acier 22 NiMoCr 3-7 arrive à un travail de résilience supérieur à 68 J.

C'est pourquoi l'extrapolation sans restrictions du concept ASME de la sécurité à la rupture fragile est contestable. Les relations entre les exigences minima à obtenir pour des caractéristiques déterminées de la ténacité doivent être établies et fixées de façon différenciée pour les divers matériaux.

L'Office d'Etat d'essais des matériaux de l'Université de Stuttgart mène des recherches (programme de recherches 6210 KG 1/102) pour établir systématiquement si les restrictions apportées par l'application de la recommandation ASME au domaine d'utilisation des aciers non alliés et des aciers à

haute résistance sont justifiées. Dans ce but, sont essayées de grandes éprouvettes en aciers de construction à grain fin, tels que St E 36, 20 MnMoNi 5-5, St E 51, St E 51 ESU et HY 100. Pour l'acier St E 51, on dispose d'une coulée avec les teneurs habituelles des éléments courants et d'une coulée avec des teneurs particulièrement basses des éléments habituels et des oligo-éléments. Les essais portent sur de grandes éprouvettes soudées et non soudées et les températures d'essai se situent aux environs de NDT, la plupart du temps à NDT + 30 K. Lors des essais sur l'acier avec la limite élastique la plus basse, on n'a observé aucune rupture à faible contrainte, pour les épaisseurs de tôle de 38 mm, à l'état soudé, même pour des températures d'essai jusqu'à 10 K inférieures à la température NDT, bien que l'allongement total à cette température soit inférieur à 1 %.

Pour une température de 30 K supérieure à la température NDT, les valeurs de l'allongement total pour des éprouvettes non entaillées, aussi en métal de base qu'à l'état soudé, sont, avec 30 %, relativement élevées. Avec entaille, les éprouvettes soudées et non soudées donnent des allongements totaux d'environ 5 %. Cependant, pour les éprouvettes soudées, on observe une influence du métal d'apport sur l'allongement total ; avec un métal d'apport doux, les valeurs de l'allongement total descendent jusqu'aux environs de 2 %.

En résumé, ces recherches montrent qu'il est nécessaire d'avoir une appréciation différenciée sur les résultats obtenus par les différentes méthodes d'essai et qu'il est évident que des propriétés différentes des matériaux influencent diversement lesdits résultats. Il conviendrait donc d'apprécier les résultats des essais en fonction de l'emploi auquel l'acier est destiné.

Ainsi les valeurs caractéristiques de la ténacité, en présence d'une rupture par cisaillement, se situant donc par exemple, dans le domaine du maximum de l'énergie de résilience, sont avant tout influencées par le degré de propreté et le niveau de résistance.

La sensibilité à la rupture fragile, donc le niveau de la tem-

pérature de transition de la rupture par cisaillement à la rupture par clivage, dépend par contre, plus fortement de la grosseur du grain, du type de réseau et des conditions de sollicitations, comme la vitesse et l'état de contrainte. Ici aussi, lorsqu'on établit une appréciation, on doit prendre en considération les propriétés qui seront demandées par les sollicitations des structures métalliques.

Je remercie le Dr.-Ing. W. Rohde, de l'Association des Sidérurgistes allemands à Düsseldorf pour les nombreuses suggestions et les observations qu'il m'a formulées pour la rédaction de la présente communication.

B I B L I O G R A P H I E

1. Degenkolbe, J. et B. Musgen :
Stahl und Eisen (1973) 25, pages 1218 à 21
2. Dahl, W et H. Rees :
La courbe traction-allongement de l'acier
Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf 1976
3. Schmidtman, E., P. Ruf et A. Theissen :
Norme d'essai des matériaux n. 16 (1974) , pages 343 à 48

Signification des numéros de 1 à 11 dans les légendes des figures de 1 à 19

Températures des essais

- 1) Température T en degrés Kelvin K
- 2) Température T en $^{\circ}C$ et en K

Nuances des aciers

- (A_1 = normalisé)
3 (A_2 = trempé et revenu) aciers A
(TM = laminé thermomécaniquement : acier D
normalisés : aciers B et C

Position du prélèvement des éprouvettes

- 4) au milieu, en travers
- 5) au bord, en travers
- 6) en long
- 7) en travers
- 8) au bord, en long
- 9) au milieu, en long

Vitesses de rupture des éprouvettes

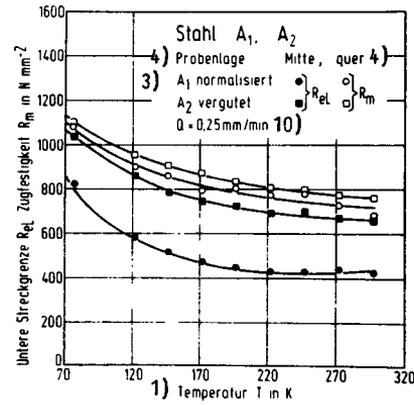
- 10) Q = vitesse de la traverse (ou de l'allongement) dans l'essai de traction, en mm/min.
- 11) V_H = vitesse d'impact du pendule Charpy, en m/s, dans l'essai de résilience.

Tableau 1

Analyse chimique des aciers A,B,C,D, et St E70

<u>Stahl</u>	<u>C</u>	<u>Si</u>	<u>Mn</u>	<u>P</u>	<u>S</u>	<u>Al</u>	<u>Cr</u>	<u>Cu</u>	<u>Ni</u>	<u>V</u>	<u>Nb</u>	<u>Mo</u>
A ₁ ,A ₂	0,18	0,37	1,59	0,016	0,013	0,030	-	-	0,62	0,18	-	-
B	0,20	0,40	1,38	0,011	0,012	0,038	0,18	0,13	0,02	0,10	0,02	-
C	0,19	0,37	1,37	0,019	0,004	0,032	0,12	0,15	0,06	0,10	-	0,02
D	0,07	0,27	1,53	0,015	0,006	0,027	0,02	0,04	0,02	-	0,0035	0,34
StE 70	0,17	0,70	0,95	0,016	0,012	0,026	0,91	0,13	0,06	-	-	0,37

Faible vitesse d'allongement ($\dot{\epsilon} = 8 \cdot 10^{-5}$ 1/s)



Grande vitesse d'allongement ($\dot{\epsilon} = 8 \cdot 10^{-2}$ 1/s)

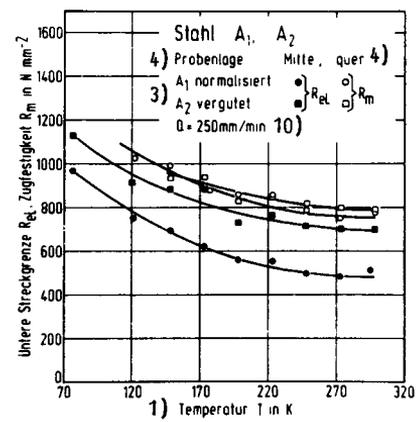


Fig. 1 et 2: Limite inférieure d'élasticité R_{el} et résistance à la traction R_m (en N/mm²) en fonction de la température

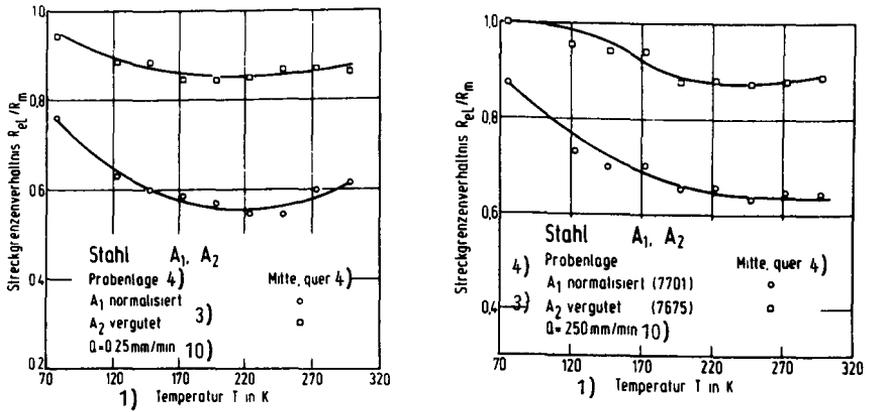


Fig. 3 et 4: Rapport des résistances R_{eL}/R_m en fonction de la température

Faible vitesse d'allongement ($\dot{\epsilon} = 8 \cdot 10^{-5}$ 1/s)

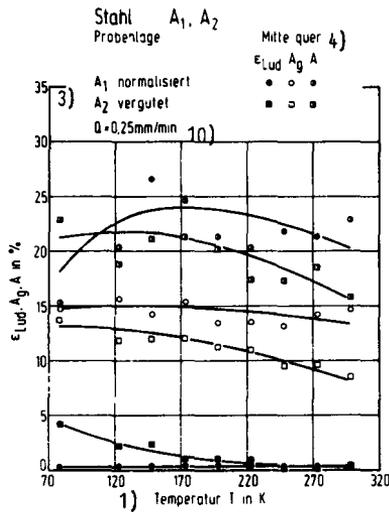


Fig. 5 - Allongements (de Lüders à charge constante) (ϵ_{Luders}) (uniformément réparti: A_g) (à la rupture: A) en fonction de la température

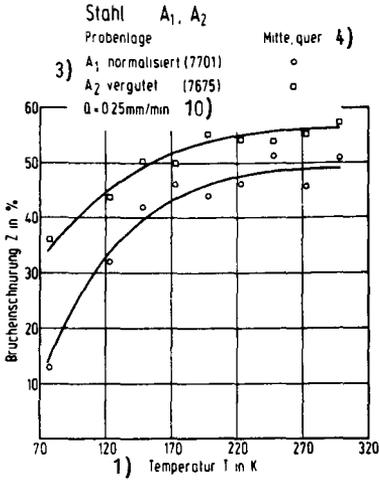


Fig. 6 - Striction à la rupture \underline{Z} en fonction de la température

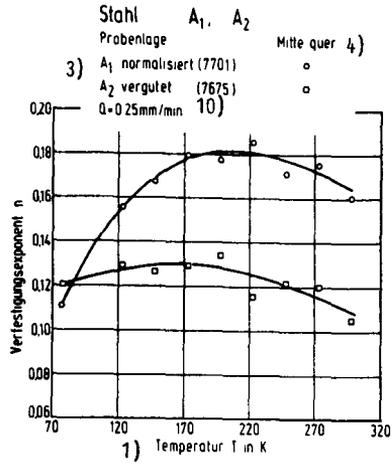


Fig. 7 - Coefficient d'écroutissage \underline{n} en fonction de la température

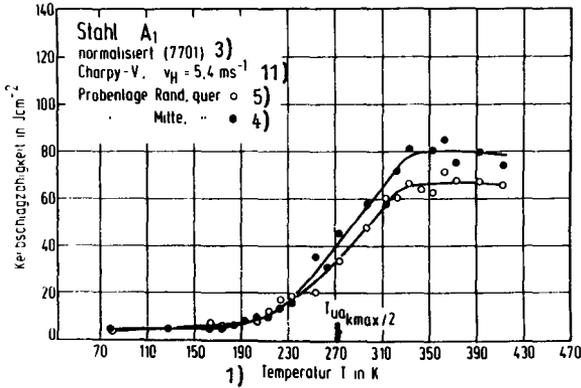


Fig. 8 - Eprovettes en travers du sens du laminage

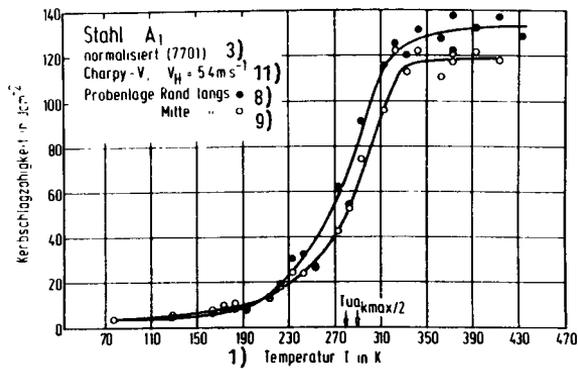


Fig. 9 - Eprovettes en long du sens du laminage

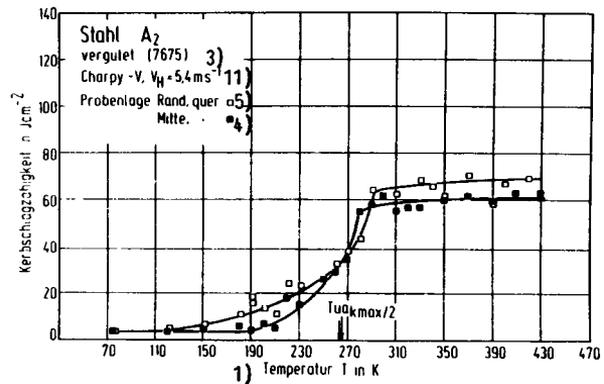


Fig. 10 - Eprovettes en travers du sens du laminage

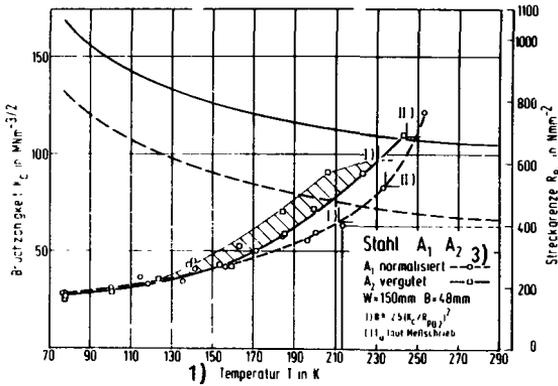


Fig. 13 - Limite élastique R_{eL} et tenacité à rupture K_{IC} , déterminées sur 3 éprouvettes CT de 48 mm d'épaisseur en acier A, dans les 2 états de traitement thermique (A1 et A2) en fonction de la température
Eprouvettes en travers du sens de laminage

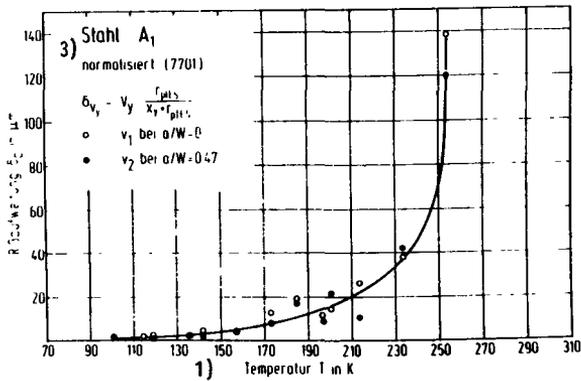


Fig. 14 - Ecartement critique S_c de la fissure, déterminé d'après E. Schmidtman, P. Ruf et A. Theissen (3), pour l'acier A, en fonction de la température

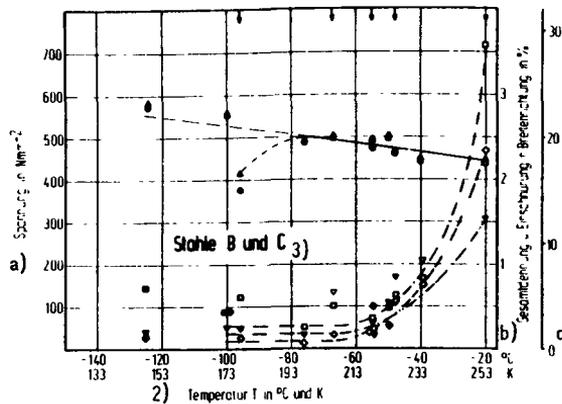


Fig. 18 - Aciers normalisés B et C

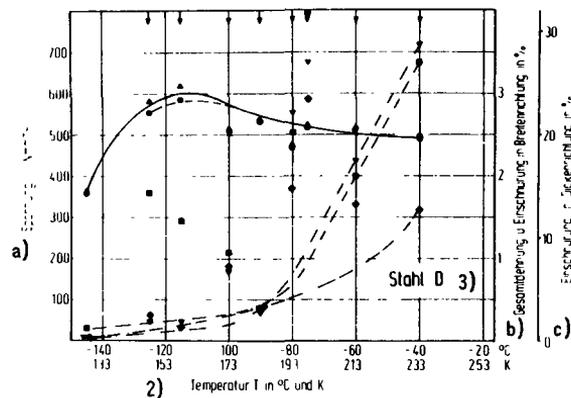


Fig. 19 - Acier laminé thermomécaniquement D

Aciers B,C et D

- a) Contrainte nette maximum, en N/mm^2 ———— \triangle ———— \triangle
 - " Contrainte nette d'écoulement, en N/mm^2 ———— \circ ———— \circ
 - b) Allongement total, en % ———— \square ———— \square
 - " Striction dans le sens de la largeur, en % ———— \diamond ———— \diamond
 - c) Striction dans le sens de l'épaisseur, en % ———— ∇ ———— ∇
- toutes valeurs exprimées en fonction de la température
 sur éprouvettes de 24 mm d'épaisseur \triangle \circ \square \diamond ∇
 " " 20 mm " \blacktriangle \bullet \blacksquare \blacklozenge \blacktriangledown
- Propagation stable de la fissure

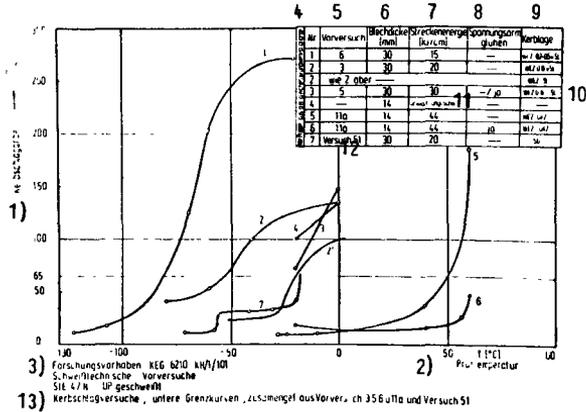
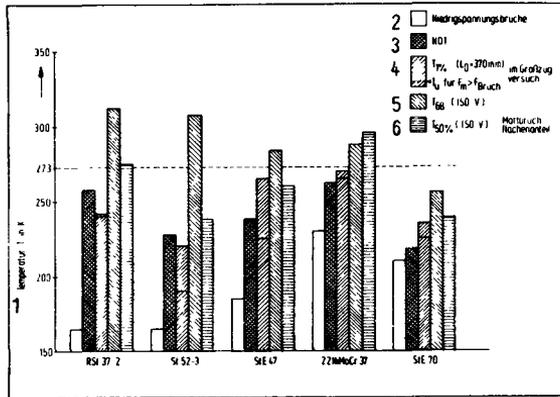


Fig. 20 - Courbes résilience-température pour différent lieux de prélèvement des éprouvettes, dans la zone affectée thermiquement (BAM-Berlin - 25.1.76



- 1) Travail de résilience en J
- 2) Température d'essai en °C
- 3) Programme de recherche CECA 6210 KH/1/101
Essais préalables de technique de soudage
Acier StE 47 N, soudé sous poudre protectrice
- 4) Toutes les éprouvettes ont été préparés avec les mêmes métaux de base et d'apport
- 5) Essai préalable
- 6) Epaisseur de la tôle en mm
- 7) Energie sur la ligne de soudure, en kJ/cm
- 8) Recuit de détensionnement
- 9) Lieu de prélèvement des éprouvettes
WEZ = Zone affectée thermiquement
SL = Ligne de soudure
GKZ = Zone à gros grain
SG = Métal d'apport
- 10) Métal de base non soudé
- 12) Essai no. 51
- 13) Essais de résilience, courbes limites inférieures, déterminées par les essais préalables 3,5,6 et 11a et l'essai 51

- 1) Température T en K
- 2) Ruptures à faible contrainte
- 3) NDT
- 4) Allongement total de 1% dans des essais de traction à grande échelle
- 5) Travail de résilience ISO-V de 68 J.
- 6) 50% de rupture fibreuse dans la cassure des éprouvettes ISO-V

Fig. 21 - Différentes températures de transition pour les aciers RSt 37-2 à StE 70

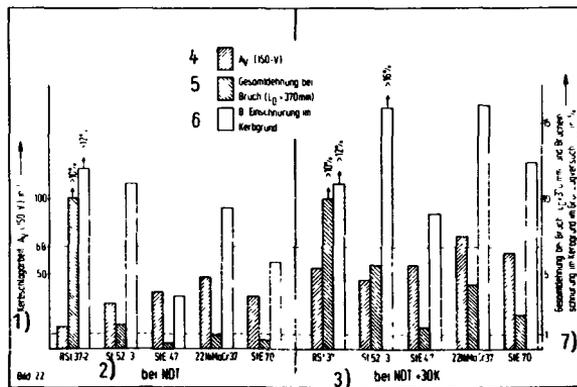


Fig. 22 - Travail de résilience, allongement total à la rupture et striction à la rupture, aux températures NDT et NDT + 30 K, pour les aciers RSt 37-2 à St E 70

- 1) Travail de résilience A_V (ISO-V) en J.
- 2) Température = NDT
- 3) Température = NDT + 30 K
- 4) Résilience A_V (ISO-V)
- 5) Allongement total à la rupture (longueur entre les repères: $L_0 = 370$ mm)
- 6) Striction à la rupture en fond d'entaille
- 7) Allongement total à la rupture ($L_0 = 370$ mm) et striction à la rupture en fond d'entaille en %, dans des essais à grande échelle

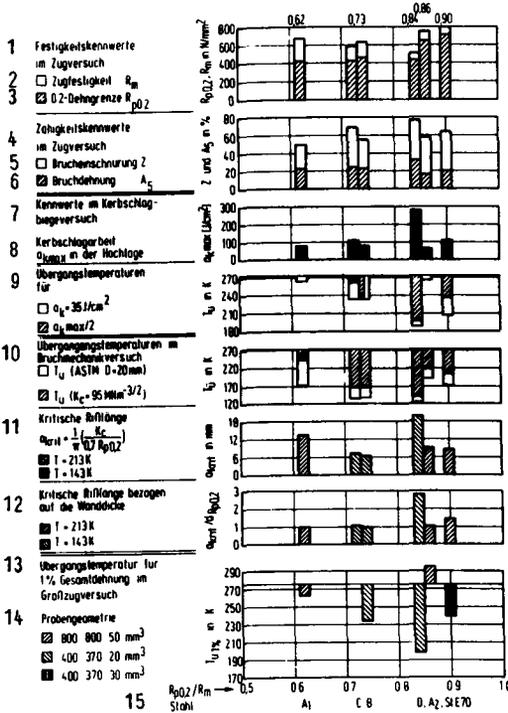


Tableau 2 - Résumé des résultats des essais, classés suivant les valeurs croissantes du rapport $R_{p0,2}/R_m$ (toutes éprouvettes en travers du sens du laminage)

ESSAIS DE TRACTION

- 1) Caractéristiques de la résistance
- 2) Résistance à la traction R_m
- 3) Limite élastique conventionnelle pour 0,2% d'allongement $R_{p0,2}$
- 4) Caractéristiques de la ténacité
- 5) Striction à la rupture Z
- 6) Allongement à la rupture A_5

ESSAIS DE RESILIENCE

- 7) Caractéristiques dans l'essai de résilience
- 8) Résilience maximum
- 9) Températures de transition pour

ESSAIS DE MECANIQUE DE RUPTURE

- 10) Températures de transition dans l'essai de mécanique de rupture
- 11) Longueur critique de la fissure
- 12) Longueur critique de la fissure, rapportée à l'épaisseur de la paroi

ESSAIS A GRANDE ECHELLE

- 13) Température de transition pour 1% d'allongement total
- 14) Dimensions des éprouvettes
- 15) Nuance des aciers

TABELLE 3. ZUSAMMENFASSUNG DER VERSUCHSERGEBNISSE (ALLE WERTE QUER ZUR WALZRICHTUNG)

STAHL WÄRMEBEHANDLUNG BLECHDICKE (MM)	A1		C		B		D		A2		Sf E 70	
	3	NORMALISIERT	3	NORMALISIERT	3	NORMALISIERT	3	TM 4	4	VERGÜTET	4	VERGÜTET
$R_{p0,2}/R_m$	0.62		0.73		0.73		0.81		0.86		0.90	
$R_{p0,2}$	418		430		461		429		647		718	N/mm ²
R_m	683		587		633		514		751		801	N/mm ²
A	23		24		23		32		16		20	%
Z	51		69		55		77		58		64	%
n	0.16		0.20		0.19		0.19		0.11		0.09	
$T_{U_{AK} 35}$	263		233		233		188		273		707	K
$T_{U_{AK} MAX/2}$	273		261		233		197		266		235	K
$A_{K MAX}$	80		110		80		280		60		109	J/cm ²
$T_{U D=2.5(K_{IC}/R_{p0,2})^2}$ (D=20 mm)	173		136		138		123		193		176	K
$T_{U K_{IC=95} Mn^{3/2}}$	243		163		163		138		218		203	K
$A_{KRIT} T=213 K$ $T=143 K$	13.7		7.2 ^{*)}		6.5 ^{*)}		20 ^{*)}		9		8.6	mm
$A_{KRIT/D} (R_{p0,2})$ $T=213 K$ $T=143 K$	1		1.05 ^{*)}		1 ^{*)}		2.83 ^{*)}		1.07		1.5	
$T_{U_{GES}} 1 \%$	263		235		235		199		296		240	K
$H \times B \times W$	800/800/50		420/370/20		420/370/24		420/370/20		800/800/50		370/370/30	mm ³

- 1) Nuance d'acier
- 2) Traitement thermique
- 3) normalisé
- 4) trempé et revenu
- 5) laminé thermomécaniquement
- 6) Epaisseur de la tôle

Tableau 3 - Résumé des résultats des essais (toutes éprouvettes en travers du sens du laminage)

RESISTANCE A LA RUPTURE FRAGILE DE JOINTS SOUDES EN DIVERS ACIERS
A HAUTE RESISTANCE D'EPAISSEUR MOYENNE.

T.F. GULVIN
British Steel Corporation
Laboratoire d'Ecosse.

Résumé.

On a étudié la résistance à la rupture fragile des joints soudés en un certain nombre d'aciers à haute résistance européens, ayant une limite d'élasticité comprise entre 350 et 600 N/mm². Les épaisseurs étudiées pouvaient atteindre 63 mm. On a utilisé des tôles d'acier normalisées, laminées de façon contrôlée, et trempées et revenues, pour préparer les joints soudés avec des électrodes provenant de plusieurs fabricants, par les procédés de soudage à l'arc manuel et de soudage à l'arc submergé. Outre les essais classiques de traction et Charpy V des joints soudés, on a procédé à des essais COD pour déterminer la résistance à la rupture fragile du métal fondu et de la zone affectée par la chaleur. Sur la base des résultats de ces essais, on a déterminé les tailles admissible et critique des défauts dans des conditions de service limitées. Dans certains cas choisis, on a ménagé des défauts aigus, obtenus par fatigue, dans des zones critiques de joints soudés, pour des essais à grande échelle sur éprouvette large, afin de confirmer la validité des estimations de résistance à la rupture fragile et d'admissibilité des défauts fournies par les essais COD à petite échelle.

1. INTRODUCTION.

Il peut sembler avantageux de recourir aux aciers à haute résistance pour les constructions importantes, telles que les réservoirs de stockage, les récipients sous pression, les plateformes marines permanentes utilisées en exploitation pétrolière ou gazière, ainsi que les ponts à longue portée, afin de profiter de la réduction de poids propre qu'autorisent les profilés plus minces. Toutefois, il y a lieu de tenir compte d'un certain nombre de facteurs lorsque l'on choisit un acier pour de telles applications. En particulier, la facilité et la sécurité de la fabrication et la fiabilité en service constituent deux facteurs importants. Si, pour un certain acier, le concepteur ne dispose pas de données fiables relatives à ces facteurs, il ne faut pas envisager l'emploi de cet acier pour l'application considérée.

Le soudage par fusion est le procédé universellement utilisé pour l'assemblage de tôles d'acier de toutes résistances. Dans ce procédé, on ne peut éviter de provoquer des modifications de microstructures dans la zone affectée par la chaleur ; de même, les propriétés du métal fondu diffèrent de celles du métal de base et des défauts apparaissent. L'étude de la fiabilité en service implique nécessairement que l'on étudie la fiabilité du joint soudé.

Les objectifs initiaux du programme de travail qui fait l'objet du présent rapport comportaient notamment les points suivants :

- montrer que les aciers à haute résistance européens possèdent des propriétés permettant leur utilisation pour les applications mentionnées plus haut,
- comparer différents types d'aciers, satisfaisant aux conditions de résistance, pour dégager les comportements caractéristiques des différentes solutions possibles,
- mettre des informations réalistes sur les propriétés à la disposition des concepteurs, afin de les aider à choisir correctement les aciers.

Initialement on a proposé d'examiner des aciers présentant une limite d'élasticité minimum de 420 et 490 N/mm², car ce sont eux qui présentent le plus grand potentiel de croissance et qui subissent la plus forte concurrence de la part des pays extérieurs à la communauté (C.E.E.). On a également considéré qu'il était nécessaire d'étudier des aciers dont la limite d'élasticité est soit inférieure (\sim 350 N/mm²) soit supérieure (600-700 N/mm²). Les aciers ayant une limite d'élasticité de 420 et 490 N/mm² peuvent être soumis à un recuit de normalisation, à un laminage contrôlé et à une trempe et un revenu, et ceci avec différentes compositions chimiques, de façon à représenter la production européenne ; on a examiné trois épaisseurs : 25, 40 et 50-63 mm. Le choix des matériaux pour les essais a été guidé par les variables suivantes : composition chimique, procédé de traitement, niveau de résistance et épaisseur.

Pour les aciers normalisés, les niveaux de résistance désirés peuvent être atteints au moyen d'une assez large gamme d'additions ou de combinaisons d'additions d'alliage. C'est pourquoi la majorité des aciers étudiés dans ce projet sont normalisés. Par contre, les aciers obtenus par laminage contrôlé et par trempe et revenu sont moins nombreux dans notre étude, car les compositions chimiques et les fournisseurs de tels aciers, à ce niveau de résistance, sont beaucoup moins nombreux également.

Parmi les aciers normalisés, on trouve des combinaisons de Cr - Mo - V, Cu - Ni - V, Ni - V, Ni - Ti, Cu - Ni et Nb. Le petit nombre d'aciers obtenus par laminage contrôlé comporte des additions de Nb - V - Cu et Nb - Mo, tandis que les aciers trempés et revenus existent en compositions avec Nb, Nb-V, Cr-Ni-Mo, Nb-Mo-Zr et Cr-Mo-Zr.

Dans le projet des travaux expérimentaux, on a retenu deux procédés de soudage : le soudage manuel à l'arc avec électrode consommable (que pour des raisons de commodité, nous appellerons soudage MMA) et le soudage à l'arc submergé (soudage AS). Pour les échantillons de tôle plus épaisse, on a également prévu un traitement thermique après soudage (TTAS)

qui, dans les constructions de grandes dimensions, est appliqué pour assurer la relaxation des contraintes.

Une étude préliminaire inévitable de la fiabilité des joints soudés montre que l'on a respecté les conditions pratiques de travail lors du soudage des joints. En ce qui concerne les aciers mis à notre disposition pour ces travaux, nous connaissions bien la soudabilité de plus de la moitié d'entr'eux, ce qui nous a permis de déterminer les procédures de soudage (préchauffage, etc.). Pour le reste, on a déterminé par des essais appropriés, respectivement de sévérité thermique contrôlée (CTS) et "transvarestreint", la sensibilité à la fissuration à froid en présence d'hydrogène et à la fissuration à chaud du métal fondu. Les résultats de cette partie de la recherche ont été publiés par ailleurs (1) et nous ne donnons pas ici de détails spécifiques. Les résultats des essais d'évaluation de la soudabilité ont été pris en considération lors de la préparation des joints soudés pour les essais.

L'aspect spécifique de la fiabilité en service sur lequel porte le présent travail est la résistance à l'apparition de la rupture fragile dans le joint soudé. On suppose que la rupture prendrait naissance à l'endroit d'un défaut plan, comme une fissure, situé dans la région la moins tenace du joint. Ce type de défauts peut être provoqué par le procédé de soudage et, s'ils sont assez gros, ils peuvent être détectés par un examen ultrasonore de la soudure. Les données relatives à la résistance à la rupture fragile peuvent être utilisées pour calculer les dimensions des défauts, du type fissures, que l'on peut, en toute sécurité, laisser subsister. Pour montrer que cette approche du problème est fiable, on a procédé à des essais en vraie grandeur, avec des défauts critiques (deux à trois fois plus grands que les défauts admissibles) dans le métal fondu et dans la zone affectée par la chaleur des joints soudés.

2. PHILOSOPHIE DES ESSAIS.

Outre les essais normalisés des propriétés mécaniques destinés à contrôler les caractéristiques des tôles livrées par les fabricants, on a procédé, au cours de cette

étude, à trois types d'essais de ténacité :

- 1) l'essai Charpy V sur éprouvette entaillée, en vue de quantifier les propriétés du matériau de base et d'effectuer des essais comparatifs entre les joints soudés et entre les différentes zones des joints,
- 2) l'essai COD, en vue de quantifier la résistance à la rupture fragile de la zone affectée par la chaleur (ZAC) et du métal fondu des joints soudés, en mesurant le degré d'ouverture d'une fissure aiguë (de fatigue) sous l'action d'une charge, avant que survienne la rupture,
- 3) l'essai sur éprouvette large, en vue d'évaluer la résistance à la rupture fragile de joints soudés en vraie grandeur, en chargeant les joints jusqu'à la rupture à des températures choisies, en présence de défauts du type des fissures aiguës (de fatigue) délibérément provoqués dans les zones critiques des joints. Cet essai visait également à confirmer la validité des calculs de taille admissible de défaut à partir de données obtenues sur modèles réduits.

La technique d'exécution des essais COD est décrite dans une norme britannique (2) qui paraîtra prochainement, et remplacera le "Projet de Développement" (3), seul disponible au début de nos travaux. La publication de cette nouvelle édition entraînera certains changements, notamment l'adoption d'une procédure de calcul du COD qui conduira à des valeurs plus exactes et théoriquement plus acceptables que la relation géométrique empirique décrite dans le document précédent. Toutefois, les différences entre les deux ne sont pas grandes et dans notre étude, nous avons appliqué les procédures de calcul du document initial.

Toutes les éprouvettes COD étudiées dans ce programme étaient de la forme standard auxiliaire $W = B$, avec des profondeurs d'entaille comprises dans la gamme $0,25 \leq \frac{a}{W} \leq 0,35$, comme le montre la figure 1. (a : profondeur totale de l'entaille ; B : épaisseur de la tôle ; W = épaisseur de l'éprouvette).

A cet égard, l'emploi d'éprouvettes de section carrée se justifie, pour les fortes épaisseurs, par des raisons d'économie de matière ; une éprouvette de forme normalisée

$W = 2B$ aurait en effet nécessité une longueur considérable de soudure d'essai. On peut d'ailleurs montrer que les différences entre les éprouvettes $W = B$ et $W = 2B$ ne sont pas significatives pour les cas d'applications étudiés ici.

Les essais COD des joints soudés ont été exécutés dans une gamme de températures telle que l'on a observé, dans les valeurs croissantes du COD, une transition correspondant au passage de la rupture fragile à la rupture ductile.

Burdekin et Dawes (4) ont décrit les relations entre la résistance à la rupture fragile (K_{IC} ou COD) et les tailles admissibles des défauts dans les conditions des cuves à pression, compte tenu des contraintes en service, des concentrations de contraintes et de l'influence des contraintes résiduelles découlant des procédés de fabrication.

La taille admissible d'un défaut est donné par :

$$\bar{a} = c \left(\frac{\delta}{e_y} \right) \quad (1)$$

où \bar{a} = taille admissible du défaut

δ = COD critique

c = facteur dépendant de l'état de contrainte tel que :

$$c = \frac{1}{2 \pi \left(\frac{e}{e_y} - 0,25 \right)} \quad (2)$$

où e = déformation en service

e_y = déformation à la limite d'élasticité.

Les données expérimentales COD obtenues au cours de cette recherche peuvent donc être utilisées pour calculer les dimensions de défaut qui peuvent être admises dans les joints soudés soumis à des conditions de service déterminées. Pour l'étude au moyen de la courbe de Burdekin-Dawes, les données normales de calcul sont la contrainte prévue en service, la contrainte résiduelle, la température en service et le COD mesuré à cette température. Pour les essais sur éprouvette large, destinés à contrôler la validité des essais et des calculs de mécanique de rupture effectués sur modèles réduits, il est nécessaire de préciser un ensemble de conditions critiques, y compris la dimension de défaut, et d'exécuter l'essai à une

température à laquelle la rupture de la tôle se produira dans une gamme déterminée de contrainte et/ou de déformation. Dans cette phase des travaux, on a considéré que les conditions d'essai sur éprouvettes larges étaient correctement choisies lorsque la rupture de l'éprouvette survenait pour une contrainte supérieure à $\frac{2}{3} \sigma_y$ et une déformation inférieure à $4 e_y$. Cette relation est illustrée à la figure 2, qui montre schématiquement une relation possible entre la charge appliquée et l'allongement total de l'éprouvette large, ainsi que la zone dans laquelle la rupture doit se produire si les conditions critiques ont été prévues correctement à partir des essais sur modèles réduits.

L'exécution d'essais sur éprouvettes larges permet de prendre en considération une série de types et de tailles de défauts comprenant les défauts traversant toute l'épaisseur, les défauts internes et les défauts superficiels ayant divers rapports de dimensions. Toutefois, pour les besoins de notre recherche, on a décidé de normaliser les défauts superficiels, formés par usinage et propagés par fatigue, à une profondeur égale à un quart de l'épaisseur de la tôle et à une longueur égale à environ cinq fois la profondeur. Cette forme est illustrée à la figure 3 qui montre à la fois la forme idéale de la fissure et un exemple de forme de fissure réelle rencontrée dans la pratique.

On a examiné des fissures superficielles propagées par fatigue de préférence à des entailles usinées ou sciées parce qu'en raison de leur "acuité naturelle", elles sont sensées mieux représenter les défauts les plus sévères.

La largeur des éprouvettes (915 mm) était telle que les effets de bord n'étaient pas sensibles au centre de la tôle et on pouvait considérer les défauts comme des défauts de fabrication ou situés au milieu d'une tôle de largeur infinie. En outre, lors de la préparation des joints soudés, les tôles à assembler étaient suffisamment grandes pour que le rétreint constaté au voisinage du centre des tôles soit sensiblement équivalent à celui qui se produit en fabrication réelle. La vitesse de mise en charge des éprouvettes était suffisamment

faible pour que l'essai puisse être considéré comme un essai quasi statique. Donc l'essai sur éprouvette large, pratiqué dans notre recherche, a permis de procéder à une démonstration pratique de l'effet de défauts de taille critique dans une fabrication réelle dans des conditions de service sous l'angle de l'apparition des fissures.

Si un joint soudé comportant un défaut dont les dimensions calculées sont admissibles, devait être soumis à un essai sur éprouvette large, on devrait s'attendre soit à ce qu'il ne se rompe pas, soit à ce qu'il se rompe pour une déformation très grande (supérieure à 4 fois la déformation à la limite d'élasticité), indiquant ainsi la sécurité du joint soudé. Toutefois, pour ces essais, on a utilisé des défauts ayant des dimensions critiques, le rapport de la dimension critique à la dimension admissible de défaut étant compris entre 2 et 3.

3. DEROULEMENT DES ESSAIS.

L'étude a porté sur un total de 30 aciers provenant de Grande-Bretagne, France, Allemagne et Belgique. Ces aciers ont été choisis afin de remplir les conditions mentionnées dans l'introduction, à savoir que leur limite d'élasticité devait pour la plupart, être comprise entre 420 et 490 N/mm², quelques aciers ayant une limite d'élasticité inférieure ou supérieure à cette gamme. Les aciers utilisés ne prétendent pas représenter tous les types d'acier existants ; néanmoins, ils représentent une large partie des aciers disponibles dans ce domaine de résistance.

A la réception, des échantillons de chaque tôle d'acier ont subi les essais de caractérisation classiques en vue de vérifier si les aciers présentaient les caractéristiques requises. Ces essais comportaient :

Analyse chimique

Résistance en traction classique

Résistance en traction selon l'épaisseur

Résilience Charpy V

Examen métallographique.

Le tableau 1 donne, en détail, la composition chimique de tous les aciers. Dans ce tableau et dans tout le rapport, chaque acier est identifié par un numéro de code qui indique entr'autres son procédé de fabrication (N, C, Q) et son épaisseur en millimètres (deux chiffres suivants), avec :

N = normalisation

C = laminage contrôlé

Q = trempe et revenu.

Les résultats des essais de traction sont donnés au tableau 2 qui, pour les éprouvettes transversales standard, donne la limite d'élasticité, la charge de rupture, l'allongement et la striction. Les résultats des essais Charpy V sont présentés sous la forme de courbes complètes de transition, de l'énergie en fonction de la température, aux figures 4, 5 et 6, qui correspondent respectivement aux aciers obtenus par normalisation, laminage contrôlé et trempe et revenu.

Les résultats de l'examen métallographique ne sont pas présentés en détail dans ce rapport. On a constaté que chaque acier possédait une structure correspondant au traitement subi.

Les électrodes de soudage MMA ont été fournies par les sept fabricants suivants : Philips, BOC, Metrode, ESAB, Oerlikon, Phoenix Union et Lincoln.

Partant de l'hypothèse selon laquelle la tôle de base constitue la partie la plus résistante d'un joint soudé, notre étude a essentiellement porté sur le métal fondu et la zone affectée par la chaleur. Par suite des effets de dilution, la résistance à la rupture fragile d'un joint soudé est fortement influencée par le métal de base. C'est la raison pour laquelle une partie importante du programme a été consacrée à des comparaisons de matériaux sous l'angle de la résistance du métal fondu. On a utilisé à cet effet l'électrode Philips 88 (sauf dans le cas des aciers à très haute résistance pour lesquels on a utilisé l'électrode Philips 98) et on a adopté une procédure de soudage et de formation d'entaille commune, avec les variations appropriées de préchauffage indiquées par les études de soudabilité.

A cet effet on a utilisé une procédure de soudage à chanfrein double et on a préparé un panneau d'essai de chaque acier. On a mesuré les propriétés suivantes dans ce type de joint pour chaque tôle.

- (1) Résilience Charpy V de :
 - (a) métal fondu à la racine
 - (b) métal fondu sous la surface
 - (c) zone affectée par la chaleur, au voisinage de la limite de fusion.
- (2) COD sur des échantillons entaillés le long de la ligne centrale du métal fondu.

Dans tous les cas, les essais ont été exécutés dans une gamme de températures telle que l'on a pu observer la transition de la rupture fragile (clivage) à la rupture ductile (fibreuse) aussi bien à l'essai Charpy V qu'à l'essai COD. Les figures 7 et 8 indiquent les positions des prises d'échantillons et des entailles pour ces essais.

Les électrodes pour les essais de soudage MMA étant fournies par sept fabricants européens différents, il n'a pas été possible de réaliser une étude complète, comme ci-dessus, pour toutes les électrodes et tous les apports calorifiques, en raison du nombre excessif d'essais que cela eût nécessité. Après mûre réflexion, certains aciers ont été choisis pour être soudés avec chacune des sept électrodes ; les données expérimentales obtenues sont groupées dans les tableaux de résultats.

Pour l'essai COD des zones affectées par la chaleur (ZAC), il est nécessaire de constituer un joint soudé ayant une ZAC rectiligne, par exemple par une préparation en "K", de façon que l'entaille expérimentale reste dans la ZAC sur toute sa longueur.

Il est nécessaire de donner ici quelques mots quant aux précautions à prendre pour l'essai de résistance à la rupture fragile de la ZAC. Bien que la préparation en "K" semble conduire à une ZAC rectiligne, les variables que l'on rencontre en pratique peuvent donner lieu à des imperfec-

tions des éprouvettes, comme l'indique la figure 9. Un défaut de rectitude de la ZAC dans le sens de l'épaisseur peut signifier que la ligne de l'entaille d'essai peut ne traverser la région étudiée que sur une faible partie de sa longueur. Comme la partie la plus pauvre de la ZAC est probablement la région grossièrement transformée au voisinage de la limite de la zone de fusion, l'entaille d'essai risque d'empiéter sur la limite de la zone de fusion et même sur le métal fondu. Un défaut de rectitude le long de l'axe du cordon signifie que la position de l'entaille est encore moins certaine, puisque le sommet de l'entaille est situé à une certaine distance sous la surface observée.

Il était nécessaire d'examiner chaque éprouvette COD après rupture, pour vérifier la position réelle de l'entaille et s'assurer de la validité et/ou de l'utilité du résultat de l'essai. Toutefois, le travail effectué dans le cadre de ce projet ayant couvert toute la région de transition, toutes les valeurs, valides ou non, ont été portées sur le diagramme, de sorte que les courbes inférieures peuvent être utilisées pour apprécier la résistance en fonction de variations de température.

Les résultats des essais Charpy V et des essais de résistance à la rupture fragile sont normalement présentés sous la forme de courbes respectivement de l'énergie de rupture et de COD critique en fonction de la température d'essai. Etant donné que l'on a réalisé et examiné 150 panneaux soudés, il n'est pas possible de présenter sous forme graphique les résultats des essais. C'est pourquoi seules les températures pour lesquelles le COD a atteint 0,1 mm et 0,2 mm ont été indiquées.

Dans le cas des soudures à l'arc submergé, il fut décidé que toutes les tôles d'essai (en nombre relativement faible) seraient soudées avec le même apport calorifique de 3,3 kJ/mm au moyen du fil-électrode Oerlikon SD3Mo et du flux OP 121 TT. Les essais Charpy V et COD ont été effectués avec l'entaille située dans le métal fondu uniquement.

Cela découle bien entendu du fait que pour la valeur choisie d'apport calorifique, il ne faut pas attendre de variation significative de la résistance à la rupture fragile

de la zone affectée par la chaleur par rapport à celle que l'on observe au soudage MMA.

Dans certains cas bien déterminés, les joints soudés ont été soumis à des essais sur éprouvette large, afin d'évaluer les conditions limites en service. Au début, on a décidé qu'à titre de comparaison, on utiliserait, dans tous les essais sur éprouvette large, une entaille superficielle d'une profondeur égale au quart de l'épaisseur de la tôle.

Pour les conditions choisies, on a soudé des panneaux de 1 m carré, pour l'essai sur éprouvette large, en utilisant exactement la même procédure de soudage que pour l'essai de soudure correspondant dont on avait obtenu les données COD, faisant appel respectivement à une préparation en "K" ou en "double V" pour les essais sur métal fondu ou sur zone affectée par la chaleur. Au moyen d'une fraise de 0,15 mm de largeur, on a taillé une nervure de profil circulaire (de rayon égal à celui de la fraise, 50 mm), jusqu'à une profondeur inférieure de 3 ou 4 mm à la profondeur de défaut requise. La croissance du défaut a ensuite été achevée par fatigue sous une charge cyclique de flexion à trois points dans un châssis spécialement construit à cet effet (figure 10). L'effort cyclique sur la tôle, exprimé par une compression pulsatoire au point de chargement central, doit, pour une tôle de 25 mm d'épaisseur, varier entre 15 kN et 105 kN. La croissance de la fissure jusqu'à sa dimension finale nécessite normalement environ 100.000 cycles, c'est-à-dire, pour une fréquence de 3 Hz, environ 10 heures. La charge cyclique était interrompue à intervalles réguliers, afin de mesurer la croissance de la fissure par une technique de mesure de la résistance électrique en courant alternatif.

Lorsque la préparation de la fissure a été terminée, l'éprouvette de tôle a été fixée aux extrémités de chargement par soudage MMA. Le châssis d'essai sur éprouvette large est illustré à la figure 11. On a disposé les thermocouples, extensomètres, bornes des jauges de mesure COD, comme l'indique la figure 12, ainsi que les raccordements du système de refroidissement. A ce stade, on a mis en place les pistons de mise

en charge, capables d'appliquer un effort de traction pouvant atteindre 40.000 kN, puis on a porté la tôle à la température choisie. Après stabilisation de la température, les pistons de mise en charge ont été mis en action pour produire un allongement permanent de la tôle. Dès le début de cette opération jusqu'au point de rupture, on a enregistré toutes les trois secondes, à l'aide d'un data logger, les valeurs de la déformation, de l'ouverture de fissure, de la température, etc... et, après rupture, on a analysé ces points et produit des diagrammes d'essai du type montré à la figure 13.

Les essais sur éprouvette large décrits ci-dessus, ont été exécutés avec 21 joints soudés choisis parmi la série complète des joints soudés possibles.

La relation entre la fissure standard utilisée dans nos essais et d'autres formes de défauts, a fait l'objet d'une autre étude subsidiaire par la CECA (5), "Conditions de conception pour prévenir la rupture fragile", dont les résultats peuvent être utilisés pour relier les données expérimentales obtenues par nos essais avec d'autres formes de défauts.

4. RESULTATS DES ESSAIS.

Le tableau 2 donne une liste complète des propriétés de traction obtenues (en ordre de limite d'élasticité nominale), tandis que les valeurs de Charpy V longitudinales sont représentées graphiquement aux figures 4, 5 et 6. On a déterminé ces données pour démontrer que les aciers choisis convenaient pour le programme envisagé et pour permettre de comparer les prédictions de vie basées d'une part sur les essais Charpy V et d'autre part sur la mécanique de rupture.

Les valeurs COD fournies par les très nombreux joints soudés étudiés sont présentées sous forme de tableaux qui donnent les températures correspondant à 0,1 mm et 0,2 mm.

Ces données sont indiquées aux tableaux 3 à 6, pour tous les essais de la séquence de soudage. Dans chacun de ces quatre tableaux, les aciers sont divisés en trois groupes, correspondant respectivement aux opérations de normalisation, de laminage contrôlé et de trempe et revenu. Elles sont portées

dans l'ordre de résistance nominale, en négligeant les variations mineures liées à des changements d'épaisseur ; on a donc pu grouper les échantillons d'un même type d'acier (provenant parfois de la même coulée), mais d'épaisseurs différentes, dans un but de comparaison directe. L'autre variable de ce tableau est l'électrode de soudage utilisée, qui est identifiée par le numéro du fabricant et du type en tête de chaque colonne des tableaux. Dans chaque colonne on donne trois nombres, à savoir l'apport calorifique exprimé en kJ/mm et les températures en °C correspondant à des COD de 0,1 mm et 0,2 mm respectivement. Le tableau 3 donne les résultats des essais effectués sur des éprouvettes entaillées au centre du métal fondu déposé et contient les données relatives à des soudures réalisées avec un apport calorifique de 2 kJ/mm et 4 kJ/mm.

Il faut noter qu'à une seule exception près, tous les joints soudés avec l'électrode Philips 88 (ou 98) ont été réalisés avec un apport calorifique de 2 kJ/mm. Le but de cette partie de l'étude était de permettre de comparer tous les éléments de l'ensemble utilisé pour les travaux expérimentaux, sur la seule base de la résistance à la rupture fragile du métal fondu. La majorité des autres valeurs du tableau correspond à des soudures expérimentales réalisées avec un apport calorifique de 4 kJ/mm ; il faut cependant noter que l'on a effectué un certain nombre d'essais avec 2 kJ/mm, afin de pouvoir comparer les électrodes entr'elles. En particulier, les aciers visés par cette comparaison croisée étaient identifiés par 1N40A6 et 2Q28A9, c'est-à-dire un acier normalisé et un acier trempé et revenu. Les résultats d'essai portés dans cette table sont affectés d'une dispersion expérimentale relativement importante et, pour en faciliter la comparaison, ils ont été présentés sous forme graphique à la figure 14. Celle-ci montre pour chacun des aciers et par ordre croissant de résistance nominale, comme dans les tableaux, les températures correspondant à des COD de 0,1 mm et 0,2 mm. Pour aider à la comparaison ces deux points ont été reliés par une ligne droite, mais il faut souligner que cette liaison graphique n'a pas d'autre signification. Pour l'ensemble des éprouvettes, les températures moyennes

correspondant à des COD de 0,1 mm et 0,2 mm ont été trouvées égales à - 20°C et 0°C respectivement ; ces valeurs ont été indiquées à la figure 14 par des traits horizontaux interrompus. Cette présentation montre que, d'une manière générale, la résistance du métal de base n'influence pas de façon sensible la résistance à la rupture fragile des joints soudés avec les électrodes Philips 88 (ou 98). On a constaté que les aciers 2N27B9, 3N25B4 et 2Q40B1 ont des températures correspondant à un COD de 0,1 mm comprises dans une gamme de - 40 à - 50°C et peuvent donc être considérées comme exceptionnellement tenaces. Sur la base du même critère, les aciers 2N40A8, 1N50A1, 4N25D6, 1N23D4, 1C25A4, 1C25C5 et 1Q40D7 se sont avérés plus tenaces que la moyenne des joints soudés avec cette électrode. Toutefois, la conclusion principale est que la résistance à la rupture fragile des joints reste sensiblement constante lorsque la résistance du métal de base augmente. En outre, la tendance attendue, selon laquelle les tôles épaisses seraient moins tenaces que les tôles plus minces, n'a pas pu être observée lors de notre étude ; en fait, plusieurs paires d'échantillons de composition chimique identique ont fait apparaître une tôle épaisse plus tenace que la tôle plus fine. Les figures 14 à 20 donnent une représentation graphique similaire des résultats d'essais avec 4 kJ/mm pour les six électrodes restantes. A titre de référence, on a superposé les valeurs moyennes des résultats obtenus avec le métal fondu Philips 88 ; il apparaît que, malgré une dispersion expérimentale apparemment plus élevée, cinq de ces électrodes peuvent être considérées comme donnant des résultats semblables ou meilleurs, tandis que la dernière (GKN Nuweld 1) semble conduire d'une manière générale, à de plus faibles valeurs de la résistance à la rupture fragile (températures de paramètres plus élevées).

Le tableau 4 contient sous une forme similaire, tous les résultats disponibles d'essais COD pour les éprouvettes de zones affectées par la chaleur. Il faut noter que, dans la colonne Philips 88, on ne dispose que de deux résultats alors que pour le reste du tableau, le nombre de résultats indiqués est beaucoup plus élevé et voisin du nombre que l'on trouve aux

endroits correspondants du tableau 3. Cela provient de ce que la comparaison entre les joints soudés avec les électrodes Philips 88, sous un apport calorifique de 2 kJ/mm, était basée sur une procédure de soudage faisant appel à une préparation du joint "en double V" ; ce type de préparation ne permet pas de réaliser des éprouvettes COD dont l'entaille intéresse entièrement l'épaisseur de la tôle dans la zone affectée par la chaleur. Par contre, les joints soudés préparés spécialement pour réaliser des éprouvettes COD de la ZAC ont subi une préparation en "K", afin d'y réaliser une partie rectiligne de la ZAC ; de tels joints soudés permettent de réaliser des éprouvettes COD de la ZAC et du métal fondu.

Bien que l'on ait indiqué dans ce tableau les électrodes avec lesquelles les joints soudés ont été réalisés, il n'y a aucune raison de supposer qu'un facteur quelconque, autre que l'apport calorifique, puisse influencer la ténacité de la ZAC ; c'est pourquoi, dans le cadre de cette étude, les soudures réalisées avec différentes électrodes peuvent être considérées simplement comme des répliques. Toutefois, il y a lieu de tenir compte de l'incertitude liée à l'essai COD de la zone affectée par la chaleur (discutée plus haut). En raison d'un manque possible de rectitude de la ZAC, l'entaille de l'éprouvette peut, dans certains cas, avoir quelque peu traversé la zone de dilution ou le métal fondu, exposant ainsi les résultats de l'essai à l'influence de la composition du métal fondu. En outre, les résultats expérimentaux peuvent présenter une dispersion relativement élevée, même pour les éprouvettes qui, lors de l'examen métallographique après l'essai, s'étaient avérées entièrement représentatives de la zone affectée par la chaleur. L'examen détaillé de ce problème sort du cadre du présent rapport ; il fait d'ailleurs l'objet de recherches séparées menées par un Groupe de travail de l'I.I.S. ainsi que d'un projet subsidié par le CECA, dont les résultats ne seront pas connus avant un certain temps. Néanmoins, malgré les difficultés inhérentes à la mesure précise des propriétés, l'ensemble de données du tableau 4 a été utilisé pour apprécier la résistance relative à la rupture fragile des joints soudés

examinés. Comme précédemment, le contenu de ce tableau est également présenté sous forme graphique à la figure 21, dans laquelle on n'a établi aucune distinction entre les différentes électrodes. Lorsque l'on a procédé, à plusieurs reprises, à l'évaluation du COD, ces valeurs sont portées l'une à côté de l'autre suivant une ligne verticale, dont l'extrémité inférieure représente la température correspondant à un COD de 0,2 mm. Pour la facilité, on a aussi porté sur le diagramme la bande de référence utilisée dans les essais sur le métal fondu.

Deux caractéristiques de cette présentation méritent d'être soulignées. En premier lieu, la dispersion des observations répétées d'une même propriété (comme discuté ci-dessus) et la gamme plus large des valeurs de résistance à la rupture fragile observées par rapport à l'ensemble des observations pour le métal fondu. A cet égard, on peut constater que la majorité des aciers, soudés avec une préparation en "K" et un apport calorifique de 4 kJ/mm, conduisent à des zones affectées par la chaleur dont la ténacité est au moins aussi bonne que celle du métal fondu. Un certain nombre de joints soudés présentent des valeurs exceptionnellement élevées de résistance à la rupture fragile de leur ZAC, comme l'indique le grand nombre de résultats situés sous la bande de référence de la figure 21. Les aciers 2N40A8, 4N25D6, 2N27B9, 3N40C8, 1N25A7, 3N25C3, 1C40C7, 1Q25D2, 2Q28A9 et 2Q40B1 sont, à cet égard, particulièrement remarquables. Toutefois l'incertitude de l'échantillonnage dont il a été question ci-dessus, concernant la rectitude de la zone affectée par la chaleur, est telle que la partie critique du sommet de l'entaille peut se trouver dans le métal de base non transformé par l'opération de soudage. C'est la raison pour laquelle il faut être prudent lorsqu'une valeur exceptionnelle de la ténacité indiquée à la figure 21 n'est basée que sur une seule observation, en particulier si la ligne joignant les températures correspondant à 0,1 mm et 0,2 mm est longue par rapport aux autres lignes de la figure.

En raison des restrictions qu'imposent les normes de conception à l'emploi de structures brutes de soudage pour des épaisseurs supérieures à 38 mm, un certain effort a été fait

pour obtenir des indications quant aux effets du détensionnement sur certaines tôles d'une épaisseur de 40 mm et davantage. Un certain nombre de tôles d'essai ont été soumises à des traitements thermiques de détensionnement, à des températures de 580-600°C, pendant des durées proportionnelles à leur épaisseur, comme le prévoit la norme BS 5500. Comme précédemment on a examiné des échantillons du métal fondu et de la zone affectée par la chaleur ; les résultats de cet examen limité sont reportés au tableau 5. Ici encore, les soudures à 2 kJ/mm réalisées avec l'électrode Philips 88 ont été soumises uniquement à des essais COD sur le métal fondu, tandis que les joints soudés avec ESAB 73:68 et GKN Nuweld 1 et préparés en K subissaient les essais COD sur le métal fondu et sur la zone affectée par la chaleur. Les figures 22 et 23 montrent une comparaison graphique de ces deux séries de données avec les valeurs correspondant à l'état brut de soudage. Avant de commencer les essais d'évaluation de la résistance à la rupture fragile des joints soudés à l'arc submergé, on a effectué une courte série d'autres essais destinés à sélectionner la combinaison métal fondu/flux à utiliser. La résistance à la rupture fragile à l'état brut de soudage s'avéra généralement bonne et il fut décidé, en conséquence, de choisir la combinaison métal fondu/flux qui correspondrait à une dégradation minimum de la résistance à la rupture fragile au cours du détensionnement. On choisit le fil-électrode Oerlikon SD3Mo associé au flux OP121TT, avec un apport calorifique de 3,3 kJ/mm. Cette valeur de 3,3 kJ/mm a été choisie sur la base d'expériences antérieures, qui avaient montré que des apports calorifiques nettement plus élevés pouvaient conduire à de plus faibles niveaux de ténacité.

Une sélection de 8 aciers correspondant sensiblement aux divers procédés de production et aux différents niveaux de résistance représentés dans le groupe étudié, ont été soumis à des essais de résistance à la rupture fragile de soudures à l'arc submergé. Comme ci-dessus, les températures correspondant à des COD de 0,1 mm et 0,2 mm sont données au tableau 6 et présentées sous forme graphique à la figure 24. A titre de comparaison, on y a également indiqué la bande de référence

pour les résultats du métal fondu en soudage MMA. On peut voir que tous les joints sans exception, ont une ténacité sensiblement plus élevée que les joints correspondants réalisés en soudage MMA à 2 kJ/mm avec une électrode Philips 88.

Dans la phase finale du projet, les vingt et un essais sur éprouvette large ont été effectués à des températures correspondant à des conditions extrêmes ; les éprouvettes présentaient une fissure de surface propagée par fatigue jusqu'à une profondeur égale au quart de l'épaisseur de la tôle avec un rapport de forme de 5, sauf dans un cas où on avait ménagé à la scie une entaille sur toute l'épaisseur. Dans treize cas, l'entaille était située dans le métal fondu et dans les huit autres cas, dans la zone affectée par la chaleur. Au cours des essais sur éprouvette large, on a effectué un certain nombre de mesures et les résultats en ont été stockés en vue d'un traitement ultérieur. Il s'agissait de l'effort de traction appliqué à la tôle, des déformations longitudinales mesurées sur des bases de mesure de 500 mm et 250 mm, de l'ouverture de la fissure mesurée à chaque extrémité de la fissure à l'endroit où elle intersecte la surface, ainsi que de la température dans la région du défaut.

On a obtenu les courbes suivantes :

- (1) Charge en fonction du temps.
- (2) Contrainte moyenne en fonction de la déformation (pour les deux bases de mesure 500 mm et 250 mm).
- (3) Contrainte en fonction de l'ouverture du clip-gauge
- et (4) COD sans dimension en fonction du rapport déformation d'essai/déformation à la limite d'élasticité (pour les deux bases de mesure 500 mm et 250 mm).

La figure 13 donne un exemple de cet ensemble standard de courbes engendrées par l'ordinateur ; toutefois, pour des raisons de commodité, seules les données pertinentes extraites de ces courbes sont reprises dans la série complète des résultats d'essai groupés dans le tableau 7. Dans ce

tableau , les données sont divisées en deux groupes ; le groupe supérieur correspond aux tôles entaillées dans le métal fondu, tandis que le groupe inférieur se réfère aux tôles portant l'entaille dans la ZAC. La majorité des essais ont été effectués sur des tôles se trouvant à l'état brut de soudage, sauf dans deux cas où les tôles ont été examinées après détensionnement. Dans tous les cas, la contrainte maximale a dépassé les deux tiers de la limite d'élasticité, ce qui est normalement considéré comme la limite supérieure lors de l'établissement de projets de cuves sous pression. Dans ce groupe, huit tôles n'étaient en fait pas rompues à la fin de l'essai. Dans la majorité des cas, cela signifiait probablement que la température d'essai était trop élevée et par conséquent, que les hypothèses de départ concernant la définition des conditions d'essai étaient trop modérées. Dans le tableau 7, il faut noter que la colonne intitulée "Profondeur d'entaille" indique les valeurs obtenues en mesurant la profondeur de la fissure après rupture de la tôle (y compris pour les éprouvettes non rompues, qui ont été brisées pour examen après l'essai). On peut constater un certain nombre de légères variations par rapport à la valeur requise. Ces variations sont dues aux incertitudes existant pendant les opérations de propagation de la fissure et de mesure de la profondeur de fissure avant rupture. Les deux colonnes intitulées "Déformation totale, pourcents" donnent la déformation mesurée sur des bases de mesure de 250 mm et de 500 mm respectivement, disposées également de part et d'autre de l'axe central de l'éprouvette, comme le montre la figure 11. Dans les cas où les déformations indiquées dans ces colonnes sont presque égales, la déformation a été distribuée de façon uniforme le long de l'éprouvette, tandis qu'une différence entre ces valeurs traduit un phénomène localisé de concentration de déformations (ou de contraintes).

5. DISCUSSION.

L'objectif du projet duquel fait partie la présente recherche, était de démontrer que les aciers à haute résistance européens possédaient des propriétés autorisant leur emploi

dans une large gamme d'applications. D'une manière générale, la convenance d'un acier à une application dépend évidemment de plusieurs propriétés, mais le présent rapport est limité à l'étude des propriétés associées à la résistance à la rupture fragile des joints soudés. Pour choisir les aciers destinés à construire des usines de traitement ou des installations similaires, le concepteur doit normalement tenir compte de la résistance à la rupture fragile et utiliser un des nombreux codes de conception. Quelle que soit la règle appliquée, il doit éventuellement prendre les décisions nécessaires concernant l'acier et les procédures de soudage, compte tenu de la température de service (ou, si elle est inférieure, de la température de l'essai d'épreuve) ainsi que de l'épaisseur de la tôle. On peut par exemple utiliser la norme BS 5500. Si l'on connaît les températures envisagées, il serait alors normal d'obtenir des valeurs de la "température de référence du matériau" correspondant à l'épaisseur de la tôle et de l'inclure, dans la spécification du matériau, comme étant la température à laquelle l'énergie de choc doit atteindre au moins 40 Joules (pour les aciers à haute résistance, 27 Joules pour les aciers de résistance moins élevée). Toutefois, à titre de comparaison, on a utilisé l'énergie Charpy V du métal de base de chacun des aciers examinés dans la présente recherche pour en dériver une "température minimum de conception". Les valeurs ainsi obtenues sont données au tableau 8. Dans un certain nombre de cas, la "température de référence du matériau" (TRM) est inférieure à -60°C , qui est la limite inférieure stipulée par la norme. Dans un but de discussion uniquement, on a extrapolé linéairement jusqu'à -110°C pour obtenir des valeurs de la "température minimum de conception" (TMC) ; les valeurs de TMC ainsi obtenues sont indiquées entre parenthèses dans le tableau.

La norme BS 5500 impose également que l'énergie Charpy V du métal fondu, pour les aciers dont $\text{Re} \geq 300 \text{ N/mm}^2$, soit au moins égale à 40 J (moyenne de 3 éprouvettes) à la TRM. Cela signifie que normalement, l'électrode et la procédure de soudage appropriées doivent être choisies de façon à

remplir cette condition ; cela signifie également que, dans le cadre de la présente discussion, on peut utiliser la courbe pour définir des valeurs de TMC basées sur les propriétés du métal fondu. Pour le joint soudé, les valeurs applicables de TRM et TMC seront les plus élevées du métal de base et du métal fondu, si ceux-ci sont différents.

La figure 25 montre des couples de valeurs de TRM pour le métal de base et le métal fondu de joints réalisés avec une électrode Philips 88 (ou 98) et 2 kJ/mm. Les valeurs TRM du métal de base correspondent à une gamme de -10°C à -110°C . Toutefois, les valeurs TRM du métal fondu ne suivent pas le même modèle. Dans la plupart des cas, la température est plus élevée (moins tenace), tandis que l'effet contraire n'est observé que dans un petit nombre de cas. Dans tous les cas c'est évidemment la température supérieure qui constitue le critère déterminant. On peut observer qu'à quelques exceptions près, les valeurs correspondant à tous les aciers étudiés sont situées dans une bande horizontale comprise entre -25°C et -60°C . Ce graphique englobe plusieurs épaisseurs et, pour en tenir compte, on a utilisé l'ensemble de courbes de conception de la norme BS 5500 pour spécifier les valeurs de TMC, en faisant appel selon le cas, au critère de TRM du métal de base ou du métal fondu. (On a utilisé les courbes correspondant à l'emploi à l'état brut de soudage, ce qui a exclu les épaisseurs supérieures à 40 mm). L'ensemble des points obtenu peut, la plupart du temps être contenu dans une bande horizontale plus étroite comprise entre 0°C et -25°C . Donc, quelle que soit la limite d'élasticité entre 350 et 600 N/mm² ou l'épaisseur entre 25 et 40 mm, l'emploi des courbes de conception de la norme conduit à des conditions potentielles de service comprises entre 0°C et -25°C . Il n'y a aucune influence du niveau de résistance, du procédé d'élaboration ou de traitement, ni de l'origine, et c'est le métal fondu qui, dans ce cas, influence de façon prépondérante les conditions de service admissibles. Donc, alors qu'une augmentation de la ténacité du métal fondu permettrait d'élargir le domaine d'application des règles de conception, il apparaît qu'il n'y aurait aucun

intérêt à accroître la ténacité du métal fondu au-delà de celle du métal de base.

La figure 26 illustre un cas dans lequel la ténacité du métal fondu peut dépasser celle du métal de base. On a utilisé huit des aciers disponibles pour réaliser des joints soudés à l'arc submergé avec 3,3 kJ/mm, à l'aide du fil-électrode Oerlikon SD3Mo et du flux OP121TT. Ce graphique comporte trop peu de points pour permettre de tirer une conclusion absolue mais, comme indiqué plus haut, on n'observe aucune influence de la limite d'élasticité du métal de base sur la ténacité du joint. En outre, bien que la ténacité du métal fondu ait été accrue, la TMC est à présent régie par la TRM du métal de base dans cinq cas sur huit.

Dans la figure 27, les meilleures valeurs d'énergie Charpy V de chaque joint, compte tenu de toutes les électrodes, ont été utilisées pour obtenir les valeurs TRM illustrant l'influence de la ténacité du métal fondu sur les conditions de conception. On n'observe pas de différence significative entre les valeurs déterminantes de TRM des figures 27 et 25 dans laquelle pourtant seules les électrodes Philips 88 et 98 étaient représentées.

Toutefois, cette recherche visait principalement à acquérir des informations de mécanique de rupture en vue de prédire les conditions de la rupture en service. L'utilisation de ces données pour la conception n'est pas encore reprise dans les codes de bonne pratique, bien qu'il soit de plus en plus fréquemment demandé aux fournisseurs de respecter des critères de résistance des joints soudés à la rupture fragile, des COD de 0,2 mm ou 0,25 mm étant des valeurs typiques pour la ténacité de la ZAC. On peut considérer deux applications possibles de ces données :

- (1) Utiliser la température du COD 0,2 mm comme la température minimum de conception, en accord avec la pratique indiquée ci-dessus.
- (2) Calculer les dimensions de défaut admissibles pour chaque cas de conception, tenant compte de la contrainte en service, de la contrainte

de soudage résiduelle, les effets de concentration des contraintes, etc ...

Le tableau 8 contient les températures correspondant à un COD de 0,2 mm, pour les cas où l'on a obtenu les données appropriées ; la comparaison avec la colonne TMC dans la section "brut de soudage" du tableau montre que, dans la majorité des cas, on obtient des valeurs comparables ($\pm 5^{\circ}\text{C}$) ou inférieures.

Bien que l'on n'ait pas exécuté d'essais Charpy V sur des tôles de base détensionnées, on a effectué une comparaison similaire pour l'état détensionné, en supposant que l'énergie de choc était égale à celle que possède la tôle dans l'état de réception. Dans ce cas, les quelques valeurs disponibles de la température correspondant à un COD de 0,2 mm présentent de fortes différences, dans une mesure que l'on ne peut justifier par l'hypothèse de l'invariance des valeurs Charpy V. Les valeurs de TMC déduites de la norme paraissent optimistes, par rapport au critère arbitraire de la température correspondant à un COD de 0,2 mm.

D'autre part, l'approche par la mécanique de rupture ne fait pas appel à un tel critère arbitraire. La possibilité de calculer les dimensions de défaut admissibles, compte tenu des contraintes en service, a été examinée au cours de cette recherche, en effectuant un certain nombre d'essais sur éprouvette large avec des joints soudés sélectionnés. L'application normale de la mécanique de rupture aux problèmes de fabrication pourrait commencer avec une température de conception choisie et conduire au calcul de grandeurs de défaut admissibles pour prendre en compte les imperfections de la fabrication. Toutefois, dans le cadre de ce projet, on a procédé en sens contraire. Le défaut de surface, propagé par fatigue jusque $\bar{a} \approx \frac{1}{4}$ de l'épaisseur de la tôle, a été considéré comme ayant la dimension critique susceptible d'engendrer une rupture instable si, à la conception, la contrainte dépasse $\frac{2}{3}$ Re. L'expérience antérieure a montré que généralement :

$$\frac{\bar{a}_{crit}}{\bar{a}_{tol}} \gg 2$$

et la valeur appropriée de \bar{a}_{tol} peut ainsi être évaluée.

En combinant les équations (1) et (2), on obtient :

$$\delta = \bar{a}_{tol} \cdot e_y \left(\frac{e}{e_y} - 0,25 \right) \dots \dots \dots (3).$$

Dans l'état brut de soudage, on suppose que la contrainte résiduelle est égale à la limite d'élasticité, de sorte que, pour une contrainte de $\frac{2}{3} Re$ à la conception, on a $\frac{e}{e_y} = 1,67$.

La valeur de COD obtenue par cette méthode a été utilisée en combinaison avec la relation empirique liant le COD et la température, pour évaluer la température à laquelle il convenait d'effectuer l'essai sur éprouvette large. Pour chaque essai, le défaut réalisé était deux à trois fois plus grand que le défaut admissible à la température considérée. On peut alors affirmer que ces essais sur éprouvette large, pour lesquels la contrainte dépasse sensiblement $\frac{2}{3} Re$, ont été exécutés à une température minimum de conception acceptable pour les cas réels, qui ne présentent pas de défauts plus importants que les défauts admissibles calculés.

Pour les essais à l'état brut de soudage, la figure 28 montre que les températures d'essai sont, dans tous les cas, notablement inférieures aux valeurs de TMC prévues par les courbes de conception (extrapolées, dans certains cas) ; certains points, correspondant à des essais qui n'ont pas donné lieu à rupture, impliquent même des températures inférieures.

Les normes, comme la norme BS 5500 appendice D, contiennent des courbes de sélection des matériaux précisant la ténacité des aciers, qui ont été déduites d'essais sur éprouvettes larges exécutés, il y a 15 ans, par le Welding Institute (5). Les essais portaient sur des tôles en acier au carbone et au carbone-manganèse, entaillées et soudées de telle façon que le sommet de l'entaille se trouve dans la ZAC subcritique.

Les aciers étudiés dans le présent projet possédaient une résistance et une ténacité supérieures à celles des aciers sur lesquels la norme est basée. Il est évident que, si des aciers de cette classe doivent être régis par ce code de pratique, les gradients des lignes de TMC en fonction de TRM peuvent être plus prononcés.

En outre, la figure 28 (d) montre clairement que les résultats d'essai des tôles de 40,50 et 60 mm d'épaisseur sont situés sous la ligne de conception correspondant à 38 mm et constituant, actuellement, la limite supérieure dans le cas des constructions à l'état brut de soudage. Il est donc souhaitable que cette limite soit reconsidérée à la lumière de ces constatations, confirmées par ailleurs, au moins pour les aciers à haute résistance correspondant à la gamme étudiée.

On a procédé à un certain nombre d'essais COD sur des soudures qui avaient été détensionnées. Les résultats en sont rapportés au tableau 5. Deux résultats d'essai sur éprouvette large sont également disponibles. Un traitement thermique après soudage avait éliminé toute possibilité de subsistance de contraintes résiduelles de l'ordre de grandeur de la limite d'élasticité. Dans ces conditions, les règles de conception autorisent de fortes diminutions de TMC pour les structures détensionnées et on peut envisager de plus fortes épaisseurs. Cela est vrai, quelles que soient les variations de la résistance à la rupture fragile que suscite le traitement thermique. La ligne représentant une tôle de 60 mm d'épaisseur est tracée à la figure 28 (d), avec les deux points correspondant aux essais sur éprouvette large. Une des deux éprouvettes larges n'a pas atteint la rupture et aurait dû, à l'évidence, être essayée à une température plus basse, mais l'autre éprouvette s'est rompue. Les deux points sont situés au-dessus de la ligne de conception, c'est-à-dire dans la zone peu sûre. Ces constatations sont compatibles avec les observations rapportées au tableau 8, dans lequel les températures disponibles correspondant à COD 0,2 mm sont indiquées avec les valeurs de TMC autorisées par la norme. Cet aspect de la conception des structures sous l'angle de l'apparition de la rupture fragile

nécessite un complément de recherche.

Au début de la recherche, on a supposé que le rapport de la dimension critique d'un défaut à sa dimension admissible était de l'ordre de 2. En raison de l'incertitude expérimentale quant au réglage et à la surveillance des fissures de fatigue dans les éprouvettes, la valeur exacte de la dimension du défaut ne peut être connue que par une mesure directe après rupture de l'éprouvette. Les valeurs réelles de ce rapport, obtenues de cette manière, sont portées sous forme graphique à la figure 29 ; celle-ci montre que, pour cette série d'essais, aucune valeur n'est inférieure à 1,74, sauf dans le cas des éprouvettes non rompues pour lesquelles, bien évidemment, le défaut n'était, par définition, pas critique. Dans le tableau 7, ces essais ont été désignés comme ayant des valeurs supérieures aux chiffres indiqués. En outre, il faut noter que l'éprouvette pour laquelle on a observé la "faible" valeur de 1,74 avait été détensionnée avant l'essai et qu'elle a d'ailleurs fait l'objet de la discussion ci-dessus sur les effets apparemment anormaux du détensionnement sur la résistance à la rupture fragile.

Les essais sur éprouvette large ont essentiellement servi à démontrer que les conditions d'utilisation prévues par les données de COD disponibles étaient acceptables. Dans le tableau 9, il est intéressant de comparer les températures d'essai déduites des COD et les valeurs de TMC déduites des propriétés de résistance au choc du métal fondu (dans le cas des éprouvettes entaillées dans le métal fondu) et du métal de base (dans le cas des éprouvettes entaillées dans la zone affectée par la chaleur). Dans deux cas seulement, et c'étaient deux éprouvettes détensionnées, la température prédite était plus élevée que la valeur TMC. Bien entendu, cela comprend les prédictions relatives aux tôles d'une épaisseur supérieure à 38 mm qui, avec les règles actuelles de conception, n'auraient pas été autorisées sans détensionnement.

Il faut dire clairement que les doutes émis plus haut au sujet des traitements thermiques de détensionnement ne signifient absolument pas qu'il faille renoncer à de tels

traitements, mais plutôt que les méthodes actuellement disponibles pour définir les températures de service doivent être réexaminées.

L'examen des diagrammes de résistance à la rupture fragile (figures 14-24) et d'énergie Charpy V montre qu'à l'exception des résultats de COD de la ZAC de la figure discutés plus haut, la limite d'élasticité du métal de base n'exerce guère d'influence sur la ténacité des joints soudés MMA. Par ailleurs, les données disponibles au sujet des joints soudés AS ne sont pas suffisantes pour faire apparaître une différence à laquelle on aurait pu s'attendre puisqu'en soudage AS, le métal fondu est sensiblement plus tenace. La ténacité du métal fondu déposé n'était pas identique pour toutes les électrodes utilisées, mais il ne faut pas perdre de vue qu'en raison des différentes conditions de soudage, l'ordre de grandeur relatif de la ténacité observée dans la présente étude n'est pas nécessairement le même. Le tableau 8 donne en détail la composition et les propriétés des électrodes.

On pourrait s'attendre à ce que l'épaisseur de la tôle exerce une influence sensible. Les diagrammes présentent la liste des aciers rangés selon leur limite d'élasticité avec, le cas échéant, des sous-groupes du même type ou de même composition en ordre d'épaisseur croissante. L'examen des diagrammes COD et Charpy V combinés montre, lorsqu'il y en a, une faible variation avec l'épaisseur ; on peut cependant concevoir qu'une technique expérimentale appropriée permettrait de mettre en évidence l'influence de l'épaisseur.

6. CONCLUSIONS.

- i) La résistance à la rupture fragile des joints soudés MMA des aciers à haute résistance étudiés dépend des propriétés du métal fondu déposé. Aucune des électrodes MMA utilisée dans nos travaux n'a atteint la ténacité de la tôle.
- ii) La procédure utilisée pour le soudage à l'arc submergé a généralement conduit, pour la résilience du métal fondu, à des valeurs supérieures à celle du métal de base ; dans ces cas,

les conditions d'utilisation admissibles, définies par les normes en vigueur, doivent être régies par la résilience du métal de base.

- iii) Pour la gamme des aciers étudiés, la limite d'élasticité de la tôle n'exerce aucune influence sur la résistance à la rupture fragile des joints soudés, mesurée par le COD.
- iv) Il n'a pas été possible d'identifier une influence de l'épaisseur de la tôle sur la résistance à la rupture fragile des joints soudés examinés.
- v) Les données de résistance à la rupture fragile ont permis de calculer les conditions d'essai sur éprouvettes larges comportant de sévères défauts plans ; on a ainsi pu démontrer que les contraintes de service pouvaient être appliquées aux joints soudés à des températures notablement inférieures à celles que permettent les normes actuelles, qui se réfèrent à des constructions à l'état brut de soudage. Les normes actuelles basées sur des travaux antérieurs portant sur des aciers au carbone-manganèse normalisés, conduisent à des estimations pessimistes des TMC à l'état brut de soudage. En outre, des essais effectués sur des tôles dont l'épaisseur dépassait la limite supérieure permise pour l'utilisation à l'état brut de soudage, ont montré qu'en accord avec la conclusion iv), de tels joints peuvent parfaitement être mis en service, bien que les données expérimentales disponibles soient insuffisantes pour définir la limite supérieure de l'épaisseur à laquelle cela peut s'appliquer.
- vi) Certains aciers ont présenté une ténacité de la zone affectée par la chaleur supérieure à la moyenne. On ne pourra toutefois en tirer profit que si le métal fondu utilisé présente une ténacité correspondante.
- vii) On a accumulé un nombre considérable de données relatives à la résistance à la rupture fragile de joints soudés MMA

et AS ; on pourra les utiliser pour déterminer les conditions critiques d'application d'une série d'aciers à haute résistance d'épaisseur moyenne.

- viii) Il est proposé que toute prochaine recherche sur ce sujet, soit orientée vers l'obtention d'une ténacité aussi élevée que possible de certains aciers par l'emploi de métaux fondus plus tenaces, vers l'étude de l'influence du soudage sous apport calorifique plus élevé et vers la quantification des effets de traitements thermiques de détensionnement sur la résistance à la rupture fragile des joints soudés en service.

BIBLIOGRAPHIE.

1. Rapports des projets de recherche CECA - "Tôle d'acier à haute résistance d'épaisseur moyenne" - Convention 6210. KH/8/801.
 2. Institut Britannique de Normalisation - Projet de norme "Méthodes d'essai COD".
 3. Institut Britannique de Normalisation - "Méthodes d'essai COD" - DD19.
 4. Burdekin F.M., Dawes M.G.
"Utilisation pratique de la théorie élastique linéaire et de la théorie plastique de la mécanique de rupture dans le cas particulier des récipients à pression".
Institution of Mechanical Engineers : Conférence sur l'application pratique de la mécanique de rupture à la technologie des récipients à pression - Londres 1971, communication C5/71.
 5. Rapports de projets de recherche CECA.
"Conditions de conception pour éviter la rupture fragile" - Convention n° 6210.KE/8/801.
-

Acier	Analyse	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	NI	Co	Al	B	Cu	Mg	Mb	O ₂	Sn	Tl	V	Zr	CEV
1M50A1	Poche	0,175	0,320	1,39	0,016	0,005	0,100	0,010	0,090				0,170		0,034						0,45
	contrôle	0,180	0,360	1,40	0,018	0,005	0,105	0,020	0,095		0,016	0,019	0,00005	0,160		0,012					0,46
1M76A2	Poche	0,179	0,390	1,37	0,010	0,006	0,090	0,040	0,090				0,190		0,040						0,45
	contrôle	0,176	0,430	1,38	0,010	0,004	0,095	0,047	0,100		0,031	0,034	0,00007	0,190		0,020					0,45
1C25A4	Poche	0,140	0,180	1,35	0,028	0,016	0,020	0,005	0,30				0,020		0,032						0,37
	contrôle	0,145	0,190	1,34	0,035	0,009	0,010	0,005	0,30		0,036	0,040	0,00005	0,010		0,0074					0,38
1M61A5	Poche	0,130	0,270	1,21	0,017	0,008	0,550	0,250	0,770				0,160		0,0075						0,57
	contrôle	0,123	0,280	1,15	0,012	0,007	0,590	0,230	0,760		0,007	0,013	0,00005	0,145		0,0063					0,55
1M40M6	Poche	0,130	0,270	1,21	0,017	0,008	0,550	0,250	0,770				0,160		0,0075						0,57
	contrôle	0,142	0,290	1,21	0,014	0,009	0,600	0,240	0,790		0,007	0,010	0,00005	0,150		0,0080					0,57
1M25A7	Poche	0,180	0,270	1,21	0,017	0,008	0,550	0,250	0,770				0,160		0,0075						0,57
	contrôle	0,182	0,300	1,17	0,015	0,009	0,600	0,240	0,780		0,002	0,005	0,00005	0,140		0,0090					0,58
ZM008	Poche	0,200	0,480	1,62	0,010	0,003	0,190	0,020	0,125				0,105		0,0102						0,54
	contrôle	0,212	0,480	1,62	0,010	0,003	0,190	0,020	0,125				0,105		0,0102						0,54
Z028A9	Poche	0,084	0,084	0,375	0,010	0,004	1,890	0,245	0,795				0,089		0,0072						0,75
	contrôle	0,086	0,440	1,06	0,008	0,007	1,880	0,250	0,800		0,012	0,018	0,00005	0,085		0,0036					0,75
Z040B1	Poche	0,084	0,375	1,02	0,010	0,006	1,890	0,245	0,795				0,089		0,0072						0,75
	contrôle	0,090	0,450	1,07	0,009	0,007	1,890	0,250	0,800		0,017	0,017	0,00005	0,090		0,0072					0,75
3M25M4	Poche	0,170	0,310	1,50	0,019	0,010	0,068	0,026	0,630				0,070		0,0138						0,53
	contrôle	0,180	0,310	1,53	0,018	0,011	0,068	0,026	0,630		0,003	0,005	0,00005	0,070		0,0048					0,53
3M10M5	Poche	0,130	0,370	1,38	0,020	0,012	0,110	0,050	0,680				0,520		0,030						0,50
	contrôle	0,127	0,380	1,42	0,020	0,012	0,110	0,045	0,680		0,003	0,005	0,00005	0,51		0,033					0,51
3a-0M6	Poche	0,130	0,270	1,32	0,014	0,005	0,100	0,250	0,420				0,033		0,033						0,51
	contrôle	0,120	0,280	1,34	0,013	0,006	0,120	0,240	0,430		0,019	0,022	0,0020	0,100		0,0090					0,45
3M10M7	Poche	0,17	0,49	1,43	0,014	0,004	0,100	0,070	0,625				0,059		0,024						0,45
	contrôle	0,196	0,510	1,42	0,017	0,011	0,020	0,012	0,560		0,045	0,051	0,00005	0,025		0,0056					0,48
3M50M9	Poche	0,20	0,50	1,64	0,014	0,009	0,025	0,005	0,63				0,060		0,0022						0,49
	contrôle	0,163	0,565	1,63	0,018	0,007	0,025	0,005	0,600		0,060	0,069	0,00005	0,060		0,0072					0,49
ZM27M9	Poche	0,140	0,360	1,36	0,007	0,006	0,310	0,075	0,630				0,155		0,0105						0,51
	contrôle	0,140	0,360	1,36	0,007	0,006	0,310	0,075	0,630		0,009	0,021	0,00005	0,155		0,0105					0,51
ZM60C1	Poche	0,140	0,325	1,40	0,008	0,008	0,300	0,070	0,625				0,160		0,0100						0,53
	contrôle	0,148	0,380	1,42	0,008	0,007	0,300	0,070	0,625		0,008	0,020	0,00005	0,160		0,0100					0,53
Z060C2	Poche	0,084	0,325	1,02	0,010	0,006	1,89	0,245	0,795				0,089		0,0135						0,46
	contrôle	0,092	0,46	1,04	0,009	0,007	1,93	0,245	0,79		0,016	0,016	0,00005	0,088		0,0065					0,49
3M25C3	Poche	0,06	0,23	1,23	0,013	0,005	0,005	0,26	0,92				1,33		0,076						0,46
	contrôle	0,074	0,21	1,26	0,016	0,004	0,005	0,26	0,95		0,045	0,045	1,33		0,087						0,46
3M50C4	Poche	0,06	0,23	1,21	0,013	0,005	0,005	0,24	0,92				1,33		0,075						0,46
	contrôle	0,074	0,21	1,24	0,014	0,004	0,005	0,24	0,93		0,035	0,039	1,32		0,087						0,46
1C25C5	Poche	0,11	0,316	1,49	0,019	0,006	0,010	0,005	0,27		0,013	0,018	0,00005	0,023		0,05					0,39
	contrôle	0,110	0,28	1,47	0,018	0,006	0,010	0,005	0,27		0,013	0,018	0,00005	0,020		0,049					0,39
1C25C6	Poche	0,08	0,33	1,35	0,017	0,011	0,027	0,37	0,625				0,04		0,047						0,40
	contrôle	0,077	0,33	1,47	0,016	0,006	0,015	0,36	0,625		0,035	0,024	0,024	0,00005	0,025	0,0065					0,40
1C40C7	Poche	0,11	0,316	1,49	0,019	0,006	0,005	0,005	0,27		0,016	0,024	0,00005	0,23		0,05					0,40
	contrôle	0,109	0,30	1,54	0,017	0,006	0,005	0,005	0,27		0,016	0,024	0,00005	0,20		0,0116					0,40
3M40C8	Poche	0,17	0,33	1,53	0,017	0,010	0,10	0,015	0,57				0,11		0,016						0,55
	contrôle	0,192	0,32	1,56	0,017	0,009	0,10	0,015	0,57		0,016	0,019	0,00005	0,11		0,0162					0,55
1Q2502	Poche	0,160	0,27	1,16	0,013	0,005	0,10	0,01	0,04				0,09		0,034						0,42
	contrôle	0,160	0,27	1,16	0,013	0,004	0,11	0,008	0,04		0,011	0,011	0,00005	0,082		0,0113					0,42
1Q45D3	Poche	0,150	0,27	1,14	0,013	0,005	0,11	0,010	0,050				0,09		0,035						0,40
	contrôle	0,154	0,27	1,23	0,012	0,005	0,11	0,010	0,050		0,014	0,018	0,00005	0,075		0,006					0,40
1M2304	Poche	0,18	0,42	1,48	0,023	0,012	0,300	0,007	0,30		0,002	0,008	0,00005	0,026		0,0045					0,48
	contrôle	0,18	0,39	1,48	0,019	0,012	0,300	0,007	0,30		0,002	0,008	0,00005	0,026		0,0045					0,48
1M50D5	Poche	0,17	0,46	1,52	0,019	0,012	0,025	0,007	0,025		0,017	0,026	0,00005	0,020		0,0210					0,48
	contrôle	0,17	0,46	1,56	0,018	0,010	0,025	0,007	0,025		0,017	0,026	0,00005	0,020		0,0210					0,48
4M2506	Poche	0,19	0,350	1,42	0,026	0,014	0,005	0,005	0,35		0,020	0,023	0,00005	0,052		0,0072					0,42
	contrôle	0,174	0,35	1,43	0,026	0,014	0,005	0,005	0,35		0,020	0,023	0,00005	0,052		0,0072					0,42
1Q40D7	Poche	0,16	0,44	0,92	0,018	0,007	0,65	0,29	0,11			0,0074	0,0074	0,22		0,012					0,54
	contrôle	0,16	0,47	0,99	0,014	0,007	0,68	0,29	0,11		0,020	0,026	0,0012	0,22		0,012					0,54
1Q10L2	Poche	0,15	0,41	1,25	0,009	0,008	0,07	0,15	0,06			0,002	0,035		0,006						0,40
	contrôle	0,165	0,41	1,33	0,008	0,008	0,07	0,14	0,06		0,023	0,026	0,0010	0,055		0,006					0,44

Tableau 1 - Composition chimique des échantillons de tôle.

Type d'acier	Limite d'élasticité (N/mm ²)	Charge de rupture (N/mm ²)	Striction (%)	Allongement (%)	Base de mesure (mm)
2N40 A3	AX 383*	513	70	23	75
	BX 374*	530	69	29	
1N50 A1	AX 387	558	69	30	75
	BX 382	546	68	29	
1N76 A2	AX 376	560	67	29	75
	BX 353	556	68	28	
4N25 D6	AX 403	565	47	23	75
	BX 405	575	44	29	
1N23 D4	AX 412	573	60	30	75
	BX 448	576	59	30	
1N50 D5	AX 431	581	63	30	75
	BX 439	581	57	30	
3N37 B7	AX 415	604	-	28	200
	BX 412	576	-	30	
3N50 B8	AX 434	613	62	30	75
	BX 422	595	61	32	
2N27 B9	AX 478	596	67	32	75
	BX 473	600	54	32	
2N60 C1	AX 447	596	67	31	75
	BX 497	634	63	29	
3N25 B4	AX 490	639	60	29	75
	BX 503	676	53	26	
3N40 C8	AX 469	622	61	31	75
	BX 501	650	59	29	
1N25 A7	AX 530	664	47	22	75
	BX 524	670	44	21	
1N40 A6	AX 494	635	62	26	75
	BX 537*	684	61	23	
1N61 A5	AX 520	645	60	27	75
	BX 446	595	63	30	
3N25 C3	AX 526	652	72	33	75
	BX 526	663	70	31	
3N50 C4	AX 493	647	71	33	75
	BX 484	651	72	33	
3N40 B5	AX 564	676	58	29	75
	BX 546	676	58	28	
1C40 C6	AX 401	554	-	30	200
	BX 401	559	-	29	
1C25 A4	AX 431	556	62	31	75
	BX 416	552	63	32	
1C25 C5	AX 458	588	-	24	200
	BX 471	581	-	24	
1C40 C7	AX 434	563	54	30	75
	BX 436	570	70	32	
1Q25 D2	AX 557	684	-	20	200
	BX 584	690	-	21	
1Q45 D3	AX 509	632	-	27	200
	BX 523	639	-	25	
3Q28 B6	AX 558*	688	68	28	75
	BX 589	683	69	26	
2Q28 A9	AX 571*	659	74	22	75
	BX 585*	683	69	21	
2Q60 C2	AX 466*	602	74	31	75
	BX 590*	636	58	25	
2Q40 B1	AX 609*	735	69	17	75
	BX 669*	772	67	17	
1Q30 E2	AX 305	372	51	18	75
	BX 300	356	51	17	
1Q40 D7	AX 777	348	49	19	75
	BX 787	354	53	19	

. Contrainte d'essai 2 %

Tableau 2 - Données standard de résistance à la traction.

Type d'acier	Limite d'élast. N/mm ²	Phillips 80 (*98)	DOC 8018 (*9018) (**11018)	GKN Nuweld 1	ESAB 73.68 (*74.78)	Phoenix SHNI 2K90 (*2K100)	Metrode III B (*3NI B) (**2NI No B)	Oerlikon Tenacito 65
2N40A0	374	2 -30 -5		4 0 +15				
1N50A1	382	2 -30 -5						
1N7GA2	376	2						
4N25G6	403	2 -30 -3		4 -15 +10				
1N23D4	412	2 -30 -20						
1N50D5	411	2 -20 0		4 >+20 >+20				
3N37H7	412	2 -10 +5	4 -45 -15		4 -55 -35	4 -30 -15	4 -40 >0	4 -40 -15
3N50D8	434	2 -25 -5						
2N27H9	47H	2 -40 -30	*4 -35 -10	4 -5 +10				
2NG0C1	447	2 <-20 0						
3N25H4	490	2 <-50 -20			4 -60 -15			
3N40C8	469	2 -15 +5	4 +10 >+20		4 -40 -2	4 45 -30		
1N25A7	524	2 <-20 +5	2 -20 -5					
			4 0 +15					
1N40A6	494	2 <-20 +5		2 -3 >+20	4 <-60 -20	4 -50 -30	4 -40 -10	4 -50 -5
1N61A5	446	2 -20 +5					2 -20 +10	2 <-10 0
3N25C1	532	2 -20 +5	*4 -20 +10		4		*4 -30 +10	4 -35 -10
3N40C4	519	2 < 0 >+30			4 +10 >+10	4 -15 0		
3N40B5	546	2 -20 -5	4 -15 +5		4 -35 -10			
1C40C6	401	2 +10 +25				4 -25 -5		
1C25A4	431	2 <-30 -20						
1C25C5	458	2 -30 0						
1C40C7	434	2 <-20 +10	*4 -5 >0	4 -10 >+20	4 -50 -35	4 <-30 -10	**4 <-30 -10	4 -25 +10
1Q25D2	557	2 <-20 0	*4 -45 -30		4 -10 0	4 <-20 -10	4 -50 -30	4 -50 -30
1Q45D3	509	2 -10 +10			4 <-30 -5			
3Q20B6	558	2 <-20 0	2 <-30 -10					
		4 <-20 -3	4 -20 -5		4 -20 -13	4 -30 +30	*4	4 -25 -10
2Q20A9	571	2 -20 -15	2 <-30 -5		*2 -15 +10	*2 <-40 -10	*2 -45 -15	4
2Q60C2	528	2 <-20 -5			4 -40 -15			
2Q40B1	609	*2 -40 -10	**4 -35 -5		*4 +5 +20	*4 -35 -10	**4 -30 -5	4 <-30 -15
1Q30E2	800	*2 0 +10	**4 -10 >+10		*4 -10 -5	*4 -10 >+20	**4 -40 +10	4
1Q40D7	777	*2 -30 -5						

Tableau 3 - Paramètre de résistance à la rupture fragile (température en °C pour COD = 0,1 et 0,2 mm) pour essais du métal fondu en soudage MMA sous apport calorifique de 2 et 4 kJ/mm

Apport Cal. kJ/mm	Temp. °C pour COD = 0,1mm	Temp. °C pour COD = 0,2mm
-------------------	---------------------------	---------------------------

Données contenues dans tableaux 3, 4 et 5.

Type d'acier	Limite d'élast. N/mm ²	Phillips 88 (*98)	BOC 8018 (*9018) (**11018)	GKN Nuweld 1	ESAB 73.68 (*74.78)	Phoenix ShNi 2K90 (*2K100)	Melrode INI B (*3NI B) (**2NI Mo B)	Oerlikon Tenacito 65
2N40A8	374			4 -40 -35				
1N50A1	382							
1N76A2	376							
4N25D6	403			4 -60 -10				
1N23D4	412							
1H50D5	431			4 -15 -5				
3N37B7	412		4 -25 -5		4 -20 0	4 -5 >+20	4 -30 -10	4 -25 0
3N50B8	434			4 -30 -10				
2N27B9	478		*4 -50 -35					
2N60C1	447							
3N25B4	490				4 -60 +10			
3N40C8	469		4 -60 -30		4 -30 -15	4 -30 -5		
1N25A7	524	2 -60 -45	4 -50 -20		4 -55 -30	4 <-50 -25	4 -30 -25	4 -60 -10
1H40A6	494							
1N61A5	446							
3N25C3	526		*4 -30 -15		4 -40 -20	4 -25 -10	*4 -60 -45	4 -45 -15
3H50C4	484				4 -60 >0			
3N40B5	546		4 -5 >0			4 -30 -10		
1C40C6	401							
1C25A4	431	2 <-30 -10						
1C25C5	458							
1C40C7	434		*4 -25 -5	4 -20 0	4 -40 -5	4 <-30 -5	*4 -25 -15	4 -25 -10
1Q25D2	557		*4 -45 -40		4 -50 -30	4 -40 +5	4 -15 -5	
3Q28B6	558				4 <-30 -5			
2Q28A9	571				*4 -55 -50			4 -58 -55
2Q60C2	528				4 <-70 -40			
2Q40B1	609		**4 -40 -20		*4 -10 +10	*4 <<-60 <-60		4 <-60 <-30
1Q40E2	800		**4 -10 +10		*4 -10 >+10	4 0 +20	**4 +15 >+15	
1Q40D7	777							

Tableau 4 - Paramètre de résistance à la rupture fragile (température en °C pour COD = 0,1 et 0,2 mm) pour la ZAC en soudage MMA sous apport calorifique de 2 et 4 kJ/mm.

Type d'acier	Limite d'élast. N/mm ²
2N40A8	374
1N50A1	382
1N7GA2	376
4N25D6	403
1N23D4	412
1N50D5	431
3N37A7	412
3N50H8	434
2N27H9	478
2N60C1	447
3N25B4	490
3N40C8	469
1N25A7	524
1N40A6	494
1N61A5	446
3N25C3	532
3N50C4	519
3N40B5	546
1C40C6	401
1C25A4	431
1C25C5	458
1C40C7	434
1Q25D2	557
1Q45D3	509
3Q28H6	558
2Q28A9	571
2Q60C2	528
2Q40B1	609
1Q30E2	800
1Q40D7	777

Phillips 88 (+98)	ESAB 73.68 (+74.78)	GKN Nuweld 1
2 -35 -15		4 -50 -35
2 -20 0		4 >+20 >+20
2 <-30 +2		4 -38 -15
2 -5 +10	4	
2 <-10 +10	4	
2 <-20 +8	4 -25 +5	
2 -15 -5	4 -45 -20	4 -10 0
2 -20 -10	4 -45 -25	
2 -25 +3	4	
*2 -40 -20	4	

ESAB 73.68 (+74.78)	GKN Nuweld 1
	4 -70 -50
	4 +5 0
	4 -35 +5
4	
4 -20 >+20	
4 -45 -35	4 -8 0
4 -20 -10	
*4	

Métal fondu

ZAC

Tableau 5 - Paramètre de résistance à la rupture fragile (température en °C pour COD = 0,1 et 0,2 mm) pour joints soudés MMA détensionnés (métal fondu et ZAC).

Type d'acier	Limite d'élasticité N/mm ²	Arc submergé Oerlikon SD3Mo/OP121TT - Paramètre de résistance à la rupture fragile.	
2N40 A8	374		
1N50 A1	382	-35	-10
1N76 A2	376		
4N25 D6	403		
1N23 D4	412		
1N50 D5	431		
3N37 B7	412		
3N50 B1	434		
2N27 B9	478		
2N60 C1	447		
3N25 B4	490		
3N40 C8	469	-55	-30
1N25 A7	524		
1N40 A6	494	-40	-15
1N61 A5	446		
3N25 C3	532		
3N50 C4	519		
3N40 B5	546	-50	-20
1C40 C6	401		
1C25 A4	554		
1C25 C5	458		
1C40 C7	434	-40	-25
1Q25 D2	557		
1Q45 D3	509	-70	-55
3Q28 B6	558		
2Q28 A9	571		
2Q60 C2	528		
2Q40 B1	609	-40	-25
1Q30 E2	800		
1Q40 D7	777	-60	-30

Tableau 6 Paramètre de résistance à la rupture fragile pour joints soudés à l'arc submergé (essais sur le métal fondu) sous apport calorifique de 3,3kJ/mm.

Tôle large N°	N° Identité matériau	Electrode (Apport calorifique)	Métal de base		Métal fondu		Situat. ant.	Prof. entaille (mm)	$\frac{a}{a_{crit}}$ $\frac{a}{a_{tol}}$	Temp. d'essai °C	Limite élast. N/mm ²	Contr. Max. N/mm ²	Déform. Tot. (%)		Déformation locale (mm) ouv. clip gauge.	Rupture: oui=B non=NB
			T. R. M. °C	T. M. C. °C	T. R. M. °C	T. M. C. °C							Base de mesure 250mm	500mm		
1026	3N25 B4	Phillips 88 (2.0kJ/mm)	-70	(-35)	-55	-27	Soudure	42 (width) 5.1	2.13	-70	490	324	0.38	0.31	0.41	B
1038	3N25 C3	Metrode 3N18 (4.0kJ/mm)	-110	(-50)	-40	-22	Soudure	6.8*	> 1.97	-30	532	676	4.52	4.82	2.90	NB
1100	2N27 B9	Phillips 88 (2.0kJ/mm)	-95	(-40)	-60	-25	Soudure	6.3	1.65	-50	478	499	0.25	0.29	0.22	B
1032	2N27 B9	Phillips 88 (2.0kJ/mm)	-95	(-40)	-60	-25	Soudure	6.3	> 1.17	-35	478	616	3.78	3.52	1.95	NB
1048	2N40 A8	Phillips 88 (2.0kJ/mm)	-80	(-15)	-45	-5	Soudure	10.7	> 1.87	-50	374	523	2.19	1.97	1.51	NB
1056	3N50 C4	ESAB 73:68 (4.0kJ/mm)	-85		-20		Soudure	11.0	4.01	-50	519	302	0.34	0.28	0.26	B
1030	2N60 C1	Phillips 88 (2.0kJ/mm)	-65		-40		Soudure	15.0	2.33	-15	447	469	3.03	1.02	3.43	B
1052	2N60 C1	Phillips 88 (2.0kJ/mm)	-65	(-80)	-20	-57	Soudure	16.9	1.74	-35	447	334	0.20	0.17	0.12	B
1044	1N61 A5	Phillips 88 (2.0kJ/mm)	-60		-65		Soudure	13.0*	> 3.0	-20	446	589	2.80	2.60	1.82	NU
1058	1N61 A5	Phillips 88 (2.0kJ/mm)	-60		-65		Soudure	11.0	> 2.40	-35	446	579	2.89	2.63	1.77	NU
1046	1N61 A5	Phillips 88 (2.0kJ/mm)	-60	-75	-40	-67	Soudure	11.7*	> 2.67	-35	446	597	2.83	2.46	1.88	NB
1040	2Q40 B1	ESAB 74:78 (4.0kJ/mm)	-75	(-10)	-35	0	Soudure	12.8	3.62	-30	609	497	0.34	0.33	0.47	B
1060	1Q45 D3	SD3Mc/OP21Ti (3.3kJ/mm)	-75		-90		Soudure	16.5	3.3	-70	509	507	0.22	0.28	0.10	B
1062	3N37 B7	Phoenix 2K90 (4.0kJ/mm)	-35	-5	-60	-10	ZAC	10.0*	> 2.87	-30	412	499	2.40	2.99	1.52	NB
1066	3N40 CB	Phoenix 2K90 (4.0kJ/mm)	-45	-5	-55	-8	ZAC	11.9	3.54	-40	469	557	1.04	0.80	0.89	B
1054	3N50 C4	ESAB 73:68 (4.0kJ/mm)	-85		-20		ZAC	11.0	2.49	-70	519	555	1.21	1.06	0.83	B
1028	1C25 A4	Phillips 88 (2.0kJ/mm)	-35	-17	-25	-13	ZAC	8.4	> 1.53	-30	431	547	4.20	4.33	3.15	NU
1034	1C25 A4	Phillips 88 (2.0kJ/mm)	-35	-17	-25	-13	ZAC	8.9	2.34	-50	431	455	0.49	0.38	0.65	B
1042	1C40 C7	Tenacilo G5 (4.0kJ/mm)	-45	-5	-60	-10	ZAC	12.7	3.29	-30	434	440	0.37	0.32	0.42	B
1036	1Q25 D2	BOC 9018 (4.0kJ/mm)	-70	(-35)	-60	-30	ZAC	9.8	5.4	-50	557	622	0.23	0.27	0.06	B
1064	1Q30 E2	BOC 11018 (4.0kJ/mm)	-60	-20	-25	-5	ZAC	7.5	2.5	-45	800	455	0.21	0.23	0.33	B

* Y compris allongement ductile
e Après détensionnement

Δ Entaille acide sur toute l'épaisseur
() Valeurs extrapolées

T.R.M. - Température de référence du matériau
T.M.C. - Température minimum à la conception

Tableau 7 Résultats des essais sur éprouvette large

Type d'acier	Limite d'élasticité N/mm ²	Température de référence des matériaux °C	Brut de soudage		Après détensionnement	
			Température min. à la conception (°C)	Température pour COD 0,2mm (ZAC) - (°C)	Température min. à la conception (°C)	Température pour COD 0,2mm (ZAC) - (°C)
2N40 A8	374	-80	(-15)	-35	(-93)	-50
1N50 A1	382	-90			(-95)	
1N76 A2	376	-85			(-87)	
4N25 D6	403	-25	-12	-10		
1N23 D4	412	-55	-27			
1N50 D5	431	-65		-5	(-82)	0
3N37 B7	412	-35	-5	-15		
3N50 B8	434	-80		-10	(-90)	+5
2N27 B9	478	-95	(-40)	-35		
2N60 C1	447	-65			(-82)	
3N25 B4	490	-70	(-35)			
3N40 C2	469	-45	-5	-30	-74	
1N25 A7	524	-25	-15	-45		
1N40 A6	494	-45	-5		-74	
1N61 A5	446	-60			-78	
3N25 C3	532	-110	(-50)	-45		
3N50 C4	519	-85		+5	(-92)	+25
3N40 B5	546	-80	(-15)	-10	(-93)	
1C40 C6	401	-60	-10		-82	
1C25 A4	554	-35	-17	-10		
1C25 C5	458	-40	-20			
1C40 C7	434	-45	-5	-15	-74	0
1Q25 D2	557	-70	(-35)	-40		
1Q45 D3	509	-75		-5	(-88)	-10
3Q28 D6	558	-80	(-33)	-50		
2Q28 A9	571	-90	(-37)			
2Q60 C2	528	-95		-40	(-96)	
2Q40 B1	609	-75	(-10)	-65	(-89)	
1Q30 E2	800	-60	-20	+10		
1Q40 D7	777	-30	0		-67	

Tableau 8 Température à la conception, pour les joints soudés basée sur :
a) les valeurs du métal de base et - b) la résistance à la rupture fragile de la ZAC - comparaison des valeurs à l'état brut de soudage et après détensionnement.

Electrode	Classification AWS	Type de couverture	Limite d'élasticité min. N/mm ² .	Charge de rupture min N/mm ²	Temp pour 27J °C	Composition chimique désirée								
						C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
Nuweld 1	E7016	Potassium à faible hydrogène	393*	482*		0.12	0.90	0.03	0.04	0.60	-	-	0.40 0.65	-
Melrode 3NiB	E8016-C2	Potassium à faible hydrogène	462*	551**		0.12	1.20	0.03	0.04	0.80	3.00 3.75	-	-	-
Melrode 1NiB Tenacito 65	E8016-C3	Potassium à faible hydrogène	469	551	-40	0.12	0.40 1.25	0.03	0.03	0.80	0.80 1.10	0.15	0.35	0.05
BOC 8018 ESAB 73:68	E8018-C1	Poudre de fer à faible hydrogène	462*	551**	-59.5*	0.12	1.20	0.03	0.04	0.60 0.80	2.00 2.75	-	-	-
Philips 88	E8018-G	Poudre de fer à faible hydrogène	462*	551**		-	1.00 ^C min	-	-	0.80 ^C min	0.50 ^C min	0.30 ^C min	0.20 ^C min	0.10 ^C min
ESAB 74:78	E9018-D1	Poudre de fer à faible hydrogène	531*	620**	-51*	0.12	1.25 1.75	0.03	0.04	0.80	-	-	0.25 0.45	-
BOC 9018	E9018-G	Poudre de fer à faible hydrogène	531*	620**		-	1.00 ^C min	-	-	0.80 ^C min	0.50 ^C min	0.30 ^C min	0.20 ^C min	0.10 ^C min
Phoenix S1M12K90 Philips 98	E9018-M	Poudre de fer à faible hydrogène	538	620	-51	0.10	0.60 1.25	0.030	0.030	0.80	1.40 1.80	0.15	0.35	0.05
Melrode 2NiMoB	E10016-G	Potassium à faible hydrogène	600*	689*		-	1.00 ^C min	-	-	0.80 ^C min	0.50 ^C min	0.30 ^C min	0.20 ^C min	0.10 ^C min
BOC 11018	E11018-G	Poudre de fer à faible hydrogène	669*	758**		-	1.00 ^C min	-	-	0.80 ^C min	0.50 ^C min	0.30 ^C min	0.20 ^C min	0.10 ^C min
Phoenix S1M12K100	E11018-M	Poudre de fer à faible hydrogène	675	758	-51	0.10	1.30 1.80	0.030	0.030	0.060	1.25 2.50	0.40	0.25 0.50	0.05

. Détensionné

.. Brut de soudage et détensionné

^C Pour remplir les conditions d'alliage, les dépôts ne doivent contenir le minimum indiqué que d'un seul des éléments.

Tableau 9 Classification des électrodes de soudage.

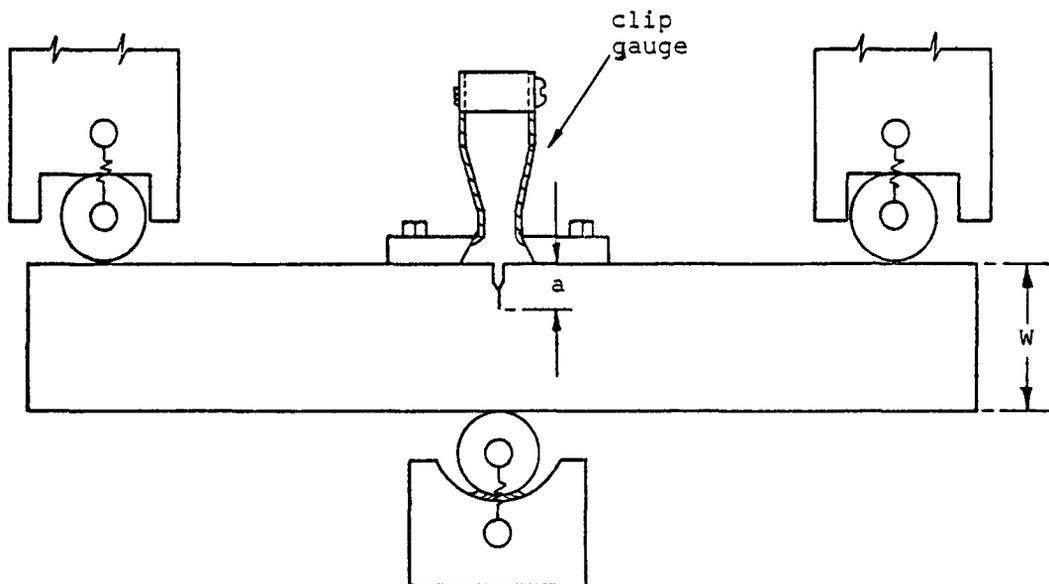


Fig 1 Eprouvette COD en flexion trois points.

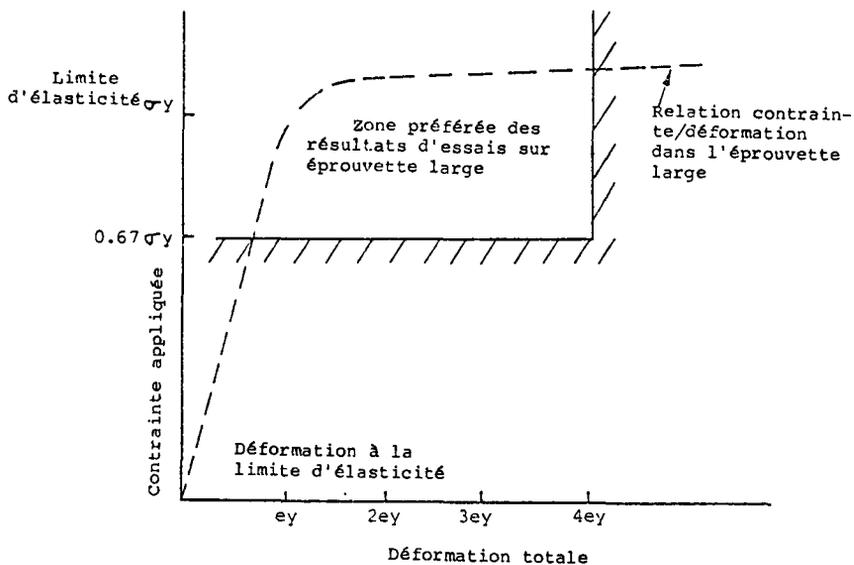


Fig 2 Relation contrainte/déformation pour un essai sur éprouvette large, montrant la zone dans laquelle soit survenir la rupture de l'éprouvette si la condition critique a été correctement prévue.

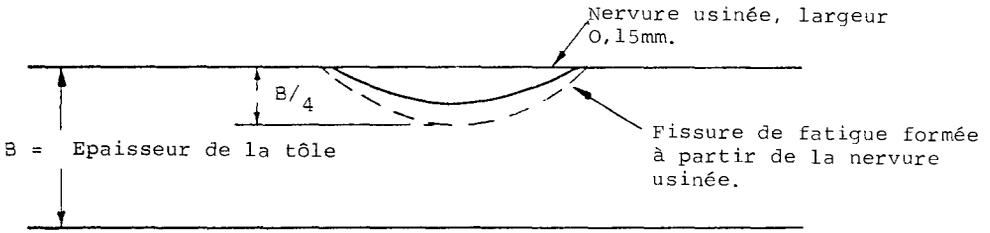


Fig 3(a) Forme du défaut pour l'essai sur éprouvette large.

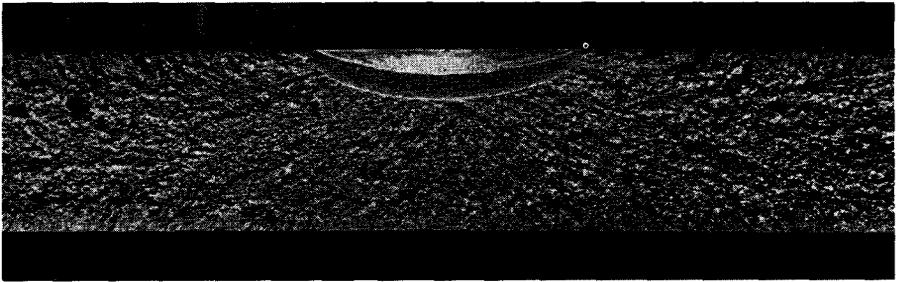


Fig 3(b) Faciès de rupture de l'éprouvette large, montrant le défaut réel.

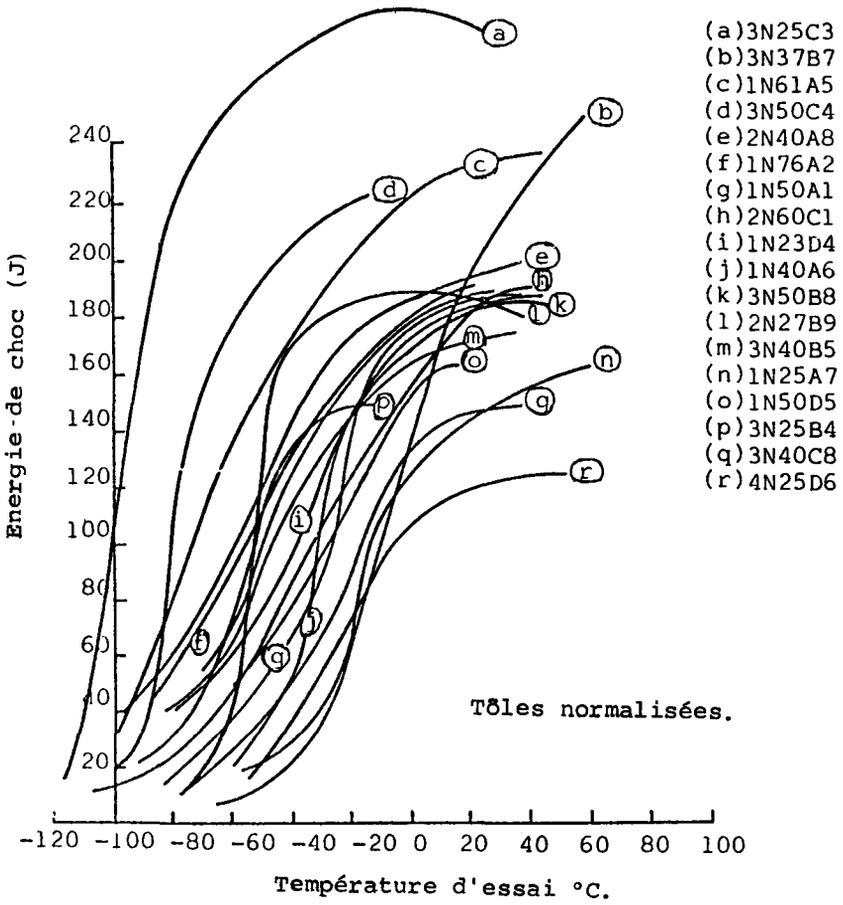


Fig 4 Tôles normalisées.
Courbes de transition longitudinale Charpy V.

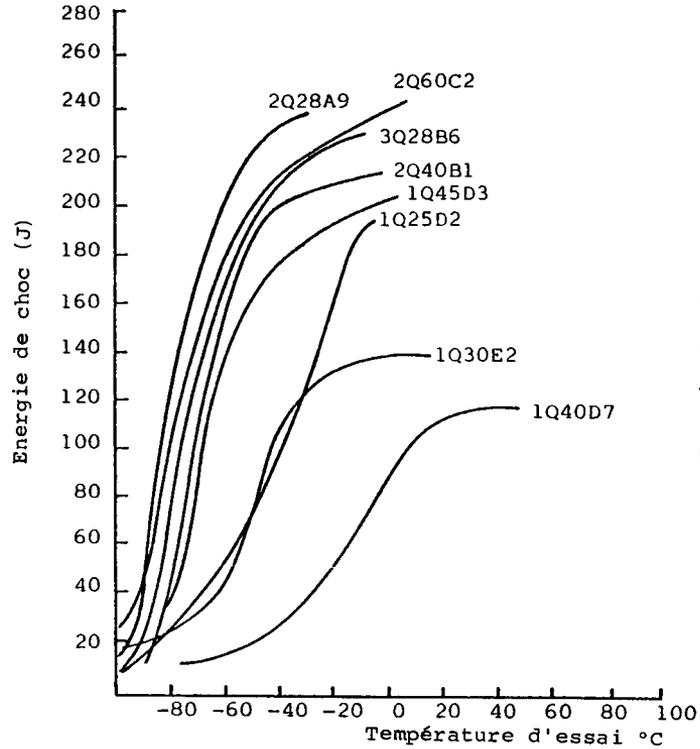


Fig 5 Tôles trempées et revenues.
Courbes de transition longitudinale
Charpy v.

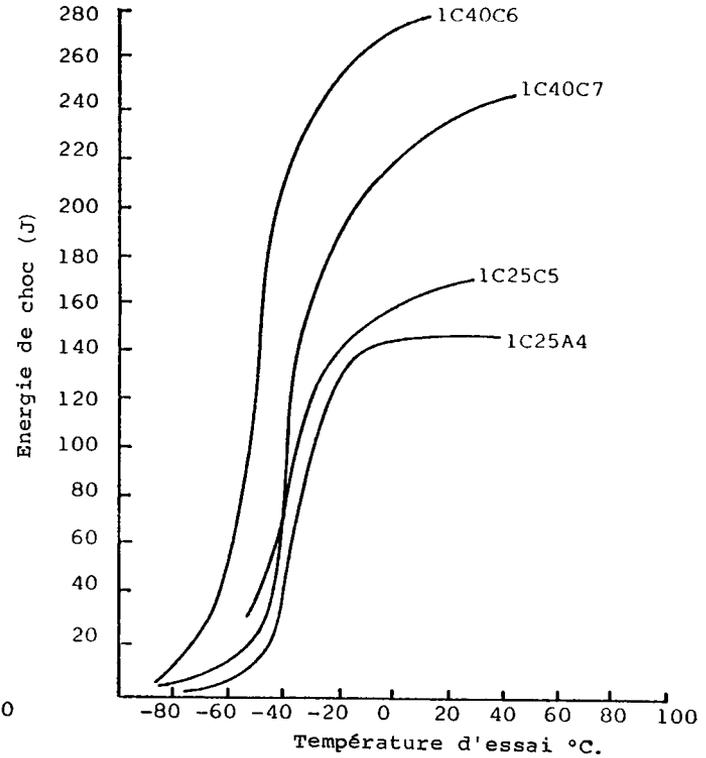


Fig 6 Tôles obtenues par laminage contrôlé.
Courbes de transition longitudinale
Charpy v.

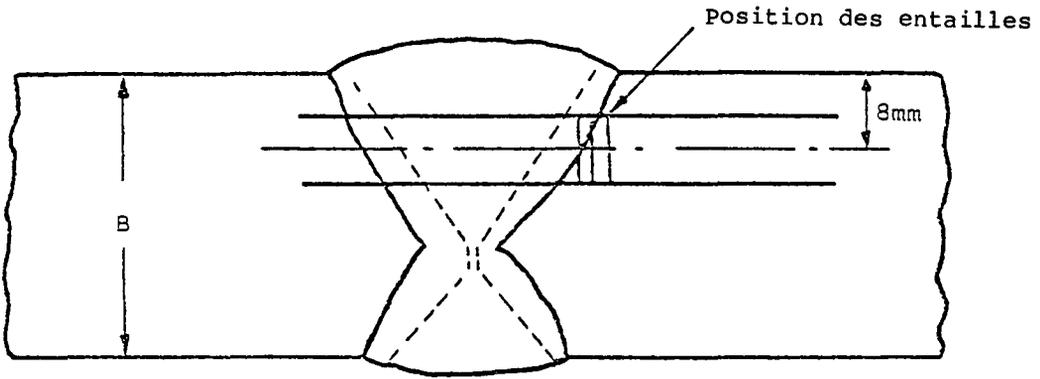


Fig. 7(a) Montage de l'éprouvette Charpy et position des entailles. Soudures à chanfrein en double V.

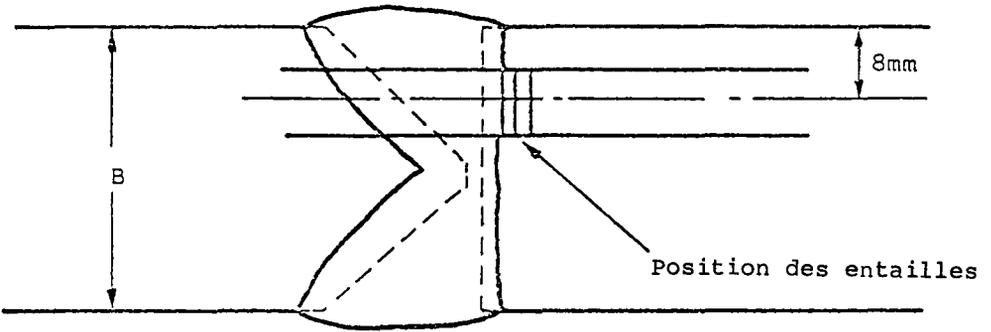
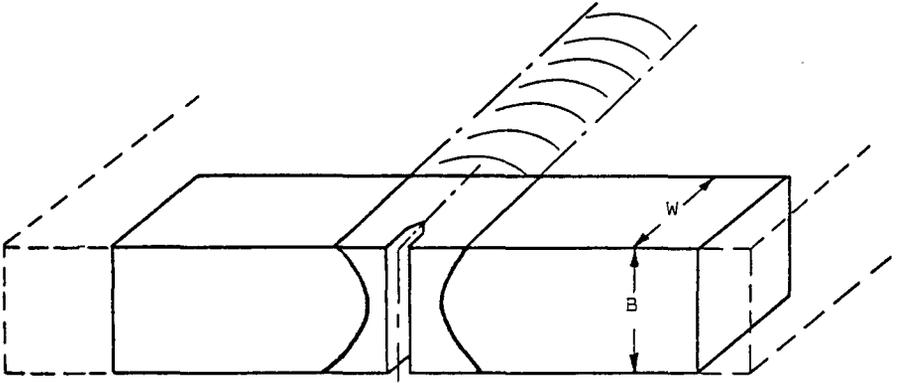
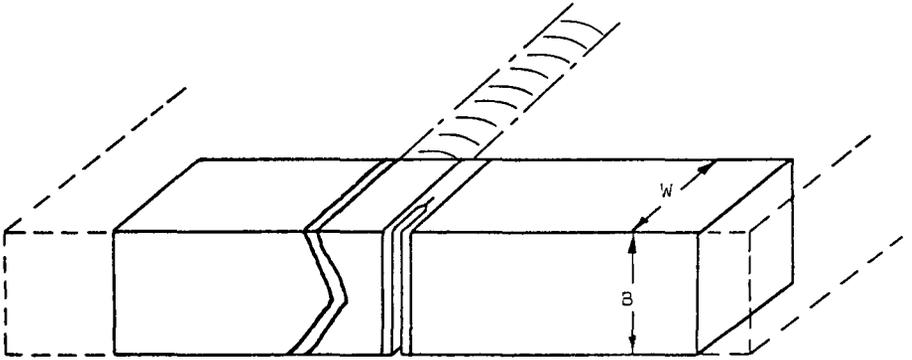


Fig. 7(b) Montage de l'éprouvette Charpy et position des entailles. Soudures à chanfrein en K.

Fig. 7 Positions des éprouvettes Charpy par rapport aux ZAC.



(a) Position des éprouvettes COD et emplacement de l'entaille dans les soudures à chanfrein en double V.



(b) Position des éprouvettes COD et emplacement de l'entaille dans la ZAC de soudures à chanfrein en K.

Fig 8 Types d'éprouvettes COD montrant la position de l'entaille dans le métal fondu et la ZAC.

Fig. 9 - Exemples de défauts de rectitude de la ZAC d'un joint à préparation "K"

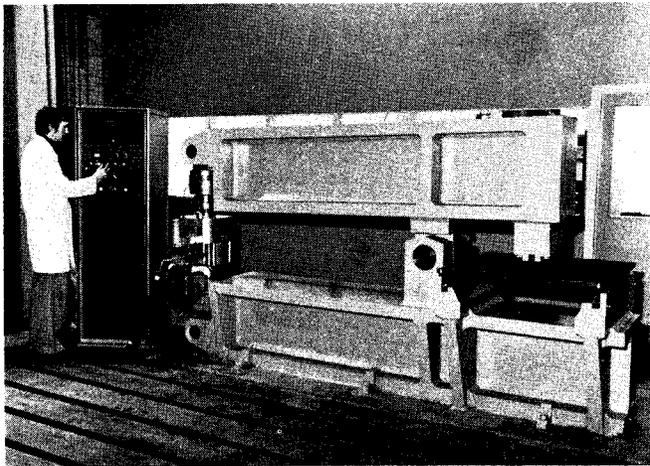
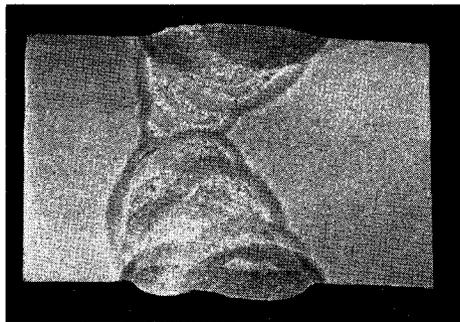


Fig. 11 - Equipement pour l'essai sur éprouvette large

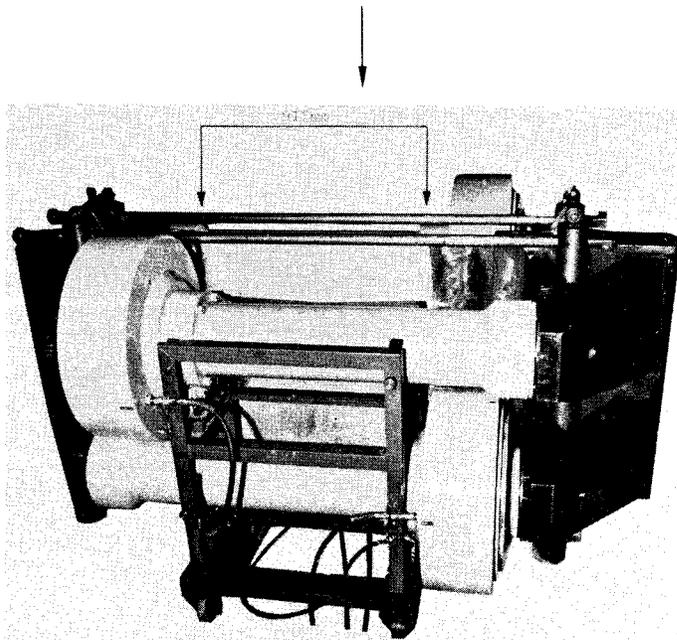


Fig. 10 - Installation servo-hydraulique pour la propagation des fissures de fatigue

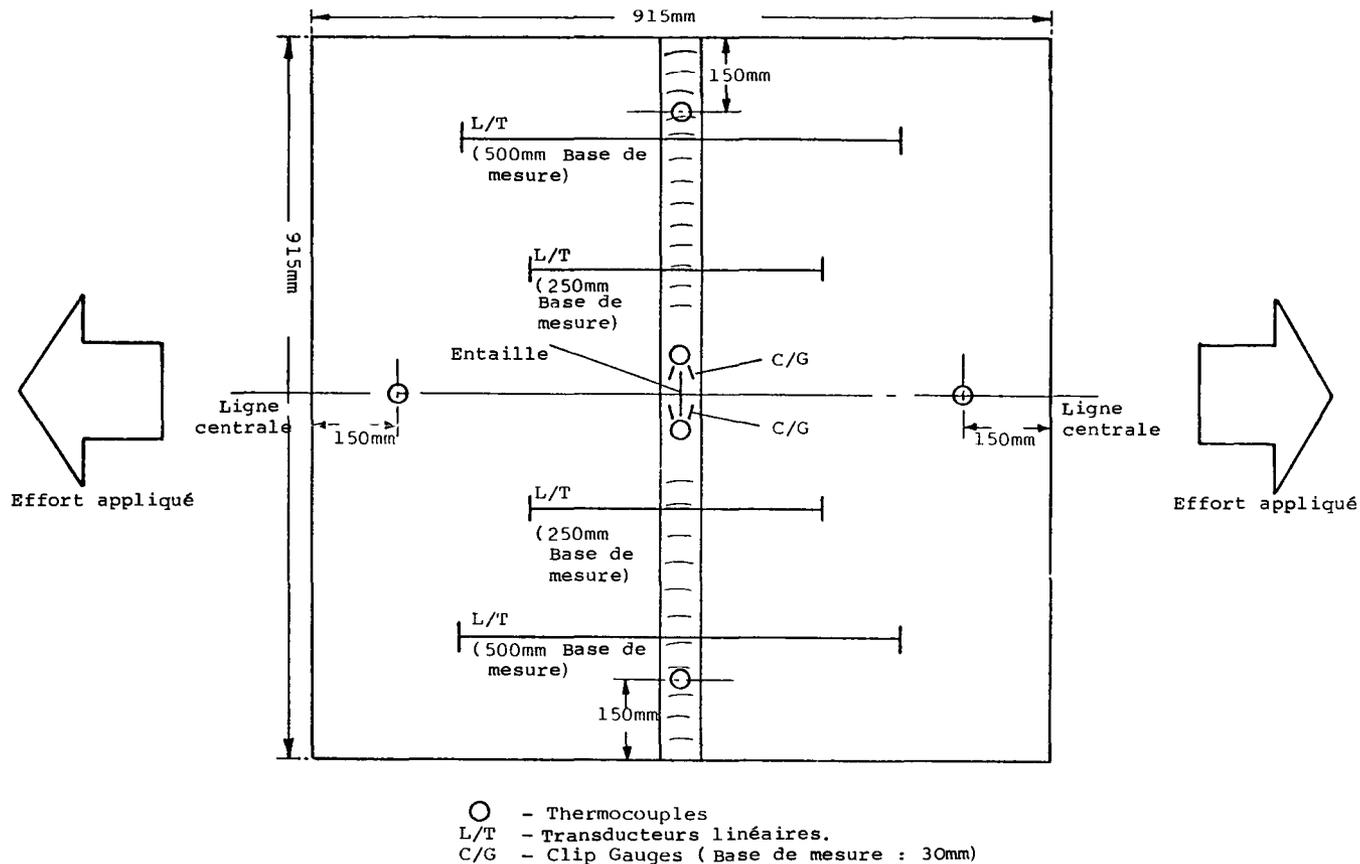
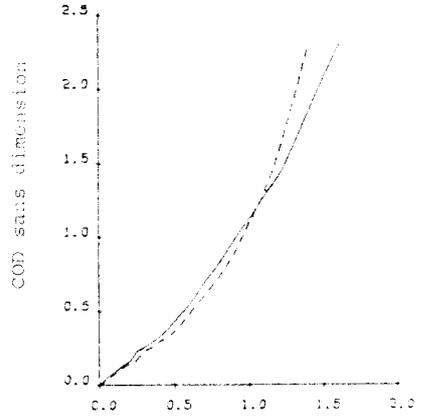
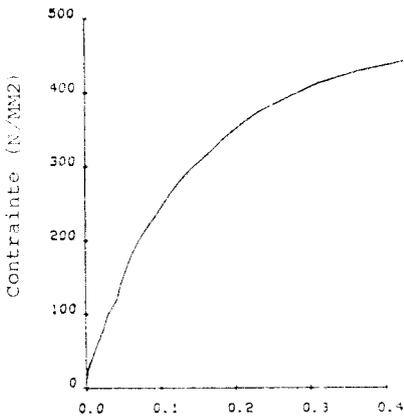
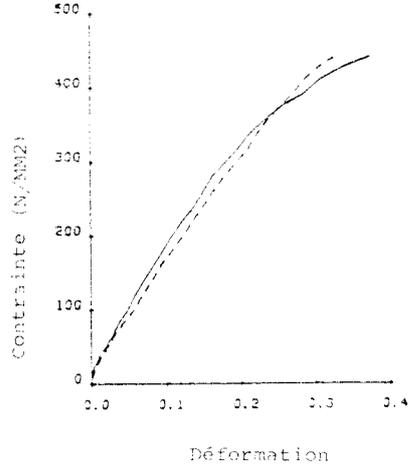
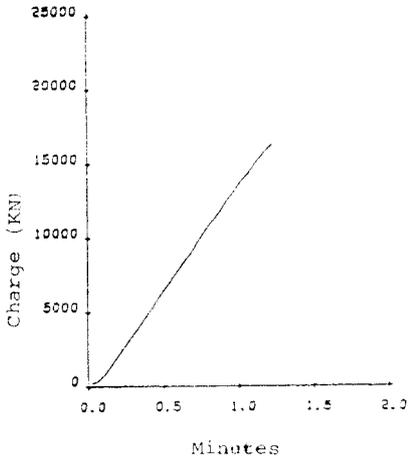


Fig 12 Instrumentation de l'éprouvette large.

E P R O U V E T T E 1042.



Ouverture du clip gauge (MM)

Déformation d'essai, déformation à la limite d'élasticité.



Fig 13 Présentation graphique de résultats typiques d'un essai sur éprouvette large.

Fig14 Graphique des températures pour COD 0,1mm et 0,2mm pour la série complète des éprouvettes de métal fondu MMA (2kJ/mm) soudées avec l'électrode Philips 88.

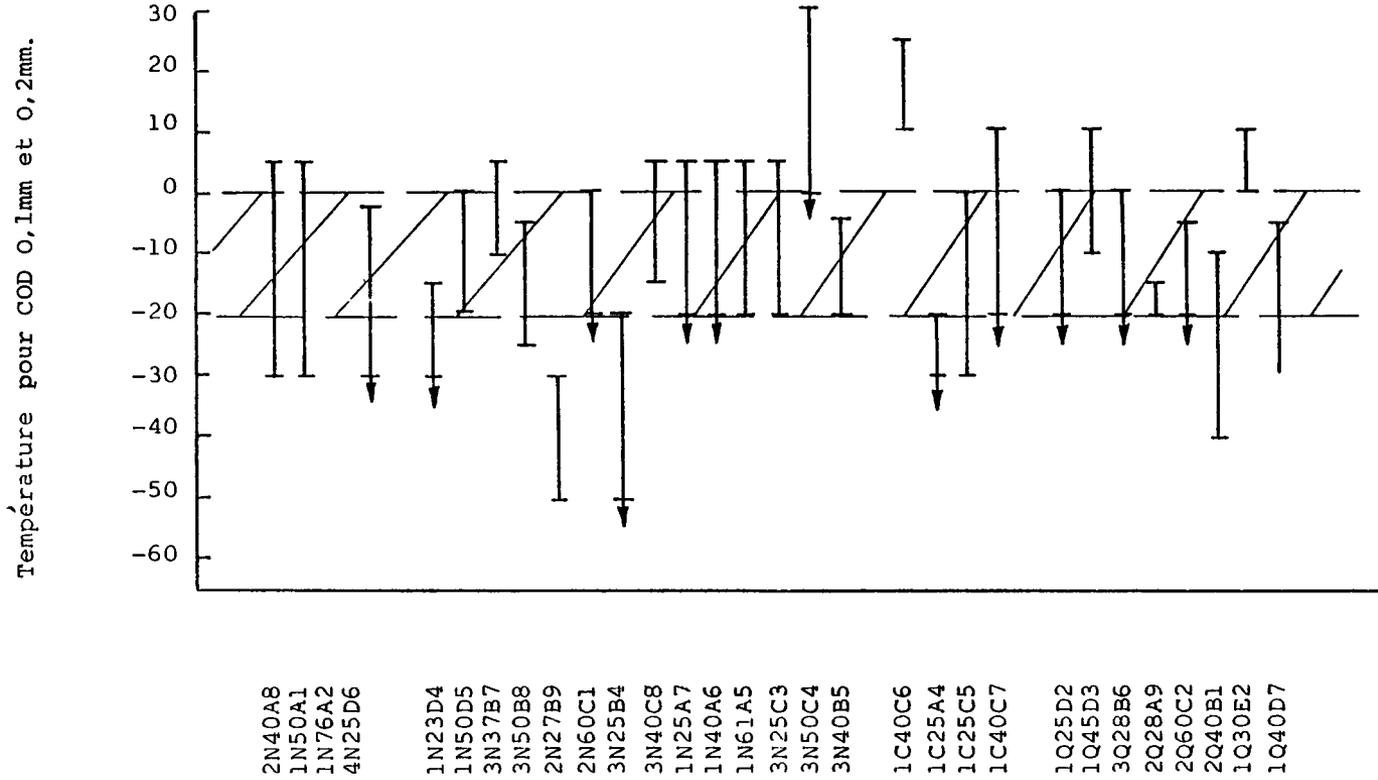


Fig 15 Graphique des températures pour COD 0,1mm et 0,2mm pour éprouvettes de métal fondu MMA.
 (BOC 8018; 9018; 11018) 4kJ/mm

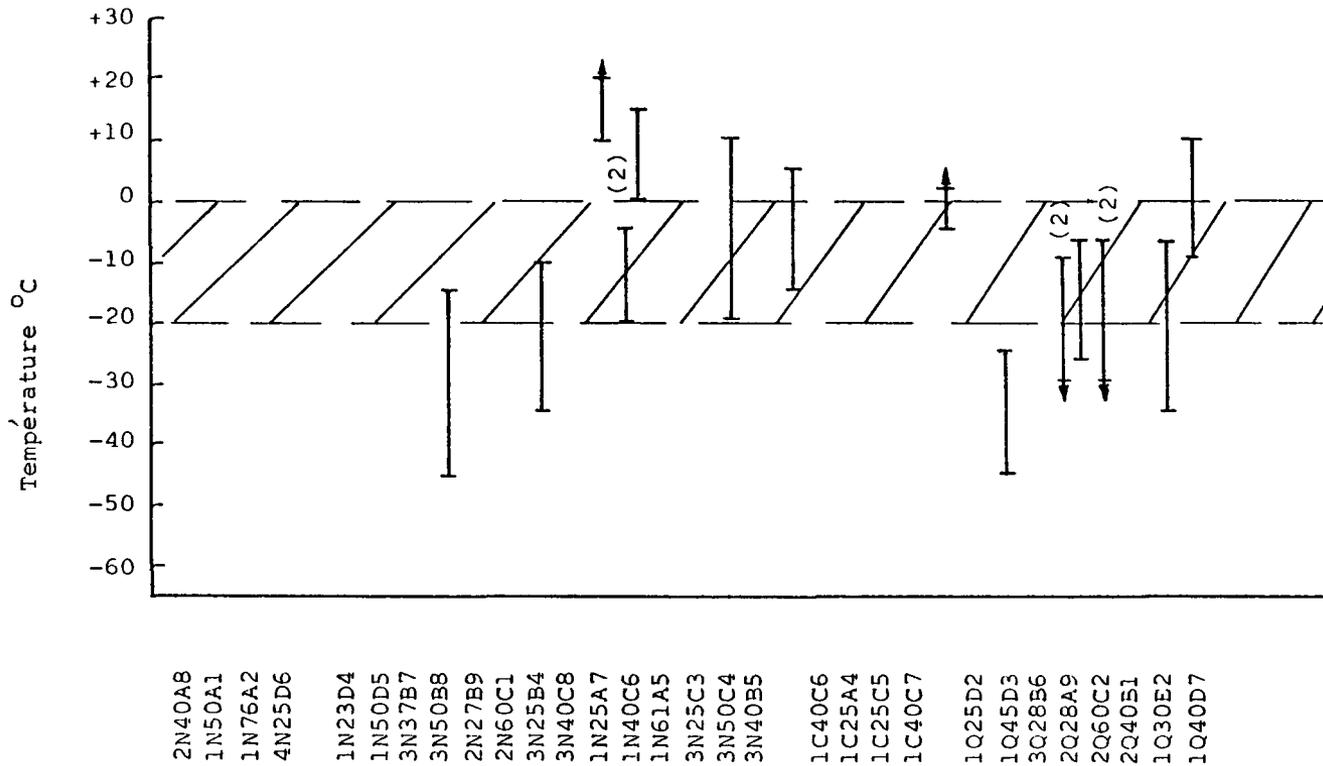


Fig 16 Graphique des températures pour COD 0,1mm et 0,2mm pour éprouvettes de métal fondu MMA.
(GKN Nuweld 1) 4kJ/mm

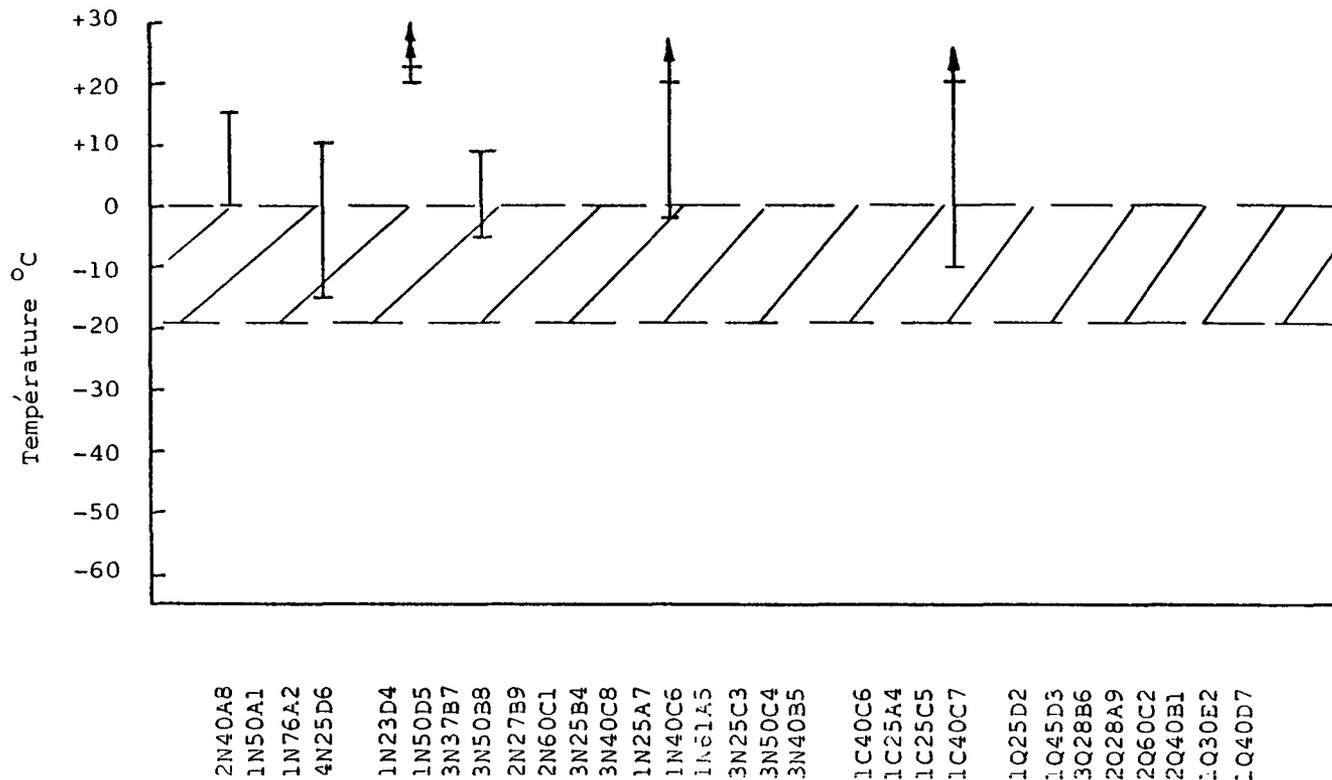


Fig 17 Graphique des températures pour COD 0,1mm et 0,2mm pour éprouvettes de métal fondu MMA
(ESAB 73:68; 74:78) 4kJ/mm

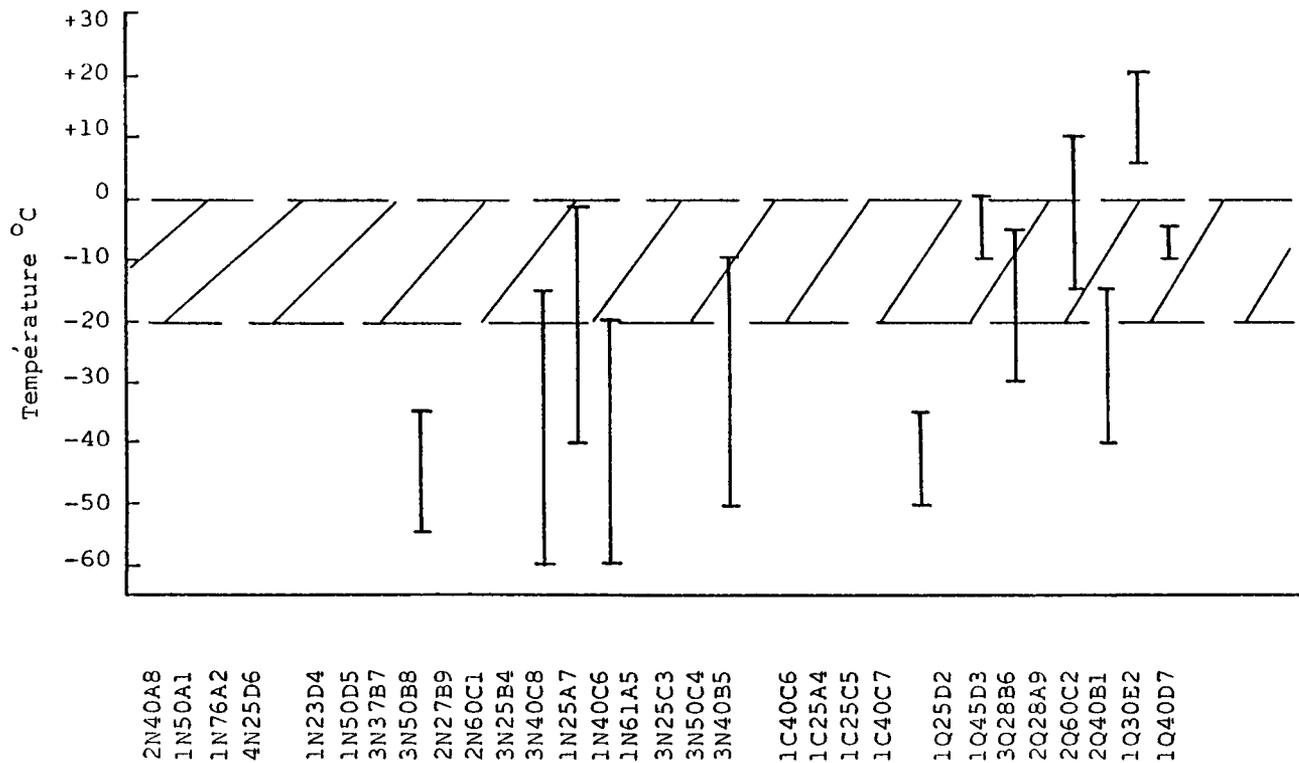


Fig 18 Graphique des températures pour COD 0,1 mm et 0,2 mm pour éprouvettes de métal fondu
(Phoenix 2K90; 2K100) 4kJ/mm

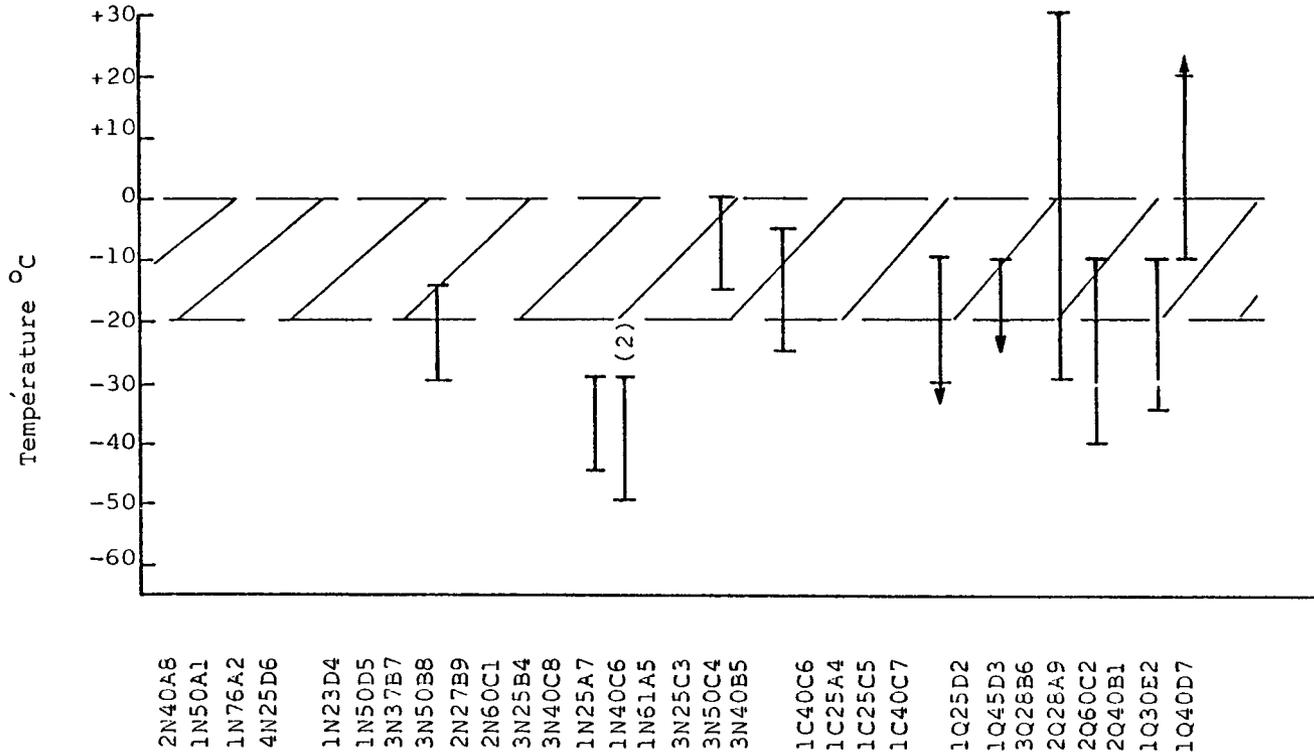


Fig 19 Graphique des températures pour COD 0,1 mm et 0,2 mm pour éprouvettes de métal fondu (Metrode 1NiB; 3NiB; 2NiMoB) 4kJ/mm

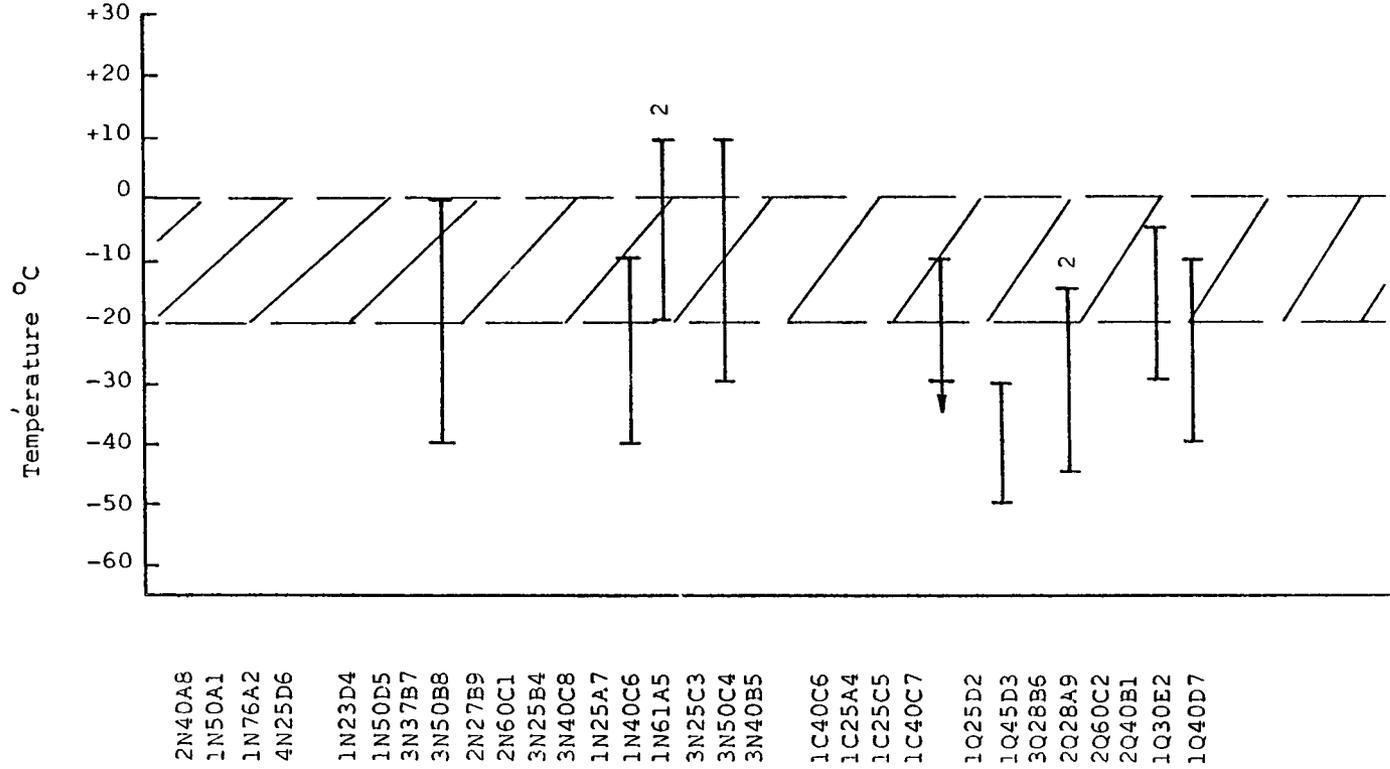


Fig 20 Graphique des températures pour COD 0,1 mm et 0,2 mm pour éprouvettes de métal fondu MMA. (Tenacito 65) 4kJ/mm.

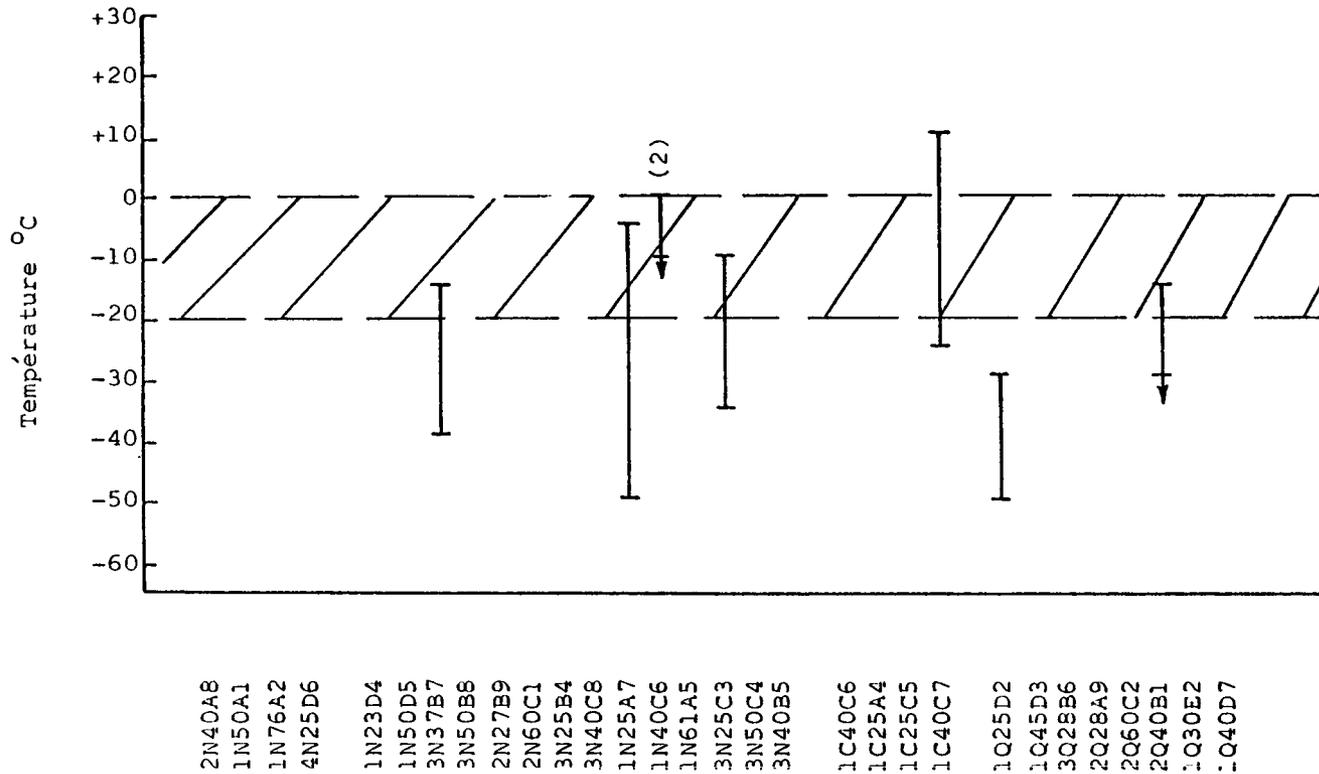


Fig 21 Graphique des températures pour COD 0,1 mm et 0,2 mm pour la série complète des éprouvettes de zone affectée par la chaleur, obtenues en MMA avec 4kJ/mm - toutes électrodes.

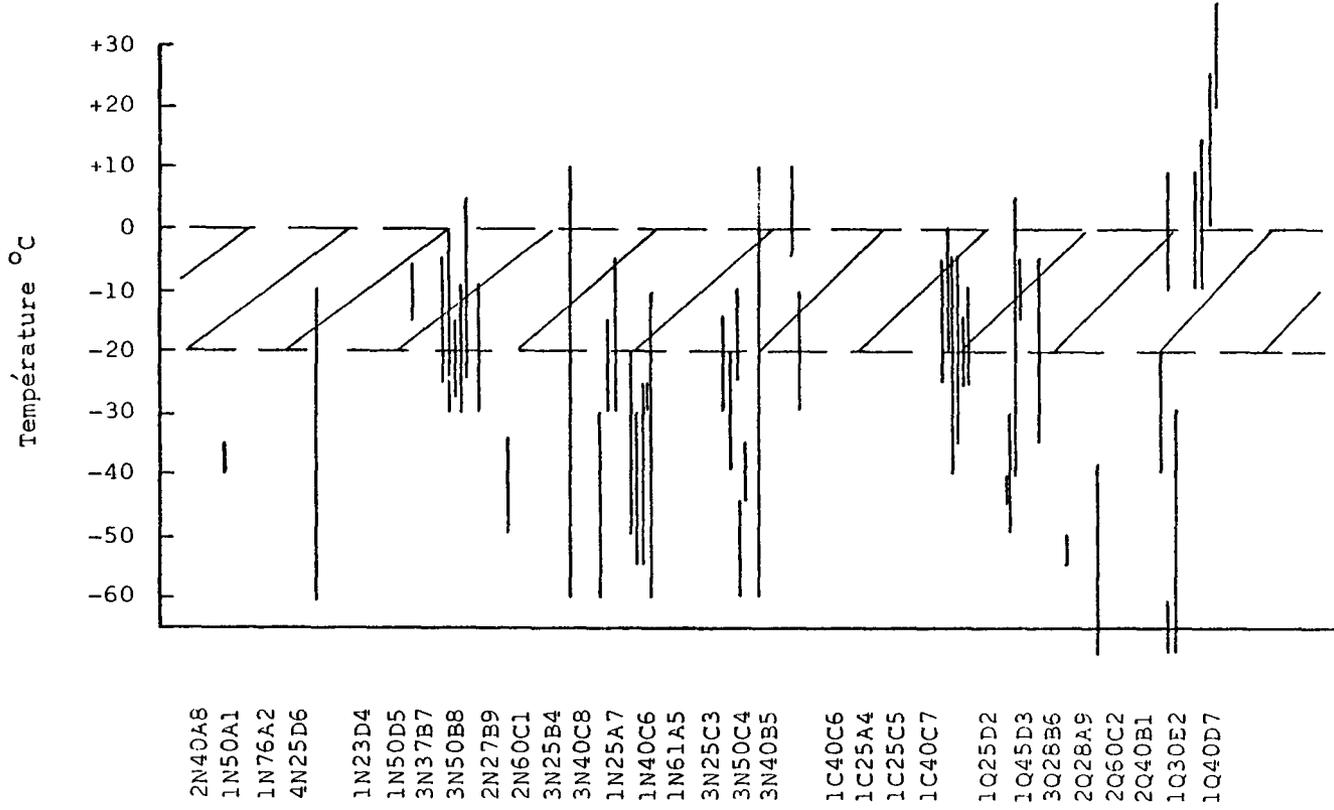


Fig 22 Graphique des températures pour COD 0,1 mm et 0,2 mm pour échantillons de métal fondu soudés avec 2kJ/mm et 4kJ/mm - détensionnés.

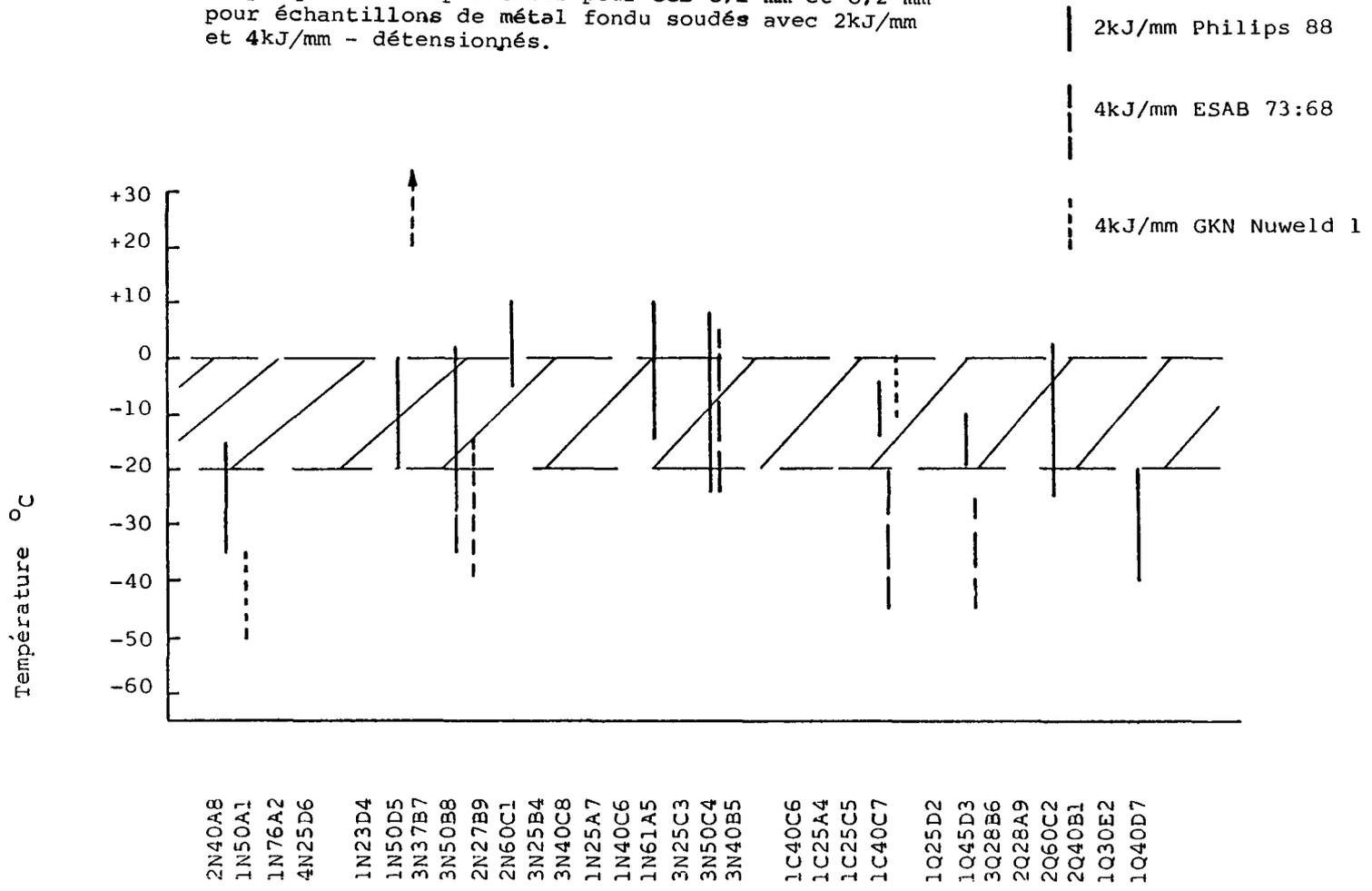


Fig 23 Graphique des températures pour COD 0,1 mm et 0,2 mm pour échantillons de ZAC avec 4kJ/mm - détensionnés.

— 554 —

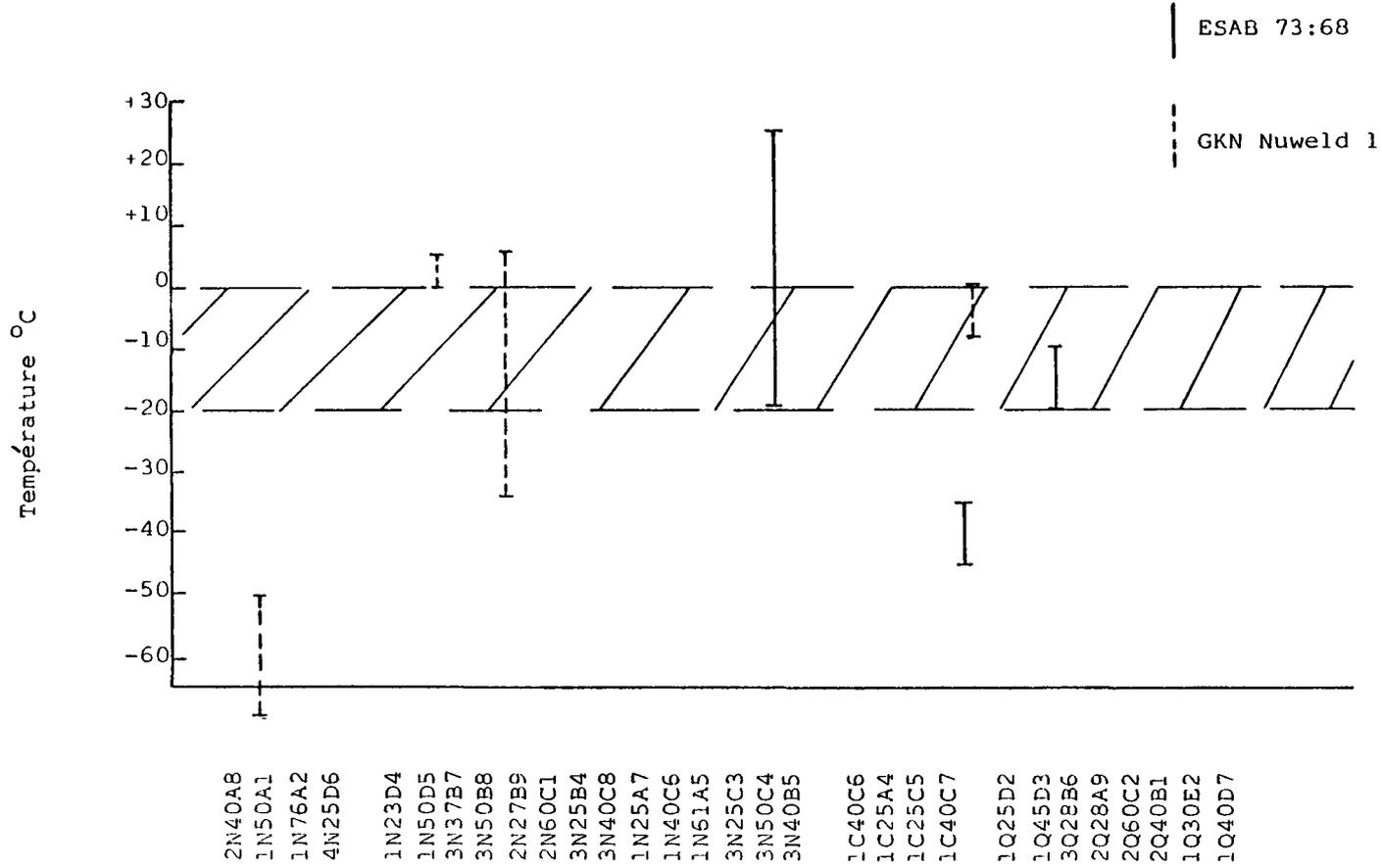


Fig 24 Graphique des températures pour COD 0,1 mm et 0,2 mm pour métal fondu, soudé à l'arc submergé avec SD3M et flux OP121TT.

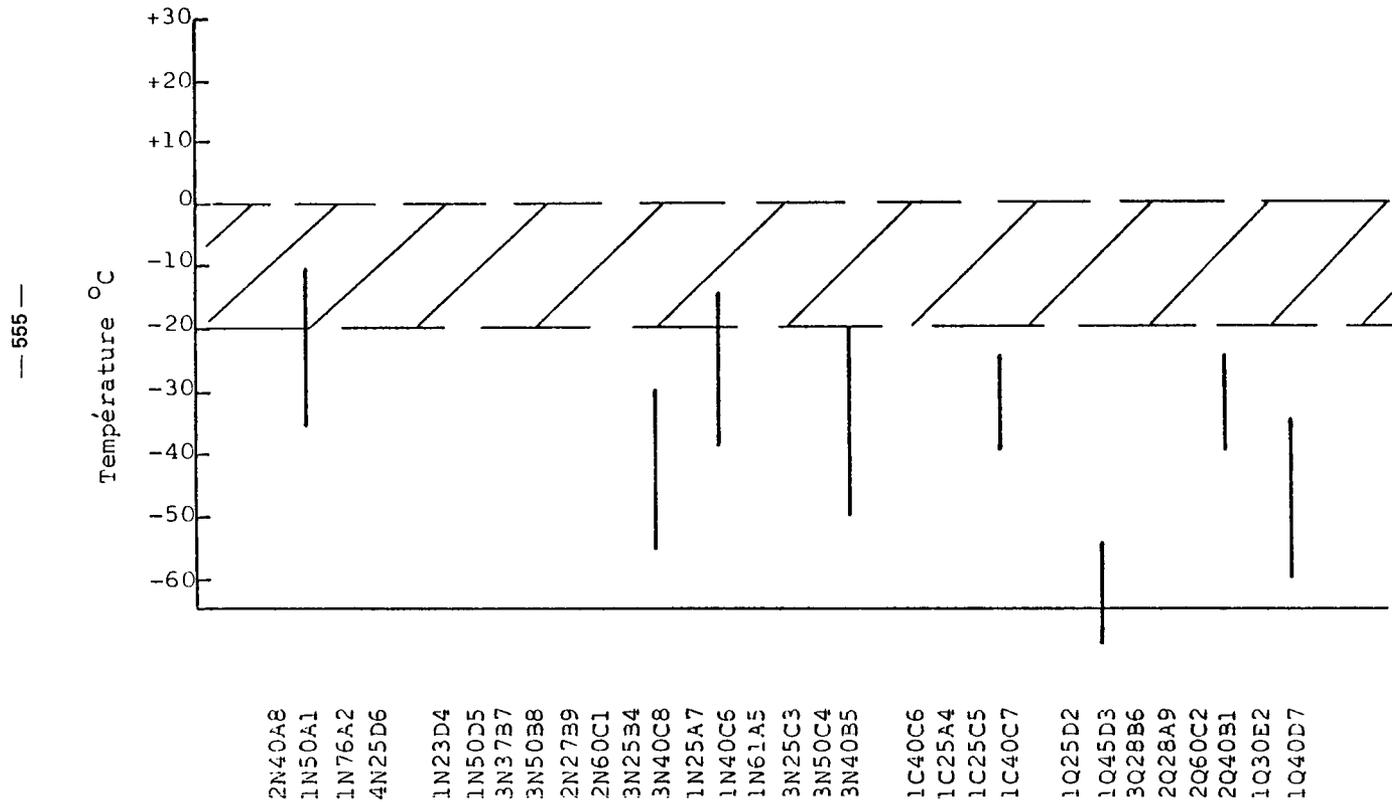


Fig 26 Graphique de TRM pour la tôle de base et le métal fondu, pour joints soudés à l'arc submergé, de 8 aciers.

— 556 —

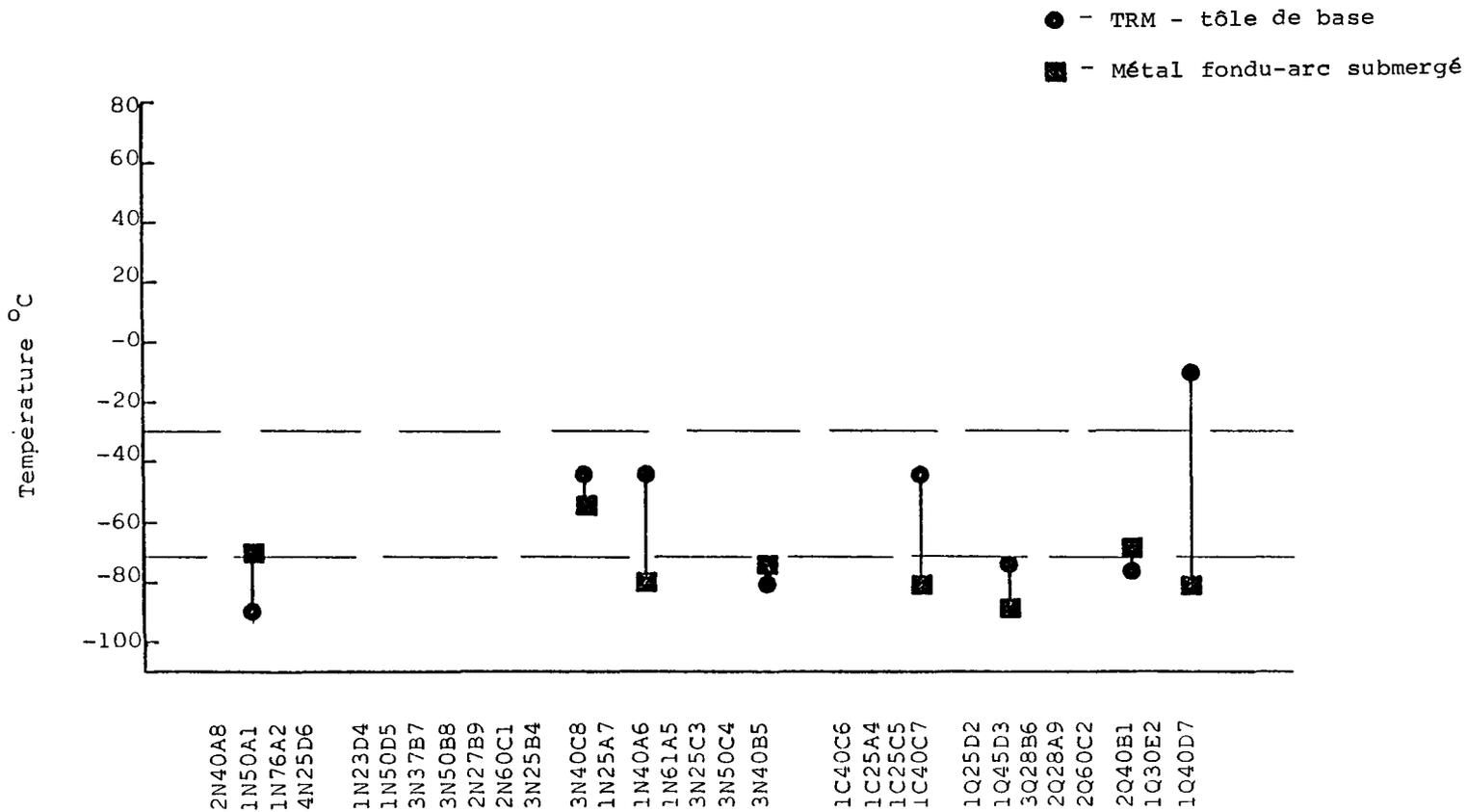


Fig 25 Graphique des valeurs TRM pour tôle de base et métal fondu, pour joints soudés avec Philips 88 (ou 98), ainsi que des valeurs TMC obtenues pour le métal fondu ou la tôle de base, selon le critère utilisé.

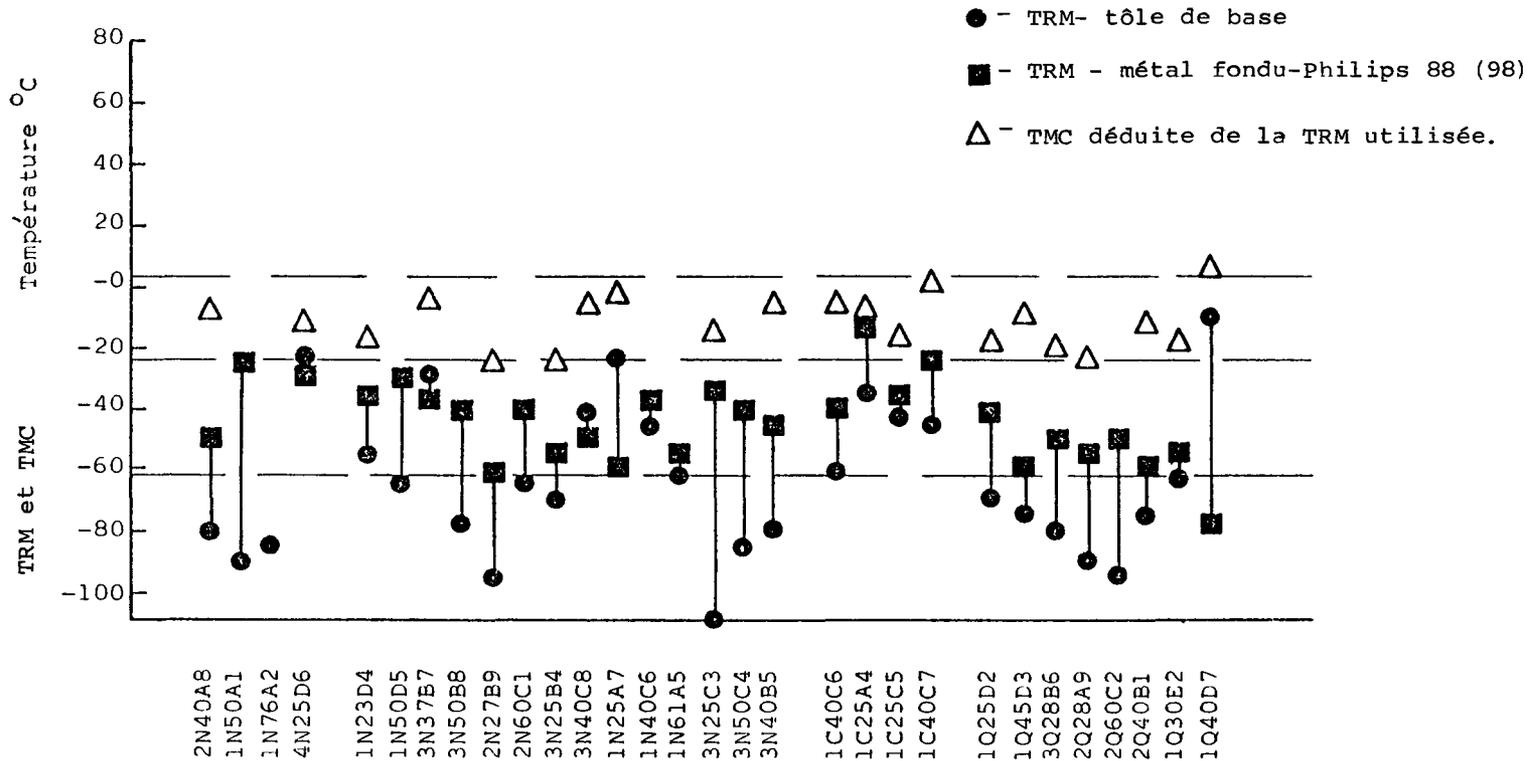
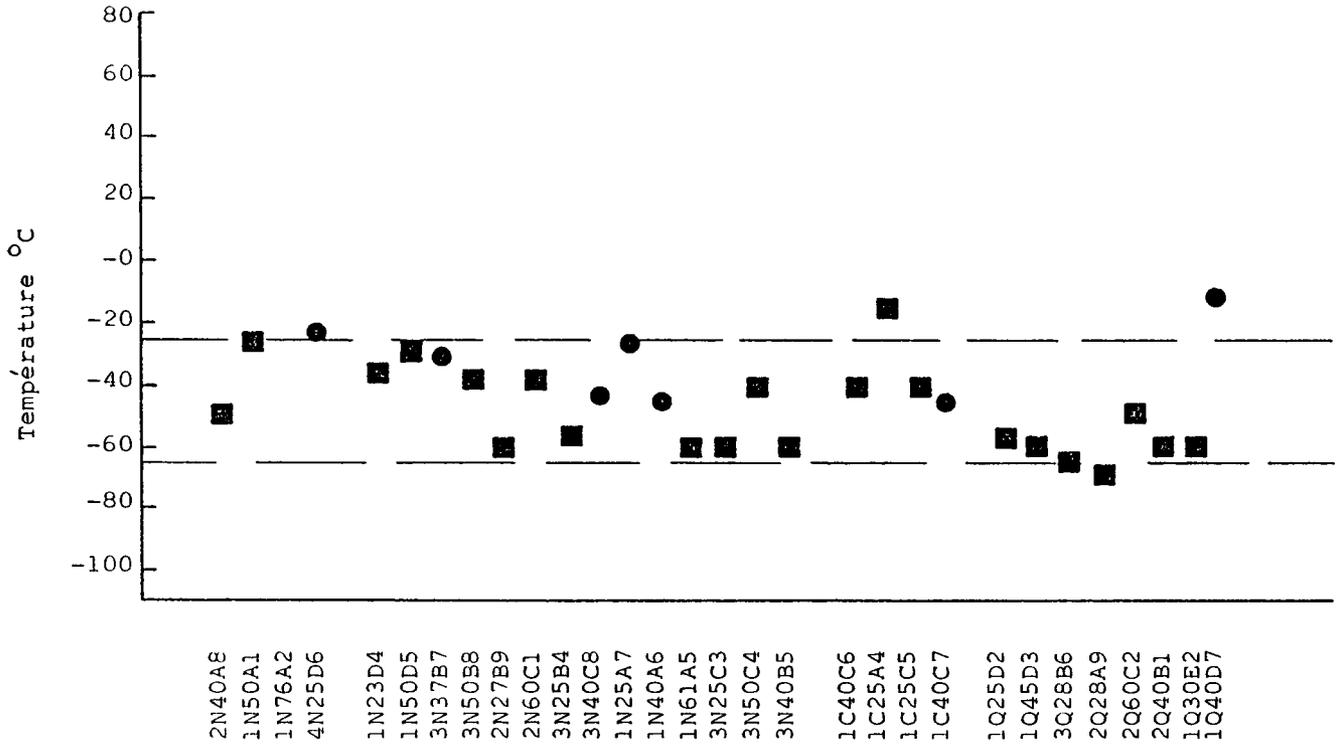


Fig 27 Graphique des valeurs TRM de joints soudés faisant appel à des combinaisons métal fondu/métal de base optimales, montrant les valeurs pour le métal fondu ou la tôle de base en fonction du critère choisi.

- - TRM-métal fondu (40J)
- - TRM-tôle de base (40J)



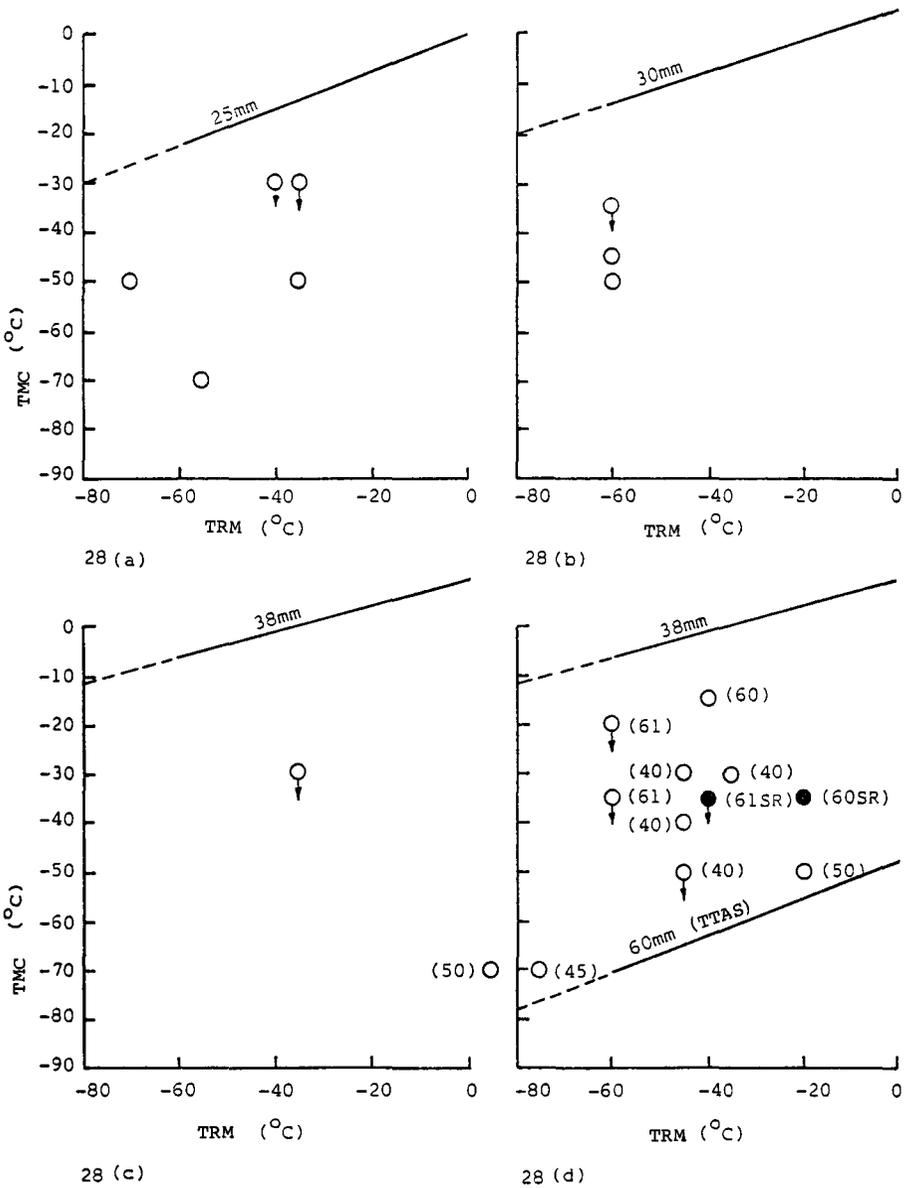


Fig 28 Graphiques des résultats d'essais sur éprouvette large, dans l'hypothèse d'une température d'essai égale à TMC dans quatre gammes d'épaisseur, y compris - pour les tôles les plus épaisses les résultats obtenus avec des éprouvettes larges détensionnées.

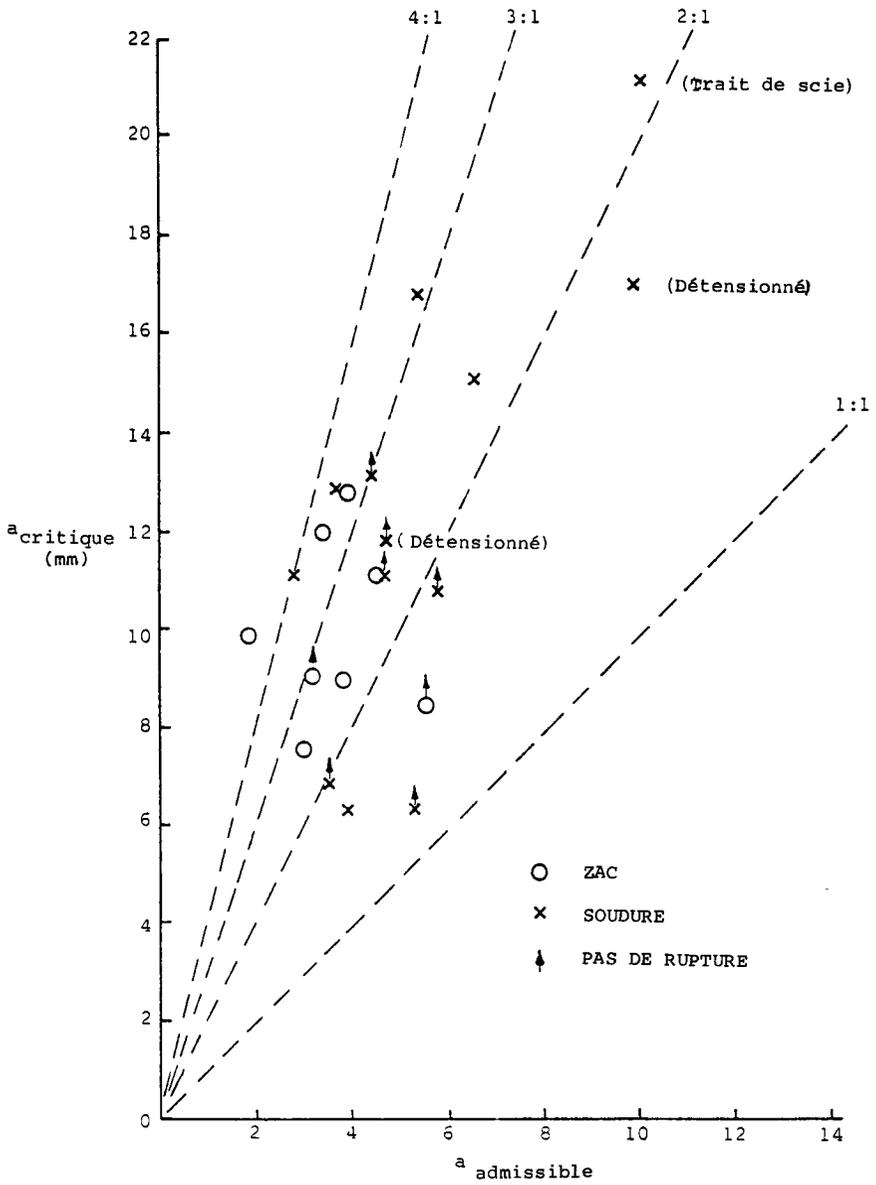


Fig 29 Relation entre les dimensions admissible et critique de défaut, basée sur les essais sur éprouvette large.

RESUME DES DISCUSSIONS

F. BONOMO - C.S.M.

Le rapport de CARTER et ROGERS a donné lieu à des commentaires sur la soudabilité. R. DOLBY (The Welding Institute) et LESSELS (B.S.C.) ont demandé notamment si les constructeurs étaient capables de tirer des avantages de l'utilisation des aciers à bas C, en tenant compte des présentes difficultés au niveau de la fissuration à froid dans le métal déposé et quels étaient les problèmes réels de soudabilité posés par le R E M dans l'acier ? Sur le premier point CARTER est d'avis que l'utilisation des électrodes séchées à températures plus élevées permettra de diminuer les précautions au cours du soudage; il sera toutefois nécessaire de faire particulièrement attention au niveau de bridage des joints. Sur le deuxième point on a admis que l'effet direct de R E M n'est pas encore connu. Des expériences récentes indiquent que les aciers à haute pureté ont une trempabilité plus élevée; cela peut être la cause de la tendance plus fréquente à la fissuration notée dans certains aciers au Ce (DOLBY).

On a de même débattu la question du nombre excessif de spécifications pour les aciers (W. ROHDE, VDEh et R. BARR, B.S.C.). Le retard dans la mise à jour des normes nationales pousse les utilisateurs à spécifier des requêtes supplémentaires pour satisfaire des propriétés particulières. Les aciéristes font leur possible pour satisfaire ces demandes; toutefois, il y a souvent des avis différents sur les caractéristiques considérées vraiment nécessaires. Il est donc indispensable d'indiquer très clairement les propriétés qui sont directement liées aux paramètres du projet.

Au sujet du rapport de DEGENKOLBE on a attiré l'attention (DOLBY) sur la possibilité que l'essai avec implants puisse mener à des conclusions inexactes sur la relative sensibilité à la fissuration à froid entre les différents aciers considérés. Il ne faudrait pas oublier que des températures de transformation plus basses, liées aux aciers plus trempables, peuvent donner lieu à des contraintes résiduelles plus faibles dans les joints réels soudés.

Les principaux points discutés à la suite du rapport de BLONDEAU (LESSELS) concernaient les températures de trempe et les teneurs en Al, leurs différences n'étant pas considérées importantes selon le rapport. L'auteur convient que des expériences systématiques sur l'effet de la température de trempe n'ont pas été faites et que dans quelques cas la teneur en Al peut être considérée trop basse. Toutefois, il a été démontré que cela n'a pas affecté les résultats puisqu'on n'a jamais vérifié de grossissements anormaux du grain pendant le traitement thermique.

En ce qui concerne l'effet possible du traitement thermique très prolongé sur les inclusions (A. TZAVARAS, Aristotelian Un.), l'auteur pense qu'il n'était pas significatif, même si l'on ne s'est pas attardé sur ce point spécifique.

Les conclusions tirées par DAHL, concernant l'absence de corrélation entre le rapport R_e/R_m et le comportement à la rupture des aciers, ont été confirmées par A. FUNK qui avait analysé le comportement à la ruine après fortes déformations plastiques des profilés en acier à haute limite élastique ayant des rapports R_e/R_m entre 0,65 et 0,85. J. MAY (B.S.C.) est de l'avis que les résultats obtenus ne sont pas étonnants si l'on considère que pour d'autres métaux, comme les alliages d'Al et la fonte, des rapports R_e/R_m plus élevés, d'environ 0,9 - 0,95, sont acceptés dans les constructions. Un avis tout à fait différent sur ce sujet a été exprimé par J. CHERET (Ministère de l'Industrie - Paris) qui pense que les conclusions tirées sont peut-être valables pour le métal lui-même mais que la situation peut changer complètement si l'on considère des structures complexes avec de larges déformations imposées, pour lesquelles on doit encore démontrer que le rapport R_e/R_m n'a pas d'effets.

L'importance du travail de GULVIN a été mise en évidence par plusieurs délégués. Pour tirer entièrement profit de ces études, il semble toutefois essentiel d'arriver à une philosophie commune dans l'interprétation des résultats (ROHDE). En tous cas, l'on a reconnu qu'il était important d'améliorer les propriétés du métal de soudure pour augmenter la sécurité des constructions. On pourrait obtenir en même temps des avantages économiques significatifs en augmentant la limite d'épaisseur pour le traitement de détente (MAY, DOLBY). On a laissé entendre que les résultats de GULVIN étaient pessimistes pour les propriétés de la ZIT (zone influencée thermiquement). En réalité il est très difficile d'avoir dans cette zone, qui est normalement très fine, de gros défauts (LESSELS).

CONCLUSIONS GENERALES

R.V. SALKIN

S.A. Cockerill - Belgique

Ces journées ont été consacrées à l'étude d'un des produits sidérurgiques les plus nobles. Un produit dont l'utilisation est déterminante dans la plupart des segments du marché des biens d'équipement (Travaux publics - Transport des biens - Exploitation des ressources minières et pétrolières - Installations de production d'énergie).

Un produit qui, par voie de conséquence, constitue le fer de lance des connaissances métallurgiques aux stades successifs de son élaboration, de sa fabrication et de sa mise en oeuvre.

Les besoins du marché se sont faits à la fois plus exigeants et plus diversifiés. Le gigantisme des constructions offshore et navales et des industries chimique, pétrochimique et nucléaire a requis des nuances et qualités de plus en plus élaborées pour rencontrer les conditions sévères de fonctionnement des installations et leurs prescriptions impératives de sécurité. Ces mêmes prescriptions ont marqué de leur empreinte les qualités requises pour les tôles destinées aux oléoducs et aux gazoducs, et aux citernes fixes ou mobiles. Ces exigences se sont transcrites dans les codes et réglementations et il est utile de souligner à cet égard que si une évolution s'est manifestée dans ceux-ci et dans celles-là, on peut néanmoins regretter l'immobilisme de certaines positions et la divergence de certaines recommandations.

La spécificité des exigences propres aux divers segments du marché de la tôle forte a conduit le producteur, le constructeur et l'utilisateur à une connaissance rationnelle des diverses dégradations ou restaurations que l'acier peut subir au cours de sa mise en oeuvre, et que la construction subit au cours de son service.

Cette connaissance s'est traduite par une identification de ce que l'on a appelé les propriétés d'emplois des aciers. Ces propriétés, qui constituent d'ailleurs un volet important des actions de recherches communes CECA, sont le maillon qui relie la définition d'un acier suivant les normes traditionnelles, et le comportement de ce matériau en fabrication chez le constructeur et en service.

Les résultats des travaux communautaires présentés au cours de ces journées aident à combler un double fossé séculaire séparant les réglementations et coutumes propres à chaque nation européenne, et les points de vue du fournisseur et de l'utilisateur d'acier. Ils fournissent également des informations ou des indications sur ce que seront certains aciers européens de demain. Mais, dans quels segments du marché ces matériaux connaîtront-ils leur développement?

L'analyse du Dr. NEUHAUS (1) pour les six prochaines années est lucide : les exigences seront croissantes; plusieurs marchés utilisateurs demeureront déprimés, et la pression exercée par les importations en provenance de certains pays extra-européens ne se relâchera pas de sitôt. A plus long terme, la détermination des priorités à donner dans les programmes coopératifs devrait s'inscrire dans une stratégie fondée sur l'évaluation des besoins futurs et des problèmes technologiques à résoudre pour y subvenir. C'est ainsi que dans le seul domaine de l'énergie, cinq des onze thèmes techniques recommandés par l'OCDE * comme les plus appropriés pour un développement immédiat de la coopération internationale ouvriront aux tôles fortes des perspectives nouvelles mais exigeantes. Il s'agit de :

- la sécurité des installations nucléaires et la gestion des déchets;
- l'exploitation et le stockage des combustibles fossiles au fond de la mer;

* Science et Technologie pour l'Energie - OCDE - Paris 1975

- l'utilisation de la chaleur en tant que vecteur d'énergie;
- le secteur du charbon (extraction, combustion, gazéification, liquéfaction);
- les économies et la récupération d'énergie.

Mais, à plus court terme, les problèmes économiques demeurent les plus cruciaux, et MM. SCHAEFFER et NEUHAUS en ont illustré clairement toutes les facettes.

*

* *

En ce qui concerne les aspects techniques, les titres et contenus des exposés qui ont été présentés au cours de ces journées sont révélateurs des quatre directions dans lesquelles portent les efforts pour améliorer améliorer la qualité et élargir les utilisations des tôles fortes :

- l'élaboration de nouvelles nuances et qualités;
- l'amélioration et l'adaptation des processus de construction;
- les performances des méthodes de contrôle;
- la modernisation des codes et réglementations et des méthodes de calcul.

1. Nuances et qualités

L'étude expérimentale systématique de l'influence des éléments d'alliage sur la limite d'élasticité, sur la ductilité et sur la résilience impose, pour être crédible, de faire appel à un grand nombre de coulées expérimentales, et à des lingots d'une dimension suffisante, laminables avec un corroyage représentatif de la réalité. La recherche communautaire sur les nuances pour fortes épaisseurs (8) a recouru à quinze coulées de 700 kg, laminées en tôles de 28 mm d'épaisseur. Quant à la recherche communautaire sur les nuances pour tôles moyennes, une partie, présentée par J. DEGENKOLLE (10), a porté sur trente six coulées d'environ 720 kg laminées en tôles de 15 mm, tandis que l'autre partie, présentée par M. BLONDEAU, a porté sur quarante huit coulées (9). Les travaux sur les aciers de production courante, présentés par M. GULVIN (12), ont, de leur côté, porté sur trente aciers de provenances diverses.

Ces recherches aboutissent à une meilleure connaissance du rôle complexe des éléments d'addition. Moyennant l'intervention d'essais reproduisant ou simulant les conditions de mise en oeuvre chez le constructeur, elles peuvent conduire à moduler la composition d'une coulée

industrielle pour tenir compte des caractéristiques mécaniques à garantir et des opérations de mise en oeuvre.

Elles peuvent aussi déboucher sur la mise au point d'une nuance nouvelle, à laquelle des résultats d'essais plus étendus sur une coulée industrielle d'un poids suffisant donnent la crédibilité technique souhaitée.

Ces objectifs ont été atteints grâce à la conjonction de trois idées :

. les programmes étaient spécifiques à des gammes d'épaisseurs déterminées (20 à 60 mm; 100 à 300mm);

. les pièces d'essai ont été élaborées et réalisées en tenant compte de la réalité industrielle (aspects économiques dans le choix des éléments d'alliage, poids des lingots, traitements thermiques simulant le recuit de détente);

. le choix des essais d'information sur la soudabilité (méthode des implants p.ex.) ou sur la ténacité était cohérent, et les critères comparables (p.ex. temps de refroidissement entre 800 et 500 °).

Les rapports présentés par MM. VIEILLARD-BARON (3) et GÖRL (2) mettent en évidence les moyens modernes de fabrication des tôles fortes de qualité, ainsi que le rôle que peuvent jouer les différentes techniques disponibles sur les structures et les caractéristiques mécaniques du produit fini. L'un et l'autre lancent un appel à la concertation entre producteurs et utilisateurs pour définir des règles faisant autorité pour le choix des produits, et pour les sanctionner par des exigences réalistes au niveau du contrôle de qualité.

Le spécialiste métallurgiste trouvera dans les rapports cités une mine d'informations. Le constructeur et l'utilisateur y auront perçu la préoccupation des sidérurgistes de tenir compte, sur base d'informations pertinentes, des circonstances liées à la mise en oeuvre de l'acier et au service de la construction grâce à une adaptation optimisée de la composition chimique et des traitements thermiques. Il retiendra également

le voeu d'une simplification dans la normalisation qui devrait permettre de supprimer une multiplicité de catégories similaires et de maintenir les prix des produits sidérurgiques européens à un niveau attractif.

2. Processus de fabrication

Il est inévitable que le métal de base subit une dégradation au cours de sa mise en oeuvre. Tour à tour le découpage, le formage, le soudage et les traitements thermiques induisent des modifications évidentes ou discrètes dans la microstructure de l'acier. Pour en limiter les effets néfastes, il est essentiel que le constructeur quantifie les phénomènes liés aux paramètres des procédés utilisés ou envisagés, et qu'il maîtrise les variations de ces paramètres autour des valeurs de consigne. Il est non moins essentiel qu'il soit informé sur l'aptitude de l'acier à encourir ces opérations et qu'il soit guidé sur la marge de manoeuvre dont il dispose.

Par le passé, ces notions revêtaient moins d'importance : les aciers doux à très haute ductilité, répondant à des normes conservatives, étaient utilisés pour une large part en épaisseurs relativement faibles, dans des constructions relativement simples - la soudabilité se jugeait uniquement en vertu du carbone équivalent, de la dureté sous cordon et d'une garantie minimum de résilience. Quant au traitement thermique après soudage, ses effets ne pouvaient qu'être favorables : relaxation des contraintes résiduelles, et restauration des zones fragilisées de manière réversible lors du formage et du soudage.

Les impératifs de la construction moderne ont entièrement modifié cet état d'esprit.

Le formage à chaud, rendu parfois nécessaire en raison des fortes épaisseurs ou des grandes largeurs de tôles a été réexaminé sous un oeil critique. Rappelons-nous la constatation de M. MANDORINI (4) suivant laquelle un cintrage de l'acier A533 grade B à une température proche de son revenu métallurgique n'affecte pas les caractéristiques de l'acier. Le formage à froid, dont l'application en cintrage s'étend à présent jusqu'à des épaisseurs de 140 à 150 mm, peut provoquer, ainsi que l'observe Babcock (8) dans des essais de simulation et dans des essais de cintrage de tôles de 150 mm d'épaisseur, une dégradation de la résilience

différente d'un acier à l'autre. Des résultats de recherches CECA effectuées dans le passé * sur l'influence du formage à froid par explosion conduisaient aux mêmes constatations.

De telles observations donnent une meilleure connaissance des capacités de déformation d'un acier dont on ne connaît au départ que ses propriétés conventionnelles de ductilité (allongement proportionnel, striction) et une appréciation plus objective de l'effet d'un recuit dit de relaxation appliqué en cours de fabrication. Ils contribuent à des actions de révision des codes en vigueur, consistant par exemple à reculer les taux de déformation admissibles en cintrage à froid.

L'aptitude au soudage est également étudiée d'une manière beaucoup plus objective. Ainsi la caractérisation par un paramètre simple de l'apport calorifique résultant du préchauffage et du cycle thermique de soudage, a facilité l'analyse par simulation de la formation de martensite fragilisable d'une part, ou des phénomènes de grossissement de grain et de dissolution de précipités accompagnant la surchauffe d'autre part. Le développement de la méthode des implants a permis de mieux apprécier l'aptitude du métal de base à supporter sous des cycles standard de soudage la présence fragilisante de l'hydrogène, et, par la notion de Δt 300/100, de mettre clairement en évidence l'influence favorable du postchauffage sur la diffusion de cet hydrogène.

Qu'il s'agisse des études proprement métallurgiques conduisant à la mise au point de nouvelles nuances, présentées par MM. BLONDEAU et DEGENKOLBE, ou des travaux davantage orientés vers la mise en oeuvre, telle que ceux présentés par MM. MANDORINI et CARTER (7), on se trouve en présence de conclusions cohérentes et complémentaires :

- la sensibilité à la fissuration à froid diminue lorsqu'on augmente de manière appréciable le pourcentage de bainite. Ceci conduit à recommander pour des familles données de nuances, des températures minimum de préchauffage, en présence de produits d'apport basiques et à encourager le recours au postchauffage. Pour prévoir cette sensibilité, la formule du carbone équivalent recommandée par l'IIS et le paramètre P_c d'Ito Bessyo peuvent être utilisés en

* Contrat CECA/CRM 6210/40 - 2 - 021

première approche, mais il serait dangereux d'y recourir pour résoudre les problèmes concrets du choix optimal des paramètres de soudage;

- la ténacité de la zone affectée par la chaleur, telle qu'étudiée par des essais de simulation, paraît être en corrélation avec une dureté sous cordon élevée, mais les différences les plus remarquables entre les coulées se marquent après simulation du recuit de détente. Se pose toutefois la question du choix de l'essai de ténacité et du choix des critères les plus représentatifs, spécialement dans le cas de nuances à très haute limite d'élasticité. Un intérêt persistant encourage à poursuivre des travaux dans le domaine de l'aptitude au soudage à haut rendement;
- le problème de l'adéquation des propriétés mécaniques du métal fondu en soudage manuel ou en soudage automatique a été soulevé à plusieurs reprises (4, 7, 12). Le choix d'une combinaison fil/flux optimisée présentant entre les caractéristiques mécaniques et la résilience un compromis qui soutienne la comparaison avec les valeurs obtenues dans la ZAT et dans le métal de base, peut se révéler un problème critique.

Le comportement au traitement thermique de relaxation enfin, doit faire l'objet d'une appréciation aussi claire que possible par le producteur, le constructeur et par le commettant du client sous ses trois aspects : relaxation des contraintes résiduelles, restauration ou dégradation des propriétés mécaniques du métal de base et du joint soudé et effets de fissuration. Ces aspects ont été considérés dans les communications qui ont été présentées (4, 8, 10, 11). Ils prennent un relief particulier dans le cas des aciers traités, pour lesquels on peut être amené à envisager une relaxation incomplète des contraintes résiduelles, pour avoir ses assurances sur un niveau élevé de ténacité et sur le niveau garanti de la limite d'élasticité. A cet égard, une connaissance par le constructeur des conditions de revenu métallurgique (température et durée) se révélera précieuse pour évaluer l'effet global d'adoucissant ou de dégradation auquel le traitement de détente peut conduire.

Par ailleurs, l'influence que mentionne M. BLONDEAU (9) de la teneur en carbone sur la sensibilité à la fissuration au réchauffage de certaines nuances d'acier, et le recours possible à la formule de NAKAMURA

dans le cas où elle est applicable, illustrent bien l'adéquation nécessaire de l'analyse du produit aux conditions de mise en oeuvre et vice versa.

*

* *

3. Contrôle de qualité

Troisième volet de cette réflexion : les techniques de contrôle non destructif. Les communications qui ont été présentées par MM. DUMONT-FILLON (5) et KOPINECK (6) ont permis à chacun de mesurer l'étendue, la complexité et l'importance que revêt à présent le contrôle non destructif de qualité à tous les stades d'une fabrication. Les diverses facettes du problème évoqué par M. DUMONT-FILLON montrent bien l'interdépendance et l'évolution propre des techniques de contrôle de la santé interne au laminoir et du dimensionnement des défauts, notamment dans les joints soudés ou dans les tôles plaquées.

Dans ce dernier domaine, la mise en oeuvre de méthodes avancées et une certaine unité de vues sur le plan européen, devrait contribuer à mieux cerner le problème de l'identification, de la localisation et du dimensionnement des anomalies internes.

On pourra ainsi rendre plus fiable l'application des règles de la mécanique de la rupture concernant la propagation des fissures de fatigue ou des fissures de corrosion sous tension ou de fluage et l'amorçage d'une rupture instable ou ductile. Malheureusement, la route est encore longue, non seulement dans l'absolu, mais aussi dans l'interprétation des mesures suivant le laboratoire, l'opérateur ou la technique utilisée.*
Disposer à cet égard d'une collection de défauts types par ailleurs bien identifiés et représentatifs des défauts susceptibles de survenir lors du soudage (p.ex. collages ou défauts de pénétration) représente un atout précieux.

Quant au domaine du contrôle ultrasons des tôles fortes, des efforts sont en cours pour harmoniser les points de vue des pays européens en vue

* Voir à ce sujet l'étude du PVRC/Plate Inspection Steering Committee

d'aboutir à une norme de qualité U.S. communautaire. On ne peut que souhaiter l'heureuse issue de ce travail auquel contribuent producteurs, utilisateurs et organismes de réception.

4. Codes et réglementations

A plusieurs reprises a été soulevé, au cours de ces journées, le problème de l'adaptation des codes et règles de calcul aux conceptions modernes sur la notion de résistance à la ruine d'une part, et aux propriétés intrinsèques des aciers des nouvelles générations, à savoir les aciers disponibles et les aciers trempés et revenus d'autre part. Il est déjà bien connu que certains codes imposés en Europe pénalisent les aciers HU.

Dans sa communication, le professeur DAHL (11) a montré que des aciers présentant des rapports Re/Rr élevés ne présentent aucun inconvénient vis-à-vis de la ténacité requise pour les réservoirs à pression, pour autant que les traitements thermiques et thermomécaniques aient été judicieusement appliqués. Comme le fait remarquer M. VIEILLARD-BARON (3), le calcul des contraintes admissibles dans les parois des réservoirs à pression se base largement sur la limite élastique à chaud, comme c'est le cas en Allemagne, ou sur la résistance à chaud, comme c'est le cas en France. Relever la valeur admissible du rapport Re/Rr revient donc à rapprocher les points de vue et à mieux exploiter les ressources des aciers à haute limite d'élasticité.

Les conclusions du Professeur DAHL mettent notamment en cause une interprétation abusive de l'allongement à la rupture, auquel il faut préférer la striction à la rupture (est-il besoin de rappeler que cette notion est de plus en plus utilisée pour représenter par l'essai de traction la réserve de ductilité du matériau? - Voir notamment les critères adoptés pour les aciers de qualité Z, pour les essais de sensibilité à la fissuration au réchauffage et pour les courbes de conception vis-à-vis de la fatigue oligocyclique). Ces conclusions conduisent à admettre que le rapport Re/Rr n'est pas une mesure appropriée pour sanctionner la sensibilité à la rupture fragile d'un acier.

Un autre aspect, déjà soulevé précédemment, et qui se reflète dans de nombreux exposés, est la discordance entre les règles relatives au recuit dit de relaxation. Si une certaine homogénéité des vues s'est faite jour, tendant notamment à abaisser la température maximale admissible

selon la nuance d'acier, on constate encore de nombreuses divergences entre les codes appliqués en Europe en ce qui regarde par exemple les vitesses de chauffage. L'Institut International de la Soudure se préoccupe de cette question, mais on pourrait souhaiter que des actions communes contribuent à homogénéiser les vues sur la question sur le plan européen.

*

* *

Mesdames, Messieurs,

Vous aurez perçu les directions dans lesquelles des efforts restent à faire. Comme le disait M. NEUHAUS : "Retroussons nos manches".

Il me reste à remercier en votre nom la Haute Autorité de la CECA et tout particulièrement MM. SCHAEFFER, EVANS et leurs collaborateurs, d'avoir organisé cette manifestation, les auteurs des rapports pour l'énorme travail de synthèse qu'ils ont accompli en vue de présenter des idées et des résultats précis dans un domaine d'investigation aussi large et les interprètes d'avoir facilité notre communication.

Je déclare ces journées closes et vous remercie de votre attention et de votre participation active aux discussions.

ALLOCUTION DE CLOTURE

P.R.V. EVANS

Chef de Division, Direction générale du marché intérieur
et des affaires industrielles

A la fin de ce symposium de deux jours, j'aimerais, avant sa clôture officielle, formuler quelques conclusions.

Tout d'abord, au nom de la Commission des Communautés européennes, je tiens à remercier tous ceux qui ont contribué directement ou indirectement à la réussite de cet événement.

Nos remerciements s'adressent plus particulièrement aux orateurs qui ont présenté des rapports détaillés sur les travaux de recherche bénéficiant du soutien de la CECA et à ceux qui ont bien voulu, à notre demande, faire des exposés plus généraux donnant un aperçu de la situation actuelle de divers aspects importants de la technologie des tôles fortes.

La combinaison des contributions décrivant "l'état de l'art" et la présentation des résultats de contrats de recherche déterminés constituent une innovation dans le cadre des symposiums de la CECA consacrés au programme de recherche Acier. A mon avis, cette approche a été des plus heureuses puisqu'elle a permis d'étendre le débat aux considérations économiques, tout autant que scientifiques et techniques, relatives à la production, au traitement, à l'inspection et aux propriétés des tôles fortes. En outre, elle a donné l'occasion aux utilisateurs de produits sidérurgiques tout comme aux sidérurgistes eux-mêmes de commenter la situation actuelle et les besoins technologiques futurs concernant cet important groupe de produits. Cette interaction est à la fois souhaitable et nécessaire étant donné que l'orientation de la recherche - et là je me rallie entièrement aux avis exprimés précédemment par M. CARTER - ne manquera pas d'être influencée de plus en plus par les concepteurs, les producteurs et les transformateurs de produits sidérurgiques.

J'aimerais aussi, à cette occasion, remercier tous ceux qui ont participé aux recherches passées et présentes sur les tôles fortes, financées par la CECA, et permis ainsi d'aboutir aux résultats qui ont fait l'objet de ce symposium.

Je voudrais enfin faire l'éloge des interprètes dont la contribution à nos travaux a été des plus précieuses, et clore ce symposium en vous souhaitant de rentrer chez vous sains et saufs.

LISTE DES PARTICIPANTS

Sig. Andrea ALFIERI	Ingegnore Acciaierie e ferriere Falck Viale Italia 548 MILANO - Italia
Mr. Joergen ANDERSEN	Chief Engineer DET DANSKE STAALVALSEVAERK A/S 3300 FREDERIKSVAERK DENMARK
Mr. R. BARR	Technical manager British Steel Corporation 31, Oswald Str. GLASGOW UK
H. Walter BECKMANN	Prokurist STAHL-HANDEL ANTENBRICK Postfach 1104 4830 - GÜTERSLOH 1 - B.R.D.
Dr. B. BERGMANN	DILLINGER HUTTENWERKE Postfach 1580 6638 - DILLINGER - B.R.D.
H. C.L. BIJL	Assistent Managing Director STAALCENTRUM NEDERLAND Johannes Vermeerstraat 9 1071 DK AMSTERDAM Nederland
Mr. M. BLOND	Fonctionnaire COMMISSION DES COMMUNAUTES EUROPEENNES Avenue Pasteur 20 LUXEMBOURG Luxembourg
Mr. R. BLONDEAU	Ingénieur CREUSOT-LOIRE Boîte postale 31 71208 LE CREUSOT France
Mr. P. BOCQUET	Ingénieur Civil CEBELCOR Av. P. Héger Grille 2 1050 BRUXELLES Belgique

Sig. F. BONOMO	Ingénieur C.S.M. Via di Castel Romano 00129 ROMA Italia
M. P. BORCHGRAEVE	Directeur CBLIA Rue Montoyer 47 1040 BRUXELLES Belgique
M. C. BOUCHELIER	Ingénieur CETIM St. Felix Levat 52 SENLIS France
M. P. BOUSSEL	Ingénieur CLIMAX MOLYBDENUM S.A. Av. Victor Hugo 61 75116 PARIS France
M. A. BRAGARD	Ingénieur C.R.M. Abbaye du Val Benoît 4000 LIEGE Belgique
H. W.E. BRITZ	Geschäftsführer NAMASCOR B.V. Postbus 4 4780 AA MOERDIJK Nederland
M. J. CAPUS	Ing.-Chef de Serv. Adjoint A R B E D Division de Düdelange Boîte postale 74 DÜDELANGE Luxembourg
Mr. W. P. CARTER	Manager, Research & Development WESSOE HEAVY ENGINEERING LIMITED Brinkburn Road DARLINGTON, Co DURHAM UK
M. G. CASPAR	Directeur CMPEI Av. Ch. de Gaulle 185 92521 NEUILLY-S. SEINE France

M. M. CAUBO
Ingénieur Civil
CENTRE DE RECHERCHES
METALLURGIQUES
Abbaye du Val Benoît
Rue du Val Benoît 69
4000 LIEGE
Belgique

Sig. M. CAVAGNA
Ingegnere
ACCIAIERIE E FERRIERE FALCK
Viale Italia 548
20099 MILANO
Italia

Mr J.A. CHAPMAN
Research
BRITISH STEEL CORPORATION
Teesside Laboratories
Ladgate Lane
MIDDLESBROUGH, CLEVELAND
UK

H. L.M. CHAUSSY
DILLINGER HÜTTENWERKE
Postfach 1580
6638 DILLINGER - B.R.D.

M. J. CHÉRET
Ministère de l'Industrie
Serv. des Appareils à
Pression
Rue de Grenelle 97
75700 PARIS
France

M. E. COLBACH
Ing.-Chef de Serv. Adjoint
A R B E D
Division de Düdelange
Boîte postale 74
DÜDELANGE
Luxembourg

H. B. COUVRET
Verkaufsprokurist
KLOECKNER HANDELMAATSCHAPPIJ
Postfach 124
2501 CC DEN HAAG
Nederland

Sig. G. CUMINO
Rechercheur
DALMINE S.p.A.
Piazza Caduti 6 Luglio
24044 DALMINE (BG)
Italia

- H. W. DAHL
Prof. Dr. rer. nat.
INSTITUT FÜR EISENHÜTTEN-
KUNDE DER RHEIN.-WEST.
TECHN. HOCHSCHULE AACHEN
Intzestr. 1
5100 AACHEN - B.R.D.
- H. Dr. J. DEGENKOLBE
Chemiker
THYSSEN A.G. (Abt. TF2)
Postfach 110067
4100 DUISBURG 11 - B.R.D.
- M. J. DE LA HAMETTE
Chef de Service Adjoint
A R B E D Recherches
Boîte postale 141
ESCH/ALZETTE
Luxembourg
- M. G. DEMEYERE
Traducteur
COMMISSION DES COMMUNAUTÉS
EUROPÉENNES
Av. Pasteur 20
LUXEMBOURG
Luxembourg
- M. R. D'HAeyer
Ingénieur Civil
CENTRE DE RECHERCHES
METALLURGIQUES
Rue du Val Benoît 69
4000 LIEGE
Belgique
- M. M. DIAS
Chef du Service Promotion
et Recherches Commerciales
SACILOR
Rue Paul Baudry 3
75008 PARIS
France
- H. Dr. W. DIEPOLD
Leiter der Hauptabteilung
Materialtechnologie
BATTELLE INSTITUT e.V.
Am Römerhof 35
6000 FRANKFURT - B.R.D.
- M. R. DOLBY
Metallurgist
WELDING INSTITUTE
CAMBRIDGE
UK
- M. J. DOLLET
Chef du Centre de
Recherches
CREUSOT-LOIRE
Boîte postale 31
71208 LE CREUSOT
France

M. J. DONDELINGER
Ingénieur
A R B E D Recherches
Boîte postale 141
Rte. de Luxembourg 66
ESCH-SUR-ALZETTE
Luxembourg

M. J. DUBOIS
Directeur
C.M.P. Entreprise
Industrie
Boîte postale 72
13643 ARLES
France

M. J. DUMONT-FILLON
Ingénieur
I R S I D
Rue Président Roosevelt 185
78105 ST. GERMAIN, CEDEX
France

Mr P. EVANS
Chef de Division
COMMISSION DES COMMUNAUTES
EUROPEENNES
D.G. III E 4
Rue de la Loi 200
1049 BRUXELLES
Belgique

M. J. FERRON
Administrateur Principal
COMMISSION DES COMMUNAUTES
EUROPEENNES
D.G. III E4
Rue de la Loi 200
1049 BRUXELLES
Belgique

Sig. P. FORMIGLI
Metallurgista
ITALSIDER S.p.A.
Via Corsica 4
16128 GENOVA
Italia

M. A. FUNCK
Ingénieur
A R B E D
ESCH-SUR-ALZETTE
Luxembourg

M. C. GANTY
Conseiller
FABRIMETAL
Rue des Drapiers 21
1050 BRUXELLES
Belgique

M. J.-P. GERARD
Ingénieur Principal
S.A. FABRIQUE DE FER DE
CHARLEROI
Boîte postale 239
6000 CHARLEROI - Belgique

Sig. E. GHELARDONI	Ricercatore ISTITUTO RICERCHE BREDA S.p.A. Viale Sarca 336 20126 MILANO Italia
M. A. GHELISI	Ingénieur OXYBEL Rue de l'Île Monsin 109 4020 LIEGE Belgique
Mr J.-M. GIBB	Chef de Service COMMISSION DES COMMUNAUTES EUROPEENNES D.G. XIII A3 Bâtiment J. Monnet LUXEMBOURG Luxembourg
H. E. GÖRL	Dr.-Ing. Oberingenieur HOESCH HUETTENWERKE A.G. 4600 DORTMUND - B.R.D.
H. H.-U. GRÄF	Dipl.-Ing. HOESCH HUETTENWERKE A.G. HOESCH ESTEL HUETTENVERKAUFSKONTOR GmbH 4600 DORTMUND - B.R.D.
M. A. GRUM-JENSEN	Civilingenioer DET DANSKE STAALVASEVAERK A/S 3300 FREDERIKSVAERK Denmark
M. M. GRUMBACH	Ingénieur I R S I D Rue Président Roosevelt 185 78104 ST. GERMAIN-EN-LAYE France
Mr T.F. GULVIN	Research Investigator BRITISH STEEL CORPORATION Scottish Laboratory Meadow Road MOTHERWELL, Lanarkshire ML1 1QB UK
M. P. HENDRICHS	Ingénieur FORGES DE CLABECQ 1361 CLABECQ Belgique

M. M. HERINCKX
Ingénieur Principal
S.A. FORGES DE CLABECQ
1361 CLABECQ
Belgique

Mr R. HOBBS
Technical director
PROCESS PLANT ASSOCIATION
Knights Bridge 197
LONDON SW7 1RS
UK

H. Dr. K. HOFFMANN
Oberingenieur, Chef der
Qualitätsstelle
DILLINGER HUETTENWERKE
Postfach 1580
6638 DILLINGER/Saar - B.R.D.

H. H.-E. HOFMANN
Plant Manager
NAMASCOR B.V.
Postbus 4
4780 AA MOERDIJK
Nederland

M. M. HOLDEN
Traducteur
CCE J. MONNET
A1/A30
LUXEMBOURG

M. L. JACQUES HOUSSA
Ingénieur
ASSOCIATION VINCOTTE
1640 RHODE ST. GENESE
Belgique

H. M. HUIZINGA
Research Officer
ESTEL N.V.
P.O. BOX 401
Barbarossastr. 35
6500 AK NIJMEGEN
Nederland

Mr P. JAGD
Sales Director
DANISH STEEL WORK LTD
3300 FREDERIKSVAERK
Denmark

Mr C.C. JAMIESON
Metallurgical Manager
Heavy Products
BRITISH STEEL CORPORATION
Ravenscraig Works
MOTHERWELL, LANARKSHIRE
Scotland
UK

H. U. KALLA
Dr.-Ing.
VEREIN DEUTSCHER
EISENHUETTENLEUTE
Breite Strasse 27
4000 DÜSSELDORF - B.R.D.

- H. H.-J. KOPINECK
Prof.-Dr.
HOESCH-HUEFTENWERKE A.G.
Postfach 902
4600 DORTMUND - B.R.D.
- H. A. KRABIELL
Dipl.-Ing. Will. Assistent
INSTITUT FUER EISENHUEFTEN-
KUNDE DER RHEIN.-WESTF.
TECHN. HOCHSCHULE AACHEN
Intzestr. 1
5100 AACHEN - B.R.D.
- H. N. KRUCK
HOESCH HUEFTENWERKE A.G.
Oesterholzstr. 117
4600 DORTMUND - B.R.D.
- M. M. LAFRANCE
Ingénieur
USINOR
Direction Métallurgique
USINOR-DUNKERQUE
59381 DUNKERQUE
France
- M. A. LE BON
Ingénieur de Recherches
I R S I D
78105 ST. GERMAIN EN LAYE
France
- M. J. LECLERCQ
Ingénieur en Chef
S.A. FORGES DE CLABECQ
1361 CLABECQ
Belgique
- M. G. LEFEBVRE
Ingénieur en Chef
S.A. FABRIQUE DE FER DE
CHARLEROI
Boîte postale 239
6000 CHARLEROI
Belgique
- M. H. LEJAY
Ingénieur Recherches et
Développements
CREUSOT-LOIRE
8 Rue de la Rochefoucauld
75009 PARIS
France
- M. Ch. LEJEUNE
Ingénieur
OXYBEL
Rue de l'Île Monsin 109
4020 LIEGE
Belgique
- M. P. LENOIR
Ingénieur
OXYBEL
Rue de l'Île Monsin 109
4020 LIEGE
Belgique

Mr J. LESSELLS
Research Manager
BRITISH STEEL CORPORATION
Teeside Laboratories
P.O. BOX 74
Ladgate Lane
MIDDELSBROUGH, CLEVELAND
UK

H. D.T. LODDER
Head of a Department
COOPRA-ROTTERDAM B.A.
P.O. BOX 232
Haringvliet 72
3000 AE ROTTERDAM
Nederland

H. K. LOECK
Betriebsdirektor
THYSSEN NIEDERRHEIN A.G.
Essener Str. 66
4200 OBERHAUSEN 1 - B.R.D.

Mr D. LONG
Engineer
U.K. ATOMIC ENERGY
AUTHORITY
Wigshaw Lane
CULCHETH, WARRINGTON
WA 3 4NE
UK

H. J. LORENZ
Dr.-Ing.
THYSSEN A.G.
Postfach 65
4100 DUISBURG 11 - B.R.D.

M. M. LOUAH
Professeur
UNIVERSITE DE METZ
57000 METZ
France

Sig. V. MANDORINI
Ricercatore
ISTITUTO RICERCHE BREDA
S.p.A.
Viale Sarca 336
20126 MILANO
Italia

M. F. MANGIN
Ingénieur
CONSTRUCTIONS METALLIQUES
DE PROVENCE
Rue Pont de Lucas 6
13200 ARLES
France

M. J. MAROT
Ingénieur Principal
FORGES DE CLABECQ
1361 CLABECQ
Belgique

Dr. M. J. MAY
Research Manager
BRITISH STEEL CORPORATION
Swinden House
Moorgate
ROTHERHAM, SOUTH Yorksh.
360 3AR
UK

M. T. MORANDINI
Cadre Commercial
N.V. SIDMAR
Pres. Kennedylaan 51
9020 GENT
Belgique

M. A. MORGAN
Traducteur
CCE - J. Monnet A1/033
LUXEMBOURG

H. Dr. B. MÜSGEN
Dipl.-Ing.
THYSSEN A.G. (Abt. TF2)
Postfach 110067
4100 DUISBURG 11 - B.R.D.

M. R. NAUCHE
Expert
CCE - D.G. III E4
Rue de la Loi 200
1049 BRUXELLES
Belgique

H. W. NEUHAUS
Dr.-Ing.
THYSSEN A.G.
Essener Str. 66
4200 OBERHAUSEN - B.R.D.

M. J. NEY
Ing.-Sous-Chef de Service
A R B E D
Division de Dûdelange
Boîte postale 74
DÛDELANGE
Luxembourg

M. D. NICOLAY
Fonctionnaire
CCE D.G. XIII A3
Bâtiment Jean Monnet
LUXEMBOURG
Luxembourg

Mr A. NIELSEN
Civil Engineer
THE DANISH CORROSION CENTRE
Park Alle 345
2600 GLOSTRUP
Denmark

M. P. NILLES
Ingénieur Métallurgiste
CENTRE DE RECHERCHES
METALLURGIQUES
Abbaye du Val Benoît
4000 LIEGE -Belgique

Mr T. NISHI
Engineer
NIPPON KOKAN K.K.
Kreuzstr. 34
4000 DÜSSELDORF - B.R.D.

M. J. PAQUET
Ingénieur
A R B E D
Administration Centrale
Av. de la Liberté
LUXEMBOURG
Luxembourg

M. F. PICHON
Directeur
REVUE DE METALLURGIE
Rue Paul Cezanne
75008 PARIS
France

Sig. A. PORTALUPI
Dirigente
CENTRO SPERIMENTALE
METALLURGICO S.p.A.
Casella Postale 10747
00100 ROMA
Italia

Frau H. PRÜFER
Sekretariatsinspektorin
CCE RP6 2-37
Rue de la Loi 200
1049 BRUXELLES
Belgique

M. P. RASSEL
Ingénieur Chef de Sce
S.A. COCKERILL
4100 SERAING
Belgique

H. F. RENNER
Prokurist
DILLINGER HUETTENWERKE
Postfach 1580
6638 DILLINGEN/Saar - B.R.D.

Sig. G. REPETTO
Metallurgista
REGISTRO ITALIANO NAVALE
Via Corsica 12
16128 GENOVA
Italia

Mr D.J. RILEY
Technical director
THE PATENT SHAFT STEELWORKS
LIMITED
P.O. BOX 9
Leabrook Road
WEDNESBURY, West Midlands
WS10 7LF
UK

Mr P.F.G. ROGERS
Chief Welding Engineer
WHESOE HEAVY ENGINEERING
LIMITED
Brinkburn Road
DARLINGTON, Co. DURHAM
UK

H. W. ROHDE
Dr.-Ing.
VEREIN DEUTSCHER
EISENHUETTENLEUTE
Breite Str. 27
4000 DÜSSELDORF - B.R.D.

Sig. P.P. ROTONDO
Fonctionnaire
CCE D.G. XIII A3
Bâtiment Jean Monnet
LUXEMBOURG

M. P. ROUSSEAU
Directeur
C.S. SIDERURGIE FRANCAISE
(B.N.S.)
Boite postale 707-08
75367 PARIS, CEDEX 08
France

M. R.V. SALKIN
Manager - R and D
S.A. COCKERILL
Construction Mécanique
4100 SERAING
Belgique

Sig. M. SCASSO
Impiegato
ISTITUTO ITALIANO DELLA
SALIAURA
Viale Sauli 3915
16121 GENOVA
Italia

M. M. SCHAEFFER
Directeur de l'Acier
CCF
Rue de la Loi 200
1049 BRUXELLES
Belgique

H. W. SCHLÜTER
Physiker, Direktor
VEREIN DEUTSCHER
EISENHUETTENLEUTE (VDEh)
Postfach 8209
Breite Str. 27
4000 DÜSSELDORF 1 - B.R.D.

Mr. R. SCHOLEY
Deputy Chairman & Chief
Executive
BRITISH STEEL CORPORATION
33 Grosvenor Place
LONDON, S.W.1X 7JG
UK

H. H. SCHRÖR
Wissenschaftl. Mitarbeiter
KERNFORSCHUNGSANLAGE
JÜLICH / PLE
Postfach 1913
5170 JÜLICH - B.R.D.

H. K. SCHUMACHER
Administrateur Principal
CCE -D.G. III E4
Rue de la Loi 200
1049 BRUXELLES
Belgique

M. J. SEBILLE
Ingénieur
Conseiller auprès du Groupe
GKN-ARCOS
Rue de la Mutualité 17
1180 BRUXELLES
Belgique

H. J. SIZOO
Managing Director
COOPRA-ROTTERDAM
P.O. Box 232
Haringvliet 72
3000 AE ROTTERDAM
Nederland

M. G. SPAMOULAS
Ingénieur
NAVAL ACADEMY
Evelpidon Str. 5
ATHENS - 801
Grèce

M. F. STROCK
Ingénieur-Chef de Service
A R B E D
Division de Dûdelange
Boîte postale 74
DÛDELANGE
Luxembourg

H. M. THÖNNESEN
Wissenschaftl. Mitarbeiter
KERNFORSCHUNGSANLAGE
JÜLICH / PIE
Postfach 1913
5170 JÜLICH - B.R.D.

M. J. TONDELEIR
Directeur Etudes et
Production
NOBELS-PEELMAN S.A.
Rue du Gazomètre 101
2700 SINT-NIKLAAS
Belgique

M. J.-P. TRAUSCH	Directeur Adjoint Trade A R B E D S.A. Boîte postale 1802 Av. de la Liberté LUXEMBOURG Luxembourg
Mr A. TZAVARAS	Professor of Metallurgy ARISTOTELIAN UNIVERSITY SALONICA Grèce
M. P. ULVENING	Ingénieur-Directeur A R B E D Division de Dûdelange Boîte postale 74 DÛDELANGE Luxembourg
H. J.M. VAN LANGEN	Head Processtechnological Department HOOGOEVENS-IJMUIDEN B.V. 1970 AL IJMUIDEN Nederland
M.B. VIEILLARD-BARON	Directeur des Recherches et Développements CREUSOT-LOIRE Rue de la Rochefoucault 8 75009 PARIS France
M. C. WEBER	Ingénieur Commercial CREUSOT-LOIRE GmbH Floss-Str. 3-5 4000 DÛSSELDORF - B.R.D.
H. F. WEBER	Ingenieur DILLINGER HUETTENWERKE Postfach 1580 6638 DILLINGER/Saar - B.R.D.
H. R. WEBER	Betriebswirt (grad) HOESCH HUETTENWERKE A.G. HOESCH ESTEL HUETTENVERKAUFSSKONTOR Abteilung V G 4600 DORTMUND 1 - B.R.D.
M. J. WELBES	Ing.-Ier Ing. Adjoint A R B E D Division de Dûdelange Boîte postale 74 DÛDELANGE Luxembourg

H. J. WIEDEMANN

Dipl.-Ing.
Staatl. Materialprüfungsanstalt
Pfaffenwaldring 32
7000 STUTTGART 80 - B.R.D.

H. H. WLADIKA

Betriebsdirektor
HOESCH HUETTENWERKE A.G.
Hörder Burgstr. 15-17
4600 DORTMUND 30 - B.R.D.

