

République Algérienne Démocratique et Populaire

Ministère de l'enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE (ENP)

Département de Métallurgie



Projet de fin d'études

Pour l'obtention du Diplôme d'ingénieur d'état en Métallurgie

Thème

Etude du comportement d'une soudure sur acier inoxydable austénitique type 18/8(A312 TP 304) en fatigue thermique

Proposé et dirigé par :

Mr K.ABADLI

Réalisé par :

Mr S.KHOUF

Promotion 2000/2001

ENP 10, Avenue Hassen Badi - EL-HARRACH-Alger

République Algérienne Démocratique et Populaire

Ministère de l'enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE (ENP)

Département de Métallurgie



Projet de fin d'études

Pour l'obtention du Diplôme d'ingénieur d'état en Métallurgie

Thème

**Etude du comportement d'une soudure
sur l'acier inoxydable austénitique
18/8(A312 TP 304) en fatigue thermique**

Proposé et d'érigé par :

M. K.ABADLI

Réalisé par :

M. S.KHOUF

Promotion 2000/2001

ENP 10, Avenue Hassen Badi - EL-HARRACH-Alger

Dédicaces

Je dédie cet humble travail

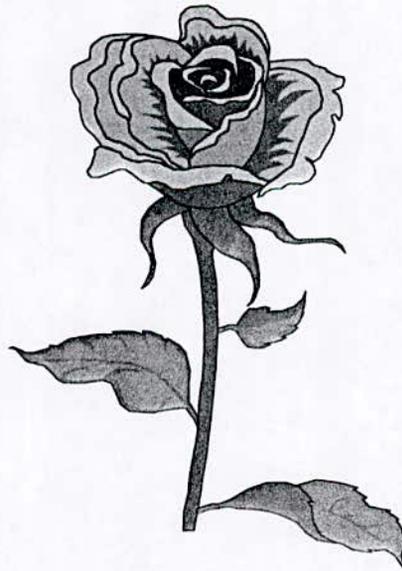
*A mes chers parents qui ont souffert a fin de me rendre la vie facile et
d'assurer mon bonheur.*

A mes défunts parents maternels.

A mes parents paternels

A ma chère amie et confidentes Yasmina.

*A ceux qui me sont chers dont mes amis, et tous les hommes engagés pour le
bien être de l'humanité.*



Remerciements



Mon travail a été réalisé en collaboration entre le laboratoire des essais destructifs et non destructifs de L'entreprise Nationale des Grands Travaux Pétroliers à Réghaia, et le laboratoire de métallurgie de l'Ecole Nationale Polytechnique d'Alger sous la direction de monsieur K. ABADLI à qui je dois ma profonde reconnaissance et mon remerciement le plus affectueux pour l'engagement dont il a fait preuve durant toute la période de mon travail, et la collaboration de M. C. Tebib à qui j'exprime aussi ma gratitude pour son aide technique et scientifique et surtout la patience dont il jouissait.

Je ne saurai oublier de remercier toute l'équipe du laboratoire des essais destructifs et non destructifs en l'occurrence, Mr GOUMARI, Mr ACHOUR, Mr.NAHHAL et autres, pour leur disponibilité et conseils.

Je suis particulièrement reconnaissant à monsieur M. BOUABDELLAH pour l'honneur qu'il me fait en acceptant la présidence du juré.

Mes remerciements vont également à monsieur DJEGHLAL Med El-Amine et monsieur KASSER pour l'honneur qu'ils m'ont fait en acceptant de juger ce travail.

Je tiens à remercier aussi :

- *L'équipe de Département de Génie mécanique et Génie électrique pour leur aide dans la réalisation du dispositif expérimental en particulier mon ami Djamel*
- *L'équipe de CSC de Cheraga pour leur aide gracieuse.*

A la mémoire de Ali Micili et Matoub Lounas

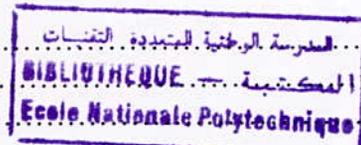


SOMMAIRE



INTRODUCTION GENERALE	4
CHAPITRE I : FATIGUE THERMIQUE	
I-1-FATIGUE ET CHOCS THERMIQUES	5
I-1-1-Terminologie.....	5
I-1-1-1- Fatigue à températures élevées.....	5
I-1-1-2-Durée de vie.....	6
I-1-2-Fatigue thermique.....	7
I-1-2-1- Définitions	7
I-1-2-2-Description de la fatigue thermique.....	8
I-1-3-Choc thermique.....	9
I-2- MECANISMES FONDAMENTAUX DE LA FATIGUE ET DU CHOC THERMIQUES	10
I-2-1-Les aspects analytiques des contraintes d'origine thermique.....	10
I-2-1-1-Contraintes dues à un mouvement empêché	11
I-2-1-2-Contraintes dues à un gradient thermique.....	11
I-2-1-3-Contraintes thermiques produites dans un barreau rigidement fixé.....	12
I-2-2-Mécanismes de la fatigue thermique.....	13
I-2-3- Mécanismes du choc thermique	15
I-2-4- Relation entre la contrainte et la déformation	16
I-2-5-Fissuration sous contraintes thermiques cycliques.....	17
I-3-FACTEURS DE LA FATIGUE THERMIQUE	18
I-3-1-Nature du cyclage thermique	18
I-3-1-1- Influence des températures du cyclage thermique.....	18
I-3-1-2-Influence de la vitesse de variation de la température	20
I-3-2- Facteurs contrôlant le comportement en fatigue thermique.....	21
I-3-2-1-Facteurs thermiques	21
I-3-2-2- Facteurs divers contrôlant le comportement en fatigue thermique.....	22
I-3-2-2-1- Etat microgéométrique de la surface.....	22
I-3-2-2-2-Concentration de contraintes dues à une discontinuité géométrique	23
I-3-2-2-3-Les techniques de parachèvement des cordons de soudure	23
I-3-2-2-4- Traitement thermiques de relaxation des contraintes résiduelles	24
I-3-2-2-5-Effet de l'épaisseur	24
I-3-2-2-6- La taille et la forme de la pièce.....	24
I-3-2-2-7-Les entailles et angles vifs	24
I-3-2-2-8-Influence des propriétés des alliages(facteurs métallurgiques)	24
CHAPITRE II : COMPORTEMENT EN SERVICE DES ACIERS INOXYDABLES	
AUSTENITIQUES	26
II-1-INTRODUCTION	26
II-2-COMPOSITION CHIMIQUE DANS LES ACIERS AUSTENITIQUES	26
II-2-1- Eléments de base.....	26
II-2-2-Influence des éléments d'alliage sur la structure	27
II-2-2-1-Influence du chrome et du nickel	27
II-2-2-2- Influence du carbone	30
II-2-3- Additions diverses.....	31
II-2-3-1-Stabilisation du chrome.....	31
II-2-3-2- Amélioration de la résistance à la corrosion	31
II-2-3-3-Amélioration des caractéristiques mécaniques	31
II-2-3-4- Amélioration des caractéristiques de fluage	31
II-2-3-5- Diminution des risques de fissuration au cours du soudage.....	32
II-2-3-6- Améliorer la résistance à l'oxydation.....	32
II-3- CARACTERES GENERAUX DES STRUCTURES AUSTENITIQUES	32
II-3-1-La structure	33

II-3-2-Absence de point de transformation.....	32
II-3-3-Possibilité d'apparition de ferrite	33
II-4-CARACTERISTIQUES MECANIQUES.....	33
II-5-CLASSIFICATION DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES.....	34
II-6-TRAITEMENTS THERMIQUES.....	36
II-6-1- Traitements thermiques d'hypertrempe.....	36
II-6-2- Traitements thermiques de détensionnement.....	36
II-6-3- Traitements thermiques particulier des aciers stabilisés au Ti et Nb.....	36
II-7-FORMES OU RISQUE DE CORROSION OU DE DETERIORATION ET PROTECTION.....	37
II-7-1-Corrosion intergranulaire.....	38
II-7-2-Corrosion par piqûres et corrosion caverneuse.....	37
II-7-3-Corrosion sous tension.....	38
II-7-4-Fatigue corrosion.....	38
II-7-5-Corrosion en lame de couteau.....	38
II-7-6-Fragilisation par formation de phases σ	38
II-8-COMPORTEMENT SOUS LES EFFETS THERMIQUES.....	39
CHAPITRE III : PRINCIPE DE LA METALLURGIE DE SOUDAGE ET SES	
DIFFERENTS PROCEDES.....	41
III-1-INTRODUCTION.....	41
III-2-ETUDE THERMIQUE DU SOUDAGE.....	41
III-2-1-Les différentes zones d'un assemblage soudé	41
III-2-2-Cycle thermique de soudage.....	42
III-2-2-1-Notion de cycle thermique	42
III-2-2-2-Notion d'état quasi-stationnaire.....	43
III-2-2-3-Distribution de la température au voisinage de la zone soudée.....	44
III-2-2-4-Répartition thermique du soudage.....	45
III-3-PARAMETRES INFLUENTS SUR LE CYCLE THERMIQUE ET LA REPARTITION	
THERMIQUE DANS LE CAS DE SOUDAGE.....	46
III-3-1-Le métal de base et ses caractéristiques thermiques.....	46
III-3-2-L'apport d'énergie.....	48
III-3-3-Nombre de passe (soudage en plusieurs passes)	48
III-4-ETUDE METALLURGIQUE DU SOUDAGE.....	49
III-4-1-Cas de l'échauffement.....	49
III-4-1-1-Changement de structure.....	49
III-4-1-2-Changement de constitution (Cessation des états d'équilibres 'Remise en solution')	51
III-4-1-3-Zone de liaison.....	52
III-4-2-Cas de refroidissement.....	53
III-4-2-1-Courbe TRC.....	54
III-4-2-2-Courbe TRC-Soudage.....	54
III-5-SOUDABILITE DES ACIERS AUSTENITIQUES.....	55
III-5-1-Introduction.....	55
III-5-2-Défauts de la soudure.....	55
III-5-3-Propriétés des assemblages soudés.....	57
III-5-3-1-Propriétés métallurgiques.....	57
III-5-3-2-Propriétés mécaniques	60
III-6-PROCEDES DE SOUDAGE.....	61
III-6-1-Généralités	61
III-6-2-Classification des procédés.....	61
III-6-3-Procédés de soudage utilisables pour les aciers inoxydables austénitiques.....	62
CHAPITRE IV : METHODES EXPERIMENTALES.....	67
IV-1-MATERIAU ETUDIE	67



IV-1-1-Choix du métal de base.....	67
IV-1-2-Characterisation du métal de base	67
IV-2-CHOIX DU PROCEDE DE SOUDAGE.....	68
IV-2-1-Identification du métal d'apport.....	68
IV-2-2-Gaz de protection.....	68
IV-2-3-Preparation des joints en vue de soudage TIG.....	68
IV-2-4-Choix des paramètres de soudage.....	69
IV-2-5-Finition de la soudure.....	69
IV-2-6-Examen Radiographique.....	70
IV-2-7-Essai de pliage.....	70
IV-2-8-Essai de traction.....	70
IV-3-PREPARATION DES EPROUVETTES.....	71
IV-4-ESSAI DE CYCLAGE THERMIQUE.....	72
IV-4-1-Réalisation du dispositif de fatigue thermique.....	72
IV-4-2-Mode de fonctionnement du dispositif.....	73
IV-5-INVESTIGATION RADIOGRAPHIQUE ET ULTRASONORE.....	74
IV-6-INVESTIGATION METALLOGRAPHIQUE.....	74
IV-6-1-Examen macrographique.....	74
IV-6-2-Examen micrographique.....	75
IV-7-INVESTIGATION MECANIQUE.....	75
IV-7-1-Essai de dureté sous cordon.....	75
IV-7-2-Essai de microdureté.....	76
IV-7-3-Essai de Résilience	76
CHAPITRE V : RESULTATS ET INTERPRETATIONS.....	78
V-1-RESULTATS EXPERIMENTAUX.....	78
V-1-1-Conditions du cyclage thermique	78
V-1-2-Analyse macrographique	79
V-1-3-Analyse micrographique.....	79
V-1-3-1-Analyse microstructurale de la soudure à l'état brut.....	80
V-1-3-2-Analyse microstructurale de la soudure après traitement thermique (Référence).....	80
V-1-3-3-Evolution microstructurale de la soudure au cours du cyclage thermique.....	80
V-1-4-Evolution de la microdureté au cours du cyclage thermique.....	82
V-1-5-Evolution de la dureté	86
V-1-6-Résultats de l'essai de l'essai de résilience.....	91
V-1-7-Résultats de l'essai de traction et de pliage.....	92
V-2-Interpretation des résultats.....	93
V-2-1-INFLUENCE DU NOMBRE DE CYCLE.....	93
V-2-1-1-Les transformations de la structure.....	93
V-2-1-2-La dureté de la soudure.....	94
V-2-1-3-La résilience	94
V-2-2-Influence de la température maximale.....	95
V-2-2-1-Les transformations structurales.....	95
V-2-2-2-La dureté.....	95
V-2-2-3-La résilience.....	95
V-2-3-Influence du temps de maintien à chaud	95
V-2-3-1-Transformation structurale.....	95
V-2-3-2-La dureté.....	95
V-2-3-3-La résilience.....	96
CONCLUSION.....	97
BIBLIOGRAPHIE.....	98
ANNEXE.....	100

المدسة الوطنفة المنعدة التقنفةاء
BIBLIOTHEQUE — المكأبفة
Ecole Nationale Polytechnique

Introduction

INTRODUCTION GENERALE

Des fissures de Fatigue thermique peuvent apparaître dans les structures aussi diverses que le sont les avions, les bateaux, les ponts, les éléments de machines, les turbines, les enceintes de réacteurs, les cheminées, les plates-formes pétrolières en mer...etc.

D'une manière générale, ces structures soumises à des charges variables (fluctuantes ou répétées) tendent à avoir, au cours du temps, un comportement qui diffère du comportement sous charge permanente. Ce comportement est appelé "**fatigue**" et se traduit essentiellement par une perte de résistance au cours du temps. On dit que l'élément de structure subit un dommage qui évolue en s'aggravant en fonction du temps ; ce dommage résulte avant tout de l'effet des répétitions des charges variables et non pas seulement de l'effet du temps (comme c'est le cas de fluage, par exemple). Ce dommage par fatigue débute généralement par le développement lent de petites fissures qui s'amorcent à partir d'entailles aiguës ou de défauts préexistants, comme dans le cas de l'exécution des soudures. L'initiation de ces petites fissures provient essentiellement, à l'échelle de la microstructure, d'un manque d'homogénéité des matériaux réels ou, à l'échelle de la macrostructure, d'imperfection, de discontinuités tels que l'assemblage des éléments avec **le soudage**.

La plupart des fissures de fatigue responsables des ruptures débutent au voisinage de discontinuités visibles et qui sont le siège de concentrations de contrainte. Parmi ces discontinuités, on trouve celles qui se rapportent à la conception géométrique (trous, changement de sections; profil de raccordement des cordons de soudure...) et d'autre liés à des défauts macroscopiques de fabrication (par exemple dans le cas des pièces soudées : inclusions, soufflures, cratères de reprises de cordons de soudure, caniveaux,... etc.)

Mais il serait faux de croire que les risques de fissuration par fatigue sont exclusivement réservés aux pièces présentant des discontinuités macroscopiques.

Une pièce cylindrique rectifiée en surface, donc ne présentant aucun défaut détectable à l'œil nu, soumise à des sollicitations répétées d'amplitudes constantes variant à l'intérieur du domaine élastique, peut subir des dommages au-delà d'un certain seuil et finit par se rompre au bout d'un certain nombre de répétitions de charges (nombre de cycles).

Dans le cadre de notre étude, nous avons pris un cas de fatigue en l'occurrence la fatigue thermique provoquée par un cyclage thermique qui est à l'origine des contraintes thermiques. Ces dernières sont responsables de l'endommagement des pièces soudées et de la réduction de leur durée de vie. La résistance à la fatigue dépend de nombreux paramètres, parmi eux ce qui sont liés à la nature et aux caractéristiques du matériau d'une part, et aux conditions du cyclage thermiques d'autres part.

Notre travail est réparti en deux parties principales, la première concerne l'étude bibliographique qui comporte trois chapitres. Le premier chapitre traite les phénomènes et les facteurs de la fatigue thermique, le deuxième, le comportement des aciers inoxydables austénitiques en service et enfin le troisième chapitre, le principe de la métallurgie de soudage.

La deuxième partie de notre travail est consacrée à l'étude expérimentale. Cette partie comprend deux chapitres : dans le chapitre 4, nous présenterons la méthode expérimentale dans lequel, on présentera la réalisation du dispositif de cyclage thermique, les techniques de réalisation des éprouvettes ; les techniques de caractérisations de la structure (Macrostructure et Microstructure), et de caractérisations mécaniques (microdureté, dureté et résilience) au court du cyclage thermique. Dans le chapitre 5: nous présenterons les résultats obtenus du comportement microstructural et mécanique de la soudure et de l'acier au cours du cyclage thermique. A la fin de cette partie, on présentera également les interprétations et les conclusions de notre travail.

Chapitre I

La fatigue thermique

Symboles et notations

ε	: Déformation totale
α	: Coefficient de dilatation thermique du matériau
ΔL	: Variation différentielle de la longueur
l_0	: Longueur initiale de l'éprouvette
ΔT	: Variation de la température
ν	: Coefficient de poisson du matériau relatif à la géométrie de la pièce : Facteur de forme de la pièce considérée.
κ	: Conductibilité thermique
$\sigma'_{max.}$: Contrainte réduite maximale
β	: Variable réduite de transfert de chaleur
a	: Demi-épaisseur de la plaque
h	: La quantité de chaleur transmise par unité de surface et par unité de différence de température entre la paroi et le milieu qui l'entoure ou coefficient de transfert de chaleur
N_i	: Nombre de cycle amenant à la rupture
ε_p	: Déformation plastique
K	: Constante d'un matériau déterminée par essai
N	: Constante d'un matériau déterminée par essai

Chapitre I : FATIGUE THERMIQUE

I-1- FATIGUE ET CHOC THERMIQUE

I-1-1-Therminologie:

Plusieurs termes utilisés dans les études de fatigue à température ambiante ne sont pas toujours appropriés aux essais à températures élevées. La limite élastique, par exemple, est très difficile à définir pour des températures supérieures à $0,4T_f$ (où T_f est la température de fusion). Dans le cas des essais de fatigue anisotherme, le problème est encore plus complexe dû à l'absence d'une norme pour des essais de fatigue anisotherme. Il est donc judicieux de bien définir certains termes utilisés dans ce travail.

I-1-1-1- Fatigue à températures élevées:

La fatigue à haute température peut être divisée en **fatigue isotherme** (cycles de traction/compression imposés à température constante) et **fatigue anisotherme** (variation simultanée de la déformation et de la température), comme le montre la figure I.1. Les essais de fatigue anisotherme sont aussi considérés comme des essais de **fatigue oligocyclique anisotherme**, vu qu'une déformation inélastique est presque toujours présente. En effet, on ne trouve pratiquement pas d'essais de fatigue anisotherme de longue durée dans la littérature.

Les **méthodes d'essais** utilisées aujourd'hui pour l'étude de la fatigue anisotherme peuvent être divisées en deux groupes : **les essais de fatigue thermique (FT)**, où la variation de la température seule est à l'origine de l'endommagement (génération de contraintes internes dans l'éprouvette) et **les essais de fatigue thermo-mécanique (FTM)**, où des contraintes externes sont imposées par une machine d'essais servo-contrôlée, indépendamment de la variation de température. L'essai de fatigue bi-thermique (*bithermal fatigue*) [27] est un cas particulier de l'essai de FTM.

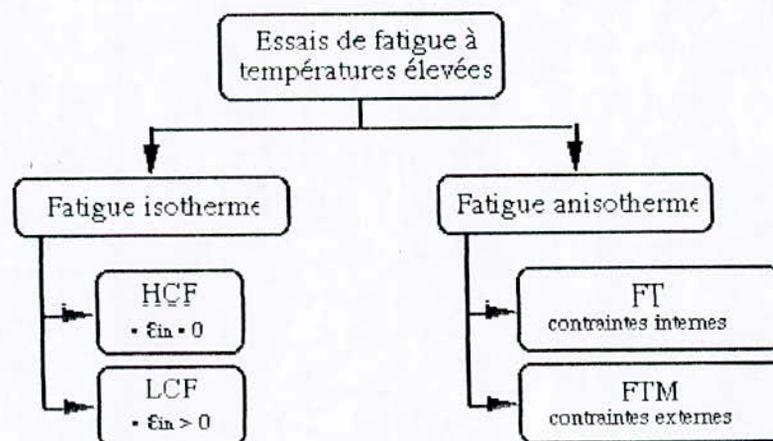


Fig.I.1 : Classement des méthodes d'essai de fatigue à températures élevées.

En ce qui concerne l'**endommagement des pièces réelles**, la distinction donnée ci-dessus ne s'applique pas. En effet, les pièces réelles (comme les aubes de turbine)

sont généralement soumises à des contraintes internes d'origine thermique superposées à des contraintes externes (d'origine mécanique). Dans ce cas il n'est plus possible de différencier l'endommagement par fatigue anisotherme en FT et en FTM. Le plus correct serait de dire que la pièce s'endommage par un processus de "fatigue thermique et mécanique". D'une manière générale, toute pièce qui s'endommage par fatigue en présence d'un gradient de température ou d'une variation de température est dite endommagée par **fatigue thermique** (c.à.d., FT est utilisé comme synonyme pour fatigue anisotherme). Si les variations de température en service sont particulièrement brutales, la pièce peut s'endommager en un ou peu de cycles ; on parle alors de **choc thermique**.

I-1-1-2-Durée de vie :

La définition de la durée de vie d'un composant de machine (ou d'une éprouvette) est une question très importante quand il s'agit d'une sollicitation par fatigue. En ce qui concerne une pièce réelle, on peut dire que la durée de vie est atteinte dès que cette pièce ne puisse plus exercer le rôle pour lequel elle a été conçue.

Par ailleurs on définit deux concepts de durée de vie :

- **Durée de vie totale**(durée de vie à la rupture à la rupture) : Elle caractérise un changement important de géométrie(déformation plastique), et on la définit comme le nombre de cycles nécessaire à provoquer **l'amorçage** et **la propagation** d'une (ou de plusieurs) fissures jusqu'à la rupture ou la défaillance complète.

- **Durée de vie utile**(durée de l'amorçage) : Elle caractérise la rupture d'un composant d'une machine lorsque ce dernier peut compromettre l'intégrité de l'ensemble, et on la définit donc comme le nombre de cycles nécessaire pour amorcer (et éventuellement propager) une fissure jusqu'à une certaine taille critique. [27]

I-1-1-3- Boucles d'hysteresis anisotherme :

La **déformation totale** (e_{tot}) mesurée lors d'un essai de fatigue anisotherme est la somme de la **déformation mécanique** (e_m) imposée par la machine d'essai, et de la **déformation thermique** (e_{th}) :

$$e_{tot} = e_m + e_{th} \quad (I.1)$$

La déformation thermique n'induit pas de contrainte et est résultante de la variation de la température. Elle est déterminée par la relation suivante :

$$e_{th}(T) = a(T) (T - T_{amb}) \quad (I.2) \quad , \text{ où } T_{amb} \text{ est la température ambiante}$$

La déformation mécanique peut être décomposée en **déformation élastique** (e_e) et **déformation inélastique** (e_{in}) :

$$e_m = e_e + e_{in} \quad (I.3)$$

et e_e est donnée par la loi de Hooke (élasticité linéaire) :

$$e_c = s / E(T) \quad (1.4)$$

Où s est la contrainte mesurée. En plus, e_{in} contient deux contributions à températures élevées : une **déformation plastique** (e_p), provoquée par des contraintes qui dépassent la limite élastique du matériau (se produit sans activation thermique), et une **déformation de fluage** (e), thermiquement activée. La séparation de ces deux composants n'est pas toujours évidente.

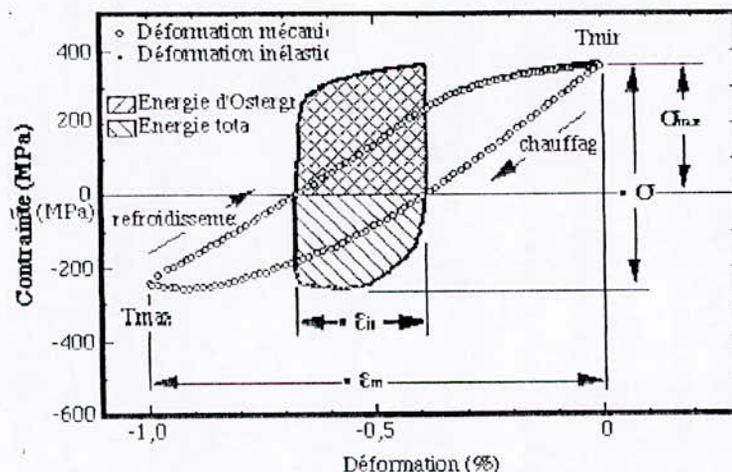


Fig. 1.2 : Exemple de dépouillement d'une boucle d'hystérésis anisotherme obtenue lors d'un essai de FTM du type *out-of-phase* (IN738LC, 400-900°C, $\Delta\epsilon_m = 1,0\%$).

Les résultats de durée de vie obtenus pour les trois alliages sont évalués en fonction des paramètres mesurés à partir de la boucle d'hystérésis stabilisée (figure 1.2). Ils consistent en :

- l'amplitude de déformation mécanique ($\Delta\epsilon_m$),
- l'amplitude de contrainte (Δs),
- la contrainte maximale (s_{max}),
- l'amplitude de déformation inélastique ($\Delta\epsilon_{in}$, l'ouverture de la boucle mesurée sous contrainte nulle); La déformation inélastique est obtenue par la relation $e_{in} = e_m - s/E(T)$,
- l'énergie totale d'hystérésis $\int \sigma d\epsilon_{in}$

1-1-2- La fatigue thermique

1-1-2-1- Définitions :

L'étude de l'endommagement des pièces en présence d'un gradient de températures peut être rapportée au moins jusqu'à 1838. Or, il a fallu attendre jusqu'à 1944 pour que l'expression "fatigue thermique" soit introduite, dans un article en anglais intitulé *Thermal fatigue of metals* [34], par les chercheurs W. Boas et R. W. K. Honeycombe. L'étude portait sur la fissuration d'échantillons d'étain, de cadmium, de zinc et de plomb soumis à des cycles thermiques entre 30-150°C. Ils ont observé qu'à

l'exception du plomb, des signes de déformation plastique apparaissaient sur la surface des échantillons pendant l'essai, même après un seul cycle. Cela est expliqué par l'anisotropie du coefficient d'expansion thermique des trois autres alliages (métaux de structures non cubiques). L'emploi de l'expression "fatigue thermique" a été suggéré par analogie à l'endommagement (par fatigue) provoqué par la répétition de contraintes externes.

A partir de là, beaucoup de chercheurs qui sont investis dans ce domaine ont donné de nombreuses définitions parmi elles, on distingue celle avancée par D.Spera [23]: " La fatigue thermique est la détérioration progressive, et éventuellement la fissuration, des matériaux par l'alternance de l'échauffement et de refroidissement avec une dilatation thermique entièrement ou partiellement empêchée".

Quant à MIANNAY [31]: " La fatigue thermique désigne le problème de fissuration progressive des matériaux soumis à des variations cycliques de température : La fissuration se produit sous l'effet de déformation et de contraintes d'origine thermique".

Par contre, S.MANSON[33] a constaté que lors de la variation rapide de la température, toute la pièce est portée à une température uniforme (non-existence de gradient thermique entre les différents points de la pièce), puis elle est immergée brutalement dans un milieu à plus basse température ; lors de la fatigue thermique, il existe toujours un gradient de température entre la surface et les autres sous-couches internes de la pièce, cela est dû à un temps de maintien à haute température relativement court.

En 1958, E. Glenny *et al.* ont proposé d'étudier l'endommagement en fatigue anisotherme dans des conditions plus proches de celles rencontrées par les aubes de turbines lors du service. Ils ont utilisé des éprouvettes en forme de disque ayant la section conique pour s'approcher de la géométrie des aubes. Les éprouvettes étaient immergées alternativement dans deux bains à des températures différentes. Les gradients thermiques ainsi générés (à cause de la géométrie particulière des éprouvettes) entraînaient des contraintes internes (aucune contrainte externe n'était appliquée). Ce dispositif d'essai est à l'origine des essais de "fatigue thermique". [27]

I-1-2-2-Description de la fatigue thermique

Des études de fatigue à températures élevées sous contrôle de déformation étaient rares et onéreuses jusqu'à 1953, date à laquelle L. F. Coffin Jr. et R. P. Wesley ont présenté une machine simple conçue pour la réalisation d'essais de fatigue anisotherme [27]. Le principe de l'essai développé consistait à chauffer et à refroidir uniformément une éprouvette tubulaire rigidement fixée aux extrémités. Comme le mouvement axial de l'éprouvette est complètement empêché ($\Delta e_{tot} = 0$), sa dilatation thermique ou sa contraction produit une contrainte thermique qui se transforme en déformation mécanique. Cependant si l'éprouvette est libre et lorsqu'il n'y a pas de changement dans sa longueur, celle-ci est soumise à une déformation mécanique égale à la déformation thermique qui se produirait, ($\Delta e_{mec} = \Delta e_{th}$)

Les études effectuées par Coffin [24,25,26] ont permis d'établir que la durée de vie en fatigue anisotherme était une fonction exponentielle de l'amplitude de déformation plastique. S.S Manson, dans un travail indépendant [33], est arrivé à la

même conclusion. La relation suivante, connue comme l'équation de Manson-Coffin, est encore le critère le plus utilisé de nos jours pour la prédiction de vie en LCF et en fatigue anisotherme :

$$\Delta \epsilon_{in} = C (N_f)^m \quad (1.5)$$

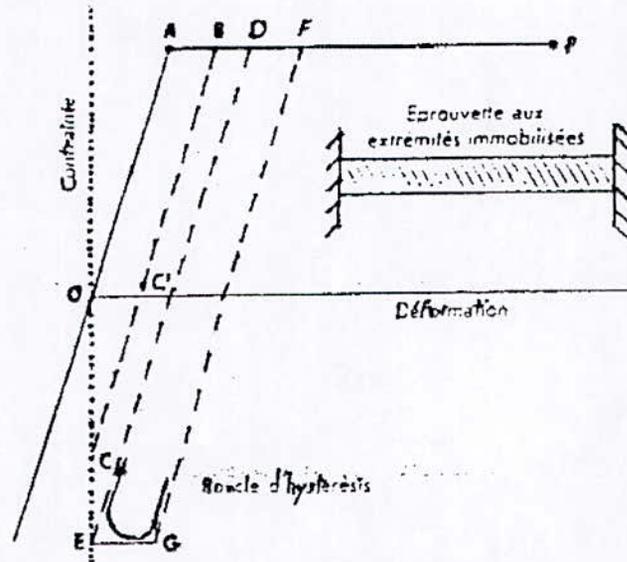


Fig-1.3. Déformation plastique alternée induite par le chauffage et le refroidissement d'une éprouvette aux extrémités immobilisées.

La rupture de l'éprouvette, si elle survient après un certain nombre de cycle de variation de température, sera appelée **fatigue sous contrainte thermique**. Or, on doit faire une distinction entre la **fatigue sous contrainte thermique** et la **fatigue thermique**. Cette dernière en effet apparaît sans qu'il y ait eu d'effort externe ni de contrainte macroscopique. La distorsion et même la rupture des éprouvettes ayant subies des variations cycliques de température seraient classées comme fatigue thermique bien que des contraintes internes soient présentes à une échelle microscopique.

I-1-3-Choc thermique :

Les études sur la rupture provoqué par choc thermique ont débuté vers la fin du dix-neuvième. Ces études étaient menées surtout sur des matériaux fragiles comme les céramiques et les verres.

La première fois que le problème de fatigue anisotherme a été associé aux métaux semble avoir été en 1915, par le chercheur russe D. K. Chernov [35], qui a étudié les causes de la fissuration dans les tubes de fusils. Il a suggéré que les fissures étaient provoquées par la répétition de chocs thermiques à la surface des tubes, qui génèrent un gradient de contraintes à travers son épaisseur. Dans certains cas, la contrainte maximale à la surface dépassait la limite d'élasticité et la répétition de ces déformations cycliques menait à la défaillance du matériau.

On parle du choc thermique, si les variations de température en service sont particulièrement brutales, d'où l'endommagement de la pièce en un ou peu de cycle.

D'après MIANNAY [31] : lorsqu'une fissuration apparaît au cours du premier cycle de fatigue thermique, celle-ci est alors appelée **Choc thermique**.

Toutes fois, il est utile de noter que la fatigue thermique est une caractéristique des matériaux ductiles et elle se produit généralement pour des régimes thermiques stationnaires et à des températures moyennement élevées. par contre le choc thermique est la caractéristique des matériaux fragiles. Un régime thermique transitoire brutal lui est associé, même à des températures plus basses.

Ces définitions demeurent insuffisantes car, bien que la fatigue et le choc thermique aient la même nature thermique cyclique, la fatigue thermique peut être réalisée en appliquant des variations brutales de températures, comme ceci est fait par de nombreux chercheurs[29].

I-2-MÉCANISMES FONDAMENTAUX DE LA FATIGUE ET DU CHOC THERMIQUE

Etant donné que les mécanismes fondamentaux de fatigue et du choc thermique sont essentiellement liés à la nature cyclique de la contrainte thermique, nous nous proposons alors de préciser tout d'abord l'origine de cette dernière.

I-2-1-Les aspects analytiques des contraintes d'origine thermique:

De nombreuses pièces de structures utilisées à haute température sont soumises à des variations de températures rapides en cours de fonctionnement. Le gradient thermique ainsi créé dans la pièce génère des contraintes internes. En effet, la dilatation libre d'un élément de volume donné est limitée par la dilatation différenciée des éléments voisins qui se trouvent à des températures différentes. L'amplitude de ces contraintes d'origine thermique est fonction du gradient thermique, de la géométrie de la pièce, des caractéristiques physiques et mécaniques du matériau, tels que : le coefficient d'expansion thermique, la résistance mécanique, la conductivité thermique et le module d'élasticité.

Mais des contraintes thermiques peuvent aussi apparaître sans qu'il y ait un gradient de température si :

- 1- Des forces extérieures empêchent la libre dilatation
- 2- La structure est faite de plusieurs matériaux ayant des coefficients de dilatations différents
- 3- Des hétérogénéités existent dans la microstructure du matériau.

Ce type de contraintes résulte au fur à mesure qu'on augmente les volumes spécifiques des couches superficielles sous l'effet de la température. C'est le cas de la trempe normale qui provoque un durcissement plus fort en surface que dans le cœur de la pièce.

Des contraintes thermiques peuvent également se produire lors d'un changement brutal de température ; on a alors affaire à ce qu'on appelle un "**choc thermique**". C'est le cas de variations rapides de la température ambiante ou celle de la génération interne de chaleur, électrique ou nucléaire. Les contraintes, fonction de la distribution de température, sont un peu différentes, en cas de choc thermique, de celle induites, en régime statique, par la même distribution. Du reste, les contraintes dues aux chocs thermiques sont souvent plus élevées que celles dues à une élévation ou à un

abaissement lent de température parce que les gradients de températures créés peuvent être plus importants.

Si les cycles thermiques sont suffisamment sévères, la déformation plastique alternée en couches superficielles où un point de concentration de contrainte se produit et peut conduire à la l'endommagement des pièces par un processus de fatigue oligocyclique anisotherme (amorçage et propagation de fissures). Or les pièces sont souvent soumises à une superposition de contraintes d'origine thermique, de contraintes d'origine mécanique et de l'influence de l'environnement.

I-2-1-1-Contraintes dues à un mouvement empêché:

Dans le cas où les contraintes seraient dues à un mouvement empêché, la température uniforme dans le matériau.

F.KREITH [30], a établi une relation de l'accroissement relatif (ε) d'un élément de longueur l lorsqu'il est libre de se dilater ou de se contracter. Quand cet élément subit une variation de température ΔT , la déformation plastique sera :

$$\varepsilon = \alpha \cdot \Delta L / l = \alpha \cdot \Delta T \quad (I-6)$$

En empêchant le barreau de se dilater librement, il apparaît des contraintes de traction qui sont données par la loi de HOOKE généralisée.

$$\sigma_T = \frac{E \cdot \varepsilon}{(1-\nu)} \quad (I-7)$$

$$\text{C'est à dire: } \sigma_T = \frac{E \cdot \alpha \cdot \Delta T}{(1-\nu)} \quad (I-8)$$

$$\text{Et pour une géométrie plus compliquée, nous avons : } \sigma_T = \frac{E \cdot \alpha \cdot \Delta T}{(1-\nu)} \cdot S \quad (I-9)$$

Les contraintes thermiques dues à un mouvement empêché, se rencontrent dans le cas d'une pièce homogène bridée extérieurement et dans celui des pièces hétérogènes à plusieurs éléments de constitution qui ont des coefficients de dilatation (α) différents. C'est le cas de certains matériaux polycristalins dont le coefficient de dilatation est anisotrope (Etain, Zinc, Uranium,...) et les matériaux polyphasés: chaque élément de volume, grain ou phase, ne peut se dilater librement.

II-1-2-Contraintes dues à un gradient thermique :

Pour le deuxième cas, où les contraintes thermiques sont dues à un gradient de température, au cours du cycle thermique, la pièce est soumise à une température T_1 puis, elle est immergée dans un milieu porté à une température T_2 . Dans le cas du choc thermique les gradients thermiques $\Delta T = [T_2 - T_1]$ sont importants, donc les contraintes sont souvent plus élevées, ce qui conduit à des fissurations en surface de la pièce [30]. La valeur de la contrainte thermique au niveau de la surface est :

$$\sigma_1 = -E.\alpha.(T - T_{moy}) / (1 - \nu) \quad (I-10)$$

La contrainte due à la variation de température de T_1 à T_2 s'exprime par :

$$\sigma_2 = -E.\alpha.(T_1 - T_2) / (1 - \nu) \quad (I-11)$$

La contrainte réduite pour avoir une approche globale des mécanismes, s'exprime par :

$$\sigma_r = \sigma_1 / \sigma_2 = (T_{moy} - T) / (T_2 - T_1) \quad (I-12)$$

I-2-1-3-Contraintes thermiques produites dans un barreau rigidement fixé :

Dans la pratique, on mesure les contraintes thermiques en soumettant généralement un barreau dont les extrémités sont rigidement fixées à une série de cycles thermiques. L'évolution des contraintes thermiques en fonction de la température est généralement comme celle de la figure I-4. Dans ce test, la température maximale du cyclage augmente à chaque nouveau cycle[32].

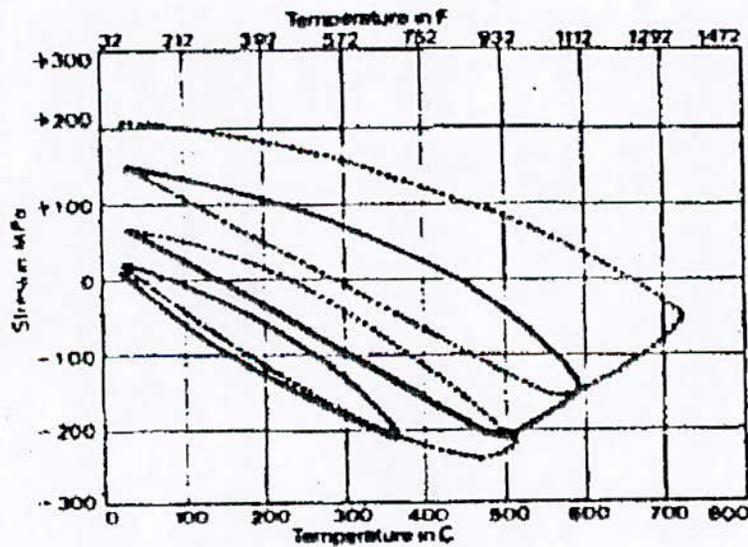


Fig-1-4- Contraintes thermiques produites dans un barreau rigidement fixé et soumis à un chauffage- refroidissement de 4 cycles consécutifs

Pendant le chauffage au premier cycle, la contrainte (compression) maximale est de même grandeur que la limite élastique du barreau. Ceci explique le retour à l'état presque initial du niveau de contraintes pendant le refroidissement.

Au second cycle, la contrainte de compression induite par chauffage dépasse la limite élastique. Une déformation plastique se produit et par conséquent, au cours du refroidissement, des contraintes résiduelles de traction persistent dans le barreau.

Pour les deux autres cycles, le même processus se répète avec plus de déformations plastiques (contraction) par chauffage aux hautes températures suivies de plus importantes contraintes au cours des refroidissements[7].

I-2-2-Mécanisme de la fatigue thermique :

Le mécanisme de fatigue thermique est mis en évidence à l'aide du diagramme de déformation - contrainte. Si l'on veut étudier les phénomènes réels, il faut tenir compte de nombreux facteurs qui compliquent le modèle simplifié.

La plus part des matériaux sont sujets à :

- L'écroûissage: la contrainte augmente avec la déformation après que la limite élastique ait été atteinte, et ne reste pas constante comme nous l'avions supposé (Fig.1.3). De plus, à cause des changements continus de température, la relation contraintes- déformation change continuellement.

- L'effet Baushinger : Le fait que l'écoulement plastique dans une direction abaissera la valeur de la contrainte pour laquelle l'écoulement plastique se produira dans la direction opposée.

- Le fluage : Il peut se produire si on maintient le matériau un certain temps à haute température.

On peut alors tracer un diagramme de déformation- contrainte qui, bien qu'encore schématique, traduise mieux les phénomènes réels (Fig.1.5). On supposera que l'éprouvette a été soumise à une variation de température assez grande pour induire un écoulement plastique alterné. De nouveau, elle sera immobilisée à la température maximale, de sorte que la contrainte développée lors du premier refroidissement est une contrainte de traction (courbe OAF). L'écoulement plastique commence en A, mais la contrainte continue à augmenter jusqu'à F du fait de l'écroûissage.

L'éprouvette est maintenue en F pendant un certain temps mais la contrainte ne varie pas si on suppose la température assez basse pour que le fluage ou la relaxation y soit négligeables (si la température était plus élevée, le point F se déplacerait comme ci-après le point E). Au cours de la remontée de la température, le point représentatif décrira la courbe FGE, la limite élastique se situant à une valeur nettement plus basse (en G) que celle correspondant au cas idéal (équivalent du point A), à cause de l'effet Bauschinger.

Quand la température a atteint sa valeur initiale, le point représentatif est en E où la déformation est nulle, mais il a fallu compenser, en compression, l'écoulement plastique de traction survenu pendant AF. La déformation résultante, associée à la contrainte à la contrainte en E, est en partie plastique et en partie élastique.[33]

Si on maintient un tant soit peu l'éprouvette à haute température et dans un état de contrainte élevée, la déformation élastique peut se convertir en déformation plastique et la contrainte en sera diminuée. Le point représentatif se déplacera de E à E' jusqu'à ce que la température de l'éprouvette soit de nouveau abaissée. Lors du second cycle, le point décrira E'F' pendant le maintien de la température. Après quelques cycles, la courbe contrainte- déformation pourra se stabiliser sur une boucle qui pratiquement ne changera pas. On supposera, par exemple, que cette boucle est E''F''E'''

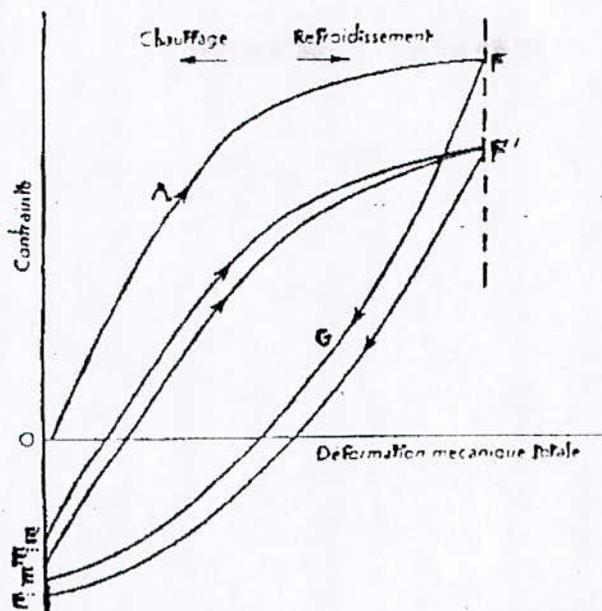


Fig-1-5-Courbe schématique contrainte- déformation pour plusieurs cycles thermiques

Cependant si on se base uniquement sur les alternances de l'échauffement et du refroidissement, et sur les gradients thermiques dus à la déformation partiellement empêchée, le mécanisme de fatigue thermique peut être alors illustré par le diagramme de NORTH COTT et BARON (Fig-1-6).

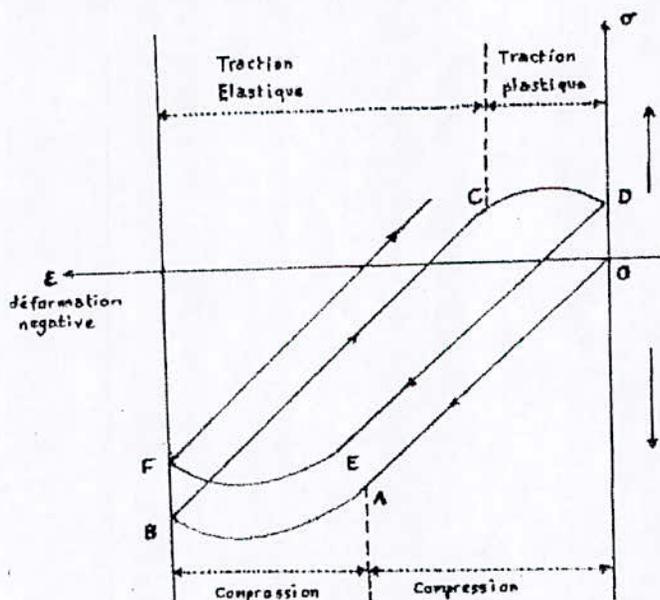


Fig-1-6-Diagramme de NORTH COTT et BARON

Le point O correspond à l'état de contrainte nulle. Lorsque la surface d'une pièce métallique est soumise à un échauffement, la température de la surface augmente localement. Cette différence de la température est associée à une différence de dilatation thermique entre les couches successives de la pièce. Celles-ci provoquent un gradient de contraintes thermiques compressives. Les contraintes thermiques peuvent être élastiques (branche OA) pour un échauffement faible, puis plastiques pour un échauffement plus sévère (branche AB).

Notons à ce propos, que la plasticité apparaît même pour des échauffements modérés en raison de :

- L'abaissement à chaud des caractéristiques mécaniques des couches superficielles, notamment la limite d'élasticité et son module.
- L'interaction des contraintes thermiques avec les autres sources de dégradation telles que les contraintes mécaniques et la corrosion.
- La concentration de contrainte thermique par l'état géométrique et microgéométrique de la surface. [29]

Lors du refroidissement, une contraction locale de la couche superficielle est provoquée, d'où un développement rapide d'une contrainte thermique de traction. Celle-ci peut être élastique pour un refroidissement léger, puis plastique pour un refroidissement plus sévère (la branche AC et CD sur la figure I-6. Cette dernière a une responsabilité moyenne dans la fissuration par fatigue thermique, car elle s'effectue instantanément, notamment quand il s'agit du refroidissement à l'eau où les gradients thermiques sont très importants.

Généralement la vitesse de l'échauffement est moins rapide que celle du refroidissement pour les métaux [25]. Il s'ensuit que les gradients thermiques se développent beaucoup plus rapidement en refroidissement.

En définitive, on peut conclure que dans le mécanisme de la fatigue thermique, après la stabilisation des courbes σ - ε il y a formation d'une boucle d'hystérésis. L'énergie dissipée au cours de cette hystérésis finira par détériorer le matériau et produire une rupture de fatigue d'une façon quelque peu semblable à ce qui se passe lorsqu'on a affaire à la fatigue conventionnelle à température constante.

I-2-3- Mécanisme du choc thermique :

Etant donné que le choc thermique correspond aux premiers cycles provoquant la fissuration, donc son mécanisme est le même que celui de la fatigue thermique, à condition de tenir compte de la sévérité du cyclage.

La phase de l'échauffement s'effectue par une variation brutale de la température superficielle. C'est le cas d'une pièce mise dans un four préchauffé. Dans ce cas, il s'établit une différence maximale de température (ΔT) entre la surface (T_s) et la température moyenne dans le centre de la pièce (T_m). Ce gradient thermique sévère est associé à une contrainte thermique de compression.

Ces contraintes de compression sont très importantes, elles dépassent de très loin la limite élastique du matériau et provoquent la plastification totale de la couche superficielle.

Lors d'un refroidissement brutal (trempe), le gradient de température est maximal et les contraintes de traction développées sont très élevées d'où la fissuration du matériau.

C'est pendant la phase de refroidissement, que se produit l'endommagement par fissuration du matériau. Ceci est dû au fait que les contraintes thermiques de traction agissent sur les couches superficielles plastifiées et de caractéristiques mécaniques affaiblies au cours du chauffage.

La rupture provoquée par le choc thermique, présente une certaine analogie avec la rupture mécanique. Il s'agit d'une rupture de type fragile produite par des échauffements et des refroidissements trop brutaux [29].

I-2-4-Relation entre la contrainte et la déformation :

La rupture des matériaux ductiles soumis à un cyclage thermique (contraintes thermiques alternées) est liée à l'écoulement plastique.

Nous avons vu dans le cas de la figure (I.3), que si des déformations plastiques alternées sont induites dans un matériau dont on aurait empêché la libre dilatation et en même temps soumis à des contraintes thermiques alternées entre deux limites de températures relativement importantes. Il en résultera une fatigue.

Le nombre de cycles qui peuvent être supportés, dépend de l'amplitude de la déformation plastique et de la température à laquelle se produisent ces déformations qui conduisent à la rupture du matériau.

A cet effet MANSON[36] a proposé la relation suivante en se basant sur d'autres travaux. Elle s'écrit :

$$N = \frac{U}{(\varepsilon_p)^n} \quad (I-13)$$

A partir de cette relation, il apparaît que plus le nombre de cycles annule la ductilité (fragilisation) est important, plus la déformation plastique totale supportée par le matériau l'est aussi.

I-2-5-Fissuration sous contraintes thermiques cycliques :

Le mécanisme de fissurations sous contrainte thermique cyclique est quelques part semblable à celui de contrainte mécanique cyclique.

La plupart des fissures de fatigue responsables des ruptures débutent au voisinage de discontinuités visibles et qui sont le siège de concentrations de contrainte. Parmi ces discontinuités, on trouve celles qui se rapportent à la conception géométrique du matériau en question (trous, changement de sections, profil de raccordement des cordons de soudure...) et d'autres qui sont liées à des défauts macroscopiques de fabrication (par exemple, dans le cas des pièces soudées : inclusions, soufflures, cratères de reprise de cordons de soudure, caniveaux, . etc.). Mais il serait faut de croire que les risques de fissurations par fatigue sont exclusivement réservés aux pièces présentant des discontinuités macroscopiques. [29,37,38]

Dans le cas du cyclage thermique, la rupture est souvent attribuée au phénomène de la concentration et de la propagation des fissures. En effet, des déformations plastiques locales, induites par concentration de contraintes, créent des discontinuités

microscopiques en surface et qui ne sont en réalité que les zones d'émergence des bandes de glissement. Le phénomène schématisé ci-après fig.1-8 est à la base des intrusions et extrusions (10^{-5} à 10^{-4} cm de hauteur), observées sur les éprouvettes à 1/10 de durée de vie [11].

Ces intrusions- extrusions deviennent, pendant les cycles suivants, des sources de germinations des fissures qui progressent par la suite, suivant les plans cristallographiques des bandes de glissement. La progression continue jusqu'à atteindre un stade où elle devient contrôlée par les champs de contraintes- déformations induit aux fronts des fissures. La deuxième étape de la fatigue, à savoir la propagation cyclique des fissures, commence alors et les plans de fissuration s'alignent perpendiculairement à la direction des contraintes appliquées

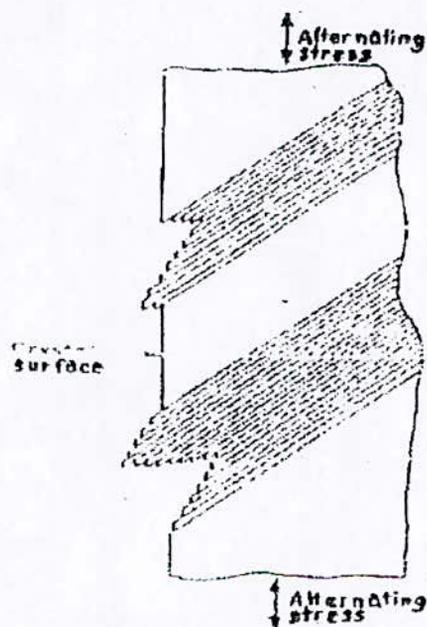


Fig-1.7. Formation des intrusions-extrusions à la surface d'une éprouvette soumise à des cyclages mécaniques

Une pièce soumise à des sollicitations répétées d'amplitudes constantes variant à l'intérieur du domaine élastique, peut subir des dommages au-delà d'un certain seuil et finit par se rompre au bout d'un certain nombre de répétitions de charge(cycle)

Pendant la **phase d'amorçage de la fissuration** (phase de nucléation des fissures), les cycles de variation de contrainte créent une modification localisée de la structure atomique en des points dispersés dans la matière. Ces modifications localisées se produisent le plus souvent à l'interface des cristaux. A cette échelle la déformation est très localisée et dépasse la valeur de la déformation élastique du matériau. Il y a à l'échelle microscopique, sous l'action répétée de la variation de contrainte, un écrouissage progressif dans quelques cristaux faibles. Cette détérioration progressive se traduit par la création de microfissures (non perceptibles à l'œil nu) qui se réunissent (phénomène de coalescence) pour former un **front de fissuration** principal à partir duquel va se propager progressivement la fissure de fatigue.

La phase de propagation lente de fissuration part d'une fissure existante et qui présente donc, en front de fissure, un effet d'entaille important. En ce qui concerne le

mode de propagation, il peut être intergranulaire ou transgranulaire suivant la nature du cyclage thermique et celle du matériau étudié [29].

La phase de propagation rapide et de rupture aura lieu lorsque la fissuration se propage et que la section restante de la pièce est suffisamment faible pour que la rupture finale se produise.

I-3-FACTEURS DE LA FATIGUE THERMIQUE :

I-3-1- Nature du cyclage thermique :

La durée de vie (l'endurance) d'une pièce en fatigue thermique (cyclage thermique) dépend essentiellement de la nature du cyclage et des caractéristiques de la pièce : composition chimique, métallurgique et géométriques.

I-3-1-1-Influence des températures du cyclage thermique:

Les paramètres d'un cyclage thermique sont :

- La température maximale (T_{max})
- La température minimale (T_{min})
- La température moyenne (T_{moy}), [$T_{moy} = (T_{max} + T_{min})/2$]
- La différence de température appelée le différentiel thermique ($\Delta T = T_{max} - T_{min}$)

a- Température maximale (T_{max}) :

Si on augmente suffisamment la température maximale, en maintenant la température minimale constante, les propriétés métallurgiques dépendant de la température seront modifiées. Enfin, au fur et à mesure que la température maximale augmentera, la déformation tendra à se localiser dans les parties les plus chaudes. Cette localisation de déformation a eu lieu à cause du "gonflement" qui s'amplifie au fur et à mesure que la température maximale du cycle augmentait. Le "gonflement" est un des phénomènes d'instabilité associé aux contraintes thermiques.

La figure (I-8)[24], montre l'influence de la température maximale sur le nombre de cycles amenant la rupture. On augmente la température maximale d'éprouvettes d'alliages pour haute température S-816 et Inconel 550, tout en maintenant la température minimale constante (à 90°C environ). Pour les faibles différences de température, de légers changements dans la température maximale modifient beaucoup leur endurance, mais à partir d'une température maximale de 800°C, un changement a très peu d'effet sur l'endurance de l'S-816. Pour mieux illustrer cela, on peut constater sur la figure(I-9)[24], la présence de l'écrouissage tout au long de l'essai jusqu'à 770°C, mais qu'à partir de 800°C, la dureté s'accroît moins vite que la température. A partir de cette température l'endurance s'accroît donc probablement à cause d'un vieillissement qui augmente la ductilité. Pour l'Inconel 550, de tels effets bénéfiques de vieillissement n'apparaissent pas entre 800 et 870°C et l'endurance diminue nettement lorsque la température augmente dans tout l'intervalle de température qui a été exploré.

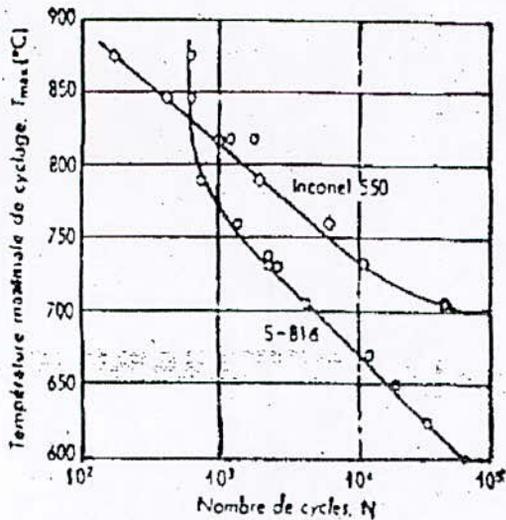


Fig-1.8. Endurance de deux alliages à haute température en fonction de la température maximale du cycle. La température minimale est maintenue à 90°C

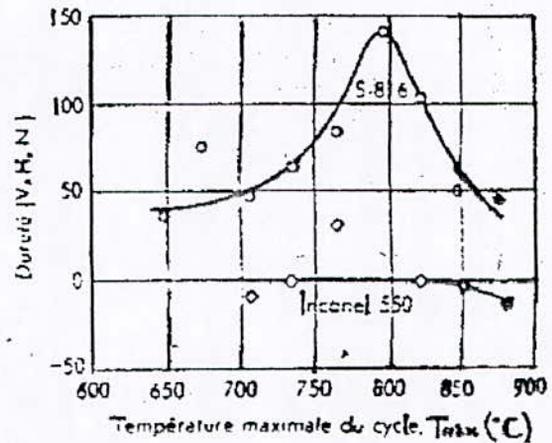


Fig-1.9. Effet de la température maximale du cycle sur la dureté de l'Inconel 550 et l'alliage S-816 pendant un essai de fatigue thermique

Sachant qu'une augmentation de la température maximale en maintenant la température minimale constante, entraîne une augmentation de T_{moy} et ΔT qui sont par la suite à l'origine de l'abaissement des caractéristiques mécaniques du matériau

MALM et SVENSSON ont montré l'influence négative de l'augmentation de T_{max} pour les aciers à outils et les superalliages sollicités en fatigue thermique[29].

b-Température minimale T_{min} :

Une augmentation de la température minimale engendre évidemment une diminution du différentiel thermique (ΔT), ce qui implique une réduction des contraintes thermiques, d'où une durée de vie de la pièce plus importante.

c-Température moyenne (T_{moy}) :

La figure (I-10), montre l'effet de la température moyenne sur un acier inoxydable de type 347. L'amplitude de variation de la température était maintenue constante tandis que les températures moyennes et maximales étaient variables[25]. Le nombre de cycle à la rupture diminuait sensiblement en fonction de l'augmentation de la température moyenne.

A partir de là on peut dire, qu'une augmentation de la température moyenne, influence négativement sur les propriétés mécaniques. Néanmoins, cet effet peut être éliminé par une diminution de la température maximale.

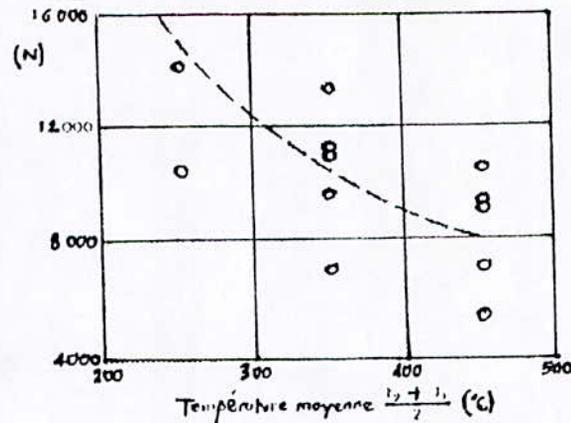


Fig-1.10. Effet de la température moyenne du cycle.
L'intervalle de température du cycle était maintenu à 300°C

d- Différentiel thermique (ΔT) :

Une augmentation du différentiel thermique, avec une température constante, a toujours une influence négative, car la contrainte thermique augmente et la dégradation des propriétés mécaniques est provoquée par une température moyenne plus importante.

Si une éprouvette immobilisée à ces extrémités est cyclée thermiquement de façon telle que la différence entre les températures maximales et minimales soit **constante** et la température moyenne soit variable, la déformation thermique totale sera annulée par des déformations élastiques et plastiques en proportion variable [33]

En fin, il est intéressant de noter que les variables (ΔT et T_{moy}), sont les plus importants dans une étude de fatigue thermique.

I-3-1-2-Influence de la vitesse de variation de la température

a-Influence de la vitesse du chauffage et du refroidissement :

La vitesse de variation de la température pendant le chauffage et le refroidissement peut modifier sensiblement le nombre de cycles (N) amenant le phénomène de la rupture. Cela est dû aux changements brutaux de températures correspondant à des vitesses de variations de températures élevées, provoquant ainsi des gradients thermiques assez importants qui sont à l'origine de la ruine finale de la pièce.

La vitesse de refroidissement qui a un rôle majeur en fatigue thermique, est influencée par la nature du milieu de refroidissement. Elle peut également jouer un rôle défavorable en provoquant une modification des caractéristiques mécaniques.

MALM et TIDLUND [29] ont montré que le refroidissement à l'air est mieux adapté en début du cyclage, tandis que le refroidissement à l'eau est plus satisfaisant après un grand nombre de cycles.

b-Influence du temps de maintien :

La durée pendant laquelle l'éprouvette est maintenue à haute température peut aussi modifier sensiblement le nombre de cycles responsables de la rupture. Si

l'éprouvette est maintenue longtemps à haute température, les effets du fluage et autres effets métallurgiques dépendant du temps, peuvent avoir lieu.

D'après les travaux de COFFIN[25] sur les aciers inoxydables de type 347 au cours desquelles variait le temps de maintien (8, 18, 60 et 180 secondes) à température élevée. On peut dire que si le temps de maintien augmente, le nombre de cycles à la rupture diminue.

D'autres travaux ont confirmé aussi l'effet négatif du temps de maintien à chaud sur la durée de vie des pièces. Cet effet est dû éventuellement au phénomène de relaxation des contraintes thermiques associé aux transformations métallurgiques.

Cependant d'autres chercheurs montrèrent le contraire sur l'alliage S-816. Les essais étaient conduits avec des temps de 15 et de 60 pour chaque température maximale. Les résultats obtenus montrent qu'une augmentation du temps de maintien peut aussi bien augmenter que diminuer le nombre de cycles à la rupture. Cela dépend de la température maximale. Pour le S-816, pour lequel le vieillissement devient un phénomène important à haute température, l'endurance augmentait très sensiblement avec le temps de maintien aux températures élevées; le contraire aux basses températures.

En conclusion, on peut dire que la métallurgie propre au matériau gouverne son comportement dans une grande proportion [33].

I-3-2-Facteurs contrôlant le comportement en fatigue thermique

Dans ce paragraphe, on passe en revue quelques-uns des différents facteurs qui ont une influence sur la durée de vie en fatigue thermique du détail d'assemblage soudé. Il existe de très nombreux paramètres qui influencent la résistance à la fatigue thermique ; pour certains de ces paramètres, il est difficile à présent de quantifier l'influence qu'ils peuvent avoir, néanmoins on se contentera de donner des informations qualitatives.

I-3-2-1-Facteurs thermiques

a-Conductivité thermique :

A un accroissement de la conductivité thermique du matériau, correspond une diminution des gradients thermiques donc des contraintes thermiques associées. C'est ce qu'illustre la figure 1-11 [33]. Pour des conditions données (a et h fixés), lorsque k augmente, $\beta = a \cdot h / k$ diminue. Cette figure montre également que si a (la taille) ou h (coefficient de transfert thermique au chauffage ou au refroidissement) est très grand la surface de la pièce atteint la nouvelle température avant que la température du corps de la pièce ait une valeur significative.

La contrainte ainsi engendrée est alors pratiquement indépendante de la conductivité thermique (c'est le cas relatif à β grand).

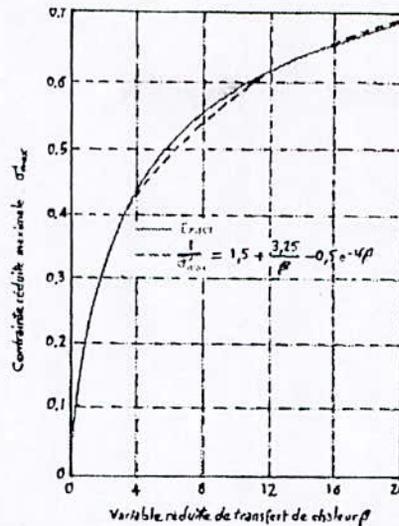


Fig-I-11-Courbe de la contrainte réduite maximale en fonction de la variable réduite de transfert de chaleur

b- Diffusité thermique : $k/\rho c_p$

Il y a ambiguïté parmi les auteurs pour savoir si c'est la conductivité thermique k ou la diffusité thermique qui gouverne la résistance aux chocs thermiques. La première contrôle l'amplitude des gradients tandis que la seconde contrôle leur variation. Ainsi, pour les régimes transitoires de courte durée, une faible diffusité peut réduire la vitesse de variation de la température à un point tel que le gradient maximal ne soit jamais atteint.

c-Coefficient de dilatation thermique: α

Ce paramètre est important, puisque les contraintes thermiques lui sont proportionnelles. Le coefficient de dilatation thermique est proportionnel à la déformation thermique selon les relations suivantes:

$$\varepsilon = \alpha \cdot \Delta T \text{ et } \sigma = \varepsilon \cdot E$$

Donc un coefficient de dilatation élevée, engendre la réduction de la durée de vie du matériau, car plus la dilatation est importante et plus la résistance est réduite.

d-Coefficient de transfert de chaleur : $h(w/m.k)$

Les échanges thermiques entre le milieu et la paroi métallique sont proportionnels au coefficient de transfert de chaleur h ; le rôle de ce coefficient est important ; plus le transfert de chaleur est important, plus les contraintes associées sont importantes.

GLENNY et TAYLOR [8] ont constaté dans les essais ce choc thermique, qu'en augmentant la valeur de h , la durée de vie des éprouvettes diminue.

I-3-2-2-Facteurs divers contrôlant le comportement en fatigue thermique

I-3-2-2-1-Etat microgéométrique de la surface :

Les irrégularités superficielles, affectent fortement la résistance à la fatigue thermique, en créant une concentration de contraintes thermiques au fond des rayures

(micro-entailles). D'autre part, elles favorisent et accélèrent les phénomènes de corrosion et d'oxydation au contact du milieu réactionnel.

Par ailleurs, les creux et les anfractuosités peuvent être le siège de phénomène de corrosion par la différence d'aération du milieu [29], ce qui favorise l'interaction de ces phénomènes avec la fissuration thermique.

I-3-2-2-2-Concentration de contrainte due à une discontinuité géométrique :

Dans le cadre du concept de vérification à la fatigue des assemblages selon les courbes de résistance à la fatigue multiples. Il y a lieu de prêter une attention toute particulière à l'identification du détail d'assemblage étudié à la fatigue.

En particulier, on doit veiller à tenir compte de la concentration de contrainte géométrique si dans le détail étudié on se trouve en présence d'une discontinuité géométrique particulière.

I-3-2-2-3-Les techniques de parachèvement des cordons de soudure:

Dans le cas des assemblages soudés, la propagation de la fissure représente la majeure partie de la durée de vie. La phase d'amorçage est très courte et peut même être, parfois inexistante si lors du soudage, apparaissent des microfissures.

Ainsi la réalisation du cordon de soudure est un facteur prédéterminant dans le comportement à la fatigue du détail d'assemblage soudé.

Parmi les diverses techniques de parachèvement ou de traitement d'amélioration des soudures qui viennent à l'esprit, celles que l'on retient en premier lieu sont celles qui consistent soit à meuler les défauts inhérents à la réalisation des cordons de soudures (souvent localisés au pied de cordons de soudures), soit à améliorer le profil de raccordement du cordon de soudure avec la surface du métal de base. Ces traitements, visant à supprimer tout défaut et à améliorer la forme géométrique du cordon, utilisent des moyens mécaniques : fraise, meule, ou des techniques particulières telles que refusion TIG du pied de cordon de soudure (La refusion TIG provoque dans certains aciers une augmentation de la dureté dans la zone affectée thermiquement où l'on mesure des duretés relativement importantes), ou encore réalisation, au préalable, de passes de soudage de transition avec des électrodes à coulabilité améliorée.

Comme second groupe de technique, citons celles qui consistent en l'introduction de contraintes résiduelles de compression. Rappelons que le soudage introduit au voisinage du cordon de soudure déposé, des contraintes résiduelles de traction ; il en est de même au voisinage des bords oxycoupés.

***Remarques :**

Les contraintes résiduelles jouent un rôle essentiel dans la compréhension des phénomènes de fatigue et, en particulier, dans l'amélioration de la durée de vie en fatigue des assemblages soudés. Il existe cependant des problèmes non encore parfaitement résolus :

- La relaxation des contraintes résiduelles dans la pièce de par l'existence d'une fissure de fatigue; la présence de cette fissure de fatigue modifie la distribution et la grandeur des contraintes résiduelles qui existaient avant toute formation de fissure.
- La présence des contraintes résiduelles de compression introduites par certaines techniques modifie les vitesses de fissuration dans le matériau.

On ne doit pas oublier également que les techniques qui visent à créer des déformations plastiques locales à froid (martelage, grenailage de précision) affectent les duretés sur une faible profondeur au voisinage de la zone thermiquement affectée (ZAT). Ces modifications de microdureté dans la zone affectée thermiquement sont, en général, en dehors des limites autorisées par certains règlements.

I-3-2-2-4-Traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles:

L'élimination des contraintes résiduelles par traitement thermique de relaxation se révèle particulièrement bénéfique, plus spécialement dans le cas où l'étendue de contrainte se placerait dans le domaine de la compression.

I-3-2-2-5-Effet de l'épaisseur :

Il est facile de montrer, par le mécanisme de la rupture, que la résistance en fatigue des joints soudés géométriquement identiques, mais avec des épaisseurs différents dans lesquelles se propage la fissure, diminue lorsque cette épaisseur augmente.

I-3-2-2-6-La taille et la forme de la pièce :

L'importance de la dimensions d'une pièce provoquent des localisations et des gradients thermiques considérables entre la couche superficielle et les couches profondes, car la partie supportant le changement rapide de température du choc thermique ne peut souvent pas se dilater ou se contracter à cause de la partie massive qui s'échauffe ou se refroidit plus lentement.

Les travaux de Manson[33] ont montré que plus le corps est petit, meilleure est la résistance aux chocs thermiques, d'où l'intérêt de choisir des petites dimensions.

I-3-2-2-7-Les entailles et angles vifs :

La concentration de contraintes thermiques est toujours provoquée par la présence d'entailles, d'angles vifs, ou de fissures. La conséquence pratique de ces concentrations locales est de réduire fortement la durée de vie des pièces en service.

I-3-2-2-8-Influence des propriétés des alliages (facteurs métallurgiques):

a-Résistance à la déformation plastique :

Elle est caractérisée par une bonne résistance au fluage et une limite d'élasticité à chaud élevée. En effet, ces deux propriétés limitent le domaine de la déformation plastique au cours du cycle thermique imposé[29]; branche AB sur la figure 1-6.

Il est à noter que pour certain nombre d'aciers, la limite d'élasticité et la résistance au fluage chutent considérablement au-delà d'une certaine température. Cependant, pour

résister au cyclage thermique, un alliage doit présenter une dégradation minimale de ces propriétés à chaud.

b-Résistance au revenu et dureté à chaud :

Un matériau doit avoir une bonne résistance au revenu pour résister à l'adoucissement lors du travail à chaud; Cependant, notons que même la résistance

Au revenu est bonne, on risque d'avoir un adoucissement du métal si la température de travail est supérieure à celle du revenu.

En ce qui concerne la dureté à chaud, plusieurs travaux ont montré que la fissure de fatigue thermique se propage plus vite dans un alliage adouci.

c-Résistance et ductilité :

Ces deux propriétés permettent d'apprécier la résistance aux chocs thermiques; cependant une bonne résistance aux chocs thermiques exige une ductilité élevée, tandis que celle à la fatigue thermique exige une bonne dureté. Ceci impose donc un compromis, car en général une ductilité élevée n'est pas synonyme d'une bonne dureté.

d-Structure des alliages :

La composition chimique et la présence de certains éléments, ont une influence capitale sur la tenue de l'alliage en fatigue et en choc thermique; en effet, la présence du silicium et du magnésium, font que la fonte grise à graphite sphéroïdal se comporte différemment de la fonte blanche ou de la fonte grise lamellaire.

La présence des éléments carburigènes dans les alliages ferreux, conditionne le comportement en fatigue et en chocs thermiques. La nature des phases, leurs proportions et leurs distributions sont également des facteurs à prendre en considération.

Chapitre II

Comportement en service
des aciers inoxydables
austénitiques

CHAPITRE-II : COMPORTEMENT EN SERVICE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES**II-1-INTRODUCTION:**

Les aciers inoxydables sont des alliages à base de fer et contenant comme principaux éléments d'addition le chrome et le nickel.

Le taux minimal de Cr est de 13%, le taux de carbone peut atteindre 1.2%. La structure des aciers inoxydables dépend essentiellement de la composition chimique en Cr et en Ni

En se basant sur la structure (associée à la composition chimique), la teneur en chrome, en nickel et en carbone, on distingue quatre grandes classes d'aciers inoxydables [Tableau II-1] :

- Les aciers martensitiques,
- Les aciers ferritiques,
- Les aciers austénitiques,
- Les aciers austéno-ferritiques.

Ces familles sont regroupées dans le tableau ci-dessous :

Tableau.II.1 : Teneur pondérale en chrome, nickel, carbone des aciers inoxydables[8]

Famille \ Composition	% Cr	% Ni	% C
Acier inoxydable ferritique	12 à 28	-	0.1
Acier inoxydable martensitique	12 à 18	-	De 0.1 à 1.2
Acier inoxydable austénitique	16 à 28	7 à 32	0.12
Acier inoxydable austéno-ferritique	21 à 26	3.5 à 7.5	0.03

II-2-COMPOSITION CHIMIQUE ET ADDITIONS DANS LES ACIERS AUSTENITIQUES :**II-2-1-Element de base :**

On constate d'après le tableau ci-dessus que les aciers austénitiques contiennent essentiellement du chrome et surtout d'une grande quantité de nickel, ce qui les distingue des autres classes.

Chrome doit être supérieur à 13% pour assurer l'inoxidabilité.

Nickel doit être supérieur à 8% pour obtenir la structure austénitique.

En fonction de la teneur en carbone, les aciers inoxydables austénitiques sont classés en trois catégories

- .%C ≤ 0.03 : aciers dits à **bas carbone**
- . 0.03% < C ≤ 0.08 : aciers dits à **carbone moyen**
- . C > 0.08% : aciers dits à **carbone élevé**.

Le manganèse et le silicium sont présents avec des teneurs maximales de 2% et 1% respectivement.

II-2-2-Influence des éléments d'alliage sur la structure : [2]

L'essentiel des propriétés de ces aciers est lié à la connaissance des diagrammes de phase et des diagrammes TRC des alliages ternaires (Fe-C-Cr) ou quaternaires (Fe-C-Cr-Ni).

II-2-2-1- Influence du chrome et de nickel :

• **Le chrome (CC)** est un élément **alphagène** : il favorise l'extension du domaine ferritique comme le montre l'existence de la **boucle (γ)** du diagramme **Fe-Cr** (fig.1). En contournant cette boucle, on peut passer continûment de la ferrite (α) à la ferrite (δ). En l'absence de carbone (%C=0), on peut délimiter deux régions de diagramme d'équilibre :

- Premier cas :

→ **0% < Cr < 13%** : ces alliages sont susceptibles de subir des traitements thermiques par chauffage en domaine (δ), (γ), ou (α+γ) suivi d'une trempe à 20°C, ce qui donne des structures hors équilibre de caractère martensitique de point de vue microstructural.

- Deuxième cas :

→ **13% < Cr < 100%** : Ces alliages sont toujours ferritiques (α) entre la température ambiante et celle de solidus et pour cela, ils ne peuvent subir de trempe martensitique. Les alliages ferritiques Fe-Cr purs sont très sensibles aux grossissements du grain par chauffage prolongé aux plus hautes températures du domaine (δ) ou (α). Autours de la composition 50/50 (entre 45 et 55% Cr), peut apparaître une phase (σ), dure et fragile, dont la cinétique de formation est assez lente pour qu'elle ne puisse se former pour des alliages à teneur inférieure à 25-30% Cr au cours de traitements thermiques de courte durée.

• **Le nickel (CFC)** est un élément **gammagène** : il favorise au contraire la formation d'une solution solide austénitique CFC étendue aux dépens de la structure ferritique (α).

Au forte teneur en nickel, les alliages sont austénitiques CFC ; à la température ambiante et aux faibles teneurs en Ni (inférieure de 5 à 6%) ils peuvent être ferritiques CC.

Au teneur intermédiaire, les alliages **Fe-Ni** par refroidissement lent depuis le domaine (γ) se transforment en (α+γ), mais par trempe la structure austénitique hors équilibre peut être obtenue à la température ambiante, du moins pour les plus fortes teneurs en Ni. (voir, fig.1 et fig.2)

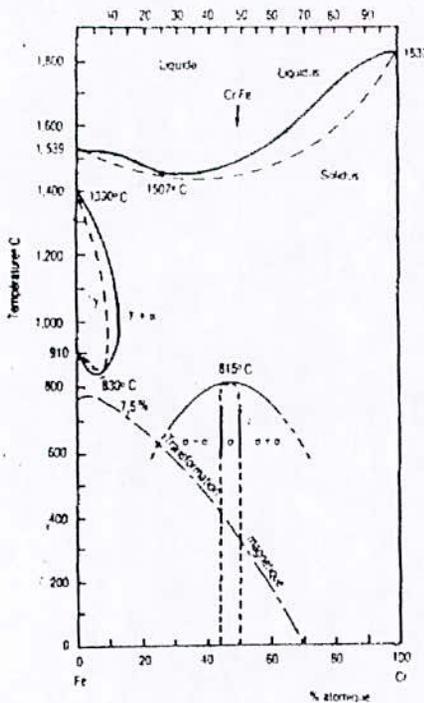


Fig.II.1 : diagramme d'équilibre des alliages binaires Fe-Cr [3]

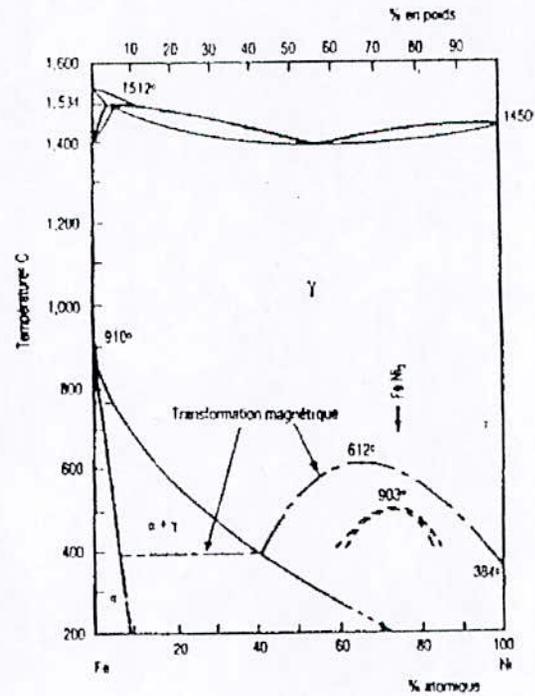


Fig.II.2 : diagramme d'équilibre des alliages binaires Fe-Ni [3]

• Les diagrammes d'équilibres ternaires Fe-Cr-C :

Les domaines d'existence des différentes phases deviennent des volumes. Le fait d'ajouter du **carbone** élément fortement gammagène, à un alliage binaire Fe-Cr élargit en température et en concentration le domaine d'existence de la phase γ austénitique. En projetant sur le plan température-pourcentage en chrome, les coupes verticales parallèles à ce plan de la surface délimitant le domaine de la phase (γ) pour des teneurs croissantes en carbone, on constate bien que la tangente verticale à la boucle (γ) du binaire Fe-Cr se déplace vers les teneurs croissantes en chrome ce d'autant plus que la teneur en carbone est plus élevée (fig.II.3).

En conséquence, un alliage binaire par exemple à 17%Cr, ferritique dans tout le domaine de température, peut être austénitique entre T_1 et T_2 par addition d'une teneur carbone suffisante. Un traitement d'austénisation entre T_1 et T_2 suivi d'une trempe peut donc donner des structures hors équilibre de type martensitique.

• Les diagrammes ternaires Fe-Ni-Cr :

Le nickel, étant gammagène comme le carbone, élargit en température et en concentration le domaine (γ) austénitique des alliages Fe-Cr. Comme pour les alliages Fe-Cr-C, les coupes verticales du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni parallèles au plan (T- %Cr) montrent le déplacement de la tangente verticale à la boucle (γ) vers des teneurs en chrome croissant avec la teneur en nickel (fig.II-3). Mais il est remarquable de constater qu'il faut une teneur beaucoup plus

importante en Nickel pour élargir la boucle (γ) qu'il n'en faut avec l'addition de Carbone. Ce qui démontre que **le carbone a un pouvoir gammagène plus important que le nickel (Nickel)**.

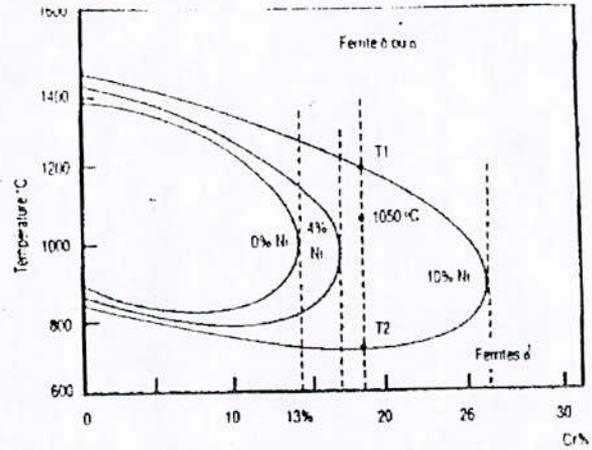
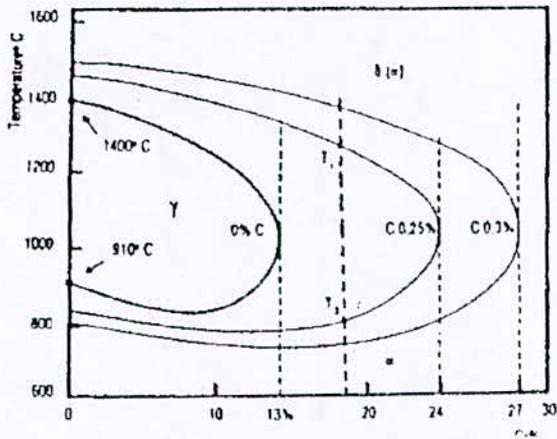


Fig. II.4. : Influence du carbone sur l'extension de la boucle (γ) des alliages Fe-Cr-C[3]

Fig. II.3. : Influence de nickel sur l'extension de la boucle (γ) des alliages Fe-Cr-Ni[3]

Une autre différence importante existe entre les ternaires Fe-Cr-C et Fe-Cr-Ni. En effet, un traitement d'austénisation entre T1 et T2 suivi d'une trempe, donne une structure martensitique pour les alliages Fe-Cr-C à 17%-18% de Cr. Au contraire, la trempe et même le refroidissement à l'air, confère à l'alliage Fe-Cr 18-Ni 8 (acier 18/8 classique) une structure (γ) austénitique à condition que l'alliage ternaire contiennent un autre élément d'addition gammagène comme, **le carbone**. En d'autres termes, le carbone permet d'obtenir par trempe depuis le domaine (γ), une structure austénitique qui est d'autant plus stable que la teneur en carbone est élevée.

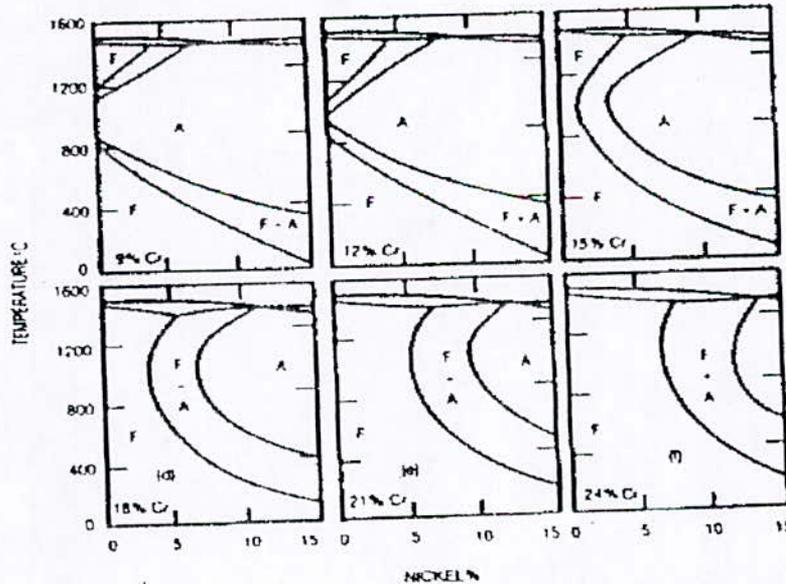


Fig. II.5. : Coupes verticales du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni pour des teneurs croissantes en Cr

Inversement, les coupes du diagramme ternaires, parallèle au plan verticale (T- % Ni), montrent qu'une teneur en chrome (Cr) élargit le domaine ferritique : Ainsi un alliage à 18% de Cr reste entièrement ferritique à toute température si le ternaire ne contient pas plus de 4% de Ni (fig.II.5).

En résumé le nickel stabilise la phase austénitique donnant un acier classique type (18Cr-10Ni). Cette austénite ne présente pas de point de transformation et serait donc sensible au grossissement de grains par surchauffe. L'action affinage de nickel réduit notablement cette tendance au grossissement des grains, comme cela pourrait se produire lors delà soudure (voir partie métallurgie de soudage).

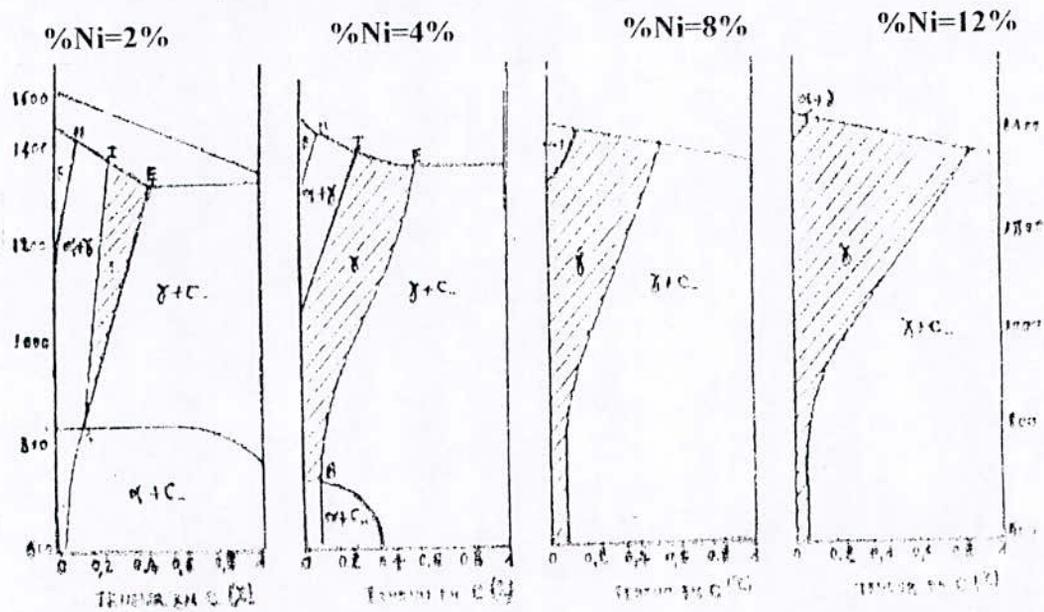


Fig. II.6. Influence du nickel sur le développement du domaine (γ) de l'acier à 18% de chrome

II-2 -2-2- Influence du carbone :

La nécessité de stabiliser l'austénite pour une teneur suffisante en carbone a une contre partie, à savoir de provoquer la précipitation intergranulaire par traitement de revenu des carbures de chrome $Cr_{23}C_6$. Ce qui nécessite d'adopter une solution de compromis pour la teneur de cette addition :

→ Suffisante pour rendre assez stable la structure austénitique, vis-à-vis des transformations martensitiques,

→ Pas trop élevée pour éviter une précipitation très importante du carbone sous forme de carbure $Cr_{23}C_6$ qui rend l'acier sensible à la corrosion intergranulaire.

Par hypétrempage d'un acier contenant 18% de Cr et 8% à 10%Ni à partir d'une température d'austénisation de 1050-1100°C, on obtient une solution austénitique sursaturée en carbone. Un réchauffage à une température comprise entre 600 et 900°C ($T < 900^\circ$), inférieure à la température limite de la solubilité du carbone dans l'austénite, provoque la précipitation intergranulaire de carbures $Cr_{23}C_6$.

En raison de la forte teneur en chrome du carbure, la précipitation intergranulaire peut provoquer une **déchromisation** de l'austénite de part et d'autre des joints de grains ; ceci est à l'origine de la susceptibilité à la corrosion intergranulaire. Les remèdes à cette susceptibilité sont :

→ L'addition d'éléments présentant une plus grande affinité pour le carbone en formant des carbures plus stables que $Cr_{23}C_6$, tels que le **Titane** et le **Niobium** (TiC , NbC) ce sont les aciers inoxydables stabilisés ;

→ L'augmentation de la teneur en éléments ferritisant en vue d'obtenir une structure biphasée austéno-ferritique

II-2-3-Additions diverses :

Ces diverses additions correspondant à la recherche d'un effet particulier et peuvent être un ou plusieurs de ceux définis ci-dessous :

II-2-3-1-Stabilisation du chrome, Pour éviter le risque de la corrosion intergranulaire dans les aciers inoxydables austénitiques, on réalise des additions d'éléments frottements carburigènes comme le titane et le niobium. Les éléments Ti et Nb ont une plus grande affinité pour le carbone que le chrome, et forment des carbures (TiC et NbC) plus stables que les carbures de chrome. Ces carbures sont plus fins et déssiminés dans les grains. Les taux d'addition sont limités de la manières suivantes.

→ Pour le **titane** : $4 \text{ à } 5 \text{ C} < Ti < 0.6\%$

→ Pour le **niobium** : $8 \text{ à } 10 \text{ C} < Nb+Ta < 1.1\%$.

II-2-3-2- Amélioration de la résistance à la corrosion :

→ L'addition **du molybdène** dans la proportion, sauf cas particulier, de 2 à 4%, améliore la tenue à la corrosion en présence de produit halogènes ou d'acides réducteurs, sachant que le Mo est un élément **alpagène**, ce qui modifie l'équilibrage des nuances.

→ L'addition de **cuivre** de 1 à 2 %, améliore la tenue à la corrosion en présence par exemple, d'acide sulfurique ; (Le cuivre est un élément **gammagène** mais son action est faible).

→ L'addition de **Si** dans la proportion, sauf cas particulier, de 3 à 4 %, améliore la tenue à la corrosion en présence d'acide nitrique très concentré "supérieur à 85% en acide pur".

II-2-3-3-Amélioration des caractéristiques mécaniques, par addition d'**Azote** dans la proportion de 0.12 à 0.20; en l'absence d'addition volontaire d'azote; les aciers austénitiques peuvent en contenir sous forme d'impuretés dans la limite maximale de 0.08 à 0.10%. **L'azote** présente une action gammagène puissante, et il joue le même rôle que le carbone par précipitation intergranulaire d'un nitrure riche en chrome.

II-2-3-4-Amélioration des caractéristiques du fluage; au delà de 500°C par addition de **bore** dans la limite maximale de 0.0045%

En raison de la forte teneur en chrome du carbure, la précipitation intergranulaire peut provoquer une **déchromisation** de l'austénite de part et d'autre des joints de grains ; ceci est à l'origine de la susceptibilité à la corrosion intergranulaire. Les remèdes à cette susceptibilité sont :

→ L'addition d'éléments présentant une plus grande affinité pour le carbone en formant des carbures plus stables que $Cr_{23}C_6$, tels que le **Titane** et le **Niobium** (TiC , NbC) ce sont les aciers inoxydables stabilisés ;

→ L'augmentation de la teneur en éléments ferritisant en vue d'obtenir une structure biphasée austéno-ferritique

II-2-3-Additions diverses :

Ces diverses additions correspondant à la recherche d'un effet particulier et peuvent être un ou plusieurs de ceux définis ci-dessous :

II-2-3-1-Stabilisation du chrome, Pour éviter le risque de la corrosion intergranulaire dans les aciers inoxydables austénitiques, on réalise des additions d'éléments frottements carburigènes comme le titane et le niobium. Les éléments Ti et Nb ont une plus grande affinité pour le carbone que le chrome, et forment des carbures (TiC et NbC) plus stables que les carbures de chrome. Ces carbures sont plus fins et déssiminés dans les grains. Les taux d'addition sont limités de la manières suivantes.

→ Pour le **titane** : $4 \text{ à } 5 \text{ C} < Ti < 0.6\%$

→ Pour le **niobium** : $8 \text{ à } 10 \text{ C} < Nb+Ta < 1.1\%$.

II-2-3-2- Amélioration de la résistance à la corrosion :

→ L'addition **du molybdène** dans la proportion, sauf cas particulier, de 2 à 4%, améliore la tenue à la corrosion en présence de produit halogènes ou d'acides réducteurs, sachant que le Mo est un élément **alphagène**, ce qui modifie l'équilibrage des nuances.

→ L'addition de **cuivre** de 1 à 2 %, améliore la tenue à la corrosion en présence par exemple, d'acide sulfurique ; (Le cuivre est un élément **gammagène** mais son action est faible).

→ L'addition de **Si** dans la proportion, sauf cas particulier, de 3 à 4 %, améliore la tenue à la corrosion en présence d'acide nitrique très concentré "supérieur à 85% en acide pur".

II-2-3-3-Amélioration des caractéristiques mécaniques, par addition d'**Azote** dans la proportion de 0.12 à 0.20; en l'absence d'addition volontaire d'azote; les aciers austénitiques peuvent en contenir sous forme d'impuretés dans la limite maximale de 0.08 à 0.10%. L'**azote** présente une action gammagène puissante, et il joue le même rôle que le carbone par précipitation intergranulaire d'un nitrure riche en chrome.

II-2-3-4-Amélioration des caractéristiques du fluage; au delà de 500°C par addition de **bore** dans la limite maximale de 0.0045%

II-2-3-5-Diminution des risques de fissuration au cours de soudage, par addition de manganèse dans la proportion de 6 à 8% dans les aciers de base et surtout dans les produits de soudage de nuances

25 Cr -20 Ni, 18 Cr-8 Ni sans ou avec molybdène (voir partie soudage, choix des produits d'apport)

Le manganèse, en formant des sulfures MnS plus stables, permet d'éviter la présence de sulfure de chrome à basse température de fusion (1150°C/1250°C) responsables de décohésion lors des opérations de formage à chaud (forgeage, laminage...).

Le manganèse a une action gammagène, il est utilisé soit pour augmenter la solubilité de l'azote, soit pour remplacer une partie du nickel. En variant des nuances classiques en remplaçant une partie du nickel par du manganèse dans la proportion de 6 à 10%, la teneur en nickel se trouvant alors ramenée de 10% à 5 à 8%.

II-2-3-6-Améliorer la résistance à l'oxydation:

→Renforcement de la tenue à l'oxydation aux hautes températures par augmentation de la teneur en silicium jusqu'à environ 1.5 %.

***Remarque :** Ces variations importantes des compositions entraînent évidemment des différences de comportement en fabrication et en soudage, ce qui implique une classification pour l'étude de ces aciers.

II-3- CARACTERES GENERAUX DES STRUCTURES AUSTENITIQUES:

A fin de déterminer les conditions optimales de mise en œuvre et de soudage, la connaissance des caractéristiques des structures austénitiques est indispensable dont on cite les plus intéressantes :

II-3-1- La structure :

Elle est entièrement austénitique à l'état de livraison après hypétrempage entre 1025 et 1150°C suivie d'un refroidissement rapide à l'eau. La faible teneur en ferrite que l'on peut constater (entre 0 et 5 %) ne modifie absolument pas le comportement global. La recristallisation est cubique à faces centrées, ce qui conduit à de fortes capacités de déformation.

II-3 -2- Absence de point de transformation :

Les aciers austénitiques n'ont pas la possibilité de se durcir par trempe à la température ordinaire et cela quelle que soit la vitesse de refroidissement (l'austénite ne se transforme pas en martensite). Il ne peut y avoir de recristallisation (donc affinage des grains ce qui implique le durcissement) sauf s'il y a eu, préalablement au traitement thermique, un écrouissage suffisant (20 à 25 %). On observe un grossissement de grain dans deux cas : Lors d'un maintien prolongé à haute température, et lorsque l'écrouissage est faible.

Malgré les températures élevées, ces aciers ont une bonne stabilité et restent ductiles grâce à leur structure CFC et ils ont un très bon comportement aux basses températures (-296°C)

II-3-3- Possibilité d'apparition de ferrite à la suite d'effets thermiques différents de celui du traitement thermique hypétrempé ou tels que ceux provoqués par le formage à chaud ou le **soudage** ; et la structure peut aussi contenir un certain taux de ferrite, pour cela un contrôle rigoureux du taux de ferrite s'impose (voir partie soudage). [4. 5]

II-4- CARACTERISTIQUES MECANIQUES:

- caractéristique de traction :

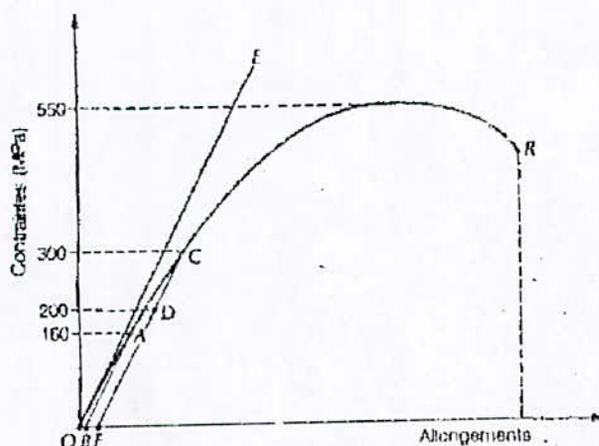


Fig.II.7. Etude du comportement mécanique d'un acier austénitique

- D'après la courbe représentée dans la figure (I-7) on déduit que ces aciers n'ont pas de limite élastique précise (Absence d'une zone d'instabilité plastique permettant de définir avec précision la limite élastique), d'où on peut dire qu'il y a production de **fluage** même à température ambiante et quelle que soit la contrainte exercée. Mais dans le cas de maintien de la charge la déformation par fluage s'arrête, il y a donc un effet de consolidation.

- La figure montre, d'une part :

- La courbe de traction normale OACR d'un acier hypétrempé.
- Coefficient angulaire de la droite OE qui représente le module d'élasticité

- D'autre part, en soumettant l'éprouvette à des successions de charge et de décharge, on constate :

- Charge au niveau A : courbe OA ;
- Décharge au niveau O : droite AB ; il subsiste un allongement résiduel par fluage de valeur OB ;
- Charge au niveau C : courbe BAC ;
- Décharge au niveau O : droite CF ; il subsiste un nouvel allongement résiduel par le fluage de valeur BF
- Charge au niveau D : droite FD ;
- Décharge au niveau O : droite DF ; il y a maintenant une droite de proportionnalité FC et, par suite, une limite d'élasticité facilement mesurable

- De ce qui précède, on peut déduire les deux remarques suivantes :

- Selon le degré d'érouissage, le niveau de la limite élastique à 0.2 % est différent
- Dans la limite d'un érouissage de 10%, la résistance à la rupture n'est pas affectée et l'acier conserve toutes ses possibilités d'allongement et de déformation plastique. [1,5,9]

II-5-CLASSIFICATION DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES :

Les variations de composition chimiques sont telles que nous sommes conduit à les séparer en groupes plus faciles à étudier de point de vue de leurs applications. Les différences se situent, soit au niveau des teneurs des éléments constitutifs, soit au niveau des additions. Pour cela on distingue quatre groupes :

#Groupe A : Aciers austénitiques utilisés en dehors du **fluage en dessous de 400 à 500 °C**

#Groupe B : Aciers austénitiques **résistant mécaniquement aux températures moyennement élevées** (employés à des températures 400 ou 500 jusqu'à 650 ou 750°C).

#Groupe C : Aciers austénitiques **réfractaires** pour températures élevées (T° élevées jusqu'à 1000° ou 1100°C), (à cause de la diversité des compositions chimiques, on est amené à diviser ce groupe en trois sous groupes.)

#Groupe D : Aciers austénitiques résistant à des attaques corrosives sévères. [4,5,9]

Tableau-II-2- : Classification, caractéristiques et principales applications des aciers inoxydables austénitiques

GRUPE	CONSTITUANT	TENEURS	CARACTERISTIQUESE ET PRINCIPALES APPLICATIONS
[A]	Carbone : - Acier bas(C).... -Acier moyen(C) Chrome..... Nickel..... Manganèse..... Silicium.....	≤ 0.03 0.03 à 0.08 16 à 18 ou à 20 8 à 14 ou à 16 ≈ 1.5 (2 max.) 0.5 à 0.7(1 max.)	- L'absence de pollution sur les produits - La tenue à la corrosion - Les basses et très basses températures
[B]	Carbone(C).... Chrome..... Nickel..... Manganèse..... Silicium.....	> 0.03 16 à 19 11 à 14 ≈ 1.5 (2 max.) 0.5 à 0.7(1 max.)	- Le fonctionnement en condition de fluage (caractéristiques mécaniques en fluage sont excellentes). - La bonne résistance à l'oxydation à des températures toutes fois limitées à 700° ou 750°C.

[C]1)	Carbone..... Chrome..... Nickel..... Silicium.....	Jusqu'à 0.12-20 18% vers 10 à 14% 1.2 ou entre 1.5 et 2.5, selon cas	
[C] 2)	Carbone..... Chrome..... Nickel..... Manganèse..... Silicium.....	Teneur élevée: 0.15 à 0.20 24 ou 25; [24-12] 12 ou 20; [25-20] Max. 2% jusqu'à 1.5 à 2.5%	Sensible à la formation de phase σ au cours de séjours prolongés au-dessus de 900°C ; il est donc déconseillé d'utiliser ces nuances à des températures comprises entre 300 et 900° (au-dessous de 300°C, il y a plus de risques)
[C] 3)	Carbone..... Chrome..... Nickel..... Silicium..... Aluminium..... Titane.....	0.05 à 0.1% 19% à 23% 30% à 35 % 1 et 2% ou entre 1.5 et 2.5% 0.15 à 0.60 0.15 à 0.60	<ul style="list-style-type: none"> • Pas de risque de fragilisation par la phase σ. • Elles sont austénitiques mais pas totalement magnétiques, car l'austénite riche en Nickel est magnétique. • Faibles caractéristiques au fluage. • Aux températures élevées, elles présentent une bonne résistance à l'oxydation et à la carburation, mais du fait de leur teneur élevée en Nickel, elles ne doivent pas être exposées à des atmosphères contenant de (S) ou des dérivés du soufre (risque de carie verte) • Teneur de (%S) > 1%, augmente les risques de Fissuration au cours du soudage, il faut donc éviter les assemblages bridés.
[D]	<ul style="list-style-type: none"> • Des nuances type 18 Cr et 14 Ni avec des teneurs en Mo de 3 à 4% avec addition d'Azote • Des nuances diverses avec addition de cuivre. • Des nuances spéciales à très bas carbone ($\leq 0.015\%$) 	<ul style="list-style-type: none"> • Ces nuances ont été élaborées pour résister à des attaques corrosives sévères. • Vue la diversité des fluides corrosifs à des températures et des concentrations bien déterminées, on y trouve plusieurs nuances distinctes 	

II-6-TRAITEMENTS THERMIQUES : [9,10]**II-6-1-Traitements thermiques d'hypertrempes :**

- Porter les pièces à une température entre 1025 et 1150°C, selon les nuances.
- Maintenir à cette température pendant une durée de 2 min./mm d'épaisseur.
- Refroidir rapidement à l'air ou à l'eau.

•But de traitement :

→ Remise en solution dans la matrice austénitique des précipitations qui peuvent se produire pendant les opérations de formage à froid, à chaud, ou de **soudage** (ferrite, phase σ , les carbures de chrome, la martensite d'écroissage ...).

→ Il permet la recristallisation (adoucissement) si le matériau a subi un écroissage de 15 à 20 %.

•Inconvénient:

→ La répartition inégale de la température dans les pièces pendant le refroidissement rapide, provoque des contraintes résiduelles internes.

→ Pour les pièces insuffisamment écrouies, ce traitement provoque un grossissement de grain, ce qui est néfaste aux basses températures.

II-6-2-Traitements thermiques de détensionnement :

Ce traitement comporte :

- Une montée rapide de température en tenant compte de l'homogénéité de cette dernière dans toute la pièce à traiter.
- Un maintien entre 850°C et 950°C (ne pas dépasser 1000°C) pour une durée de 15 à 60s.
- Un refroidissement lent à l'air avec une protection contre les courants d'air.

•But de traitement :

La relaxation des contraintes internes résultant des opérations de fabrication qui sont à l'origine de certaines formes de corrosion. Comme on est généralement conduit à traiter des ensembles finis, le traitement thermique doit être moins brutal que le précédent, tout en apportant un minimum de perturbations à la grosseur du grain et à la structure interne du métal.

II-6-3- Traitement thermique particulier des aciers stabilisé au Ti ou au Niobium:

Ce traitement comprend :

- Une montée en température jusqu'à 850° à 900°C en tenant compte de la bonne homogénéité de cette dernière dans toute la pièce à traiter.

→ Un maintien dans cet intervalle de température pendant au moins deux heures.

→ Un refroidissement hors du four en air calme.

• **But de traitement :**

Pour éviter la déstabilisation de l'austénite par la formation des carbures de chromes qui se forment dans des zones de températures allant de 500 à 850°C pendant les opérations de **soudage** et de formage à chaud, on favorise la formation des carbures de Titane ou de Niobium qui sont beaucoup plus stables sachant leur formation aient lieu entre 500° et 850°C.

Ce traitement a l'avantage de permettre une bonne relaxation des contraintes internes qui peuvent provoquer ultérieurement une corrosion sous tension, corrosion intergranulaire, déformation en service des pièces

II-7-FORMES OU RISQUES DE CORROSION OU DE DETERIORATION ET PROTECTION :

II-7-1- Corrosion intergranulaire :

La déchromisation locale en bordure des grains d'austénite, consécutive à la formation de carbures de chrome, abaisse la teneur en chrome au-dessous d'un seuil à partir duquel la tenue à la corrosion n'est plus assurée vis-à-vis de certains agents corrosifs, en particulier des fluides oxydants.

Comme la corrosion intergranulaire ne concerne que les aciers austénitiques, alors Pour que ces derniers soient à l'abri de ce risque, il faut une teneur en carbone inférieure à 0.03% ou, pour un carbone plus élevé mais toujours inférieur à 0.08%, et qu'un élément stabilisant en quantité suffisante ait été ajouté. (voir, Additions diverses et Traitements thermiques des aciers stabilisés)

Il est bien évident que, face à des risques importants de précipitations de carbures de chrome, seul le traitement hypétrempé est efficace. Nous devons cependant ajouter que, lorsqu'il y a risque de corrosion sous tension et que l'on applique le traitement de détensionnement décrit précédemment, les fluides, qui risquent d'entraîner cette forme de corrosion, ne présentent aucun danger de corrosion intergranulaire.

II-7-2- Corrosion par piqûres et corrosion caverneuse :

Ces deux formes de corrosion sont le plus souvent liées entre elles. On débute par une piqûre qui se continue par une caverne. Elles se développent principalement en présence de solutions halogénées (Chlorures, fluorures) et prennent naissance dans les emplacements où le film passif d'oxydes de protection superficiel a été détruit (mécaniquement ou chimiquement). Une fois cette attaque corrosive commencée, il est pratiquement impossible d'arrêter sa progression.

Les aciers austénitiques contenant du molybdène sont moins sensibles que les autres à cette forme de corrosion. L'état structural du métal, la présence de contraintes internes n'ont aucune incidence sur les conditions d'amorçage de la corrosion. Les traitements thermiques n'apportent pas d'améliorations sensibles, seuls les traitements chimiques de surface et la qualité des états de surface sont susceptibles d'éviter l'amorçage de la corrosion.

II-7-3- Corrosion sous tension:

Elle est provoquée lorsque les contraintes de tension sont élevées (contraintes internes plus contraintes de service), et cela même si la couche passive est de très bonne qualité. La protection peut se faire par :

- Choix de contraintes de services basses
- Traitement chimique de surface en fin de fabrication
- Traitement thermique de détensionnement

II-7-4- Fatigue corrosion:

Elle est provoquée par superposition de contraintes dues aux efforts de fatigue avec l'attaque chimique d'un agent corrosif, en donnant lieu à un phénomène appelé **corrosion fissurante** qui en même temps intergranulaire et transgranulaire.

Les aciers austénitiques supportent mal les contraintes dues à la fatigue, ce sont des efforts répétés engendrant des contraintes à des niveaux dépassant parfois largement la limite élastique. L'étude de la figure-7, montre en effet que toutes les fois que l'on augmente la charge indiquée au niveau C, on se rapproche de la rupture, et l'on diminue progressivement les capacités d'allongement. Donc, si les contraintes dues à la fatigue superposées à celles dues à la pression se situent à des niveaux dépassant les possibilités de déformations élastiques, on aboutira fatalement à la rupture au bout d'un temps plus ou moins long.

Le seul moyen d'éviter ce phénomène, est d'étudier rigoureusement les épaisseurs et les formes pour que l'ensemble des contraintes (fatigue plus service normal) se situent à un niveau inférieur à la limite élastique à 0.2% qui pour ce type d'acier, correspond sensiblement à la limite de fatigue.

II-7-5- Corrosion en lame de couteau :

Cette forme de corrosion concerne uniquement les aciers austénitiques stabilisés au Titane et en présence de solutions très oxydantes à des températures supérieures à 80° ou 90°C. Ce phénomène aurait lieu si la quantité de **Titane est en excès**, et lorsqu'on effectue l'opération de **soudage**.

Dans ces conditions un composé intermétallique, qui se forme vers 1100° à 1250°, se dépose à la liaison métal fondu - métal de base. Le remède contre cette corrosion peut être réalisé :

- Par la mise en solution de ce composé par un traitement thermique d'hypertrempe.
- En évitant tout simplement l'utilisation des aciers austénitiques stabilisés au Titane en présence de solutions oxydantes chaudes (préférence pour les aciers à bas carbone %C ≤ 0.03%)

II-7-6- Fragilisation par formation de phases σ :

C'est la précipitation de la phase σ due à l'excédent du chrome. A fin d'éviter ce phénomène on doit procéder à la mise en solution de la phase σ par un traitement thermique d'hypertrempe. [6,7]

II-8- COMPORTEMENT SOUS LES EFFETS THERMIQUES : Les aciers inoxydables austénitiques sont très influencés par la température d'emploi, et pour mieux apprécier ce comportement on parcourt des plages successives de températures.

II-8-1- Température cryogénique de -269 à -50°C:

les aciers concernés sont ceux de groupe A dont leur comportement dans ces conditions (-296 à -50°) est comme suit :

- La résistance à la rupture et la limite d'élasticité augmentent
- L'allongement à la rupture et le coefficient de striction diminue quand la température diminue
- La résilience diminue quand la température diminue
- Pour certaines nuances d'aciers à bas Nickel dites à austénite instable, les basses températures peuvent entraîner la formation de martensite après un maintien à cette température d'au moins 24 h (mais comme cette martensite est à bas carbone, elle n'entraîne aucune fragilité particulière)

II-8-2- Température moyenne de -50° à 400 ou 500°C :

Les nuances les plus concernées sont celle de groupe A et D , et leurs caractéristiques dans ces conditions sont comme suit :

- Un **séjour** aux températures 400 à 500° n'entraîne aucune modification structurale.
- Si la température est **élevée**, la résistance à la rupture et la limite d'élasticité **baissent**.
- Aucun ^{essai} de résilience n'est exécuté au-dessus de la température ambiante.
- L'allongement et la striction augmentent.

II-8-3- Températures élevées, de 400 ou 500 à 650 ou 700°C :

Dans cet intervalle de température, le formage à chaud est déconseillé ; pour le choix de la nuance de l'acier on doit prendre en considération les changements structuraux cités ci-après :

- Précipitation de carbures de chrome
- Fragilisation de la ferrite pendant le formage à chaud et surtout lors du **soudage**; les aciers peuvent contenir un pourcentage de ferrite et si le taux dépasse 8 à 10%, elles risquent de se fragiliser lors d'un maintien à 600° C.
- Précipitation de phase σ : On sait que la ferrite est riche en chrome, pour cela lors d'un maintien prolongé à une température au-delà de 600°C, il y a précipitation de la phase σ . (Les aciers concernés : 25-20 ; 24-12).

II-8-4- Températures élevées, au-delà de 650 à 700°C :

Comme ce domaine est celui de formage à chaud donc toutes les nuances austénitiques sont concernées.

***Remarque :** Lors du chauffage et du refroidissement, on doit traverser rapidement les zones de températures comprises entre 550 et 850 °C.

II-8-5-Cas particulier du soudage :

Le soudage des aciers austénitiques présente du point de vue des effets thermiques les particularités suivantes :

- La température atteinte dans l'assemblage est très élevée puisqu'elle atteint la fusion.
- Les régions de l'assemblage soudé, situé de part et d'autre du métal fondu, se trouvent soumises, suivant leur distance à des températures diverses allant de la température ambiante à la température de fusion ; mais le temps de maintien à ces températures est relativement court. Il risque donc de se produire des précipitations de carbures de chromes (voir précédemment) ; La zone fondue aura une cristallisation de forme dendritique plus grossière que celle du métal de base ; Cette forme de cristallisation va jouer sur les valeurs de résilience.

Chapitre III

Principe de la métallurgie
de soudage et ses différents
procédés

CHAPITRE III :PRINCIPE DE LA METALLURGIE DE SOUDAGE

III-1-Introduction:

La métallurgie du soudage nécessite une large connaissance aussi bien de la métallurgie du procédé que celle de la métallurgie physique [11]. En réalité le soudage est une opération métallurgique mettant en évidence la soudure qui est une forme d'assemblage de deux parties d'une pièce métallique subissant différents changements structuraux lors de l'opération de soudage. L'opération de soudage est caractérisée par différents aspects:

1-Aspect thermique : Du fait que les parois limitant la partie fondue sont soumises à un chauffage à l'état **solide** suivi de refroidissement .

2-Aspect chimique : Par les réactions chimiques qui peuvent s'effectuer entre le métal et le milieu environnant aussi bien avec l'atmosphère gazeux ou le fondant (laitier).

3-Aspect thermo-mecanique: Le caractère localisé de l'opération en tout cas pour les procédés mettant en jeu la fusion ,fait intervenir deux comportements: **retrait** à la solidification et dilatation thermique qui agissent simultanément pour engendrer déformations et contraintes résiduelles au niveau des joints soudés.[12,13]

III-2-ETUDE THERMIQUE DU SOUDAGE:

III-2-1-Les différentes zones d'un assemblage soudé:

Tous les procédés de soudage se traduisent par un échauffement local. La figure.(III-1) décrit les différentes parties de la zone soudée [14]:

III-2-1-1-zone fondue(ZF):

C'est la région où l'état liquide a régné pendant l'exécution de la soudure ,et cela avec ou sans la contribution du métal d'apport[12],[13]. La zone fondue d'une soudure à l'arc présente pour les premières passes de fond et les passes centrales une **structure fine** ,avec, soit formation de perlite au joints des grains ,soit précipitation de la cémentite ,or la dernière couche présente une **structure grossière**, orientée et dendritique, appelée **structure basaltique**.

III-2-1-2-Zone affectée thermiquement (ZAT):

C'est la partie comprise entre la zone du métal et celle correspondant à la disparition de tout effet du chauffage sur la structure métallurgique du métal de base. Dans le cas des soudures exécutées sur des métaux ayant un point de transformation, on distingue différentes zones:

1-zone de surchauffe($\theta_s > 1100^\circ\text{C}$) : Qui se trouve au voisinage de la soudure(zone fondue) et dans laquelle la température a été suffisante pour **entraîner une transformation** allotropique de la structure ce qui implique une modification des propriétés physiques du métal , sans changement de sa composition chimique.

2-zone austénisé (zone de recuit) ($0s > 0 > Ac_3$): la température est insuffisante d'où absence de transformation allotropique mais on constate des modifications de point de vue propriétés physiques telles que **la grosseur et/ou la forme** des grain du métal.

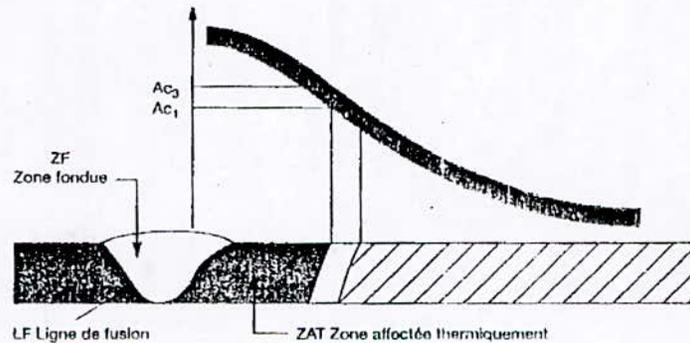
3-zone d'austénisation partielle ($Ac_3 > 0 > Ac_1$): elle concerne les températures inférieures à celles de recuit[16].

III-2-1-3-Zone de liaison(ZL):

C'est la limite entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement (ZAT). Comme elle est le siège de l'amorçage de la solidification du métal fondu (elle est mise en évidence par la différence de structure constatée de part et d'autre).

III-2-1-4-métal de base (MB) :

Le métal de base subit des traitements thermiques variable suivant le point considéré, de ce fait, il est le siège de transformations en fonction, d'une part, du **cycle thermique**, d'autre part de la nature même de l'alliage. Les aciers austénitiques par exemple sont sensibles aux changements de phase par précipitation. Il sert comme référence pour l'appréciation des transformations qui interviennent au cours du soudage[13].



FigIII-1-Différentes zones d'un joint soudé[14]

III-2-2-cycle thermique de soudage:

III-2-2-1-Notion de cycle thermique :

Pour donner une interprétation adéquate des phénomènes qui prennent naissance durant l'opération de soudage en un point donné de l'assemblage, deux grandeurs sont à considérer (le temps et la température atteinte). Pour cela on trace en un point A voisin d'une soudure une courbe $\theta = f(t)$. Ce qui définit le cycle thermique de soudage [13,17,18].

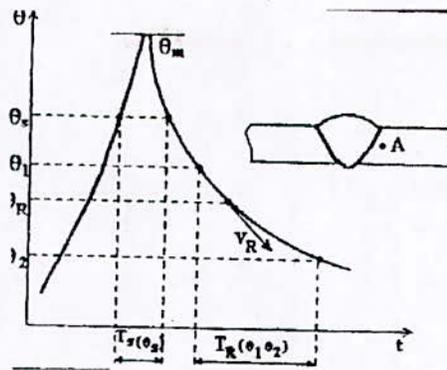


Fig-III-2-cycle thermique d'un point A d'une soudure.

La courbe correspondante $\theta = f(t)$ tracée en point A voisin d'une soudure nous renseigne sur les grandeurs suivantes:

- la température maximale atteinte θ_m .
- Le temps T_s de séjour au dessus d'une température θ_s .
- la loi du refroidissement traduite par le temps de refroidissement $T_R(\theta_1, \theta_2)$ entre deux températures θ_1, θ_2 , ou par la vitesse de refroidissement V_r à une température θ_r .

A partir du cycle thermique qui nous renseigne sur les deux grandeurs (temps et température) en un point donné de l'assemblage, on peut accéder aisément à la courbe représentant la répartition thermique au voisinage de la soudure, en donnant la variation de température maximale θ_m atteinte en chaque point en fonction de la distance x . (voir Fig. III-3). Grâce à cette courbe $\theta_m = f(x)$, nous pouvons délimiter la limite extérieure de la zone où ce phénomène, qui nécessite une température θ , est susceptible de se produire.

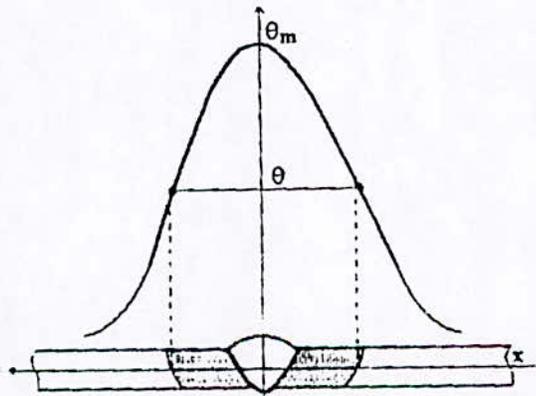


Fig-III-3-Repartition thermique dans une soudure

III-2-2-2-Notion d'état quasi-stationnaire : [13]

A l'aide de thermocouples, nous traçons les courbes $\theta = f(t)$ en des points A_1, A_2 ...etc. situé à la même distance d'un cordon de soudure à l'arc et à des distances croissantes de l'origine (O) de ce cordon, nous obtenons pour chaque parcours expérimenté, par rapport à l'origine (O) du cordon, la disposition décrite par la (figure. III-4) qui conduit aux remarques suivantes:

- La température maximale atteinte θ_m croît avec la distance parcourue à partir du début du cordon puis se stabilise à une valeur qui devient constante, tant que la source de chaleur progresse à une vitesse uniforme (l'énergie demeure uniforme).

- Les lois de refroidissement mesurées par le temps de refroidissement entre deux températures deviennent identiques (comme le sont les temps de séjour). Autrement dit les courbes $\theta = f(t)$ deviennent superposables dès que la source de chaleur a franchi un certain parcours (q).

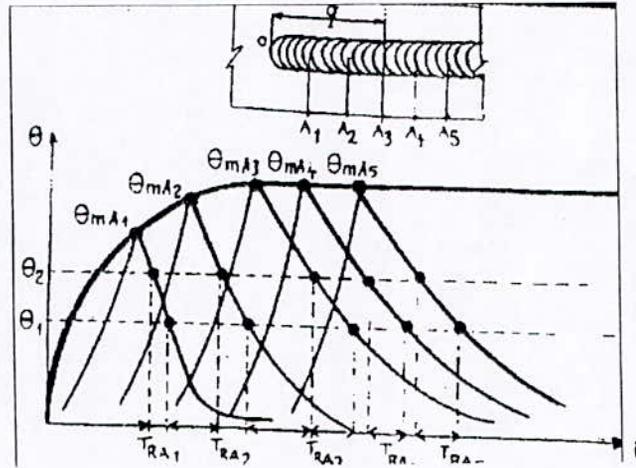


Fig-III-4-Cycles thermiques le long du cordon de soudure

III-2-2-3-Distribution de la température au voisinage de la zone soudée:[13]

Grâce à l'existence de l'état quasi stationnaire, nous pouvons limiter notre détermination des courbes températures-temps à des points A,B,C....répartis sur une droite perpendiculaire à la ligne de soudure, tracée à partir d'une position S de la source de chaleur. Quel que soit cette position dans la zone d'état quasi-stationnaire, les résultats seront les mêmes schématisés par la disposition de la figure.(III-5) qui conduit aux remarques suivante:

- Les courbes température-temps se situent les unes au dessous des autres au fur et à mesure qu'on augmente la distance entre le point de mesure et la ligne de soudure. En particulier, les températures maximales atteintes θ_m sont décroissantes de manière plus ou moins abrupte selon le gradient de température qui caractérise le procédé et le mode opératoire étudié. Naturellement toutes les courbes se rejoignent asymptotiquement au niveau de la température initiale du métal de base.(à exprimer d'une autre manière)

- Les températures maximales atteintes $\theta_m(A)$, $\theta_m(B)$...ect qui sont décroissantes à partir de la ligne de soudure, sont franchies pour des temps $T_m(A)$, $T_m(B)$...etc. qui sont croissant; se décalage se traduit par la courbe $\theta_m = \varphi(t)$ qui sépare le domaine des températures croissantes de celui des températures décroissantes, pratiquement ceci exprime le fait qu'au voisinage de la source de chaleur, les points les plus rapprochés sont déjà en train de se refroidir à partir de la température maximale qu'ils ont atteint, alors que les points les plus éloignés sont encore à la phase d'échauffement.

En particulier lorsque nous examinons la coupe transversale d'une soudure; nous y voyons des aspects métallographique caractéristiques de ces phénomènes mais les structures que nous observons ne sont pas apparues au même moment.

- Compte tenu de la disposition des courbes, la vitesse de refroidissement, comptée à partir de la température maximale, décroît lorsque la distance à la ligne de soudure croît. Mais les courbes de refroidissement constituent rapidement un faisceau assez serré et on observe par exemple aux points A et C des temps T_r pratiquement identiques entre les températures θ_1 et θ_2 situées dans ce faisceau. C'est ainsi qu'on peut parler d'une vitesse ou des temps de refroidissement associé à une condition de soudage, en particulier, pour étudier la transformation de l'acier au refroidissement entre 800°C et 500°C , intervalle de température particulièrement critique dans ce cas.[13]

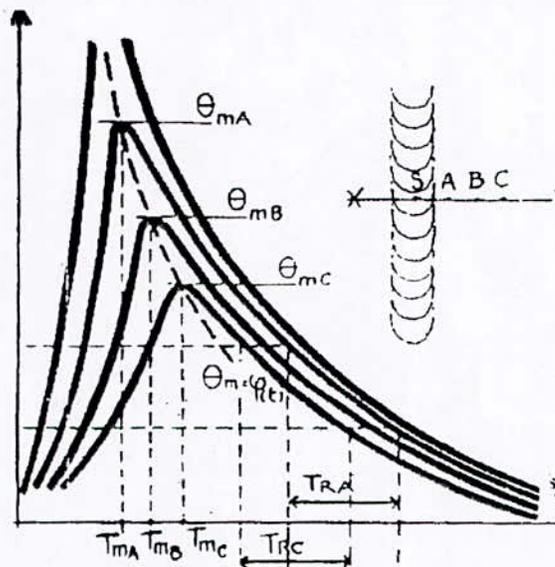


Fig-III-5- Distribution de la température au voisinage de la zone soudée en fonction du temps

III-2-2-4- Répartition thermique du soudage:[13]

Pour décrire la répartition spatiale des cycles thermiques de soudage . Portevin et Sefarian [13] ont proposé sous le nom de solide thermiques (Fig.III-6) une représentation qui rend compte selon les trois axes: S_x , distance à la ligne de soudure , S_y : distance le long de cette ligne, c'est à dire l'axe des temps, S_z : sur une perpendiculaire au plan Sxy , de l'état instantané des températures atteintes aux alentours de la source S au moment de son passage à l'origine des coordonnées.

Du fait de l'état quasi-stationnaire, le solide thermique reste identique à lui même tout au long de la soudure selon laquelle il se place. En engendrant en chaque point les courbes température/temps décrites sur le solide thermique de la (fig.III-6) dont une moitié seulement est représentée.

Les courbes $\theta = f(t)$ en des points définis par leur distance x à la ligne de soudure sont des coupes par des plans parallèles au plan XOZ . Sur ces courbes , le maxima des températures se trouve décalé dans le temps ,ce dont rend compte la courbe gauche $\theta_m = \varphi(x,t)$ qui figure sur le solide, alors que la courbe $\theta = \varphi(t)$ dont nous avons souligné l'intérêt n'est que la projection sur le plan XOY .

Ainsi se trouve rassemblées en une seule représentation les données de température, de temps, de distance, que nécessite la compréhension des phénomènes engendrés par le soudage.

Selon le procédé dont il s'agit, le solide est plus ou moins aigu, mais tous les procédés de soudage avec déplacement de la source de chaleur sont tributaires de cette représentation. [13]

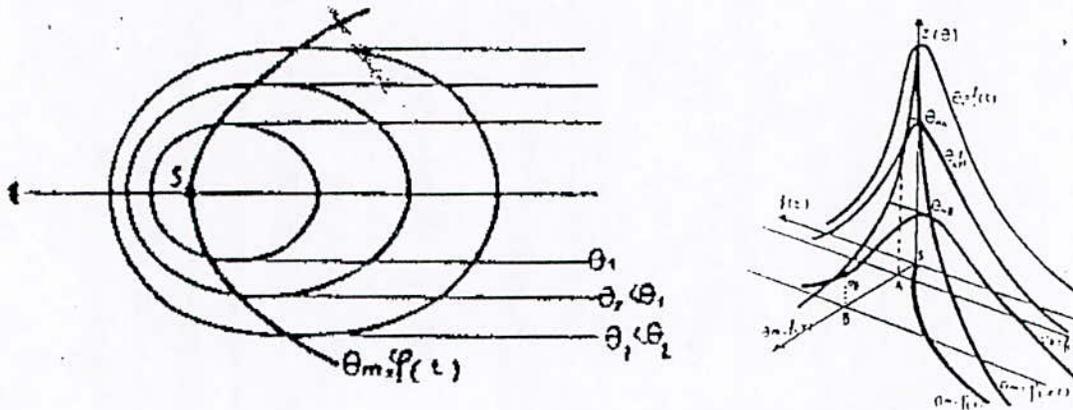


Fig-III-6-Solide thermique

III-3-PARAMETRES INFLUENT SUR LE CYCLE THERMIQUE ET LA REPARTITION THERMIQUE DANS LE CAS DE SOUDAGE:

Les procédés du soudage utilisant l'arc électrique comme source d'énergie nécessitent un nombre de variables indépendantes ou non sur lesquelles on peut plus ou moins agir en fonction du résultat recherché. Parmi ces paramètres on citera comme suit:

III-3-1-Le métal de base et ses caractéristiques thermiques:[13]

La nature de métal de base et la géométrie de joint et son épaisseur ont un effet direct sur la vitesse de refroidissement. Le métal est caractérisée par sa conductibilité calorifique ; la nature du métal nous renseigne sur sa capacité calorifique dont son augmentation accroît le gradient de température, chose qui explique **la réduction du temps de séjour à haute température** et par conséquent **l'augmentation de la vitesse de refroidissement**.

Pour mieux apprécier l'effet des caractéristiques thermiques, on définit le concept de diffusité thermique comme suit: [19]

$$K = \frac{k}{\rho c} \quad \text{ou}$$

- K : Diffusité thermique cm^2 / sec
- k : Conductibilité thermique $cal / sec. cm. c^\circ$
- ρ : masse volumique g / cm^3
- C : capacité calorifique $cal / g.c^\circ$

Même effet est constaté lorsque **l'épaisseur** de joint et celle des tôles à souder est importante.

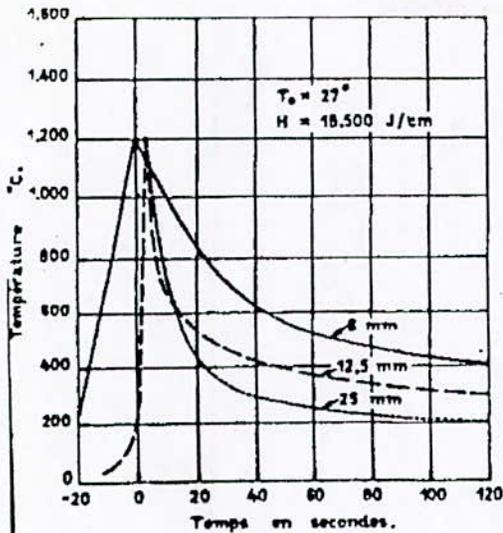


Fig-III-7-b. Influence de l'épaisseur de la tôle sur le cycle thermique du soudage

Fig-III-7-a. Temps de refroidissement en fonction de l'épaisseur dans une soudure

◆ La température initiale de la pièce (température de préchauffage):

Sachant que le gradient de température est due à l'énergie thermique emmagasinée dans le métal. Cela montre l'importance de la **température initiale** du métal de base par rapport au cycle et à la répartition thermique en soudage. En effet l'augmentation de celle-ci (préchauffage) a pour conséquence (Fig-III-8):

- L'augmentation de la température maximale
- L'augmentation du temps de séjour à haute température
- L'augmentation du temps de refroidissement.

Un autre effet est lié aux courbes $\theta_m = f(x)$ où l'on constate que le préchauffage augmente l'étendue de la zone affectée thermiquement (ZAT) [11,13].

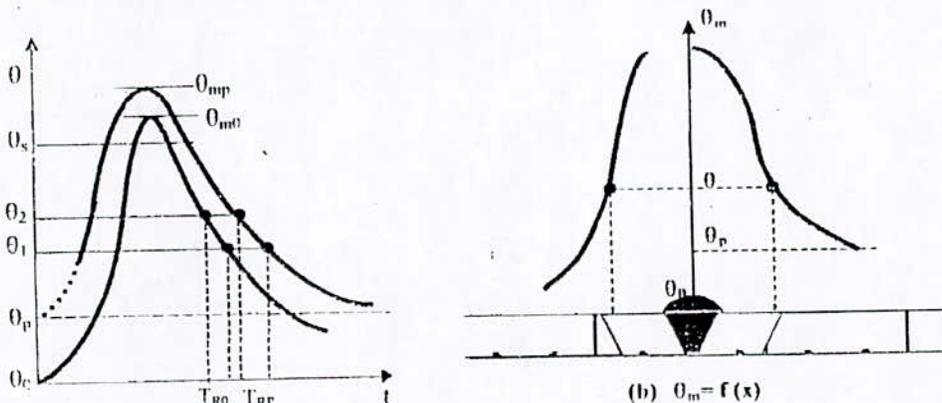


Fig-III-8-Influence de la température de préchauffage sur le cycle thermique et la répartition thermique

III-3-2- L'apport d'énergie:[13]

Il est généralement exprimé en Joule par centimètre de soudure comme suit :

$$E = U I 60 / V \quad \text{ou}$$

→ E : Joule / centimètre
 → U : Volt
 → I : Ampère
 → V : Centimètre / minute

L'augmentation de l'énergie mise en jeu élargie la zone thermiquement affectée, augmente le temps de séjour à haute température et ralentit le temps de refroidissement (Fig.III-9)

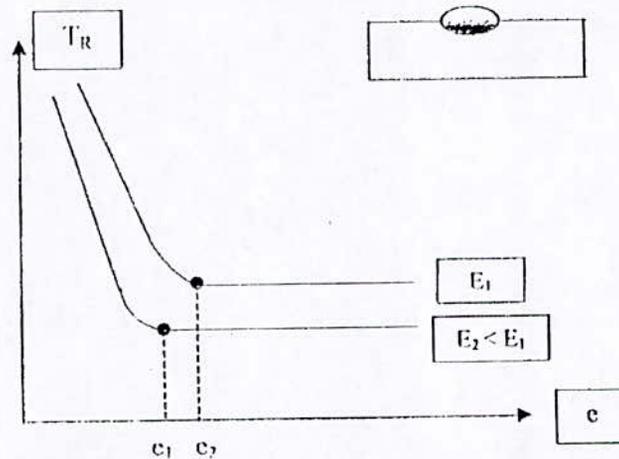


Fig.III-9- Variation du temps de refroidissement en fonction de l'énergie et de l'épaisseur

III-3-3- Nombre de passe (soudage en plusieurs passes):

En réalité on effectue souvent des soudages en plusieurs passes; chaque passe, ainsi exécutée, superpose son cycle thermique à ceux des précédentes provoquant une évolution des structures et des propriétés. [13,20]

Dans ce cas de figure, l'évolution de la température a un aspect autre que celui vu précédemment (cas d'une seule phase) et qui dépend essentiellement des paramètres suivant :

- La température initiale.
- Du nombre de passes et de leur condition d'exécution.
- De l'intervalle de temps entre passes.
- De la position par rapport à la soudure du point dont on suit la variation de la température.

L'allure des cycles thermiques de soudage varie après chaque passe selon la température initiale correspondante, d'où on observe une atténuation plus en plus importante des cycles de point de vue température maximale et rapidité de refroidissement.

Pour illustrer ce phénomène, observons de plus près, les effets thermiques du soudage dans le cas d'une soudure sur bord chanfreiné en V exécuté en trois passes sans préchauffage, ou le point A est affecté dès la première passe. (Fig-III-10)

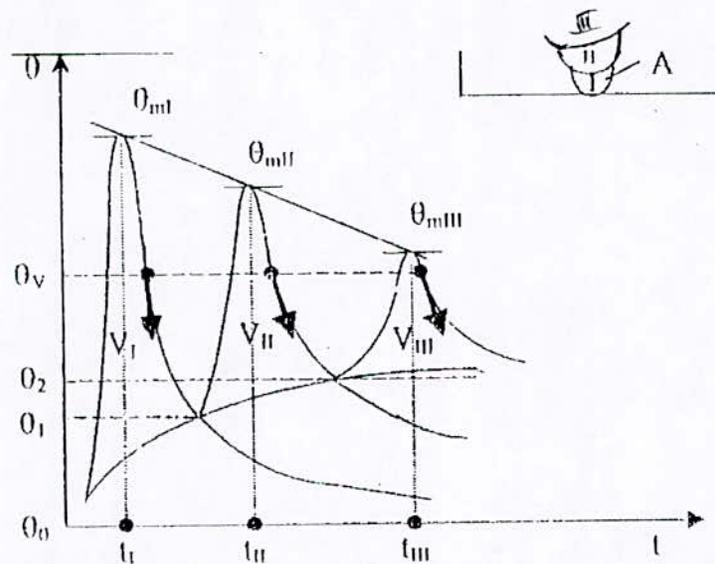


Fig. III. effet thermique d'un soudage multipasse sur un point A d'une soudure

III-4-ETUDE METALLURGIQUE DU SOUDAGE:

III-4-1-Cas de l'échauffement :

Lors de l'échauffement qui accompagne le soudage, le métal de base et éventuellement le métal fondu subit des transformations qui touchent à la fois sa structure micrographique (répartition et morphologie des constituants présents) et sa constitution (nature et proportion des phases)

III-4-1-1-Changement de structure:

III-4-1-1-a-Etat écroui (Recristallisation après écrouissage) :

Sous l'effet d'un échauffement à partir de l'état écroui d'un métal (l'état où le métal a subi un travail à froid qui s'est traduit par une modification de sa structure micrographique), les grains ou précisément le réseau cristallin de ce dernier subit une réorganisation qu'on appelle « Recristallisation », dont la (figure-III-1) schématise les phases successives à l'échelle de la structure micrographique, en relation avec la grosseur du grain et l'évolution des propriétés mécaniques. Ces modifications ont un impact direct sur les propriétés mécaniques du métal en question, à savoir l'augmentation de la résistance à la déformation et diminution de l'aptitude à la déformation (Résilience, Allongement...), or pendant que la recristallisation progresse, les propriétés mécaniques évoluent en sens inverse des effets de l'écrouissage.

schéma-1: Structure écrouie

schéma-2: Apparition des germes

schéma-3: Développement de ces germes en une structure equiaxe dont les grains sont d'autant plus fins que le degré d'écrouissage initial est élevé. (Structure de

recristallisation primaire) qui se stabilise avec un léger grossissement jusqu'à θ_s ou commence la surchauffe (recristallisation secondaire)

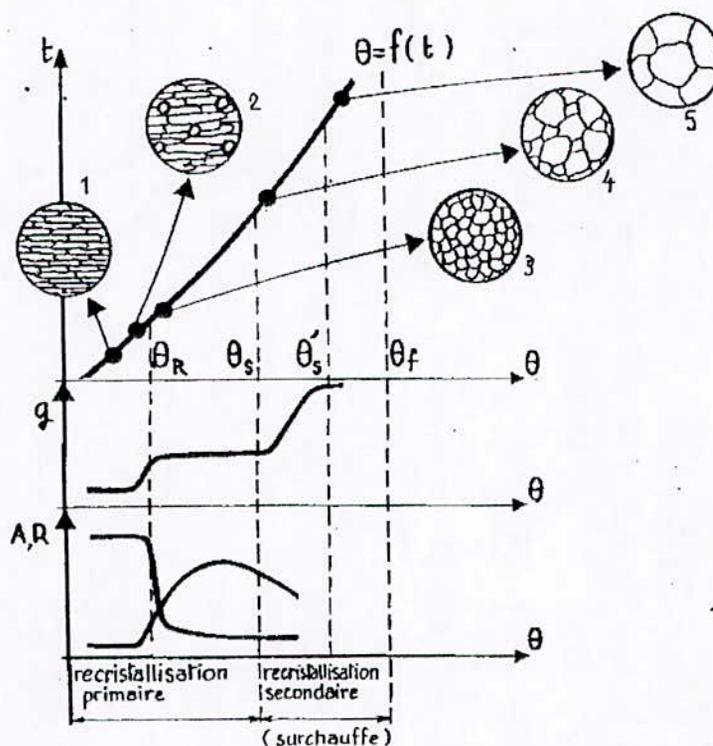


fig-III-11-Phénomène de recristallisation après écrouissage

Le phénomène de recristallisation après écrouissage trouve son application directe dans le cas du soudage sur produit écroui : toute opération de soudage entraîne, dans ce cas, un adoucissement du métal de base jusqu'au niveau de l'isotherme de la température de recristallisation. Cet effet, apparent sur les filiations de dureté (fig-III-12) se manifeste plus ou moins vis-à-vis des caractéristiques de traction relevées sur éprouvette soudée usinée perpendiculairement au joint, selon la largeur de la zone affectée.

Dans le cas d'une zone relativement large, la réduction de la dureté correspond à une diminution de la résistance à la traction, la rupture ayant effectivement lieu dans la zone adoucie parce que **la déformation peut s'y développer**. Si cette zone est étroite, la ne s'y localise que pour une charge plus élevée, parce que le métal voisin raidit la zone adoucie, ou même ne s'y localise pas du tout, et l'effet e l'adoucissement ne se manifeste pas. La zone fondue a aussi son rôle à jouer, par son éventuel effet de raidissement, selon que le est elle-même douce comme le métal recristallisé ou dure comme le métal de base écroui.

Ainsi se présente le phénomène de recristallisation engendré par le soudage, dans le cas de produits exempts de transformation allotropique tels que l'aluminium ou l'acier inoxydable austénitique.

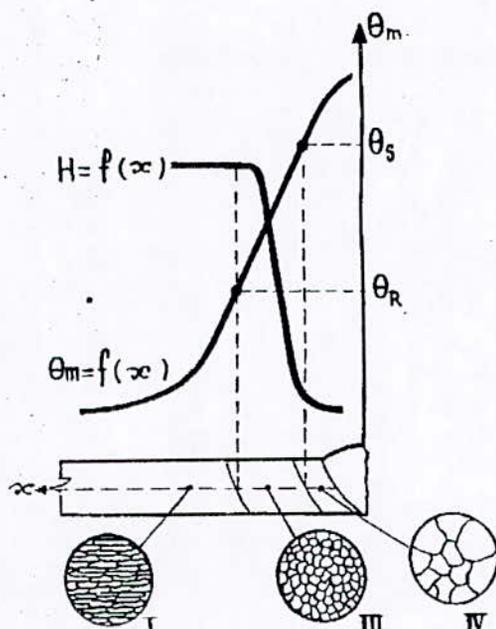


fig-III-12-Evolution de la structure d'un produit écroui au cours du chauffage

III-4-1-1-b-Surchauffe: « recristallisation secondaire »

On constate (figure-III-11) qu'à partir d'une température θ_s , certains grains disparaissent au bénéfice des autres qui grossissent d'avantage. Ce phénomène (constaté avant la fusion), est associé à l'énergie des joints de grains et au déplacement de ces joints. Par ailleurs la dimension du grain de surchauffe est fonction de la température et du temps de séjour à cette température, ainsi que du degré d'écrouissage initial.

III-4-1-1-c-Coalescence:

C'est un phénomène selon lequel des particules d'un constituants présentes au sein d'une solution solide sont susceptibles, sous l'influence des forces interfaciales, de se rassembler et de se globuliser lors d'un traitement thermique. Ce phénomène est assez lent, or, lorsque les particules sont finement dispersées, un cycle thermique même bref comme celui de soudage est susceptible de provoquer la coalescence, ainsi en est-il pour les aciers inoxydables.

III-4-1-2-Changement de constitution: Cessation des états d'équilibre: « remise en solution »

III-4-1-2-a-Nature de phénomène:

Dans l'échelle des températures croissantes, la première conséquence d'un échauffement, vis-à-vis de la constitution d'un alliage, est le retour, à partir d'un état hors d'équilibre à un état plus proche de l'état d'équilibre, ou même à l'état d'équilibre. Une telle évolution peut se produire, dans le cas d'un alliage binaire ou pseudo-binaire, lorsque le diagramme d'équilibre montre une variation de solubilité, en fonction de la température, d'un constituant B dans une solution solide A, variation qui se traduit par une ligne oblique du diagramme d'équilibre(figure-III-13). Dans ces conditions C%, un chauffage au dessus de θ_s permet la mise en solution du constituant B dans la phase A. Inversement, un refroidissement lent permet la précipitation de B, alors qu'un

refroidissement rapide maintient B en solution sursaturée dans A, à partir de cet état dit « état trempé », un nouveau chauffage tend à faire réapparaître la phase B selon des modalités que le cycle thermique de soudage est susceptible de provoquer. Pour mieux illustrer ce comportement on cite le cas des **aciers inoxydables austénitiques** qui est l'objet de notre étude.

III-4-1-2-b-Cas des aciers inoxydables austénitiques au Cr-Ni

Pour ces aciers, le diagramme de la (figure-III-13) est celui de la solubilité du carbone dans l'austénite au Cr-Ni, la phase jouant le rôle de B étant le carbure de chrome $Cr_{23}C_6$.

Pour que l'acier en question soit austénitique à la température ambiante, il faut que la teneur en carbone soit très basse ($C \leq 0.03\%$) ou que l'acier soit à l'état (hypertrempé). Mais cet état est instable et le cycle thermique du soudage provoque dans un domaine de température situé autour de 650° , une précipitation intergranulaire de carbure de chrome (fig.III-14), qui sensibilise le métal de base à la corrosion dite intergranulaire dans la région concernée. Au-delà de cette région, le cycle de soudage provoque d'abord la coalescence de précipité, ce qui le rend inoffensif grâce à la diffusion, puis sa remise en solution, suivie par une nouvelle hypertrempe que le refroidissement après soudage est assez rapide pour provoquer.

Il en est de même pour le métal fondu, s'il est obtenu en une seule passe: mais la précipitation des carbures est susceptible de se produire s'il y a plusieurs passes, ou en cas de croisement de cordons de soudures.

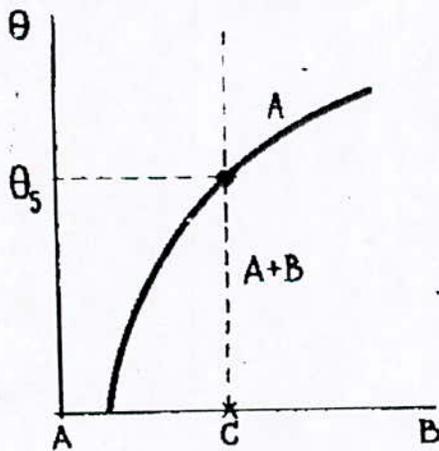


fig-III-13-Phénomène de remise en solution
« variation de solubilité en
fonction de la température »

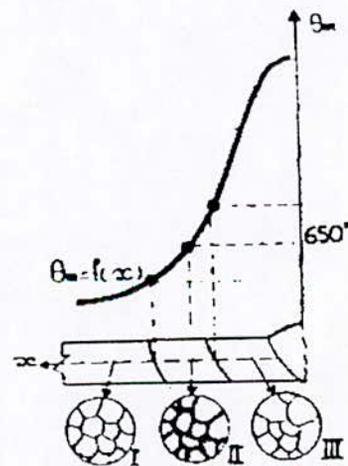


fig-III-14-Solubilité du carbure
dans le cas d'un acier inoxydable
austénitique

III-4-1-3-Zone de liaison:

pour un alliage, il existe un intervalle de température entre le début et la fin de fusion (solidus et liquidus du diagramme d'équilibre). A partir du solidus, une phase augmentant jusqu'à l'état liquide complet. La composition de cette phase et son évolution sont indiquées par le diagramme d'équilibre correspondant (fig-III-15). Si le cycle thermique est rapide, l'homogénéisation par diffusion requise par l'état d'équilibre

est incomplète, ce qui provoque le phénomène de liquation intergranulaire nommé aussi « brûlure », perceptible après refroidissement, car il entraîne une hétérogénéité irréversible: On trouve par exemple une phase riche en constitution B, dans le cas d'un état initial constitué par une solution solide AB. La liquation intergranulaire est évidemment favorisée par la pré-existence d'une phase fusible aux joint des grains, mais ce n'est pas une condition nécessaire. Dans le cas du soudage, ce phénomène se produit assez rarement, du fait que le soudage par fusion fait intervenir une source de chaleur en mouvement : à l'avant du bain de fusion, la liquation peut sans doute intervenir, et un certain nombre de grains se trouvent momentanément entourés de phase liquide. Il en résulte une décohésion de ces grains, qui ne demandent qu'à tomber et se diluer dans le bain de fusion au fur et à mesure que ce dernier progresse. De la sorte, après le passage du bain de fusion, il ne reste plus traces des grains ainsi déchaussés et on ne trouve plus à la zone de liaison que les grains qui, sur le côté du bain de fusion, n'ont subi qu'en partie la liquation et qui n'ont pas été arrachés au passage. (figure-III-16)

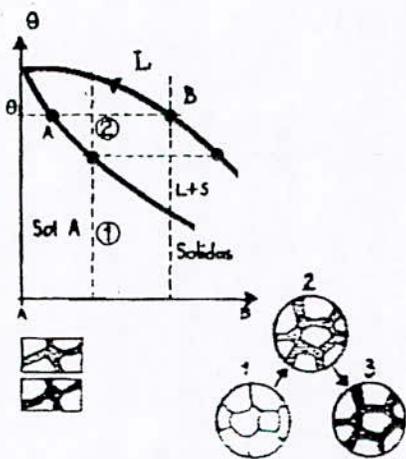


Fig-III-15- composition et évolution de la phase entre le liquidus et le solidus

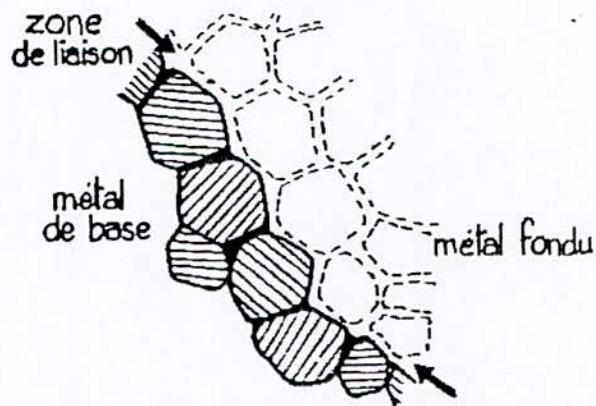


Fig-III-16-Zone de liaison

III-4-2-Cas de refroidissement:

On a vu lors de l'étude des transformations à l'échauffement que le stade final de l'échauffement au cours du soudage d'un alliage biphasé constitué à l'ambiante et à l'état d'équilibre par une phase B soluble à chaud dans une phase A (fig-III-13) comporte une solution solide unique A, que l'on trouve dans la zone thermiquement affectée au voisinage immédiat de la zone fondue. Si le refroidissement qui suit n'est pas trop rapide, le retour à l'état d'équilibre a normalement lieu, et on voit reparaitre l'état biphasé A+B. Cette situation est plus favorable si le métal de base est lui-même ainsi constitué.

Dans le cas de l'acier austénitique au Cr-Ni, l'état trempé (on dit souvent **hypertrempé**) est l'état normal de mise en œuvre, soit naturellement, grâce à une faible teneur en carbone, soit par refroidissement rapide, pour une teneur en carbone plus élevée, et ce pour éviter la précipitation du carbure de chrome. Il se trouve que, pour l'ensemble des procédés de soudage et les teneurs en carbone actuellement en usage, la plus grande partie de la zone affectée du métal de base ainsi que le métal fondu demeurent austénitiques lors du refroidissement, si bien que, pour une soudure en une

passé, seule est susceptible de se produire, dans un domaine limité de température atteinte, la précipitation de carbures à l'échauffement dont il a été question précédemment. Le phénomène peut néanmoins intervenir dans les **zones hypétrempées** par un premier cycle pour tout mode opératoire impliquant des cycles successifs, par exemple dans les cas de soudage en plusieurs passes, de reprise à l'endroit ou à l'envers, ou encore de croisements de cordons de soudures.

III-4-2-1-Courbe TRC:

Pour rendre compte de l'influence de la loi de refroidissement à partir de l'état austénitique obtenu à une température donnée, on a tracé, pour les principales familles d'acier, des diagrammes (fig-III-17), dits TRC (Transformation en Refroidissement Continu), où on trouve pour un ensemble donné de lois de refroidissement à partir d'une même température d'austénisation, les températures de début, d'arrêt éventuel et de fin de transformation, ainsi que des indications sur la nature et la proportion des constituants qui apparaissent à chaque instant le long de chaque courbe de refroidissement. [13](fig-III-17)

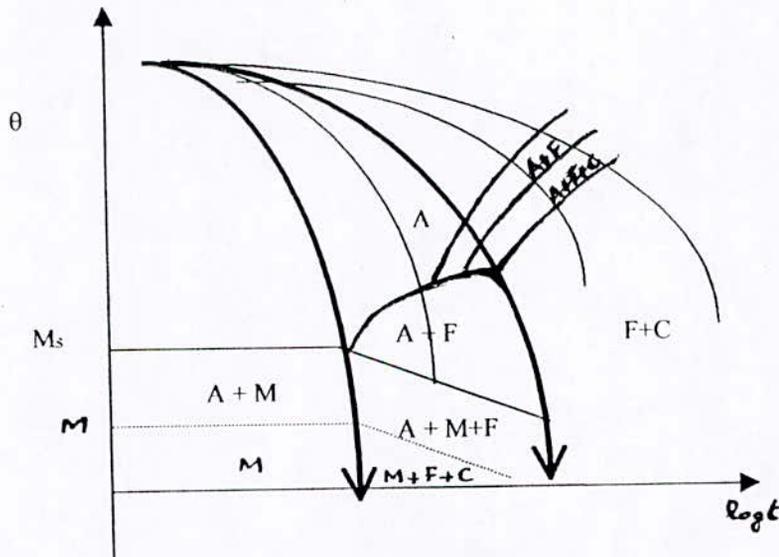


Fig-III-17-Diagrammes TRC

III-4-2-2-Courbe TRC- Soudage:

Les diagrammes cités ci-dessus se sont révélés quantitativement inutilisables, car ils ne rendaient pas compte de l'influence de deux particularités importantes qui interviennent en soudage à savoir une température d'austénisation variable, mais atteignant des valeurs élevées pendant un temps court. Il a donc fallu tracer des diagrammes TRC spécialement établis pour le soudage, directement lisibles en fonction des conditions de soudage (énergie), elles-mêmes souvent transposées en termes de temps de refroidissement correspondant aux diverses épaisseurs et températures initiales. Ces diagrammes ont été établis soit par simulation (traitement thermique imitant les cycles de soudage appliqués à des éprouvettes) soit par analyse au niveau de soudures ou cordons de soudures réels, dans la zone affectée, ou dans le métal fondu à son premier refroidissement. Des diagrammes de ce genre sont souvent accompagnés de courbes indiquant la dureté maximale sous cordon en fonction des temps de refroidissement. (voir fig-III-18)

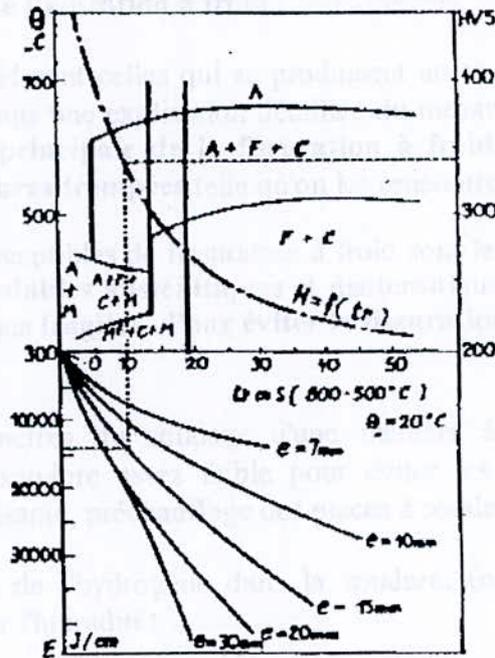


Fig-III-18- Diagrammes TRC soudage

Qu'ils soient ou non établis pour le soudage, les diagrammes TRC font apparaître pour chaque acier, trois modes distincts de transformation de l'austénite, dont l'apparition dépend, pour un acier donné, de la loi de refroidissement, à savoir :

- a°- Un mode dit perlitique(ou Ar^{\prime})
- b°- Un mode dit Bainitique(ou $Ar^{\prime\prime}$)
- c°- Un mode dit Martensitique(ou $Ar^{\prime\prime\prime}$)

Il est toutes fois utile de signaler que dans les diagrammes TRCS ou TRC classiques, les refroidissements les plus rapides conduisent à des structures martensitiques puis à mesure que le refroidissement est plus lent, à des structures mixtes (martensite+bainite).

III-5- SOUDABILITE DES ACIERS AUSTENITIQUES:

III-5-1-Introduction:

La soudabilité décrit le comportement métallurgique des matériaux lors du soudage (définition de l'international institute of welding). Autrement dit, la soudabilité métallurgique est l'aptitude à effectuer une soudure dont les caractéristiques chimiques et mécaniques répondent à des critères imposés qui sont généralement les mêmes que ceux imposés aux matériaux de base. D'où la nécessité de contrôles destructifs (essais mécaniques) et non destructifs (RXetc.) pour mieux apprécier les caractéristiques de la soudure[14].

III-5-2.Defauts de la soudure :

Les différents défauts observés dans les soudures sont principalement regroupés en deux catégories :

- Les fissures à froid
- les fissures à chaud

1-Origine de la fissuration à chaud :

Etant donné que la soudure est constituée principalement de deux zones (ZF et ZAT), ces dernières sont affectées par le phénomène de fissuration avec des mécanismes assez différents .

→**Dans le métal fondu** : La fissuration se produit lors de la solidification à cause des ségrégations qui donne naissance à des composés fragiles (i.e.: à bas point de fusion). Ces derniers se cassent sous l'effet des déformations et des contraintes introduites par l'opération du soudage en provoquant la dislocation des grains.

→**Dans la zone affectée thermiquement (ZAT)**: Dans ce cas la fissuration se produit à cause de l'enrichissement des joints de grains en composés à bas point de fusion . Sous l'effet du cycle thermique , ces composés deviennent liquides, d'où la rupture sous l'effet des contraintes de soudage [12,13,21].

2-Précautions pour éviter la fissuration à chaud.

→Energie du soudage faible, donc le volume des bains de fusion est plus faibles d'où la ségrégation, les contraintes les déformations sont réduites.

→Produit d'apport dépourvu d'impuretés telles que S, P, Cu , qui favorisent les ségrégations et donc la fissuration .

→Pour les **aciers inoxydables austénitiques** , on doit favoriser la présence de la ferrite , car cette dernière contribue à la réduction de la fissuration. Mais comme la ferrite favorise certains types de corrosion, on peut recourir à un métal d'apport contenant le Mo ou Manganèse.

III-5-3-Propriétés des assemblages soudés

III-5-3-1-Propriétés métallurgiques:

Le diagramme de Schaeffler et les versions légèrement modifiées par Delong et Espy qui ont tenu compte de l'Azote, que leurs prédécesseur ne considère pas comme une variable, sont des diagrammes qui permettent en se reportant à un graphique plan de prédire les modes de solidifications et les structures des aciers inoxydables obtenues à l'état brut du soudage à partir de leur composition chimique (fig-III-20). [14,16,21,28]

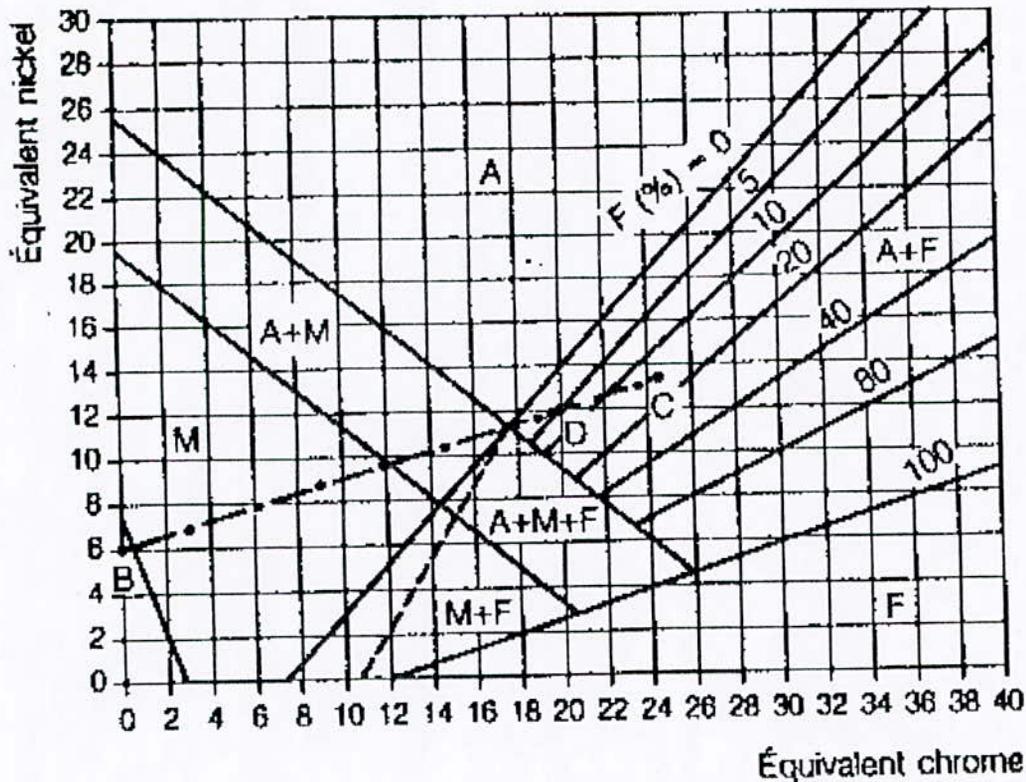


Fig-III-20-Diagramme de Schaeffler /Espy (Etat de solidification rapide-soudage) |

Ce diagramme représenté par la (figure III-20) , permet donc ,

En connaissant la composition chimique d'un métal déposé par soudage (métal d'apport) de déterminer sa structure et notamment pour les aciers inoxydables, la teneur en ferrite du dépôt. On a déjà signalé que pour éviter la fissuration à chaud des dépôts inoxydables, il fallait des teneurs en ferrite de plus de 3%. Une limite supérieure est généralement placée vers 15% pour les dépôts devant subir un traitement thermique de relaxation. En effet, au cours de ce traitement, la ferrite se transforme en phase **sigma fragile**. La structure du dépôt dépend en effet de la teneur en éléments tels que Ni, Cr, Mo, Mn, Si, C; certains de ces éléments favorisant la formation de ferrite (éléments intervenant dans l'équivalence chrome), d'autres la formation d'austénite (éléments intervenant dans l'équivalence nickel).

L'application de ce diagramme à l'étude des assemblages soudés a montré que la sensibilité à la fissuration de la soudure d'un acier austénitique décroît quand on passe de la phase austénitique pure au domaine austéno-féritique.

Plusieurs formules ont été proposées pour calculer le pourcentage de ferrite dans aciers austéno-féritique, sans avoir recours au diagramme.

En particulier, Thomas[11] définit la concentration maximum du Nickel $(Ni)_{max}$, en fonction des autres éléments de l'acier:

$$(Ni)_{max} = (Cr + 2 Mo - 16)^2 / 12 - Mn / 2 + 30(0.10 - C) + 12$$

La teneur en ferrite de l'acier serait alors :

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

D'après cette formule, la teneur en ferrite ne s'accorde pas avec celle indiquée par le point figuratif de Schaeffler, remplaçant les courbes qui limitent les domaines des phases, par des droites .

Le calcul du pourcentage de ferrite se fait par la définition de la limite des domaines austénitiques et austéno-ferritiques, cette limite s'exprime par la fonction linéaire qui représente la droite

$$\delta\% = 0.93(\text{Ni}) + 6.7$$

→ Si l'équivalent (Cr) est supérieur à $(\text{Cr})_c$ calculé, on est alors dans la phase austéno-ferritique et dans ce cas :

$$\delta\% = 3 [(\text{Cr}) - (\text{Cr})_c]$$

représente la teneur en ferrite du métal fondu .

→ Si l'équivalent (Cr) est inférieur à $(\text{Cr})_c$ calculé , le point figuratif se trouve dans la zone austénitique.

La plupart des études faites dans le domaine du soudage des aciers austénitiques , tendent à définir le pourcentage de ferrite nécessaire pour éviter les microstructures ^{fissurées} dans la zone fondue et éviter , par ailleurs, la formation de la phase σ . [11]

Le digramme nous permet aussi, d'évaluer la structure d'un joint exécuté sur un métal de composition connue, avec un fil de composition également connue, en tenant compte d'une dilution qui dépend du procédé de soudage, de la préparation des bords, du gaz utilisé. Pour cela, on situe , en utilisant les deux formules "équivalent nickel", "équivalent chrome", les deux points B et C représentatif de la tôle et du fil, et on les relie par une droite. Le point C représentatif du fil d'apport correspond à une dilution de 0%, celui représentatif du métal B à une dilution de 100%. On peut ainsi, en choisissant un fil d'apport déterminer " viser" une certaine teneur en ferrite, (point D), ou bien une structure austénitique (en faisant attention aux fissurations). Par ailleurs, on peut aussi éviter la formation de la martensite.

Ce diagramme est particulièrement utile dans le cas de soudage avec des fils inoxydables, de métaux particuliers tels que les aciers Cr-Mo, pour des raccords de tuyauteries ou des rechargements d'aciers inoxydables sur des aciers doux.

$$(\text{Ni})_{\text{eq}} = \% \text{Ni} + 30(\% \text{C} + \% \text{N}) + 0.5 (\% \text{Mn})$$

$$(\text{Cr})_{\text{eq}} = \% \text{Cr} + (\% \text{Mo}) + 1.5 (\% \text{Si}) + 0.5 (\% \text{Nb}).$$

Sur le diagramme de la (figure-III-20); on porte :

- en B, le point figuratif du métal de base,
- en C, le point figuratif du métal d'apport,
- en D, le point figuratif du métal fondu.

Les points B,C,D sont placés de manière que la dilution vérifie la relation suivante:

$$d = \text{CD} / \text{CB}$$

III-5-3-2-Propriétés mécaniques

a- L'évolution de la distribution de dureté en travers d'un joint soudé montre deux comportements contradictoires le long du joint (Fig-III-21) :

- Durcissement dans la zone proche de la ligne de fusion (**zone à gros grain**)
- Adoucissement dans la zone subcritique (**soudo-revenu**)

Ces comportements en dureté se traduisent par des impositions usuelles de résistance à la traction en sens travers des joints soudés. Il est toutes fois assez rare de rompre en zone affectée soudo-revenue, la rupture se localisant fréquemment en métal fondu.

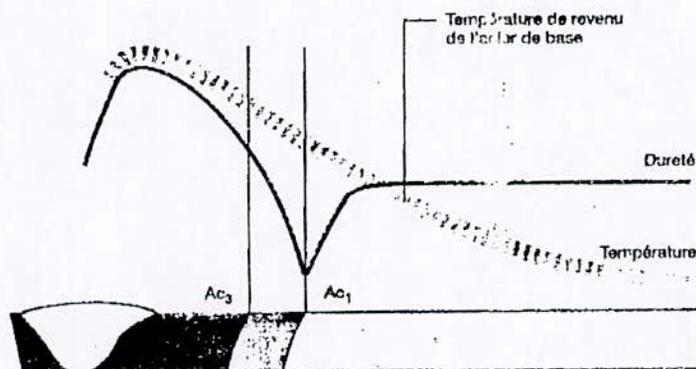


Fig-III-21- Evolution de la dureté en travers d'un joint soudé

b- Résistance à la rupture brutale :

Les cycles thermiques subis par les matériaux, modifiant la microstructure, influent nécessairement sur la ténacité. En **zone affectée**, elle dépend de la dureté maximale et peut conduire à des niveaux assez faibles. Les effets de **fragilisation** (réversible, irréversible) peuvent être très importants. La réduction des niveaux d'impuretés a toute fois un effet très significatif sur les résultats à obtenir.

Par ailleurs les teneurs en oxygène et en soufre ont un effet significatif sur la résilience maximale (palier ductile), en particulier dans le métal fondu. La figure (III-22) illustre ce phénomène pour le cas des **aciers inoxydables** [14].

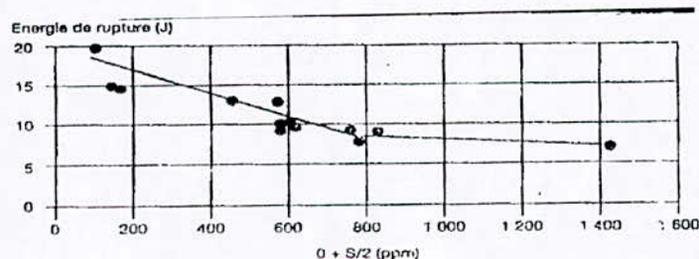


Fig-III-22-Résilience au palier ductile des métaux fondus inoxydables de type 308/309/316

En résumé la soudabilité des aciers austénitiques au Nickel - Chrome est conditionnée par trois phénomènes principaux :

- La sensibilité à la fissuration de la zone fondue ou du métal de base, phénomène en liaison avec la structure;
- La précipitation des carbures de chrome, cause de corrosion intergranulaire;
- La formation d'une phase intermétallique σ , pour des concentrations en chrome et des températures définies, cause de fragilisation de l'acier.

III-6- Procédés de soudage

III-6-1-Généralité:

Par définition le soudage est un procédé d'assemblage qui assure la continuité métallique "de deux ils ne forme qu'un ". Par principe le soudage nécessite un apport d'énergie (et de métal le cas échéant) et implique un traitement thermique à haute température (comportement généralement une fusion). Comme remarqué par Partevin, l'opération de soudage comporte donc généralement trois phases - élaboration-solidification- traitement thermique.

III-6-2-Classification des procédés:

Il résulte de ce qui précède, qu'une classification simple des procédés est associée à la nature de l'**apport énergétique** et au mode de protection du métal et des zones surchauffées, comme proposé par l'International Institute of Welding (I.I.W.). Le tableau(III-1) rassemble les principaux procédés utilisés pour souder les aciers spéciaux en générale.

Tableau III-1-Procédés de soudage usuels des aciers spéciaux
(en italique, procédés ne comportant pas de fusion de métal de base)

	Arc électrique	Faisceaux d'énergie	Autres sources d'énergie
Protection par laitier	Electrode enrobé Arc submergé sous flux en poudre Fil fourré		Soudage verticale sous laitier
Protection par gaz	Arc submergé Sous flux gazeux: •électrode fusible(MIG) •électrode réfractaire(TIG) •fil fourré	Plasma Laser	Soudage vertical électrogaz Chalumeau oxyacétylénique
Protection par le vide		Faisceau d'électrons	

Autre protection			Soudage par étincelage <i>Soudage par diffusion</i> <i>Soudage par friction</i> <i>Soudage par explosion</i>
------------------	--	--	---

III-6-3-Procédés de soudage utilisables pour les aciers inoxydables austénitiques:

Compte tenu de l'oxydabilité importante de ces aciers en présence de l'air et, surtout aux très hautes températures atteintes, les procédés utilisables devront apporter une protection sérieuse contre cette oxydation au moyen soit de laitiers de flux solides fondus, soit d'atmosphère gazeuses, soit du vide. En effet les procédés utilisés pour cette famille d'aciers sont :

1- Soudage à l'arc :

- Soudage à l'arc électrique avec électrodes enrobées
- Soudage à l'arc électrique sous protection gazeuse(avec réfractaire TIG, avec électrode fusible MIG)

2- Soudage par faisceaux d'électrons, plasma, laser

III-6-3-1-Cas de soudage à l'arc électrique avec électrodes enrobées:

III-6-3-1-1-Principe: Un générateur de courant électrique, alternative ou continu permet de produire un arc électrique jaillissant entre l'extrémité d'une électrode enrobée et la pièce. L'électrode, qui comprend une âme métallique fusible et un enrobage composé d'un mélange de produits minéraux et organiques, est portée à la température de fusion d'où un dégagement de chaleur qui fait fondre localement les pièces à souder créant ainsi un bain de fusion. Le liquide du métal d'apport est projeté goutte à goutte dans le bain de fusion. L'enrobage fondu forme le laitier qui recouvre le métal fondu et assure sa protection contre l'oxydation.

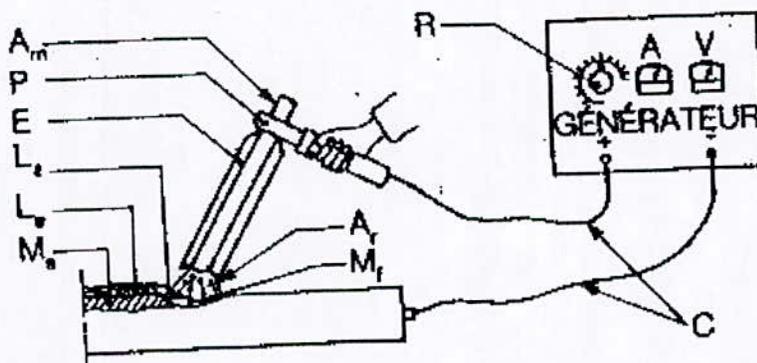


Fig-III-23-Procédé de soudage à l'électrode enrobée

III-6-3-1-2-Rôle de l'enrobage: L'enrobage assure plusieurs fonctions, entre autres on cite:

- Stabiliser l'arc
- Produire une couche de gaz et de flux pour protéger l'arc et le métal de la contamination atmosphérique
- Diminution de la vitesse de refroidissement (action du laitier)
- Contrôler les réactions entre la soudure et le métal
- Ionisation de l'espace électrode/pièces

III-6-3-1-3-Différents types d'enrobage: Nous nous contenterons de citer les plus utilisés, d'où on distingue:

• **Cellulosique:** enrobage à base de cellulose dont la combustion dégage de l'hydrogène et de l'oxyde de carbone. Cet enrobage donne un arc puissant, facilement contrôlable assurant une pénétration régulière, convient pour le soudage divers et à forte pénétration..

• **Basique:** enrobage à base de carbonate de calcium. La teneur en hydrogène dans le métal déposé est inférieure à $5 \text{ cm}^3/100\text{g}$. Cet enrobage permet d'obtenir d'excellentes caractéristiques mécaniques.

• **Rutile:** enrobage à base d'oxyde de titane. Cet enrobage permet le soudage en toute position. Il ne convient pas pour les pièces soumises à des contraintes élevées.

• **Oxydant:** enrobage à base d'oxyde de fer donnant de faibles caractéristiques mécaniques mais, un excellent état de surface.

• **Acide:** enrobage à base d'oxyde de fer et de ferro-alliage. Cet enrobage permet de réaliser une grande vitesse de fusion et convient particulièrement pour les soudures d'angles.

• **A haut rendement:** enrobage très épais (3mm) comportant un fort pourcentage de poudre métallique (Cr, Ni, Mo). Il permet d'obtenir un rendement élevé (150%) et des caractéristiques mécaniques adaptées. [13]

III-6-3-1-3-Equipement de soudage à l'électrode enrobée: (voir figure III-23)

- La source de courant
- Les organes de commandes
- L'outillage de soudage
- Eventuellement la source de gaz ou de flux

III-6-3-1-4-Identification d'un poste de soudage:

Tout poste de soudage comprend une plaque signalétique sur laquelle sont mentionnées les données relatives à l'exploitation avec la norme N.F.A.85-011 [12]. Parmi les caractéristiques du poste à soudage, nous retiendrons:

• **Le facteur de marche:** C'est à dire le temps pendant lequel le poste peut débiter une intensité donnée sans échauffement excessif. Quand on dit qu'un poste débite 200A à 70% multi-horaire cela signifie qu'il peut fonctionner normalement 3.5 minutes toutes les 5 minutes.

• **La tension:**

- à vide celle qu'on mesure du poste de soudage en circuit ouvert.
- en charge: celle qu'on mesure entre l'électrode et la pièce en régime de fonctionnement.

• **L'intensité:**

- de soudage celle: fournie par le poste en régime de fonctionnement normal.
- de court-circuit: celle mesurée lorsque le circuit est fermé sans qu'il y ait toutefois production d'arc.

***Caractéristique de la source de courant:**

La tension diminue lorsque l'intensité croit; une telle caractéristique est dite plongeante. L'intersection avec l'axe des coordonnées donne la tension à vide U_0 et avec l'axe des abscisses l'intensité de court circuit.

***Caractéristique de l'arc:**

L'allure de la caractéristique de l'arc varie avec l'atmosphère dans laquelle l'arc jaillit celui-ci.

***Point de fonctionnement:**

Au cours du soudage, l'intensité de l'arc est donnée par le point F_0 intersection des caractéristiques relatives de la source 1 avec celle de l'arc 2.

F. est appelé point de fonctionnement (**Fig-III-24**). [13]

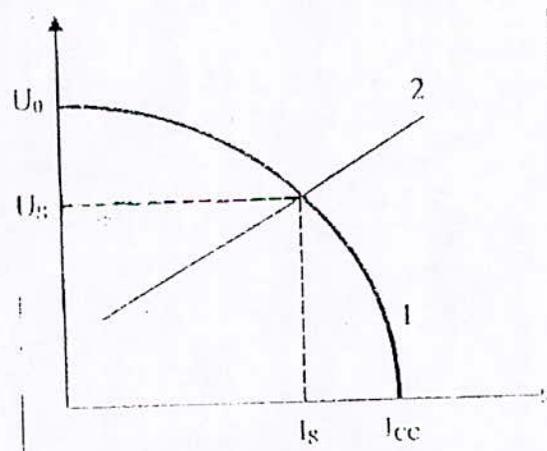


Fig-III-24- Point de fonctionnement

III-6-3-2-Cas du soudage par le procédé TIG: [14,16,18]

III-6-3-2-1-Principe:

Le soudage à l'électrode réfractaire est généralement appelé **soudage TIG**, de l'anglais **Tungsten inert Gas**. Le principe de ce procédé est décrit de la manière suivante :

Le flux thermique est fourni par un arc électrique jaillissant entre une électrode réfractaire de tungstène et la pièce à souder (Fig-III-25). La protection du bain de fusion est assurée par un flux de gaz neutre, le plus souvent l'argon; l'hélium ou un mélange argon-hélium peut également être utilisé. L'électrode n'est pas fusible, le procédé est donc applicable sans métal d'apport contrairement à tous les autres. Il est cependant

possible de travailler avec apport de métal; dans ce cas un fil est introduit dans le bain de fusion soit à la main, soit par dévidage motorisé.

III-6-3-2-Equipements de soudage TIG. Ils comprennent :

- Un générateur délivrant un courant continu, ou **alternatif pour l'aluminium et ses alliages**;
- Une torche de soudage tenue à la main par le soudeur;
- Une bouteille de gaz de protection avec des moyens de réglage de débit;
- Un dispositif d'amorçage de l'arc par haute fréquence qui évite le contact électrode-pièce.

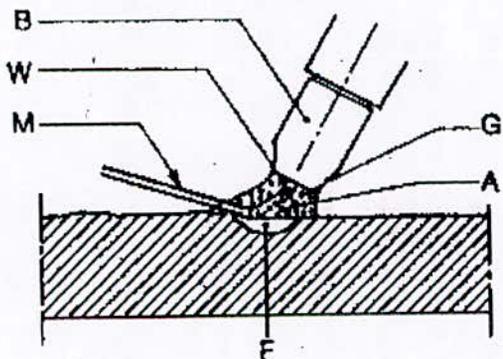
Le procédé est fréquemment automatisé pour certaines applications.

III-6-3-2-3-Utilisation. Le procédé TIG a un taux de dépôt faible mais il est parfaitement adapté au soudage de précision et de haute qualité dans toutes les positions. En chaudronnerie, il trouve son application:

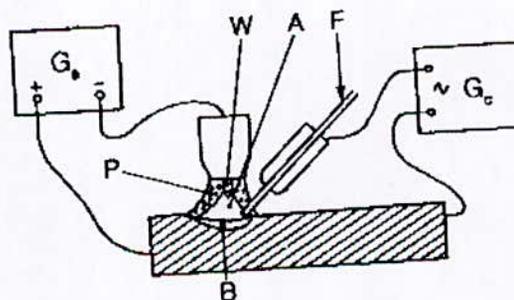
- Sur les tôles en **acier inoxydable** mince;
- Pour exécuter les passes du fond;
- Pour souder les tubes d'échangeurs.

III-6-3-2-4-Soudage TIG fil chaud:

C'est une variante du procédé TIG mise au point pour accroître le taux de dépôt. Pour cette amélioration le fil, constituant le métal d'apport, est chauffé par effet Joule, grâce à un générateur supplémentaire (fig-III-25). La soudure conserve la haute qualité propre au procédé TIG.



A : arc G : gaz de protection
 B : buse M : métal d'apport (éventuellement)
 F : bain de fusion W : électrode de tungstène



A : arc Gc : générateur de chauffage du fil
 B : bain de fusion P : gaz de protection
 F : fil dévidé et chauffé W : électrode de tungstène
 Ga : générateur d'alimentation de l'arc

Fig-III-25-Soudage TIG

Fig-III-26-Soudage TIG fil chaud

III-6-3-3-Cas du soudage par le procédé MIG: [14,16,18]

III-6-3-3-1-Principe :

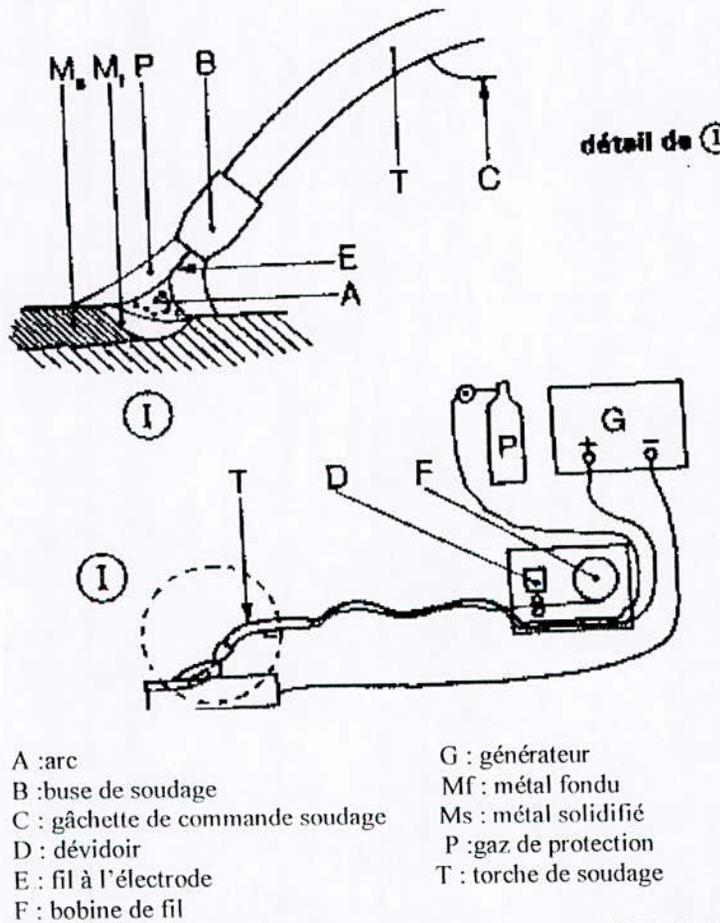
Le nom de procédé vient de l'anglais Métal Inert Gas. La figure(III-27) représente une installation de soudage semi-automatique.

Le flux thermique est fourni par un arc jaillissant entre un fil dévidé et la pièce à souder, la protection étant assurée par un gaz qui peut être dans le cas des aciers

inoxydables, des mélanges à base d'argon. La poudre des fils d'apport produit un laitier qui contribue à la protection du bain de fusion contre l'oxydation.

III-6-3-3-2-Equipement de soudage MIG. IL comportent:

- Un générateur de courant continu
- Un dévidoir de fil souvent placé en relais entre le générateur et la tête de soudage;
- Une torche (pistolet de soudage) reliée au dévidoir par un faisceau comportant les câbles électriques, les tuyaux d'amenée de gaz et d'eau de refroidissement et une gaine de guidage du fil poussé depuis le dévidoir;
- Une bouteille de gaz de protection avec détendeur et débitmètre.



Remarque : dans ce cas le métal fondu correspond au bain de fusion

Fig-III-27-Soudage MIG

En fin, on peut dire que le soudage est un phénomène qui se traduit par un traitement thermomécanique qui modifie localement les propriétés de l'acier. Il en résulte, la nécessité de prendre en compte cette opération dans la conception même des nouveaux matériaux afin de fiabiliser la mise en œuvre et d'obtenir un comportement en service satisfaisant pour l'ensemble de la construction ainsi réalisée.

Chapitre IV

Méthodes expérimentales

CHAPITRE IV : METHODES EXPERIMENTALES

IV-1-MATERIAU ETUDIE

IV-1-1-Choix du métal de base :

Le matériau utilisé est un acier inoxydable austénitique désigné par **A312 TP 304** selon(ANSI B36.19-1965) et **Z12CN18-8** selon AFNOR. Le choix est motivé par les raisons suivantes :

- Sa bonne soudabilité car sa structure n'étant pas fragile.
- Il résiste dans les milieux corrosifs sévères.
- Sa haute limite d'élasticité permet de réduire les épaisseurs, donc les masses, ce qui fait de ce matériau très utile dans divers domaines tels que la fabrication des appareils travaillant sous haute pression (les réacteurs nucléaires, les réacteurs chimiques, les canalisations (pipe line)...))

IV-1-2- Caractérisation du métal de base :

a-Analyse chimique :

On a découpé sur une chute d'un tube de 9 mm d'épaisseur un échantillon brut, puis procéder à un étalage et un usinage au tour jusqu'à l'obtention d'un disque de 25mm de diamètre. Après un décapage mécanique et un nettoyage chimique, l'échantillon a subi une analyse spectrométrique au laboratoire de métallurgie de la SNVI de Rouiba. Cette analyse a donné la composition suivante :

Tab-IV-1-Composition chimique réelle

Eléments	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al
(%)	0.069	1.55	0.72	0.038	0.031	18.36	9.14	0.15	0.12

Les résultats du tableau ci-dessus confirme ceux indiqués par la norme (ANSI B36.19-1965) présentés dans le tableau suivant :

Tab-IV-2-composition chimique selon la norme (ANSI B36-1965)

Eléments	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Autres
(%)	0.08	2.00	0.75	0.04	0.03	18.00-20.00	8.00-11.00	/	/

b- Caractéristiques mécaniques :

Les caractéristiques mécaniques de l'acier à l'état brut (pipe) sont présentées dans le tableau IV-3.

Tab-IV-3-Propriétés mécaniques de l'acier utilisé

Charge à la rupture (H.bar)	Limite d'élasticité (H.bar)	Allongement A (%)	Dureté
51.7	20.7	35	

IV-2-CHOIX DU PROCEDE DE SOUDAGE :

Notre choix c'est porté sur le soudage TIG, en raison des possibilités qu'il offre d'obtenir des soudures de haute qualité exemptes de porosités ainsi à cause de l'inaccessibilité à l'envers de tube.

IV-2-1-Identification du métal d'apport (MA) :**IV-2-1-1- Choix du métal d'apport :**

Pour choisir à bon escient le métal d'apport qui convient, il est indispensable de bien connaître la composition du métal de base et son état de livraison (traitement, degré d'écrouissage). Cela nous permettra d'avoir une bonne soudure. Le type de métal d'apport utilisé est : ER308L selon la norme AWS et N-Z 199L selon la norme AFNOR.

IV-2-1-2-Composition du métal d'apport :

La composition du métal d'apport est aussi voisine que possible de celle du métal base. Elle est préparée pour des compositions fixes. Le métal d'apport utilisé a la composition suivante (tableau IV-4)

Tab-IV-4-Composition chimique du métal d'apport

Eléments	C	Mn	Si	Cr	Ni
(%)	0.015	1.7	0.4	20	10

IV-2-2- Gaz de protection :

La protection par un gaz inerte supprime pratiquement toutes pertes en éléments d'addition et aucun risque d'inclusion du laitier n'est à craindre. Etant donné que le métal de base est un acier inoxydable, le gaz utilisé est l'argon.

IV-2-3-Préparation des joints en vue de soudage TIG :

On a opté pour un chanfrein en V car il n'est pas possible d'accéder à l'envers de la soudure et l'épaisseur de tube est relativement mince. Les bords ont été coupés avec une certaine précision afin de présenter un écartement régulier puisque la soudure sera exécutée avec un apport du métal.

Les bords après décapage et dégraissage sont présentés dans la position 1G (rotation), puis immobilisés par un pointage à l'aide des plaquettes qui seront dessoudé ultérieurement.

En plus de gaz inerte (Argon) dégagé par la torche sur le bain de fusion, la protection à l'envers est mise en action. La préparation des joints à souder est bien montrée dans la figure IV-1

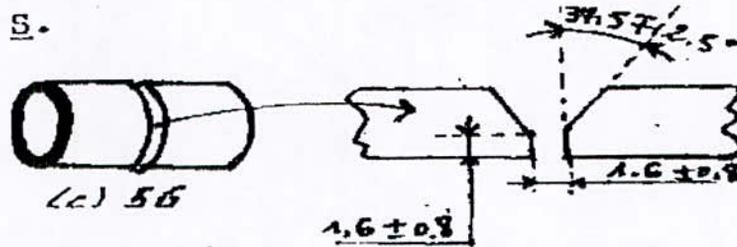


Fig-IV-1-Préparation des joints en vue de soudage

IV-2-4-Choix des paramètres de soudage :

Pour obtenir des soudures exemptes de défauts, il faut bien choisir les paramètres de soudage en s'inspirant des considérations suivantes :

Une intensité trop élevée provoque la formation d'une structure à gros grains. Elle prolonge le maintien du métal fondu dans l'intervalle de température (de 425 à 870°C) où s'effectue la précipitation des carbures, comme elle tend à déformer plus fortement les pièces à souder.

Pour ces raisons, l'apport de chaleur au joint doit être maintenu à un niveau modéré en suivant les règles suivantes :

- Le préchauffage n'est pas à envisager, au contraire le refroidissement rapide sera favorisé par des supports en cuivre massifs par exemple.
- L'intensité adoptée sera minimale et la vitesse d'avancement aussi élevée que possible.
- Le cordon doit être étroit et exécuté en plusieurs passes.

Tous les paramètres de soudage sont rassemblés dans le procé verbal d'homologation de la procédure (voir le formulaire ci-joint en annexe).

IV-2-5-Finition de la soudure :

L'absence totale de laitier rend inutile le nettoyage des joints soudés. Toutes fois des taches, provenant de la précipitation de divers carbures dans la zone affectée par la chaleur, peuvent apparaître au voisinage du cordon. Un coup de brossage à l'aide d'une brosse métallique en acier inoxydable ou même l'utilisation des pâtes spécifique, peut faire disparaître ces oxydes.

IV-2-6-Examen Radiographique :

Avant le découpage on a procédé à un contrôle radiographique afin de s'assurer de la qualité de la soudure. La technique de l'examen radiographique permet de mettre en évidence les défauts suivants :

remarquent sur la radiographie selon des formes linéaires où la longueur du défaut est plus de trois fois sa largeur.

- Les indications rondes, porosités et inclusions telles que laitier ou tungstène se remarquent sur la radiographie selon des formes arrondies avec une longueur du défaut de trois fois la largeur ou moins. Ces formes peuvent apparaître circulaires elliptiques ou dimensions irrégulières, elles peuvent avoir des prolongations et leur densité peuvent varier.

Dans le cas de notre soudure, après avoir repérer le cordon de cette dernière, la lecture de film radiographique (rayon γ), a permis de constater un caniveau extérieur entre 40 et 45 et des traits noirs verticaux qui sont dus à des reprises. En effet, on peut dire que la soudure est presque dépourvue de défauts, donc elle est d'une très bonne qualité (soudure saine).

IV-2-7-Essai de pliage :

L'application des essais de pliage aux assemblages soudés, nous permet l'évaluation de la qualité de la soudure.

Les éprouvettes sont prélevées en travers de la soudure. Après usinage des tranches prélevées, celles-ci sont pliées de façon à mettre en tension la soudure. On vérifie à la fin du pliage imposé que l'éprouvette ne comporte pas de déchirure. L'essai est conduit de manière à mettre en tension soit l'endroit, soit une section de la soudure.

Les cotes du dispositif de mise en œuvre (diamètre du mandrin et écartement des appuis) sont fonction de l'épaisseur de l'éprouvette.

IV-2-8-Essai de traction :

IV-2-8-1-Principe de l'essai et prélèvement des éprouvettes :

L'essai consiste à soumettre, à un effort de traction, une éprouvette prélevée transversalement au joint soudé. Les éprouvettes sont prélevées transversalement au joint soudé de telle façon qu'après usinage, l'axe de la soudure demeure à mi-longueur de la partie calibrée de l'éprouvette. La surepaisseur est arasée au niveau du métal de base. Les éprouvettes sont usinées en utilisant des moyens mécaniques appropriés en prenant les précautions nécessaires pour éviter l'écrasement ou l'échauffement excessif du matériau, les dimensions des éprouvettes fixées par la norme N.F.A 89.200 sont schématisées par la figure IV-2.

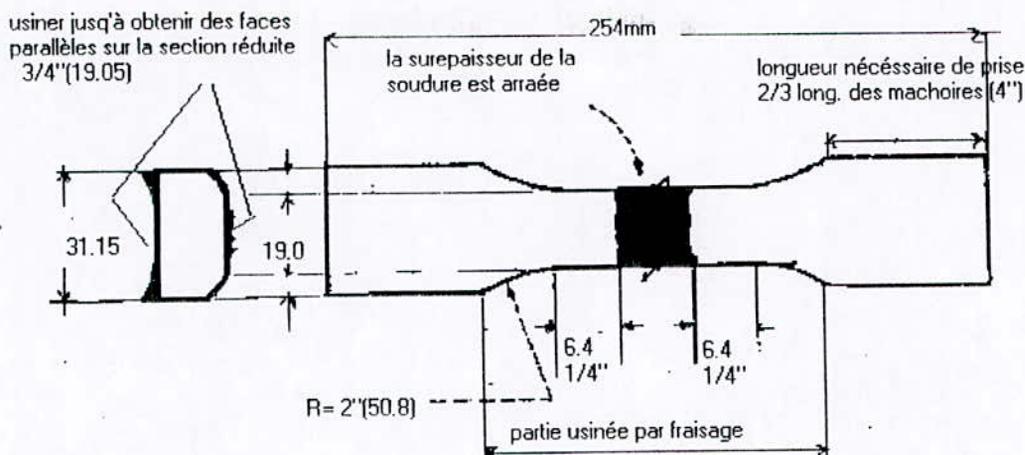


Fig-IV-2-Eprouvette de traction sur tube à section réduite

IV-2-8-2-Condition de l'essai :

La charge devra être appliquée à l'éprouvette progressivement et de façon continue dans la direction perpendiculaire à l'axe de la soudure, jusqu'à la rupture. Au cours de l'essai de traction on relève la résistance maximale à la traction R_m [MPa], qui est définie comme le rapport de la charge maximale supportée par éprouvette pendant l'essai sur la section initiale de la partie calibrée de l'éprouvette, et lieu de rupture, dans la soudure ou hors de la soudure.

IV-3- PREPARATION DES EPROUVETTES

IV-3-1-Decoupage et usinage :

Le tube soudé a été découpé à froid en plusieurs éprouvettes à l'aide d'une scie électrique selon le schéma suivant, puis usinées selon les dimensions d'une éprouvette standard, dont les dimensions sont pour la qualification du soudage. Nous avons préparé pour notre travail 32 éprouvettes destinées aux essais de fatigue thermique et aux essais mécaniques, de résilience et de caractérisation de l'état de référence.

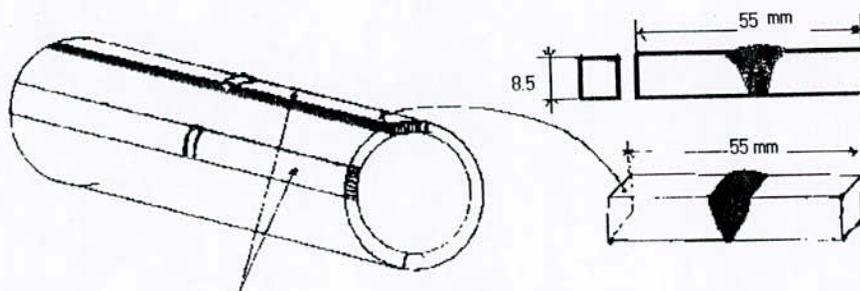


Fig.IV-3-Découpage des éprouvettes

IV-3-2- Traitements thermiques des éprouvettes :

Afin de permettre la remise en solution dans la matrice austénitique des

précipitations telles que, par exemple, la ferrite, la martensite d'écroissage etc....qui auraient pu se produire pendant l'opération de soudage, et éventuellement l'adoucissement si les opérations de découpage et usinage ont provoqué un écroissage supérieur à 15%. On a opté pour un traitement thermique d'hypertrempe. Ce traitement a été réalisé au laboratoire de Génie Mécanique de l'ENP au moyen d'un four électrique. Il consiste à porter l'ensemble des pièces soudées (sauf celles de pliage et de traction) à une température de 1060°C pendant une durée de 30 minutes et ensuite, les pièces sont refroidies rapidement à l'air.

IV-4- ESSAIS DE CYCLAGE THERMIQUE

IV-4-1-Realisation du dispositif de fatigue thermique

En 1958, E. Glenny *et Al.* ont proposé d'étudier l'endommagement en fatigue anisotherme dans des conditions plus proches de celles rencontrées par les aubes de turbines lors du service. Ils ont utilisé des éprouvettes en forme de disque ayant la section conique pour s'approcher de la géométrie des aubes. Les éprouvettes étaient immergées alternativement dans deux bains à des températures différentes. Les gradients thermiques ainsi générés (à cause de la géométrie particulière des éprouvettes) entraînaient des contraintes internes (aucune contrainte externe n'était appliquée). Ce dispositif d'essai est à l'origine des essais de "fatigue thermique".

Les années soixante ont été marqués par l'épanouissement des études de fatigue anisotherme et par le développement de différentes méthodes expérimentales. La majorité de ces études a été influencée par le travail pionnier de Coffin []. Des modifications du dispositif proposé par Coffin ont été suggérées de façon à permettre l'évaluation de différentes conditions de sollicitations thermo-mécaniques. En 1961, S. Taira *et Al.* ont modifié le dispositif d'essai de Coffin pour effectuer des essais en présence d'une contrainte moyenne de traction, et en 1964 Y. F. Balandin et A. V. Gubinont ont également travaillé dans ce sens.

En 1963, M. Kawamoto *et Al.* ont développé une machine d'essai qui permettait l'application de cycles de déformation indépendamment du cycle de température. Le principe de fonctionnement de cette machine était complètement mécanique et la forme des cycles thermo-mécaniques était définie par la géométrie des cames qui commandaient les contrôles de déformation et de température. Un système similaire très complexe a été conçu par A. I. Ivanov et B. F. Trakhtenberg en 1967. [23,24,25,26,27]

La réalisation d'un dispositif de cyclage thermique a été conçue au niveau du département dans le cadre des travaux de magister et d'un projet de fin d'étude sur la fatigue thermique sous la direction de K. Abadli. Le principe était le chauffage par un four à résistance alimenté par un bloc de puissance, et l'introduction d'un système de régulation et un dispositif hydraulique, pour permettre le refroidissement.

La première conception a été réalisée en utilisant un refroidissement par jet d'eau en circuit ouvert, mais dans la deuxième conception, on a opté pour un circuit fermé en utilisant un seul bac d'eau.

Dans notre travail, on a réalisé le même montage sauf que cette fois-ci on a utilisé une armoire de régulation qui permet en même temps l'alimentation du four et la

régulation de la température. En effet, ce mécanisme comporte deux dispositifs :

- Un dispositif thermique constitué de :
 - Four électrique tubulaire qui peut atteindre des températures jusqu'à 1100°C;
 - Une armoire de régulation composée d'un régulateur qui permet d'alimenter et de fixer la température du four à l'aide d'un thermocouple lié à ce dernier.
- Un indicateur de température qui affiche la température au voisinage de l'échantillon à l'aide d'un deuxième thermocouple.
- Un dispositif hydraulique constitué de :
 - Pompe hydraulique d'une puissance de 75 l/mn qui assure le refroidissement à partir d'un bac d'eau;
 - Un bac d'eau qui sert la pompe lors de son démarrage ;
 - Un temporisateur relié à la pompe, qui permet de fixer les temps de chauffage (arrêt de la pompe pendant t_{ch}) et de refroidissement (fonctionnement de la pompe pendant t_{ref}).
 - L'étanchéité est réalisée par l'utilisation de la silicone.

Ainsi nous aurons un processus de cyclage thermique. (Voir figure IV-4, IV-5)

IV-4-2- Mode de fonctionnement du dispositif :

Le four est fixé par un support; Un tube en acier inoxydable de diamètre 38 mm , a été introduit dans le four pour qu'il n'y ait pas de collision entre l'eau de refroidissement et l'intérieur du four .

Le porte échantillon de diamètre 34 mm, est fixé par deux fils en acier inoxydable au bouchon du tube. On peut donc comprendre la nécessité du deuxième thermocouple qui nous permet de contrôler ou de fixer la température de l'échantillon. Cette différence entre la température du four et celle à laquelle l'échantillon est porté, est due au parois du tube en acier inoxydable qui absorbent la chaleur, en diminuant ainsi la température, et à la position des deux thermocouples. La mise en marche de système est comme suit:

- On alimente le four et on fixe la température de consigne T_c à l'aide du régulateur ;
- Lorsque la température du four atteint T_c , on place le porte échantillon qui comporte deux éprouvettes dans la zone centrale du tube en acier.
- On place ensuite le thermocouple de contrôle sur les éprouvettes pour contrôler la température.
- On ferme l'extrémité supérieure (bouchon) du tube en acier inoxydable ;
- On déclenche la pompe et la temporisation ;

Le système fonctionne avec des cycles de chauffage (pompe à l'arrêt pendant t_{ch}) et de refroidissement par un jet d'eau froide (pompe en marche pendant t_{ref})

Ainsi par les systèmes de chauffage et de refroidissement, on obtient des cyclages bien déterminés en sachant que le temps de maintien et la température du cycle sont commandés respectivement par le temporisateur et le régulateur de température.

Dans ces conditions, les échantillons sont maintenus dans le four où il atteignent à

leur tour une température, maximale T_{max} pendant un certain temps de chauffage t_{ch} , puis ils subissent une douche froide par injection d'eau (trempe) où ils seront amenés à une température minimale plus basse T_{min} pendant de refroidissement. Le cycle thermique obtenu a la forme présentée dans la figure -IV-6

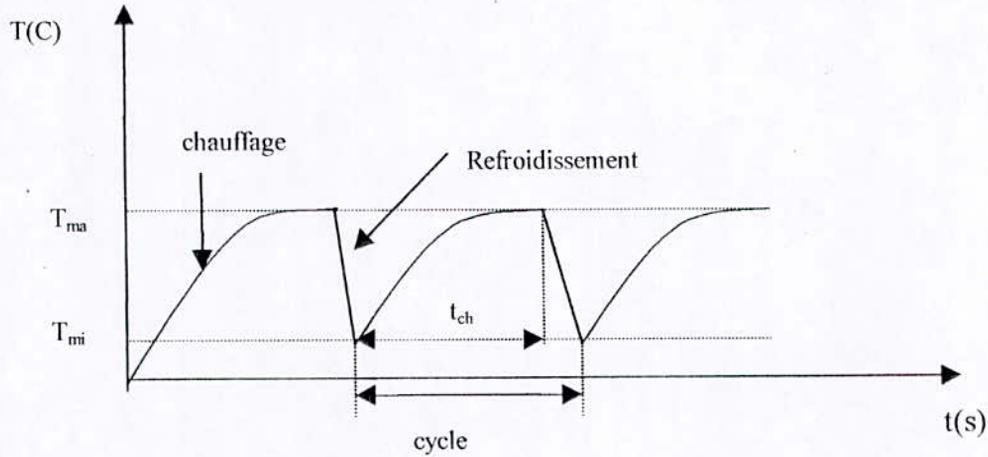


Fig-IV-6-Forme du cycle thermique

IV-5-INVESTIGATION RADIOGRAPHIQUE ET ULTRASONORE :

En radiographie, procédé très indiqué pour la détection des cavités et des inclusions, les réserves tiennent au fait qu'un défaut dit plat, relativement mince, tel qu'une fissure ou un manque de fusion, peut être traversé, et non parcouru par un rayonnement, ce qui le fait échapper à la détection. Par contre l'ultrasons apparaît comme le plus indiqué pour la détection des défauts plats des soudures, à conditions que l'opérateur veille à faire varier suffisamment les incidences du faisceau par rapport aux défauts, surtout pour leur identification. La difficulté de cette méthode réside dans l'interprétation des signaux obtenus sur l'écran de l'appareil et dans la définition de la nature des défauts.

IV-4- INVESTIGATION METALLOGRAPHIQUE

IV-4-1-Examen macrographique (macrostructure) :

L'attaque chimique d'un échantillon pour macrographie fait apparaître, entre autre, les zones constitutives de la soudure, qui se manifestent par des intensités d'attaque ou des colorations différentes les unes des autres. Ces différences traduisent les variations de constitution et de structure engendrées par l'opération de soudage.

De plus, l'examen macrographique fournit des informations sur les anomalies géométriques physiques des soudures, et d'autres part, sur leurs conditions d'exécutions. Compte tenue des renseignements qu'il fournit, l'examen macrographique des soudures est utilisé pour diverse raisons. Tout d'abord, l'examen macrographique précède et guide l'examen micrographique quel que soit l'objet de dernier (recherche, expertise, contrôle ou renseignement). De même, la macrographie est indispensable pour situer les

éprouvettes d'essai, ainsi est-il des essais de dureté sous cordon et des essais mécaniques[13].

IV-4-1-1-Préparations des échantillons :

Sur chaque échantillon, nous avons procédé à un polissage relativement grossier avec du papier abrasif de granulométrie croissante 80,120,240 et enfin 600.

IV-4-1-2-Attaque chimique :

Une solution d'attaque chimique a été choisit pour l'observation macroscopique, il s'agit d'un réactif composé d'un volume d'acide nitrique (60% pour analyse -ISO[HNO₃], M= 63.01) et un volume d'acide chlorhydrique(35% pour analyse-ISO HCl , M=36.46). La durée d'attaque est de 3min suivie d'un rinçage à l'eau distillé, et enfin, l'ensemble des échantillons ont été trempé dans un bain d'ethanol absolu pour analyse, CH₃ CH₂ OH , M=46.07.

IV-4-1-3- Réalisation des macrographies :

A l'aide d'un microscope de marque ZEISS, disposant d'un appareil photographique standard, nous avons pris des macrographies de chaque éprouvette attaquée, avec un grossissement de 200, soit 11 éprouvettes (2 de référence dont l'une d'entre elles n'a pas subi de traitement thermique, et le reste correspond aux essais de cyclage).

IV-4-2-Examen micrographique(Microstructure) :

L'investigation micrographique(optique ou électronique)où l'examen de la microstructure a pour but principal la mise en évidence de la structure de l'échantillon et des inclusions non métalliques lors de l'observation au microscope optique ou électronique.

IV-4-2-1-Polissage:

Nous avons procédé, de la même manière que précédemment, mais cette fois-ci le polissage a été très poussé, en utilisant du papier abrasif de granulométrie croissante 600, 800, 1000, 1200. La finition a été réalisée à l'aide de l'alumine dont la dimension est 1µm.

IV-4-2-2-Attaque chimique :

La solution utilisée était l'eau régale glycinée composée d'un volume d'acide nitrique(D=1.33) et deux à trois volumes d'acide chlorhydrique et de glycérine.(à utiliser fraîchement préparée pendant 30 secondes à cinq minutes)

IV-5-INVESTIGATION MECANIQUE

IV-5-1-Essai de dureté sous cordon :

La mesure de la dureté est d'un emploi général pour les matériaux qu'il s'agisse de résistance mécanique ou de vérifier l'absence de fragilisation par suite de différents traitements mécaniques, thermiques qu'il a pu subir en l'occurrence le cyclage thermique

aussi, l'accroissement de la dureté, observée dans les zones thermiquement affectées par le soudage, peut être l'indice d'un risque de fissuration à froid sous cordon ou de corrosion sous tension, d'où l'intérêt de la détermination de cette dureté. L'essai appliqué est la dureté Vickers.

On a utilisé un duromètre à affichage digital et on a pris trois mesures pour chaque zone pour les onze éprouvettes. Les mesures de dureté Vickers sont effectuées sous une charge de 5 kgf (49.2N) appelée : H_{V5} .

IV-5-1-1-Conditions opératoires :

Les éprouvettes destinées à des essais de dureté, ont subi au préalable un examen macrographique à fin de révéler les différentes zones constitutives de la soudure(ZF, ZL, ZAT).

IV-5-2-Essai de microdureté :

L'établissement du profil de la microdureté a pour but de confirmer et de compléter l'examen micrographique et le profil de la taille moyenne des grains.

IV-5-2-1-Préparation des échantillons :

La préparation de l'échantillon s'est effectuée de la même manière que pour l'examen micrographique à savoir : polissage avec du papier abrasif de granulométrie(600, 800, 1200), suivie d'un polissage de finition à l'aide de l'alumine dont la dimension est de $1\mu\text{m}$.

IV-5-2-2-Type d'essai et de charge :

Le profil de microdureté s'est effectuée avec une charge de 0.3 kgf avec un micro-duromètre de marque (ZIESS) ayant une charge maximale de 1 kgf.

IV-5-2-3-Mode opératoire :

Un balayage de microdureté s'est effectué le long de l'éprouvette, en allant de la zone fondue jusqu'au métal de base, comme indiquée sur la figure ci-dessous, avec un pas de 3 mm.

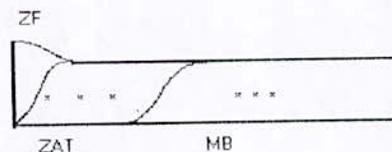


Fig-IV-7-Profil de la microdureté

IV-5-3-Essai de résilience :

L'essai qui demeure le plus utilisé pour évaluer la sensibilité à la rupture fragile au niveau d'un joint soudé est l'essai de résilience. Il est réalisé sur des éprouvettes dont les entailles sont placées dans la zone fondue et dans la zone affectée thermiquement.

IV-5-3-1-Types d'éprouvettes :

Les éprouvettes de résilience (à entaille en V) sont ceux définies par la norme N.F. schématisée par la figure IV-9. Néanmoins, il est admis de relever des éprouvettes dites "à section réduite" de (10 mm x 8.5 mm) dans le cas des assemblages tubulaires comme le cas de notre étude.

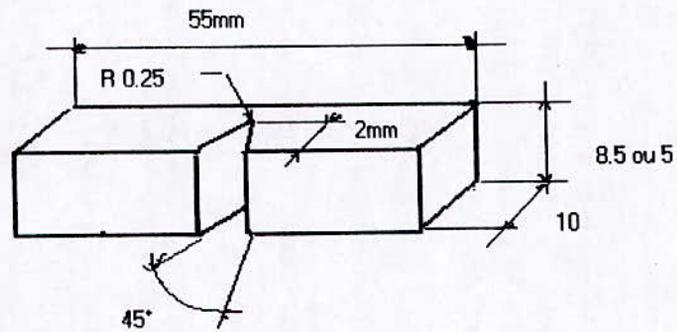


Fig-IV-9- Eprouvette à section réduite

Chapitre V

Résultats et Interprétations

CHAPITRE V : RESULTATS ET INTERPRETATIONS

V-1-RESULTATS EXPERIMENTAUX :

V-1-1-Conditions de cyclage thermique

Le but principal de notre travail est d'étudier l'influence du nombre de cycle thermique (N) et celle du temps de maintien à chaud (t_{ch}) sur la structure et les propriétés mécaniques de l'acier. Nous devons aussi étudier l'endommagement par fissuration au cours du cyclage thermique.

Les essais ont été effectués sous forme de chocs thermiques, car les gradients de température sont assez élevés avec les refroidissements à l'eau.

Afin d'étudier les effets de la température maximale T_{max} et du temps de maintien à chaud (t_{ch}), nous avons réalisé trois séries d'essais. Les conditions opératoires sont représentées dans les tableaux suivants :

Tab-V-1-Conditions opératoires du premier essai

Paramètres échantillons (E_i)	Nombre de cycles (N_i)	Température de consigne $T_c(^{\circ}C)$	Température maximale $T_{max}(^{\circ}C)$	Température minimale $T_{min}(^{\circ}C)$	Temps de chauffage $t_{ch}(s)$	Temps de refroidissement $t_{ref}(s)$
E ₁	100	690	360	98	240	3
E ₂	200	690	360	98	240	3
E ₃	300	690	360	98	240	3
E ₄	400	690	360	98	240	3
E ₅	500	690	360	98	240	3

Tab-V-2-Conditions opératoires du deuxième essai

Paramètres échantillons (E_i)	Nombre de cycles (N_i)	Température de consigne $T_c(^{\circ}C)$	Température maximale $T_{max}(^{\circ}C)$	Température minimale $T_{min}(^{\circ}C)$	Temps de chauffage $t_{ch}(s)$	Temps de refroidissement $t_{ref}(s)$
E ₁	100	800	500	120	240	3
E ₂	200	800	500	120	240	3
E ₃	300	800	500	120	240	3
E ₄	400	800	500	120	240	3
E ₅	500	800	500	120	240	3

Tab-V-3-Conditions opératoires du troisième essai

Paramètres échantillons (E_i)	Nombre de cycles (N_i)	Température de consigne $T_c(^{\circ}C)$	Température maximale $T_{max}(^{\circ}C)$	Température minimale $T_{min}(^{\circ}C)$	Temps de chauffage $t_{ch}(s)$	Temps de refroidissement $t_{ref}(s)$
E ₁	200	890	500	125	120	3
E ₂	200	800	500	120	240	3
E ₃	200	680	500	116	360	3
E ₄	200	600	500	110	600	3

Pratiquement on a constaté que la température du four (température consigne T_c , T_{min} , T_{max}) varient en fonction du temps de chauffage t_{ch} qui caractérise chaque essai.

Ainsi plus la durée de chauffage est courte plus la température de consigne T_c doit être élevée afin d'atteindre T_{max} voulue

V-1-2-Analyse macrographique :

Après l'attaque chimique, l'observation à l'œil nu de la zone soudée révèle l'existence de trois zones distinctes avec des colorations nettement différentes : zone fondue (ZF), zone affectée thermiquement et métal de base. Par ailleurs, on observe une zone appelée "zone de liaison", cette dernière correspond à la limite jusqu'à laquelle le métal de base a été porté à la fusion. Elle délimite ainsi la zone fondue et elle est mise en évidence par la différence de structure que l'on constate de part et d'autre. Un faible grossissement met en évidence :

- Au sein du métal fondu, trois passes dont leurs zones de liaisons sont apparentes et tournent leur concavité du côté supérieurs (l'endroit).
- Dans les macrographies, figure V-1 et figure V-2, la zone affectée thermiquement (ZAT) est clairement délimitée, par contre dans la figure V-3 on constate la disparition de cette zone.
- Le caractère épitaxial de la solidifications du métal fondu entre deux passes successives et entre le métal de base et la zone fondue (voir les figures V-1, V-2, V-3).

V-1-3-Analyse micrographique :

L'étude de l'observation structurale a été réalisée sur trois séries d'échantillons ayant subi un cyclage thermique, et deux autres échantillons qui n'ont pas subi de cyclage, l'un à l'état brut et l'autre après traitement thermique d'hypertrempe.

- La première série a subi l'essai n° 1 caractérisé par un maintien à chaud jusqu'à 360°C pendant 240 secondes. Le gradient thermique atteint est : $360-98 = 262^\circ\text{C}$
- La deuxième série a subi l'essai n°2 caractérisé par un maintien à chaud jusqu'à 500°C pendant 240 secondes. Le gradient thermique atteint est : $500-120 = 380^\circ\text{C}$
- La troisième série a subi l'essai n°3 caractérisé par un nombre de cycle fixé à 200 cycles et une variation de temps de maintien (120s, 240s, 360s, 600s). Les gradients thermiques dépendent des durées de maintien à chaud comme suit :

Tableau V-4- Les gradients thermiques produit au cours du troisième cycle

t_{ch} (secondes)	T_{max} ($^\circ\text{C}$)	T_{min} ($^\circ\text{C}$)	ΔT ($^\circ\text{C}$)
120	500	125	375
240	500	120	380
360	500	116	384
600	500	110	390

Ce tableau nous permet de faire deux observations importantes :

- Une augmentation de la durée t_{ch} entraîne un abaissement de T_{min} pour une T_{max} constante.
- Une augmentation de t_{ch} entraîne une augmentation de ΔT pour T_{max} constante.

V-1-3-1-Analyse microstructurale de la soudure à l'état brut :

L'observation microscopique révèle deux zones distinctes à savoir la zone fondue et le métal de base. Ces dernières sont séparées par une ligne appelée zone de liaison.

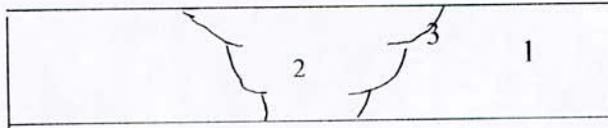


Fig-V-4-L'éprouvettesoudée à l'état brut

Dans la zone n°1 (métal de base), on observe une structure austénitique dont laquelle les joints des grains sont peut décelables, et une présence de carbures de tailles différents avec une distribution normale dans une matrice austénitique, ainsi la présence d'inclusions dues éventuellement aux opérations d'usinage. La morphologie présente une structure types basaltique, fine dans les régions frontalières avec la zone n°3 (zone de liaison), et grossière au centre.

Les deux zones sont nettement séparées, et la structure de la (ZF) est très fine par rapport à la structure du métal de base. Donc on peut estimer aisément l'épaisseur de cette zone. (figure V-5-a, V-5-b, V-5-c)

V-1-3-2-Analyse microstructurale de la soudure après traitement thermique : (état de référence)

L'observation microscopique nous permet d'observer le long de la soudure ce qui suit:

Au niveau du métal de base, une structure grossière austénitique sans précipitation. Les joints de grain révélés et nettement décelables. La frontière (zone de liaison) entre le métal de base et la zone fondue est nettement apparente.

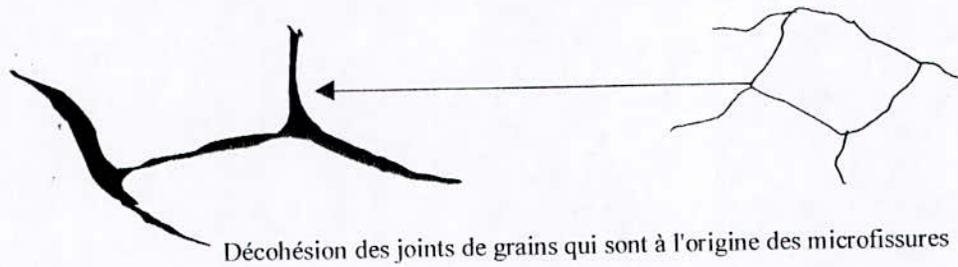
Au niveau de la zone fondue, la structure est fine et biphasé avec une précipitation de carbures de chrome dans une matrice austénitique. On constate aussi la transformation de la structure basaltique en une structure granulaire de l'austénite. Dans ce cas, la précipitation est intergranulaire. (figure V-6-a, V-6-b, V-6-c)

V-1-3-3-Evolution microstructurale de la soudure au cours du cyclage thermique :

L'étude de l'évolution microstructurale des éprouvettes en fonction de nombre de cycle est présentée de la manière suivante :

a- Essai n°1 :**- Le métal de base :**

Après 100 cycles, le métal de base ne subit aucune transformations notables; La précipitation commence à apparaître après 300 cycles, d'abord dans les joints des grains ensuite dans les grains (figure V-7). A 500 cycles, la précipitation est très répandue en particulier dans les joints des grains), ainsi qu'une oxydation importante est aussi constatée au niveau des joints.(figure V-8). Cette précipitation et oxydation dans les joint des grains engendrent une décohésion des joints (figure V-8).

**- Zone fondue :**

Après 100 cycles, la zone fondue n'a pas subi de transformations notables. La structure est proche de celle de l'état de référence. Les précipités sont localisés dans les joints austénitiques. Dans les régions du centre du cordon, la cristallisation présente une texture (les grains sont parallèlement allongés (figureV-9).

Après 300 cycles, la précipitation est importante et il est associée à une oxydation intense (figureV-10), or après 500 cycles, les zones oxydées occupent une précipitation importante dans la surface (figureV-11).

b- Essai n°2 :**- Métal de base :**

- Une précipitation se développe particulièrement dans les joints au cours du cyclage thermique.
- L'oxydation en particulier dans les joints après 100 cycles. A 500 cycles, la décohésion des joints est importante et une fissuration intergranulaire apparaît (figureV-12, V-13, V-14).

- Zone fondue :

Dès le début après 100 cycles, on constate la forte précipitation des carbures associées à une oxydation importante dans les joints austénitiques. Les deux phénomènes se développent au cours du cyclage (figureV-15, V-16), et après 500 cycles, on constate la fissuration intergranulaire dans le cordon de soudure (FigureV-17, V-18).

c- Essai n°3 :

- Métal de base :

- Après 2 minutes de maintien à chaud les transformations ne sont pas notables.
- Après 6 minutes, la fissuration intergranulaire est importante, et les joints des grains sont remplis de précipités de carbures et d'oxydes (figure V-19).
- Après 10 minutes, la densité des microfissures est élevée et on constate une **fissuration transgranulaire** (figure V-20).

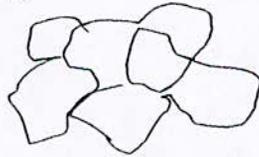
- Zone de liaison :

- La zone de liaison est très nette en séparant le métal de base et la zone fondue. Les microfissures sont très importantes dans le métal de base que celle dans la zone fondue. (V-21, V-22)

- Zone fondue:

La précipitation et l'oxydation intergranulaire sont *deja* importants à 2 minutes, elle évoluent respectivement avec la durée de maintien à chaud (figure V-23, V-24).

La fissuration et l'oxydation occupent des surfaces importantes et le réseau des microfissures prend une forme particulière à la fatigue thermique le **faïençage thermique** (figure V-24).



Faïençage thermique

V-1-4- Evolution de la microdureté au cours du cyclage thermique :

Les résultats des valeurs de microdureté pour les trois essais de cyclage sont présentés dans les tableaux suivants. Chaque valeur est une moyenne de trois mesures.

a- L'essai n°1 :

Tableau V-5-Evolution de la microdureté pour l'essai n°1

N _i	E _i	Mesure de la microdureté dans le métal de base M.B (HV)	Mesure de la microdureté dans la zone affectée thermiquement (HV)	Mesure de la microdureté dans la zone fondue(ZF)(HV)
100	E ₁	164.3	167.6	188.4
200	E ₂	173.5	175.2	188.7
300	E ₃	169	179	190.4
400	E ₄	149	170.8	187
500	E ₅	148	168.8	186

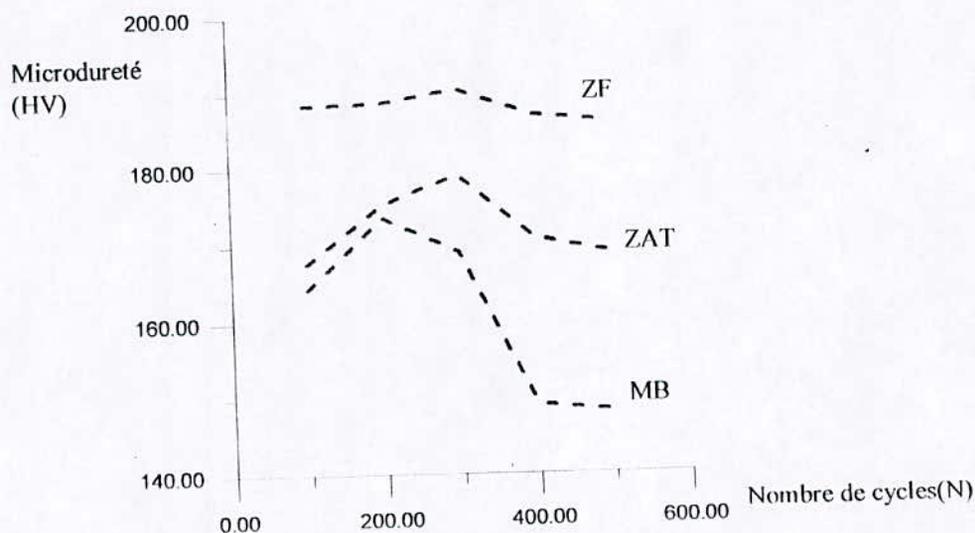


Fig-V-23-Evolution de la microdureté de la soudure au cours du cyclage thermique (Essai n°1)

Dans les trois zones (ZF, ZAT, MB), la microdureté évolue de la même manière : une croissance pendant les 300 premiers cycles puis un abaissement est constaté.

La microdureté de la zone fondue reste constamment supérieure à celle des deux autres zones, et celle de la zone affectée thermiquement est supérieure à celle du métal de base.

b- L'essai n°2 :

Tableau V-6-Evolution de la microdureté pour l'essai n°2

N_i	E_i	Mesure de la dureté dans le métal de base M.B (H _{v5})	Mesure de la dureté dans la zone affectée thermiquement (H _{v5})	Mesure de la dureté dans la zone fondue (H _{v5})
100	E ₁	142.3	151.7	168.3
200	E ₂	151.3	154.9	176.4
300	E ₃	159.9	170.75	186.4
400	E ₄	153.8	154.2	177.0
500	E ₅	150.8	151.7	182.1

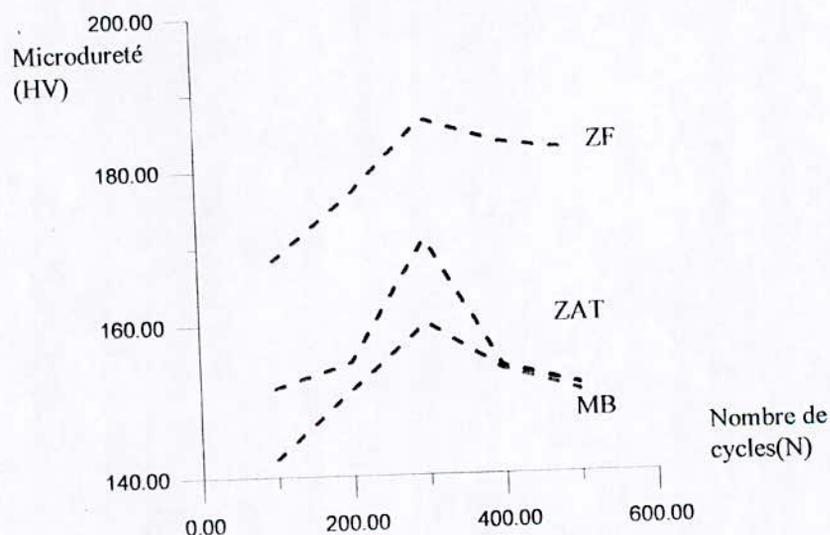


Figure V-24-Evolution de la microdureté de la soudure au cours du cyclage thermique (Essai n°2)

L'évolution de la microdureté dans l'éprouvette présente la même allure que pour l'essai n°1. Les niveaux des microduretés sont proches du premier essai dans les trois zones. Néanmoins, il y a lieu de constater que la microdureté de la ZAT décroît plus rapidement après 300 cycles, d'où elle devient plus basse que celle du métal de base.

c- L'essai n°3 :

Tableau V-7-Evolution de la microdureté pour l'essai n°3

E_i	t_{ref} (s)	T_{min} (°C)	Température de chauffage (maintien) (t_{ch})	Mesure de la dureté dans le métal de base M.B (H_{V5})	Mesure de la dureté dans la zone affectée thermiquement (H_{V5})	Mesure de la dureté dans la zone fondue (H_{V5})
E_1	3	125	120	157.0	167.9	176.4
E_2	3	120	240	168.3	169.9	179.4
E_3	3	116	360	205.6	212.2	217.3
E_4	3	110	600	182.5	192.9	202

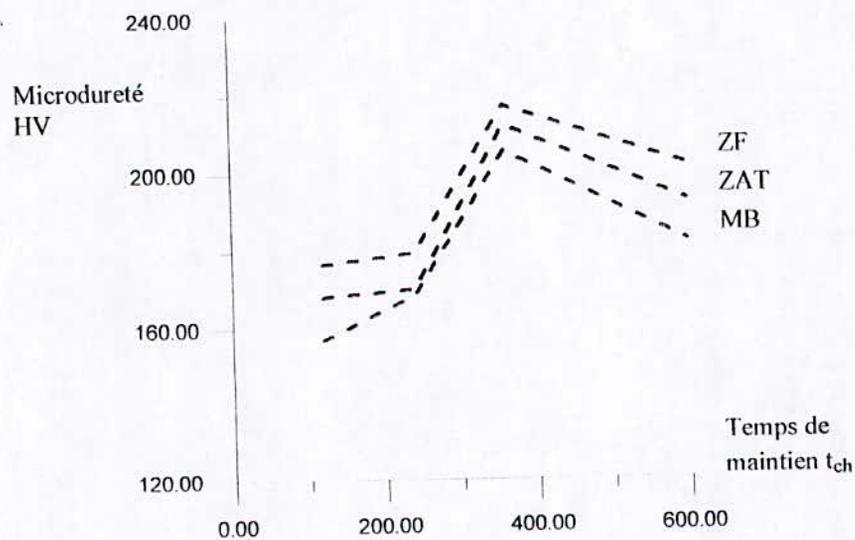


Figure V-25-Evolution de la microdureté de la soudure au cours du cyclage thermique (Essai n°3)

L'allure des courbes de microdureté pour les trois zones est identique à celle correspondante aux autres essais n°1 et n°2. Cependant on constate que la microdureté est plus importante lorsque la durée de maintien à chaud dépasse quatre minutes.

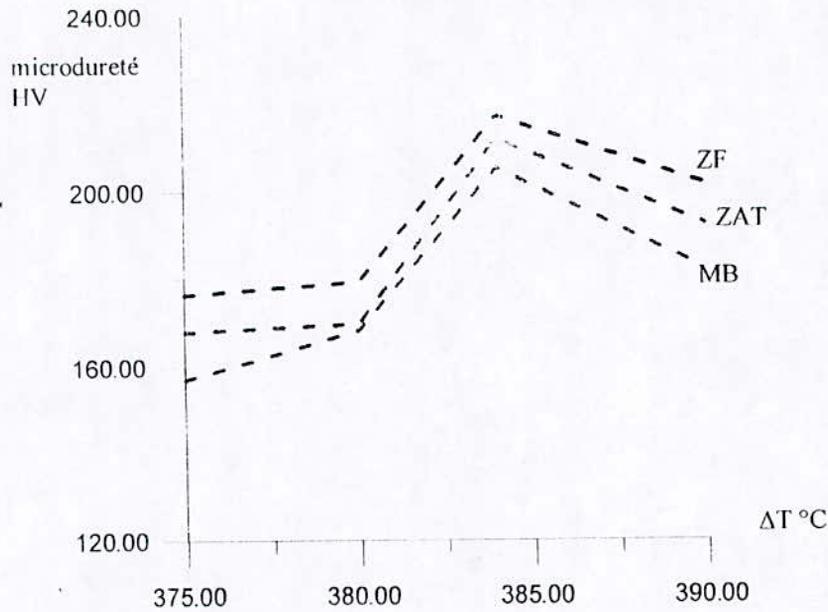


Figure V-26 - Evolution de la microdureté en fonction du gradient thermique

V-1-5-Evolution de la dureté :

Les résultats des valeurs de dureté de l'état brut, de l'état de référence et des trois essais de cyclage sont présentés dans les tableaux suivants. Chaque valeur est une moyenne de trois mesures.

V-1-5-1-Etat brut et état de référence :

a- Etat brut : L'éprouvette n'a pas subi de traitement thermique

Tableau V-8-Evolution de la dureté le long du cordon de soudure de l'éprouvette à l'état brut

Métal de base	Zone affectée thermiquement	Zone fondue
198	210	220

b- Etat de référence : L'éprouvette a subi un traitement thermique d'hypertrempe

Tableau V-9-Evolution de la dureté le long du cordon

Métal de base	Zone affectée thermiquement	Zone fondue
138	153	171

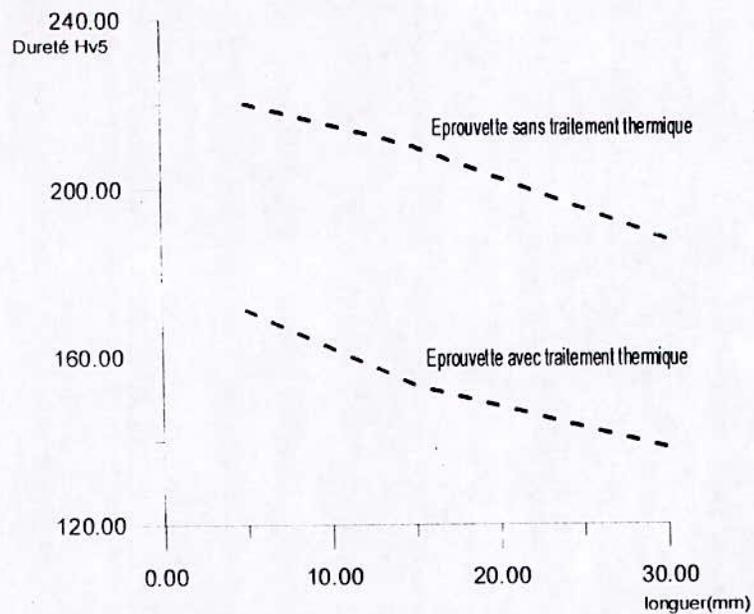


Figure V-27-Profil de la dureté le long d'un joint de soudure pour les éprouvettes de l'état brut et l'état de référence

V-1-5-2-Evolution de la dureté au cours du cyclage thermique :

a- L'essai n°1 :

Tableau V-10-Evolution de la dureté pour l'essai n°1

N_i	E_i	Mesure de la dureté dans le métal de base M.B (H_{v5})	Mesure de la dureté dans la zone affectée thermiquement (H_{v5})	Mesure de la dureté dans la zone fondue (H_{v5})
100	E_1	139	153	180
200	E_2	143	155	184
300	E_3	153	157	188
400	E_4	149	154	176
500	E_5	148	152	171

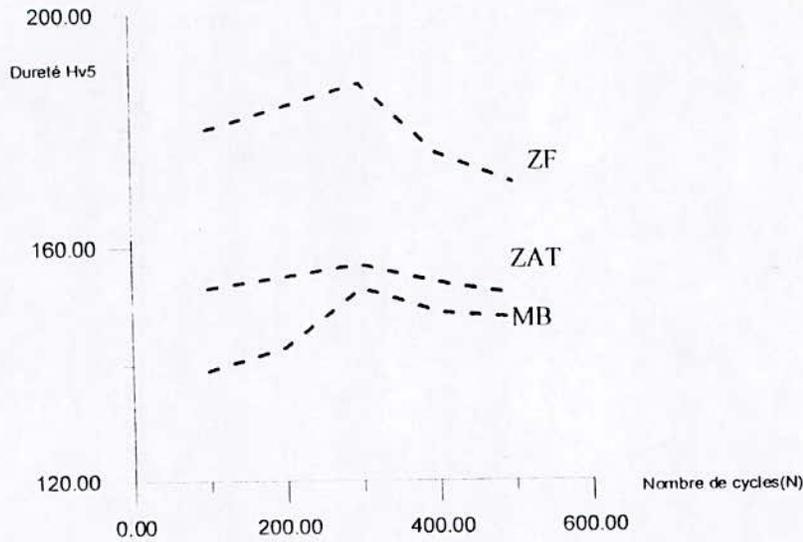


Fig-V-28-Evolution de la dureté de la soudure au cours du cyclage thermique (Essai n°1)

Dans les trois zones (ZF, ZAT, MB), la dureté évolue de la même manière : une croissance pendant les 300 premiers cycles puis un abaissement est constaté.

La dureté de la zone fondue reste constamment supérieure à celle des deux autres zones, et celle de la zone affectée thermiquement est supérieure à celle du métal de base.

b- L'essai n°2 :

Tableau V-11-Evolution de la dureté pour l'essai n°2

N_i	E_i	Mesure de la dureté dans le métal de base M.B (H_{v5})	Mesure de la dureté dans la zone affectée thermiquement (H_{v5})	Mesure de la dureté dans la zone fondue (H_{v5})
100	E_1	149	154	172
200	E_2	151	154	176
300	E_3	155	156	182
400	E_4	153	154	177
500	E_5	151	146	166

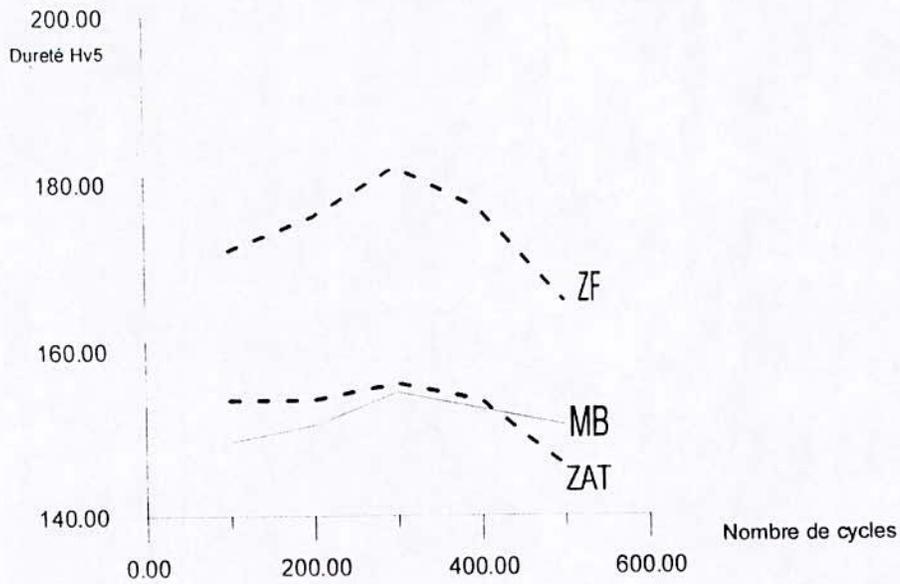


Figure V-29-Evolution de la dureté de la soudure au cours du cyclage thermique (Essai n°2)

L'évolution de la dureté dans l'éprouvette présente la même allure que pour l'essai n°1. Les niveaux de dureté sont proches du premier essai dans les trois zones. Néanmoins, il y a lieu de constater que la dureté de la ZAT décroît plus rapidement après 300 cycles, d'où elle devient plus basse que celle du métal de base.

c- L'essai n°3 :

Tableau V-12-Evolution de la dureté pour l'essai n°3

E _i	t _{ref} (s)	T _{min} (°C)	Température de chauffage (maintien) (t _{ch})	Mesure de la dureté dans le métal de base M.B (H _{v5})	Mesure de la dureté dans la zone affectée thermiquement (H _{v5})	Mesure de la dureté dans la zone fondue (H _{v5})
E ₁	3	125	120	140	153	165
E ₂	3	120	240	150	154	177
E ₃	3	116	360	168	179	200
E ₄	3	110	600	164	170	188

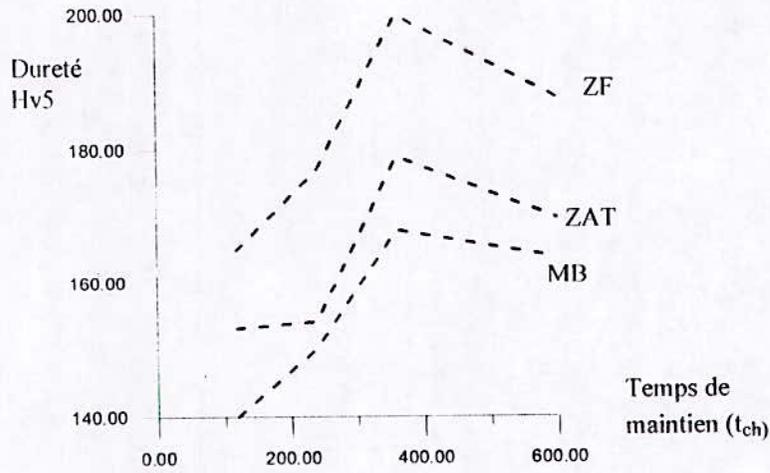


Figure V-30-Evolution de la dureté de la soudure au cours du cyclage thermique (Essai n°3)

L'allure des courbes de dureté pour les trois zones est identique à celle correspondantes aux autres essais n°1 et n°2. Cependant on constate que la dureté est plus importante lorsque la durée de maintien à chaud dépasse quatre minutes.

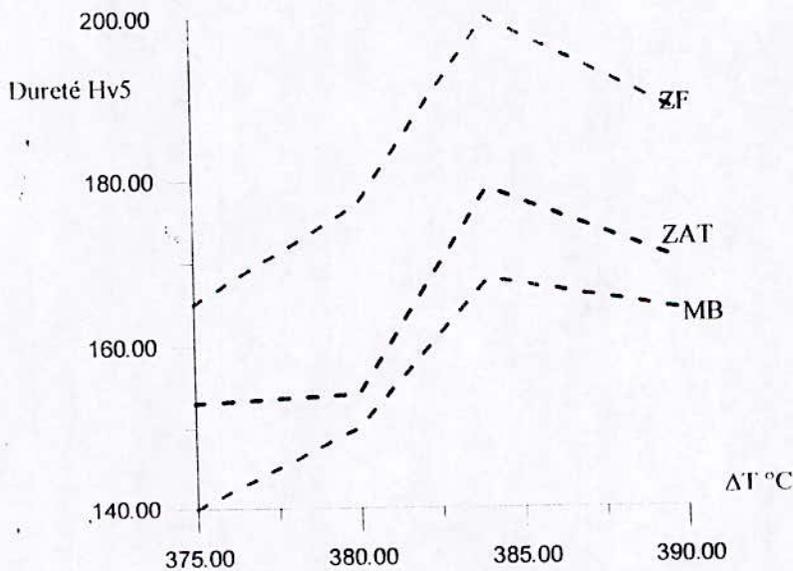


Figure V-31 - Evolution de la dureté en fonction du gradient thermique

V-1-6- Résultats de l'essai de résilience :

Les résultats des valeurs de résilience de l'état brut, de l'état de référence et des deux premiers essais de cyclage sont présentés dans les tableaux suivants. Chaque valeur est une moyenne de trois mesures.

Tableau V-13-La résilience de la soudure dans l'éprouvette de référence

Eprouvette	E ₁	E ₂	E ₃
Energie	146	152	150

Tableau V-14-Evolution de la résilience de la soudure (essai n°1)

Eprouvette (E _i)	Nombre de cycles(N)	Energie mesurée (Joule)
E ₁	100	120
E ₂	200	115
E ₃	300	98
E ₄	400	116
E ₅	500	124

Tableau V-15-Evolution de la résilience de la soudure (essai n°2)

Eprouvette (E _i)	Nombre de cycles(N)	Energie mesurée (Joule)
E ₁	100	144
E ₂	200	137
E ₃	300	140
E ₄	400	141
E ₅	500	143

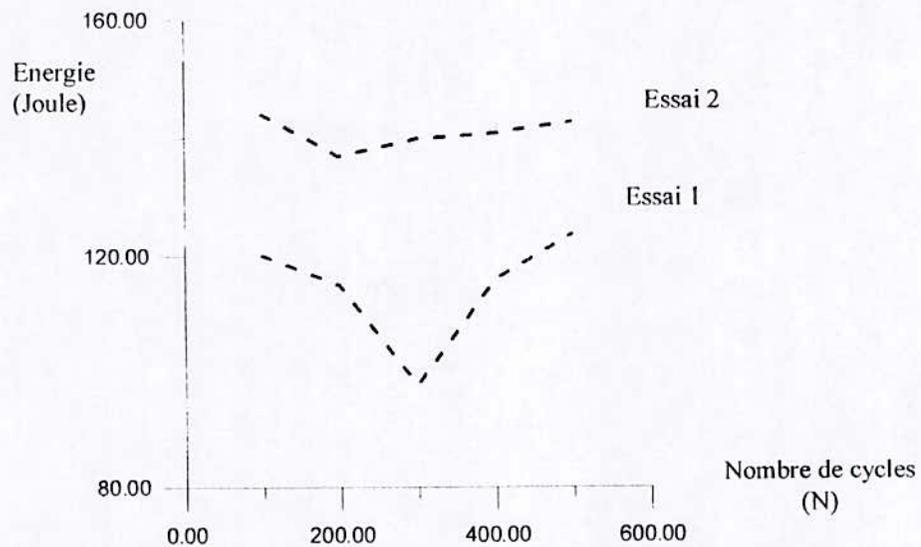


Figure V-32-Evolution de l'énergie en fonction du nombre de cycles

Les variations de la résilience au cours du cyclage montrent que l'énergie emmagasinée décroît pendant les 300 premiers cycles puis subit une croissance. La résilience de l'éprouvette subissant l'essai n°2 reste constamment supérieure à celle de l'éprouvette à l'essai n°1 (figure V-32).

V-1-7-Résultats de l'essai de traction et de pliage :

- Après l'essai de traction, une rupture a été constatée en dehors du cordon de la soudure et la charge à la rupture était supérieure à 51.7.
- Après l'essai de pliage, l'éprouvette ne présente aucune rupture le long des différentes zones de la soudure.

D'après les résultats ci-dessus, on peut dire que la soudure est de très bonne caractéristiques mécaniques

V-2-INTERPRETATION DES RESULTATS :

Introduction :

Les résultats obtenus montrent les effets des conditions du cyclage thermique (Nombre de cycle, température maximale et durée de maintien à chaud sur la soudure et sur l'acier de base.

En effet, nous avons constaté des changements au niveau de la structure et au niveau des propriétés mécaniques de dureté et de résilience. D'autre part, nous avons observé une oxydation importante dans les grains due aux conditions de refroidissement. Cette oxydation associée à la précipitation des carbures va causer une décohésion des joints et l'apparition de microfissures.

V-2-1-Influence du nombre de cycle :

V-2-1-1-Les transformations de la structure :

Au cours du cyclage thermique lorsque le nombre de cycle croît, et après une durée d'incubation évaluée à 100 cycles (400 minutes), on constate une production progressive de la précipitation des carbures de chrome de type $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Cette précipitation se réalise durant les phases de maintien à chaud, et comme la durée de maintien est courte, La cinétique de la précipitation se produit alors par fraction.

Sachant que les températures maximales adoptées sont faibles en l'occurrence 360°C et 500°C, donc la précipitation ne devait pas se produire dans des conditions d'un revenu normale. C'est donc l'effet des contraintes résiduelles qui permet d'une part une précipitation à plus basse température de revenu, car l'austénite est plus instable et d'autre part accélère le processus. Après 300 cycles, on constate, une accélération du phénomène en particulier dans les joints de grain.

La zone fondue (ZF) est plus affectée car la structure est fine (à cause des conditions de refroidissement), d'où une densité des joints plus élevée.

Le refroidissement énergétique à l'eau entraîne une oxydation importante dans les joints et dans les grains. Après 300 cycles, cette oxydation se traduit par une formation d'oxydes de fer de chrome et de nickel. Les particules oxydées ont des tailles variables.

Les précipitations de carbures et les particules oxydées subissent une croissance au cours du cyclage, et conduisent à une décohésion des joints de grains austénitiques et à la formation de zones oxydées dans les grains.

Ces phénomènes ont conduit à une fissuration intergranulaire et à la formation de micropiles galvaniques dans le système. Les microfissures dépendent de la structure (de la taille des joints), elles sont plus fin dans la zone fondue et relativement grossière dans le métal de base.

L'austénite subit un durcissement dans une première étape ($N < 300$ cycles) qui peut être expliquée par l'accroissement des contraintes résiduelles thermiques et un adoucissement par relaxation de ces dernières lorsque N dépasse 300 cycles .

V-2-1-2-La dureté de la soudure : (les figures V-1 à V-22 se trouvent dans l'annexe)

Lorsque le nombre de cycle croit, le système subit un durcissement jusqu'à 300 cycles puis un adoucissement.

Au cours de la première étape, la soudure est le siège des phénomènes suivant :

- Précipitation des carbures.
- Interaction carbures et dislocations .
- Concentrations des contraintes résiduelles thermiques.

Dans la deuxième étape, les phénomènes engendrant le durcissement continuent à se produire mais ils sont supplantés par d'autres phénomènes qui provoquent un adoucissement et qui sont comme suit :

- La coalescence des précipités.
- L'oxydation
- La diminution de la densité des dislocations
- La relaxation des contraintes

V-2-1-3-La résilience :

La résilience (rapport de l'énergie causant la fracture sur la section subissant la fracture) a un rapport direct avec la dureté, ou autrement dit, la résilience d'un matériau est influencée par la dureté de ce dernier, car un matériau dur absorbe une faible énergie pour causer sa rupture(fracture). Donc un abaissement de la résilience par une augmentation de la dureté et le contraire est vrai.

Cependant lorsque le nombre de cycle croit, le système subit un durcissement jusqu'à 300 cycles d'où un abaissement de la résilience, puis un adoucissement, correspondant à une augmentation de la résilience .

Au cours de la première étape, la soudure est le siège des phénomènes suivant :

- Précipitation des carbures.
- Interaction carbures et dislocations .
- Concentrations des contraintes résiduelles thermiques.

Dans la deuxième étape, les phénomènes engendrant le durcissement continuent à se produire mais ils sont supplantés par d'autres phénomènes qui provoquent un adoucissement et qui sont comme suit :

- La coalescence des précipités.
- L'oxydation

- La diminution de la densité des dislocations
- La relaxation des contraintes

V-2-2-Influence de la température maximale :

V-2-2-1- Les transformations structurales :

L'augmentation de la température maximale a un effet direct sur la cinétique de la précipitation des carbures, des mouvements des dislocations et de l'oxydation.

En effet, une température maximale plus élevée, engendre une diffusion, une germination et une croissance plus rapide. Ceci explique la fissuration plus importante surtout dans la zone fondue qui est caractérisée par une structure plus fine d'où l'importance de ce phénomène dans cette région de la soudure.

V-2-2-2- La dureté :

Les duretés sont plus faibles dans les trois zones de la soudure lorsque la température maximale est plus élevée. Ceci est dû à une plus faible densité des dislocations et à une relaxation des contraintes résiduelles malgré un gradient thermique plus élevé.

V-2-2-3-La résilience :

On a constaté d'après la figure (V-32) que l'énergie nécessaire pour provoquer la fracture (cassure) des éprouvettes de l'essai n°2 est plus importante que l'essai n°1, Ceci est dû à une plus faible densité des dislocations et à une relaxation des contraintes résiduelles malgré un gradient thermique plus élevé, et par suite la ductilité du matériau, d'où la nécessité d'un apport d'énergie plus important.

Par ailleurs, ce phénomène est expliqué aussi par la finesse des grains des éprouvettes de l'essai n°1 comparativement à celles de l'essai n°2, en sachant qu'une structure fine (un nombre important de grains) rend le matériau plus dur (fragile) et donc une énergie plus faible pour causer la fracture.

V-2-3-Influence du temps de maintien à chaud :

V-2-3-1-Transformation structurale :

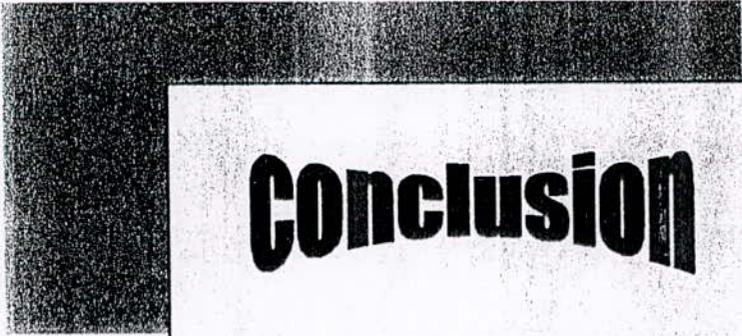
L'augmentation de la durée de maintien à chaud a les mêmes effets que la température maximale à savoir :

- Une cinétique de la précipitation et de l'oxydation plus élevée.
- Une relaxation des contraintes plus importantes .

V-2-3-2-La dureté :

On constate une dureté plus élevée lorsque la durée de maintien est importante. Ceci est dû à l'importance de la concentration de contrainte aux dépend de la relaxation.

La soudure subit dans un premier temps un durcissement puis un adoucissement.



Conclusion

Conclusion

L'objet de cette étude était le comportement en fatigue thermique d'une soudure sur acier inoxydable austénitique de type 18/8(A312 TP 304). Le choix de cette nuance est motivé par sa bonne soudabilité et surtout grâce à ses domaines d'applications notamment les canalisations de gaz et les enceintes sous haute pression.

Les résultats obtenus au cours de cette étude ont montré les effets du maintien à chaud jusqu'à 500°C, La température maximale et le nombre de cycle sur la structure, la dureté et la résilience de la soudure sur ce type de d'acier.

- La structure subit principalement deux phénomènes importants tels que la précipitation importante des carbures de chrome associée à une oxydation intense intergranulaire et puis transgranulaire qui engendrent une fissuration intergranulaire. Avec un temps de maintien plus important précisément 10 minutes au moins, on constate une fissuration transgranulaire et au niveau de la zone fondue, on a constaté particulièrement une multiplication de densité de microfissures qui prend une forme particulière à la fatigue thermique « le faïençage thermique ».
- La dureté de l'acier augmente progressivement durant les 300 premiers cycles et finit par s'abaisser au cours du cyclage thermique.
- La résilience diminue au cours des 300 premiers cycles et au cours du cyclage une élévation est constatée.

Ceci traduit un mauvais comportement de la soudure sur acier inoxydables austénitiques 18/8 dans ces conditions de services.

A l'issue de cette modeste étude de la fatigue thermique, les résultats dégagés pourront être exploités pour un meilleur choix de matériaux à l'état soudé répandant aux conditions réelles de mise en service.

D'une manière générale, malgré les résultats obtenus qui nous ont permis de mettre en évidence des fissurations, ce travail demeure insuffisant car des études plus pointues avec un matériel plus fiable et en utilisant d'autres techniques de caractérisation doivent être menées dans le cadre d'un sujet de recherche de magistère et éventuellement d'une thèse de doctorat, peut apporter énormément de réponse sur tous les phénomènes rencontrés lors de la fatigue thermique.

En perspective de cette étude, elle peut être enrichie en s'intéressant aux points suivants :

- Le suivi des mécanismes d'amorçage et de propagation de fissures sous l'influence de température(changement de la microstructure ou de phases, génération de contraintes internes aux interfaces ... etc.)
- Déterminer les mécanismes et le moment précis de l'amorçage des fissures.
- Développement de modèles mathématiques pour la prédiction de durées de vie.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] J. BARRALIS and G. MAEDDER, Précis de métallurgie, 6ème édition Nathan, mars 97
- [2] P. LACOMBE, G. BERANGER "structures et diagrammes d'équilibre des diverses nuances d'aciers inoxydables. Conséquences sur leurs traitements thermiques", dans *Les aciers inoxydables*, P.LACOMBE, B.BAROUX, G.BERANGER, Editions de physique, Les Ulis, 1990, pp. 13-58.
- [3] M. HANSEN (Constitution of binary alloy Alloys. Metallurgy and Metallurgical Engineering Series", 2nd edition, Graww-Hill Book Company, (1958), pp.104-105, 132-134.
- [4] J.C.BAVAY "Les aciers inoxydables austénitiques", dans *Les aciers inoxydables*, P.LACOMBE, B.BAROUX, G.BERANGER, Editions de physique, Les Ulis, 1990, pp.565-610.
- [5] Technique de l'ingénieur " Chaudronnerie en acier inoxydable" L235 1997
- [6] Technique de l'ingénieur [A.KOZLAOWSKI] M323 (1997)
- [7] Protection contre la corrosion, L-Lacourcelle
- [8] Corrosion et protection H.UHLING
- [9] A.KOZLOAOWSKI Technique de l'ingénieur M323 (1997)
- [10] G.BERANGER, G.LABBE, G.HENRY Acier spéciaux Ed (1997)
- [11] ATTT, Association Technique de Traitement Thermique, Glossaire du traitement thermique 2 ème édition 1994
- [11] H. HOFMAN, J.MATHONET H.MATY et R. SALKIN « Cours de métallurgie de soudage » Etude de l'institut Belge de la soudure.
- [12] D.SEFERIAN «métallurgie de la soudure », Ed. Funot 1965
- [13] H. GRANJON «basse métallurgie du soudage » Ed Eyolles 1989
- [14] Gérard BERANGER, GUY HENRY «les aciers spéciaux »
- [15] C.CHAUSSIN, G.HILLY; métallurgie, 1-alliage métallurgique, 10ème Ed ; Lunod 76
- [16] Technique de l'ingénieur, soudage des aciers multipasses (M31) M715
- [17] R.VARISILLA "Soudage", Elément de conception et de Réalisation Ed. Duno 1982
- [18] S.BENISSAD "Soudage TEC 340 "Université de Constantine Institut de Génie Mécanique Ed. OPU 1995.

- [19] IRSIO "Recueil des courbes de dureté. Paramètre de refroidissement C.P.S.1997
- [20] N.NRYLAKYNE, calcul des processus thermiques de soudage, soudage technique connexe N1/2, 1961
- [21] D.SEFERIAN, métallurgie de la soudure, Funot 1982
- [22] A.F.N.O.R. Recueil des normes françaises soudage et technique connexe
- [23] D.SPORA What is thermal fatigue? Thermal fatigue of materials and components, ASTM, 1976
- [24] L.F.COFFIN. Jr, An investigation of thermal stress fatigue as related to high temperature piping flexibility, A.S.M.E 1956
- [25] L.F.COFFIN. Jr, A study of cyclic thermal stress in a ductile metal, trans. ASME, Vol. 76, 1954
- [26] L.F.COFFIN. The problem of thermal stress fatigue in austenitic steels at elevated temperature. ASTM. STP 165, June 1960
- [27]
- [28] Tome V de la collection « Guide du soudage », Syndicat National des fabricants de matériels de soudage par les éditions GEAD-PARIS.
- [29] Djeghlal Med El-Amine, Contribution à l'étude des comportements en fatigue thermique et en choc thermique d'une fonte à GS en fonction de la structure de la matière et des éléments d'alliages, thèse de magister. USTHB, 1984.
- [30] F.KREITH. Transmission de la chaleur et thermodynamique. Ed. Masson, 1967.
- [31] D. MIANAY. Fatigue thermique. Technique des industries de la fonderie, Mars 1975
- [32] A.ERKER, F. ROCSH, MAN for shungschett, n°14, 1968/69.
- [33] S. S. MANSON, Les contraintes d'origines thermiques. Ed. Dunot, 1967.
- [34] Articles : W.Boas et R. WK. Honeycombe. « Thermals fatigue of metals »
- [35] D.K. Chernov , Thermal stress in turbine Buckest, DF-526, C27 Général électrique, février, 18, 1952
- [36] S.S. MANSON, Thermal stress and low cycle fatigue. Mc Grawhill Bocck 1966.
- [37] Robert, ERKER Hill ,physical metalurgy principales, Ed 1973.
- [38] J. BROZZETTI et M.A.HIRT, Concept de dimensionnement à la fatigue des ouvrages métalliques.

Annexe

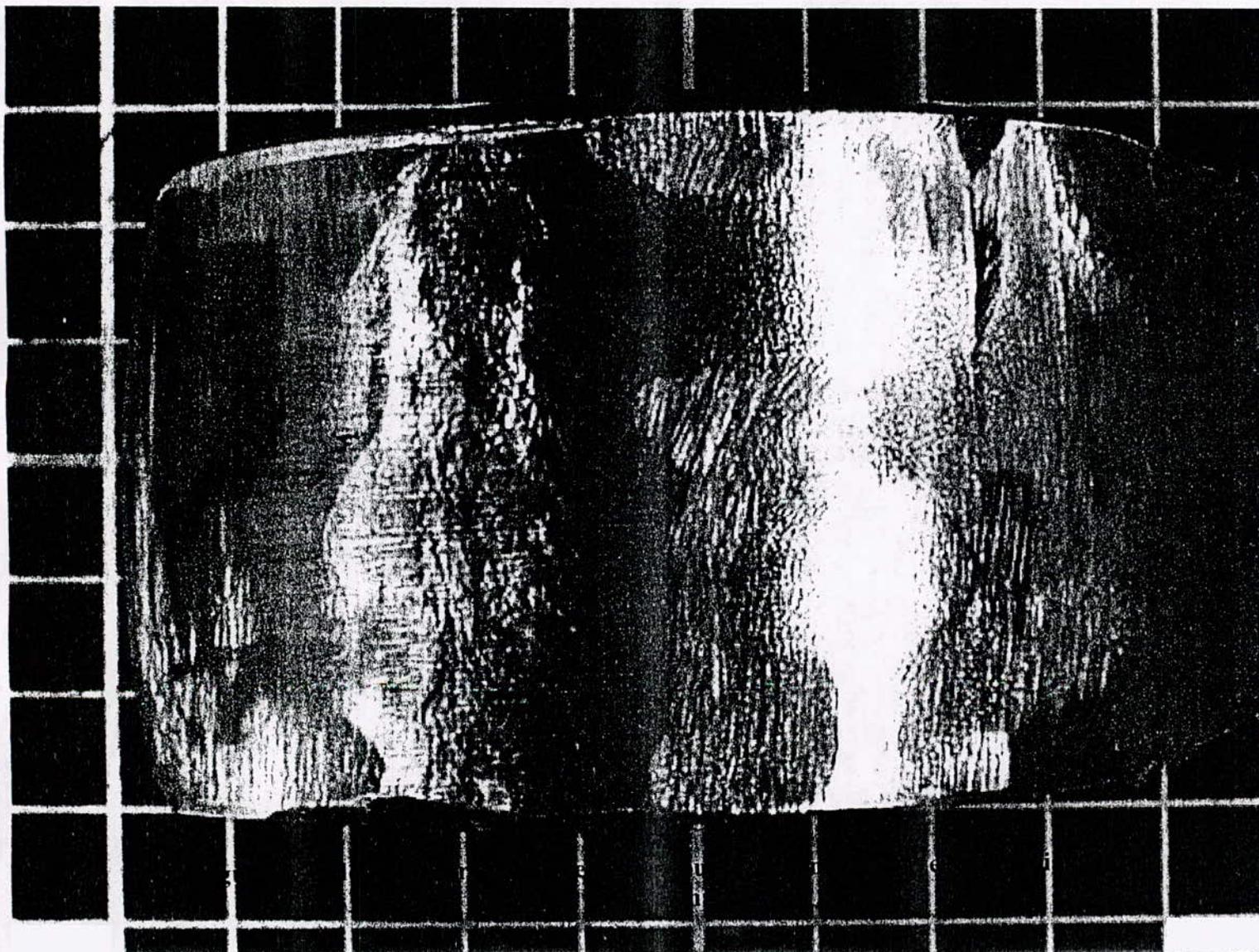


Figure V-4- de La macrostructure de l'éprouvette ayant subi un essai de pliage
(La vue d'en haut)

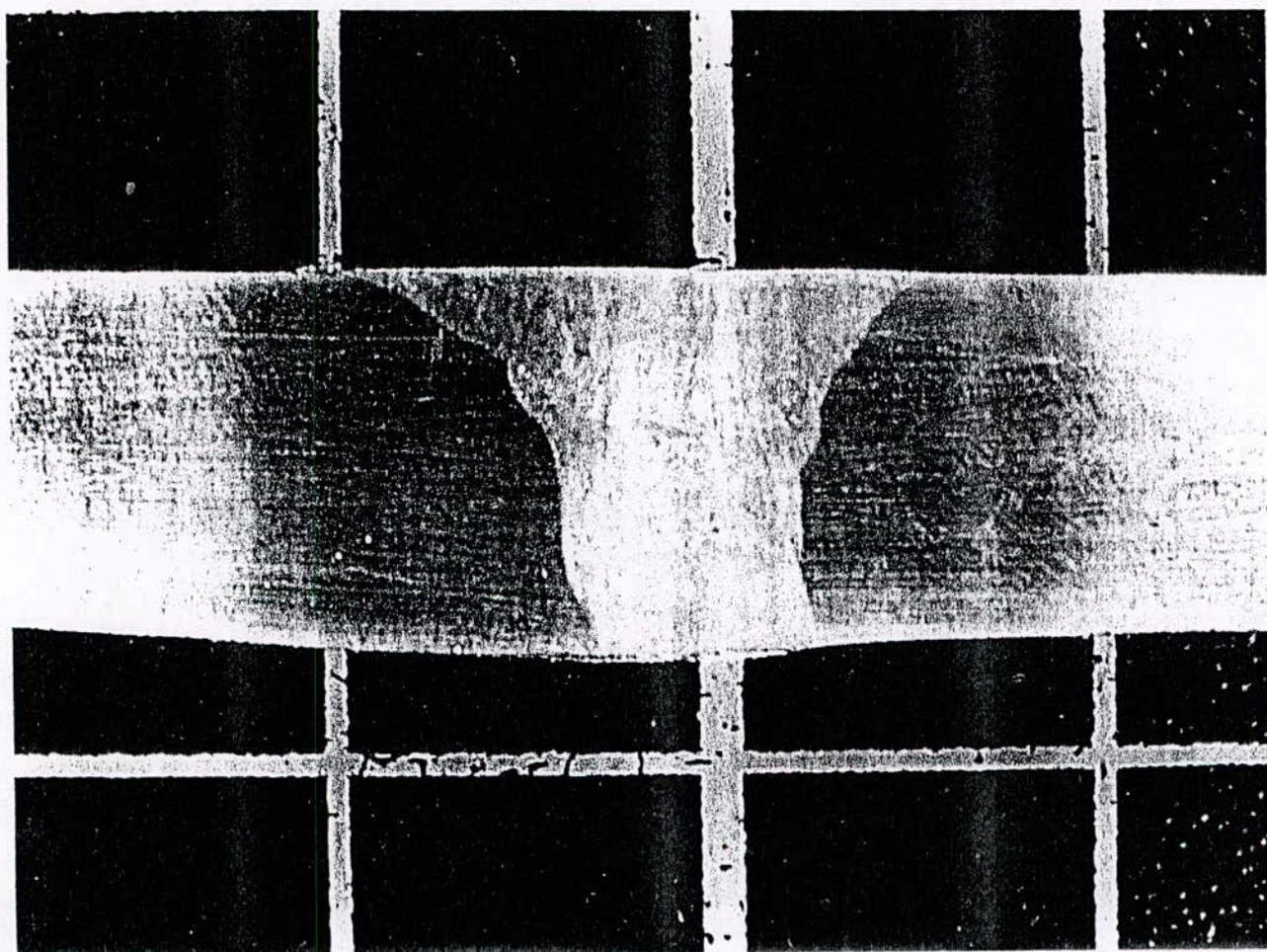


Figure V-1-La macrostructure de l'éprouvette à l'état brut

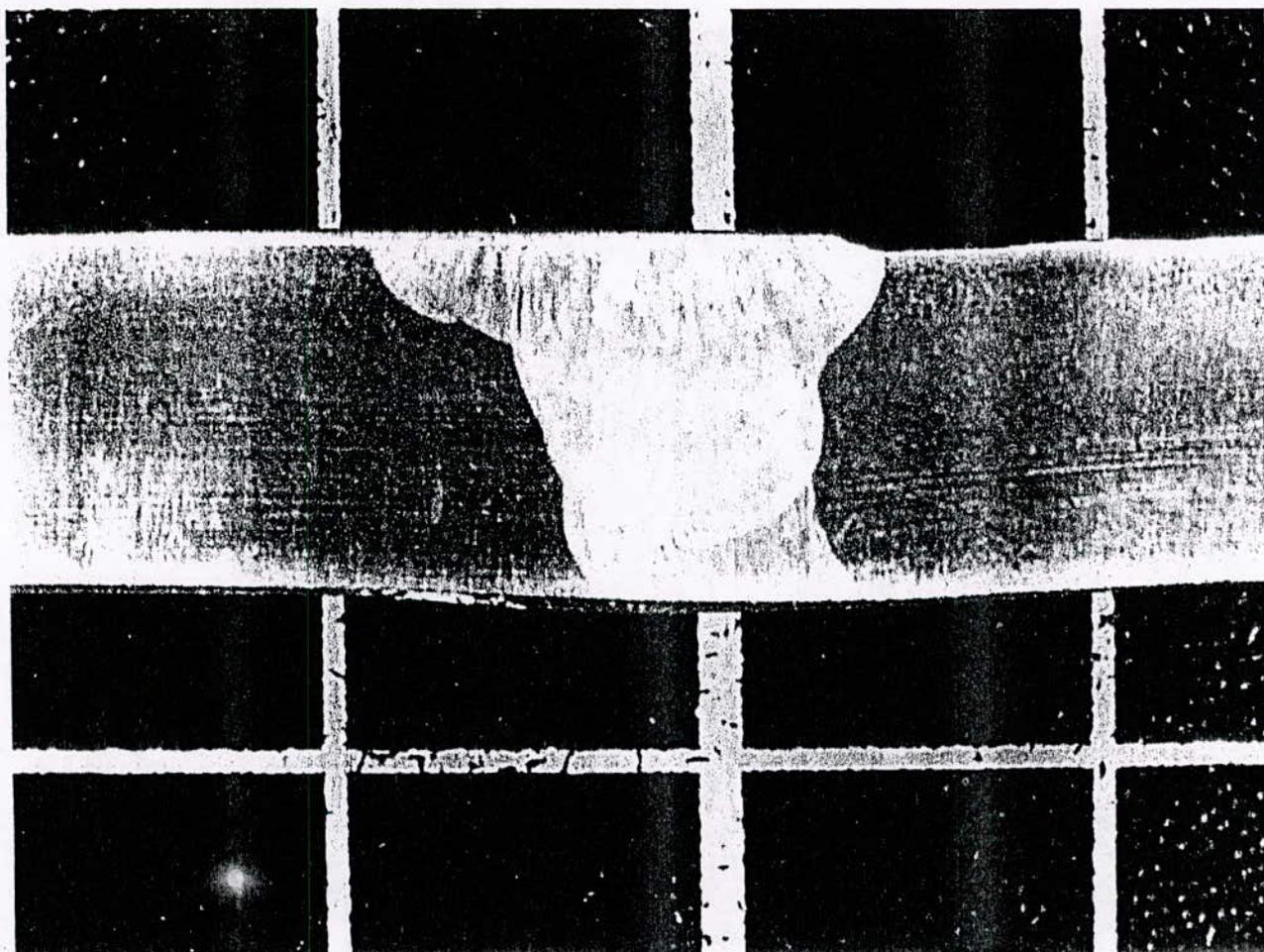


Figure V-1-La macrostructure de l'éprouvette de référence(Traitée)

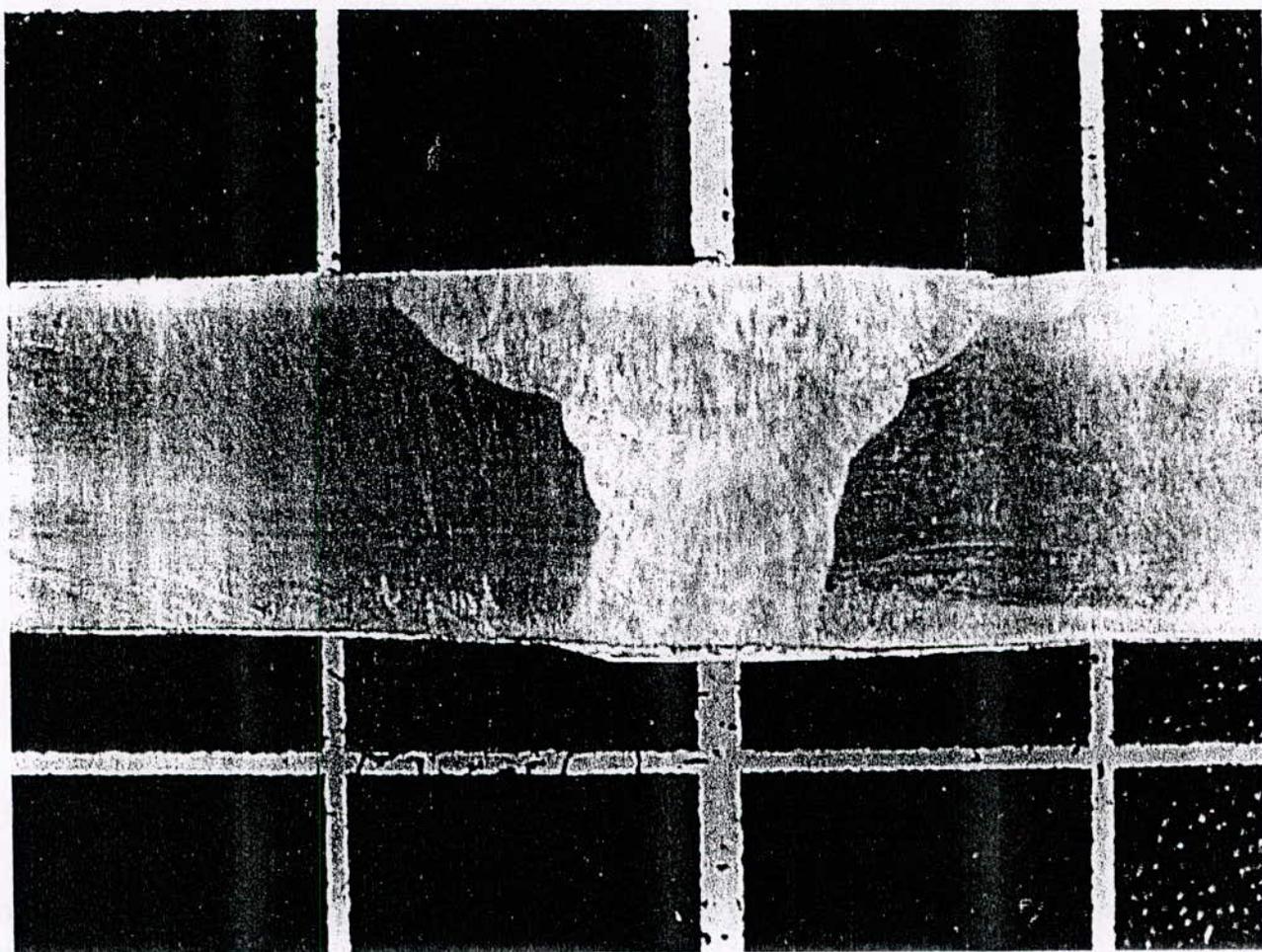


Figure V-3-La macrostructure de l'éprouvette ayant subi un cyclage thermique

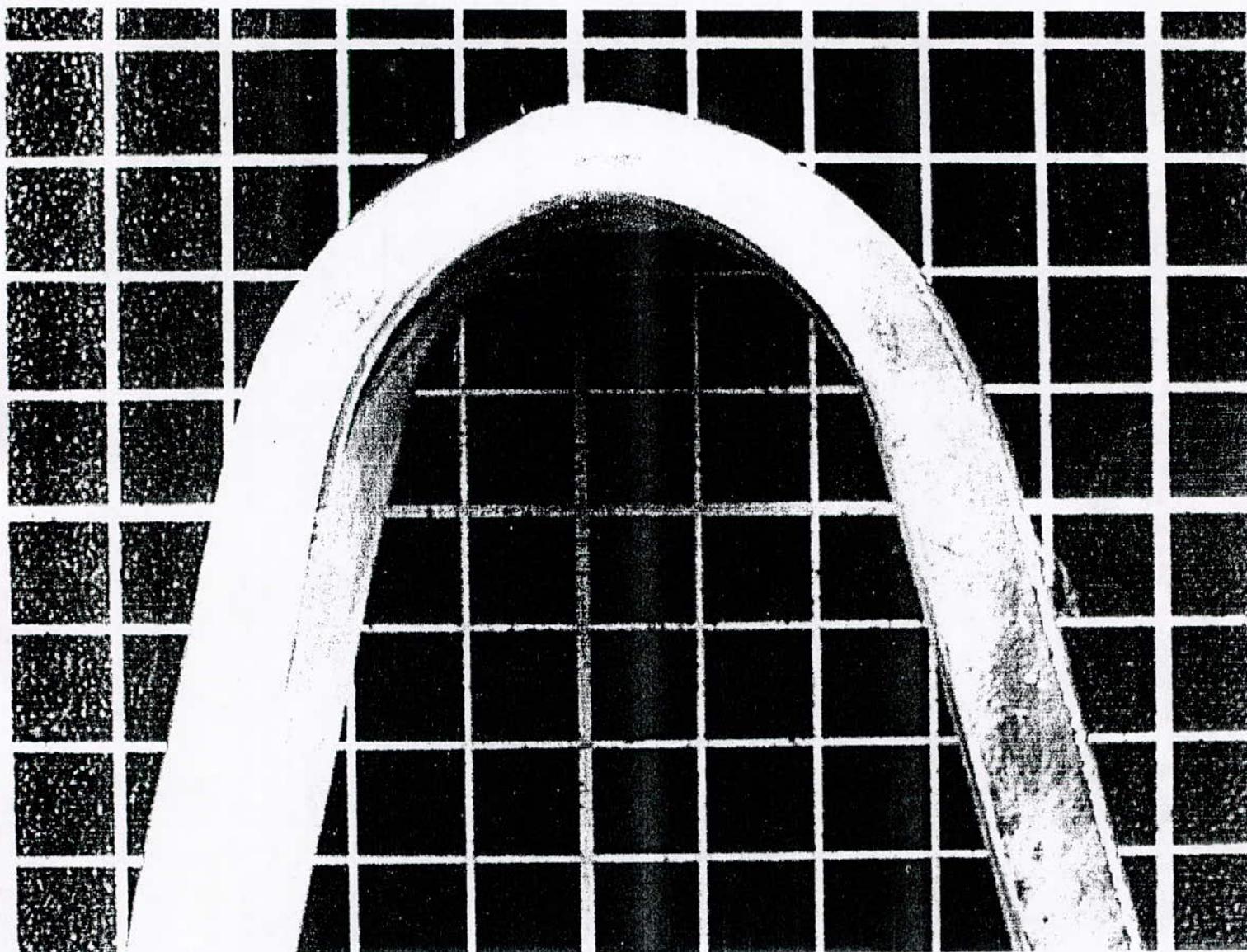


Figure V-4 de La macrostructure de l'éprouvette ayant subi un essai de pliage
(La vue de face)

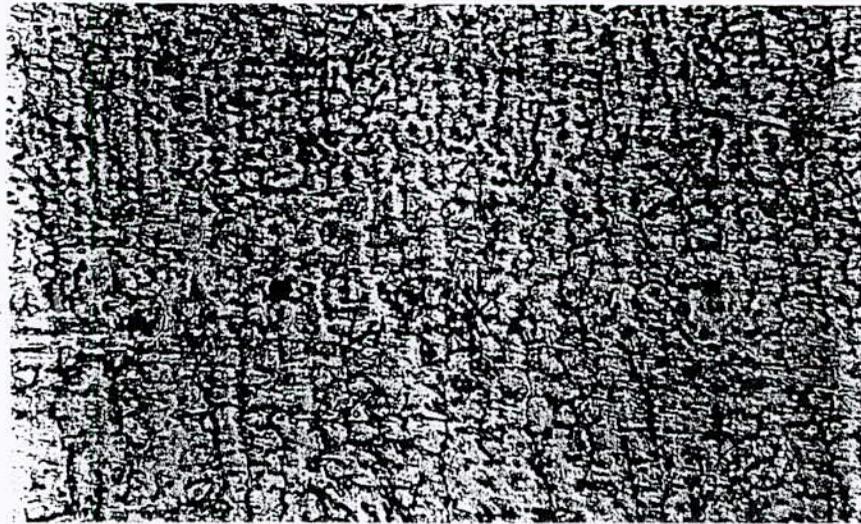


Figure V-5-a-Microstructure de l'éprouvette de l'état brut(ZF)

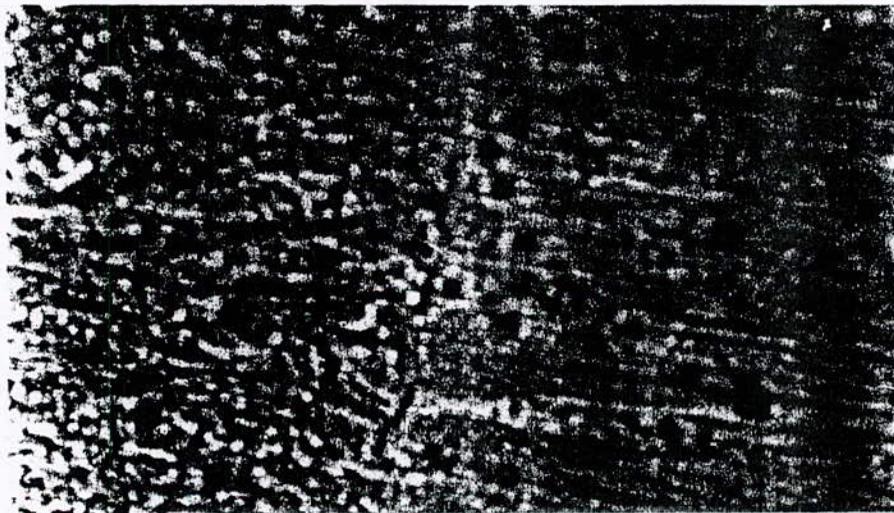


Figure V-5-b-Microstructure de l'éprouvette de l'état brut(ZL)



Figure V-5-c-Microstructure de l'éprouvette de l'état brut (MB)

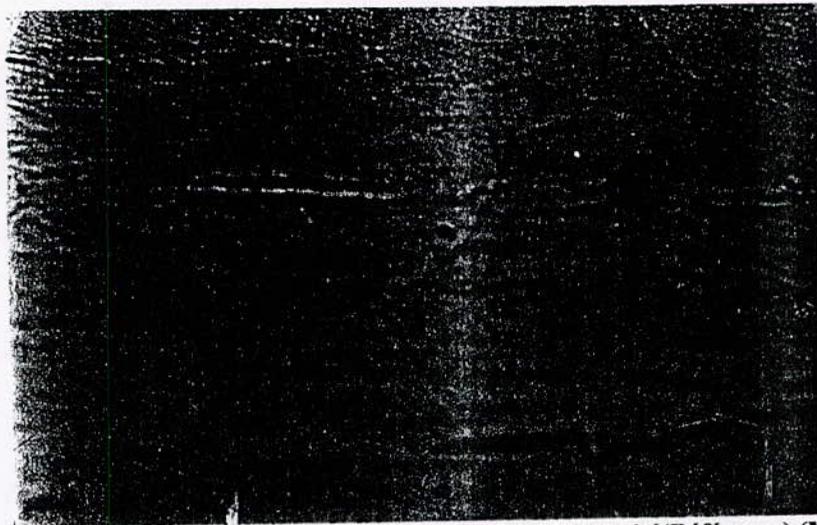


Figure V-6-a-Microstructure de l'éprouvette de l'état traité(Référence) (MB)

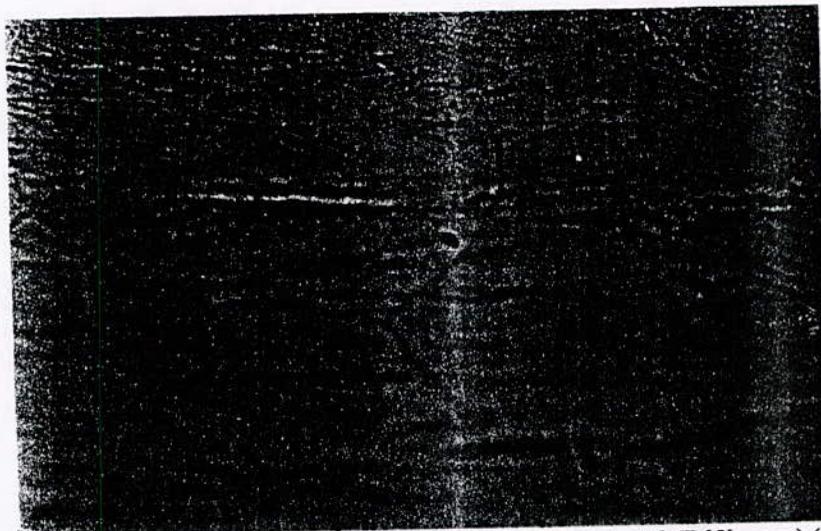


Figure V-6-b-Microstructure de l'éprouvette de l'état traité (Référence) (ZL)

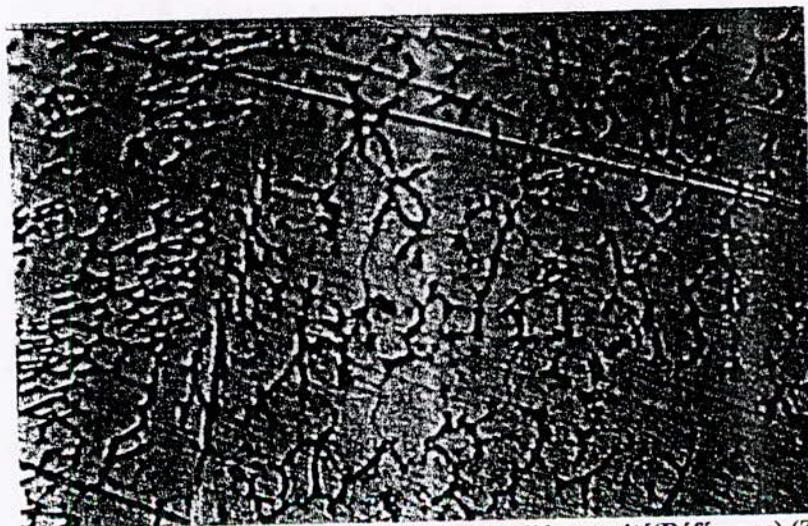


Figure V-6-c-Microstructure de l'éprouvette de l'état traité(Référence) (ZF)



Figure V-8-a-Microstructure de l'éprouvette 3 de la première série



Figure V-8-b-Mirostructure de l'éprouvette 5 de la première série(MB)

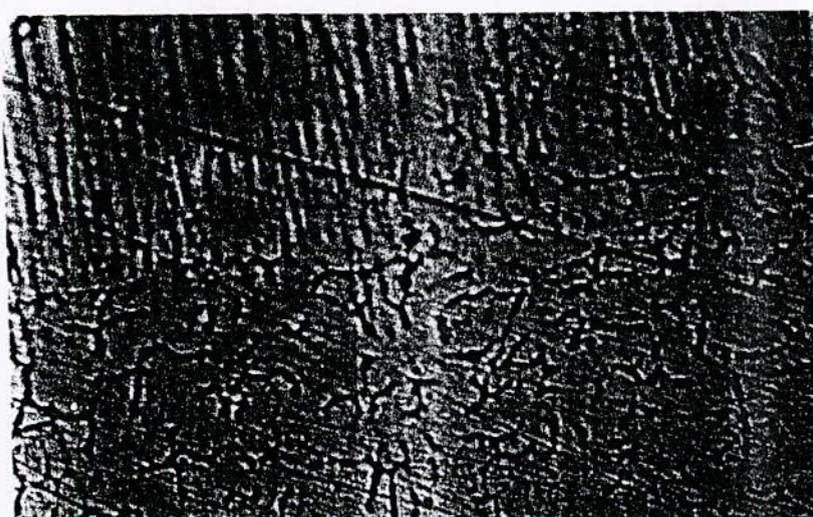


Figure V-9-Microstructure de l'éprouvette 1 de la première série(ZF)

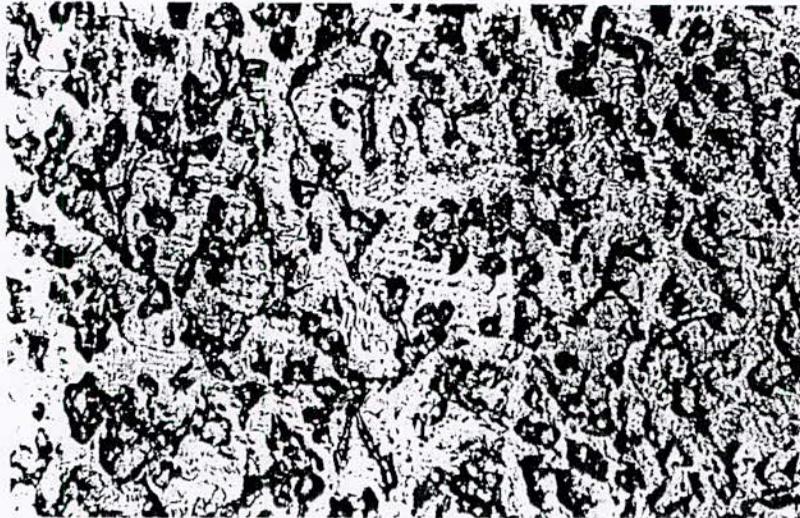


Figure V-10-Microstructure de l'éprouvette 3 de la première série(ZF)

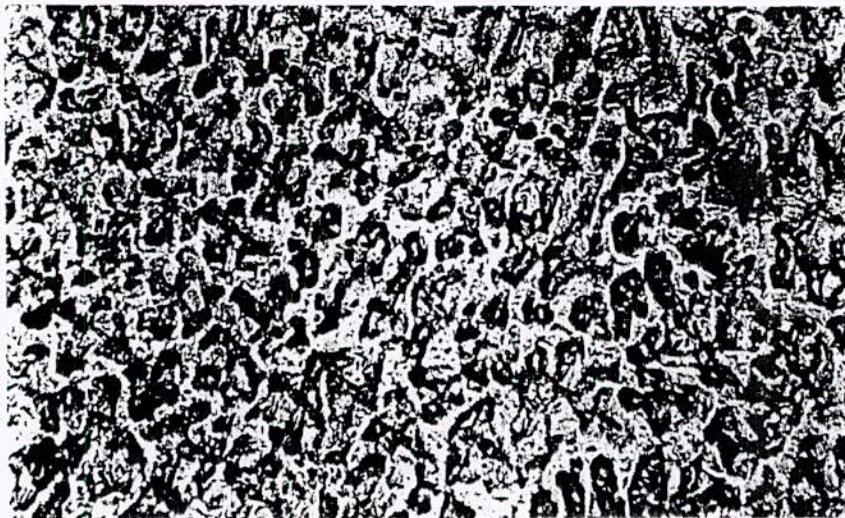


Figure V-11-Microstructure de l'éprouvette 5 de la première série



Figure V-12-Microstructure de l'éprouvette 1 de la deuxième série (MB)

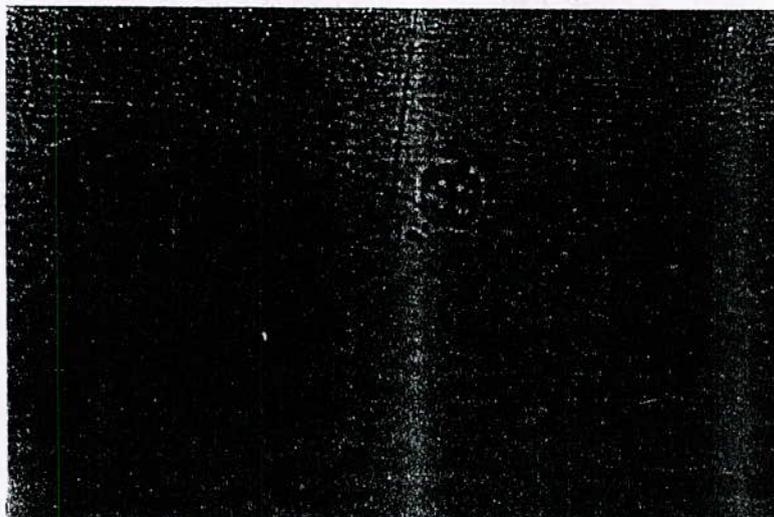


Figure V-19-Microstructure de l'éprouvette 1 de la troisième série (MB)



Figure V-20-Microstructure de l'éprouvette 3 de la troisième série (MB)



Figure V-20-b-Microstructure de l'éprouvette 3 de la troisième série (MB)

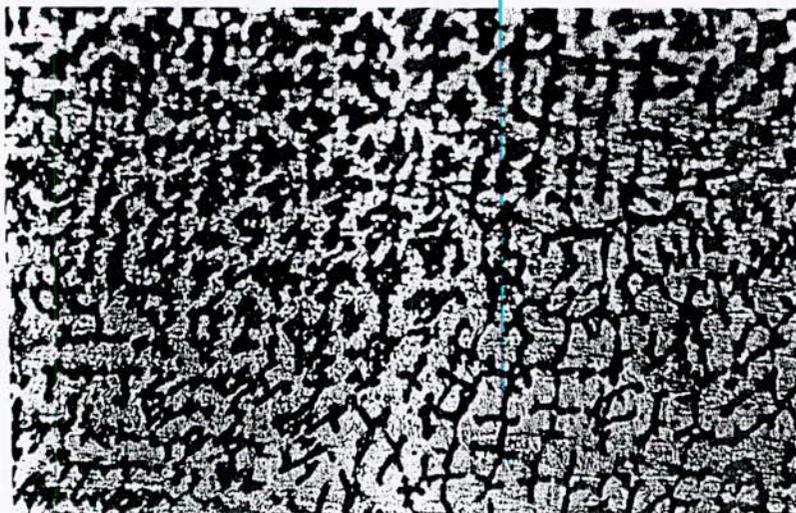


Figure V-23-Microstructure de l'éprouvette 1 de la troisième série (ZF)

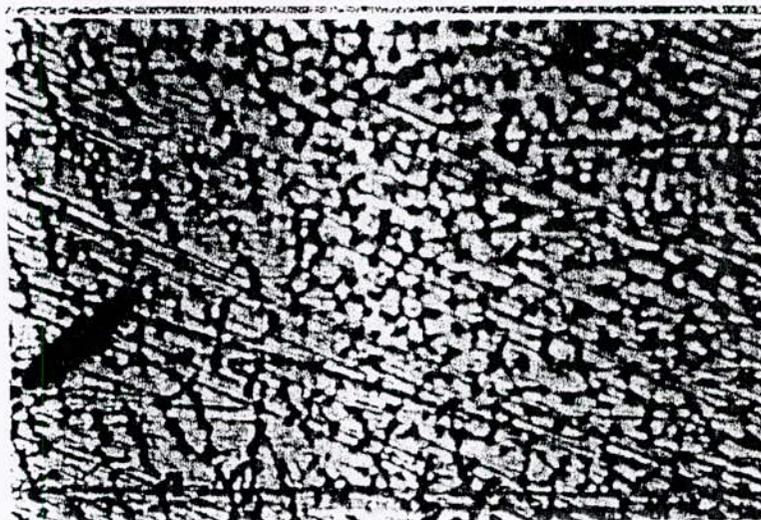


Figure V-24-Microstructure de l'éprouvette 3 de la troisième série(ZF)

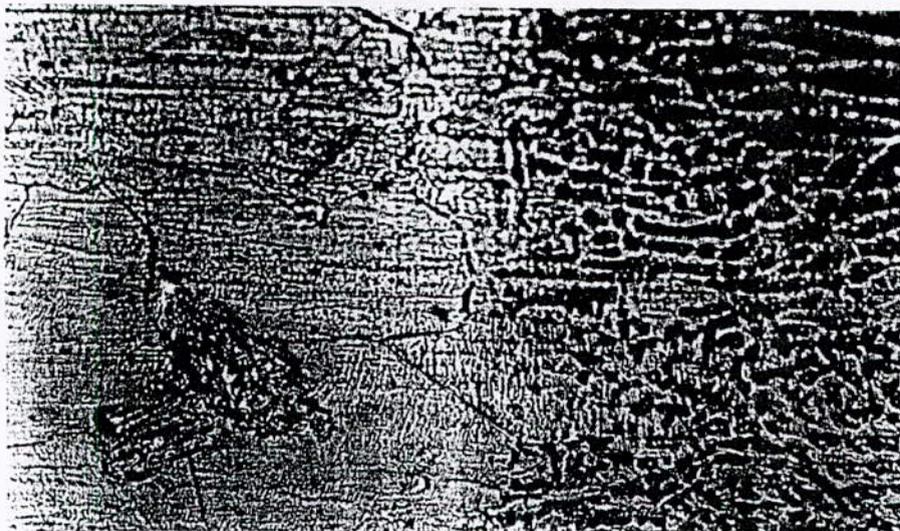


Figure-V-21-Microstructure de l'éprouvette 1 de la troisième série (ZL)

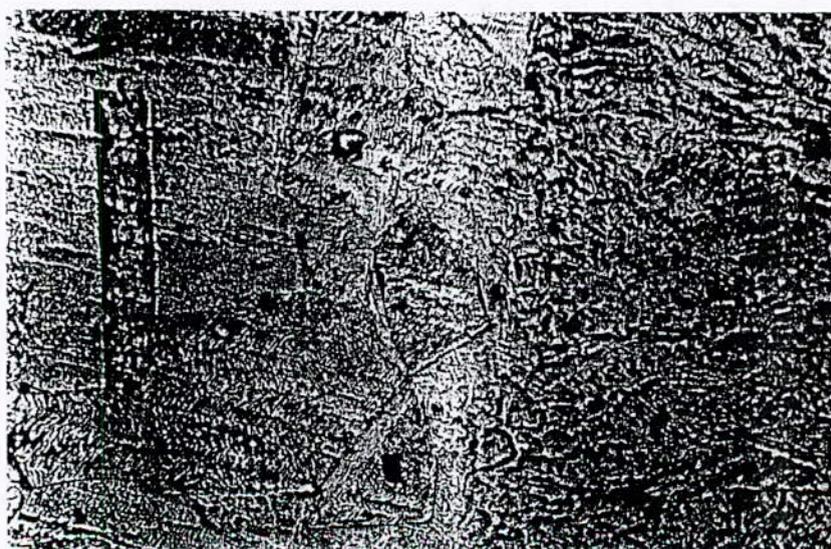


Figure V-22-Microstructure de l'éprouvette n° de la troisième série

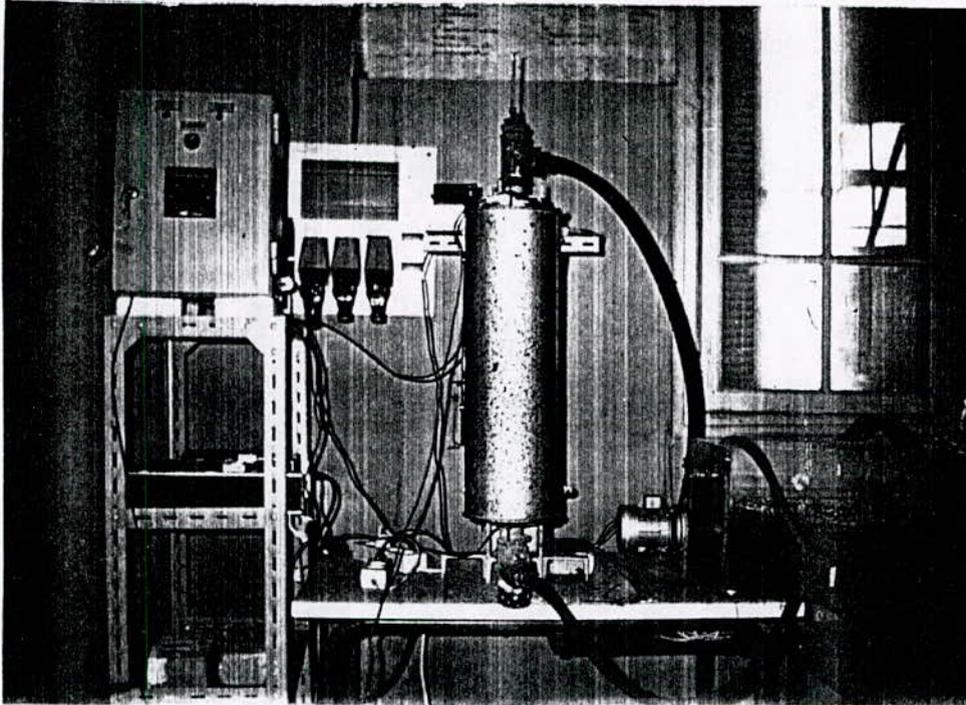


Figure IV-4-Vue de face du dispositif

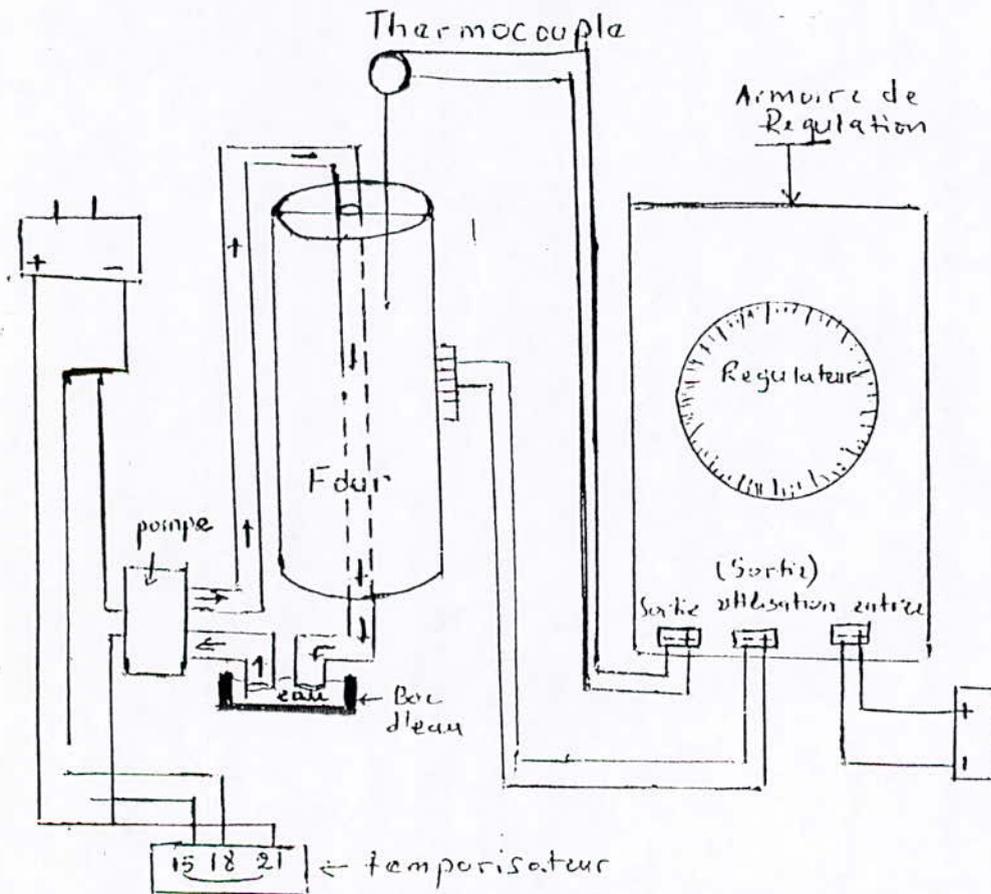


Figure IV-5-Schema du dispositif expérimental

Résumé

L'objectif de ce travail porte sur l'étude du comportement d'une soudure sur l'acier inoxydable austénitique 18/8 (A312 T.P 304) en condition de fatigue thermique.

Un dispositif de cyclage thermique composé d'un four tubulaire et d'un système hydraulique pour permettre le chauffage et le refroidissement des éprouvettes, est réalisé au niveau du département de métallurgie de L'ENP.

Les éprouvettes utilisées dans les cyclages thermiques ont été réalisées à GTP(entreprise nationale des Grands Travaux Pétroliers) à l'aide du procédé de soudage TIG). Ces éprouvettes ont été prélevées sur un tube en acier inoxydable austénitique (pipe line) utilisé dans divers canalisation à haute pression.

Un traitement thermique d'hypertrempe est réalisé au niveau de département de génie mécanique.

Pour la caractérisation de la composition chimique du métal de base avant cyclage thermique on a utilisé la spectrométrie par fluorescence X. Après que les éprouvette ont subi un cyclage thermique, de différentes techniques de caractérisations ont été utilisées, notamment : L'examen micrographique avec un microscope optique, La macrographie, Les rayons X l'ultrason et en fin les essais mécaniques (Traction; Pliage; Dureté; Microdureté; Résilience).

Des fissurations ont été mises en évidence après un certain nombre de cycle thermique à différentes température.

Abstract :

The objective of this work focuses on the study of the behavior of welding on the austenitic stainless steel 18/8 in thermal fatigue condition .

We have reallized an an experimental device for the study of the thermal cycling. The samples are cut off from welded tube of the same nature by the TIG welding process, are subject to thermal cycling.

We have determined the chemical composition of the original steel by XRF, the welding samples subject to thermal cycling have been characterized by several techniques of investigations : optical micrography, macrography, radiography, the ultrasonic sound and finaly we have used series of mechanical tests : (traction, foldingng, hardness, microhardness and test roughness).

The obtained results allow us to observe the cracks after a nubere of thermal cycles at different températures.

Mots clés :

Fatigue- thermique – fissurations – soudage – acier inoxydable – recristallisation

ملخص:

الهدف من هذا العمل دراسة سلوك التلعييم على الفولاذ غير ارقابل للصدأ
الاستنيتي تحت تأثير الالكال الحداري .

لقد قمنا بانشاء جهاز تجريبي قصد دراسة الكلال الحداري حيث اخذنا بعيننا
من الالبوم ملحم بضربته TIG مكون من نفس المادة و اجدينا عليها تجربة الكلال
الحداري .

من اجل تمييز التركيب الكيماي للفلز الوبدياتي استخدنا تقنية XRF ، أمنا
العينات المدعمة وقد شخضت بعدة تقنيات عملية : (التشخيص بالعين المجردة ،
المجهر الصوتي ، اليعراج بالاشعة السينية (X) ، الموجات تحت صوتية) ، و اخيرا
سلسلة من التجارب الميكانيكية (السحب ، اللي ، الصلادة ، الميخ و صلادة والاستماننة)
و النتائج المحصل عليها مكنتنا من ملاحظة استحقاقات بعد عدة دورات حررية
عند مختلف درجات الحرارة .

Résumé

L'objectif de ce travail porte sur l'étude du comportement d'une soudure sur l'acier inoxydable austénitique 18/8 (A312 T.P 304) en condition de fatigue thermique.

Un dispositif de cyclage thermique composé d'un four tubulaire et d'un système hydraulique pour permettre le chauffage et le refroidissement des éprouvettes, est réalisé au niveau du département de métallurgie de L'ENP.

Les éprouvettes utilisées dans les cyclages thermiques ont été réalisés à GTP(entreprise nationale des Grands Travaux Pétroliers) à l'aide du procédé de soudage TIG). Ces éprouvettes ont été prélevées sur un tube en acier inoxydable austénitique (pipe line) utilisé dans divers canalisation à haute pression.

Un traitement thermique d'hypertrempe est réalisé au niveau de département de génie mécanique.

Pour la caractérisation de la composition chimique du métal de base avant cyclage thermique on a utilisé la spectrométrie par fluorescence X. Après que les éprouvette ont subi un cyclage thermique, de différentes techniques de caractérisations ont été utilisées, notamment : L'examen micrographique avec un microscope optique, La macrographie, Les rayons X l'ultrason et en fin les essais mécaniques (Traction; Pliage; Dureté; Microdureté; Résilience).

Des fissurations ont été mises en évidence après un certain nombre de cycle thermique à différentes température.

Abstract :

The objective of this work focuses on the study of the behavior of welding on the austénitic stainless steel 18/8 in thermal fatigue condition .

We have realized an an experimental device for the study of the thermal cycling. The samples are cut off from welded tube of the same nature by the TIG welding process, are subject to thermal cycling.

We have determined the chemical composition of the original steel by XRF, the welding samples subject to thermal cycling have been characterized by several techniques of investigations : optical micrography, macrography, radiography, the ultrasonic sound and finally we have used series of mechanical tests : (traction, folding, hardness, microhardness and test

The obtained results allow us to observe the cracks after a nuber of thermal cycles at different températures.

Mots clés

Fatigue - Thermique - Fissuration - soudage - acier -