
RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ÉCOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DÉPARTEMENT DE MÉTALLURGIE



MÉMOIRE DE MAGISTER

PRÉSENTÉ PAR

LOUCIF ABDELHALIM

INGÉNIEUR D'ÉTAT EN MÉTALLURGIE DE L'ENP

THÈME

COMPORTEMENT EN CONDITIONS DE FATIGUE THERMIQUE D'UNE SOUDURE EN ACIER INOXYDABLE DUPLEX DE NUANCE UNS S 31803

SOUTENU LE : 29 OCTOBRE 2006, DEVANT LE JURY COMPOSÉ DE :

MR. SALHI ESSAID	PROFESSEUR (ENP)	PRÉSIDENT
MR. ABADLI KAMEL	CHARGÉ DE COURS (ENP)	RAPPORTEUR
MR. MESRATI NADIR	PROFESSEUR (ENP)	EXAMINATEUR
MR. BOUABDALLAH MABROUK	PROFESSEUR (ENP)	EXAMINATEUR
MR. DJEGHLAL MED ELAMINE	MAÎTRE DE CONFÉRENCE (ENP)	EXAMINATEUR

10, AVENUE HASSEN BADI EL-HARRACH, ALGER

ملخص

يهدف هذا العمل إلى دراسة سلوك الفولاذ الغير قابل للتأكسد الاوستينوفيريتيكي UNS S 31803 الملح في ظروف الإرهاق الحراري. من اجل هذا قمنا بإنجاز جهاز يسمح بإجراء سلسلة عمليات التسخين و التبريد. كما قمنا بتحضير عينات صدم و شد. استعملنا تقنيات التمييز التالية: المجهر الضوئي، المجهر الالكتروني، الاختبارات الميكانيكية (الميكروقساوة، الصدم، الشد) و برنامج تحليل الصور. النتائج التي حصلنا عليها تبين أن قساوة الفولاذ تزداد بينما متانته و لدونته تنقصان، نسبة الفريت تنقص في كل الأطوار بقيمة قليلة. فيما يخص التشققات فهي ذات طبيعة بين حبيبية.

الكلمات المفتاحية : إرهاق حراري، إجهاد حراري، فولاذ غير قابل للتأكسد اوستينوفيريتيكي، فريت، اوستنيت، تلحيم، دور.

Abstract

The objective of our work is to study the behavior of weldment duplex stainless steel UNS S 31803 in thermal fatigue conditions. For this reason, we have realized an apparatus which can do cycles of heating and cooling also we have prepared impact and tensile samples.

Characteristic techniques used are: optical microscope, electronic microscope, mechanical tests (microhardness, impact charpy, tensile) and image analysis.

The results of our work show that the steel is hardened whereas its tenacity and ductility decrease, the rate of ferrite decrease slightly in all the phases. For the kind of the cracks they are intergranular.

Key words: thermal fatigue, thermal stress, duplex stainless steel, ferrite, austenite, welding, cycle.

Résumé

L'objectif de notre travail consiste à étudier le comportement d'une soudure en acier inoxydable duplex UNS S 31803 en conditions de fatigue thermique. Pour cela nous avons conçu un dispositif qui permet de réaliser des cycles de chauffage et de refroidissement et nous avons préparé des éprouvettes de résilience et de traction.

Les techniques de caractérisation utilisées sont: le microscope optique, le microscope électronique à balayage, les essais mécaniques (microdureté, résilience, traction) et un logiciel d'analyse d'image.

Les résultats obtenus montrent que l'acier subit un durcissement tandis que sa ténacité et sa ductilité diminuent, le taux de ferrite subit une légère diminution dans toutes les phases. Concernant les fissures elles sont de nature intergranulaire.

Mots clés: fatigue thermique, contrainte thermique, aciers inoxydable duplex, ferrite, austénite, soudage, cycle.

Dédicaces

Je dédie ce travail à :

- *Mes très chers parents.*
- *Mes grands parents.*
- *Mes frères et sœurs.*
- *Toute ma famille.*
- *Mes amis de Ain-Bessem, de la cité universitaire Bouraoui Amar et de l'ENP.*
- *Ma promotion d'ingénieur en Métallurgie 2003.*

Abdelhalim

Remerciements

Avant toute chose, je tiens à souligner que ce travail personnel a demandé la participation de nombreuses personnes que je tiens à remercier chaleureusement :

- Merci à mes parents, sans leur soutien, rien n'aurait été possible.
- Mr. Abadli Kamel : mon directeur de thèse, je le remercie profondément de mon cœur, pour son dévouement, ses conseils et ses critiques constructives, son soutien moral durant les moments difficiles et surtout dans la partie expérimentale, pour la grande liberté qu'il m'a accordée ainsi que la grande disponibilité dont il a fait preuve à mon égard.
- Mr. M.E.Djeghlal pour la réalisation de la diffraction des rayons X.
- Monsieur le président de jury et messieurs les membres de jury qui ont accepté d'examiner et d'évaluer mon travail.
- Tous les enseignants qui ont contribué à ma formation.
- Mr. M.Hammani, mon ami qui m'a toujours aidé durant la préparation de ce mémoire.
- Mrs. Toufik et Ali du département Génie Mécanique (ENP), pour la mise à ma disposition des moyens nécessaires à l'avancement de mon projet.
- Mrs. Ladjici Amine et Bouneaaja Abderrahamne qui m'ont aidé lors de la réalisation du dispositif de fatigue thermique.
- Mr. Zafoune Abdelkrim du service soudage de l'ENGTP pour la documentation qu'il m'a donné.
- Mr. Mansouri Rabbouh chef de service soudage à l'ENGTP, pour la procuration du métal d'apport.
- Mrs. Hiddouché Abdelghani et Gribissi Mohamed, les soudeurs de l'ENGTP qui m'ont réalisé les joints de soudures.
- Mrs. Bouciga Ali, Nadji Rafik et Nabil de l'atelier Mécanique de l'ENGTP.
- Mr. Achich chef service contrôle de l'ENGTP et son équipe, surtout Azzeddine.
- Mr. Betahhar Kheireddine du CSC qui m'a beaucoup aidé lors de la caractérisation métallurgique.
- Mes amis, Benaouicha Farid, Mernache Fatah, Oullam Seddik, Labdelaoui Hilal, Khemici Wafik, Laichaoui Ahmed, Malik, Rouaski Laid, Merrouane pour leurs aides.
- Madame Bellaroussi, responsable du MEB (CDTA).

LOUCIF Abdelhalim

Sommaire

Liste des figures
Liste des tableaux
Liste des symboles

Introduction générale..... 01

Première partie : Synthèse Bibliographique

CHAPITRE I : LES ACIERS INOXYDABLES AUSTENO-FERRITIQUES

I.1	Introduction.....	03
I.2	Généralités sur les aciers inoxydables.....	03
I.2.1	Influences des éléments d'alliage.....	03
I.2.1.1	Action du chrome, système Fe-Cr.....	04
I.2.1.2	Action du carbone, système Fe-Cr-C.....	05
I.2.1.3	Action du nickel, système Fe-Cr-Ni.....	05
I.2.1.4	Actions des éléments alphagènes.....	06
I.2.1.5	Actions des éléments gammagènes.....	07
I.2.2	Les différentes classes d'aciers inoxydables.....	07
I.2.2.1	Les aciers martensitiques.....	07
I.2.2.2	Les aciers ferritiques.....	08
I.2.2.3	Les aciers austénitiques.....	08
I.2.2.4	Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex).....	09
I.3	Propriétés des aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex).....	09
I.3.1	Composition chimique.....	09
I.3.2	Structure métallurgique.....	10
I.3.3	Traitements thermiques et transformations structurales.....	11
I.3.3.1	Transformation à température supérieure à 1050°C.....	12
I.3.3.2	Transformations à température comprise entre 1050 et 600°C.....	12
I.3.3.3	Transformations intervenant entre 600°C et la température ambiante.....	15
I.3.4	Propriétés physiques et mécaniques.....	16
I.3.4.1	Propriétés physiques.....	16
I.3.4.2	Propriétés mécaniques.....	17
I.3.5	Résistance à la corrosion.....	18
I.3.5.1	Corrosion intergranulaire.....	18
I.3.5.2	Résistance aux corrosions par piqûres et crevasses.....	19
I.3.5.3	Corrosion sous contrainte : fatigue-corrosion.....	19
I.4	Conclusion.....	19

CHAPITRE II : LE SOUDAGE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENO-FERRITIQUES

II.1	Introduction.....	20
II.2	Définitions.....	20
II.3	Les procédés de soudage.....	21

II.3.1 Mécanisme d'obtention de la continuité métallique dans le cas de soudage par Fusion.....	21
II.3.2 Procédés de soudage à l'arc.....	22
II.3.2.1 Soudage à l'électrode réfractaire TIG.....	22
II.3.2.2 Soudage à l'arc avec électrode enrobée.....	24
II.4 Cycle thermique de soudage.....	25
II.5 Conséquences des cycles thermiques de soudage.....	28
II.6 Défauts des joints soudés.....	29
II.7 Soudabilité des aciers inoxydables austéno-ferritiques.....	29
II.7.1 Solidification et structure des soudures duplex.....	29
II.7.2 Taux de ferrite.....	30
II.7.3 Transformations de phases durant le soudage des duplex.....	33
II.7.4 Traitements thermiques sur soudures duplex.....	33
II.7.5 Propriétés d'une soudure duplex.....	34
II.8 Conclusion.....	35

CHAPITRE III : LA FATIGUE THERMIQUE

III.1 Introduction.....	36
III.2 Définitions.....	36
III.3 Contraintes thermiques.....	36
III.4 Mécanisme de la fatigue thermique.....	38
III.5 Contraintes thermiques résiduelles.....	40
III.6 Fissuration d'origine thermique.....	41
III.6.1 Amorçage.....	41
III.6.1.1 Amorçage sous contrainte thermique cyclique.....	41
III.6.1.2 Amorçage par la fragmentation cellulaire de la couche d'oxyde.....	42
III.6.2 Propagation.....	42
III.6.3 Faciès caractéristiques de fissuration thermique.....	43
III.7 Facteurs de la fatigue thermique.....	44
III.7.1 Nature du cyclage thermique.....	44
III.7.2 Facteur d'environnements.....	44
III.7.3 Facteurs thermiques.....	45
III.7.4 Facteurs géométriques.....	45
III.7.5 Facteurs métallurgiques.....	45
III.7.6 Facteurs mécaniques.....	45
III.8 Le vieillissement thermique des aciers inoxydables duplex.....	46
III.9 Conclusion.....	47

Deuxième partie : Partie Expérimentale

CHAPITRE IV : PROCEDURES EXPERIMENTALES

IV.1 Matériau de l'étude.....	48
IV.1.1 Analyse chimique.....	48
IV.1.2 Structure du l'acier étudié.....	49
IV.1.3 Taux de ferrite.....	49
IV.1.4 Caractéristiques mécaniques de l'acier étudié.....	49

IV.2	Préparation des éprouvettes.....	49
IV.2.1	Réalisation des soudures.....	50
IV.2.1.1	Choix des procédés de soudage.....	50
IV.2.1.2	Métal d'apport.....	50
IV.2.1.3	Paramètres de soudage.....	50
IV.2.1.4	Soudage des tubes.....	53
IV.2.2	Tronçonnage des éprouvettes.....	54
IV.2.3	Usinage des éprouvettes.....	55
IV.2.4	Traitements thermiques.....	55
IV.3	Essai de fatigue thermique.....	55
IV.3.1	Dispositif de fatigue thermique.....	55
IV.3.1.1	Composants du dispositif.....	56
IV.3.1.2	Principe de fonctionnement du dispositif.....	59
IV.3.2	Détermination des paramètres du cyclage thermique.....	61
IV.3.3	Conditions de cyclage thermique.....	62
IV.4	Méthodes de caractérisation.....	62
IV.4.1	Caractérisation métallographique	62
IV.4.1.1	Polissage.....	62
IV.4.1.2	Attaque métallographique.....	62
IV.4.1.3	Observation par microscopie optique.....	63
IV.4.1.4	Observation par microscopie électronique à balayage.....	63
IV.4.2	Diffraction des rayons X.....	65
IV.4.3	Analyse d'image.....	66
IV.4.4	Essais mécaniques.....	67
IV.4.4.1	Essai de microdureté.....	67
IV.4.4.2	Essai de résilience.....	68
IV.4.4.3	Essai de traction.....	69

CHAPITRE V : RESULTAS ET INTERPRETATIONS

V.1	Introduction.....	70
V.2	Evolutions structurales.....	70
V.2.1	Evolutions de la morphologie et de la précipitation.....	70
V.2.1.1	Morphologie et précipitation à l'état initial.....	70
V.2.1.2	Morphologies et précipitation après cyclage.....	75
V.2.2	Evolution du taux de ferrite.....	80
V.2.2.1	Taux de ferrite dans le métal de base.....	80
V.2.2.2	Taux de ferrite dans la zone affectée thermiquement.....	80
V.2.2.3	Taux de ferrite dans la zone fondue.....	81
V.2.3	Evolution des duretés des phases.....	82
V.2.3.1	Dureté de la ferrite.....	82
V.2.3.2	Dureté de l'austénite.....	83
V.2.3.3	Comparaison des duretés des phases.....	83
V.2.4	Interprétations.....	85
V.2.4.1	Morphologie et précipitation.....	85
V.2.4.2	Taux de ferrite.....	86
V.2.4.3	Duretés des phases.....	86
V.3	Fissuration par fatigue thermique.....	87
V.3.1	Fissuration dans le métal de base.....	88
V.3.2	Fissuration dans la zone affectée thermiquement.....	89

V.3.3 Fissuration dans la zone fondue.....	90
V.3.4 Interprétations.....	90
V.4 Evolutions des propriétés mécaniques.....	92
V.4.1 La résilience.....	92
V.4.2 Caractéristiques de traction.....	92
V.4.2.1 La limite élastique.....	92
V.4.2.2 La résistance à la rupture.....	93
V.4.2.3 L'allongement.....	94
V.4.3 Interprétations.....	94
 Conclusion générale.....	 95

Références bibliographiques

Liste des figures

Figure I.1: Diagramme d'équilibre Fe-Cr.....	04
Figure I.2 : Projection sur le plan température/teneur en chrome des coupes du diagramme Fe-Cr-C pour des teneurs croissantes en carbone.....	05
Figure I.3: Coupe du diagramme Fe-Cr-Ni pour 65% de Fe.....	06
Figure I.4: Etapes de fabrication d'un acier duplex laminé à chaud de type SAF 2205.....	10
Figure I.5: Microstructure type d'un acier duplex laminé.....	11
Figure I.6 : Courbes TTT des nuances austéno-ferritiques.....	12
Figure I.7 : Micrographie électronique de carbure de chrome.....	13
Figure I.8: Micrographie électronique de la phase sigma.....	14
Figure I.9 : Diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr à des températures inférieures à 850°C.....	15
Figure II.1: Mécanisme d'obtention de la continuité métallique dans le cas des procédés de soudage par fusion.....	22
Figure II.2: Principe du soudage à l'électrode réfractaire TIG manuel.....	23
Figure II.3: Principe du soudage à l'arc électrique avec électrode enrobée (SMAW).....	25
Figure II.4: Variation de la température θ en fonction du temps t	26
Figure II.5: Variation de la température θ en fonction de la distance x	27
Figure II.6: Les différentes zones d'une soudure.....	28
Figure II.7: Microstructure de la zone fondue d'un acier duplex soudé UNS S 31803.....	30
Figure II.8: Diagramme de Schaeffler.....	32
Figure II.9: Diagramme WRC-1992.....	32
Figure III.1 : Mécanisme de la fatigue thermique, diagramme de North Cott et Baron.....	39
Figure III.2 : Mécanisme d'amorçage des fissures sous contrainte thermique cyclique.....	42
Figure III.3 : Réseau de faïençage thermique obtenu sur le dispositif SPLASH, acier 316 LN, $T_{max} = 550^{\circ}C$, $\Delta T = 250^{\circ}C$, $N = 10^5$ cycles.....	43
Figure IV.1: Micrographie optique du métal de base.....	49
Figure IV.2: Longueurs des tubes à souder.....	53
Figure IV.3: Tronçonnage du tube en deux.....	54
Figure IV.4 : Schéma du tronçonnage des éprouvettes.....	55
Figure IV.5: Localisation des éprouvettes de résilience et de traction.....	55
Figure IV.6 : Schéma du dispositif de fatigue thermique.....	57
Figure IV.7 : Dispositif de fatigue thermique.....	58
Figure IV.8: Porte éprouvettes des éprouvettes de résilience.....	59
Figure IV.9: Porte éprouvettes des éprouvettes de traction.....	60
Figure IV.10: Principe de fonctionnement de la fin de course.....	61
Figure IV.11 : Forme du cycle thermique.....	61
Figure IV.12 : Dispositif de l'attaque électrolytique.....	63
Figure IV.13 : Rayonnements produits par les atomes sous l'action d'un faisceau d'électrons.....	64
Figure IV.14 : Poire de diffusion.....	65
Figure IV.15 : Géométrie de la diffraction de Bragg.....	66
Figure IV.16: Eprouvette de résilience.....	68
Figure IV.17: Eprouvette de résilience à section réduite.....	69
Figure IV.18: Forme et dimensions d'une éprouvette de traction.....	69
Figure V.1 : Micrographie optique du métal de base.....	70
Figure V.2 : Micrographie électronique du métal de base.....	71
Figure V.3: Micrographie optique de la zone affectée thermiquement.....	71
Figure V.4: Micrographie optique de la zone de liaison.....	72
Figure V.5: Micrographie électronique de la zone affectée thermiquement.....	72

Figure V.6: Micrographie optique de la zone fondue.....	73
Figure V.7: Micrographie électronique de la zone fondue.....	73
Figure V.8 : Diffractogramme des rayons X montrant les pics de diffraction pour la zone fondue.....	74
Figure V.9: Micrographie optique du métal de base pour 1000 cycles.....	75
Figure V.10: Micrographie optique du métal de base pour 2000 cycles.....	75
Figure V.11: Micrographie optique du métal de base pour 3000 cycles.....	76
Figure V.12: Micrographie électronique du métal de base pour 2500 cycles.....	76
Figure V.13: Micrographie optique de la zone affectée thermiquement pour 1000 cycles..	77
Figure V.14: Micrographie optique de la zone affectée thermiquement pour 2000 cycles..	77
Figure V.15: Micrographie optique de la zone affectée thermiquement pour 3000 cycles..	77
Figure V.16: Micrographie électronique de la zone affectée thermiquement pour 2500 cycles.....	78
Figure V.17: Micrographie optique de la zone fondue pour 1000 cycles.....	78
Figure V.18: Micrographie optique de la zone fondue pour 2000 cycles.....	79
Figure V.19: Micrographie optique de la zone fondue pour 3000 cycles.....	79
Figure V.20: Micrographie électronique de la zone fondue pour 2500 cycles.....	79
Figure V.21: Evolution du taux de ferrite au cours du cyclage thermique pour le métal de base.....	80
Figure V.22: Evolution du taux de ferrite au cours du cyclage thermique pour la zone affectée thermiquement.....	81
Figure V.23: Evolution du taux de ferrite au cours du cyclage thermique pour la zone fondue.....	81
Figure V.24: Evolution de la dureté de la ferrite au cours du cyclage thermique pour la zone affectée thermiquement et pour le métal de base.....	82
Figure V.25: Evolution de la dureté de l'austénite au cours du cyclage thermique pour la zone affectée thermiquement et pour le métal de base.....	83
Figure V.26: Evolution de la dureté des phases ferritique et austénitique pour la zone affectée thermiquement.....	84
Figure V.27: Evolution de la dureté des phases ferritique et austénitique pour le métal de base.....	84
Figure V.28: Micrographie électronique de la fissuration dans le métal de base pour 2500 cycles.....	88
Figure V.29: Micrographie électronique de la fissuration dans le métal de base pour 3000 cycles.....	88
Figure V.30: Micrographie électronique de la fissuration dans la zone affectée thermiquement pour 2000 cycles.....	89
Figure V.31: Micrographie électronique de la fissuration dans la zone affectée thermiquement pour 3000 cycles.....	89
Figure V.32: Micrographie électronique de la fissuration dans la zone fondue pour 2000 cycles.....	90
Figure V.33 : Micrographie électronique de la fissuration dans la zone de fusion pour 3000 cycles.....	90
Figure V.34 : Evolution de la résilience au cours du cyclage thermique.....	92
Figure V.35: Evolution de la limite élastique au cours du cyclage thermique.....	93
Figure V.36: Evolution de la résistance à la rupture au cours du cyclage thermique.....	93
Figure V.37: Evolution de l'allongement au cours du cyclage thermique.....	94

Liste des tableaux

Tableau I.1: Composition chimique des aciers inoxydables austéno-ferritiques.....	09
Tableau I.2 : Propriétés physiques typiques des différents aciers inoxydables.....	16
Tableau I.3 : Propriétés mécaniques des différents aciers inoxydables.....	17
Tableau IV.1: Composition chimique du métal de base UNS S 31803.....	48
Tableau IV.2: Composition chimique de l'acier inoxydable duplex UNS S 31803 selon la norme ASTM.....	48
Tableau IV.3: Propriétés mécaniques du métal de base UNS S 31803.....	49
Tableau IV.4: Composition chimique du métal d'apport.....	50
Tableau IV.5: Paramètres de soudage.....	51
Tableau V.1: Microdureté Vickers sous 50 g des phases ferritique et austénitique pour l'état initial et pour 3000 cycles pour la zone affectée thermiquement et pour le métal de base.....	82

Liste des symboles

σ_r	la contrainte radiale
σ_t	la contrainte tangentielle
α	coefficient d'expansion linéaire thermique
E	module de Young
ν	coefficient de Poisson
$T(r)$	température
r	le rayon
r_1	le rayon intérieur du tube
r_0	le rayon extérieur du tube
σ_{th}	contrainte thermique de compression
ε_T	expansion thermique
V_α	la fraction volumique de la phase α
V_γ	la fraction volumique de la phase γ
$\sigma_{\mu\alpha}$	la microcontrainte dans la phase α
$\sigma_{\mu\gamma}$	la microcontrainte dans la phase γ
T_{max}	la température maximale
T_{min}	la température minimale
T_{moy}	la température moyenne
t_1	temps de chauffage
t_2	temps de refroidissement
<i>ENGTP</i>	Entreprise Nationale des Grands Travaux Pétroliers
<i>CSC</i>	Centre de Recherche Scientifique et technique en Soudage et Contrôle
<i>CDTA</i>	Centre de Développement des Technologies Avancées

INTRODUCTION

GENERALE

Introduction Générale

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques sont l'objet d'une attention très accrue vu les propriétés très intéressantes qu'ils offrent. Ces aciers ont une structure biphasée composée d'austénite et de ferrite avec une teneur en ferrite généralement comprise entre 30 et 60%. Ces aciers présentent à la fois certaines des propriétés des aciers austénitiques, dont ils conservent la ductilité, et des aciers ferritiques dont ils gardent le niveau de résistance mécanique. Ils constituent donc, de ce fait et aussi pour un certain nombre d'autres raisons telles que leur excellente résistance à la corrosion, et leur très bonne soudabilité tant opératoire que métallurgique, des matériaux d'une classe importante dans les matériaux d'engineering avec une variété d'application dans les industries chimiques, du pétrole, du gaz et les installations énergétiques.

Les composants sujets à l'alternance de l'échauffement et du refroidissement subissent une fissuration et par la suite une rupture. Ce phénomène est appelé « Fatigue Thermique ». Les effets économiques des ruptures inattendues peuvent être élevés, elles peuvent menacer les propriétés et même la vie. Un exemple typique en acier inoxydable duplex où ce problème existe est : les circuits de refroidissement des réacteurs nucléaires.

L'utilisation du surdimensionnement des composants et des structures pour lutter contre le risque de dégradation des installations par fatigue thermique n'est pas seulement inéconomique mais aussi souvent impossible. Dans quelques cas une lourde conception augmente la contrainte à l'expansion thermique et ainsi elle a un effet négatif sur la sécurité des composants. Pour limiter l'endommagement par fatigue thermique et augmenter la sécurité plusieurs solutions peuvent être adaptées tels que : le choix des matériaux, le choix de la forme des composants, le contrôle des facteurs de fonctionnement et la protection des surfaces.

L'objectif de la présente étude est de chercher à étudier expérimentalement sur élément de volume : l'évolution structurale, le comportement mécanique et de caractériser l'endommagement de l'acier inoxydable duplex UNS S 31803 soudé en conditions de fatigue thermique.

Le présent mémoire est organisé selon le plan suivant :

- Dans la synthèse bibliographique qui constitue la première partie, nous présenterons dans le premier chapitre les aciers inoxydables austéno-ferritiques ainsi que leurs propriétés principales. Dans le deuxième chapitre, nous décrirons quelques éléments de soudage et nous aborderons la soudabilité des aciers inoxydable duplex. Enfin, nous décrirons dans le troisième chapitre les mécanismes de fatigue et de fissuration

thermiques et nous parlerons des contraintes thermiques résiduelles et du vieillissement des aciers duplex.

- La deuxième partie présente la partie expérimentale. Le quatrième chapitre est consacré à la présentation du matériau de l'étude, à la préparation des éprouvettes, à la description des essais de fatigue thermique et à la présentation des techniques de caractérisation utilisées. Dans le cinquième chapitre, nous rapporterons les résultats des observations métallographiques et des essais mécaniques réalisés suivis d'une discussion et d'une interprétation.
- Enfin nous exposerons les conclusions de l'étude et les perspectives.

CHAPITRE I

LES ACIERS INOXYDABLES

AUSTENO-FERRITIQUES

I.1 Introduction

L'acier inoxydable, largement utilisé pour l'équipement des particuliers et des collectivités, dans le bâtiment et la décoration, l'industrie des transports et les industries pétrolières, agroalimentaires, pharmaceutiques et chimiques, devient de plus en plus un produit de grande consommation. Parallèlement, il s'impose comme un matériau de base pour la fabrication des équipements industriels qui doivent résister à des sollicitations mécaniques, chimiques et thermiques de plus en plus sévères.

On appelle « aciers inoxydables » les aciers dont l'élément d'alliage de base est le chrome à des teneurs supérieures à 10.5% (selon la norme Européenne EN 10088-1). Cet élément forme une couche d'oxyde qui protège l'acier. Ces alliages contiennent peu de carbone pour éviter la précipitation de carbures de chrome, mais beaucoup d'éléments agissant sur la résistance à la corrosion (Ni, Mo, Cu, Ti, Nb,...).

I.2 Généralités sur les aciers inoxydables

I.2.1 Influences des éléments d'alliage

Le fer pur existe sous deux variétés cristallographiques dont la nature et le domaine d'existence sont résumés ci-après :

- A température ambiante, la structure est cubique centré, le fer se trouve sous sa forme ferritique α , il est alors magnétique.
- A 910°C, il subit une première transformation allotropique, et jusqu'à 1400°C, il se trouve sous sa forme austénitique γ , de structure cubique à faces centrées, amagnétique.
- Au-delà de 1400°C, il retrouve une structure identique à celle de l'ambiante, c'est la ferrite δ , magnétique.

On voit donc qu'une élévation de température provoque des modifications structurales. Avec l'aide des éléments d'addition judicieusement choisis, il sera possible d'intervenir sur les températures d'existence de ces structures. On pourra ainsi fabriquer une structure en relation avec les propriétés souhaitées.

Les éléments d'alliage se répartissent en deux catégories, ceux qui favorisent le maintien du fer α (éléments alphagènes) et ceux qui favorisent le maintien du fer γ (éléments gammagènes). Ces éléments influencent plus ou moins la structure de l'acier selon leurs natures et quantités.

I.2.1.1 Action du chrome, système Fe-Cr

Le chrome, cristallisant dans le système cubique centré et de caractère carburigène, constitue l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables. Il génère la passivation de l'acier, par la formation d'un film passif que l'on trouve sous forme d'oxyde complexe de type $(Fe, Cr)_2O_3$ et d'hydroxyde $Cr(OH)_3 \cdot nH_2O$ dans le film passif [1]. De plus, le chrome favorise le domaine ferritique et élargit son domaine d'existence, c'est un élément alphagène.

Le diagramme d'équilibre Fe-Cr (figure I.1) montre que l'existence de la phase γ est limitée à l'intérieur d'un domaine appelé « Boucle γ », cette situation est due à la structure cristallographique du chrome.

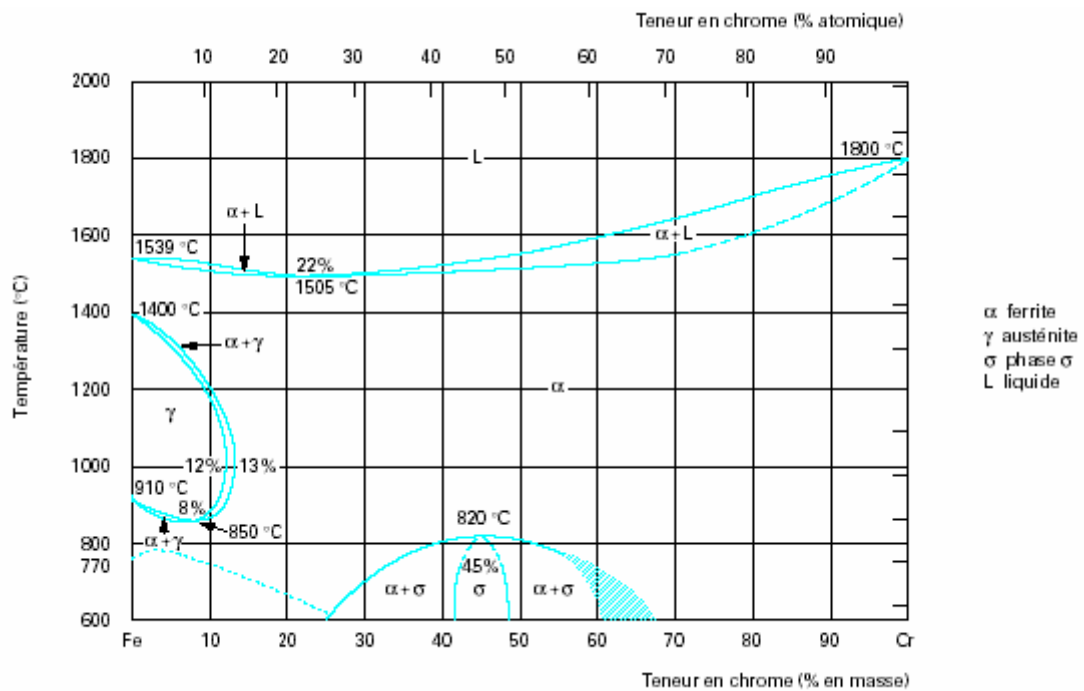


Figure I.1: Diagramme d'équilibre Fe-Cr [02].

On peut délimiter deux régions de teneurs en chrome [03]:

- Pourcentage de Cr < 13% : ces alliages ont la possibilité d'être austénisés totalement ou partiellement et peuvent donc subir la transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$ par chauffage ou par refroidissement.
- Pourcentage de Cr > 13% : ces alliages sont ferritiques à toutes températures et ne peuvent pas donc subir de trempes martensitiques. Cependant, pour des teneurs suffisantes en chrome, il y a possibilité d'apparition d'une phase intermétallique, dure et fragile, dite phase sigma (σ).

Cette phase sigma peut apparaître autour de la composition 50/50 (entre 45 et 55%), et elle peut précipiter aux joints de grains ferritiques α en rendant fragile l'alliage dans le cas de fortes teneurs en chrome ou pour des traitements de revenu prolongés [04].

I.2.1.2 Action du carbone, système Fe-Cr-C

Le carbone possède une action gammagène puissante, il élargit fortement le domaine austénitique. En outre, il peut donner lieu à la précipitation de carbures qui, bien qu'ils aient un pouvoir durcissant peuvent conduire néanmoins à des problèmes de tenue à la corrosion. Pour ces raisons, la teneur en carbone est dans la plupart des cas maintenue très basse [03,05]. Le fait d'ajouter du carbone à un alliage binaire Fe-Cr élargit en température et en concentration le domaine d'existence de la phase austénitique γ . Cela est illustré dans la figure I.2.

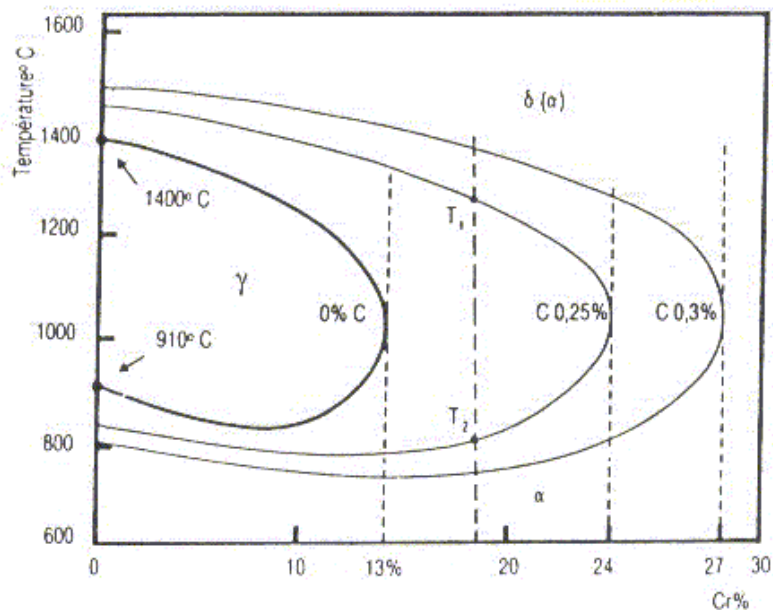


Figure I.2 : Projection sur le plan température/teneur en chrome des coupes du diagramme Fe-Cr-C pour des teneurs croissantes en carbone [04].

I.2.1.3 Action du nickel, système Fe-Cr-Ni

Le nickel, de structure cubique à faces centrées favorise l'extension du domaine austénitique. Il est avec le chrome un des plus importants éléments d'alliage des aciers inoxydables austénitiques et austéno-ferritiques.

Le nickel améliore la résistance à la corrosion et renforce en particulier la résistance à la corrosion sous tension [05]. Par ailleurs, il augmente la capacité de trempe des aciers en abaissant la vitesse critique de refroidissement [03]. Comme le carbone, le nickel élargit en température et en concentration le domaine austénitique des alliages Fe-Cr. Mais il est remarquable qu'il faut une teneur beaucoup plus importante en nickel pour élargir la boucle γ qu'il en faut avec l'addition du carbone. Ceci démontre que le carbone a un pouvoir gammagène beaucoup plus prononcé que celui du nickel [04]. La figure I.3 présente le diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni.

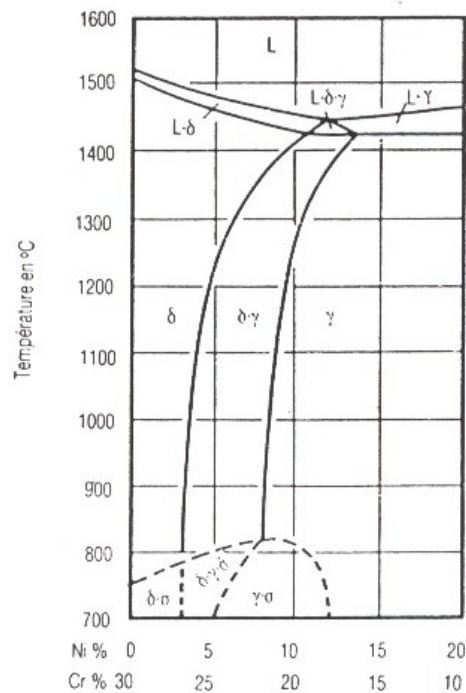


Figure I.3: Coupe du diagramme Fe-Cr-Ni pour 65% de Fe [04].

I.2.1.4 Actions des éléments alphagènes

- **Molybdène** : il améliore la résistance à la corrosion des aciers inoxydables en milieux réducteurs. En présence d'ions halogènes, il améliore en particulier la résistance à la corrosion par piqûres. De plus, il augmente la résistance mécanique à chaud [05].
- **Silicium** : il améliore la résistance à l'oxydation à chaud. A teneurs élevées, il augmente la résistance à la corrosion, par exemple en milieux concentrés d'acide nitrique [05].
- **Niobium** : il s'oppose à la corrosion intergranulaire grâce à sa forte additivité pour le carbone. Il évite la précipitation des carbures de chrome lors des refroidissements lents ou des maintiens en température de l'ordre de 700°C, en formant préférentiellement le composé NbC [03].
- **Titane** : il se combine dans les aciers ferritiques et austénitiques avec le carbone pour former un carbure de titane et avec l'azote pour former un nitrure de titane dont l'existence rend l'acier insensible à la corrosion intergranulaire [05].
- **Aluminium** : utilisé dans les alliages réfractaires, il se comporte comme le silicium. En présence du nickel, il peut former des composés dont la précipitation provoque des durcissements structuraux [03].
- **Vanadium** : il intervient qu'en faible quantité dans les aciers martensitiques au chrome par formation de carbures pour rendre les aciers insensibles à la surchauffe. De plus, il élève la résistance mécanique à chaud [05].

I.2.1.5 Actions des éléments gammagènes

- **Azote** : puissant élément gammagène, contribue à stabiliser l'austénite. L'ajout de l'azote augmente plus que toute autre addition la limite d'élasticité. De plus, des teneurs croissantes augmentent la résistance à la corrosion localisée par piqûres et à la corrosion intergranulaire, la précipitation du nitrure Cr_2N moins riche en chrome que Cr_{23}C_6 provoquant un appauvrissement en chrome plus faible au voisinage des joints de grains par rapport au carbone [04].
- **Manganèse** : il ne favorise pas l'extension du domaine austénitique, mais contribue à la stabilité de l'austénite par la formation de sulfure de manganèse. Ces sulfures, plus stables, permettent d'éviter la coalescence des sulfures de chrome à basse température de fusion (1150/1250 °C), responsables de la décohésion lors des opérations de formage à chaud [03].
- **Cuivre** : il améliore la résistance à la corrosion en milieu acide grâce à la formation, à la surface de la couche passive, d'un film métallique obtenu à partir des cations Cu^+ et Cu^{2+} passés en solution [01].

I.2.2 Les différentes classes d'aciers inoxydables

Les aciers inoxydables peuvent être classés en plusieurs catégories selon leurs structures. Chaque catégorie se compose de plusieurs alliages de composition quelque peu différente ayant des propriétés physiques, magnétiques et corrosives assez voisines. On distingue alors quatre catégories d'aciers inoxydables.

I.2.2.1 Les aciers martensitiques

Les aciers martensitiques contiennent en moyenne 12 à 17% de chrome, 0.10 à 1.10% de carbone et parfois des additions de nickel, de molybdène et éventuellement de soufre, en vue d'améliorer l'usinabilité. Ils sont, en règle générale, utilisés à l'état trempé et revenu, état dans lequel ils présentent des caractéristiques mécaniques et une résistance à la corrosion optimales.

La trempe de ces aciers est caractérisée par un mécanisme de transformation relativement simple, un chauffage d'austénitisation suivi d'un refroidissement à vitesse appropriée, dans le but de réaliser une transformation martensitique. L'obtention d'une structure entièrement martensitique, après trempe, confère à ces nuances une limite d'élasticité, une résistance à la rupture et une dureté très élevées [02].

La résistance à la corrosion de ces aciers, bien qu'inférieure à celle des aciers ferritiques et austénitiques, est bonne à l'air, aux solutions salines à caractères oxydant et aux

produits alimentaires. Ils sont surtout utilisés en coutellerie et pour les pièces mécaniques fortement sollicitées, soumises à des actions corrosives [06].

I.2.2.2 Les aciers ferritiques

Les aciers ferritiques contiennent 12 à 20 % de chrome et les superferritiques, plus de 20% de chrome, d'où leur résistance à la corrosion élevée. Ils possèdent des propriétés mécaniques intéressantes et notamment une limite d'élasticité assez élevée [07]. Ces aciers ont une structure identique à celle du fer α (cubique centré) et en principe ils la conservent à toute température, en particulier à l'ambiante, c'est-à-dire qu'ils ne subissent pas la transformation $\alpha \longrightarrow \gamma$. Comme éléments d'alliage complémentaires, on préfère additionner ceux qui stabilisent la ferrite comme par exemple le molybdène pour améliorer la résistance à la corrosion.

De plus, ces aciers sont magnétiques et peuvent être durcis modérément par écrouissage mais non par traitement thermique. On les utilise sous forme d'enjoliveurs sur les automobiles et comme matériau de construction pour les usines d'acide nitrique synthétique [08].

I.2.2.3 Les aciers austénitiques

Ces aciers ont à l'ambiante une structure austénitique. Cette structure est cubique à faces centrées, non magnétique et se déforme facilement. Ces aciers présentent des teneurs en chrome supérieures ou égales à 17 % et des proportions en nickel et en manganèse suffisantes (en général, au moins 8 % de nickel) pour assurer la stabilité de l'état austénitique à toutes températures.

Les aciers inoxydables austénitiques possèdent une grande stabilité structurale qui rend possible leur utilisation dans un large domaine de température. Ils ne sont pas durcis par la trempe mais par écrouissage [05]. De plus, leur résistance aux différents modes de corrosion est meilleure que celle des aciers des deux classes précédentes. Cette résistance est améliorée par la présence de teneur croissante en molybdène [06].

Les aciers austénitiques offrent une très basse limite d'élasticité et une grande sécurité quant à la rupture sous contrainte. Les valeurs typiques d'allongements à la rupture se situent entre 40 et 50% et sont ainsi pratiquement le double de celles des aciers ferritiques, martensitiques et austéno-ferritiques [05]. Leurs résiliences sont excellentes. Elles ne présentent jamais de caractère de rupture fragile. Le fluage est à prendre en compte à partir de 450°C à 500°C selon les nuances [09]. On utilise les aciers inoxydables austénitiques pour de nombreuses applications, pour l'automobile et différentes unités de construction pour les industries chimiques et alimentaires.

I.2.2.4 Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex)

Apparus en 1933, les aciers inoxydables austéno-ferritiques n'ont pas cessé d'évoluer depuis. Ils ont été découverts par J.Hochmann lors d'essais de corrosion intergranulaire [04,07]. L'élaboration de ces aciers comprend une phase de fusion dans un four électrique suivie d'une opération d'affinage de type ASV (Procédé d'affinage sous vide) ou AOD (Argon-Oxygen-Decarburization).

Présentant une structure biphasée constituée d'austénite (paramètre de maille de 3.58 à 3.62 Å) et de ferrite (paramètre de maille de 2.86 à 2.88 Å). La présence de la ferrite permet d'augmenter la résistance à la traction, la soudabilité et la résistance à la corrosion sous contrainte du matériau. Dans le cas des matériaux moulés ou laminés à haute température, la ferrite réduit également les risques de fissuration à chaud [07]. La bonne résistance à la corrosion et les propriétés mécaniques respectables de ces aciers en font des produits de choix pour l'ingénierie chimique, le raffinage du pétrole, l'industrie agroalimentaire et l'industrie du papier. Ils sont d'autant plus facilement utilisés qu'il est possible de les forger, mouler, usiner et souder.

I.3 Propriétés des aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex)

I.3.1 Composition chimique

Ils ont une composition chimique en chrome, nickel et molybdène équilibrée afin de conserver une structure mixte constituée d'austénite et de ferrite. De nombreuses variantes de composition chimique des austéno-ferritiques ont été mises en œuvre ce qui permet d'adapter leur utilisation vers des applications très particulières [10]. Les nuances des aciers duplex ont la composition suivante:

Tableau I.1: Composition chimique des aciers inoxydables austéno-ferritiques [03].

Elément	Cr	Ni	Mo	Cu	N	C
%	19-26	4-8	1.5-4	< 2	< 0.3	≤ 0.03

Les vitesses de diffusion des éléments sont beaucoup plus élevées dans la ferrite que dans l'austénite, la phase ferritique riche en chrome et en molybdène sera donc privilégiée pour la germination des phases intermétalliques ou des précipitations riches en ces deux éléments [10].

Soulignons par ailleurs, que le nickel est connu pour être moins efficace que le chrome en ce qui concerne la variation de la teneur en ferrite. Il faudrait ainsi pour compenser un accroissement de 1 % en chrome une augmentation de deux points en nickel. Les évolutions de nuances ont par ailleurs favorisé la réduction des teneurs en carbone et en nickel au

bénéfice d'addition d'azote (0,12,..0,18..0,25). Cette nouvelle génération d'aciers austéno-ferritiques équilibrée par des additions maîtrisées d'azote permet de gagner en stabilité structurale et en tenue à la corrosion. C'est ainsi que leur emploi, à l'origine essentiellement comme pièces moulées s'est progressivement étendu aux tôles fortes laminées à chaud, aux tubes et aux tôles minces [04].

I.3.2 Structure métallurgique

Les aciers laminés comme la nuance UNS S 31803 sont obtenus par moulage, écrouissage à chaud suivi d'une remise en solution et d'une trempe à l'eau. Les différentes étapes de mise en œuvre sont présentées dans la figure I.4. Le matériau est parfois de nouveau laminé à froid.

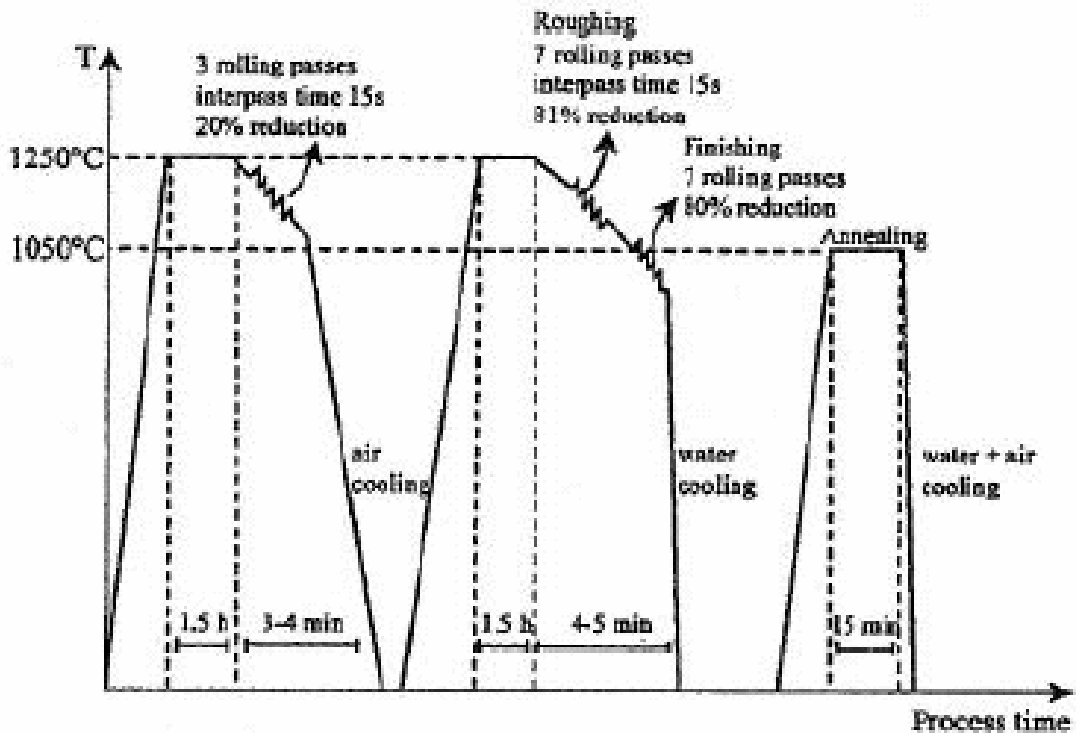


Figure I.4: Etapes de fabrication d'un acier duplex laminé à chaud de type SAF 2205 [07].

Il existe actuellement trois grandes nuances d'aciers inoxydables duplex laminés [07] :

- Les aciers laminés à faible teneur en molybdène de type UNS S 32304 (ou Z3CN 2304 AZ) qui peuvent être utilisés pour remplacer les aciers austénitiques 304 ou 316.
- Les aciers laminés standard de type UNS S 31803 (Z3CND 2205 AZ) largement étudiés dans la littérature. Ils sont également appelés par leur nom commercial SAF 2205.
- Les aciers laminés fortement alliés conçus spécialement pour les applications maritimes chimiques ou pétrolières. Ce sont des aciers de type UNS S 32760 (ou Z3 CNDU 2506).

Les aciers laminés ont, en général, des teneurs en ferrite et en austénite équivalentes. Les deux phases se présentent sous forme de lattes allongées dans la direction du laminage (figure I.5). En raison de cette structure, le matériau possède une forte anisotropie qui se répercute sur les propriétés mécaniques. Il faut en effet souligner que les propriétés intrinsèques des nuances austéno-ferritiques sont dues pour partie à leur structure biphasée 50 α /50 γ [04,07]. La structure de ces aciers, constituée de deux phases austénite et ferrite en quantité sensiblement égales, conduit à n'avoir pratiquement de joints de grains qu'entre austénite et ferrite [10].

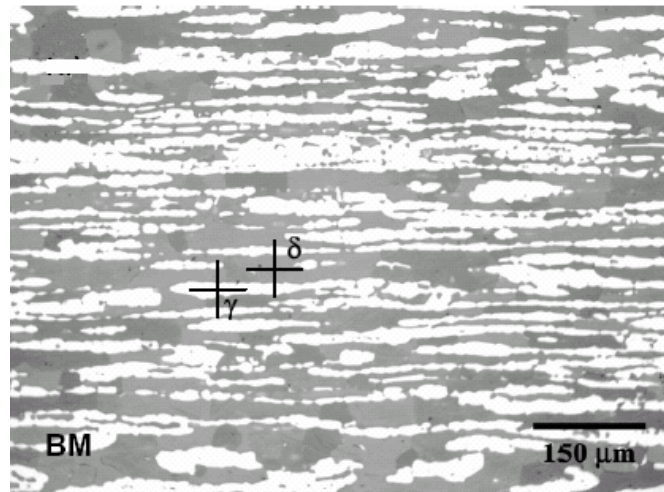


Figure I.5: Microstructure type d'un acier duplex laminé [11].

Par ailleurs, la proportion des deux phases peut varier dans d'assez larges limites suivant d'une part les quantités relatives des éléments alphagènes et des éléments gammagènes et d'autre part, la température du traitement avant trempe. Lorsque cette dernière augmente, la quantité de la phase ferritique croît. Il faut souligner aussi que, les analyses des deux phases ne sont pas identiques, les éléments alphagènes se concentrant dans la phase ferritique et les éléments gammagènes dans la phase austénitique. Par exemple, pour un alliage contenant 22% de chrome, la teneur en chrome de la ferrite peut être de l'ordre de 24 % et celle de l'austénite de l'ordre de 20 % [12].

La structure biphasée de ces aciers ne présente pas que des avantages, elle a l'inconvénient de limiter de façon importante les températures d'utilisation, leur emploi est limité dans la zone de -50°C à $+320^{\circ}\text{C}$. En dessous, les valeurs de résilience chutent et l'on risque des ruptures fragiles. Au dessus, on risque des précipitations qui entraînent des modifications structurales affectant profondément leur comportement [07,10].

I.3.3 Traitements thermiques et transformations structurales

Comme pour les nuances austénitiques, le traitement thermique de qualité typique est un traitement d'hypertrempe. Il vise l'obtention d'un mélange d'austénite et de ferrite sans

phases intermétalliques et sans précipitations, source de corrosion intergranulaire. Ce traitement d'hypertrempe est entre 1050°C et 1150°C, selon les nuances, en dehors du fait qu'il y a risque d'augmentation de la teneur en ferrite si l'on dépasse 1150°C, la vitesse de refroidissement n'est pas sans importance, trop rapide, elle tend à abaisser la teneur en austénite, d'où l'augmentation de la limite élastique et de la résistance à la traction, trop lente, on risque des précipitations de carbures. On peut distinguer trois catégories d'évolution structurales rencontrées dans les alliages austéno-ferritiques : celles se produisant au-dessus de 1050°C, celles se produisant dans l'intervalle 600-1050°C et celles se produisant en dessous de 600°C.

I.3.3.1 Transformation à température supérieure à 1050°C

Les nuances austéno-ferritiques se solidifient entièrement en mode ferritique $\delta(\alpha)$. Ce n'est qu'au cours du refroidissement que la transformation en phase solide $\delta(\alpha) \longrightarrow \gamma$ se produit. La transformation $\alpha \longrightarrow \gamma$ peut être également incomplète si la vitesse de refroidissement est grande [04]. Soulignons ici l'effet manquant des additions d'azote, à savoir son action stabilisatrice sur la structure biphasée en reportant à plus haute température la transformation $\gamma \longrightarrow \delta(\alpha)$.

La modification des fractions volumiques par traitement thermique des phases austénitique et ferritique s'accompagne d'une évolution de la composition chimique de chacune des deux phases [04].

I.3.3.2 Transformations à température comprise entre 1050 et 600°C

Dans cet intervalle de température, la structure biphasée peut subir un certains nombres de modifications à cause de la formation de nouvelles phases : carbures, nitrures et phases intermétalliques. La figure I.6 présente les courbes TTT des principales nuances austéno-ferritiques.

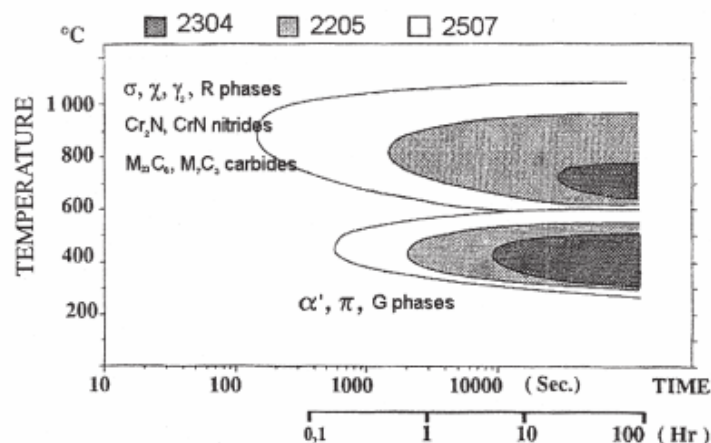


Figure I.6 : Courbes TTT des nuances austéno-ferritiques [13].

Par conséquence on peut distinguer la formation des précipités suivants :

1. Précipitation de carbures de chrome

Cette précipitation se produit aux interfaces ferrite/austénite (figure I.7). Des carbures de type M_7C_3 sont observés entre 950°C et 1050°C , tandis que des carbures de type $M_{23}C_6$ prennent place à plus basse température. C'est-à-dire principalement entre 700°C et 900°C . L'une des caractéristiques des alliages austéno-ferritiques est que la précipitation des carbures de chrome sur les joints de grains est généralement discontinue et qu'elle s'accompagne d'un déplacement des joints de grains par formation de phase austénitique dans les zones déchromées [04].

Les carbures $M_{23}C_6$, d'une taille d'environ quelques micromètres, risquent de provoquer la fragilisation des interfaces. Ils peuvent également se former dans la ferrite si la teneur en carbone est élevée. De plus, ces carbures précipitent lors de la trempe à l'eau si le refroidissement est trop lent ou lors des maintiens à des températures suffisamment élevées [07].



Figure I.7 : Micrographie électronique de carbure de chrome [12].

2. Précipitation de nitrures

Pour les nuances avec addition maîtrisées d'azote, une précipitation de nitrure de chrome (Cr_2N) peut survenir. Ces précipités provoquent une fragilisation de l'alliage austéno-ferritique. Les précipités Cr_2N ont une structure hexagonale et une enthalpie de formation vers 900°C . Ils apparaissent d'abord sur les joints α/γ et α/α . Des précipitations intergranulaires en zone affectée thermiquement fortement ferritique, ont également été observées [04].

3. Austénite de réversion γ_2

La fraction volumique et la composition de la phase austénitique dépendent de la température. Il est ainsi possible d'accroître la fraction volumique de la phase austénitique par refroidissement lent de l'alliage (austénite γ_1). Un refroidissement brutal de l'alliage à partir

d'une température voisine de 1100°C conduit, lors de maintiens ultérieurs à 700/900°C, à la formation d'une fine précipitation d'austénite intergranulaire dans les grains ferritiques (austénite γ_2). De tels précipités peuvent également survenir à beaucoup plus basse température [04]. De l'austénite peut précipiter au sein de la ferrite soit sous forme de fines lattes non visibles en microscopie optique pour des vieillissements à des températures inférieures à 400°C, soit sous forme d'ellipses ou de lentilles de 2 à 10 μm pour des vieillissements à des températures supérieures à 500°C [07].

4. Précipitation de la phase sigma (σ)

C'est une phase intermétallique de structure tétragonale : (FeNi) α (CrMo) γ FeCr ; (FeNi) α (CrMo) γ , elle germe entre 650°C et 1000°C au niveau de l'interface ferrite/austénite et croît dans la ferrite (figure I.8). La formation de la phase sigma, dure et très fragile, communique à l'alliage une très grande fragilité, une réduction de la résilience et de la résistance à la corrosion.

Notons que les éléments Cr, Mo, Si et Mn encouragent la formation de la phase sigma [14]. Soulignons par ailleurs, que la présence de précipités intergranulaires tels que les carbures ou les inclusions accélèrent, en agissant comme site de nucléation, la vitesse d'apparition de la phase sigma.

Il sera souhaitable, pour les nuances austéno-ferritiques les plus fortement alliées en chrome et en molybdène de procéder à des additions volontaires d'azote, connues pour retarder l'apparition des composés intermétalliques [04].

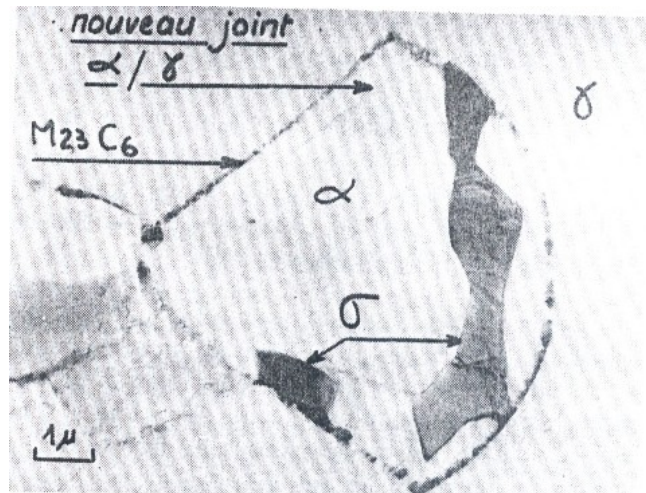


Figure I.8: Micrographie électronique de la phase sigma [12].

5. Précipitation d'autres composés intermétalliques [14]

Comme la phase sigma, la phase chi (χ) de structure cubique centré $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$, germe à l'interface ferrite/austénite entre 700°C et 900°C et croît dans la ferrite. La phase χ diminue aussi la résistance à la corrosion.

La phase Laves ou R (Fe_2Mo) de structure hexagonale, précipite en petites quantités entre 550°C et 650°C après plusieurs heures d'exposition. Cette phase se forme dans les sites intra et intergranulaires et elle réduit la résistance à la corrosion par piqûres.

La phase π -nitrure ($\text{Fe}_7\text{Mo}_{13}\text{N}_4$) de structure cubique a été identifiée aux sites intragranulaires dans le duplex soudé après traitement thermique isotherme à 600°C de plusieurs heures.

I.3.3.3 Transformations intervenant entre 600°C et la température ambiante

Dans les aciers austéno-ferritiques, ces transformations se produisent dans la ferrite. Ces transformations ne sont pas visibles ni en microscopie optique, ni en microscopie électronique à balayage, ni même aux rayons X. Les phases résultantes étant de taille nanométrique et de cristallographie très proche, elles ne peuvent être étudiées que par des techniques plus fines comme la microscopie électronique à transmission, la microscopie atomique, la microscopie Mössbauer ou la technique de la diffusion des neutrons aux petites angles [07]. Dans les aciers duplex, ces transformations sont principalement la démixtion α/α' et la précipitation d'une phase intermétallique, la phase G.

1. Démixtion de la solution Fe-Cr

Aux températures comprises entre 250°C et 516°C , la ferrite, solution fer-chrome instable, se décompose en une phase riche en fer α , et une autre riche en chrome α' (figure I.9) [07]. La phase α' peut selon la teneur en chrome et la température se former suivant deux mécanismes différents :

- Par décomposition spinodale ($280 \leq T \leq 475^\circ\text{C}$).
- Par germination et croissance (souvent à température voisine de 500°C car elle nécessite alors un processus de diffusion avec création d'interfaces).

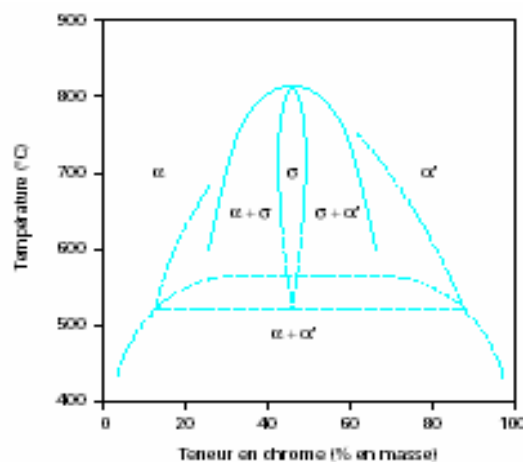


Figure I.9 : Diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr à des températures inférieures à 850°C [02].

La transformation spinodale est une transformation homogène qui se fait sans apport d'énergie. Ce processus est dû à la présence d'une lacune de miscibilité sur la courbe d'énergie libre de la ferrite. Les espèces identiques tendent spontanément à se rassembler [04]. La précipitation de la phase α' conduit à un durcissement important et à une fragilisation de l'alliage [12].

2. Précipitation de la phase G

La phase G apparaît dans la ferrite des aciers austéno-ferritiques entre 300°C et 400°C. Elle est de structure cubique à faces centrées et elle a pour formule $\text{Ni}_{16}\text{Ti}_6\text{Si}_{17}$, Ni et Ti pouvant être substitués par Cr, Fe, Mo, Mn, V, Nb, Ta, Hf ou Zr. Les plus grosses particules se développent sur les dislocations, les autres se forment aux interfaces α/α' car le nickel et le silicium sont rejetés des zones riches en chrome et en fer. La précipitation de la phase G est donc pilotée par la décomposition spinodale. La participation de la phase G à la fragilisation de la ferrite est très controversée. Cependant, il semble difficile d'admettre qu'une précipitation aussi intense de petites particules soit sans effet [07,14].

I.3.4 Propriétés physiques et mécaniques

I.3.4.1 Propriétés physiques

Les aciers inoxydables duplex possèdent un faible coefficient de dilatation thermique, similaire à celui des aciers au carbone. Cela réduit l'expansion des joints et rend l'alliage duplex convenable pour les conditions de cyclage thermique. De plus, la conductivité thermique est plus grande que celle des aciers austénitiques. Finalement, comme les aciers inoxydables duplex contiennent environ 50% de ferrite, ils montrent un certain degré de magnétisme [14]. Le tableau I.2 montre les différentes propriétés physiques des aciers inoxydables.

Tableau I.2 : Propriétés physiques typiques des différents aciers inoxydables [14].

Grades		Températures (°C)	Module de Young (GPa)	coefficient d'expansion thermique (10^{-6}K^{-1})	Chaleur spécifique ($\text{JKg}^{-1}\text{K}^{-1}$)	Conductivité thermique ($\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$)
Ferritique	A516	20	205	12.5	450	60
	S43000	20	205	10	480	22
	S44700	20	205	10	480	21
Austénitique	S30400	20	205	16	520	16
	N08904	20	205	16	544	15
Duplex	S31803	20	200	-	470	14
		100	190	13	500	15
		200	180	14	530	17
		300	170	14.5	560	18
	S32304	20	200	13	470	16

I.3.4.2 Propriétés mécaniques

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques présentent d'excellentes propriétés mécaniques. Les variations de ces propriétés ont fait l'objet d'études détaillées pour préciser l'influence de la structure biphasée, la composition chimique, les températures de traitement, ainsi que l'influence des durées de maintien. Il est ainsi possible d'ajuster le matériau aux nécessités diverses de l'utilisation, par exemple l'augmentation de la dureté pour mieux résister à l'abrasion. Les principales caractéristiques mécaniques des aciers duplex sont :

1. Caractéristiques de traction : les caractéristiques minimales de traction des alliages austéno-ferritiques plats sont présentées dans le tableau I.3. D'après ce tableau, on constate que les valeurs de R_e et de R_m des aciers duplex sont plus élevées que ceux des aciers ferritiques et austénitiques. En effet, la caractéristique majeure des aciers inoxydables duplex est leur résistance mécanique élevée à la température ambiante.

Tableau I.3 : Propriétés mécaniques des différents aciers inoxydables [14].

Aciers	Grades	$R_{e0.2}$ (Mpa)	R_m (Mpa)	A_5 (%)	Dureté	
					HB	HRC
Ferritiques	S40900	205	380	20	179	-
	S44700	415	550	20	223	20
Austénitiques	S31603	170	485	40	217	-
	S31254	300	650	35	223	-
Duplex	S31200	450	690	25	293	31
	S31260	485	690	20	290	-
	S31803	450	620	25	293	31
	S32304	400	600	25	290	32
	S32550	550	760	15	302	32
	S32750	550	795	15	310	32
	S32760	550	750	25	270	-
	S32900	485	620	15	269	28
S32950	485	690	15	293	32	

Les valeurs élevées de R_e et de R_m résultent de la simultanéité des mécanismes suivants [14] :

- Durcissement par solution solide interstitielle (C, N).
- Durcissement par solution solide substitutionnelle (Cr, Mo, Ni).
- Durcissement par la formation de la phase γ_2 .
- Durcissement dû à la ferrite.

2. Dureté : d'après le tableau I.3, les aciers inoxydables duplex présentent les duretés les plus élevées. Ces duretés varient entre 28 et 32 Rockwell (HRC) selon le type d'alliage. En plus, du durcissement par les éléments d'alliage (interstitielles ou substitutionnelles) et par la phase ferritique, les aciers austéno-ferritiques peuvent être durcis par traitement thermique. Le

premier domaine entre 700°C et 900°C où il y a formation des phases intermétalliques. Le deuxième domaine est compris entre 300°C et 550°C où on peut obtenir un durcissement notable tout en conservant une bonne ductilité.

Les aciers austéno-ferritiques peuvent également comme les aciers inoxydables austénitiques être durcis par écrouissage et conduire à des limites d'élasticité élevées [12].

3. Ductilité : malgré leur haut niveau de résistance mécanique, les aciers inoxydables duplex possèdent une bonne ductilité grâce à la présence de la matrice austénitique, qui conserve aussi une bonne ténacité.

4. Résilience : la résilience des alliages austéno-ferritiques reste excellente même à basse température. Leur usage peut être envisagé jusqu'à -50°C, voire des températures inférieures avec des précautions particulières [04].

I.3.5 Résistance à la corrosion

Les aciers inoxydables possèdent une excellente résistance aux différents types de corrosion généralisées et localisées, ainsi qu'aux agressions combinées. Les propriétés les plus importantes de ces aciers qui les distinguent nettement des aciers inoxydables austénitiques et ferritiques, sont leur excellente résistance à la corrosion intergranulaire associée à leur bon comportement vis-à-vis de la corrosion sous contrainte et en fatigue-corrosion. Nous passons successivement en revue les divers types de corrosion en dégageant les caractéristiques particulières essentielles des aciers inoxydables austéno-ferritiques.

I.3.5.1 Corrosion intergranulaire

La résistance à la corrosion intergranulaire a été la propriété la plus anciennement utilisée de ces aciers, à l'époque où les phénomènes de corrosion intergranulaire étaient l'écueil essentiel rencontré dans l'utilisation industrielle des aciers inoxydables. Cette très bonne résistance à la corrosion intergranulaire s'explique en partie, par le niveau encore relativement élevé de la teneur en chrome obtenue, après traitement de sensibilisation dans la zone de précipitation des carbures de chrome en bordures α/γ , les phénomènes de diminution locale de la teneur en chrome (déchromisation), qui sont à la base de cette corrosion intergranulaire dans les aciers austénitiques ou ferritiques, se produisent en général trop faible dans les aciers austéno-ferritiques [12]. La très bonne résistance de ces aciers est donc due à la faible probabilité d'existence de joints de grains homogènes α/α et γ/γ sensibles aux phénomènes qui causent la corrosion intergranulaire.

I.3.5.2 Corrosions par piqûres et crevasses en milieux chlorurés

Les propriétés de résistance à la corrosion par piqûres et crevasses ne dépendent pas de la structure mais de la teneur en éléments d'alliage favorisant cette résistance : chrome, molybdène et azote en ce qui concerne la résistance à l'amorçage de la piqûre et chrome, molybdène, nickel et cuivre en ce qui concerne la résistance à la propagation de ces corrosions localisées. Il faut par ailleurs, tenir compte d'éléments mineurs dont l'influence peut être très importante tels que le soufre, néfaste, ou le titane, favorable et des inclusions non métalliques dont l'effet est déterminant au stade de l'amorçage de la piqûre [12]. Les aciers inoxydables duplex présentent une excellente résistance à la corrosion par piqûres [03].

I.3.5.3 Corrosion sous contrainte ; fatigue-corrosion

En ce qui concerne la résistance à la corrosion sous contrainte et à la fatigue corrosion, les résultats obtenus dans différents milieux sont remarquables, ce sont essentiellement, les milieux chlorurés, les milieux caustiques et, également, les milieux humides contenant des chlorures, en présence d'hydrogène sulfuré sous pression et à haute température.

La bonne résistance à la fissuration sous contrainte de ces nuances est la résultante de phénomènes électrochimiques et mécaniques complexes causés par les propriétés propres de chacune des deux phases et de leur couplage à la fois mécanique et électrochimique. Ainsi, les phénomènes de dépassivation par maclage mécanique de la ferrite jouent un rôle déterminant. Il a été trouvé que dans le cas des ruptures accélérées avec plastification il semble que la fissuration soit souvent assistée par un mécanisme de dépassivation de la ferrite produite par le maclage de celle-ci. Dans l'austénite, l'amorçage de la fissuration se produit sur les glissements comme dans les aciers austénitiques courants [12].

I.4 Conclusion

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques combinent les propriétés désirables des aciers inoxydables austénitiques et ferritiques. Comme résultats de cette combinaison, ils constituent des matériaux de structure particulièrement intéressants et trouvent ainsi une augmentation de l'utilisation dans de larges domaines d'application. Les propriétés de ces aciers résultent de la configuration unique de leur structure, qui ne présente pas que des avantages. Elle a l'inconvénient de limiter les températures d'utilisation, leur emploi est limité aux environs de +300°C, car au dessus de cette température, les aciers inoxydables duplex sont susceptibles à la précipitation des phases secondaires qui peuvent causer la réduction de leurs propriétés.

CHAPITRE II

LE SOUDAGE DES ACIERS
INOXYDABLES AUSTENO-
FERRITIQUES

II.1 Introduction

La soudabilité des aciers inoxydables duplex est en général très bonne. Ils se prêtent bien à tous les procédés de soudage et permettent des assemblages d'excellente qualité, si les soudures sont faites correctement, en tenant compte de leurs propriétés particulières. Cependant, la performance de l'acier inoxydable duplex peut être affectée significativement par le soudage. Le soudage induit des changements microstructuraux comme la croissance des grains et les transformations de phases dans la région soudée. Le degré auquel la microstructure est modifiée dépend des cycles thermiques et de la cinétique de variation des transformations qui prennent place durant le soudage.

II.2 Définitions

Le soudage est un procédé d'assemblage qui a pour but de créer une continuité physique entre deux éléments métalliques de telle sorte que l'ensemble ainsi réalisé satisfasse en tout point aux exigences relatives à ses propriétés [15].

Le soudage est un procédé qui assure la continuité de matière, contrairement à d'autres techniques d'assemblage des métaux, qu'elles soient mécaniques, comme le rivetage et le boulonnage, ou chimiques, tel que le collage [16].

En soudage, on doit distinguer deux situations [15]:

- Les deux éléments à assembler ont la même composition chimique et le métal d'apport est tel que le cordon de soudure aura une composition très voisine de celle du métal de base, on parle alors de soudage « homogène ». C'est le cas le plus fréquent.
- Les deux éléments à assembler n'ont pas la même composition chimique ou, s'ils ont la même composition chimique, celle du métal d'apport (et par voie de conséquence, celle du métal fondu) en est très différente, on parle dans ce cas de soudage « hétérogène ».

La définition de la soudabilité proposée par l'ISO (recommandation R581/1967) est : « On considère qu'un matériau est soudable à un degré donné, par un procédé donné et pour un type d'application donné, lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'assurer la continuité par la construction de joints soudés qui, par leurs caractéristiques locales et les conséquences globales de leur présence, satisfont aux propriétés requises et choisies comme base de jugements ». La soudabilité se rattache aux trois aspects principaux suivants :

- **Soudabilité opératoire**: qui étudie les conditions de réalisation des assemblages par fusion ou par tout autre procédé, pression par exemple.
- **Soudabilité métallurgique ou locale**: relative aux modifications physico-chimiques résultant de l'opération de soudage.
- **Soudabilité constructive ou globale**: qui s'attache à définir les propriétés d'ensemble de la construction pour mettre en évidence la sensibilité de l'assemblage à la fissuration.

II.3 Les procédés de soudage

La continuité physique peut être obtenue en faisant ou en ne faisant pas intervenir la fusion des métaux à assembler, c'est ainsi que l'on pourra distinguer :

- Le soudage sans fusion mais avec diffusion à l'état solide, avec les procédés de soudage par explosion et par pression.
- Le soudage sans fusion apparente, mais avec une fusion localisée (ou seulement un début très limité de fusion), avec les procédés de soudage par points, par induction ou par friction.
- Le soudage avec fusion obtenu par tous les procédés de soudage aux gaz, à l'arc, par faisceau d'électrons, par laser, qui sont ceux utilisés dans la très grande majorité des cas d'application industrielle, de telle sorte que pratiquement, on réalise surtout les soudures par fusion.

II.3.1 Mécanisme d'obtention de la continuité métallique dans le cas de soudage par fusion

Ce mécanisme résulte de la solidification d'un liquide B sur un solide A qui lui a donné naissance, ou tout au moins qui a participé à la fusion. Dans ce cas, la continuité métallique est assurée par le phénomène dit d'épitaixie, selon lequel les cristaux de solidification adoptent, en prenant naissance à l'interface, l'orientation des cristaux du métal solide support. Ainsi, les édifices cristallins que sont les grains et les joints qui les séparent sont communs au métal de base demeuré solide et au métal fondu solidifié.

A l'échelle de la microstructure, ce phénomène se traduit (figure II.1) par le fait que les joints de grains du métal de base traversent sans discontinuité l'interface, qui est devenue la zone de liaison. On l'observe pour tous les procédés de soudage dans lesquels intervient la fusion [17].

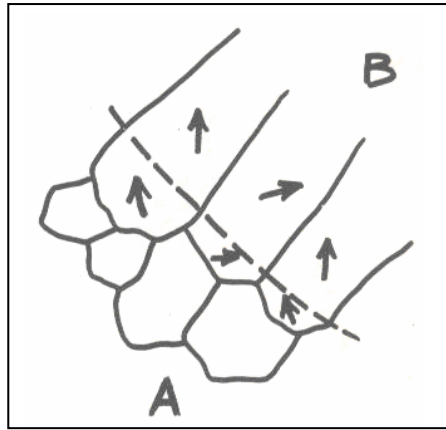


Figure II.1: Mécanisme d'obtention de la continuité métallique dans le cas des procédés de soudage par fusion [17].

II.3.2 Procédés de soudage à l'arc

Bernardos (1887) et puis Kjellberg (1914) ont été les tout premiers à utiliser le pouvoir de fusion d'un arc électrique en vue de réaliser la soudure des métaux [18].

Un arc est une décharge électrique établie et entretenue dans un gaz entre deux électrodes reliées aux pôles d'un générateur et dégageant lumière et chaleur, il forme une colonne ionisée conductrice qui répond à des lois physiques essentiellement [18]:

- Électriques, reliant tension et courant, auxquelles se rattachent les caractéristiques et le fonctionnement des générateurs.
- Thermiques auxquelles se rattachent les phénomènes de fusion.

Les principaux procédés de soudage à l'arc sont :

- Le soudage à l'électrode réfractaire TIG.
- Le soudage à l'arc avec électrode enrobée.
- Le soudage automatique sous flux électro conducteur solide.
- Le soudage semi-automatique sous protection gazeuse (MIG ou MAG).
- Le soudage au plasma.

II.3.2.1 Soudage à l'électrode réfractaire TIG

Le soudage TIG (Tungsten Inert Gaz), également appelé GTAW (Gaz Tungsten Arc Welding) aux Etats-Unis, est un procédé de soudage dit « par fusion ». Le principe du TIG est de créer un arc électrique entre une électrode réfractaire (c'est-à-dire non fusible) en tungstène et la pièce à souder.

L'électrode et le bain fondu sont protégés contre l'oxydation de l'air par un bouclier de gaz inerte, généralement de l'argon pur. Parfois un mélange argon-hélium est utilisé pour augmenter la pénétration du bain de fusion, l'ajout d'hélium permettant d'augmenter la tension d'arc en raison du potentiel d'ionisation plus élevé de celui-ci [19].

Le soudage TIG peut s'effectuer sans métal d'apport, contrairement à d'autres procédés à l'arc (électrode enrobé, MIG, MAG,...). Néanmoins, un supplément de matière peut être apporté, sous forme de fil ou de baguette. Le métal d'apport peut être de même constitution que le métal de base (soudage homogène), ou de constitution différente (soudage hétérogène). L'appareillage comporte une source de courant alternative ou continu, un dispositif d'amorçage, une bouteille de gaz avec détendeur et débitmètre, une torche spécifique du procédé et divers accessoires (figure II.2).

L'opération de soudage se conduit de la façon suivante [18] : l'opérateur place la torche en regard du point de départ en prenant soin de maintenir l'extrémité de l'électrode à quelques millimètres du métal à fondre, valeur approximative de la longueur d'arc. Il actionne ensuite l'interrupteur de la torche, ce qui a pour effet d'ouvrir le circuit du gaz, de fermer le contacteur de la source, la tension à vide apparaissant alors entre la pièce et électrode puis de fermer le circuit d'amorçage.

Ce circuit a pour rôle de produire entre l'électrode et la pièce une étincelle de faible puissance et de haute fréquence, pendant le temps (très bref) nécessaire à l'établissement du courant de soudage dans le circuit. Le bain fondu se forme et l'opération de soudage peut alors se conduire.

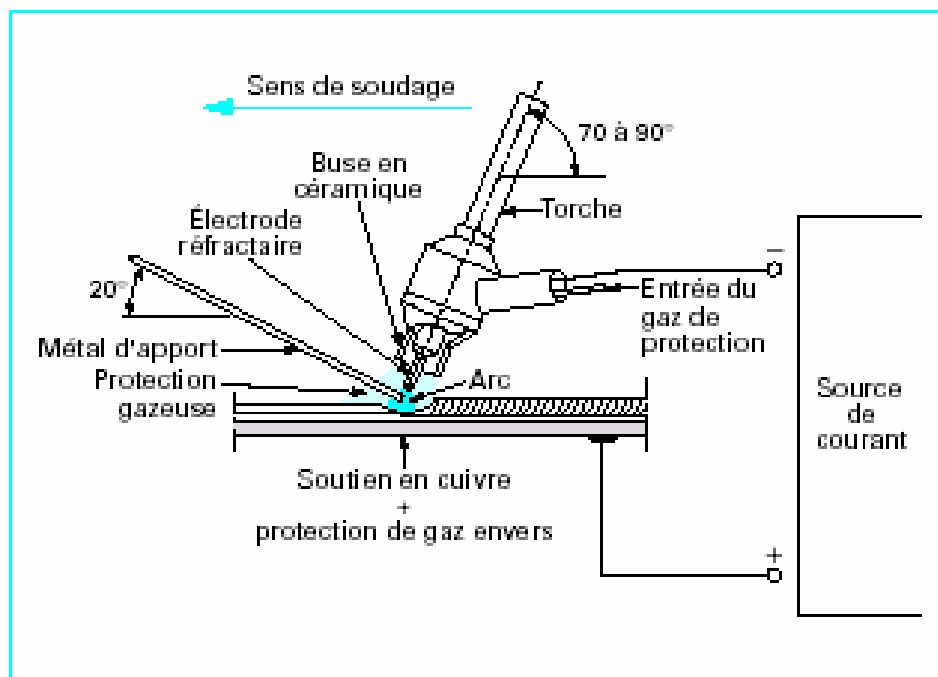


Figure II.2: Principe du soudage à l'électrode réfractaire TIG manuel [20].

Le soudage des aciers inoxydables est toujours effectué en courant continu en polarité directe (pôle négatif du générateur relié à l'électrode). Dans ces conditions c'est la pièce qui est soumise au bombardement électronique alors que l'électrode réfractaire ne s'use que très peu. Le soudage peut se faire manuellement (torche tenue à la main) ou de manière automatique [20].

Contrairement à d'autres procédés de soudage comme le laser ou le faisceau d'électrons, qui mettent en jeu de fortes densités d'énergie et provoquent la vaporisation d'une partie de métal, le TIG ne provoque que la fusion du métal, avec dans certains cas une vaporisation très localisée [19]. De plus, le soudage TIG a l'avantage de permettre la réalisation de cordons lisses, d'un bel aspect, exempts de défauts de surface et possédant une bonne compacité, les propriétés mécaniques du joint soudé sont donc excellentes.

Le soudage TIG s'applique à tous les métaux soudables [18], il est largement utilisé pour le soudage des aciers inoxydables avec d'excellents résultats [21]. De plus, c'est un procédé facilement mécanisable, il est très utilisé, entre autre, dans la construction aéronautique, les industries chimiques et alimentaires, la fabrication des réservoirs, des citernes, des carrosseries, ...etc.

II.3.2.2 Soudage à l'arc avec électrode enrobée

Le soudage à l'arc avec électrode enrobée, appelé soudage manuel à l'arc (Shielded Metal Arc Welding process), est un procédé à la fois rapide et d'une bonne souplesse d'utilisation avec toutes les nuances d'aciers inoxydables. L'appareillage comporte une source de courant continu ou alternatif, une pince porte électrode et l'électrode proprement dite, un câble de liaison et un câble de masse.

La source étant sous tension, l'arc s'amorce par contact électrode-pièce et produit instantanément la fusion de l'électrode, la production de vapeur et la formation du cordon qui, après refroidissement sera recouvert du laitier vitrifié dû à l'enrobage fondu et que l'on évacue ultérieurement (figure II.3) [18].

L'électrode enrobée est constituée par une âme métallique centrale autour de laquelle est disposé concentriquement l'enrobage. L'âme métallique conduit le courant, apporte le métal, forme le cordon et comporte les éléments d'alliage devant assurer une grande part des caractéristiques désirées de la soudure. L'enrobage des électrodes contient des oxydes complexes, des fondants et des carbonates intimement mélangés puis agglomérés à l'acide silicates alcalins. Par dissociation à haute température des carbonates, il est possible de générer une protection gazeuse tandis que les oxydes sous la forme d'un laitier participent aux réactions d'affinage du bain de fusion [18,20].

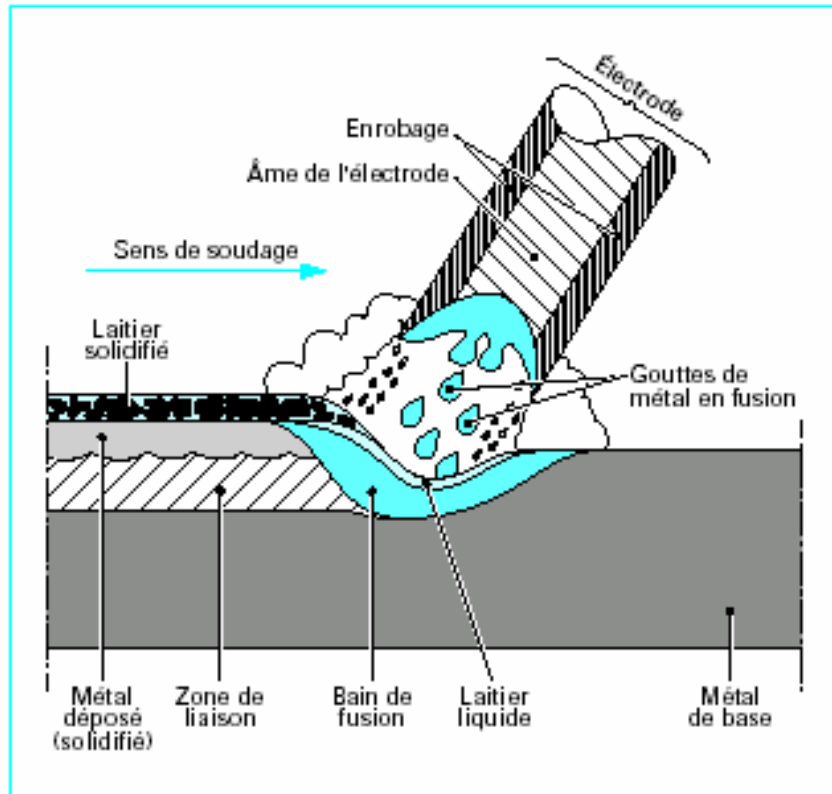


Figure II.3: Principe du soudage à l'arc électrique avec électrode enrobée (SMAW) [20].

L'enrobage a un double rôle :

- Il permet d'amorcer l'arc et de le maintenir de façon stable par les vapeurs et les divers dégagements gazeux qui prennent place [18].
- Il protège le métal fondu du contact de l'air et évite l'oxydation du chrome [21]. Cette protection se réalise d'une part par l'émission des vapeurs qui chasseront l'air de la zone d'arc, et d'autre part, par la formation du laitier pendant et après la fusion, ce laitier surnage par sa faible densité au-dessus du bain jusqu'au refroidissement complet au cours duquel il se solidifie tout en conservant son action protectrice.

Le soudage à l'électrode enrobé s'applique particulièrement bien à toutes les formes d'assemblage en aciers aux carbones, peu ou fortement alliés, et sous certaines conditions aux alliages d'aluminium et de cuivre. C'est un procédé qui se rencontre dans tous les domaines industriels, c'est ainsi qu'il s'impose dans les travaux de soudage (chaudronnerie générale) et sur les chantiers (ponts, navires, pipelines)

II.4 Cycle thermique de soudage

Sur le plan thermique, le soudage est caractérisé par un apport important et localisé de chaleur sur la pièce soudée. La diffusion dans le métal de l'énergie ainsi apportée fait du soudage une véritable opération de traitement thermique. Ces effets sont caractérisés par [22]:

- 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 thermique de l'opération de soudage est tout d'abord de permettre l'interprétation aussi quantitative que possible des phénomènes métallurgiques que cette opération engendre et par la suite de prévoir ces phénomènes pour en tenir compte dans le choix des procédés de soudage et des modes opératoires.

L'interprétation métallurgique de tous les phénomènes résultant d'un effet thermique requiert, comme condition nécessaire, la connaissance de la température atteinte. A cette condition de température s'ajoutent une ou plusieurs conditions de temps, qu'il s'agisse de l'échauffement, du séjour à température ou du refroidissement. Pour interpréter les phénomènes qui prennent naissance, durant l'opération de soudage, en un point donné de l'assemblage, il faut donc connaître le cycle thermique de soudage, c'est-à-dire la variation de la température en fonction du temps. La courbe correspondante $\theta = f(t)$, tracée en un point A voisin d'une soudure (figure II.4).

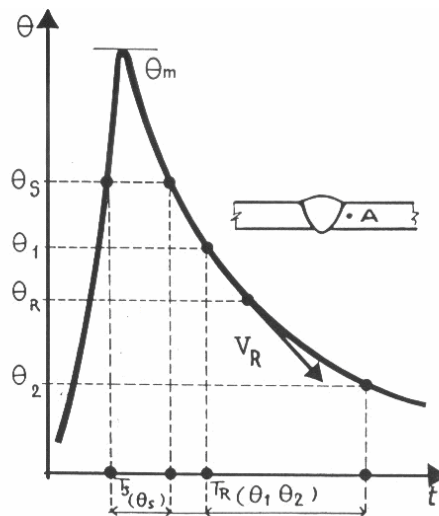


Figure II.4: Variation de la température θ en fonction du temps t [17].

La courbe $\theta = f(t)$ de la figure II.4 nous renseigne sur les grandeurs suivantes :

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

Ainsi déterminées, en un point de l'assemblage, les grandeurs associées au cycle thermique nous permettent d'accéder à la connaissance ou à la prévision des phénomènes métallurgiques qui prennent naissance en ce point. Par exemple, la répartition thermique aux alentours d'une soudure. Cette répartition se détermine par le tracé de la courbe $\theta_m = f(x)$ (figure II.5), qui donne la variation de la température maximale θ_m atteinte en chaque point en fonction de la distance x .

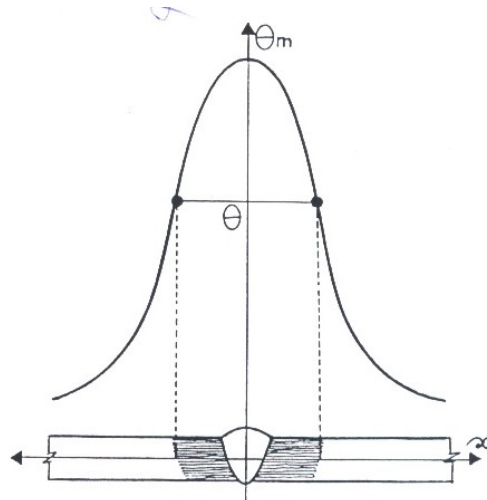


Figure II.5: Variation de la température θ en fonction de la distance x [17].

Pendant le cycle 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. A partir de l'axe du cordon, on distingue successivement les zones suivantes (figure II.6) :

- **Métal de base (MB)** : métal des pièces à assembler.
- **La zone affectée thermiquement (ZAT)** : en anglais « Heat Affected Zone », 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 du soudage.
- **La zone de liaison (ZL)** : zone marquant la frontière entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement.
- **La zone fondue (ZF)** : c'est le volume qu'occupe le métal fondu après solidification dans les soudures par fusion.

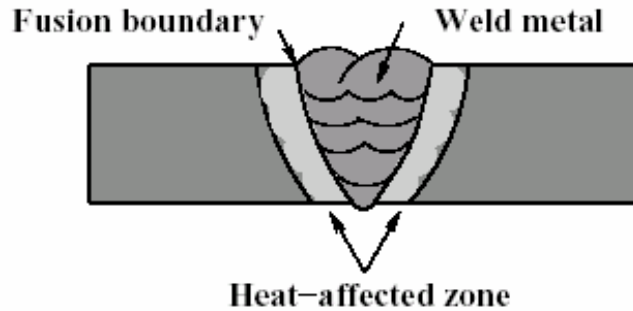


Figure II.6: Les différentes zones d'une soudure [23].

II.5 Conséquences des cycles thermiques de soudage

L'échauffement rapide provoque la fusion du métal qui constituera le cordon et engendre un fort gradient thermique dans la zone affectée thermiquement, qui dans ses parties portées aux températures les plus élevées, pourra selon la composition de l'acier, être le siège de différentes transformations. La zone affectée thermiquement sera donc le siège de dilatations différentielles qui, compte tenu de la plasticité du métal à chaud, ne provoqueront que des déformations plastiques. Mais dans la partie de la zone affectée thermiquement, voisine du métal fondu, les températures atteintes sont telles que les grains vont pouvoir grossir et atteindre des dimensions importantes. Le refroidissement rapide va provoquer différents phénomènes :

- a) Le processus de solidification de l'alliage constituant le métal fondu engendre des hétérogénéités chimiques dues à l'intervalle de solidification.
- b) Des transformations structurales éventuelles si le métal est capable de telles transformations. Celles-ci vont intéresser aussi bien la zone affectée thermiquement que le cordon avec, pour ce dernier, des particularités si les hétérogénéités de composition chimique peuvent faire apparaître des constituants qui n'existeraient pas dans un métal homogène et qui subsisteront généralement en service puisque la soudure reste habituellement à l'état brut de soudage. Ces anomalies peuvent affecter le comportement mécanique du joint et sa résistance à la corrosion [15].
- c) Des contractions différentielles dues aux gradients thermiques, ces contractions sont susceptibles d'engendrer des déformations et des contraintes qui, suivant les températures auxquelles elles apparaissent peuvent être responsables [15] :
 - D'une rupture dans le métal fondu dont les caractéristiques, à la température considérée, ne sont pas assez élevées pour supporter leur application.
 - D'une mise sous contrainte permanente (contraintes résiduelles) de la soudure. Cet état peut sensiblement affecter le comportement mécanique de la construction ainsi que sa résistance à la corrosion (corrosion sous tension).

II.6 Défauts des joints soudés

Les principaux défauts qui peuvent se rencontrer en pratique sont dus à une exécution défectueuse des joints soudés. Parmi ces défauts, on trouve :

- **Le manque de pénétration** : est grave en ce qu'il diminue la section du métal de la soudure et constitue une amorce de rupture.
- **Le manque de fusion** : est dû au fait que le métal de base n'a pas été porté à une température suffisante et qu'il y a donc pas eu de liaison avec le métal déposé.
- **La porosité** : résulte de l'occlusion de gaz par le métal fondu, sous forme de bulles isolées ou disposées en chapelets ou en nids. Ces cavités se nomment des soufflures, ou des piqûres.
- **Les inclusions** : réduisent notablement la résistance mécanique de la soudure, on distingue les inclusions d'oxyde et de laitier.
- **Les fissures** : qui sont en quelque sorte des cassures fines localisées, s'amorcent à chaud ou à froid.
- **Les microfissures** : ce sont des fissures à l'échelle microscopique, elles sont le plus souvent liées à la présence d'hydrogène et à la trempe.

En plus des défauts cités, les cordons peuvent également présenter différents défauts d'aspects, qui peuvent accentuer les risques de corrosion et de rupture par fatigue [16,24] :

- **Des cordons trop bombés** : sont le signe d'une intensité trop faible du courant de soudage et d'un balancement insuffisant de l'électrode.
- **Des cordons trop étalés** : indiquent que l'intensité du courant est trop importante et que les pièces sont surchauffées.
- **Des cordons irréguliers** : sont souvent le résultat d'un choix défectueux de l'intensité du courant de soudage, ou de l'utilisation d'électrodes non appropriées au métal des pièces.

II.7 Soudabilité des aciers inoxydables austéno-ferritiques

II.7.1 Solidification et structure des soudures duplex

Les propriétés de soudage des métaux sont largement influencées par le mode de solidification et par le refroidissement consécutif à la passe du soudage comme une conséquence de l'absence de la recristallisation et de l'homogénéisation contrôlées [25]. La microstructure du métal soudé diffère de celle du métal de base, comme résultat des variations de la composition chimique et de son total historique thermique [14].

Pendant la solidification de l'acier duplex notamment du métal fondu des soudures, il se forme une structure presque entièrement ferritique, en poursuivant le refroidissement au dessous de 900°C la phase austénitique est amorcée aux joints de grains ferritiques.

En effet, la solidification de la ferrite implique la croissance épitaxiale à partir du métal de base aux joints fusionnés. La croissance de la dendrite initiale est orientée selon le gradient thermique. La précipitation de l'austénite dépend de la composition du métal soudé, sa formation initiale se produit intergranulairement. En suite, elle est suivie par la formation de l'austénite type Widmanstätten ou sur les sites intragranulaires dépendant de la taille des grains ferritiques et de la vitesse de refroidissement. La précipitation de l'austénite est le processus de nucléation et croissance contrôlé par la diffusion [14].

Ainsi la vitesse de refroidissement est d'une importance majeure dans la détermination de l'étendue de cette transformation. Pour des vitesses de refroidissement lentes on aura la formation de plus d'austénite et pour des vitesses de refroidissement rapides on aura la formation de peu d'austénite. Cependant, comme la nucléation est facilitée aux joints de grains, une taille petite des grains de ferrite, en principe, favorise des quantités d'austénite élevées. Pour encourager la formation de l'austénite dans le métal soudé et pour maintenir la balance des phases, les consommables du soudage ont généralement une composition « plus austénite » que l'acier parent. Ces consommables sont aujourd'hui fabriqués avec 2-4% plus de nickel que le métal de base [14]. La structure résultante est constituée de grains de ferrite primaires avec de l'austénite intergranulaire ou intragranulaire principalement précipitée en structure Widmanstätten (figure II.7) [25].

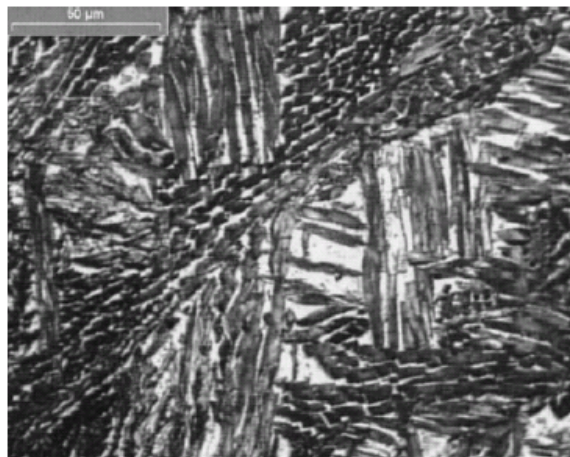


Figure II.7: Microstructure de la zone fondue d'un acier duplex soudé UNS S 31803 [26].

II.7.2 Taux de ferrite

En général, le soudage des aciers duplex a des quantités de ferrite dans la gamme 30-70% dépendant de la composition et de la vitesse de refroidissement [14]. Lors de l'opération de soudage, on assiste à une augmentation importante de la teneur en ferrite dans la zone

fondue et dans la zone affectée thermiquement. Cette augmentation est due au cycle thermique de soudage dont la vitesse de refroidissement ne permet pas une transformation complète en austénite de la ferrite formée à haute température.

La maîtrise correcte de la teneur en ferrite est en effet le point essentiel dans la mise en œuvre industrielle de ces aciers en raison de ses répercussions sur les propriétés de soudage. En effet, la quantité de ferrite finale détermine les propriétés comme la résistance, la ténacité, la résistance à la corrosion et la stabilité de phase à long terme. De plus, la quantité de ferrite est un indicateur utile pour le mode de solidification, qui influence fortement la fissuration à chaud durant le soudage.

La quantité de ferrite des métaux soudés et des métaux de base peut être mesurée essentiellement par deux méthodes, soit par la méthode de comptage des points ou bien par la méthode d'analyse magnétique, cette dernière se fait par le contrôle de l'aimantation à l'aide d'un ferritoscope étalonné. Toutes fois une meilleure précision est obtenue par le comptage de la répartition de la ferrite sur une coupe micrographique.

La possibilité de prédéterminer la quantité de ferrite dans le soudage des aciers austéno-ferritiques est très essentielle. Pour cela, des diagrammes de constitution ont été utilisés pour prédire la quantité de ferrite. Durant les années, ces diagrammes de constitution ont été améliorés mais l'approche basique utilisée dans ces diagrammes n'a pas changé. Le niveau de ferrite est prédit comme une fonction des facteurs d'équivalents en Cr et en Ni. Ces diagrammes ont été trouvés d'être très utiles.

Plusieurs modèles ont été développés pour essayer de prédire avec précision la quantité de ferrite dans le soudage des aciers inoxydables. Les variations des versions des diagrammes de constitution diffèrent principalement, dans les coefficients qui sont utilisés pour convertir la composition de l'alliage en Cr_{eq} et en Ni_{eq} . Parmi ces diagrammes on trouve :

➤ **Diagramme de Schaeffler :**

Le diagramme de Schaeffler (figure II.8) est une description empirique de la structure du métal déposé qui résulte des compositions différentes de soudage. Ce type de diagramme a été utilisé pour plusieurs années pour prédire la microstructure du métal déposé dans les austénitiques conventionnels ou autre aciers inoxydables pour optimiser la composition du métal d'apport. Il est devenu apparent que le diagramme de Schaeffler ne prédit pas les microstructures duplex très bien, car l'influence de l'azote n'est pas prise en considération. Les équivalents chrome et nickel sont :

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5\%Si + 0.5\%Nb$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0.5\%Mn$$

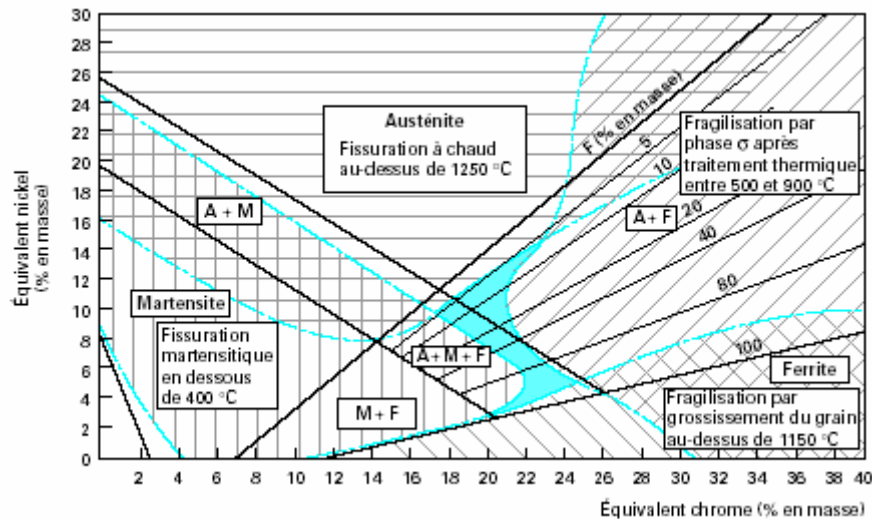


Figure II.8: Diagramme de Schaeffler [02].

➤ **Diagramme WRC-1992 :**

Le diagramme WRC-1992 (figure II.9) 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 [04,14]. Les formules utilisées pour le calcul des équivalents chrome et nickel sont :

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

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

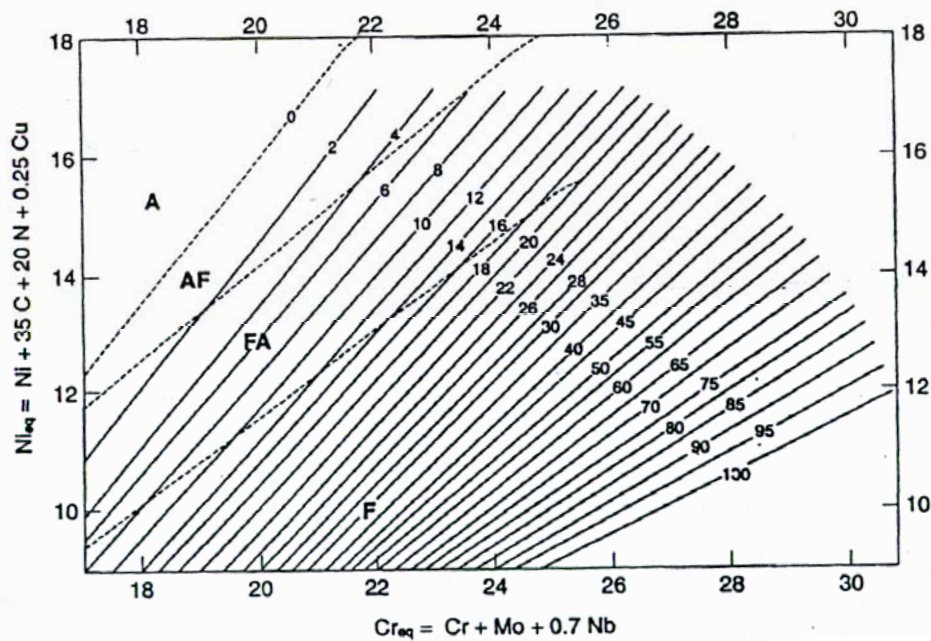


Figure II.9: Diagramme WRC-1992 [14].

II.7.3 Transformations de phases durant le soudage des duplex

Durant le processus de soudage par fusion des aciers inoxydables duplex, les transformations microstructurales qui se produisent sont complexes et dépendent de la composition du matériau soudé et des cycles thermiques produits par le processus de soudage. De ce fait, la microstructure du métal de base typique caractérisée par une balance entre les fractions volumiques des phases ferritique et austénitique est modifiée dans les deux zones, la zone affectée thermiquement et la zone fondue.

Pendant l'opération de soudage, la zone affectée thermiquement des aciers inoxydables duplex est chauffée aux hautes températures, ce qui mène à la transformation de l'austénite à la ferrite et à la croissance de grains δ . Par conséquent, l'acier devient complètement ferritique et la phase austénitique apparaît durant le refroidissement [27,28]. La transformation $\gamma \longrightarrow \delta$ est très importante parce que la taille du grain, la fraction des phases et la concentration homogène de la phase δ transformée affectent la cinétique de la croissance des grains ultérieurement et les transformations de phases durant le refroidissement [11].

En plus, de la transformation de phases $\delta \longleftrightarrow \gamma$, d'autres transformations de phases sont connues de se produire dans les aciers inoxydables duplex. Ces transformations incluent, la précipitation de nitrures de chrome (Cr_2N) dans la matrice ferritique et la précipitation des composés intermétalliques tel que la phase σ , la phase χ , la phase π et la phase R. On note aussi la précipitation de l'austénite secondaire γ_2 dans la ferrite [25,28,14].

Le problème de soudage des aciers inoxydable duplex est que des vitesses de refroidissement rapide dans la zone affectée thermiquement favorise moins l'austénite que la quantité désirée et de favoriser des quantités élevées de ferrite. Cela peut causer une perte de la ténacité et de la résistance à la corrosion. Ce problème peut être évité par la diminution de la vitesse de refroidissement avec un contrôle de la chaleur mise, préchauffage et les températures d'interpasses. D'autres part, les vitesses de refroidissement doivent être assez rapides pour éviter la précipitation de la phase σ , carbures de chrome et α' dans l'intervalle 350°C-1000°C [27,29].

En effet, la transformation $\gamma \longleftrightarrow \delta$ est la réaction dominante dans la zone affectée thermiquement durant les deux cycles de soudage chauffage et refroidissement [28].

II.7.4 Traitements thermiques sur soudures duplex

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques ne sont pas sensible à la corrosion intergranulaire et les risques de fissuration à chaud sont très faibles. De ce point de vue ne nécessite aucun traitement thermique après soudage, il est conseillé de ne pratiquer ni pré- ni post-chauffage afin d'éviter toute transformation de la ferrite. Cependant, l'opération de soudage peut détruire l'équilibre ferrite/austénite dans un joint soudé. Pour rétablir cet

équilibre le seul traitement thermique réalisable après soudage est l'hypertrempe effectuée à la température du maintien définie par l'acier de base et suivant un refroidissement suffisamment rapide. Ce traitement va permettre l'obtention de joints soudés avec structure homogène, par l'abaissement de la teneur en ferrite en zone affectée thermiquement et en métal fondu. Il n'est généralement pas nécessaire sauf pour des procédés de soudage qui mettent en jeu de grande densité d'énergie (faisceau d'électron, laser,...). L'optimisation des paramètres de soudage-énergie et la composition du métal d'apport permettent généralement de s'affranchir de tout traitement thermique après soudage [30,03,04].

II.7.5 Propriétés d'une soudure duplex

- **Comportement de traction** : il y a un petit changement dans les propriétés de traction. L'élongation du métal soudé est normalement inférieure que celle du métal de base et une baisse de la ductilité a été reporté [14].
- **Dureté** : la dureté du soudage des duplex est souvent élevée que celle du métal de base, à cause des contraintes induites par la chaleur et le cycle de refroidissement. L'augmentation de la dureté est manifestée dans les deux métal soudé et la zone affectée thermiquement.
- **Ténacité d'impact** : généralement, la ténacité d'impact est acceptable pour le métal soudé de l'acier inoxydable duplex et la zone affectée thermiquement si la chaleur mise est contrôlée et garder adéquate, pas très longue pas très courte, normalement, l'énergie absorbée est basse. De plus, une augmentation dans la fraction volumique de la ferrite diminue l'énergie d'impact [26] et la formation de l'austénite augmente la ténacité.
- **Propriétés de corrosion** : en général, le soudage des aciers inoxydables duplex a donné des performances satisfaisantes de corrosion. Cependant, il y a un potentiel pour l'attaque de corrosion dans les régions soudées, à cause des changements substantielles métallurgiques qui se produisent durant le soudage. La plupart a été consacré à la corrosion localisée, par exemple : la corrosion intergranulaire, la corrosion par crevasse et la fissuration par corrosion sous contrainte [14].
- **Fissuration à chaud** : le mode de solidification ferritique des alliages austéno-ferritiques les rendent peu sensibles à la fissuration à chaud [04]. L'effet bénéfique du mode ferritique est souvent attribué d'une part à la grande solubilité des impuretés comme le soufre et le phosphore dans la ferrite, et d'autre part, à la tenue à chaud de la ferrite qui est plus faible que celle de l'austénite. Cette tenue va limiter le niveau des contraintes de retrait.

- **Fissuration à froid** : il existe une sensibilité à la fissuration à froid du métal soudé et de la zone affectée thermiquement due à l'hydrogène apporté dans la phase ferritique par les produits d'apport. En pratique, la fissuration par l'hydrogène dans les aciers inoxydables duplex soudés peut se produire où la quantité d'hydrogène et le niveau de ferrite sont relativement élevés et des contraintes suffisantes sont appliquées [04,31]. On peut limiter cet effet en utilisant des électrodes séchées et en choisissant correctement les conditions de soudage.

II.8 Conclusion

La soudabilité des aciers inoxydables austéno-ferritiques est très bonne. Cependant, lors de l'opération de soudage on assiste à une augmentation de la teneur en ferrite avec une possibilité de précipitation. De ce fait, il est nécessaire de contrôler les conditions de soudage (composition du métal d'apport et vitesse de refroidissement) afin de conserver le rapport des phases ferritique-austénitique et d'éviter les précipités.

CHAPITRE III

LA FATIGUE THERMIQUE

III.1 Introduction

La fatigue thermique est le problème à l'origine de l'endommagement de nombreuses pièces et des structures industrielles. La dégradation des pièces est due aux contraintes d'origine thermique qui se développent durant les cycles de chauffage et de refroidissement qui correspondent généralement aux séquences de démarrage et d'arrêt ou lorsque la température varie au cours de son fonctionnement.

Comme phénomène, la fatigue thermique se produit fréquemment dans les structures qui supportent des variations de température et de contrainte, telles que les chambres de combustion des moteurs, outils de mise en forme des matériaux (cylindres de laminage, poinçons,...), lingotières, installations travaillant normalement à chaud et subissant des arrêts de fonctionnement (aubes de turbines),...etc.

III.2 Définitions

La fatigue thermique peut être définie comme le phénomène résultant de variations cycliques de température sur un composant ou une partie du composant. L'endommagement qui en résultent se caractérise en général par de la fissuration multiple souvent arrangée en réseau dit de « faïençage » [32].

Une autre définition, celle de Spera [33] : « la fatigue thermique désigne 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 est une caractéristique des matériaux ductiles (aciers, alliages de nickel,...). Elle se produit en général pour des régimes thermiques stationnaires et à des températures moyennement élevées, à $T/T_f \approx 0.5$, T_f étant la température absolue de fusion du métal. Le choc thermique, qui est l'apparition de fissures au premier cycle thermique, est une caractéristique des matériaux fragiles (fontes, céramiques,...). Un régime thermique transitoire et brutal est souvent associé à ce dernier cas et se produit même à des températures très basses [34].

III.3 Contraintes thermiques

De nombreuses pièces des structures utilisées à hautes températures sont soumises à des variations de température rapides en cours du fonctionnement. Le gradient thermique ainsi créé dans la pièce génère des contraintes thermiques. En effet, la dilatation libre d'un élément de volume donné est limitée par la dilatation différentielle des éléments voisins qui se

trouvent à des températures différentes. L'amplitude de ces contraintes d'origine thermique est en fonction du gradient thermique, la géométrie de la pièce, des caractéristiques physiques et mécaniques du matériau et la conductivité thermique.

Mais des contraintes thermiques peuvent aussi apparaître sans qu'il y ait un gradient de température si [35] :

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

La théorie élémentaire des contraintes thermiques est bien établie, et plusieurs textes ont été écrit en ce sujet. Des solutions analytiques pour des problèmes de contraintes thermiques élastiques, dans une variété de géométrie ont été présentées dans la littérature. Par exemple :

- Les contraintes thermiques dans un cylindre élastique ou tube avec une distribution de température radiale sont données par [36]:

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

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

Avec :

σ_r : la contrainte radiale (MPa).

σ_t : la contrainte tangentielle (MPa).

α : coefficient d'expansion linéaire thermique (K^{-1}).

E: module de Young (GPa).

ν : coefficient de Poisson.

T(r): température (K).

r: le rayon (mm).

r_1 : le rayon intérieur du tube (mm).

r_0 : le rayon extérieur du tube (mm).

- Si on empêche un barreau de se dilater, il apparaît une contrainte thermique de compression qui s'écrit:

$$\sigma_{th} = E \cdot \varepsilon = E \cdot \alpha \cdot \Delta T \quad (\text{III.3})$$

Avec :

ε_T : l'expansion thermique.

α : le coefficient linéaire de l'expansion thermique (K^{-1}).

ΔT : la variation de température causant l'expansion.

Les contraintes dues à un mouvement empêché se rencontrent dans le cas d'une pièce homogène bridée extérieurement et dans celui des pièces non homogènes dont les éléments constitutifs ont des coefficients de dilatation différents. C'est le cas de certains matériaux polycristallins dont le coefficient de dilatation est anisotrope (étain, zinc) ou des matériaux polyphasés dont les phases ont des coefficients de dilatation différents.

III.4 Mécanisme de la fatigue thermique

Le mécanisme de fatigue thermique est mis en évidence à l'aide du diagramme de North Cott et Baron [37]. Celui-ci est uniquement basé sur l'alternance de l'échauffement et du refroidissement, et sur les gradients thermiques dus à la déformation thermique partiellement empêchée. La figure III.1 illustre le principe de ce mécanisme.

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

A la fin de la phase d'échauffement, où la température de la pièce est plus ou moins homogène, le refroidissement provoque une contraction locale de la couche superficielle. Dans ce cas, une contrainte thermique de traction se développe rapidement. Celle-ci peut être élastique pour un refroidissement léger (branche BC), puis plastique pour un refroidissement plus sévère (branche CD).

Quand la déformation plastique se produit, des contraintes thermiques résiduelles de traction apparaissent au cours du refroidissement tandis que des contraintes thermiques résiduelles de compression apparaissent au cours de l'échauffement. Durant le cyclage thermique, ces contraintes se développent et deviennent très importantes. Notons que les fissures par fatigue thermique apparaissent durant l'étape de refroidissement à cause des contraintes thermiques résiduelles de traction qui y sont très importantes. En effet, la vitesse de refroidissement est très rapide que celle de l'échauffement, cela va engendrer des gradients thermiques beaucoup plus importants au refroidissement, et par conséquent les contraintes résiduelles de traction se développent plus rapidement.

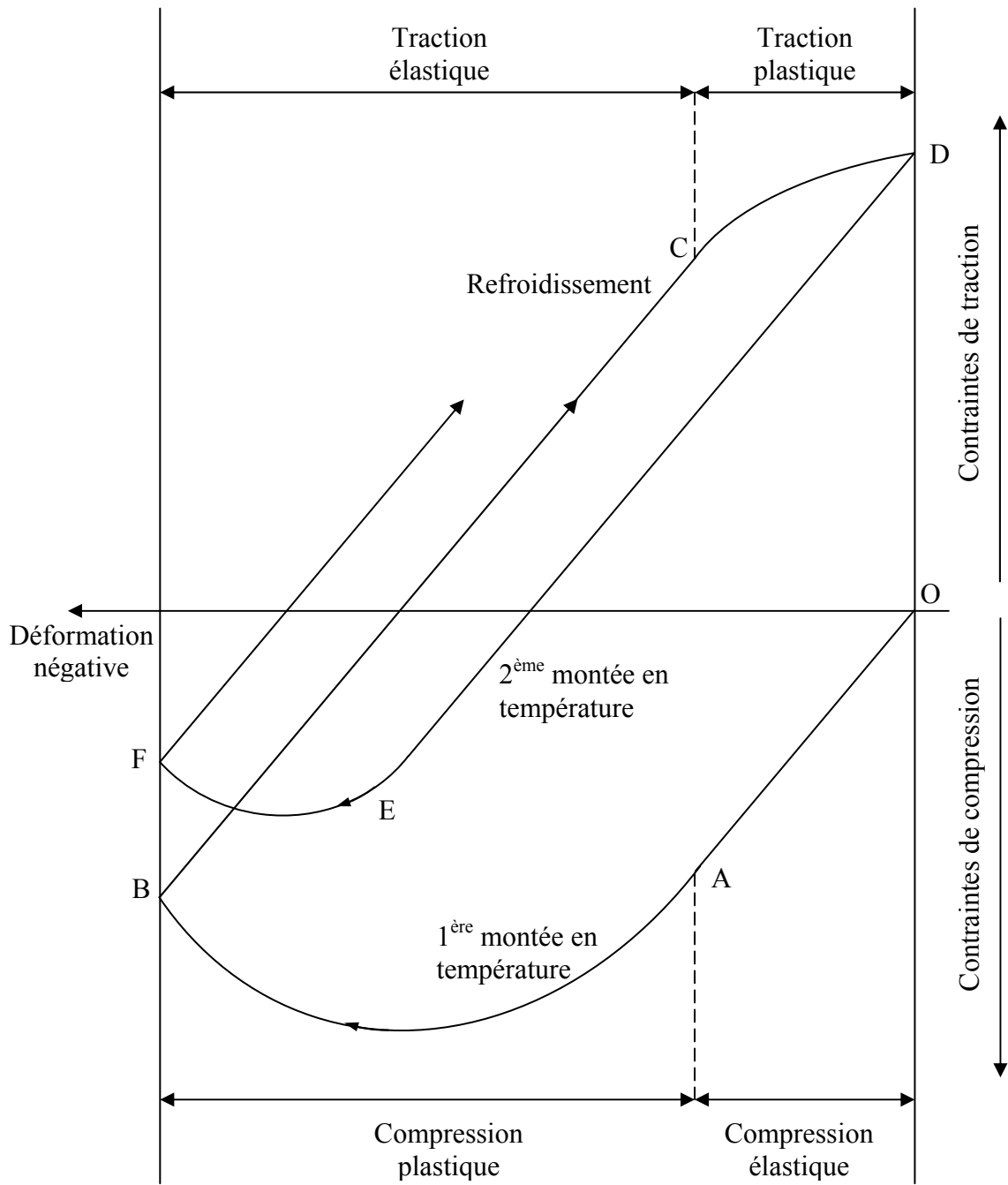


Figure III.1 : Mécanisme de la fatigue thermique, diagramme de North Cott et Baron [37].

III.5 Contraintes thermiques résiduelles

En plus, des charges extérieures, des contraintes résiduelles thermiques ou mécaniques souvent existent dans un composant. Ces contraintes sont difficiles à mesurer ou à modéliser, et elles forment souvent un facteur inconnu dans la fatigue.

Il est bien connu que les contraintes thermiques résiduelles jouent un rôle crucial dans le comportement de croissance des fissures de fatigue. Ces contraintes peuvent être introduites par plusieurs processus de fabrication comme le laminage, le forgeage et le soudage. L'introduction de contraintes thermiques résiduelles compressives à la couche de surface résulte dans le prolongement considérable dans la durée de vie des composants industriels. Par contre, la présence de contraintes résiduelles de traction peut réduire la durée de vie des composants. Les contraintes thermiques résiduelles de traction accélèrent la vitesse de croissance des fissures de fatigue par l'augmentation de l'ouverture de la fissure [38].

Dans un matériau à deux phases, tels que les aciers inoxydables duplex, les contraintes résiduelles microscopiques peuvent résulter de l'inégalité de la limite de déformation plastique ou d'une expansion thermique différente des deux phases. Indépendamment de leur origine, les contraintes résiduelles ont un fort impact sur le comportement mécanique, spécialement dans les propriétés de fatigue du matériau. Leur effet se manifeste par la réduction de la durée de vie des composants [36].

Dans une microstructure orientée aléatoirement, les contraintes microscopiques des phases constituantes sont reliées à travers la condition d'équilibre suivante:

$$V_{\alpha}\sigma_{\mu\alpha} + V_{\gamma}\sigma_{\mu\gamma} = 0 \quad (\text{III.4})$$

Avec :

V_{α} et V_{γ} : les fractions volumiques des phases α et γ respectivement.

$\sigma_{\mu\alpha}$ et $\sigma_{\mu\gamma}$: les microcontraintes dans les phases α et γ respectivement.

Quand la température s'élève, les contraintes dans la phase austénitique sont déplacées vers la compression, et les contraintes dans la phase ferritique vers la traction, dû à la grande expansion thermique de la phase austénitique. Durant le refroidissement les contraintes sont inversées. Cela a été trouvé par la mesure des contraintes résiduelles par rayons X et par la simulation numérique. Les contraintes thermiques microscopiques sont très dépendant de la microstructure locale, c'est-à-dire la morphologie de la phase locale [36].

III.6 Fissuration d'origine thermique

L'évaluation de la vitesse de croissance des fissures dans les conditions de fatigue thermique et les prédictions des durées de vie sont très importantes pour déterminer les périodes d'investigations et les programmes de maintenance. Traditionnellement, la fissure est divisée en trois phases : amorçage, croissance et propagation et finalement la rupture.

III.6.1 Amorçage

L'amorçage est défini comme l'apparition d'au moins une fissure détectable à la loupe binoculaire, c'est-à-dire, d'une longueur en surface de 100 à 150 μm . Le réseau est dit « constitué » quand il n'apparaît plus de nouvelle fissure en surface [32]. La distinction entre la phase d'amorçage et la phase de propagation est légèrement ambiguë, mais avec le développement de meilleures méthodes pour la détection des fissures, les fissures petites sont devenues détectables et la période d'amorçage a raccourci.

L'amorçage typique des fissures prend place dans les hétérogénéités du matériau. Cela peut être par exemple : les bandes de glissement causées par les sollicitations cycliques, les irrégularités superficielles, les joints de grains ou les inclusions.

Il existe deux mécanismes d'amorçage de fissure en fatigue thermique, l'amorçage sous contrainte thermique cyclique, semblable à l'amorçage sous contrainte mécanique cyclique, et l'amorçage par la fragmentation cellulaire de la couche d'oxyde. Ce dernier est basé sur la dégradation physico-chimique des matériaux [37].

III.6.1.1 Amorçage sous contrainte thermique cyclique

Lorsque la surface d'une pièce métallique est sollicitée par des échauffements et des refroidissements, les contraintes thermiques changent de signe pour chaque cycle et de même pour leurs composantes tangentielles. Ces composantes tangentielles exercées sur les plans proches de la surface vont causer des déformations d'expansion et de contraction alternées de ces plans.

Dans certains grains et après un certains nombres de cycles, des bandes de glissement se manifestent comme des irrégularités (intrusions et extrusions) sur la surface sollicitée. La figure III.2, indique le mécanisme principal de formation des irrégularités superficielles.

Par ailleurs, les extrusions finissent par être écrasées et ne se développent plus. Quant aux intrusions, elles peuvent être, considérées comme des microfissures. Elles représentent des sites préférentiels, d'une part pour l'action du milieu corrosif, et d'autre part pour la concentration des contraintes.

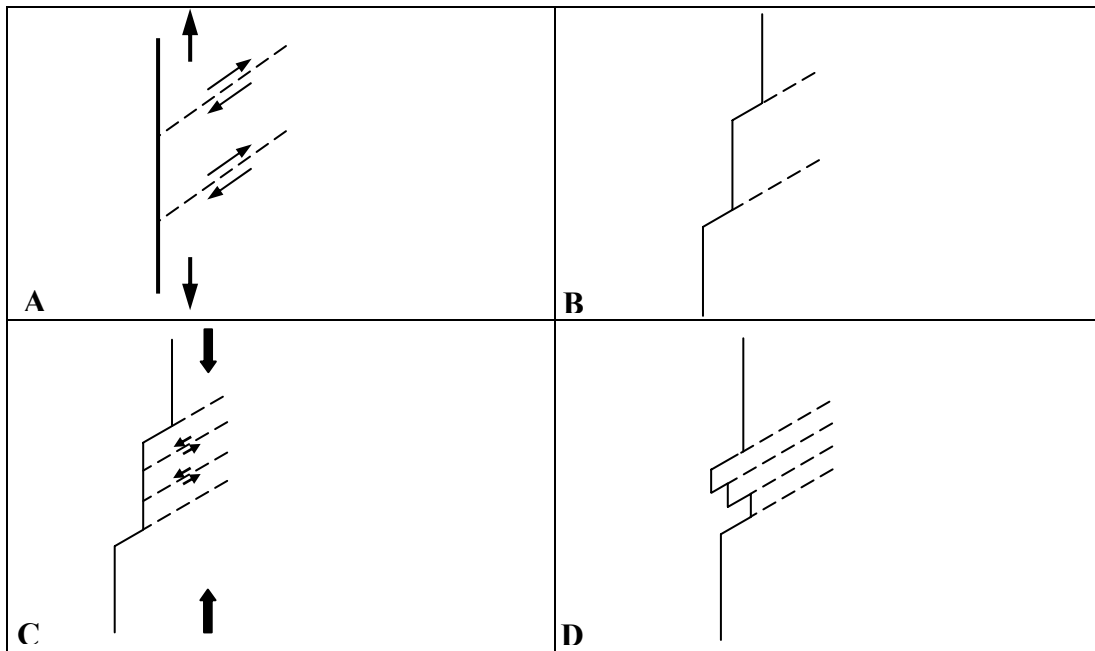


Figure III.2 : Mécanisme d'amorçage des fissures sous contrainte thermique cyclique [37].

III.6.1.2 Amorçage par la fragmentation cellulaire de la couche d'oxyde

Ce mécanisme est essentiellement basé sur la différence entre les propriétés physiques de la couche d'oxyde et le matériau sous-jacent, notamment le coefficient de dilatation thermique. La couche d'oxyde se fissure alors sous l'effet des contraintes thermiques et favorise par corrosion locale l'initiation de la fissure de fatigue thermique dans le métal lui-même.

En plus, la densité des fissures et leur amorçage dépendent de la sensibilité relative à l'oxydation. Dans beaucoup d'applications à haute température, l'oxydation est de première importance. Le matériau est ainsi particulièrement susceptible à l'oxydation surtout si le métal est exposé à haute température pendant une longue période.

Généralement, l'oxydation tendra à se localiser préférentiellement aux joints de grains, aux joints de macles et dans les bandes de glissement. Les résultats expérimentaux ont montré que les fissures se sont initiées rapidement à causes des formations d'oxydes et parce que la plupart des fissures de fatigue sont remplies d'oxydes [39].

III.6.2 Propagation

Les premières fissures apparues commencent à se propager, tandis que de 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 [32]. 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 [37].

III.6.3 Faciès caractéristique de fissuration thermique

Le réseau de faïençage en surface est le faciès caractéristique de l'endommagement par fatigue thermique des composants sollicités (figure III.3). La densité des fissures dépend de la nature du matériau et du cyclage thermique.

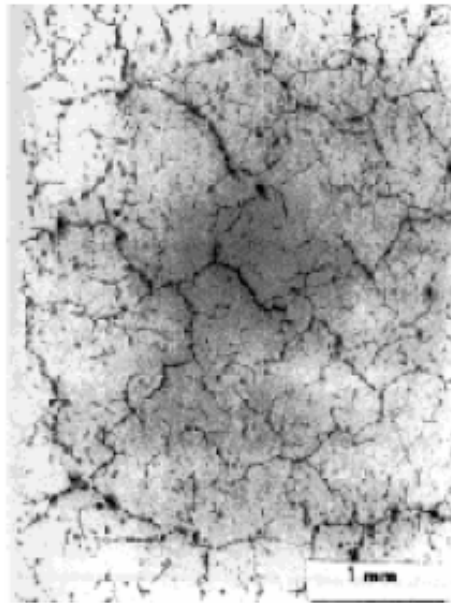


Figure III.3 : Réseau de faïençage thermique obtenu sur le dispositif SPLASH, acier 316 LN, $T_{\max} = 550^{\circ}\text{C}$, $\Delta T = 250^{\circ}\text{C}$, $N = 10^5$ cycles [40].

Les fissures qui apparaissent les plus ouvertes en surface par examen à la loupe binoculaire sont bien les plus profondes [32].

III.7 Facteurs de la fatigue thermique

On peut classer les facteurs de la fatigue thermique en deux types. Le premier type comprend les conditions de travail des pièces (nature du cyclage thermique et l'environnement). Le deuxième type comprend les facteurs propres au matériau tels que les caractéristiques physiques, métallurgiques, mécaniques et géométriques.

III.7.1 Nature du cyclage thermique

Les paramètres d'un cyclage thermique sont :

- La température maximale : T_{max}
- La température minimale : T_{min}
- La température moyenne : $T_{moy} = (T_{max} + T_{min})/2$
- Le différentiel thermique : $\Delta T = T_{max} - T_{min}$
- La vitesse de variation de la température
- Le temps de maintien

Les paramètres ΔT et T_{moy} sont les facteurs principaux à prendre en considération dans les études de fatigue thermique. Le premier indique la sévérité du cyclage et le second indique le niveau auquel le cyclage est stationnaire.

L'augmentation du différentiel thermique va engendrer une augmentation des contraintes thermiques et l'augmentation de la température moyenne aura pour conséquence directe l'abaissement des caractéristiques mécaniques du matériau. Ceci provoque un endommagement rapide du matériau et réduit sa durée de vie [37]. Pour des variations de température élevées, les gradients thermiques résultant sont importants et de même pour les contraintes. Cela va accélérer la dégradation du matériau.

Sur des éprouvettes maintenues longtemps à haute température, les effets du fluage, ainsi que des effets métallurgiques dépendant du temps se font sentir. Des expériences menées sur l'acier inoxydable de type 347 montrent que le nombre de cycles à rupture diminuait quand le temps de maintien à haute température augmentait. Toutefois, il y a dispersion considérable dans les résultats et l'interprétation est difficile parce que plusieurs facteurs sont affectés par l'augmentation des temps de maintien. En particulier, les temps de maintien très lents, qui reflètent beaucoup la réalité de travail des pièces et, donc, des effets métallurgiques que cela entraîne [34].

III.7.2 Facteur d'environnements

La croissance des fissures par fatigue tend à accélérer dans les environnements agressifs. Aux tests de fatigue conduit dans l'air, on a constaté des vitesses élevées de

croissance des fissures que les tests dans le vide. Selon le milieu on peut avoir de la fatigue-corrosion ou bien de la fatigue corrosion sous contrainte [36].

III.7.3 Facteurs thermiques

Les grandeurs thermiques sont d'une grande importance pour le choix des matériaux confrontés aux problèmes de la fatigue thermique, parmi ces grandeurs, on peut citer [37] :

- **La conductivité thermique K** : à un accroissement de la conductivité thermique, correspond alors une diminution des gradients thermiques générés et donc des contraintes induites aussi.
- **Le coefficient de dilatation thermique α** : ce paramètre est important puisque les contraintes thermiques lui sont proportionnelles. Un coefficient de dilatation élevé, engendre la réduction de la durée de vie du matériau, car plus la dilatation est importante et plus la résistance est réduite.

III.7.4 Facteurs géométriques

Les grandes dimensions d'une pièce provoquent des localisations thermiques considérables et des gradients thermiques importants entre la couche superficielle et les couches plus profondes, et la présence d'entailles, d'angles vifs ou de fissure engendrent la concentration de contraintes thermiques. Comme conséquence on aura une diminution de l'endurance du matériau.

III.7.5 Facteurs métallurgiques

La structure métallurgique est d'une grande importance pour la tenue à la fatigue, car elle présente des sites préférentiels pour l'amorçage et la croissance des fissures. L'existence de ces sites est due à la grande fragilité des particules de seconde phase et à la création localement des niveaux de contraintes élevés [34]. Ces sites dépendent de la nature des phases, de leurs proportions et de leurs distributions.

L'influence des joints de grains comme sites préférentiels d'oxydations n'est pas négligeable aussi. 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.

III.7.6 Facteurs mécaniques

La résistance à la fatigue thermique augmente si on arrive à réduire l'amplitude de la déformation plastique induite au cours du cyclage thermique. Ceci s'obtient par un choix d'un matériau ayant une limite d'écoulement élevée à toutes températures du cyclage thermique. Pour les grandes valeurs de déformations thermiques, le comportement d'un matériau est

dominé par la ductilité à la température de service, tandis que pour les faibles déformations, la résistance mécanique se montre plus importante. Ainsi, la résistance à la fatigue thermique est améliorée si la ductilité peut être augmentée sans diminuer la résistance. La nature antagoniste de ces deux comportements incite donc à un compromis pour une bonne tenue à la fatigue [34].

III.8 Le vieillissement thermique des aciers inoxydables duplex

Le vieillissement est une évolution dans le temps des propriétés des matériaux, son effet se traduit par : un durcissement, une diminution de la ductilité et une diminution de la ténacité [41].

Le phénomène de vieillissement thermique peut se produire dans les composants en aciers inoxydables duplex, durant les processus de fabrication, de soudage et après de longue période d'exposition à la température de service [13,42]. Ce phénomène a été observé dans les composants en duplex du système de refroidissement du réacteur (RCS-Reactor Cooling System) dont la température opératoire est de 290-330°C [43] et dans les composants d'échangeurs thermiques en duplex avec une température maximale de 350°C [13].

Le phénomène principal à l'origine du vieillissement thermique est la formation de précipités α' suite à la démixtion du chrome présent dans la phase ferritique de ces aciers. Comme conséquence la ferrite devient dure et fragile. Le mécanisme de durcissement de la ferrite est attribué au cisaillement des précipités α' . Cependant, plusieurs phénomènes contribuent aussi au durcissement [07].

Il y a d'abord la forte friction du réseau dans les zones riches en chrome qui crée sur les dislocations une force de rappel connue sous le nom Peierls-Nabarro. De plus, l'énergie totale du système est augmentée par la création d'interfaces précipités/matrice suite au cisaillement des zones α' .

La différence de paramètre de maille entre les zones α et α' provoque un écart de cohérence entre les deux réseaux cristallins, écart de cohérence qui induit des contraintes internes. Enfin, la différence entre les modules d'élasticité de α' et α est le dernier phénomène durcissant. Etant donné que l'énergie élastique d'une dislocation dépend du module d'élasticité, l'énergie nécessaire pour faire bouger une dislocation dépend de sa position vis-à-vis des phases α' qui sont plus dures que la matrice. Les dislocations vont donc subir une force de rappel qui va provoquer le durcissement du matériau [07].

L'intensité du vieillissement varie avec les conditions d'expositions (durée et température) mais aussi avec la composition chimique, la proportion et la morphologie de la ferrite. C'est pourquoi les paramètres métallurgiques et de fabrication jouent un rôle important, rendant le problème de vieillissement plus complexe encore.

Le vieillissement thermique des aciers inoxydables duplex se caractérise par une faible variation de la limite d'élasticité, une augmentation de la résistance à la traction, une chute de la ductilité ainsi qu'une réduction de la ténacité [07,44]. De plus, il cause à la ferrite la fissuration par clivage quand le matériau est déformé [43].

III.9 Conclusion

Le cyclage thermique d'un élément crée un champ de contrainte et de déformation qui évolue progressivement jusqu'à un état critique à partir duquel on assiste à l'apparition de microfissures qui se propagent et pouvant provoquer la décohésion totale de l'élément. Le cyclage thermique des aciers inoxydables duplex peut causer le vieillissement de la ferrite à cause du temps de maintien, et comme la température maximale de service des aciers inoxydables duplex est de 320°C, le vieillissement de la ferrite est lié à la phase α' . Ce vieillissement va provoquer une diminution de la ductilité et de la résilience des aciers duplex.

CHAPITRE IV

PROCEDURES

EXPERIMENTALES

IV.1 Matériau de l'étude

Afin d'étudier le comportement en fatigue thermique des aciers inoxydables duplex soudés, nous avons choisi l'acier de désignation ASTM A 790 UNS S 31803 selon la norme ASTM et dont le nom commercial est SAF 2205. Ce choix est motivé par les raisons suivantes :

- Sa bonne soudabilité.
- Sa bonne résistance à la corrosion.

Le produit de base est un tube d'un diamètre de 8 pouces (17.92 cm) et d'une épaisseur de 9.7 mm, fourni par l'Entreprise Nationale des Grands Travaux Pétroliers (ENGTP) de Réghaia. Cet acier est très utilisé dans la fabrication des pipelines, des échangeurs thermiques et des réservoirs de navires.

Dans cette partie le matériau est présenté selon trois angles : sa composition chimique, ses caractéristiques métallurgiques et ses propriétés mécaniques.

IV.1.1 Analyse chimique

Des analyses chimiques ont été effectuées au Centre de Recherche Nucléaire Draria (CRND), par la méthode de spectrométrie de fluorescence des rayons X. Cette analyse a été effectuée sur un échantillon prélevé par découpage, et ayant subi un usinage au moyen d'une fraiseuse afin d'obtenir une surface plane de dimensions 40x40mm². Le pourcentage du carbone a été déterminé par la méthode de fusion avec un analyseur de carbone de marque Leco. Le tableau IV.1 résume la composition obtenue.

Tableau IV.1: Composition chimique du métal de base UNS S 31803.

Eléments	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	N	Cu
%	0.04	0.74	0.024	0.019	0.36	5.7	21.8	2.76	0.144	0.060

Les résultats obtenus dans le tableau IV.1 sont très proches de ceux indiqués par la norme ASTM (tableau IV.2). Par conséquent, la composition chimique est conforme à la norme.

Tableau IV.2: Composition chimique de l'acier inoxydable duplex UNS S 31803 selon la norme ASTM.

Eléments	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	N
%	0.03	2.00	0.03	0.02	1.00	4.5-6.5	21-23	2.5-3.5	0.08-0.2

IV.1.2 Structure de l'acier étudié

La microstructure de l'acier étudié observé par microscopie optique, présente une microstructure austéno-ferritique dite en bande, expliquée par la déformation plastique subie pendant le laminage à froid. La ferrite apparaît en gris foncé tandis que l'austénite apparaît en gris clair. Cette microstructure correspond à celle attendue (figure IV.1).

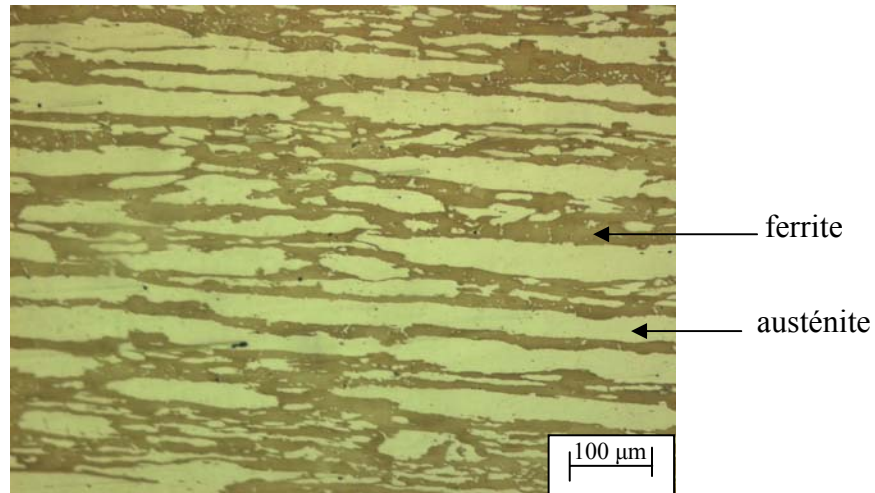


Figure IV.1: Micrographie optique du métal de base.

IV.1.3 Taux de ferrite

La mesure du taux de ferrite de notre acier (sans soudure) a donnée une valeur de 50.32%. Cette valeur confirme le taux de ferrite de notre acier qui vaut 50%.

IV.1.4 Caractéristiques mécaniques de l'acier étudié

Dans le tableau IV.3 sont rassemblées les propriétés mécaniques de l'acier inoxydable duplex UNS S 31803.

Tableau IV.3: Propriétés mécaniques du métal de base UNS S 31803.

Désignation	Re _{0.002} (MPa)	Rm(MPa)	A%	KCV daJ/cm ²	HRC
31803	523	677	36	22.5	23

IV.2 Préparation des éprouvettes

L'étude de l'évolution des propriétés de l'acier inoxydable duplex UNS S 31803 soudé en conditions de fatigue thermique, se fera sur des éprouvettes de résilience et de traction. Pour cela nous avons préparé 30 éprouvettes de résilience et 20 éprouvettes de traction. Toutes les opérations de préparation des éprouvettes (soudage, tronçonnage, usinage) ont été réalisées au sein de l'Entreprise Nationale des Grands Travaux Pétroliers.

IV.2.1 Réalisation des soudures

IV.2.1.1 Choix des procédés de soudage

Notre choix s'est porté sur le soudage par les procédés TIG manuel et l'arc électrique avec électrode enrobée. Nous avons utilisé le procédé TIG pour réaliser la première passe (passe de pénétration). Ce choix est justifié par la haute qualité des soudures obtenues.

Concernant le procédé à l'arc avec électrode enrobée, il a été utilisé pour réaliser les autres passes, c'est-à-dire les passes de beurrage et de finition. Nous avons choisi ce procédé en raison de la bonne qualité qu'il offre et à cause de l'épaisseur importante de notre tube qui entraîne une certaine difficulté de la souder toutes passes TIG.

IV.2.1.2 Métal d'apport

La composition du métal d'apport a une influence directe sur la qualité de la soudure, pour cela elle doit être aussi proche que possible de celle du métal de base afin d'obtenir une homogénéité aux niveaux des joints soudés. Le métal d'apport utilisé est selon la norme ASME SECTION IX 2000 : ER2209 pour le procédé TIG sous forme de baguette et le E2209 pour le procédé à l'arc électrique avec électrode enrobée. La composition chimique du métal d'apport utilisé est présentée dans le tableau IV.4:

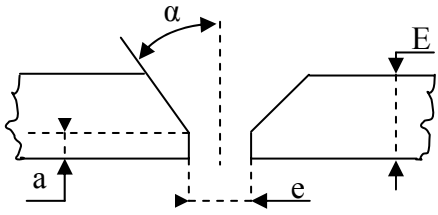
Tableau IV.4: Composition chimique du métal d'apport.

% massique	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	P	S	Cu	N
2209	0.015	0.5	1.3	8.5	3.0	22.5	-	-	-	0.14

IV.2.1.3 Paramètres de soudage

Ces paramètres nous renseignent sur les conditions avec lesquelles se déroule l'opération de soudage. Ils sont choisis en fonction du matériau, des dimensions de l'assemblage et des procédés utilisés. Dans notre cas, les paramètres utilisés sont ceux définis par la norme ASME SECTION IX 2000 (tableau IV.5).

Tableau IV.5: Paramètres de soudage.

GTP	Welding Procedure Specification	Page 1/2																																								
Title: WELDING OF DUPLEX PIPING 22% Cr																																										
<p>Welding processes</p> <p style="text-align: center;">GTAW-SMAW</p>		<p>Joint preparation:</p>  <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 Forme : Dimensions</p>																																								
<p>Base Metal</p> <table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse; text-align: center;"> <thead> <tr> <th rowspan="2">type</th> <th rowspan="2">grade</th> <th colspan="2">Φ(")</th> <th colspan="2">Thickness (mm)</th> </tr> <tr> <th>Mini</th> <th>Maxi</th> <th>Mini</th> <th>Maxi</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>A790</td> <td>S31803</td> <td>1/2</td> <td></td> <td>3.17</td> <td>12.7</td> </tr> <tr> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> </tr> <tr> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> </tr> <tr> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> </tr> <tr> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> <td> </td> </tr> </tbody> </table> <p>Other :Equivalent steels Piping fittings</p>		type	grade	Φ (")		Thickness (mm)		Mini	Maxi	Mini	Maxi	A790	S31803	1/2		3.17	12.7																									<p>Preparation: by cutting, bevelling and grinding remove all excess oxide rust paint and grease 25mm 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																																					
A790	S31803	1/2		3.17	12.7																																					
<p>Filler metals:(AWS-ASTM/Class)</p> <table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse; text-align: center;"> <thead> <tr> <th>Layers</th> <th>Root</th> <th>Fill</th> <th>Cap</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Class</td> <td>ER2209</td> <td>E2209</td> <td>E2209</td> </tr> <tr> <td>Diameter(mm)</td> <td>2.0-2.4</td> <td>3.25</td> <td>3.25</td> </tr> </tbody> </table> <p>Flux : AWS Class N/A</p> <p>Other :</p>		Layers	Root	Fill	Cap	Class	ER2209	E2209	E2209	Diameter(mm)	2.0-2.4	3.25	3.25	<p>Gas: 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</p> <p>Other : Backing gas to be maintained for min 2 layers</p>																												
Layers	Root	Fill	Cap																																							
Class	ER2209	E2209	E2209																																							
Diameter(mm)	2.0-2.4	3.25	3.25																																							
<p>Flux : AWS Class N/A</p> <p>Other :</p>		<p>Adjustment :</p> <p><u>Method of adjustment :</u> By external clamp or tack weld</p> <p><u>Duration of adjustment :</u> Until the end of the root pass.</p>																																								

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

<p><u>Welding position :</u></p> <table border="1"> <tr> <td>Passes</td> <td>Root</td> <td>Fill</td> <td>Cap</td> </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><u>Rotation direction :</u></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><u>Preheat :</u></p> <table border="1"> <tr> <td rowspan="2">Base metal</td> <td colspan="3">Wall thickness</td> </tr> <tr> <td colspan="3" style="text-align: center;">/</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> <tr> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> </tr> </table> <p>Method :</p> <p>Control :</p> <p>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	ER2209	E2209	E2209
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><u>Interpasses temperature</u></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><u>Postweld heat treatment</u></p> <p>Heating rate:</p> <p>Holding temperature/time:</p> <p>Duration:</p> <p>Cooling rate:</p> <p>Cooling temperature Controlled until:</p> <p>Material:</p> <p>Other</p>
--	--

IV.2.1.4 Soudage des tubes

Le déroulement de l'opération de soudage a été fait en respectant les paramètres du paragraphe précédent. L'ensemble des opérations que nous avons suivies, se résume à :

1- Tronçonnage du tube : le but étant de réaliser des éprouvettes de résilience et de traction, nous avons été amenés à réaliser deux soudures. La première pour réaliser les éprouvettes de résilience et la deuxième pour réaliser les éprouvettes de traction. Pour cela, nous avons tronçonné le tube initial à froid, avec une scie électrique, selon les longueurs suivantes :

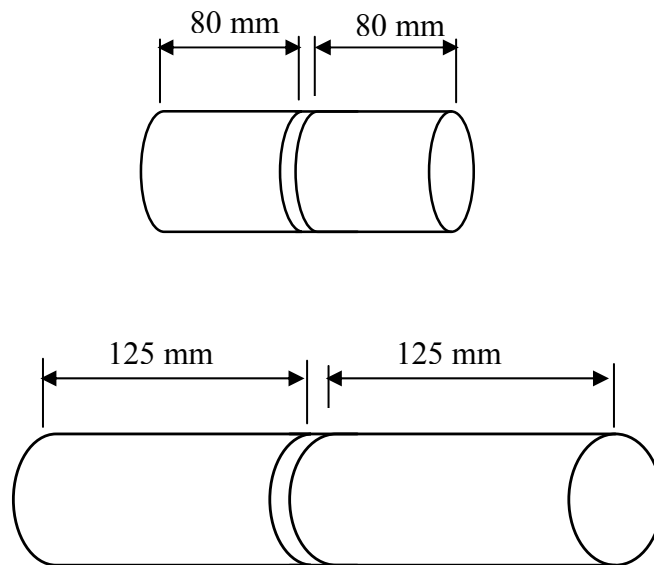


Figure IV.2: Longueurs des tubes à souder.

2- Préparation des bords : les tubes à souder ont été chanfreinés en V, avec un angle de $75 \pm 5^\circ$ et un talon de $1 \pm 0.3\text{mm}$. Ces chanfreins ont été réalisés à l'aide d'un tour.

3- Nettoyage des bords : les bords ont été nettoyés afin d'éviter toute contamination du bain fondu au cours de l'exécution du soudage.

4- Pointage des tubes à souder : la fixation des bords des tubes à souder a été faite par la réalisation d'un pointage à l'aide de plaquettes distantes et réparties le long du périmètre des tubes. Ce pointage va nous permettre un soudage à position fixe. Les plaquettes seront dessoudées au cours du soudage.

5- Réalisation de la protection à l'envers : cette protection a été réalisée à cause du risque d'oxydation à l'envers du tube. Nous avons laissé une fente d'un petit diamètre pour permettre l'accès du gaz protecteur - qui est l'argon - à l'intérieur du tube pendant l'opération de soudage.

6- Réalisation de la première passe (passe de pénétration) : cette passe a été réalisée par le procédé TIG, avec une baguette de diamètre 2.4mm. Après, que cette passe est terminée la protection à l'envers a été enlevée et le cordon a subi un nettoyage à l'aide d'une brosse métallique en acier inoxydable.

7- Contrôle de la température d'interpasse : à l'aide d'un crayon thermochrome, nous avons vérifié la température d'interpasse qui doit être aux environs de 150°C.

8- Réalisation de la deuxième passe (passe de beurrage) : cette passe a été réalisée par le procédé de soudage à l'arc électrique avec électrode enrobée, le diamètre de l'électrode est de 3.25mm.

9- Réalisation de la troisième passe (passe de finition) : après contrôle de la température d'interpasse, qui est de 150°C, cette passe a été réalisée avec les mêmes conditions que la deuxième passe, sauf qu'avant l'exécution du soudage, le laitier de la deuxième passe a été enlevé par meulage et le cordon a été nettoyé par brossage.

10- Finition de la soudure : après soudage, le joint soudé a subi un nettoyage pour enlever le laitier par meulage et brossage.

IV.2.2 Tronçonnage des éprouvettes

Avant le tronçonnage, nous avons procédé à un contrôle radiographique (rayons γ) pour s'assurer de la qualité des soudures et pour éviter le tronçonnage dans les régions qui contiennent des défauts. La lecture du film radiographique, nous a permis de constater que les soudures étaient parfaitement saines et exempts de défauts. Donc les soudures sont de très bonne qualité et le tronçonnage peut se faire à n'importe quelle région des cordons.

Le tronçonnage a été réalisé de la manière suivante:

1/ Nous avons tronçonné chaque tube soudé de façon longitudinale, à l'aide d'une tronçonneuse, pour obtenir deux demi-cylindres, comme montré dans la figure IV.3.

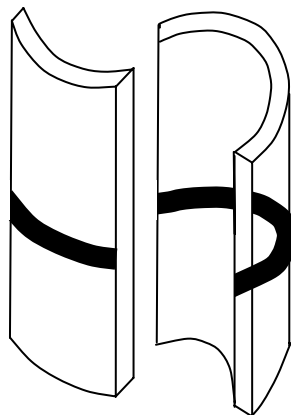


Figure IV.3: Tronçonnage du tube en deux.

2/ Chaque demi-tube a été tronçonné à froid en plusieurs éprouvettes à l'aide d'une scie électrique, selon le schéma suivant :

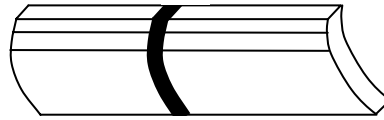


Figure IV.4 : Schéma du tronçonnage des éprouvettes.

IV.2.3 Usinage des éprouvettes

Après tronçonnage, les éprouvettes ont été usinées à l'aide d'une fraiseuse afin de réaliser les éprouvettes de résilience et de traction. La localisation des éprouvettes est montrée dans la figure IV.5. Pour les éprouvettes de résilience, les entailles ont été réalisées dans les zones fondues.

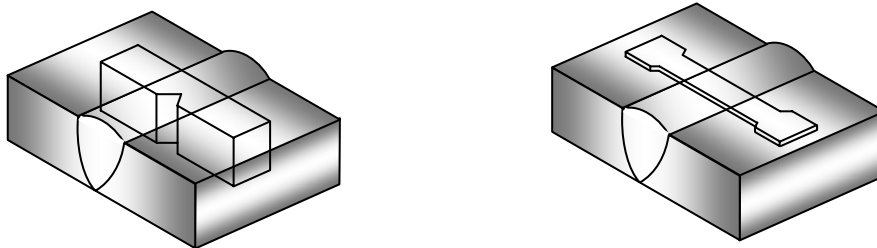


Figure IV.5: Localisation des éprouvettes de résilience et de traction.

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.2.4 Traitements thermiques

Comme les aciers inoxydables duplex ne subissent pas généralement de traitements thermiques après soudage, et comme ils ont une bonne usinabilité, nous n'avons pratiqué aucun traitement thermique.

IV.3 Essais de fatigue thermique

IV.3.1 Dispositif de fatigue thermique

La caractérisation de l'endommagement en fatigue thermique peut être effectuée sur des structures réelles ou sur banc. Les premiers essais de fatigue sur banc ont été introduits

par Glenn et al (1958-1959). Ils utilisaient des disques ou des éprouvettes prismatiques avec un bord mince. L'éprouvette est cyclée rapidement en température à l'aide de lits fluidisés. Plus tard, d'autres auteurs (Rezaï-Aria, 1986) ont recouru à un dispositif expérimental utilisant un banc à flammes afin de se rapprocher encore des conditions réelles de sollicitations des composants. Des travaux plus récents (Fissolo 2001) se sont intéressés à l'amorçage et à la propagation des fissures de fatigue thermique sur des structures en aciers inoxydables austénitiques [41].

Les essais de fatigue thermique sont réalisés sur un banc de fatigue thermique, que nous avons conçu au sein du Laboratoire de Métallurgie de l'Ecole Nationale Polytechnique. Ce dispositif permet une simulation assez réaliste des conditions de fonctionnement en service, et ceci par le contrôle des différents paramètres du cyclage thermique (température maximale, température minimale, temps de chauffage et temps de refroidissement).

IV.3.1.1 Composants du dispositif

Le schéma et la photo du dispositif de fatigue thermique sont présentés sur les figures IV.6 et IV.7 respectivement. Le dispositif est constitué des composants suivants :

- (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) Eprouvettes plus porte éprouvettes.
- (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 chrome-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.

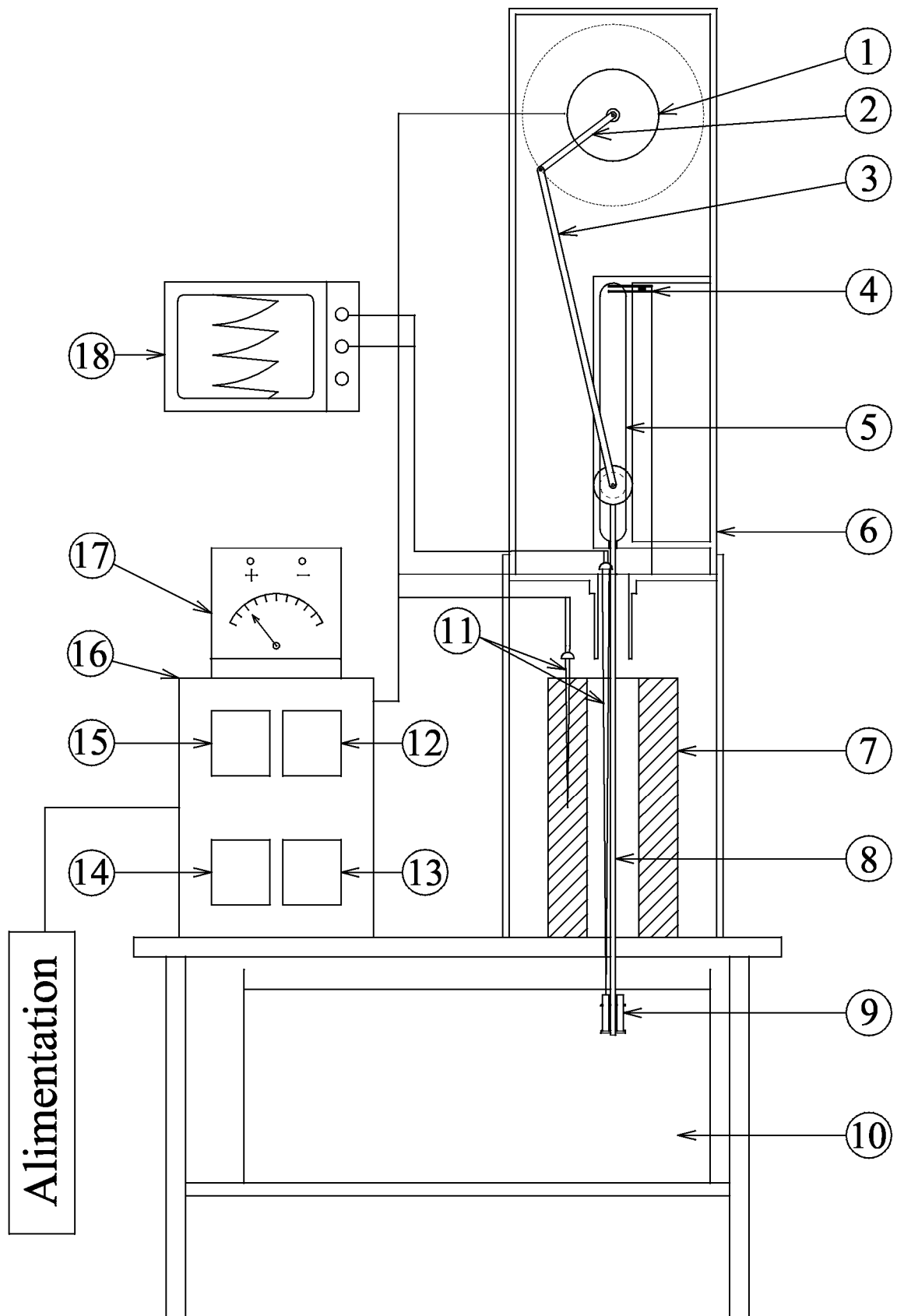


Figure IV.6 : Schéma du dispositif de fatigue thermique.



Figure IV.7 : Dispositif de fatigue thermique.

IV.3.1.2 Principe de fonctionnement du dispositif

Ce dispositif permet de réaliser des cycles de chauffage et de refroidissement. Pour cela, les éprouvettes sont chauffées dans le four tubulaire ensuite, elles sont refroidies dans le bac d'eau. Ces cycles thermiques sont réalisés à l'aide d'un système électromécanique composé d'un moteur électrique à courant continu et du couple bielle-manivelle. Ce système permet d'obtenir un mouvement oscillatoire vertical avec une fréquence constante. La vitesse d'oscillation désirée est obtenue par la fixation de la puissance d'alimentation du moteur, qui dépend de la tension fournie au moteur par le redresseur.

Pour les éprouvettes de résilience, nous avons utilisé un porte éprouvettes fixé à la partie inférieure de la tige filetée, alors que la partie supérieure de cette dernière est fixée à l'extrémité de la bielle. Ce porte éprouvettes peut porter trois éprouvettes (figure IV.8). Pour les éprouvettes de traction, nous avons utilisé un fil métallique pour les accrocher à l'extrémité de la bielle, et ceci à cause de leur poids. Pour cela nous avons soudé un écrou à l'extrémité de chaque éprouvette de traction (figure IV.9).

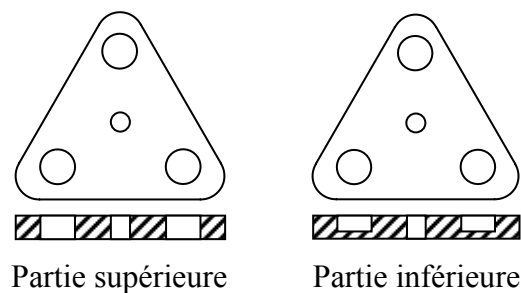


Figure IV.8: Porte éprouvettes des éprouvettes de résilience.

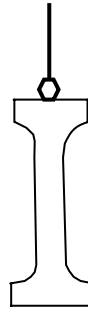


Figure IV.9: Porte éprouvettes des éprouvettes de traction.

Le temps de chauffage est réglé par le temporisateur et le temps de refroidissement est réglé à la fois par le temporisateur et la vitesse du moteur. Le temporisateur commande les séquences de marche et d'arrêt du moteur. Ce temporisateur fonctionne à deux temps : le temps repos « off » et le temps marche « on ». Les durées de ceux-ci sont indépendantes et peuvent être fixées entre 1 secondes et 30 minutes. Lorsque le temporisateur est à l'arrêt (mode off), le moteur est aussi à l'arrêt et les éprouvettes sont maintenues au milieu du four, cette période correspond à la période de chauffage t_1 où les éprouvettes sont chauffées jusqu'à la température maximale voulue. Une fois le temporisateur est en marche (mode on), les éprouvettes se déplacent avec un mouvement de descente et de montée pour subir une trempe (un refroidissement) dans le bac d'eau pendant t_2 . Cette trempe va diminuer la température des éprouvettes jusqu'à la température minimale et quand la tige atteint sa fin de parcours le cycle se répète.

Durant les essais de cyclage à froid, nous avons constaté que le mouvement de l'ensemble oscillatoire (tige, porte éprouvettes, éprouvettes) était influencé par son poids. En effet, l'ensemble mobile s'arrêtait avant qu'elle n'atteignait la fin du parcours et par accumulation de ce décalage, elle finissait par s'arrêter en bas du parcours et non pas en haut. Alors nous avons utilisé une fin de course, qui aura pour rôle de déclencher le mode «off» du temporisateur. C'est-à-dire, que le mode «off» ne se déclenche pas automatiquement mais se déclenchera seulement lorsque le signal arrivera de la fin de course.

La fin de course est placée en haut du parcours et elle est branchée avec le temporisateur. Elle est constituée de deux plaques métalliques séparées par un isolant. Son principe de fonctionnement est très simple, au cours de la montée, le bout supérieur de la tige touche la plaque métallique inférieure, qui va toucher la plaque supérieure, le circuit électrique se ferme et un signal est envoyé au temporisateur pour déclencher le mode «off» et le moteur s'arrête. Après le temps de maintien nécessaire le mode «on» se déclenche et la tige descend (figure IV.10) et le cycle se répète.

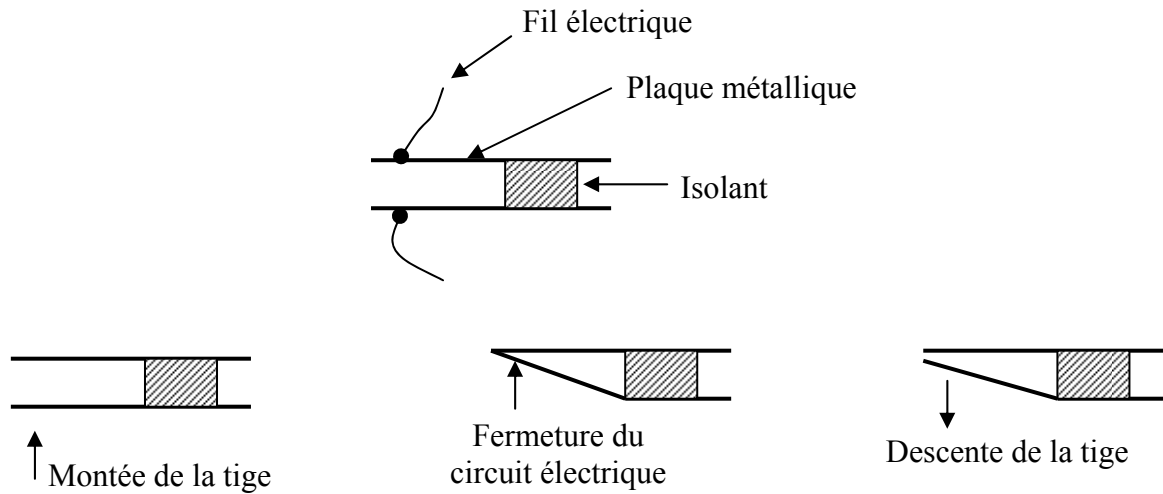


Figure IV.10: Principe de fonctionnement de la fin de course.

IV.3.2 Détermination des paramètres du cyclage thermique

Ces paramètres se divisent en deux types, ceux qu'on fixe, comme la température maximale T_{Max} , et ceux qu'on détermine par mesure tels que le temps de chauffage t_1 , le temps de refroidissement t_2 et la température minimale T_{Min} . Pour déterminer ces paramètres, nous avons placé un thermocouple dans le cœur d'un échantillon en acier duplex de forme parallélépipédique ($20 \times 18 \times 9 \text{mm}^3$). Le thermocouple et cet échantillon sont fixés avec la tige et de ce fait ils effectuent le même mouvement oscillatoire qu'elle. Puis, nous avons procédé aux essais de cyclage thermique, dont lesquelles nous avons relié en premier lieu le thermocouple à l'indicateur digital de température pour récupérer l'évolution de la température en fonction du temps. En deuxième lieu, nous avons relié le thermocouple à la table potentiométrique pour tracer l'allure de la courbe de la température en fonction du temps. La forme de la courbe obtenue est montrée dans la figure IV.11.

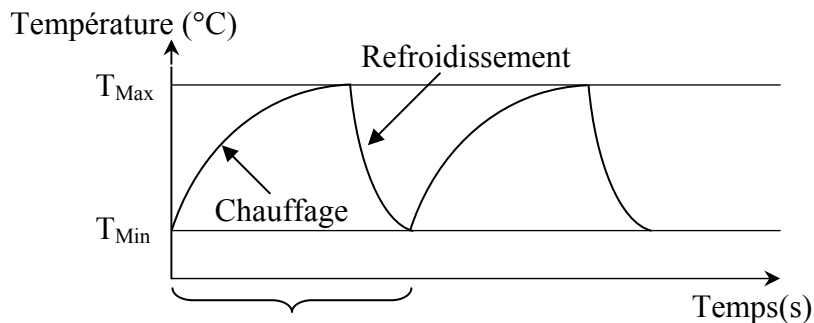


Figure IV.11 : Forme du cycle thermique.

L'échantillon est maintenu dans le four jusqu'à l'homogénéisation de la température dans sa masse à T_{\max} . On mesure le temps t_1 nécessaire pour l'atteindre, puis l'échantillon est trempé, on mesure t_2 le temps de refroidissement et T_{\min} la température atteinte. Pour confirmer les résultats obtenus, nous avons effectué plusieurs essais. Les résultats obtenus sont :

$T_{\max} = 320^{\circ}\text{C}$, $T_{\min} = 45^{\circ}\text{C}$, $t_1 = 236$ secondes et $t_2 = 2$ secondes

IV.3.3 Conditions de cyclage thermique

Les conditions de cyclage thermique comprennent les paramètres de cyclage plus le nombre de cycles à effectuer. Afin d'étudier l'influence du nombre de cycle sur les modifications structurales, les propriétés mécaniques et l'endommagement nous avons fait varier le nombre de cycles de 0 à 3000 cycles d'une façon à essayer de localiser les débuts des changements qui peuvent se produire.

Les essais effectués sont de type choc froid, réalisés sur les éprouvettes de résilience et de traction. Nous avons réalisé deux séries d'essais avec les mêmes paramètres. La première série pour les éprouvettes de résilience avec trois éprouvettes pour chaque nombre de cycles choisi et la deuxième série pour les éprouvettes de traction avec deux éprouvettes pour chaque nombre de cycles choisi.

IV.4 Méthodes de caractérisation

IV.4.1 Caractérisation métallographique

L'examen métallographique permet de révéler la microstructure de l'échantillon examiné et les phases présentes. Notre étude micrographique a été réalisée sur les éprouvettes de résilience qui ont subi les essais de cyclage thermique.

IV.4.1.1 Polissage

Nous avons procédé à un polissage des échantillons avec du papier abrasif de granulométrie croissante 120, 320, 400, 600, 1000 et 1200 sous lubrification d'eau, suivie d'une finition au feutre avec de la pâte daimanté de granulométrie $1\mu\text{m}$.

IV.4.1.2 Attaque métallographique

Les surfaces à observer ont été attaquées pour pouvoir distinguer les joints de grains et les phases présentes. L'attaque utilisée est l'attaque électrolytique à l'acide oxalique, cette attaque permet de révéler les joints de grains austénitiques et ferritiques, la phase σ et les carbures [04]. L'appareillage se compose d'un bûcher contenant l'électrolyte avec

l'échantillon (anode) placé à quelques centimètres de la cathode en acier inoxydable et une source de courant continu (figure IV.12).

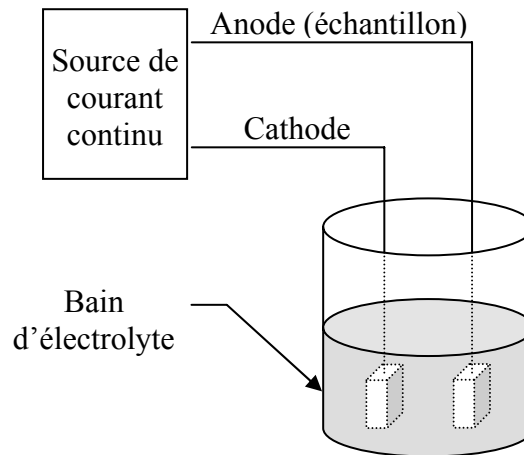


Figure IV.12 : Dispositif de l'attaque électrolytique.

Les paramètres de l'attaque électrolytique sont :

- Acide oxalique 10% dans l'eau distillé.
- Tension = 12 v.
- Temps d'attaque 10 à 30 secondes.

IV.4.1.3 Observation par microscopie optique

Pour l'observation microscopique nous avons utilisé un microscope optique de marque ZEISS Axio plan, muni d'une caméra numérique reliée à un ordinateur pour l'acquisition des micrographies au niveau du Laboratoire de Métallurgie et de Mécanique du Centre de Soudage Chéraga (CSC). Nous avons pris les microstructures des différentes régions du joint soudé : zone fondue, zone de liaison, zone affectée thermiquement ainsi que du métal de base de nos échantillons.

IV.4.1.4 Observation par microscopie électronique à balayage

La microscopie électronique à balayage (MEB) est une méthode permettant de voir des détails très petits sur une pièce (la résolution est de l'ordre de 0,1 μm). Elle consiste à mettre un échantillon sous vide, puis à le bombarder avec un faisceau d'électrons. Les électrons primaires, issus du canon à électrons, frappent la surface de l'échantillon, ils sont diffusés de manière élastique ou inélastique, la zone influencée prenant la forme d'une poire.

Certains électrons sont diffusés de manière élastique, c'est-à-dire en conservant leur énergie cinétique, ce sont les électrons dits « rétrodiffusés ». Au cours du choc, certains électrons primaires cèdent une partie de leur énergie cinétique aux atomes, provoquant l'ionisation de l'atome par éjection d'un électron dit « secondaire ». L'énergie des électrons

secondaires étant faible (typiquement quelques dizaines d'eV), seuls les électrons venant des couches superficielles ressortent de la matière.

L'atome ainsi ionisé se désexcite, un électron d'une couche supérieure descend occuper la place laissée vide, ce qui provoque soit l'émission d'un photon X (émission secondaire), soit d'un électron Auger.

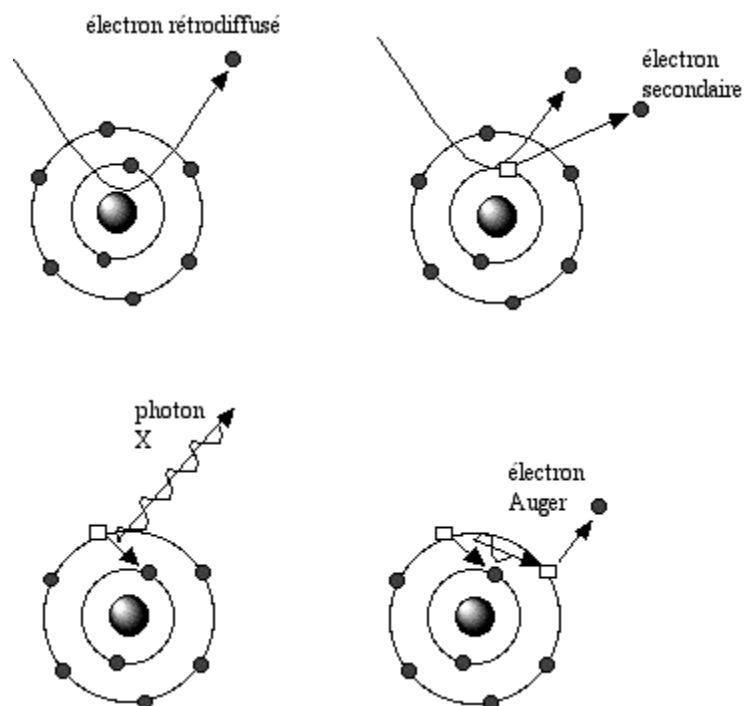


Figure IV.13 : Rayonnements produits par les atomes sous l'action d'un faisceau d'électrons.

L'échantillon doit conduire l'électricité afin de pouvoir évacuer les électrons. S'il est isolant, il faut auparavant le métalliser. Sous l'impact du faisceau d'électrons accélérés, des électrons rétrodiffusés et des électrons secondaires émis par l'échantillon sont recueillis sélectivement par des détecteurs qui transmettent un signal à un écran cathodique dont le balayage est synchronisé avec le balayage de l'objet.

En pénétrant dans l'échantillon, le fin pinceau d'électrons diffuse peu et constitue un volume d'interaction (poire de diffusion) dont la forme dépend principalement de la tension d'accélération et du numéro atomique de l'échantillon (figure IV.14). Dans ce volume, les électrons et les rayonnements électromagnétiques produits sont utilisés pour former des images ou pour effectuer des analyses physico-chimiques. Pour être détectées, les particules et les rayonnements doivent pouvoir atteindre la surface de l'échantillon. La profondeur maximale de détection, donc la résolution spatiale, dépend de l'énergie des rayonnements.

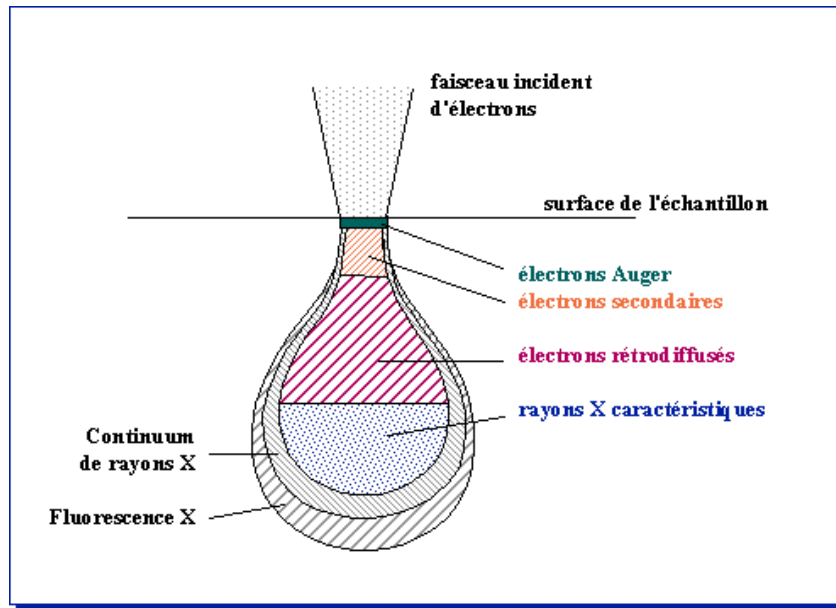


Figure IV.14 : Poire de diffusion.

L'observation a été réalisée sur un microscope électronique de marque JEOL JSM-6360LV au niveau du Centre de Développement des Technologies Avancées de Baba Hssen (CDTA). Nous avons utilisé l'imagerie en électrons secondaires, qui est le mode le plus courant. Un détecteur d'électrons transcrit le flux d'électrons en une luminosité sur un écran de type télévision. En faisant bouger le faisceau sur la pièce par un mouvement de balayage, on relève des variations de contraste qui donnent une image de la surface avec un effet de relief. Notons que la couleur sur la micrographie (noir et blanc) est une reconstruction par un système électronique et n'a rien à voir avec la couleur de l'objet.

La détection des électrons secondaires est le mode classique d'observation de la morphologie de la surface. Les électrons secondaires captés proviennent d'un volume étroit (environ 10 nm). De ce fait, la zone de réémission fait à peu près le même diamètre que le faisceau. La résolution du microscope est donc le diamètre du faisceau, soit environ 10 nm.

IV.4.2 Diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X est une méthode très puissante pour déterminer la structure d'un cristal, la distance interatomique, l'identification et la quantification des phases. Cette technique consiste à soumettre l'échantillon à un faisceau de rayons X, et à récupérer le signal diffracté par les atomes qui forment les plans cristallins (hkl). Un faisceau de rayons X incident de longueur d'onde λ ne sera réfléchi par une famille de plans que dans la mesure où il rencontre ces plans sous un certain angle θ dite angle de Bragg. La loi de Bragg rend compte des conditions de diffraction. La différence de marche entre les rayons diffractés par les plans réticulaires consécutifs doit être un multiple entier de la longueur d'onde pour que

les rayons (issus en phase de la source) restent en phase après la diffraction (condition nécessaire pour l'observation d'une intensité diffractée non nulle)(voir figure IV.15).

$$\delta = HB + BK = 2.d_{hkl} \sin \theta_{hkl} \quad (\text{IV.1})$$

$$2.d_{hkl} \sin \theta_{hkl} = n\lambda \quad (\text{IV.2})$$

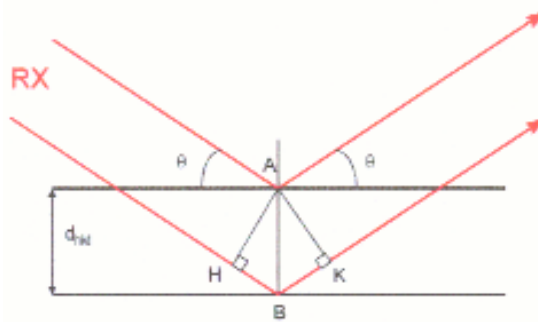


Figure IV.15 : Géométrie de la diffraction de Bragg.

Quand l'angle d'incidence θ du faisceau de rayons X vérifie la relation de Bragg, on observe une raie de diffraction qui caractérise cette famille de plans. Le spectre de diffraction va traduire les propriétés d'organisation du solide. La diffraction des rayons X de nos échantillons a été réalisée au Laboratoire MécaSurf de l'ENSAM d'Aix en Provence (France). Pour déterminer les phases présentes, nous avons indexé tous les pics du diffractogramme obtenu, pour cela nous avons calculé les rapports quadratiques $(\frac{\sin^2 \theta_i}{\sin^2 \theta_0})$.

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 :

- 1. 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.
- 2. 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.

3. 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.

4. 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.

5. 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.

6. 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.4.4.1 Essai de microdureté

Souvent la microstructure des métaux et alliages présente une mixture de phases dont les duretés individuelles sont très différentes. Ceci fait que les tests conventionnels de dureté

ne donnent pas des valeurs assez représentatifs de tels matériaux. Pour connaître les propriétés potentielles de ceux-ci (résistance à l'usure...), les essais de microdureté sont incontournables. Ces essais sont réalisés sous de très faible charge, et la mesure de la dimension de l'empreinte se fait à l'aide d'un microscope optique.

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 Micromet. 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.

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).

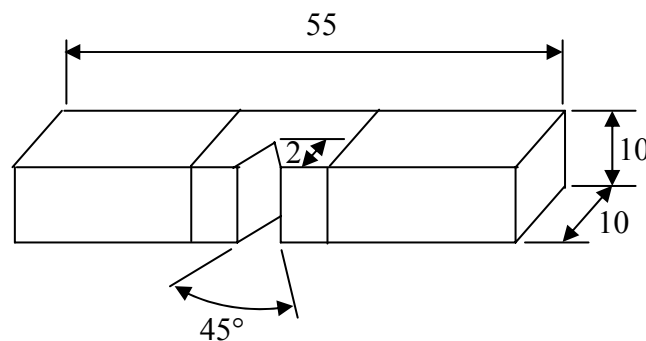


Figure IV.16: Epreuve de résilience.

Cependant pour les assemblages tubulaires d'épaisseur inférieure à 10 mm, il est admis de relever des éprouvettes dites « à section réduite », de 10x8mm² schématisée sur la figure IV.17.

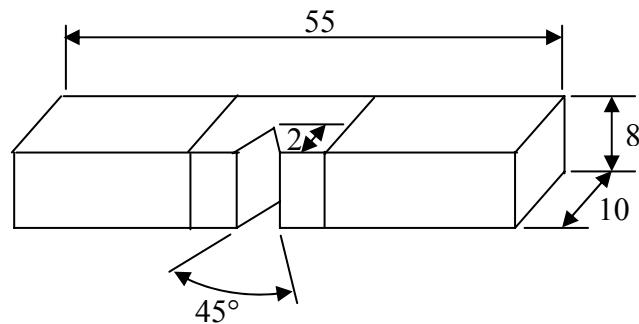


Figure IV.17: Epreuve de résilience à section réduite.

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 est 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.

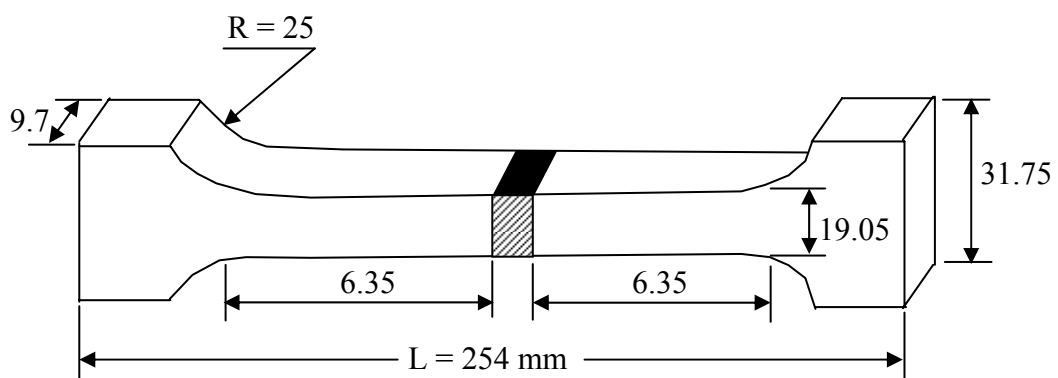


Figure IV.18: Forme et dimensions d'une éprouvette de traction.

CHAPITRE V

RESULTATS ET INTERPRETATIONS

V.1 Introduction

L'objectif de notre travail est d'étudier l'évolution d'une structure soudée d'un acier inoxydable duplex de nuance UNS S 31803 en conditions de fatigue thermique. Dans cet optique nous nous sommes intéressés aux aspects suivants:

- les évolutions structurales (morphologie, précipitation, taux de ferrite, microdureté) dans les trois zones de la structure.
- étude qualitative de la fissuration par fatigue thermique.
- l'évolution des caractéristiques mécaniques.

V.2 Evolutions structurales

V.2.1 Evolutions de la morphologie et de la précipitation

Afin d'étudier les évolutions de la morphologie et de la précipitation dans l'acier inoxydable duplex UNS S 31803 soudé au cours du cyclage thermique, nous avons réalisé des observations micrographiques au microscope optique et au microscope électronique pour les échantillons cyclés. Notons qu'un phénomène d'oxydation surfacique a été constaté à partir de 500 cycles, cette oxydation s'accroît avec le cyclage thermique.

V.2.1.1 Morphologie et précipitation à l'état initial

i) Métal de base

Après soudage le métal de base conserve sa structure initiale (figure V.1), qui est une structure biphasée, les deux phases austénitique et ferritique se présentent sous forme de lattes allongées dans la direction du laminage. La figure V.2 présente une micrographie électronique du métal de base. L'austénite se présente en creux et la ferrite en relief.

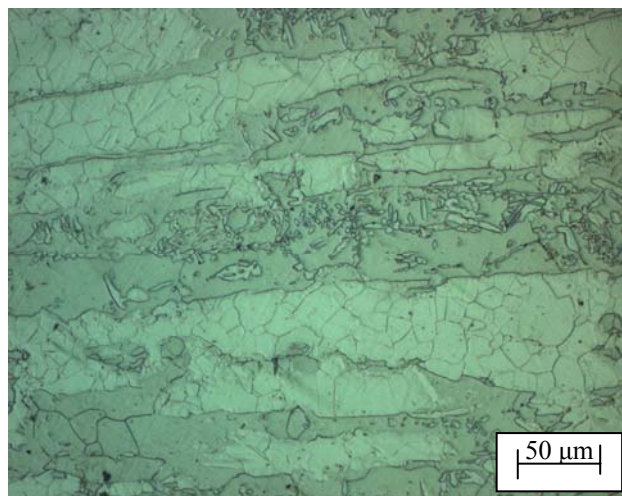


Figure V.1 : Micrographie optique du métal de base.

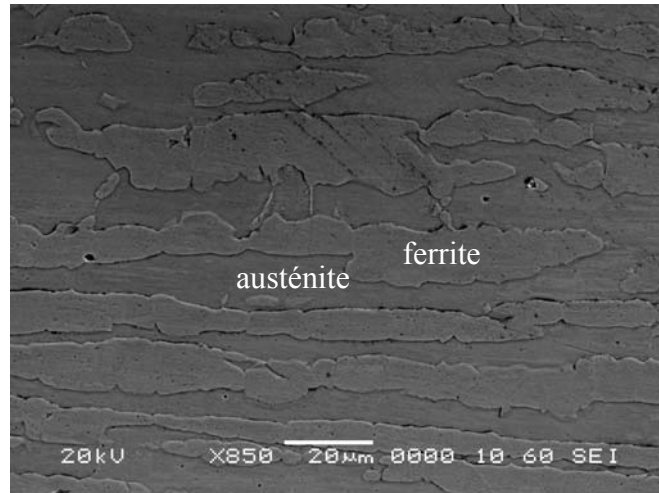


Figure V.2 : Micrographie électronique du métal de base.

ii) La zone affectée thermiquement

La figure V.3 montre la structure de la zone affectée thermiquement. C'est une structure granulaire de recristallisation des deux phases plus ou moins grossière. La structure en bande a disparu. La frontière (zone de liaison) entre la zone affectée thermiquement et la zone fondue est nettement apparente dans la figure V.4. Par l'observation de cette zone au microscope optique et au microscope électronique, nous n'avons pas constaté la formation de la phase σ . Concernant les carbures, vu que les grossissements utilisés au microscope optique et au microscope électronique ne sont pas assez élevés et vu que nous n'avons pas pu réaliser un diffractogramme de rayons X pour cette zone, nous ne pouvons pas confirmer l'absence de ces carbures dans cette zone. La figure V.5 présente une micrographie électronique de la zone affectée thermiquement.

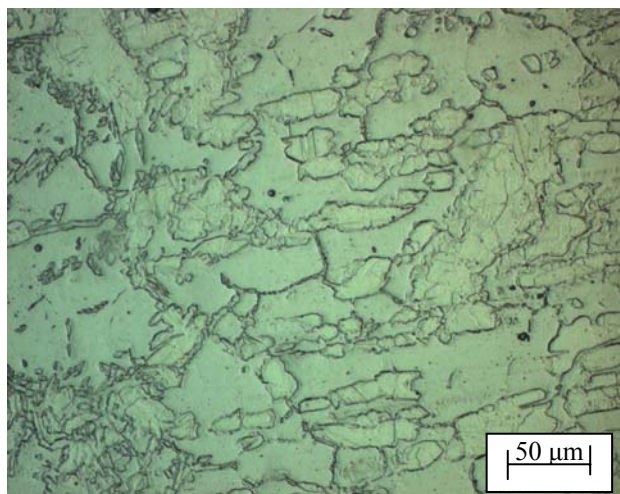


Figure V.3: Micrographie optique de la zone affectée thermiquement.

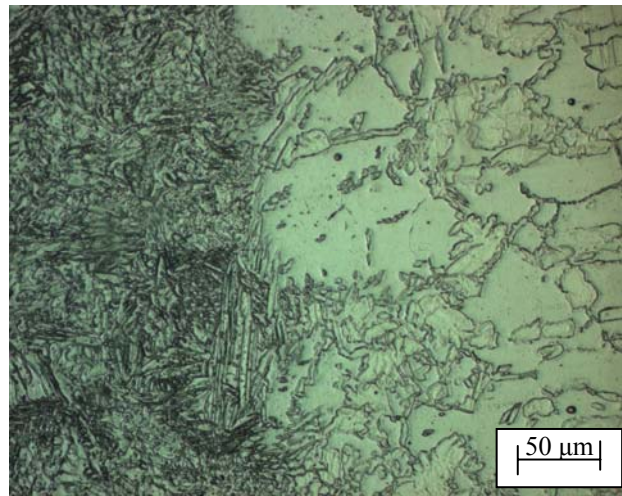


Figure V.4: Micrographie optique de la zone de liaison.

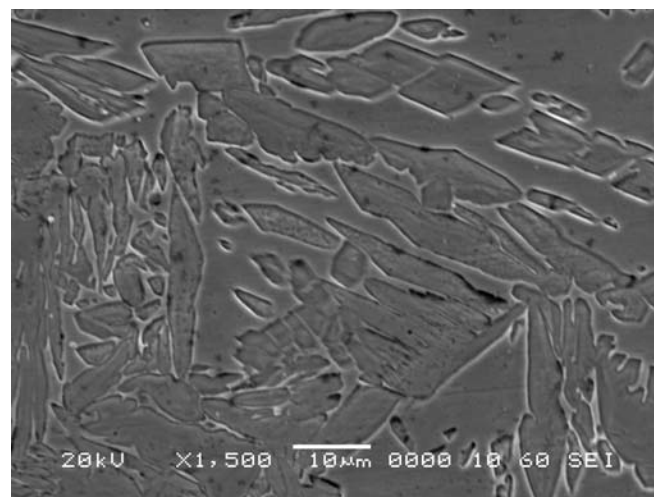


Figure V.5: Micrographie électronique de la zone affectée thermiquement.

iii) La zone fondue

D'après la figure V.6, la zone fondue a une structure biphasée aciculaire de type Widmanstätten. L'austénite se trouve dans les zones interdendritiques de la ferrite. Les dendrites se présentent en plusieurs directions avec des tailles différentes. La figure V.7 montre une micrographie électronique de cette zone.

Le diffractogramme des rayons X de cette zone (figure V.8) permet de confirmer l'absence des précipités (carbures, phase sigma). En effet, les pics de ce diagramme présentent seulement les phases ferritique et austénitique, et ne présentent aucune autre phase.

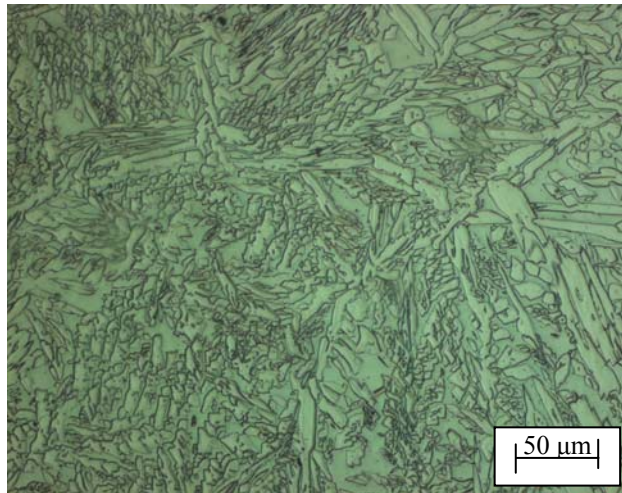


Figure V.6: Micrographie optique de la zone fondue.

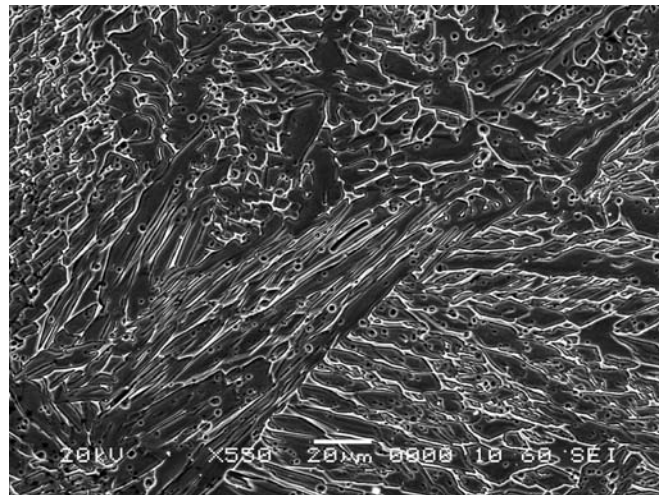


Figure V.7: Micrographie électronique de la zone fondue.

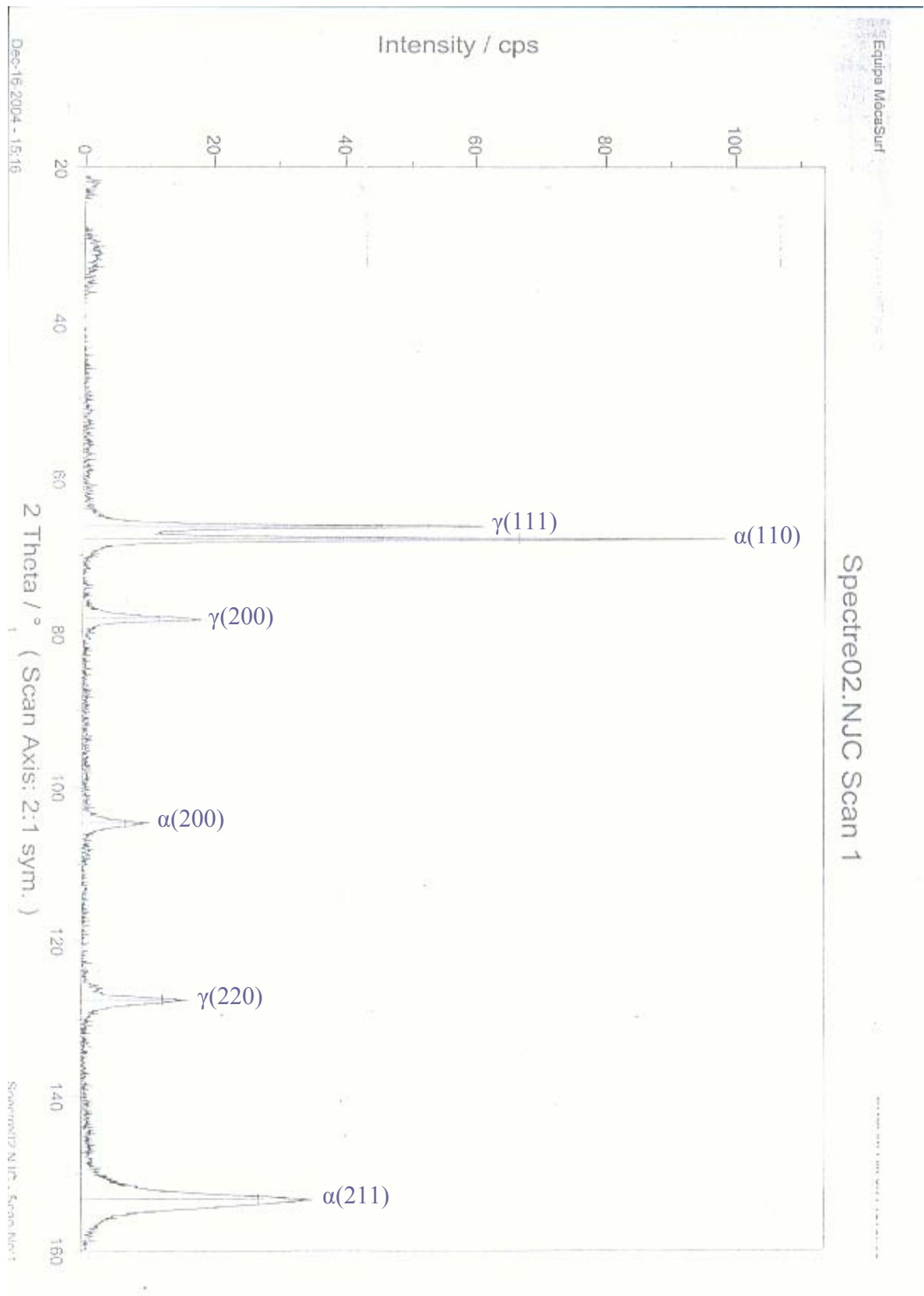


Figure V.8 : Diffractogramme des rayons X montrant les pics de diffraction pour la zone fondue.

V.2.1.2 Morphologie et précipitation après cyclage

i) Métal de base

Nous n'avons pas constaté de formation de précipités et la morphologie de bande est conservée dans le métal de base au cours du cyclage thermique. La seule constatation est le noircissement des joints de grains entre la ferrite et l'austénite à 3000 cycles. Ce noircissement traduit une oxydation. Les figures V.9, V.10 et V.11 présentent la structure du métal de base pour les cycles 1000, 2000 et 3000 respectivement et la figure V.12 présente une micrographie électronique du métal de base pour 2500 cycles.

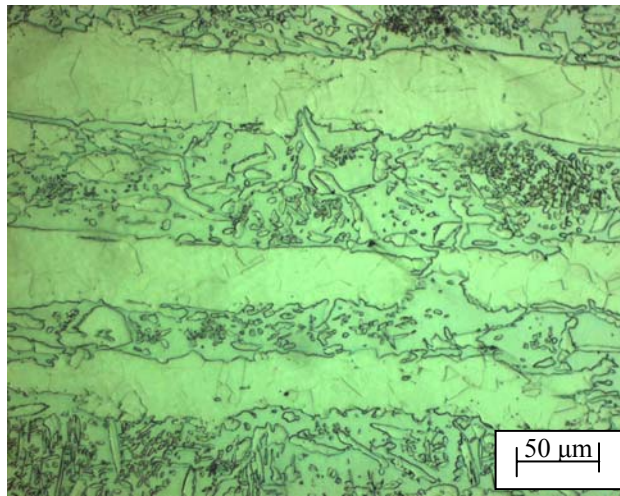


Figure V.9: Micrographie optique du métal de base pour 1000 cycles.

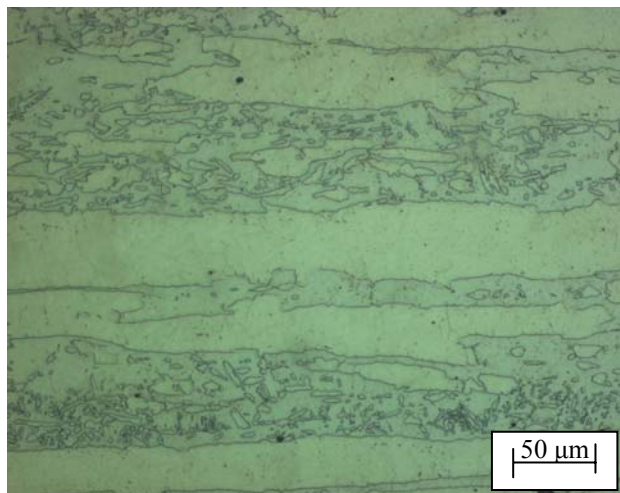


Figure V.10: Micrographie optique du métal de base pour 2000 cycles.

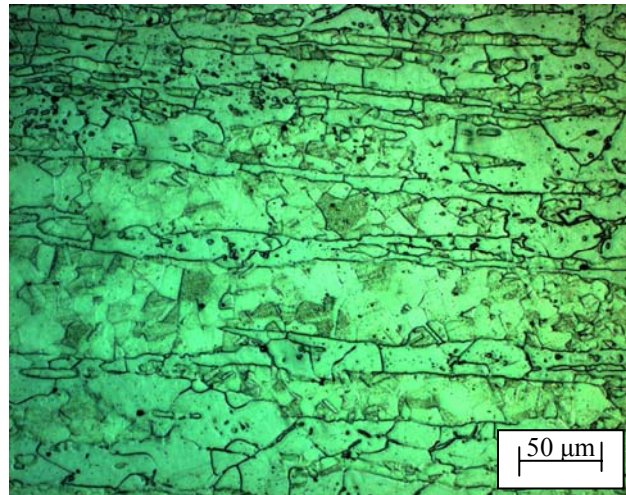


Figure V.11: Micrographie optique du métal de base pour 3000 cycles.

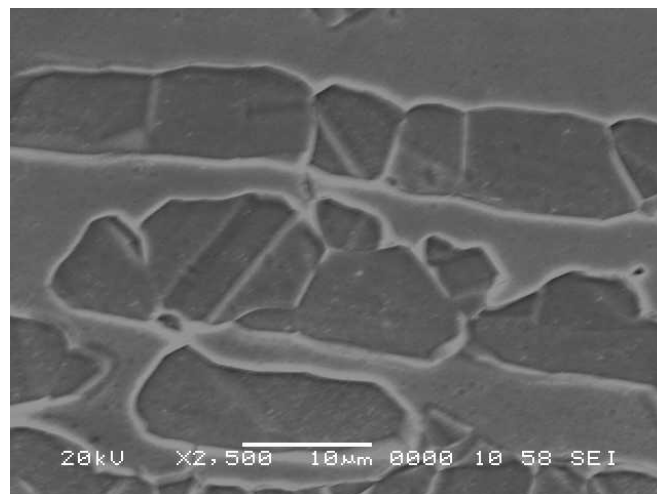


Figure V.12: Micrographie électronique du métal de base pour 2500 cycles.

ii) La zone affectée thermiquement

Par l'examen des micrographies optiques des figures V.13, V.14 et V.15 pour 1000, 2000 et 3000 cycles respectivement, et la micrographie électronique de la figure V.16 pour 2500 cycles nous n'avons pas observé de précipitations au cours du cyclage thermique, notons aussi que la morphologie de cette zone n'a changé aussi. Mais de l'oxydation dans les joints de grains a été observée au microscope optique à 3000 cycles.

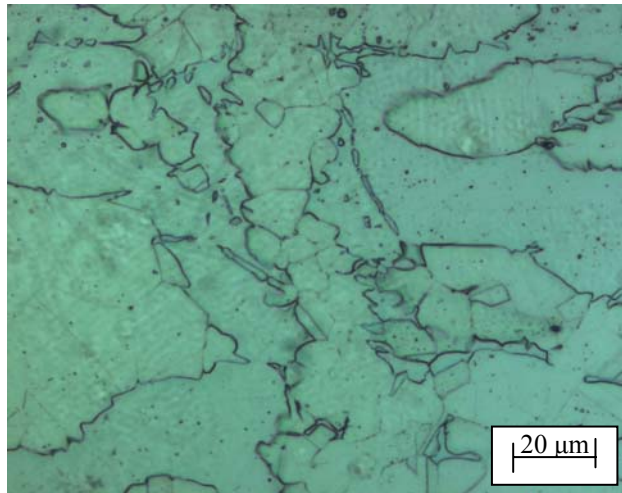


Figure V.13: Micrographie optique de la zone affectée thermiquement pour 1000 cycles.

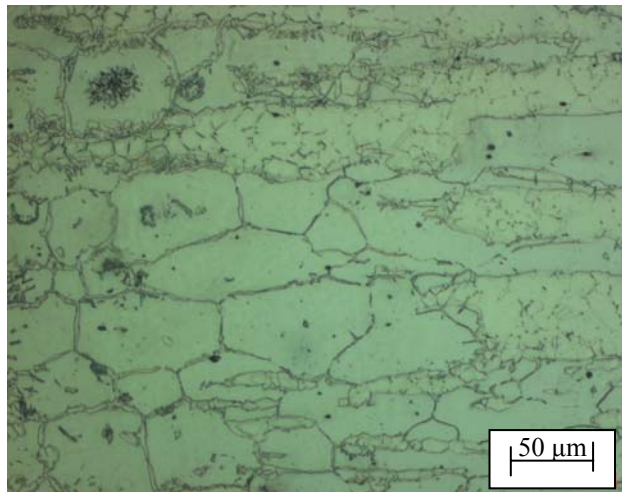


Figure V.14: Micrographie optique de la zone affectée thermiquement pour 2000 cycles.

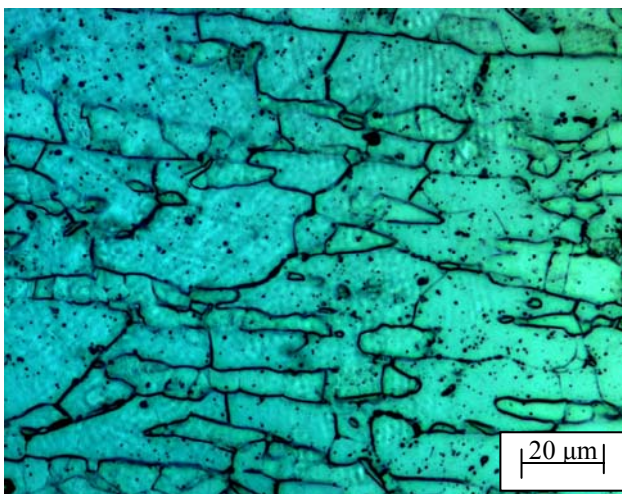


Figure V.15: Micrographie optique de la zone affectée thermiquement pour 3000 cycles.

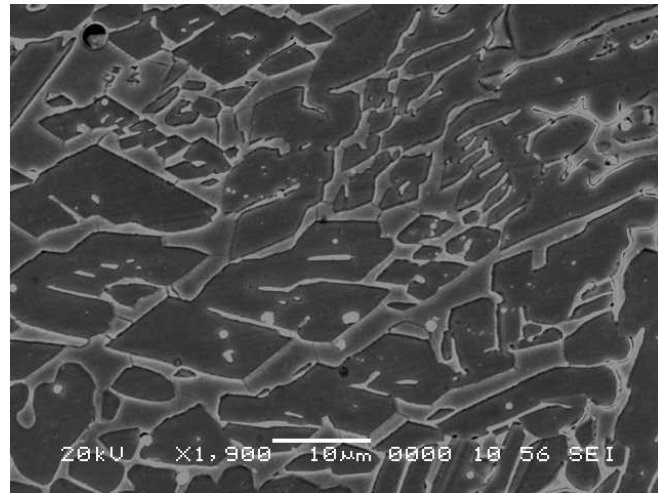


Figure V.16: Micrographie électronique de la zone affectée thermiquement pour 2500 cycles.

iii) La zone fondue

Nous n'avons pas constaté de précipitations et pas de changement dans la morphologie de cette zone pendant le cyclage thermique. La zone fondue garde son caractère aciculaire durant les 3000 cycles. Les figures V.17, V.18 et V.19 présentent la structure de cette zone en microscopie optique pour 1000, 2000 et 3000 cycles respectivement et la figure V.20 présente la structure de cette zone au microscope électronique pour 2500 cycles.

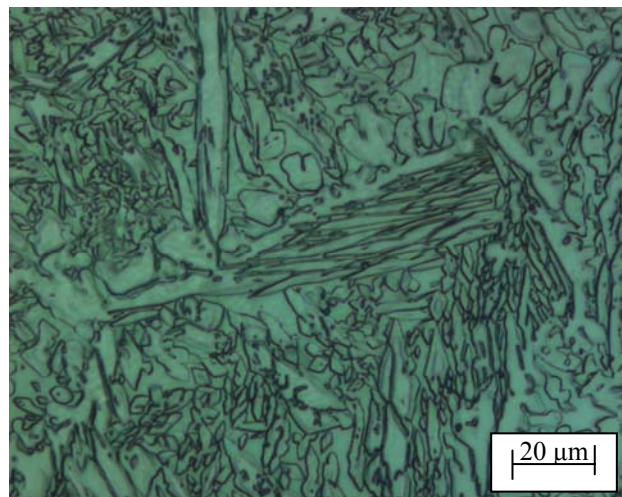


Figure V.17: Micrographie optique de la zone fondue pour 1000 cycles.

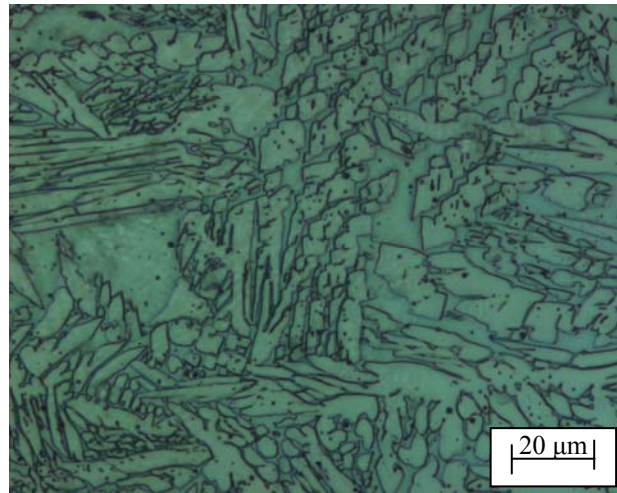


Figure V.18: Micrographie optique de la zone fondue pour 2000 cycles.

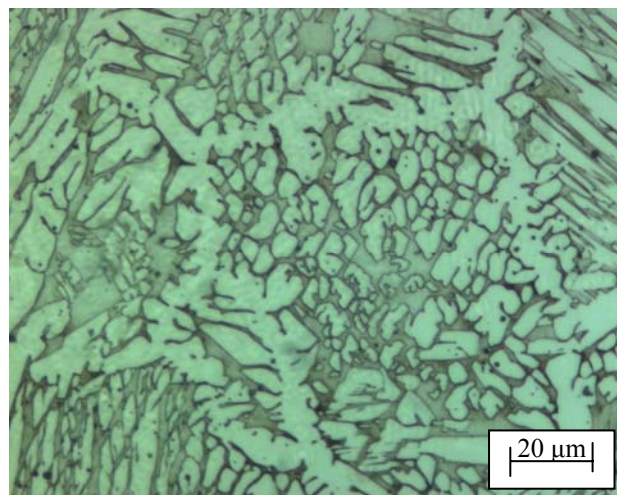


Figure V.19: Micrographie optique de la zone fondue pour 3000 cycles.

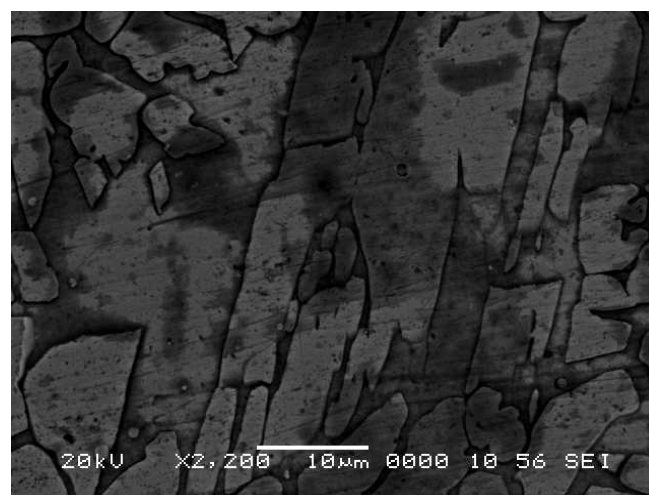


Figure V.20: Micrographie électronique de la zone fondue pour 2500 cycles.

V.2.2 Evolutions du taux de ferrite

V.2.2.1 Taux de ferrite dans le métal de base

La figure V.21 trace l'évolution du taux de ferrite pour le métal de base au cours du cyclage thermique. D'après cette figure, le taux de ferrite reste constant au voisinage de 50% pour les 2000 premiers cycles, cela correspond aux taux de l'état de livraison. A partir de 2000 cycles, le taux de ferrite décroît pour atteindre 47.36% lorsque le nombre de cycles atteint 3000.

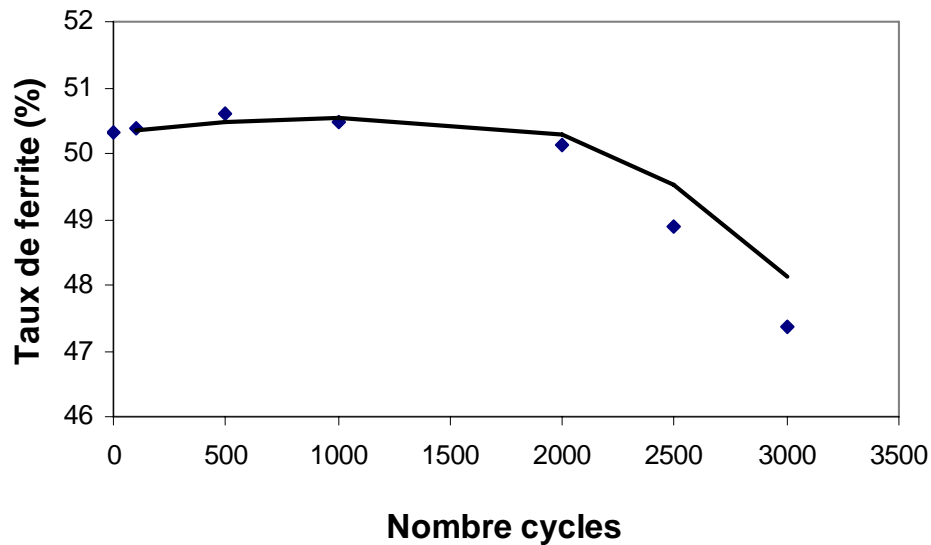


Figure V.21: Evolution du taux de ferrite au cours du cyclage thermique pour le métal de base.

V.2.2.2 Taux de ferrite dans la zone affectée thermiquement

D'abord, on constate que le taux de ferrite dans cette zone pour l'état de référence est plus élevé que celui du métal de base avec une valeur de 59.84%, cela est dû aux conditions de soudage (température de chauffage et vitesse de refroidissement). Au cours du cyclage thermique, le taux de ferrite décroît à partir de 100 cycles pour atteindre 53.1% à 3000 cycles. Cette diminution est illustrée dans la figure V.22.

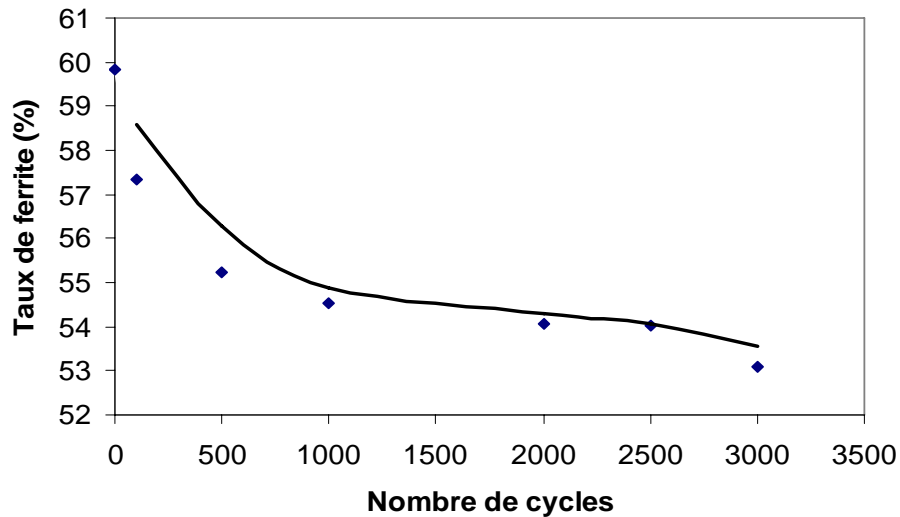


Figure V.22: Evolution du taux de ferrite au cours du cyclage thermique pour la zone affectée thermiquement.

V.2.2.3 Taux de ferrite dans la zone fondue

Pour l'état de référence le taux de ferrite de cette zone a une valeur de 56.86%, qui est une valeur supérieure à celle du métal de base à cause des conditions de soudage mais légèrement inférieure à celle de la zone affectée thermiquement, cela s'explique par la quantité de nickel présente dans le métal d'apport qui favorise la formation de la phase austénitique. D'après la figure V.23 qui donne l'évolution du taux de ferrite en fonction du nombre de cycles, on constate que ce taux reste constant pour les 1000 premiers cycles aux environs de 57%, et à partir de 1000 cycles il subit une diminution qui atteint 53.74% à 3000 cycles.

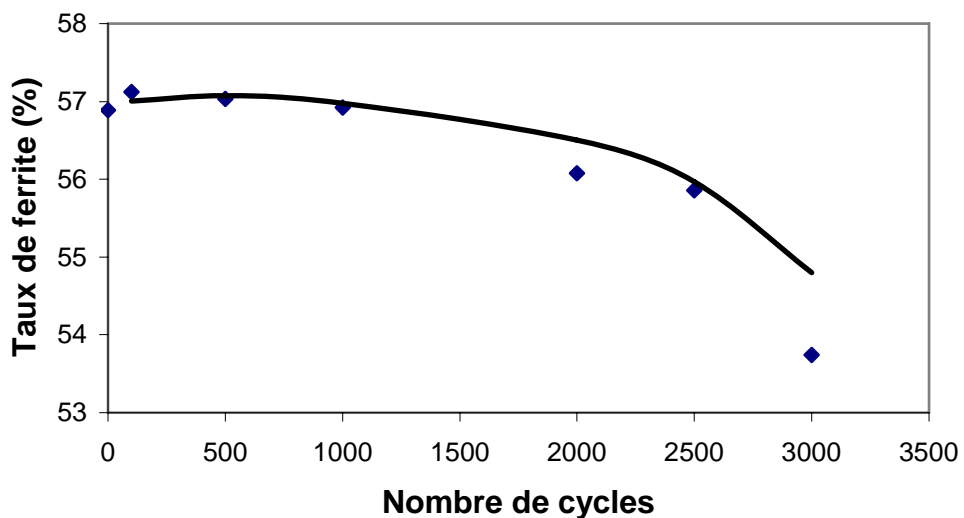


Figure V.23: Evolution du taux de ferrite au cours du cyclage thermique pour la zone fondue.

V.2.3 Evolutions des duretés des phases

Les duretés des phases ferritique et austénitique de la zone affectée thermiquement et du métal de base ont été mesurées. Ces mesures réalisées correspondent à la moyenne de trois mesures par donnée. Pour la zone fondue nous n'avons pas pu mesurer la dureté des phases à cause de la structure aciculaire fine de cette zone. Les duretés des phases ferritique et austénitique à l'état initial et à 3000 cycles de la zone affectée thermiquement et du métal de base sont regroupées dans le tableau V.1.

Tableau V.1: Microdureté Vickers sous 50 g des phases ferritique et austénitique pour l'état initial et pour 3000 cycles pour la zone affectée thermiquement et pour le métal de base.

	Zone affectée thermiquement		Métal de base	
	HV (ferrite)	HV (austénite)	HV (ferrite)	HV (austénite)
0 cycles	297	283	294	284
3000 cycles	333	319	332	321

V.2.3.1 Dureté de la ferrite

Comme on peut le voir sur la figure V.24, qui traduit l'évolution de la dureté de la ferrite au cours du cyclage thermique pour la zone affectée thermiquement et pour le métal de base, la dureté de la ferrite augmente continûment au cours du cyclage thermique et cela pour les deux zones. L'accroissement de la microdureté est d'environ 13% pour les deux zones.

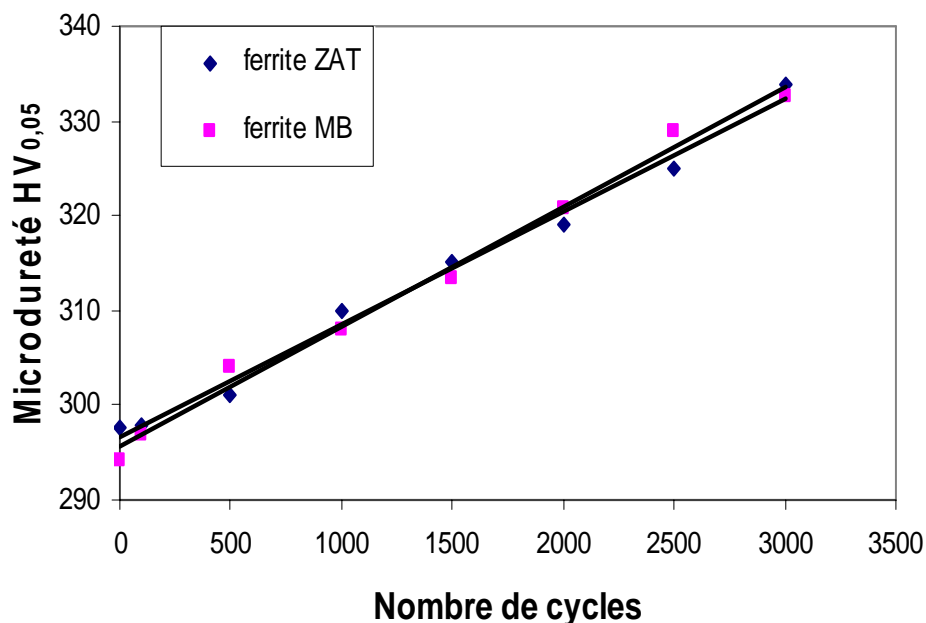


Figure V.24: Evolution de la dureté de la ferrite au cours du cyclage thermique pour la zone affectée thermiquement et pour le métal de base.

D'après le tableau V.1, les duretés de la ferrite des deux zones sont très proches à l'état initial et de même à 3000 cycles. De plus, en examinant les courbes de la figure V.21, on constate que les valeurs de la dureté de la ferrite sont très proches pour les deux zones le long du cyclage thermique, pratiquement les duretés de la ferrite acquises pendant le cyclage thermique sont les mêmes pour deux les zones. On peut dire que le comportement de la dureté de la ferrite est identique dans les deux zones.

V.2.3.2 Dureté de l'austénite

Concernant la dureté de l'austénite, le même comportement que la dureté de la ferrite a été observé sur la figure V.25. En effet, l'austénite se durcit au fur à mesure du cyclage thermique dans les deux zones. L'accroissement de la microdureté est d'environ 12% aussi bien dans la zone affectée thermiquement que dans le métal de base.

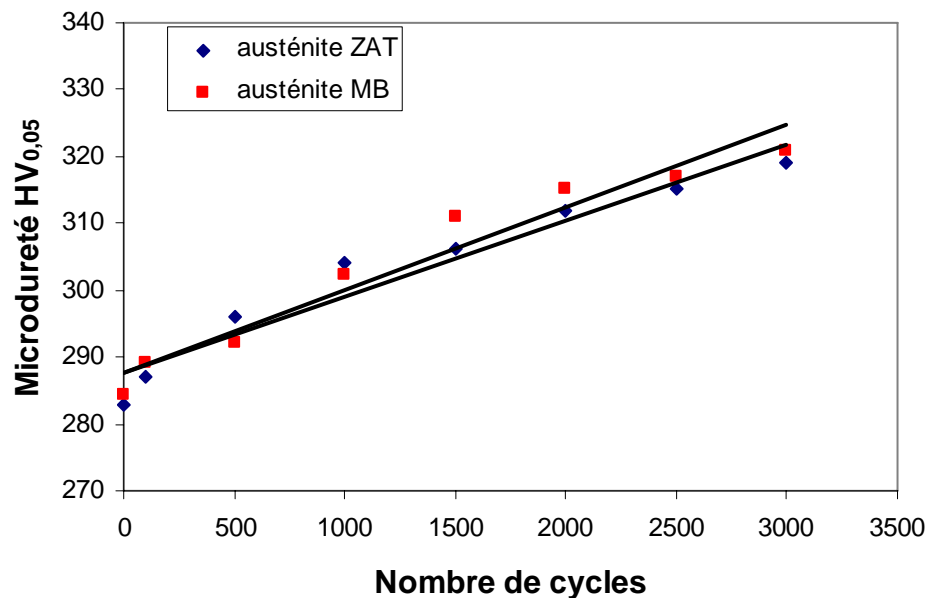


Figure V.25: Evolution de la dureté de l'austénite au cours du cyclage thermique pour la zone affectée thermiquement et pour le métal de base.

D'après le tableau V.1 les duretés de l'austénite des deux zones sont très proches à l'état initial et aussi à 3000 cycles. Notons aussi que les duretés de l'austénite des deux phases sont très proches au cours du cyclage thermique, elles ont pratiquement le même comportement.

V.2.3.3 Comparaison des duretés des phases

Les évolutions des duretés des phases ferritique et austénitique au cours du cyclage thermique sont présentées dans les figures V.26 et V.27 pour la zone affectée thermiquement et pour le métal de base respectivement. En comparant l'allure des courbes pour chaque zone,

on constate que la dureté de la ferrite est toujours supérieure à celle de l'austénite au cours du cyclage thermique.

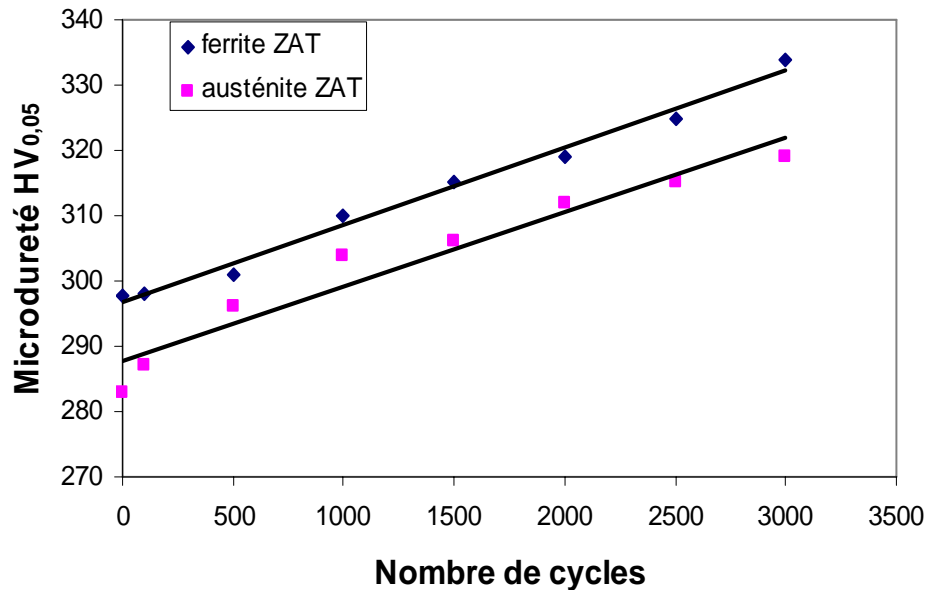


Figure V.26: Evolution de la dureté des phases ferritique et austénitique pour la zone affectée thermiquement.

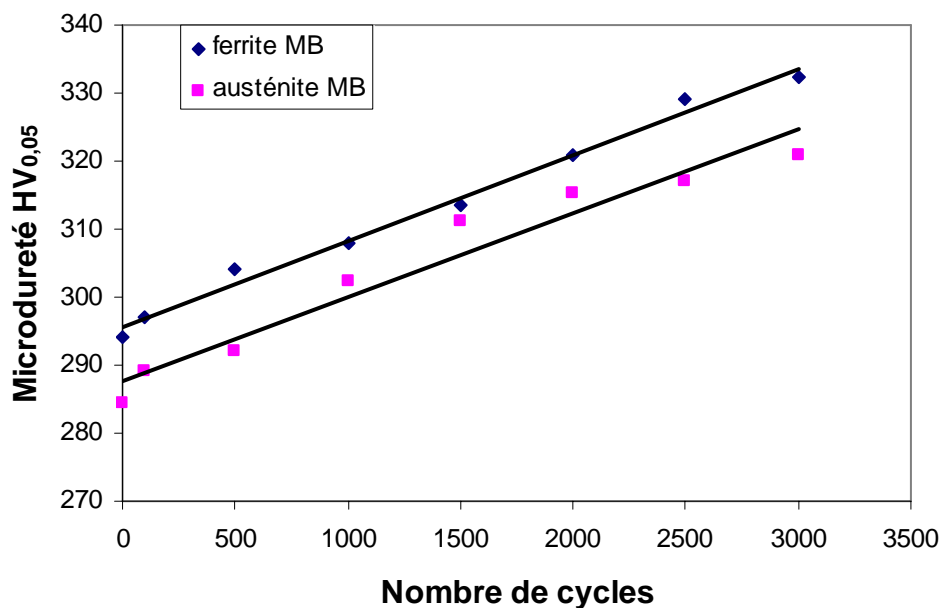


Figure V.27: Evolution de la dureté des phases ferritique et austénitique pour le métal de base.

De plus, on peut constater d'après le tableau V.1 que :

- A l'état initial : dans la zone affectée thermiquement, la dureté de la ferrite est supérieure à celle de l'austénite de 14 HV, et de même dans le métal de base, la dureté de la ferrite est supérieure à celle de l'austénite de 10 HV.

- A 3000 cycles : dans la zone affectée thermiquement, la dureté de la ferrite est toujours supérieure à celle de l'austénite avec une différence de 16 HV et dans le métal de base la ferrite est plus dure que l'austénite avec 13 HV.
- Au cours du cyclage thermique, la dureté de la ferrite augmente de 37 HV et la dureté de l'austénite augmente de 35 HV pour la zone affectée thermiquement. Pour le métal de base, la dureté de la ferrite augmente de 39 HV et celle de l'austénite croît de 36HV. D'où le niveau de durcissement est pratiquement le même pour toutes les phases des deux zones.

V.2.4 Interprétations

V.2.4.1 Morphologie et précipitation

Les aciers inoxydables duplex sont susceptibles de connaître des évolutions structurales en fonction des traitements thermiques appliqués. Concernant la structure de l'acier duplex après soudage, les résultats obtenus montrent l'absence de précipitation dans la zone fondue. Cela indique que le soudage a été réalisé en respectant les paramètres définis par la norme de soudage. Rappelons que ces paramètres sont choisis de telle façon à éviter toute précipitation qui peut causer des problèmes de corrosion et de fragilisation. Pour la zone affectée thermiquement, nous nous pouvons pas conclure sur l'absence des précipités vu que les grossissements utilisés sont faibles et que nous n'avons pas fait de diffraction des rayons X, mais le fait que les paramètres de soudage étaient respectés augmente la probabilités de l'absence de ces précipités.

Au cours du cyclage thermique, la précipitation des phases intermétalliques et des carbures ne se produit pas dans toutes les zones, et toutes les zones gardent leurs morphologies initiales. Cela peut être expliqué par la valeur de la température maximale du cyclage (320°C), qui est une valeur très faible pour permettre la formation de ces précipités. Cependant, les précipités α' et G peuvent se former dans la ferrite. Ces précipités ne sont pas détectables par les méthodes classiques (microscopie optique, MEB, rayons X) en raison de leurs tailles très petites.

Dans notre cas, la présence des précipités α' et G est indiquée par le temps nécessaire à leur formation à 300 °C, et qui est aux environs de 60 heures (déterminé à partir du diagramme TTT de l'UNS S 31803) et nous avons environ 54 heures de maintien à chaud entre 280°C et 320°C pour 3000 cycles et nous avons aussi la présence des contraintes thermiques du cyclage, qui vont accélérer la formation de ces précipités et par conséquence diminuer leur temps d'incubation.

Dans le cas des vieillissements des aciers inoxydables duplex, la ferrite subit un durcissement causé par la formation des précipités α' . Ainsi, la présence de ces précipités est déterminée par la mesure de la dureté de la ferrite. Cela a été vérifié par Kuang [45], qui a étudié l'évolution de la dureté de la ferrite et de l'austénite de l'acier duplex 2205 en fonction du temps et de la température du vieillissement. Il a trouvé que plus le temps et la température du vieillissement augmentaient plus la dureté de la ferrite augmentait, tandis que la dureté de l'austénite ne changeait pas. Cette méthode n'est pas applicable dans notre cas, parce que nous avons la contribution des contraintes thermiques dans le durcissement des phases.

Le phénomène d'oxydation des joints de grains observé est le résultat du maintien à chaud et du refroidissement dans l'eau lors du cyclage thermique. Cette oxydation est favorisée par les contraintes thermiques et la décohésion des joints de grains. Les oxydes formés sont des oxydes de fer et de chrome. L'examen des micrographies optiques des différentes zones, montre que l'oxydation a été observée seulement dans le métal de base et dans la zone affectée thermiquement et elle n'a pas été observée dans la zone fondue. Cela s'explique par le fait que le métal de base et la zone affectée thermiquement ont une structure grossière qui permet d'observer cette oxydation, et concernant la zone fondue, sa structure aciculaire fine rend difficile la détection de l'oxydation.

V.2.4.2 Taux de ferrite

Le suivi de l'évolution du taux de ferrite au cours du cyclage thermique montre que ce taux subi une légère diminution pour les trois zones : métal de base, zone affectée thermiquement et zone fondue. Cela peut être expliqué par la précipitation de l'austénite de réversion γ_2 au cours du cyclage thermique. D'après Calonne [07], l'austénite γ_2 peut précipiter pour des vieillissements à des températures inférieures à 400°C. Dans notre cas, nous avons des cyclages thermiques à 320°C plus la présence des contraintes thermiques qui tendent à accélérer la cinétique de formation de γ_2 .

D'après les courbes de variations du taux de ferrite en fonction du nombre de cycles (figure V.25, V.26, V.27), on constate que la diminution du taux de ferrite est plus marquée dans la zone affectée thermiquement et dans la zone fondue que dans le métal de base. Cela s'explique par le fait que la zone affectée thermiquement et la zone fondue contiennent des quantités de ferrite élevées (supérieure à 50%), ce qui leur confère un caractère métastable et au cours du cyclage thermique elles tendent à revenir à leur état d'équilibre qui va favoriser la diminution du taux de ferrite.

V.2.4.3 Duretés des phases

La dureté de la ferrite est supérieure à celle de l'austénite, à cause de la différence des propriétés plastiques des deux phases. En effet, le déplacement des dislocations est plus facile

dans l'austénite (cubique à faces centrées) que dans la ferrite (cubique centré), à cause des systèmes de glissement. Les dislocations glissent toujours sur les plans cristallographiques simples. Dans les cristaux cubiques à faces centrées les dislocations glissent sur les plans $\{111\}$ tandis que dans les cristaux cubiques centrés elles glissent sur les plans $\{110\}$. La difficulté du mouvement des dislocations dans la phase ferritique explique sa dureté plus élevée. Virkkunen [37], dans son étude qui concerne le comportement en fatigue thermique des aciers inoxydables duplex, a trouvé que la densité des dislocations dans la phase austénitique était plus grande que celle de la phase ferritique. Cela indique que la déformation plastique a été localisée dans la phase austénitique.

Les courbes de microdureté obtenues des phases ferritique et austénitique révèlent que ces phases ont subi un durcissement au cours du cyclage thermique. Le durcissement de la ferrite est causé à la fois par le développement et la concentration des contraintes thermiques résiduelles et par le vieillissement. Le vieillissement de la ferrite est attribué principalement à la précipitation de la phase α' , qui résulte du phénomène de démixtion de la solution Fe-Cr vu la température maximale de cyclage (320°C) et le temps de maintien. Le durcissement de l'austénite est engendré uniquement par la concentration des contraintes thermiques résiduelles.

Le développement des contraintes thermiques résiduelles influe sur les dislocations. Ces dernières interagissent, se gênent et leurs mouvements devient difficile dans le matériau. Cela va conduire à une très forte friction interne du réseau qui s'oppose aux mouvements de ces dislocations. De là vient l'augmentation de la dureté.

Nous avons constaté aussi qu'au cours du cyclage thermique, la dureté de la ferrite évolue de la même façon dans la zone affectée thermiquement et dans le métal de base. La même chose a été constatée pour l'austénite qui se durcit de la même façon pour les deux zones. Cela s'explique par le fait que la ferrite des deux zones a été cyclée dans les mêmes conditions, de même pour l'austénite des deux zones.

V.3 Fissuration par fatigue thermique

La présence de trois zones dans notre matériau (métal de base, zone affectée thermiquement, zone fondue) avec chacune d'elles ses propres caractéristiques (microstructure, historique thermique, sensibilité à la fragilisation) va engendrer un comportement différent vis-à-vis de la sensibilité à la fissuration, surtout en ce qui concerne le temps d'amorçage. La présence de deux phases (ferrite et austénite) avec des coefficients d'expansion thermique différents va offrir une grande contribution.

V.3.1 Fissuration dans le métal de base

L'observation du métal de base au microscope électronique a permis de détecter une décohésion des joints de grains à 2500 cycles, cette déchoésion traduit la présence de microfissures. Au cours du cyclage thermique, la taille et le nombre de ces microfissures augmentent. Les figures V.28 et V.29 présentent la fissuration obtenue pour 2500 et 3000 cycles respectivement.

Cette fissuration est de nature intergranulaire, les microfissures se forment entre les joints de grains ferritiques et austénitiques et suivent le chemin des interfaces α/γ , leur mouvement change de direction selon la forme des joints. De plus, ces microfissures sont remplies d'oxydes.

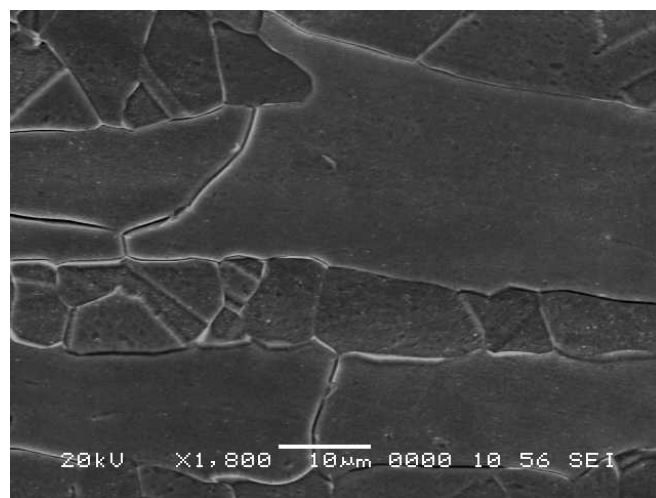


Figure V.28: Micrographie électronique de la fissuration dans le métal de base pour 2500 cycles.

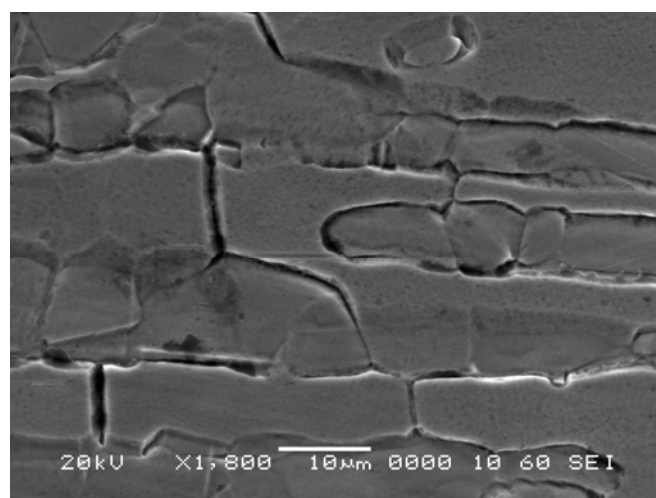


Figure V.29: Micrographie électronique de la fissuration dans le métal de base pour 3000 cycles.

V.3.2 Fissuration dans la zone affectée thermiquement

Pour cette zone, une décohésion intergranulaire a été constatée à 2000 cycles. Cette décohésion se développe le long du cyclage thermique et devient très importante à 3000 cycles. Les figures V.30 et V.31 montrent les microfissures obtenues pour 2000 et 3000 cycles par microscopie électronique. Les microfissures formées aux interfaces sont remplies de produits d'oxydation et s'arrangent en réseau de faïençage thermique (voir figure V.15, page 77).

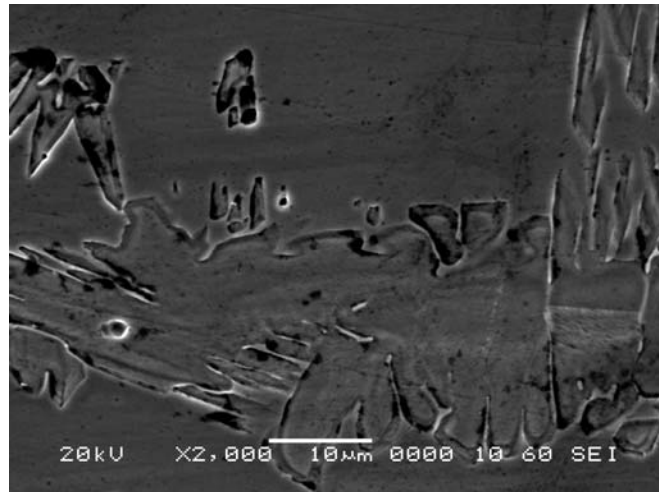


Figure V.30: Micrographie électronique de la fissuration dans la zone affectée thermiquement pour 2000 cycles.

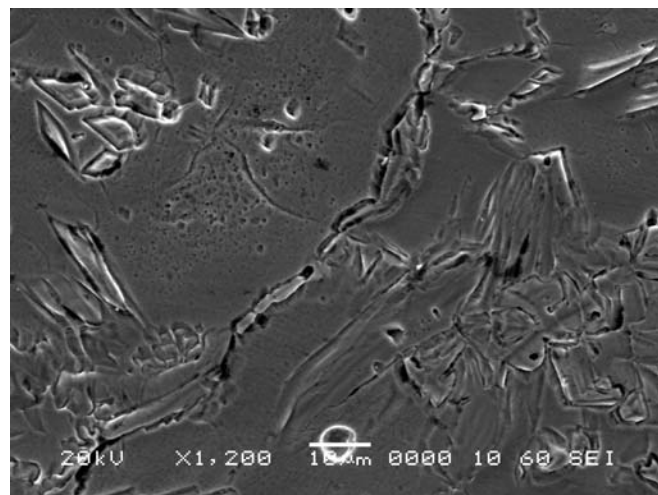


Figure V.31: Micrographie électronique de la fissuration dans la zone affectée thermiquement pour 3000 cycles.

V.3.3 Fissuration dans la zone fondue

En se basant sur l'observation au microscope électronique de cette zone, nous avons observé la présence de microfissures intergranulaires à 2000 cycles. Au cours du cyclage thermique, la fissuration devient de plus en plus importante, à 3000 cycles la fissuration type faïençage thermique est très importante. Les microfissures sont remplies d'oxydes et se déplacent selon la forme des interfaces. Les figures V.32 et V.33 présentent les microfissures pour 2000 et 3000 cycles respectivement.

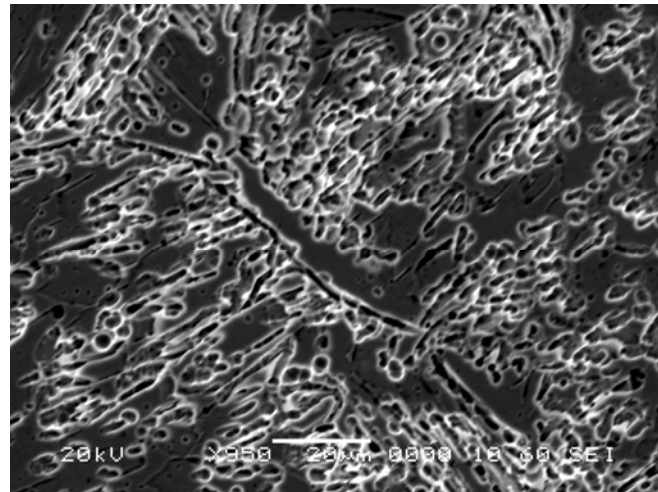


Figure V.32: Micrographie électronique de la fissuration dans la zone fondue pour 2000 cycles.

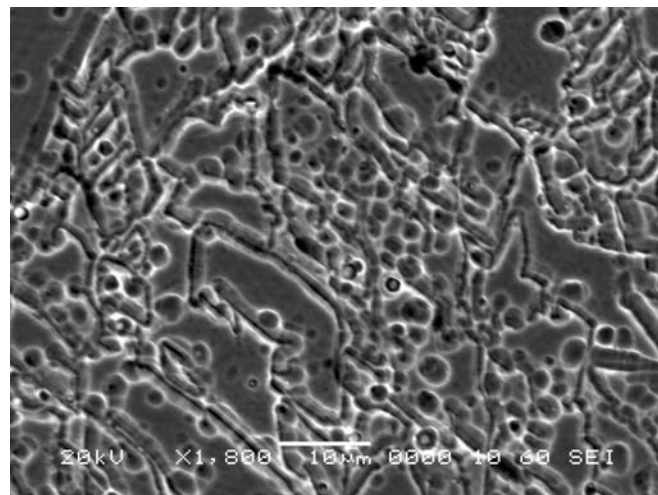


Figure V.33 : Micrographie électronique de la fissuration dans la zone de fusion pour 3000 cycles.

V.3.4 Interprétations

Nous avons observé les microfissures qui se sont développées au cours du cyclage thermique dans la structure duplex soudée. Ces microfissures traduisent le degré

d'endommagement qu'a subi la structure, après 3000 cycles cet endommagement est très important. L'absence de défauts nous permet d'attribuer exclusivement la fissuration aux contraintes thermiques résiduelles. L'origine de ces contraintes est attribué au gradient thermique du cyclage, et la différence entre les coefficients d'expansion thermique entre les deux phases austénitique et ferritique va augmenter la valeur de ces contraintes. En effet, les phases présentes ne peuvent pas se dilater selon la température à laquelle elles sont portées et selon leurs coefficients de dilatation thermique.

Ces contraintes vont engendrer les phénomènes d'intrusion-extrusion et la décohésion des joints de grains, ces deux phénomènes vont provoquer l'amorçage des microfissures. La fissuration est de caractère intergranulaire. Les joints de grains sont le siège du phénomène d'oxydation. La corrosion et l'oxydation dans les microfissures indiquent que la propagation de ce type de fissure peut être associée au mécanisme fatigue-corrosion.

Nous avons constaté aussi que la fissuration était plus rapide dans la zone affectée thermiquement et dans la zone fondue que dans le métal de base. En effet, la détection des microfissures correspond à 2500 cycles pour le métal de base tandis qu'elle correspond à 2000 cycles pour la zone affectée thermiquement et la zone fondue. Cela est dû principalement à l'historique thermique de la zone affectée thermiquement et de la zone fondue. En effet, ces zones ont subi le cycle thermique de soudage, qui aura pour effet d'introduire des contraintes thermiques résiduelles supplémentaires. Toutes ces conditions vont rendre la zone affectée thermiquement et la zone fondue plus sensibles à la fissuration que le métal de base. Donc, ce dernier présente une meilleure résistance à la fissuration que les deux autres zones.

En comparant les microfissures de la zone affectée thermiquement et la zone fondue à 2000 cycles, on constate que les microfissures de la zone fondue sont de tailles beaucoup plus importantes que ceux de la zone affectée thermique, ce qui veut dire que la fissuration est beaucoup plus importante dans la zone fondue que dans la zone affectée thermiquement. Cela est dû à la structure aciculaire de la zone fondue qui présente une densité de joints de grains beaucoup plus importante que dans la zone affectée thermiquement et de ce fait sera plus sensible à la fissuration.

L'observation du réseau de faïençage thermique est conforme à la description de la fissuration en fatigue thermique obtenue dans le cadre des travaux de Maillot [32], qui a étudié la fissuration par fatigue thermique de l'acier inoxydable AISI 304L et a obtenu un réseau de faïençage thermique. Cette morphologie de la fissuration est due à la nature biaxiale des contraintes thermiques.

V.4 Evolutions des propriétés mécaniques

Les caractéristiques mécaniques de l'acier inoxydable duplex soudé sollicité thermiquement ont été déterminées par les essais de résilience et de traction.

V.4.1 La résilience

La courbe de la figure V.34 représente la variation de la résilience en fonction du nombre de cycles. L'analyse des résultats obtenus montre que la résilience ne varie pas beaucoup pendant les 500 premiers cycles, en suite elle diminue d'une façon importante.

La résilience diminue de 14.91 daJ/cm² à l'état initial jusqu'à 4.95 daJ/cm² à 3000 cycles. Cette diminution correspond à une chute de 66%.

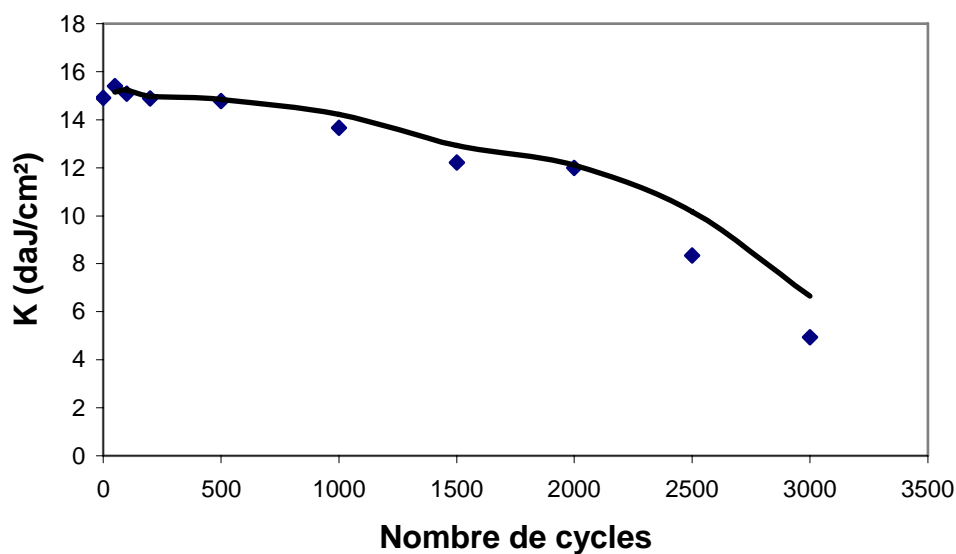


Figure V.34 : Evolution de la résilience au cours du cyclage thermique.

V.4.2 Caractéristiques de traction

Lors des essais de traction, les ruptures ne se sont pas produites dans la zone de la soudure, ce qui traduit la bonne qualité de la soudure.

V.4.2.1 La limite élastique

D'après la figure V.35, la limite élastique subit une augmentation importante au cours du cyclage thermique. La valeur de cette limite a augmenté de 618 MPa pour l'état de référence jusqu'à 720 MPa à 3000 cycles.

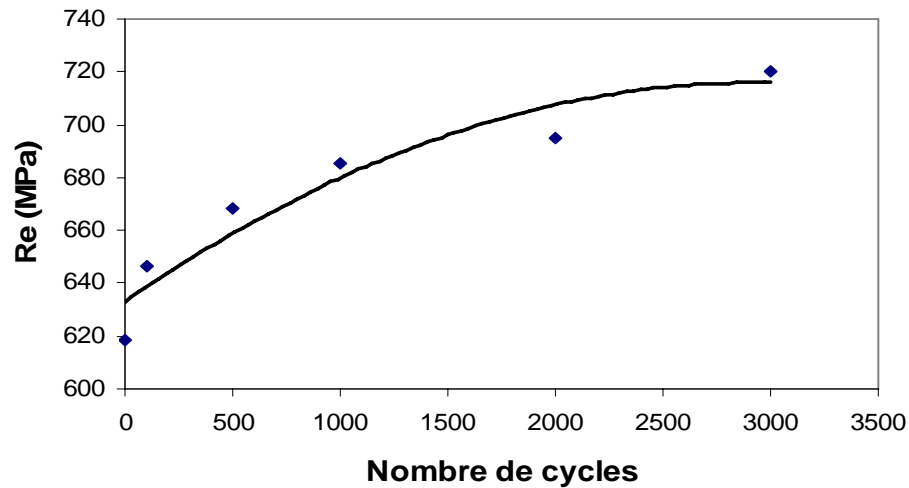


Figure V.35: Evolution de la limite élastique au cours du cyclage thermique.

V.4.2.2 La résistance à la rupture

La résistance à la rupture varie dans le même sens que la limite élastique. Elle augmente le long du cyclage thermique. Sa valeur atteint 879 MPa à 3000 cycles après qu'elle était 797 MPa à l'état de référence. La figure V.36 donne la variation de la résistance à la rupture en fonction du nombre de cycles.

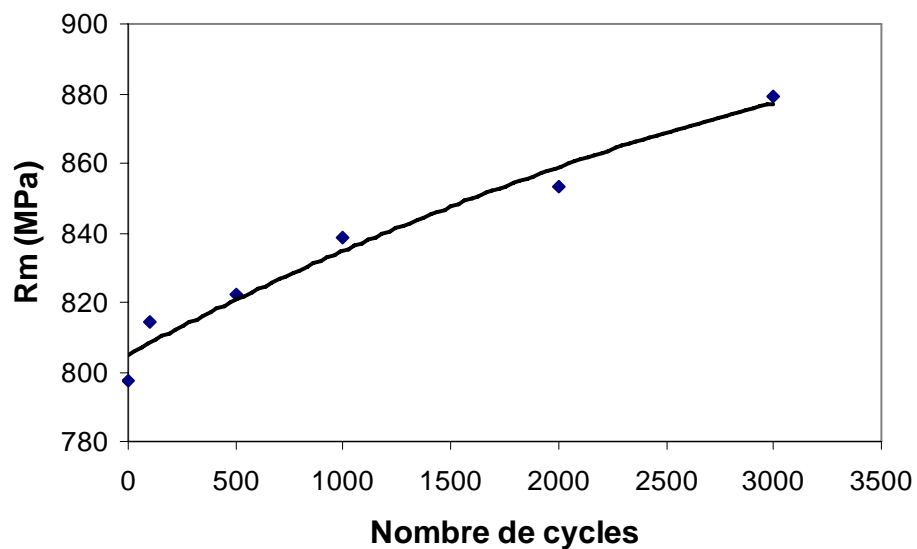


Figure V.36: Evolution de la résistance à la rupture au cours du cyclage thermique.

V.4.2.3 L'allongement

Contrairement aux caractéristiques précédentes (limite élastique et résistance à la rupture), l'allongement évolue différemment. D'après la courbe de la figure V.37, on constate que l'allongement subit une diminution au cours du cyclage thermique. Il diminue de 32.02% pour l'état de référence jusqu'à 23.36% à 3000 cycles.

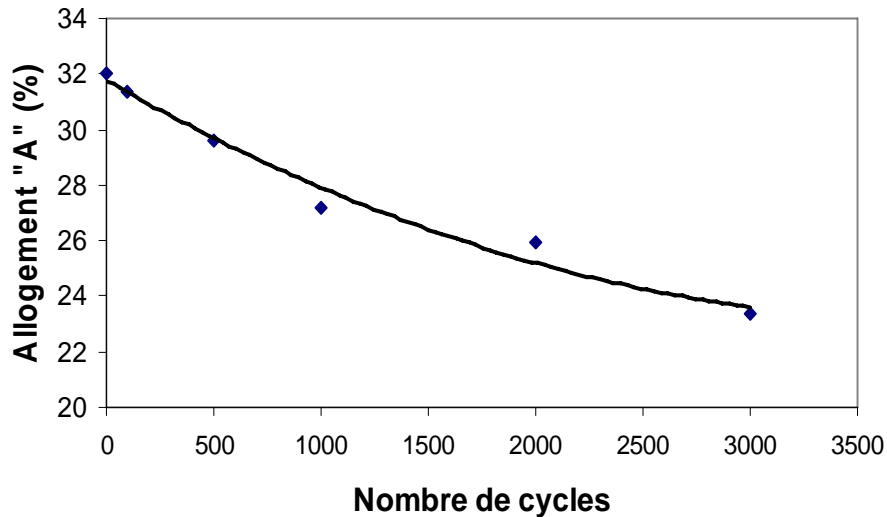


Figure V.37: Evolution de l'allongement au cours du cyclage thermique.

V.4.3 Interprétations

En ce qui concerne les propriétés mécaniques. Les résultats ont montré que la limite élastique et la résistance à la rupture augmentaient tandis que la résilience et l'allongement diminuaient. Ces résultats indiquent que la structure a subi une fragilisation et une diminution de la ténacité et de la ductilité. Ceci est la conséquence du durcissement qu'a subi la structure au cours du cyclage thermique. Rappelons que ce durcissement est celui des phases ferritique et austénitique, qui est dû aux contraintes thermiques résiduelles et au vieillissement de la ferrite. Notons aussi l'influence néfaste de la fissuration intergranulaire sur la résilience et sur la ductilité. En fait, cette fissuration tend à les diminuer. De plus, l'oxydation des joints de grains et des fissures contribue à la dégradation de la ténacité et de la ductilité de la soudure.

CONCLUSION

GENERALE

Conclusion générale

Le but de ce travail est d'étudier le comportement en conditions de fatigue thermique d'une soudure en acier inoxydable duplex. Pour cela, nous avons conçu un dispositif de fatigue thermique et préparé des éprouvettes de résilience et de traction. Les paramètres du cyclage thermique ont été choisis en fonction des conditions de service des aciers inoxydables duplex. L'effet principal du cyclage thermique est l'introduction dans le matériau des contraintes thermiques résiduelles. Les essais de fatigue thermique réalisés entre 45°C et 320°C mettent en évidence les effets de ces contraintes qui sont le durcissement et l'apparition des microfissures.

Les conclusions que nous pouvons tirer de cette étude sont :

1. Les précipités qui peuvent se former au cours du cyclage thermique sont : α' , G et γ_2 , vu la température maximale du cyclage utilisée et le temps de maintien à chaud.
2. Le taux de ferrite a subi une légère diminution dans toutes les zones (métal de base, zone affectée thermiquement et zone fondue), cela peut être attribué à la précipitation de l'austénite de réversion γ_2 . Cette précipitation est accélérée par la présence des contraintes thermiques.
3. Toutes les phases ont subi un durcissement, pour la ferrite c'est l'effet des contraintes thermiques résiduelles plus le vieillissement tandis que pour l'austénite c'est l'effet des contraintes thermiques résiduelles.
4. Sur l'ensemble des essais de fatigue thermique effectués, l'endommagement de la structure duplex se caractérise par l'amorçage et la propagation des microfissures. Ces microfissures sont du type intergranulaire et elles sont atteintes par l'oxydation. L'aptitude à la fissuration est différente pour les zones étudiées ainsi la zone fondue et la zone affectée thermiquement se fissurent plus rapidement que le métal de base.
5. En ce qui concerne le comportement mécanique, les essais réalisés ont montré une dégradation des propriétés mécaniques, étant donné que la fragilité augmente et que la ductilité et la ténacité diminuent.

Les perspectives que nous proposons concernant la poursuite de cette étude sont :

- Il serait nécessaire d'augmenter le nombre de cycles des essais de fatigue thermique afin de voir son influence sur le taux de ferrite.

- Utiliser d'autres méthodes pour déterminer le taux de ferrite tel que la diffraction des rayons X et la ferritoscopie.
- Faire une analyse des contraintes thermiques résiduelles par diffraction des rayons X.
- Utiliser des techniques de caractérisation avancées pour détecter la phase α' tel que : la microscopie électronique à transmission, la microscopie atomique et la microscopie Mössbauer.
- Faire une caractérisation quantitative de la fissuration intergranulaire, par exemple déterminer la densité et la profondeur des microfissures au cours du cyclage thermique.

REFERENCES

BIBLIOGRAPHIQUES

Références bibliographiques

[01] P.J.Cunat

Aciers inoxydables: Propriétés. Résistance à la corrosion, Techniques de l'ingénieur, M4541, Juin 2000.

[02] P.J.Cunat

Aciers inoxydables : Critères de choix et structure, Techniques de l'ingénieur, M4540, Mars 2000.

[03] P.Lefèvre, M.Poupard, L.Primot, Y.Vendeville, A.Vieu

Choix et mise en œuvre des aciers inoxydables dans les industries agro-alimentaires et connexes, principes généraux (Vol 1), Publications CETIM, 1996.

[04] P.Lacombe, B.Baroux, G.Béranger

Les aciers inoxydables, Editions Physique, 1990.

[05] P.Gympel, N.Arlt

Les aciers inoxydables, Editeur Tec et Doc, Paris, 1990.

[06] A.Rabey

Les aciers spéciaux, SEMAS Paris-ed, 1978.

[07] V.Calonne

Propagation de fissure par fatigue dans les aciers austéno-ferritiques moulés: Influence de la microstructure, du vieillissement et de la température d'essai, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 13 Juillet 2001.

[08] H.Uhlig

Corrosion et protection, Editions Dunod, Paris, 1970.

[09] K.Rehouma

Influence du traitement de haute température sur le comportement structural de l'acier inoxydable austénitique 304L soudé, Thèse de magister, ENP, Novembre 2002.

[10] J.Variot

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques et la fabrication d'appareils en aciers austéno-ferritiques, METAUX Corrosion-Industrie, 20 Novembre 1984.

[11] W.Zhang

Probing Heat transfer, fluid flow and microstructural evolution during fusion welding of alloys, PhD thesis, The Pennsylvania State University, August 2004.

[12] A.Desestret, R.Mayoud

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques. Nouveaux développements fondés sur 50 ans d'expérience, Revue de Métallurgie - CIT, Avril 1984.

[13] F.Iacoviello, M.Boniardi, G.M.La Vecchia

Fatigue crack propagation in austeno-ferritic duplex stainless steel 22Cr5Ni, International Journal of Fatigue, pp 957-963, 1999.

[14] R.N.Gunn

Duplex Stainless Steel, Microstructure, properties and applications, 2000.

[15] Collection ATS-OTUA

Propriétés d'emploi des aciers, conseils pour le soudage des aciers inoxydables, 1992.

[16] R.Legouic

Précis de soudage brasage et techniques connexes, Editions Eyrolles, Paris 1982.

[17] H.Granjon

Bases métallurgiques du soudage, Editions Eyrolles, 1989.

[18] R.Cazes

Soudage à l'arc, Techniques de l'ingénieur, B7730, Août 1995.

[19] 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.

[20] P-J Cunat

Aciers inoxydables: Mise en œuvre, Techniques de l'ingénieur, M4542, Septembre 2000.

[21] F.Delattre

Le soudage des aciers inoxydables, Editions Dunod, Paris, 1965.

[22] A.P.Lambert

Rupture par clivage de microstructures d'aciers bainitiques obtenues en conditions de soudage, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 03 Mai 2001.

[23] J. F. Lancaster.

Metallurgy of Welding, fourth edition. Allen and Unwin Ltd, 40 Museum Street, London WC1A 1LU, UK, 1987.

[24] R.Baus, W.Chapeau Baus

Application du soudage aux constructions, Editions Eyrolles, Paris, 1979.

[25] A.Gregori, J-O.Nilsson

Decomposition of ferrite in commercial superduplex stainless steel welds metals: microstructural transformations above 700°C, Metallurgical and Materials Transactions, Volume 33A, April 2002.

[26] I. Petronius, M. Bamberger

Microstructure and properties following welding of duplex stainless steel using coated electrodes, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 6 No. 2 79, 2001.

- [27] **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.
- [28] **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 N° 3 ,pp 159-171, 2002.
- [29] **R.Kacar**
Effect of solidification mode and morphology of microstructure on the hydrogen content of duplex stainless steel weld metal, Materials & Design, 2004.
- [30] **P.J.Cunat**
Aciers inoxydables: Fabrication, Techniques de l'ingénieur, M4543, Décembre 2000.
- [31] **BY v. v. d. Mee, H. Meelker and R. v. d. Schelde**
How to Control Hydrogen Level in (Super) Duplex Stainless Steel Weldments Using the GTAW or GMAW Process, Welding research Supplement , January 1999.
- [32] **V.Maillot, A.Fissolo, S.Dagallaix, G.Degallaix**
Obtentions et observations de réseaux de faïçnage par fatigue thermique, XVème Congrès Français de Mécanique, Nancy, 3-7 Septembre 2001.
- [33] **Spera, D.Mowbray**
Thermal fatigue of materials and components, 1976.
- [34] **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.
- [35] **S.S. Manson**
Les contraintes d'origine thermique, Editions Dunod, Paris, 1967.
- [36] **I.Virkkunen**
Thermal fatigue of austenitic and duplex stainless steel, These of Doctor of Science, Helsinki University of Technology, 23 th November 2001.
- [37] **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.
- [38] **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.
- [39] **C.Bathias, J.P.Bailon**
La fatigue des matériaux et des structures, Maloine S.A éditeur Paris, 1980.

[40] 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.

[41] M.Grumbach

Viellissement des aciers, Techniques de l'ingénieur, Traité Matériaux métalliques, M235, 1993.

[42] 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.

[43] 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.

[44] Y.Tujikura, S.Urata

Fracture Mechanics evaluation of cast duplex stainless steel after thermal aging, Nuclear Engineering and design, pp 255-261, 1999.

[45] 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.