

République Algérienne Démocratique et Populaire

MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR

ÉCOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE D'ALGER

T H E S E

présentée au :

DÉPARTEMENT DE GENIE - MECANIQUE

POUR L'OBTENTION
DU GRADE DE MAGISTER

Option : CONSTRUCTION

par :

BELHADEF IKHLEF

S U J E T

**Etude de l'influence du type
d'électrode sur la fissuration
à chaud des soudures des
aciers inoxydables austénitiques**

Soutenue devant le jury le 22 Janvier 1987

R. BELABBES	Prof.	Président
A. ELEOD	M.A.	Rapporteur
A. AMAMRIA	M.C.	Examineur
M. PAVLOV	M.C.	Examineur
S. SALHI	M.A.	Examineur
S. AKSAS (BCL)		Invité

République Algérienne Démocratique et Populaire

MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE D'ALGER

T H E S E

présentée au :

DEPARTEMENT DE GENIE - MECANIQUE

POUR L'OBTENTION
DU GRADE DE MAGISTER

Option : CONSTRUCTION

par :

BELHADEF IKHLEF

S U J E T

**Etude de l'influence du type
d'électrode sur la fissuration
à chaud des soudures des
aciers inoxydables austénitiques**

Soutenue devant le jury le

R. BELABBES	Prof.	Président
A. ELEOD	M.A.	Rapporteur
A. AMAMRIA	M.C.	Examineur
M. PAVLOV	M.C.	Examineur
S. SALHI	M.A.	Examineur
S. AKSAS (BCL)		Invité
M. BOUAZIZ	M.A.	Invité

PLAN DE TRAVAIL :

Introduction	1
Chapitre I - Etude des transformations structurales de quelques nuances d'aciers dans diverses régions de l'assemblage.	6
1.1-Introduction.	6
1.2-Structure de la zone fondue.	6
1.3-Structure du métal de base	9
Chapitre II - Dilatation, retrait et contraintes	12
2.1-Introduction	12
2.2-Retrait et contraintes résiduelles.	12
2.3-Application aux assemblages soudés.	15
2.3.1-Retrait et contraintes longitudinaux.	16
2.3.2-Retrait et contraintes transversaux	17
Chapitre III - Les aciers inoxydables	22
3.1-Généralités.	22
3.2-Système Fer-Chrome.	22
3.2.1-Système Fer-Chrome-Carbone.	23
3.3-Système Fer-Nickel -Chrome.	23
3.3.1-Influence de la présence du carbone	23
3.4-Principaux types d'aciers inoxydables	26
3.4.1-Aciers au Chrome.	26
3.4.1.1-Aciers à 5% de chrome	26
3.4.1.2-Aciers inoxydables Martensitiques au Chrome	26
3.4.1.3-Aciers inoxydables ferritiques au chrome..	27
3.4.2-Aciers inoxydables austénitiques au Chrome-	27
nickel.	
3.4.2.1-Composition chimiques.	27
3.4.2.2-Classification des aciers inoxydables austé-	
ténitiques	32
3.4.2.3-Propriétés générales des aciers inoxydables	
austénitiques.	33
Chapitre IV - Electrodes pour le soudage à l'arc.	35

4.1-Catégories d'électrodes utilisées en soudage à l'arc et dans les techniques connexes.	35
4.2-Principaux types d'électrodes utilisées en soudage manuel à l'arc.	35
4.2.1-Electrodes nues.	35
4.2.2-Electrodes enrobées	36
4.2.2.1-Rôle électrique de l'enrobage	36
4.2.2.2-Rôle physique	37
4.2.2.3-Rôle métallurgique.	38
4.2.2.4-Classification des enrôbages	38
4.2.2.4.1-Enrôbages oxydants	38
4.2.2.4.2-Enrôbages acides	39
4.2.2.4.3-Enrôbages à oxyde de titane.	40
4.2.2.4.4-Enrôbages celluloseux.	40
4.2.2.4.5-Enrôbages basiques	41
4.3-Electrodes utilisées pour le soudage des aciers inoxydables	41
4.3.1-Réaction de désulfuration.	42
4.3.2-Dispersion du soufre.	43
Chapitre V - La fissuration des soudures.	44
5.1-Généralités	44
5.2-Classification des fissures	45
5.3-Fissuration à froid	49
5.4-Fissuration à chaud	50
5.5-Fissuration au réchauffage.	51
5.6- Arrachement lamellaire.	52
Chapitre VI -La fissuration à chaud	54
6.1-Introduction.	54
6.2-Fissuration à chaud dans les parties non fondues des pièces à assembler.	54
6.3-Les fissures localisées dans le métal fondu	54
6.3.1-Les fissures de faible ductilité à chaud	57
6.3.2 -Les fissures de solidification.	59
6.3.3- Elaboration de la zone fondue.	60
6.3.3.1-Comportement des éléments présents dans la zone fondue.	60

6.3.3.2- Participation du métal de base,	62
Chapitre VII - La fissuration à chaud dans les soudures des aciers inoxydables austénitiques.	66
7.1- Introduction.	66
7.2- Nature des fissures à chaud dans les soudures des aciers inoxydables austénitiques.	66
7.3- Facteurs influençant la fissuration de solidification,	67
7.3.1- Facteurs de contraintes.	69
7.3.2- Facteurs influençant la formation de composés à bas point de fusion.	70
7.3.2.1- Éléments formant les composés à bas point de fusion	70
7.3.2.2- Éléments influençant directement la formation de composés à bas point de fusion.	73
7.3.3- Éléments intervenant sur la structure	74
Chapitre VIII - Calcul de la teneur en ferrite du métal fondu,	76
8.1- Introduction.	76
8.2- Diagramme de Schaeffler.	76
8.2.1- Application du diagramme de Schaeffler,	78
8.2.1.1- Formule de Thomas.	78
8.2.1.2- Formule de Seferian.	79
8.2.1.3- Méthode utilisée pour la détermination de la teneur en ferrite	80
8.2.1.4- Résultats de calcul et représentation,	85
Chapitre IX - Essai de fissuration des soudures.	91
9.1- Différents types d'essais de fissuration.	91
9.1.1- Les essais de fissuration sur tôles libres.	92
9.1.2- Les essais de fissuration sur tôles auto-bridées.	92
9.1.3 - Les essais de fissuration sur tôles bridées.	94
9.1.4 - Les essais de fissuration sans auto-bridage.	98

9.1.4.1 - Essai Varesstraint.	98
9.1.4.2 - Essai Transvaresstraint.	99
9.1.4.3-Essai KSLA	100
9.1.4.4-Essai Murex.	100
9.1.4.5- Essai LTP.	101
9.2- Techniques de recherche des fissures.	103
9.2.1- Methodes externes aux joints.	103
9.2.2- Methodes internes non destructives.	104
9.2.2.1- Methode des rayons X.	104
9.2.2.2- Methode de contrôle par ultra-son.	105
9.2.2.3- Contrôle magnétique.	106
9.2.3-Métallographie.	107
9.3- Procédure expérimentale utilisée	108
9.3.1- Détermination de la composition chimique des métaux d'apport et de base.	108
9.3.2- Essai de fissuration à chaud	111
9.3.3- Recherche des fissures.	116
9.3.4- Recherche des restes de la ferrite	116
9.3.4.1- Préparation des échantillons.	116
9.3.4.2- Analyse métallographique.	117
Conclusion	119
Appendices	121
A- Composition chimique des électrodes étudiées.	121
B- Composition chimique des nuances d'aciers étudiées.	126
C- Classification des électrodes suivant leur résis- tance à la formation des fissures à chaud	128
D- Vues métallographiques des cordons de soudure.	131
Références bibliographiques.	136

TABLE DES FIGURES:

Fig.	Désignation	Page
1,1	Diagramme d'équilibre fer-carbone.....	10
1,2	Etat thermique d'un assemblage soudé.....	10
2,1	Diagramme de variation des déformations élastiques en fonction de la température.....	13
2,2	Dilatation et retrait	13
2,3	Répartition thermique dans un assemblage soudé.....	18
2,4	Répartition des contraintes résiduelles longitudinales	19
2,5	Répartition des contraintes longitudinales en cours de soudage.....	19
2,6	Répartition des contraintes transversales.....	19
2,7	Répartition des contraintes transversales en cours de de soudage.....	19
3,1	Diagramme d'équilibre fer-chrome.....	24
3,2	Influence du carbone sur la boucle	24
3,3	Influence du chrome sur les lignes du diagramme Fe-C.	24
3,4	Diagramme d'équilibre fer-nickel.....	24
3,5	Influence du nickel sur le domaine des aciers à 18% de chrome.....	25
3,6	Diagramme ternaire fer-chrome-nickel à 1100°C.....	25
5,1	Fissures longitudinales.....	46
5,2	Fissures transversales	46
5,3	Fissures sous cordon.....	46
5,4	Fissures rayonnante.....	47
5,5	Fissures de cratère.....	47
5,6	Fissures marbrées.....	47
5,7	Fissures ramifiées.....	47
6,1	Etat thermique créé par une source de chaleur sur sur une tôle d'acier.....	56
6,2	La dilution.....	63
6,3	Intervalle des valeurs probables de la dilution suivant le procédé et l'enrobage.....	63
7,1	Courbe de refroidissement de deux alliages, sans et avec ségrégation.....	68
8,1	Diagramme de Maurer.....	77
8,2	Diagramme de Schaeffler.....	77

8.3	Diagramme des pentes des droites équi-delta.....	82
8.4	Domaine structurale probable d'un cordon de soudure	82
8.5	Domaine des valeurs probables de la teneur en ferrite δ des cordons de soudure réalisés avec deux types d'électrodes.....	90
9.1	Essai de fissuration par assemblage en croix.....	93
9.2	Essai Focker.....	93
9.3	Essai Focke-Wulf.....	93
9.4	Essai Krupp.....	93
9.5	Eprouvette en H.....	95
9.6	Essai "Ring Test".....	95
9.7	Dispositif Hollenrath.....	95
9.8	Dispositif RD.....	96
9.9	Dispositif de l'essai O'Neill.....	96
9.10	Dispositif de Swinden-Reeve.....	96
9.11	Essai en angle bridé.....	98
9.12	Essai Varestreint.....	98
9.13	Essai transvarestreint modifié.....	98
9.14	Essai K.S.L.A.....	101
9.15	Essai Murex.....	101
9.16	Eprouvette L.T.P.....	102
9.17	Contrôle au rayon X.....	104
9.18	Sonde angulée pour le contrôle des soudures.....	106
9.19	Contrôle magnétique.....	107
9.20	Courbes dilatométriques.....	112

INTRODUCTION :

Parmi les procédés d'assemblage par fusion des métaux et leurs alliages le soudage manuel à l'arc occupe toujours une place importante. La masse des électrodes enrobées fondues chaque année sur notre planète se chiffre par centaines de milliers de tonnes et ne cesse de croître malgré le développement des procédés automatiques et semi-automatiques, sous flux en poudre et sous protection gazeuse. Grâce au perfectionnement apportés au matériel et aux électrodes, le soudage manuel à l'arc est en effet irremplaçable dans de nombreux domaines industriels de par sa souplesse d'emploi, ses possibilités d'adaptation aux fabrications les plus complexes et les services rendus dans le domaine de la réparation et de la régénération par rechargement.

Le choix du procédé de soudage des aciers inoxydables doit être fait en tenant compte du risque de formation des fissures à chaud et de la corrosion intercrystalline lesquelles augmentent avec l'accroissement de l'apport de chaleur. De plus l'augmentation de la longueur d'arc (soudage automatique) diminue la teneur en ferrite δ du métal déposé. Le soudage manuel à l'arc est le procédé le plus couramment utilisé pour le soudage de aciers inoxydables austénitiques pour lesquels l'apport de chaleur et la longueur de l'arc sont faibles par rapport aux autres procédés à l'arc électrique. Tandis que le soudage au chalumeau oxy-acétylénique est caractérisé par un apport moins élevé de la quantité de chaleur que le procédé manuel à l'arc, mais la teneur en carbone du métal fondu peut augmenter et, par la suite, nous risquons la précipitation de carbures de chrome, cause essentielle de la corrosion intercrystalline, qui conduit elle aussi à la formation de fissures (de corrosion).

Le Professeur A. Portevin a défini en 1933 le soudage comme étant un procédé métallurgique d'assemblage caractérisé par la fusion localisée des bords soudés et du métal de base s'il y a lieu, laquelle entraîne une hétérogénéité thermique dans la masse métallique. [3]

Ce caractère, auquel s'ajoute une hétérogénéité chimique, a des conséquences de première importance se rattachant aux transformations structurelles locales et à la création de contraintes entraînant à la limite la fissuration de l'assemblage [1].

La fissuration des soudures est le plus déterminant des paramètres qui caractérisent la soudabilité des métaux et alliages dont les études et recherches, surtout après les ruptures des ponts soudés en Belgique et en Allemagne, juste avant la deuxième guerre mondiale, et celle d'un grand nombre de navires soudés construits aux Etats-Unis d'Amérique pendant cette guerre, ont conduit à des résultats qui ont donné une ampleur réelle à l'application de la technique du soudage dans le domaine industriel durant la deuxième moitié du vingtième siècle. [10].

Comme tout élément d'un système mécanique sollicité, un assemblage soudé doit être dimensionné. Les règles normalisées pour le calcul des contraintes dans ces assemblages sont en général basées sur les résultats d'essais de rupture respectant les conditions suivantes: [10]

- Observation des règles habituelles basées sur la résistance des matériaux.

- Les propriétés mécaniques du métal déposé doivent être aux moins équivalentes à celles du métal de base.

- Respect des règles permettant d'éliminer les risques

d'apparition de ruptures fragiles.

Dans les calculs ne sont prises en compte que les contraintes résiduelles indirectes de bridage, du fait que dans ces calculs on suppose qu'il y a une continuité parfaite du point de vue propriétés du matériau, plus particulièrement sur le plan mécanique, physique et métallurgique. Conditions très rarement réunies en pratique, mais il y a toujours des solutions permettant d'obtenir des soudures avec des propriétés suffisantes.

L'existence des discontinuités dans le métal soudé, telles que soufflures, fissures etc.,... crée l'effet d'entaille qui est par définition la création de concentration locale de contraintes. La répartition des contraintes, qui, dans le cas d'assemblages sans discontinuité est représenté par une droite, se trouve ainsi déformée par ce phénomène. On parle alors de contraintes réelles. Et suivant les cas morphologiques, les contraintes nominales maximales et les contraintes réelles maximales pourraient se situer au même point ou non. La section minimale n'est donc pas le seul élément de calcul, il faut donc tenir compte également des facteurs morphologiques qui peuvent avoir une très grande influence. D'où la nécessité de la détermination des défauts de soudage et leur minimisation.

Les fissures, quelle que soit leur nature, comme les collages et les manques de pénétration, sont des discontinuités aiguës pouvant facilement amorcer des ruptures et sont considérées comme des défauts inacceptables par le code américain ASME pour les récipients à pression avec chaudières. Le code API pour la tuyauterie les considère comme des défauts très graves et donne certaines précautions à prendre dans le cas de leur apparition. [7]

Vu sa gravité sur les constructions soudées, la fissuration à chaud des soudures, comme le reste des autres types, a suscité de nombreuses recherches ayant en général pour résultats, la création de certaines nuances d'alliages (notamment les aciers) et électrodes nouvelles.

Les recherches se sont surtout basées sur les procédés automatiques et en particulier sur l'étude du comportement du métal de base vis-à-vis de ce phénomène en utilisant des électrodes non fusibles. Il ressort de ces études que l'existence d'une certaine quantité de ferrite δ suffit pour éviter la formation de fissures de solidification auxquelles sont sujet les aciers inoxydables austénitiques. [5, 16, 24, 28, 29, 34]

Les travaux de Schaeffler ont conduit au tracé d'un diagramme, qui porte son nom, permettant de déterminer la structure des aciers suivant leurs compositions chimiques. Deux méthodes de calcul ont été proposées respectivement par Thomas et D. Séférian en vue de calculer la teneur en ferrite δ de la soudure [5]. Mais ces deux méthodes ne sont valables que pour un domaine très restreint du diagramme de Schaeffler et peuvent donner des résultats aberrants.

Dans ce travail nous avons proposé une méthode qui a pour but de déterminer les valeurs maximales et minimales de la teneur probable en ferrite δ du cordon soudé, en tenant compte de la composition chimique du métal de base et d'apport d'une part et de la valeur de la dilution d'autre part. A l'aide d'un programme écrit en langage basic, nous avons étudié la soudabilité de vingt nuances d'aciers inoxydables austénitiques et quatre vingt douze types d'électrode proposés par les catalogues. Les diagrammes de la figure (8.4) et le tableau (8.4) complètent les critères de choix des élect-

redes enrobées pour les aciers inoxydables austénitiques, en limitant leur utilisation en fonction de la fissuration à chaud. Les résultats théoriques sont confirmés par certains essais expérimentaux.

Dans le but d'accomplir notre mission nous avons étudié dans le premier ^{chapitre} les transformations structurales dans diverses régions de l'assemblage.

Le 2ème chapitre traite la dilatation, le retrait et les contraintes causées par ces deux phénomènes.

L'étude des aciers inoxydables a fait l'objet du chapitre III.

Les électrodes pour le soudage manuel à l'arc sont envisagées au chapitre IV.

Le chapitre V présente une étude générale des différents types de fissuration dans les soudures.

Le chapitre VI est un tour d'horizon de la fissuration à chaud des soudures.

Le chapitre VII est consacré à l'étude du phénomène de la fissuration à chaud dans les soudures des aciers inoxydables austénitiques (types, causes, facteurs d'influence et remèdes).

Le calcul de la teneur en ferrite du métal fondu a fait l'objet du chapitre VIII.

Nous avons traité les essais et contrôles des fissures à chaud dans le chapitre IX.

CHAPITRE : I

ETUDE DES TRANSFORMATIONS STRUCTURALES DE

QUELQUES NUANCES D'ACIER DANS DIVERSES

REGIONS DE L'ASSEMBLAGE SOUDE :

1-1- Introduction:

Il sort de la définition donnée, par le Professeur A. Fortevin à la soudure que la réalisation d'un assemblage soudé est accompagnée de transformations structurales du métal fondu et de base sous l'effet du cycle thermique. De plus l'étude préliminaire nous a permis de conclure que ces transformations structurales, auxquelles est ajouté l'effet du retrait, jouent un rôle dans le phénomène de fissuration des soudures. Ceci nous a conduit à étudier brièvement ces transformations en prenant comme base le diagramme fer-carbone, car celui de tout autre acier (allié) peut être déduit de ce dernier par déplacement (et déformation) des lignes de transformation. [4,3,13,24,33].

La répartition thermique lors du soudage, illustrée par la figure (2.3), nous a conduit à étudier séparément la zone fondue et le métal de base.

1-2- Structure de la zone fondue:

Nous allons étudier, dans ce qui suit, les variations des dimensions des grains, la nature des structures nouvelles qui apparaissent par transformations physico-chimiques, et

le processus de formation de la structure cristalline à partir de l'état liquide.

Considérons dans le diagramme fer-carbone (fig. 1.1) deux aciers hypoeutectoides A, de 0.05% de carbone et B, de 0.6% de C. et un acier hypereutectoïde, de 1% de C., portés à l'état liquide ($T > 1500^{\circ}\text{C}$) et laissons les se refroidir lentement. Les premiers germes de cristallisation apparaissent au passage de la ligne du liquidus respectivement en a, b, et c avec une concentration respective en carbone, suivant la loi des segments inverses, de 0.02%, 0.25% et 0.4%. Ces germes se développent suivant la loi de Tamman, c'est-à-dire d'une part en fonction de la vitesse de germination qui dépend du nombre de germes qui prennent naissance à chaque température et, d'autre part en fonction de la vitesse de croissance des cristaux qui dépend de la vitesse de refroidissement imposée.

D'après Belaièv il existe un phénomène de granulation de la cristallisation primaire dans la région supérieure du diagramme Fe-C (production de grains autour de chaque dendrite). En dessous du point a l'acier A cristallise dans le système cubique centré, solution solide δ stable au dessus de 1395°C semblable à la ferrite α . Tandis que les deux autres aciers cristallisent dans le système cubique à faces centrées (austénite γ); Si on poursuit le refroidissement, la fin de la solidification de l'acier A s'opère au point "a'" où la structure devient entièrement ferritique, celle des deux autres aciers aux points "b'" et "c'" avec une structure entièrement austénitique. Le premier acier présente deux autres points de transformation "a'" et "a'" entre lesquelles la ferrite se transforme en austénite. Cette partie du diagramme Fe-C n'a aucune importance pour les traitements thermiques, et de ce fait elle est souvent négligée et même supprimée du diagramme. Mais elle joue un rôle important dans la résistance à

la formation des fissures de solidification des soudures comme on le verra au chapitre 6.

En traversant la ligne GS, marquant la température de décomposition de l'austénite, la ferrite α est l'élément qui se dépose le premier, pour les aciers hypoeutectoides A et B, respectivement au points α'' et β' ; la cémentite se dépose à la traversée de la ligne PS pour donner lieu à la formation de l'agrégat perlitique. [1, 3, 6, 13]

Dans le cas de l'acier hypereutectoïde C, la cémentite se dépose la première suivant la ligne SS, du point σ jusqu'à la ligne de transformation de l'eutectoïde où est formée la perlite dont les grains après refroidissement seront entourés par un réseau de cémentite.

Structure primaire:

La plus part des métaux passent par l'état isotrope. C'est en se solidifiant que le métal prend ses premières orientations préférentielles qui influent sur toutes textures ultérieures (et rendrons par cela même leur étude plus difficile).

La solidification se fait en générale au contact d'une lingotière (métal de base dans le cas de la soudure). De nombreux grains germent sur la paroi froide, ils n'ont pas une texture très marquée; mais certains mieux orientés, se développent plus vite dans le bain liquide et forment des cristaux colonnaires ou basaltiques qui empêchent les autres de progresser et souvent les absorbent.

L'expérience a montré que dans presque tous les métaux et alliages cubiques centrés et à face centrée on obtient une structure de fibres où une direction est parallèle à l'écoulement de la chaleur, et un plan parallèle à la paroi de la lingotière forme un front de solidification. [1, 2]

La croissance dendritique à partir de la paroi constitue la région basaltique du lingot (structure grossière dendritique et orientée qui s'affine par un recuit au passage à l'état austénitique). La structure est de plus en plus marquée au fur et à mesure qu'on s'éloigne de la paroi de la lingotière. La compétition entre grains favorise ceux dont une direction de croissance dendritique rapide est la plus proche de la normale à la lingotière. La présence dans ces grains de dendrites parallèles à la paroi entraîne de plus leur extension latérale et aide à bloquer les cristaux mal orientés. La texture est accusée par la présence d'un soluté. Souvent la zone basaltique n'atteint pas le centre du lingot. Par suite des conditions thermiques et de la composition locale de l'alliage, une germination aléatoire dans le liquide résiduel produit de nombreux grains sans orientation préférentielle.

Dans la soudure à l'arc la vitesse de refroidissement est importante ($1500^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ à $1600^{\circ}\text{C}/\text{mm}$) à cause de la faible quantité de métal fondue. Ce qui donne, dans la zone fondue une structure basaltique. Les premières passes ont une structure fine, régulière (perlite au joints de grains ou précipitation de cémentite quinaire), la dernière couche a une structure basaltique.

1-3- Structure du métal de base:

Ces transformations dues à l'état thermique stationnaire établi en chaque point du métal de base dépendent des valeurs maximales de la température atteinte T_m et de la vitesse de refroidissement V_m (fig. 1.2), d'où les différentes zones à considérer:

- Zone de surchauffe au voisinage de la zone de fusion ($T > 1100^{\circ}\text{C}$) où se produit un grossissement exagéré des grains d'austénite donnant la structure de Widmanstaetten

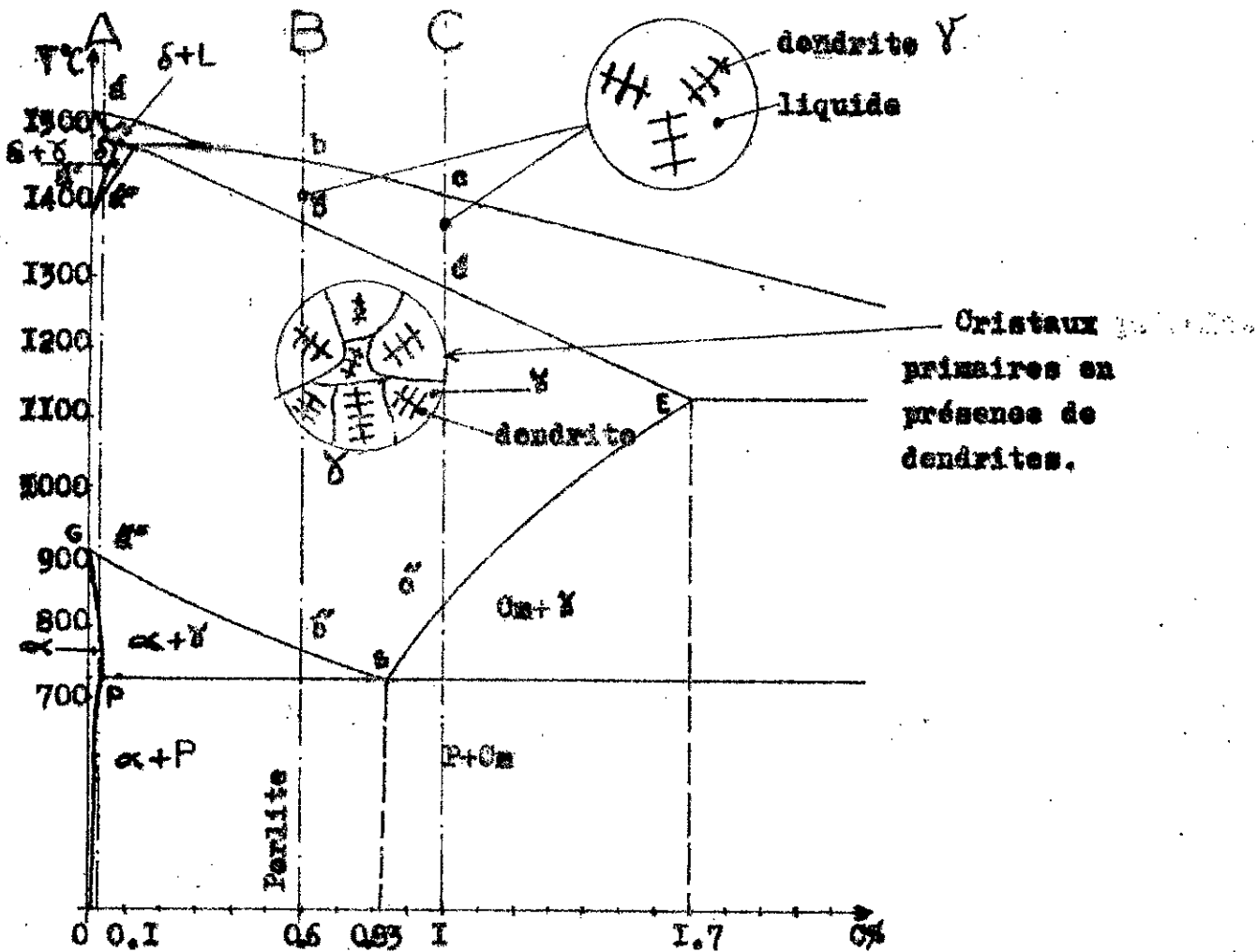


Fig. I.1 Diagramme d'équilibre des aciers au carbone. [1,5,6,13]

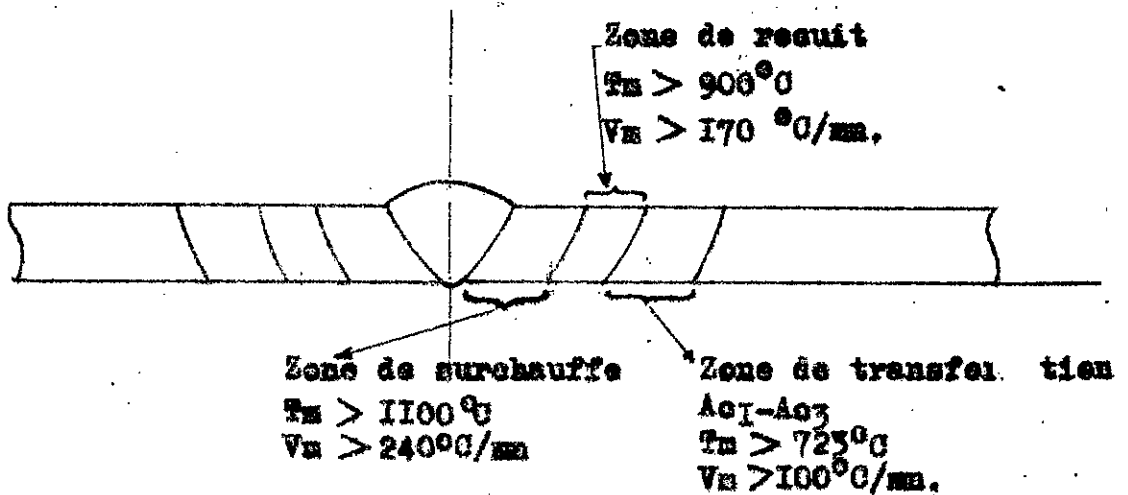


Fig. I.2-Stat thermique d'un assemblage soudé de deux toles de 10mm d'épaisseur. [3,11]

qui agit notablement sur les propriétés mécaniques de l'assemblage, en particulier la fragilité.

- Zone de recuit où le métal atteint la structure austénitique sans atteindre un grossissement exagéré ($900^{\circ}\text{C} < T < 1000^{\circ}\text{C}$).

- Zone de transformation entre Ac1 et Ac3 en dessous de la zone de recuit, où peuvent se produire des phénomènes secondaires tels que: formation de cémentite quinaire, précipitation de nitrures de fer Fe_4N ... qui altèrent les propriétés mécaniques de l'acier.

- Zone non affectée du métal de base, pour laquelle la température n'a pas atteint (723°C).

O H A P I T R E II:

DILATATION RETRAIT ET CONTRAINTES:

2-1- Introduction:

Toute pièce métallique libre, soumise à un gradient de température change de dimensions. Elle se dilate lors d'un échauffement (dilatation) et se contracte lors d'un refroidissement (retrait).

Le coefficient de dilatation linéaire varie peu avec la température, il est de $12 \cdot 10^{-6}$ à 100°C pour les aciers et de $19 \cdot 10^{-6}$ à 650°C avec une liberté de dilatation. [11]

2-2- Retrait et contraintes résiduelles:

On appelle retrait les déformations permanentes subsistant après échauffement d'une pièce suivi de son refroidissement jusqu'à la température ambiante.

Trois conditions sont nécessaires pour obtenir dans une pièce des déformations de retrait. [10]

-Le matériau de la pièce doit être thermiquement déformable.

-La pièce doit passer par une répartition thermique non homogène.

-Elle doit passer à l'état de plastification.

La figure (2-1) représente le diagramme de l'évolution, en fonction de la température, des déformations élastiques proportionnelles ϵ_{eT} , correspondant au début de plastification de l'acier et la loi d'échauffement $\epsilon_{\Delta T}$.

a-) Lorsqu'une pièce libre est chauffée puis refroidie à la température ambiante, elle s'allonge puis reprend sa forme initiale (si l'on ne tient pas compte du phénomène

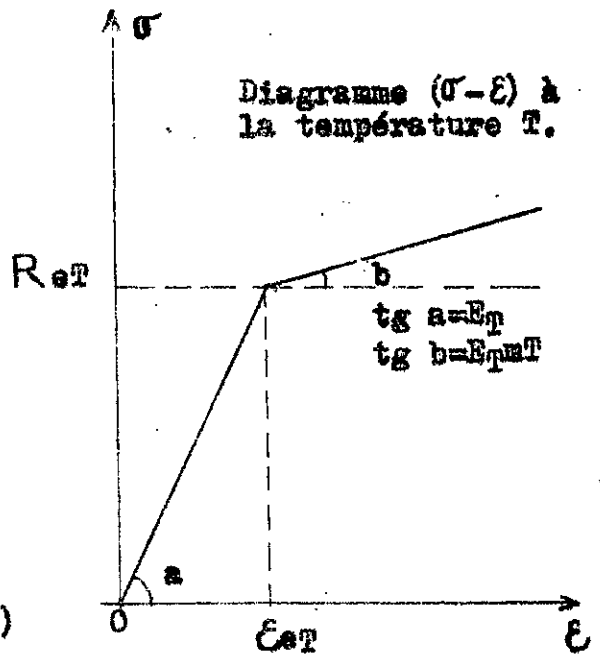
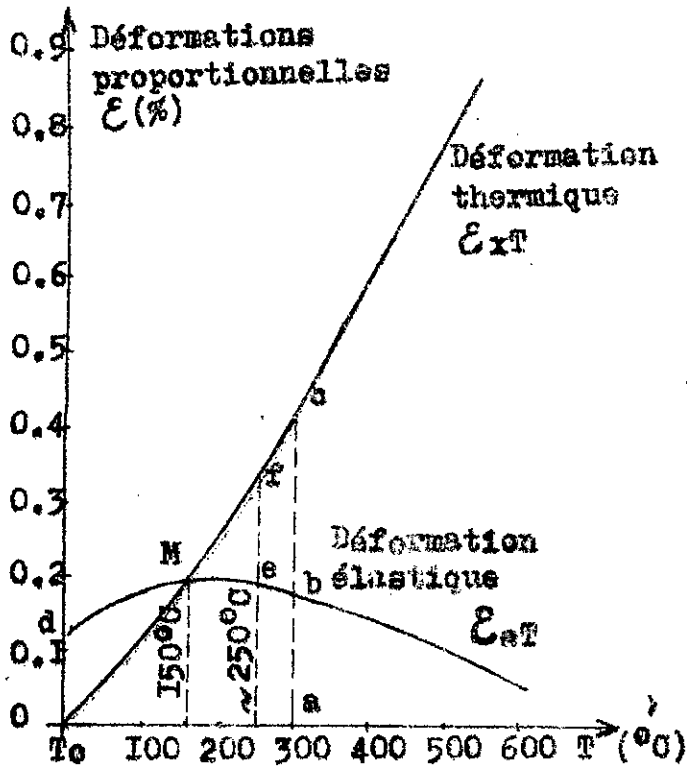


Fig. 2.1 - Diagramme des variations des déformations élastiques ϵ_{eT} (correspondant au début de la plastification de l'acier) en fonction de la température. [10]

E_T : module d'élasticité à la température T .
 αT : le coefficient de pente de la zone plastique à la température T .

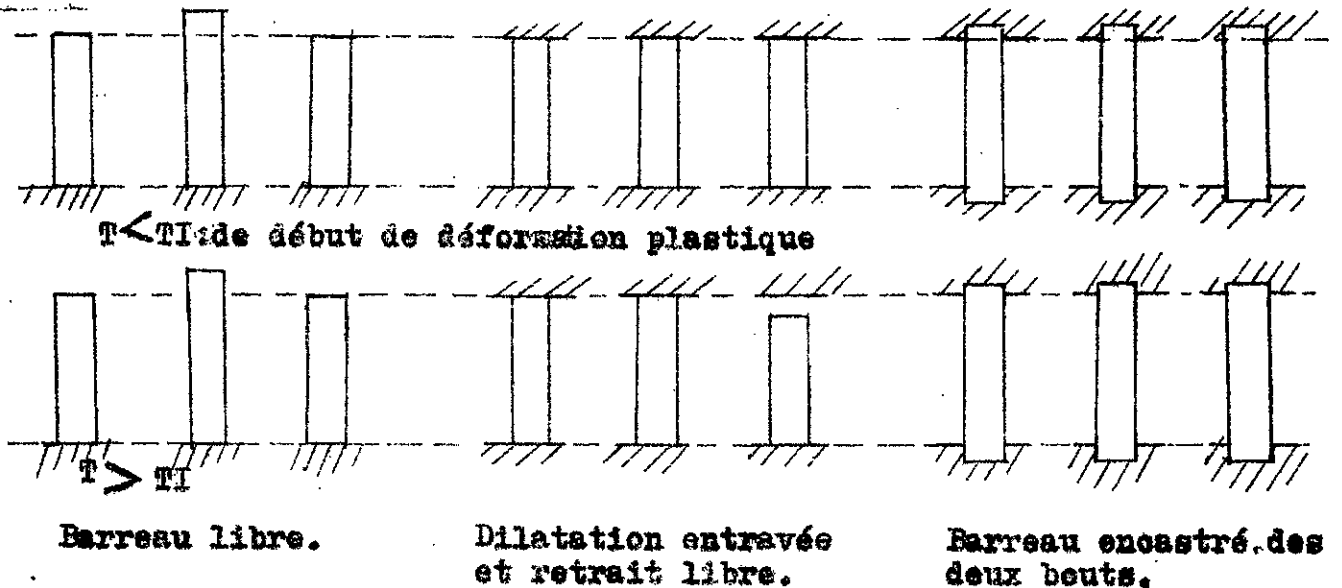


Fig. 2.2 Dilatation et retrait [10, 11]

d'hystérésis).

b-) Si lors du chauffage d'une pièce, à des températures inférieures à T_I de début de transformation plastique, une force l'empêche de s'allonger (dilatation entravée) (fig. 2-2) il se produira passagèrement des contraintes de compression, le barreau se refroidissant alors, restera à sa longueur initiale.

- Si au contraire cette force l'empêche de revenir à sa longueur initiale (retrait entravé), il se produira des tensions internes de traction. Les contraintes introduites restent inférieures à la limite élastique pendant tout le cycle.

$$[\sigma_{XT}] = [-E_T \epsilon_{XT}] = E_T \epsilon_{XT} < E_T \epsilon_{eT} = R_{eT} = [R'_{eT}]$$

c-) A haute température $T > T_I = 150^\circ C$ la déformation thermique que devrait prendre la pièce est composée d'une déformation plastique ϵ_{pT} et d'une déformation élastique

ϵ_{eT} .

$$\epsilon_{XT} = \epsilon_{pT} + \epsilon_{eT}$$

Si la dilatation est entravée, il apparaît une contrainte de compression σ_{XT} qui permet de conserver la longueur L_0 à la température T .

$$\sigma_{XT} = -E_T \epsilon_{eT} + m_T E_T \epsilon_{pT}$$

$$[\sigma_{XT}] = E_T \epsilon_{eT} + m_T E_T (\epsilon_{XT} - \epsilon_{eT}) > E_T \epsilon_{eT} = R_{eT} = [R'_{eT}]$$

Les contraintes dans le barreau dépassent la limite élastique, d'autant plus que la température T et le coefficient m_T sont élevés; il en résulte après retour à la température initiale une déformation proportionnelle de retrait.

$$\epsilon_r = \epsilon_{XT} - \epsilon_{eT} = \epsilon_{pT}$$

- Dans le cas où la dilatation et le retrait sont entravés (encastrement des deux bouts de la pièce par exemple) la longueur du barreau reste égale à l_0 , tant à l'échauffement qu'au refroidissement où les dilatations ϵ_{XT} et les contractions et retraits éventuels sont empêchés donnant

lieu à des contraintes résiduelles de traction $\sigma_{xT_0} = \sigma_{rés.}$

Les valeurs des contraintes résiduelles dépendent de l'importance des retraits empêchés $\epsilon_r = \epsilon_{pT}$.

Trois intervalles de température sont à considérer:

- Si $T_I = 150^\circ C \geq T$, il n'y a pas de plastification, donc les contraintes résiduelles sont nulles.

- Si $T_I < T < T_2 = 250^\circ C$

T_2 étant la température pour laquelle les déformations plastiques et élastiques à T_0 sont égales.

$$\epsilon_{eT_0} = \epsilon_{pT_2} = \epsilon_r.$$

Dans cette zone de température $0 < \epsilon_r < \epsilon_{eT_0}$, ces retraits sont entravés, il en résulte des contraintes résiduelles uniformes de traction annulant le retrait ϵ_r .

$$\sigma_{xrés} = \sigma_{rés} = E_{T_0} \epsilon_r$$

Elles sont inférieures à la limite élastique.

- A une température supérieure à $250^\circ C$ ($T > T_2$) les retraits devraient être supérieurs à ϵ_{eT_0} , ce qui conduit à des contraintes résiduelles dépassant la limite élastique R_{eT_0} à la température T_0 .

2-3- Application aux assemblages soudés:

L'assimilation des phénomènes de dilatation, retrait et contraintes est nécessaire dans le soudage.

Lors du soudage de deux pièces, celles-ci sont soumises à un régime thermique qui dépend du procédé utilisé, des formes, dimensions et positions des éléments assemblés.

La figure (2.3) nous donne un exemple de répartition thermique dans les assemblages bout à bout de tôles minces. D'après cette répartition thermique on voit que toutes les conditions nécessaires et suffisantes pour l'apparition de dilatations, retraits et contraintes résiduelles existent.

Dans les assemblages soudés on distingue les quatre types de retrait suivants:

- Le retrait longitudinal : r_l
- Le retrait transversal : r_t
- Le retrait suivant l'épaisseur : r
- Le retrait angulaire : $r \varphi$

2-3-1- Retrait et contraintes longitudinaux:

Le retrait longitudinal se produit parallèlement à la direction du joint soudé. Il se compose de la contraction propre du métal fondu et des déformations des pièces qui s'échauffent inégalement. Dans le cas du retrait longitudinal, ces deux effets s'entravent mutuellement. Les zones restées froides ou moins chauffées du métal des pièces à assembler opposent à la contraction du métal du joint, qui est prépondérante, une résistance d'autant plus importante que la température est basse, conduisant ainsi à l'apparition de contraintes de traction longitudinales σ_x , lesquelles sont équilibrées par des contraintes résiduelles de compression $\bar{\sigma}_x$ qui se créent dans les zones éloignées du cordon.

L'intensité des contraintes résiduelles dépend de plusieurs facteurs parmi lesquels nous distinguons les dimensions des pièces à souder, la forme des joints, le procédé (donc l'apport de chaleur)...

Les contraintes longitudinales sont très élevées si la zone chauffée est très étroite, causant l'amorçage et le développement des fissures. C'est le cas lors du soudage des aciers inoxydables austénitiques au chrome-nickel caractérisés par une faible conductibilité thermique.

En plus de la localisation de la chaleur au voisinage des joints de soudure dans une zone très étroite, le coefficient de dilatation thermique de ces aciers est environ cinquante pour cent plus élevé que celui des aciers ordinaires. Il peut donc en résulter des contraintes et des déformations plus élevées qu'avec l'acier doux.

La figure (2.4) représente schématiquement la répartition des contraintes résiduelles longitudinales σ_x dans un assemblage bout à bout. La fig. (2.5) représente la répartition des contraintes longitudinales σ_x au cours du soudage.

Devant l'arc le métal s'échauffe et se dilate mais les zones froide s'opposent à cette dilatation. Ce qui conduit dans les zones chaudes proches de l'arc (source de chaleur) à un gonflement des éléments d'assemblage et dans les zones où la température n'a pas atteint celle de plastification, à la création de contraintes de pression.

Au contraire derrière l'arc le métal se refroidit et, son retrait est entravé par les zones froides, ce qui conduit à la création, soit des déformations, soit à des contraintes de traction qui augmentent si les pièces sont en plus bridées.

2-3-2 Retrait et contraintes transversaux:

2-3-2-1- Retrait transversal:

Le retrait transversal r_t est composé de trois retraits partiels.

$$r_t = r_{ty} = r_1 + r_2 + r_3 \text{ où:}$$

r_1 est le retrait transversal du métal déposé, dû à la dilatation transversale des zones chauffées du métal de base, qui s'opposent bien aux contraintes que le métal fondu dont la température est très élevée.

r_2 est le retrait propre du métal déposé.

r_3 est le retrait indirecte dû au pivotement des pièces dans leur plan lors du déplacement progressif du point de fusion.

Le retrait transversal dépend de plusieurs facteurs qui ont fait l'objet de recherches expérimentales. Parmi ces facteurs on peut citer tous ceux qui conduisent à la modification de l'échauffement des pièces (conductibilité thermique

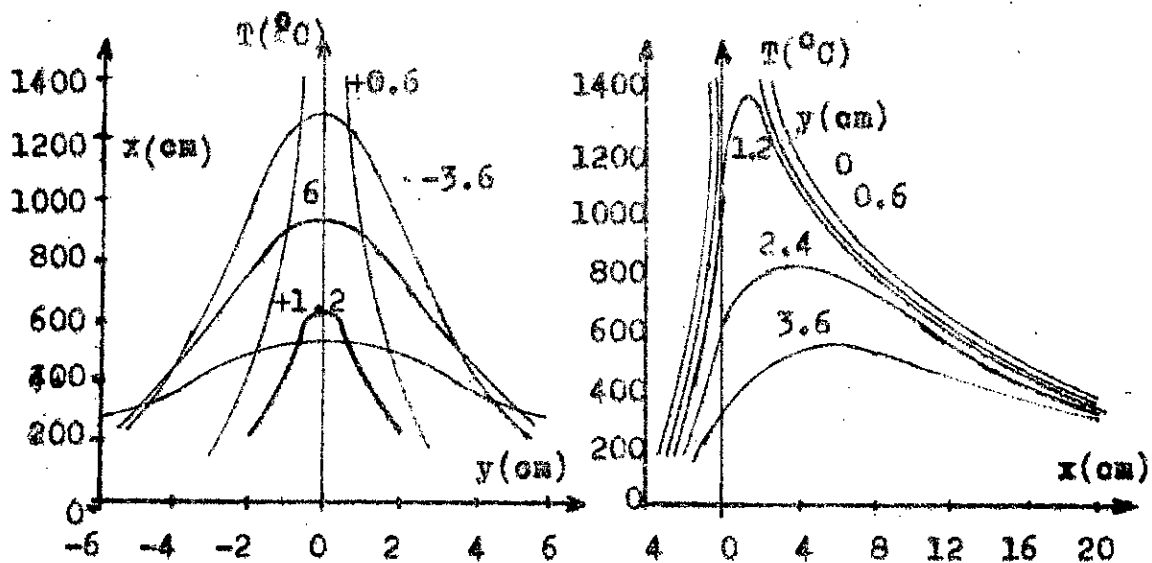
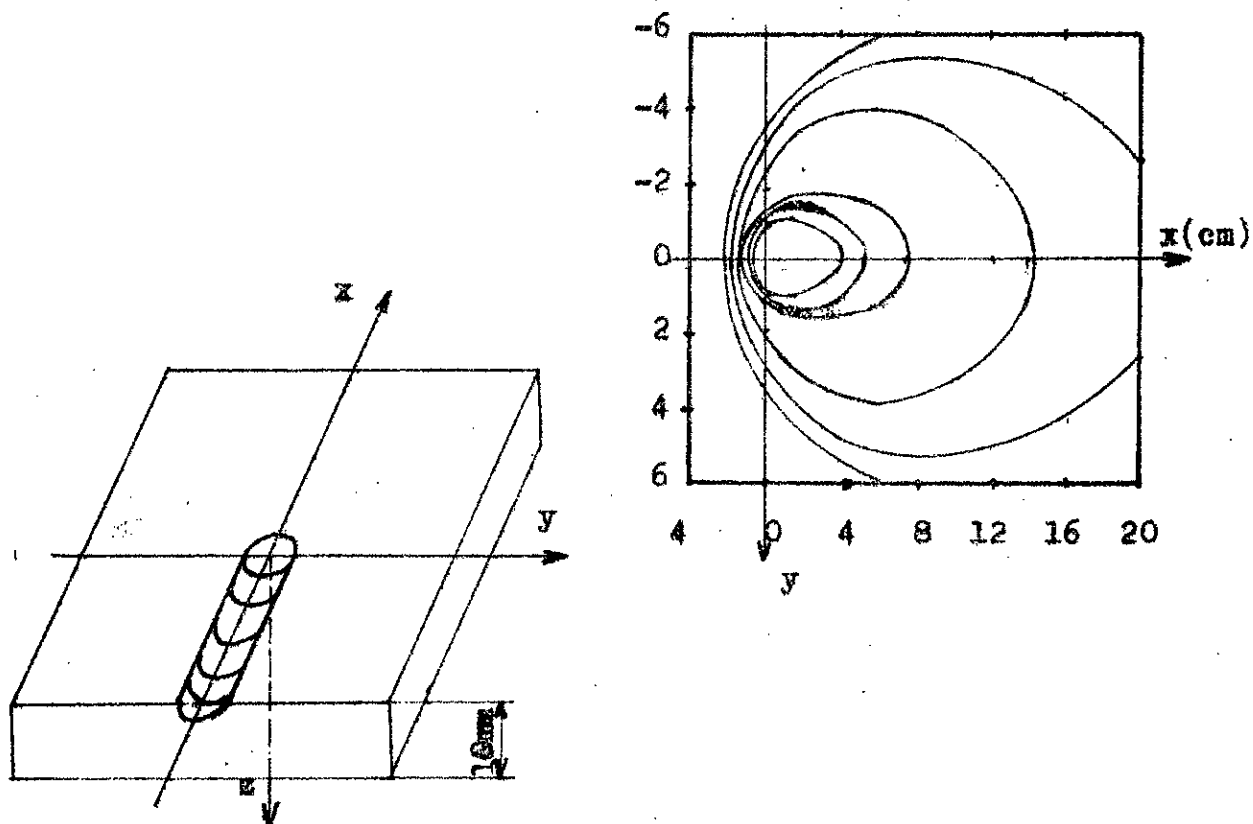


Fig. 2.3 - Répartition thermique dans un assemblage bout à bout de tôles minces. [10]



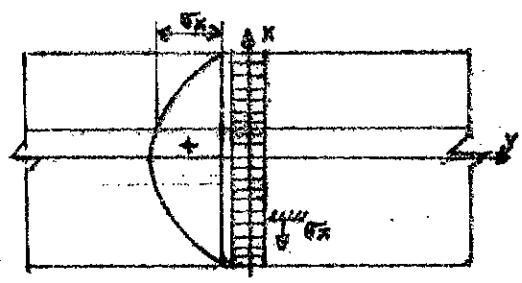
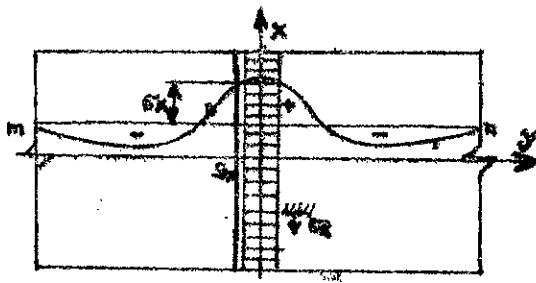


Fig.-2.4- Répartition des contraintes résiduelles longitudinales σ_x . [10]

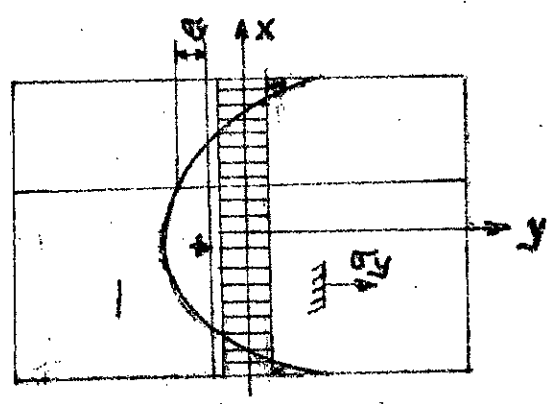


Fig. 2.6- Répartition des contraintes résiduelles transversales σ_y . [10]

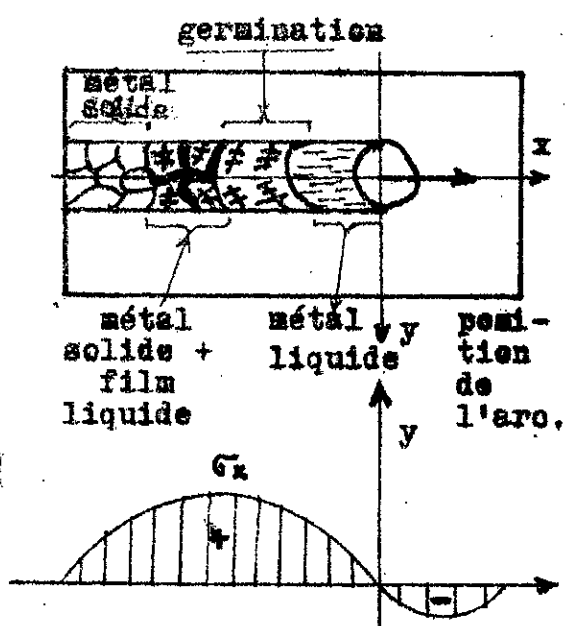


Fig.2.5 - Répartition des contraintes longitudinales σ_x en cours de soudage. [10]

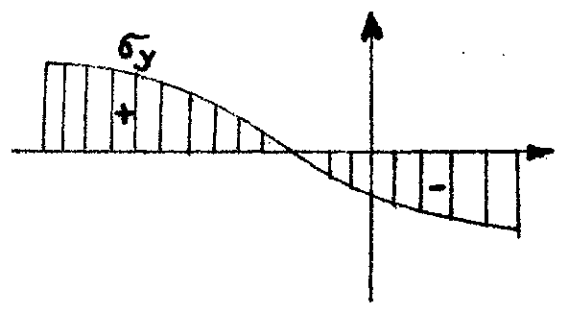


Fig.2.7 - Répartition des contraintes transversales σ_y en cours de soudage. [10]

du métal de base, dimensions et température initiale des éléments d'assemblage, (avec ou sans préchauffage), procédé de soudage (l'apport de chaleur varie nettement d'un procédé à un autre), vitesse de déplacement du point de fusion, l'ambiance (avec ou sans refroidissement)...). Il dépend aussi de certains facteurs géométriques tels que la section et la forme du joint, la préparation des pièces à assembler, leur épaisseur et leurs positions relatives, de la longueur du joint, du nombre de passes, de la position de soudage et du bridage.

D'une manière générale la valeur du retrait transversal est proportionnelle à la largeur moyenne du joint "Lm".

$$r_t = kLm$$

2-3-2-2- Contraintes transversales:

Comme le retrait transversal est toujours entravé (soit par les pièces même à souder ou un bridage), il apparaît donc des contraintes transversales σ_y dans les zones jusqu'à la plastification.

a-) Contraintes résiduelles transversales :

La figure (2.6) illustre la variation des contraintes résiduelles transversales du cordon de soudure en bout de deux pièces planes. La valeur maximale de la contrainte transversale résiduelle est atteinte à la partie centrale du cordon de soudure, qui se refroidit lentement par rapport à ses extrémités dont le retrait s'effectue pratiquement librement.

b-) Contraintes transversales lors du soudage:

On peut partager le cordon en deux parties distinctes.

A- la partie du cordon déjà solide qui peut être divisé en deux dans le cas de cordons assez longs.

a₁: partie solide dont la température est inférieure à celle de plastification où s'intensifient les contraintes de traction.

a₂: où la température est supérieure à la température de

plastification, on trouve dans cette partie une zone où le métal est, au voisinage du solidus constitué par des grains dendritiques séparés par un film liquide. Dans cette partie le métal est bien sûr avec un retrait entravé étant en évidence des contraintes de traction.

B- Une partie liquide qui comprend:

b_1 : Une zone de début de germination où le métal liquide commence à se contracter.

b_2 : Position de la source de chaleur (arc) où le métal liquide est déposé à haute température causant l'échauffement du métal de base qui se dilate créant ainsi une compression sur le métal déposé.

La figure (2.7) nous donne le graphe des contraintes sur le cordon de soudure au moment du soudage .

Bibliographie:

C H A P I T R E I I I :

LES ACIERS INOXYDABLES :

3-1- Généralités:

La métallurgie n'a jamais cessé de répondre aux exigences des sciences et de la technologie en mettant en évidence des alliages nouveaux. La mise à la disposition de l'industrie d'aciers à haute résistance à la corrosion a marqué un progrès imminent de la sidérurgie.

Les aciers inoxydables ont une résistance chimique exceptionnelle due à la présence du chrome (en général $Cr > 12\%$) et éventuellement à d'autres éléments tels que le nickel, le molybdène, le cuivre, etc... Le chrome confère à ces aciers la passivité dans un très large domaine d'application, et les autres éléments leur renforcent la résistance à la corrosion dans des milieux peu ou pas oxydants. La présence du titane et du niobium écarte le risque de corrosion intercrystalline.

Les aciers inoxydables ne sont donc que des alliages fer-carbone renfermant des additions de chrome ou de chrome et de nickel simultanément. Leurs constituants micrographiques sont donc les mêmes que ceux des aciers au carbone avec une modification des propriétés chimiques et de l'amplitude des intervalles, selon que les éléments d'addition sont α -gènes tels que Cr, Mo... ou γ -gènes tels que Ni, C,...

3-2- Système fer-chrome :

Le chrome, élément α -gène, tend à favoriser la formation de la ferrite (de réseau cubique centré) au détriment du fer

gamma (de réseau cubique à face centrée) par élévation du point A3 et abaissement du point A4, comme le montre la fig. (3.1) lors de l'accroissement de la teneur en chrome.

On remarque sur le diagramme Fe-Cr (fig 3.1) que pour des teneurs en chrome supérieures à 12.5 + 13% l'alliage est entièrement ferritique à toute température et ne possède donc pas de point de transformation.

3-2-1- Alliage Fe-Cr-C:

Ces alliages forment un diagramme ternaire de description difficile. Les figures (3.2) et (3.3) résument réciproquement l'influence du carbone et du chrome sur les diagrammes Fe-Cr et Fe-C.

3-3- Systeme Fe-Ni-Cr:

Les additions de nickel, élément gammagène, abaissent la position du point de transformation A3 étendant ainsi le domaine γ dans le diagramme Fe-Cr exempt de carbone de telle sorte que l'austénite en solution solide fer-nickel peut exister à l'état stable même à la température ambiante pour des teneurs suffisantes en nickel. La fig. (3.4) donne le diagramme d'équilibre des alliages Fer-Nickel. Sur la figure (3.5) on voit l'influence de l'accroissement de la teneur en nickel sur l'élargissement du domaine γ de l'acier à 18% de chrome. Nous remarquons un élargissement important aux hautes températures et un autres, réduit, aux basses températures. Tandis que la fig. (3.6) représente la coupe à une température donnée du diagramme ternaire Fe-Ni-Cr.

3-3-1- Influence de la présence de carbone:

Dans les aciers du système Fe-Cr-Ni-C, la question est rendue plus complexe du fait que ces alliages quaternaires renferment à l'état stable des carbures libres dès qu'il y a du carbone, même en très faible quantité.

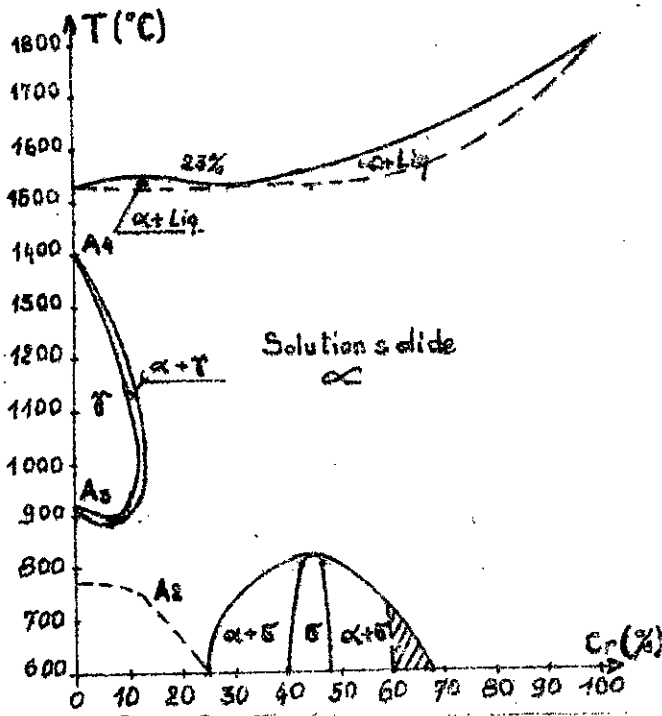


Fig. 3.1- Diagramme d'équilibre Fer-Chrome [3,13,24]

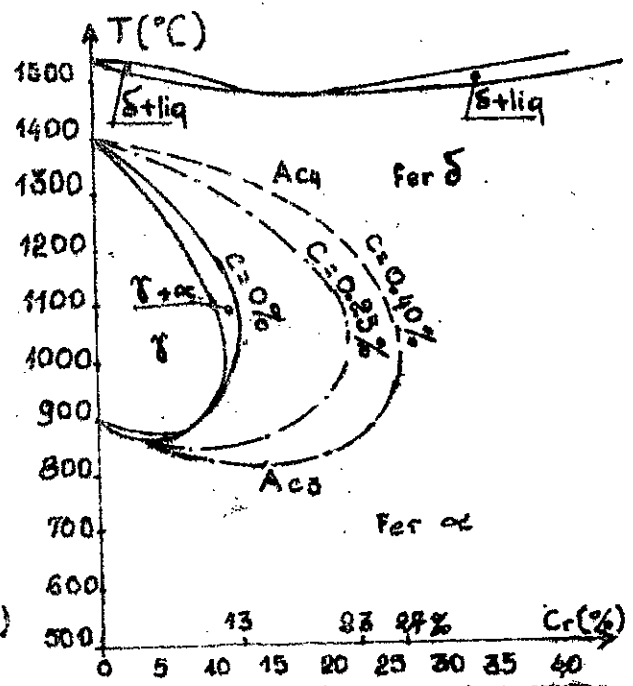


Fig. 3.2 Influence du carbone sur la boucle γ . [3,13,24]

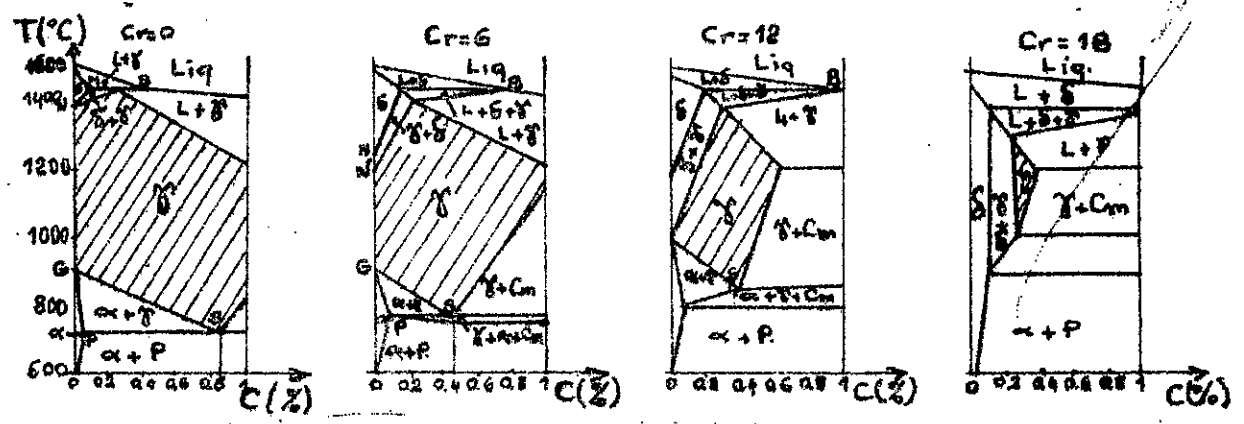


Fig. 3.3- Influence du chrome sur le déplacement des lignes du diagramme fer-carbone. [3].

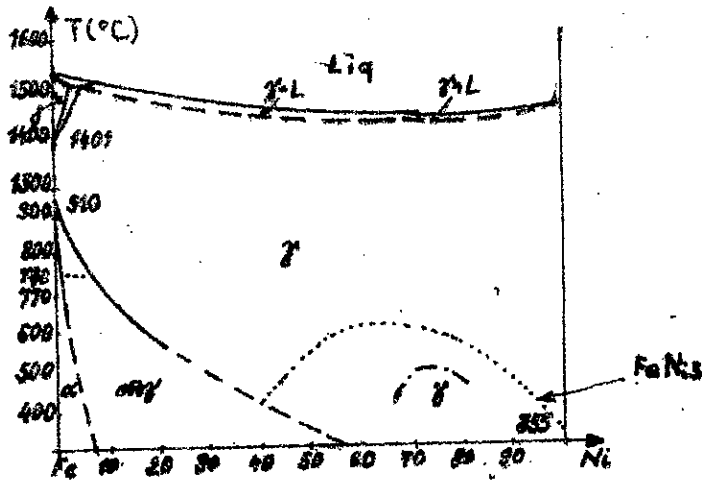


Fig. 3.4. - Diagramme d'équilibre Fe-Ni []

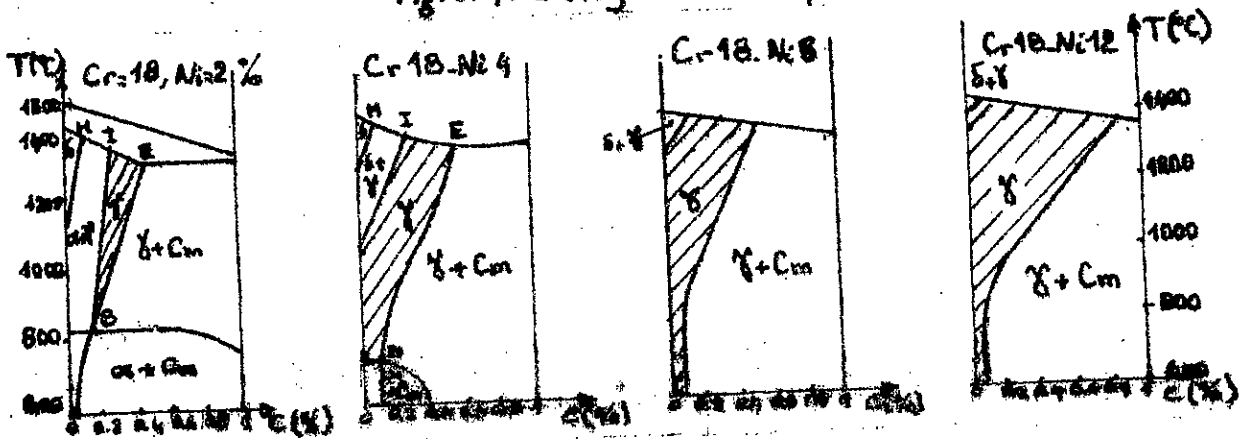


Fig. 3.5- Influences du nickel sur le développement du domaine γ de l'acier à 10% de chrome. [3]

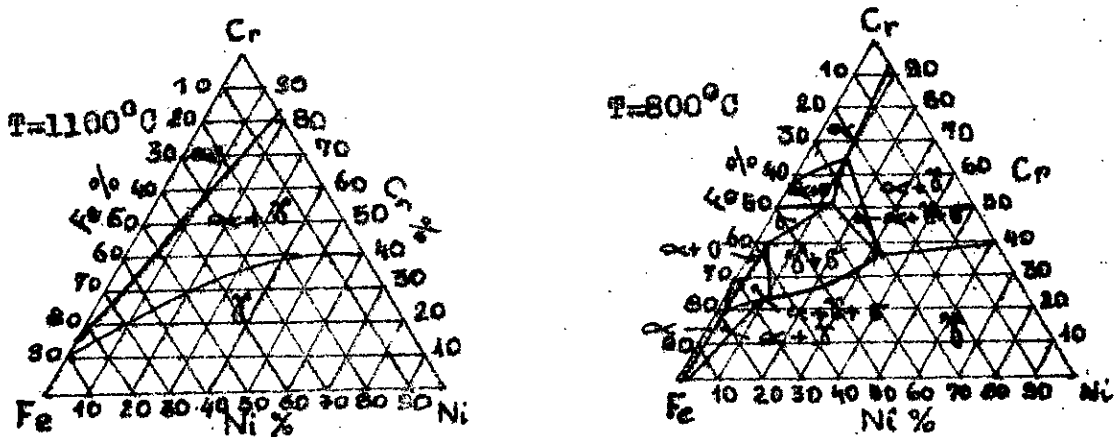


Fig. 3.6- diagramme ternaire Fer-Chrome-Nickel à 1100°C et 800°C [33]

3-4- Principaux types d'aciers inoxydables:

Les nombreux aciers résistant chimiquement peuvent être classés comme suit:

3-4-1- Aciers au chrome:

3-4-1-1- aciers à 5% de chrome:

Ce sont des aciers intermédiaires entre les aciers ordinaires et les aciers inoxydables, ils sont utilisés dans l'industrie du raffinage et du pétrole. Ces aciers peuvent contenir du molybdène du tungstène de l'aluminium et du cuivre

3-4-1-2- Aciers inoxydables martensitiques au chrome:

Ces aciers au chrome ont une structure perlitique à l'état recuit et martensitique à l'état trempé. On distingue deux catégories d'aciers inoxydables martensitiques.

a-) Aciers inoxydables martensitiques à bas carbone (C=0.15%, Cr=11.5-14%):

Ces aciers ne doivent pas être considérés comme spécifiquement inoxydables, car leur comportement dépend, dans de larges limites, des conditions de traitements thermiques.

Ils sont employés dans le cas où des caractéristiques mécaniques élevées sont requises associées à une résistance suffisante à la corrosion et ce après trempe (avec surchauffage à 900-1000 °C) et revenu à une température aussi basse que possible entre 300 et 480 °C.

b-) Aciers inoxydables au chrome à C=0.15%, Cr=12-18%:

La plus part des aciers de cette famille se groupent autour des compositions moyennes suivantes:

C=0.35%, Cr=13% et C=0.65%, Cr=16.5%

Après traitements thermiques ces aciers peuvent acquérir une dureté élevée respectivement 550 et 600 HB leur permettant de résister aux corrosions accompagnées d'usure par abrasion et érosion, notamment en contact des liquides contenant des particules solides.

3-4-1-3- Aciers inoxydables ferritiques au chrome:

Du fait de l'absence de points de transformation ces aciers ne prennent pas de trempe. On distingue deux familles d'aciers inoxydables ferritiques au chrome.

a-) aciers inoxydables ferritiques à faible teneur en chrome . C = 0,12%, Cr = 16-20%.

Ces aciers sont caractérisés par une bonne ductilité, un travail facile à chaud ou à froid, une sensibilité réduite à l'écroutissage, une excellente résistance à la corrosion et les assemblages soudés de ces aciers, sont d'une réalisation délicate en raison du grossissement exagéré de leurs grains par chauffage à température élevée, sans possibilité de régénération ultérieure par voie thermique.

b-) Aciers inoxydables à teneur élevée en chrome:

Des teneurs en Cr de 20 à 30% favorisent la formation à la surface des pièces d'un film adhérent continu et imperméable, assurant une autoprotection du métal sous-jacent et une résistance remarquable à l'oxydation à chaud jusque vers 1000°C, même dans les atmosphères sulfureuses, mais ne résistent pas, par contre, aux solutions d'acide chlorhydrique.

3-4-2 - Aciers inoxydables austénitiques au chrome nickel:

Ces aciers sont caractérisés par une structure totalement austénitique à l'état de livraison; état d'hypertrempe obtenu par un maintien entre 1025 et 1150 °C, suivant la composition chimique, suivi d'un refroidissement rapide à l'eau ou à l'air. Cette phase est favorisée par les éléments gammagènes tels que Ni, Mn, et Mo.

3-4-2-1- Composition chimique:

Les éléments de base composant chimiquement ces aciers sont le chrome et le nickel.

a-) Le chrome:

Le chrome est l'élément fondamental qui caractérise les

aciers inoxydables austénitiques et réfractaires. Le chrome élément gammagène, c'est-à-dire stabilisateur de la phase α , agrandit le domaine de celle-ci en réduisant celui de γ .

b-) Le nickel:

L'addition du nickel aux aciers inoxydables augmente leur résistance à la corrosion.

Élément gammagène comme le carbone, le nickel abaisse le point de transformation MS à de très basses températures, même jusqu'à -50°C et -200°C . C'est-à-dire que la structure reste austénitique même à la température ambiante. La fig. (3.7) montre que l'addition du nickel aux aciers fer-chrome à 18% de Cr élargit le domaine γ et fait disparaître le domaine α et $\alpha +$ carbures, et déplace l'eutectoïde S vers le bas. À partir de 8% de nickel il ne reste pratiquement que le domaine $\gamma +$ carbures.

Les aciers à 18% de Cr et 8% de Ni, à très bas carbone sont formés uniquement par la phase austénitique stable. On peut observer que le domaine austénitique croît avec la concentration en nickel et surtout à hautes températures (à partir de 1000°C environ), ce qui indique que la solubilité des carbures augmente avec la concentration en nickel.

c-) Le carbone:

Le carbone, élément gammagène, élargit le domaine γ mais donne avec les composés Fe-Cr plusieurs carbures complexes (localisés préférentiellement dans les joints de grains), suivant la teneur en chrome, si l'alliage est maintenu à une température de 450 à 800°C . Ces carbures diminuent la concentration en chrome pouvant ainsi causer l'oxydation intergranulaire. Ce phénomène risque de se produire lors du soudage de ces aciers dans la zone thermiquement affectée.

On peut remédier à la précipitation de carbures soit par:

1-) un traitement thermique après chauffage pendant environ 30mn à 1000°C , mettant ainsi ces carbures en solution dans l'austénite, suivi d'un refroidissement à l'air calme pour les pièces minces, ou un jet d'air ou d'eau pour les pièces

épaisses.

2-) un écrouissage et chauffage de quatre heures environ entre 675 et 750°C.

3-) une réduction au minimum de la teneur en carbone

4-) Incorporation dans l'acier d'une certaine quantité de titane (Ti) ou de niobium (Nb) liée à la proportion de carbone.

La teneur en carbone peut être classée en trois catégories: [30]

-Aciers à bas carbone: $C \leq 0.030\%$

-Aciers à carbone moyen: $0.030 < C \leq 0.080\%$

-Aciers à carbone élevé: $C > 0.080\%$

d-) le manganèse:

Le manganèse peut se trouver dans ce type d'acier avec une limite maximale de 2%, sauf cas particuliers.

Élément gammagène le manganèse augmente la stabilité des aciers inoxydables austénitiques au chrome nickel. Il existe des aciers inoxydables au chrome-manganèse et au chrome-nickel-manganèse qui sont en général à deux phases. Ces aciers sont parfaitement soudables au même titre que les aciers austénitiques au chrome-nickel.

Le manganèse joue un rôle important dans la résistance à la fissuration à chaud des aciers inoxydables austénitiques. Pour diminuer le risque de fissuration au cours du soudage, on ajoute 6 à 8% de Mn dans les aciers du type 25Cr-20Ni, dans les produits de soudage.

On peut même remplacer une partie de nickel par du manganèse. 6 à 10% de Mn abaissent la teneur en Ni vers 5 à 8%.

e-) Le soufre et le phosphore:

Le soufre et le phosphore se trouvent dans les aciers inoxydables austénitiques comme impuretés et dans la limite maximale de 0.040%. Ces éléments, moins solubles dans l'austénite que dans la ferrite, migrent vers les joints de grains austénitiques et forment des sulfures et des phosphorures.

f-) Le silicium:

Élément alphagène, le silicium agit dans le même sens que le chrome en favorisant la formation de la phase ferritique. Il augmente la résistance à l'oxydation des aciers inoxydables austénitiques par les gaz oxydant à chaud. Mais un excès de Si augmente la sensibilité à la fissuration à chaud des austénites. Pour cette raison la teneur en silicium doit être limitée à une valeur maximale, sauf cas particulier, de 1%.

L'intérêt du silicium apparaît surtout dans les aciers à haute teneur en nickel, avec une proportion maximale de 1,5%.

D'autres éléments peuvent être contenus dans les aciers inoxydables austénitiques:

1-) Éléments stabilisant le carbone:

Le titane et le niobium ou columbium incorporés dans l'acier, dans une proportion liée à la teneur en carbone, remédient à la précipitation de carbures, localisés dans les joints de grains.

Ti=6(C-0,02)% avec une valeur maximale de 0,6%
ou Nb=8 à 10C% avec une valeur maximale de 1,1%.

Dans le cas des électrodes de soudure en acier 18-8 le Nb est particulièrement intéressant parce qu'il entre, avec un rendement acceptable, dans le métal fondu et le stabilise, tandis que le Ti s'oxyde et se niture.

Le columbium, élément fortement alphagène, est introduit dans les aciers austénitiques pour masquer la formation des carbures de chrome empêchant ainsi l'appauvrissement en chrome des zones voisines du réseau cristallin. Le columbium pourrait intervenir favorablement dans les aciers réfractaires à haute teneur en chrome et en nickel (25Cr-20Ni et 25Cr-12Ni) par son caractère fortement alphagène. On peut admettre une teneur en columbium correspondant à 10 fois celle du carbone avec une valeur maximale de 1% pour les aciers 18Cr-8Ni.

2-) Éléments améliorant la résistance à la corrosion vis-à-vis de certains liquides:

a-) le molybdène:

Élément alphasène il augmente la résistance à la corrosion, en particulier dans les milieux acides réducteurs et en présence de Cl^+ , dont la passivité du chrome est peu stable.

Sauf cas particuliers la teneur en molybdène est de 2/4 à 4%. De plus le molybdène augmente la ductilité de l'austénite à haute température en diminuant ainsi la sensibilité à la fissuration à chaud.

b-) Le cuivre:

Élément gammagène n'a pas d'influence sur la structure mais améliore la résistance à la corrosion des aciers inoxydables dans certains milieux acides tels que l'acide sulfurique.

3-) Éléments améliorant les caractéristiques mécaniques:

a-) L'azote :

En l'absence d'addition volontaire l'azote peut se trouver dans les aciers austénitiques sous forme d'impureté à la limite maximale de 0.10%

L'azote, élément fortement gammagène comme le carbone et le nickel, a remplacer en partie ou en totalité ce dernier en cas de pénurie; 1% d'azote pour 10% de nickel

b-) Le tungstène:

Élément alphasène est introduit uniquement pour améliorer les caractéristiques mécaniques à chaud et à froid.

c-) Le bore dans une limite maximale de 0.0045%.

4-) Cas particuliers:

~~Aluminium~~ élément alphasène, comme le silicium augmente la résistance à l'oxydation à chaud des aciers. A cause de l'accroissement de la sensibilité à la fissuration lors du soudage sa teneur est limitée.

3-4-2-2- Classification des aciers inoxydables austénitiques:

Les aciers inoxydables austénitiques sont classés suivant leur composition et leur utilisation. On distingue différents groupes:

a-) Aciers austénitiques de composition : $C \leq 0.20\%$;
 $Cr=17 \pm 20\%$; $Ni=7 \pm 10\%$.

Ce sont les aciers les plus fréquemment utilisés et parmi eux les types 18Cr-8Ni et 20Cr-10Ni avec ou sans autres éléments d'addition.

b-) Aciers à teneur renforcée en chrome:

Des aciers renformant 25 à 30% de Cr, 8 à 15% de Ni et 0,2 à 0,60% de C sont utilisés pour leur résistance à l'oxydation à chaud et à la corrosion, leur structure micrographique est formée de graphite d'austénite et de carbures, la proportion d'austénite est d'autant plus élevée que la teneur en carbone de l'acier ou sa vitesse de refroidissement sont plus fortes.

Ils ont une remarquable résistance à la corrosion inter-cristalline, et des additions de 2 à 4% de molybdène améliorent celle-ci dans les milieux sulfuriques.

c-) Aciers résistant à la corrosion à chaud:

-Aciers austénitiques à teneur moyenne de 5 à 20% de nickel et 18 à 20% de chrome. On retrouve dans cette catégorie les aciers classiques 18-8.

-Aciers austénitiques à teneur relativement élevée en nickel $Ni=20$ à 40% ; $Cr=5$ à 15%.

-aciers austénitiques très riches en nickel:

$Ni=20$ à 80% et $Cr=10$ à 15%.

On y trouve l'acier ATG d'Imphy de composition: $C=0.15\%$; $Ni=60\%$, $Cr=11\%$; $W=2.5\%$ utilisé pour les tubes de synthèse de l'ammoniaque et l'hydrogénation.

-Aciers austénitiques à teneur élevée en manganèse et prix réduit:

- aciers au chrome-manganèse-nickel-cuivre:

Cr=16 à 18%; Mn=3 à 20% (généralement 8 à 10%); C=0,09 à 0,30%; Ni=0,20 à 0,5%; Cu=0,75 à 1%.

Ces aciers ont une résistance au fluage inférieure à celle des aciers 18-8.

3-4-2-3- Propriétés générales des aciers inoxydables austénitiques

a-) Propriétés physiques:

Elles diffèrent sensiblement de celles des aciers au carbone.

- Leur point de fusion est plus bas ($1425 \pm 1475^{\circ}\text{C}$) en générale, celui des austénites 18-8 et leurs dérivés varie entre 1400 et 1430°C suivant leur teneur en carbone. L'addition de certains éléments d'alliage abaisse encore cette température.

Exemples:-- Une addition de 3% de molybdène abaisse celle-ci jusqu'à 1370°C .

- Une addition de 2 à 3% de silicium l'abaisse jusqu'à 1380°C

Leur soudage nécessite donc moins de chaleur.

- Leur densité:

La densité moyenne des aciers classique 18-8 de $7,93 \pm 0,02$ est un peu plus élevée pour des nuances contenant 2 à 3% de molybdène. Celle des aciers réfractaires 20-25 est de $8,04 \pm 0,02$.

Leur coefficient de dilatation thermique est nettement supérieur à celui des aciers ordinaires au carbone (environ 50% plus élevé); il varie légèrement avec les différentes nuances. Il peut en résulter des déformations et contraintes résiduelles plus grandes qu'avec l'acier doux. [4]

- Leur module d'élasticité est voisin de celui des aciers doux et baisse rapidement lorsque la température augmente. [4]

b-) Propriétés des joints soudés:

Les joints possèdent, si le soudage est correctement mené, des caractéristiques mécaniques très voisines, et, en général

identiques à celles du métal de base, sans préchauffage ni traitements thermiques des soudures.

Le choix du métal d'apport, quand il est nécessaire, est déterminant pour la bonne conduite de la soudure (propriétés mécaniques et résistance à la corrosion du joint).

régions

L'atteinte par certaines^v de l'assemblage soudé, des pièces en acier inoxydable austénitique, de températures élevées conduit aux effets suivants:

- Les régions situées de part et d'autre de la zone fondue se trouvent soumises à une grande diversité de température depuis la température de fusion jusqu'à l'ambiante, avec un temps de maintien relativement court.

Il peut donc se produire des modifications structurales qui peuvent avoir des effets non négligeables sur le comportement de l'acier lors de son utilisation en service.

- Les aciers à carbone moyen et élevé ($C > 0,03\%$) présentent le risque de précipitation de carbures de chrome avec comme conséquence le risque de corrosion intercrystalline.

- Les aciers stabilisés au titane et, dont la teneur en cet élément est fortement excédentaire sur la quantité nécessaire pour fixer le carbone ($Ti = 6(C - 0,02)\%$) présenteront des précipitations dans la ligne de séparation métal fondu - métal de base; ces précipitations sont sensibles en présence de fluides fortement oxydants: cette corrosion s'appelle corrosion en lame de couteau.

- La cristallisation de la zone fondue est fort différente de celle des produits de base, mais cette différence est sans incidence sur le comportement ultérieur de l'acier (tenue mécanique ou tenue à la corrosion).

ELECTRODES POUR LE SOUDAGE A L'ARC

4-1- Catégories d'électrodes utilisées en soudage à l'arc et dans les techniques connexes:

Dans ces procédés on utilise soit des électrodes fusibles constituant le métal d'apport, soit des électrodes non fusibles. Ces dernières dont l'usure est particulièrement lente, dans les conditions d'emploi usuelles, sont dites réfractaires, elles sont en général en graphite, en tungstène ou en cuivre.

Les électrodes fusibles peuvent se présenter sous forme de baguettes (nues ou enrobées), principalement utilisées en soudage manuel, ou sous forme de fil-électrode enroulé ou non utilisées principalement en soudage automatique ou semi-automatique. [3, 9, 11]

Dans cette études nous nous intéresserons principalement aux électrodes en forme de baguette pour le soudage manuel.

4-2- Principaux types d'électrodes utilisées en soudage manuel à l'arc:

4-2-1- Electrodes nues:

Malgré certains avantages, (prix réduit, constante de fusion plus élevée et moindres déformations), les électrodes nues ne sont pratiquement plus utilisées en soudage manuel à l'arc à cause des inconvénients suivants: [3, 9, 11]

-Grandes difficultés d'ammorçage (même en courant continu auquel elles sont destinées).

- Leur arc est peu stable, erratique et très sensible aux phénomènes de soufflage magnétique.

- Les pertes à la fusion sont importantes, même pour les intensités limitées.

- Absorption de gaz de l'air (oxygène et surtout azote), qui provoquent ainsi des soufflures, l'oxydation et la nitruration du métal déposé. Les dépôts sur aciers doux seront poreux, durs et cassant. L'oxydation et la nitruration provoquent en outre une baisse de la teneur en carbone, en silicium et en manganèse. La capacité de déformation des soudures diminue considérablement par ce phénomène.

4-2-2- Electrodes enrobées:

Inventées par le suédois "Kjellberg", les électrodes enrobées sont constituées par une âme métallique et un revêtement (enrobage) plus ou moins épais constitué par des poudres de composition complexe (mélange de matières organiques et minérales, parfaitement homogénéisées et agglomérées par un liant qui est très généralement du silicate de soude ou de potasse. Chaque corps joue un rôle très important soit pendant la solidification, soit pendant la fusion. Un enrobage remplit à la fois les fonctions électriques, physiques (par le laitier) et métallurgiques.

4-2-2-1- Rôle électrique de l'enrobage:

L'existence d'un arc électrique dépend de l'état d'ionisation des gaz compris entre l'anode et la cathode. Les arcs métalliques sont instables à cause de leurs caractéristiques négatives, dues au fait que la résistance diminue quand l'intensité de l'arc augmente. Pour obtenir la stabilité de l'arc en fonctionnement, on est conduit à introduire dans son circuit une résistance ou mieux une self avec une résistance, qui s'op-

posent aux variations rapides du courant. Ainsi les facteurs agissant sur l'instabilité du courant sont:

-La tension d'amorçage à vide (en courant alternatif on est conduit à des tensions d'amorçage élevées.).

-Le potentiel d'ionisation des métaux.

-Le pouvoir thermo-ionique.

-La conductibilité thermique.

Pour l'arc en courant alternatif un milieu fortement ionisé est indispensable, d'où la nécessité dans l'enrobage de sels de sodium de potassium... D'autres produits sont également favorables à l'amorçage et à l'entretien de l'arc, les silicates, les carbonates, les oxydes de fer, de titane, de thorium etc... Tandis qu'un grand nombre de produits tels que les fluorures offrent une action électrique défavorable. C'est ainsi que la criolithe n'est pas conseillée comme ionisant.

D'une manière générale les corps qui se décomposent pour donner des gaz facilement dissociables exigent des tensions d'amorçage élevées.

Exemple $H_2 \longrightarrow 2H + 102 \text{ kcal/mole.}$

4-2-2-2- Rôle physique de l'enrobage:

L'enrobage doit faciliter le soudage dans diverses positions, (horizontale, verticale et au plafond) fournir un cordon bombé ou concave (soudure en congé) suivant sa nature.

Deux éléments interviennent pour cette fonction:

- La nature de l'enrobage qui détermine la viscosité du laitier liquide.

- L'épaisseur de l'enrobage.

La goutte fondue est entraînée par les gaz produits par l'enrobage où la vapeur d'eau (dans le cas des soudures au plafond), d'où le rôle mécanique de la vapeur d'eau.

Les électrodes volatiles ou semi-volatiles permettent l'exécution de soudures de bel aspect en position à cause de

l'hydrogène et de la vapeur d'eau.

- Les électrodes basiques sont ainsi capables de déposer du métal en toute position grâce à la formation de gaz carbonique par décomposition des carbonates.

-Le laitier fondu doit maintenir la goutte en place "d'où le rôle de la tension capillaire du laitier".

- Nette influence de la viscosité des laitiers, non seulement pour l'obtention facile des dépôts en différentes positions, mais aussi pour la protection du métal liquide.

Par ailleurs les vitesses des réactions, les échanges entre laitier et métal sont facilités par un laitier fluide. Donc pour la fixation du manganèse ou des éléments spéciaux dans le bain fondu, et pour la désulfuration et la déphosphoration des soudures, il faut choisir des laitiers peu visqueux.

4-2-2-3- Rôle métallurgique de l'enrobage:

Les enrobages contiennent en plus des éléments stabilisateurs et des produits chimiques qui forment le laitier métallurgiques, des éléments réducteurs et des éléments utiles qui se fixent au métal fondu en vue d'améliorer ses propriétés mécaniques.

Le laitier agit, soit en protégeant le métal liquide du contact de l'air (laitier épais), soit en dégagant des gaz réducteurs, par exemple de l'hydrogène dans les électrodes volatiles, soit les deux à la fois, comme dans les enrobages basiques.

4-2-2-4- Classification des enrobages:

Nous avons cinq grandes classes d'enrobage suivant leur nature chimique et les réactions de leur laitier.

4-2-2-4-1- Les enrobages oxydants:

Composés principalement d'oxyde de fer, de silice, de silicates naturels (Kaolin, Talc, Mica, Feldspath, etc...), avec peu ou pas d'éléments désoxydants, ces enrobages sont généralement épais

Leur laitiers appartiennent au système FeO-SiO_2 correspondant sensiblement au composé 2FeO-SiO_2 ($T_f=1200^\circ\text{C}$) ou fayalite.

Le métal fondu fixe une grande quantité d'oxygène ou d'oxyde de fer (FeO) et d'azote sous forme de nitrures Fe_3N . Les teneurs en azote des soudures oxydantes sont de 0.03 à 0.04%. Le manganèse et le silicium de l'acier se déplacent vers le laitier,



Laitier: FeN est donné par O_2
ou FeO et N_2

Fig. 4.1.-Influence d'un laitier oxydant

- Ces électrodes sont les plus courantes.
- Elles donnent de faibles caractéristiques mécaniques.
- Elles donnent des cordons de très bel aspect (surtout en soudure d'angle). Elles sont surtout utilisées pour le soudage des aciers doux à plat ou en gouttière lorsqu'une belle apparence est nécessaire.

4-2-2-4-2-Enrobages acides:

Ces enrobages, moyens ou épais, sont à base d'oxyde de fer et de silicates naturels, mais ils renferment une grande proportion de produits désoxydants et dénitruants sous forme de (ferromanganèse, ferro-silicium, ferro-titane).

Leurs laitiers sont du système $\text{FeO-SiO}_2\text{-MnO}$ et donnent des silicates complexes (MnO, FeO, SiO_2) ou rhodonite.

Ils contiennent:

a- Une grande proportion de silicate de fer (fayalite) ou des silicates plus complexes de fer et de manganèse.

b- Des oxydes libres FeO, MnO en proportions variables.

- Ces laitiers tendent à dissoudre des oxydes basiques tels que MnO , par suite une grande quantité de manganèse (Mn) doit se déplacer vers le laitier.

Cet enrichissement en manganèse tend à diminuer la viscosité du laitier d'où l'amélioration de l'aspect du cordon et la possibilité de réaliser des soudures en toutes positions. Leurs soudures, surtout d'angle ou en position, sont sujettes à la fissuration à chaud, ce qui limite l'emploi des enrobages acides aux aciers

présentant une bonne soudabilité ($\text{C} < 0.20\%$, $\text{S} < 0.05\%$ pour aciers calmes) et ($\text{C} < 0.25\%$, $\text{S} < 0.06\%$ pour les aciers effervescents).

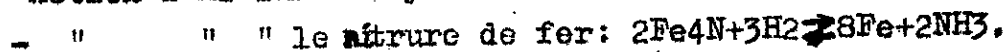
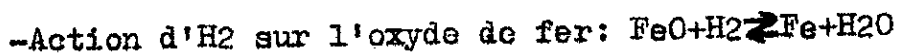
4-2-24-3- Les enrobages à l'oxyde de titane:

Ces enrobages à base de rutile (TiO_2 naturel à 95%) ou d'ilménite (oxyde de fer titané) renferment des éléments affinants tels que les ferro-alliages et les silicates naturels. Ils sont d'une épaisseur moyenne ou forte.

- Le système des laitiers ($\text{TiO}_2\text{-FeO-MnO}$) ayant une fonction acide moins forte que celle des laitiers acides.
- Bel aspect des soudures.
- Bonnes caractéristiques mécaniques.
- Grande stabilité de l'arc.
- Possibilité de réaliser des soudures en toutes positions.
- Elles s'apparentent dans une certaine mesure aux électrodes à enrobage acide et de ce fait peuvent comporter des risques de fissuration à chaud.

4-2-244- Electrodes cellulosiques:

Ces enrobages, d'épaisseur moyenne en général, sont à base de produits volatils (cellulose de bois ou de coton) auxquels on ajoute des silicates naturels et des ferro-alliages réducteurs. Leur combustion dégage un volume considérable de gaz réducteurs, protecteur du bain de fusion, de sorte que les caractéristiques du métal déposé sont bonnes. Les réactions de réduction se font en milieu d'hydrogène:



Le métal déposé est affiné, ($\text{O}_2 < 0.020\%$) mais il peut renfermer 15 à 25 cm^3 d' H_2 par 100g de métal déposé.

Application: soudage en position, pénétration.

4-2-2-4-5-Enrobage basique:

Ce type d'enrobage est le plus important du point de vue métallurgique, il contient des proportions considérables de carbonate (spath-fluor, cryolithe...) de calcium ou de magnésium à chaleur de formation élevée, avec un fondant mélangé avec des produits désoxydants et dénitruants sous forme de ferro-alliages.

Leur température de fusion (2000°C) trop élevée nécessite un fondant pour l'abaisser, (spath-fluore, cryolithe ...).

Leurs laitiers sont du système CaO-SiO_2 ou plus complexes, ils se présentent sous forme de métasilicates 2CaO-SiO_2 ou mélange de méta et trisilicates très stables.

On admet qu'une partie du fer peut se combiner aux carbonates sous forme de ferrite de chaud $\text{Fe}_2\text{O}_3, 2\text{CaO}$ ($H_f=21000$ cal/mole). L'alumine doit se trouver à l'état combinée, car à haute température sa fonction basique est plus grande que sa fonction acide.

Les électrodes basiques fournissent un métal déposé pur, avec de faibles inclusions dispersées et une structure fine.

Certaines électrodes basiques constituent la classe des "électrodes à bas hydrogène".

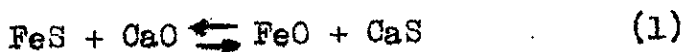
4-3- Electrodes utilisées pour le soudage des aciers inoxydables:

Le soudage des aciers inoxydables nécessite une meilleure protection des éléments d'alliage et une meilleure constance de la qualité analytique du métal dans le joint soudé, car une faible variation de la teneur en un élément d'alliage risque de changer la structure et par conséquent ses caractéristiques. Cette protection est donnée par un enrobage basique dont les laitiers permettent un affinage supplémentaire du métal liquide par la désulfuration et la déphosphoration. Le soufre et le phosphore sont les éléments les plus favorables à la formation des fissures à chaud.

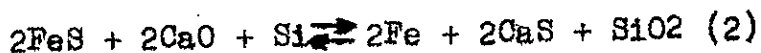
4-3-1- Réactions de désulfuration:

A- Par la CaO:

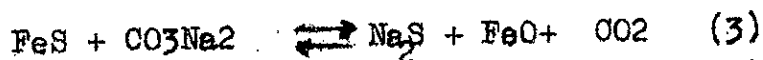
La désulfuration est le résultat de la réaction chimique



Cette réaction est limitée par la présence d'oxyde de fer, elle ne se fait bien dans le sens favorable que lorsque le milieu est réducteur (pour détruire FeO);



B- Par le carbonate de soude:



Comme dans le cas de la chaud, il faudra se trouver en milieu réducteur pour détruire l'oxyde de fer.

La désulfuration augmente également avec la température qui doit être la plus élevée possible, on obtient alors un laitier bien fluide agissant davantage sur le métal. Cette fluidité est favorisée par l'addition de rutilé ou l'emploi de mélange de 60% de carbonate de soude, 25% de castine et 15% de spath fluore.

Nous devons noter en effet que la désulfuration se fait non seulement par ces réactions mais encore par la dissolution du sulfure de fer dans la scorie; cette dissolution sera facilitée par la fluidité de celle-ci.

Le dégagement de gaz carbonique, dû à la présence de castine, provoquerait une agitation du bain favorable à la réaction. Dans le même sens, le dégagement d'azote, dû à l'addition de nitrure de calcium, joue le même rôle. On élimine en moyenne 150 à 160g de soufre par kg de carbonate de soude.

Si on tient compte de la présence de silicium et de la réaction:



la teneur théorique en soufre sera très faible,

Le manganèse existant dans l'acier joue également un rôle favorable. Par contre il faut noter que tout processus oxydant et que toute addition diminuant la fluidité ou la basicité du laitier seront nuisibles pour la désulfuration. En particulier la silice diminue sensiblement le pouvoir absorbant, du laitier pour le soufre, sans doute en fixant la soude sous forme de silicate.

4-3-2- Dispersion du soufre:

Une addition de manganèse provoque la formation d'un sulfure double de manganèse et de fer qui sera dispersé dans toute la masse en globules isolés et dont le point de fusion est nettement supérieur à celui du sulfure de fer; celui du sulfure de manganèse est de 1610°C , et le mélange à 50% des deux sulfures fond encore à plus de 1400°C . La teneur en manganèse doit être au moins quatre fois supérieure à celle du soufre, la proportion nécessaire croissant avec l'oxydation du fer.

CHAPITRE V :

LA FISSURATION DES SOUDURES:

5-1- Généralités:

La sensibilité à la fissuration des métaux et leurs alliages soudés est le phénomène le plus déterminant parmi ceux qui définissent la soudabilité. Les constructions soudées sont particulièrement exposées à la fissuration à cause des régimes thermiques auxquels elles sont soumises.

L'étude des causes et des mécanismes de la fissuration ainsi que des moyens d'empêcher leur apparition présente une importance fondamentale étant donné que les fissures peuvent donner lieu à des amorces de rupture fragiles dans les constructions soudées.

Les fissures sont définies comme étant des déchirures qui apparaissent au cours du refroidissement, sous l'effet des contraintes, d'un métal chauffé à haute température. Ce sont des défauts plans.

La formation des fissures dépend en grande partie de la composition chimique du métal de base et des variations de sa structure en fonction de la température. Elle dépend aussi de plusieurs facteurs parmi lesquels nous citons les conditions de soudage, les formes et dimensions des pièces à assembler [3, 15]

Les fissures prennent naissance soit dans le métal fondu soit dans la ligne de liaison soit dans la zone thermiquement affectée du métal de base et moins dans des zones non affectées de celui-ci. [3, 9, 10, 11, 15].

Ces fissures peuvent se propager d'une région à une autre ou dans la zone où elles sont amorcées.

5-2- Classification des fissures: [3, 23, 30].

Les fissures dans les assemblages soudés peuvent être classées comme suit:

a-) Les fissures: qui sont des déchirures de grandes dimensions lesquelles, dans certains cas, peuvent apparaître même à l'œil nu (si elles débouchent à la surface) ou à l'aide d'un colorant.

b-) Les microfissures: Lorsqu'une fissure prend des dimensions microscopiques on lui donne le nom de microfissure.

Les microfissures tendent vers des fissures sous l'effet des tensions internes ou le jeu des dilatations et retraites. Elles se forment en générale à haute température et souvent dans la période de solidification. Elles contournent en général les dendrites.

c-) Les fissures longitudinales :

Ce sont les fissures dont la direction principale est voisine de celle du cordon de soudure. Elle peuvent se situer soit:

- dans le métal fondu (fig.5.1.a),
- dans la zone de liaison (fig.5.1.b),
- dans la zone thermiquement affectée (fig.5.1.c)
- dans le métal de base (fig.5.1.d)

Ces fissures apparaissent sous l'effet des contraintes de traction dues au retrait transversal entravé par les parties solides et moins chaudes ayant une résistance élevée ou par le bridage.

d-) Les fissures transversales:

Ce sont les fissures dont la direction est sensiblement perpendiculaire à la direction du cordon de soudure. Elles sont

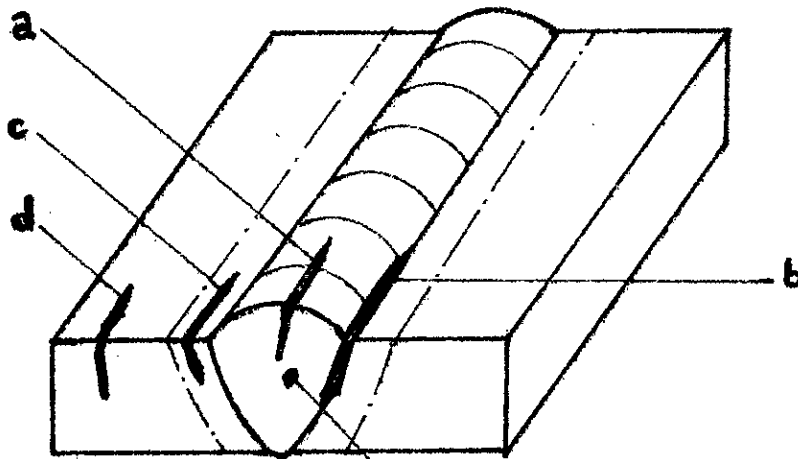


Fig.5.1-
Fissures
longitudinales.

[38]

Cordon de soudure.

Fig. 5.2-
Fissures transversales.
[38]

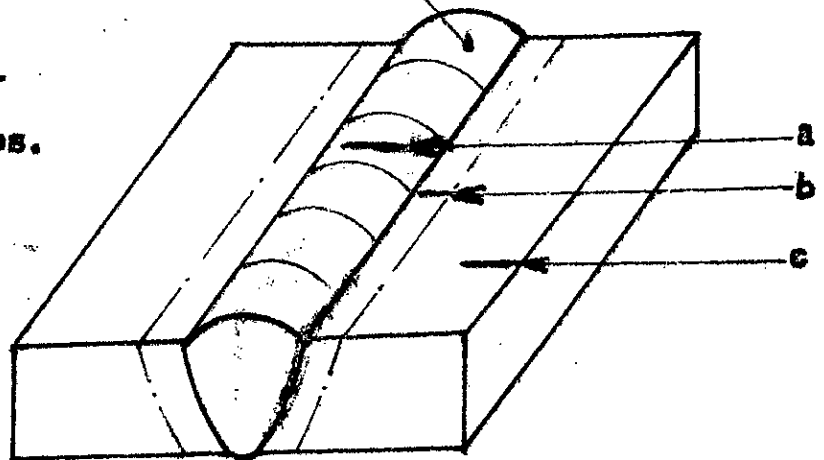


Fig. 5.3- Fissures sous cordon. [38]

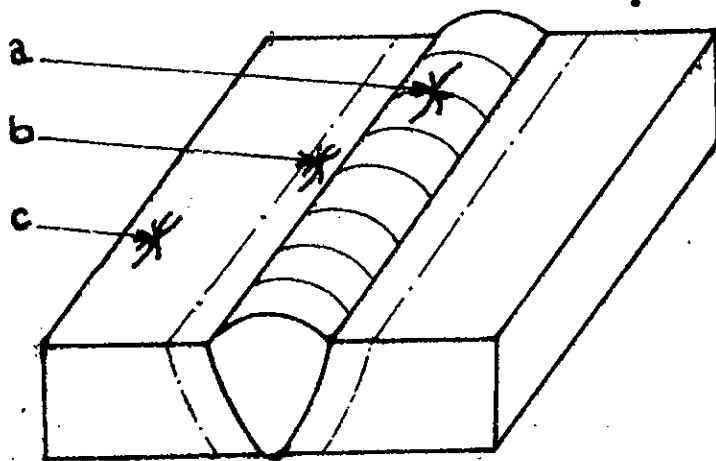


Fig. 54-
Fissures rayonnantes.
[38]

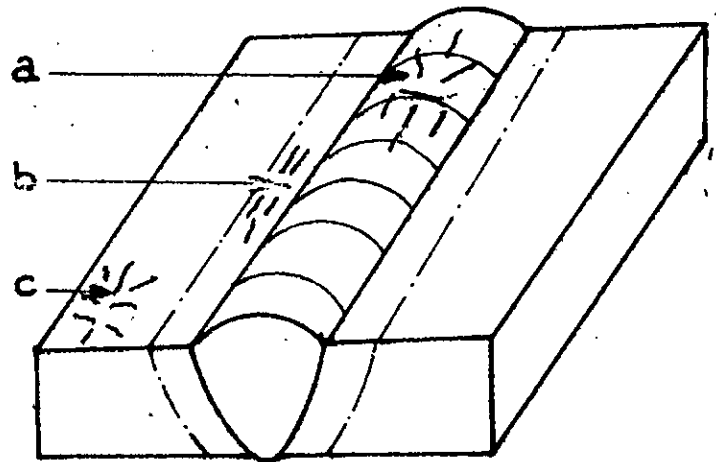


Fig. 56- Fissures marbrées. [38]

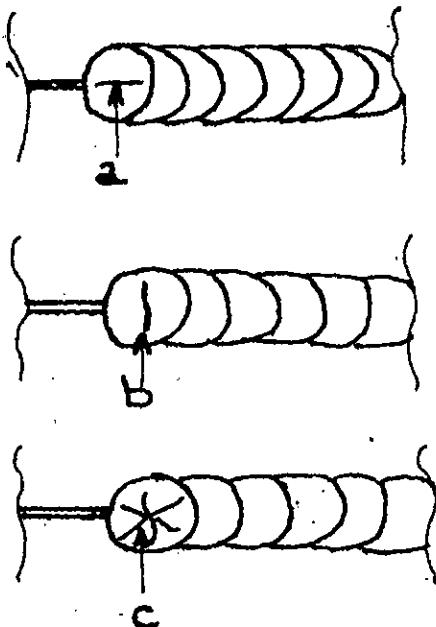


Fig. 55- Fissures de
oratoire [38]

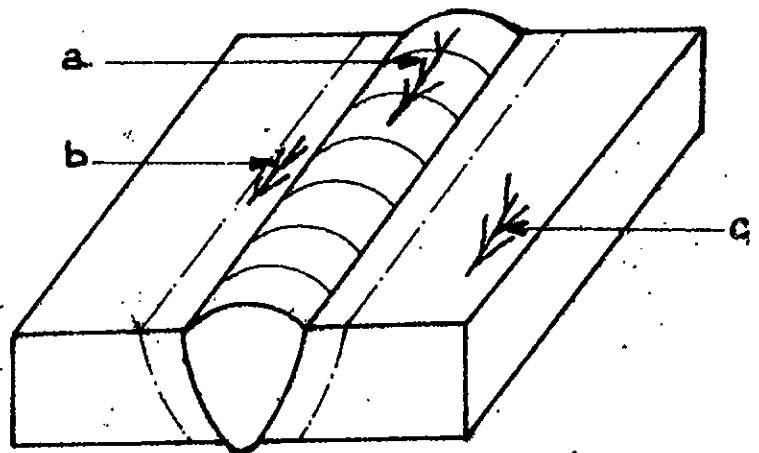


Fig. 57- Fissures ramifiées. [38]

causées principalement par les contraintes dues au retrait longitudinal entravé. Elles peuvent se situer suivant le cas soit:

- dans le métal fondu, (fig.5.2.a)
- dans la zone thermiquement affectée (fig.5.2.b)
- dans le métal de base, (fig.5.2.c).

c-) les fissures sous cordon (fig.5.3). Ces fissures apparaissent surtout dans le cas du rechargement d'une pièce.

f-) Les fissures rayonnantes:

Une fissure rayonnante est un groupe de fissures issues d'un même point avec des directions différentes. Elles peuvent avoir lieu soit:

- dans le métal fondu (fig.5.4.a)
- dans la zone thermiquement affectée (fig.5.4b)
- dans le métal de base (fig.5.4.c).

g-) Les fissures de cratère:

Lorsque le soudeur arrête le cordon, il se produit un cratère terminal plus ou moins profond avec formation d'une poche de retassure, accompagnée souvent d'une fissure dite de cratère (fig.5.5).

Le cordon qui précède le cratère en refroidissement très avancé entrave le retrait du métal fondu de ce dernier créant des contraintes qui sont les causes principales de ces fissures.

Elles peuvent être longitudinales (fig.5.5.a), transversales (fig.5.5b) ou en étoile (fig.5.5c).

h-) Les fissures marbrées:

C'est un ensemble (réseau) de fissures groupées avec des orientations quelconques, elles peuvent se situer soit :

- dans le métal fondu (fig.5.6.a)
- dans la zone thermiquement affectée (fig.5.6b)

- dans le métal de base (fig.5.6.c).

1-) Les fissures ramifiées:

C'est un ensemble de fissures reliées entre elles et se présentant sous forme d'arborescences distinguées du réseau de fissures marbrées et de fissures rayonnantes. Elle peuvent se situer soit;

-dans le métal fondu (fig.5.7.a)

-dans la zone thermiquement affectée (fig.5.7.b)

-dans le métal de base (fig.5.7.c).

Les principaux types de fissuration pouvant se présenter dans les assemblages soudés sont la fissuration à chaud, à froid, au réchauffage et l'arrachement lamellaire.

5-3- La fissuration à froid:

Les fissures sont dites à froid lorsqu'elles apparaissent à basse température, vers la fin du refroidissement, dans la zone thermiquement affectée, et surviennent parfois plusieurs heures après l'exécution du joint ou cordon. Les fissures à froid présentent un caractère transgranulaire, pour autant que la teneur en carbone ne soit pas trop élevée.

Ces fissures se rencontrent généralement dans la zone affectée du métal de base auprès du cordon, mais elles peuvent exister aussi dans le métal fondu quand celui-ci est à haute résistance mécanique.

Ces fissures sont étroitement liées au durcissement structural par trempe martensitique d'une part, et à une fragilisation par l'hydrogène, provenant de l'humidité (de l'enrobage des électrodes et de la surface du fil...), d'autre part.

Etant donné que la martensite a une ductilité réduite, son réseau cristallin est le siège de nombreuses dislocations et de contraintes résiduelles élevées, de sorte qu'elle est

prédisposée à ce que des microfissures y naissent et s'y propagent. Des composants à dureté élevée, peuvent exister après soudage dans la zone thermiquement affectée, et en l'absence de traitements thermiques après soudage, ils se ramènent souvent à la martensite. Ils peuvent être décelés par la mesure de la dureté sous cordon. Il faut noter que la martensite revenue est une structure dure mais (non fragile) ne présente pas le risque de fissuration à froid.

Le manque de solubilité de l'hydrogène dans la ferrite que dans l'austénite crée une migration de celui-ci vers la dernière partie qui reste de celui-ci lors des transformations allotropiques au refroidissement de la zone thermiquement affectée dont la température a dépassé la ligne A_{c3} . S'il y a formation de martensite, l'hydrogène en sursaturation se concentre dans les dislocations du réseau. La migration de l'hydrogène est activée par les déformations résultant de la transformation elle-même et du retrait. Décomposé à haute température l'hydrogène se recombine dans les dislocations du réseau, ce qui conduit à une augmentation considérable des pressions locales, lesquelles s'exercent dans la structure martensitique à faible tenacité risquant ainsi la création de microfissures. Il ne faut pas perdre de vue que les contraintes de traction (contraintes résiduelles de soudage, de bridage et les contraintes dues aux sollicitations en service de l'assemblage permettent la transformation des microfissures en fissures.

Les fissures à froid sont en général tenues. Il faut donc les rechercher soigneusement. Elles échappent souvent à l'examen radiographique car elles ne sont pas toujours disposées comme il convient par rapport à la source de rayonnement.

5-4- Fissuration à chaud:

Les fissures sont dites à chaud lorsqu'elles se produisent à la fin de la solidification du métal fondu des soudures ou à des températures inférieures mais assez proches de celle du

solidus. Ces fissures peuvent apparaître soit dans le métal fondu soit dans la zone de liaison ou dans la zone surchauffée proche de la ligne de fusion. Mais la rencontre de ces fissures dans la zone surchauffée du métal de base est rare. Ces fissures sont étroitement liées à une ségrégation mineure. Elles peuvent être très importantes et visibles à l'œil nu et sans préparation particulière.

5-5- Fissuration au réchauffage :

Quand on effectue des traitements thermiques après soudage certaines fissures peuvent apparaître au réchauffage. On distingue les divers types suivants :

a- Les fissures prééxistantes :

Certaines fissures causées au cours du soudage se referment, sans disparaître complètement sous l'effet des contraintes résiduelles de compression, elles réapparaissent lors du traitement thermique par suite de l'atténuation ou même l'annulation de ces contraintes.

b- Les fissures de fragilisation au voisinage de 300°C.

Ces fissures apparaissent à une température voisine de 300°C, dans la zone thermiquement affectée, sous l'effet des contraintes thermiques dues à la non uniformité du réchauffage et sous l'effet de la fragilisation de l'acier à cette température.

c- Les fissures dues au manque de ductilité à chaud :

Ces fissures dont il est généralement question lorsqu'on parle de fissuration de réchauffage, apparaissent aux températures de recuit de détente, par manque de ductilité à chaud du métal ou alliage. La sensibilité d'un acier à ce type de fissuration est due à la précipitation de carbures dans les joints de grains, principalement dans les joints de grains surchauffés de la zone thermiquement affecté. Certains éléments d'alliage, en proportions importantes, tels que le vanadium, le chrome, le nickel, le cuivre et le molybdène sensibi-

lissent l'acier à ce type de fissuration (par la formation de carbures de ces éléments).

5-5-I- Remèdes:

Le risque de fissuration au réchauffage peut être diminué soit par:

- un choix judicieux du métal de base utilisé,
- action sur le mode opératoire, en adoptant un procédé de soudage à faible apport calorifique, de manière à diminuer les dimensions des grains de la zone de surchauffe.
- l'utilisation d'un métal d'apport dont la limite élastique est plus faible que celle du métal de base. On peut concentrer ainsi, dans le métal fondu, les déformations plastiques engendrées par le recuit de détente et diminuer par la suite le risque de fissuration du métal de base.
- la limitation de la température et de la durée du recuit de détente.
- martelage à chaud entre passes dans certains cas.

5-6- Arrachement lamellaire:

Les inclusions dans l'acier prennent des formes allongées (aiguilles), s'alignent par laminage. Ces inclusions, de faible capacités de déformation plastiques, une fois que l'acier est soumis à des contraintes normales à leur direction, provoquent un décollement suivant leurs plans. Le mécanisme de l'arrachement lamellaire qui est localisé dans le métal de base, est schématisé par la (fig. 5.8).

Les principaux facteurs influençant l'arrachement lamellaire sont les suivants:

- -L'épaisseur des pièces soudées. La résistance à l'arrachement lamellaire diminue avec l'accroissement de l'épaisseur des pièces à assembler. On note que les cas les plus fréquents d'arrachement lamellaire sont relatifs à des pièces d'épaisseur supérieure à 25mm.

- Le type de joint soudé; Le retrait et le bridage conduisent en effet à des contraintes suivant l'épaisseur, dont l'importance varie avec le type de joint.

- L'importance et l'orientation des efforts par rapport aux joints. Plus l'orientation des sollicitations de service est voisine de la normale aux plans sensibilisés par les inclusions, plus le phénomène de l'arrachement lamellaire est important.

- Les inclusions. L'importance des inclusions, leur forme, leur nombre, leur type et l'acuité de leurs extrémités influent beaucoup sur le phénomène de l'arrachement lamellaire. Les inclusions de sulfures de silicates et de certains aluminates déformables à chaud sont les principales inclusions provoquant ce phénomène.

- La nuance du métal de base. Le type d'acier intervient dans le phénomène de l'arrachement lamellaire par sa résistance à la propagation des fissures amorcées par décollement.

Remedes :

On peut remédier à l'arrachement lamellaire par:

- L'utilisation d'un acier comportant peu d'inclusions,
- La modification de la conception d'une soudure,
- L'adoption d'un mode opératoire de manière à réduire le retrait et prévention du gougeage et du beurrage des zones sensibilisées.

- L'utilisation de métaux d'apport de plus grandes ductilité, afin de réduire les contraintes suivant l'épaisseur, dues au retrait et au bridage.

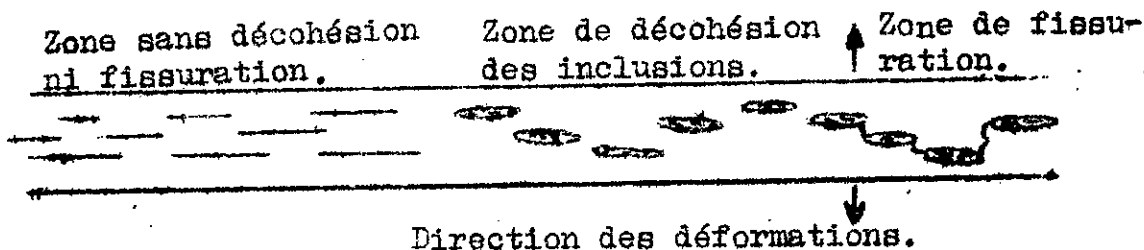


Fig. 5.8- Arrachement lamellaire. [10]

CHAPITRE VI :

6-1- Introduction:

Les fissures à chaud sont celles qui se produisent à température élevée, au voisinage de la ligne solidus. Elles résultent des effets combinés de certains facteurs métallurgiques et mécaniques. Les facteurs métallurgiques relèvent des conditions de solidification du métal liquide, de la grosseur du grain, de la présence de films eutectiques à bas points de fusion tels que $FeS+Fe$. Tandis que les facteurs mécaniques relèvent des conditions de contraintes développées par la dilatation et le retrait du métal par le bridage.

On distingue deux types de fissuration à chaud:

- a-) Les fissures de solidification
- b) Les fissures de faible ductilité à chaud.

Quoique l'origine des phénomènes qui s'y présentent soit la même, nous étudierons séparément les fissures localisées dans le métal fondu et celles qui se produisent dans le métal non fondu des éléments d'assemblage.

6-2- Fissuration à chaud dans les parties non fondues des pièces à assembler:

Des fissures à chaud peuvent apparaître dans les parties non fondues du métal de base des pièces en aciers alliés ou faiblement alliés et, rarement dans les pièces en acier au carbone (faible teneur en carbone). Elles ont pour causes les contraintes dues au phénomène de dilatation et retrait (étudiés au chapitre II) et sont influencées par la présence de constituants à bas point de fusion au joints de grains et par la

présence de constituants non métalliques (inclusions).

La fig(33) de répartition thermique nous montre que la température décroît (transversalement) du centre du cordon de soudure (bain de fusion) aux bout des pièces à assembler.

La fig.(6.1) nous montre que, lors du passage de la source de chaleur à travers le cordon de soudure, le métal compris entre les droites DD et FF atteint une température supérieure ou égale à celle de sa fusion, d'où le nom de la zone fondue.

- Le métal compris entre les droites CC et DD reste solide du fait qu'il n'atteint pas sa température de fusion. La ligne DD séparant le métal liquide du métal solide est dite de fusion apparente. Mais dans cette zone certains constituants situés aux frontières des grains atteignent leur température de fusion, causant ainsi la formation d'un film liquide. Ces films liquides, séparant les grains, qui prennent naissance lors du chauffage peuvent être considérées comme des microfissures lesquelles se propagent au cours du refroidissement, sous l'effet des contraintes de retrait et l'effet d'entaille créé par les microfissures.

La ligne CC est la ligne réelle de fusion.

Les fissures dans la zone non fondue peuvent être influencées aussi par la présence de plages de dimensions suffisantes de constituants non métalliques, dans les zones soumises au retrait et principalement dans la zone thermiquement affectée.

Le phénomène de fissuration (en général) du métal de base qui constitue le principale critère de soudabilité de celui-ci est un défaut rédhibitoire.

6-3- Les fissures localisées dans le métal fondu:

Des fissures à chaud peuvent se former dans le métal fondu quand les propriétés ne sont pas suffisantes pour réagir à chaud aux effets du retrait.

Elles prennent naissance à des dimensions microscopiques (microfissures) et se transforment souvent en fissures sous l'effet des tensions internes.

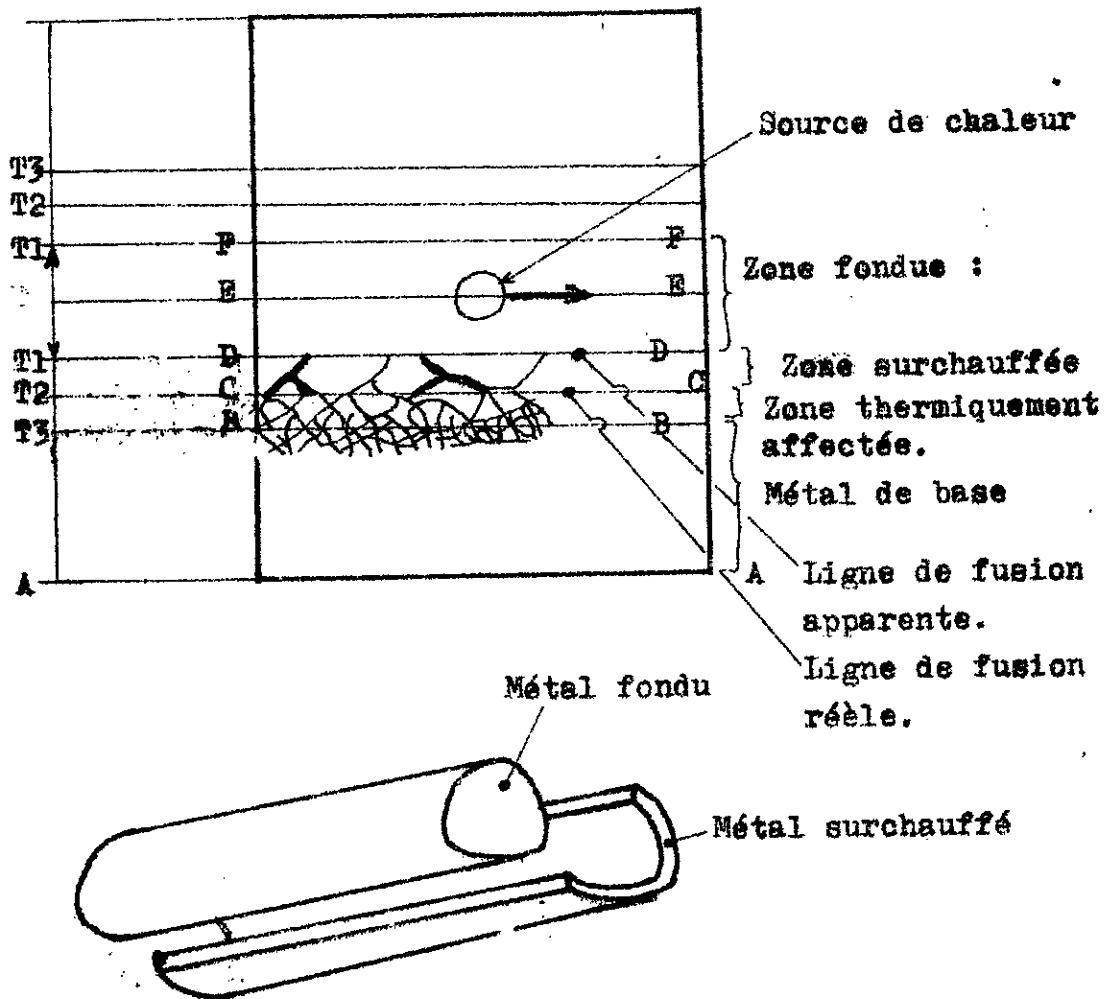


Fig. 6.1- Etat thermique créé par une source de chaleur sur une tôle d'acier.

T1: Température de fusion du métal ou alliage.

T2: Température de fusion des constituants des joints de grains.

T3: Température de transformation structurale.

Les fissures à chaud dans le métal fondu sont attribuées, soit à des causes banales telles que :

- Mauvais choix du métal d'apport ou d'électrode.
 - Mauvaise conditions d'exécution de la soudure.
 - Présence d'azote (facteur de fragilisation de la soudure).
 - Présence de défauts tels que les soufflures, les inclusions d'oxydes, les sulfures, surtout les inclusions de formes aciculaires comme le nitrure de fer, le graphite dans les fontes.
- Facteurs favorables à la propagation des fissures . Ces facteurs peuvent influencer la formation et la propagation des fissures par une diminution locale de la résistance du métal.

soit à des causes métallurgiques telles que :

- Conditions de refroidissement à partir de l'état liquide.

-Transformation structuralles dans cette zone.

-Propriétés à chaud des aciers.

Les conditions qui conduisent à la fissuration à chaud dépendent en grande partie du procédé de soudage utilisé, et plus précisément de l'apport de chaleur. [10]

Les fissures à chaud dans le métal fondu peuvent être classées en deux catégories :

-Les fissures de ductilité.

-Les fissures de solidification.

6 -3-1- Les fissures de ductilité :

Ces fissures se produisent dans le métal déjà solide sous l'effet des contraintes dues au retrait.

Ce type de fissures peut s'expliquer en suivant le refroidissement du bain de fusion à partir de l'état liquide où le volume massique diminue sans création de contraintes jusqu'à la température de solidification. Une fois que le métal fondu est entièrement solide il continue à se refroidir suivant les

lois de transfert de la chaleur tout en étant soumis au retrait c'est à dire à la diminution de son volume massique.

Ce métal soumis aux effets de retrait des parties chaudes, en refroidissement, des pièces à assembler, subit des déformations plastiques. Mais si ce métal a une faible ductilité à chaud les déformations seront faibles et le retrait se transforme en contraintes d'intensité de plus en plus forte qui risque de briser un grain. Les facteurs essentiels influençant la fissuration à chaud sont ceux qui influent sur la plasticité à chaud du métal. Ces fissures sont intracrystallines.

La plasticité du métal est fonction de sa composition chimique, de sa structure (phase et grosseur du grain), de sa température, de la vitesse et du niveau des déformations, de la direction et de la grosseur des forces extérieures en action.

Les métaux purs sont plus plastiques que leurs alliages; il se forme souvent, au sein de ces derniers, de nouveaux composants structuraux, y compris des combinaisons chimiques de composants, dont la présence peut modifier sensiblement la plasticité de la matrice; par exemple, la plasticité de l'acier à faible teneur en carbone est plus élevée que celle de l'acier à haute teneur en carbone.

Un excès de carbone ou d'oxygène, pouvant surtout venir des mauvaises conditions d'exécution de la soudure, par exemple un réglage carburant ou oxydant de la flamme oxyacétylénique, peut enlever de la ductilité au métal.

Cet effet du carbone peut s'expliquer par la formation de carbures au joints de grains d'austénite, et dans les plans de glissement, s'opposant ainsi aux déformations.

En outre l'acier contient souvent de l'hydrogène en solution solide interstitielle, d'hydrogène électrolytique en particulier, dans le métal fondu d'une soudure, un excès d'hydrogène peut provenir de l'enrobage surtout dans le cas où il est du type cellulosique. On constate que dans certaines

conditions cet hydrogène entraîne une perte complète de ductilité et une diminution de la résistance de l'acier. On admet généralement que des molécules d'hydrogène se dégagent de la solution et se fixent en certains points particulièrement favorables, surface des particules de seconde phase, ou nœuds de dislocation, probablement. Une fois fermée, une "bulle" d'hydrogène peut continuer à grossir grâce à l'apport d'hydrogène par diffusion.

La pression du gaz peut atteindre une valeur suffisamment grande pour qu'une fissure prenne naissance. Cette augmentation de pression peut provenir de l'équilibre entre l'hydrogène moléculaire et l'hydrogène dissout sous forme atomique ou ionique à moins que la concentration en hydrogène dissout soit très faible, et de la diminution du volume de la "bulle" sous l'effet du retrait du métal.

L'azote élément, bénéfique dans le procédé de nitruration des aciers, donne des nitrures (Fe_2N), avec ($\text{N} > 3\%$), offrant une surface de très grande dureté. Par contre l'absorption par le métal fondu, d'azote en teneur très faibles, comme c'est le cas en soudage, donne des nitrures de fer (Fe_4N), et diminue par conséquent la capacité de déformation de l'acier.

Le phosphore est soluble dans le fer α et δ , et si sa teneur est assez grande, il forme du phosphorure de fer (Fe_3P) qui contient 15.62% de phosphore. Soluble dans la ferrite, le phosphorure perturbe fortement son réseau cristallin et augmente la limite d'élasticité et la charge de rupture, mais diminue considérablement la plasticité et la ductilité. La dégradation de la ductilité est d'autant plus forte que la teneur de l'acier en carbone est plus grande. L'influence du phosphore est encore renforcée par le fait qu'il est très susceptible de ségrégation. Il en résulte que la partie qui se solidifie en dernier s'enrichit fortement en phosphore qui réduit brusquement sa ductilité.

6 -3-2- Les fissures de solidification: (Voir chapitre VII).

6-3-3- Elaboration de la zone fondue:

La fissuration de solidification concerne le métal fondu qui est obtenu par la fusion simultanée du métal de base et du métal d'apport en participant ensemble à son élaboration (V. dilution). La composition chimique de cette zone évolue selon le procédé utilisé et le mode opératoire mis en œuvre par suite du comportement physique ou chimique des éléments ou composés présents dans la zone fondue durant le séjour à l'état liquide ou au moment du refroidissement, en plus des réactions qui peuvent avoir lieu avec le milieu environnant (atmosphère, gaz de protection ou laitiers) suivant le procédé.

Il est à noter que ce phénomène prend naissance à la suite d'un séjour brève à haute température, d'où on ne saurait raisonner en état d'équilibre sur les réactions entre métal fondu et milieu environnant.

6-3-3-1- Comportement des éléments présents dans la zone fondue:

A- Volatilisation:

La volatilisation qui intervient dans la mesure où la tension de vapeur du métal fondu ou d'un élément d'alliage, est appréciable à la température où s'effectue l'opération, influe beaucoup sur l'élaboration du cordon soudé. Elle prend des proportions importantes dans les procédés caractérisés par une température élevée tels que le procédé MIG et le procédé à l'arc avec électrode enrobée.

Ce phénomène qui peut poser des problèmes d'hygiène comme c'est le cas de la volatilisation et de l'oxydation du fer donnant Fe_3O_4 , entraîne une modification de la composition du métal fondu c'est le cas du chrome, du manganèse et du titane dans les aciers inoxydables. Ce phénomène croît avec la température et le temps de séjour à celle-ci.

B- Réactions chimiques:

a- Réactions à l'intérieur du métal fondu:

Certaines réactions chimiques au sein du métal fondu sont la cause de dégagements gazeux qui affectent beaucoup les propriétés du métal fondu; c'est le cas par exemple du dégagement de l'oxyde de carbone.

b- Réactions entre le métal fondu et le milieu qui l'entoure :

La protection du métal fondu est une nécessité vue l'influence néfaste de l'oxygène et de l'azote sur les propriétés mécaniques de l'acier.

-Comportement du soufre:

Sauf pour les aciers de décolletage, on incorpore volontairement du soufre.

-Oxydation du soufre:

La réaction d'oxydation du soufre peut se présenter ainsi:
 $S + 2O \rightarrow SO_2 \text{ gaz avec } \Delta G^0 = +1430 + 12,81T \text{ calories .}$

Si l'oxydation du soufre conduit à un produit gazeux, comme celui du carbone, à la différence de cette dernière elle est contrariée par une élévation de température, de suite que, aux températures usuelles de l'aciérie la constante d'équilibre est très faible ($\sim 1.10^{-3}$). C'est ainsi qu'un bain contenant 0.05% de soufre et 0.02% d'oxygène est en équilibre avec une pression de SO_2 de 2.10^{-8} atm., ceci signifie qu'un tel bain absorbe le soufre d'une atmosphère de combustion contenant aussi peu que 0.02ppm de SO_2 en volume. En effet, c'est seulement dans le cas de bains exceptionnellement chargés en soufre (de l'ordre de 1%) que la teneur en soufre du métal diminue d'une manière très notable en cours de la fusion oxydante avec un dégagement sensible d'anhydride sulfureux.

Lorsque le bain contient beaucoup de soufre et de manganèse, on observe lors du refroidissement une diminution de la teneur en soufre due à la précipitation d'un sulfure de manganèse impur.

- Scorification:

Le coefficient de partage est : $(S)/[S]$.

Dans le soudage à l'électrode enrobée ou sous flux, le laitier qui maintient le métal par sa tension superficielle, joue un rôle électrique, et métallurgique de protection de compensation et même d'élaboration par addition.

6-3-3-2- Participation du métal de base (la dilution):

- Définition:

Le métal fondu lors du passage de la source de chaleur (arc, chalumeau) est composé d'une certaine quantité du métal de base et dans la plus part des cas d'un métal d'apport (venant de l'âme de l'électrode fusible dans le cas du soudage à l'arc et de son enrobage). L'apport de l'enrobage des électrodes a pour but soit de compenser les pertes par fusion de certains éléments, soit d'augmenter leur rendement.

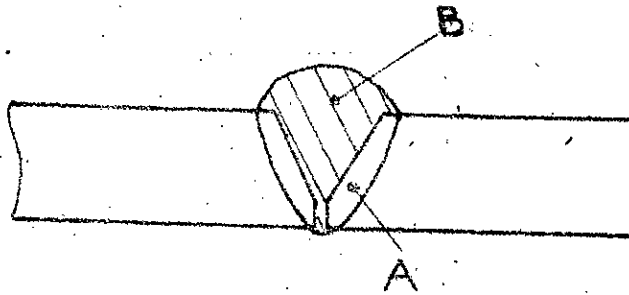
La connaissance de la composition chimique du cordon de soudure est d'une utilité incontestable pour pouvoir prédire les différentes propriétés mécaniques (dureté, résilience...) chimiques (résistance à la corrosion...) et les différents défauts pouvant apparaître (fissures...). Pour cette raison nous avons introduit la notion de dilution.

La dilution est le phénomène en vertu duquel la zone fondue se forme par mélange du métal d'apport et de base.

Tandis que le rapport de dilution est défini comme le rapport entre le volume du métal de base fondu et le volume total de la zone fondue.

Ainsi si nous désignons par A la contribution de chaque élément d'assemblage, et par B celle de l'électrode (métal d'apport) nous aurons dans le cas le plus courant d'une passe déposée sur deux tôles soudées en bout:

$$D\% = \frac{2A}{2A + B} \cdot 100.$$



$$D = \frac{2A}{2A + B}$$

Fig. 6.2 La dilution [7].

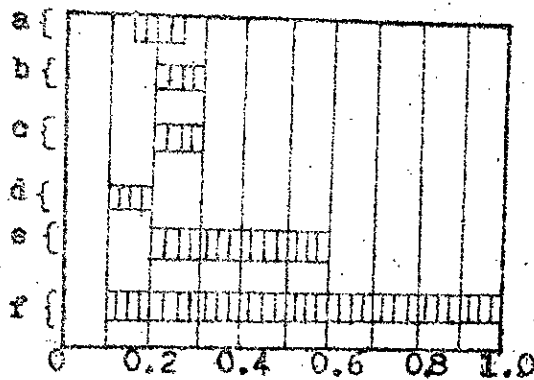


Fig. 6.3. [19]

Intervales des valeurs possibles de la dilution (D) suivant les procédés et l'enrobage ou flux.

A: Métal d'apport

2B: Métal de base fondu (des deux pièces à assembler)

a: Soudage manuel à l'arc avec électrode enrobée rutile

b: " " " " " " " " basique

c: Procédé MIG

d: " " avec feuillard

e: Soudage automatique sous flux

f: Procédé TIG

- Facteurs influençant le rapport de dilution :

La dilution varie suivant plusieurs facteurs parmi lesquels nous citons :

a- Principalement le procédé de soudage :

Le rapport de dilution varie entre 10% et 30% environ dans le soudage manuel à l'arc, les grandes valeurs sont réservées à la première passe en raison de la facilité avec laquelle les bords fondent dans le fond du chanfrein; tandis que pour les dernières passes, où il y a dilution avec les passes sous-jacentes, sont réservées les faibles valeurs.

D=0% dans les brasures;

D=100% dans le soudage autogène sans métal d'apport comme par exemple, le soudage électrique par résistance;

D=5% dans le procédé sous laitier fondu où le métal d'apport prédomine;

D=65% dans le soudage automatique submergé.

La figure (6.3) nous donne les plages de valeurs du rapport de dilution pour différents procédés de soudage. Dans le cas du soudage manuel à l'arc nous remarquons l'existence de deux fourchettes de même largeur l'une pour les électrodes rutiles et l'autre pour les électrodes basiques. La première est décalée du côté gauche de la seconde, ceci peut être expliqué par le fait qu'un laitier rutile est volatil d'une part et moins visqueux qu'un laitier basique d'autre part. Cette propriété permet de diffuser la chaleur dégagée par l'arc électrique, par convection vers l'atmosphère et diminue ainsi rapidement la température du bain de fusion ce qui limite l'extension de la zone fondue. Tandis que la viscosité d'un laitier basique limite les échanges du liquide avec l'atmosphère, la chaleur dégagée par l'arc sera donc presque entièrement échangée avec le métal de base, bien sûr par l'augmentation de la température de ce dernier lui causant ainsi une fusion supplémentaire, d'où une augmentation de la dilution.

b- L'épaisseur des tôles d'assemblage.

c- La forme et les dimensions du chanfrein.

d- Le nombre de passes.

- Calcul de la composition chimique du métal fondu:

La composition du métal fondu dépend de celle du métal d'apport, du métal de base d'une part, et de la valeur du rapport de la dilution d'autre part, elle peut être calculée élément par élément par la méthode de la (pesée moyenne).

- Soit a la teneur du métal de base en un élément b la teneur du métal d'apport en ce même élément et D la valeur de la dilution.

La portion de cet élément dans le métal fondu est donc de:

$$\frac{a \cdot D + b \cdot (1 - D)}{100}$$

Cette règle est appelée ((loi de dilution)).

Dans le cas du soudage manuel avec des électrodes à haut rendement ou du soudage à l'arc submergé ou l'enrobage ou les flux peuvent intervenir en apportant des éléments d'alliage (flux actifs), la composition de la zone fondue dépendra non seulement de la dilution et des compositions relatives des métaux de base et d'apport, mais encore de l'activité du flux.

Bibliographie:

C H A P I T R E VII:

LA FISSURATION A CHAUD DANS LA SOUDURE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITQUES

7-1- Introduction:

La fissuration à chaud est un problème qui affecte beaucoup les aciers austénitiques. Plusieurs études ont traité ce problème qui est un facteur critique dans le développement des installations de haute température. Ces métaux, coûteux, vu les procédés d'obtention et les éléments d'alliage qu'ils contiennent, travaillent souvent à des températures élevées et dans des milieux oxydants, sulfurants etc.... Cet état de faits rend difficile le choix d'un métal d'apport pour le soudage. Des expériences ont montré que les fissures à chaud formées par la solidification prédominent dans les aciers austénitiques au détriment des fissures de faible ductilité. Leur importance dépend de la structure ^{de} solidification (présence ou absence d'une certaine quantité de ferrite δ). [3,16,20,21,24,26...]

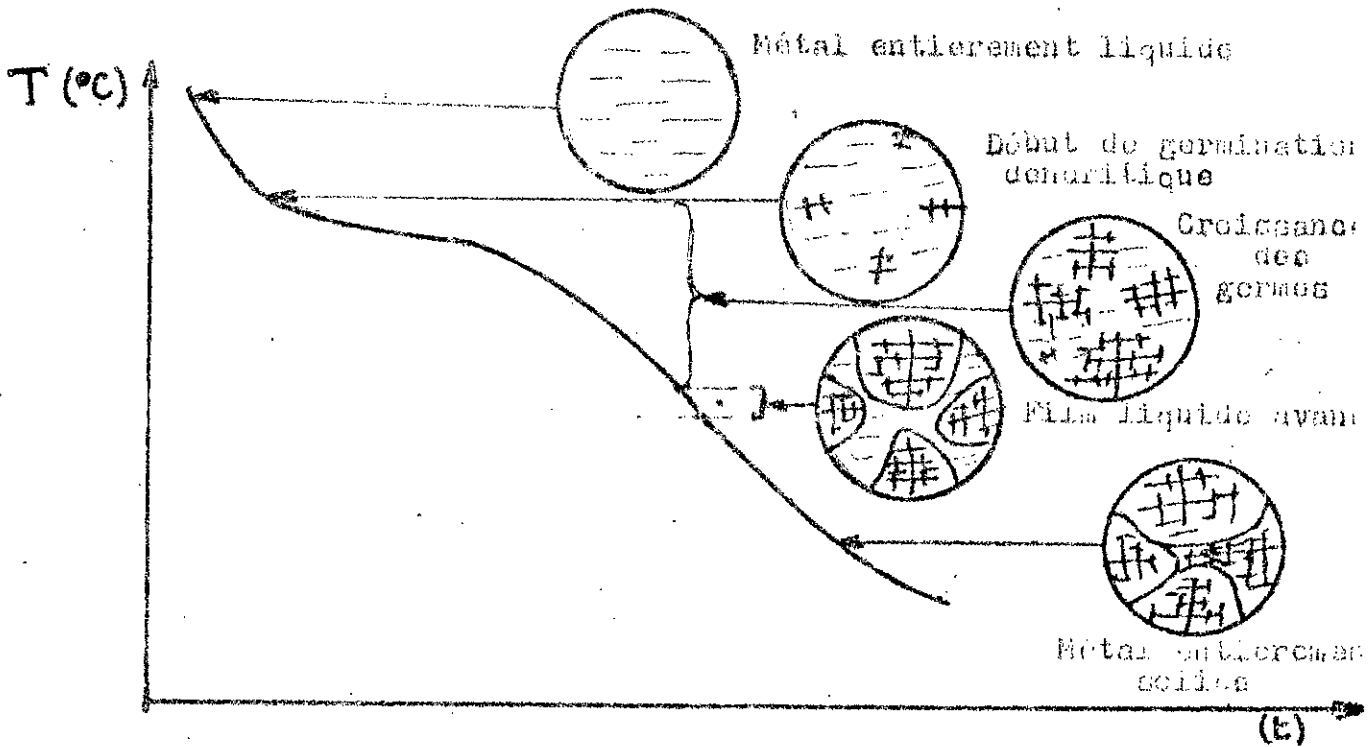
Vu l'importance des calculs nécessaires dans le choix d'un métal d'apport, nous avons proposé dans ce travail une méthode qui permet de traiter rapidement et sans passer par le diagramme de Schaeffler plusieurs types d'électrodes à l'aide d'un programme (écrit dans un langage basic). Des prises micrographiques ont été effectuées sur des échantillons prélevés dans les cordons exécutés sur un acier austénitique à l'aide de six types d'électrodes.

7-2- Nature de la fissuration à chaud dans les soudures des aciers austénitiques:

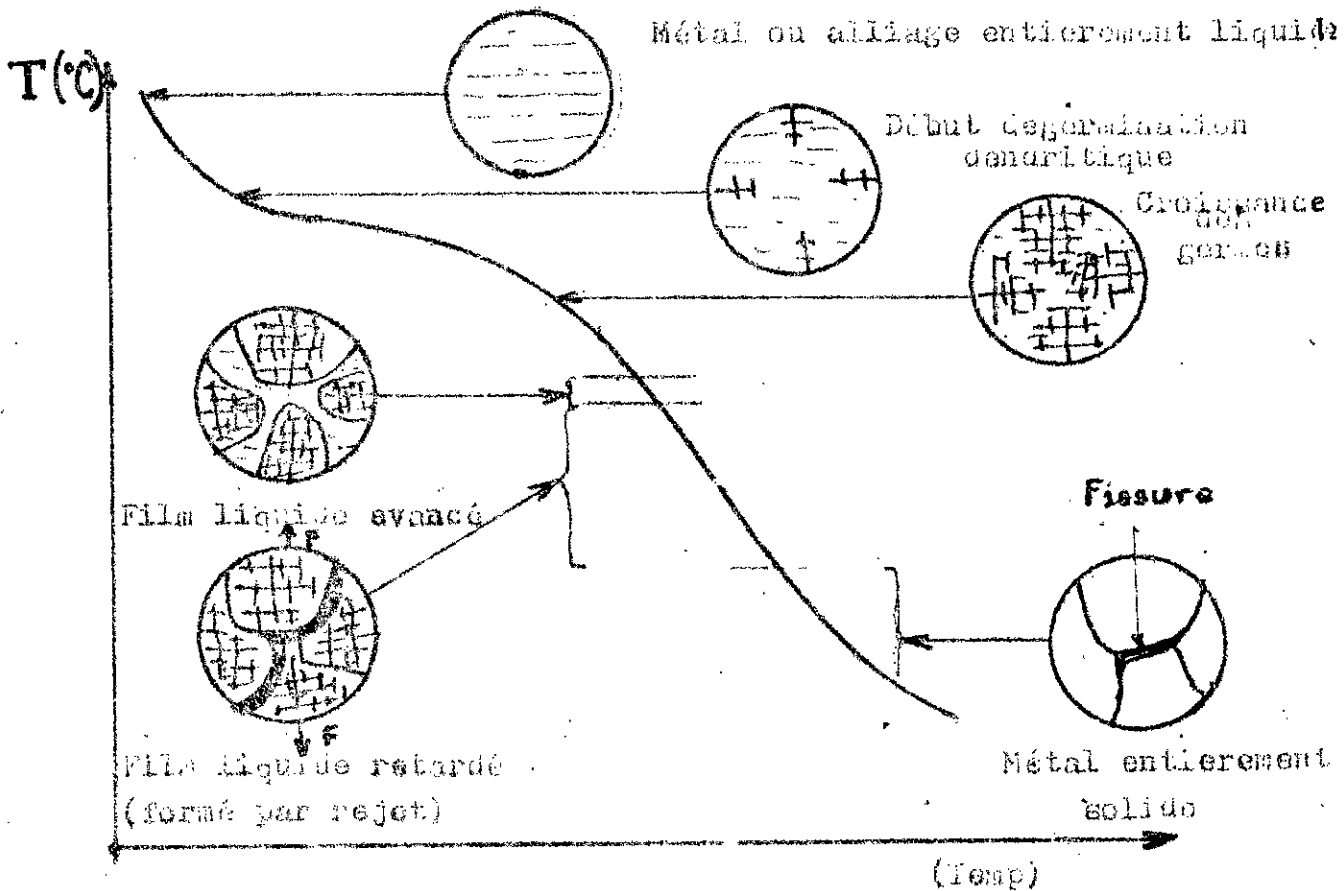
L'austénite plus déformable que la ferrite à chaud, ne donne presque pas de fissures de faible ductilité à chaud. Vu cette remarquable propriété, les électrodes austénitiques sont utilisées dans le soudage des aciers non alliés ou faiblement alliés permettant de concentrer les déformations dans les joints de soudure réduisant ainsi les contraintes dues aux changements de la température. Mais un certain nombre d'éléments contenus dans l'acier (uniformément répartis dans le métal fondu), en solution dans le fer, les éléments, tels que le soufre le phosphore etc... ne sont presque pas ou pas solubles dans l'austénite et le sont bien dans la ferrite font apparaître des hétérogénéités au cours de la solidification (segrégations). Lors de la solidification, le métal solidifié le premier ne contient pas ou presque pas de ces éléments tandis que le liquide s'en enrichit au fur et à mesure que son volume diminue. Le processus continue, mais à la température de fin de solidification le liquide subsiste, et ne se solidifie qu'à une température nettement inférieure à celle indiquée. Ce liquide qui subsiste en dessous du solidus n'est qu'un agrégat de composés à faible point de fusion, formés par certaines impuretés et le fer. On assiste ainsi à la formation d'un film liquide qui se trouve aux joints de grains de l'austénite et qui forme des zones offrant une faible résistance aux contraintes de traction dues aux gradients de température auxquels est soumise la soudure. Ces contraintes d'une part et la diminution du volume massive du film liquide d'autre part coupent ce dernier en supprimant le contact entre les grains d'austénite.

Nous devons remarquer que la ségrégation se fait vers les joints de grains où la teneur en composés à bas point de fusion est élevée, ainsi ces fissures dites de solidification sont intracrystallines, c'est à dire elles suivent les joints de grains. Les figures (71A-71B) schématisent le mécanisme de la fissuration de solidification.

7-3- Facteurs de fissuration de solidification:



a-ligne de refroidissement d'un alliage sans ségrégation:



b+ Courbe de refroidissement d'un alliage avec ségrégation.

Fig: 7.1.

On distingue trois types de facteurs de fissuration de solidification suivant qu'ils influent sur les contraintes, sur la formation de composés à basse température de fusion ou sur la ségrégation de certains éléments d'alliage ou impuretés.

7-3-1- Facteurs de contraintes:

Nous avons vu dans le chapitre II, Que des contraintes sont créées sur les pièces à assembler et sur le cordon soudé, par l'entravement du retrait ou le bridage. Tout facteur influençant le refroidissement de l'assemblage modifie la grandeur de ces contraintes.

a- Facteurs géométriques:

- Section et forme des joints:

De nombreux travaux expérimentaux montrent que les contraintes transversales dépendent surtout de la section des joints, de leurs formes, de l'écartement des pièces à assembler et d'une manière moindre de l'ouverture angulaire des chanfreins

- La préparation des joints.

- L'épaisseur des pièces à assembler.

Une étude expérimentale a montré que le retrait des chanfreins en X augmente faiblement avec l'épaisseur des pièces, alors que celui des chanfreins en V ou en U ou en tulipe présente un accroissement important, d'où l'influence sur les contraintes de retrait. De plus si l'épaisseur est importante la vitesse de refroidissement le sera aussi.

- Longueur du joint:

Les contraintes croissent en fonction de la longueur des joints. Pour cette raison on procède à un soudage par tranche dans l'assemblage circonférentiel des récipients.

- Vitesse de refroidissement:

Une augmentation de la vitesse de refroidissement élève les retraits.

- Température des pièces à souder:

Le préchauffage des éléments d'assemblage permet à la

chaleur apportée par le soudage de s'étaier d'une façon plus uniforme, aussi bien à l'échauffement qu'au refroidissement diminuant ainsi le retrait et par conséquent les contraintes, bien sûr, par une diminution de la vitesse de refroidissement.

-Une vitesse de soudage élevée entraîne d'importants gradients de température.

-b- Le bridage:

Le bridage empêche le retrait des constructions soudées. On distingue deux types de bridage:

- Le bridage direct.
- Le bridage indirect.

7-3-2- Facteurs influençant la formation de composés à bas point de fusion:

Un acier est un alliage à composantes multiples constitué par du carbone et plusieurs autres inclusions ou impuretés constantes ou inévitables telles que Mn, Si, P, S, O, N, H, etc... qui influent sur ses propriétés et en particulier sur sa résistance à la formation de fissures de solidification. La présence de ces inclusions s'explique soit par la difficulté de l'élimination de certaines d'entre elles lors de la fusion (P, S), soit par le passage dans l'acier lors de la désoxydation (Mn, Si), soit encore par leur venue dans l'acier à partir du lit de fusion composé de riblons métalliques (Cr, Ni, etc.).

Certains éléments se trouvant dans le cordon de soudure peuvent provenir soit de l'âme de l'électrode soit de son enrobage. Ces éléments d'alliage peuvent influencer le risque de fissuration à chaud soit en provoquant la formation de composés à bas point de fusion soit en l'influençant directement ou indirectement. Certains éléments figurent dans les deux catégories et peuvent jouer des rôles contradictoires.

7-3-2-1- Éléments formant des composés à bas point de fusion:

Les éléments permettant la formation de composés à basse température de fusion sont nombreux; on peut citer le soufre,

le phosphore, l'arsenic et l'étain. Parmi ces éléments le plus dangereux du point de vue fissuration à chaud est le soufre, il peut provenir soit du métal de base soit de l'âme ou de l'enrobage de l'électrode.

a- Le soufre

Pour l'acier le soufre est une impureté. Il forme une combinaison FeS (phase ϵ) pratiquement insoluble dans le fer. A son tour cette combinaison chimique forme avec le fer un eutectique FeS + Fe facilement fusible dont le point de fusion est de 985°C alors que celle de l'acier est voisine de 1500°C , cet eutectique apparaît déjà à des teneurs très faibles en soufre. Cette différence de température de fusion fait que lorsque la matrice s'est solidifiée et refroidie jusqu'à environ sa température de forge, cet eutectique se trouve toujours à l'état liquide et est refoulé vers les joints de grains, formant un film liquide déplaçant ainsi le solidus de l'acier vers le bas. A cette étape le métal est soumis à des contraintes de traction dû au retrait et à la diminution du volume de la matrice solide du métal fondu. Le film liquide crée des zones de très faible ou sans résistance à la traction et se rompt sous l'effet de ces contraintes quand elles dépassent la tension superficielle, séparant les faces des grains voisins.

Les inclusions de soufre altèrent nettement les propriétés mécaniques et surtout la ductilité (K) et la plasticité (A, Z), c'est pour cette raison que la ferrite, dans laquelle cet élément est soluble ne résiste pas bien à la fissuration de faible ductilité.

Pour palier à la fissuration de solidification et d'après ce qui précède, il faut éviter la formation de cet eutectique à bas point de fusion. Deux solutions sont à envisager:

1- Diminution de la teneur en soufre du métal fondu:

Eliminer le soufre de l'acier constitue la solution idéale mais comme nous l'avons déjà vu cette opération est difficile

et très coûteuse. Pour cette raison et du point de vue de la fissuration un seuil est nécessaire pour la teneur en soufre.

$$S < 0.02$$

Ceci peut être réalisé en assimilant le bain de fusion, du cordon de soudure, à une élaboration limitée de l'acier. Le laitier doit donc contenir des éléments d'alliage etc. qui nous permettent d'avoir des réactions de désulfuration avec le métal liquide. Ces éléments ne peuvent provenir que de l'enrobage (ou flux) du métal d'apport. Cette désulfuration ne peut aussi être efficace, vu le temps très réduit de maintien du bain liquide, que par une grande perturbation de celui-ci. Ce-ci peut être donné par un enrobage permettant de dégager des gaz à grande vitesse.

- Désulfuration:

La composition chimique du laitier (venant de la fusion de l'enrobage) joue un grand rôle dans l'élaboration du métal fondu, et surtout dans la désulfuration. Il a été montré que la désulfuration nécessite deux conditions:

- Une forte basicité du laitier
- Un milieu réducteur.

2- Elimination de la formation de l'eutectique $FeS + Fe$:

Pour une teneur, en soufre du métal fondu, on peut éviter la formation de cet eutectique soit:

- En introduisant dans le métal ou le laitier des éléments ou composés chimiques ayant une meilleure affinité pour le soufre, que le fer et qui forment avec lui des composés difficilement fusibles, comme le manganèse par exemple.

- Ou en donnant à la solidification de l'acier une structure dans laquelle le soufre est soluble. Ceci évitera la ségrégation et la concentration du soufre et par suite la formation de FeS . Dans le cas des aciers le soufre est soluble dans la ferrite et il est possible en prenant des précautions, d'obtenir au début de la solidification la "ferrite δ ". La modification, en très faible proportion de certains éléments d'alliage, qui ne

doivent pas altérer, bien sûr, la résistance chimique de l'acier, nous permet d'obtenir de très bon résultats (Voir diagramme de Schaeffler).

b- Le phosphore

Le phosphore, élément soluble dans le fer, n'est pas nuisible, considéré seul, du point de vue formation de composés à bas point de fusion, mais il est néfaste en présence de soufre.

7-3-2-2- Eléments influençant directement la formation de composés à bas point de fusion:

Le manganèse:

Elément gammagène, le manganèse joue un rôle néfaste sur la fissuration à chaud des aciers du point de vue structure, mais il est bénéfique sur le plan formation eutectique $FeS + Fe$ à basse température de fusion. La présence dans l'acier du manganèse caractérisé par une affinité plus marquée pour le soufre que le fer et qui forme avec lui un composé difficilement fusible (MnS) rend pratiquement impossible le phénomène de fragilité à chaud. La température de fusion du sulfure de manganèse pur qui est de $1610^{\circ}C$ évite la formation de l'eutectique $FeS + Fe$. Il peut se former un sulfure double de manganèse et de fer dont la température de fusion est toujours élevée, car un mélange à 50% fond à $1400^{\circ}C$. Dans un acier solidifié les particules de sulfures de manganèse ou du double sulfure de manganèse et de fer forment des inclusions dispersés dans la masse en globules isolés. Le manganèse étant très soluble dans l'austénite a aussi un rôle désoxydant. Ce qui rend difficile le calcul de la teneur nécessaire en cet élément en fonction du pourcentage de soufre dans l'acier. De plus un excédent de soufre peut provenir de l'enrobage, et vu la vitesse de refroidissement du métal liquide, la combinaison du manganèse avec le soufre n'aura pas les conditions nécessaires pour se produire complètement. Pour cette raison un rapport élevé entre la teneur en manganèse ^{et} et en soufre est nécessaire pour diminuer

la formation de composés à basse température de fusion. Ainsi il est conseillé d'avoir dans les aciers courants de construction, un rapport Mn/S supérieur à 30.

7-3-3- Éléments intervenant sur la structure:

Nous avons vu précédemment que la cause des ségrégations de des impuretés (en particulier du soufre) vers les joints de grains dépend de la structure de solidification du métal fondu. Une certaine teneur en ferrite δ de 3 à 10% dans les aciers austénitiques est nécessaire pour diminuer ces ségrégations et par conséquent le risque de formation des fissures de solidification. La plupart des éléments d'addition influent sur la structure de solidification de l'acier en favorisant la formation soit de l'austénite soit de la ferrite (éléments respectivement gammagènes ou alphagènes).

1- Le chrome:

Le chrome élément essentiel dans la résistance chimique des aciers inoxydables favorise la structure ferritique qui joue comme nous l'avons vu un rôle important dans la résistance à la formation des fissures de solidification. Une coupe pseudo-binaire à 18% de carbone du diagramme d'équilibre Fe-Ni-Cr à bas carbone nous montre que malgré le caractère fortement austénitique du nickel, tous les aciers à 18% de Cr et à bas carbone de teneur en nickel inférieure à 14% ont un début de solidification dans la phase ferritique δ (pour $Ni \leq 10\%$) ou dans la phase $\delta + \gamma$ (pour $10\% \leq Ni \leq 14\%$). On peut donc dire que tout acier austénitique "à bas carbone" de teneur en chrome de 18% et en nickel inférieure à 13% ne présente pas de risque de fissuration à chaud (de solidification). On y trouve l'acier inoxydable classique 18/8 dont la solidification commence à $1500^{\circ}C$ et se termine à $1400^{\circ}C$ sans apparition de la phase γ et bien sûr sans ségrégation ni formation de composés à bas point de fusion, elle est donc complète. L'apparition de la structure γ commence à $50^{\circ}C$ environ

en dessous de la ligne du solidus. La transformation $\delta \rightarrow \gamma$ se fait à l'état entièrement solide. Le problème de ségrégation ne se produit pas dans ce cas, mais on peut assister au phénomène de diffusion mais il se fait toujours à l'état solide. Vu l'importance de cet élément dans les aciers inoxydables Maurer et Schaeffler en ont fait l'abscisse de leurs diagrammes.

2- Le nickel :

Le nickel favorise la structure austénitique. Une teneur élevée en nickel améliore la résistance chimique de l'acier, mais au dessus d'une certaine valeur, qui dépend de la teneur des autres éléments (14% dans le cas d'un acier à 18% de Cr et moins de 0.03% de C), il devient nuisible du point de vue résistance à la formation des fissures de solidification de l'acier, du fait que la structure de solidification devient austénitique.

Pour les aciers austénitiques dit réfractaires, à haute concentration en chrome et en nickel, dont deux nuances (25Cr-12Ni) et (25Cr-20Ni) sont utilisées dans les appareils thermiques, la première est plus résistante que la seconde à cause du caractère plus austénitique de cette dernière (donné par la teneur élevée en nickel).

C H A P I T R E VIII:

CAROUÉ DE LA TENEUR EN FERRITE δ DU METAL FONDU

8-1- Introductions

Nous avons vu précédemment que à la formation des fissures à chaud des aciers austénitiques est liée à la formation d'une phase dans laquelle le soufre est très soluble évitant ainsi sa ségrégation et par suite la formation de composés à bas point de fusion d'une part, et à la formation d'une pellicule de silicate autour des grains d'austénite d'autre part. Cette phase est la phase δ qui se forme au début de la solidification de certaines nuances d'aciers. Sa formation est elle même liée à la teneur de l'acier en éléments d'addition. Toute fois un excès de ferrite n'est pas particulièrement favorable car, de faible ductilité, il réduit la valeur élevée de cette propriété de l'austénite.

Nombreux sont ceux qui ont étudié la sensibilité à la fissuration à chaud du métal déposé, parmi lesquels Schaeffler, dont les travaux ont conduit à son diagramme.

8-2- Diagramme de Schaeffler:

Utilisé surtout pour les assemblages hétérogènes, le diagramme de Schaeffler fig. (8.2) a une importance capitale dans la délimitation des conditions de réalisation des assemblages homogènes et hétérogènes des aciers au nickel chrome. Il rend des services incontestables dans le choix de la composition du métal rapporté.

Le diagramme de Schaeffler découle de celui de Muret

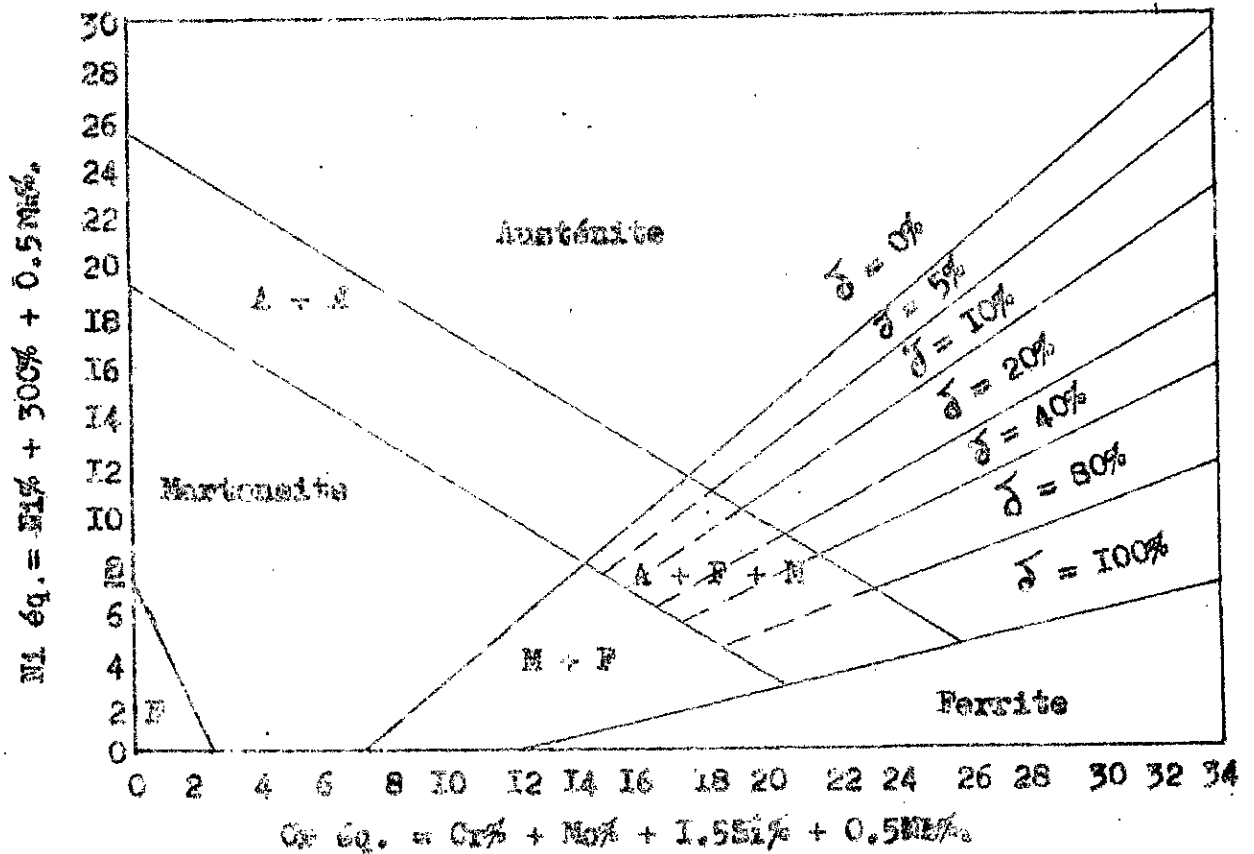
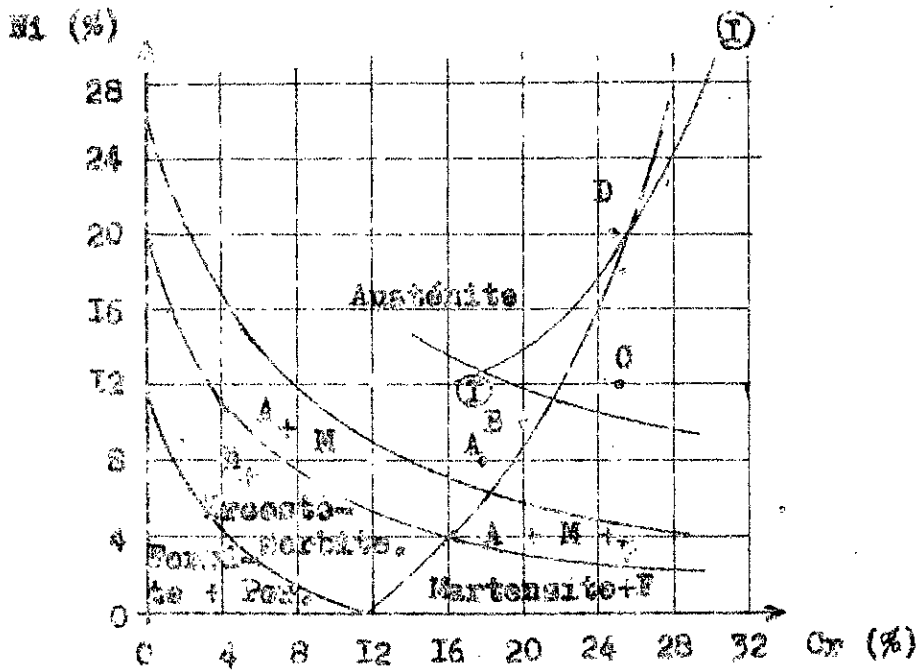


fig. (8.1.) qui représente les domaines des diverses structures des aciers au nickel-chrome, en fonction des concentrations vraies en nickel et en chrome, sans tenir compte des autres éléments .

Schaeffler a eu le mérite d'avoir tracer un diagramme, qui porte son nom fig. (8.2), en tenant compte de l'influence des autres éléments d'alliage sur la structure de l'acier. Influence que l'on ne peut pas négliger, car, par exemple 0.1% de carbone joue le rôle de 3% de nickel sur la structure d'un acier.

Ce diagramme a pour coordonnées :

- En ordonnée le nickel équivalent Ni_{équi.} :

$$Ni_{équi.} = Ni\% + 300\% + 0.5Mn\%$$

- En abscisses le chrome équivalent Cr_{équi.} :

$$Cr_{équi.} = Cr\% + Mo\% + 1.5Si + 0.5(Nb \text{ ou } Ti)\%$$

où Ni, C, Mn, Cr, Mo, Si, Nb, Ti, sont successivement les différentes teneurs en nickel, carbone, manganèse, chrome, molybdène, silicium, Niobium et titane de l'acier.

8-2-1- Application du diagramme de Schaeffler :

L'application du diagramme de Schaeffler à l'étude des assemblages hétérogènes, des aciers ferritiques trempants avec des aciers austénitiques, a fait l'objet de plusieurs publications. Ces recherches ont montré que la sensibilité à la fissuration de solidification de la soudure d'un acier austénitique décroît quand on passe de la phase purement austénitique à la phase austéno-ferritique.

Plusieurs formules ont été proposées pour calculer la teneur en ferrite δ des aciers austéno-ferritiques, sans avoir recours au diagramme de Schaeffler, particulièrement, celle de Thomas et de Seferian.

8-2-1-1 Formule de Thomas :

Thomas définit la teneur en ferrite δ de l'acier par la dif-

différence entre la concentration maximum de nickel (Ni_{max}) et la teneur réelle en nickel (Ni) de l'acier.

$$F\% = (Ni_{max}) - Ni$$

où F: est la teneur en ferrite de l'acier.

Ni: " " " " Nickel " " "

(Ni_{max}): la concentration maximum de nickel calculée, comme suit, en fonction des autres éléments de l'acier.

$$(Ni_{max}) = \frac{(Cr + 2Mo - 16)^2}{12} + \frac{Mn}{2} + 30(0.10 + C) + 12$$

Comme exemple de comparaison des résultats on prend l'acier à : C=0.05%; Ni=10%; Cr=20%; Mo=3%; Mn=1.2%; Si=0.6%.

La concentration maximum de nickel est de: (Ni_{max})=21.23.
et la teneur en ferrite calculée par la formule de Thomas est F=11.3%.

$$F=11.23\%$$

-Détermination de la teneur de ferrite par le diagramme de Schaeffler:

Point figuratif:

$$Cr_{\text{éq.}} = 20 + 3 + (1.5 \times 0.6) = 23.28 \approx 23$$

$$Ni_{\text{éq.}} = 10 + (30 \times 0.05) + (0.5 \times 1.2) = 12.1 \approx 12$$

Le point de coordonnées Ni_{éq.}=12 et Cr_{éq.}=23 se situe dans le domaine austéno-ferritique à environ 18% de ferrite δ.

* Nous remarquons une différence d'environ 7% entre les résultats obtenus par la méthode de Thomas et le diagramme de Schaeffler.

8-2-1-2- Formule de Seférian:

Seférian, dans son livre "Métallurgie de la soudure", a proposé de calculer le pourcentage de la ferrite δ par la définition de la limite des domaines austénitique et austéno-ferritique, qui s'exprime par la fonction linéaire de la droite

$$\delta = 0\%:$$

$$Cr_{\text{éq.}} = 0.93 Ni_{\text{éq.}} + 6.7$$

où Créq: est le pourcentage de chrome équivalent calculé, défini comme étant le chrome équivalent nécessaire pour qu'un acier de même valeur de Niéq. que celui-ci, ait son point figuratif à la limite des domaines austénitique et austéno-ferritique.

-Si la valeur du chrome équivalent est supérieure à celle du chrome équivalent calculé, le point figuratif de l'acier est dans le domaine austéno-ferritique et, dans ce cas la teneur en ferrite est donnée par la relation :

$$\delta \% = 3(\text{Créq} - \text{Créqc})$$

-Si le Créq est inférieure à Créqc, le point figuratif du métal est dans la zone purement austénitique.

L'utilisation de la formule de Seférian suppose que les droites équi-deltas sont parallèles entre elles et que la distance entre deux de celles-ci soit proportionnelle à la différence de leur pourcentage de ferrite.

Nous remarquons que ces droites convergent vers un seul point de coordonnées:

$$\text{Créq} = 5.7$$

$$\text{et Niéq} = -2$$

La méthode de Seférian ne peut donc être appliquée avec une bonne approximation que pour des aciers à faible teneur en ferrite. Pour cette raison nous avons proposé ^{une méthode} qui nous permet d'exploiter le diagramme de Schaeffler avec une très grande précision.

8-2-1-3- Méthode utilisée pour la détermination de la teneur en ferrite δ :

D'après le diagramme de Schaeffler, tous les aciers dont les points figuratifs appartiennent à une droite D passant par le point (5.7, -2) et comprise entre les droites $\delta = 0\%$ et $\delta = 100\%$ ont la même teneur en ferrite. Il en résulte donc que la teneur en ferrite δ d'un acier donné est fonction de la pente m de la droite passant par son point figuratif (Créq, Niéq) et le point (5.7, -2). La pente de cette droite est donnée par la formule:

$$m = \frac{Ni_{\text{éq}} - 2}{Cr_{\text{éq}} + 5.7}$$

où $Ni_{\text{éq}}$ et $Cr_{\text{éq}}$ sont les coordonnées relatives au point figuratif de l'acier.

Sur le tableau (8.1) nous avons reporté les valeurs des pentes à $\delta = 0\%; 5\%; 10\%; 20\%; 40\%; 80\%$; et 100% , et sur la figure (8.3) nous avons tracé la courbe donnant la relation entre la pente m et la teneur en ferrite δ de l'acier en reliant les différents points par des droites.

De $\delta = 0\%$ jusqu'à $\delta = 20\%$ nous remarquons que la pente m varie linéairement en fonction de δ . On en déduit donc que si m est comprise entre 0.723 et 1.127 la valeur de δ est donnée par

$$\delta = \frac{1.127 - m}{0.0202}$$

De la même façon on détermine que:

-Si m est comprise entre 0.518 et 0.723 on aura

$$\delta = \frac{(0.723 - m)}{0.0034} + 20$$

-Si m est comprise entre 0.333 et 0.518 on aura:

$$\delta = \frac{(0.518 - m)}{0.00925} + 80$$

-Si m est supérieure à 1.127 le point figuratif de l'acier est dans la zone purement austénitique.

-Et finalement si m est inférieure à 0.333 l'acier est purement ferritique.

Remarque:

Pour éviter l'existence de la martensite il faut toujours vérifier dans les cas où l'acier n'est pas purement ferritique que son point figuratif soit au dessus de la droite d'équation

$$Ni_{\text{éq}} = -0.823Cr_{\text{éq}} + 25.65$$

au dessous de laquelle subsiste la martensite, constituant très fragile.

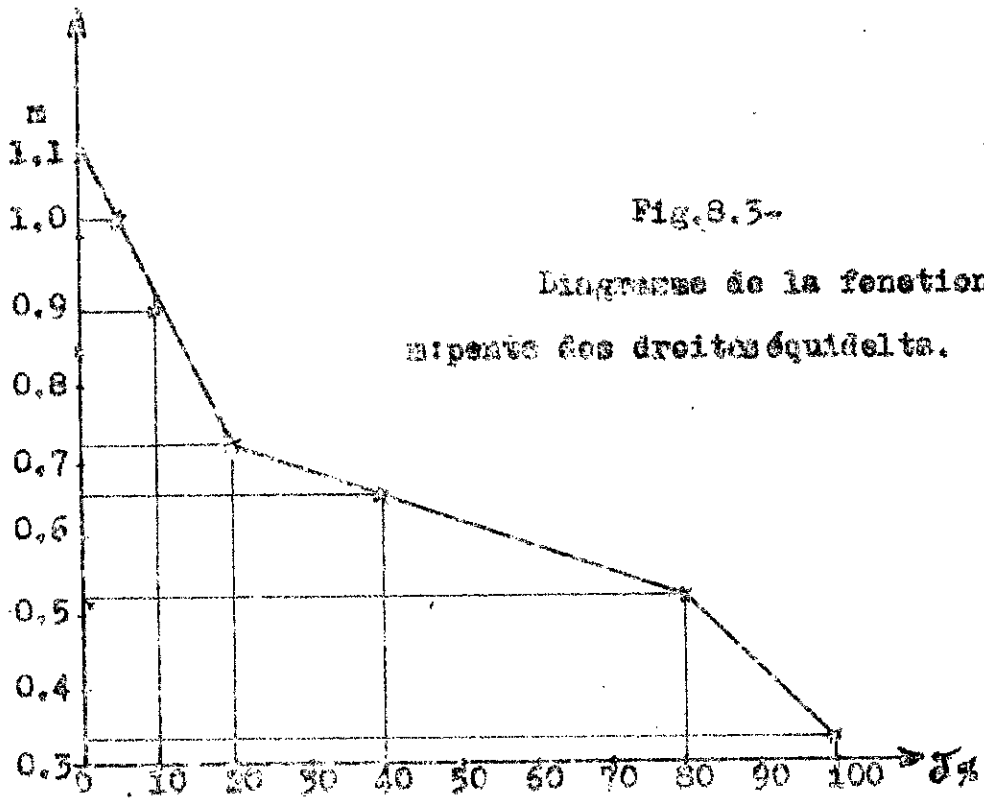


Fig. 8.3-

Diagramme de la fonction $n=f(\delta)$
 à pentes des droites équidelta.

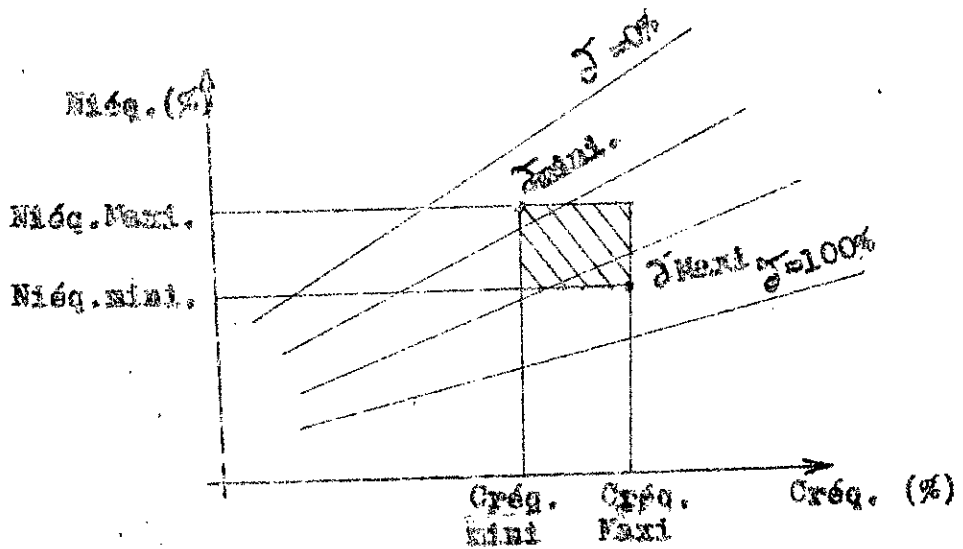


Fig. 8.4-

Domaine structural probable d'un cordon de soudure
 réalisé sur un acier avec une électrode de nuances
 égale.

Cet algorithme nous a conduit à établir un programme en langage basique permettant de calculer la teneur en ferrite δ , d'un cordon de soudure, en fonction de la composition chimique du métal de base et du métal déposé d'une part et de la valeur de la dilution prévue d'autre part.

Dans le but de faciliter la lecture du programme et de permettre son utilisation nous allons donner la signification de certains symboles utilisés.

-M(I,0): indiquent les valeurs extrêmes des teneurs en éléments d'alliage de la nuance de l'acier (I).

M(I,1): Cmax(I): teneur maximum en carbone de l'acier (I).

M(I,2): Cmini(I) " minimum " "

M(I,3): Crmaxi(I)

M(I,4): Crmini(I)

M(I,5): Ni maxi(I)

M(I,6): Ni mini(I)

M(I,7): Mo maxi(I)

M(I,8): Mo mini(I)

M(I,9): Mn maxi(I)

M(I,10): Mn mini(I)

M(I,11): Si maxi(I)

M(I,12): Si mini(I)

M(I,13): Nb maxi(I) ou Ti maxi(I)

M(I,14): Nb mini(I) ou Ti mini(I)

-A(I): Créq maxi ou chrome équivalent maximum du métal de base

-G(I): Créq mini ou Chrome équivalent minimum " "

-B(I): Niéq maxi ou nickel équivalent maximum " "

-H(I): Niéq mini " " minimum " "

-E(J,I): indiquent les teneurs en éléments d'alliage du métal déposé de l'électrode du type (J). L'indice I est utilisé de la même manière que l'indice J pour la désignation des éléments d'alliage.

-C(J): Créq maxi du métal d'apport.

-L(J): Créq mini " "

-F(J): Niéq maxi " "

-K(J): Niéq mini " "

-D(J): La valeur de la dilution.

C1(K): Crégmaxi du cordon de soudure

C1(K): Crégmini " "

N1(K): Niégmaxi " "

N2(K): Niégmini " "

Ces valeurs extrêmes viennent du fait que la composition chimique d'un acier d'une nuance quelconque est donnée par une fourche. Dans le but de déterminer les valeurs extrêmes de la ferrite δ nous avons tracé le domaine probable, sur le diagramme de Schaeffler, d'une nuance d'acier (fig. 8.4). On en déduit que la teneur maximale de la ferrite delta correspond à la valeur minimale du nickel équivalent et la valeur maximale du chrome équivalent et vice-versa.

Pour désigner les domaines où l'acier est entièrement ferritique nous avons donné le nombre 100 aux valeurs D1(K) et D2(K) qui représentent les teneurs maximales et minimale en ferrite δ .

De même D1(K) ou D2(K)=300 indique que l'acier est entièrement austénitique, et la valeur 400 indique que l'acier a une structure austéno-martensitique.

Nous avons appliqué ce programme à vingt nuances d'acier inoxydables austénitiques (T. 8.3) et quatre vingt douze types d'électrodes utilisées pour le soudage des aciers inoxydables (T. 8.2). Pour les compositions chimiques nous avons pris les valeurs données par les catalogues.

%	0	5	10	20	40	80	100
m	1.127	1.039	0.905	0.723	0.655	0.518	0.333

TG1- Tableau des valeurs de la fonction $m=f(\delta)$.

8-2-1-4- Résultats de calcul et représentation:

L'application de ce programme aux nuances d'acier et d'électrodes citées ci-dessus, a donné des résultats étalés sur deux cent pages, ce qui rend difficile leur exploitation par l'utilisation. Pour cette raison et partant des conclusions de l'étude bibliographique, qui mentionne comme résultats des recherches dans ce domaine que la formation des fissures de solidification dans les soudures des aciers inoxydables austénitiques n'est pas à redouter si la teneur en ferrite δ du cordon dépasse 3%, nous avons représenté ces résultats sous forme d'un tableau T.(8.4). Pour éviter la formation de la phase δ la teneur en ferrite ne doit pas dépasser 10%. Ainsi nous avons pu, en utilisant des symboles, inclure nos résultats sur deux pages uniquement.

Le tableau (8.4) est un projet de classification des électrodes enrobées, pour aciers inoxydables austénitiques, suivant leur résistance à la formation de fissures à chaud, basé uniquement sur la structure de solidification, qui dans le cas d'un refroidissement rapide est le moyen le plus efficace et le plus sûr de lutte contre cet inconvénient. Mais il est toujours souhaitable lors de la conception d'une construction soudée d'éléments en aciers austénitiques de vérifier à l'aide des essais, la résistance à la formation de fissures, car la théorie, même en donnant de bon résultats, ne peut remplacer l'expérimentation. Chose que nous n'avons fait que sur une nuance d'acier et six types d'électrodes, dont le but est de vérifier les résultats théoriques. Dans ce contexte nous avons tracé, fig(85), le domaine des valeurs probables de la teneur en ferrite δ dans les cordons de l'acier AISI 310 avec les électrodes suivantes:

a- OK63 41

b- SARESISTE SUPER 80

Programme de calcul de la teneur en ferrite δ dans
un cordon de soudure:

```
5 REM "I, BEL"  
10 INPUT "METAL DE BASE=?", P  
20 DIM M(P, 14), A(200), B(200), G(200), H(200)  
30 FOR I=1 TO P  
40 FOR J=1 TO 14  
50 READ M(I, J)  
60 NEXT J  
180 LET A(I)=M(I, 3)+M(I, 7)+1.5*M(I, 9)+.5*M(I, 13)  
190 LET G(I)=M(I, 4)+M(I, 8)+1.5*M(I, 10)+.5*M(I, 14)  
200 LET B(I)=M(I, 5)+30*M(I, 1)+.5*M(I, 11)  
210 LET H(I)=M(I, 6)+30*M(I, 2)+.5*M(I, 12)  
220 NEXT I  
230 INPUT "Electrode=?", Q  
240 DIM E(Q, 14), C(200), L(200), F(200), K(200)  
250 FOR J=1 TO Q  
260 FOR I=1 TO 14  
270 READ E(J, I)  
280 NEXT I  
400 LET C(J)=E(J, 3)+E(J, 7)+1.5*E(J, 9)+.5*E(J, 13)  
410 LET L(J)=E(J, 4)+E(J, 8)+1.5*E(J, 10)+.5*E(J, 14)  
420 LET F(J)=E(J, 5)+30*E(J, 1)+.5*E(J, 11)  
430 LET K(J)=E(J, 6)+30*E(J, 2)+.5*E(J, 12)  
440 NEXT J  
444 FOR K=1 TO 5  
445 READ D(K)  
446 NEXT K  
450 INPUT "I="; I  
460 INPUT "J="; J  
461 LPRINT  
462 LPRINT TAB(23); "I="; TAB(26); I; TAB(32); "J="; TAB(34); J  
463 LPRINT  
470 FOR K=1 TO 5  
480 LET C1(K)=D(K)*A(I)+(1-D(K))*C(J)  
490 LET C2(K)=D(K)*G(I)+(1-D(K))*L(J)  
500 LET N1(K)=D(K)*B(I)+(1-D(K))*F(J)  
510 LET N2(K)=D(K)*H(I)+(1-D(K))*K(J)  
520 LET X1(K)=.333*C1(K)-3.898  
525 IF N2(K)<X1(K) THEN 660  
530 LET X2(K)=1.127*C1(K)-8.35  
535 IF N2(K)>X2(K) THEN 680  
540 LET M1(K)=(N2(K)+2)/(C1(K)-5.7)  
550 IF M1(K)>1.127 THEN 680  
560 IF M1(K)>.7230001 THEN 620  
570 IF M1(K)>.518 THEN 640  
580 LET D1(K)=(.518-M1(K))/ .00925+80
```

```

590 GOTO 722
620 LET D1(K)=(1.127-M1(K))/ .0202
630 GOTO 722
640 LET D1(K)=(.7230001-M1(K))/ .0034+20
650 GOTO 722
660 LET D1(K)=100
670 GOTO 722
680 LET X3(K)=-.823*C1(K)+25.65
690 IF N2(K)<X3(K) THEN 710
700 LET D1(K)=300
705 GOTO 722
710 LET D1(K)=400
720 GOTO 722
722 LET Y1(K)=.333*C2(K)-3.898
725 IF N1(K)<Y1(K) THEN 860
730 LET Y2(K)=1.127*C2(K)-8.35
740 IF N1(K)>Y2(K) THEN 880
750 LET M2(K)=(N1(K)+2)/(C2(K)-5.7)
755 IF M2(K)>1.127 THEN 880
760 IF M2(K)>.7230001 THEN 820
770 IF M2(K)>.518 THEN 840
780 LET D2(K)=(.518-M2(K))/ .00925+80
790 GOTO 1500
820 LET D2(K)=(1.127-M2(K))/ .0202
830 GOTO 1500
840 LET D2(K)=(.7230001-M2(K))/ .0034+20
850 GOTO 1500
860 LET D2(K)=100
870 GOTO 1500
880 LET Y3(K)=-.823*C2(K)+25.65
890 IF N1(K)<Y3(K) THEN 910
900 LET D2(K)=300
905 GOTO 1500
910 LET D2(K)=400
920 GOTO 1500
930 DATA 0.15,0.08,19,17,10,8,0,0,0,0.4,0.2,0.4,0.2,0,0
940 DATA 0.15,0.08,20,20,11,11,0,0,0,0,2,2,0,0
950 DATA 0.15,.08,19,17,10,8,.6,0,.4,.2,.4,.2,0,0
960 DATA 0.08,0.03,20,18,10.5,8,0,0,0,0.4,0.2,0.4,0.2,0,0
970 DATA 0.03,0.02,20,18,12,8,0,0,0,0.4,0.2,0.4,0.2,0,0
980 DATA 0.12,0.08,19,17,13,10.5,0,0,0,0,0,0,0,0
990 DATA 0.08,0.03,21,19,12,10,0,0,0,0,0,0,0,0
1000 DATA 0.2,0.08,24,22,15,12,0,0,0,0,0,0,0,0
1010 DATA 0.08,0.03,24,22,15,12,0,0,0,0,0,0,0,0
1020 DATA 0.25,0.08,26,24,22,19,0,0,0,0,0,0,0,0
1030 DATA 0.08,0.03,26,24,22,19,0,0,0,0,0,0,0,0
1040 DATA 0.08,0.03,18,16,14,10,3,2,0.4,0.2,0.4,0.2,0,0
1050 DATA 0.03,0.02,18,16,14,10,3,2,0.4,0.2,0.4,0.2,0,0
1060 DATA 0.08,0.03,20,18,15,11,4,3,0,0,0,0,0,0
1070 DATA 0.03,0.02,20,18,15,11,4,3,0,0,0,0,0,0
1080 DATA 0.03,0.02,17.5,17.5,16,16,5,5,0,0,0,0,0,0
1090 DATA 0.08,0.03,17,17,11.5,11.5,2,2,0,0,0,0,1,0.12

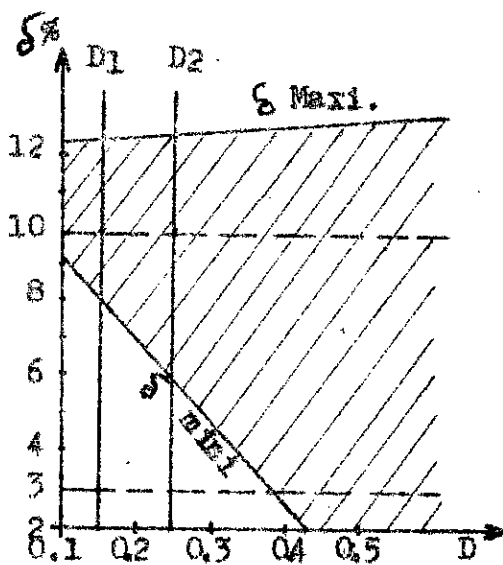
```

1100 DATA 0.08,0.03,19,17,12,9,0,0,0.4,0.2,0.4,0.2,1,0.15
1110 DATA 0.08,0.03,19,17,12,9,0,0,0,0,0,0.36,0.06
1210 DATA 0.03,0.02,19,19,10,10,0,0,0.7,0.7,0.7,0.70,0,0
1220 DATA 0.03,0.02,18,18,12,12,2.8,2.8,0.7,0.7,0.6,0.6,0,0
1230 DATA 0.03,0.02,19,19,12,12,2.8,2.8,0.8,0.8,0.7,0.7,0,0
1240 DATA 0.11,0.03,30,30,9.5,9.5,0,0,0.9,0.9,1.5,1.5,0,0
1250 DATA 0.05,0.02,21.48,21.48,8.94,8.94,0.05,0,0,1.93,1.93,0,0
1260 DATA 0.04,0.02,19.5,19.5,8.53,8.53,0.05,0,0,1.74,1.74,0,0
1270 DATA 0.06,0.03,19.75,19.75,9.34,9.34,0.5,0,0,1.93,1.93,0,0
1280 DATA 0.022,0.02,19,19,10,10,0,0,0.65,0.65,0.7,0.7,0,0
1290 DATA 0.07,0.03,20.24,20.24,9.75,9.75,0.05,0,0,0.934,0.934,0,0
1300 DATA 0.04,0.02,21,18,11,9,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1310 DATA 0.03,0.02,21,18,11,9,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1320 DATA 0.03,0.02,21,18,11,9,0,0,1.2,1.2,2.5,2.5,0,0
1330 DATA 0.03,0.02,21,18,11,9,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1340 DATA 0.05,0.02,22,19.5,11.5,10,0,0,1.25,1.25,1.2,1.2,0,0
1350 DATA 0.06,0.03,21,18,11,9,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1360 DATA 0.04,0.02,21,18,11,9,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,1,0.16
1370 DATA 0.04,0.02,21,18,11,9,0,0,1,1,2.5,2.5,1,0.16
1380 DATA 0.08,0.03,21,18,11,9,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,1,0.16
1390 DATA 0.04,0.02,20,17,14,11,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1400 DATA 0.03,0.02,21,17,14,11,2.5,2,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1410 DATA 0.03,0.02,21,17,14,11,2.5,2,1.1,1.1,2.5,2.5,0,0
1420 DATA 0.03,0.02,20,17,14,11,2.5,2,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1430 DATA 0.06,0.02,21.5,19.5,11,9.5,2.8,2.2,1.1,1.1,1,1,0,0
1440 DATA 0.08,0.03,20,17,14,11,2.5,2,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1450 DATA 0.05,0.02,20,17,14,11,2.5,2,0.9,0.9,2.5,2.5,1,0.12
1460 DATA 0.08,0.03,20,17,14,11,2.5,2,0.9,0.9,2.5,2.5,1,0.18
1470 DATA 0.035,0.02,19,17,14.5,13,3.5,2.5,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1480 DATA 0.04,0.02,18.5,16,11.5,10,2.5,2,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1490 DATA 0.09,0.03,16.5,14.5,9.5,7.5,2,1,0.6,0.6,2.5,2.5,0,0
1500 DATA 0.12,0.08,25,22,14,12,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1510 DATA 0.05,0.02,25,22,14,12,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1520 DATA 0.03,0.02,25,22,14,12,0,0,1,1,2.5,2.5,0,0
1530 DATA 0.1,0.03,26.5,24.5,15,13.5,0,0,1.3,1.3,2.5,2.5,0,0
1540 DATA 0.15,0.08,25,22,14,12,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1550 DATA 0.15,0.08,28,25,22.5,20,0,0,0.75,0.75,2.5,2.5,0,0
1560 DATA 0.12,0.08,28,25,22.5,20,0,0,0.75,0.75,2.5,2.5,0,0
1570 DATA 0.45,0.35,28,24,22,18,0.3,0.3,1,1,2.5,2.5,0,0
1580 DATA 0.12,0.08,28,25,22,20,3,2,0.75,0.75,2.5,2.5,0,0
1590 DATA 0.025,0.02,22,18,25,22.5,5,3.5,0.6,0.6,1.7,1.7,0,0
1600 DATA 0.06,0.02,21.5,19.5,11,9,3.4,2.4,0.95,0.65,1.8,1.4,0,0
1610 DATA 0.08,0.03,21.5,19.5,11,9,3.4,2.4,0.85,0.55,2,0.6,0,0
1620 DATA 0.12,0.08,32,28,13.5,12,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1630 DATA 0.1,0.03,17,13,62,62,2.5,0.5,0.75,0.75,3.5,1,0.48,0.06
1640 DATA 0.1,0.03,17,13,59,59,0,0,1,1,9.5,5,0.48,0.06
1650 DATA 0.03,0.02,21,18,11,9,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1660 DATA 0.03,0.02,19,19,10,10,0,0,0.5,0.5,1.5,1.5,0,0
1670 DATA 0.05,0.02,21,18,11,9,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1680 DATA 0.03,0.02,21,18,11,9,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1690 DATA 0.05,0.02,19,19,10,10,0,0,0.5,0.5,1.5,1.5,0,0
1700 DATA 0.04,0.02,21,18,11,9,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0.4,0.2

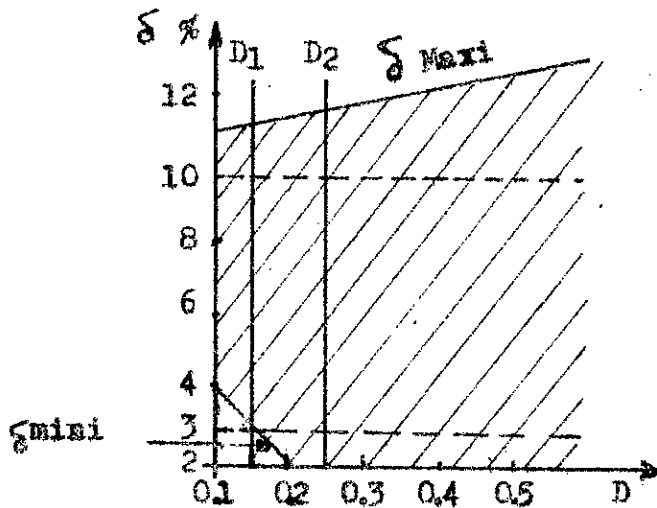

```

1710 DATA 0.06,0.03,20,20,10,10,0,0,0.8,0.8,1.5,1.5,0.8,0.8
1720 DATA 0.07,0.03,21,18,11,9,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0.7,0.3
1730 DATA 0.1,0.03,16.5,15.5,8.5,7.5,2,1.5,0.5,0.5,2.5,2.5,0,0
1740 DATA 0.03,0.02,19,19,10,10,1.7,1.7,0.6,0.6,0.7,0.7,0,0
1750 DATA 0.03,0.02,19,19,12,12,2.3,2.3,0.5,0.5,1.5,1.5,0,0
1760 DATA 0.04,0.02,19,18,13,11.5,2.2,1.8,0.8,0.5,2,1.2,0,0
1770 DATA 0.05,0.02,19,18,12,11,2.2,1.9,0.5,0.5,1.5,1.2,0,0
1780 DATA 0.04,0.02,21,18,14,11,3,2,1,1,1.5,1.5,0,0
1790 DATA 0.05,0.02,19,19,12,12,2.3,2.3,0.5,0.5,1.5,1.5,0,0
1800 DATA 0.07,0.03,17.5,17.5,9,9,2,2,0.5,0.5,1.5,1.5,0,0
1810 DATA 0.04,0.02,21,18,14,12,2.5,2,0.5,0.5,2.5,2.5,0,0
1820 DATA 0.03,0.02,20,17,18,11,2.5,2,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1830 DATA 0.05,0.02,19,19,10,10,2.8,2.8,0.8,0.8,0.6,0.6,0,0
1840 DATA 0.07,0.03,20,17,14,11,2.5,2,0.7,0.7,2.5,2.5,0,0
1850 DATA 0.03,0.02,20,17,14,11,2.5,2,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1860 DATA 0.04,0.02,20,17,14,11,2.5,2,0.9,0.9,0.7,0.7,0.4,0.2
1870 DATA 0.07,0.03,20,17,14,11,2.5,2,0.9,0.9,2.5,2.5,0.7,0.3
1880 DATA 0.03,0.02,19,19,12,12,2.8,2.8,0.9,0.9,0.8,0.8,0.4,0.4
1890 DATA 0.04,0.02,21,18,14,12,4,3,0.7,0.7,2,2,0,0
1900 DATA 0.04,0.02,21,18,14,12,4,3,0.9,0.9,2,2,0,0
1910 DATA 0.05,0.03,19,19,13,13,3.7,3.7,0.5,0.5,0.70,0.7,0,0
1920 DATA 0.10,0.03,26,26,21,21,0,0,0.5,0.5,1.5,1.5,0,0
1930 DATA 0.08,0.03,28,27,22,20,0,0,0.75,0.75,2.5,2.5,0,0
1940 DATA 0.45,0.35,25,24,22,19,0,0,0.9,0.9,1.5,1.5,0,0
1950 DATA 0.1,0.03,18,18,9,9,0,0,0.5,0.5,6,6,0,0
1960 DATA 0.10,0.03,18,18,9,9,0,0,1,1,6,6,0,0
1970 DATA 0.05,0.02,25,22,14,12,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1980 DATA 0.03,0.02,25,22,14,12,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
1990 DATA 0.11,0.03,30,30,9.5,9.5,0,0,.9,.9,1.5,1.5,0,0
2000 DATA 0.03,0.02,19,17,16,14,2.6,2.6,1,1,2,2,0,0
2010 DATA 0.03,0.02,18,18,16,16,2.5,2.5,0.5,0.5,6,6,0,0
2020 DATA 0.03,0.02,20,20,25,25,4.5,4.5,0.5,0.5,1.7,1.7,0,0
2030 DATA 0.25,0.08,19,16,14,11,0,0,0.4,0.4,8,6,0,0
2040 DATA 0.10,0.03,15,15,72,72,0,0,0.5,0.5,0,2.5,2.5
2050 DATA 0.10,0.03,15,15,64.4,64.4,0,0,0.5,0.5,7.5,7.5,2.5,2.5
2060 DATA 0.03,0.02,20,17,14,11,2.5,2,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
2070 DATA 0.03,0.02,21,18,11,9,0,0,0.9,0.9,2.5,2.5,0,0
2080 DATA 0.10,0.03,17,13,75,60,0,0,1,1,9.5,5,0.48,0.06
2090 DATA 0.10,0.03,17,13,79,61.15,2.5,0.5,0.75,0.75,2.5,0.5,0.48,0.06
3000 DATA 0.06,0.03,21.5,19.5,11,9.5,2.8,2.2,1.2,1.2,2.5,2.5,0,0
3010 DATA 0.04,0.02,20.5,20.5,10,10,2.9,2.9,0.8,0.8,1.6,1.6,0,0
3020 DATA 0.06,0.03,20.5,20.5,10,10,2.9,2.9,0.7,0.7,1.8,1.8,0,0
3030 DATA 0.5,0.4,0.3,0.2,0.1
3035 NEXT K
3180 LPRINT "DELTA MAXI=";TAB(12);
3190 LPRINT USING "###.# ";D1(1),D1(2),D1(3),D1(4),D1(5)
3195 LPRINT "DELTA mini=";TAB(12);
3200 LPRINT USING "###.# ";D2(1),D2(2),D2(3),D2(4),D2(5)
3207 GOTO 450
3210 GOTO 5
3220 END

```



(a) -OK 63 41



(b) - Sarrésiste Super 80.

Fig. 5 - Domaine des valeurs probables de la teneur en ferrite δ des cordons de soudure réalisés par les électrodes, (a)-OK 63 41 et (b) - Sarrésiste Super 80, sur un acier AISI 301.

ESSAIS DE FISSURATION:

Ces essais ont pour but de mettre en évidence la sensibilité des assemblages soudés à la formation de microfissures ou criques.

Mis à part, un essai très simple, dit de fissuration sous cordon (dépôt d'un cordon de soudure à l'arc sur une tôle épaisse d'acier), les essais de fissuration ont toujours lieu sur assemblage. Autrement dit ils permettent de porter un jugement global sur la compatibilité d'un métal de base et d'un métal d'apport, utilisés dans des conditions opératoires données. Lorsqu'un essai est utilisé pour apprécier la qualité du métal d'apport, il doit être exécuté avec un métal de base parfaitement défini; inversement la comparaison de plusieurs nuances de métaux de base ne peut être faite que si l'on emploie le même métal d'apport.

Les essais de fissuration consistent à exécuter une soudure dans les conditions telles que toute déformation ou glissement des éléments se trouve sévèrement bridée. Après achèvement de la soudure et refroidissement complet; on recherche les fissures qui ont pu se produire au moyen des techniques classiques (ressurage, contrôle magnétoscopique, ..., et surtout l'examen métalographique).

9-1- Différents types d'essais de fissuration:

Dans les essais de fissuration le bridage peut être obte-

nu soit par la forme des pièces soudées elles mêmes (auto-bridage) soit au moyen d'un assemblage spécial dans lequel elles sont bloquées. Les exemples que nous citerons montrent comment on fait varier la sévérité de l'essai.

9-1-1- Les essais de fissuration sur tôles libres:

Ces essais se pratiquent sur des tôles minces, avec comme source de chaleur le chalumeau oxy-acétylénique. On distingue:

a- L'essai par assemblage en croix:

Cet essai le plus simple consiste à assembler en croix deux tôles de 1 à 2 mm d'épaisseur et d'une dizaine de mm de large (fig. 9.1.a), L'apparition des criques dans la zone de surchauffe se fait par des essais de pliage alternés (fig. 9.1.b).

b- Essai Focke-Wulf (fig. 9.3):

Comme le précédent essai, il consiste à exécuter quatre lignes de fusion, mais dans ce cas elles partent des angles vers le centre de l'éprouvette pour revenir vers ses bords. Cet essai d'apparence simple et plus complet que l'essai Focker, constitue une épreuve très sévère pour révéler la sensibilité à la fissuration.

-Essai Krupp:

Cet essai tend à brider la tôle d'épaisseur de 1.2mm, par l'exécution d'une soudure d'angle (fig, 9.4). Les fissures apparaissent surtout à l'envers de la tôle.

9-1-2- Les essais sur tôles auto-bridées:

Ces essais sont réalisés sur des tôles très épaisses pour simuler les assemblages pratiqués sur les ouvrages d'art. On distingue:

a- L'essai Kommerel:

L'éprouvette est une barre de section carrée de 50mm de côté, dans laquelle on réalise des rainures de 4mm de profondeur, dans le sens longitudinal.

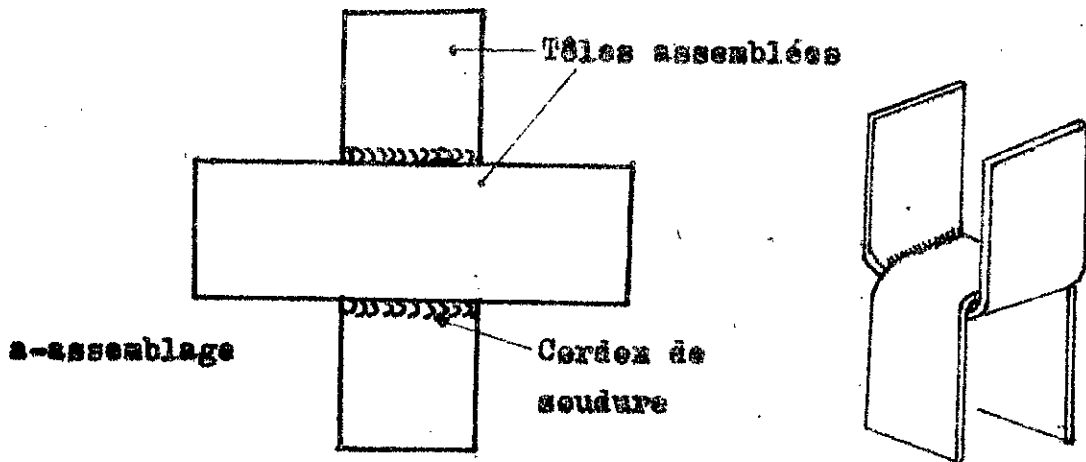


Fig.9.1- [3]

b-essai de pliage alternés

Essai de fissuration par assemblage en croix.

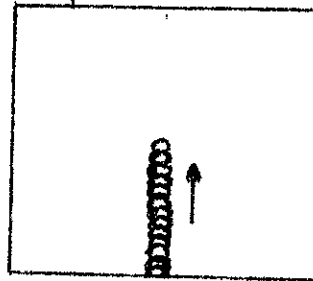


Fig.9.2 [3]

Essai Focker.

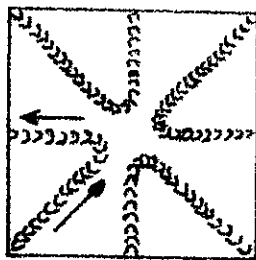


Fig.9.3- [3]

Essai Focke-Wulf.

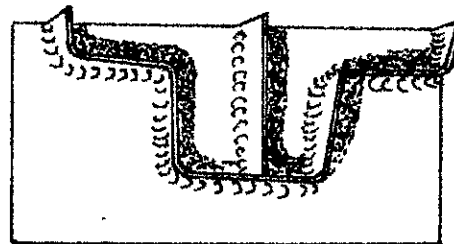


Fig.9.4. [3]

Essai Krupp.

Ces rainures sont comblées par apport de métal à l'arc. La pièce se trouve ainsi sous tension par auto-bridage. L'éprouvette est ensuite soumise à un essai de pliage.

b- L'essai de soudure en H:

Cet essai simple consiste à assembler quatre tôles épaisses en constituant deux soudures de bridage AA' BB' (fig. 9.5) et, après refroidissement, l'exécution d'une soudure transversale CC'. Cet essai simple est aussi sévère, offre toute fois peu de possibilité de variation de contraintes de bridage comme dans d'autres essais plus complexes.

c- L'essai de soudure circulaire ou "ring test":

Cet essai est utilisé surtout pour déceler la sensibilité à la fissuration du métal d'apport.

L'éprouvette de forme cylindrique de 100mm de diamètre et de 25mm d'épaisseur (fig. 9.6), chanfreinée en V ou en X, est placée au centre d'une plaque carrée de 212mm de côté. Un cordon de soudure circulaire est exécuté puis poli après refroidissement pour mettre en évidence les fissures.

Une variante de cet essai a été utilisée par Steinberger et ses collaborateurs pour déterminer la fissuration du métal d'apport. Une éprouvette carrée de 50mm de côté et comportant une rainure circulaire de profondeur 4.7mm et 25mm de diamètre a été utilisée.

d- Essai sur éprouvette de la marine américaine (NRL):

Cet essai de fissuration appliqué sur une éprouvette auto-bridée, rectangulaire de 500x200 et 25mm d'épaisseur chanfreinée en V avec un talon, sur une longueur de 225mm; le chanfrein est terminé par une ouverture circulaire dont le diamètre peut être variable en vue de changer la sévérité qui peut se faire aussi en changeant l'écartement des chanfreins.

9-1-3- Les essais de fissuration sur tôles bridées:

Ces essais sont pratiqués sur les tôles minces ou d'épaisseur

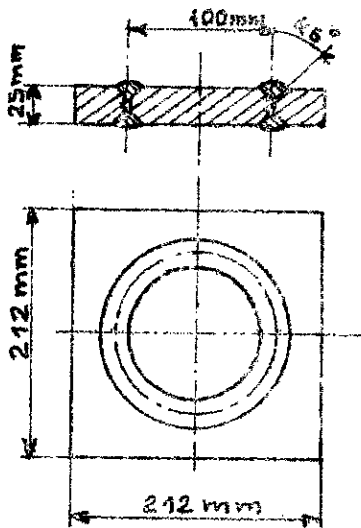


Fig. 9.6

Essai "Ring Test"
sur tôles épaisses. [3]

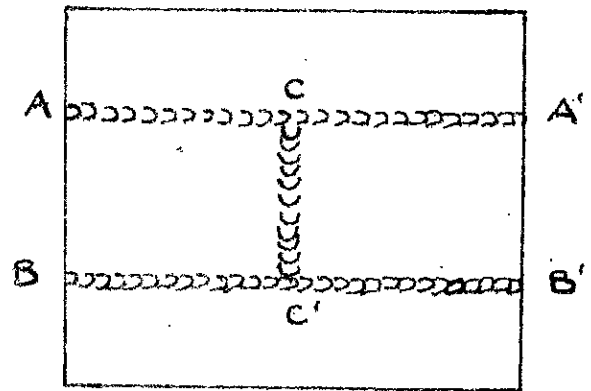


Fig. 9.5 [3]

Eprouvette en H.

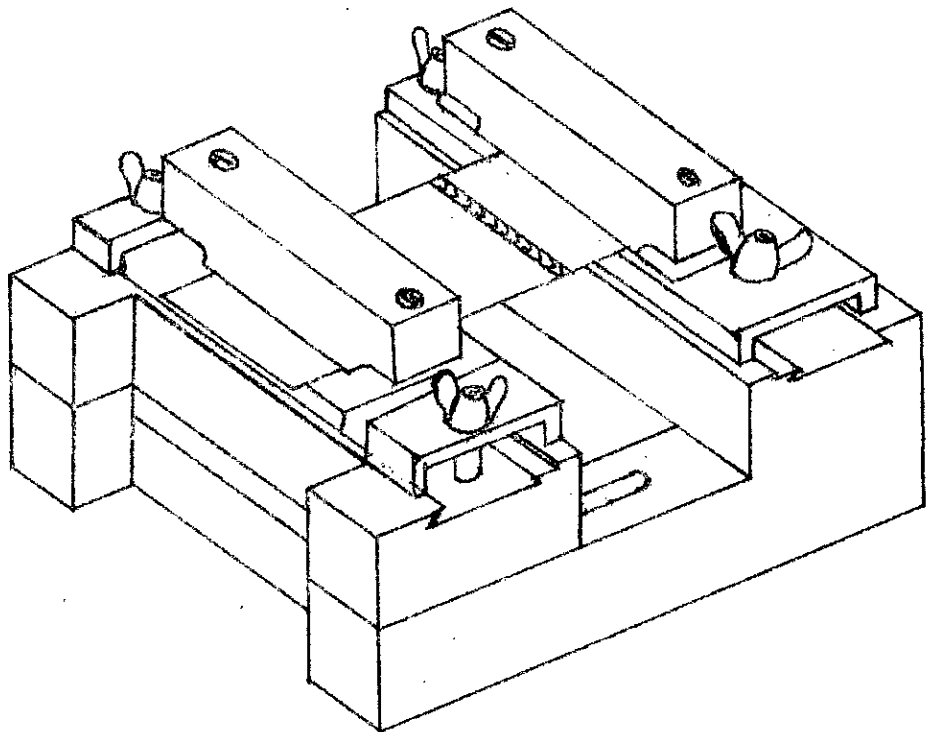


Fig. 97.

Dispositif Bollenrath pour les essais de flexuration
des tôles minces. [3]

moyenne où les éprouvettes sont bridées mécaniquement, on peut citer:

a- l'essai de Bolliendrath:

L'éprouvette est constituée de deux plaques, de 6mm d'épaisseur, bridées dans un montage spécial (fig.9.7), sur lesquelles on exécute un joint de soudure jointif.

La recherche des fissures se fait à l'œil nu après refroidissement et, dans le cas où elles n'apparaissent pas, on procède à une épreuve radiographique ou plus simplement ^{un} essai de traction ou de pliage qui décèle les régions fissurées à chaud, reconnaissables aux couleurs de revenu.

En l'absence de fissures apparentes on effectue des pliages alternés.

b- Essai R.D. (Research département):

Cet essai a pour but de caractériser l'aptitude à la fissuration, lors du soudage à l'arc sur tôles bridées, de fortes épaisseurs.

L'éprouvette est composée de deux tôles de 300x150mm² et (épaisseur variable). Elles sont chanfreinées sur 150mm de long et bridées dans un montage spécial. (fig.9.8). La dilatation latérale est entravée par deux vis de pression tandis que de fortes cales empêchent le gauchissement et entravent le retrait après un bon dressage des faces en contact. L'espace formé par les chanfreins est rempli par une série de passes de soudure à l'arc, avec refroidissement après chacune d'elles. L'éprouvette terminée est laissée dans son montage deux ou trois jours; s'il n'y a pas apparition de criques, on procède à la recherche des microfissures, après démontage et coupes transversales, soit dans la zone fondue soit dans le métal de base. La parfaite soudabilité de l'acier est caractérisée par l'absence totale de fissures.

c- Essai O'Neill:

L'éprouvette est constituée de deux tôles de 75x127mm²

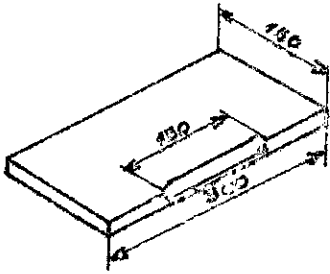
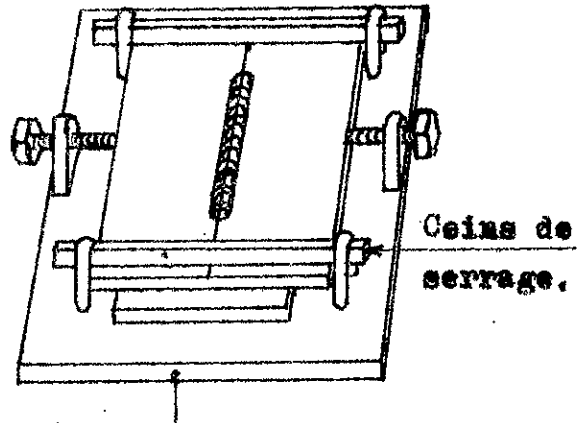


Fig. 9.8

Dispositif RD pour les
essais de fissuration des
tôles bridées. [3]



Plaque acier à 1100N/mm^2 .

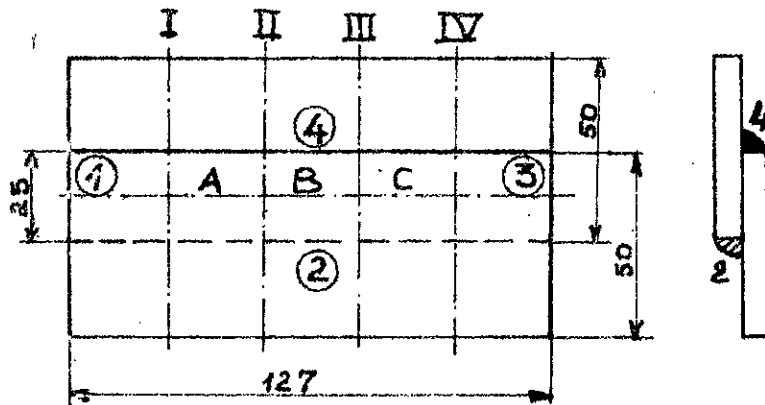


Fig. 9.9

Dispositif de l'essai O'Neill. [3]

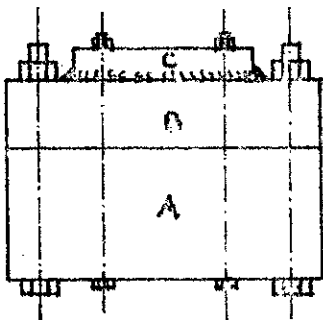
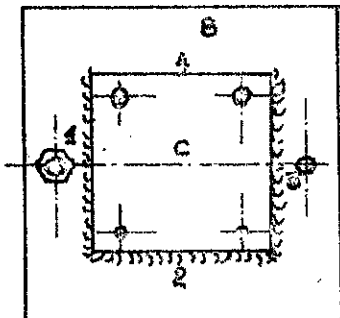


Fig. 9.10. - Dispositif de l'essai de
fissuration sur tôles épaisses de Swinden-Reeve. [3]



(fig. 9.9). Les deux tôles sont serrées par un étai avec un recouvrement de 25mm. on exécute les cordons de soudure dans l'ordre 1,2,3,4, le quatrième étant déposé après refroidissement total. Des plaques de cuivre peuvent être placées sur l'éprouvette pour agir sur la vitesse de refroidissement. La présence éventuelle de microfissures est décelée après les coupes I, II, III, IV.

d - Essai de Swinden-Reeve:

L'éprouvette C est une plaque bridée par boulons sur une autre épaisse B, de même nuance que l'acier à essayer, qui est elle-même bridée sur une autre A. On effectue trois cordons de soudure d'angles formés par B et C. On laisse refroidir complètement avant de réaliser le quatrième cordon dans des conditions très sévères. La recherche des fissures par des méthodes de contrôle physiques s'effectue, après refroidissement, sur le métal de base ou sur le métal fondu.

e - Soudure d'angle bridée:

Dans cet essai (fig. 9.11) l'éprouvette est composée de deux plaques que l'on bride fortement par une soudure d'angle aux bouts de la plaque verticale. Une soudure à l'arc est réalisée après refroidissement d'un côté sur une longueur de 200mm laissée après le bridage. On procède à la recherche des fissures éventuelles après refroidissement, si elles n'apparaissent pas on effectue le deuxième cordon dans l'angle opposé. La présence éventuelle de fissures peut être révélée, soit par la méthode de ressurgage, soit par essai hydraulique à travers un orifice pratiqué au droit de la tôle verticale.

9-1-4 - Les essais de fissure sans auto-bridage:

L'étude de

Ces essais, dont le but est^V la résistance à la formation des fissures à chaud, sont faits sans auto-bridage des éprouvettes, mais les contraintes pratiques sont simulées par des efforts extérieurs appliqués au cours de l'opération de soudage. Dans ces essais certains paramètres peuvent être réglés indépendamment les uns des autres.

9-1-4-1 - Essai Varesstraint:

[23]

a - Eprouvette:

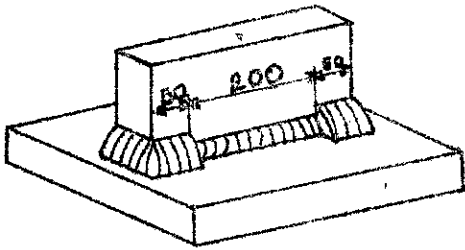


Fig. 9.11- [3]
Essai en angle bridé.

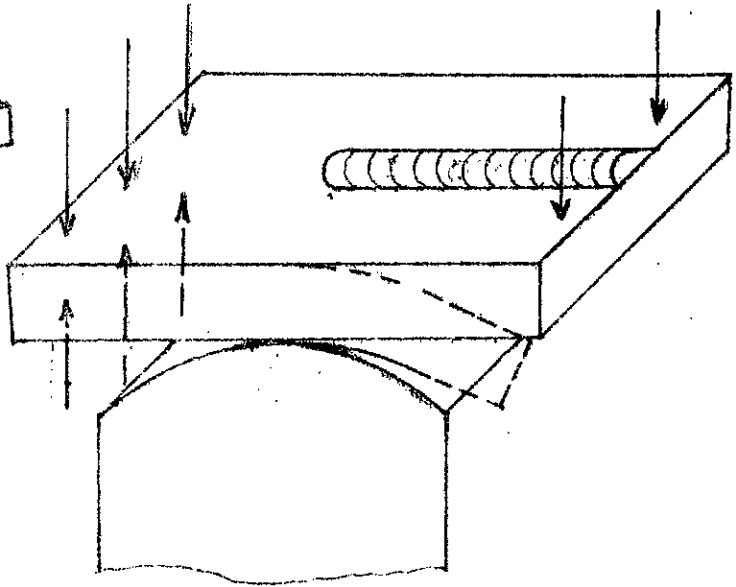


Fig. 9.12-
Essai Vairestraint. [23]

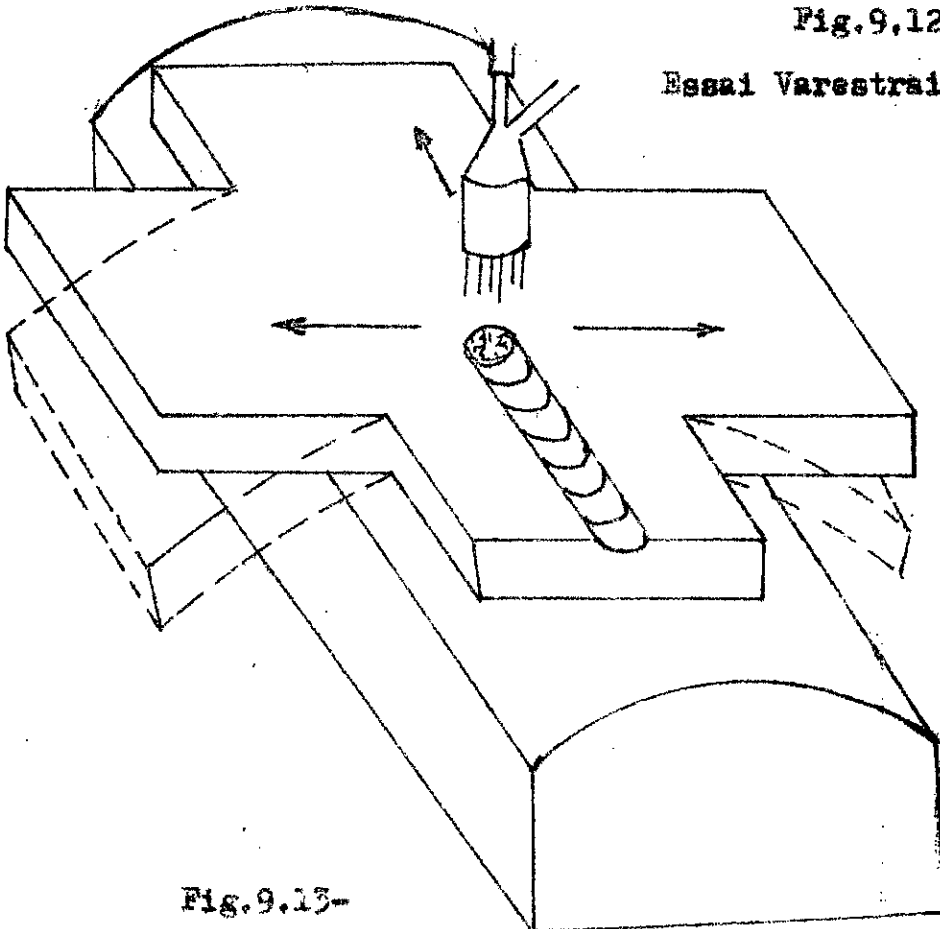


Fig. 9.13-
Essai transvarestreint
modifié. [23]

Plaque de 220x50x10mm (on peut prendre des dimensions réduites).

b- Description de l'essai:

L'essai Varestraint consiste à soumettre l'éprouvette à la flexion sous l'effet d'un etrier massif déclenché par l'action de l'arc sur un dispositif spécial, lors de l'exécution d'une ligne de fusion en allant de l'extrémité libre de l'éprouvette vers l'autre qui est rigidement fixée (fig.9.12).

L'adjonction de deux plaques auxiliaires de flexion force l'éprouvette à épouser la forme de la matrice en évitant la concentration des déformations à l'endroit où la chaleur de l'arc a affaibli la résistance du matériaux.

Les fissures à chaud sont provoquées uniquement dans la zone relativement étroite située immédiatement en arrière de la position instantanée de l'interface solide-liquide, et peut être dans la zone thermiquement affectée.

c- Degré de sévérité:

Est constant pour une éprouvette donnée, variable pour les différentes éprouvette d'une série. On peut le varier en changeant la valeur du rayon de courbure de la matrice et celle de la charge appliquée.

d- Type de fissures recherchées et circonstances de formation:

L'essai permet de déterminer les fissures à chaud transversales du métal fondu et de la zone thermiquement affectée.

e- Technique de recherche des fissures:

La surface de l'éprouvette est examinée avec un grossissement de x20 à x60. Les valeurs cumulées des longueurs des fissures pour des niveaux différents des déformations imposées sont portées sur une courbe qui permet de déterminer le seuil de déformation pour lequel se produit la fissuration à chaud.

9-1-4-2- Essai transvarestraint: [23]

Cet essai est une variante du précédent, dans lequel le sens de la déformation imposée est décalé de 90° dans le but de pro-

voquer les fissures longitudinales, dont les effets qui les régissent ne sont pas nécessairement les mêmes que pour les fissures transversales. La détermination des fissures est donnée par plusieurs coupes transversales.

La figure (9.13) illustre l'essai transverse restreint modifié.

9-1-4-3- Essai K.S.L.A.: [23]

a- Eprouvette:

Deux pièces tubulaires en acier de 60mm de diamètre extérieur, 10mm d'épaisseur et 150mm de hauteur.

b- Description de l'essai (fig. 914):

Cet essai consiste à déposer un cordon de soudure dans l'angle, formé par les deux éprouvettes, qui tournent en sens contraire avec une vitesse variant de 27'/s, où une fissure est amorcée à 1.5'/s.

Lorsque les fissures à chaud disparaissent une tension est engendrée dans les leviers du mécanisme d'enteinement, et est enregistrée au moyen de jauges de contrainte et d'un enregistreur XY en fonction de la vitesse angulaire.

La seconde valeur d'essai déterminée est la longueur de fissure produite dans la soudure. On peut également étudier l'influence des conditions de soudage (U, I, longueur d'arc, ...)

c- Degrès de sévérité:

Il diminue avec l'augmentation de la durée de l'essai.

d- Bridage:

La charge est appliquée extérieurement à l'éprouvette et peut être mesurée.

e- Type de fissures recherchées:

- Simulation de soudures bout à bout.
- Fissures longitudinales dans le métal fondu.

f- Technique de recherche des fissures:

On relève la longueur de la fissure et la vitesse de rotation pour laquelle la fissuration s'arrête.

9-1-4-4- Essai de fissuration Murex: [23]

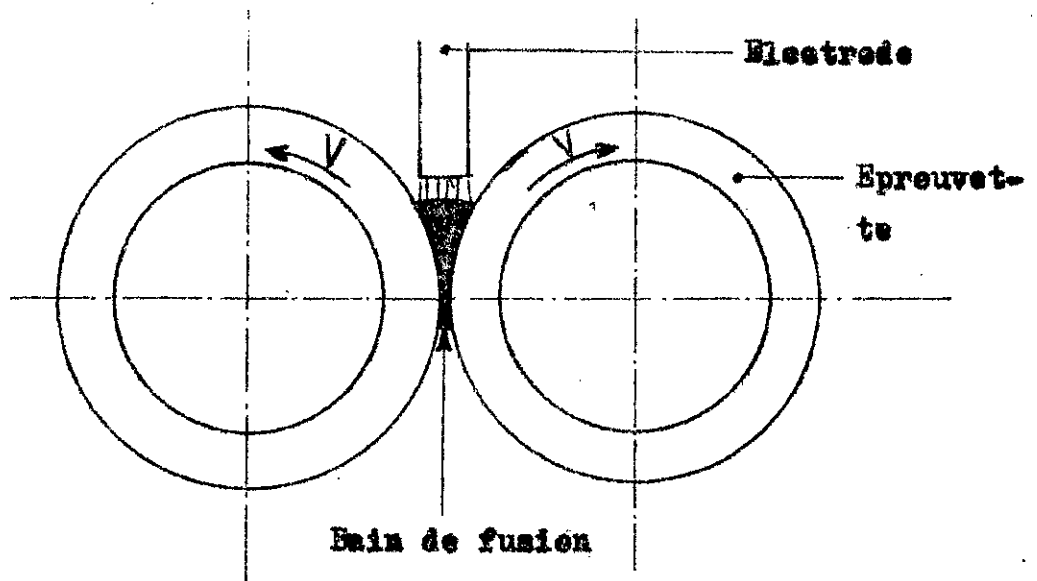


Fig.9.14-

Essai de fissuration à chaud KSLA

[23]

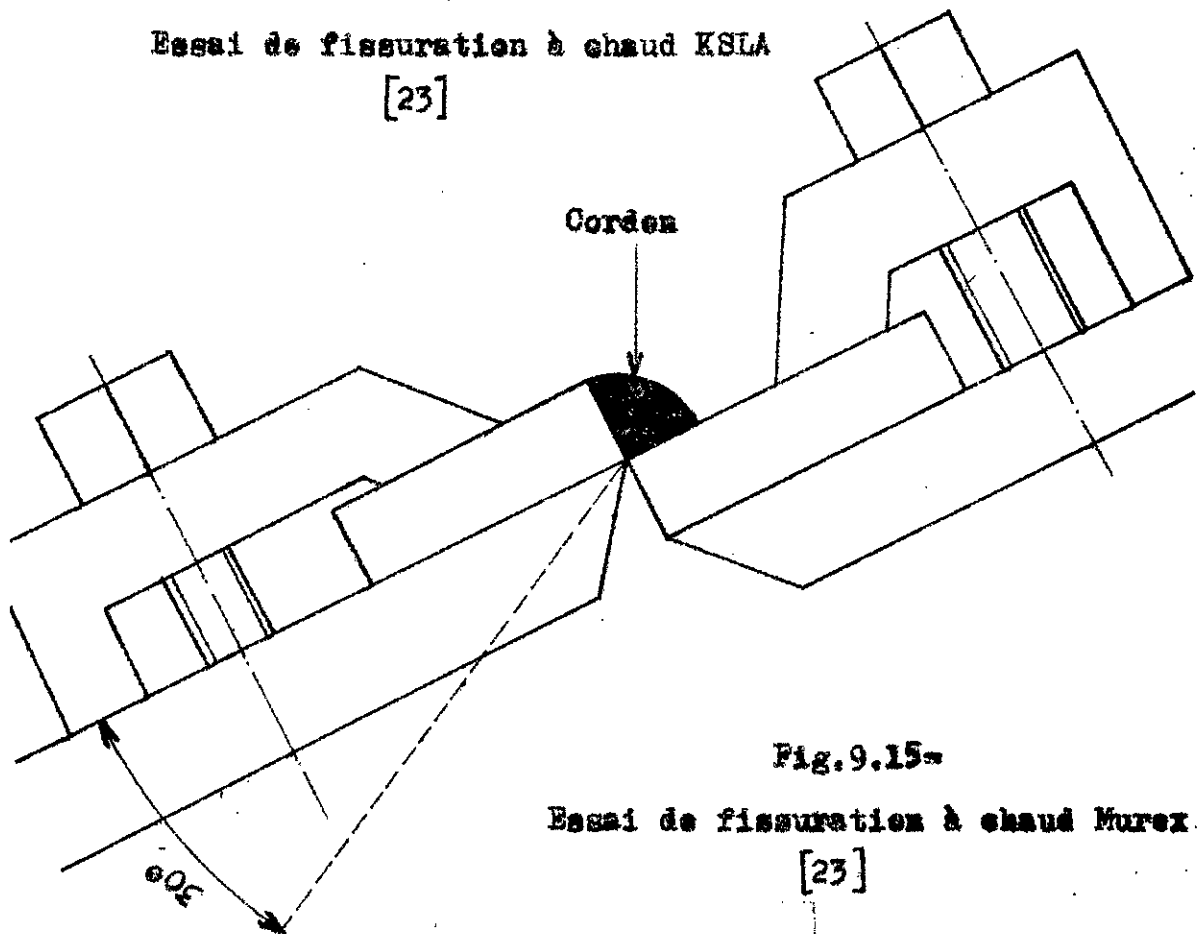


Fig.9.15-

Essai de fissuration à chaud Murex

[23]

a- Eprouvette:

Deux plaques de (75x50x12mm).

b- Description de l'essai:

L'essai consiste à exécuter un cordon de soudure d'angle entre les deux plaques bridées (fig.9,15).Après cinq secondes de l'amorçage on fait tourner, autour de l'axe du cordon, l'une des deux plaques, à une vitesse constante (reglable) jusqu'à un angle de 30°.

c- Degrès de sévérité:

Il peut varier avec la vitesse de rotation et la charge appliquée. Il n'y a pas d'auto-bridage.

d- Type de fissures étudiées: fissures longitudinales.

e- Technique de recherche des fissures:

On mesure la longueur des fissures sans tenir compte du cratère terminal.

9-1-45-Essai LPT: [23]

a- Eprouvette:

Deux plaques de (50x55x10mm) avec ou sans préparation, comportant une entaille pour la fixation.

b- Description de l'essai:

Le principe de l'essai consiste à soumettre l'éprouvette en traction entre deux mors interchangeable, l'un fixe et l'autre mobile, afin de déterminer la vitesse critique de la déformation lors de la solidification en cours du soudage.

c-Type de soudure d'essai: Soudure bout à bout et d'angle

d- Bridage:

Pas d'auto-bridage, la charge est appliquée à l'éprouvette par un dispositif de traction.

e- Type de fissures recherchées:

En modifiant la forme et la géométrie de l'éprouvette on peut essayer tous les types de fissures à chaud autres que celles du cratère terminal.

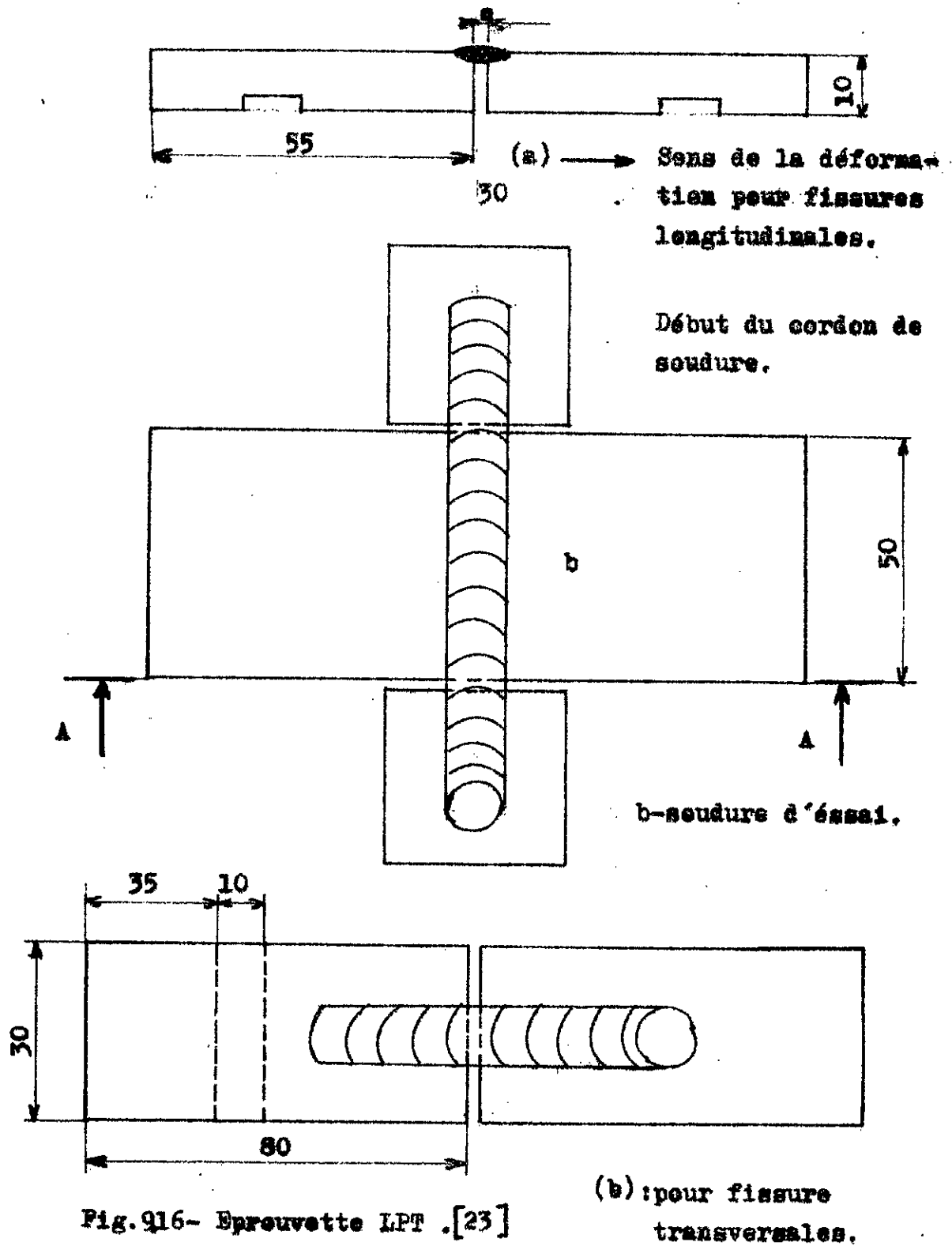


Fig. 916- Eprouvette LPT .[23]

f- Technique de recherche des fissures:

Une fois l'opération terminée on dégage l'éprouvette des mors de l'appareil, on la rompt et on recherche les fissures d'après la forme de la cassure.

9-2- Différentes techniques de recherche des fissures:

Les techniques de recherche des fissures font partie intégrale des méthodes de contrôle qui ont pour but de garantir des joints de soudure de bonne qualité, que l'on peut classer en deux catégories:

- méthodes externes aux joints:
- méthodes internes aux joints au moyen de dispositifs spéciaux (méthodes non destructives).
- méthodes micrographiques.

9-2-1- Méthodes extérieures aux joints:

Ces méthodes s'appliquent pour la détection des fissures débouchantes. On distingue :

-L'examen visuel; si les fissures ne sont pas apparentes à l'œil nu on peut utiliser une loupe.

-L'utilisation de liquides pénétrants qui trouve sont application dans la détection des criques superficielles des matériaux non magnétiques, alliages légers, aciers inoxydables austénitiques..., sur les joints terminés ou après chaque passe. Cette méthode est même plus sensible dans la détection des fuites que la méthode de l'air comprimé. [7]

Technique de contrôle:

Elle consiste à arroser la surface à examiner avec un liquide de faible tension superficielle contenant en solution une poudre fluorescente (par exemple de la fluoréscéine dans du pétrole léger), et projeter après nettoyage sur celle-ci une poudre révélatrice sèche (talc ou plâtre) qui absorbe le liquide retenu dans les fissures invisibles. Une lampe à rayons ultraviolets (lumière de Wood) fera apparaître des taches fluorescentes sur la poudre mouillée ou par le liquide testant dans les fissures.

9-2-2- Methodes internes non destructives:

Dans la pratique pour déceler les défauts internes on devra faire appel aux methodes non destructives dont les plus utilisées sont:

- le contrôle au rayon X ou gamma.
- le contrôle ultra sonique.
- le cotrôle magnétique.

9-2-2-1- Methode des rayons X:

Cette méthode est de loin la plus efficace et la plus couramment utilisée.

-Principe:

Les rayons X, ondes électromagnétiques, de faible longueur, qui leur confère la possibilité de traverser les corps opaques à la lumière ordinaire, avec une radiation émergente donnée par (la loi d'absorption):

$$I = I_0 e^{-\mu s}$$

où I_0 : Intensité de la radiation incidente.

I : Intensité de la radiation émergente.

e : Base des logarithmes népériens = 2.718..

s : Epaisseur du matériau.

μ : Coefficient linéaire d'absorption.

Le principe de ce contrôle consiste à faire traverser la pièce par des rayons d'intensité incidente I_0 . Tout défaut dans la pièce rend non uniforme la répartition de la radiation émergente, qui impressionne une pellicule mise sous la pièce pour relever ces inégalités par différence de noircissement (fig. 9.17)

-Toute cavité se traduit par une ombre noire.

-Toute surépaisseur se traduit par une ombre claire.

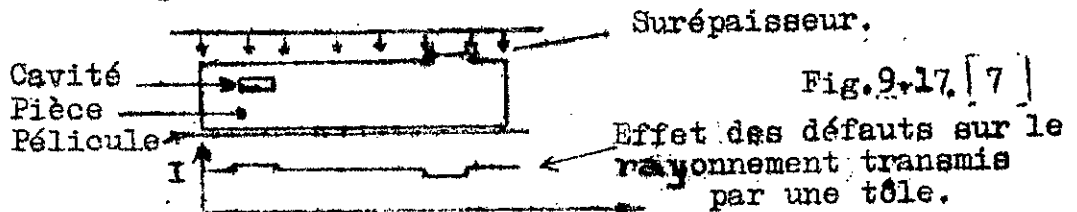


Fig. 9.17. [7]

-Sensibilité de la méthode:

Elle dépend principalement de:

1. la netteté de l'image qui est conditionnée par la netteté du contour, pour cela il est nécessaire:

-d'avoir une source de rayonnement aussi ponctuelle que possible.

-de placer le film le plus près possible de la face inférieure de la pièce.

2- le contraste: Il faut protéger le cliché contre le rayonnement secondaire émis par la pièce.

9-2-2-2- Contrôle par ultrason:

a-Principe:

Il consiste à faire pénétrer dans la pièce à contrôler les impulsions ultrasoniques à l'aide d'une sonde excitée.

Cette impulsion subit une première réflexion (écho de départ) à la sortie de la sonde, et une autre lorsqu'elle rencontre le fond de la pièce (écho de fond), à la sonde qui les convertissent en impulsions électriques. Ces échos indiquent le temps mis par les ultrasons pour parcourir, en aller et retour, l'épaisseur de la pièce;

Tout défaut dans la pièce donnera lieu à une réflexion, et par suite, un écho parviendra à la sonde entre les deux précédents qui seront observés à l'aide d'un oscilloscope sous la forme de pic.

Il importe d'utiliser un fluide de liaison entre la sonde et la pièce à examiner (on peut immerger entièrement ou partiellement celle-ci dans l'eau...). De plus il est indispensable que la surface de la pièce soit suffisamment lisse

b- Contrôle des soudures:

Etant donné que le cordon de soudure présente certaines irrégularités de surépaisseur, le contrôle au moyen de sonde normale n'est possible qu'en éliminant le métal en excès, d'où l'utilisation de sondes angulées (fig. 9.18).

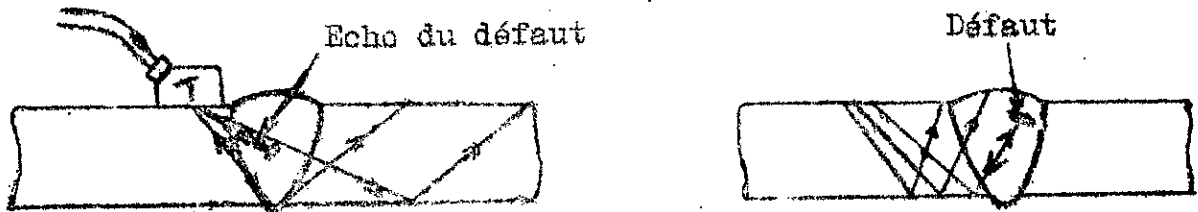


Fig. 9.18- [7]

Sondes angulées pour le contrôle des soudures.

Les ultra-sons des sondes angulées réfléchis sur le fond sont inclinés vers l'avant sans donner d'écho de fond.

c- Inconvénients de la méthode des ultra-sons:

L'utilisation de cette méthode est limitée aux pièces d'épaisseurs supérieures à 7 ou 8mm.

Il est pratiquement impossible de déterminer la nature du défaut et d'en apprécier la gravité malgré leur faculté de recueillir des échos provenant des défauts même les plus minuscules (craques, ...).

9-2-2-3- Contrôle magnétique:

Cette méthode est applicable uniquement pour les métaux magnétiques et ne permet de détecter que les défauts débouchants en surface ou proches de celle-ci.

a- Principe:

Cette méthode consiste à magnétiser la pièce à contrôler. Si la pièce à contrôler contient des défauts les lignes de force dévient à ces endroits. Lorsque la discontinuité est à la surface de la pièce, les lignes de force déviées sortiront de la pièce pour se refermer dans l'air (où elles sont révélées par une poudre magnétique), mais la perturbation reste localisée dans la pièce autour des défauts profonds (fig.9.19).

b- Méthode de magnétisation:

La magnétisation s'obtient soit par injection de courant, soit par enroulement d'un fil électrique autour de la pièce quand sa forme le permet.

Les fissures parallèles au champ magnétique ne sont pas décelables.

c- Application à la soudure:

Les défauts de soudure pour lesquels cette méthode présente plus d'intérêt sont les fissures superficielles qui peuvent échapper même au contrôle radiographique.

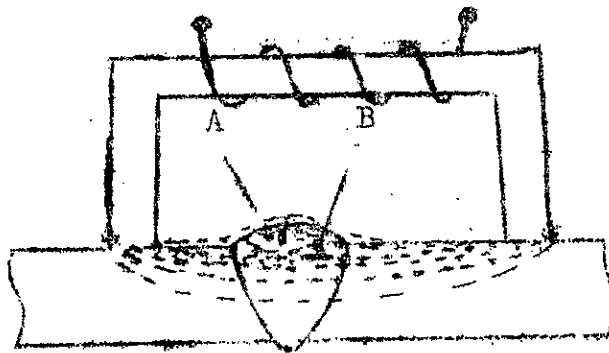
9-2-3- Métallographie:

La macroscopie, méthode métallographique des aciers avec faible grossissement peut être divisé en deux classes:

a- L'étude des aspects de surface des matériaux.

b- L'étude des inhomogénéités physiques et chimiques des matériaux où leur absence, par examen d'une ou plusieurs sections.

Cette méthode permet d'observer les ségrégations, les fissures et les porosités.



A: défaut décelable -B: défaut non décelable.

Fig. 919

Contrôle des soudures à l'aide d'un électro-aimant mobile. [7]

9-3- Procédure expérimentale utilisée:

De l'étude théorique on déduit que la formation des fissures à chaud des soudures est liée à la composition chimique du métal de base et du métal d'apport, de la structure de solidification du métal fondu et des propriétés de l'enrobage.

Il s'en suit donc de retenir le principe de l'étude expérimentale suivant, qui consiste à:

1- Déterminer la composition chimique des métaux de base et d'apport.

2- Effectuer des essais de fissuration à chaud .

3- Apprécier la résistance à la formation des fissures à chaud.

4- Rechercher les restes de la ferrite δ dans les cordons de soudure.

5- Comparer les résultats d'essai et théoriques.

6- Classer les électrodes suivant leur résistance à la formation de fissures à chaud en tenant compte de la teneur en ferrite δ du métal fondu et du type d'enrobage.

9-3-1- Détermination de la composition chimique du métal d'apport et du métal de base:

a- Métal d'apport:

Le métal déposé doit avoir à priori la même composition chimique que l'âme de l'électrode utilisée. Mais la température élevée du bain de fusion fait en sorte que certains éléments d'alliage (Cr, Ti...) risquent de se volatiliser, tandis que l'enrobage peut enrichir le métal fondu en certains autres éléments. Pour cette raison nous avons utilisé la composition du métal déposé donnée par les catalogues des constructeurs. Dans le cas des électrodes sur lesquelles nous avons porté nos expériences cette composition n'est pas connue pour certaines, pour d'autres elle est donnée à titre indicatif. Pour cela nous avons procédé à sa détermination de la manière suivante:

1- Détermination de la composition de l'âme de l'électrode après dénudage et nettoyage, (même procédé que pour le métal de base).

2-Enrobage:

Nous avons projeté de déterminer la composition chimique de l'enrobage (par la méthode chimique) après avoir recensé les éléments susceptibles de s'y trouver, et ce dans le but de calculer sa basicité et prévoir son influence sur la composition du métal fondu d'une part et sur sa purification d'autre part. Malheureusement, nous nous sommes heurtés à la difficulté de le faire fondre complètement. Deux tentatives ont été faites à ce sujet, l'une au laboratoire central de la base centrale logistique "BCL" l'autre au laboratoire de la SNMC. De ce fait nous sommes limités aux indications des catalogues

b- Métal de base:

Pour le métal de base nous avons utilisé une tôle en acier inoxydable dont la composition chimique n'était pas connue. La détermination de cette dernière a été faite au laboratoire de la BCL.

La détermination du carbone a été faite à l'aide d'un doseur de carbone, celle des autres éléments par des méthodes chimiques. Ainsi le nickel a été déterminé par pesé et le reste par absorption atomique.

Les résultats que nous avons obtenu par l'analyse chimique sont illustrés par le tableau (9.1).

Dans le but de vérifier si le métal constituant le cordon de soudure ne présente pas de points de transformation allotropique, nous avons procédé à un essai dilatométrique. Les éprouvettes de forme cylindrique sont relevées sur le cordon.

Les courbes dilatométriques (fig. 9.20 a et b) montrent bien que ses cordons ne présentent pas de points de transformations structurales, ce qui nous permet d'affirmer que les fissures dans ces cordons ne sont pas des fissures à froid.

ELEMENTS ELECTRODES ET ACIER	C %	Cr %	Ni %	Mo %	Mn %	Autres
Acier: AISI 301	0.08	16.49	10.68	0.05	1.59	Cu=0.08
OK 63 30	0.03	19.01	10.56	0.05	0.75	0.04
OK 63 41	0.05	18.02	11.38	0.05	0.87	0.08
SASOUDE INOX 18 8	0.05	21.48	8.94	0.05	1.93	0.11
" 8 18 8 3	0.04	19.50	8.53	0.05	1.74	0.11
SARESITE SUPER 80	0.06	16.48	10.68	0.05	1.52	0.08
INOX ARC	0.07	20.84	9.75	0.05	0.93	0.08

-Résultats de l'analyse chimique de l'acier AISI 301
et de six électrodes .

Nous avons procédé à un essai similaire sur deux aciers au carbone de nuances XC10 et XC 85 dont les résultats sont illustrés sur la figure (9.20 b etc.). Le changement structurel est le résultat de la discontinuité de la fonction $\frac{\Delta l}{l_0} = f(T)$ où:

$\frac{\Delta l}{l_0}$: est l'accroissement relative de la longueur de l'éprouvette.

T: la température.

On voit bien les points de début et de fin de transformation à l'échauffement et au refroidissement.

9-3-2- Essai de fissuration à chaud:

Au début nous avons jugé que le travail qui nous a été confié ne peut être fait que d'une manière expérimentale. Pour cela nous nous sommes penchés vers la recherche d'une méthode de travail "expérimental" et la conception d'un essai de fissuration à chaud qui doit tenir compte des paramètres recherchés.

Un premier type d'essai nous a été proposé par M. Bardokine qui consiste à soumettre un bain de fusion du métal déposé à une déformation (traction) avec une variation de la température et de tracer ainsi la courbe de seuil de fissuration en fonction de la température et de la déformation.

Une étude préliminaire nous a montré qu'un tel essai nécessite un équipement spécial et non disponible.

Pour éviter au maximum le recours à l'importation et compter sur soi, et après une étude bibliographique, nous avons choisi un deuxième essai, l'essai K.S.L.A. (V.9-1-3-3) qui permet d'étudier l'influence de plusieurs facteurs.

Pour cela nous avons conçu par la suite un banc d'essai de ce type dont nous avons commencé la réalisation malgré ses difficultés et sa durée très longue, mais même avec une



DD.01

Date: 05 Février 1955

Essai N° 2

Echantillon A

Vitesse
150 °C h
300 °C h

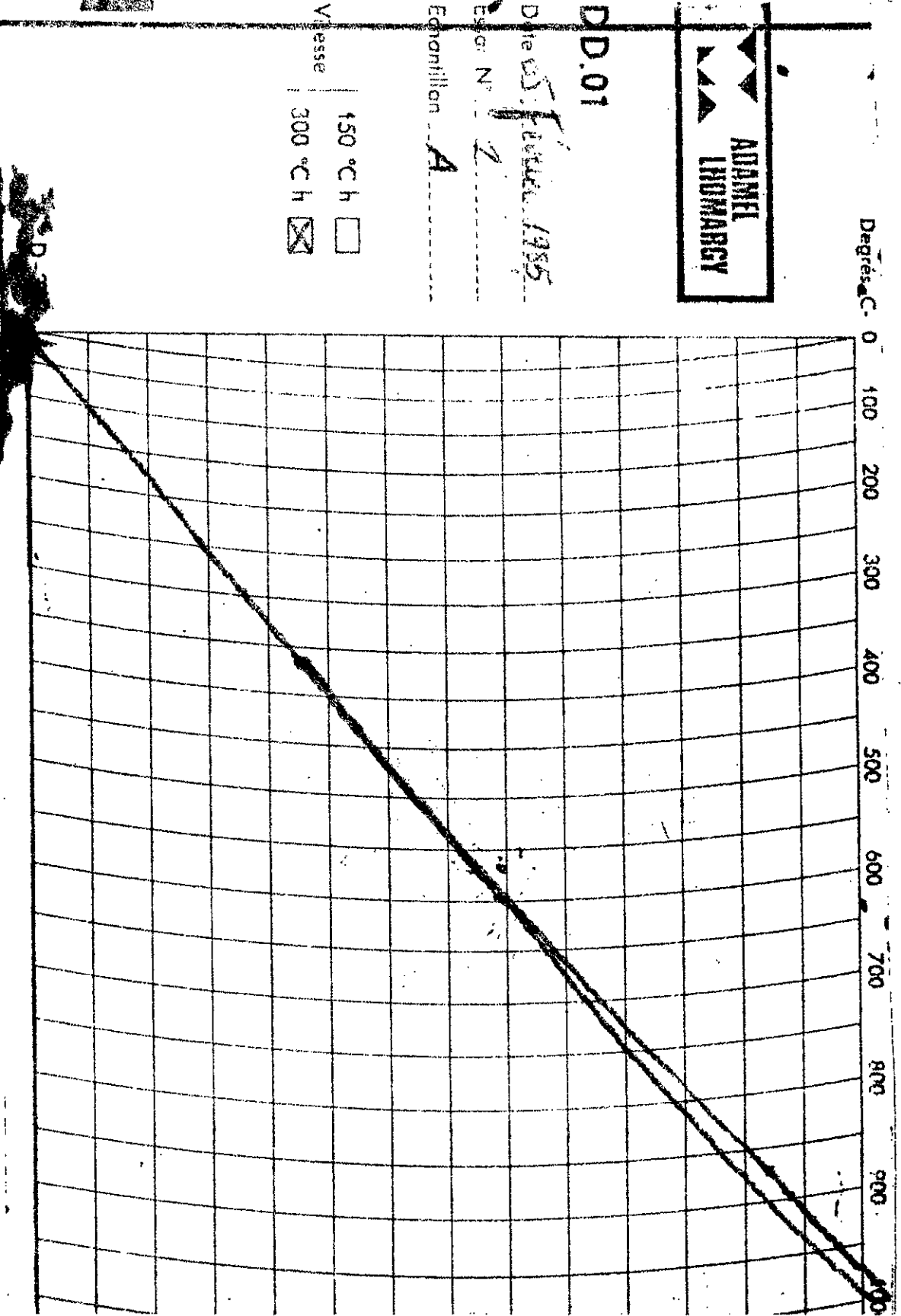
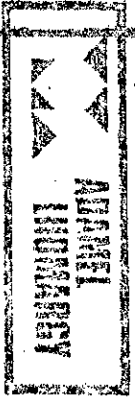


Fig 9.20 (a) -- Courbe allométrique du métal d'un cordon de soudure réalisé par l'électrode OK 63 30 sur l'acier AISI 301.



DD.01

Date: 6/02/35

Essai N°

Éprouvette

Vitesse
150 °C/h
300 °C/h

Degrés-C. 0 100 200 300 400 500 600 700 800 900

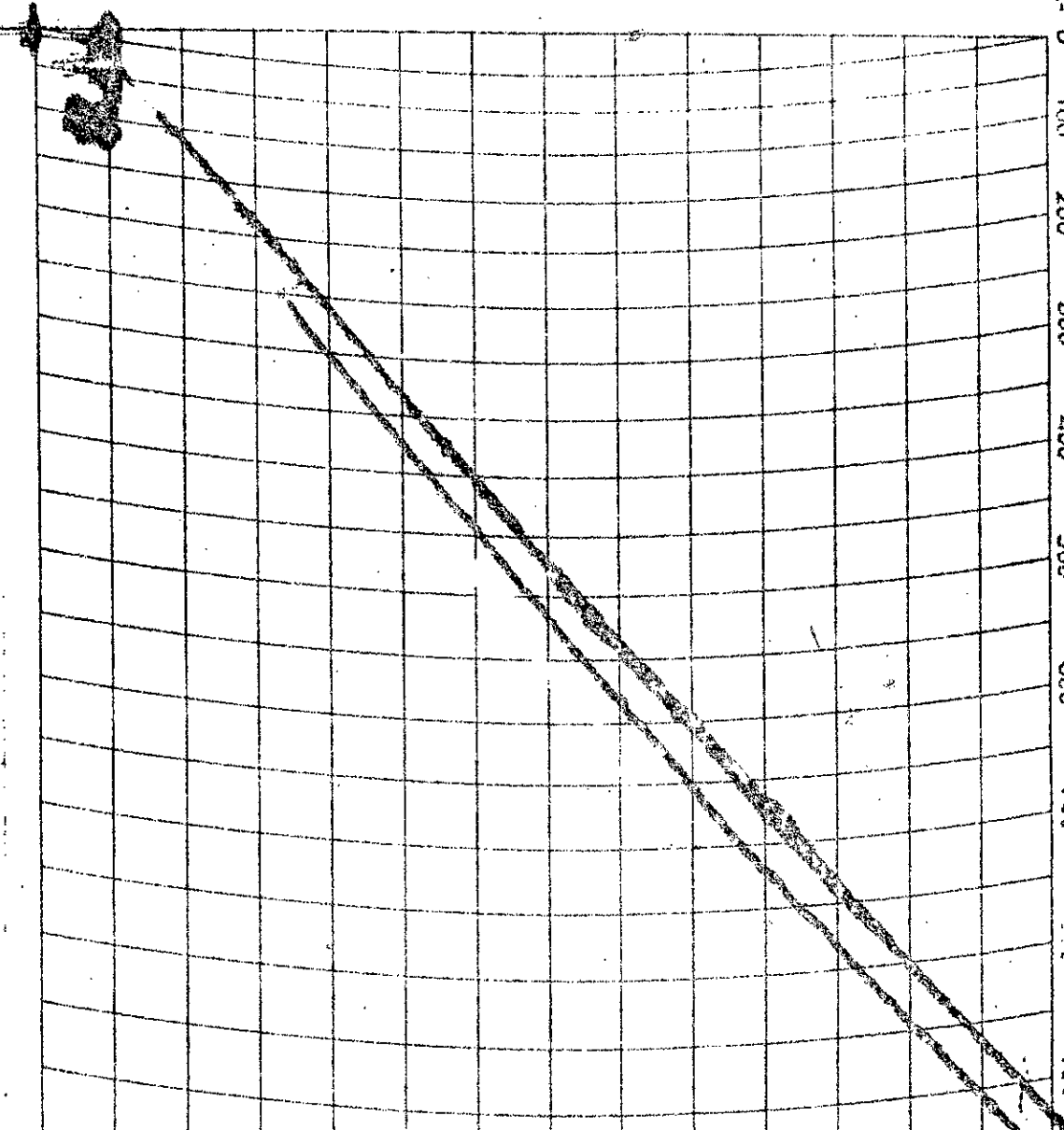
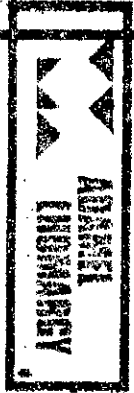


Fig. 9.20(b). Courbe dilatométrique d'un cordon de soudure réalisé par

l'électrode DK-65-41 sur l'acier AISI 301.



Degrés C- 0 100 200 300 400 500 600 700 800 900 1000

DD.01

Date: 25.6.84

Essai N°: 1

Échantillon: XC 10

Vitesse: 450 °C/h
300 °C/h

D-38

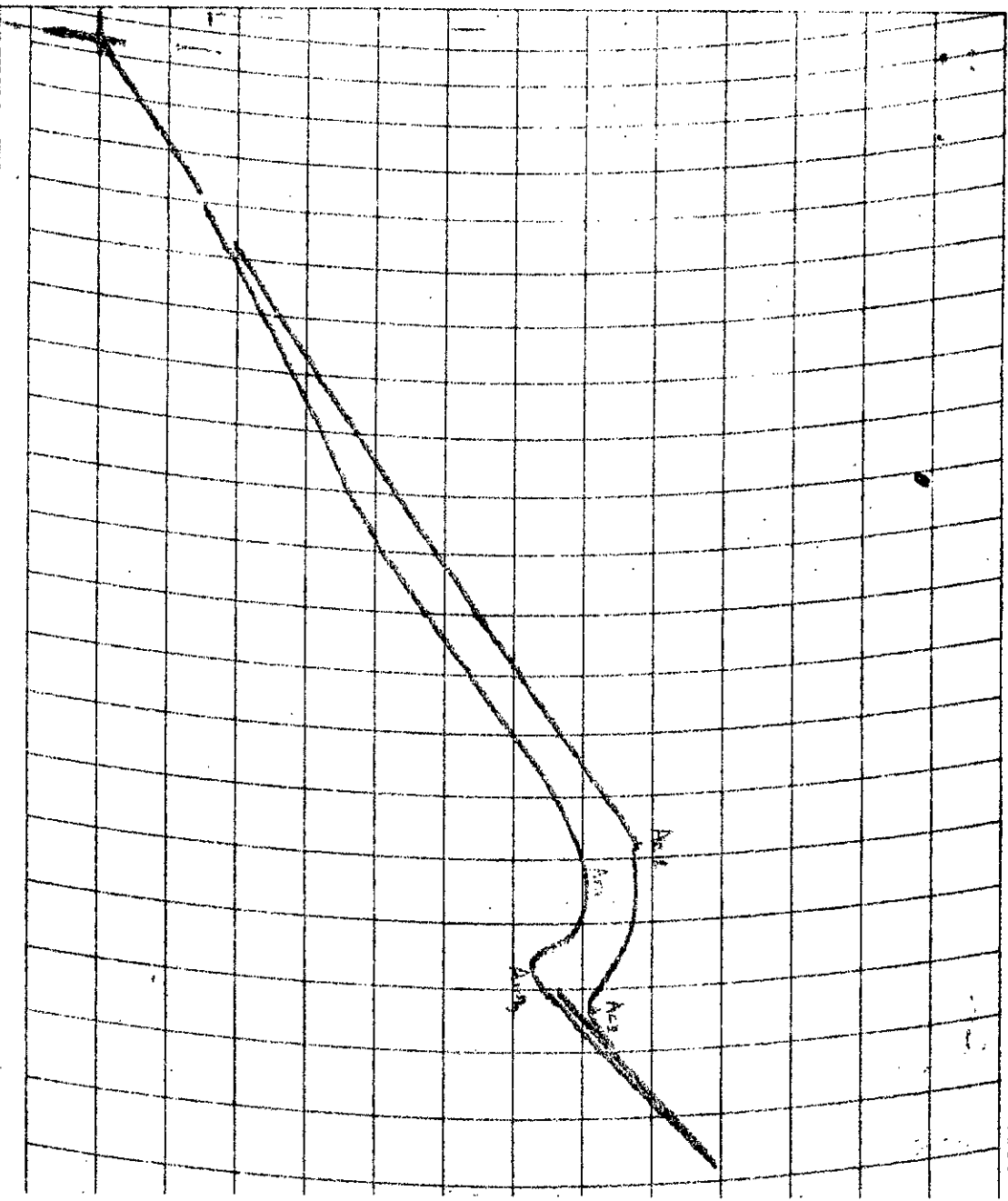


Fig. 9.20 (c) - Courbe dilatométrique d'un acier XC 10.



DD.01

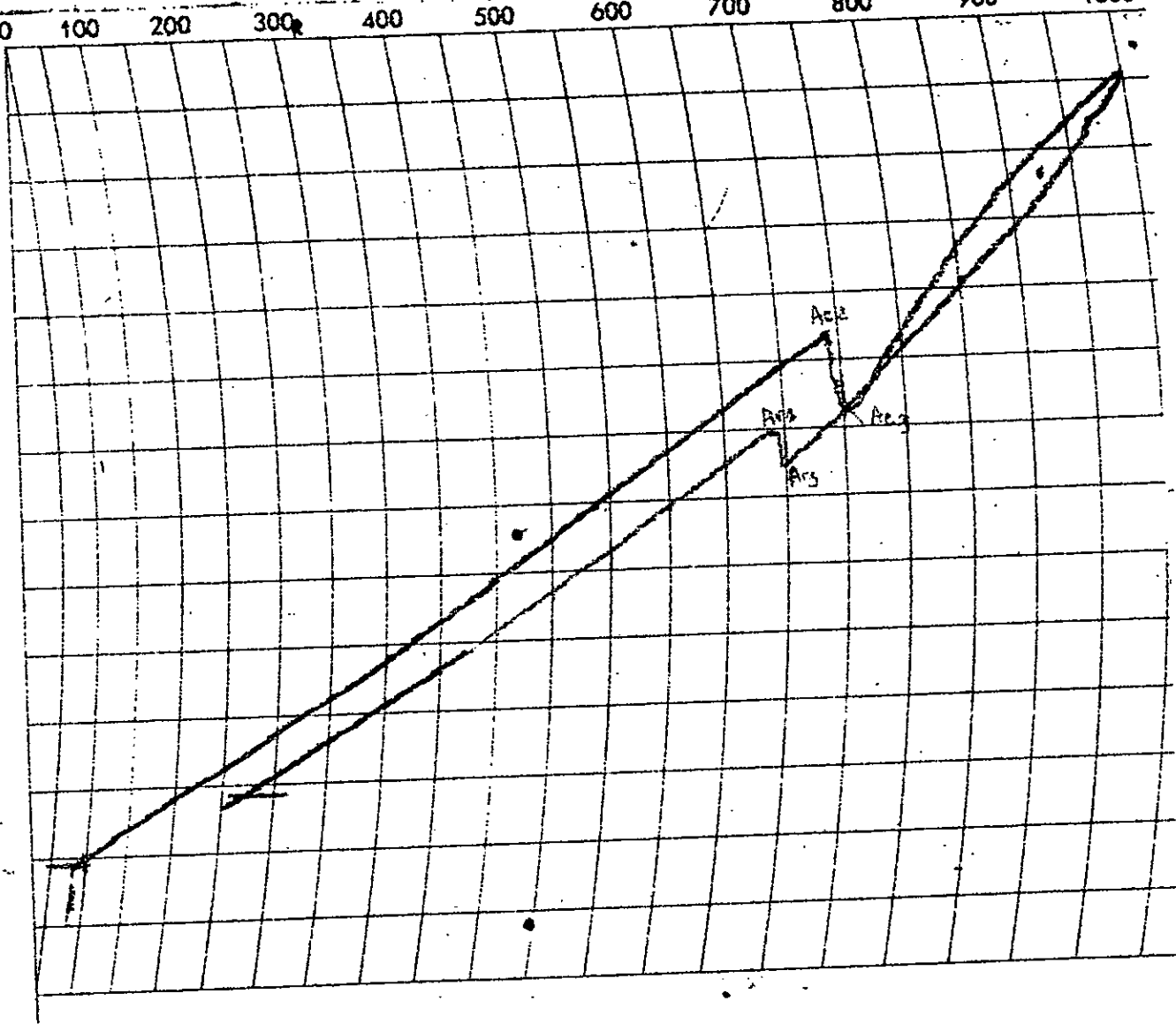
Date 29/6/1981

Essai N° 3

Echantillon XC 85

Vitesse 150 °C/h
300 °C/h

Degrés C- 0 100 200 300 400 500 600 700 800 900 1000



D-38

Fig.9.20-(d) Courbe dilatométrique de l'acier XC 85

faible influence, le recours à l'importation forme toujours un obstacle.

Pour franchir cet obstacle et après connaissance du problème nous avons choisi de le résoudre d'une manière théorique. Dans ce cas l'essai que nous avons choisi a pour but de confirmer les résultats théoriques. Cette fois-ci nous avons eu recours à un essai de fissuration simple avec bridage des éprouvettes. C'est l'essai de Bollenrath qui est toujours utilisé.

L'éprouvette sur laquelle nous avons exécuté une soudure en bout est constituée de deux tôles de 5mm d'épaisseur fortement serrées entre les mâchoires d'un dispositif.

9-3-3- Recherche des fissures:

La recherche des fissures a été effectuée en premier lieu par un examen visuel. Mis à part l'essai à l'électrode "sursensibilisante super 80", aucune fissure n'a été apparente à l'œil nu. Sur le cordon réalisé avec ce dernier type d'électrode une fissure s'est amorcée lors du soudage juste dans le métal précédent le bain de fusion. Cette fissure longitudinale et débouchante a atteint une longueur de quinze millimètres.

Pour le reste des électrodes nous avons prélevé des échantillons sur le cordon de soudure en faisant des coupes longitudinales transversales et parallèles au plans des éprouvettes. Après un polissage mécanique nous avons procédé à un examen macroscopique.

9-3-4- Recherche des restes de ferrite :

Pour analyser la structure des échantillons prélevés du cordon de soudure, nous avons utilisé la microscopie.

9-3-4-1- Préparation des échantillons:

1- Échantillonnage:

Nous avons utilisé les mêmes échantillons de la macrographie.

2- Polissage des échantillons métallographiques:

Après les opérations de coupe et de dressage des échantillons nous avons procédé à l'abrasion dans le but d'éliminer les raies les plus importantes et d'enlever la couche d'écrouissage superficielle grossière, qui peut atteindre 0.1mm d'épaisseur et plus des deux premières opérations. Celle-ci est suivie a été suivie d'un polissage mécanique, puis un polissage électrolytique, en utilisant le "BUPAC" comme électrolyte.

3- Attaque:

Deux solutions ont été choisies dont la première consiste à utiliser le Murakami (100g de ferricyanure de potassium, et 100g de potasse en pastilles dans un litre d'eau) pendant 10mn à la température d'ébullition.

La deuxième consiste à attaquer électrolytiquement les éprouvettes au moyen d'un tampon pour acier inoxydable austénitiques dans une solution aqueuse à 10% d'acide oxalique.

Nous avons retenu la deuxième méthode pour la simple raison qu'elle nous a donné des images claires et faciles à interpréter. (sans parler des risques d'intoxication).

9-3-4-2-Analyse métallographique:

Pour détecter les restes de la ferrite nous avons utilisé un microscope optique.

Après attaque à l'acide oxalique les contours des grains de ferrite sont assombris sans que l'austénite ne soit affectée (V. prises métallographiques, "en appendice D").

[2,3,6,7,8,9,10,13,23]

Après les opérations de coupe et de dressage des échantillons nous avons procédé à l'abrasion dans le but d'éliminer les raies les plus importantes et d'enlever la couche d'écrouissage superficielle grossière, qui peut atteindre 0.1mm d'épaisseur et plus des deux premières opérations. Celle-ci est suivie a été suivie d'un polissage mécanique, puis un polissage électrolytique, en utilisant le "BUPAC" comme électrolyte.

3- Attaque:

Deux solutions ont été choisies dont la première consiste à utiliser le Murakami (100g de ferricyanure de potassium, et 100g de potasse en pastilles dans un litre d'eau) pendant 10mn à la température d'ébullition.

La deuxième consiste à attaquer électrolytiquement les éprouvettes au moyen d'un tampon pour acier inoxydables austénitiques dans une solution aqueuse à 10% d'acide oxalique.

Nous avons retenu la deuxième méthode pour la simple raison qu'elle nous a donné des images claires et faciles à interpréter. (sans parler des risques d'intoxication).

9-3-4-2-Analyse métallographique:

Pour détecter les restes de la ferrite nous avons utilisé un microscope optique.

Après attaque à l'acide oxalique les contours des grains de ferrite sont assombris sans que l'austénite ne soit affectée (V. prises métallographiques, "en appendice D").

[2,3,6,7,8,9,10,13,23]

Electrode	Macrographie	Micrographie
Métal de base seul	Présence d'inclusions	Pas de traces de ferrite
OK 63 30	Existence d'inclusions dont certaines sont alignées.	Présence de ferrite δ dont la teneur croit du fond du cordon, où la valeur de la dilution est élevée, jusqu'au sommet.
OK 63 41	Présence de porosités et d'inclusions.	Un réseau de ferrite δ est très bien réparti sur un fond d'austénite.
Soudure-Inox 18.8	Présence d'inclusions.	La ferrite suit le contour des dendrites au voisinage de la zone de liaison.
" " " 18 8 3	Apparition de porosités	Apparition d'un combiné MnS de couleur violette. Une structure biphasée avec un fond austénitique et un réseau ferritique.
Sarésiste Super 80	Une fissure de 14mm a eu lieu lors de l'application de la 2ème passe à une température supérieure à celle de forge.	Très faible quantité de ferrite δ qui est nulle au fond du cordon.
Inex-arc 18 8	Fissure ouverte (visible à l'œil nu).	Structure entièrement austénitique au voisinage d'une fissure.

T.92- Métallographie des cordons de soudure sur l'acier AISI 301.

La méthode théorique, que nous avons proposée, est basée sur le critère de teneur en ferrite δ du cordon de soudure des aciers inoxydables austénitiques.

La ferrite δ , dont l'existence dans les cordons de soudure de ces aciers est nécessaire pour assurer la résistance à la formation des fissures à chaud, ne doit pas avoir une teneur élevée pour éviter le risque de précipitation de la phase fragile " ϵ " .

Nous avons appliqué cette méthode de calcul à 20 nuances d'aciers inoxydables austénitiques et 92 types d'électrodes.

Sur la base de ce calcul nous avons proposé un projet de classification des électrodes enrobées suivant leur résistance à la formation des fissures à chaud.

Une étude expérimentale nous a permis (pour les électrodes aciers inoxydables austénitiques dont nous avons disposé) de vérifier la validité des résultats de calcul d'une part, et la relation qui lie la fissuration à chaud de ces aciers à leur structure d'autre part.

Une analyse dilatométrique, que nous avons fait sur des échantillons prélevés des cordons de soudure confirme l'inexistence de palier de transformation en dessous de 1000°C, transformation qui peut donner naissance à des fissures à froid.

Nous avons appliqué cette méthode de calcul à 20 nuances d'aciers inoxydables austénitiques et 92 types d'électrodes.

Sur la base de ce calcul nous avons proposé un projet de classification des électrodes enrobées suivant leur résistance à la formation des fissures à chaud.

Une étude expérimentale nous a permis (pour les électrodes

Par ailleurs nous suggérons qu'une étude d'évaluation de la valeur de la dilution en fonction des différents paramètres de soudage et une étude d'évaluation de l'influence des propriétés métallurgiques de l'enrobage viennent compléter ce travail.

APPENDICE A.

2. 8.2 -Composition chimique des électrodes étudiées.

N°	Electrodes	C(%)	Cr(%)	Ni(%)	Mo(%)	Si(%)	Mn(%)	Nb ou Ti(%)	Enre- bage
1	OK 61 30 (SNS)	0.03 0.02	19	10	0	0.7	0.7	0	R
2	OK 63 30	0.03 0.02	18	12	2.8	0.7	0.6	0	B
3	OK 63 41	0.03 0.02	19	12	2.8	0.8	0.7	0	R
4	OK Select- rode 68 81	0.11 0.03	30	9.5	0	0.9	1.5	0	R
5	Sasuda inox 18 8	0.05 0.02	21.48	8.94	0.05 0	0	1.93	0	R
6	" 18 8 3	0.04 0.02	19.5	8.53	0.05	0	1.74	0	R
7	Sacésiste guper 80	0.06 0.03	19.75	9.34	0.05	0	1.93	0	R
8	Arc inox 18 8	0.022 0.02	19	10	0	0.65	0.7	0	R
9	Inox arc 18 8 (L.S)	0.07 0.03	20.24	9.75	0.05	0	0.934	0	R-B
10	Inox 18 (Philips)	0.04 0.02	21 18	11 9	0	0.9	2.5	0	R-B
11	" 1R3C " "	0.03	21 18	11 9	0	0.9	2.5	0	R-B
12	"1R30SL	0.03 0.02	21 18	11 9	0	1.2	2.5	00	R-B
13	"1RHR	0.03 0.02	21 18	11 9	0	0.9	2.5	0	R-B
14	" 1R	0.05 0.02	22 19.5	11.5 10	0	1.25	1.2	0	R-B
15	" 1B	0.06 0.03	21 18	11 9	0	0.9	2.5	0	B
16	" 1RNB	0.04 0.02	21 18	11 9	0	0.9	2.5	1 0.16	R-B
17	" 1RNBH	0.04 0.02	21 18	11 9	0	1	2.5	1 0.16	R-B

N°	Electrodes	C(%)	Cr(%)	Ni(%)	Mo(%)	Si(%)	Mn(%)	Nb ou Ti(%)	Enrobage
18	Inox 1BNb	0.08 0.03	21 18	11 9	0	0.9	2.5	1 0.16	B
19	" 2R	0.04 0.02	20 17	14 11	0	0.9	2.5	0	R-B
20	" 2RBC	0.03 0.02	21 17	14 11	2.5 2	0.9	2.5	0	R-B
21	"2R316L	0.03 0.02	21 17	14 11	2.5 2	1.1	2.5	0	R-B
22	"2RHR	0.03 0.02	20 17	14 11	2.5 2	0.9	2.5	0	R-B
23	"2S	0.06 0.02	21.5 19.5	11 9.5	2.8 2.2	1.1	1	0	R-B
24	"316B	0.08 0.03	20 17	14 11	2.5 2	0.9	2.5	0	B
25	"2RNb	0.05 0.02	20 17	14 11	2.5 2	0.9	2.5	1 0.12	R-B
26	"2BNb	0.08 0.03	20 17	14 11	2.5 2	0.9	2.5	1 0.18	B
27	"RF316R	0.035 0.02	19 17	14.5 13	3.5 2.5	0.9	2.5	0	R-B
28	" 6R	0.04 0.02	18.5 16	11.5 10	2.5 2	0.9	2.5	0	R-B
29	" 6B	0.09 0.03	16.5 14.5	9.5 7.5	2 1	0.6	2.5	0	B
30	" 5R	0.12 0.08	25 22	14 12	0	0.9	2.5	0	R-B
31	" 5RBC	0.05 0.02	25 22	14 12	0 0	0.9	2.5	0	R-B
32	"5RBCHR	0.03 0.02	25 22	14 12	0	1	2.5	0	R-B
33	" RS	0.10 0.03	26.5 24.5	15 13.5	0	1.3	2.5	0	R-B
34	"24-12B	0.15 0.08	25 22	14 12	0	0.9	2.5	0	B
35	" 3R	0.15 0.08	28 25	22.5 20	0	0.75	2.5	0	R-B

T. 8.2 - (suite)

N°	Electrodes	C(%)	Cr(%)	Ni(%)	Mo(%)	Si(%)	Mn(%)	Nb ou Ti(%)	Enrobage
36	Inox 3B	0.12 0.08	28 25	22.5 20	0 0	0.75	2.5	0	B
37	"25 20HC	0.45 0.35	28 24	22 18	0.3	1	2.5	0	B
38	" 3RMO	0.12 0.08	28 25	22 20	3 2	0.75	2.5	0	R-B
39	" 7RBO	0.025 0.02	22 18	25 22.5	5 3.5	0.6	1.7	0	R-B
40	" 213R	0.06 0.02	21.5 19.5	11 9	3.4 2.4	0.95 0.65	1.8 1.4	0	R-B
41	" 213B	0.08 0.04	21.5 19.5	11 9	3.4 2.4	0.85 0.55	2 0.6	0	B
42	" 80	0.12 0.08	32 28	13.5 12	0	0.9	2.5	0	R-B
43	" CN 16	0.10 0.03	17 13	62	2.5 0.5	0.75	3.5 1	0.48 0.06	B
44	" CN 182	0.10 0.03	17 13	59	0	1	9.5 5	0.48 0.06	B
45	OK 61 30 (ESAB)	0.03 0.02	21 18	11 9	0	0.9	2.5	0	R
46	OK 61 33 "	0.03 0.02	19	10	0	0.5	1.5	0	R-B
47	OK 61 35 "	0.05 0.02	21 18	11 9	0	0.9	2.5	0	B
48	OK 61 41 "	0.03 0.02	21 18	11 9	0	0.9	2.5	0	R
49	OK 61 53 "	0.05 0.02	19	10	0	0.5	1.5	0	R-B
50	OK 61 80 "	0.04 0.02	21 18	11 9	0	0.9	2.5	0.4 0.2	R
51	OK 61 81 "	0.06 0.03	20	10	0	0.8	1.5	0.8	R
52	OK 61 85	0.07 0.03	21 18	11 9	0	0.9	2.5	0.7 0.3	B
53	OK 61 91 OK SP 120	0.10 0.03	16.5 15.5	8.5 7.5	2 1.5	0.5	2.5	0	R

T. 6.2 - (suite)

N°	Electrodes	C(%)	Cr(%)	Ni(%)	Mo(%)	Si(%)	Mn(%)	Nb ou Ti (%)	Enrobage
54	OK 62 30 (ESAB)	0.03 0.02	19	10	1.7	0.6	0.7	0	R
55	OK 62 33 "	0.03 0.02	19	12	2.3	0.5	1.5	0	R-B
56	OK 62 35 02 "	0.04 0.02	19 18	13 11.5	2.2 1.8	0.8 0.5	2 1.2	0	B
57	OK 62 35 02 "	0.05 0.02	19 18	12 11	2.2 1.9	0.5	1.5 1.2	0	B
58	OK 62 35 03 "	0.04 0.02	21 18	14 11	3 2	1	1.5	0	B
59	OK 62 53 "	0.05 0.02	19	12	2.3	0.5	1.5	0	R-B
60	OK 62 73 "	0.07 0.03	17.5	9	2	0.5	1.5	0	R-B
61	OK 63 25 "	0.04 0.02	21 18	14 12	2.5 2	0.5	2.5	0	B
62	OK 63 30 "	0.03 0.02	20 17	18 11	2.5 2	0.9	2.5	0	R
63	OK 63 32 "	0.05 0.02	19	10	2.8	0.8	0.6	0	R
64	OK 63 35 "	0.07 0.03	20 17	14 11	2.5 2	0.7	2.5	0	B
65	OK 63 41 "	0.03 0.02	20 17	14 11	2.5 2	0.9	2.5	0	R
66	OK 63 30 "	0.04 0.02	20 17	14 11	2.5 2	0.9	0.7	0.4 0.2	R
67	OK 63 35 "	0.07 0.03	20 17	14 11	2.5 2	0.9	2.5	0.7 0.3	B
68	OK 63 91 "	0.03 0.02	19	12	2.8	0.9	0.8	0.4	R
69	OK 64 25 "	0.04 0.02	21 18	14 12	4 3	0.7	2	0	B
70	OK 64 30 "	0.04 0.02	21 18	14 12	4 3	0.9	2	0	R
71	OK 64 35 "	0.05 0.03	19	13	3.7	0.5	0.7	0	B

T. 8.2 -(suite).

N°	Electrodes	C(%)	Cr(%)	Ni(%)	Mo(%)	Si(%)	Mn(%)	Nb ou Ti(%)	Enre-bage
72	OK 67 13 (ESAB)	0.10 0.03	26	21	0	0.5	1.5	0	R-B
73	OK 67 15 "	0.08 0.03	28 27	22 20	0	0.75	2.5	0	B
74	OK 67 25 "	0.45 0.35	25 24	22 19	0	0.9	1.5	0	B
75	OK 67 45 "	0.10 0.03	18	9	0	0.5	6	0	B
76	OK 67 52 "	0.10 0.03	18	9	0	1	6	0	B au Zr
77	OK 67 60 "	0.05 0.02	25 22	14 12	0	0.9	2.5 0.5	0	R
78	OK 6 7 63 "	0.03 0.02	25 22	14 12	0	0.9	2.5	0	R
79	OK Select- rode 68 81	0.11 0.03	30	9.5	0	0.9	1.5	0	R
80	OK 69 20 (EEL)	0.03 0.02	19 17	16 14	2.6	1	2	0	R
81	OK 69 21 "	0.03 0.02	18	16	2.5	0.5	6	0	B
82	OK 69 33 "	0.03 0.02	20	25	4.5	0.5	1.7	0 + Cu15	R
83	OK 69 45 "	0.25 0.08	19 16	14 11	0	0.4	8 6	0 +3.4% W	B
84	OK 92 15 "	0.10 0.03	15	72	0	0.5	0	2.5	B
85	OK 92 25 "	0.10 0.03	15	64.4	0	0.5	7.5	2.5	B
86	SAF Inox RODN 13 8 3	0.03 0.02	20 17	14 11	2.5 2	0.9	2.5	0	R-B
87	" " 18 8	0.03 0.02	21 18	11 9	0	0.9	2.5	0	R-B
88	" " BO 17	0.10 0.03	17 13	75 60	0	1	9.5 5	0.48 0.06	B
89	" "BNO 75 15 M	0.10 0.03	17 13	79 61.5	2.5 0.5	0.75	2.5 0.5	0.48 0.06	B

T. 8.2 - (suite)

N°	Electrodes	C(%)	Cr(%)	Ni(%)	Mo(%)	Si(%)	Mn(%)	Nb ou Ti(%)	Enrobage
90	Super SAF	0.06	21.5	11	2.8	1.2	2.5	0	R-B
	Inox 20103	0.03	19.5	9.5	2.2				
91	SAF Inox R	0.04	20.5	10	2.9	0.8	1.6	0	R-B
	Blindage	0.02							
92	SAF Inox	0.06	20.5	10	2.9	0.7	1.8	0	B
	B. Blindage	0.03							

avec: R: Rutile

B: Basique

APPENDICE B:

T.8.3- Nuances d'aciers étudiées:

N°	Aciers	C(%)	Cr(%)	Ni(%)	Mo(%)	Si(%)	Mn(%)	Nb ou Ti(%)	Autres
1	AISI 301	0.08	18	8.5	0	1	2	0	P. 0.04 S 0.03
		0.03	16	6.5					
2	" 302	0.15	19	10	0	0.4	0.4	0	
		0.08	17	8					
3	" 302B	0.15	20	11	0	2	0	0	
		0.08							
4	" 303	0.15	19	10	0.6	0.4	0.4	0	+ S
		0.08	17	8	0	0.2	0.2		
5	" 304	0.08	20	10.5	0	0.4	0.4	0	
		0.03	18	8		0.2	0.2		
6	" 304L	0.03	20	12	0	0.4	0.4	0	
		0.02	18	8		0.2	0.2		
7	" 305	0.12	19	13					
		0.08	17	10.5					
8	" 308	0.08	21	12					
		0.03	19	10					

Tableau: 8.4

No	Aciers		Electrodes																	
	AISI 301	AISI 302	AISI 302B	AISI 303	AISI 304	AISI 304L	AISI 305	AISI 308	AISI 309	AISI 309S	AISI 310	AISI 310S	AISI 316	AISI 316L	AISI 317	Z2CND19 15	Z3CNDU17 6	Z8CND17 12	AISI 321	AISI 347
1	OK 61 30	m	b	m	m	m	b	m	m	m		b	m	m	m	m	b	b	m	b
2	OK 63 30	m	b	b	b	m	b	b	m	m		b	m	m	m	m	b	b	m	b
3	OK 63 41	m	p	b	m	m	m	m	m	m		b	m	m	m	m	b	m	m	m
4	OK Select. 68 81	p	p	p	p	p	p	p	p	p		p	p	p	p	p	p	p	p	p
5	Sasoude inox 18 8	p	p	p	m	p	m	p	m	m		m	p	m	m	p	p	m	p	p
6	" " 18 8 3	m	p	b	m	m	b	m	m	m		b	m	m	m	b	m	m	m	m
7	Sarésiste super 80	m	b	b	m	m		m	m	m		b	m	m	m	b	b			
8	Arc inox 18 8	m	b	b	m	m	b	m	m	m		b	m	m	m	b	b	m	m	m
9	Inox Aro	m	m	b	m	m		m		m			m	m	m	b	b	m	m	m
14	Inox Aro 1S	p	p	p	p	p		p		m			p	p	p	p	p	p	p	p
23	" " 2S	p	p	p	p	p	p	p	p	p		p	p	p	p	p	p	p	p	p
32	" " 5RBCHR		p	m		p	b		p	p						p	m	p		
33	" " RS		p			p	p			p						p	m	m		
40	" " 213R	p	p	p	p	p	p	p	p	p		m	p	p	p	p	p	p	p	p
41	" " 213B	p	p	p	p	p	p	p	p	p		p	p	p	p	p	p	p	p	p
42	" " 80	p	p	p	p	p	p	p	p	p		p	m	p	p	p	p	p	p	p
46	OK 61 33	m	b	b	b	p	m	b	b	p		b	b	m	m	b	b	b	b	b
49	OK 61 53		b	b		b	m		b					m	m	b	b			
51	OK 61 81	m	m	b	m	m	m	m	m	p		b	m	m	m	p	b	b	m	m
54	OK 62 30	p	m	b	m	m	m	m	m	m		m	m	m	m	p	m	m	m	m
55	OK 62 33	m	b	b	b	m	m	b	b	m		b	m	m	m	b	b	b	b	b
59	OK 62 53	b	b	b	b	m	m	b		b				b	m	m	b	b	b	b
60	OK 62 73	m	m	b	m	m	m	b	m	m		b	m	m	m	b	m	m	m	m
63	OK 63 32	p	p	p	p	p	p	b	p	p		m	p	p	p	p	p	p	p	p
68	OK 63 91	m	m	m	m	m	m	m	m	m		m	m	m	m	m	m	m	m	m
71	OK 64 35	m	b	b	m	m	m	b	b	b		b	m	m	m	m	b	b	m	p
77	OK 67 60																			
78	OK 67 65			m		p	p		p									m		
79	OK 68 81	p	p	p	p	p	p	p	p	p		p	p	p	p	p	p	p	p	p

Tableau: 8.4

NO	Aciers		Electrodes																				
			AISI 301	AISI 302	AISI 302B	AISI 303	AISI 304	AISI 304L	AISI 305	AISI 308	AISI 309	AISI 309S	AISI 310	AISI 310S	AISI 316	AISI 316L	AISI 317	Z2CND19 15	Z3CNDU17 6	Z8CNDU17 12	AISI 321	AISI 347	
1	OK 61 30		m	m	b	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m
2	OK 63 30		m	b	b	b	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m
3	OK 63 43		m	p	b	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m
4	OK Elect. 68 81		p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p
5	Sandoz inox 18 8		p	p	p	m	p	p	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m
6	" " " 18 8 3		m	p	b	m	m	m	b	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m
7	Resiste super 80		m	b	b	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m
8	Arc inox 18 8		m	b	b	m	m	m	b	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m
9	Inox Arc		m	m	b	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m
14	Inox Arc 18		p	p	p	p	p	p	p	p	m	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p
23	" " 2S		p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p
32	" " 5RBCHR			p	m		p	b		p		p						p	m	p			
33	" " RS			p			p	p		p		p						p	m	m			
40	" " 213R		p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p
41	" " 213B		p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p
42	" " 80		p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p
46	OK 61 33		m	b	b	b	p	m	b	b	b	b	b	b	b	m	m	m	b	b	b	b	b
49	OK 61 53			b	b		b	m		b		b						m	m	b	b		
51	OK 61 81		m	m	b	m	m	m	m	m	m	p	b	m	m	m	m	p	b	b	m	m	m
54	OK 62 30		p	m	b	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m
55	OK 62 33		m	b	b	b	m	m	b	b	m	b		b	m	m	m	m	b	b	b	b	b
59	OK 62 53		b	b	b	b	m	m		b		b		b	m	m	m	m	b	b	b	b	b
60	OK 62 73		m	m	b	m	m	m	b	m	m	m		b	m	m	m	m	b	m	m	m	m
63	OK 63 32 68 81		p	p	p	p	p	p	b	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p
68	OK 63 91 inox 18 8		m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m	m
71	OK 64 35 18 8 2		m	b	b	m	m	m	b	b	b	b		b	m	m	m	m	b	b	m	p	
77	OK 67 60 super 80																						
78	OK 67 65 18 8				m		p	p		p		p								m			
79	OK 68 81		p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p
14	inox arc 18		p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p
23	" " 2S		p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p
32	" " 5RBCHR			p	m		p	b		p		p						p	m	p			
33	" " RS			p			p	p		p		p						p	m	m			
40	" " 213R		p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p

T. 8.3 - (suite)

N°	Aciers	C(%)	Cr(%)	Ni(%)	Mn(%)	Si(%)	Nb(%)	Nb ou Ti (%)	Autres
9	AISI 309	0.20 0.08	24 22	15 12					
10	" 309S	0.08 0.05	24 22	15 12		0.5			
11	" 310	0.25 0.08	26 24	22 19		0.5			
12	" 310S	0.08 0.05	26 24	22 19					
13	" 316	0.08 0.05	18 16	14 10	3 2	0.4 0.2	0.4 0.2		
14	" 316L	0.03 0.02	18 16	14 10	3 2	0.4 0.2	0.4 0.2		
15	" 317	0.08 0.05	20 19.5	15 11	4 3				
16	Z2CND 19 15	0.05 0.02	20 18	15 11	4 3				
17	Z3CNDU 17 6	0.05 0.02	17.5	16	5				+2.8% Cu
18	Z8CNDT 17 12	0.08 0.05	17	11.5	2			1 0.12	
19	AISI 321	0.08 0.05	19 17	12 9	0	0.4 0.2	0.4 0.2	1 0.15	
20	AISI 347	0.08 0.05	19 17	12 9				0.36 0.06	

Tableau: 8.4

SOMMAIRE	Aciers	Electrodes																					
		AISI 301	AISI 302	AISI 302B	AISI 303	AISI 304	AISI 304L	AISI 305	AISI 308	AISI 309	AISI 309S	AISI 310	AISI 310S	AISI 316	AISI 316L	AISI 317	Z2CND19.15	Z3CNDU17.6	Z8CNDU17.12	AISI 321	AISI 347		
1	OK 61 300																						
2	OK 63 309																						
3	OK 63 347																						
4	OK Select. 68 81																						
5	Saouda inox 18 8																						
6	SAOUDI 18 8 3																						
7	Sarésiste super 80																						
8	Arg inox 18 8																						
9	Inox Arg 18 8																						
14	Inox Arg 18																						
23	" " 28																						
32	" " 5RBCHR																						
33	" " RS-N																						
40	" " 213R																						
41	" " 213B																						
42	" " 80																						
46	OK 61 33																						
49	OK 61 55																						
51	OK 61 81																						
54	OK 62 30																						
55	OK 62 33																						
59	OK 62 53																						
60	OK 62 73																						
63	OK 63 32 68 81																						
68	OK 63 91 18 8																						
71	OK 64 35 15 8																						
77	OK 67 60 super 80																						
78	OK 67 65 18 8																						
79	OK 68 81																						

Tableau: B1 4 (suite).

N°	Aciers	Electrodes																				
		AISI 301	" 302	" 302B	" 303	" 304	" 304L	" 305	" 308	" 309	" 309S	" 310	" 310S	" 316	" 316L	" 317	Z2GND 19 15	Z3CNDU 17 6	Z8CNDU 17 12	AISI 321	AISI 347	
90	SUPER SAF INOX 10 J	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p
91	SAF 1R Blindage	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p
92	SAF B Blindage	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p	p

- b: Résistance à la fissuration à chaud sans risque de précipitation de δ .
- m: Résistance à la fissuration à chaud avec faible risque de précipitation de δ .
- p: Résistance à la fissuration à chaud avec risque de précipitation de δ .

- Cases vides: Risque de fissuration à chaud;

- Les nombres indiquent la valeur maximale (ou minimale. (*)) de la dilution qui ne donne pas de fissures à chaud.

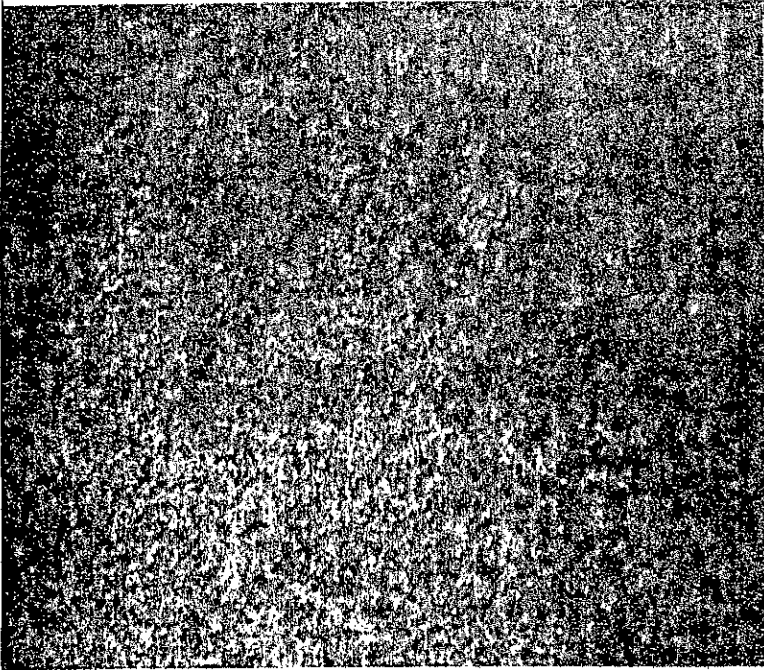
Les électrodes qui suivent donnent avec les différents aciers étudiés une structure soit entièrement austénitique ou à très basse teneur en ferrite δ risquant ainsi la fissuration à chaud, quelque soit la valeur de la dilution:

- (10)-Inox 1R, (11)-Inox 1RBC, (12)-Inox 1R 308L, (13)-Inox 1RHR,
- (15)-Inox 1B, (16)-Inox 1RNb, (17)-Inox 1RNbHB, (18)-Inox 1BNb,
- (19)-Inox 2R, (20)-Inox 2RBC, (21)-Inox 2R 316L, (22)-Inox 2RHR,
- (24)-Inox 316 B, (25)-Inox 2RNb, (26)-Inox 2BNb, (27)-Inox EF316R,
- (28)-Inox 6R, (29)-Inox 6B, (30)-Inox 5R, (31)-Inox 5BR, (34)-Inox 24-12B,
- (35)-Inox 3R, (36)-Inox 3B, (37)-Inox 25-20HC, (38)-Inox 3RMO,
- (39)-Inox 7RBC, (43)-Inox CNIG, (44)-Inox CN 182, (45)-OK 61 30,
- (47)-OK 61 35, (48)-OK 61 41, (52)-OK 61 85, (53)-OK 61 91,
- (56)-OK 62 35 01, (57)-OK OK 62 35 02, (58)-OK 62 35 03, (61) OK 63 25,
- (62)-OK 63 30, (64)-OK 63 35, (65)-OK 63 41, (66)-OK 63 80

(67)-OK 63 85, (69)-OK 64 25, (70)- OK 64 30, (72)-OK 67 13, (73)
-OK 67 15, (74)-OK 67 26, (75)-OK 67 45, (76)-OK 67 52, (80)-OK
69 20, (81)-OK OK 69 21, (82)-OK 69 33, (83)-OK 69 45, (85)-OK 92
15, (86)-SAF Inox RCDN 18 8 3, (87)-SAF I. RCDN 18 8, (88)-SAF
I. RCDN BO 11, (89)-SAF I. RNC 75 15 M.

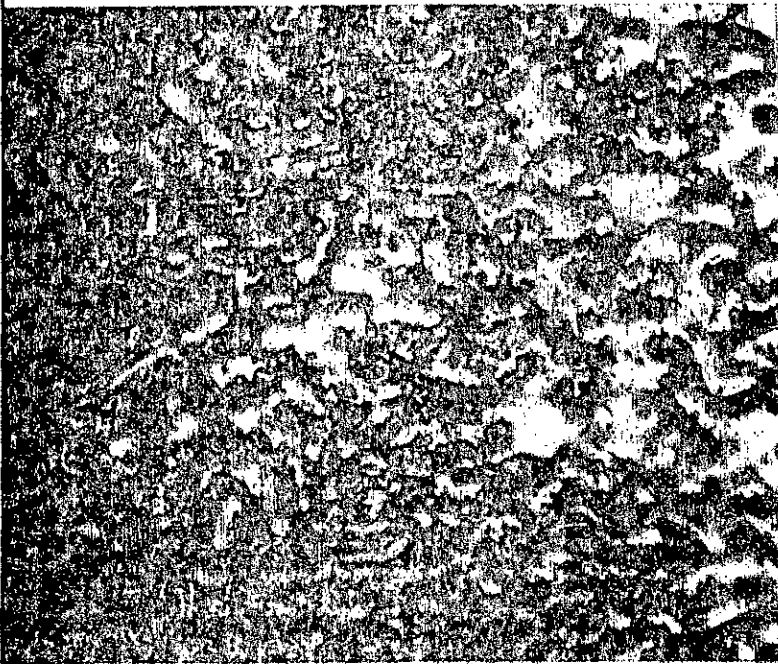
Nb.: Les électrodes cités sont fabriquées respectivement
par: la SNS (N^o 1 à 4) - SASOUDE (de 5 à 7) - SOUDARC (N^o 8) - L.
Sauvageau (9) - PHILIPS (10 à 40) - ESAB (44 à 85) - SAF (86 à 92).

APPENDICE D : Micrographie des cordons de soudures réalisés sur un métal de base en AISI 301 avec des électrodes enrobées sous-indiquées.



(a)- Réactif d'attaque le MURAKAMI modifié.

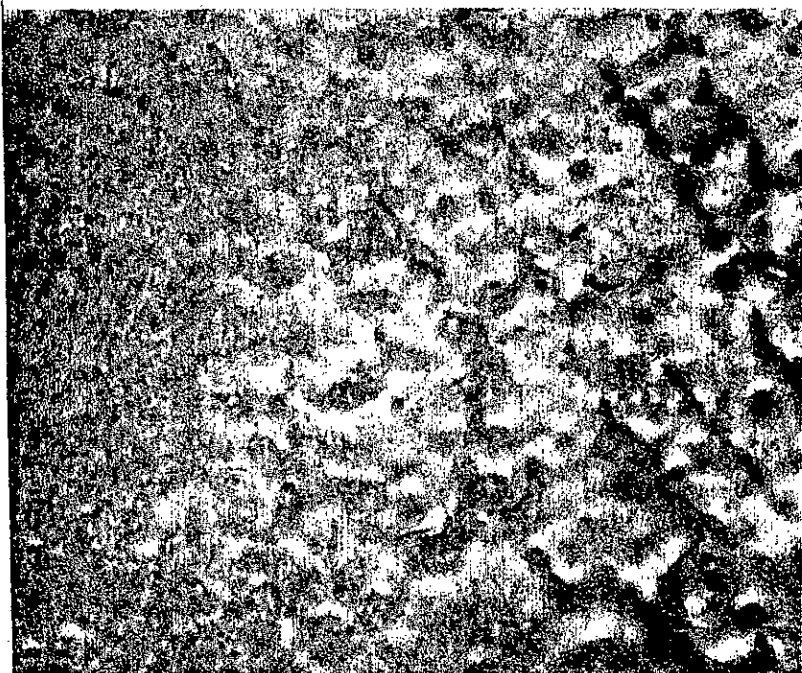
une réseau de ferrite δ , qui a pris une couleur jaune brune, a donné naissance à la phase δ de couleur bleu, dans une matrice austénitique.



(b)- Attaque à l'acide oxalique.

Aucune trace de fissures, la phase δ très fortement attaquée suit les grains de ferrite qui sont assombris sans que l'austénite ne soit altérée.

Fig. 9.21- Electrode enrobée utilisée OK 63 30.



(a) Cette photo est prise au voisinage de la ligne de fusion, où la teneur en ferrite a diminué par rapport au centre du cordon. -Précipitation de la phase 6.

-Electrode: OK63 41.

-Réactif: Acide oxalique.

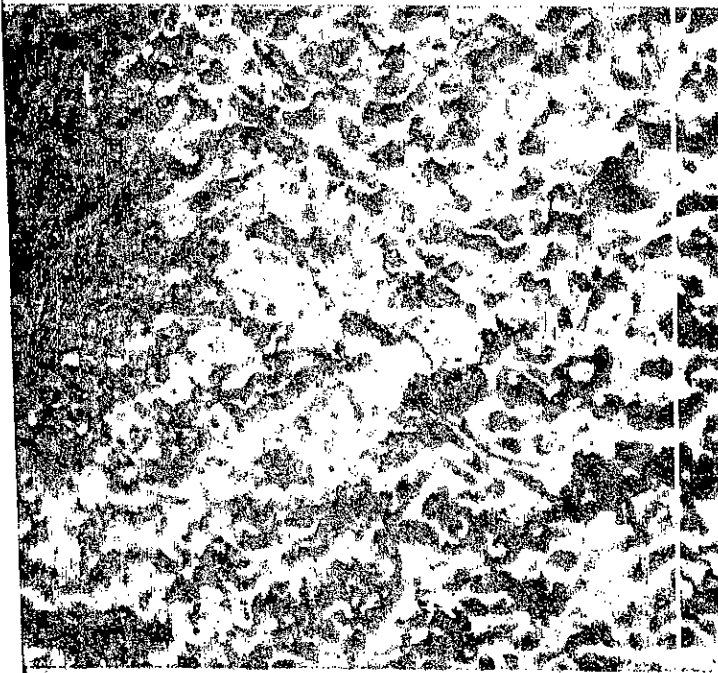


(b)- Réactif:

le MURAKAMI

Un réseau de ferrite très bien répartie dans une matrice austénitique.

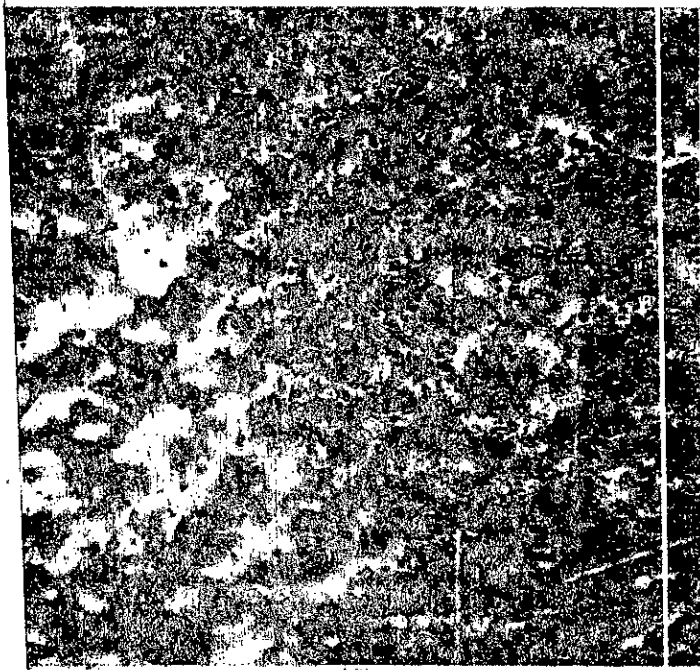
Fig. 9.22- Electrode utilisée OK 63 41.



(a)- Coupe transversale
d'un cordon de soudure.

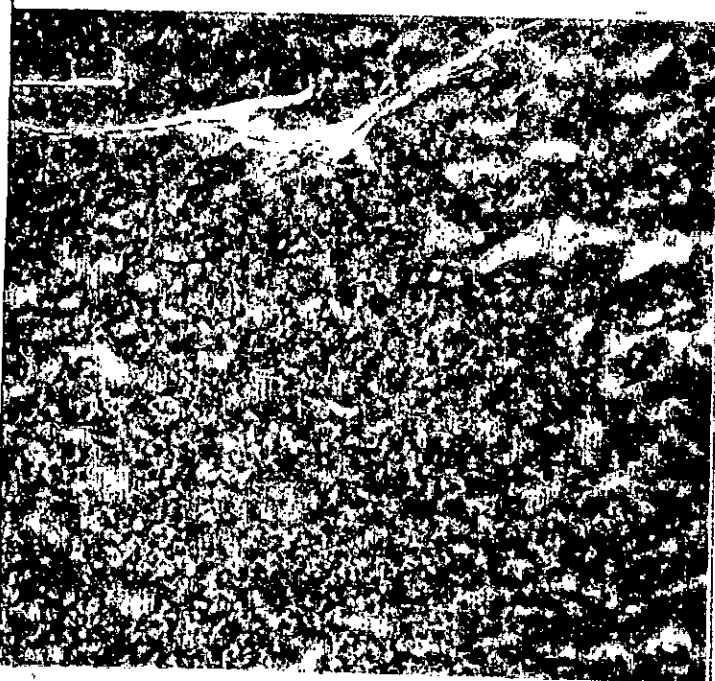
-Réactif d'attaque: le
l'acide oxalique.

- La ferrite δ suit le
contour des dendrites au
voisinage de la ligne de
fusion.



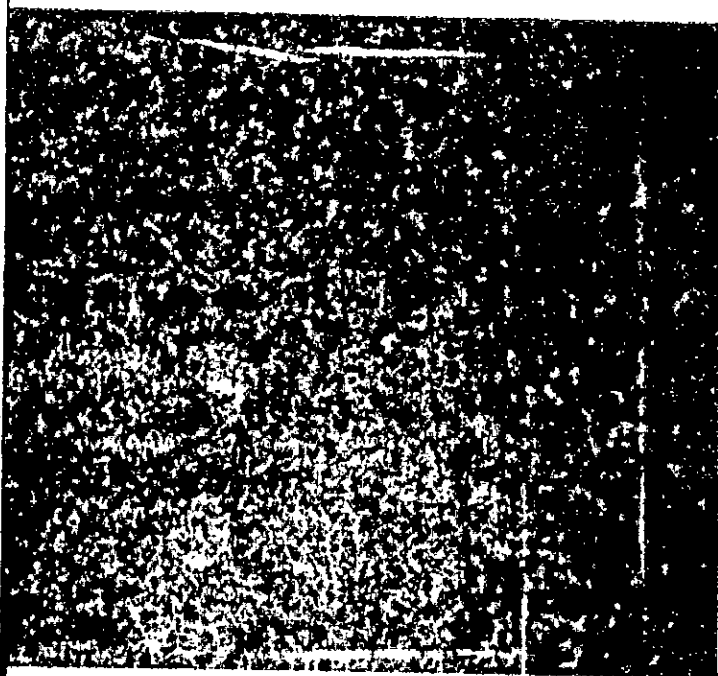
(b)-Le grossissement de
des grains diminue de la
ligne de fusion au centre
du cordon.

Fig. 9.23- Micrographie d'un cordon de soudure avec une électrode "SASSOUDE INOX 18 8" sur un acier en AIST 301.



(a)- Un fond ferritique dans une matrice austénitique, faible précipitation de la phase σ

Attaque à l'acide oxalique.



(b)- Attaque au MURAKAMI. La ferrite δ suit les joints de grains d'austénite, avec une faible précipitation de la phase σ à l'intersection des joints d'austénite.

Aucune trace de fissures.

Fig. 9.24- Métal de base AISI 301, électrode: SASSOUDE INOX 18 8 3.



Fig. 9.25- Une grande fissure suit les dendrites dans une structure entièrement austénitique d'un cordon de soudure dure réalisé avec une électrode "SARESISTE SUPER 80" sur un acier de nuance "AISI 301"

-Réactif d'attaque: l'acide oxalique.

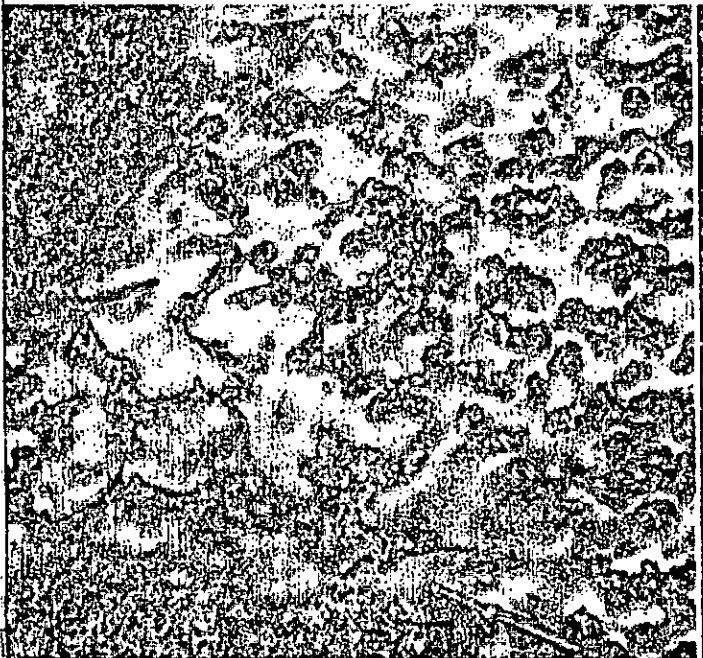


Fig. 9.26- Fissures inter-cristallines dans une zone entièrement austénitique (à gauche, voisinage de la ligne de fusion), à droite (centre du cordon) métal sain en présence de la ferrite δ .

-Métal de base: AISI 301.

-Electrode: Inox arc "de L. Sauvageau".

-Réactif d'attaque: L'acide oxalique.

Références bibliographiques:

Ouvrages:

- [1] Colombier, L. Métallurgie du fer. Dunod, Paris, 1957.
- [2] Roos, A. Précis de métallographie appliquée, Dunod, Paris, 1963.
- [3] Séférian, D. Métallurgie de la soudure, Dunod, Paris, 1965.
- [4] Dellatre, F. Le soudage des aciers inoxydables, Dunod, Paris, 1965.
- [5] Clifton, E. & Mc Laughlin, L. Dictionnaire anglais-français, français-anglais, Garnier, Paris, 1966.
- [6] Poloukhine, P., Grinberg, G., Kanténik, S., Jadan, V. & Vassiliev, D. Technologie des métaux, Mir, Moscou, 1967.
- [7] Vallini, A. Joints soudés, contrôle, métallurgie, résistance, Dunod, Paris, 1968.
- [8] Habraken, L. & De Brouwer, J.L. Bases de la métallographie, Presses académiques européennes, Bruxelles, 1968.
- [9] Syndicat National des Fabricants de Matériels de Soudage, Guide du soudage (tome IV), Soudage manuel à l'arc, GEAD, Paris 1968.
- [10] Baus, J. & Chapeau, W. Application du soudage aux constructions, Sciences et lettres, Liège, 1977.
- [11] Guide de l'utilisateur du soudage manuel, SAF, Saint Ouen l'Aumône, 1978.
- [12] A Dictionary of iron and steel, The Arab Iron and Steel Union, 1980.
- [13] Lakhtine, I. Métallographie et traitements thermiques des métaux, Mir, Moscou 1982.
- [14] Gottried, S.B. Programation basique, théorie et applications, B. Legrand, Paris, 1983.

Publications:

- [15] Apblett, W.R. & Pellini, W.S. Factors which influence weld hot cracking, Welding Research Supplément, 2, 1954, (83-90)

- [16] Puzak, P.P., Applett, W.R. & Pellini, W.S. Hot cracking of stainless steel weldments, Welding Research Supplement, 1, 1956, (9-17).
- [17] Masubuchi, K., & Martin, D.C. Mechanism of hot cracking in HY-80 steel weldments, Welding Research Supplement, 9, 1962, (375-384).
- [18] Savage, W.F. & Szekeres, E.S. Technical note: A mechanism for crack formation in HY 80 steel weldments, 2, 1967, (94-96).
- [19] Hennemann, K. & Schutte, H. Der Praktiker, 26, 8, 1974, (177-180).
- [20] Åström, H., Loberg, B., Bengtsson, B. & Easterling, K.E. Hot cracking and micro-segregation in 18- stainless steel welds, Metal Science, 7, 1976, (225-234).
- [21] Lundin, C.D. & Spond, D.F. The nature and morphology of fissures in austenitic stainless steel weld metals, Welding Research Supplement, 11, 1976, (356-s-367-s).
- [22] Tuliani, S.S. & Ciram, A. A metallographic study of chevron cracks in submerged arc weld metals, WRI, 6, 6, 1976, (19-45).
- [23] Wilken, K. & Schönherr, W. Description de quatre essais de fissuration à chaud sans auto-bridage, Soudage et techniques connexes, 3-4, 1976, (137-142).
- [24] Hochmann, J., structures et caractéristiques des aciers inoxydables austénitiques, T.I., M2, 1977, (M320a-1-M320, 3-22).
- [25] Hochmann, J., Données numériques sur les aciers inoxydables, T.I., M2, 1977, (M323-1-M323, 1-15).
- [26] Schmidtman, E., Homberg, G., Untersuchungen zur Erstarrungsrißneigung von voll-austenitischem und deltaferrithaltigem Unterpulverschweißgut, Schweißen und Schneiden, 29, 2, 1977, (58-62).
- [27] Bailey, N., Met, B., Weldl, F., Effect of wire composition and flux type on solidification cracking when submerged arc welding C-Mn steels, WRI, 8, 3, 1978, (215-239).
- [28] Evrard, M., Bonnefois, M., Le Penven, Y., Etude de l'influence des éléments d'alliage dans la fissuration à chaud d'aciers inoxydables austénitiques, Soudage et techniques connexes, 1, 2, 1978, (5-40).

- [29] Arata, Y., Matsuda, F., Nakagawa, H., Katayama, S., Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels, JWRI, 7, 2, 1978, (21-24).
- [30] Kujanpää, V., Suutala, N., Takaloant, T., Moisio, T., Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic-ferritic stainless steel welds, WRI, 9, 2, 1979, (55-75).
- [31] Schier, B., Rosenzweig, J., Barbazanges, Y., Maitrepierre, Ph., Influence des impuretés S et P sur la fissuration à chaud en soudage de tôles minces en aciers inoxydables austénitiques, Journées d'information, Métallurgie de la zone fondue, Institut de soudure-Ugine-Aciers.
- [32] Borland, J.C., Fundamentals of solidification cracking in welds, II, Welding and Metal Fabrication, 47, 1, 1979, (99-107).
- [33] Varriot, J., Les aciers inoxydables, mise en œuvre et soudage, Souder, 2, 2, 1980, (47-51).
- [34] Varriot, J., Les aciers inoxydables, mise en œuvre et soudage, Souder, 3, 2, 1980, (62-66).
- [35] Varriot, J., les aciers inoxydables, mise en œuvre et soudage, Souder, 4, 2, 1980, (119-122).
- [36] Varriot, J., les aciers inoxydables, mise en œuvre et soudage, Souder, 5, 2, 1980, (151-155).
- [37] Varriot, J., les aciers inoxydables, mise en œuvre et soudage, Souder, 6, 2, 1980, (167-171).
- [38] Dejieux, J., Classification des défauts dans les soudures par fusion des métaux, Souder, 6, 2, 1980, (181, 187).
- [39] Extrait du document de l'IIS, Classification des défauts de soudure, (Doc. IIS/IIW), Souder, 6, 2, 1980, (193-197).
- [40] Ogawa, T., Tsunéto, E., Hot cracking susceptibility of austenitic stainless steels, Welding Research Supplement, 3, 1982, (82-93).
- [41] Anik, S., Dorn, L., Schweissen der austenitischen stählen, Schweissen und Schneiden, 34, 11, 1982, (530-534).

Catalogues :

- [42] Electrodes pour soudage à l'arc, SNS.
- [43] Electrodes de soudage manuel, pour soudage d'aciers inoxydables et réfractaires, ESAB.
- [44] Electrodes OK, fils et flux, ESAB, 1980.
- [45] Electrodes pour le soudage des aciers inoxydables, SAF.
- [46] Electrodes pour le soudage manuel à l'arc, SASOUDE .
- [47] Electrodes, SOUDARC.
- [48] Electrodes pour le soudage des aciers inoxydables, réfractaires et alliages spéciaux, PHILIPS.