

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

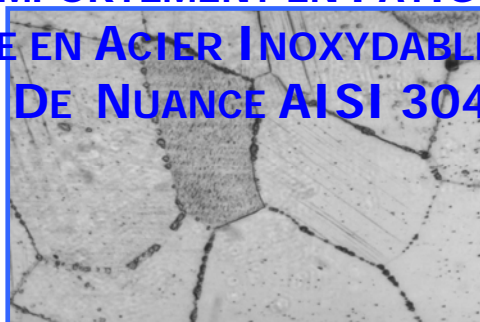
ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE
DEPARTEMENT DE METALLURGIE



MEMOIRE DE MAGISTERE

THEME :

ETUDE DE COMPORTEMENT EN FATIGUE THERMIQUE
D'UNE SOUDURE EN ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE
DE NUANCE AISI 304



PROPOSE ET DIRIGE PAR :

K. ABADLI
CHARGE DE COURS (ENP)

ETUDIE PAR :

LAZAZI KHAWLA
INGENIEUR D'ETAT EN METALLURGIE DE L'ENP

SOUTENU DEVANT LE JURY :

MR. SALHI ESSAID	PROFESSEUR (ENP)	PRESIDENT
MR. ABADLI KAMEL	CHARGE DE COURS (ENP)	RAPPORTEUR
MR. BOUABDALLAH MABROUK	PROFESSEUR (ENP)	EXAMINATEUR
MR. DJEGHLAL MED ELAMINE	MAITRE DE CONFERENCE (ENP)	EXAMINATEUR
MR. MESRATI NADIR	PROFESSEUR (ENP)	EXAMINATEUR

ENP, JANVIER 2008

10, AVENUE HASSEN BADI EL-HARRACH, ALGER

ملخص

يهدف هذا العمل إلى دراسة سلوك الفولاذ غير قابل للتأكسد الأوستينيتيكي 304L الملح في ظروف الإرهاق الحراري.

استعملنا تقنيات التمييز التالية: المجهر الضوئي، الاختبارات الميكانيكية (الميكروصلابة، الصدم، الشد) وبرنامج تحليل الصور.

النتائج التي حصلنا عليها تبين أن الفولاذ الأوستينيتيكي الملح المعرض إلى نظام درجات حرارة متغير دوريا، بين 20 و 500 ° مئوية، يعمر مدة 600 دور أي حوالي 40 ساعة (حسب ظروف المخبر). هذه المدة تكون أطول من أجل درجات حرارة أقل من 300 ° مئوية.

الكلمات المفتاحية : إرهاق حراري، إجهاد حراري، فولاذ غير قابل للتأكسد أوستينيتيكي، تلحيم، دور، يعمر.

Résumé

Cette étude montre les effets du cyclage thermique sur la structure, les variations de la ténacité et la fissuration d'une soudure en acier inoxydable austénitique 304. Les techniques de caractérisation utilisées sont: le microscope optique, les essais mécaniques (microdureté, résilience, traction), et les techniques d'analyse d'image.

Les résultats montrent que la soudure austénitique soumise à un régime de température variable cycliquement, entre 500 et 20 °C, a une durée de vie de 600 cycles soit environ 40 heures (selon les conditions du laboratoire). Cette durée de vie est plus importante aux températures plus basses que 300 °.

Mots clés: fatigue thermique, contrainte thermique, acier inoxydable austénitique, soudage, cycle, durée de vie.

Abstract:

This study shows the effects of thermal cycling on the structure, the variations of tenacity and the cracking of an austenitic stainless steel welding 304. The techniques of characterization used are: the optic microscope, mechanical tests (microhardness, impact toughness, traction), and techniques of image analysis.

The results show that the austenitic welding subjected to a variable mode of cyclic temperatures, between 500 and 20 °C, has a fatigue life of 600 cycles or approximately 40 hours (according to the conditions of laboratory). This fatigue life is more important at temperatures lower than 300 °.

Key words: thermal fatigue, thermal stress, austenitic stainless steel, welding, cycle, fatigue life.

Liste des tableaux

Tableau I.1.	Variétés allotropiques du fer et structures correspondantes.	04
Tableau IV.1.	Composition chimique du métal de base.	55
Tableau IV.2.	Composition chimique selon la norme ANSI B36.19-1965.	55
Tableau IV.3.	Propriétés mécaniques du métal de base.	56
Tableau IV.4.	Composition chimique du métal d'apport utilisé.	56
Tableau IV.5.	Composition chimique du métal d'apport 308L selon la norme ASTM.	57
Tableau IV.6.	Propriétés mécaniques du métal d'apport.	57
Tableau IV.7.	Conditions des essais de fatigue thermique.	63
Tableau IV.8.	Solutions d'attaques électrochimiques.	64
Tableau V.1.	Répartition du taux de ferrite dans la soudure	74
Tableau V.2.	Caractéristiques mécaniques de la soudure.	74
Tableau V.3.	Répartition de la dureté dans la soudure.	74
Tableau V.4.	Effets du cyclage thermique sur la taille du grain austénitique.	75

Liste des figures

Figure I.1 – Les ternaires Fe-Cr-C.	05
Figure I.2 – Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ des alliages ternaires Fe-Cr-Ni.	06
Figure I.3 – Section à 1100 °C du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni.	06
Figure I.4 – Constitution des aciers inoxydables austénitiques de type 18-9 à l'équilibre.	08
Figure I.5 – Courbe d'écrouissage d'un acier X1CrNi 18-10.	11
Figure I.6 – Effet de l'azote sur la résistance et la ductilité de l'acier inoxydable 304.	12
Figure I.7 – Courbe schématique de polarisation d'un acier inoxydable.	12
Figure I.8 – Schématisation de la corrosion intergranulaire au voisinage d'un joint soudé en 304 : Z6CN 18-09.	13
Figure I.9 – Limite de solubilité du carbone dans la solution solide Fe-Cr-Ni	13
Figure I.10 – Précipitation des carbures de chrome dans plusieurs types de joints de grains d'un acier austénitique 304.	16
Figure I.11 – Cinétiques de précipitation des carbures de chrome dans un acier austénitique 304, contenant 0.05% de carbone, hypertrempé à partir de la température de 1250 °C.	17
Figure I.12 – Coupe du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni montrant la stabilité de la phase σ sur la gamme.	18
Figure II.1 – Classification des procédés de soudage.	20
Figure II.2 – Torche de soudage TIG	21
Figure II.3 – $\theta = f(t)$, cycle thermique d'un point A d'une soudure.	22
Figure II.4 – $\theta = f(x)$, répartition de la température dans une soudure.	22
Figure II.5 – Cordon de soudure.	24
Figure II.6 – Variation de la dureté dans un joint soudé.	24
Figure II.7 – Croissance épitaxiale et sélective pour une trajectoire de solidification donnée.	25
Figure II.8 – Effet du gradient thermique sur la surfusion constitutionnelle.	26
Figure II.9 – Croissance selon le mode cellulaire dendritique.	26
Figure II.10 – Type de solidification en fonction du rapport	27

$$\frac{D \times G}{\sqrt{R}}$$

Figure II.11 – Diagramme de Schaeffler.	29
Figure II.12 – Diagramme WRC-1992.	30
Figure III.1 – Mécanisme de la fatigue thermique, diagramme de North Cott et Baron.	42
Figure IV.1 – Structure de l'acier à l'état brut.	55
Figure IV.2 – Préparation des joints en vue de soudage.	59
Figure IV.3 – Tube soudé.	60
Figure IV.4 – Localisation des éprouvettes de résilience et de traction.	60
Figure IV. 5 – Schéma du dispositif de fatigue thermique.	62
Figure IV. 6 – Le cycle thermique appliqué.	63
Figure IV.7 – Dispositif d'attaque électrolytique.	64
Figure IV.8 – Principe de l'essai de dureté Vickers.	66
Figure IV.9 – Mode de balayage pour la mesure du profil de dureté Vickers.	67
Figure IV.16 – Eprouvette de résilience.	69
Figure IV.17 – Eprouvette de résilience à section réduite.	69
Figure IV.18 – Forme et dimensions d'une éprouve	70
Figure V.1 – Structure du cordon de soudure (G=200).	72
Figure V.2 – Structure de la zone affectée thermiquement (G=200).	73
Figure V.3 – Structure du métal de base.	73
Figure V.4 – Structure de la zone fondue après 800 cycles 5 G=200 Essai a 500-120 °C.	75
Figure V.5 – Structure de la ZAT après 400 cycles (G=100).	76
Figure V.6 – Structure de la ZAT après 600 cycles (G=500).	76
Figure V.7 – Structure de la ZAT après 800 cycles (G=500).	77
Figure V.8 – Structure de l'acier après 600 cycles sous 500-120 °C (G=100).	77
Figure V.9 – Effets du cyclage thermique sur la taille du grain austénitique dans la ZAT et le métal de base.	78
Figure V.10 – Effets du cyclage thermique sur le taux de ferrite.	78
Figure V.11 – Durcissement de l'austénite aux cours du cyclage thermique.	79
Figure V.12 – Effets du cyclage thermique sur la dureté de l'acier 304.	80
Figure V.13 – Effets du cyclage thermique sur la dureté du cordon.	80
Figure V.14 – Effets du cyclage thermique sur la résilience de la soudure.	81

Figure V.15 – forme de la ZAT après 600 cycles Essai 360-98°C.	83
Figure V.16 – La ZAT après 800 cycles (G=200) Essai 360-98°C.	82
Figure V.17 –Structure de la zone fondue après 800 cycles Essai 500-120°C.	83
Figure V.18 –Structure de la zone fondue après 1000 cycles Essai 500-120°C.	83
Figure V.19 –Structure de la zone fondue après 1000 cycles Essai 500-120°C.	84
Figure V.20 –Forme de la ZAT après 400 cycles Essai 360-98°C.	84
Figure V.21 –forme de la ZAT et de la ZF après 400 cycles (G=200) Essai 360-98°C.	85

Sommaire

Introduction générale	01
Chapitre I : Les aciers inoxydables austénitiques	03
I.1. Introduction	03
I.2. Etat structural	03
I.2. Diagrammes d'équilibre des phases	04
I.2.1. Les ternaires Fe-Cr-C.....	04
I.2.2. Système Fe-Cr-Ni.....	05
I.3. Les principales familles d'aciers inoxydables	07
I.3.1. Les aciers ferritiques.....	07
I.3.2. Les aciers martensitiques	07
I.3.3. Les aciers austéno-ferritiques (Duplex).....	07
I.3.4. Les aciers austénitiques	08
I.4. Propriétés des aciers inoxydables austénitiques.....	09
I.4.1. Propriétés physiques.....	09
I.4.1.1. Coefficient de dilatation thermique	09
I.4.1.2. Énergie de faute d'empilement	09
I.4.2. Propriétés mécaniques	10
I.4.2.1. Durcissement de solution solide	10
I.4.2.2. Durcissement par écrouissage.....	11
I.4.2.3. Durcissement par précipitation	11
I.5. Comportement en corrosion.....	12
I.6. Déstabilisation de l'austénite.....	14
I.6.1.1. Transformation martensitique à basse température.....	14
I.6.1.2. Transformation martensitique par écrouissage	14
I.6.2. Précipitation des carbures et des nitrures	15
I.6.3. Formation de la phase intermétallique sigma	17
I.7. Traitement thermique des aciers inoxydables austénitiques.....	18
Chapitre II Métallurgie de soudage des aciers austénitiques	20
II.1. Introduction	20
II.2. Procédés de soudage.....	20
II.3. Soudage à l'arc électrique TIG [Tungsten Inert Gaz].....	22
II.4. Cycles thermiques de soudage.....	22
II.5. Conséquences métallurgiques des cycles thermiques.....	23
II.5.1. Métal fondu ou zone fondue (ZF)	23
II.5.2. Zone affectée thermiquement (ZAT).....	24
II.5.3. Métal de base (MB)	25
II.6. Cristallographie de la solidification	25
II.6.1. Germination et croissance de la phase solide d'une soudure	25
II.6.2. Structure de solidification des aciers austénitiques	26
II.6.2.1. Modes de solidification.....	28
II.6.2.2. Diagramme de Schaeffler.....	29

II.6.2.3. Diagramme WRC-1992 :	30
II.7. Défauts de soudures en aciers inoxydables austénitiques.....	31
II.7.1. Sensibilité à la fissuration à chaud.....	31
II.7.2. Précipitation des carbures.....	32
II.7.3. Formation de la phase sigma.....	33
II.8. Influence de la géométrie de la soudure	33
II.9. Traitement thermique des soudures austénitiques.....	33
Chapitre III : Fatigue thermique des aciers	35
III.1. Introduction	35
III.2. Définition de la fatigue et du choc thermique	36
III.3. Contraintes d'origines thermiques.....	37
III.4. Contraintes résiduelles	40
III.5. Mécanisme de la fatigue et du choc thermique	41
III.5.1. Mécanisme de la fatigue thermique.....	41
III.5. 2. Mécanismes du choc thermique	44
III.6. Amorçage et propagation des fissures	45
III.6.1. Amorçage d'une fissure	45
III.6.2. Propagation d'une fissure.....	46
III.7. Loi de la fatigue thermique	47
III.7.1. Théorie de la déformation plastique par cycle	47
III.7.2. Durées de vie.....	48
III.8. Facteurs de la fatigue thermique	48
III.8.1. Nature du cyclage thermique.....	48
III.8.1.1 Influence des températures du cyclage thermique	48
III.8.1.2. Influence de la vitesse de chauffage et de refroidissement.....	50
III.8.1.3. Influence du temps de maintien	50
III.8.2. Facteurs thermiques	50
III.8.2.1. Coefficient de dilatation thermique.....	51
III.8.2.2. Coefficient de transfert de chaleur (h)	51
III.8.3. Facteurs métallurgiques	51
III.8.3.1. Composition chimique	51
III.8.3.1.2. La microstructure.....	51
III.8.3.3. Les transformations de phase et précipitations.....	52
III.8.3.4. Grossissement du grain:	52
III.8.3.5. Corrosion	52
III.8.4. Facteurs géométriques.....	53
III.8.4.1. La taille et la forme de la pièce	53
III.8.4.2. Les entailles et angles vifs	53
III.8.4.3. Etats de surface.....	53
III.8.4.4. Influence des irrégularités superficielles.....	53
III.8.5. Influence des contraintes résiduelles	54
Chapitre IV : Méthodes expérimentales	55
IV.1. Matériau étudié et état de livraison.....	55
IV.1.1. Identification du matériau brut de réception.....	55
IV.1.1.1. Analyse chimique du métal de base.....	55
IV.1.1.2. Structure de l'acier.....	56

II.1.1.3. Caractéristiques mécaniques du métal de base	57
IV.2. Identification du métal d'apport.....	57
IV.2.1. Choix du métal d'apport.....	57
II.2.2. Analyse chimique du métal d'apport.....	57
IV.2.3. Propriétés mécaniques du métal d'apport.....	58
IV.3. Soudage des tubes.....	58
IV.3.1.Fiche technique du soudage	58
IV.3.2. Choix des paramètres de soudage (Procédure)	58
II.3.3. Choix du procédé de soudage.....	59
IV.3.4. Déroulement de l'opération de soudage	59
IV.4. Préparation d'éprouvettes.....	61
IV.4.1 Découpage et usinage	61
IV.4.2. Traitements thermique des éprouvettes	61
IV.5. Essais de cyclage thermique	62
IV.5.1. Dispositif des essais de cyclage thermique	62
IV.6. Méthodes de caractérisation.....	64
IV.6.1. Caractérisation métallographique.....	64
IV.6.1.1. Prélèvement des éprouvettes.....	64
IV.6.1.2. Polissage.....	64
IV.6.1.3. Attaques chimique et électrochimique.....	65
IV.6.1.4. Examen au microscope optique.....	66
IV.6.1.5. Analyse quantitative	66
IV.6.1.6. Observation au MEB.....	66
IV.7. Caractérisation mécanique	66
IV.7.1 Essai de micro dureté.....	66
IV.7.1 Essai de dureté Vickers :	67
IV.7.2. Essais de résilience.....	68
IV.7.3. Essai de traction :	68
IV.4.3 Analyse d'image.....	68
IV.4.4 Essais mécaniques.....	69
IV.4.4.2 Essai de résilience.....	69
IV.4.4.3 Essai de traction.....	70
Chapitre V : Résultat expérimentaux	71
V.1. Etat de référence	72
V.1.1. Contrôle de la soudure	72
V.1.2. Structure de la soudure.....	72
V.1.2.1. Structure de la zone fondue	72
V.1.2.2. Structure de la ZAT.....	73
V.1.2.3. Structure du métal de base.....	74
V.1.3. Taux de ferrite	75
V.1.4. Caractéristiques mécaniques de la soudure	75
V.2. Evolution structurale de la soudure.....	75
V.2.2. Evolution de la structure de la zone fondue	76
V.2.3. Evolution de la structure de la ZAT	76
V.2.4. Evolution de la structure du métal de base	78
V.2.1. Evolution du taux de ferrite.....	79
V.2.5. Evolution de la dureté des phases.....	80

V.3. Evolution mécanique de la soudure	80
V.3.1. Dureté	80
V.3.1.1. Dureté de l'acier	80
V.3.1.2. Dureté de la zone fondue.....	81
V.3.2. Résilience	82
V.4. Fissuration de la soudure	82
V.5. Interprétation des résultats	86
V.5.1. Effets du cyclage thermique sur la structure :	87
V.5.2. Effets du cyclage thermique sur les propriétés mécaniques	88
V.5.3. Effets du cyclage thermique sur la fissuration de la soudure	89
V.6. Conclusion générale	89

Introduction générale

Introduction générale

Les soudures en aciers inoxydables austénitiques sont l'objet d'une très grande attention vu leurs propriétés intéressantes, elles ont une bonne résistance à la corrosion, une bonne tenue aux basses températures, et il suffit de la présence d'un taux limité de ferrite δ dans le cordon de soudure pour éviter l'apparition de la fissuration à chaud.

Cependant lorsqu'une construction soudée en acier austénitique subit localement des variations cycliques et un maintien prolongé dans un domaine de températures élevées, La soudure devient très sensible à la fissuration et à la dégradation. Des gradients de contrainte se forment (en surface ou en profondeur) par contractions ou dilatations empêchées : le matériau localement refroidi est en contraction empêchée. Si le reste du matériau reste à température plus élevée. Ces variations cycliques de température engendrent des variations cycliques de contrainte et peuvent induire le phénomène dit de *fatigue thermique*.

Ce type d'endommagement a été constaté dans dans de nombreux secteurs industriels, tels que l'automobile, le ferroviaire, le spatial, l'aéronautique, la mise en forme, l'industrie pétrolière et le secteur nucléaire,... Ainsi que les zones de mélange de fluides à différentes températures tel que les disques de frein, les cylindres de laminoirs qui, de par leur usage, sont amenées à voir successivement des températures très différentes. L'endommagement qui en résulte se manifeste généralement par l'apparition de réseaux de fissures (faiénçage thermique – ou fissures multiples parallèles).

Les composants sujets à cette fissuration subissent par la suite une rupture. Les effets inattendus des ruptures peuvent être élevés. L'utilisation du surdimensionnement des composants et des structures pour lutter contre le risque de dégradation des installations par n'est pas seulement inéconomique mais aussi souvent impossible.

Nous avons constaté que, les travaux sur le comportement en fatigue thermique, ont été consacrés beaucoup plus aux aciers qu'aux soudures. De ce fait nous nous sommes intéressés à la caractérisation des réseaux de fissures ou faiénçage thermique sur un acier inoxydable austénitique (AISI 304) soudé. Nous présenterons quelques résultats expérimentaux obtenus sur des éprouvette de résilience . L'objectif est d'étudier : l'évolution structurale, le comportement mécanique de la soudure en acier 304 et de caractériser l'endommagement de cette soudure en conditions de fatigue thermique.

Ce mémoire est réparti en deux parties principales :

➔ La première concerne l'étude bibliographique qui comporte deux chapitres.

Nous rappelons dans le premier chapitre, les aciers inoxydables austénitiques et leurs propriétés principales. Dans le deuxième chapitre, nous décrivons quelques éléments de soudage et nous aborderons la soudabilité des aciers inoxydables austénitiques. Enfin, nous décrivons dans le troisième chapitre les mécanismes de la fatigue thermique ou le mécanisme de la fissuration multiple et du faïençage thermiques.

➔ La deuxième qui est la partie expérimentale comporte deux chapitres.

Le quatrième chapitre est consacré à la présentation du matériau de l'étude, la préparation des éprouvettes, la description des essais de fatigue thermique et du dispositif de fatigue thermique utilisé et à la présentation des techniques de caractérisation. Dans le cinquième chapitre, nous rapportons les résultats des observations métallographiques et des essais mécaniques et nous réalisons une étude qualitative des réseaux de faïençage thermique générés.

➔ Enfin, nous terminons par des conclusions et perspectives.

Chapitre I : Les aciers inoxydables austénitiques

Chapitre I

Les aciers inoxydables austénitiques

I.1. Introduction

Les aciers inoxydables ont connu un extraordinaire développement essentiellement en raison de la disponibilité à grande échelle des métaux entrant dans leur composition, tel que le chrome, le nickel, le molybdène et le manganèse, ce dernier pouvant être utilisé comme substitut au nickel.

Un acier inoxydable a une excellente résistance à la corrosion. Cette propriété donne au matériau inoxydable une durée de vie quasi exceptionnelle dans une grande diversité de milieux et pour de nombreuses applications. A cette propriété fondamentale, s'ajoutent les caractéristiques mécaniques (résistance mécanique, ductilité, ténacité) qui couvrent une très grande plage de température, allant des températures cryogéniques jusqu'à celles dépassant 1000 °C [1].

L'acier inoxydable est considéré comme le matériau de choix dans toutes les industries plus particulièrement dans l'industrie tubulaire. La structure des aciers inoxydables leur confère, en plus des bonnes propriétés de tenue mécanique, une bonne aptitude au soudage. Ces qualités expliquent les grandes possibilités d'emploi et les vastes domaines d'utilisation des aciers inoxydables.

Selon la norme européenne, la dénomination des aciers inoxydables commencera par la lettre X suivie de la teneur en carbone multiplié par 100, des principaux éléments d'alliage et de leur concentration en pourcent (par exemple X6Cr Ni 18-10). Dans la normalisation des aciers des Etats-Unis, les aciers inoxydables : [2]

- de type Fe-Cr sont désignés par un chiffre de la série (exemple AISI 430) ;
- de type Fe-Cr-Ni sont désignés par un chiffre de la série 300 (exemple AISI 304).

I.2. Etat structural

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques à base de fer, plus exactement à base d'acier, qui doivent contenir au moins 10,5 % de chrome et souvent d'autres éléments d'addition tels que le nickel et, dans une moindre mesure, le molybdène.

Les aciers inoxydables présentent une grande variété de structures et donc de propriétés physiques, mécaniques et surtout chimiques. L'une des principales raisons est le fait que l'élément majoritaire, le fer, présente deux variétés allotropiques de structures cristallines différentes entre les basses

températures et sa température de fusion [3]:

- en-dessous de 910 °C, le fer a une structure cubique centrée, le fer α ou ferrite ;
- de 910 °C à 1400 °C, le fer se transforme en fer γ ou austénite dont la structure est cubique à faces centrées ;
- une nouvelle transformation intervient de 1400 °C à 1538 °C pour donner le fer δ dont la structure est à nouveau cubique centrée.

Ces transformations qui sont réversibles peuvent se résumer suivant le tableau I1.

Tableau I.1 : Variétés allotropiques du fer et structures correspondantes.

Fer δ (forme haute température) ($\theta > 1400$ °C)	Fer γ(austénite) (910 °C < θ < 1400 °C)	Fer α(ferrite) ($\theta < 910$ °C)
Structure cubique centrée	Structure cubique à faces centrées	Structure cubique centrée

Les éléments d'addition présents dans les aciers inoxydables ont tendance à favoriser une structure aux dépens d'une autre, suivant leur concentration. Ces éléments sont ajoutés à l'acier inoxydable de base afin d'en modifier ou d'en d'améliorer les propriétés physiques, chimiques et mécaniques.

Certains éléments sont dits *gamagènes*, ils élargissent le domaine austénitique γ ; d'autres sont dits *alphagènes*, ils réduisent ce domaine au profit de la ferrite α . Le nickel, le manganèse, le carbone et l'azote sont les principaux éléments gamagènes ; le chrome, le silicium et le molybdène sont les principaux éléments alphagènes [4].

I.2. Diagrammes d'équilibre des phases

I.2.1. Les ternaires Fe-Cr-C

Le carbone possède une action γ -gène puissante ; il élargit en température et en concentration le domaine austénitique. Sa teneur est souvent associée à celle de l'azote La figure (I.1-b) montre de quelle façon agit le couple C + N sur la transformation de la boucle austénitique [5, 6]. Le carbone entre ainsi en compétition avec le chrome (élément α -gène prépondérant) comme le montre les coupes pseudo-binaires des ternaires Fe-Cr-C (I.1.a). Il a aussi une action stabilisatrice sur l'austénite formée à haute température [7].

Par addition d'une teneur suffisante en carbone, un alliage binaire par exemple à 17 % de Cr, ferritique dans tous les domaines de température, peut être austénitique entre T_1 et T_2 . Un traitement d'austénitisation entre T_a et T_b suivi d'une trempe peut donc donner des structures hors équilibre de type martensitique [6].

Le carbone peut donner lieu à la précipitation de carbures en présence d'un élément carburigène tel que le Cr [5, 7]. Bien que deux types de carbures puissent se former, les teneurs en carbone étant le plus souvent inférieures à 0,5 %, seul le carbure de type $M_{23}C_6$ sera observé. Malgré leur pouvoir durcissant, ces carbures peuvent conduire à des problèmes de tenue à la corrosion [5].

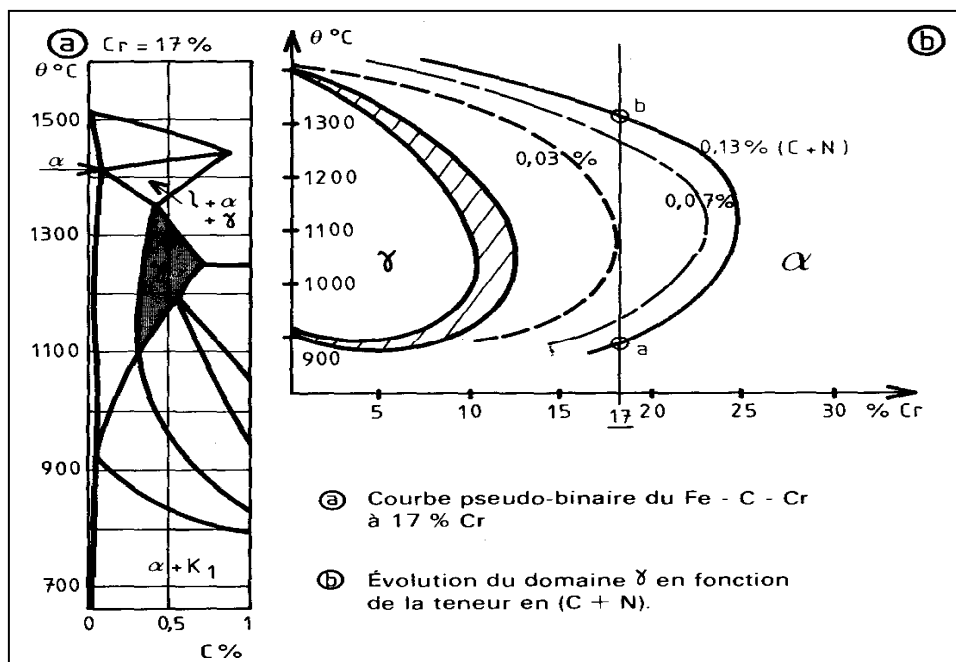


Figure I.1 – Les ternaires Fe-Cr-C.

I.2.2. Système Fe-Cr-Ni

L'étendue du domaine γ des alliages ternaires Fe-Cr-Ni en fonction des teneurs respectives en chrome et en nickel est présentée dans la figure I.2. Le nickel étant γ -gène comme le carbone, élargit en température et en concentration le domaine austénitique des alliages Fe-Cr [6].

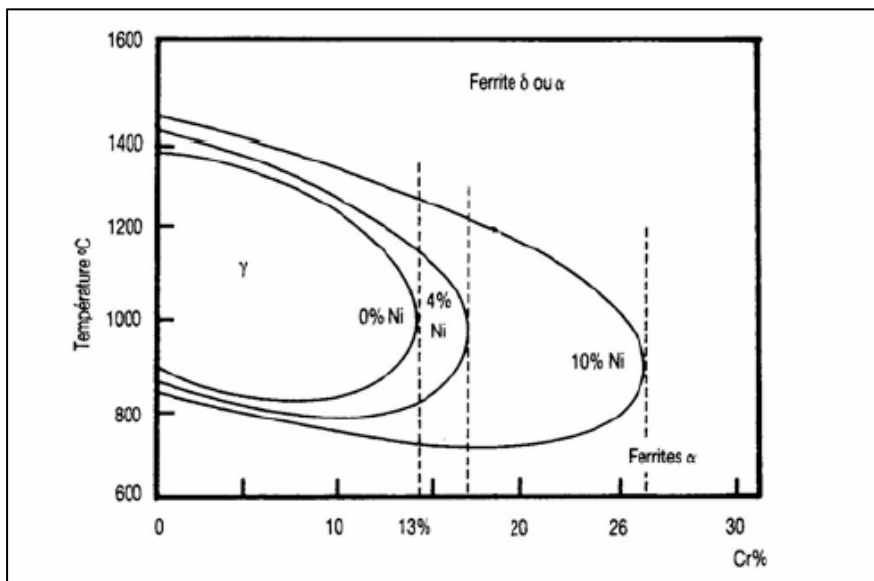


Figure I.2 – Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ des alliages ternaires Fe-Cr-Ni [9].

L'addition du nickel à des teneurs de quelques pourcent a pour effet de repousser la boucle γ vers les fortes teneurs en chrome. Mais, il est remarquable qu'il faille une teneur beaucoup plus importante en Ni pour élargir la boucle γ qu'il n'en faut avec l'addition du carbone. Le nickel augmente la capacité de trempe des aciers inoxydables en abaissant la vitesse critique de refroidissement (Figure I.3) [8].

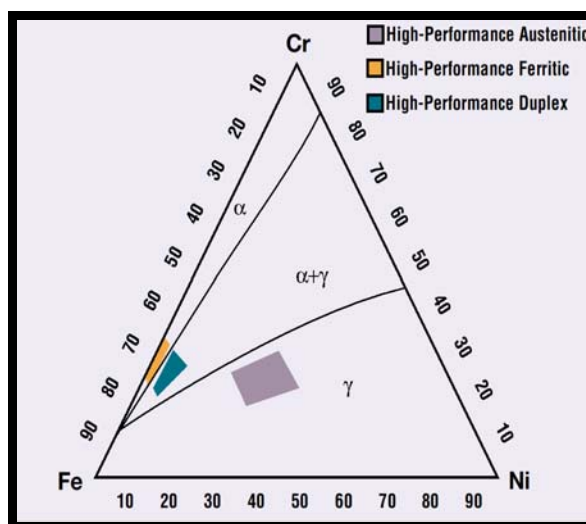


Figure I.3 – Section à 1100 °C du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni (les zones de couleurs orange, vert et violet représentent les domaines ferritiques, duplex et austénitique respectivement) [9].

I.3. Les principales familles d'aciers inoxydables

I.3.1. Les aciers ferritiques

Les aciers inoxydables ferritiques conservent à toute température, en particulier à l'ambiante, une structure identique à celle du fer (cubique centrée) [1]. La structure est exempte de précipitations et consiste en un assemblage de grains polyédriques de dimensions moyennes [5]. Des teneurs élevées en éléments stabilisateurs de la ferrite comme le Cr, le Mo, le Si, le Ti ou Nb, dans les aciers inoxydables ferritiques, rétrécissent fortement le domaine austénitique comme le montre le diagramme d'équilibre Fe-Cr de la figure I.1 [5,10,11].

Les nuances ferritiques sont caractérisées par : [1, 6, 7]

- L'absence de points de transformation, ce qui les rend susceptibles d'être fragilisés par grossissement de grain lors d'un maintien prolongé à haute température.
- La précipitation intergranulaire rapide des carbures de chrome et donc la sensibilisation à la corrosion intergranulaire de ces aciers. La précipitation intergranulaire est due à la facilité de la diffusion des éléments interstitiels dans la structure ferritique.

I.3.2. Les aciers martensitiques

Les aciers martensitiques sont des aciers pouvant être le siège d'une austénitisation à haute température puis d'une transformation martensitique, au refroidissement. La teneur en chrome des allages de cette famille est comprise entre 12 et 17%. La teneur en carbone peut aller jusqu'à 1 % environ [8].

Les aciers inoxydables martensitiques sont caractérisés par une bonne résistance à la corrosion (due essentiellement au chrome) et des caractéristiques mécaniques élevées. Ceci s'explique par la structure martensitique obtenue par refroidissement suffisamment rapide de l'austénite[8].

I.3.3. Les aciers austénoferritiques (Duplex)

Les aciers austénoferritiques sont obtenus pour des teneurs en chrome comprises entre 18% et 28 % et des teneurs en nickel allant de 6% à 9%%. Les aciers austénoferritiques sont caractérisés par une structure mixte, composée de ferrite et d'austénite. Les teneurs en ferrite et en austénite sont comprises entre 30 et 60%, mais elles sont en général proches de 50%. Les fractions volumiques de ces phases dépendent de la composition chimique et du traitement thermique subi par l'alliage [1, 2, 9]. Les aciers inoxydables sont dit duplex si leur microstructure est composée de 50% de ferrite et de 50% d'austénite [2].

La structure biphasée des austéno-ferritiques leur permet d'allier de bonnes propriétés mécaniques – une limite d'élasticité élevée conférée par la phase ferritique et une bonne ductilité et ténacité dues à la matrice austénitique – et une résistance à la corrosion accrue, grâce à leur teneur importante en chrome, en azote et en molybdène, tout en limitant la teneur en d'autres éléments d'alliage ce qui en fait des nuances économiques [9].

I.3.4. Les aciers austénitiques

En dehors du chrome le nickel constitue le plus important des éléments d'alliage des aciers austénitiques inoxydables. Le nickel élargit fortement le domaine austénitique, contrairement au chrome (Figure I.1). L'effet stabilisateur du Ni est plus intense dans les aciers au Cr que dans les alliages purs de fer, il suffit de 8% de Ni pour élargir le domaine austénitique jusqu'à la température ambiante de 20 °C (Figure I.2) [5].

La famille des aciers inoxydables austénitiques est la plus employée des 4 principales familles d'aciers inoxydables. Les aciers inoxydables austénitiques ont une bonne résistance à la corrosion, de bonnes propriétés mécaniques, et une bonne formabilité. De structure CFC, ils ne présentent pas de transition fragile/ductile et peuvent donc être utilisés à basse température (pour le transport de gaz liquéfiés par exemple), tandis que leur résistance à la corrosion (dont l'oxydation) permet leur utilisation à haute température. La Figure I.4 présente le diagramme de refroidissement d'un acier à 18% de chrome et 9% de nickel [4].

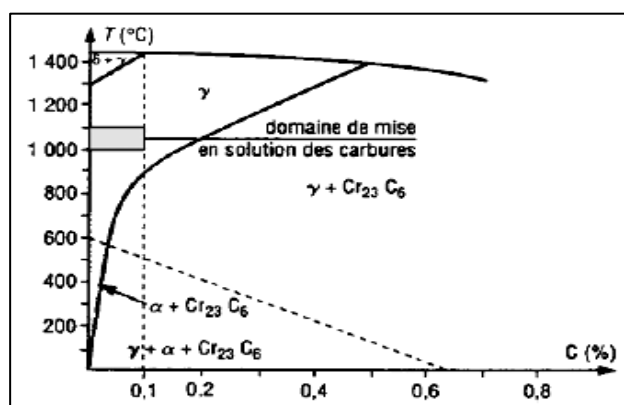


Figure I.4 – Constitution des aciers inoxydables austénitiques de type 18-9 à l'équilibre [8].

A température ambiante, l'état d'équilibre n'est pas l'austénite, mais un mélange triphasé $\gamma + \alpha + Cr_{23}C_6$. Pour obtenir une structure austénitique, il faut « figer » la solution solide dans le domaine γ par un traitement d'hypertrempe qui consiste en deux phases : un recuit d'austénitisation entre 1000 et 1100°C, qui permet de remettre en solution solide les éléments d'alliage interstitiels (carbone notamment) et substitutionnels dans le réseau CFC de l'austénite, et un refroidissement rapide. Le résultat de l'hypertrempe

est une *solution solide austénitique sursaturée en carbone et éventuellement en azote, métastable* [4].

Un réchauffage entre 500 et 800°C, provoque la précipitation intergranulaire de Cr₂₃C₆. L'ajout de titane ou de niobium est un moyen d'éviter ce phénomène, car les carbures TiC et NbC, généralement intragranulaires, sont plus stables que les carbures Cr₂₃C₆. Les aciers inoxydables austénitiques alliés au Nb et/ou au Ti sont dits *stabilisés*. L'addition d'azote provoque une précipitation de nitrures riches en chrome. Cette précipitation est en partie intergranulaire, mais les nitrures précipitent aussi dans la matrice, beaucoup plus que les carbures.

I.4. Propriétés des aciers inoxydables austénitiques

I.4.1. Propriétés physiques

Les propriétés physiques des aciers inoxydables dépendent fortement de leurs structures. Les nuances austénitiques sont caractérisés par une phase austénitique amagnétique, alors que les phases ferritiques et martensitiques sont ferromagnétiques. Il est donc possible de mesurer par voie magnétique la ferrite éventuelle des austénitiques ou la martensite formée par écrouissage dans l'austénite [1, 2, 4, 5].

I.4.1.1. Coefficient de dilatation thermique

On sait que le coefficient de dilatation thermique linéaire α d'un matériau est défini par :

$$\alpha = \frac{L_t - L_{20}}{L_{20}(t - 20)} \dots\dots\dots(\mathbf{I. 1})$$

où L_{20} est la longueur à 20°C et L_t la longueur à la température t (en °C).

Les aciers inoxydables austénitiques ont un coefficient linéaire moyen de dilatation élevé, de l'ordre de $18 \cdot 10^{-6}$ /°C, ce qui les rend sensibles à tout problème lié à des variations de température, comme la fatigue thermique. Un indice de sensibilité à la fatigue thermique, fonction de α , a été défini par :

$$R = \frac{R_{p0.2} k}{E \alpha} \dots\dots\dots(\mathbf{I. 2})$$

où k est la conductivité thermique du matériau.

Le matériau est d'autant plus résistant à la fatigue thermique que cet indice est élevé (conductivité thermique élevée et coefficient de dilatation faible).

I.4.1.2. Énergie de faute d'empilement

C'est en fonction de l'énergie de faute d'empilement que les aciers inoxydables austénitiques seront plus ou moins sensibles à la transformation martensitique : une énergie de faute d'empilement faible facilite la dissociation

des dislocations, repoussant le glissement dévié vers les plus hautes déformations, les plus hautes températures et les plus basses vitesses de déformation, et facilite donc la transformation martensitique locale au sein des bandes de glissement.

L'énergie de faute d'empilement des aciers inoxydables austénitiques peut être reliée à la composition par une relation empirique [6] :

$$\text{EDE (mJ.m}^{-2}\text{)} = 25,7 + 2(\%Ni) + 410(\%C) - 0,9(\%Cr) - 77(\%N) - 13(\%Si) - 1,2(\%Mn).$$

I.4.2. Propriétés mécaniques

Par rapport aux aciers ferritiques ou martensitiques ou martensitiques au nickel, la structure cubique à faces centrées pure des austénitiques explique leurs propriétés mécaniques. Ils sont caractérisés par : [2,4, 5, 10]

- Des valeurs de résistance sensiblement inférieures à celles des autres nuances inoxydables, les valeurs de la résistance à la traction se situent vers 600 N/mm².
- Des valeurs de limite d'élasticité à 0.2 % de l'ordre de 200 à 250 N/mm² à la température ambiante (20 °C). Limite d'élasticité (MPa) : 180 < Rp 0,2.
- Elles sont très ductiles et très peu fragiles. Ductilité (%) : 33 < A % < 45. Il n'y a pas de rupture fragile à basse température. Charge de rupture (MPa) : 440 < Rm < 950.
- Les hautes valeurs de ténacité sont particulièrement évidentes.

Les aciers austénitiques offrent ainsi une très basse limite d'élasticité et une grande sécurité quant à la rupture sous contrainte.

I.4.2.1. Durcissement de solution solide

Il s'agit d'un durcissement de solution solide par les interstitiels, azote, carbone ou bore. Le durcissement dû à l'azote est le plus efficace : il permet d'accroître Rp_{0,002} de 50 MPa environ par 0,1% d'azote [6].

Des formules prédictives permettent d'évaluer les caractéristiques de traction des aciers inoxydables austénitiques en fonction de la composition (en % massique), du taux de ferrite et du diamètre moyen du grain d'austénite. Ainsi, on a :

$$Rp_{0,002}(\text{MPa}) = 15,4 [4,4 + 23(\%C) + 32(\%N) + 1,3(\%Si) + 0,24(\%Cr) + 0,94(\%Mo) + 1,2(\%V) + 0,29(\%W) + 2,6(\%Nb) + 1,7(\%Ti) + 0,82(\%Al) + 0,16(\%f) + 0,46 d^{-1/2}]$$

$$R_m(\text{MPa}) = 15,4 [29 + 35(\%C) + 55(\%N) + 2,4(\%Si) + 0,11(\%Ni) + 1,2(\%Mo) + 5(\%Nb) + 3(\%Ti) + 1,2(\%Al) + 0,14(\%f) + 0,82 t^{-1/2}]$$

Avec %f le pourcentage de ferrite résiduelle, d (mm) le diamètre moyen du grain et t (mm), l'espacement des macles.

Les macles de refroidissement n'existent toutefois que pour les aciers inoxydables austénitiques à faible énergie de faute d'empilement.

I.4.2.2. Durcissement par écrouissage

Les aciers inoxydables austénitiques durcissent fortement par écrouissage. Dans l'exemple de la Figure I.5, des opérations de laminage à froid ou de tréfilage peuvent faire passer la résistance à la rupture R_m d'un acier X1CrNi18-10 de 600 à plus de 1500 MPa. Ceci se fait au dépend de la ductilité $A\%$.

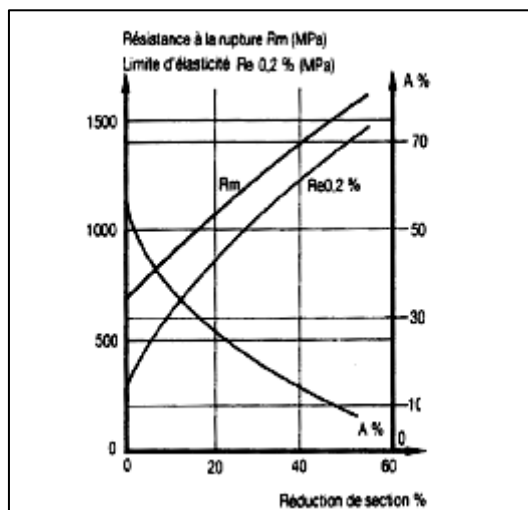


Figure I.5 – Courbe d'écrouissage d'un acier X1CrNi 18-10 [6].

I.4.2.3. Durcissement par précipitation

La précipitation intragranulaire de précipités à base de C, N, B, V, Nb et Ti, durcit les aciers inoxydables austénitiques à haute température, d'autant plus que ces précipités sont petits, nombreux et bien répartis. Les éléments en solution solide interstitielle ont une influence très sensible sur la limite d'élasticité, ce qui explique l'intérêt porté à des aciers de type AISI 316 LN enrichis en azote vis à vis de leur résistance au fluage en particulier et le fait que les nuances à bas carbone aient les caractéristiques les plus basses à l'état hyperefflué. Les fins précipités répartis uniformément dans la matrice servent d'obstacles au mouvement des dislocations [1,4]. La figure I.6 montre l'influence de l'azote sur les propriétés mécaniques de l'acier austénitique 304.

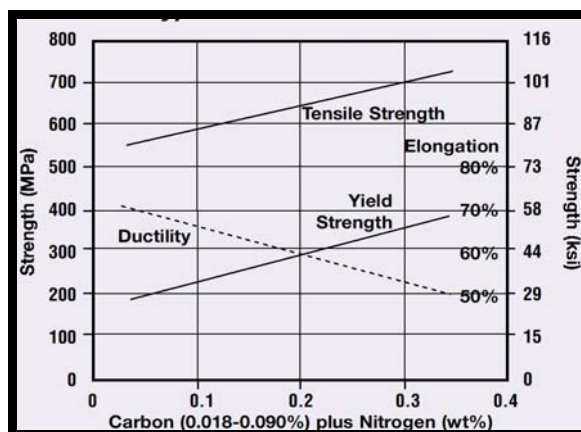


Figure I.6 –Effet de l’azote sur la résistance et la ductilité de l’acier inoxydable 304.

I.5. Comportement en corrosion des aciers inoxydables austénitiques

Les aciers inoxydables sont caractérisés par une bonne résistance à la corrosion humide (ou corrosion électrochimique) et à la corrosion sèche (ou oxydation). Cette bonne résistance résulte de la formation d'un film protecteur passivant, par oxydation du chrome. Ce film a une épaisseur de 1 jusqu'à 10 nm. En milieu air humide, il est constitué d'un oxyde de type $[Fe,Cr]_2O_3$. La Figure I.7 schématisée la courbe de polarisation d'un acier inoxydable [4,5,7].

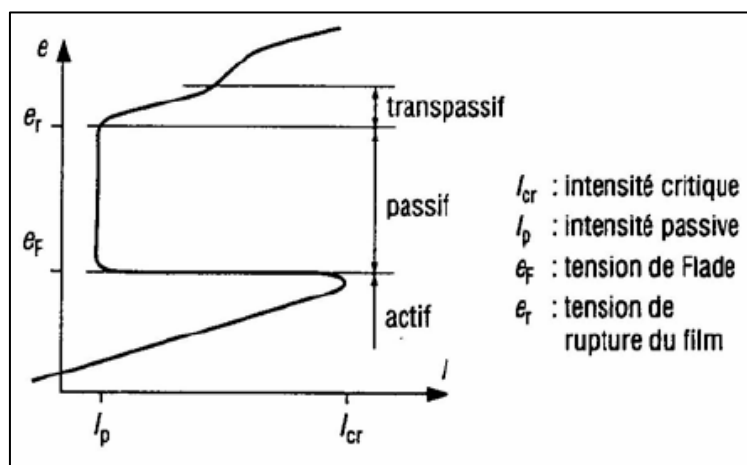


Figure I.7 –Courbe schématisée de polarisation d'un acier inoxydable [7]

Malgré leur résistance dans de nombreux milieux "agressifs", les aciers inoxydables peuvent être sensibles à certaines formes de corrosion localisée. Le film protecteur peut se rompre à partir d'une tension de rupture e_r , le métal sera alors oxydé jusqu'à ce que ce film se reforme. Les paramètres gouvernant cette oxydation sont d'une part, le pH du milieu agressif environnant et la teneur en chrome du matériau, qui définiront le type de corrosion possible, d'autre part la teneur en oxygène et la température du

milieu agressif environnant, qui rendront effectifs ou non l'oxydation / corrosion [4].

Les différents cas de corrosion qui peuvent apparaître sont la corrosion intergranulaire ou intergranulaire, la corrosion par contact, la corrosion sous contrainte, la fatigue corrosion, la corrosion par piqûres, en milieu chloré, surtout en présence d'inclusions de sulfure de manganèse (MnS), et la corrosion par crevasse ou caverneuse [4, 5].

La corrosion intergranulaire est l'une des plus importantes formes de corrosion, qui peut provoquer une véritable désagrégation du métal par suite de l'attaque sélective des espaces entre les grains. À la suite de certains traitements thermiques, une précipitation de carbure de chrome entraîne un appauvrissement local en chrome au-dessous de la teneur nécessaire pour assurer la protection. Des maintiens, même très courts, entre 400 et 800 °C rendent l'acier sensible à cette attaque particulière: c'est ce qui peut se passer, par exemple, dans les zones voisines d'un cordon de soudure (Figure I.8). Pour éviter la sensibilisation des aciers inoxydables austénitiques à la corrosion intergranulaire, la teneur en carbone de ces alliages est abaissée ou des éléments carburigènes comme le titane ou le niobium sont ajoutés à la composition de base (Figure I.9) [1, 5].

La corrosion sous tension se manifeste par la rupture de l'acier soumis simultanément à une contrainte mécanique d'extension et à une attaque chimique. Cette corrosion se produit essentiellement en présence de chlorures et il suffit parfois de quantités extrêmement faibles pour qu'elle apparaisse. L'élimination des contraintes et l'augmentation de la teneur en nickel jusqu'au-delà de 40 p. 100 constituent de bons remèdes contre cette attaque. L'addition du silicium (de 3 à 4 p. 100) est efficace dans beaucoup de cas [5,7].

On constate également la cavitation et l'effet combiné de la fatigue et la corrosion dans certaines conditions d'utilisation des aciers inoxydables [5,7].

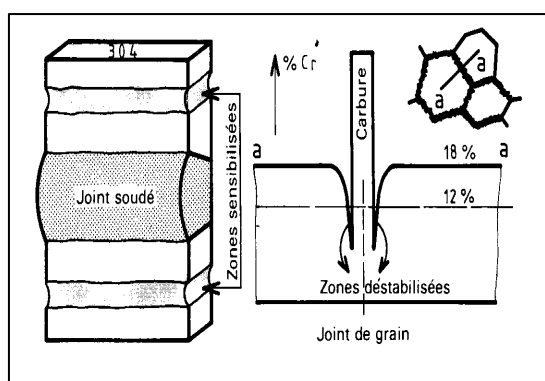


Figure I.8 – Shématisation de la corrosion intergranulaire au voisinage d'un joint soudé en 304 : Z6CN 18-09.

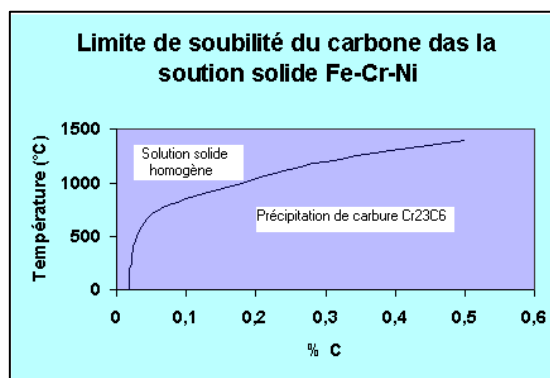


Figure I.9 – Limite de solubilité du carbone dans la solution solide Fe-Cr-Ni

I.6. Déstabilisation de l'austénite

I.6.1. Transformations martensitiques

La martensite peut se former dans les aciers inoxydables, à partir de la phase austénitique, par refroidissement rapide depuis 1050-1100 °C jusqu'aux températures au dessous la température ambiante (martensite d'origine thermique), ou en réponse à une déformation plastique (martensite d'origine mécanique) [7].

I.6.1.1. Transformation martensitique par refroidissement à basse température

Plusieurs formules empiriques illustrent l'effet de la composition chimique sur la température M_s , température de début de transformation martensitique par refroidissement. La formule suivante a été développée par Eichelman et Hull [9] :

$$M_s (\text{°F}) = 75(14.6 - \%Cr) + 110(8.9 - \%Ni) + 60(1.33 - \%Mn) + 50(0.47 - Si) + 3000[0.068 - (\%C + \%N)] \quad [7].$$

L'équation montre que la température (M_s) dépend des éléments d'alliages, le chrome et le nickel ont un effet modéré comparé à l'effet très élevé du carbone et de l'azote. Tous les éléments d'alliage alpha ou gammagènes abaissent M_s . Pour les nuances les plus chargées, sa valeur peut être très basse, très inférieure à l'ambiante ou même proche de 0 °K. Pour les mêmes raisons, la partie en C des courbes TTT est fortement déplacée vers les temps longs, les vitesses critiques de trempe peuvent être très faibles (autotrepantes) pour les nuances les plus chargées [1].

La martensite obtenue peut être de type α , quadratique ; pour les nuances les plus chargées, il peut se former une martensite ϵ , de structure hexagonale et amagnétique. La formation de la martensite α' (structure cubique centrée) débute à partir de la température M_s . Cette martensite α' est formée selon un mécanisme de cisaillement qui implique l'existence de relations spécifiques d'orientation entre la nouvelle phase M et la phase-mère A : [1,7]

$$\begin{aligned} (111)A // (110)M \\ [110]A // [111]M \end{aligned}$$

I.6.1.2. Transformation martensitique par écrouissage

Sous l'effet de la déformation à froid, une martensite α' , dite d'écrouissage, peut se former à partir de l'austénite au-dessus de la température M_s . La température M_d ($M_d > M_s$) a été définie comme étant la température au-dessus de laquelle aucune transformation ne se produit quelle que soit la déformation [7].

La transformation martensitique est observée fréquemment au cours de la

mise en œuvre des aciers inoxydables: emboutissage, tréfilage, rectification ou polissage. La quantité de martensite formée dépend de la composition chimique de l'acier inoxydable austénitique, du mode, du taux, de la vitesse de déformation et de la température. La température de transformation martensitique par écrouissage est donnée par la formule empirique : [7]

$$Md_{30}(^{\circ}\text{C}) = 413 - 462(\% \text{C} + \% \text{N}) - 9,2(\% \text{Si}) - 8,1(\% \text{Mn}) - 13,7(\% \text{Cr}) - 9,5(\% \text{Ni}) - 18,5(\% \text{Mo}) \quad [9].$$

Où Md_{30} est la température à laquelle 50% de martensite est formée sous l'effet d'une déformation vraie de 30%. L'augmentation de la teneur en nickel inhibe la formation de martensite d'écrouissage α' . Le titane exerce un effet contraire par réduction du carbone et de l'azote en solution solide [7].

La fraction volumique de phase α' , parce que magnétique, peut être facilement détectée dans la matrice austénitique (amagnétique) par des instruments de type ferritescope. La phase ε est plus difficile à détecter, car elle ne possède pas de caractéristique particulière. La martensite de déformation se présente en général sous forme d'aiguilles de taille nanométrique, difficiles à observer par des moyens autres que la microscopie électronique à transmission [4].

Yahiaoui [5] entre autres, qui a étudié la fissuration par fatigue de deux aciers inoxydables austénitiques de types 304 L et 316 L, montre que l'acier 304 L est plus instable que le 316 L, et donc plus sensible à la transformation martensitique. Dès les très faibles déformations, les défauts d'empilement se multiplient suivant des bandes parallèles et donnent naissance à la phase ε , laquelle favorise ensuite l'apparition de la phase α' . Aux fortes déformations, seule la phase α' subsiste. Ces travaux, effectués à température ambiante, conduisaient à des taux de transformation martensitique importants : la martensite α' était détectée par diffraction de rayons X [4].

D'après Bayerlein et al [9], dans l'acier 304 L à température ambiante, la transformation martensitique est à l'origine d'un durcissement cyclique secondaire très marqué en fatigue oligocyclique, dès les amplitudes de déformation $\Delta\varepsilon/2 > 0,3\%$. Cette transformation martensitique partielle conduit à une forte augmentation des caractéristiques mécaniques de l'acier (résistance à la traction et limite d'élasticité) [4,5].

I.6.2. Précipitation des carbures et des nitrures

La présence de carbone dans les aciers austénitiques peut donner lieu à la précipitation de carbures lors du refroidissement. Les carbures précipités répondent à la formule $M_{23}C_6$. Ils sont principalement constitués de carbure de chrome, le chrome étant partiellement substitué par le Fe, le Mo et le Ni. Ils évoluent du type $(\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ jusqu'à $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ si la teneur en chrome augmente [1, 7]. En plus de la résistance à la corrosion réduite à cause de la précipitation des carbures $M_{23}C_6$, l'abaissement du taux de chrome augmente la température M_s , température de formation de martensite [5]

La figure I.10 montre une micrographie d'un acier inoxydable austénitique

304 sensibilisé, obtenue par microscopie électronique à transmission analytique, prise dans trois types de joints, dans l'austénite adjacente aux particules $M_{23}C_6$. La précipitation des carbures est plus élevée dans les joints de grain courbés ou avec un angle supérieur (flèches, coté gauche supérieur), tout à fait basse dans les joints de grains maclés incohérents (centre), et complètement absente sur les joints maclés cohérents (normaux aux joints maclés incohérents). Les joints de grain courbés sont les emplacements préférés pour la précipitation et la diffusion en raison du désordre atomique relativement élevé où les grains de différentes orientations se réunissent [5].

La courbe en « C » de la figure I.11 montre la cinétique de précipitation des carbures $M_{23}C_6$ dans l'acier inoxydable 304. La précipitation la plus rapide se produit entre 800 et 900 ° C. Au-dessus de 950°C, le chrome et le carbone sont dissous comme atomes dans la matrice austénitique, il n'existe aucune force motrice thermodynamique pour la formation des carbures de chrome. En-dessous de 500 °C, la diffusion des atomes de chrome exigée pour la formation de $M_{23}C_6$ est trop lente et la formation de carbures s'arrête essentiellement [5].

En se basant sur la cinétique de la précipitation de $M_{23}C_6$, les aciers inoxydables sont traités aux températures entre 1040 et 1150 °C et trempés pour éliminer la sensibilisation (Traitement d'hypertrempe). Le traitement de mise en solution dissout les carbures $M_{23}C_6$, et le refroidissement rapide empêche la reprécipitation de $M_{23}C_6$ à la température ambiante critique autour du nez de la courbe C. Le traitement d'hypertrempe est également efficace dans les assemblages austénitiques soudés où les carbures $M_{23}C_6$ ont pu avoir précipité dans les zones affectées par la chaleur, zones adjacentes aux zones soudées [5]. Les deux flèches du coté gauche supérieur indiquent de larges carbures formés sur des joints de grains courbés, IT et CT se réfèrent aux joints maclés incohérents et cohérents respectivement (Figure I.10)

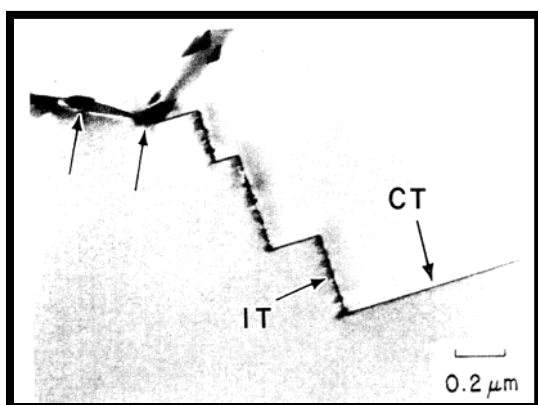


Figure I.10 – Précipitation des carbures de chrome dans plusieurs types de joints de grains d'un acier austénitique 304.

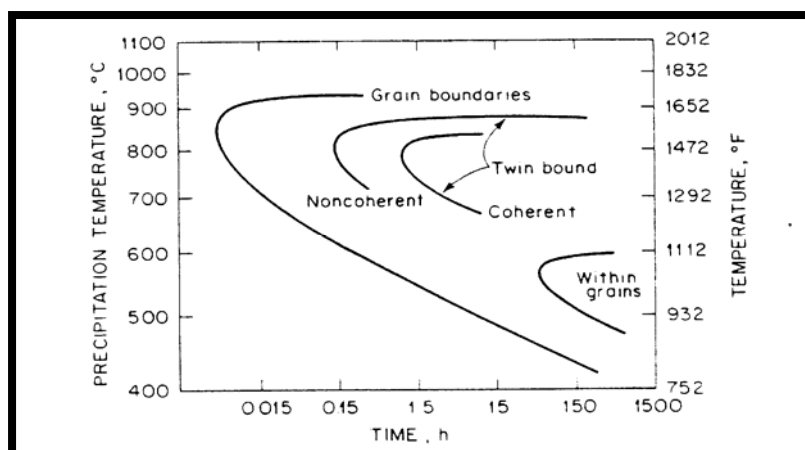


Figure I.11 – Cinétiques de précipitation des carbures de chrome dans un acier austénitique 304, contenant 0.05% de carbone, hypertrempé à partir de la température de 1250 °C.

Une deuxième solution pour éliminer la précipitation des carbures de chrome pouvant être nocifs, est les additions dites carburigènes. Les éléments d'alliage comme le titane et le niobium conduisent à la formation de carbures de titane TiC ou de niobium NbC plus stables que les carbures de chrome. Par conséquent, la présence de ces additions qui forment des carbures très stables, conduit à un appauvrissement de la matrice en carbone en solution, c'est-à-dire en élément gammagène. A ce titre, ces additions apparaissent alphas [1,5,7]

I.6.3. Formation de la phase intermétallique sigma

Les alliages métalliques contenant un élément de transition B (Fe, Ni, Mn, Co,...) et un élément de transition A (Cr, Ti, V,...) peuvent former des phases intermétalliques dont la formule peut varier de B_4A à BA_4 [7].

La précipitation de la phase σ intervient quand la concentration en carbone de la matrice devient inférieure à une valeur critique et quand simultanément la valeur de l'équivalent-chrome en chrome est supérieure à 18 %. La formation de la phase sigma dans une matrice austénitique est beaucoup plus lente que dans la ferrite. La présence de la ferrite δ , en particulier dans les soudures, peut être à l'origine de la formation de phase sigma dans un acier inoxydable austénitique. La précipitation de la phase sigma est contrôlée par la vitesse de diffusion du chrome et des autres éléments sigmagènes ainsi que par le mode de germination.

La composition chimique de la phase sigma varie en fonction du temps et de la température. A l'état d'équilibre, l'analyse de la phase σ précipitée dans les aciers 25-20 non stabilisés correspond à la formule chimique $Cr_{23}Fe_{23}N_4$. La phase σ formée dans les aciers stabilisés Fe-Cr-Ni-Mo-(Ti) répond à la formule $(CrMo)_{35}(FeNi)_6$, Le silicium stabilise la phase sigma [7].

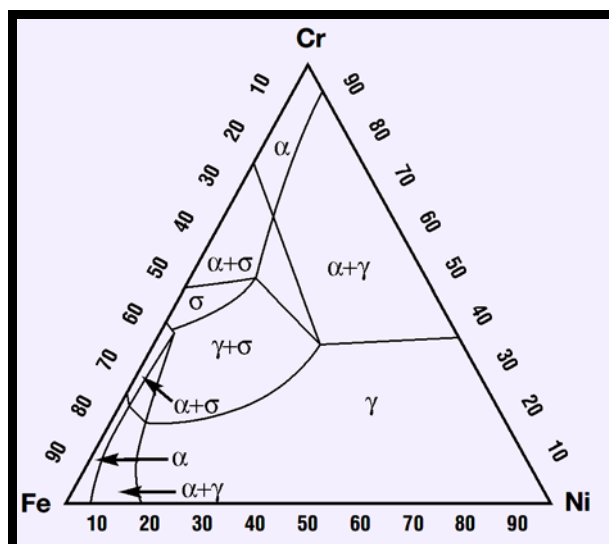


Figure I.12 Coupe du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni montrant la stabilité de la phase σ sur la gamme [9].

I.7. Traitement thermique des aciers inoxydables austénitiques

Les aciers austénitiques Comme les ferritiques ne présentent pas de transformation, ils sont non durcissables par traitement thermique et sont sensibles au grossissement de grains sans régénération possible par traitement thermique. Seuls des **traitements mécaniques à chaud ou à froid** permettent un affinage du grain [1, 5, 12].

Les traitements thermiques appliqués aux aciers inoxydables austénitiques incluent le **recuit**, les traitements d'**hypertrempe** (pour empêcher la précipitation des carbures de chrome), et les traitements de **détensionnement**. Comme les aciers inoxydables austénitiques sont très ductiles, ils sont aisément forgés pour former des feuillards ou transformés en tuyauterie ou en fils minces de fin-diamètre par des cycles séquentiels de recuit et de traitement mécanique à froids. Le recuit engendre la recristallisation de la microstructure durcie par déformation et la restauration de la ductilité [5].

Les **traitements thermiques d'hypertrempe** peuvent inclure des traitements de **mise en solution** pour dissoudre les carbures de chrome ou des traitements de sensibilisation pour précipiter les carbures des autres éléments d'alliage et ce par réduction de la teneur en carbone [5].

Les **traitements anti-ferrite** limitent la teneur en ferrite à 5% pour éviter les problèmes de fragilisation qu'une teneur élevée en ferrite peut engendrer. De la ferrite peut subsister lors de l'hypertrempe, dans ces zones ségréguées, qui ne sont pas forcément éliminées au cours des cycles de corroyage et chauffage ultérieurs, et dont la composition conduit à la présence de ferrite en dessous de 1100 °C [12,13]. Pour éliminer la ferrite résiduelle, on peut procéder à un chauffage (ou **traitement d'homogénéisation**) à une température allant de 1150 à 1200 °C avec un maintien à cette température de 24 à 36 h. Il sera suivi d'un refroidissement suffisamment lent (au four)

jusqu'au 1050 °C (température d'hypertrempe) pour transformer en austénite toute la ferrite mise hors d'équilibre par la diminution de température [12, 13].

Et enfin, les **traitements de détensionnement** sont appliqués aux assemblages soudés, mais les contraintes ne doivent pas être relaxées dans le domaine de température de sensibilisation ou précipitation des carbures de chrome [8].

Chapitre II : Métallurgie de soudage des aciers austénitiques

Chapitre II

Métallurgie de soudage des aciers austénitiques

II.1. Introduction

La réalisation d'assemblages indémontables, en fabrication mécanique, utilise couramment les procédés de soudage. Ces techniques assurent la continuité des pièces à assembler contrairement au rivetage, sertissage, collage ou boulonnage qui présentent des discontinuités physiques ou chimiques. **Le soudage** est une opération qui consiste à provoquer la fusion de proche en proche des bords des pièces à assembler, généralement de natures très voisines. L'emploi d'un métal d'apport peut être utilisé [14].

La soudabilité des matériaux métalliques est leur aptitude à permettre la réalisation pratique d'assemblages soudés dont les propriétés sont compatibles avec les conditions d'utilisations imposées. Elle est étroitement liée aux procédés et aux conditions de soudage mis en œuvre et elle dépend essentiellement des types et des propriétés des structures métalliques obtenues [15].

II.2. Procédés de soudage

La tentative de classification des différents procédés de soudage a fait l'objet de plusieurs études au regard de nombreuses variantes d'un procédé à l'autre. L'organigramme de la figure II.1 donne une liste des procédés de soudage sur la base du type d'énergie utilisée.

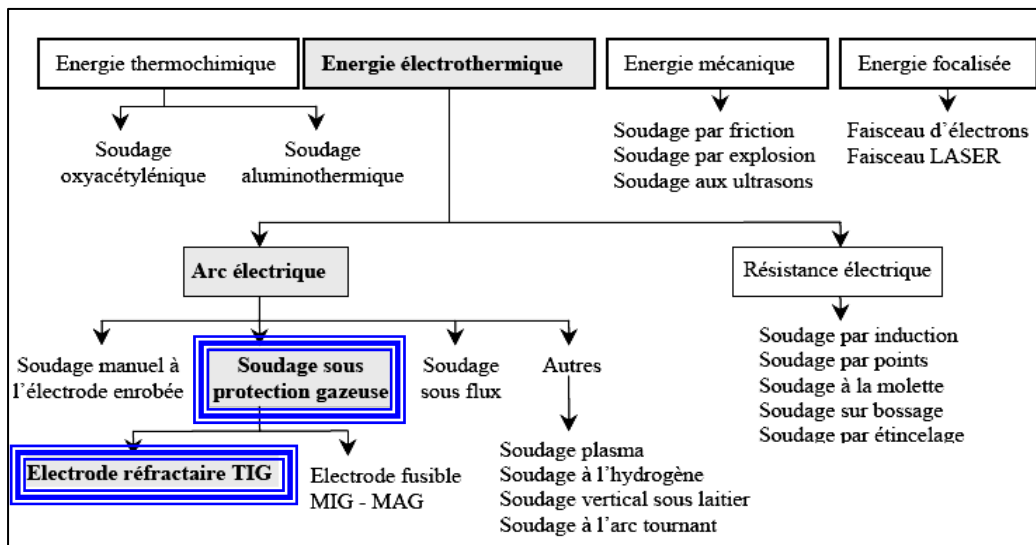


Figure II.1– Classification des procédés de soudage [16].

II.3. Soudage à l'arc électrique TIG [Tungsten Inert Gaz]

En soudage TIG, l'électrode non consommable de diamètre de 0,5 à 10 mm, peut être en tungstène pur ou en tungstène comportant une addition d'oxyde de zirconium (0,3 à 0,5%) ou de thorium (1 à 2 %), elle est portée par une torche dotée d'une arrivée annulaire du gaz qui va assurer la protection du métal fondu (**Figure II.2**) Ce gaz est neutre : argon ou hélium. Il est nécessaire de mettre en place une protection gazeuse à l'envers à l'aide d'un gaz qui peut être identique à celui alimentant la torche ou différent (azote-hydrogène).

L'alimentation électrique est le plus souvent réalisée en courant continu avec polarité directe (électrode négative) afin de ne pas soumettre l'électrode au bombardement des électrons. Le métal d'apport peut être introduit directement dans le bain de métal fondu soit sous la forme de baguettes soit sous la forme de fil à l'aide d'un dévidoir mécanisé permettant, si nécessaire, le préchauffage du fil pour améliorer la vitesse de dépôt [17,18].

Ce procédé a l'avantage de réaliser des cordons lisses, d'un bel aspect, exempts de défaut de surface, les propriétés mécaniques du joint sont donc excellentes.

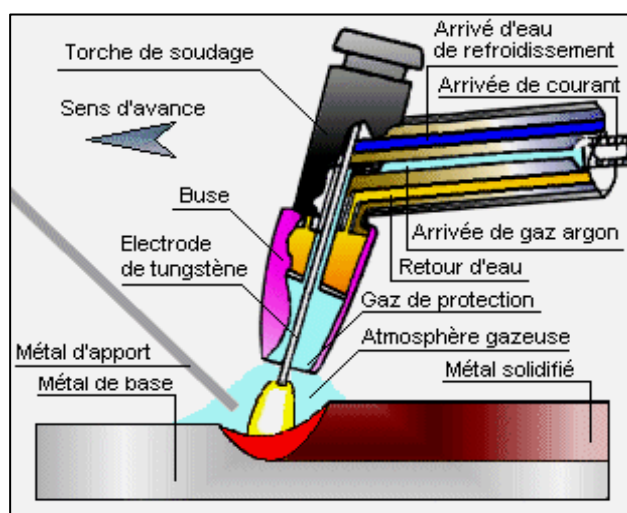


Figure II.2 – Torche de soudage TIG

II.4. Cycles thermiques de soudage

Sur le plan thermique, le soudage est caractérisé par un apport important et localisé de chaleur sur la pièce soudée. La diffusion de l'énergie, ainsi apportée, dans le métal fait du soudage une véritable opération de traitement thermique. Ces effets sont caractérisés par [19]:

- Un chauffage très rapide jusqu'à une température comprise entre la température initiale et la température de fusion du métal.
- Un refroidissement qui succède immédiatement au chauffage et dont la cinétique dépend essentiellement des paramètres de soudage.

L'intérêt de la connaissance du cycle thermique (c'est-à-dire la variation de la température en fonction du temps, en tout point de l'assemblage) de soudage

est de permettre l'interprétation quantitative des phénomènes métallurgiques engendrés par cette opération pour déterminer le critère de choix des procédés de soudage et des modes opératoires (Figure II.3 et Figure II.4) [20].

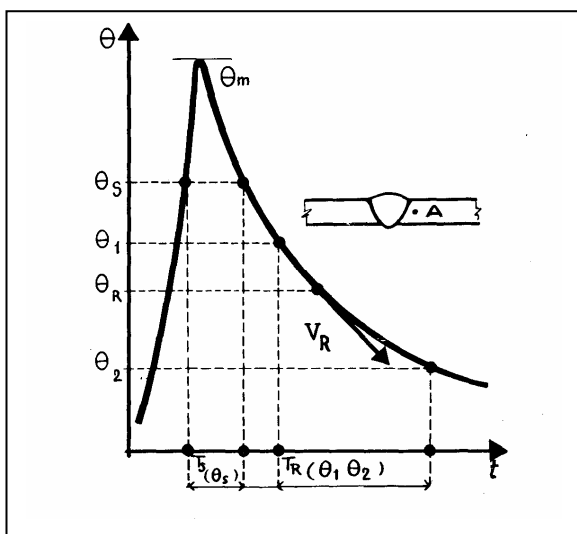


Figure II.3 – $\theta = f(t)$, cycle thermique d'un point A d'une soudure.

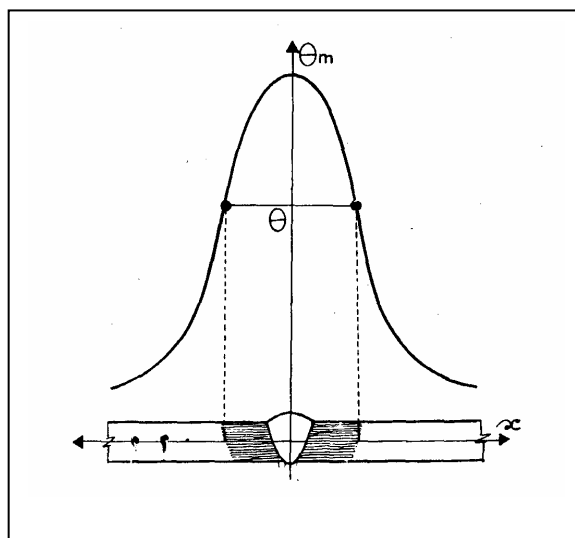


Figure II.4 – $\theta = f(x)$, répartition de la température dans une soudure.

II.5. Conséquences métallurgiques des cycles thermiques de soudage

Au cours d'un cycle thermique de soudage, un acier inoxydable austénitique ne subira une transformation structurale que si sa température a dépassé 1100 °C environ. Les propriétés mécaniques de la zone soudée sont très fortement liées à la structure métallurgique obtenue après l'opération de soudage.

Le déplacement du volume thermique provoque, perpendiculairement à la ligne de fusion, des changements microstructuraux dans le métal de base. Ces modifications dépendent de la température maximale atteinte et de la cinétique de refroidissement en ce point. On distingue dans une soudure d'acier inoxydable austénitique, près son retour à la température ambiante, et à partir de l'axe du cordon, successivement les zones suivantes: [21, 22, 23]

II.5.1. Métal fondu ou zone fondue (ZF)

C'est le volume qu'occupe le métal fondu après solidification dans les soudures par fusion [24].

La zone fondue se solidifie à l'état austéno-ferritique ou totalement ferritique et sa transformation ferrite (δ) \longrightarrow austénite n'est généralement pas complète par suite de la rapidité du refroidissement à haute température. Une

certaine proportion de ferrite δ subsiste donc à la température ambiante. Cette proportion est d'autant plus élevée que le refroidissement à haute température (> 1250 °C) a été plus rapide. Par suite des ségrégations issues de la solidification, cette ferrite δ est à la fois dans les espaces interdendritiques et dans les axes des dendrites. L'austénite par ailleurs ne subit aucune transformation jusqu'à son retour à la température ambiante [25, 26].

Le métal fondu au cours du soudage a des caractéristiques mécaniques supérieures à celles d'un même métal élaboré d'une manière classique. Ceci est dû aux déformations importantes auxquelles il est soumis et au refroidissement rapide du joint soudé.

II.5.2. Zone affectée thermiquement (ZAT)

La zone affectée par la chaleur ou thermiquement, ZAC ou ZAT (appelée aussi, en anglais « Heat Affected Zone »), est la partie du métal de base qui n'a pas été fondue, mais dont les propriétés mécaniques ou la microstructure ont été modifiées à un degré quelconque par la chaleur de soudage [24]. Dans cette zone affectée par la chaleur, il apparaît de très forts gradients de température qui évoluent rapidement dans le temps. On peut distinguer:

- ♦ **Zone de surchauffe** ; c'est La partie de la ZAT la plus proche de la zone fondue, elle est appelée ZAT surchauffée ou ZAT de haute température, **la température dans cette zone a dépassé 1100 °c** environ et le métal a subi plus ou moins partiellement la transformation austénite \longleftrightarrow ferrite (δ) (la quantité de ferrite (δ) restant néanmoins toujours faible). La rapidité du refroidissement peut impliquer l'existence d'une certaine proportion de ferrite (δ). Cette zone devrait subir un grossissement exagéré des grains ce qui provoque une dégradation des propriétés mécaniques et ceci en fonction de la température et du temps de surchauffe. Mais il faut noter que l'existence d'une structure biphasée à haute température limite très sensiblement le grossissement des grains [27, 28] ;
- ♦ **Une partie voisine de la zone de surchauffe** dont la température atteinte au cours du cycle se situe entre **1100 °c et 850 °c** environ. Dans cette zone, le métal a subi un nouveau traitement d'hypertrempe et subsiste donc dans un état austénitique comparable à celui du métal de base ;
- ♦ Une partie enfin dont la température maximale a été comprise entre **500 et 850 °c** environ et dans laquelle les carbures de chrome ont pu précipiter aux joints des grains d'austénite.

Les transformations microstructurales dans la ZAT sont contrôlées par les procédures de soudages et les compositions chimiques des alliages. Pour une composition donnée, la microstructure de la ZAT est contrôlée en imposant des cycles thermiques, des épaisseurs définies, et des températures d'interpasses et de préchauffage.

Dans la ZAT surchauffée, pour certaines vitesses de refroidissement (ou de soudage), des réactions peuvent se produire telle que la formation des nitrures dans le cas où la formation de l'austénite est incomplète.

Plus la vitesse de refroidissement sera lente, plus la transformation de la ferrite en austénite aura le temps de se réaliser. Pour des vitesses lentes, le risque de précipitation des carbures apparaîtra ; les principaux facteurs qui contrôlent la précipitation sont [27]:

- La composition chimique de l'alliage.
- Les conditions de préchauffage.
- Le temps de maintien aux hautes températures, et le cycle thermique total.

II.5.3. Métal de base (MB)

C'est le métal des pièces à assembler, ou la partie qui n'a pas été affecté par la chaleur de soudage. Les figures II.5 et II.6 représentent les différentes zones d'un cordon de soudure et la variation de dureté dans un joint soudé respectivement.

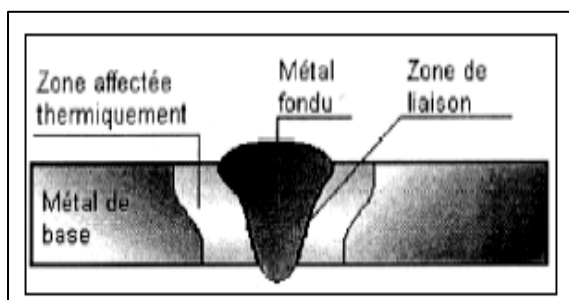


Figure II.5 – Cordon de soudure.

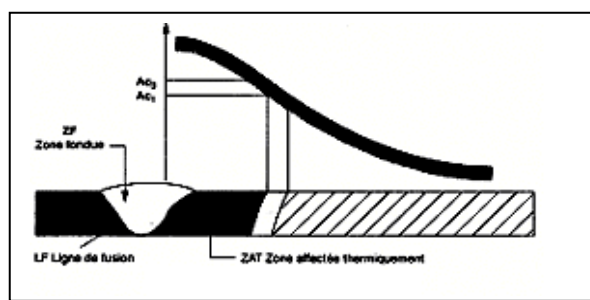


Figure II.6 – Variation de la dureté dans un joint soudé.

II.6. Cristallographie de la solidification

II.6.1. Germination et croissance de la phase solide d'une soudure

La solidification est un processus qui survient par la nucléation (germination) et la croissance d'une nouvelle phase (solide) dans une interface solide-liquide qui avance [29]. Ce phénomène a été le sujet de recherches considérables durant les cinq dernières décennies dans le but de mieux comprendre, de modéliser et de prévoir la nucléation (germination), la croissance et la ségrégation, dans différents types d'application de moulage [30, 31].

Pour plusieurs années, les soudures en cours de solidification ont été caractérisées comme de petits moules. De cette manière, plusieurs principes fondamentaux de la solidification dans des moules plus larges ont été appliqués au phénomène de la solidification d'une soudure, i.e. la nucléation, la croissance, la ségrégation, et la stabilité de l'interface, etc. Cependant,

malgré l'existence de plusieurs similarités, il existe des différences axiomatiques entre le moulage et la solidification des soudures. Celles les plus importantes sont la germination et la croissance dans la frontière de fusion.

La solidification s'amorce sur l'interface métal fondu/métal de base (à l'endroit où sa section transversale est maximale. Pour une position donnée du bain de fusion, compte tenu de sa forme et de son déplacement, (XY sur la **Figure II.7**). La cristallisation du métal en cours de solidification se fait selon le mode épitaxial. Les grains du métal de base à l'interface liquide/solide donnent naissance aux grains colonnaires [20, 32].

La taille des grains de solidification (colonnaires) est, au départ, déterminée par celle des grains du métal de base qui juxta posent cette zone. La microstructure de solidification dépend du caractère plus ou moins grossier des grains du métal de base. Ces grains sont sujets au phénomène de surchauffe, c'est-à-dire que la taille des grains de solidification est grossière. En conséquence, en particulier dans le cas des aciers austénitiques, toute action tendant à limiter le grossissement du grain dans le métal de base (mode opératoire, composition chimique) se traduit par un effet bénéfique vis-à-vis des grains de solidification dans la zone fondue [20].

En outre, durant un soudage multipasses, le caractère épitaxial de solidification concerne aussi l'orientation à l'interface entre deux passes successives, à condition que le réchauffage dû à une passe ne provoque pas un changement de constitution dans la passe précédente sur laquelle elle repose. Ce phénomène est observé dans les soudures en plusieurs passes des alliages exempts de points de transformation en phase solide tel que les alliages de titane, les alliages d'aluminium et les aciers austénitiques [20].

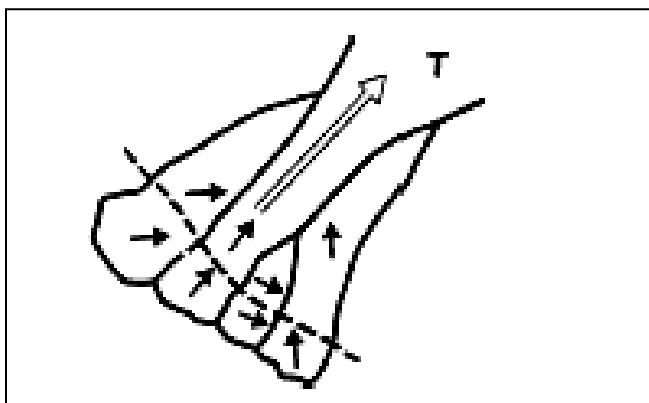


Figure II. 7 - Croissance épitaxiale et sélective pour une trajectoire de solidification donnée.

II.6.2. Structure de solidification des aciers austénitiques

Lors de la solidification d'un alliage, si les conditions d'équilibre sont maintenues, le soluté est rejeté à l'interface solide-liquide pour former une couche de diffusion en avant de l'interface. La solidification est dite alors à **front plan**. Il faut pour cela que la température réelle du liquide soit toujours supérieure ou égale à la température du liquidus. Cela se traduit par un

gradient thermique G élevé ($G = \frac{dT_L}{dx}$ avec T_L température du liquide et x distance par rapport à l'interface). Si le refroidissement est trop rapide, ce qui est généralement le cas pour les soudures en acier austénitiques, la diffusion du soluté est limitée. Il y a donc un excédent de soluté au niveau de l'interface qui provoque le phénomène de « surfusion constitutionnelle » : le gradient thermique est suffisamment faible pour que sur une certaine distance x la température réelle du liquide soit inférieure à la température d'équilibre (Figure II. 8). Ces instabilités entraînent une disparition de l'interface plane. La solidification est alors de type **cellulaire ou dendritique** (Figure II.19) avec des branches primaires se développant parallèlement à des directions préférentielles associées à la structure cristalline (direction cristallographique $\langle 100 \rangle$ pour les cristaux cubiques) [32, 33].

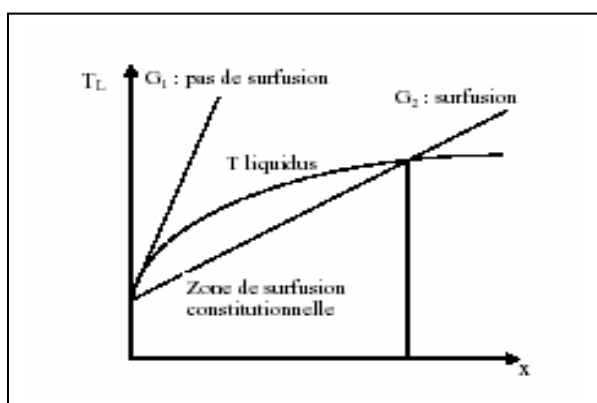


Figure II. 8 – Effet du gradient thermique sur la surfusion constitutionnelle.

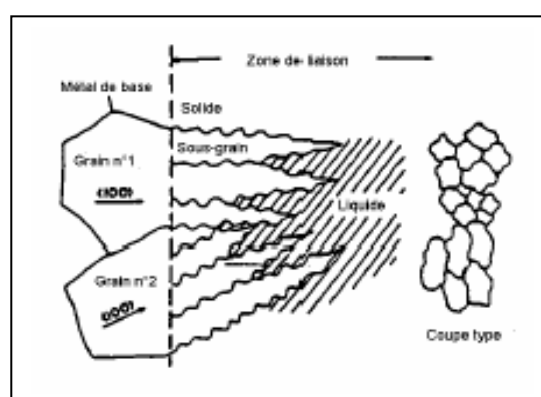


Figure II. 9 – Croissance selon le mode cellulaire dendritique.

Cette structure dendritique est aussi observée à l'ambient car, même dans le cas d'un soudage multipasses, les grains d'austénite de la passe refondue ne subissent pas de recristallisation. Par contre, ce type de structure n'apparaît pas dans les soudures d'acier ferritique car, lors du refroidissement, une transformation solide-solide détruit la structure dendritique. En général, le degré de surfusion constitutionnelle est inversement proportionnelle au rapport $\frac{D \times G}{\sqrt{R}}$ (G : gradient de température ; R : vitesse de solidification ; D : coefficient de diffusion de l'élément d'alliage dans le liquide) et proportionnel à la concentration C_L en soluté dans le liquide à l'interface liquide/solide. Les différents modes de solidification pouvant être obtenues en fonction de ces deux paramètres sont indiqués sur la figure II.10. Le rapport G/\sqrt{R} augmente avec l'énergie de soudage et diminue avec la vitesse de soudage [32, 33].

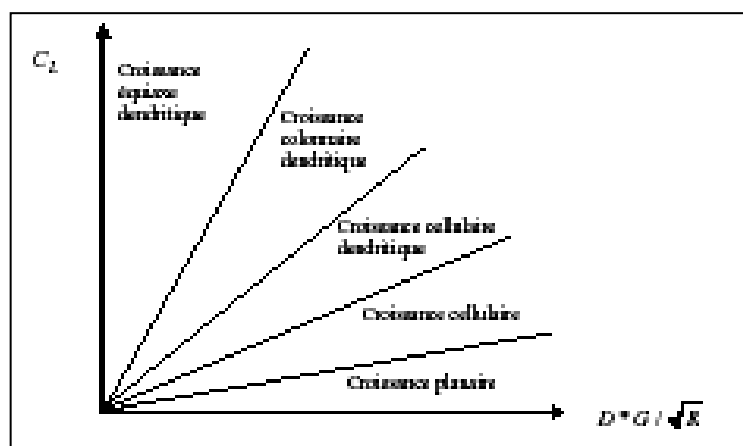


Figure II.10 –Type de solidification en fonction du rapport $\frac{D \times G}{\sqrt{R}}$.

Pour les plage de composition, de vitesses de refroidissement et d'énergie de soudage qui nous intéressent, la solidification est généralement cellulaire dendritique avec des bras secondaires de dendrites peu développés, car le gradient thermique n'est pas suffisamment faible. Un grain colonnaire est alors constitué de plusieurs dendrites de même texture [33].

II.6.2.1. Modes de solidification : Cas de la solidification peritectique

La cristallisation commence dans les systèmes peritectiques par la précipitation de la phase δ_p (ou la ferrite δ primaire) à partir du liquide. A la température peritectique une nouvelle phase solide γ_p se formerait selon la réaction : [7, 19]



La phase γ a une forte tendance à croître le long de l'interface δ_p /liquide, et par suite, elle a une tendance d'isoler la phase primaire du contact avec le liquide. En fonction de la composition du métal d'apport, la solidification peut se produire selon différents modes. Selon ces modes, la décomposition de la ferrite δ_p peut se produire soit à partir d'une réaction peritectique, ou à partir d'une transformation peritectique. Les différents modes de solidification sont cités ci-dessous.

Mode A : solidification en austénite primaire; la précipitation de la phase γ_p à partir du liquide est aussi possible, si la température est graduellement décroissante. Ce type de précipitation est favorisé par la présence de particules solides dans le métal liquide, qui peuvent jouer le rôle de grains mères de la phase γ_p d'une manière sélective. Particulièrement, pour des vitesses de refroidissement élevées, la formation de la phase δ_p primaire peut être complètement, permettant ainsi à la phase γ_p secondaire de se nucléer et de croître directement à partir du liquide refroidi ;

Mode AF : solidification en austénite primaire avec apparition de ferrite par réaction eutectique et enrichissement en chrome à la frontière entre deux dendrites ;

Mode FA : solidification en ferrite primaire puis transformation à l'état solide de la majorité de la ferrite en austénite. Cette transformation s'accompagne d'un enrichissement en chrome et d'un appauvrissement en nickel au niveau des coeurs des dendrites. Il apparaît alors dans ces zones de la ferrite résiduelle dite "squelettique" ou "vermiculaire" (5 à 10%) ; La croissance de l'austénite ne dépend pas de l'orientation de la ferrite δ , l'austénite est libre de croître à travers les joints de grains colonnaire de la ferrite δ originaire. Il en résulte que l'austénite adopterait une morphologie différente de la morphologie colonnaire.

Mode F : solidification en ferrite primaire avec possibilité de nucléation de grains d'austénite au sein de la ferrite (austénite dite de Widmanstätten) ; Lorsque le métal est refroidi lentement au dessous de la température de cristallisation, la ferrite δ serait la première phase à apparaître. Les grains de la ferrite δ révéleront une morphologie colonnaire anisotropique. La solidification se produit suivant la direction du gradient thermique maximum.

Pour des températures de refroidissement au dessous de la température du palier peritectique, l'austénite se germe par épitaxie à partir des joints de grains ferritiques (transformation peritectique). Comme son orientation est dépendante de celle de la ferrite, l'austénite ne peut pas croître à travers les joints de grains ferritiques. Les grains colonnaires de l'austénite vont adopter la morphologie de la ferrite δ originaire.

- dans le cas du **mode FA**, si le rapport Cr/Ni augmente, la morphologie de la phase ferritique évolue et prend un aspect "en lattes" bidimensionnelles, parallèles et régulièrement espacées;
- dans le cas du **mode AF**, la ferrite a aussi un aspect squelettique mais elle est interdendritique dans ce cas. Il est toute fois difficile de distinguer les deux types de ferrite en micrographie. Plus que l'observation de la morphologie, ce sont donc les profils de composition dans les cellules dendritiques qui permettent de conclure quant à un mode et à une séquence de solidification. Il a de plus été montré que les modes de solidification pouvaient se déduire d'un rapport noté C_{req}/N_{ieq} . Les relations suivantes ont ainsi été établies : [32]

$$C_{req} = \% Cr + \% Mo + 1.5 \% Si + 0.5 \% Nb.$$

$$N_{ieq} = \% Ni + 30 \% C + 0.5 \% Mn.$$

$$C_{req}/N_{ieq} < 1.25 \text{ (mode A) ;}$$

$$1.25 < C_{req}/N_{ieq} < 1.48 \text{ (mode AF) ;}$$

$$1.48 < C_{req}/N_{ieq} < 1.95 \text{ (mode FA) ;}$$

$$C_{req}/N_{ieq} > 1.95 \text{ (mode F).}$$

II.6.2.2. Diagramme de Schaeffler

La structure obtenue après solidification jusqu'à l'ambiante et le mode de solidification peuvent être prédits à l'aide d'un diagramme de constitution tel que le diagramme de Schaeffler, le diagramme de Delong et le diagramme WRC qui est considéré comme un développement des diagrammes de Schaeffler et de Delong et qui permet de donner une estimation de l'équilibre structural du métal fondu (**Figure II.11**) [34].

Le diagramme de Schaeffler permet de: [35]

- ❖ choisir un métal d'apport adapté, garant de bonnes qualités métallurgiques;
- ❖ apprécier la structure de la zone fondue;
- ❖ appréhender les différents risques métallurgiques lors d'un assemblage soudé.

L'axe des ordonnées représente l'équivalent Nickel (Eq_{Ni}) : influence des éléments gammagènes. L'axe des abscisses représente l'équivalent Chrome (Eq_{Cr}) : influence des éléments alphas. Dans la zone graphique, les différentes structures sont : la structure martensitique, la structure austénitique, la structure ferritique et la structure austéno-ferritique [35].

La structure de la zone fondue à l'état brut de soudage qui dépend de plusieurs facteurs (La dilution, Les taux de dilution et Les éléments d'addition), est définie sur le diagramme de Schaeffler par la construction graphique et par le point figuratif (Figure II.11) [35]. Les équivalents Cr et Ni sont donnés par les formules suivantes :

$$Creq = \%Cr + \%Mo + 1.5\%Si + 0.5\%Nb.$$

$$Nieq = \%Ni + 30\%C + 0.5\%Mn.$$

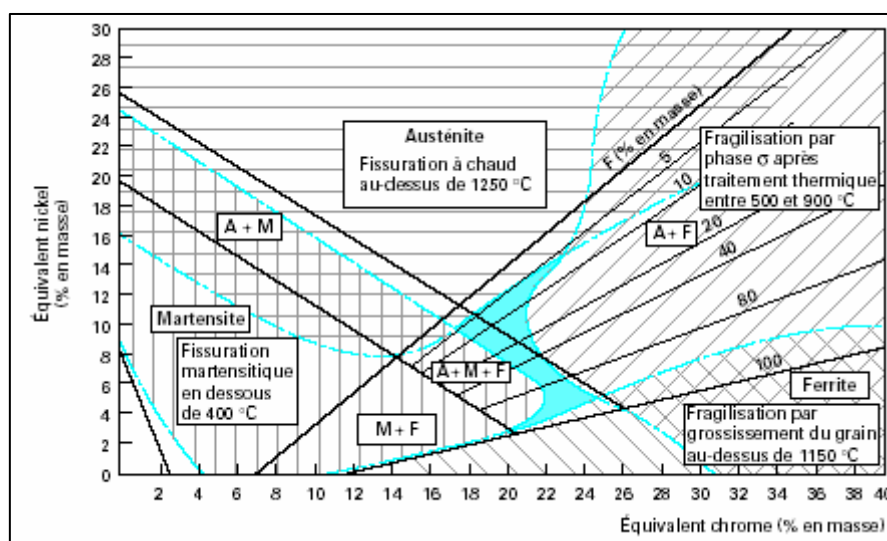


Figure II.11 – Diagramme de Schaeffler.

II.6.2.3. Diagramme WRC-1992 :

Le diagramme WRC-1992 (Figure II.12) a été proposé pour prendre en considération l'influence de l'azote et du cuivre. Ce diagramme fournit des accords raisonnables dans plusieurs applications, bien que pour des quantités d'azote relativement basse ou élevée ($< 0.19\%N$ et $> 0.26\%N$), les valeurs du taux de ferrite sont surestimées et sous-estimées respectivement. Le diagramme WRC est devenu le plus récent et le plus précis [36, 37].

Les formules utilisées pour le calcul des équivalents chrome et nickel sont :

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0.7\%Nb$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35\%C + 0.25\%Cu + 20\%N$$

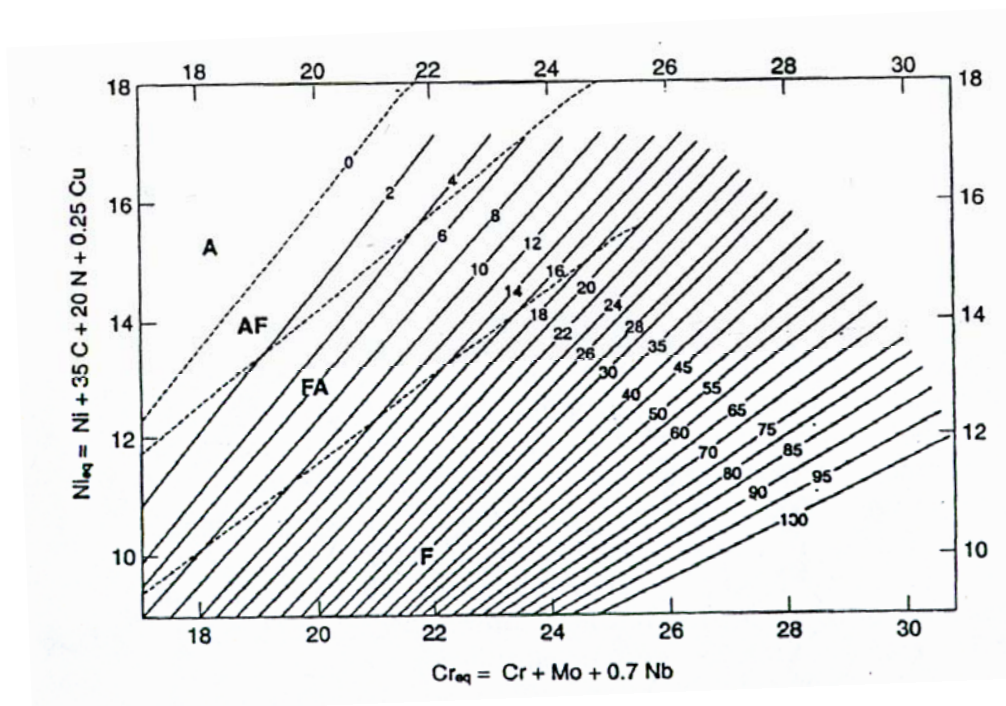


Figure II.9 – Diagramme WRC-1992 [36].

II.7. Défauts de soudures en aciers inoxydables austénitiques

II.7.1. Sensibilité à la fissuration à chaud

La fissuration à chaud est un problème important dans le soudage des aciers austénitiques plus particulièrement les nuances stabilisées et les nuances complètement austénitiques. La fissuration à chaud dans les soudures austénitiques est causée par les eutectiques à bas point de fusion contenant des impuretés à bas point de fusion S, P et les éléments d'alliage comme le Ti et le Nb. L'azote a des effets complexes sur la microstructure de la soudure et sur la fissuration. Dans les nuances stabilisées, le Ti et le Nb agissent avec le S, N et le C pour former des eutectiques à bas point de fusion [38].

L'azote augmente la fissuration significativement, au cours du soudage, la fissuration est réduite en minimisant le taux de Ti ou Nb par rapport au C et au N présents. La tendance métallurgique à la fissuration à chaud est déterminée par la ségrégation préférentielle, qui se manifeste à une température de fragilité (BTR Brittleness temperature range), qui peut être déterminée par le test varestraint. La longueur totale de la fissure (TCL), utilisée largement dans l'évaluation de la fissuration à chaud, fait preuve d'une grande variabilité due aux facteurs extérieurs comme comparé au BTR. Dans les aciers austénitiques, la ségrégation joue un rôle décisif dans la détermination de la susceptibilité à la fissuration [38].

Après retour à la température ambiante, il subsiste dans le métal fondu une proportion de ferrite variable avec la composition du métal mais généralement supérieure à quelques pourcents. Cette teneur doit croître avec la présence d'éléments nocifs. Sa limite supérieure sera fixée en fonction des exigences relatives à la tenue à la corrosion et aux propriétés mécaniques. Il est également conseillé de souder en limitant l'apport d'énergie et de vérifier qu'entre passes, la température du joint s'abaisse suffisamment ($\theta < 150$ °C). La présence de ferrite dans un acier austénitique (éventuelle dans le métal de base et la ZAT, recherchée dans le métal fondu) peut toutefois engendrer un processus de fragilisation si le métal est maintenu longtemps à une température comprise entre 650 et 900 °C environ. En effet, la ferrite peut être le siège d'une précipitation de composés intermétalliques formés de fer et de chrome (et éventuellement d'autres éléments présents dans le métal) désignés sous le terme général de phase sigma [39].

Le diagramme WRC-92 peut être utilisée comme un guide général pour maintenir un mode de solidification désirable durant le soudage. Pour éviter la fissuration à chaud des soudures austénitiques, on peut déterminer la composition du métal d'apport en se basant sur le diagramme WRC, et en prenant plusieurs valeurs du facteur de dilution et les injectant dans le diagramme [40].

II.7.2. Précipitation des carbures

La présence de carbone dans les aciers inoxydables austénitiques même pour des teneurs faibles ($C = 0,06$ %) peut être responsable d'une détérioration de leur résistance à la corrosion lorsque ces derniers ont été soumis à un maintien de longue durée à des températures comprises entre 500 et 850 °C environ. Dans les assemblages soudés d'un acier austénitique, on constate l'apparition de deux zones d'attaque symétriques par rapport au cordon de soudure; ces régions représentent des zones de corrosion intergranulaire, Ce type de corrosion, plus particulier aux aciers austénitiques, est une des causes d'insoudabilité des aciers destinés à la construction des appareils devant présenter une grande résistance à la corrosion.

Les éléments d'alliage gammagène tel que le nickel et le silicium, en diminuant la solubilité du carbone, favorisent la précipitation des carbures $M_{23}C_6$. Par contre les éléments alphagène tel que le chrome, le molybdène et l'azote par contre limitent cette précipitation. Les remèdes pour réduire ou éliminer le risque la précipitation intergranulaire sont :

- diminuer la teneur en carbone, ce qui réduit la quantité de carbone pouvant précipiter et modifie la cinétique de précipitation (le domaine de température est abaissé et la durée du maintien très sensiblement augmentée) ;
- ajouter des éléments ayant pour le carbone une affinité plus grande que celle du chrome; les éléments ainsi ajoutés sont généralement le titane et le niobium. La précipitation des carbures de Ti (TiC) et de niobium (NbC) intervient dans un domaine de température supérieur à celui dans lequel précipiterait $M_{23}C_6$ et le carbone ainsi « piégé » ne peut participer à cette dernière précipitation.

II.7.3. Formation de la phase sigma

Dans le diagramme des alliages Fe-Cr, on peut remarquer l'existence d'une phase σ pour une composition équiatomique de fer et de chrome. Ce composé intermétallique dur et fragile est une des causes de fragilisation des alliages à haute teneur en chrome et aussi des aciers austénitiques fer-nickel-chrome. La température maximale de stabilité de la phase σ vers 820 °C pour 47% de chrome. A 600 °C les domaines des différentes phases se trouvent dans les limites suivantes: [41]

- pour le domaine $\alpha + \sigma$: 21 à 41 % de chrome;
- pour le domaine à une seule phase Cr : 41 à 50 o/c de chrome ;
- pour le domaine $\sigma + \alpha$: 50 à 71 % de chrome.

Certains éléments d'alliage tels que le Mo, le Si, le Ti, augmentent le risque d'apparition de phase sigma. Lorsqu'une précipitation de phase sigma est constatée, il est possible de la faire disparaître par un chauffage à température supérieure à 1000 °C.

La phase σ est considérablement plus dure que la ferrite initiale; pour une ferrite à 48 % de chrome donnant 250 Vickers, après transformation en phase Cr, sa dureté croît à 900 Vickers (67 RC). La phase sigma dure, fragile et non magnétique, est responsable d'un léger durcissement mais surtout d'une fragilisation importante et d'une diminution de la résistance à la corrosion dans les milieux très oxydants.

II.8. Influence de la géométrie de la soudure sur les propriétés de fatigue des aciers austénitiques

Singh et al [42] a étudié l'effet de la géométrie des soudures TIG, contenant un manque de pénétration, et soumises à des contraintes transversales, sur les propriétés de fatigue de l'acier 304L. Il a constaté que la procédure de soudage adoptée durant la fabrication affecte la microstructure de la soudure et qui par conséquent influence les propriétés de fatigue. La géométrie du joint soudé influence le mode de rupture (failure) à cause de la modification du facteur de concentration des contraintes, et par la suite affectera la durée de vie totale de l'acier.

II.9. Traitement thermique des soudures austénitiques

Pour les **aciers inoxydables austénitiques**, il faut faire la distinction entre les nuances à bas carbone ($C < 0,03 \%$) et celles à teneur moyenne ($C \approx 0,06 \%$) susceptibles d'être sensibilisées à l'issue d'une opération de mise en oeuvre (par exemple après soudage). Dans ce cas, le traitement qui doit être pratiqué est une hypertrempe. Il a pour but d'obtenir à la température ambiante une structure austénitique homogène. Pour ce faire, on chauffe l'alliage entre 1 000 et 1 150 °C ; le maintien étant de l'ordre de 1 à 3 min par millimètre d'épaisseur. Ce maintien est suivi d'un refroidissement très rapide dans l'air ou dans l'eau [43].

Avec les **nuances austénitiques à bas carbone**, les joints soudés, à l'état brut de soudage, ne sont pas sensibilisés et, de ce point de vue, il n'est pas nécessaire de pratiquer une hypertrempe. Par contre, les joints soudés contiennent quelques pour-cent de ferrite qu'il sera nécessaire, dans des cas spécifiques, de faire régresser en pratiquant une hypertrempe.

Les opérations de soudage peuvent provoquer des contraintes résiduelles qu'il sera nécessaire d'éliminer ou de réduire par un traitement de détensionnement [43].

Il existe deux types de traitement de détensionnement. Le premier a l'avantage de ne pas provoquer de modifications d'ordre métallurgique. Il s'agit d'un traitement long entre 200 et 400 °C suivi d'un refroidissement lent. Le temps de maintien à la température de traitement varie entre 10 et 20 min par millimètre d'épaisseur. Le second s'applique aux nuances à bas carbone, insensibles à la corrosion intergranulaire. Il s'agit d'un traitement court à environ 850°C. Le temps de maintien à la température de traitement est de l'ordre de 3 min par millimètre d'épaisseur suivi d'un refroidissement relativement lent [43].

Chapitre III : La fatigue thermique des aciers

Chapitre III

Fatigue thermique des aciers

III.1. Introduction

La fatigue est une forme d'endommagement qui survient dans les structures soumises à des contraintes dynamiques et fluctuantes. Sous ces circonstances la rupture peut se produire à des contraintes considérablement inférieures à la résistance à la traction ou à la limite élastique. Le terme fatigue est utilisé car ce type d'endommagement se manifeste après une période prolongée de cycles répétés de contraintes ou de déformations [44, 45].

La fatigue peut être **isotherme** (cycles de traction/compression imposés à température constante) ou **anisotherme** (variation simultanée de la déformation et de la température). Les méthodes d'essai utilisées actuellement pour l'étude de la fatigue anisotherme sont **les essais de fatigue thermique (FT)**, où la variation de la température est seule l'origine de l'endommagement (génération de contraintes internes dans l'éprouvette) et **les essais de fatigue thermomécanique (FTM)**, où des contraintes externes sont imposées par une machine d'essai servo-controlée, indépendamment de la variation de température [46].

Les Composants typiques où surgisse la fatigue sont, par exemple, les tuyauteries d'industrie de puissance et de process où le mélange turbulent des fluides cause des coupures thermiques rapides, les composants de rotation dans l'industrie de papier où l'échauffement par frottement cause des cycles rapides de température, les chambres de combustion des moteurs, les outils de mise en forme des matériaux (cylindres de laminoir, poinçons,...), les lingotières et en général toute installation travaillant normalement à chaud et subissant des arrêts de fonctionnement (tel que les aubes des turbines, les réacteurs nucléaires, les bords d'attaque des avions et fusées,.....etc.) [47, 48].

Dans certains cas La rupture se produit par un processus combiné de fatigue et de fluage (où à des températures élevées, les matériaux montrent une déformation dépendante du temps). Les composants typiques, où l'interaction fluage-fatigue est significative incluent les lames de turbine à gaz et les joints soudés des circuits électriques [49].

La motivation pour cette étude de fatigue thermique est l'augmentation de la fiabilité des composants affectés. Le phénomène de fatigue est important du fait qu'il est pratiquement la cause unique de la rupture des métaux [44,45,49]. La fissuration thermique bien qu'admissible dans certains domaines tant qu'elle ne dépasse pas un certain seuil, reste généralement intolérable car en présence d'autres facteurs (milieu agressif ou contraintes appliquées), elle peut induire des ruptures dangereuses.

Les effets économiques inattendu dus à ces ruptures peuvent être très élevés, par exemple, dans les industries de puissance, l'industrie de process et l'industrie de papier, les ruptures causées par la fatigue thermique menacent les propriétés et même la durée de vie du matériau. Les méthodes de design existantes ne donnent pas des outils de design adaptés pour lutter contre la fatigue thermique. L'augmentation de la sécurité en employant des constructions plus lourdes n'est pas seulement peu économique mais souvent impossible. Elle peut augmenter la contrainte à la dilatation thermique et elle a ainsi un effet négatif sur la sécurité des composants [50].

III.2. Définition de la fatigue et du choc thermique

La fatigue est définie comme étant la dégradation ou la rupture d'un matériau provoquée par chargement cyclique. L'étude de la fatigue a commencé par des modèles, qui ignorent les mécanismes par lesquels la rupture ait lieu, mais le but était d'établir un outil avec lequel l'endurance d'un composant peut être prédite. Les modèles de Wöhler et Manson ont servi de base à la prévision de la fatigue et sont toujours employés dans beaucoup de codes de conception tels que le code ASME vessel (1995). D'autres améliorations ont été proposées (par exemple, Muralidharan et Manson, 1988 ; 1990) [50].

La fatigue est définie comme étant la dégradation ou la rupture d'un matériau provoquée par chargement. L'étude de la fatigue a commencé par des modèles, qui ignorent les mécanismes par lesquels la rupture ait lieu, mais le but était d'établir un outil avec lequel l'endurance d'un composant peut être prédite. Les modèles de Wöhler et Manson ont servi de base à la prévision de la fatigue et sont toujours employés dans beaucoup de codes de conception tels que le code ASME vessel (1995). D'autres améliorations ont été proposées (par exemple, Muralidharan et Manson, 1988 ; 1990).

Plusieurs définitions ont été proposées pour décrire le phénomène de la fatigue thermique pour D. MIANNAY [44] «la fatigue thermique désigne le problème de fissuration progressive des matériaux soumis à des variations cycliques de la température: la fissuration se produit sous l'effet de la déformation et des contraintes d'origines thermiques ». Il considère que «lorsque la fissuration apparaît au cours du premier cycle de fatigue thermique celle-ci est alors appelée "choc thermique" ».

Une autre définition plus précise est donnée par D. A. SPERA [45], «la fatigue thermique, est la détérioration progressive et éventuellement la fissuration des matériaux par l'alternance de l'échauffement et du refroidissement avec une dilatation thermique entièrement ou partiellement empêchée ». La fatigue thermique affecte les matériaux ductiles pour lesquels, la détérioration s'effectue de façon progressive après un certain nombre de cycles.

Selon MANSON [48] : « la différence entre la fatigue et le choc thermique, est dû au fait que lors du choc thermique, 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 couches internes de la pièce cela est dû au temps de maintien à haute température relativement courts».

Le fond théorique sur lequel sont basées les définitions actuelles du phénomène de la fatigue thermique est celui de la fatigue mécanique (ou fatigue seule) et celui des contraintes résiduelles. L'endommagement qui résulte de la fatigue thermique se caractérise en général par de la fissuration multiple souvent arrangée en réseau dit de « faïençage » [50].

III. 3. Contraintes d'origines thermiques

Le changement de température induit une expansion thermique dans le matériau

$$\varepsilon_T = \alpha \Delta T \quad (\text{mm/mm}) \quad (1)$$

ε_T est l'expansion thermique, α le coefficient thermique linéaire de l'expansion et ΔT est la variation de température qui provoque l'expansion.

Si cette expansion est empêchée, les contraintes thermiques surgissent. La grandeur des contraintes résultantes est telle que si appliquées comme une charge externe elles donnent une déformation égale à l'expansion empêchée. Les contraintes thermiques résultent à cause des contractions externes ou internes. Les contraintes internes peuvent être provoquées par la distribution non uniforme de la température ou par l'hétérogénéité des propriétés du matériau. Si les contraintes thermiques proviennent des contraintes internes, le chargement est appelé chargement thermique pur, ou chargement thermique. Si les contraintes sont dues aux contractions extérieures, le terme fatigue thermomécanique est utilisé.

Des solutions analytiques aux problèmes de contraintes thermiques élastiques et élasto-plastique ont été présentées dans la littérature scientifique dans diverses géométries. Par exemple Fritz et Schenectady, 1954 [51], ont présenté le cas des contraintes thermiques dans un cylindre élastique ou dans un tube ayant une distribution radiale de température et qui sont données par :

$$\sigma_r(r) = \frac{\alpha E}{(1-\nu)r^2} \left[\frac{r^2 - r_i^2}{r_o^2 - r_i^2} \int_{r_i}^{r_o} T r dr - \int_{r_i}^r T r dr \right] \quad (2)$$

$$\sigma_t(r) = \frac{\alpha E}{(1-\nu)r^2} \left[\frac{r^2 + r_i^2}{r_o^2 - r_i^2} \int_{r_i}^{r_o} T r dr + \int_{r_i}^r T r dr - T r^2 \right] \quad (3)$$

Où

σ_r : est la contrainte radiale (MPa) ;
 σ_t : est la contrainte tangentielle (MPa) ;
 α : est le coefficient de dilatation linéaire (K^{-1}) ;
 E : est le module de Young (GPa) ;
 ν : est le coefficient de Poisson ;
 $T(r)$ est la température en (K),
 r : est le rayon (mm) ;
 r_1 est le rayon interne du tube (mm) et
 r_0 est le rayon externe du tube (mm).

Si la déformation axiale du cylindre n'est pas empêchée, la contrainte axiale est donnée par :

$$\sigma_a(r) = \frac{\alpha E}{(1-\nu)} \left[\frac{2}{r_0^2 - r_1^2} \int_{r_1}^{r_0} T r dr - T \right] = \sigma_r + \sigma_t \quad (4)$$

Où σ_a est la contrainte axiale (MPa).

Dans un matériau biphasé, tel que l'acier duplex, où les deux phases ont des coefficients d'expansion thermique différents, le changement de température crée des déformations et des contraintes thermiques dans le matériau. Les contraintes résultantes, (micro-contraintes) peuvent être très complexes. Les micro-contraintes doivent être superposées sur les contraintes macroscopiques totales spécifiques aux phases.

La température est à l'origine des contraintes thermiques. Ainsi, dans un matériau soumis à un gradient de température, les fibres adjacentes ont tendance à se dilater inégalement. Les sollicitations réciproques empêchent leur dilatation individuelle et il s'établit ainsi un système de «déformation thermique» et de contraintes associées [47]. Mais des contraintes thermiques peuvent aussi apparaître sans qu'il existe 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 dilatation différents.
- 3- les hétérogénéités existent dans la microstructure du matériau.

Des contraintes thermiques peuvent également se produire lors d'un changement brutal de la température; on a alors affaire à ce que l'on appelle un « choc thermique ». Ces contraintes sont souvent plus importantes que celles dues à une élévation ou à un abaissement lent de température.

Donc, lorsqu'une pièce est soumise à des variations de températures, sa dilatation ou sa contraction est empêchée Ce qui engendre le développement des contraintes d'ordre thermique. Les contraintes sont d'autant plus élevées que le gradient ou la vitesse de variation de température sont élevées. Dans le cas où

les contraintes sont dues à un mouvement empêché, la température est uniforme dans tout le matériau. F.KREITH [52] à 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 :

$$\varepsilon = \alpha \Delta T / L = \alpha \Delta T. \quad (5)$$

En empêchant le barreau de se dilater librement. Il apparaît des contraintes de traction. Elles sont données par la loi de Hooke généralisée.

$$\sigma_T = \frac{E\varepsilon}{(1-\nu)} = \frac{E\alpha\Delta T}{(1-\nu)}. \quad (6)$$

Et pour une géométrie plus compliquée, nous avons :

$$\sigma_T = \frac{E\alpha\Delta T S}{(1-\nu)} \dots \quad (7)$$

Les contraintes 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 polycristallins dont le coefficient de dilatation est anisotrope (Etain, Zinc, Uranium.....) et des matériaux polyphasés. Chaque élément de volume, grain ou phase ne peut se dilater librement.

Pour le deuxième cas, ou les contraintes thermiques sont dues à un gradient de température, (dans le cas du choc thermique) les gradients thermiques $\Delta T = (T_2 - T_1)$ sont importants, donc les contraintes sont souvent plus élevées, la valeur de la contrainte thermique au niveau de la surface est :

$$\sigma_1 = \frac{E\alpha(T - T_{moy})}{(1-\nu)}. \quad (8)$$

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

$$\sigma_2 = \frac{E\alpha(T_1 - T_2)}{(1-\nu)} \quad (9)$$

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

$$\sigma_T = \frac{\sigma_1}{\sigma_2} = \frac{(T - T_{moy})}{(T_1 - T_2)} \dots \quad (10)$$

Dans la pratique, on mesure les contraintes thermiques, généralement, dans un barreau dont les deux bouts sont rigidement fixés à une série de cycles thermiques.

III.4. Contraintes résiduelles

En plus des charges externes, les contraintes résiduelles mécaniques ou thermiques existent souvent dans un composant. Ces contraintes résultant d'une inégalité de contraintes de traction, pendant la fabrication ou le traitement thermique par exemple.

Les contraintes résiduelles sont difficiles à modéliser, elles sont souvent un paramètre inconnu dans les phénomènes de fatigue et elles tendent à disparaître pendant le chargement (Almer et al, 2000) [54]. Les contraintes résiduelles stabilisées sont en corrélation avec l'initiation (amorçage) des fissures en fatigue et la durée de vie du matériau.

Dans un matériau biphasé, les contraintes résiduelles microscopiques des phases qui constituent le matériau sont importantes. Ces microcontraintes peuvent résulter d'une différence dans la limite de déformation plastique ou d'une différence de dilatation thermique dans les deux phases. Indépendamment de leur origine, les contraintes résiduelles ont un impact important sur la distribution du chargement entre les phases, sur le comportement mécanique, et plus particulièrement sur les propriétés de fatigue du matériau [50].

La différence dans la limite de déformation plastique provoque des microcontraintes résiduelles. La contrainte totale dans une phase est alors la somme des micros et des macrocontraintes :

$$\sigma_{phase} = \sigma_M + \sigma_{\mu} \quad (11)$$

Où σ_{phase} est la contrainte totale d'une phase ;

σ_M est la contrainte macroscopique et

σ_{μ} est la contrainte microscopique moyenne d'une phase.

Dans une microstructure aléatoirement orientée les contraintes microscopiques des phases constitutives sont reliées par la condition d'équilibre :

$$V_{\alpha} \sigma_{\mu\alpha} + V_{\gamma} \sigma_{\mu\gamma} = 0$$

Où V_{α} et V_{γ} sont les fractions volumiques des phases α et γ , et

$\sigma_{\mu\alpha}$ et $\sigma_{\mu\gamma}$ sont les microcontraintes des phases α et γ , respectivement.

Johanson et Odén (1999 ; 2000a ; 2000b) [55] ont étudié la distribution du chargement entre l'austénite et la ferrite dans un acier inoxydable duplex

contenant de l'azote. Ils ont conclu que la dureté et la limite élastique de l'austénite sont plus élevées que celles de la phase ferritique. En dépit de sa résistance élevée, la déformation plastique se produit dans l'austénite plutôt que dans la ferrite en raison des contraintes résiduelles compressives présentes dans la ferrite après refroidissement [55].

Virkunen et al [50], ont montré en mesurant les contraintes résiduelles par rayons X et par simulation numérique que les contraintes dans la phase austénitique sont déplacées vers la compression, et les contraintes dans la phase ferritique sont déplacées vers la traction, quand la température s'élève. Et ceci est dû à la grande expansion thermique de la phase austénitique. Durant le refroidissement les contraintes sont inversées. Les contraintes thermiques microscopiques sont très dépendantes de la microstructure locale, c'est-à-dire la morphologie de la phase locale [56].

III.5. Mécanisme de la fatigue et du choc thermique

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 contraintes plus importantes au cours des refroidissements.

Le cyclage d'un élément crée donc un champ de contraintes et de déformations qui évolue progressivement jusqu'à un état critique à partir duquel on assiste à l'apparition de microfissures qui se propagent et peuvent provoquer la décohésion totale de l'élément. Fait important, les fissures apparaissent pendant l'étape de refroidissement et aux températures relativement basses et ce, à cause des contraintes de traction qui y sont maximales.

III.5.1. Mécanisme de la fatigue thermique

Le mécanisme de la fatigue thermique peut être caractérisé par un diagramme de déformation contrainte. Si on veut étudier les phénomènes réels, il faut tenir compte de nombreux facteurs qui compliquent le modèle simplifié. La plupart des matériaux sont sujets à l'écrouissage : la contrainte augmente avec la déformation après que la limite élastique soit

atteinte, et ne reste pas constante comme nous l'avions supposé (voir figure III.1) [57J]. De plus à cause des changements continus de température, la relation contrainte déformation change continuellement.

On peut alors tracer le diagramme de déformation contrainte qui, bien que schématisé, traduira mieux les phénomènes réels (figure III.1). On suppose que l'éprouvette a été soumise à une variation de 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'en F du fait de l'écrouissage. Au cours de la remontée de température, le point représentatif décrira la courbe FGE, la limite élastique se situait à une valeur nettement plus basse en G que celle correspondant au cas idéal (équivalent au point A), à cause de l'effet BAUSCHINGER c'est-à-dire le fait que l'écoulement plastique se produira dans une direction abaissera la valeur de la contrainte pour laquelle l'écoulement plastique se produira dans une direction opposée. Quand la température a atteint sa valeur limite, le point représentatif est en E où la déformation est nulle; mais il a fallu compenser, en compression, l'écoulement plastique de traction survenue pendant AF. La déformation résultante, associée à la contrainte en E, est en partie plastique et en partie élastique.

Si on maintient 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 en F jusqu'à ce que la température de l'éprouvette soit de nouveau abaissée. Lors du second cycle le point décrira E'F' pendant le refroidissement F'E' et pendant le maintien de la température.

Après quelques cycles, la courbe contrainte-déformation pourra se stabiliser sur une boucle pratiquement stable, la boucle : E'''F'E''E'''.

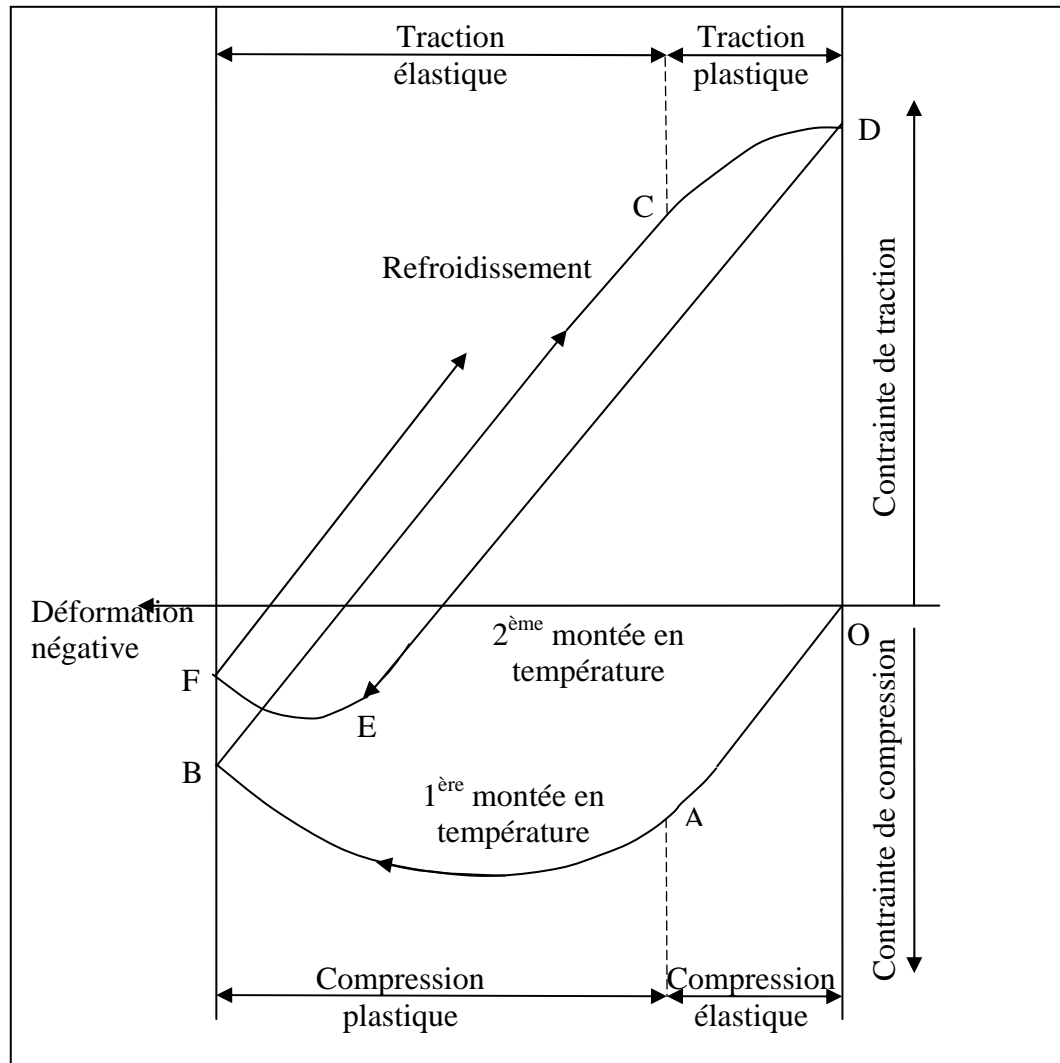


Figure III.1 – Mécanisme de la fatigue thermique, diagramme de North Cott et Baron [58].

La plasticité apparaît même pour des échauffements modérés en raison de :

-l'abaissement à chaud pour certains matériaux, des caractéristiques mécanique_ des couches superficielles notamment la limite de l'élasticité et son module [59].

-l'interaction des contraintes thermiques avec les autres sources de dégradation telles que les contraintes mécaniques.

-la corrosion et la concentration des contraintes thermiques pour l'état

géométrique de la surface.

Durant le refroidissement une concentration locale de la couche superficielle apparaît. Dans ce cas, une contrainte thermique de traction se développe rapidement. Celle-ci est élastique pour le refroidissement léger BC et plastique pour un refroidissement sévère CD.

Généralement la vitesse de l'échauffement est moins rapide que celle du refroidissement pour les métaux [60]. Il s'ensuit que les gradients thermiques se développent beaucoup plus rapidement en refroidissement.

On remarque bien que dans le mécanisme de la fatigue thermique, après la stabilisation des courbes, on aura une boucle d'hystérésis comme celle E''E'E''' dictée auparavant.

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 la température constante.

III.5. 2. Mécanismes du choc thermique

D'après sa définition initiale, le choc thermique correspond aux premiers cycles qui provoquent la fissuration. Le mécanisme du choc thermique est le même que celui de la fatigue thermique, mais l'intensité des contraintes est plus importante. La phase de l'échauffement s'effectue par 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). Le gradient thermique sévère est associé à une contrainte thermique de compression. Ces contraintes de compression sont très importantes, elle sont de très loin inférieures à la limite élastique du matériau et provoquent la plastification totale de la couche superficielle. A la fin de la phase de l'échauffement, la température de la pièce devient relativement homogène.

C'est pendant la phase de refroidissement brutal (trempe), que se produit l'endommagement par fissuration du matériau. Il est du au fait que les contraintes de traction agissent sur les couches superficielles plastifiées et que les caractéristiques mécaniques sont affaiblies durant le chauffage. La rupture provoquée par le choc thermique, présente une certaine analogie avec la rupture mécanique. Il s'agit d'une rupture du type fragile produite par des échauffements et des refroidissements trop brutaux [59].

III.6. Amorçage et propagation des fissures

La rupture par fatigue est caractérisée par trois différents stades : (1) initiation des fissures où une fissure de petite taille se forme dans les points de concentration des contraintes élevées ; (2) propagation des fissures, étape durant laquelle les fissures avancent avec chaque cycle de contrainte ; (3) rupture finale, qui survient très rapidement une fois la fissure qui avance atteint une taille critique. La durée de vie N_f (fatigue life) ou le nombre total de cycles à la rupture est donc la somme du nombre de cycles d'initiation des fissures N_i et du nombre de cycles de propagation des fissures N_p [61]:

$$N_f = N_i + N_p$$

La contribution de l'étape finale de rupture à la durée de vie est négligeable du fait qu'elle se produit rapidement. Les proportions relatives de N_i et N_p dépendent de la nature du matériau et des conditions d'essai. Pour des niveaux de basses contraintes (high-cycle fatigue), la majeure partie de la durée de vie est passée dans la phase d'initiation des fissures. Le niveau de contrainte augmente, N_i diminue et les fissures se forment plus rapidement. Par suite, pour des niveaux de contraintes élevées (low-cycle fatigue), l'étape de propagation de fissures prédomine ($N_p > N_i$) [57, 61].

III.6.1. Amorçage d'une fissure

Pendant la période d'amorçage (initiation), une fissure ou des fissures visibles se forment. Les fissures initiées se développent alors et à un certain point les fissures croissantes ont tellement affaibli la structure que la charge maximale est excédée et la rupture finale se produit. Aux amplitudes de charge très basses, près du seuil de fatigue, la majeure partie de la durée de vie du matériau est consommée dans la phase d'initiation de la fissure.

Lorsque les amplitudes de chargement augmentent, la proportion de la durée de vie consommée dans la phase de propagation augmente rapidement. La distinction entre l'étape d'initiation et l'étape de propagation est un peu ambiguë. Avec l'élaboration de meilleures méthodes pour détecter les fissures, de plus petites fissures sont devenues discernables et la période d'initiation a diminué.

En outre il existe des différences considérables dans les définitions actuelles de l'initiation : elle peut signifier l'apparition des fissures visibles à l'oeil nu (dans la gamme de 1 - 2 millimètres) ou l'apparition de plus petites fissures vues par microscope électronique (dans la gamme de quelques μm). Dans les modèles récents, l'initiation est tout à fait absente au début et les premières fissures indétectables initient pendant le premier cycle de chargement (Miller, 1999) [62].

L'initiation de fissures a typiquement lieu aux hétérogénéités du matériau. Ça peut être par exemple les bandes de glissement persistantes provoquées par le chargement cyclique, les joints de grain ou les inclusions non métalliques. La

résistance à la fatigue dépend « du lien le plus faible », par exemple, la plus grande d'inclusion présente (Murakami et Endo, 1993 ; Murakami et al., 1994) [63].

III.6.2. Propagation d'une fissure

Après initiation des fissures, les endommagements de fatigue sont concentrés aux entailles. Pour les fissures de petites longueurs le taux de progression dépend fortement de la microstructure locale et de la coalescence des fissures (Miller 1999) [62]. Dès que la longueur de la fissure atteint une longueur d'environ 3 fois la taille de grain, la progression de la fissure peut être décrite par un paramètre mécanique simple (Kawagoishi et al. 2000) [64].

Les métaux ductiles se déforment plastiquement au secteur fortement soumis à une contrainte autour du bout de la fissure. Dans le secteur où les contraintes excèdent la limite élastique du matériau, la zone plastique monotone est formée. La zone plastique altère la distribution des contraintes et des déformations au bout de la fissure. Dans le cas cyclique, le déchargement inverse la direction de contraintes.

La phase de propagation est subdivisée selon le plan d'avancement des fissures. La fissure peut se développer par deux processus avec les plans correspondants : décohésion de cisaillement sur un plan directement en avant du bout de la fissure, ou décohésion de cisaillement de deux plans mutuellement perpendiculaires à environ 45° incliné du plan en avant de la fissure [62].

Les premières fissures apparues commencent à se propager, tandis que des nouvelles apparaissent. Puis, le réseau commence à se former par coalescence des fissures existantes. Il y a alors formation de cellules à l'intérieur desquelles l'apparition de nouvelles fissures n'est plus possible. Enfin, dans une dernière phase, le réseau ne semble plus évoluer de façon significative en surface, il est complètement constitué, et les fissures périphériques se propagent plus en surface. Le réseau constitué continue cependant à se propager, mais uniquement en profondeur, et non plus en surface. Cette propagation en profondeur se traduit par l'ouverture de plus en plus grande des fissures principales du réseau, signe d'un état biaxial de contraintes de traction [58]. La croissance des fissures dépend du matériau, de l'environnement et de la sollicitation.

Le mode de propagation peut-être intergranulaire ou transgranulaire. Dans l'un ou l'autre, les fissures d'origine thermique privilégient la propagation à travers les phases durcissantes qui s'agglomèrent aux joints de grains, d'où la prépondérance de l'aspect intergranulaire [58].

III.7. Loi de la fatigue thermique

III.7.1. Théorie de la déformation plastique par cycle

Dans le cas d'une éprouvette cylindrique simple où n'intervient aucun fluage pendant le temps de maintien à haute température et le module d'élasticité est supposé constant. Quelque soit la température, la déformation plastique s'exprime par:

$$\varepsilon_p = \varepsilon_T - \varepsilon_e = \frac{\alpha \Delta T - \Delta \sigma}{E}$$

Où $\Delta \sigma$ est l'amplitude de la variation de la contrainte et E le module d'élasticité supposé invariable.

Mais s'il y a fluage, la déformation plastique par cycle n'est pas directement reliée à l'amplitude totale de la variation de la contrainte. Dans la partie du cycle où le matériau est en tension, la déformation plastique $\varepsilon_{t,p}$ peut s'écrire :

$$\varepsilon_{t,p} = \frac{\alpha \Delta T - \Delta \sigma_1}{E} \quad (12)$$

Où $\Delta \sigma_1$ est l'amplitude de la variation de la contrainte développée pendant le refroidissement.

Dans la partie du cycle où la température s'élève, l'amplitude est plus grande et diminue ainsi que la déformation plastique directe de compression $\varepsilon_{c,p}$, mais la déformation plastique totale incluant également le fluage développé pendant le maintien à haute température, on a :

$$\varepsilon_{c,p} = \varepsilon_{c,p'} + \varepsilon_{c,p''} = \frac{\alpha \Delta T - \Delta \sigma_2}{E} + \frac{\Delta \sigma_2 - \Delta \sigma_1}{E} \quad (13)$$

$$\varepsilon_{c,p} = \frac{\alpha \Delta T - \Delta \sigma_1}{E} = \varepsilon_{t,p} \quad (14)$$

Ainsi la déformation plastique en compression est égale à celle en tension. Mais ses tensions ne sont pas reliées directement à l'amplitude totale de variation de la contrainte. L'aire de la courbe d'hystérésis pourrait être un paramètre servant de base de détermination de la résistance à la fatigue thermique. Mais jusqu'à maintenant aucune mesure expérimentale n'a été faite dans ce but.

III.7.2. Durée de vie

La durée de vie en fatigue thermique est déterminée lorsque l'effort maximal mesuré par le capteur a chuté de 50% de sa valeur la plus haute. L'effort maximal est atteint à la température basse du cycle thermique (250°C).

III.8. Facteurs de la fatigue thermique

Stevens (1999) [59] a étudié l'effet du traitement thermique simulant le soudage the corrosion fatigue life des aciers inoxydables duplex, et il a découvert que le cycle de température réduit la durée de vie fatigue corrosion des échantillons. Il attribué cet effet à la précipitation des phases et aux contraintes résiduelles.

Behnken & Hauk (1992a; 1992b) [60] ont étudié l'effet des microcontraintes sur le comportement en fatigue, ils ont conclu que leur effet peut être négligé du moment que microcontraintes résiduelles sont typiquement plus petites que les contraintes macroscopiques résiduelles.

III.8.1. Nature du cyclage thermique

III.8.1.1 Influence des températures du cyclage thermique

Les paramètres d'un cyclage thermique sont :

Température maximale (T_{max}).

Température minimale (T_{min}).

Température moyenne $(T_{max} + T_{min})/2$.

Le différentiel thermique ($\Delta T = T_{max} - T_{min}$).

Dans ce qui suit nous allons montrer l'influence de chacun de ces paramètres.

1. Température maximale (T_{max})

Les propriétés métallurgiques dépendant de la température, elles seront modifiées au fur et à mesure que la température maximale du cycle augmente encore ; et la déformation tendra à se localiser dans les parties les plus chaudes

Les travaux de S.S MANSON [46], montrent l'influence de la température maximale sur le nombre de cycles menant la rupture. En augmentant la température maximale d'éprouvettes d'alliage pour haute température S-816 et Inconel 550, tout en maintenant la température minimale constante (à 90°C environ). Pour les faibles différences de températures, 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. Ce comportement reflète l'influence d'une température élevée sur les propriétés métallurgiques de l'S-816.

Généralement, des contraintes thermiques sont engendrées lors d'une augmentation de la température maximale (car ΔT augmente) donc celle-ci aura pour conséquence directe l'abaissement des caractéristiques mécaniques du matériau.

2. Température minimale (T_{min})

Pour une température maximale donnée, l'augmentation de la température minimale provoque une diminution du différentiel thermique (ΔT) ceci implique une influence positive engendrant des contraintes thermiques plus faibles, et une augmentation de la durée de vie de la pièce.

3. Température moyenne (T_{moy})

L F. COFFIN [46], a pu mettre en évidence l'effet de la température moyenne sur l'acier inoxydable type 347 l'amplitude de la variation de la température était maintenue constante tandis que les températures moyennes et maximales étaient variables.

Le nombre de cycles à la rupture diminuait sensiblement en fonction de l'augmentation de la température moyenne. Une augmentation de la température moyenne, altère négativement les propriétés mécaniques du matériau, car l'endurance diminue, mais cet effet de seconde ordre par une diminution de T_{max} .

4. Différentiel thermique:

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 (ΔT) est constant et que T_{moy} est variable, la déformation thermique totale provoquée sera annulée par des déformations élastiques et plastiques en proportion variable [46].

En résumé, les paramètres ΔT et T_{max} apparaissent comme les facteurs principaux de la fatigue thermique. Ils permettent de caractériser un cycle thermique, ΔT indique la sévérité du cyclage thermique. L'augmentation de ΔT et T_{max} a un effet négatif sur la durée de vie du matériau [46].

III.7.1.2. Influence de la vitesse de chauffage et de refroidissement

La variation rapide de la température que ce soit en chauffage ou en refroidissement, peut modifier de façon sensible le nombre de cycle (N) amenant la rupture, de telle façon qu'elle peut provoquer des gradients assez importants

qui vont à leur tour entraîner l'endommagement 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 [48] ont montré que le refroidissement à l'air est mieux adapté en début de cyclage, tandis que le refroidissement à l'eau est plus satisfaisant après un grand nombre de cycles.

III.7.1.3. Influence du temps de maintien:

La vitesse de variation de la température et le séjour de l'éprouvette à haute température peuvent modifier sensiblement le nombre de cycle responsable de la rupture si le temps de maintien à cette température est grand, les effets du fluage et d'autres effets métallurgiques comme les transformations de phases peuvent avoir lieu si le matériau est maintenu longtemps à température élevée.

COFFIN [49] fit plusieurs expériences sur l'acier inoxydable, 347 au cours desquelles variait le temps de maintien à température élevée. Il conclut que si le temps de maintien augmente, le nombre de cycle à la rupture diminue ; les travaux de S. KAWAMOTOS. MONSOM et GLENNY [50] ont confirmé l'effet négatif du temps de maintien à chaud sur la durée de vie des pièces. Cet effet est dû probablement au phénomène de relaxation des contraintes thermiques associées aux transformations métalliques.

Toute fois, il y a une dispersion considérable dans les résultats des chercheurs. En effet CLASS et FREEMAN [51], montrèrent le contraire sur l'alliage S-816, tel qu'une augmentation du temps de maintien peut aussi bien augmenter que diminuer le nombre de cycle à la rupture, cela dépend de la température maximale. Pour le S-816, pour lequel sur 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. Donc on peut conclure que la métallurgie propre du matériau gouverne son comportement dans une grande proportion [46].

III.7.2. Facteurs thermiques:

La diffusivité thermique $K/\rho \cdot c_p$ où K , ρ et C_p sont respectivement la conductivité thermique, la masse volumique et la chaleur spécifique du matériau, reflète la grandeur physique principale pour le choix d'un matériau. Il est clair que l'augmentation de la conductivité thermique d'un matériau, correspond alors à une diminution des gradients thermiques générés et donc des contraintes induites aussi.

III.7.2.1. Coefficient de dilatation thermique:

Ce paramètre est important ; puisque des contraintes thermiques lui sont

proportionnelles selon les relations suivantes : $\varepsilon = \alpha\Delta T$ et $\sigma = \varepsilon E$

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

III.7.2. 2. Coefficient de transfert de chaleur (h) :

Plus le transfert de chaleur des échanges thermiques entre le milieu et le matériau est important, plus les contraintes associées sont importantes. GLENNY et TAYLOR [49] ont observé dans les essais de choc thermique, qu'en augmentant la valeur de h, l'endurance de l'éprouvette diminue.

III.7.3. Facteurs métallurgiques

Dans de nombreux cas, les changements métallurgiques du matériau sont un facteur important qui affecte son endurance à la fatigue, il est utile de signaler les principaux facteurs qui sont la cause de ces changements.

III.7.3.1. Composition chimique

La présence de certains éléments dans l'alliage a une influence capitale sur le comportement en fatigue du matériau. En effet, la présence des éléments carburigènes par exemple le Cr, Mo, W, V augmente la résistance du matériau au cyclage thermique par la formation de cémentite ou carbures spéciaux ou de cémentite alliée qui gênent le grossissement du grain austénitique, entraîne le durcissement secondaire par revenu entre 500 et 600°C et augmente la trempabilité du matériau.

Les avantages appréciables apportés par ces éléments d'additions font en sorte que le matériau résiste beaucoup mieux à la fatigue et l'apparition des premières fissures est sensiblement retardée.

III.7.3.1.2. La microstructure

C'est un facteur qui conditionne la dégradation par fatigue thermique, par les alignements de carbures en réseau qui peuvent avoir lieu pour les alliages alliés, cela constitue des sites préférentiels d'amorçage et de propagation des fissures ; l'influence des joints de grain comme sites préférentiels d'oxydation n'est pas négligeable non plus, ceci a pour conséquence, la création d'entailles d'oxydes conduisant à des concentrations de contraintes qui favorisent, par la suite, l'amorçage des fissures thermiques.

III.7.3. 3. Les transformations de phase et précipitations :

Les transformations structurales susceptibles de se produire au cours de la fatigue thermique provoquent des changements morphologiques des phases existantes. Par ailleurs, les transformations de phase du type austénite –

martensite au cours des cycles peuvent induire des concentrations locales des contraintes préjudiciables aux phénomènes de fissuration.

L'influence de la solidification dendritique et surtout des carbures interdendritiques de types MC et $M_{23}C_6$ sur la vitesse de propagation des fissures a été aussi mise en évidence [52]. H.U. Hong et al [53] a étudié l'effet de la ferrite delta sur le comportement en fatigue d'un acier 304L et il a montré que l'initiation et la propagation des fissures dépendent de la direction des fibres de ferrite par rapport à la direction de chargement ; dans le cas des fibres parallèles au chargement les fissures s'initient à partir de la ferrite, par contre dans le cas des fibres parallèles au chargement, l'interface ferrite/austénite constitue un site préférentiel d'amorçage. L'existence de sites d'amorçage et de propagation des fissures est vraisemblablement due à la grande fragilité des particules de seconde phase et à la création, localement de niveaux de contraintes plus élevées.

III.7.3. 4. Grossissement du grain:

Un des effets de travail à chaud ou à froid est de rendre le matériau sujet à la recristallisation. Lorsque les grains se brisent, l'énergie emmagasinée dans les plans de glissement et aux joints de grains, à la suite d'un chauffage ultérieur, le matériau tend à se recristalliser pour atteindre l'état d'énergie potentiel minimale. Dans la plupart des cas, l'effet s'accompagne du grossissement du grain et il n'y a pas de relation clairement établie entre la taille des grains et la résistance à la fatigue thermique, on sait que les matériaux composés de grains de grande taille ont généralement une faible ductilité qui tendrait à indiquer une médiocre résistance à la fatigue [46].

III.7.3.5. Corrosion

L'action chimique est un autre phénomène qui peut diminuer la résistance à la contrainte thermique. La surface d'un matériau est généralement au contact de l'oxygène ou d'autre gaz susceptible de réagir chimiquement avec lui aux hautes températures qu'impliquent les contraintes thermiques, il peut se former en surface des oxydes ou d'autres points de faiblesse et de fragilité. Les expériences sur les contraintes thermiques deviennent alors des essais sur la couche superficielle résultante et non plus sur le matériau de base.

Les discontinuités formées à la surface, par fissure de cette surface ou par dégradation des produits de corrosion, agissent comme une source de concentration de contraintes induisant et propageant les fissures à l'intérieur du matériau. Dans quelques cas, la corrosion se traduit non par la formation d'une couche superficielle, mais par une diffusion au sein du matériau.

L'hydrogène, à cause de ses petites dimensions atomiques. Diffuse facilement par les joints de grains de nombreux matériaux. Les affaiblissants et les rendant moins capables de supporter un cyclage thermique. Le fait que tant de ruptures par thermique soient de nature intergranulaire est preuve de l'importance de cette attaque aux joints de grains [46].

III.7.4. Facteurs géométriques

III.7.4.1. La taille et la forme de la pièce

Les grandes dimensions d'une pièce provoquent des localisations thermiques considérables et les gradients thermiques importants entre les couches plus profondes, car la partie supportant le chargement 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 lentement.

MANSON [55] a confirmé par des essais sur des disques creux de stérilité, que plus le corps est petit, plus la résistance aux chocs thermiques est meilleure. Donc, il est nécessaire de restreindre au maximum, les dimensions des structures si elles doivent être importantes, on doit chercher à leur donner une disposition segmentée; chaque module étant assez petit pour avoir la résistance voulue aux chocs thermiques.

III.7.4. 2. Les entailles et angles vifs

Parmi les facteurs géométriques qui tendent à concentrer les contraintes et les déformations en cas de tension due à la température, il y a ceux que l'on rencontre lors des études des tensions d'origines mécaniques, tel que les trous et les entailles.

Selon L. F. COFFIN [50], un petit trou pourrait réduire d'un facteur 10 l'endurance normale d'un tube soumis à des contraintes thermiques. De même, on constate une diminution de la résistance à la fatigue thermique des plaques circulaires lorsque des entailles sont usinées sur leur profondeur [56].

III.7.4. 3. Etats de surface

L'état de surface est un facteur non moins négligeable sur son influence sur le comportement des matériaux en fatigue thermique. Cette influence est due, en grande partie, aux concentrations de contraintes et de déformations produites par les irrégularités de surface et d'un autre côté aux contraintes résiduelles de compression pendant la finition.

III.7.4. 4. Influence des irrégularités superficielles

Elles affectent fortement la résistance à la fatigue thermique, en créant une concentration des 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.

Les températures élevées qui tendent à fragiliser les matériaux lorsqu'il y a des contraintes thermiques augmentent plus les effets des irrégularités de surface que ceux des discontinuités.

III.7.5. Influence des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles dans une pièce sont souvent les conséquences des hétérogénéités de températures qui existent pendant sa fabrication ou son élaboration. Les effets nuisibles de ces contraintes sont plus graves pour les matériaux fragiles pour lesquelles les contraintes créées en service s'ajoutent directement aux contraintes résiduelles. Mais ces contraintes peuvent jouer le rôle bénéfique en opposant les contraintes thermiques dans certains cas [55].

A ce sujet, FLAVENOT et SCALLI, dans leur étude sur l'influence des conditions de rectification sur les contraintes résiduelles induites dans l'acier (42 CD4) ont montré que pour des rectifications douces, la pièce présente la même structure et la même dureté à la face que dans le métal de base. Pour une rectification sévère, il y a durcissement de la couche superficielle. Donc la fine pellicule superficielle qui est très dure (très fragile) favorise l'amorçage des fissures par choc thermique [48].

Chapitre IV : Méthodes expérimentales

Chapitre IV

Méthodes expérimentales

IV.1. Matériau étudié et état de livraison

IV.1.1. Identification du matériau brut de réception

Le matériau étudié dans ce travail est un acier inoxydable austénitique de nuance 304 et désigné par **A312 TP 304** (selon la norme ANSI B36.19-1965). L'acier nous a été livré sous forme d'un tube de 9 mm d'épaisseur et de 25 mm de diamètre. Cet acier, par ses propriétés remarquables de résistance à la corrosion, de ductilité et de soudabilité, est utilisé dans les industries qui présentent des conditions sévères de corrosion et de fatigue (industries pétrochimique, pharmaceutique, agroalimentaire, chimique,....).

IV.1.1.1. Analyse chimique du métal de base

Nous avons découpé sur une chute d'un tube, de 9 mm d'épaisseur, en acier 304, un échantillon brut, puis nous avons procédé à un étalage et un usinage de l'échantillon jusqu'à l'obtention d'un disque de 25 mm de diamètre. Après un décapage mécanique et un nettoyage chimique, l'échantillon a subi des analyses de la composition chimique. Ces analyses ont été faites au laboratoire de la SNVI de Rouïba. L'appareil utilisé est un spectromètre de fluorescence des rayons X. Le taux de carbone a été déterminé par la méthode de fusion avec un analyseur de carbone. Cette analyse a donné le résultat suivant (Tableau IV.1) :

Tableau IV.1 : Composition chimique du métal de base.

Eléments	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Mo
(%) massique	0.063	0.68	1.64	0.033	0.018	18.47	9.12	0.12	0.10	0.03

Les résultats du tableau ci-dessus (Tableau IV.2) ont confirmé ceux de la norme (ANSI B36.19-1965).

Tableau IV. 2 : Composition chimique selon la norme **ANSI B36.19-1965**.

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

Le taux de carbone a été déterminé par la méthode de fusion avec un analyseur de carbone. Cette analyse a donné le résultat suivant (Tableau IV.1).

Tableau IV.1. Composition chimique du métal de base.

Eléments	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Mo
(%) massique	0.063	0.68	1.64	0.033	0.018	18.47	9.12	0.12	0.10	0.03

Les résultats du tableau ci-dessus (Tableau IV.2) ont confirmé ceux de la norme (ANSI B36.19-1965).

Tableau IV. 2. Composition chimique selon la norme **ANSI B36.19-1965**.

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

IV.1.1.2. Structure de l'acier

L'acier, à l'état brut, présente une structure austénitique avec un grain de forme polyédrique équiaxe. Nous notons la présence des macles de recuits caractéristiques des structures cubique à faces centrées. La taille moyenne des grain, déterminée selon les conditions de la norme NF A 04 102, est de 125 m. Le taux de ferrite déterminé par la méthode d'analyse quantitative, est d'environ 3 %. (Figure IV.1).

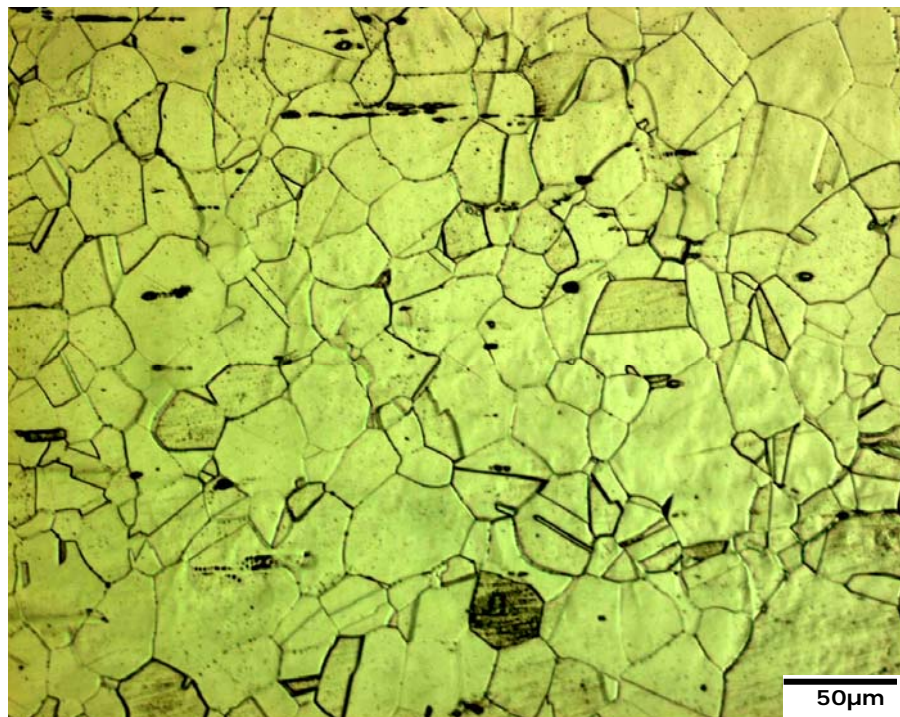


Figure IV.1 –Structure de l'acier à l'état brut (G = 200).

II.1.1.3. Caractéristiques mécaniques du métal de base

Les caractéristiques mécaniques de l'acier à l'état brut sont indiquées ci-dessous (Tableau I.3) :

Tableau IV.3. Propriétés mécaniques du métal de base.

$R_{e0.002}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	Dureté	KCv (daJ/cm ²)
268	543	37	182	23.5

IV.2. Identification du métal d'apport

IV.2.1. Choix du métal d'apport

Nous avons procédé au soudage TIG avec métal d'apport. Pour choisir le métal d'apport qui convient. Il est nécessaire de connaître la composition du métal de base et son état de livraison (traitement, degré d'écaillage). La composition du métal d'apport doit être aussi voisine que possible de celle du métal de base. Cette composition doit assurer, après la fusion, un taux de ferrite suffisant (entre 8 et 10 %) dans le cordon de soudure. Le type de métal d'apport utilisé est : ER308L selon la norme ASME SECTION IX 2000.

La composition du mélange métal d'apport et métal de base a une influence directe sur la qualité de la soudure. Il est donc nécessaire de bien nettoyer les baguettes et le métal de base afin qu'il n'y ait aucune contamination.

II.2.2. Analyse chimique du métal d'apport

L'analyse chimique du métal d'apport a été faite au laboratoire de l'entreprise SNVI dans les mêmes conditions que l'analyse de l'acier. Les résultats sont présentés dans le Tableau IV.4 :

Tableau IV.4. Composition chimique du métal d'apport utilisé.

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

Cette analyse est conforme à celle définie par la norme ASTM, le 308L a la composition suivante (Tableau I.5):

Tableau IV.5. Composition chimique du métal d'apport 308L selon la norme ASTM.

Eléments chimiques	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
(%) massique	0.03	2.0	1.0	19-21	10-12	0.045	0.03

IV.2.3. Propriétés mécaniques du métal d'apport

Les caractéristiques mécaniques du métal d'apport sont données dans le tableau I.6 :

Tableau IV.6. Propriétés mécaniques du métal d'apport.

<i>Re</i> (MPa)	<i>Rm</i> (MPa)	<i>A</i> (%)
400	560	42

IV.3. Soudage des tubes

IV.3.1. Fiche technique du soudage

La fiche technique du soudage a été élaborée avant l'opération du soudage. Cette fiche contient l'ensemble des paramètres de soudage. Après l'opération de soudage, on complète la fiche en portant les conditions dans lesquelles s'est déroulée l'opération. Dans l'annexe nous présentons la fiche technique de soudage que nous avons réalisé à l'entreprise G.T.P.

IV.3.2. Choix des paramètres de soudage (Procédure)

Pour obtenir des soudures exemptes de défauts, plusieurs considérations doivent être respectées. On choisit les paramètres de soudage selon les conditions suivantes :

* Une intensité trop élevée (énergie de soudage élevée) provoque la formation d'une structure à gros grains, peut prolonger le maintien du métal fondu dans l'intervalle de température (425-870 °C) où s'effectue la précipitation des carbures, une intensité élevée et peut aussi provoquer une déformation des pièces à souder.

* L'apport de chaleur au joint doit être maintenu à un niveau modéré en suivant les règles suivantes :

- Le préchauffage n'est pas bénéfique. Cependant un refroidissement rapide sera favorisé. On peut utiliser des supports massifs en cuivre par exemple.
- L'intensité adoptée doit être minimale et la vitesse d'avancement doit être aussi

élevée que possible.

- Le cordon doit être étroit et exécuté en plusieurs passes selon l'épaisseur.
- Energie de soudage : 28 KJ / cm
- Vitesse de chauffage moyenne : 0.052 cm / s

II.3.3. Choix du procédé de soudage

Pour raccorder les tubes, les pièces de forme et les appareils accessoires des tuyauteries en acier, on utilise généralement les procédés de soudage à énergie électrothermique. De nombreux procédés de soudage par fusion peuvent être employés dans la mise en oeuvre des aciers inoxydables : soudage à l'arc avec électrode enrobée, sous flux, MIG, TIG, soudage au plasma, soudage par faisceau d'électrons et soudage par faisceau LASER [29, 30].

Les procédés de soudage utilisables devront assurer une bonne protection du bain de fusion. Ce but est facilement atteint avec les procédés de soudage à l'arc électrique : soit sous atmosphère gazeuse neutre ou réductrice, soit sous laitier apporté par une électrode enrobée.

Dans notre cas, nous avons choisi le soudage par les procédés TIG manuel et l'arc électrique avec électrode enrobée. Ce dernier a l'avantage de la réalisation de cordons lisses, ayant un bel aspect, exempts de défauts de surface et possédant une bonne compacité. De plus il est conseillé pour le soudage des épaisseurs minces, d'utiliser le procédé TIG en raison des propriétés mécaniques et de la qualité du joint soudé excellentes. La soudure a été réalisée en trois passes :

- première passe (de pénétration): procédé TIG
- deuxième passe (de bourrage) : procédé à l'arc électrique avec électrode enrobée
- troisième passe (de finition) : procédé à l'arc électrique avec électrode enrobée

IV.3.4. Déroulement de l'opération de soudage

En vue de réaliser une soudure saine et de qualité nous avons procédé aux opérations suivantes (Figures IV.2 et IV.3) :

- 1- Chanfreinage des tubes : Le chanfreinage des bords en V avec un angle de 75 ° a été effectué au tour parallèle. On a opté pour le chanfreinage V car il n'est pas possible d'accéder à l'envers de la soudure et l'épaisseur du tube est relativement mince. Les bords ont été coupés avec précision afin de présenter un écartement régulier puisque la soudure sera exécutée avec un métal d'apport.
- 2- Nettoyage des bords à souder : On a procédé au nettoyage des bords de la manière suivante
 - Première étape : à l'aide d'une brosse et d'une lime en acier inoxydable
 - Deuxième étape : dégraissage par un solvant

Les graisses, les huiles et l'humidité sont susceptibles d'entraîner une carburation du métal fondu et des zones voisines et par suite une contamination du bain fondue au cours du soudage.

- 3- Alignement et pointage des tubes à souder : Les bords des tubes a souder ont été placés dans la position permettant un soudage vertical à l'aide d'un montage d'axe horizontal puis immobilisés par un pointage à l'aide des plaquettes qui ont été dessoudées ultérieurement.
 - 4- Réalisation de la protection à l'envers : côté soudage est mise en action, Pour éviter le risque d'oxydation à l'envers du cordon de soudure (dû à l'oxydation du bain de fusion par l'air), on a couvert les extrémités du tube à l'aide d'un papier réfractaire.
 - 5- Réalisation de la première passe. La soudure a été réalisée par le procédé TIG. Le métal d'apport, sous forme d'une baguette de fil dressé de 1,6 mm de diamètre, est amené manuellement dans le bain de fusion. La protection du bain de fusion de l'atmosphère externe est réalisé par un gaz inerte de protection :l'argon. Le gaz protecteur est introduit à l'intérieur du tube par une fente d'un petit diamètre. La protection par ce gaz supprime pratiquement toutes pertes en éléments d'addition et protège la soudure contre les risques d'inclusion du laitier.
 - 6- Réalisation de la deuxième passe : procédé a l'arc électrique avec une électrode enrobée. Le diamètre de l'électrode est de 3 mm
 - 7- Réalisation de la troisième passe : même procédé que la deuxième passe. Entre les deux dernières passes on prend soin de nettoyer le laitier de la deuxième passe par meulage et de brosser le cordon
- Entre chaque passe, on a procédé au control de la température pour vérifier qu'elle ne dépasse pas 150°C
- 8- Finition de la soudure : le cordon est nettoyé par meulage et brossage pour enlever le laitier de la troisième passe.

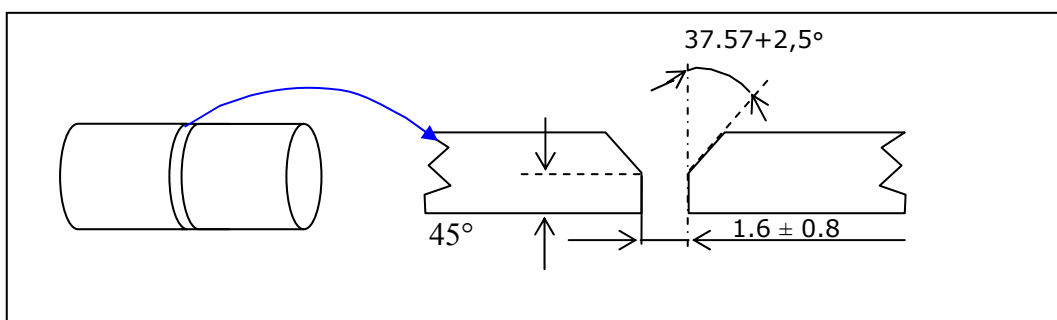


Figure IV.2. Préparation des joints en vue de soudage.



Figure IV.3. Tube soudé

IV.4. Préparation d'éprouvettes

IV.4.1 Découpage et usinage

Le tube soudé a été découpé à froid en plusieurs éprouvettes à l'aide d'une scie électrique. Les éprouvettes ont été usinées, à l'aide d'une fraiseuse, selon les dimensions des éprouvettes standard destinées à la qualification du procédé de soudage. Nous avons préparé dans le cadre de ce travail 36 éprouvettes de résilience et 06 éprouvettes de traction. Les éprouvettes de résilience ont servi pour les essais de fatigue thermique, pour la caractérisation structurale et pour les essais mécaniques. Les éprouvettes de traction ont servi pour la caractérisation mécanique de l'acier de base et pour les soudures.

Les éprouvettes de résilience et de traction sont prélevées transversalement au joint soudé et à entaille en V réalisée dans la zone fondue ayant une section réduite (figure IV.4).

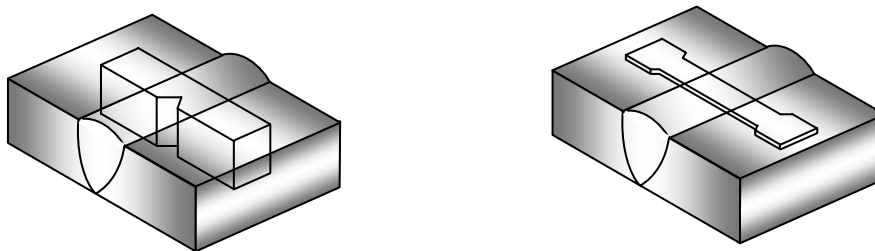


Figure IV.4. Localisation des éprouvettes de résilience et de traction.

Après usinage, un poinçonnage a été réalisé au niveau de chaque éprouvette, pour pouvoir distinguer les éprouvettes après les essais de fatigue thermique et après les essais destructifs.

IV.4.2. Traitements thermique des éprouvettes

Les éprouvettes ont subi un traitement thermique d'hypertrempe, qui a été réalisé au laboratoire de Génie Mécanique de l'Ecole National Polytechnique au moyen d'un four électrique. Le traitement appliqué est un chauffage à une température de 1060 °C pendant 30 minutes, suivi d'un refroidissement rapide à l'air libre.

IV.5. Essais de cyclage thermique

IV.5.1. Dispositif des essais de cyclage thermique

Les essais de fatigue thermique ont été réalisés au laboratoire L.S.G.M (département métallurgie, Ecole Nationale Polytechnique). Le dispositif utilisé a été conçu pour simuler des cyclage thermiques des éprouvettes soudées normalisées (résilience, traction,...). Le principe est de programmer des cycles thermique chauffage - refroidissement.

Le chauffage est réalisé par effet joule dans un four à résistance (1) et le refroidissement se fait par une trempe de l'éprouvette chauffée dans un bac d'eau se trouvant sous le four (10). Le four à résistance est commandée par une armoire de régulation (16). Un système électromécanique de bielle manivelle (4) permet aux éprouvettes d'effectuer un mouvement périodique de descente et montée (trajet four-bac). Un temporisateur (12) fixe la durée de maintien à chaud dans le four et le temps de refroidissement dans le bac (**figure IV.5**).

La température de l'éprouvette est contrôlée par un thermocouple (11) et un enregistreur qui permet d'obtenir les variations de température au cours du temps. Les composants constituant le dispositif sont cités ci-dessous

- (1) Un moteur à courant continu.
- (2) Manivelle.
- (3) Bielle.
- (4) Une fin de course.
- (5) Guides.
- (6) Un bâti, auquel sont fixés solidement les autres composants tels que le four, le moteur et les guides.
- (7) Un four tubulaire de marque ADAMEL, qui peut chauffer jusqu'à 1050°C.
- (8) Une tige filetée.
- (9) Éprouvette plus porte éprouvette.
- (10) Un bac de trempe en plexiglas, rempli d'eau et d'une capacité de 40 litres. ce bac est situé en dessous du four.
- (11) Thermocouples chromel-alumel.
- (12) Un temporisateur pour commander le moteur.
- (13) Régulateur de température.
- (14) Un indicateur de température digital, pour donner la température des Échantillons.
- (15) Bloc de puissance pour alimenter et contrôler la marche du four.
- (16) Une armoire de régulation.
- (17) Un redresseur pour alimenter le moteur et fixer sa vitesse.
- (18) Une table potentiométrique pour tracer l'allure du cycle thermique de Fatigue, c'est-à-dire la courbe de température en fonction du temps.

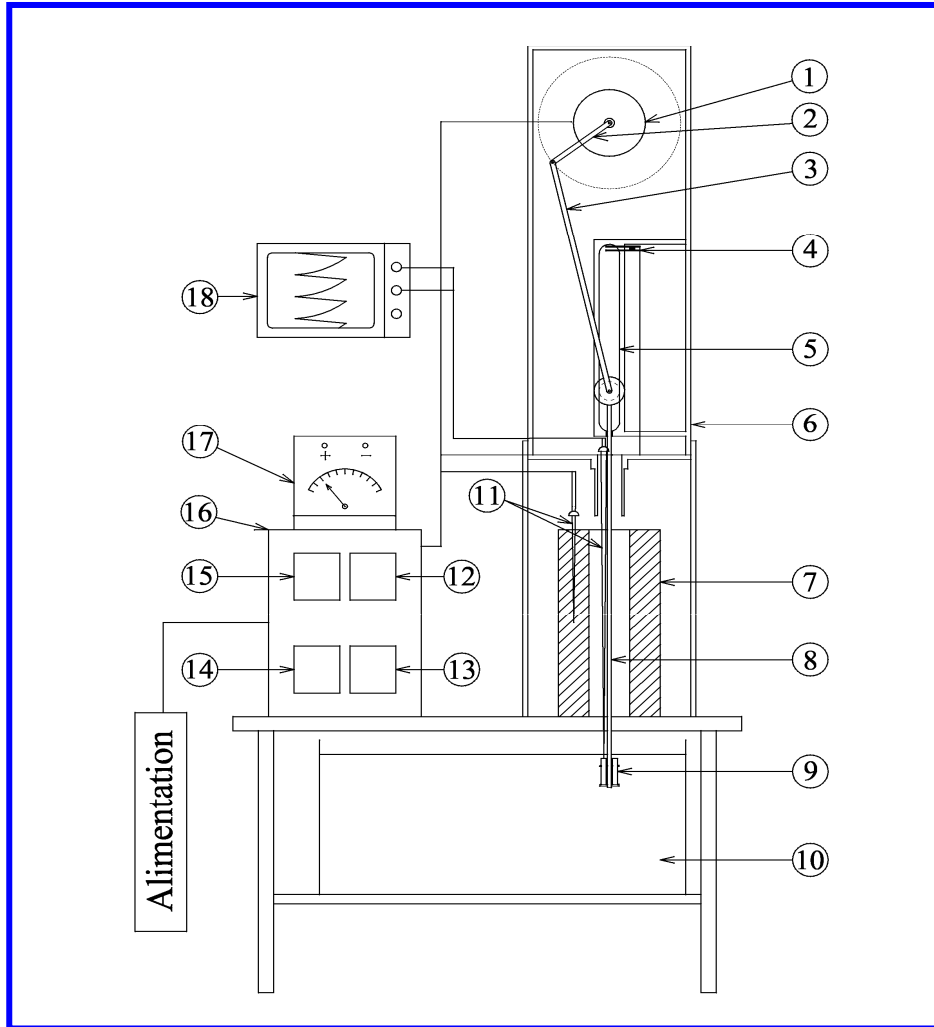


Figure IV. 5. Schéma du dispositif de fatigue thermique.

Les conditions de cyclage thermique sont présentées dans les tableaux IV.7. Les cycles thermiques appliqués sont présentés dans la **figure IV.6.**

Tableau IV.7. Conditions des essais de fatigue thermique (Série des essais 1 et 2).

Série	θ_{\max} ($^{\circ}\text{C}$)	θ_{\min} ($^{\circ}\text{C}$)	$\Delta\theta$ ($^{\circ}\text{C}$)	t chaud (s)	t froid (s)
E1	360	98	162	240	3
E2	500	120	380	240	3

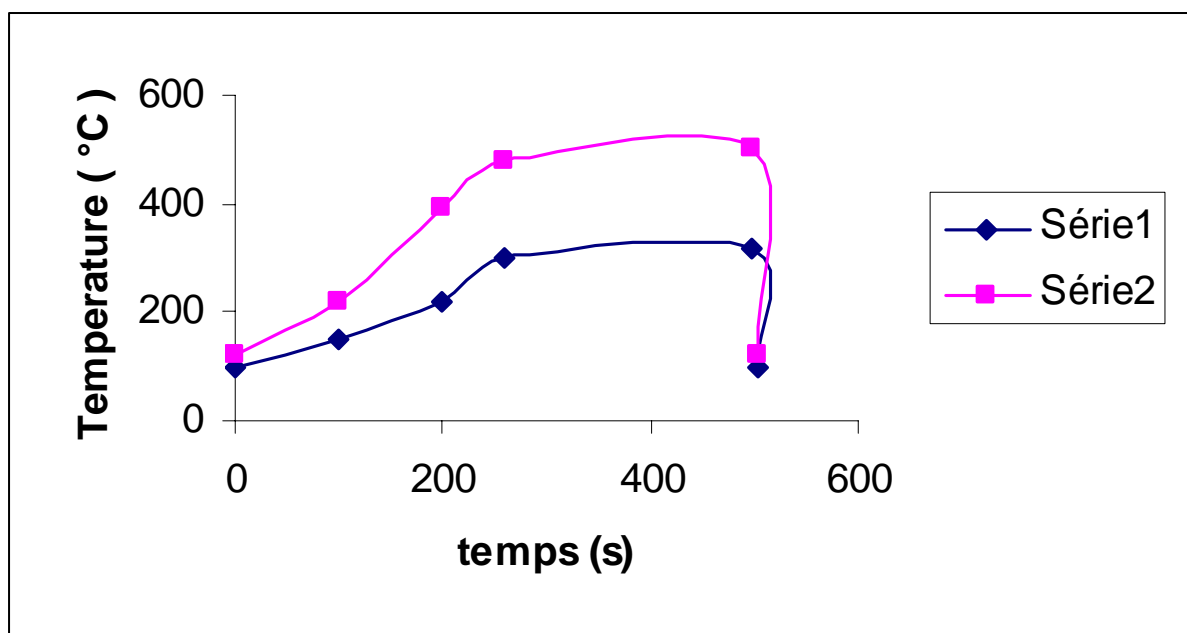


Figure IV. 6. Le cycle thermique appliqué.

IV.6. Méthodes de caractérisation

IV.6.1. Caractérisation métallographique

L'étude du comportement de la soudure en fatigue thermique nécessite une analyse et une caractérisation des éprouvettes qui ont subi le cyclage thermique. Les travaux d'analyse concernent la structure micrographique, le taux de ferrite, la fissuration et les propriétés mécaniques.

IV.6.1.1. Prélèvement des éprouvettes

L'étude métallographique par microscopies optique et électronique à balayage et par les essais de dureté a été réalisée sur les éprouvettes de résilience après essai de fatigue thermique.

IV.6.1.2. Polissage

La manipulation des échantillons prélevés a nécessité leur enrobage à froid dans des résines époxydes, durcissantes à froid (durcissement à l'air dans des moules plastiques). Cet enrobage permet de faciliter le polissage manuel de petits échantillons. Les échantillons enrobés à froid ont été polis aux différents papiers abrasifs de granulométrie croissante (80, 120, 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1000 et 1200).

Un polissage de finition à la pâte diamantée de 6 et 3 microns est effectué en dernier sur un feutre sous une lubrification appropriée. Les échantillons étaient nettoyés à l'eau distillée puis avec du méthanol et sont immergés dans un bain

de nettoyage ultrasonore et séchés à l'air avant d'être attaqués. Vu la grande déformabilité des aciers austénitiques, les vitesses de rotation choisies, ne devant pas être élevées, étaient fixées à 150 tours/minutes. L'échantillon subit une rotation à 90° à chaque changement de granulométrie pour effacer les raies précédentes de polissage. La durée de polissage est d'environ 2 minutes par granulométrie.

IV.6.1.3. Attaques chimique et électrochimique

Les aciers inoxydables, plus particulièrement les austénitiques ont une résistance à la corrosion, dans les milieux agressifs, élevée. De ce fait la structure des aciers inoxydables austénitiques (surtout les joints de grain) est très difficile à révéler par attaque chimique. Le choix et l'optimisation des paramètres des solutions d'attaques est donc nécessaire.

- Pour les caractérisations en microscopie optique L'attaque chimique a été réalisée par l'eau régale glycinée à la température ambiante pendant 10 mn.
- Pour la caractérisation en microscopie électronique. Le tableau ci-dessous récapitule les différentes solutions ainsi que les conditions utilisées.

Tableau IV. 8. Solutions d'attaques électrochimiques.

Solution	Paramètre	Domaine d'application
Solution aqueuse d'acide oxalique	- 10 g d'acide oxalique. - 100 mL d'eau. Durée d'attaque de 2 à 5 min sous une tension de 9V.	Examen de la structure des aciers inoxydables.
Solution hydroxyde de potassium	Concentration 10N Durée d'attaque de 30 à 60 secondes sous une tension de 3 V.	Coloration des phases : La ferrite en marron foncé L'austénite reste inattaqué

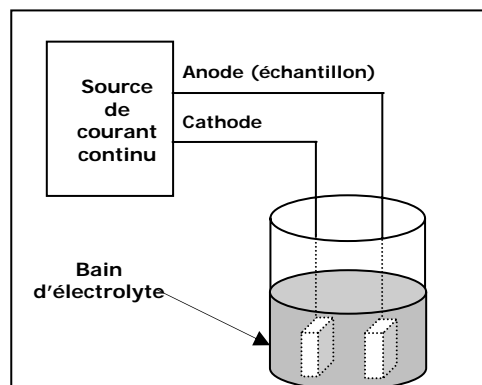


Figure IV.7. Dispositif d'attaque électrolytique.

L'appareillage utilisé pour l'attaque électrolytique se compose d'un Becher de 1 à 2 litres contenant l'électrolyte avec l'échantillon (anode) placé à une distance

de 3 centimètres de la cathode en acier inoxydable austénitique 304 L. Les électrodes sont reliées à une alimentation en courant continue qui débite une tension réglée. Un voltmètre et un ampèremètre permettent de suivre les caractéristiques électriques de fonctionnement de l'essai (Figure IV.7)

Après plusieurs essais, et tenant compte des résultats, nous avons opté pour une attaque électrolytique avec une solution d'acide oxalique à 10 %.

IV.6.1.4. Examen au microscope optique

A l'aide d'un microscope optique de marque (ZEISS), au laboratoire de Métallurgie et Mécanique au Centre Scientifique de Soudage (CSC), nous avons pris les microstructures des différentes régions du joint de soudure de tous les échantillons, avec un grossissement X200. Les photos sont prises par une caméra numérique reliée à un PC. Le système est doté d'un logiciel de traitement d'image [ATLAS].

IV.6.1.5. Analyse quantitative

L'analyse par l'exploitation du logiciel ATLAS nous a permis de calculer la taille des grains le taux de ferrite et la taille des fissures. Chaque valeur obtenue correspond à une moyenne de trois mesures.

IV.6.1.6. Observation au microscope électronique à balayage : MEB

Pour affiner l'étude des modifications structurales au cours du cyclage thermique, nous avons réalisé une caractérisation en microscopie électronique à balayage laboratoire des milieux ionisés au niveau de Centre de Développement des Technologies Avancées. L'appareil utilisé est de marque JEOL JSM-6360LV. Notre but était la caractérisation des différentes zones du joint soudé et les ramifications des fissures provoqué par le faïencage thermique lors de l'essai de fatigue.

IV.7. Caractérisation mécanique

IV.7.1 Essai de micro dureté

Les deux phases constituant la structure de la soudure, l'austénite et la ferrite, sont le siège de phénomènes métallurgiques et mécaniques tels que les variations de la configuration des dislocations et le développement des contraintes résiduelles. Leurs duretés respectives sont inhérentes à ses phénomènes. La mesure de la dureté de chaque phase est un indicateur de l'évolution mécanique des phases.

Les duretés des phases ferritique et austénitique ont été mesurées par indentation Vickers sur des échantillons polis et légèrement attaqués pour révéler les phases. Les mesures de microdureté ont été effectuées avec une charge de

50g avec un microduromètre de marque BUEHLER Micro met. Nous avons pris la dureté de la ferrite et de l'austénite dans la zone affectée thermiquement et dans le métal de base. Les essais ont été réalisés sur les éprouvettes de résilience avec un temps de maintien de la charge de 15 secondes.

Nous avons pris la dureté de l'austénite dans la zone fondue (phase blanche majoritaire dans la zone de fondue). La dureté d'une dendrite de ferrite, dans le cordon est difficile à mesurer. Le constituant présentant une finesse plus grande que l'empreinte du microduromètre. La mesure de cette dureté nécessite l'utilisation d'un nanoduromètre.

IV.7.1 Essai de dureté Vickers :

Le pénétrateur est une pyramide droite à base carrée et d'angle au sommet de 136° . Sous une charge F , la pyramide est imprimée dans l'échantillon (Figure IV.8). On mesure les diagonales " d " de l'empreinte et on calcule la valeur de la dureté Vickers à partir de la formule:

$$H_v = 0.1892 \frac{F}{d^2}$$

Où F est le niveau de la charge appliquée ; d est le diamètre de l'empreinte et d_m est la moyenne des deux diagonales de l'empreinte ;

$$d_m = \frac{d_1 + d_2}{2}$$

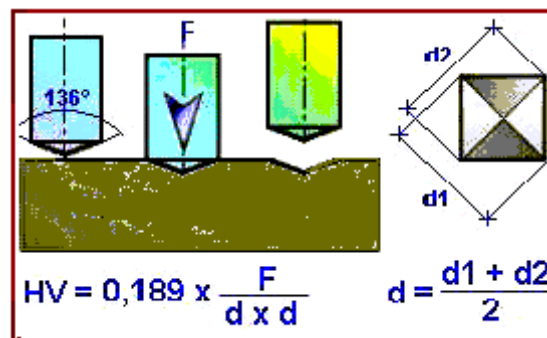


Figure IV.8. Principe de l'essai de dureté Vickers.

La charge qui a été appliquée dans notre cas était de 10 Kgf. Une valeur moyenne a été calculée.

Nous avons effectué un balayage de le long de l'échantillon, en prenant pour chaque position X_i trois (03) valeurs sur une même vertical Y_i , comme montré sur la figure ci-après.

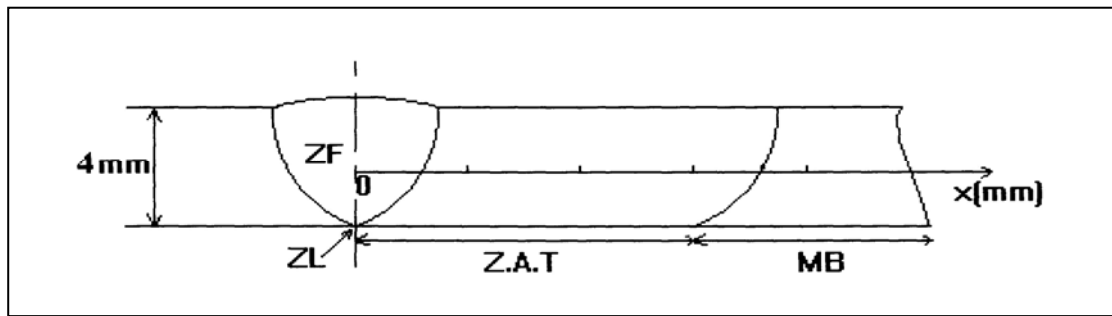


Figure IV.9. Mode de balayage pour la mesure du profil de dureté Vickers.

IV.7.2. Essais de résilience

L'essai de résilience est réalisé sur une machine de type INSTRON WOLPERT selon la norme ASME B31.3-2002 au laboratoire de l'entreprise GTP de Réghaia. Les éprouvettes de cet essai sont ceux définis par la même norme (Figure IV.4)

IV.7.3. Essai de traction :

Pour déterminer les caractéristiques mécaniques de traction (résistance à la rupture R_m , la limite élastique conventionnelle $Re_{0.02}$ et l'allongement à la rupture A %) de l'acier et de la soudure, nous avons utilisé une machine de type Zeiss au laboratoire de l'entreprise G.T. P. de Réghaia.

IV.4.3 Analyse d'image

L'analyse d'image consiste à extraire quantitativement et automatiquement une partie de l'information que contient une image. Cette technique a été utilisée pour déterminer la teneur en ferrite de nos échantillons avant et après cyclage thermique. En effet, la détermination de cette teneur revient à déterminer la proportion surfacique de la ferrite sur la section de l'échantillon, car cette proportion est une estimation directe de la fraction volumique. Les différentes étapes de l'analyse d'image sont :

Acquisition des images : dans notre cas, les images des micrographies ont été prises par la caméra du microscope optique. Cette étape consiste à faire apparaître la phase que l'on étudie. Ceci exige une excellente qualité de l'image pour procéder à une extraction correcte des objets. Les phases ferritique et austénitique sont révélées par une attaque chimique.

Binarisation de l'image : cette étape consiste à transformer l'image point par point. Ceci est réalisé en quadrillant l'image et en affectant à chaque zone surfacique des coordonnées discrètes et une valeur 1 (blanc) ou 0 (noir) suivant que sa valeur énergétique appartient ou non à un créneau fixé.

Prétraitement de l'image : cette étape est nécessaire, car l'image numérisée peut présenter des distorsions (déformations ou des perturbations) provoquées par divers facteurs qui sont principalement l'outil d'acquisition. Son but est de renforcer la ressemblance entre pixels appartenant à une même région, ou en accentuant la dissemblance entre pixels appartenant à des régions différentes. Cette étape se fait par un ensemble d'opération tels que : les transformations ponctuelles, filtrage,...etc.

Seuillage : lorsque les transformations en niveaux de gris ont correctement modifié l'image, les parties "inintéressantes" sont atténuées et les zones "intéressantes" ont toutes la même gamme de gris. Il convient alors d'extraire les "objets" sur lesquels porteront les mesures. Ceci est réalisé par le seuillage qui construit une image binaire dont les points ne peuvent prendre que deux valeurs (généralement 1 et 0) selon que leur valeur dans l'image en niveaux de gris est incluse ou non dans une gamme de gris. La qualité du seuillage dépend du choix de cette gamme, définie par la valeur du seuil inférieur et supérieur.

Segmentation : elle consiste à cerner les formes des objets, qui constituent cette image, le partitionnement en objets disjoints et leur union couvre toute l'image. Son but est d'extraire les entités d'une image, afin d'y appliquer un traitement spécifique pour une éventuelle interprétation de l'image.

Mesure : elle consiste à repérer les bons points selon certains critères (valeur, position), puis les dénombrer ou combiner leurs caractéristiques. Pour la mesure de la surface, on utilise la mesure sur l'image globale, qui donne une valeur sommée de tous les objets dans la fenêtre de mesure, sans regarder qu'ils se touchent ou non. La surface sera alors mesurée par le nombre total de pixels détectés.

Pour la mesure du taux de ferrite. Nous avons utilisé un logiciel d'analyse d'image (Atlas) disponible au niveau du Laboratoire de Métallurgie et de Mécanique du Centre de Soudage Chéraga (CSC). La teneur de ferrite a été mesurée dans les trois zones des éprouvettes de résilience : le métal de base, la zone affectée thermiquement et la zone fondue. Pour chaque zone nous avons pris la moyenne de 5 mesures.

IV.4.4 Essais mécaniques

Les essais de microdureté ont été réalisés dans le Laboratoire de Métallurgie et de Mécanique du Centre de Soudage Chéraga (CSC) et les essais de résilience et de traction ont été réalisés dans le Laboratoire de Contrôle de l'Entreprise Nationale des Grands Travaux Pétroliers (ENGTP).

IV.4.4.2 Essai de résilience

L'essai de résilience a pour but de caractériser la propriété de résistance au choc d'un matériau. Il consiste à rompre d'un seul coup de mouton pendule (Charpy), une éprouvette entaillée en son milieu et reposant sur deux appuis. On détermine l'énergie absorbée dont on déduit la résilience. La résilience est l'énergie de rupture ramenée ou non à la section sous entaille de l'éprouvette et qui s'exprime en joules/cm². C'est une mesure de la ténacité, qui est la capacité globale d'un matériau à absorber de l'énergie.

L'essai de résilience est réalisé sur une machine de type INSTRON WOLPERT selon la norme ASME B31.3-2002. Les éprouvettes de cet essai sont ceux définis par la même norme. Ce sont des éprouvettes prélevées transversalement au joint soudé et à entaille en V réalisée dans la zone fondue (figure IV.16).

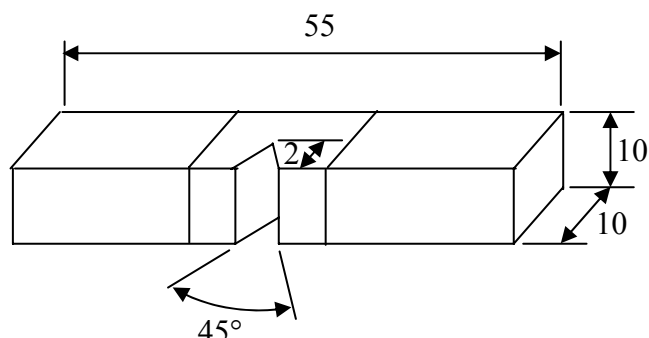


Figure IV.16. Epreuve de résilience.

Cependant pour les assemblages tubulaires d'épaisseur inférieure à 10 mm, il est admis de relever des éprouvettes dites « à section réduite », de 10x8 mm² schématisée sur la figure IV.17.

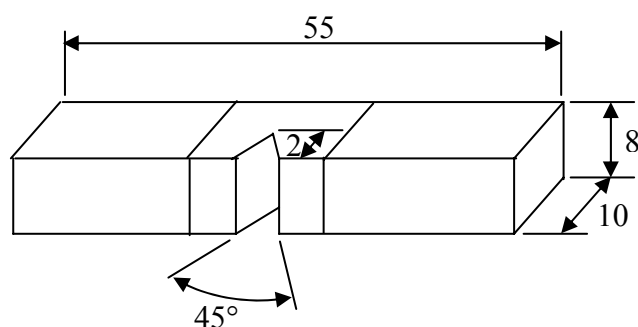


Figure IV.17. Epreuve de résilience à section réduite.

IV.4.4.3 Essai de traction

L'essai consiste à soumettre une éprouvette à un effort de traction généralement jusqu'à rupture en vue de déterminer les caractéristiques mécaniques du matériau. Cet essai est réalisé sur une machine spéciale, qui permet d'enregistrer les variations de la longueur de l'éprouvette en fonction de l'effort qui lui appliqué.

Dans notre cas, l'essai de traction est réalisé sur des éprouvettes prélevées transversalement au joint soudé. Les conditions de l'essai sont ceux définis par la norme ASME QW 461-2001. La machine utilisée est de marque INSTRON WOLPERT, avec une puissance maximale de 1000 kN, pilotée en déplacement vérin et pilotée par ordinateur. La forme et les dimensions des éprouvettes selon la norme de l'essai sont présentées dans la figure IV.18.

Les caractéristiques obtenues de l'essai de traction sont :

- La limite élastique en MPa.
- La résistance à la rupture en MPa.
- L'allongement à la rupture A en pourcent de déformation.

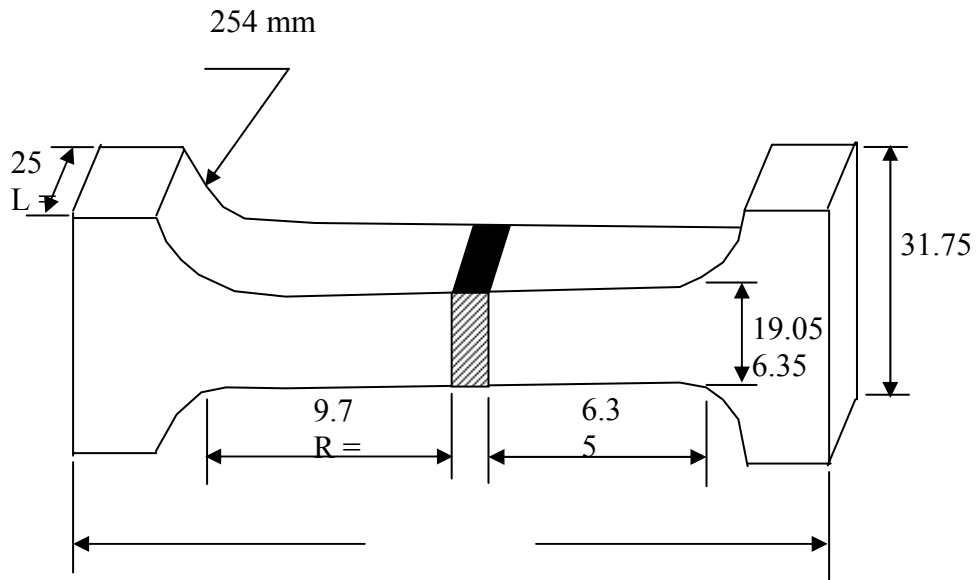


Figure IV.18. Forme et dimensions d'une éprouvette de traction.

Chapitre V : Résultats expérimentaux

Chapitre V

Résultats expérimentaux

L'étude du comportement de la soudure en acier inoxydable austénitique de type 304 en conditions de fatigue thermique, a été réalisée par rapport à un état de référence défini par sa structure ses caractéristiques mécaniques et sa qualité de mise en œuvre (absence de fissures et de défauts de soudage). Dans ce travail, nous nous sommes intéressés aux effets des cyclages thermiques sur les transformations de la microstructure (austénite et ferrite), sur les changements des propriétés mécaniques (dureté et résilience) et sur la formation et la croissance de la fissuration.

V.1. Etat de référence

Après le soudage, les éprouvettes ont subi le traitement thermique d'hypertrempe suivant :

- chauffage à la température de 1060 °C pendant 30 mn.
- refroidissement rapide à l'air libre.

Le but de ce traitement thermique est d'éviter la précipitation des carbures de chrome de type $Cr_{23}C_6$ et d'obtenir une structure austénitique monophasée. La précipitation des carbures a un effet néfaste sur la tenue mécanique de la soudure au cours du cyclage thermique.

V.1.1. Contrôle de la soudure

Nous avons soumis la soudure à un contrôle radiographique, par gammagraphie, au laboratoire de l'entreprise G.T.P. pour vérifier l'existence de défauts de soudures tels que les fissures, les porosités et les inclusions. Les résultats montrent que la soudure est saine et exempte de défauts.

V.1.2. Structure de la soudure

La soudure présente trois zones : la zone fondue, la zone intermédiaire (zone thermiquement activée) et, enfin, le métal de base.

V.1.2.1. Structure de la zone fondue

Dans cette zone, la structure est biphasée composée d'austénite et de ferrite. Elle est du type aciculaire et elle garde les traces de la solidification rapide : La ferrite a une morphologie typique de Widmanstätten. Elle se présente sous

forme de fines dendrites orientées perpendiculairement à la frontière zone fondue-zone affectée thermiquement. L'austénite occupe les espaces interdendritiques (figure V.1). On constate une orientation de la ferrite ce qui traduit une tendance à la croissance épitaxiale entre l'austénite et la ferrite.

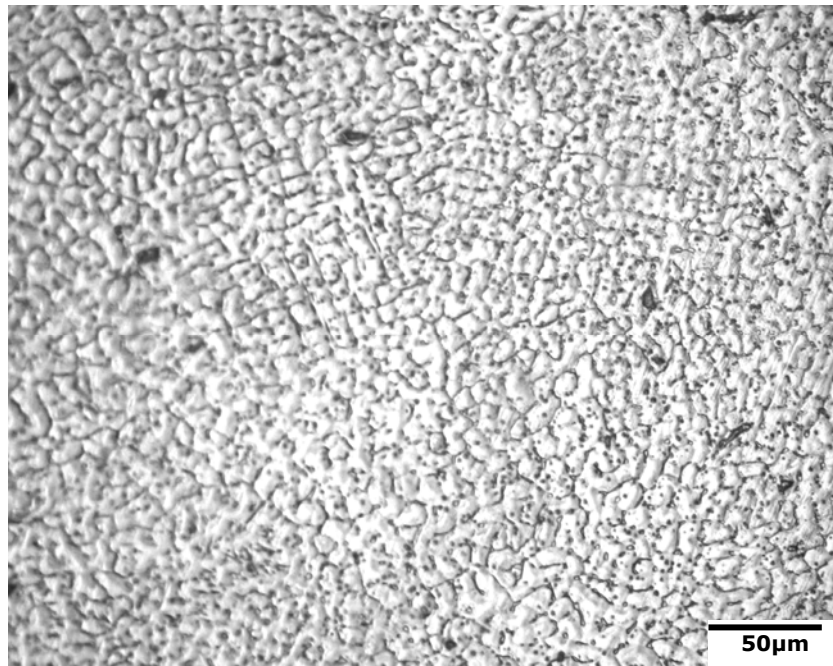


Figure V.1 –Structure du cordon de soudure (G=200).

V.1.2.2. Structure de la ZAT

La zone affectée thermiquement (ZAT) à une structure granulaire isotrope. La taille des grains de l'austénite est variable : nous constatons la présence de grains de grande taille à côté de grains plus fins. Ce qui traduit la surchauffe importante subite par cette partie au cours de l'opération de soudage car la température atteint et peut dépasser 1000 °C (figure V.2). L'analyse par diffraction X montre que les conditions de chauffage et de refroidissement de cette zone n'ont pas provoqué de précipitation de carbures de chrome.

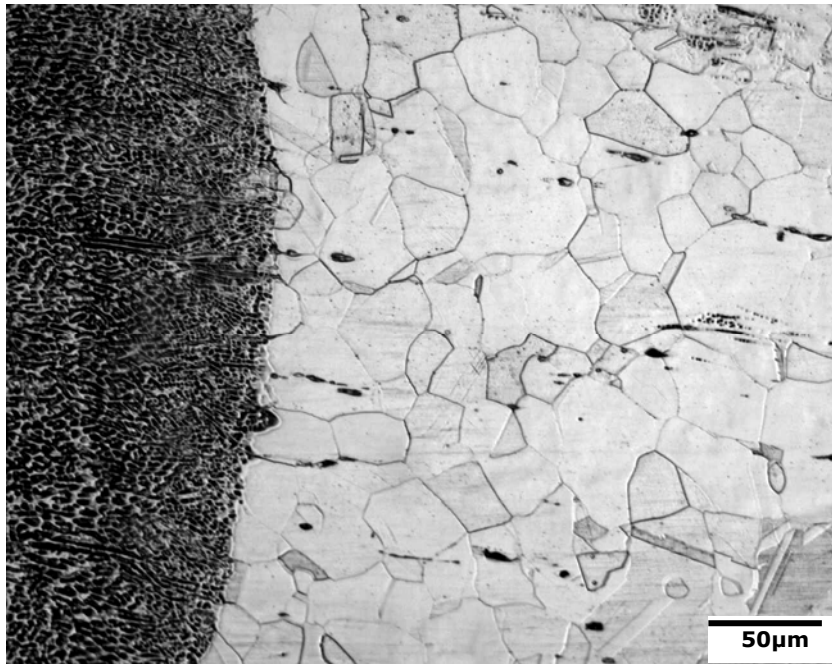


Figure V.2 –Structure de la zone affectée thermiquement (G=200).

V.1.2.3. Structure du métal de base

L'acier possède une structure austénitique granulaire isotrope la taille des grains ne présente pas beaucoup de dispersion, comparée à celle de la ZAT. Nous constatons la présence de macles thermiques typiques des structures cubiques à faces centrées (figure V.3).

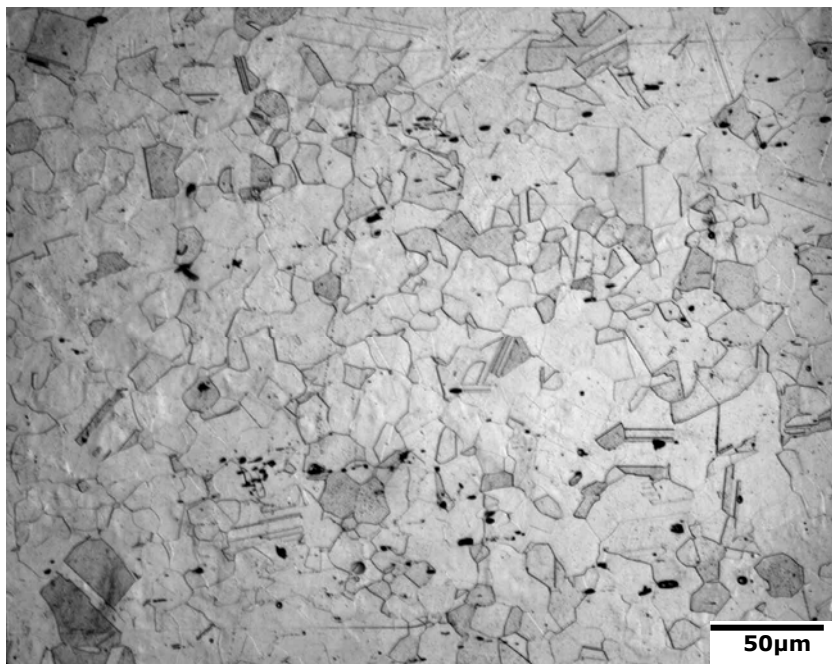


Figure V.3 –Structure du métal de base (G=200).

V.1.3. Taux de ferrite

Le taux de ferrite moyen dans le cordon de soudure, déterminé par méthode d'analyse quantitative, dans les trois zones de la soudure est présenté dans le tableau V. Le taux de 16.8 % dans le cordon de soudure est acceptable, pour l'acier étudié, permet d'éviter la fissuration au cours de la solidification.

L'analyse radiographique et microscopique de la soudure ont confirmé l'absence des fissures. La variation du taux de ferrite dans les trois zone est continue ce qui explique la valeur moyenne de 6.4 dans la ZAT.

Tableau V.1: Répartition du taux de ferrite dans la soudure.

Zone	Zone fondue	ZAT	Métal de base
δ (%)	16.8	6.4	3.5

V.1.4. Caractéristiques mécaniques de la soudure

Les caractéristiques mécaniques de traction et de résilience de la soudure sont présentées dans le tableau V.1. Les valeurs de la dureté moyenne HV₅₀ dans les trois zones de la soudure sont présentés dans le tableau V.

Tableau V.2 : Caractéristiques mécaniques de la soudure.

Caractéristiques	Re _{0.02} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	Kcv (daJ/cm ²)
	217	612	32.5	17.4

Tableau V.3 : Répartition de la dureté dans la soudure.

Zone	Zone fondue	ZAT	Métal de base
Dureté HV ₅₀	172	163	141

V.2. Evolution structurale de la soudure

La structure micrographique ne subit pas de modification dans les trois zones car les deux phases sont stables dans l'intervalle de température 20-500 °C et les carbures apparaissent pour des températures plus élevées et pour de longues durées de maintien.

V.2.1. Evolution de la structure de la zone fondue

Dans la zone fondue, la structure fine aciculaire de type widmanstatten subit au cours du temps (donc du nombre de cycles) des changements d'ordre morphologiques (figure V.4). La rapidité du refroidissement lui confère un aspect dendritique avec une croissance par épitaxie.

La densité des dendrites de ferrite diminue, au cours du cyclage thermique, donc le taux de ferrite diminue au cours du temps. Et pendant le maintien à la température maximale (500 °C). Dans le cas des essais dans l'intervalle 320-98 °C La structure de la zone fondue n'est pas affectée.

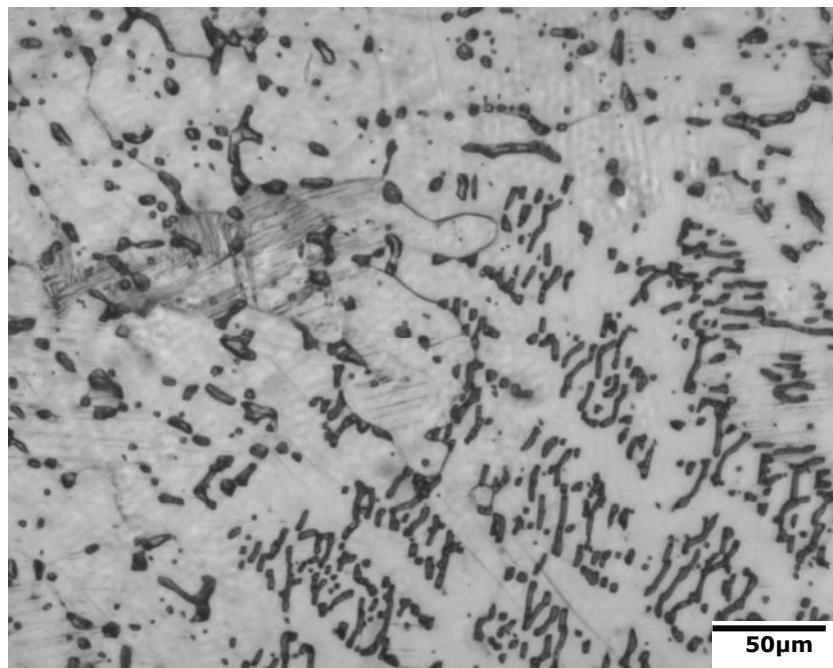


Figure V.4 –Structure de la zone fondue après 800 cycles (G=200) Essai à 500-120 °C.

V.2.3. Evolution de la structure de la ZAT

La zone affectée thermiquement subit un grossissement du grain austénitique lors des maintiens à 500 °C au cours du cyclage entre 500 et 120 °C. La taille moyenne du grain évolue en fonction du nombre de cycle et elle est présentée dans le tableau V.4 suivant et dans la figure V.9.

Tableau V.4 : Effets du cyclage thermique sur la taille du grain austénitique.

Nombre de cycle	200	400	600	800	1000
Taille (µm) (ZAT)	127.54	133.65	139.44	143.52	148.20
Taille (µm) (Acier)	121.30	126.25	129.62	134.26	139.44

Le grossissement du grain austénitique dépend de la température de maintien, de la durée de maintien à cette température. La cinétique du grossissement est accélérée par les contraintes thermiques développées au cours du cyclage.

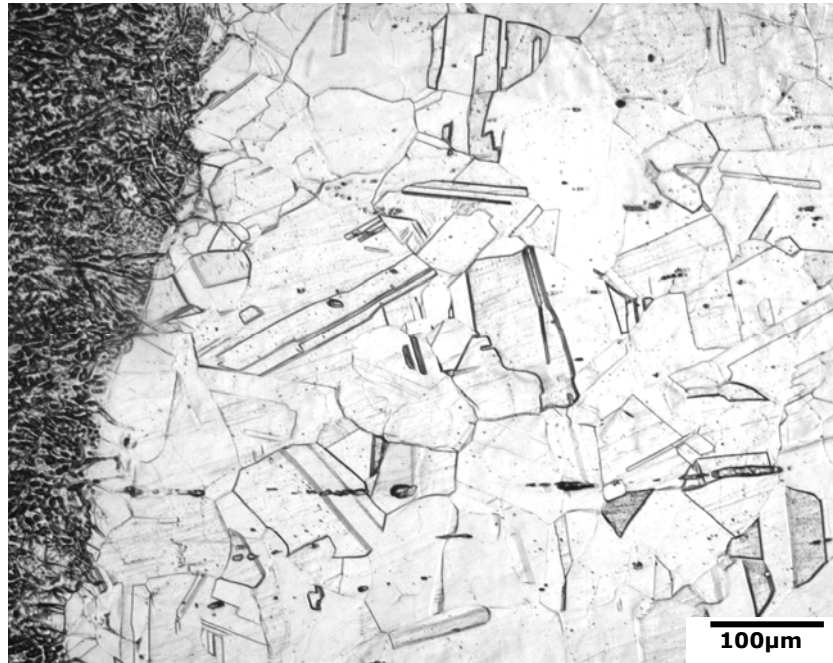


Figure V.5 –Structure de la ZAT après 400 cycles (G=100).

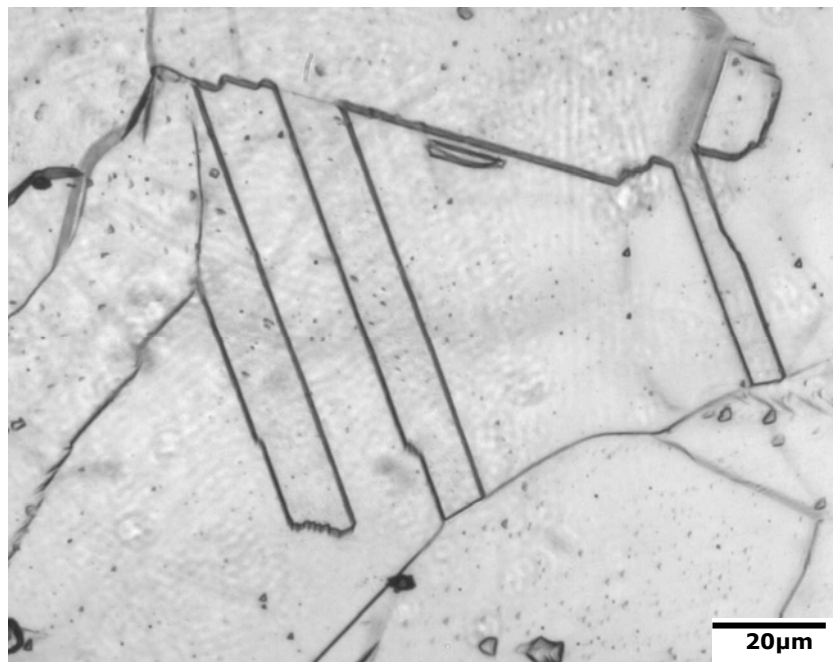


Figure V.6 –Structure de la ZAT après 600 cycles (G=500).

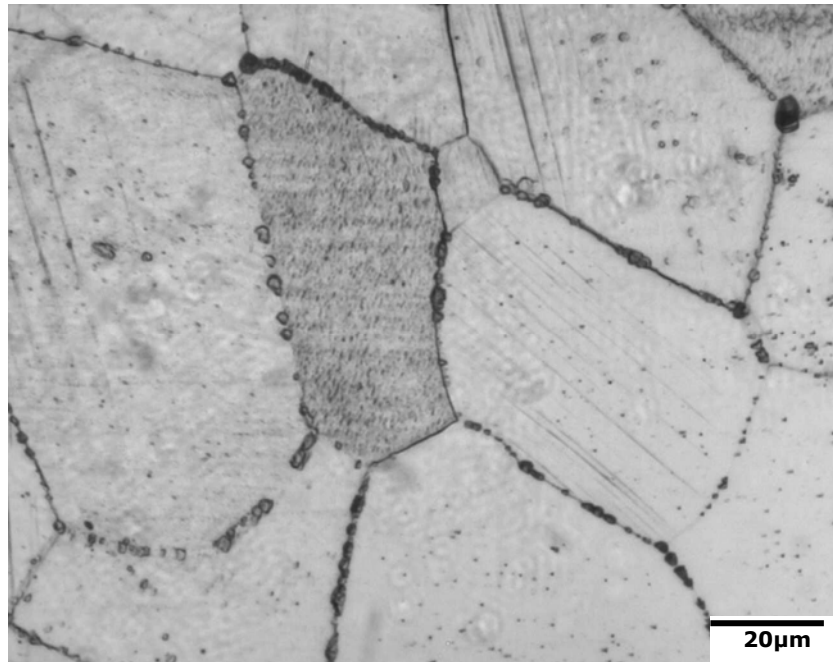


Figure V.7 –Structure de la ZAT après 800 cycles (G=500).

V.2.4. Evolution de la structure du métal de base

La structure de l'acier étudié subit lui aussi une modification par un grossissement de la taille et la forme des grains de l'austénite pendant le cyclage thermique 500-120 °C. Les effets du gradient thermique et du maintien à 500 °C sont prévisibles sur la structure de l'acier après une exposition de 600 cycles (figure V.8). Les variations de la taille moyenne du grain sont décrites par la figure V.9.

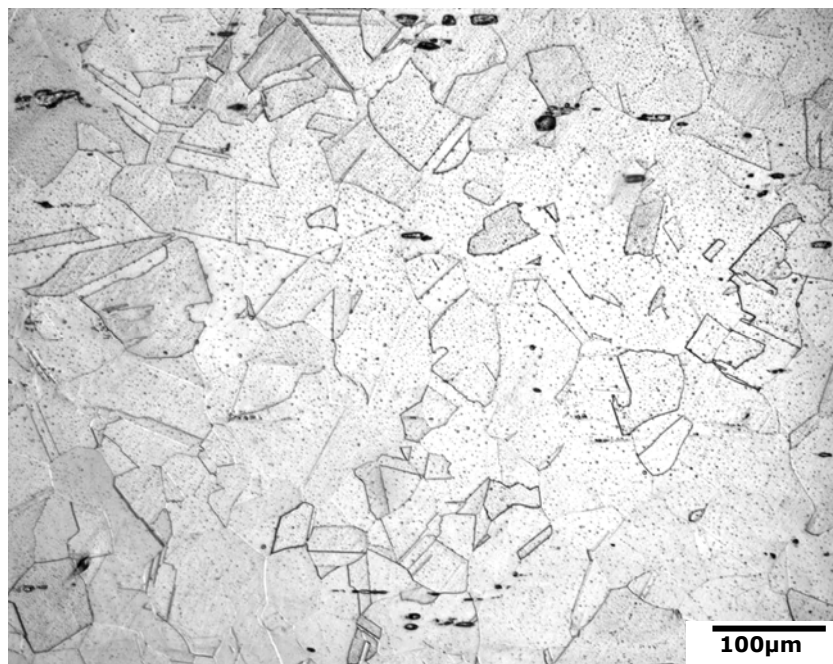


Figure V.8 –Structure de l'acier après 600 cycles sous 500-120 °C (G=100).

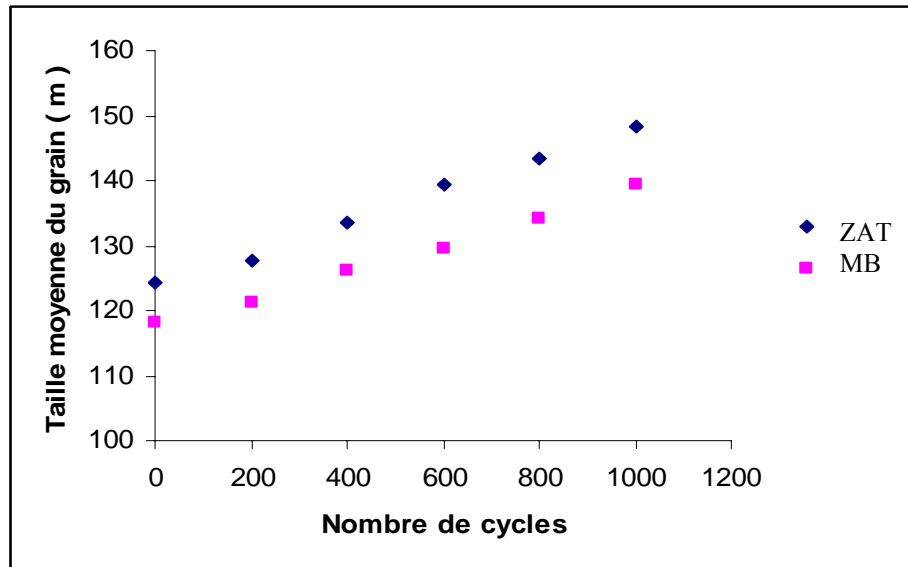


Figure V.9 –Effets du cyclage thermique sur la taille du grain austénitique dans la ZAT et le métal de base.

V.2.1. Evolution du taux de ferrite

Les résultats montrent que le taux de ferrite dans la zone fondue n'est pas affecté au cours du cyclage thermique lorsque les conditions du cyclage sont peu sévères : température maximale et gradient thermique bas. Lorsque ces deux facteurs sont élevés ($\theta_{max}=500\text{ °C}$, $\Delta\theta =380\text{ °C}$), les effets sur le taux de ferrite sont importants : la diminution est sensible elle décroît plus rapidement après 600 cycles. La chute du taux de ferrite atteint 26% après 1000 cycles (figure V.10).

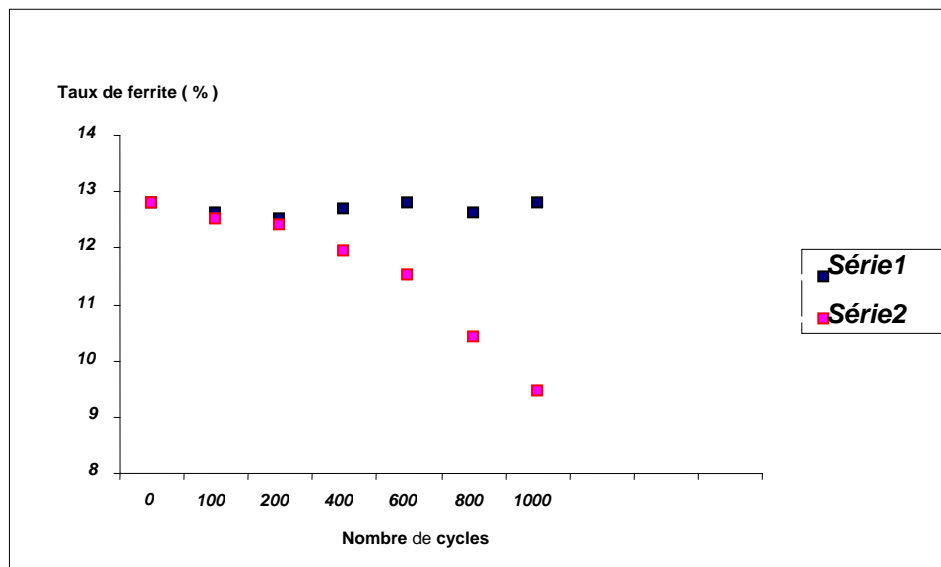


Figure V.10 –Effets du cyclage thermique sur le taux de ferrite.

V.2.5. Evolution de la dureté des phases

L'austénite subit, au cours du cyclage thermique, un durcissement continu. Les variations de la dureté sont régulières dans les deux essais. Le durcissement augmente avec la sévérité du cyclage (figure V.11). Nous n'avons pas pu étudier le durcissement de la ferrite car sa finesse ne permet pas de mesurer la dureté. Comme, le durcissement est provoqué par les contraintes d'origine thermique, la dureté de la ferrite doit suivre la même allure que celui de l'austénite.

Si nous devons tenir compte de la précipitation de la phase alpha prime qui est plus dure que la ferrite, le niveau de durcissement de la ferrite est supérieur à celui de l'austénite.

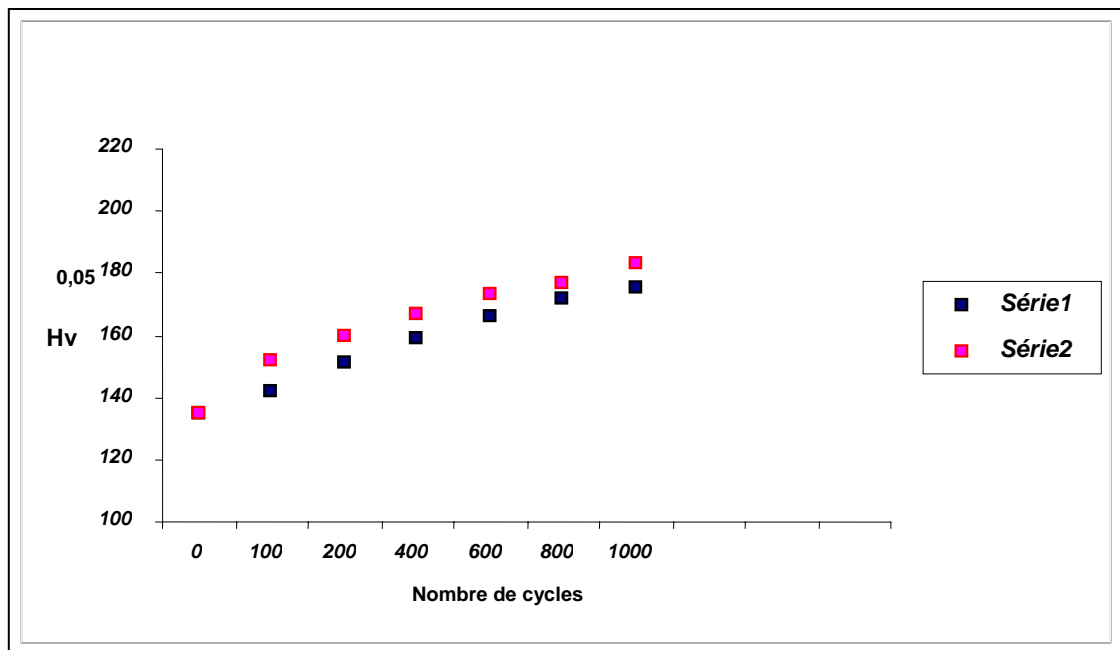


Figure V.11 –Durcissement de l'austénite aux cours du cyclage thermique.

V.3. Evolution mécanique de la soudure

V.3.1. Dureté

V.3.1.1. Dureté de l'acier

L'acier inoxydable 304 subit un durcissement pendant les 600 premiers cycles puis une chute de la dureté pendant les 400 cycles suivants. Le niveau de dureté, pour le même nombre de cycles est d'autant plus élevé que le gradient thermique est important (figure V.12).

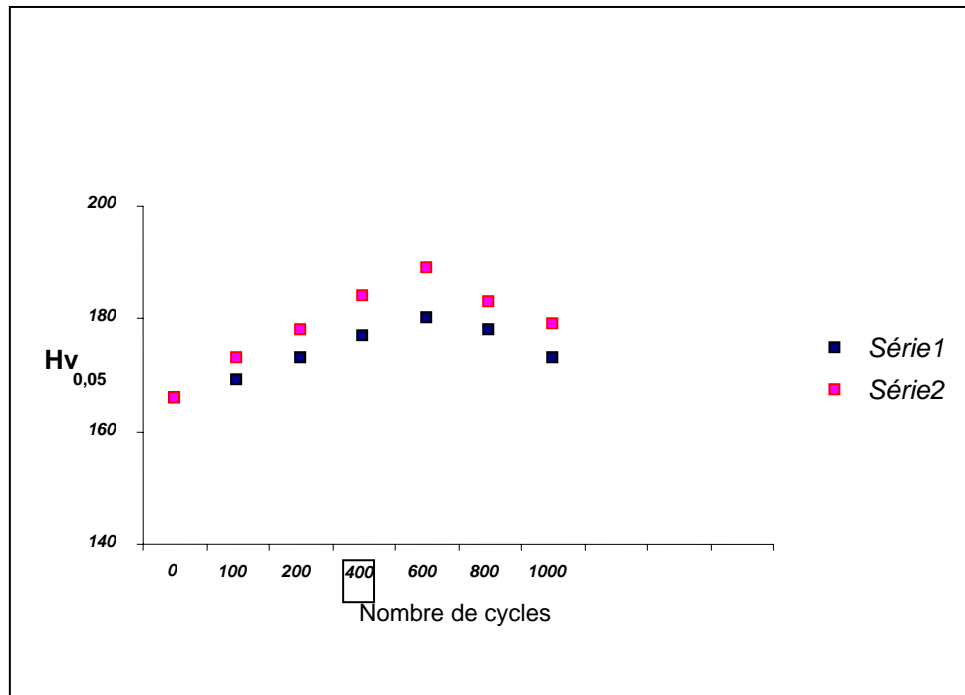


Figure V.12 –Effets du cyclage thermique sur la dureté de l'acier 304.

V.3.1.2. Dureté de la zone fondue

La dureté dans le cordon de soudure évolue de la même manière que dans le métal de base : un durcissement pendant les 600 premiers cycles suivi d'un adoucissement (figure V.13). Le niveau de dureté dans la zone fondue est plus élevé que dans la ZAT et dans le métal de base.

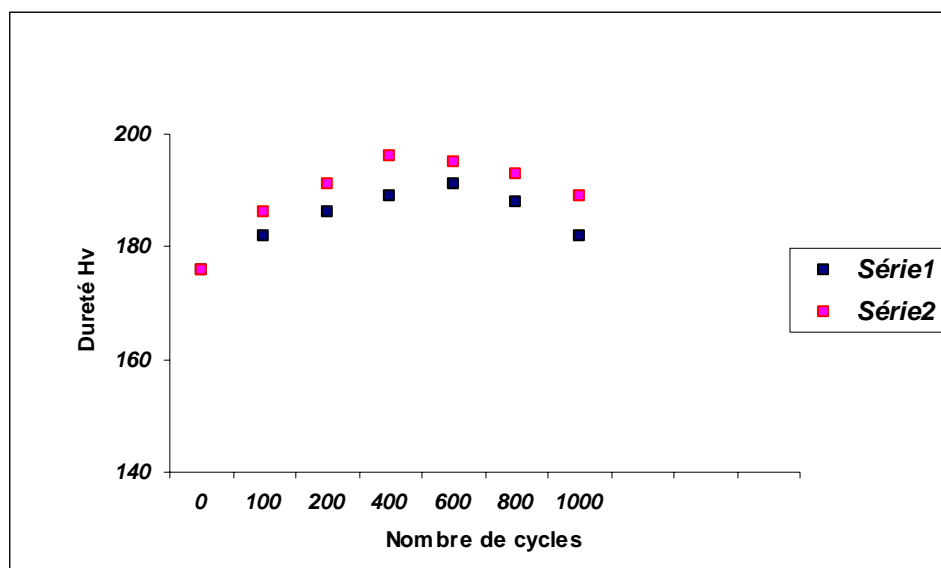


Figure V.13 –Effets du cyclage thermique sur la dureté du cordon.

V.3.2. Résilience

La soudure subit une diminution importante de la ténacité, évaluée par les mesures de la résilience, Les résultats montrent que plus les conditions du cyclage sont sévères, plus la chute de la résilience est importante et donc la fragilité est élevée (figure V.14). On peut constater que la soudure a une assez bonne résistance à la fragilité pendant les 600 premiers cycles. L'endommagement devient important après 600 cycles.

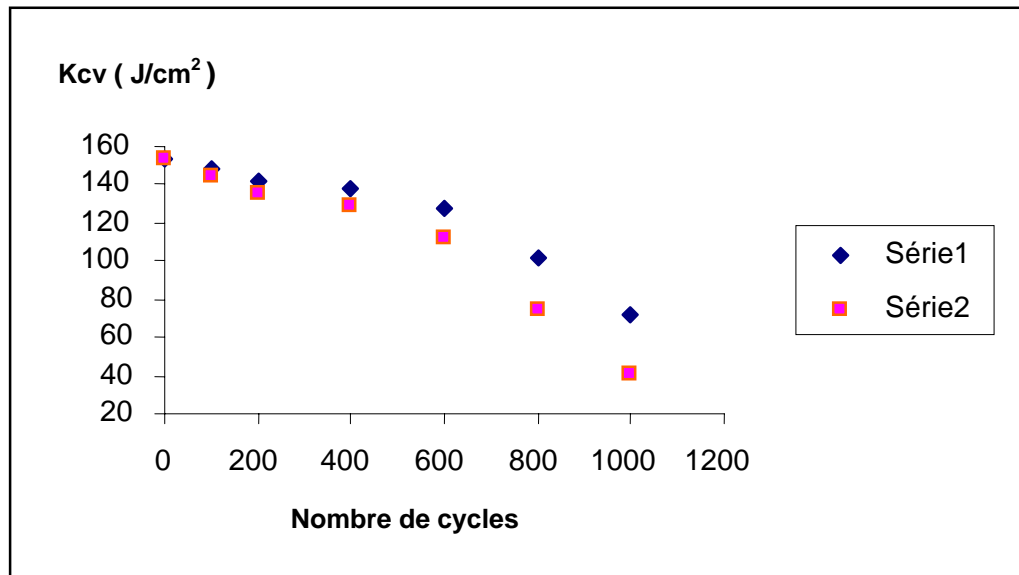


Figure V.14 –Effets du cyclage thermique sur la résilience de la soudure.

V.4. Fissuration de la soudure

L'observation de la structure dans les éprouvettes après les essais montre une fissuration importante dans les trois zones. La fissuration est de type inter granulaire dans la zone affectée et dans le métal de base et suit le chemin interdendritique dans la zone fondue. Les fissures sont remplies d'oxydes et de produits de corrosion. La taille des fissures augmente avec le nombre de cycles. (figures V.15-V.21).

La comparaison de l'état des différentes zones montre que c'est la zone fondue qui est la plus affectée. Après 1000 cycles, les fissures ont atteint une taille importante et on peut constater que la soudure a subi un dommage critique. L'endommagement est plus important dans le cas de l'essai 500-120 °C.

Nous pouvons constater, dans la zone fondue, les chemins de la fissuration dans les interfaces ferrite/austénite. Ces interfaces sont le siège de contractions mécaniques entre deux phases ayant des coefficients de dilatation et des propriétés mécaniques différents.

Lorsque la ferrite constitue un réseau interdendritique continu, elle favorise la propagation de la fissuration (figure V.16)

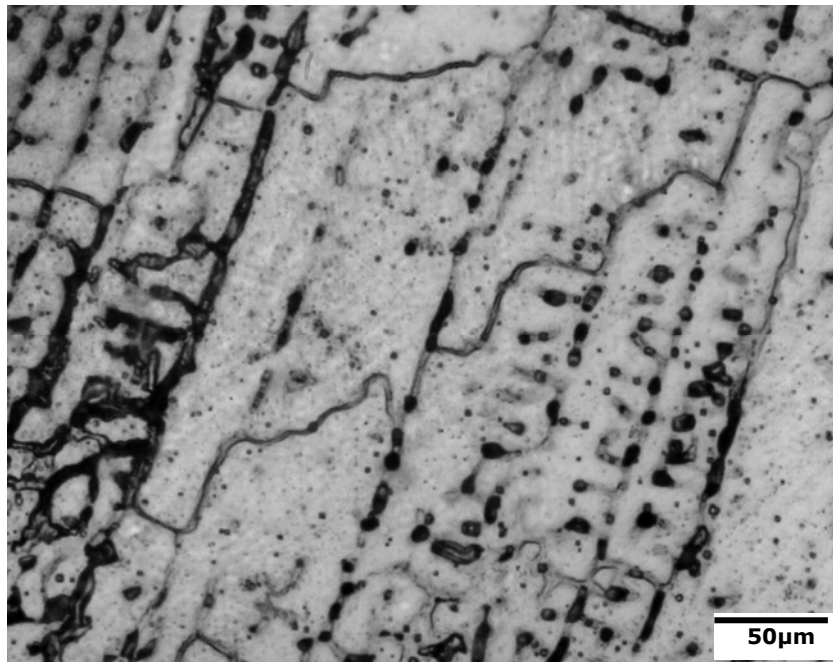


Figure V.15 -La ZAT après 600 cycles (G=200) Essai 360-98°C.

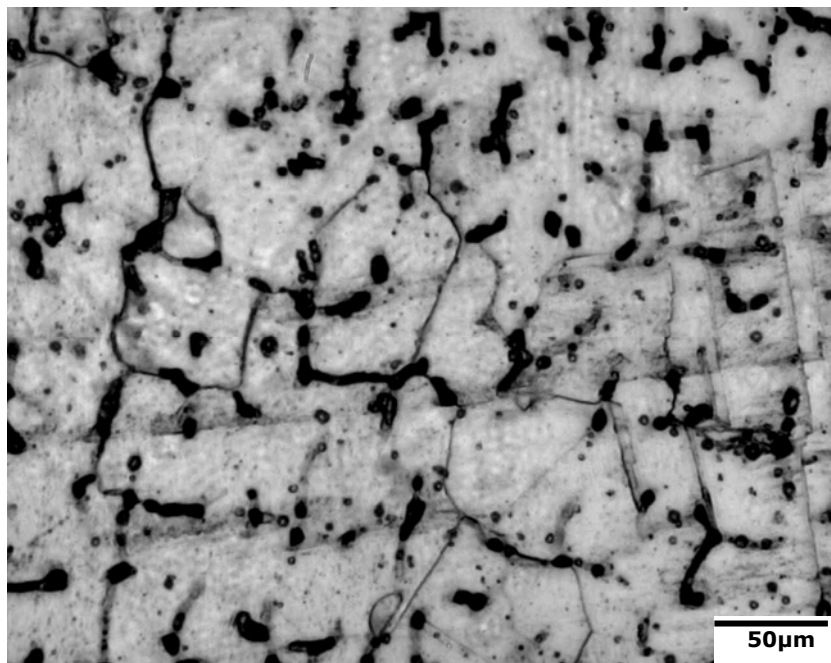


Figure V.16 -La ZAT après 800 cycles (G=200) Essai 360-98°C.

Quand la soudure est exposée aux variations de la température pendant une longue durée (plus de 500 cycles), les fissures sont profondes elles atteignent des longueurs importantes et sont remplies d'oxydes et de produits de corrosion (figure V.17).

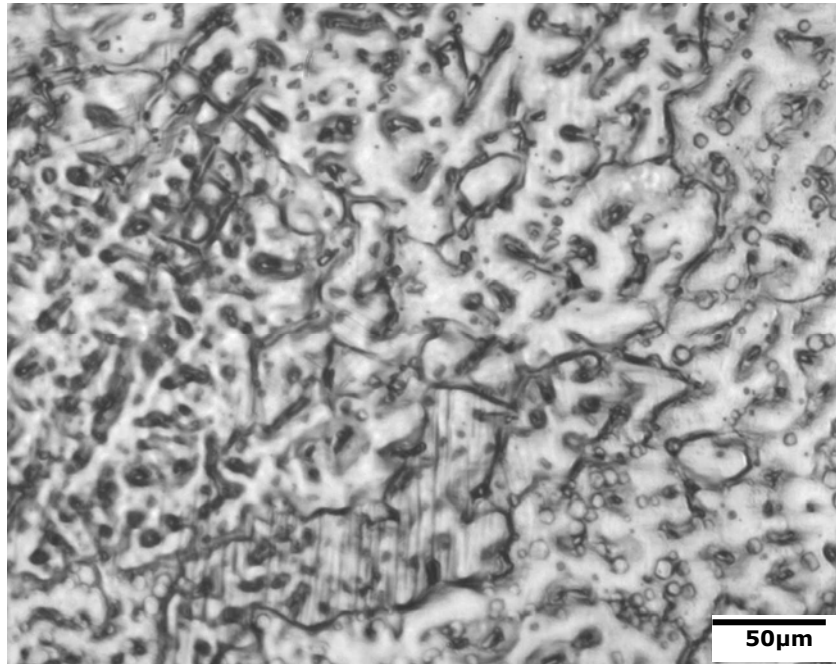


Figure V.17 –Structure de la zone fondue après 800 cycles (G=200)
Essai 500-120°C.

Après 1000 cycles d'exposition sous un cyclage thermique entre 500-120 °C, la soudure est complètement détruite. Elle atteint le stade de la rupture. La fissuration se développe en longueur et en profondeur (figures V.18, V.19).

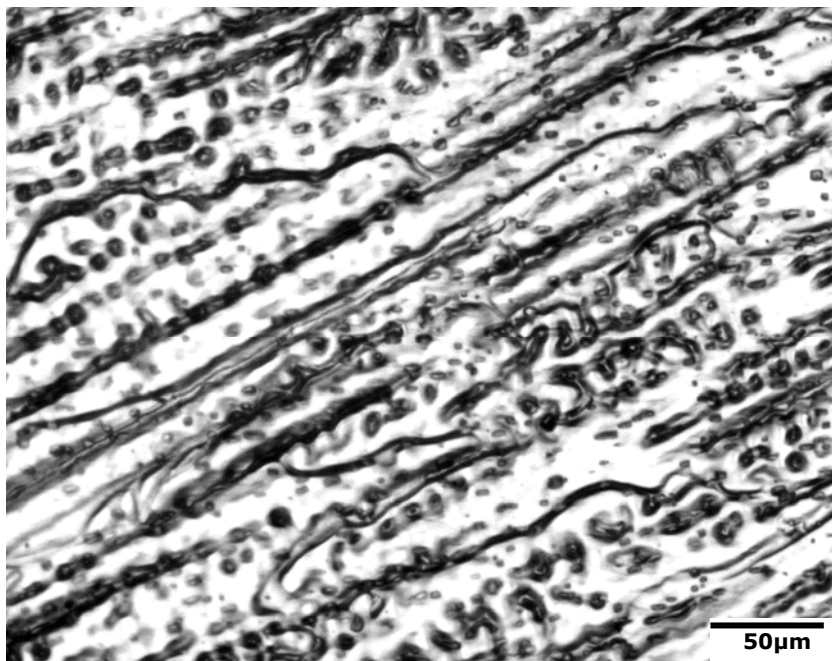


Figure V.18 –Structure de la zone fondue après 1000 cycles (G=200)
Essai 500-120°C.

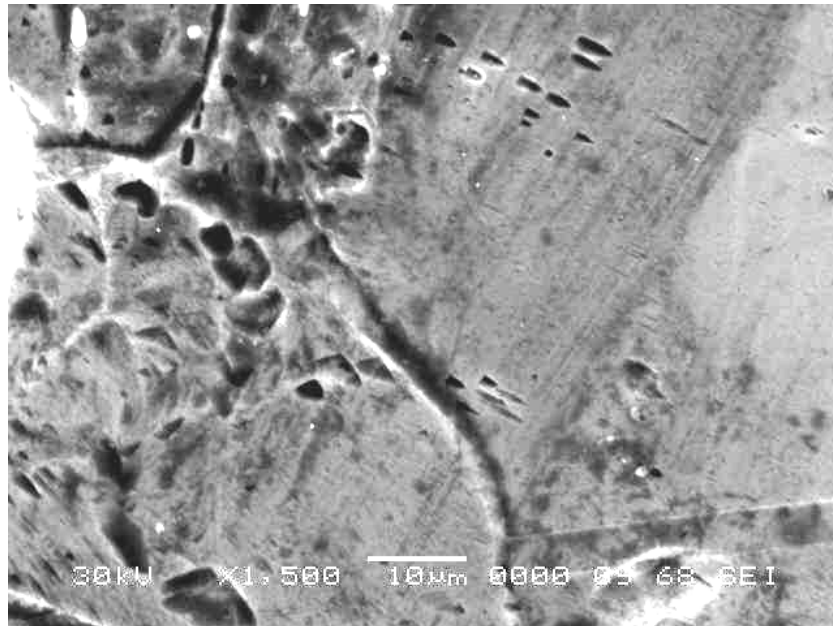


Figure V.19 – Micrographie MEB, Structure de la zone fondue après 1000 cycles (G=1500)
Essai 500-120°C.

Dans la zone affectée thermiquement, la fissuration est intergranulaire. Au cours du cyclage, les fissures se propagent en longueur selon le chemin des joints austénite / austénite et austénite/ferrite. Elles évoluent également en profondeur et avec l'action de la corrosion et de l'oxydation elles favorisent la formation des puits et des cavités (figure V.20).



Figure V.20 – Micrographie MEB, Forme de la ZAT après 400 cycles (G=1000)
Essai 360-98°C.

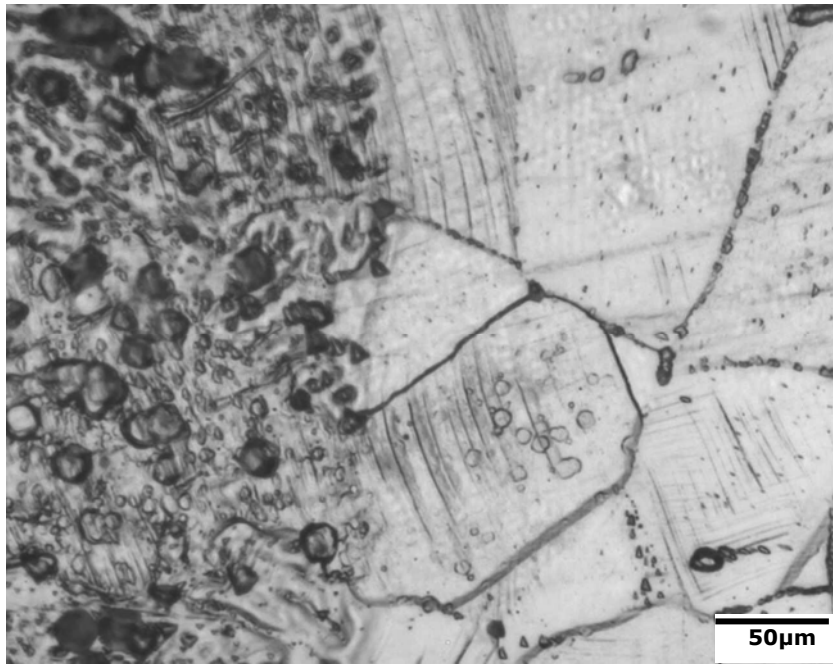


Figure V.21 –Forme de la ZAT et de la ZF après 400 cycles (G=200)
Essai 360-98°C.

V.5. Interprétation des résultats

Les travaux réalisés dans cette études ont permis de mettre en évidence les effets d'un cyclage thermique sur une structure soudée en acier inoxydable austénitique de nuance x6CrNi18-09 type 304. Les expériences de fatigue thermique, nous avons choisi les paramètres suivants :

- Première série d'essai :
Température maximale : 360 °C avec une durée de maintien 240 s
Température minimale : 98 °C avec une durée de maintien 3s
- Deuxième série d'essais :
Température maximale : 500 °C avec une durée de maintien 240 s
Température minimale : 120 °C avec une durée de maintien 3 s

Les paramètres d'études sont donc :

- 1- la température maximale
- 2- le gradient thermique

On peut ajouter comme troisième paramètre la structure micrographique particulière de la soudure. Cette structure se distingue par l'hétérogénéité en taux de ferrite et l'hétérogénéité du point de vue de la morphologie des deux phases.

Le cyclage thermique appliqué exerce sur la soudure deux actions :

- **le différentiel thermique $\Delta\theta$** : qui est à l'origine de la formation des contraintes thermiques résiduelles. Ces contraintes ont des effets directs

sur les transformations de la structure, sur les propriétés mécaniques et sur la formation et la propagation de la fissuration.

- La température maximale θ_{max} qui est responsable des transformations structurales, du grossissement des grains, et des mouvements des dislocations

V.5.1. Effets du cyclage thermique sur la structure :

La soudure en acier inoxydable austénitique est constituée de deux phases : austénite et ferrite. Cette structure n'est pas homogène dans toute la soudure mais elle diffère dans les trois zones constitutives de la soudure.

Zone 1 : zone fondue.

Constituant caractéristique	Austénite	Ferrite
taux	84	16
forme	interdendritiques	Dendrites

Zone 2 : Zone thermiquement affectée (ZAT).

Constituant caractéristique	Austénite	Ferrite
taux	94	06
forme	Granulaire	Granulaire fine dans les joints de l'austénite

Zone3 : Métal de Base

Constituant caractéristique	Austénite	Ferrite
taux	97	03
forme	Granulaire isotrope	Granulaire fine dans les joints de l'austénite

Au cours du cyclage thermique, la ferrite se transforme. Elle subit une fragilisation par la précipitation de la phase δ dans l'intervalle de température 300-500°C. Cette réaction est plus intense à 475 °C et est accélérée par les contraintes thermiques. Ce qui explique l'importance de l'abaissement du taux de ferrite dans le deuxième essai sous l'action conjuguée de la température maximale 500 °C et du gradient thermique élevé $\Delta\theta = 380$ °C. Comme les trois zones subissent le même cycle thermique, l'abaissement du taux de ferrite doit être dans le même ordre.

L'austénite ne subit aucune transformation structurale au dessous de 500. Il faut une température supérieure à 550 °C pour la précipitation des carbures de chrome.

Sur le plan morphologique, la forme des constituant est modifiée sous les effets de la température maximale (phénomènes thermiquement activés) et des contraintes thermiques.

Pour la ferrite : les dendrites qui ont une forme aciculaire dendritique et une croissance épitaxiale avec l'austénite évoluent vers une forme plus isotrope et leur densité décroît.

Pour l'austénite : les maintiens à 500 °C provoquent un grossissement du grain. La migration des joints est accélérée par les contraintes thermiques.

V.5.2. Effets du cyclage thermique sur les propriétés mécaniques

La soudure subit le cyclage thermique de la manière suivante :

- l'action de la température maximale :
 - 1- par réarrangement de la configuration des dislocations (annihilation et montée) la dureté décroît, la ductilité et la résilience augmentent ;
 - 2- par la transformation de la ferrite (fragilisation) qui conduit à un durcissement ;
 - 3- par le changement morphologique de la ferrite et l'austénite qui provoque un adoucissement.
- l'action du gradient thermique :
 - 1- formation des contraintes résiduelles qui agissent sur le processus des dislocations et la déformation ;
 - 2- actions des contraintes sur les processus de la transformation de la ferrite (accélèrent et augmentent le durcissement) ;
 - 3- action sur le grossissement du grain austénitique ce qui conduit à un adoucissement.

On peut faire le bilan des actions des deux paramètres sur les propriétés mécaniques de la soudure la manière suivante :

1-durcissement :

- la transformation de la ferrite (action de la température maximale et des contraintes thermiques) ;
- concentration des contraintes résiduelles.

2- adoucissement :

- changements morphologiques des phases (action de la température maximale et des contraintes) ;
- modification de la configuration des dislocations (action de la température maximale et des contraintes).

Dans le cas du premier essai de fatigue thermique :

La température maximale 360 °C et le gradient thermique 262 °C sont faibles pour provoquer des changements notables dans les propriétés mécaniques de la soudure.

V.5.3. Effets du cyclage thermique sur la fissuration de la soudure

La fissuration dans la soudure est provoquée par les cycles contraction-expansion qui se produisent au cours du cyclage thermique. En effet, les variations cycliques de la température engendrent la formation de contraintes résiduelles cycliques :

- contraintes de compression au chauffage
- contraintes de traction au refroidissement

Le niveau des contraintes dépend du gradient thermique et des propriétés physiques de l'acier. Ces contraintes sont responsables des déformations locales dans les interfaces austénite/ferrite et austénite/austénite. Ce sont ces déformations sous formes d'intrusions-extrusions qui donnent naissance à la fissuration.

Donc plus les gradients thermiques sont élevés plus le niveau des contraintes élevé et plus la fissuration est importante.

V.6. Conclusion

Cette étude montre qu'une soudure en acier inoxydable austénitique de type 304 soumise à un régime de température variable cycliquement entre 500 et 20 °C a une durée de vie de 600 cycles soit environ 40 heures selon les conditions du laboratoire. Cette durée de vie est plus importante aux températures plus basses que 300 °C car, d'une part, le niveau des contraintes thermiques résiduelles est plus faible et, d'autre part, la fragilisation de la ferrite du cordon est évitée. Ces résultats recommandent d'utiliser les structures soudées à des températures plus basses que 300 °C et d'éviter tout cyclage thermique.

Conclusion générale

Conclusion générale

L'objectif de cette étude est de mettre en évidence le comportement d'une structure soudée en acier inoxydable austénitique de type 304 soumise à un cyclage thermique. Les essais de fatigue thermique ont été réalisés sur un dispositif conçu au laboratoire de Science et Génie des matériaux de l'Ecole National Polytechnique. Les travaux effectués nous ont permis d'obtenir les résultats cités ci-dessous.

La structure de l'acier et de la zone affectée ne subit pas de modification structurale car les températures maximales (500°C) et les durées des essais sont assez faibles pour provoquer la précipitation des carbures de chrome. Par contre, nous avons constaté un faible grossissement du grain austénitique dans ces deux zones. Dans la zone fondue, le cyclage thermique entre 500 et 120 °C provoque une diminution du taux de la ferrite et un changement d'ordre morphologique de la structure initiale.

Sur le plan mécanique, l'acier soudé subit un durcissement pendant les 600 premiers cycles puis une chute de dureté qui traduit une diminution importante de la ténacité. Après 1000 cycles, la résilience atteint un niveau très faible.

Au cours du cyclage thermique, dans la soudure, une fissuration se développe essentiellement dans les joints des grains austénitiques et dans les interfaces austénite / ferrite. La taille des fissures croît avec le nombre de cycle. Après 500 cycles, les fissures sont profondes et ont atteint une longueur relativement importante. Les fissures sont remplies de produits de corrosion et d'oxydes. Les effets dus au cyclage thermique (500-120°C) sont plus importants que ceux provoqués dans le domaine 320-98°C.

Les résultats montrent qu'une soudure en acier inoxydable austénitique de type 304 soumise à un régime de température variable cycliquement entre 500 et 20 °C a une durée de vie de 600 cycles soit environ 40 heures selon les conditions de laboratoire. Cette durée de vie est plus importante aux températures plus basses que 300 °C. Le comportement de la soudure et le résultat de deux facteurs :

- Le niveau des contraintes thermiques résiduelles est plus faibles que le cyclage à 320-98°C.
- La fragilisation de la ferrite du cordon qui se produit à partir de 250°C dont la vitesse maximale est atteinte vers 450°C.

Ces résultats recommandent d'utiliser les structures soudées à des températures plus basses que 300 °C et d'éviter d'utiliser des gradients thermiques élevés.

Ce travail peut être poursuivi afin de se rapprocher des conditions industrielles et pour affiner les résultats pour permettre une meilleure interprétation des phénomènes. Nous recommandons la poursuite des travaux suivants :

- Étudier les effets des conditions du cyclage sur le comportement de la soudure ; influence des températures et des durées de maintien à chaud à 300, 400 et 500 °C.
- Utiliser des moyens de caractérisation structurale tels que la microscopie électronique à transmission et la diffraction X, pour étudier l'évolution des dislocations, de la précipitation des carbures et l'évolution des phases.
- Réaliser une analyse quantitative de la fissuration.

Références bibliographiques

Références bibliographiques

- [1] : A. Rabey. Les aciers spéciaux. SEMAS Paris-ed, 1978.
- [2] : M. COLOMBIE et coll. « Matériaux métalliques ». DUNOD. Paris 2000.
- [3] : J. Variot. Les aciers inoxydables austénitiques et la fabrication d'appareils en aciers austénitiques, METAUX Corrosion-Industrie, 20 Novembre 1984.
- [4] : V. MAILLOT. Amorçage et propagation de réseaux de fissures de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique de type X2 CrNi18-09 (AISI 304L). CEA SACLAY, Janvier 2004.
- [5] : P. LEFEVRE, M. POUPARD, L. PRIMOT, Y. VEDEVILLE et A. VIEU. « Choix et mise en œuvre des aciers inoxydables dans les industries agroalimentaires et connexes ». 2^{ème} édition. CETIM. Paris. 1996.
- [6] : P. LACOMBE, G. BERANGER. « Conséquences sur les traitements thermiques », dans les aciers inoxydables, Editions de physique, les Ulis, 1990.
- [7] : H. Uhlig. Corrosion et Protection. Edition Dunod, Paris, 1970.
- [8] : G. DAVID. « Les aciers inoxydables » : propriétés, mise en œuvre, emploi et norme, techniques et documentation. Paris. 1990.
- [9] : C. W. Kovach. « High Performance Stainless Steels ». Technical Marketing Resources, Inc, Pittsburgh, PA, USA, consultant au Nickel Development Institute, 2004.
- [10] : B. BARROUX. « Les aciers inoxydables ferritiques à 17% Cr », dans les aciers inoxydables, P. LACOMBE, B. BARROUX, G. BERANGER, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [11] : J. C. BAVAY. « Les aciers inoxydables ferritiques à hautes teneurs en Cr et Mo », dans les aciers inoxydables, P. LACOMBE, B. BARROUX, G. BERANGER, Editions de physique, Les Ulis, 2000.
- [12] : O. BLETTON. « Les aciers inoxydables martensitiques », dans les aciers inoxydables, P. LACOMBE, B. BARROUX, G. BERANGER, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [13] : A. DESESTRET, J. CHARLES. « Les aciers inoxydables austéno-ferritiques », dans les aciers inoxydables, P. LACOMBE, B. BARROUX, G. BERANGER, Editions de physique, Les Ulis, 1990.

- [14] : R.Cazes. Soudage à l'arc. Techniques de l'ingénieur, B7730, Août 1995.
- [15] : BERTRAND CHASSIGNOLE, Thèse de doctorat, « Influence de la structure métallurgique des soudures en aciers inoxydables austénitiques sur le contrôle non destructif par ultrason ». Insa- Lyon. 2000.
- [16] : H. GRANJON. « Bases métallurgiques de soudage ». 2^{ème} édition. Publication du soudage et de ses applications. Paris. 1995.
- [17] : Welding handbook. Seventh edition. American Welding Society. 1981.
- [18] : S. BELAKOWSKY. « Soudage et collage ». DUNOD. Paris. 1990.
- [19] : R. VARISSELLAZ. « Soudage et éléments de conception ». DUNOD.Paris. 1998.
- [20] : D. SEFERIAN. « Métallurgie de la Soudure ». FUNOT. 1982.
- [21] : ATS-OTUA. « Conseil pour le soudage des aciers inoxydables ». Paris. 2000.
- [22]: G. BERANGER, G. HENRY, G. LABBE, P. SOULIGNAC. « Les aciers spéciaux ». LAVOISIER. Paris. 1996.
- [23]: Site Internet. www.soudeur.com.
- [24] : O.GRONG. « Metallurgical modelling of welding ». London. 1997.
- [25] : W. KURZ, D.J. FISHER. «Fundamentals of solidification». Third edition. USA. 1989.
- [26] : W. Zhang. Probing Heat transfer, fluid flow and microstructural evolution during fusion welding of alloys. PhD thesis, The Pennsylvania State University, August 2004.
- [27] : P.J.CUNAT. « Soudabilité et métallurgie des soudures » dans les aciers inoxydables, O. BLETTON, R.DUET, B. HERITIER, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [28] : Techniques de l'ingénieur, Traité matériaux métalliques, B 7730.
- [29] : Techniques de l'ingénieur, Traité matériaux métalliques, M 4.
- [30] : Techniques de l'ingénieur, Traité matériaux métalliques, BL 4.
- [31] : Techniques de l'ingénieur, Traité matériaux métalliques, M 715.

- [32] : Techniques de l'ingénieur, Traité matériaux métalliques, B 7700.
- [33] : Techniques de l'ingénieur, Traité matériaux métalliques, M 1105.
- [34] : V.M. RADHAKRISHNAN. Hot cracking in austenitic stainless steels Welds. Science and Technology of Welding and Joining, 2002 Vol. 5, No. 1.
- [35] : P. J. Singh, D. R. G. Achar, B. Guha, H. Nordberg. Influence of weld geometry and process on fatigue crack growth characteristics of AISI 304L cruciform joints containing lack of penetration defects. Science and Technology of Welding and Joining 2002 Vol. 7 No. 5
- [36]: Techniques de l'ingénieur, Traité matériaux métalliques, M 1115.
- [37] : P. Nicolas. Thèse de Doctorat, Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables. l'Ecole Centrale de NANTES Juin 2000.
- [38] L. Depradeux : Simulation numérique du soudage- acier 316L, Validité sur cas tests de complexité croissante, Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 01 Mars 2004.
- [39] : F. Delattre : Le soudage des aciers inoxydables, Editions Dunod, Paris, 1965.
- [40] : J. F. Lancaster. Metallurgy of Welding, fourth edition. Allen and Unwin Ltd, 40 Museum Street, London WC1A 1LU, UK, 1987.
- [41] S. S. M. Tavares, V. F. Terra, J. M. Pardal, M. P. Cindra Fonseca. Influence of the microstructure on the toughness of a duplex stainless steel UNS S31803, Journal of Materials Science, pp 145–154, 2005.
- [42] T. A. Palmer, J. W. Elmer, and Joe Wong. In situ observations of ferrite-austenite transformations in duplex stainless steel weldments using synchrotron radiation, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 7 No. 3 159, 2002.
- [43] P.J.Cunat. Aciers inoxydables: Fabrication, Techniques de l'ingénieur, M4543, Décembre 2000.
- [44] C. DÉPRÉS. Thèse de Docteur de L'INPG Spécialité :: Modélisation Physique des Stades Précurseurs de l'Endommagement en Fatigue dans l'acier inoxydable austénitique 316L. École Doctorale «MÉCANIQUE ET ÉNERGÉTIQUE », décembre 2004.
- [45] Stéphane Bugat. Thèse de Doctorat: Comportement et endommagement des aciers austéno-ferritiques vieillis : une approche micromécanique. l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, décembre 2000.

[46] V.Maillot, A.Fissolo, S.Dagallaix, G.Degallaix. Obtentions et observations de réseaux de faïençage par fatigue thermique, XVème Congrès Français de Mécanique, Nancy, 3-7 Septembre 2001.

[47] Spera, D.Mowbray. Thermal fatigue of materials and components, 1976.

[48] K.Ourari. Evolution microstructurale et mécanique d'un acier allié au chrome-molybdène-vanadium (Z160CDV12) en conditions de fatigue thermique, Thèse de magister, ENP, 28 Juin 2001.

[49] S.S. Manson. Les contraintes d'origine thermique, Editions Dunod, Paris, 1967.

[50] M.E.Djeghlal. Contribution à l'étude du comportement en fatigue et en choc thermique d'une fonte à graphite sphéroïdale en fonction de la structure de la matrice et des éléments d'alliages, Thèse de magister, USTHB, 1990.

[51] R.K.Shu, C.T.Chang, M.C. Young, L.W.Tsay
The effect of residual stresses on the fatigue crack growth of laser-surface-annealed AISI 304 stainless steel Part I: computer simulation, Materials Science & Engineering A, pp 101-108 2004.

[52] C.Bathias, J.P.Bailon. La fatigue des matériaux et des structures, Maloine S.A éditeur Paris, 1980.

[53] N.Haddar. Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique 304L: simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 29 Avril 2003.

[54] M.Grumbach. Vieillissement des aciers, Techniques de l'ingénieur, Traité Matériaux métalliques, M235, 1993.

[55] S.Bugat, J.Besson, A-F.Gourgues, F.N'Guyen, A.Pineau. Microstructure and damage initiation in duplex stainless steel, Materials Science & Engineering, pp 32-36, 2001.

[56] Jae-do Kwon, Seung-wan Woo, Yong-Son Lee, Joong-cheul Parl, Youn-won Park. Effects of thermal aging on the low cycle fatigue behaviour of austenitic-ferritic duplex stainless steel, Nuclear Engineering and Design, pp 35-44, 2000.

[57] Y.Tujikura, S.Urata. Fracture Mechanics evaluation of cast duplex stainless steel after thermal aging, Nuclear Engineering and design, pp 255-261, 1999.

[58] Kuang Liang Weng, Tung Hung Chen, Jer Ren Yang. The high-temperature and low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel. Bulletin of the College of Engineering N.T.U, No.89, pp 45-61, October 2003.

[59] N. Haddar, A. Fissolo, V. Maillot. Thermal fatigue crack networks: an computational study. International Journal of Solids and Structures, September 2004.

[60] N. Haddar, A. Fissolo. 2D simulation of the initiation and propagation of crack array under thermal fatigue
CEA-DEN-SEMT-LISN Commissariat à l'Energie Atomique Bat. 607 –Saclay, France, 2004

[61] : D.LAVEISSIERE. Thèse de Docteur ,Modélisation de la remontée de fissure en fatigue dans les structures routiers par endommagement et micro-fissuration de l'expérimentation à l'outil de dimensionnement pour l'estimation de la durée de vie. L'Université de Limoges Faculté des Sciences, Ecole Doctorale STS, 2002.

[62] A. BATAILLE, T. MAGNINE. SURFACE DAMAGE ACCUMULATION IN LOW-CYCLE FATIGUE: PHYSICAL ANALYSIS AND NUMERICAL MODELLING, Université de Lille 1, Laboratoire de Metallurgie Physique, URA CNRS 234, Batiment C6, 1993

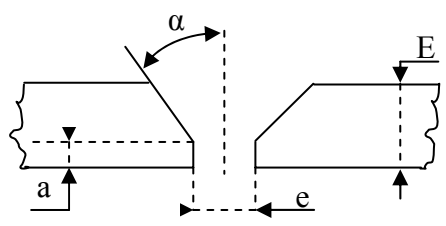
[63] P. Venkateswaran. Short fatigue crack growth behaviour of a ferritic steel weld metal.

[64] H.U. Hong, B.S. Rho, S.W. Nam. A study on the crack initiation and growth from δ -ferrite/ γ phase interface under continuous fatigue and creep-fatigue conditions in type 304L stainless steels. International Journal of Fatigue, janvier 2002.

Annexes

Annexe – Fiche technique de soudage –

GTP	Welding Procedure Specification	Page 1/2
-----	---------------------------------	----------

Title:	WELDING OF AUSTENITIC PIPING 18% Cr, 10% Ni							
Welding processes			Joint preparation:					
GTAW-SMAW								
Base Metal			<p>E: Thickness Joint design v angle : $\alpha = 37.5^\circ \pm 2.5$ Root Face : $a = 1.6 \pm 0.8$ Root Gap $e = 2.6 \pm 1.6$ Backing material : N/A Form : Dimensions</p> <p>Preparation: by cutting, bevelling and grinding remove all excess oxide rust paint and grease 25 mm each side of preparation</p> <p>Other : Fillet Weld Qualification All thicknesses , all fillet size and diameters</p>					
type	grade	Φ ("")				Thickness (mm)		
		Mini				Maxi	Mini	Maxi
A312	TP 304	1/2					3.17	12.7
Other : Equivalent steels Piping fittings								
Filler metals:(AWS-ASTM/Class)			Gas:					
Layers	Root	Fill	Cap		Shielding gas(es) percent comp. : Ar 99.99% Flow Rate (l/min) : 10.0-20.0 Backing gas composition : Ar 99.99% Flow Rate (l/min) : 8.0-12.0			
Class	ER308L	ER308L	ER308L					
Diameter(mm)	2.0-2.4	3.25	3.25					
Flux : AWS Class N/A			Other : Backing gas to be maintained for min 2 layers					
Other :			Adjustment :					
			Method of adjustment By external clamp or tack weld Duration of adjustment: Until the end of the root pass.					

<p>Welding position :</p> <table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <tr> <th>Passes</th> <th>Root</th> <th>Fill</th> <th>Cap</th> </tr> <tr> <td>ASME Position</td> <td>All</td> <td>All</td> <td>All</td> </tr> <tr> <td>Rotation or fix</td> <td>Fix</td> <td>Fix</td> <td>Fix</td> </tr> <tr> <td>Welding process</td> <td>Up Hill</td> <td>Up Hill</td> <td>Up Hill</td> </tr> </table> <p>Rotation direction :</p> <p>Other :</p>	Passes	Root	Fill	Cap	ASME Position	All	All	All	Rotation or fix	Fix	Fix	Fix	Welding process	Up Hill	Up Hill	Up Hill	<p>Preheat :</p> <table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <tr> <th rowspan="2">Base metal</th> <th colspan="3">Wall thickness</th> </tr> <tr> <th colspan="3" style="text-align: center;">/</th> </tr> <tr> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> </tr> <tr> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> </tr> <tr> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> </tr> <tr> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> </tr> <tr> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> </tr> </table> <p>Method : Control : Other :</p>	Base metal	Wall thickness			/																						
Passes	Root	Fill	Cap																																									
ASME Position	All	All	All																																									
Rotation or fix	Fix	Fix	Fix																																									
Welding process	Up Hill	Up Hill	Up Hill																																									
Base metal	Wall thickness																																											
	/																																											

Electrical characteristics & Technique

Passes	Root	Fill	Cap
Welding Processes	GTAW	SMAW	SMAW
Welding Position	All	All	All
Current and polarity	DC(-)	DC (+)	DC (+)
Filer metal	ER308L	ER308L	ER308L
Φ Electrode (mm)	Tungsten 2.4	-	-
Φ Rod (mm)	2.0-2.4	3.25	3.25
Amperage range (A)	100-135	80-110	80-110
Volt range (V)	11-18	11-18	11-18
Gas	Ar 99.9%	-	-
Flow Rate (L/min)	10-20	-	-

The number of passes in filling and cap depends on the thickness to be welded.

other

<p>Interpasses temperature</p> <p>Between the root and the second passes Temperature :150°C</p> <p>Between other passes : Temperature :150°C</p> <p>Other</p>	<p>Postweld heat treatment</p> <p>Heating rate: Holding temperature/time: Duration: Cooling rate: Cooling temperature Controlled until: Material:</p> <p>Other</p>
---	--