

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

École Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie

Mémoire de Projet Fin d'Études
Pour l'obtention du diplôme d'Ingénieur en
Génie des matériaux

**Étude quantitative de la fissuration par
fatigue thermique de la soudure en acier
inoxydable duplex de nuance 2205**

Aissa BARI

Sous la direction de **M. Kamel ABADLI** Docteur ENP Alger

Présenté et soutenu publiquement le 19/06/2017

Composition du Jury :

Président	M. Mohamed Lamine DJEGHLAL,	Professeur	ENP Alger
Promoteur	M. Kamel ABADLI	Docteur	ENP Alger
Examineur	M. Hamid YOUSFI	Professeur	ENP Alger
Examinatrice	Mme. Hania HACHEMI	Docteur	ENP Alger

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

École Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie

Mémoire de Projet Fin d'Études
Pour l'obtention du diplôme d'Ingénieur en
Génie des matériaux

**Étude quantitative de la fissuration par
fatigue thermique de la soudure en acier
inoxydable duplex de nuance 2205**

Aissa BARI

Sous la direction de **M. Kamel ABADLI** Docteur ENP Alger

Présenté et soutenu publiquement le (19/06/2017)

Composition du Jury :

Président	M. Mohamed Lamine DJEGHLAL,	Professeur	ENP Alger
Promoteur	M. Kamel ABADLI	Docteur	ENP Alger
Examineur	M. Hamid YOUSFI	Professeur	ENP Alger
Examinatrice	Mme. Hania HACHEMI	Docteur	ENP Alger

الهدف من هذا العمل هو الدراسة الكمية للتشققات الناتجة عن الارهاق الحراري عند لحام الفولاذ المقاوم للصدأ المزدوج البنية (UNS S 31803)، لقد اتبعنا التغير في صلابة مناطق اللحام، المرونة، متوسط الطول، كثافة الشقوق، وسرعة التشقق.

التقنيات التجريبية المستخدمة هي: المجهر الضوئي، المجهر الإلكتروني الماسح، الميكروصلابة، وبرنامج تحليل الصور (ImageJ).

أظهرت النتائج أن الفولاذ يخضع للتصلب في حين أن متانته ولدونته تتخفضان، وانخفاض معدل الفريت في جميع المناطق. الشقوق لها طبيعة ما بين حبيبية، حجمها وكثافتها تتزايد مع تزايد الدورات الحرارية. الكلمات الدالة: التشقق، الارهاق الحراري، اللحام، الفولاذ المقاوم للصدأ المزدوج البنية، التدوير الحراري.

Abstract

The objective of this work is the quantitative study of cracking under thermal fatigue of a welded duplex stainless steel UNS S 31803. We have followed the variation of the hardness of the phases, the average length, the density of the cracks, and the cracking speed.

The experimental techniques used are: optical microscopy, scanning electron microscopy, micro hardness, and image analysis software (ImageJ).

The results show that the steel undergoes a hardening while its toughness and its ductility decrease, the ferrite level undergoes a slight decrease in all the phases. Cracks are intergranular in nature, their size and density increase with cycling.

Key words: thermal fatigue, welding, duplex stainless steels, ferrite, austenite, cracks, cycling.

Résumé

L'objectif de ce travail est d'étudier quantitativement la fissuration par fatigue thermique de la soudure en acier inoxydable duplex UNS S 31803. Nous avons suivi la variation de la dureté des phases, la résilience, la longueur moyenne, la densité des fissures, et la vitesse de la fissuration.

Les techniques expérimentales utilisées sont: la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage, la micro dureté, et un logiciel d'analyse d'image (ImageJ).

Les résultats 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. Les fissures sont de nature intergranulaire, leur taille et densité augment avec le cyclage.

Mots clés: fissuration, fatigue thermique, soudure, aciers duplex, cyclage.

Dédicace

Je dédie ce modeste travail à :

- Ma grande mère.
- Mes chers parents.
- Mes frères et sœurs.

Aissa

Remerciement

Premièrement, je remerciais mon **Dieu** pour m'avoir aidé à réaliser ce travail et lors de tout mon parcours scolaire.

Je tiens à remercier vivement mon promoteur **M. ABADLI**, pour m'avoir dirigé et encouragé, pour sa disponibilité, son aide, et ces conseils durant toute la période de mon travail.

Je remerciais **M. DJEGHLAL**, d'avoir examiné mon travail et présider le jury, ainsi **M. YOUSFI** et **Mme. HACHEMI** les membres de jury qui ont accepté d'examiner et d'évaluer mon travail.

Je remerciais également tous les enseignants du département de métallurgie qui m'ont dirigée durant ma formation.

Enfin je remercie tous ceux qui m'ont aidé dans la réalisation de ce PFE de près ou de loin.

Merci,

Table de Matière

Table de Matière

Liste des tableaux

Liste des figures

Liste des symboles

Introduction générale 12

PARTIE BIBLIOGRAPHIQUE

Chapitre 1 Les aciers inoxydables duplex

1.1 Introduction 16

1.2 Généralité sur les aciers inoxydables..... 16

1.2.1 État structurale..... 16

1.2.2 Diagrammes d'équilibres 16

1.2.3 Les différentes classes d'aciers inoxydables 18

1.3 Les aciers inoxydables duplex..... 18

1.3.1 Composition chimique 19

1.3.2 Influence des éléments d'alliage 19

1.3.3 Principe familles et nuances des aciers duplex 19

1.4 Traitements thermiques et transformations structurales..... 21

1.4.1 Transformations à température supérieure à 1050°C 21

1.4.2 Transformations à température entre 1050 et 600°C..... 21

1.4.3 Transformations à température inférieure à 600°C 24

1.5 Propriétés des aciers inoxydables duplex..... 24

1.5.1 Propriétés physiques 24

1.5.2 Propriétés mécaniques 24

1.5.3 Résistance à la corrosion 25

1.6 Soudage et soudabilité des aciers duplex 26

1.6.1 Introduction 26

1.6.2 Procédés de soudage 26

1.6.3 Cycle thermique de soudage 28

1.6.4 Les défauts de soudage 30

1.6.5 Soudabilité des aciers inoxydables duplex 31

1.6.6 Propriétés mécanique d'une soudure duplex 34

Chapitre 2 La Fatigue Thermique

2.1 Introduction 36

2.2 Les contraintes d'origine thermiques..... 36

2.3 Les contraintes thermiques résiduelles 37

2.4 Phénomène de la Fatigue Thermique 37

2.4.1 Définition..... 37

2.4.2 Mécanisme de la Fatigue Thermique..... 38

2.4.3 Facteurs de la Fatigue Thermique..... 39

2.4.4 Le choc thermique..... 40

2.5 Fissuration par Fatigue Thermique	41
2.5.1 Endommagement précurseur	41
2.5.2 Amorçage	41
2.5.3 Propagation des fissures	42
2.5.4 Durée de vie	43
2.6 Endommagement des duplex par Fatigue Thermique	44
2.6.1 Mécanisme de déformation cyclique	44
2.6.2 Mécanismes d'endommagement	44
2.6.3 Vieillessement de la ferrite dans les aciers duplex	45
2.7 Conclusion	45

PARTIE EXPERIMENTALE

Chapitre 3 Techniques expérimentales

3.1 Présentation de matériau de l'étude	48
3.1.1 Composition chimique	48
3.1.2 Microstructure	49
3.1.3 Caractéristiques mécaniques	49
3.2 Préparation des éprouvettes	50
3.2.1 Réalisation des soudures	50
3.2.2 Tronçonnage des éprouvettes	51
3.2.3 Usinage des éprouvettes	52
3.3 Essai de Fatigue Thermique	53
3.3.1 Dispositif du cyclage thermique	53
3.3.2 Conditions du cyclage thermique	53
3.4 Caractérisation métallographique	54
3.4.1 Polissage	54
3.4.2 Attaque métallographique	54
3.4.3 Observation par microscopie optique	55
3.4.4 Observation par microscopie électronique à balayage	56
3.5 Analyse des images	57
3.6 Essais mécaniques	59
3.6.1 Essai de micro-dureté	59
3.6.2 Essai de dureté	59

Chapitre 4 Résultats et interprétations

4.1 Introduction	62
4.2 Résultats de l'étude microstructurale	62
4.2.1 Structure de la soudure	62
4.2.2 Microstructure après cyclage Thermique	65
4.3 Résultats de l'étude mécanique	70
4.3.1 La dureté de la soudure	70
4.3.2 La dureté des phases	70
4.3.3 La résilience	71
4.4 Caractérisation des microfissures	72
4.5 Calcul sur les microfissures	75
4.5.1 Longueur moyenne des microfissures	75
4.5.2 Densité des microfissures	75
4.5.3 Vitesse de fissuration	76
4.5.4 Loi de propagation	77
4.5.5 Influence de la fissuration sur la dureté	78

4.5.6 Influence de la fissuration sur la résilience.....	78
4.6 Interprétation.....	79
4.6.1 Structure de la soudure	79
4.6.2 Microstructure après cyclage thermique	79
4.6.3 Dureté des phases.....	80
4.6.4 Fissuration.....	80
Conclusion générale	81
Bibliographies.	83
ANNEXE	
Annexe I Paramètres du soudage	85
Annexe 2 Détermination de la loi de paris.....	87

Liste des tableaux

Tableau 1.1 les Variétés allotropiques du fer et les structures correspondantes	16
Tableau 1.2 Composition chimique des aciers duplex	19
Tableau 1.3 Quelques propriétés physiques à la température ambiante de quelques nuances austéno-ferritiques	24
Tableau 1.4 Quelques propriétés mécaniques de quelques nuances austéno-ferritiques	25
Tableau 3.1 Composition chimique du métal de base UNS S 31803.....	49
Tableau 3.2 Composition chimique du UNS S 31803 selon la norme ASTM.....	49
Tableau 3.3 Propriétés mécaniques du métal de base UNS S 31803.....	49
Tableau 3.4 Composition chimique du métal d'apport.....	50
Tableau 4.1 loi de paris pour l'acier UNS S31803.....	77

Liste des figures

Figure 1.1	Diagramme d'équilibre Fe-Cr	17
Figure 1.2	Coupes du diagramme Fe-Cr-C pour des teneurs croissantes en carbone	17
Figure 1.3	Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ	18
Figure 1.4	Microstructure typique des aciers inoxydables duplex	20
Figure 1.5	Étapes de fabrication d'un acier duplex laminé à chaud de type SAF 2205	20
Figure 1.6	Courbe TTT des alliages UR 35N et UR 45N	21
Figure 1.7	précipitation des carbures de chrome aux joints de grains	22
Figure 1.8	Micrographie électronique de la phase sigma	23
Figure 1.9	Représentation de l'absence de déchromisation aux interfaces α/γ par suite de précipitation de carbures de chrome dans le cas d'alliages austénoferritiques	25
Figure 1.10	Principe du soudage (manuel) à l'arc électrique avec électrode réfractaire	27
Figure 1.11	Principe du soudage à l'arc électrique avec électrode enrobée (SMAW)	28
Figure 1.12	Variation de la température θ en fonction du temps t	29
Figure 1.13	Variation de la température θ en fonction de la distance x	29
Figure 1.14	les différentes zones de soudure	30
Figure 1.15	Microstructure de la zone fondue d'un acier duplex soudé UNS S 31803.	31
Figure 1.16	Diagramme de schaeffler des aciers inoxydables	32
Figure 1.17	Diagramme WRC-1992	33
Figure 2.1	Mécanisme de la Fatigue Thermique, diagramme de North Cott et Baron	38
Figure 2.2	Marques de glissement observées en surface dans un acier inoxydable duplex	41
Figure 2.3	Mécanisme d'amorçage des fissures sous contrainte thermique cyclique	42
Figure 3.1	Position relative de l'acier utilisé dans l'étude dans le diagramme d'équilibre pseudo-binaire Fe-Cr-Ni à 70% Fe.	48
Figure 3.2	Micrographie optique du métal de base.	49
Figure 3.3	Longueur de tube à souder pour réaliser une éprouvette de résilience.	51
Figure 3.4	Les étapes de tronçonnage des éprouvettes.	52
Figure 3.5	Localisation des éprouvettes de résilience	52
Figure 3.6	Schéma du dispositif de la Fatigue Thermique.	53
Figure 3.7	Forme du cycle thermique.	54
Figure 3.8	Polisseuse utilisé pour la préparation métallographique.	54
Figure 3.9	Dispositif de l'attaque électrolytique.	55
Figure 3.10	Microscope optique utilisé pour l'observation.	56
Figure 3.11	Microscopie Électronique à Balayage.	56
Figure 3.12	Programme de traitement d'image ImageJ.	57
Figure 3.13	Position des mesures du taux de ferrite dans les zones de la soudure.	57
Figure 3.14	Étapes pour l'obtention d'une image binaire servant à estimer le pourcentage des phases : a) image initiale non traitée, b) image transformée en nuances de gris, c) image finale binaire.	58
Figure 3.15	les étapes de calcul de la longueur d'une fissure.	59
Figure 3.16	Duremètre et microduremètre utilisé.	60
Figure 3.17	Profil suivit pour les mesures de la dureté.	60
Figure 4.1	structure de la soudure en acier UNS S31803.	62

Figure 4.2 Micrographie optique de métal de base. -----	63
Figure 4.3 Micrographie optique de la ZAT surchauffée. -----	63
Figure 4.4 Micrographie électronique de la ZAT recuite partiellement. -----	64
Figure 4.5 Micrographie optique de la zone fondue. -----	64
Figure 4.6 Micrographie électronique de la zone fondue. -----	64
Figure 4.7 Micrographie optique du métal de base après 5000 cycles.-----	65
Figure 4.8 Micrographie optique du métal de base après 2500 cycles.-----	65
Figure 4.9 Micrographie optique du métal de base après 3500 cycles.-----	66
Figure 4.10 Micrographie optique du métal de base après 5000 cycles. -----	66
Figure 4.11 Micrographie électronique du métal de base après 4500 cycles. -----	66
Figure 4.12 Micrographie électronique du métal de base après 5000 cycles. -----	66
Figure 4.13 Micrographie optique de la ZAT après 1000 cycles.-----	67
Figure 4.14 Micrographie optique de la ZAT après 2500 cycles.-----	67
Figure 4.15 Micrographie optique de la ZAT après 4500 cycles.-----	67
Figure 4.16 Micrographie électronique de la ZAT surchauffée après 3500 cycles. -----	68
Figure 4.17 Micrographie électronique de la ZAT partiellement recuite après 2000 cycles. -----	68
Figure 4.18 Micrographie optique de la Zone Fondue après 2500 cycles. -----	69
Figure 4.19 Micrographie optique de la Zone Fondue après 2000 cycles. -----	69
Figure 4.20 Micrographie électronique de la Zone Fondue après 4500 cycles. -----	69
Figure 4.21 Profil de la dureté globale de la soudure duplex. -----	70
Figure 4.22 Variation de la dureté des phases au cours du cyclage. -----	71
Figure 4.23 Variation de la résilience au cours de cyclage. -----	71
Figure 4.24 Micrographie électronique de métal de base pour 2500 cycles. -----	72
Figure 4.25 Micrographie électronique de métal de base pour 5000 cycles. -----	72
Figure 4.26 Micrographie électronique de la ZAT pour 3500 cycles. -----	73
Figure 4.27 Micrographie électronique de la ZAT pour 2000 cycles.-----	73
Figure 4.28 Des fissurations dans la ZAT remplis d'oxyde après 2000 cycles. -----	73
Figure 4.29 Micrographie électronique des microfissures dans la ZF pour 2500 cycles. -----	74
Figure 4.30 Micrographie électronique des microfissures dans la ZF pour 5000 cycles. -----	74
Figure 4.31 Variation de la longueur moyenne de fissure. -----	75
Figure 4.32 Variation de la densité des fissures dans les trois zones. -----	76
Figure 4.33 Variation de la vitesse de fissuration au cours de cyclage. -----	76
Figure 4.34 Diagramme bi-logarithmique de la vitesse de fissuration en fonction de FIC.-----	77
Figure 4.35 Variation de la dureté des phases en fonction de la longueur des fissures. -----	78
Figure 4.36 Variation de la résilience en fonction de la longueur des fissures -----	78

Liste des symboles

ε_T	Expansion thermique
α	Coefficient d'expansion linéaire thermique
σ_{th}	Contrainte thermique de compression
σ_r	La contrainte radiale
σ_t	La contrainte tangentielle
E	Module de Young
ϑ	Coefficient de Poisson
$T(r)$	Température
r	Rayon
r_1	Rayon intérieur du tube
r_0	Rayon extérieur du tube
V_α	Fraction volumique de la phase α
V_γ	Fraction volumique de la phase γ
$\sigma_{\mu\alpha}$	Micro contrainte dans la phase α
$\sigma_{\mu\gamma}$	Micro contrainte dans la phase γ
T_{max}	Température maximale
T_{min}	Température minimale
T_{moy}	Température moyenne
<i>ENGTP</i>	Entreprise Nationale des Grands Travaux Pétroliers
<i>CDTA</i>	Centre de Développement des Technologies Avancées

Introduction générale

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex) sont des alliages biphasés à base de fer-chrome-nickel-molybdène, constitués des quantités approximativement égales de l'austénite (γ) et de la ferrite (α). Ils ont une résistance mécanique plus que celle des aciers inoxydables austénitiques, une ténacité plus élevée que les aciers inoxydables ferritiques, une bonne soudabilité et une forte résistance à la corrosion sous contrainte.

En raison de ces propriétés spéciales qui leur assurent une haute performance, aujourd'hui les aciers inoxydables duplex sont utilisés dans une large gamme d'industries, telles que la pétrochimie, la marine, les industries nucléaires, et bien d'autres domaines.

Dans nombreuses applications dans lesquelles ces aciers sont utilisés impliquent des changements cycliques de température dans des conditions normales de fonctionnement. Ces changements de température engendrent des variations cycliques de contrainte et peuvent induire le phénomène dit de Fatigue Thermique. L'endommagement qui en résulte se manifeste généralement par l'apparition des fissures, ce qui peut conduire jusqu'à la rupture du matériau.

L'objectif de ce travail est l'étude expérimentale de la Fatigue Thermique d'une soudure en acier inoxydable duplex UNS S 31803, cette étude focalise sur les conditions d'initiation des fissures et sur la détermination des paramètres quantitatifs du développement des réseaux de fissures sous chargement de Fatigue Thermique.

Ce mémoire est divisé en deux parties :

Une première partie d'étude bibliographique qui sera de toute évidence indispensable afin de mieux cerner le cadre de notre travail, cette partie est composée de trois chapitres :

- Le premier chapitre concerné par les aciers inoxydables en générale et les duplex en particulier, leurs traitements thermiques, et propriétés principales. Ce chapitre à pour bien connu le matériau de notre travail.

- Le deuxième chapitre détail le soudage et soudabilité des aciers duplex, ainsi les traitements sur les soudures duplex, et leur propriétés.
- Le troisième chapitre parle du phénomène de la Fatigue Thermique, ce chapitre explique les contraintes thermiques, le mécanisme et les facteurs influencés sur le phénomène, le mécanisme d'endommagement et de fissuration par FT sera exposé ensuite et on va détailler les mécanismes d'amorçage et propagation des fissures.

La deuxième partie de ce mémoire est la partie expérimentale, cette partie est composée de deux chapitres :

- Un chapitre décrire les étapes que nous avons suivi afin de réaliser le travail expérimentale, les techniques de préparation des échantillons, les machine utilisés pour la réalisation des essais et la caractérisation seront tous exposé dans ce chapitre.
- Un dernier chapitre pour la présentation des résultats et interprétation, dans ce chapitre nous allons exposer les résultats que nous avons obtenus par les différentes études (microstructurale, quantitative, et mécanique), et on va donner nos interprétations sur ces résultats.

On finit ce mémoire par une conclusion générale qui résume l'ensemble de nos constatations et notre perspective pour poursuite de l'étude.

PARTIE
BIBLIOGRAPHIQUE

Chapitre 1

Les aciers inoxydables duplex

Chapitre 1 Les aciers inoxydables duplex

1.1 Introduction

Depuis leur découverte au début de XX^{ème}, les aciers inoxydables duplex ont connu un développement très accentué à la production, et une diffusion rapide de leur utilisation dans le domaine industriel surtout au cours des deux dernières décennies, en raison de leurs performances très élevées.

Ce chapitre a pour but de détailler plus les aciers inoxydables, en particulier les aciers austéno-ferritiques dit duplex, leur état structural, composition chimique, influence des éléments d'alliages, et leurs propriétés physiques et chimiques.

1.2 Généralité sur les aciers inoxydables

Selon la norme Européenne **EN 10088-1**, un acier inoxydable est un acier dont l'élément d'alliage de base est le chrome à des teneurs supérieures à **10.5%** [1, 2]. L'inoxidabilité est due à la formation d'une couche passive d'oxyde de chrome. Ces alliages contiennent peu de carbone pour éviter la précipitation de carbures de chrome, et beaucoup d'éléments agissant sur la résistance à la corrosion.

1.2.1 État structural

Les aciers inoxydables sont avant tout des aciers, c'est-à-dire l'élément majoritaire est le fer. Ce dernier présente deux variétés allotropiques de structures cristallines en fonction de température. Ces transformations sont réversibles et peuvent se résumer suivant le schéma du **tableau I.1**.

Tableau 1.1 les Variétés allotropiques du fer et les structures correspondantes [2].

Fer α (ferrite) ($T < 910 \text{ C}^\circ$)	Structure cubique centrée
Fer γ (austénite) ($910 \text{ C}^\circ < T < 1400 \text{ C}^\circ$)	Structure cubique à faces centrées
Fer δ (ferrite) ($T > 1400 \text{ C}^\circ$)	Structure cubique centrée

Un changement de température provoque alors des modifications structurales. On peut intervenir sur les températures d'existence de ces structures à l'aide des éléments d'addition, ces derniers se répartissent en deux catégories, ceux qui favorisent le maintien du fer α (éléments alphas) et ceux qui favorisent le maintien du fer γ (éléments gammas).

1.2.2 Diagrammes d'équilibres

1.2.2.1 Système Fe-Cr

Le chrome à une structure cristalline cubique centrée, favorise le domaine α , c'est un élément alphas. Le diagramme Fe-Cr (**la Figure I.1**) montre la présence d'une boucle limite l'existence de la phase γ .

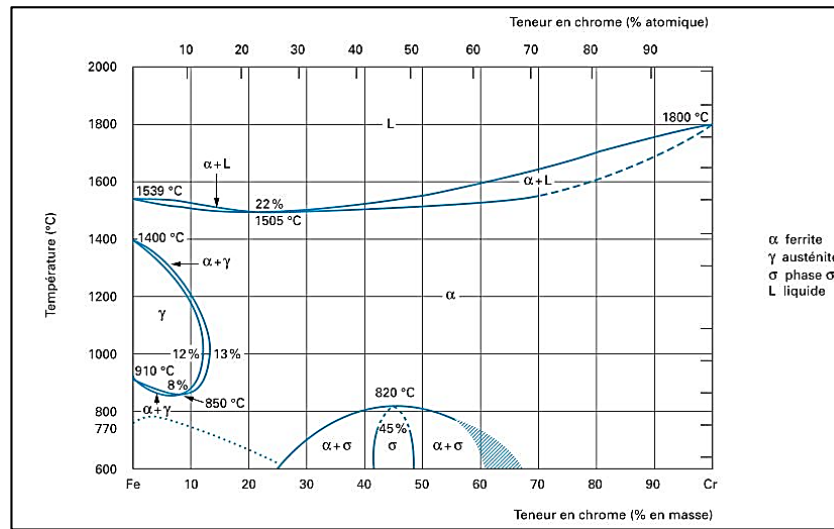


Figure 1.1 Diagramme d'équilibre Fe-Cr [2].

On peut délimiter deux régions de teneurs en chrome [3, 4]:

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

1.2.2.2 Système Fe-Cr-C

Le carbone est plus soluble dans l'austénite que dans la ferrite et par conséquent, il élargit en température et en concentration le domaine d'existence de la phase austénitique γ (la figure I.2).

En outre, le carbone est susceptible de former des précipités de type carbures de chrome, en particulier aux joints de grains qui conduisent à la corrosion intergranulaire. Pour ces raisons, la teneur en carbone est dans la plupart des cas maintenue très basse.

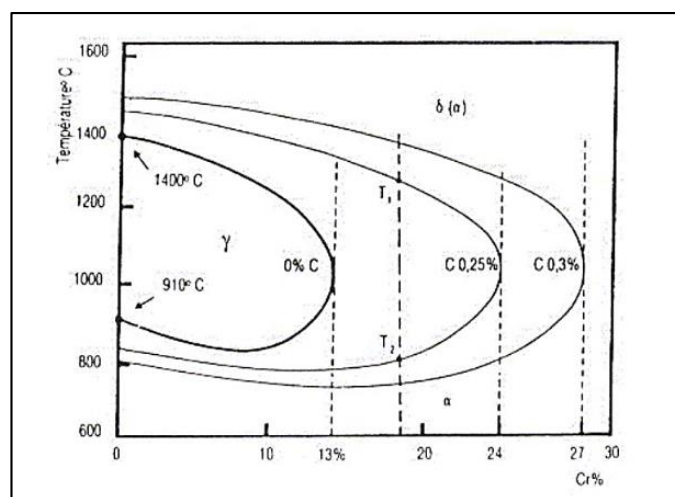


Figure 1.2 Coupes du diagramme Fe-Cr-C pour des teneurs croissantes en carbone [5].

1.2.2.3 Système Fe-Cr-Ni

Le système Fe-Cr-Ni constitue la base de l'étude des aciers inoxydables austénitiques et austéno-ferritique [3]. Le nickel, de structure cubique à faces centrées est un élément gammagène. La coupe du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni (**figure I.3**) montre l'élargissement de la boucle γ vers les teneurs élevées en chrome lorsqu'on augmente la teneur en nickel [2].

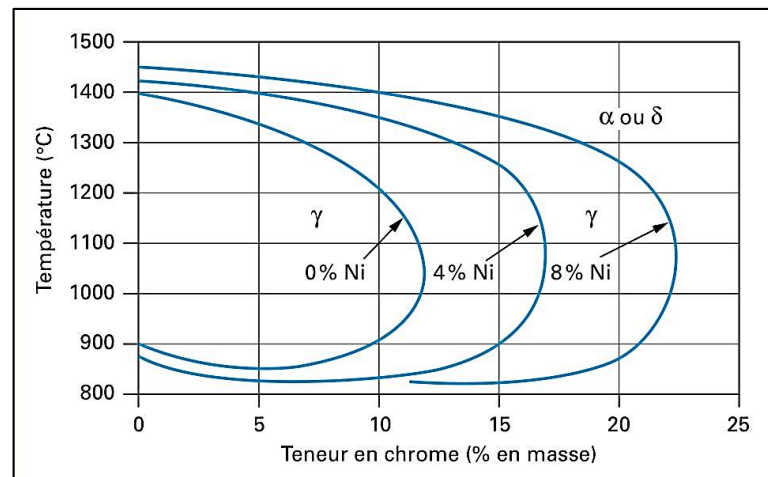


Figure 1.3 Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ [2].

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 [5].

1.2.3 Les différentes classes d'aciers inoxydables

Les aciers inoxydables peuvent être classés de diverses manières selon les critères de classification considérés. La classification qui est de loin la plus utilisée est celle tenant compte de la structure, qui associée à la composition chimique, permet de définir le plus complètement les grandes familles d'aciers inoxydables que sont [3]:

- Les aciers ferritiques (structure cubique centrée).
- Les aciers martensitiques (structure quadratique).
- Les aciers austénitiques (structure cubique à faces centrées).
- Les aciers austéno-ferritiques (duplex).

1.3 Les aciers inoxydables duplex

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex) sont des alliages fer-chrome-molybdène de structure biphasée dont les proportions en éléments constitutifs permettent l'optimisation de l'équilibre des fractions volumiques d'austénite et de ferrite [6].

Les premiers aciers duplex corroyés furent produits en Suède en 1930 où ils furent employés dans l'industrie du papier sulfite [7]. Leur développement visait à réduire les problèmes de corrosion intergranulaire qui affectaient les premiers aciers austénitiques à haut carbone.

1.3.1 Composition chimique

Les aciers inoxydables duplex sont équilibrés chimiquement en éléments alphas et gamma pour présenter à la température ambiante leur structure mixte de 50% d'austénite et 50% de ferrite. Ils sont caractérisés par un taux de carbone plus faible et un taux de chrome et de nickel élevé, et un peu de molybdène, cuivre et azote. Le **tableau I.2** présente la composition chimique des aciers inoxydables duplex.

Tableau 1.2 Composition chimique des aciers duplex [7].

Élément	Cr	Ni	Mo	Cu	N	C
%	19 – 26	4 – 8	1.5 – 4	≤ 2	≤ 0.3	≤ 0.03

1.3.2 Influence des éléments d'alliage

Les principaux éléments qui ont une influence sur la structure et les propriétés de l'acier duplex sont : le chrome, le carbone, le nickel, le molybdène et l'azote [1, 4] :

- **Le chrome** augmente la résistance à la corrosion par la formation à la surface d'une couche passive de Cr_2O_3 . Il provoque la formation des précipités tels que les carbures de chrome et les phases intermétalliques, ces phases provoquent souvent la réduction de la ductilité, la ténacité et la résistance à la corrosion.
- **Le carbone** : provoque la formation de carbures de chrome Cr_{23}C_6 , diminuant ainsi la résistance à la corrosion intergranulaire. Il augmente la résistance des alliages à l'action de l'oxygène, de l'air ou des gazes oxydants chauds, comme il améliore l'usinabilité.
- **Le nickel** : améliore la ductilité de l'acier et favorise la mise en œuvre par déformation plastique. Il améliore la résistance à la corrosion et renforce en particulier la résistance à la corrosion sous tension.
- **Le molybdène** : améliore la résistance à la corrosion presque dans tous les milieux, à l'exception des solutions nitriques bouillantes, améliore la résistance par piqûres en présence d'ions halogènes, il augmente la résistance du film passif ainsi que la résistance mécanique à chaud.
- **L'azote** : est un élément fortement gamma-gène, il stabilise le domaine austénitique, il retarde l'apparition de composés intermétalliques dans les aciers austéno-ferritiques. L'ajout de l'azote augmente plus que toute autre addition la limite d'élasticité sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire.

1.3.3 Principe familles et nuances des aciers duplex

On distingue deux familles d'aciers duplex selon le procédé de mise en œuvre :

- Les aciers de corroyage qui donnent des produits par laminage, forgeage, tréfilage et extrusion.
- Les aciers de moulage

Dans les aciers laminés, les grains des deux phases sont sous forme de lattes allongées dans la direction du laminage (**Figure I.4 a**). Dans les aciers moulés, la structure est plus isotrope (**Figure I.4 b**) ;

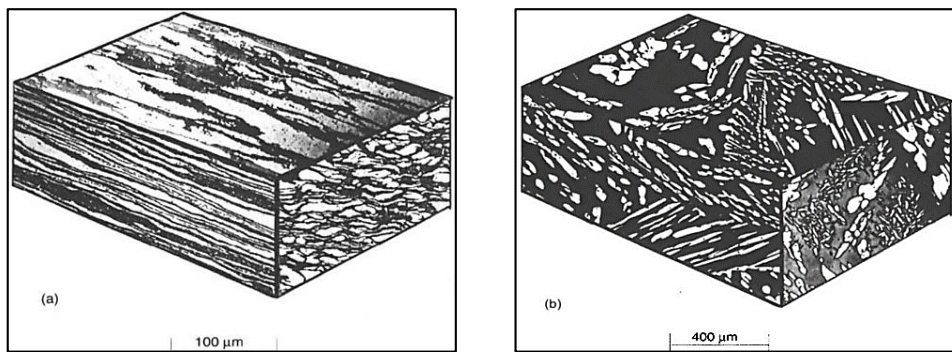


Figure 1.4 Microstructure typique des aciers inoxydables duplex

(a) structure laminée $\times 200$; (b) structure coulée $\times 50$; [1].

Les aciers de laminage constituent la plus grande proportion en quantité de production. Ces aciers 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 à la **Figure I.5**. Le matériau est parfois de nouveau laminé à froid.

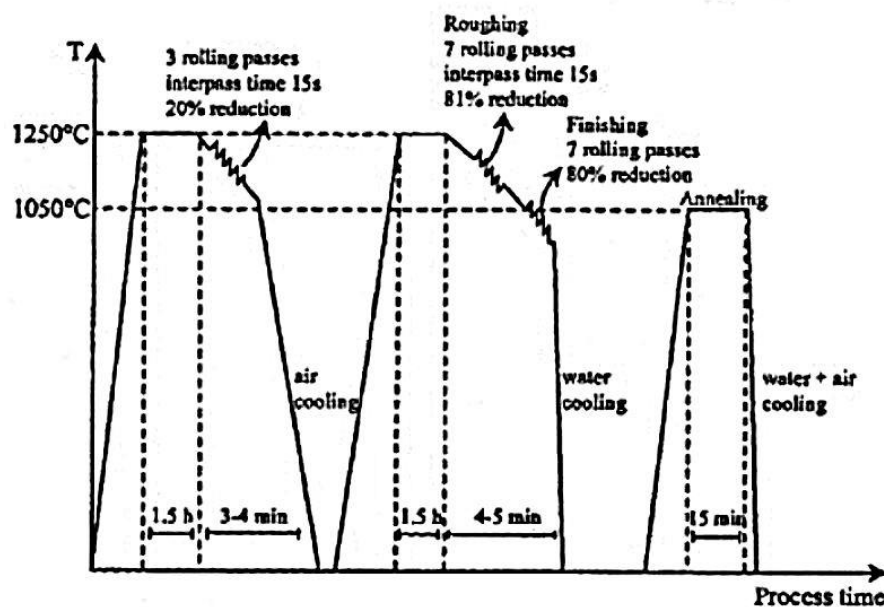


Figure 1.5 Étapes de fabrication d'un acier duplex laminé à chaud de type SAF 2205 [8].

Les aciers laminés sont utilisés pour la fabrication de tubes et de réservoirs pour le transport et le stockage de produits pétroliers et les produits chimiques.

Il existe actuellement trois grandes nuances d'aciers laminés [8, 3] :

- Les aciers laminés à faible teneur en molybdène de type UNS S 32304 (ou Z3 CN 2304 AZ) qui peuvent être utilisés pour remplacer les aciers austénitiques 304 ou 316.
- Les aciers laminés standard de type UNS S 31803 (ou Z3 CN 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) plus connus sous leur nom commercial Zéron 100

1.4 Traitements thermiques et transformations structurales

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. Il existe trois principales évolutions structurales rencontrées dans les aciers inoxydables austéno-ferritiques:

- Transformations à température supérieure à 1050°C.
- Transformations à température comprise entre 1050 et 600°C.
- Transformations à température inférieure de 600°C.

1.4.1 Transformations à température supérieure à 1050°C

Les aciers inoxydables duplex se solidifient en une structure ferritique δ , l’austénite se forme à l’état solide au cours du refroidissement ($\delta \rightarrow \gamma$). Si les vitesses de refroidissement sont trop élevées, la formation d’austénite n’est pas complète. Il faut noter l’influence de la composition chimique, en particulier, l’action stabilisatrice des additions d’azote sur la structure biphasée en reportant à plus haute température la transformation $\gamma \rightarrow \delta$ [3].

1.4.2 Transformations à température entre 1050 et 600°C

La plupart des phases secondaires, des carbures et des nitrures précipitent dans cet intervalle de température. Le diagramme TTT des aciers inoxydables duplex (**Figure I.6**) montre la cinétique de précipitation des phases secondaires.

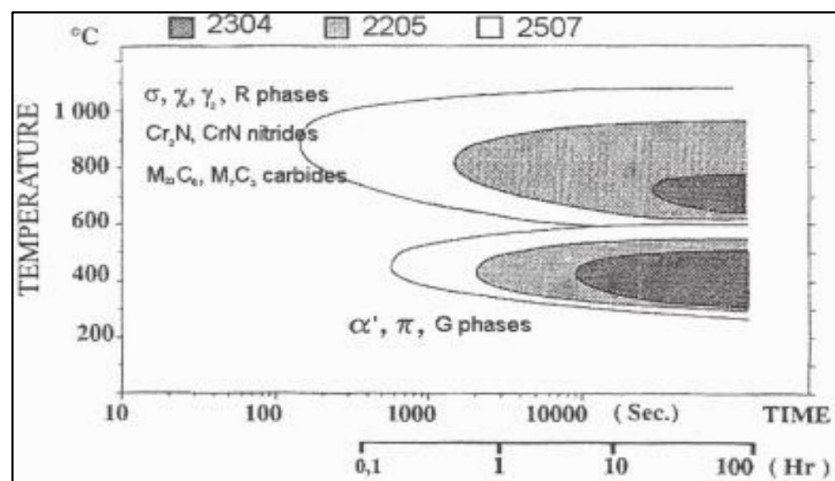


Figure 1.6 Courbe TTT des alliages UR 35N et UR 45N [4].

❖ Précipitation des carbures de chrome

La plupart des aciers inoxydables duplex présentent de faibles teneurs en carbone, moins de 0.03% pds, et la quantité maximale de carbures précipités est seulement d’environ 0.5% vol. Cependant, à cause de la grande mobilité du carbone, les carbures précipitent avant la formation des autres phases, au tout début du vieillissement [6].

Dans l'intervalle de température 950-1050°C, les carbures de chrome précipitent principalement dans les joints de grains γ/α où la ferrite (riche en chrome) est en contact direct avec l'austénite (riche en carbone) [3]. Le carbone va combiner avec le chrome pour former des carbures de chrome. Les carbures de chromes peuvent aussi précipiter à l'interface γ/γ ou δ/δ mais avec un taux négligeable [5]. La figure I.7 présente la précipitation des carbures de chrome type $Cr_{23}C_6$ au niveau des joints de grains.

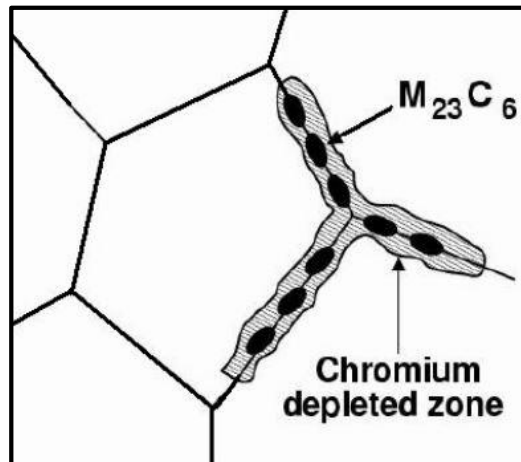


Figure 1.7 précipitation des carbures de chrome aux joints de grains [9].

❖ Précipitation des nitrures de chrome

Des nitrures de type Cr_2N sont observés également dans les alliages à addition d'azote maîtrisée. Ces nitrures ont une structure hexagonale et une enthalpie de formation voisine de celle des carbures $Cr_{23}C_6$ ce qui la rend la simultanéité de leur formation possible.

Les précipités apparaissent tout d'abord sur les joints α/γ et α/α . Des précipités intergranulaires, principalement en zone affectée thermiquement fortement ferritique ont été également observées [5]. Durant le soudage, lorsque la microstructure ferritique se refroidit rapidement, la ferrite devient sursaturée en azote, conduisant à une compétition entre les précipitations de l'austénite et du nitrure de chrome [6].

❖ Formation de l'austénite secondaire

L'austénite secondaire peut se former par différents mécanismes selon la température. Au-dessous de 650 °C, la composition de γ_2 est semblable à celle de la ferrite qui l'entoure, ce qui implique une transformation sans diffusion dont les caractéristiques sont similaires à celles de la transformation martensitique. La vitesse de diffusion est plus importante à l'intervalle de température comprise entre 650 et 800°C, donc il y a une précipitation de l'austénite type Widmanstätten [3].

❖ Précipitation de la phase sigma (σ)

La phase sigma (σ) est probablement le composé intermétallique le plus étudié [6]. C'est une phase dure et fragile qui a des effets néfastes sur la ténacité et la résistance à la corrosion des nuances austéno-ferritiques.

À 850 °C, la formation de la phase sigma débute après quelques minutes, sa formation est toutefois relativement lente comparée à celle des carbures et des nitrures qui eux précipitent après quelques secondes [1]. La phase sigma précipite préférentiellement dans les joints de phases γ/δ , elle croît dans la ferrite plutôt que dans l'austénite parce que σ est riche en éléments stabilisateurs de ferrite (**figure I.8**), elle peut aussi apparaître dans les joints de grains δ/δ et γ/γ .

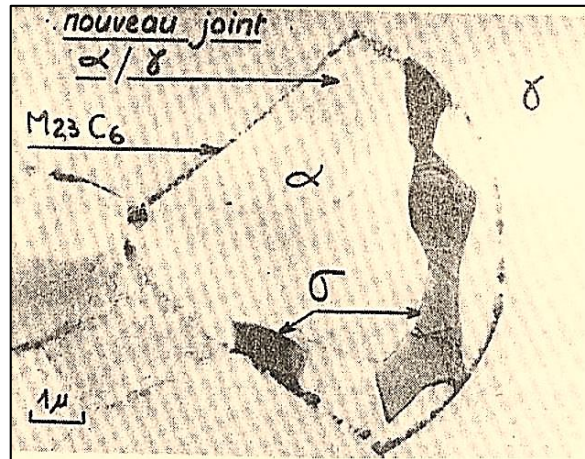


Figure 1.8 Micrographie électronique de la phase sigma [10].

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 [10].

❖ Formation des autres phases intermétalliques [1] :

Des autres phases intermétalliques affectent la performance des aciers inoxydables duplex peuvent précipiter pendant la solidification ou suite à une déformation plastique ou un traitement thermique :

– La phase chi (χ)

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

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

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.

1.4.3 Transformations à température inférieure à 600°C

Dans les aciers duplex ces transformations sont principalement la démixtion α/α' et la précipitation d'une phase intermétallique, la phase G. Ces transformations se produisent dans la ferrite, ils ne sont pas visibles ni en microscopie optique, ni en microscopie électronique à balayage, ni même aux rayons X [8].

Des études expérimentales ont montré que seul un traitement d'hypertrempe à partir de 1050 ou 1150 °C permet d'éviter toute précipitation dans les aciers inoxydables duplex [1].

1.5 Propriétés des aciers inoxydables duplex

1.5.1 Propriétés physiques

Les propriétés physiques des aciers duplex se situent systématiquement entre celles des aciers austénitiques et celles des aciers au carbone, mais tendent à être plus proches de celles des aciers austénitiques. Les aciers inoxydables duplex ont des coefficients de dilatation thermique faibles, voisins de ceux des aciers au Carbone, ce qui les rend convenables aux conditions de cyclage thermique [1, 11]. Leur conductivité thermique est assez importante comparée à celle des aciers austénitiques. Le **tableau I.3** présente quelques propriétés physiques des quelques nuances des aciers austéno-ferritiques.

Tableau I.3 Quelques propriétés physiques à la température ambiante de quelques nuances austéno-ferritiques [11].

Désignation	UNS	Densité (g/cm ³)	Chaleur spécifique (J/kg°K)	Résistivité électrique ($\mu\Omega$ /m)	Module de Young (GPa)
2304	S32304	7.75	482	—	200
2205	S31803	7.85	482	0.80	200
2505	S32550	7.81	488	0.84	201
2307	S32550	7.79	485	—	200

1.5.2 Propriétés mécaniques

Le **tableau I.4** donne quelques propriétés mécaniques de tôles en aciers inoxydables duplex. 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 [1]. 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.

Tableau 1.4 Quelques propriétés mécaniques de quelques nuances austéno-ferritiques [11].

Désignation	Dénomination UNS	Résistance à la traction (minimum)	Limite élastique (minimum)	Élongation (minimum)	Dureté (maximum)	
					Brinell	HRB
2304	S32304	600	400	25.0	290	32
2205	S31803	620	450	25.0	293	31
2505	S32550	760	550	15.0	302	32
2507	S32750	795	550	15.0	310	32

1.5.3 Résistance à la corrosion

La résistance à la corrosion des aciers inoxydables austéno-ferritiques, comme pour les autres types d'aciers inoxydables, est due à l'existence d'une couche passive superficielle dont les propriétés sont déterminées principalement par la composition du métal [9]. Les aciers inoxydables duplex présentent un niveau élevé de résistance à la corrosion dans la plupart des environnements où il est d'usage d'employer des nuances austénitiques standard [7].

1.5.3.1 Corrosion intergranulaire

Grâce à leur structure biphasée formée de ferrite α plus riche en chrome que l'austénite γ et de l'austénite γ plus riche en carbone que la ferrite, la précipitation de carbures de chrome dans les aciers duplex ne pourrait se produire qu'à l'interface α/γ . En fait, la diffusion du chrome étant beaucoup plus grande dans la ferrite, la précipitation de carbures de chrome aux joints de grains proviendrait préférentiellement de la phase ferritique. Compte tenu de cette grande vitesse de diffusion, l'appauvrissement est moins localisé. Le risque de sensibilisation est de ce fait très faible (**figure I.9**) [9].

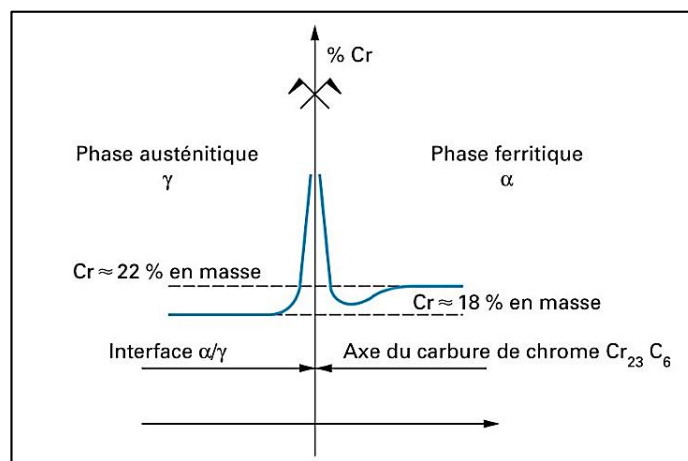


Figure 1.9 Représentation de l'absence de déchromisation aux interfaces α/γ par suite de précipitation de carbures de chrome dans le cas d'alliages austénoferritiques [9].

1.5.3.2 Corrosions par piqûres et crevasses en milieux chlorurés

Les teneurs relativement élevées en chrome, molybdène et azote assurent une très bonne résistance à la corrosion par piqûres et à la corrosion cavernieuse en milieu chloruré. La structure duplex constitue un avantage dans les milieux chlorurés avec corrosion sous contrainte potentielle : contenant 25 à 30% minimum de ferrite, les aciers duplex sont bien plus résistants que les aciers austénitiques [7].

1.5.3.3 La corrosion sous contrainte

On désigne par « corrosion sous contrainte » la formation de fissures qui démarrent après une période d'incubation plus ou moins longue et qui ensuite peuvent se propager très rapidement et provoquer la mise hors service des appareils par fissuration [9].

Certains des tout premiers usages des aciers inoxydables duplex étaient fondés sur leur résistance à la corrosion sous contrainte (CSC) en milieu chloruré. Comparés aux aciers inoxydables austénitiques avec une résistance à la corrosion par piqûres et à la corrosion cavernieuse en milieu chloruré similaire, les aciers duplex présentent une résistance à la CSC significativement meilleure. Dans les industries chimiques, ils sont fréquemment employés en remplacement de nuances austénitiques dans des applications présentant un risque significatif de CSC. Mais, comme c'est le cas pour de nombreux matériaux, les aciers inoxydables duplex sont néanmoins susceptibles de corrosion sous contrainte dans certaines conditions [7].

1.6 Soudage et soudabilité des aciers duplex

1.6.1 Introduction

Les aciers inoxydables duplex présentent une meilleure aptitude au soudage. Ils se prêtent bien à tous les procédés de soudage et permettent des assemblages d'excellente qualité [3]. Ils se soudent sans difficulté si un certain nombre de précautions ont été prises. Ces dernières toutes visent à maintenir le taux de ferrite dans le métal fondu et dans la zone affectée thermiquement au voisinage de 50 % [12].

1.6.2 Procédés de soudage

Il existe près de 140 procédés normalisés de soudage. Ces procédés se distinguent par :

- Le principe du procédé : soudage par fusion, soudage par pression
- La nature de l'énergie utilisée (soudage au gaz, soudage électrique par résistance, soudage à l'arc électrique, soudage au laser, soudage par friction)
- La nature de l'électrode : enrobée, fusible, réfractaire
- La protection gazeuse

Les procédés les plus utilisés pour le soudage des aciers inoxydables sont le soudage TIG (Tungsten Inert Gaz Welding) et le soudage à l'arc avec électrode enrobée.

1.6.2.1 Procédé TIG

Le procédé TIG, « Tungstène Inerte Gas », consiste à créer une source de chaleur à partir d'un arc électrique jaillissant dans une atmosphère gazeuse inerte entre une électrode réfractaire du tungstène et une pièce à souder servant d'anode.

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 [13].

La plupart des métaux d'apport pour le soudage des aciers inoxydables duplex sont décrits comme « assortis » (comparables au métal de base) ; en fait, par rapport au métal corroyé de base, ils sont habituellement sur alliés en nickel (environ 2-4 % de nickel en plus), tandis que leur teneur en azote est généralement légèrement inférieure à celle du métal de base [7].

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 I.10**).

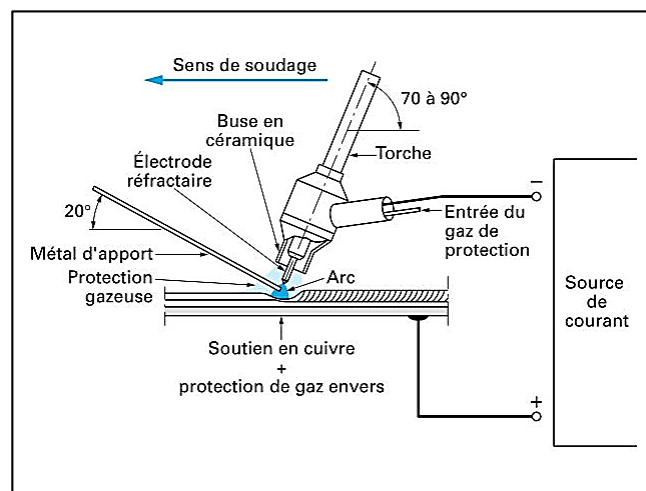


Figure 1.10 Principe du soudage (manuel) à l'arc électrique avec électrode réfractaire [12].

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. Le flux de gaz inerte qui protège la zone de l'arc de l'atmosphère ambiante permet d'obtenir un arc très stable [12].

1.6.2.2 Soudage à l'arc avec électrodes enrobées

L'électrode enrobée est constituée par une âme métallique centrale autour de laquelle est disposé concentriquement l'enrobage (**figure I.11**). Le plus généralement, l'âme est constituée par un fil plein en acier inoxydable, dans certains cas particuliers, l'âme peut être constituée par un fil fourré ou un fil en acier doux (électrodes dites synthétiques) [13]. Le soudage à l'électrode enrobée nécessite une source de courant continu. Il est réalisé en polarité inverse, pôle positif à l'électrode.

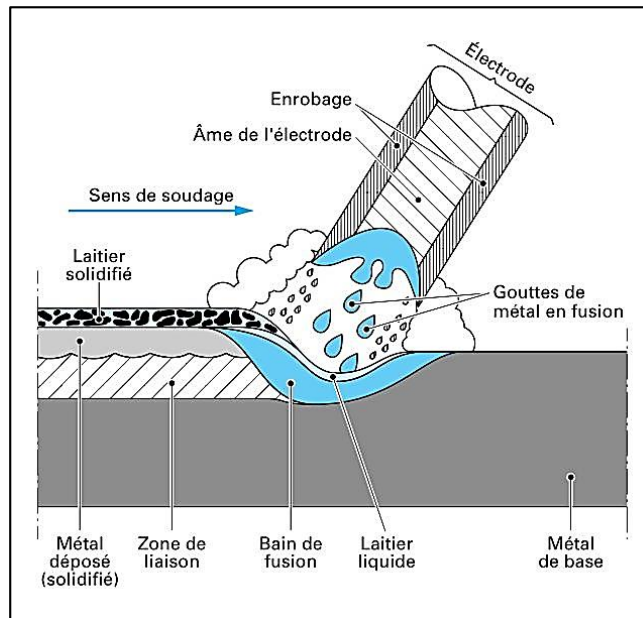


Figure 1.11 Principe du soudage à l'arc électrique avec électrode enrobée (SMAW) [12].

Le soudage à l'électrode enrobée ne doit pas être employé pour des aciers inoxydables duplex de moins de 2 mm (0,08 in) d'épaisseur [7]. Le métal doit être déposé sous forme d'un cordon continu de gouttes, rectiligne, en limitant au maximum l'ondulation. Le courant doit être juste suffisant pour former un arc régulier et une bonne fusion de la soudure et du métal de base.

1.6.3 Cycle thermique de soudage

La diffusion dans le métal de l'énergie apportée fait du soudage une véritable opération de traitement thermique, le soudage est caractérisé par un apport important et localisé de chaleur sur la pièce soudée. Ces effets sont caractérisés par [14]:

- 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'interprétation métallurgique de tous les phénomènes résultant d'un effet thermique requiert, comme condition nécessaire, la connaissance de la température atteinte et les 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 I.12**).

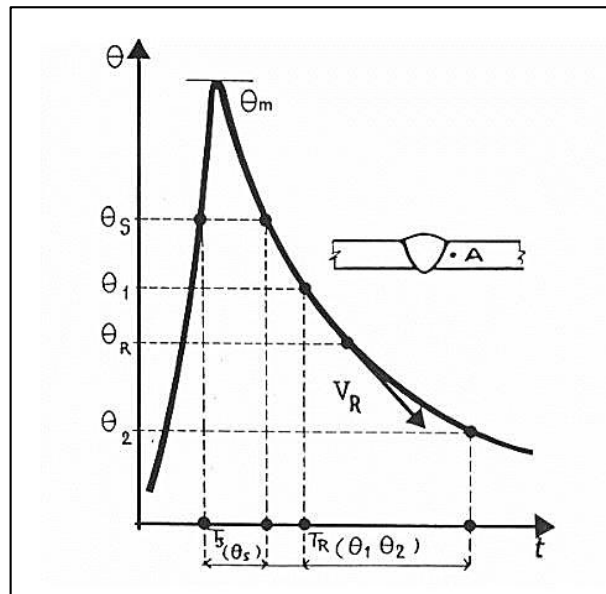


Figure 1.12 Variation de la température θ en fonction du temps t [15].

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 I.13**), qui donne la variation de la température maximale θ_m atteinte en chaque point en fonction de la distance x .

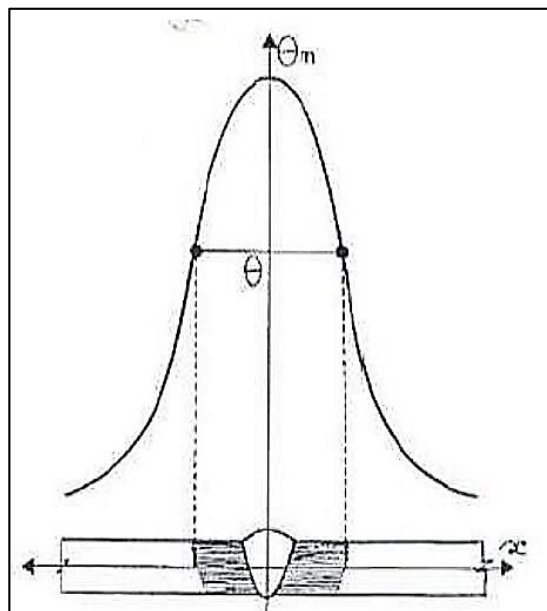


Figure 1.13 Variation de la température θ en fonction de la distance x [15].

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. À partir de l'axe du cordon, on distingue successivement les zones suivantes (**figure I.14**) [3, 15]:

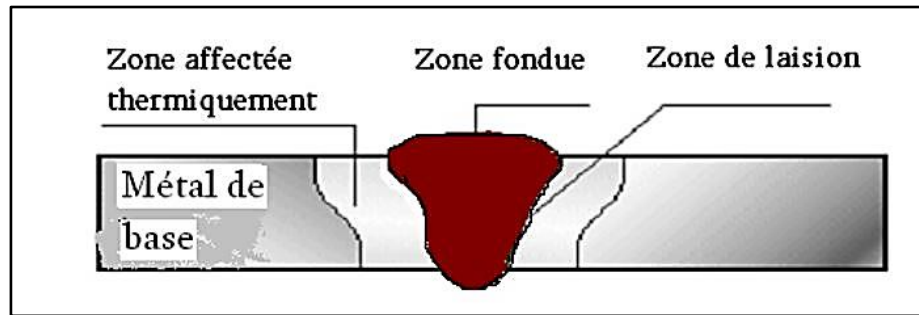


Figure 1.14 les différentes zones de soudure [3].

- ❖ **Métal de base (MB)** : métal des pièces à assembler.
- ❖ **La zone affectée thermiquement (ZAT)** : 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.

1.6.4 Les défauts de soudage

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** : ce défaut 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.
- La fissuration à chaud : On deux types de fissures
 - 1- Les fissures de solidification apparaissent en fin de solidification, elles peuvent être internes ou déboucher en surface mais elles sont localisées dans les directions de solidification.
 - 2- Les fissures de liquation se rencontrent principalement dans la zone affectée thermiquement du métal de base au voisinage de la zone de liaison, elles se prolongent généralement sous forme de fissure de solidification dans la passe en cours d'exécution.
- **La fissuration à froid** : Ces fissures apparaissent à basse température (<200°C). De ce fait, elles sont fines et n'ont pas d'orientation privilégiée par rapport à la microstructure, elles se développent le plus souvent dans la zone affectée thermiquement mais parfois peuvent se rencontrer dans le métal fondu.

- **La fissuration au réchauffage** : Elle est de caractère intergranulaire, se rencontre essentiellement dans la zone affectée thermiquement à gros grains et occasionnent dans le métal fondu. Elle s’initie lors du traitement thermique post-soudage ou en service à température élevée.
- **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.

1.6.5 Soudabilité des aciers inoxydables duplex

La soudabilité d'un matériau métallique est une propriété complexe et de nombreuses définitions ont été proposées. Nous retiendrons celle de l'IIS (Institut International de la Soudure).

« 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 ». On distingue :

- ✓ La soudabilité locale ou métallurgique
- ✓ La soudabilité globale ou constructive
- ✓ La soudabilité opératoire ou relative

1.6.5.1 Solidification et structure des soudures duplex

Plusieurs études ont confirmé que les soudures d'aciers inoxydables duplex se solidifient en mode totalement ferritique. Cette solidification est suivie d'une transformation en austénite à l'état solide. Au début de la transformation, l'austénite se forme dans les joints de grains ferritiques par un mécanisme de germination et de croissance et prend souvent des aspects de type « Widmanstätten » (**figure I.15**). Cette transformation se poursuit avec le refroidissement et donne lieu à la formation d'austénite intra-granulaire [1, 16].

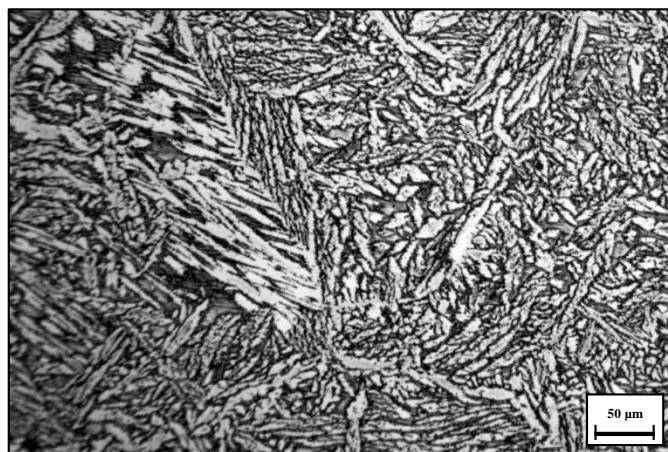


Figure 1.15 Microstructure de la zone fondue d'un acier duplex soudé UNS S 31803.

La structure de solidification des aciers inoxydables dépend des influences relatives des éléments d'alliage qu'ils contiennent. Ces effets sont quantifiés par les formules empiriques exprimées en terme d'équivalents chrome et nickel ($Cr_{\text{éq}}$, $Ni_{\text{éq}}$) proposées par Long et Delon [3, 16] :

$$Cr_{\text{éq}} = (\%Cr) + 1.5(\%Si) + (\%Mo) + 0.5(\%Nb)$$

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

Ainsi, la structure de solidification d'une soudure d'acier inoxydable en fonction de sa composition chimique est souvent prédite en positionnant les équivalents Cr et Ni dans le diagramme de Schaeffler (**figure I.16**).

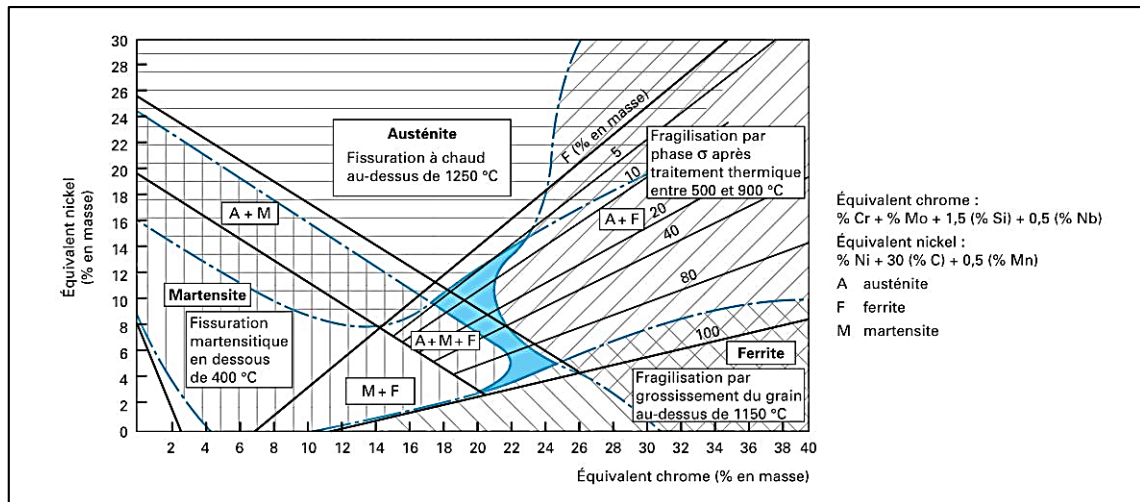


Figure 1.16 Diagramme de schaeffler des aciers inoxydables [2].

1.6.5.2 Taux de ferrite

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.

La maîtrise correcte de la teneur en ferrite est le point essentiel dans la mise en œuvre industrielle des aciers duplex en raison de ses répercussions sur les propriétés de soudage. 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 [1].

La possibilité de déterminer la teneur en ferrite que l'on va trouver à l'état brut de soudage et ce à la température ambiante est très essentielle. Cela est rendu possible grâce à un certain nombre de techniques [4] :

- la ferritoscopie qui utilise la propriété de ferromagnétisme de la ferrite.
- l'exploitation de logiciels d'analyse quantitative des structures métalliques.
- l'exploitation des représentations graphiques connues sous le nom de « **diagramme de constitution** », soit le diagramme de Schaeffler cité avant, ou le diagramme de WRC – 1992 (**Figure I.17**), ce qui a été proposé pour prendre en considération l'influence de l'azote et du cuivre, ce dernier est devenu le plus récent et le plus précis.

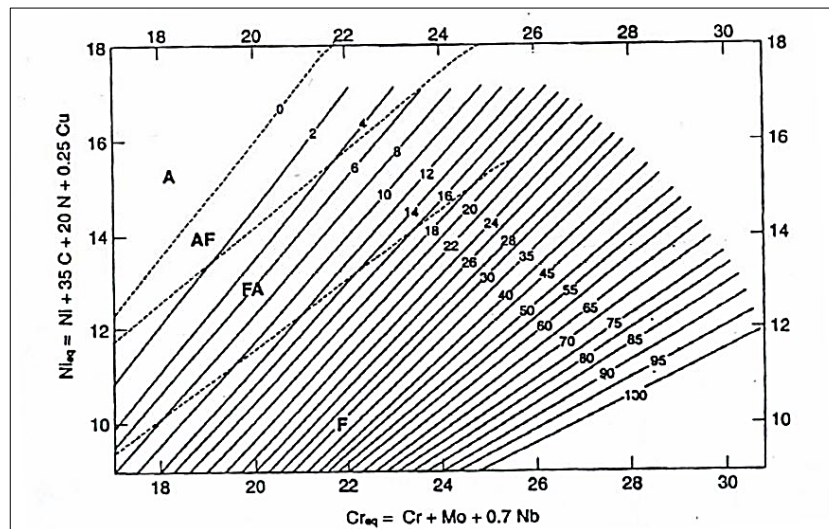


Figure 1.17 Diagramme WRC-1992 [1].

1.6.5.3 Transformations de phases durant le soudage des aciers duplex

Comme dans plusieurs cas de soudage d'aciers, la zone affectée thermiquement des soudures d'aciers duplex est constituée de deux parties principales : la zone de surchauffe (adjacente à la zone fondue) et la zone de recuit partiel (adjacente au métal de base).

- La ZAT surchauffée

Les transformations microstructurales qui ont lieu dans la ZAT surchauffée sont essentiellement contrôlées par le procédé de soudage et par la composition chimique. Pour une composition chimique donnée, la microstructure dans la ZAT surchauffée dépend de l'historique thermique imposé. Ainsi, l'énergie de soudage, l'épaisseur de la pièce à souder, le préchauffage et la température d'inter-passe sont autant de paramètres qui affectent la microstructure de la ZAT surchauffée [3].

Souvent, c'est la température maximale du cycle thermique et la durée de séjour dans le domaine ferritique qui contrôlent la dissolution de l'austénite et la taille du grain ferritique. La reformation de l'austénite implique la redistribution de l'Azote et a lieu dans les joints de grains ferritiques. Elle peut aussi apparaître dans les sites intra-granulaires. Une taille de grain de ferrite élevée retarde la formation de l'austénite.

- La ZAT recuite partiel

Cette zone peut être le siège d'une précipitation de carbures de chrome. Les températures atteintes au cours du soudage et la vitesse de refroidissement le permettent. D'autres transformations de phases qui se produisent dans les aciers inoxydables duplex, parmi lesquelles, on cite : la précipitation des nitrures de chrome (Cr_2N) dans la matrice ferritique et la précipitation des composés intermétallique (phase σ , phase χ , phase π et la phase R), ainsi que, la précipitation de l'austénite secondaire dans la ferrite [14].

1.6.5.4 Traitements thermiques sur une soudure duplex

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques ne sont pas sensibles 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 [5]. 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 permettra l'obtention de joints soudés avec structure homogène (50% de ferrite, 50% de l'austénite), par la diminution de la teneur en ferrite en zone affectée thermiquement et en zone fondue. La température de l'hypertrempe sera de l'ordre de 1050°C pour les nuances sans Molybdène et de 1100°C pour les nuances avec Molybdène.

1.6.6 Propriétés mécanique d'une soudure duplex

Les soudures des aciers inoxydables duplex présentent des propriétés mécaniques plus élevées assurées par la fine taille des grains, avec une ductilité moins prononcée. La microstructure des soudures après refroidissement leur confère une dureté élevée par rapport au métal de base [16].

- ❖ 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.
- ❖ 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.
- ❖ Ténacité : généralement, la ténacité d'impact est acceptable pour le métal soudé de l'acier inoxydable duplex et la zone affectée thermiquement, une augmentation dans la fraction volumique de la ferrite diminue l'énergie d'impact et la formation de l'austénite augmente la ténacité.
- ❖ Fissuration à chaud : le mode de solidification ferritique des alliages austéno-ferritiques les rendent peu sensibles à la fissuration à chaud. 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.

Les aciers inoxydables duplex ont en général une bonne soudabilité malgré qu'elle ne soit pas aussi évidente que celle des aciers austénitiques. L'obtention d'un métal déposé duplex avec des propriétés structurales, mécaniques et de résistance à la corrosion aussi proches que celles du métal de base nécessite une bonne optimisation des différents paramètres de soudage [3].

Chapitre 2

La Fatigue Thermique

Chapitre 2 La Fatigue Thermique

2.1 Introduction

À cause de leurs conditions opérationnelles sévères, de nombreux composants industriels sont soumis à des combinaisons complexes des chargements cycliques. On parlera de Fatigue Thermique lorsque ces chargement cyclique sont uniquement thermique et de fatigue thermomécanique lorsqu'une sollicitation mécanique se superpose à ce chargement [17]. Le phénomène de Fatigue Thermique se rencontre dans beaucoup de domaines industriels tels que l'aéronautique, le nucléaire, le ferroviaire ou encore dans les procédés de mise en forme des matériaux.

2.2 Les contraintes d'origine thermiques

Les variations de température entraînent des variations dimensionnelles du matériau, qui sont exprimés par l'expansion thermique du matériau, qui s'écrit :

$$\varepsilon_T = \alpha \cdot \Delta T \quad (2-1)$$

Ou : ε_T est l'expansion thermique; α , le Coefficient d'expansion linéaire thermique (K^{-1}); et ΔT , la variation de température causant l'expansion.

Par conséquent, lorsque le matériau n'est pas libre de se dilater ou de se contracter à cause des hétérogénéités dans la microstructure du matériau, ou si la structure est faite de plusieurs matériaux ayant des coefficients de dilatation différents. Ce matériau se trouve soumis à des contraintes thermiques sans qu'il y ait un gradient de température [18]. Si des forces extérieures empêchent la dilatation libre d'un matériau, il apparaît une contrainte thermique de compression qui données par la loi de **HOOK** généralisé :

$$\sigma_{th} = \frac{E \cdot \varepsilon_T}{(1 - \nu)} = \frac{E \cdot \alpha \cdot \Delta T}{(1 - \nu)} \quad (2-2)$$

Des solutions analytiques pour la résolution des problèmes thermiques élastiques et élasto-plastique dans diverses géométries ont été présentées. Par exemple les contraintes thermiques dans un cylindre ou un tube avec la distribution radiale de la température sont données comme suit [19] :

$$\sigma_r(r) = \frac{\alpha E}{(1 - \nu)r^2} \left[\frac{r^2 - r_1^2}{r_0^2 - r_1^2} \int_{r_1}^{r_0} T r dr - \int_{r_1}^r T r dr \right] \quad (2-3)$$

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

Avec :

σ_r : La contrainte radiale (MPa).

σ_t : La contrainte tangentielle (MPa).

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).

Même dans une pièce n'est pas empêcher à se dilater, des contraintes thermiques apparaissent en présence d'un gradient de température. 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. Si la déformation axiale du cylindre n'est pas empêchée, la contrainte axiale est donnée par [20]:

$$\sigma_a(r) = \frac{\alpha E}{(1 - \nu)} \left[\frac{2}{r_0^2 - r_1^2} \int_{r_1}^{r_0} T r dr - T \right] = \sigma_t + \sigma_r \quad (2-5)$$

Où : σ_a est la contrainte axiale (MPa).

2.3 Les contraintes thermiques résiduelles

En plus des charges externes, les contraintes résiduelles mécaniques ou thermiques existent souvent dans un composant. Ces contraintes résultant d'une inégalité de contraintes de traction, pendant la fabrication ou le traitement thermique par exemple. Les contraintes résiduelles restent difficiles à mesurer ou à modéliser, et elles forment souvent un facteur inconnu dans la fatigue.

Pour les matériaux à deux phases, comme les aciers inoxydables duplex, des contraintes résiduelles microscopiques peuvent se développer à cause de différence d'expansion thermique des deux phases [21]. Dans une microstructure orientée aléatoirement, les contraintes microscopiques des phases constituantes sont reliées à travers la condition d'équilibre suivante [19]:

$$V_\alpha \sigma_{\mu\alpha} + V_\gamma \sigma_{\mu\gamma} = 0 \quad (2-6)$$

Où :

V_α et V_γ : Les fractions volumiques des phases α et γ respectivement.

$\sigma_{\mu\alpha}$ et $\sigma_{\mu\gamma}$: Les micro-contraintes dans les phases α et γ respectivement.

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 [17].

2.4 Phénomène de la Fatigue Thermique

2.4.1 Définition

Plusieurs définitions ont été proposées pour décrire le phénomène de la Fatigue Thermique, d'après SPERA 1976, la Fatigue Thermique est la détérioration graduelle et

la fissuration d'un matériau par chauffage et refroidissement alternés durant lesquels la dilatation thermique est partiellement ou totalement contrariée.

Selon D. MIANNAY: «la Fatigue Thermique désigne le problème de fissuration progressive des matériaux soumis à des variations cycliques de la température: la fissuration se produit sous l'effet de la déformation et des contraintes d'origines thermiques » [20, 22].

2.4.2 Mécanisme de la Fatigue Thermique

Si on se baserait sur les alternances de l'échauffement et du refroidissement, et sur les gradients thermiques due à la déformation partiellement empêchée, alors le mécanisme de Fatigue Thermique est mis en évidence à l'aide du diagramme de **North Cott** et **Baron** (figure 2.1) [23] :

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 de compression (branche OAB). Les contraintes thermiques peuvent être élastiques (branche OA) pour un échauffement faible, puis plastiques pour un échauffement plus sévère (branche AB).

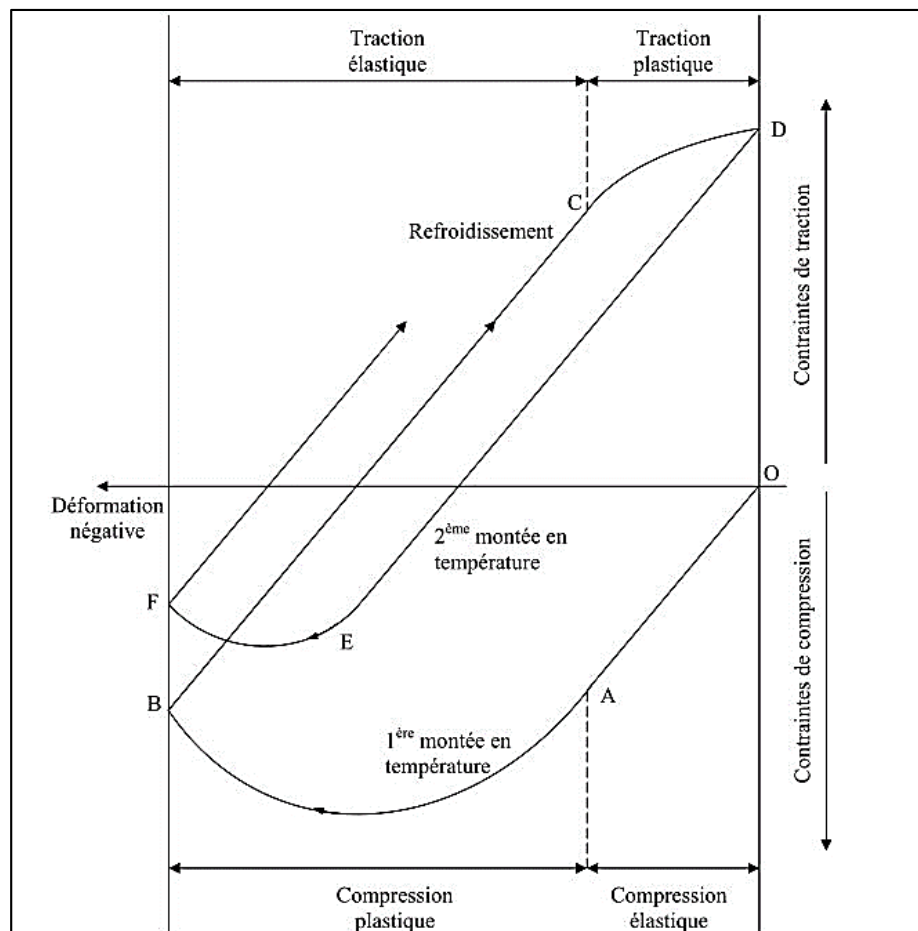


Figure 2.1 Mécanisme de la Fatigue Thermique, diagramme de North Cott et Baron [23].

À 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 (branche BCD) 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. 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.

2.4.3 Facteurs de la Fatigue Thermique

Les facteurs de la Fatigue Thermique peuvent être classés en deux types. Ce qui concernant les conditions de travail de pièces telles que la nature du cyclage thermique et l'environnement, et l'autre type comprend les facteurs propres au matériau tels que les caractéristiques physiques, métallurgiques, géométriques.

2.4.3.1 Facteurs liés aux conditions de travail

a) Nature de cyclage thermique

L'augmentation de la **température moyenne (ou maximale)** va engendrer des modifications dans les propriétés métallurgiques d'un matériau. Ceci va provoquer un endommagement rapide et une durée de vie réduite.

Le différentiel thermique (ΔT) et **La température moyenne (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.

Le temps de maintien et la vitesse de variation de la température peut modifier de façon sensible le nombre de cycles amenant à la rupture. Si des éprouvettes sont maintenues longtemps à haute température, les effets du fluage et aussi les effets métallurgiques dépendant du temps peuvent se faire sentir.

b) Facteur d'environnement

Dans les environnements agressifs, la croissance des fissures par fatigue tend à accélérer. Aux tests de fatigue conduit dans l'air par virkkunen [19]. Il 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.

2.4.3.2 Facteurs liés au matériau

a) Facteurs thermiques

Les grandeurs thermiques, tel que **La conductivité thermique K** , et **Le coefficient de dilatation thermique α** , à cause de leur influence sur la durée de vie, sont d'une grande importance pour le choix des matériaux confrontés aux problèmes de la Fatigue Thermique [23].

b) Facteurs géométriques

La géométrie d'une pièce a une influence sur l'endurance du matériau, en effet, les grandes dimensions provoquent des localisations thermiques considérables et des gradients thermiques importants entre la couche superficielle et les couches plus profondes. De plus, la présence d'entailles, d'angles vifs ou de fissure engendrent la concentration de contraintes thermiques.

c) Facteurs métallurgiques

Le comportement du matériau au cours d'un cyclage thermique, dépend de la structure métallurgique initiale et des transformations de phases qui se produisent au cours du cyclage. L'influence des joints de grains comme sites préférentiels d'oxydations a pour conséquence, la création d'entailles d'oxydes conduisant à des concentrations de contraintes qui favorisent par la suite l'amorçage des fissures.

d) Facteurs mécaniques

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. On peut améliorer la résistance à la Fatigue Thermique si on peut augmenter la ductilité sans diminuer la résistance. La nature antagoniste de ces deux comportements incite donc à un compromis pour une bonne tenue à la fatigue.

2.4.4 Le choc thermique

Le choc thermique est considéré comme étant un cas particulier de la Fatigue Thermique, avec cependant quelques différences. Suivant MIANNAY : lorsque la fissuration apparaît au cours du premier cycle de Fatigue Thermique, celle-ci est alors appelée choc thermique.

Le choc thermique est la caractéristique des matériaux fragiles. Un régime thermique transitoire brutal lui est souvent associé, même parfois à des températures plus basses Par contre la Fatigue Thermique qui est une caractéristique des matériaux ductiles, se produit généralement pour des régimes thermiques stationnaires et à des températures moyennement élevées [24].

2.5 Fissuration par Fatigue Thermique

2.5.1 Endommagement précurseur

L'endommagement précurseur de l'amorçage se manifeste principalement par l'apparition et l'intensification des lignes de glissement émergeant en surface au cours du cyclage, mais aussi par l'oxydation de surface [25].

Les lignes de glissement apparaissent très tôt dans la durée de vie de l'éprouvette (**figure 2.2**). Elles sont le signe de l'existence d'une déformation plastique du matériau dans la zone de trempé.

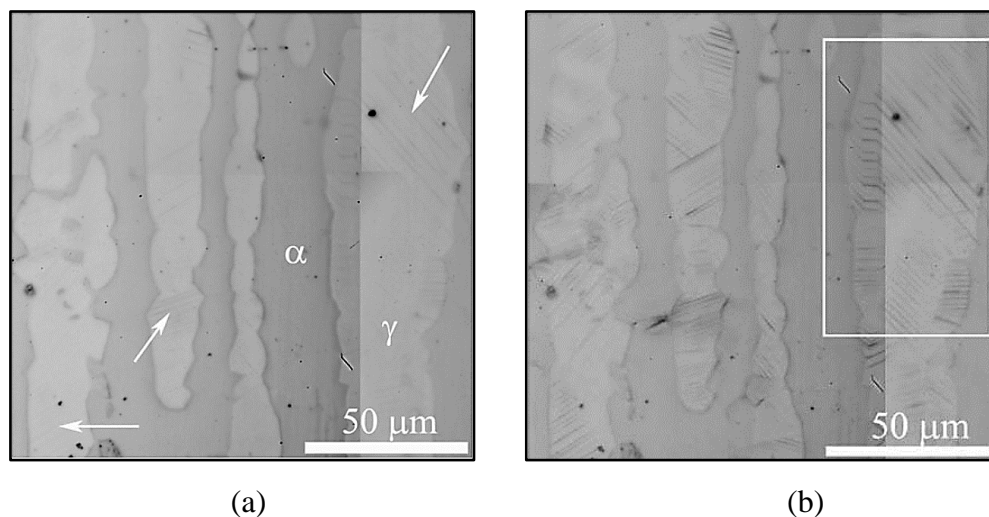


Figure 2.2 Marques de glissement observées en surface dans un acier inoxydable duplex, à 20 cycles (a), à 200 cycles (b) [21].

2.5.2 Amorçage

L'amorçage correspond à l'apparition des premières microfissures au sein du matériau, difficilement prédictible dans le volume. Il est considéré comme atteint lorsque la surface de l'éprouvette présente une ou plusieurs fissures détectables en microscopie optique. De façon générale l'amorçage ainsi défini est multiple, et les premières fissures détectées ont une longueur en surface d'environ 100 μm [25].

Il existe deux mécanismes d'amorçage de fissure en Fatigue Thermique, l'amorçage sous contrainte thermique cyclique, et l'amorçage par la fragmentation cellulaire de la couche d'oxyde.

2.5.2.1 Amorçage sous contrainte thermique cyclique

On se face ce mécanisme d'amorçage lorsque les contraintes thermiques changent de signe pour chaque cycle thermique, les composantes tangentielles de ces contraintes exercées sur les plans proches de la surface vont causer des déformations d'expansion et de contraction alternées de ces plans.

Des bandes de glissement se manifestent après un certains nombres de cycles comme des irrégularités (intrusions et extrusions) sur la surface sollicitée [10]. Par ailleurs, les extrusions finissent par être écrasées et ne se développent plus. Quant aux

intrusions, elles peuvent être, considérées comme des microfissures. **La figure 2.3**, indique le mécanisme principal d'amorçage par des irrégularités superficielles.

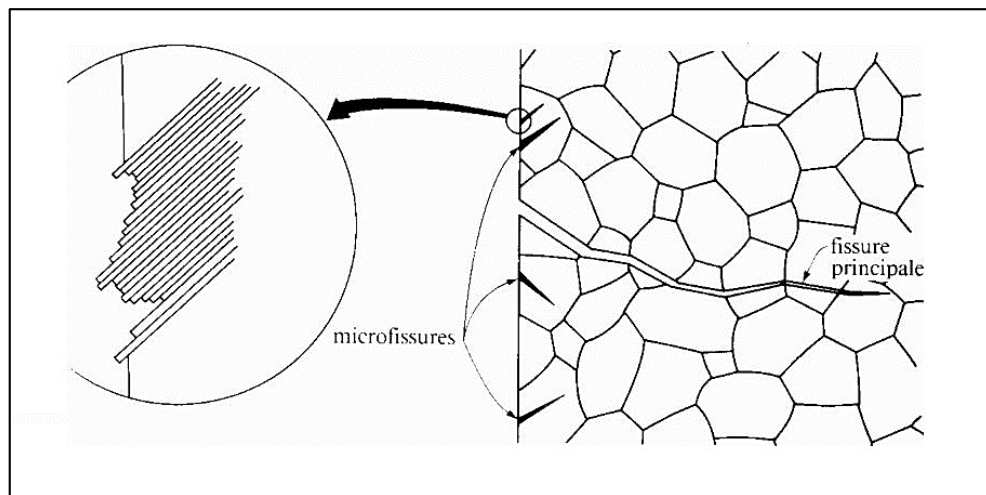


Figure 2.3 Mécanisme d'amorçage des fissures sous contrainte thermique cyclique [26].

2.5.2.2 Amorçage par la fragmentation cellulaire de la couche d'oxyde

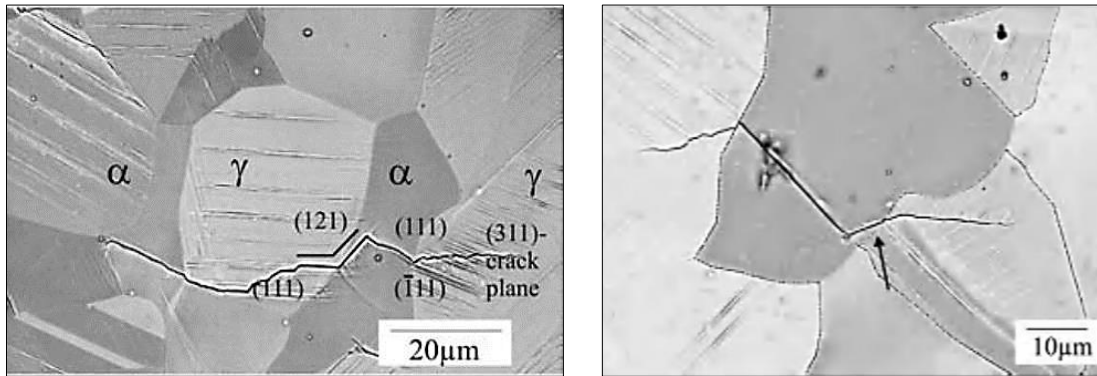
Quand la couche d'oxyde se fissure sous l'effet des contraintes thermiques, il favorise par corrosion locale l'initiation de la fissure de Fatigue Thermique dans le métal lui-même. Ce mécanisme est essentiellement basé sur la différence entre les propriétés physiques de la couche d'oxyde et le métal,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

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 [17].

2.5.3 Propagation des fissures

Une fois amorcées, les fissures se propagent dans le matériau. Pour les fissures de petites longueurs le taux de progression dépend fortement de la microstructure locale et de la coalescence des fissures. Dès que la longueur de la fissure atteint une longueur d'environ 3 fois la taille de grain, la progression de la fissure peut être décrite par un paramètre mécanique simple [19].

Le mode de propagation peut-être intergranulaire ou transgranulaire (**figure 2.4**). Dans l'un ou l'autre, les fissures privilégient la propagation à travers les phases durcissant qui s'agglomèrent aux joints de grains, d'où la prépondérance de l'aspect intergranulaire.



(a) Propagation intergranulaire

(b) Propagation transgranulaire

Figure 2.4 chemin des microfissures dans l'acier inoxydable duplex AISI F51 [27].

La rupture d'une éprouvette soumise à un cyclage thermique, est souvent attribuée au phénomène de la concentration et de la propagation des fissures. En effet, des déformations plastiques locales, induites par concentration de contraintes, créent des discontinuités microscopiques en surface et qui ne sont en réalité que les zones d'émergence des bandes de glissement [24].

Les intrusions et extrusions observées sur les éprouvettes à 1/10 de leur durée de vie, deviennent pendant les cycles suivants des sources de germination des fissures qui progressent par la suite, suivant les plans cristallographiques des bandes de glissement.

2.5.4 Durée de vie

La définition de la durée de vie d'un composant est une question très importante quand il s'agit d'une sollicitation par fatigue. En ce qui concerne une pièce réelle, on peut dire que la durée de vie est atteinte dès que cette pièce ne puisse plus exercer le rôle pour lequel elle a été conçue. Par ailleurs on définit deux concepts de durée de vie [22]:

- **Durée de vie totale** (durée de vie à la rupture à la rupture) : défini comme le nombre de cycles nécessaire à provoquer l'amorçage et la propagation des fissures jusqu'à la rupture ou la défaillance complète.
- **Durée de vie utile** (durée de l'amorçage) : définie comme le nombre de cycles nécessaire pour amorcer une fissure jusqu'à une certaine taille critique.

La formule reliant la déformation plastique par cycle et le nombre de cycles conduisant à la rupture fut proposé par MANSON [18] qui s'était appuyé sur les travaux de LIU et de ses associés. Elle s'écrit :

$$N = \frac{K}{(\epsilon_p)^n} \quad (2-7)$$

Ou : K est un constante pour chaque matériau (déterminer par essai).

Dans cette relation, il apparaît que plus le nombre de cycles annule la ductilité (fragilisation) est grand, plus la déformation plastique totale supportée par le matériau l'est. Cette dernière dépend de la déformation subie par cycle autant que de sa ductilité.

2.6 Endommagement des duplex par Fatigue Thermique

2.6.1 Mécanisme de déformation cyclique

Les mécanismes de déformation plastique pour les aciers inoxydables sont liés essentiellement aux mouvements des dislocations. Les grains ferritiques ont pour la même amplitude de déformation imposée, une densité de dislocations plus faible que les grains austénitiques [19, 8].

Les transformations de la microstructure des dislocations dans chacune des phases dépendent de l'amplitude de déformation plastique [16]:

- À faible amplitude, les grains ferritiques montrent peu de dislocations, présentant ainsi un caractère vis très marqué. Seule l'austénite se déforme et le comportement global se rapproche donc du comportement austénitique.
- Lorsque l'amplitude de déformation plastique augmente, l'austénite et la ferrite se déforment. On parle de comportement mixte. Les dislocations s'enchevêtrent et forment des veines et des cellules.
- À fortes amplitudes de déformation plastique, la ferrite se déforme plastiquement donnant au comportement un caractère ferritique.

Pour les soudures duplex les dislocations sont localisées dans le métal d'apport après le procédé de soudage. Ceci est dû aux déformations induites dans la zone fondue lors de l'opération de soudage. Le taux élevé de dislocations permet d'avoir un taux d'adoucissement marqué suite au réarrangement des dislocations dans les deux phases.

2.6.2 Mécanismes d'endommagement

Le comportement cyclique de l'acier est lié aux mécanismes de déformation plastique de chaque phase. En effet, aux faibles amplitudes de déformation plastique, la déformation est principalement accommodée par la phase austénitique dans laquelle des fissures trans-granulaires apparaissent. Aux fortes amplitudes de déformation plastique, la déformation du matériau est accommodée à la fois par la ferrite et l'austénite. Le maclage et le glissement sinueux, qui sont les deux modes de déformation de la ferrite, provoquent des amorces de fissures dans cette phase.

Dans les aciers inoxydables duplex, l'amorçage des microfissures se produit dans la phase ferritique et dans les joints de grains ferrite/ferrite [21]. Ou à l'interface α/γ à fort niveau de déformation imposé [8].

La propagation de la fissure du grain ferritique vers le grain austénitique se fait en suivant les marques de glissement dans le grain austénitique voisin. Le dommage se développe essentiellement dans la phase ferritique. La phase la plus molle supporte presque toute la déformation plastique. Les bandes de glissement observées dans la ferrite sont dues au phénomène d'extrusion/intrusion en surface, là où des microfissures s'amorcent [16].

Les joints de grains jouent le rôle d'un ralentisseur de la vitesse de propagation des microfissures. La haute activité plastique dans la ferrite résultant de la transformation des dislocations favorise la propagation de la fissure.

2.6.3 Vieillessement de la ferrite dans les aciers duplex

Le vieillissement est une évolution dans le temps des propriétés des matériaux, pour les aciers inoxydables duplex il 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. Le phénomène principal à l'origine du vieillissement thermique des duplex 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.

2.7 Conclusion

Dans ce chapitre nous avons vu que le changement cycliques cause des déformations plastique dans le matériau, et à cause de la différence de coefficient de dilatation des phases ou l'empêchement de dilatation libre, il apparaisse des contraintes thermiques qui sont le cause du phénomène de Fatigue Thermique.

Dans les aciers inoxydables duplex, l'amorçage de fissures apparait aux interfaces austénite-ferrite. Les joints de grains sont considérés comme des sites des fissures. Les contraintes résiduelles de traction peuvent accélérer la propagation de fissure dans les soudures duplex donnant lieu à une durée de vie plus faible que le métal de base.

Le réseau des fissures ou faïençage en surface est le faciès caractéristique de l'endommagement par Fatigue Thermique. La densité des fissures dépend de la nature du matériau et du cyclage thermique.

**PARTIE
EXPERIMENTALE**

Chapitre 3

Techniques Expérimentales

Chapitre 3 Techniques expérimentales

Ce chapitre a pour but de décrire les méthodes expérimentales utilisées dans notre étude, on va présenter les caractéristiques chimiques, métallurgiques, et mécaniques du matériau d'étude, les différentes machines et techniques utilisées telles que le soudage, le tronçonnage pour le prélèvement des échantillons, les essais de Fatigue Thermique. Ainsi que la préparation métallographique. Ainsi que les techniques de caractérisation comme l'observation par microscopie optique et électronique, et la caractérisation mécanique.

3.1 Présentation de matériau de l'étude

L'étude quantitative de la fissuration par Fatigue Thermique se fait sur un acier inoxydable austéno-ferritique (duplex) de désignation ASTM A 790 UNS S 31803 et dont le nom commercial est SAF 2205 (**figure 3.1**). Ce choix est motivé par des raisons de la bonne soudabilité de ce matériau, et sa résistance à la corrosion.

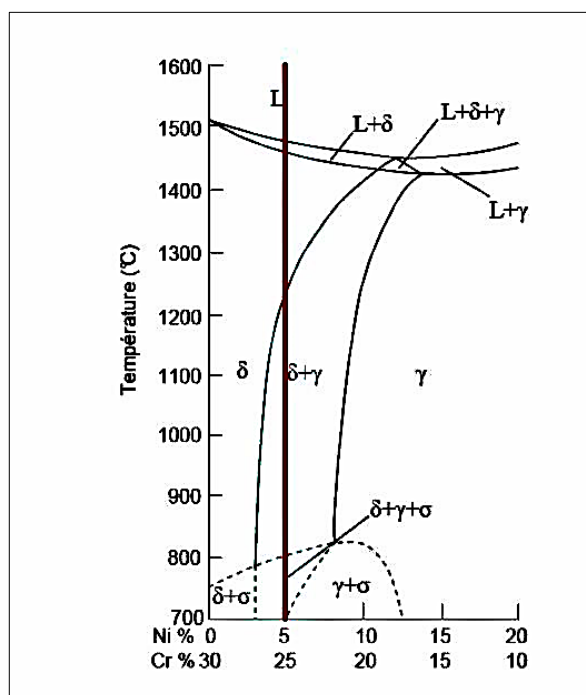


Figure 3.1 Position relative de l'acier utilisé dans l'étude dans le diagramme d'équilibre pseudo-binaire Fe-Cr-Ni à 70% Fe.

Le prélèvement des échantillons a été fait à partir d'un tube de 8 pouces (17.92 cm), de diamètre et de 9.7 mm d'épaisseur, fourni par l'Entreprise Nationale des Grands Travaux Pétroliers (ENGTP) de Réghaia.

3.1.1 Composition chimique

Pour connaître la composition chimique du matériau d'étude, des analyses chimiques ont été effectuées au Centre de Recherche Nucléaire de Draria (CRND), par la méthode de spectrométrie de fluorescence des rayons X. Le **tableau 3.1** résume la composition chimique obtenue.

Tableau 3.1 Composition chimique du métal de base UNS S 31803.

Éléments	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	P	S	Si	Cu
%	0.04	21.8	5.70	2.76	0.144	0.740	0.024	0.019	0.360	0.060

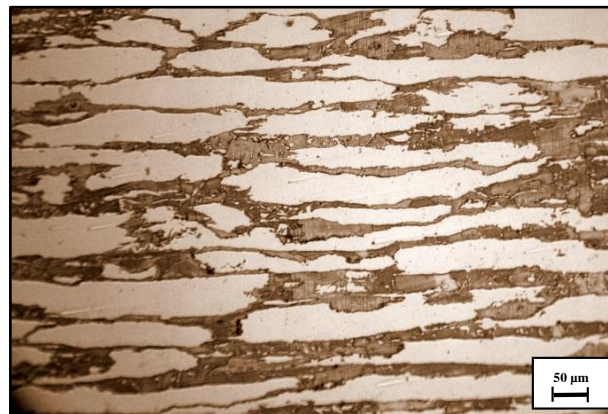
On voit que les résultats obtenus par l'analyse chimique (**tableau 3.1**) sont très proches de ceux indiqués par la norme ASTM (**tableau 3.2**). Par conséquent, la composition chimique est conforme à la norme.

Tableau 3.2 Composition chimique du UNS S 31803 selon la norme ASTM.

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

3.1.2 Microstructure

La microstructure de l'acier étudié observée par la microscopie optique avant le soudage, elle présente une microstructure austéno-ferritique dite en bande, les grains d'austénite présentent comme d'ilots allongé dans la direction de laminage intégrés dans une matrice ferritique. À la microscopie la ferrite apparaît en gris foncé tandis que l'austénite apparaît en gris clair (**figure 3.2**).

**Figure 3.2** Micrographie optique du métal de base.

3.1.3 Caractéristiques mécaniques

Les propriétés mécaniques de l'acier inoxydable duplex UNS S 31803 sont rassemblées dans le **tableau 3.3** :

Tableau 3.3 Propriétés mécaniques du métal de base UNS S 31803.

Désignation	Re _{0.002} (MPa)	Rm (MPa)	A%	KCV (daJ/cm ²)	HRC
S31803	523	677	36	22.5	23

3.2 Préparation des éprouvettes

Nous allons réaliser notre étude quantitative de la fissuration sur des éprouvettes de résilience. Les soudures et les éprouvettes de résilience sont préparées pour des études préalables par des étudiants avec monsieur ABADLI.

Toutes les opérations de préparation des éprouvettes (soudage, tronçonnage, usinage) ont été réalisées au sein de l'Entreprise Nationale des Grands Travaux Pétroliers.

3.2.1 Réalisation des soudures

3.2.1.1 Procédés de soudage

Deux procédés de soudage sont utilisés sur le matériau de notre étude, les procédés TIG manuel et le soudage à arc électrique avec électrode enrobée, les procédés de soudage ont été choisis pour la réalisation d'une soudure de bonne qualité.

Le procédé TIG a été utilisé pour la réalisation de la première passe (la passe de pénétration). Tandis que, le procédé à l'arc avec électrode enrobée a été utilisé pour la réalisation des autres passes (les passes de bourrage et de finition). Le choix de ces procédés est conforme à la norme en raison de la très bonne qualité de la soudure.

3.2.1.2 Métal d'apport

La composition du métal d'apport 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 dans cette étude est selon la norme ASME SECTION IX 2000 :

- **ER2209** pour le procédé TIG sous forme de baguette.
- **E2209** pour le procédé à l'arc électrique avec électrode enrobée.

Le **tableau 3.4** présente la composition chimique du métal d'apport utilisé.

Tableau 3.4 Composition chimique du métal d'apport.

% <i>massique</i>	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Si	P	S	Cu
2209	0.015	22.5	8.5	3.0	0.14	1.3	0.5	–	–	–

3.2.1.3 Paramètres de soudage

Les paramètres de soudage 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 (**Annexe I**).

3.2.1.4 Soudage des tubes

L'opération de soudage a été réalisée avec les étapes suivantes :

1- Tronçonnage des tubes : Le tube initial a été tronçonné à froid, avec une scie électrique selon les longueurs présentées sur **la figure 3.2**.

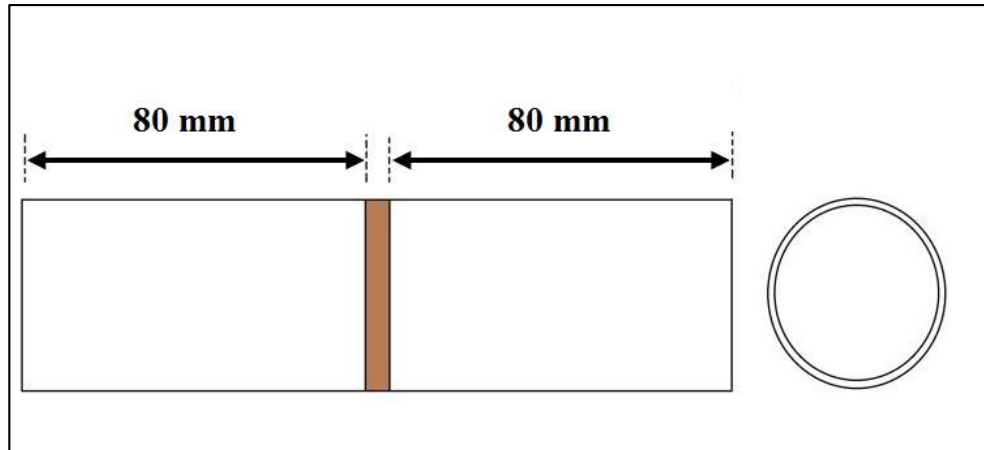


Figure 3.3 Longueur de tube à souder pour réaliser une éprouvette de résilience.

2- Préparation des tubes :

- les tubes à souder ont été chanfreinés en V, avec un angle de $75 \pm 5^\circ$ et un talon de $1 \pm 0.3\text{mm}$.
- nettoyés afin d'éviter toute contamination du bain fondu au cours de l'exécution du soudage.
- Pointés afin de permis un soudage à position fixe.
- Une fente d'un petit diamètre a été laissée pour permettre l'accès du gaz protecteur (l'argon) à l'intérieur du tube pendant l'opération de soudage (protection à l'envers).

3- Réalisation de soudage :

La première 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. À l'aide d'un crayon thermo-chrome, nous avons vérifié la température d'inter-passes qui doit être aux environs de 150°C .

La deuxième 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. Après un deuxième contrôle de la température d'inter-passes, qui est de 150°C , la troisième 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. Après soudage, le joint soudé a subi un nettoyage pour enlever le laitier par meulage et brossage.

3.2.2 Tronçonnage des éprouvettes

Un contrôle radiographique des soudures a été effectué avant le tronçonnage pour le prélèvement des éprouvettes afin d'assurer qu'ils ne présentent aucuns défauts de soudage.

La lecture du film radiographique a permis de constater les soudures sont de très bonne qualité et le tronçonnage peut se faire à n'importe qu'elle région des cordons.

Le tronçonnage a été réalisé en deux étapes:

- 1- à l'aide d'une tronçonneuse, chaque tube soudé a été coupé dans le sens longitudinal, pour obtenir deux demi-cylindres (**la figure 3.4.a**).
- 2- Chaque demi-tube a été tronçonné à froid en plusieurs éprouvettes à l'aide d'une scie électrique, **la figure 3.4.b** présente le chemin de tronçonnage

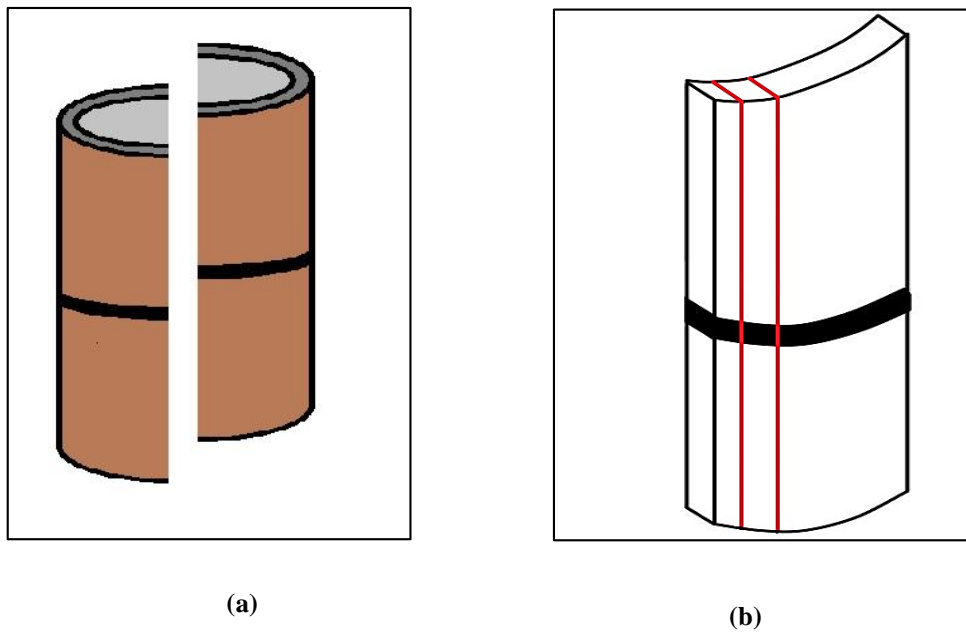


Figure 3.4 Les étapes de tronçonnage des éprouvettes.

3.2.3 Usinage des éprouvettes

Après le tronçonnage, les éprouvettes ont été usinées à l'aide d'une fraiseuse afin de réaliser des éprouvettes de résilience dont les entailles ont été réalisées dans les zones fondues (**la figure 3.5**).

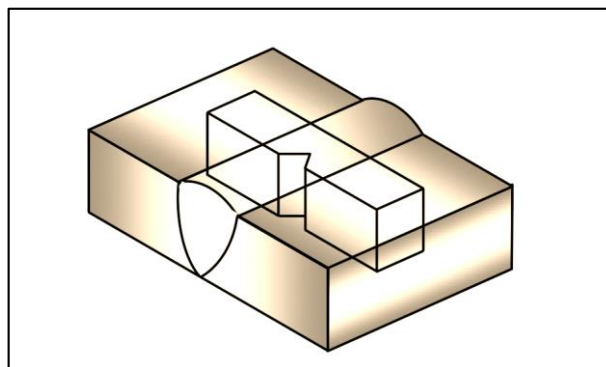


Figure 3.5 Localisation des éprouvettes de résilience

3.3 Essai de Fatigue Thermique

3.3.1 Dispositif du cyclage thermique

Les essais de Fatigue Thermique sont réalisés au sein du Laboratoire de Métallurgie de l'École Nationale Polytechnique à l'aide d'un banc de Fatigue Thermique. Par le contrôle des différents paramètres du cyclage thermique (température maximale, température minimale, temps de chauffage et temps de refroidissement), ce dispositif permet une simulation assez proche des conditions de fonctionnement en service. **La figure 3.6** présente un schéma du dispositif utilisé pour les essais de Fatigue Thermique.

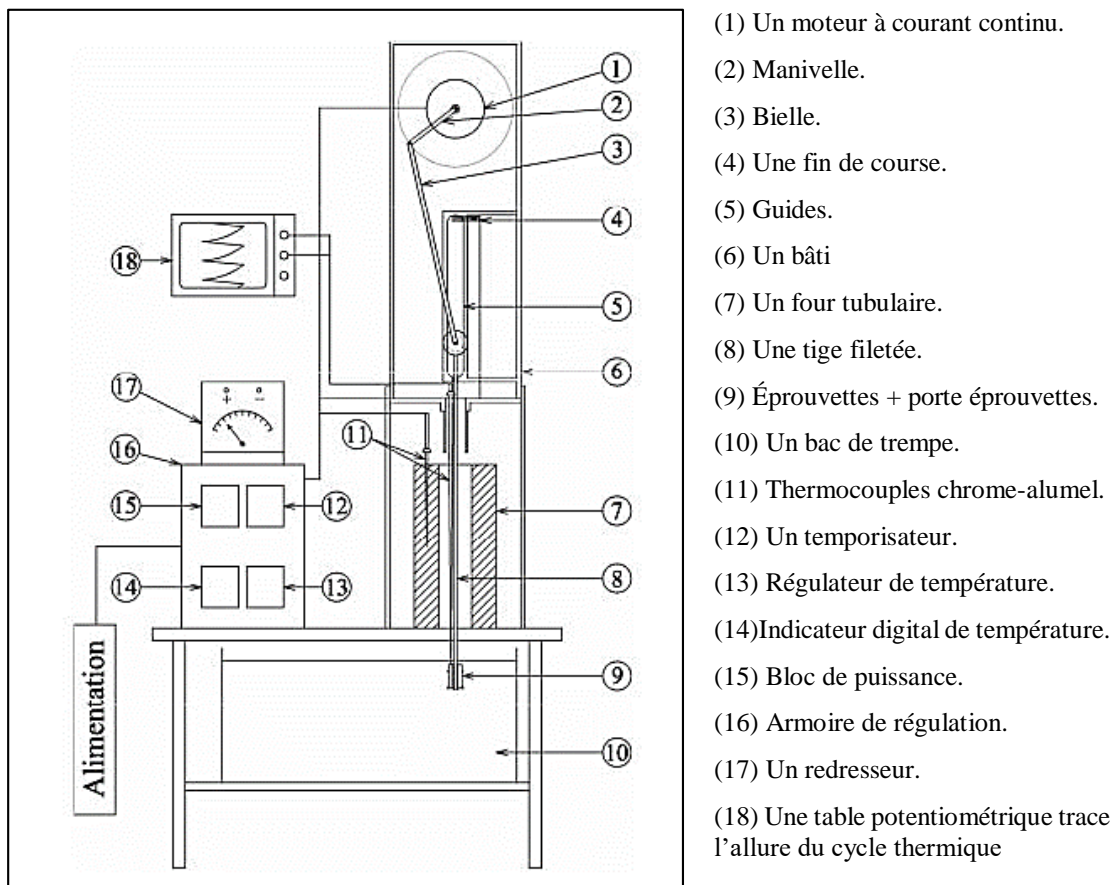


Figure 3.6 Schéma du dispositif de la Fatigue Thermique.

3.3.2 Conditions du cyclage thermique

Les conditions de cyclage thermique comprennent les paramètres de cyclage et le nombre de cycles à effectuer. Les éprouvettes sont soumises à des cycles chauffage à une température de **320 °C** pendant **236 secondes** et trempe dans un bain d'eau pendant **2 secondes**. La température minimale de l'éprouvette atteint **45 °C** (**la Figure 3.7**). L'essai a été réalisé jusqu'à **5000 cycles**, qui va nous permettre d'étudier l'influence du nombre de cycle sur les évolution microstructurales, les propriétés mécaniques et comportement de la fissuration.

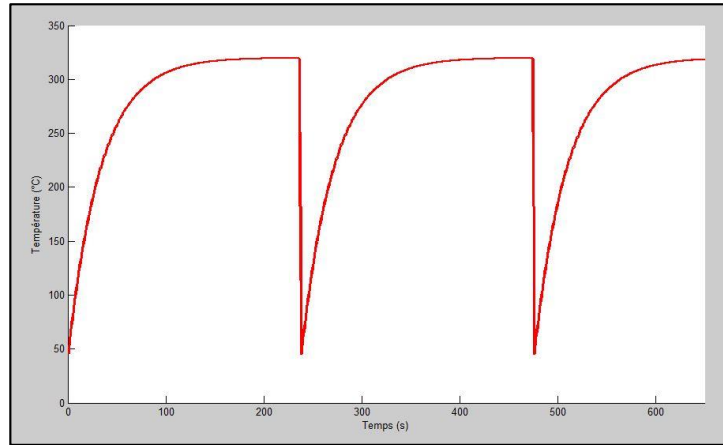


Figure 3.7 *Forme du cycle thermique.*

3.4 Caractérisation métallographique

3.4.1 Polissage

Afin d'obtenir une surface plane et miroir, et d'éliminer les défauts de surface pour faciliter l'observation à la microscopie optique, nous avons préparé les échantillons par un polissage avec du papier abrasif de granulométrie croissante 120, 320, 400, 600, 1000 et 1200 sous lubrification d'eau, suivie d'une finition avec papier feutre de $3\mu\text{m}$ avec une suspension d'alumine. **La figure 3.8** présente une image de la polisseuse utilisée.



Figure 3.8 *Polisseuse utilisé pour la préparation métallographique.*

Les échantillons sont nettoyés à l'eau distillée et séchés à l'air pour passer à l'attaque métallographique.

3.4.2 Attaque métallographique

Les aciers inoxydables duplex contiennent des éléments d'addition noble qui ont des potentiels élevés, c'est ce que les rendent difficilement attaqués par l'attaque chimique simple. Pour cela nous avons utilisé l'attaque électrolytique par l'hydroxyde de potassium (KOH).

L'attaque électrolytique consiste à immerger l'échantillon dans une solution aqueuse (KOH), et à l'aide d'une source de courant électrique extérieur on branche l'échantillon à la position de l'anode donc il va se corroder, on fait plonger aussi dans la solution la cathode en acier inoxydable pour fermer le circuit (**Figure 3.9**). Les zones les moins nobles sont corrodées plus rapide que les zone qui sont riches en éléments d'alliage. Donc on peut identifier les déférentes phases par cette attaque électrolytique.

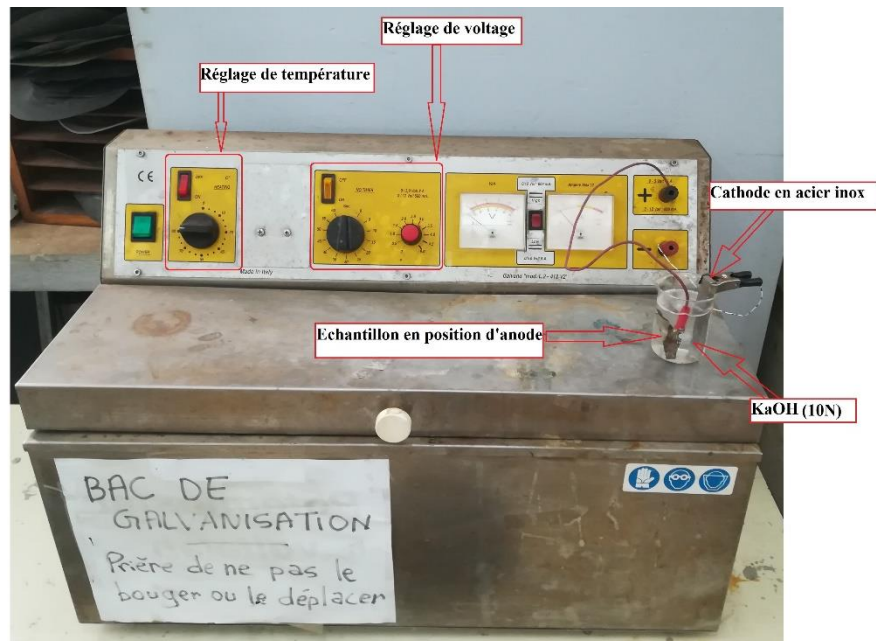


Figure 3.9 Dispositif de l'attaque électrolytique.

Les paramètres de l'attaque électrolytique sont :

- Concentration : 10N (56 g de KOH, 100 ml H₂O)
- Tension : 3 V
- Temps : 20 - 25 secondes

3.4.3 Observation par microscopie optique

Le but principal de l'observation par microscopie optique est de la mise en évidence de la structure des déférents échantillons qui va nous donne une vision sur le changement structurale lors de cyclage thermique.

Nous avons utilisé un microscope optique de marque **OPTIKA** (**figure 3.10**), équipé d'une caméra numérique avec logiciel « **Optika view** » permettant l'acquisition et la sauvegarde des différentes images.

Nous avons pris des images des microstructures aux différentes régions du joint soudé : zone fondue, zone de liaison, zone affectée thermiquement ainsi que du métal de base de nos échantillons.

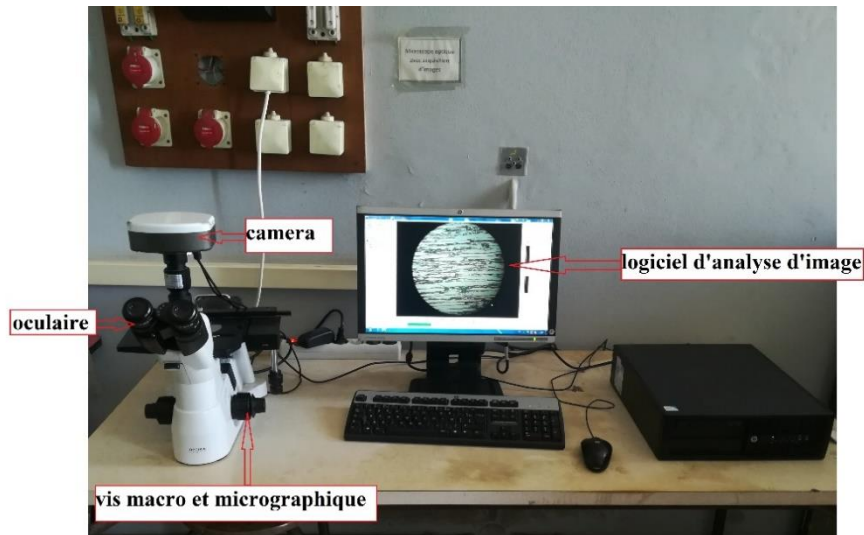
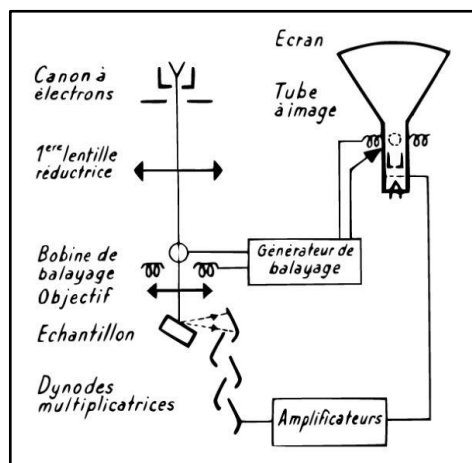


Figure 3.10 Microscope optique utilisé pour l'observation.

3.4.4 Observation par microscopie électronique à balayage

La microscopie électronique à balayage est technique d'observation de la topographie des surfaces. L'utilisation de cette technique dans l'analyse des microstructures des aciers présente l'avantage d'obtenir des résolutions nettement supérieures à celles obtenues en microscopie optique, ceci nous a permis de détecter des microfissures dans les différentes zones de la soudure.

La technique de MEB est basée principalement sur la détection des électrons secondaires émergents de la surface sous l'impact d'un faisceau d'électrons primaires qui balaye la surface à observer et permet d'obtenir des images avec un pouvoir séparateur souvent inférieur à 5 nm et une grande profondeur de champ. La **figure 3.11.a** présente un schéma explique le principe de fonctionnement d'un MEB.



(a)



(b)

Figure 3.11 Microscopie Électronique à Balayage.

Nous avons réalisé nos observations au Centre de Développement des Technologies Avancer (CDTA), Baba Hassan, à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB) de type JEOL JSM-6360 LV (figure 3.11.b).

3.5 Analyse des images

ImageJ (Figure 2.12) est un programme de traitement et d'analyse d'image open source conçu pour des images scientifiques multidimensionnelles. Le programme a été écrit en Java, ce qui en fait un logiciel utilisable sur différents systèmes d'exploitation.

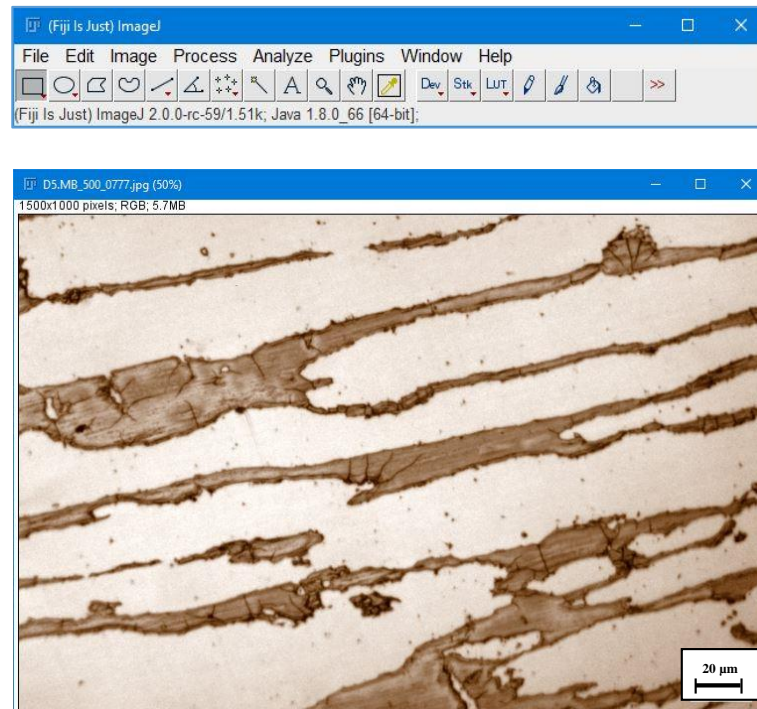


Figure 3.12 Programme de traitement d'image ImageJ.

ImageJ permet de dénombrer des particules, de mesurer diverses grandeurs (distances, surfaces), d'extraire des coordonnées de contours. Dans notre cas, nous avons utilisé ce logiciel pour avoir le taux des phases, et pour le calcul de la longueur moyenne et la densité des fissures pour chaque zone de la soudure.

nous avons choisi des images obtenues par la microscopie optique dans différentes positions pour chaque zone de la soudure comme indiqué sur la figure 3.13.

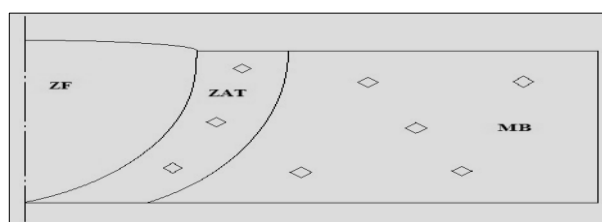


Figure 3.13 Position des mesures du taux de ferrite dans les zones de la soudure.

Les images sont traitées afin d'obtenir une image binaire servant à l'étude suivant les étapes regroupées dans la **figure 3.14**:

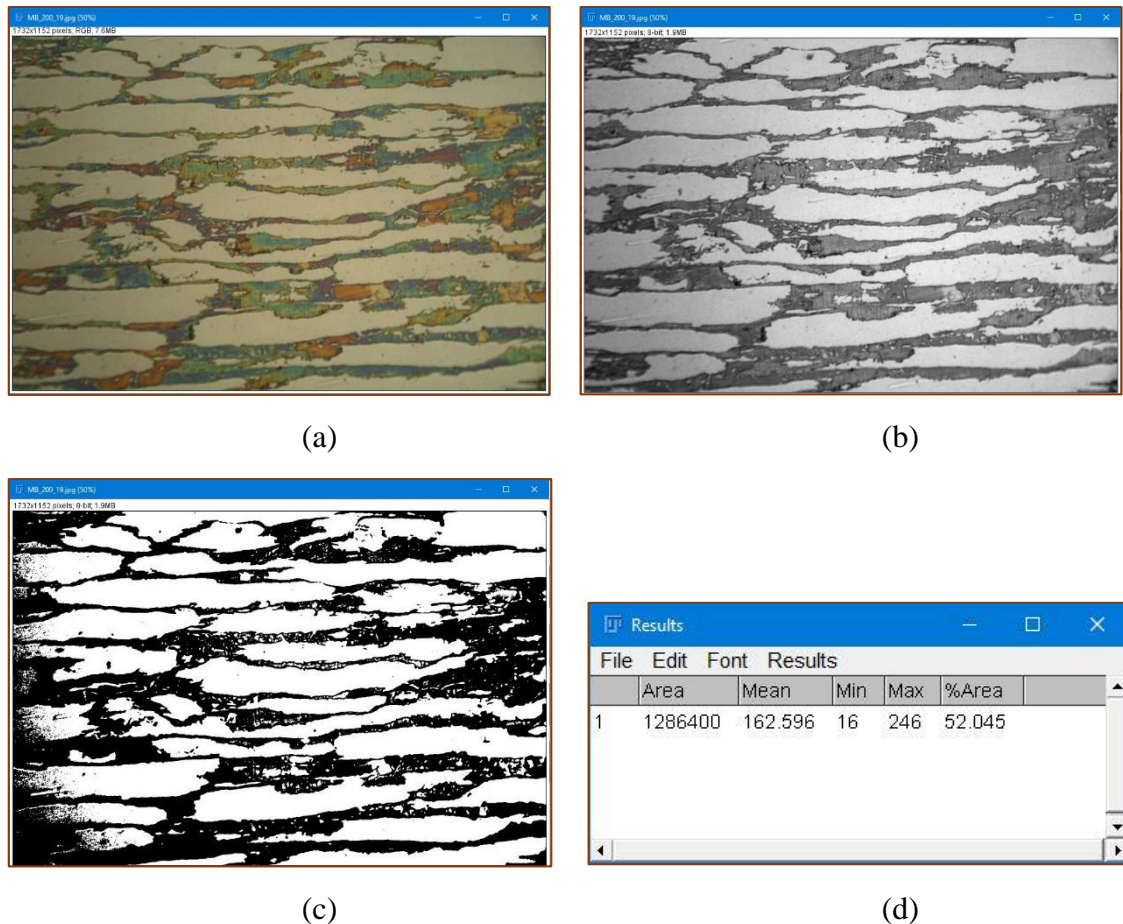


Figure 3.14 Étapes pour l'obtention d'une image binaire servant à estimer le pourcentage des phases : a) image initiale non traitée, b) image transformée en nuances de gris, c) image finale binaire.

- Sur l'image (a) de la **figure 3.14**, les phases apparaissent avec des couleurs différentes ;
- L'image (b) est la transformée en nuances de gris de l'image (a) ;
- L'ajustement de la luminosité et du contraste de l'image permet d'obtenir une image finale binaire (c) permet d'estimer le taux de ferrite ;
- L'image (d) présente la boîte de dialogue affiche le résultat.

3.5.1 Longueur moyenne et densité des fissures

Pour le calcul de la longueur moyenne des microfissures, nous avons choisi des images pour des microfissures obtenues par la microscopie électronique, puis le calcul se fait à l'utilisation de l'ImagJ en suivant les étapes:

- 1- Premièrement, on calibre l'échelle (pixel-micromètre) sur le programme ImageJ.
- 2- On dessine une ligne libre en suivant le chemin de la microfissure (**figure 3.15.a**).
- 3- On mesure la longueur cette ligne en utilisant (**ctrl+M**) sur ImageJ (**figure 3.15.b**). la longueur de la ligne est donnée par micromètre qui aussi correspond à la longueur de la microfissure.

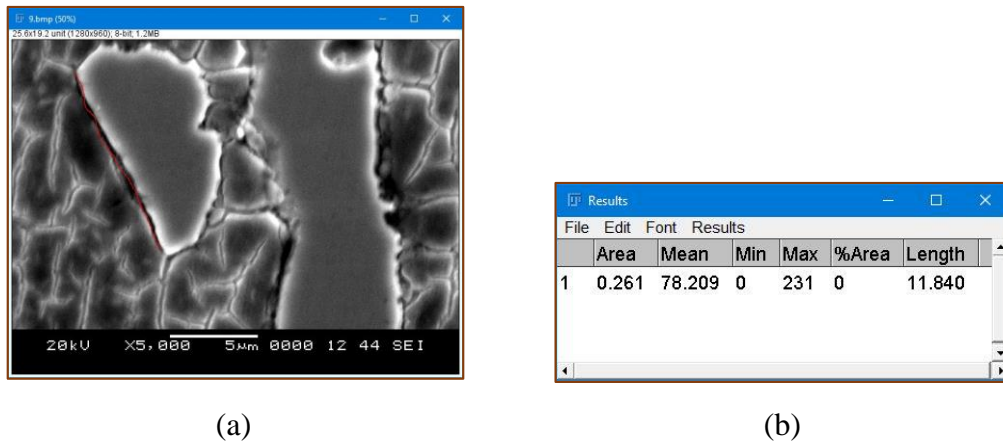


Figure 3.15 les étapes de calcul de la longueur d'une fissure.

La densité de fissure est définie comme le quotient entre la longueur totale des microfissures et l'aire de la surface de fissuration (surface faïencée).

3.6 Essais mécaniques

Pour la caractérisation mécanique de la soudure en acier inoxydable duplex après le cyclage thermique, nous avons utilisé les techniques de la dureté, et de micro dureté.

3.6.1 Essai de micro-dureté

La microstructure de l'acier SAF2205 présente une mixture des phases γ et α dont les duretés individuelles sont très différentes. Ceci fait que les tests conventionnels de dureté ne donnent pas des valeurs assez représentatives de ce matériau. Pour connaître les propriétés potentielles les essais de micro-dureté sont incontournables.

Nous avons mesuré les duretés des phases ferritiques et austénitiques par un Indentation Vickers sur des échantillons polis et attaqués pour révéler les phases. Les mesures sont faites au laboratoire de département avec un micro-duromètre de marque **HM-100** (figure 3.16.a), en utilisant une charge de **30g**, correspondent à la moyenne de trois mesures par donnée. Nous avons pris la dureté des phases dans la ZAT et dans le métal de base.

3.6.2 Essai de dureté

Pour observer le changement de la dureté globale de notre matériau après le cyclage, nous avons fait un essai de Vickers avec une charge de 30kg sur deux échantillon après deux différents nombre de cycle. Pour cela, nous avons utilisé un duromètre de marque **INOVATEST** (figure 3.16.b), les mesures sont réalisés au laboratoire de département de métallurgie ENP.

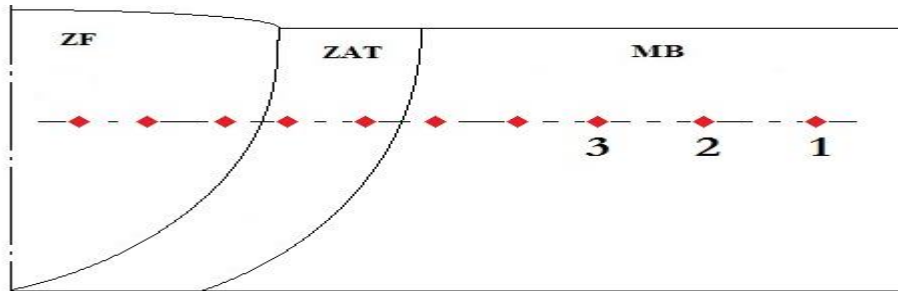
Nous avons pris la dureté suivant un profil passe par les trois phases de la soudure (Figure 3.17).



(a) microduremètre



(b) duremètre

Figure 3.16 Duremètre et microduremètre utilisé.**Figure 3.17** Profil suivi pour les mesures de la dureté.

Chapitre 4

Résultats et interprétation

Chapitre 4 Résultats et interprétations

4.1 Introduction

L'objectif de notre travail est d'étudier la Fatigue Thermique d'une soudure en acier inoxydable duplex de nuance UNS S 31803, en particulier une étude quantitative sur la fissuration par Fatigue Thermique. Pour cela nous intéressons aux aspects suivants:

- L'évolution de la microstructure dans les trois zones de la soudure au cours du cyclage thermique.
- l'évolution de la résilience, et de la dureté des phases
- L'Évolution de la taille moyenne et la densité des microfissures obtenues par Fatigue Thermique.
- Détermine la loi de propagation des fissures pour l'acier de l'étude.

4.2 Résultats de l'étude microstructurale

4.2.1 Structure de la soudure

La microscopie optique montre que la soudure en acier duplex de nuance UNS S 31803 présente trois zones, le métal de base, une zone affectée thermiquement, et une zone fondue (**figure IV.1**). Ces zones ont la même constitution micrographique (austénite-ferrite), mais ils ont distingué entre elles par la morphologie des deux phases.

Aucune précipitation des carbures ou de la phase sigma n'a été détectée dans les trois zones de la soudure par les techniques utilisées dans notre étude.

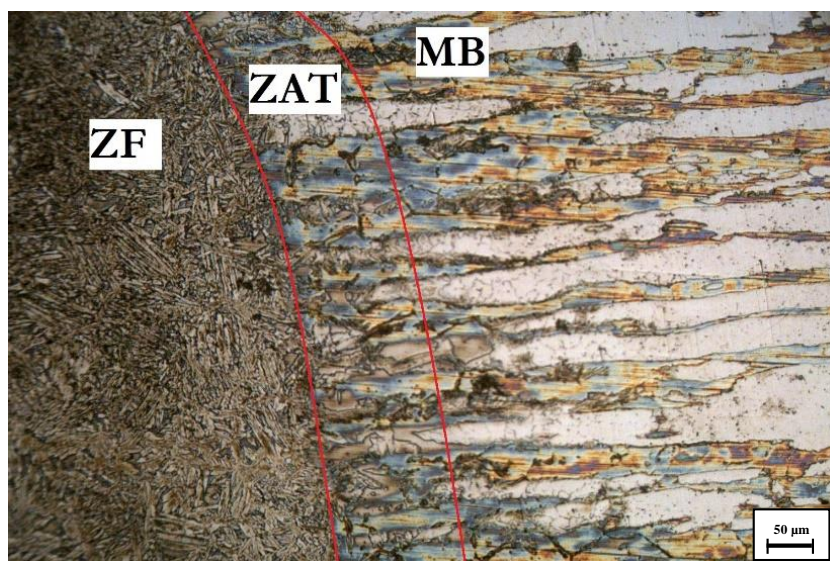


Figure 4.1 structure de la soudure en acier UNS S31803.

a) Le métal de base

D'après la **figure IV.2** qui présente la microstructure de métal de base observé par microscopie optique, on constate qu'après le soudage, le métal de base conserve la structure biphasée constituée des deux phases austénitique et ferritique. On remarque les grains d'austénite se présentent sous forme des lattes dans une matrice ferritique, ces lattes sont allongés en direction du laminage.

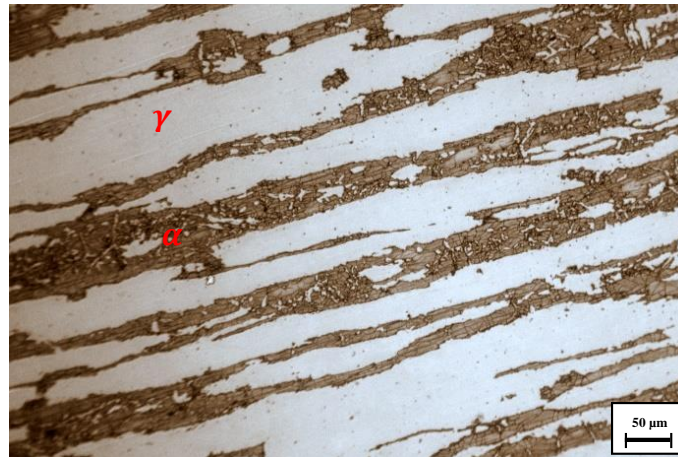


Figure 44.2 Micrographie optique de métal de base.

b) La zone affectée thermiquement

La micrographie optique et électronique (**figure IV.3 et IV.4**), montre un changement de la morphologie des grains en passant du métal de base à la ZAT. Cette dernière a après le soudage une structure granulaire grossière au lieu de la structure en bande, cette structure composée des grains d'austénite et de la ferrite de forme équiaxes régulière. La ZAT elle-même peut être subdivisée en deux régions, une région surchauffée près de la ligne de fusion, caractérisée par une quantité plus faible d'austénite, et une autre recuite partiellement près de métal de base, se caractérise par une croissance importante du grain par rapport au métal de base.



Figure 44.3 Micrographie optique de la ZAT surchauffée.

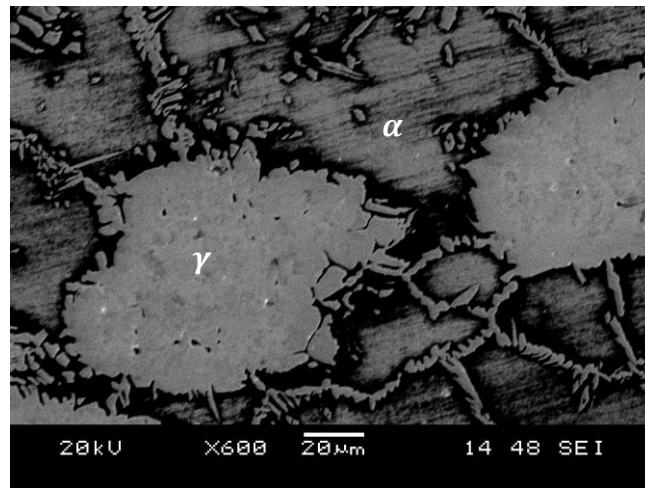


Figure 4.4 Micrographie électronique de la ZAT recuite partiellement.

c) La zone fondue

La micrographie optique et électronique (**Figure IV.5, IV.6**), montre que la structure de la zone fondue a un aspect dendritique de solidification composée de deux phases, la phase austénitique (γ) et la phase ferritique (δ). Les dendrites de l'austénite sous forme de Widmanstätten, de différentes tailles, et de différentes directions se présentent dans une matrice de ferrite.

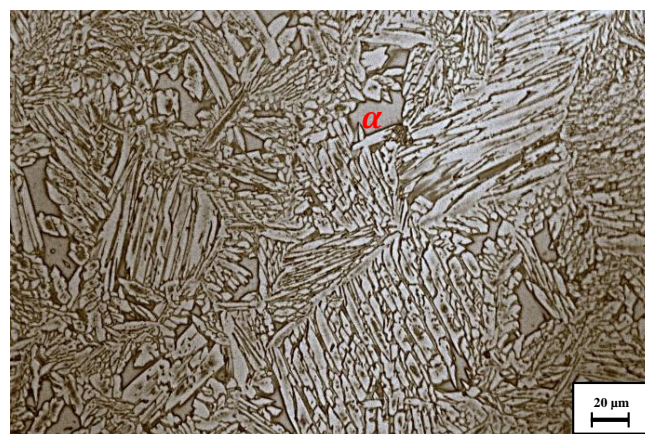


Figure 4.5 Micrographie optique de la zone fondue.

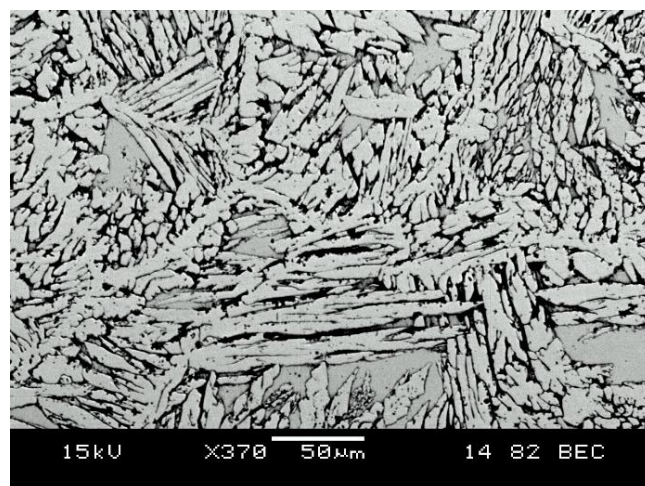


Figure 4.6 Micrographie électronique de la zone fondue.

4.2.2 Microstructure après cyclage Thermique

Afin de suivre l'évolution microstructurale lors de cyclage thermique de la soudure en acier inoxydable duplex UNS S31803, nous avons utilisé les résultats de la microscopie optique et électronique des échantillons subits de différent nombre de cycle.

a) Le Métal de Base

Les résultats montrent que le métal de base conserve la microstructure initiale lors de cyclage thermique, juste qu'on remarque que les joints des grains ferritiques sont plus clairs après certain nombre de cycle. **Les figures IV.7, IV.8, IV.9, et IV.10**, présente la micrographie optique de métal de base après 5000, 2500, 3500, et 4500 cycles respectivement. **Les figures IV.11, IV.12**, présente la micrographie électronique après 4500, 5000 cycles. Il semble qu'après 5000 cycles le changement morphologique des deux phases est lent car la forme allongée subsiste.

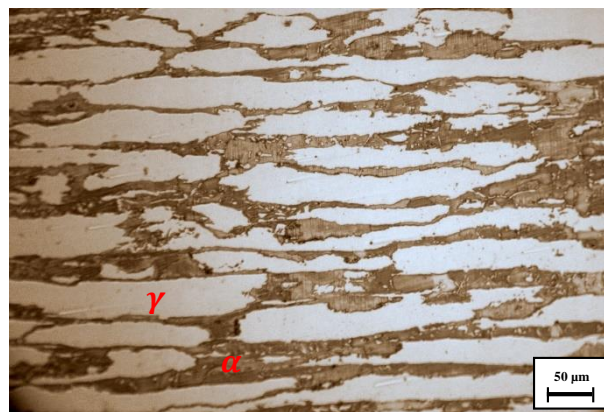


Figure 4.7 Micrographie optique du métal de base après 5000 cycles.



Figure 4.8 Micrographie optique du métal de base après 2500 cycles.

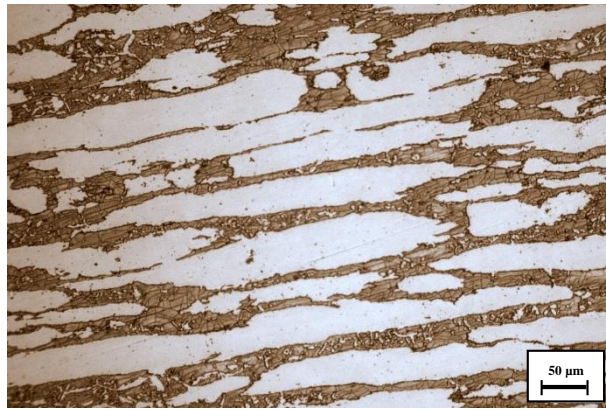


Figure 4.9 Micrographie optique du métal de base après 3500 cycles.

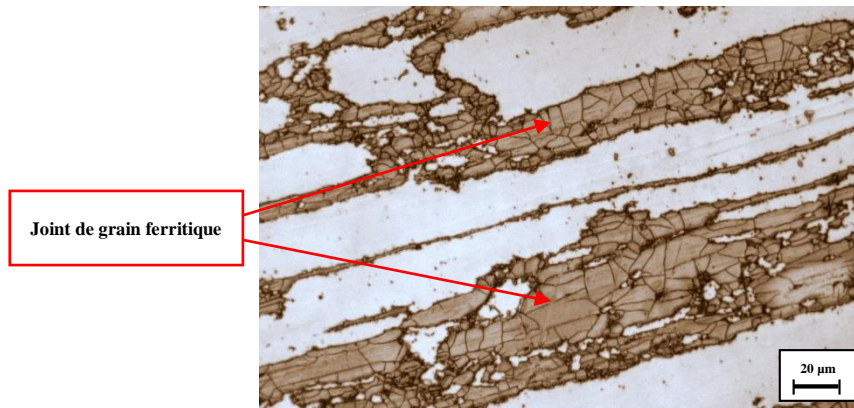


Figure 4.10 Micrographie optique du métal de base après 5000 cycles.

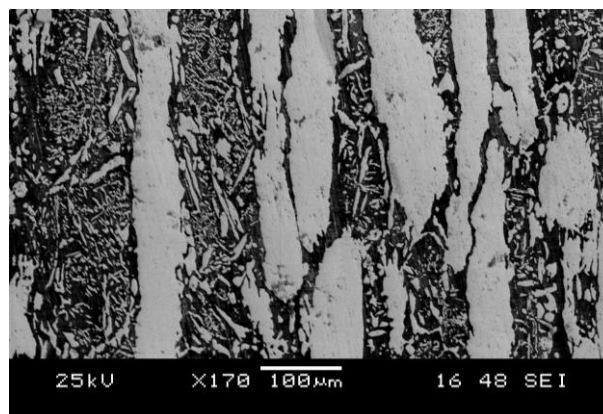


Figure 4.11 Micrographie électronique du métal de base après 4500 cycles.

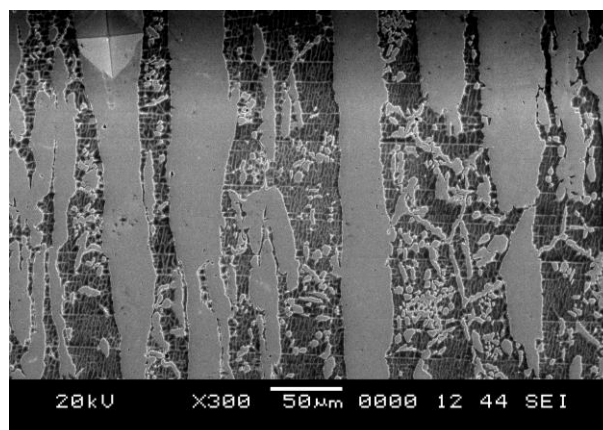


Figure 4.12 Micrographie électronique du métal de base après 5000 cycles.

b) La Zone Affectée Thermiquement

D'après la microscopie optique (**figures 4.13, 4.14, et 4.15**), et électronique (**figures 4.16 et 4.17**) après différents nombre de cycle, il est clair que la zone affectée thermiquement n'a pas changé la microstructure obtenu après le soudage. Cette microstructure qui caractérise par des grains grossiers et equiaxes.

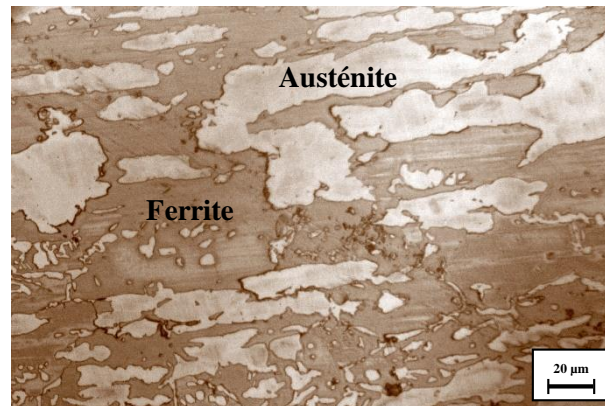


Figure 4.13 Micrographie optique de la ZAT après 1000 cycles.

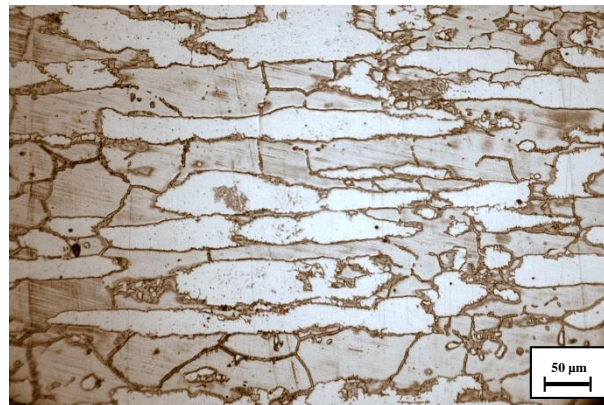


Figure 4.14 Micrographie optique de la ZAT après 2500 cycles.

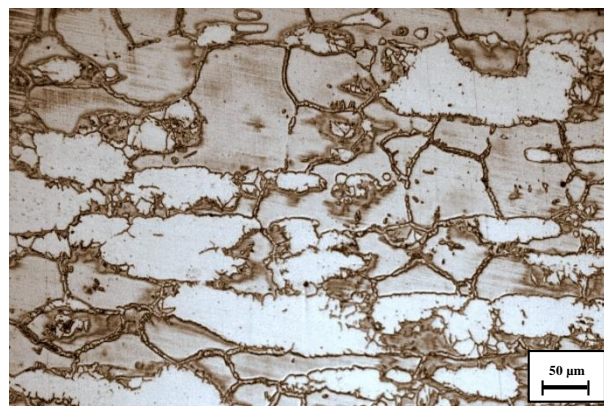


Figure 4.15 Micrographie optique de la ZAT après 4500 cycles.

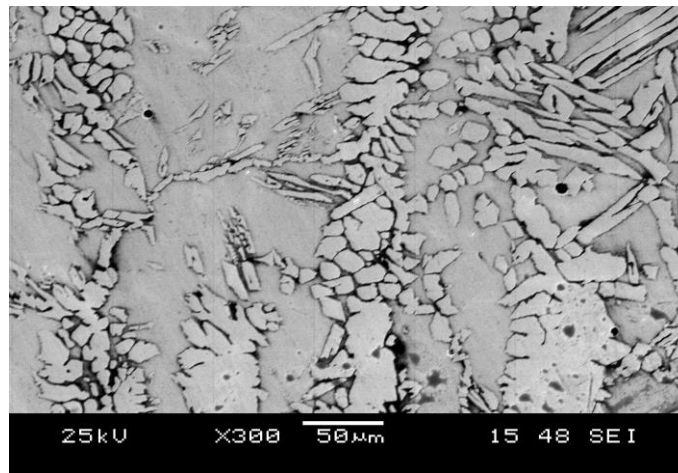


Figure 4.16 Micrographie électronique de la ZAT surchauffée après 3500 cycles.

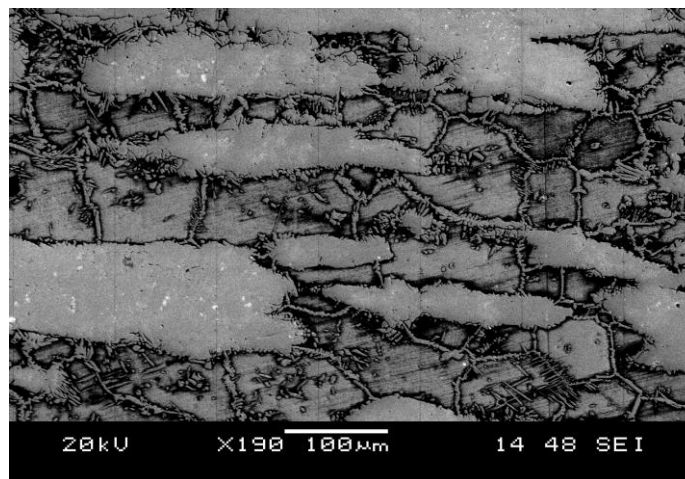


Figure 4.17 Micrographie électronique de la ZAT partiellement recuite après 2000 cycles.

On constate que lorsque le nombre de cycle augmente, la structure granulaire des deux phases tend vers la forme polyédrique. C'est un rétablissement thermique de l'état hors équilibre de laminage vers un état d'équilibre recristallisé.

c) La Zone Fondue

La zone fondue conserve sa microstructure dendritique biphasée de solidification, l'austénite sous forme des dendrites de Widmanstätten, présente dans la matrice ferritique. Les **figures 4.18 et 4.19** présente la microscopie optique de la zone fondue après 2500 et 2000 cycles. Les **figures 4.20** présente la micrographie électronique après 4500 cycles, on constate une recristallisation des deux phases au cours du cyclage



Figure 4.18 *Micrographie optique de la Zone Fondue après 2500 cycles.*



Figure 4.19 *Micrographie optique de la Zone Fondue après 2000 cycles.*

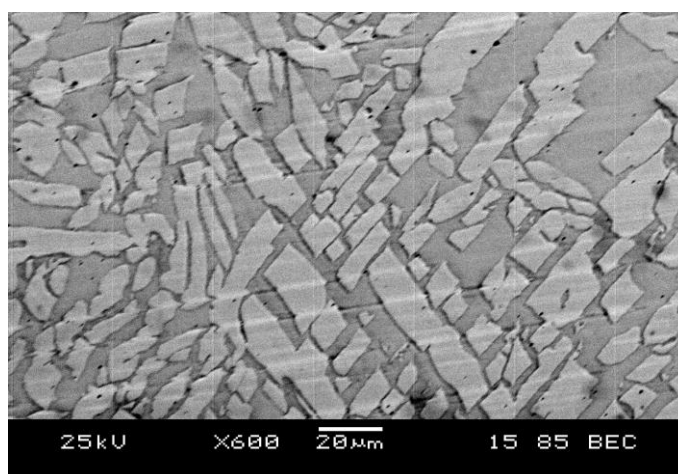


Figure 4.20 *Micrographie électronique de la Zone Fondue après 4500 cycles.*

4.3 Résultats de l'étude mécanique

Afin d'étudier les propriétés mécaniques de l'acier inoxydable duplex, et leur évolution au cours de cyclage thermique, nous avons utilisé les résultats que nous avons des essais de la dureté, la micro dureté, et la résilience.

4.3.1 La dureté de la soudure

Le profil de dureté globale de la soudure en acier inoxydable duplex UNS S31803 est présenté sur la **Figure 4.21**. On remarque que la dureté augmente en passant de métal de base vers la zone affectée thermique, et jusqu'à la zone fondue. Elle est d'environ **270 Hv** dans le métal de base, **300 Hv** dans la ZAT, et elle atteint **324 Hv** à la zone fondue.

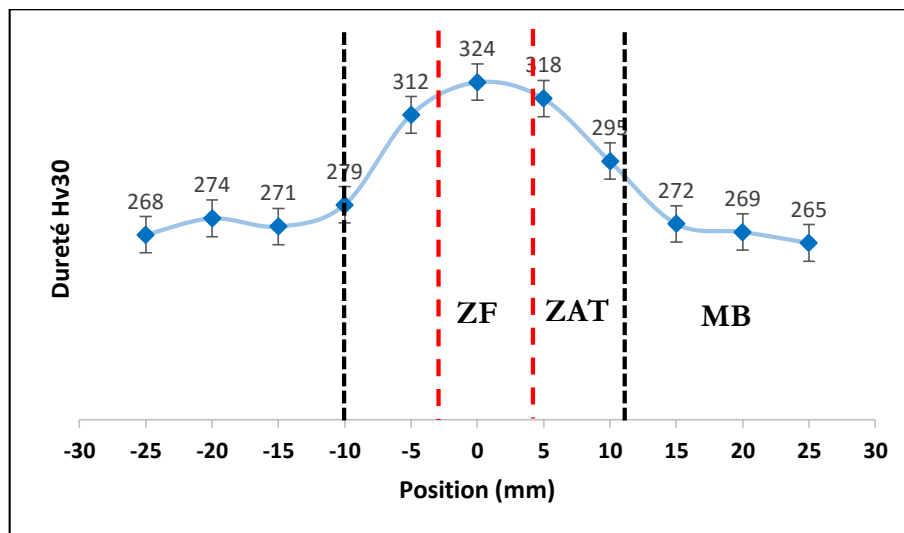


Figure 4.21 Profil de la dureté globale de la soudure duplex.

4.3.2 La dureté des phases

La **figure 4.22** présente un graph de l'évolution de la dureté de l'austénite et de la ferrite au cours de cyclage thermique, ces valeurs ont été mesurées dans le métal de base et dans la ZAT, ou nous avons remarqué que la dureté des deux phases est très proche dans les deux zones. De plus, leur comportement au cours du cyclage thermique est le même dans les deux zones de la soudure duplex.

Dans ce graph, nous remarquons que la dureté de la ferrite augmente de **297 HV** au début de cyclage jusqu'à atteindre **372 HV** à 5000 cycles, cette dureté reste toujours supérieure à celle de l'austénite. La dureté de l'austénite est **283 HV** au début, elle augmente au cours de cyclage thermique jusqu'à atteindre **332 HV** à 5000 cycles.

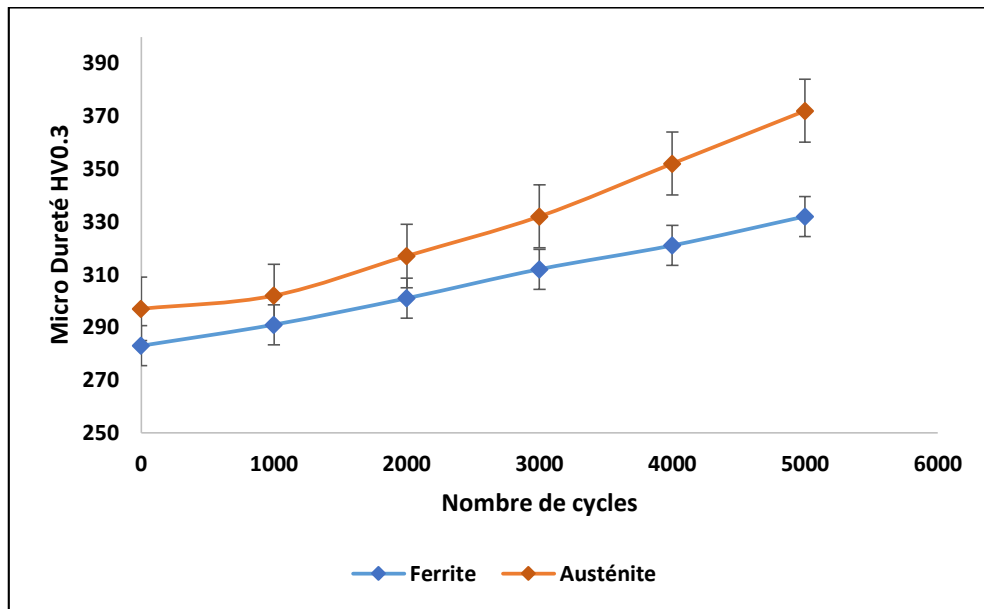


Figure 4.22 Variation de la dureté des phases au cours du cyclage.

4.3.3 La résilience

La figure 4.23 est un graph qui présente la variation de la résilience au cours de cyclage thermique dans le métal de base et dans la zone fondue. D'après ce graph, nous constatons que la résilience dans le métal de base est plus élevée que celle dans la zone fondue. De plus, elle est en diminution continu au cours de cyclage dans les deux zones de la soudure. Elle diminue dans le métal de base de **17.46 daJ/mm²** au début de cyclage jusqu'à **7.35 daJ/mm²** après 5000 cycles. Dans la zone fondue, elle diminue de **16.23 daJ/mm²** au début de cyclage jusqu'à **4.36 daJ/mm²** après 5000 cycles.

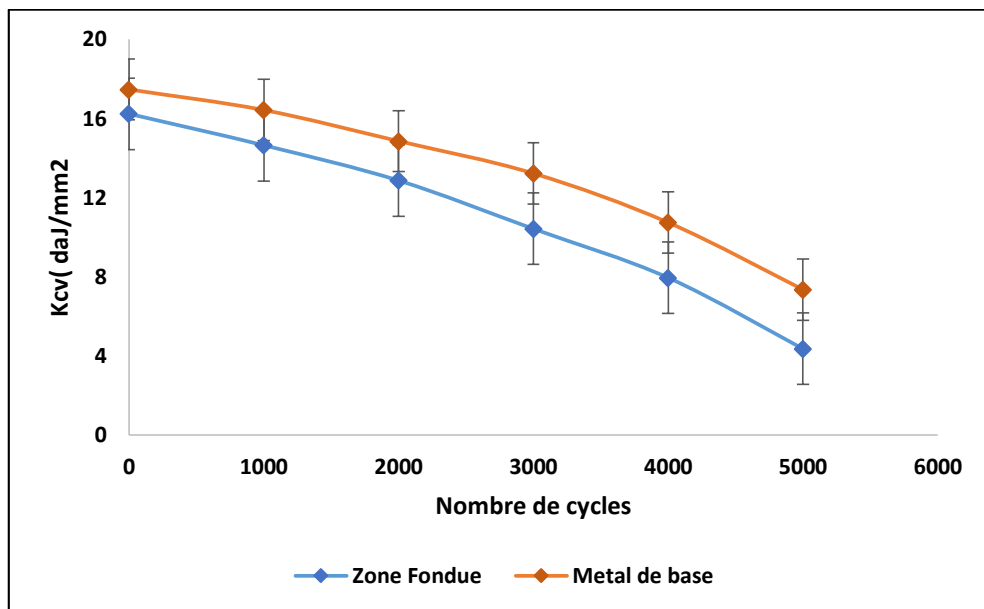


Figure 4.23 Variation de la résilience au cours de cyclage.

4.4 Caractérisation des microfissures

Dans cette partie de notre étude, nous allons présenter les paramètres analysés dans notre étude quantitative en ce qui concerne l'évolution des réseaux de fissures en surface de la soudure en acier duplex UNS S31803 qui sont : la nature et la mode de propagation des microfissures, ainsi, la longueur moyenne, la vitesse de fissuration, et la densité des microfissures sur des surfaces faïencées.

a) Microfissures dans le Métal de Base

Les **figure 4.24, 4.25** présentent des exemples des microfissures développées dans le métal de base obtenu par la microscopie électronique. Dans ces photos, nous avons remarqué que les microfissures se situent au niveau des joints de grains ferritiques, et il se propage au long des interfaces α/γ , on constate que les microfissures dans le métal de base sont de type intergranulaire,

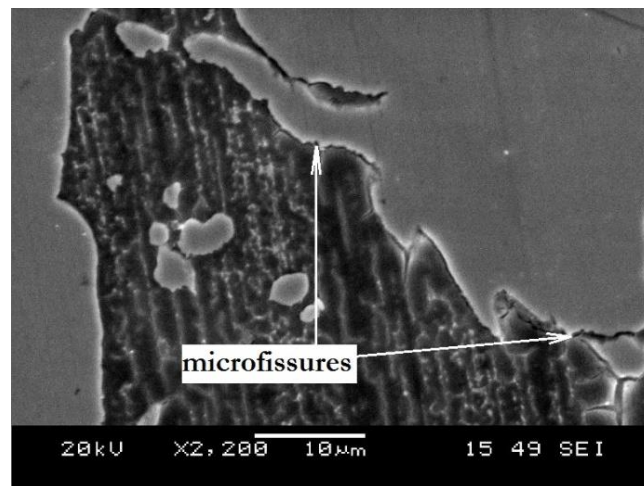


Figure 4.24 Micrographie électronique de métal de base pour 2500 cycles.

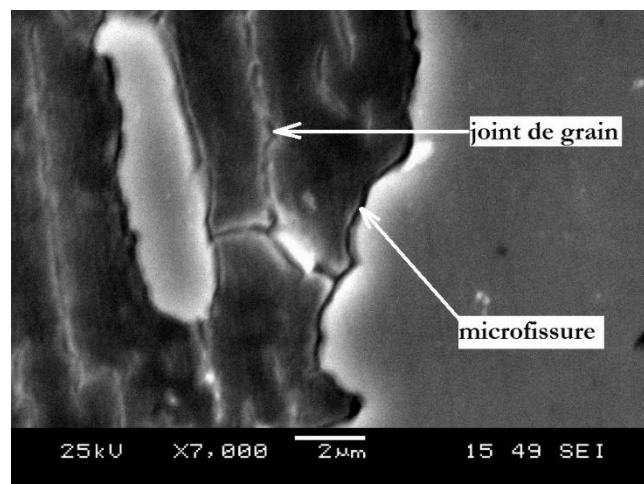


Figure 4.25 Micrographie électronique de métal de base pour 5000 cycles.

b) Dans la Zone Affectée Thermiquement

Dans cette zone, une décohésion intergranulaire est remarquée, il se développe en microfissuration et devient plus importante au cours de cyclage. Les **figures 4.26, 4.27**, montrent des microfissures obtenues par microscopie électronique. Nous remarquons les microfissures formées aux interfaces sont remplies de produits d'oxydation. **La figure**

4.28, montre des fissurations dans la ZAT qui sont remplis d'oxyde observée par la microscopie optique après 2000 cycles. On remarque aussi un arrangement des fissures en réseau de faïençage thermique.

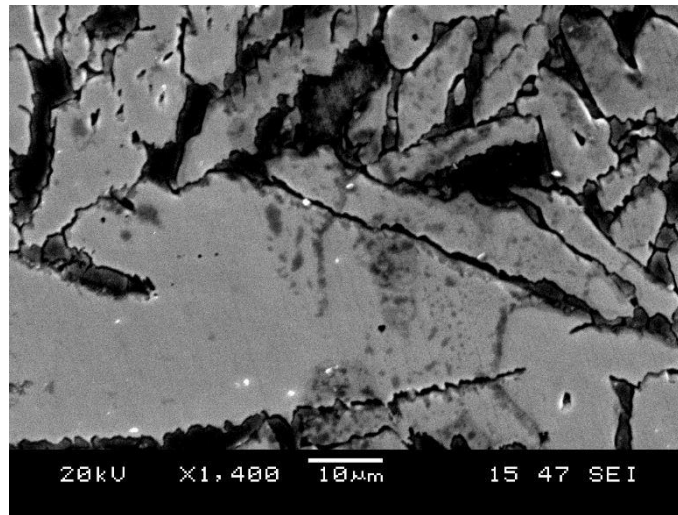


Figure 4.26 Micrographie électronique de la ZAT pour 3500 cycles.

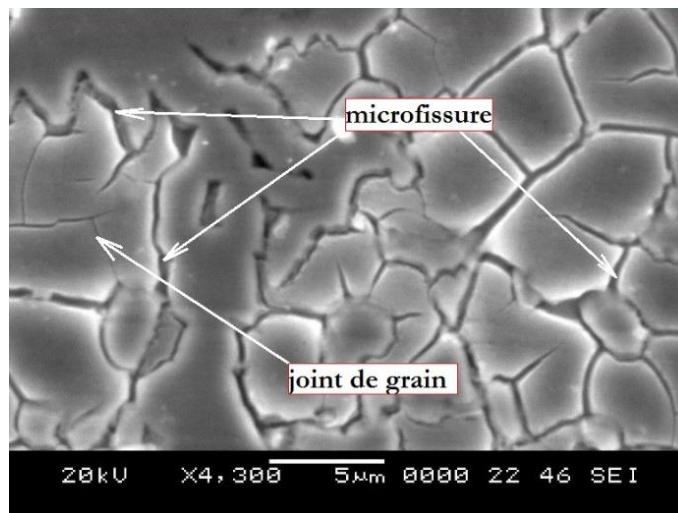


Figure 4.27 Micrographie électronique de la ZAT pour 2000 cycles.

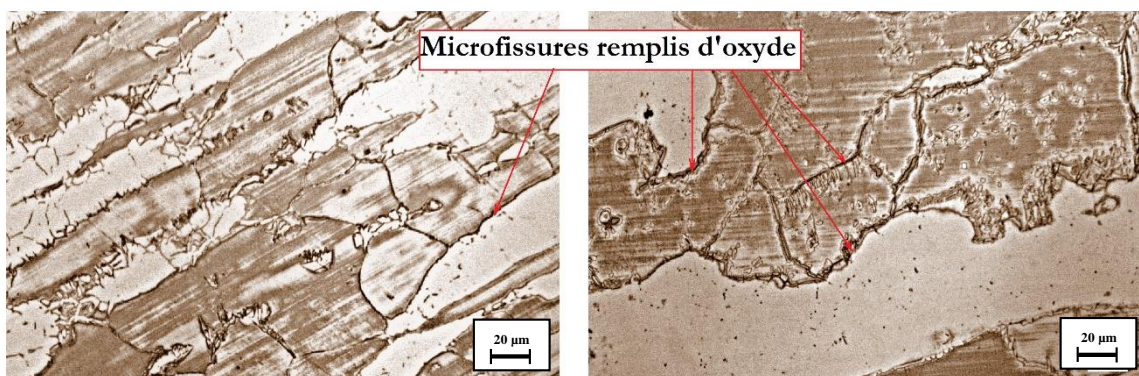


Figure 4.28 Des fissurations dans la ZAT remplies d'oxyde après 2000 cycles.

c) Dans la Zone Fondue

Les figures 4.29 et 4.30 présentent les microfissures observées dans la zone fondue pour 2500 et 5000 cycles respectivement. D'après ces figures, on constate que les microfissures sont de type intergranulaire. La fissuration au cours du cyclage thermique et devient très importante, on a remarqué plusieurs réseaux de la fissuration de type faïençage thermique.

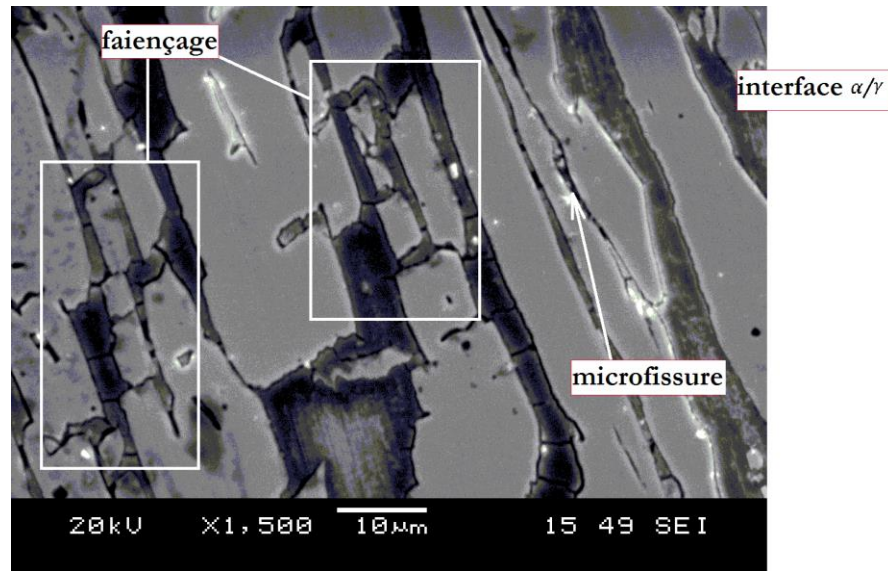


Figure 4.29 Micrographie électronique des microfissures dans la ZF pour 2500 cycles.

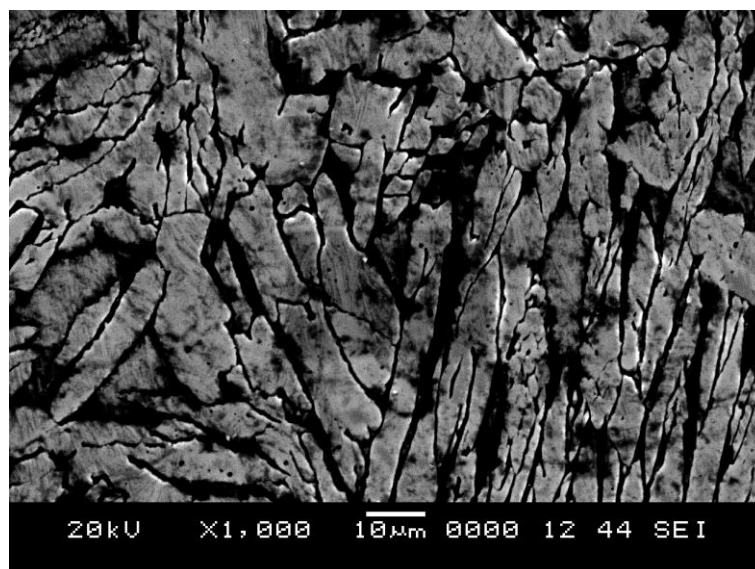


Figure 4.30 Micrographie électronique des microfissures dans la ZF pour 5000 cycles.

4.5 Calcul sur les microfissures

La durée de vie en fatigue thermique se décompose en deux, la durée d'amorçage et la durée de propagation. Tout matériau étant susceptible de comporter des défauts, par exemple des microfissures on doit dans la pratique tenir compte de leur durée de propagation. Cette dernière, dépend des paramètres de matériaux que l'on peut déterminer par des essais en laboratoire.

Dans cette partie nous allons essayer de déterminer ces paramètres pour l'acier inoxydable austénite-ferritique de nuance UNS S31803.

4.5.1 Longueur moyenne des microfissures

La Figure 4.31 donne l'évolution de la longueur moyenne de microfissure dans la soudure de l'acier de l'étude. On remarque que la longueur moyenne des microfissures augment continument au cours de cyclage thermique.

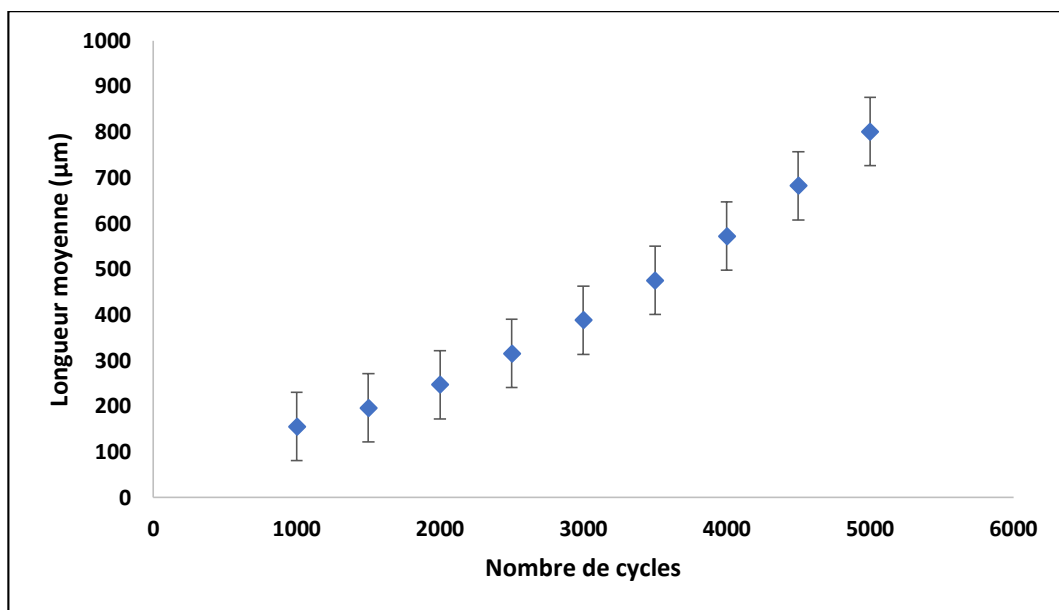


Figure 4.31 Variation de la longueur moyenne de fissure.

4.5.2 Densité des microfissures

La Figure 4.32 est un graph qui présent l'évolution de la densité des fissures pour des réseaux de faïençage analysés dans les trois zones de la soudure. On remarque que pour tous les cycles la densité des microfissures dans la zone fondue est toujours plus que celle dans la ZAT et de méta de base, au cours de cyclage thermique la densité augment dans les trois zones de la soudure.

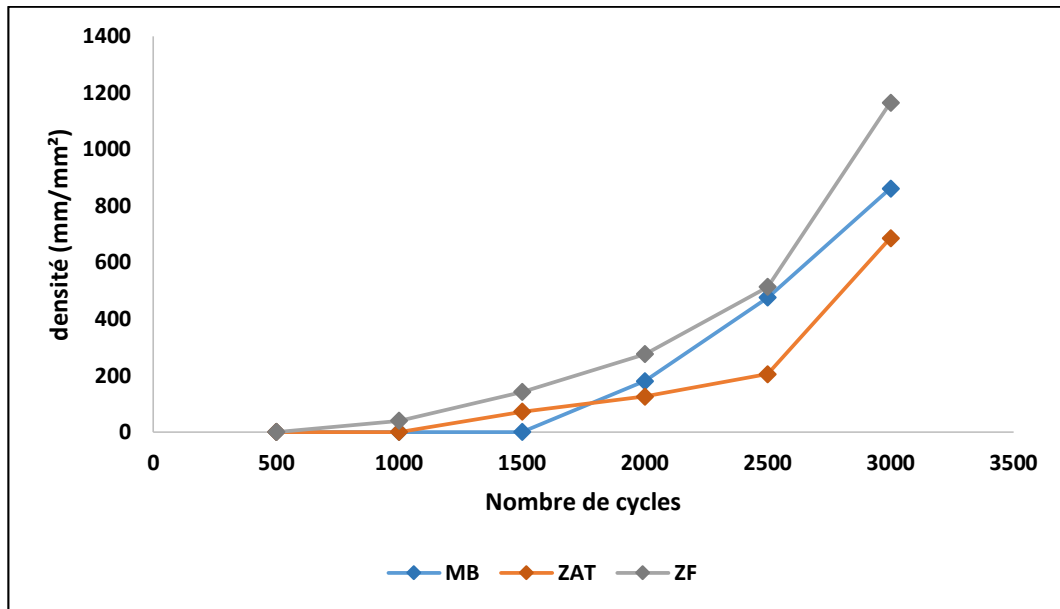


Figure 4.32 Variation de la densité des fissures dans les trois zones.

4.5.3 Vitesse de fissuration

À partir du graph dans la **figure 4.31**, on peut tracer les variations de la vitesse de fissuration en fonction du nombre de cycles (**Figure 4.33**). Dans ce graph, nous remarquons que la vitesse de fissuration augmente avec le nombre de cycle. De plus, les incréments sur la longueur des microfissures sont très petites (inférieur à $1\mu\text{m}$ par cycle).

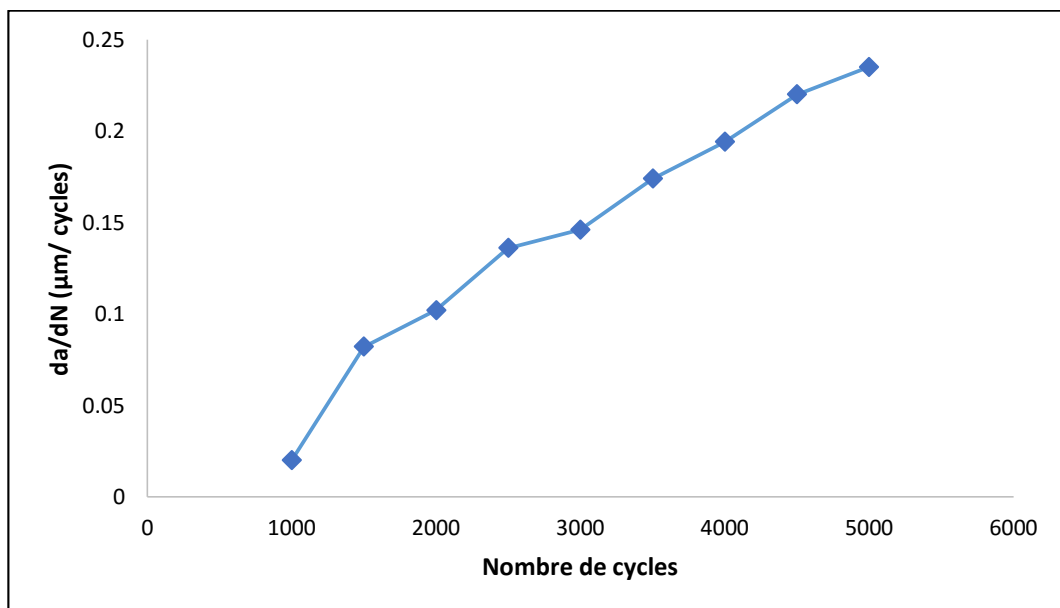


Figure 4.33 Variation de la vitesse de fissuration au cours de cyclage.

4.5.4 Loi de propagation

À partir du graph de la variation de la longueur moyenne en fonction du nombre des cycles (**la figure 4.31**), le graph qui exprime la variation de la vitesse des fissures (**figure 4.33**), la loi de Paris peut être déterminée par la méthode de la sécante (**annexe 2**). La **figure 4.34** présente le diagramme bi-logarithmique qui lie la vitesse de fissuration et le facteur d'intensité des contraintes.

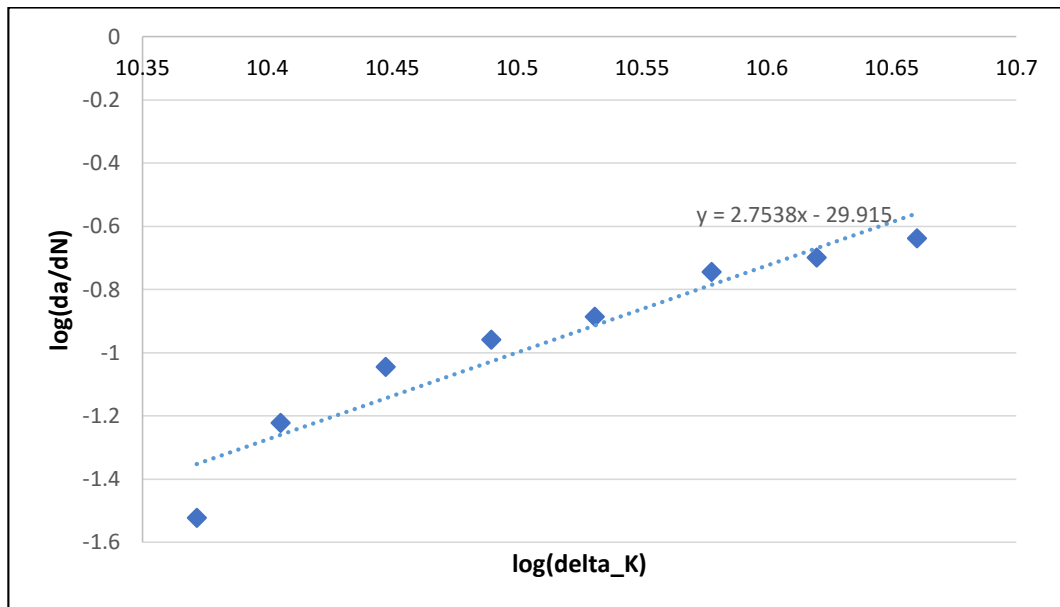


Figure 4.34 Diagramme bi-logarithmique de la vitesse de fissuration en fonction de FIC.

Nous pouvons maintenant déterminer le coefficient et l'exposant (C, et m), de la loi de propagation de **PARIS** pour l'acier inoxydable de nuance UNS S31803, ceci est présenté dans le **tableau 4.1**

Tableau 4.1 loi de paris pour l'acier UNS S31803.

Nuance	Loi de PARIS	C	m
UNS S31803	$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m$	29.91	2.75

4.5.5 Influence de la fissuration sur la dureté

La variation de la dureté est présentée dans le graph de **la figure 4.35**, nous avons remarqué que la dureté des phases augmente avec l'accroissement de la longueur des fissures.

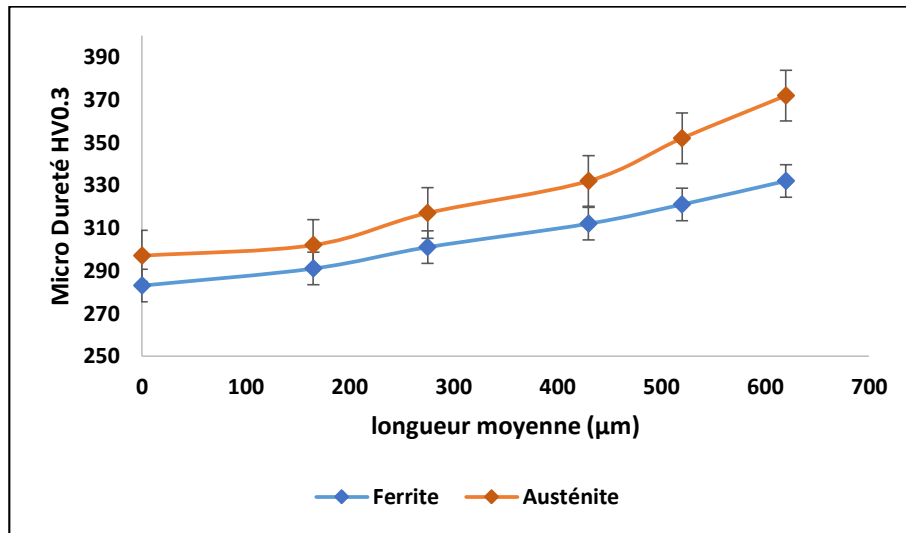


Figure 4.35 Variation de la dureté des phases en fonction de la longueur des fissures.

4.5.6 Influence de la fissuration sur la résilience

La figure 4.36 présent un graph de la variation de la résilience en fonction de la longueur des fissures. Nous remarquons que la longueur des fissures influencée sur la ténacité du matériau qui exprimé par la diminution de la résilience.

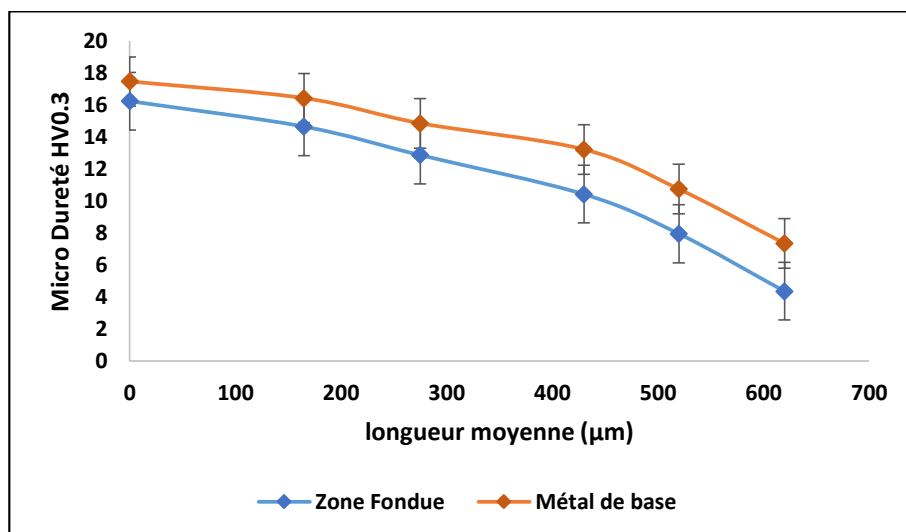


Figure 4.36 Variation de la résilience en fonction de la longueur des fissures

4.6 Interprétation

4.6.1 Structure de la soudure

Nous avons remarqué que la microstructure de la soudure en acier duplex UNS S31803 composé de trois zones. Le métal de base qui est la zone n'affectée pas par l'opération de soudage, il garde la structure de l'acier initial, la ZAT qui est la zone affectée par le cycle thermique du soudage, subit une recristallisation durant le soudage, elle peut être subdivisée en deux zones.

La zone surchauffée près de la ligne de fusion caractérisée par un taux de ferrite plus élevée par rapport aux zones fondues, Ceci est dû à la température très élevée induite lors de l'opération de soudage, ou la structure a été entièrement transformée en ferrite, les grains d'austénite réforment ensuite pendant le refroidissement (cycle thermique de soudage) mais la transformation se produit partiellement car il n'y a pas suffisamment de temps pour diffuser du chrome tout au long de la phase de ferrite.

La zone recuite partiellement de la ZAT, caractérise par une croissance significative du grain par rapport au métal de base, ceci parce qu'elle a été chauffée dans le domaine d'existence des deux phases ($\sim 800^{\circ}\text{C}$). Dans ce domaine, le rapport ferrite/austénite augmente avec la température, et alors, une grande quantité de cette ferrite s'est transformée en austénite lors du refroidissement.

La micrographie optique et électronique présente la zone fondue sous forme d'une structure dendritique de solidification. La solidification est en mode ferritique, puis l'austénite est formée à partir de la ferrite en trois modes, comme allotriomorphes aux frontières des grains de la ferrite, comme des plaques latérales Widmanstätten, se forment dans les grains à partir de ces allotriomorphes et comme précipités intragranulaires dans la matrice ferritique.

4.6.2 Microstructure après cyclage thermique

La microscopie optique et électronique des échantillons après le cyclage thermique, montre que les trois zones de la soudure en acier inoxydables duplex UNS S31803 gardent la structure initiale, ceci est expliqué par la température maximale de cyclage (320°C), qui est très faibles pour causer une transformation microstructurale.

On n'a détecté aucune précipitation dans les trois zones de la soudure par les techniques de l'analyse par diffraction X, la microscopie optique et électronique. Mais selon le diagramme TTT, des précipités de type α' , et G peuvent ce formé dans la ferrite à l'intervalle de température de cyclage, ils n'ont pas été détecté à cause de leur petite taille et dispersion.

Des oxydations dans les joints de grains ont été observées dans le métal de base et dans la zone affectée thermiquement, ils ont résulté du maintien à chaud et du refroidissement dans l'eau lors du cyclage thermique. Ces oxydations sont observées dans le métal de base, da la zone affectée thermiquement, et non pas dans la zone fondue, ceci parce que le métal de base et la ZAT ont une structure grossière, alors que la zone fondue à une structure aciculaire fine, qui rend difficile la détection.

4.6.3 Dureté des phases

Les résultats de la micro dureté présente un durcissement important de la phase ferritique dans le métal de base et dans la zone affectée thermiquement, ceci est expliqué par la précipitation d'une phase dure et fragile alpha prime (α') dans les grains ferritiques. Cette précipitation est la cause de la fragilisation de la ferrite et du vieillissement de l'acier. Ce durcissement peut provoquer aussi par la formation des contraintes thermiques.

Les résultats montrent aussi un durcissement de la phase austénitique mais moins marquée par rapport à la phase ferritique, ceci est parce que la dureté de l'austénite est causée uniquement par les contraintes thermiques développées, en effet, virkkunen [19], a fait des études sur la fatigue thermique des duplex et trouve que la densité de dislocation causée par des contraintes est plus élevée dans l'austénite que dans la ferrite.

4.6.4 Fissuration

Les résultats de l'étude de la fissuration par fatigue thermique montre que le nombre de cycles à l'amorçage, le mode de propagation des microfissures, la longueur moyenne, et la densité, se diffèrent dans les trois zones de la soudure en acier duplex UNS S31803. En effet, nous avons remarqué que la fissuration était plus rapide dans la zone fondue que dans la zone affectée thermiquement et dans le métal de base, ceci est à cause de la différence de la morphologie microstructurale, et de la différence de l'histoire thermique des trois zones.

Les microfissures sont de type intergranulaire. De plus, ils sont remplis d'oxyde, ceci indique que la fissuration de ce type des microfissures peut être associée au mécanisme de fatigue-corrosion.

Nous avons observé des réseaux de fissuration du type faïençage thermique, ceci est dû à la nature biaxiale des contraintes thermiques.

Les résultats de calcul montrent que la densité des microfissures dans la zone fondue est beaucoup plus importante que ceux dans la ZAT. Cela est dû à la structure aciculaire de la zone fondue qui présente une densité des joints de grains est beaucoup plus importante et de ce fait sera plus sensible à la fissuration. De plus, les microfissures dans le métal de base ont une taille fine et une longueur plus importante, ceci est parce que les contraintes thermiques sont de nature bi-axiale et non pas équi-axiale.

Le graphe de la vitesse de fissuration montre qu'elle augmente avec le cyclage thermique, on explique ça par les courbes de la dureté des phases et la résilience qui montre que le matériau soit plus dur et plus fragile au cours du cyclage, ceci est associée à l'accumulation des contraintes résiduelles qui en même temps durcissent le matériau est provoquent la croissance de la taille des fissures.

Conclusion générale

L'objectif du travail présenté dans ce mémoire est d'étudier, sous différents aspects, la Fatigue Thermique de la soudure en l'acier inoxydable duplex 2205. Dans ce cadre, plusieurs techniques de caractérisation ont été utilisées sur des échantillons qui ont été subi un cyclage thermique entre 320 et 45°C jusqu'à 5000 cycles. Après cette étude nous avons pris les conclusions suivantes :

- 1- Au cours du cyclage thermique dans cet intervalle de temps, toutes les zones de la soudure en acier inoxydables duplex UNS S31803 garde la morphologie initiale. De plus, des précipités de type α' , G et γ_2 peuvent se former dans les grains ferritique de l'acier. Ces précipitations sont accélérées par la présence des contraintes thermiques.
- 2- La précipitation de l'austénite secondaire (γ_2), conduit à une diminution du taux de ferrite dans les trois zones de la soudure duplex (métal de base, zone affectée thermiquement et zone fondue).
- 3- La phase ferritique dans l'acier duplex, subit un durcissement au cours du cyclage thermique à cause du développement des contraintes thermiques résiduelles, la précipitation des phases dures et fragiles, et le vieillissement lors du maintien à chaud. De plus, l'austénite subit lui aussi un durcissement sous l'effet des contraintes thermiques résiduelles.
- 4- L'endommagement de la soudure duplex se manifeste par l'amorçage et la propagation des microfissures. Ces derniers sont du type intergranulaire, ils se forment dans les joints de grains et suivent l'interface austénite/ferrite, ou ferrite/ferrite.
- 5- À cause de sa structure aciculaire fine, la zone fondue de la soudure duplex a une aptitude à la fissuration plus élevée que la zone affectée thermiquement et le métal de base. la nature biaxiale des contraintes thermiques développées dans l'acier, induit des microfissures et d'endommagement de type faïençage thermique après cyclage thermique.
- 6- Les vitesses de propagation des fissures par fatigue thermique dans la soudure de l'acier inoxydable duplex UNS S18303 suivent globalement la loi de Paris.

Les perspectives que nous proposons concernant la poursuite de l'étude de la fatigue thermique sont :

- Il serait nécessaire d'augmenter le nombre de cycles des essais de fatigue thermique afin de voir le comportement des fissures à des stades avancés de l'endommagement.

- Faire des études focalise sur les contraintes thermiques résiduelles de traction qui sont le principe cause de l'endommagement et la fissuration par fatigue thermique, et les analyser par diffraction des rayons X.

- Utiliser des techniques de caractérisation plus avancées pour détecter la phase (α') tel que : la microscopie électronique à transmission.

- Faire une étude quantitative approfondie de la fissuration par fatigue thermique, qui prendre en compte la profondeur et l'orientation des microfissures.

Bibliographies

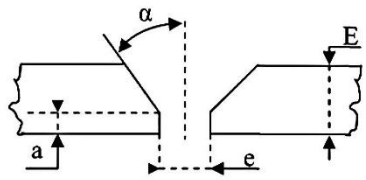
- [1] **R. N. Gunn**, Duplex stainless steels, ABINGTON PUBLISHING, Cambridge England, 2000.
- [2] **P.J.Cunat**, Aciers inoxydables : Critères de choix et structure, Techniques de l'ingénieur, M4540, 2000.
- [3] **R. Badji**, Influence des traitements thermiques à haute température sur l'évolution de la texture et de la microstructure des soudures d'acier inoxydable duplex 2205, thèse de doctorat, Université paris 13 et L'ENP d'Alger, 2008.
- [4] **S. Boughanem**, Étude de la soudabilité de l'acier inoxydable duplex 2205 en condition de Fatigue Thermique, Projet de fin d'études, ENP, 2007.
- [5] **P. Lacombe, B. Baroux, G. Beranger**, Les aciers inoxydables, Éditions physique, 1990.
- [6] **Iris Alvarez-Armas**, Duplex stainless steels, ISTE Ltd, London, UK, 2009.
- [7] **IMO**, Guide pratique pour le travail des aciers inoxydables duplex, international molybdenum association, London, UK, 2011.
- [8] **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, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 13 Juillet 2001.
- [9] **P.J. Cunat**, Aciers inoxydables: Propriétés. Résistance à la corrosion, Techniques de l'ingénieur, M4541, 2000.
- [10] **A. Loucif**, Comportement en condition de Fatigue Thermique d'une soudure en aciers inoxydables duplex 2205, Thèse de Magistère, ENP, Alger, 2006.
- [11] **I. Chouffa**, Effets du vieillissement thermique sur la résistance à la corrosion d'une soudure en acier inoxydable duplex 2205, projet de fin d'étude, ENP, Alger, 2013.
- [12] **P.J. Cunat**, Aciers inoxydables : Mise en œuvre, Techniques de l'ingénieur, M4542.
- [13] **Roland CAZES**, Soudage à l'arc, Techniques de l'ingénieur, B7730.
- [14] **A.P.Lambert**, Rupture par clivage de microstructures d'aciers bainitiques obtenues en conditions de soudage, Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 03 Mai 2001.
- [15] **H.Granjon**, Bases métallurgiques du soudage, Editions Eyrolles, 1989.
- [16] **Y. Kchaou**, Etude comparative de la tenue mécanique des joints soudés des réservoirs sous pression de deux aciers inoxydables super austénitique et duplex, Thèse doctorat, École Nationale d'Ingénieur, Sfax, Tunisie, 2015.

-
- [17] **C.Bathias, J.P.Bailon**, La fatigue des matériaux et des structures, Maloine S.A éditeur Paris, 1980.
- [18] **Manson S.S**, Les contraintes d'origine thermique, Dunod, Paris, 1967.
- [19] **I.Virkkunen**, Thermal fatigue of austenitic and duplex stainless steel, Thèse Doctorat, Université de Technologie, Helsinki, 2001.
- [20] **K. Lazazi**, Comportement en conditions de fatigue thermique de l'acier inoxydable austénitique 304L soudé par procédé TIG, Thèse de Magister, ENP, Alger, 2008.
- [21] **A.El Bartali, V.Aubin, S.Degallaix**, Surface observation and measurement techniques to study the fatigue damage micro mechanisms in a duplex stainless steel, International Journal of Fatigue, Paris, 2008.
- [22] **S.khouf**, Etude du comportement d'une soudure sur un acier inoxydable austénitique de type 18/8 (A312 304) en fatigue thermique, projet de fin d'étude, ENP, Alger, 2001.
- [23] **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 élément d'alliages, Thèse de magister, USTHB, Alger, 1990.
- [24] **A. Halil**, Etude du comportement de l'acier Z160 CDV 12 en fatigue thermique, projet de fin d'étude, ENP, Alger, 2000.
- [25] **V. Maillot**, Amorçage et propagation de réseaux de fissures de fatigue dans un acier inoxydable austénitique type 304L, Thèse de doctorat, École central de LILLE, Lille, France, 2003.
- [26] **H.N. Lee**, Etude de la propagation d'une fissure sous chargement thermique cyclique induisant un gradient de température dans l'épaisseur, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieur de Mécanique et Aéronautique, Poitiers, France, 2009.
- [27] **U.Krupp**, Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys: Microstructural Aspects and Modelling Concepts, WILEY- VCH Verlag Gmb H & Co. KGaA, Germany, 2007, P126, 139.

ANNEXE

Annexe I Paramètres du soudage

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

Title:	WELDING OF DUPLEX PIPING 22% Cr																																												
Welding processes	GTAW-SMAW																																												
Base Metal	<table border="1"> <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>					type	grade	Φ(″)		Thickness (mm)		Mini	Maxi	Mini	Maxi	A790	S31803	1/2		3.17	12.7																								
type	grade	Φ(″)		Thickness (mm)																																									
		Mini	Maxi	Mini	Maxi																																								
A790	S31803	1/2		3.17	12.7																																								
Other : Equivalent steels Piping fittings	<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>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>																																												
Filler metals:(AWS-ASTM/Class)	<table border="1"> <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>					Layers	Root	Fill	Cap	Class	ER2209	E2209	E2209	Diameter(mm)	2.0-2.4	3.25	3.25																												
Layers	Root	Fill	Cap																																										
Class	ER2209	E2209	E2209																																										
Diameter(mm)	2.0-2.4	3.25	3.25																																										
Flux : AWS Class	N/A																																												
Other :	<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> <p>Adjustment :</p> <p>Method of adjustment : By external clamp or tack weld</p> <p>Duration of adjustment : Until the end of the root pass.</p>																																												

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

<u>Welding position :</u>				<u>Preheat :</u>																																										
<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>				Passes	Root	Fill	Cap	ASME Position	All	All	All	Rotation or fix	Fix	Fix	Fix	Welding process	Up Hill	Up Hill	Up Hill	<table border="1"> <tr> <td rowspan="2">Base metal</td> <td colspan="3">Wall thickness</td> </tr> <tr> <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>				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																																													
	/																																													
<u>Rotation direction :</u>				Method : Control : Other :																																										
Other :																																														
<u>Electrical characteristics & Technique</u>																																														
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		-		-																																								
<p>The number of passes in filling and cap depends on the thickness to be welded.</p>																																														
other																																														
<u>Interpasses temperature</u>				<u>Postweld heat treatment</u>																																										
Between the root and the second passes Temperature :150°C				Heating rate: Holding temperature/time: Duration: Cooling rate: Cooling temperature Controlled until: Material:																																										
Between other passes : Temperature :150°C																																														
Other				Other																																										

Annexe 2 Détermination de la loi de Paris

La loi de propagation des fissures, proposé par **PARIS** est déterminé par la méthode de sécante, cette méthode est celle définie par la norme **AFNOR A 03-404**. Son objectif est de déterminer une vitesse de propagation de fissure moyenne, calculée sur un incrément de longueur de propagation significatif et représentatif du déroulement de l'essai, en excluant les bruits, les phénomènes transitoires, ou tout incident ayant modifié le régime de propagation.

Elle consiste à calculer la vitesse de propagation de fissure da/dN en fonction de ΔK , entre deux points $(a_i ; N_j)$ et (a_{i+1}, N_{j+1}) au point moyen :

$$\bar{a} = \frac{a_i + a_{i+1}}{2}$$

$$\frac{da}{dN} = \frac{N_{i+1} - N_i}{a_{i+1} - a_i}$$

Ensuite, on peut exprimer :

$$\Delta K = f(\bar{a})$$

$$\Delta \sigma = \frac{E \cdot \alpha \cdot \Delta T}{(1 - \nu)}$$

$$\Delta K = \Delta \sigma * \sqrt{\pi * \bar{a}}$$

Les incréments de longueur de fissures doivent être pris supérieurs ou égaux à 10 fois la précision de la mesure ou à 0,01 W, avec W la longueur de l'éprouvette (prendre la plus grande des deux valeurs).

Une courbe exprimant da/dN en fonction de ΔK peut ensuite être tracée en diagramme bi-logarithmique :

$$\log\left(\frac{da}{dN}\right) = \log(C) + m * \log(\Delta K)$$

Une régression linéaire permet d'obtenir le coefficient **C** et exposant **m** de **la loi de Paris** qui s'exprime sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m$$