

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

BADJI-MOKHTAR-ANNABA UNIVERSITY

UNIVERSITE BADJI-MOKHTAR-ANNABA



جامعة باجي مختار - عنابة

Année 2019

FACULTE DES SCIENCES DE L'INGENIORAT

DEPARTEMENT DE METALLURGIE

THÈSE

Présentée en vue de l'obtention du diplôme de DOCTORAT

Étude de l'endommagement par fatigue des joints soudés des aciers
inoxydables (AISI 304L)

Option :

Métallurgie et Génie des Matériaux

Par

BENCHOUIA SAID

DIRECTEUR DE THESE : MERAKEB NOUREDDINE

Professeur

U.B.M. Annaba

DEVANT LE JURY

PRESIDENT : ZAHZOUH MOUSSA

Professeur

U.B.M. Annaba

EXAMINATEURS : KHETTACHE ABDELKADER

Professeur

U.B.M. Annaba

ZIDANI MOSBAH

Professeur

U.M.K. Biskra

Remerciements

Je tiens à exprimer ma grande reconnaissance et mes sincères remerciements pour mon Directeur de thèse, Pr. MERAKEB Noureddine, du Département de Métallurgie de l'Université Badji Mokhtar, d'Annaba, pour sa disponibilité, ses précieux conseils.

Je voudrais remercier également Pr. BACCOUCHE Mostefa, le Directeur du laboratoire de recherche de Métallurgie Physique et Propriétés des Matériaux LM2PM, pour avoir mis à ma disposition tous les moyens d'investigation et m'approvisionne en éprouvette pour les essais de fatigue.

J'adresse également mes remerciements à Pr. Zahzouh Directeur du laboratoire LMGM pour avoir pris en charge la réparation de la machine des essais de fatigue.

Je remercie Pr. ZIDANI Mosbah, Enseignant à l'Université Mohamed Khider de Biskra pour le temps passé à lire et à juger cette thèse.

Aussi, je remercie Pr. Touhami, chef du Département de Métallurgie pour avoir mis à ma disposition la machine et le labo des essais mécaniques, avec toutes les commodités nécessaires pour la réalisation de mes essais.

Mes remerciements vont à Pr. EHLERS Sören, Directeur d'Institut de Conception et d'Analyse Structurelle de Navires à l'Université de Technologie de Hambourg, en Allemagne, d'avoir accepté de m'accueillir au sein de son Institut pour un stage scientifique de courte durée.

Je remercie le personnel de l'entreprise des tracteurs agricoles (ETRAG) à Constantine pour la réalisation du traitement de grenailage.

Je remercie le personnel de l'unité de recherche appliqué dans la sidérurgie et la métallurgie d'Annaba URASM pour m'avoir permis d'utiliser le microscope MEB. Je remercie tout le personnel technique du département pour m'avoir aidé dans ce projet, en particulier M^{elle} Siham, ingénieur du labo.

Merci aux membres du jury pour le temps passé à lire et à juger cette thèse.

Merci à tous ceux que j'ai côtoyés pendant ces années très stimulantes.

Je voudrais adresser un remerciement particulier à mes parents, pour leur soutien permanent qu'ils m'ont apporté pendant toute ma vie.

Enfin j'adresse ces dernières lignes à ma famille et à mes amis pour leurs soutiens et leurs encouragements. Merci à tous mes amis : Samir, Hamza, Kheireddine, Abd El Waheb, Youssef, Abd el Hamid, Azzouz, Mahdi.

Abstract

The study of fatigue damage of welded structures is important because of their wide applications. The objective of this study is to improve the fatigue behavior of welded AISI 304L austenitic stainless steel of welded joints. To achieve this aim, the test specimens are prepared after the welding of the flat sheets with a thickness of 1 mm using a fully manual tungsten gas (GTAW) arc welding process and the 308L stainless steel as the filler metal. Then a surface mechanical treatment by shot peening is carried out. The results indicate that the fatigue life of the welded joint subjected to a tension-compression load (stress ratio $R = -1$) is longer compared to the fatigue strength under a tension-tension load (stress ratio $R = 0$). In addition, the microhardness and the fatigue life are increased after mechanical treatment of shot peening for periods ranging from 5 to 7 min. The increase in tensile strength and microhardness of the treated material by shot peening is good as the reported results compared to the most advanced and expensive technics of welding such as arc welding micro-plasma, laser and hybrid. In addition, the results prove that the influence of shot peening time is greater on fatigue life than on microhardness.

Keywords: Stainless steel 304L, Fatigue life, TIG, Microhardness, Shot peening.

Résumé

L'étude de l'endommagement par fatigue des structures soudées est importante à cause de leurs larges applications. L'objectif de cette étude est l'amélioration du comportement en fatigue des joints soudé en acier inoxydable austénitique AISI 304L. Pour arriver à ce but, les éprouvettes sont préparées après le soudage des tôles plates d'une épaisseur de 1 mm à l'aide d'un procédé de soudage à l'arc sous gaz tungstène (TIG) entièrement manuel et d'un métal d'apport du type 308 L. Ensuite, un traitement mécanique de surface par grenailage est effectué. Les résultats indiquent que la durée de vie en fatigue du joint soudé soumis à une charge de traction-compression (rapport de contrainte $R = -1$) est plus longue par rapport à la résistance à la fatigue sous une charge de traction-traction (rapport de contrainte $R = 0$). En outre, la microdureté et la durée de vie en fatigue sont augmentés après traitement mécanique par grenailage pour des durées allant de 5 à 7 min. L'augmentation de la résistance à la traction et de la microdureté du matériau traité par grenailage est aussi bonne que les résultats rapportés par rapport aux techniques de soudage les plus avancées et les plus coûteuses comme le soudage à l'arc sous micro-plasma, laser et hybride. En outre, les

résultats montrent que l'influence de la durée de grenailage est plus importante sur la durée de vie en fatigue que sur la microdureté.

Mots clés : Acier inoxydable 304L, durée de vie en fatigue, TIG, microdureté, grenailage.

الملخص:

تعتبر دراسة التآلف عن طريق المواد الملحمة مهمًا نظرًا لتطبيقاتها الواسعة. الهدف من هذه الدراسة هو تحسين سلوك التعب لعينات من الفولاذ المقاوم للصدأ AISI 304L الملحمة. ولتحقيق هذا الهدف، تم تحضير عينات الاختبار بعد لحام الصفائح المسطحة بسمك 1 مم باستعمال عملية لحام يدوية (TIG) ومعدن مساعد للتلحيم من نوع 308L. ثم تم تطبيق المعالجة السطحية الميكانيكية عن طريق القذف بحبيبات الفولاذ. تشير النتائج المتحصل عليها إلى أن مدة حياة الفولاذ الملحمة تحت تأثير معامل الإجهاد ($R = -1$) تعد أطول بالمقارنة مع مدة حياة الفولاذ الملحمة تحت تأثير معامل الإجهاد ($R = 0$) بالإضافة إلى ذلك، يتم تحسين مدة حياة الفولاذ الملحمة بعد المعالجة السطحية الميكانيكية عن طريق القذف بحبيبات الفولاذ لفترات تتراوح بين 5 إلى 7 دقائق. إن التحسن في قوة الشد والصلادة في الفولاذ الملحمة جيد كما تبين النتائج مقارنة مع تقنيات التلحيم الأكثر تطوراً وتكلفة مثل التلحيم الميكرو بلازما، الليزر والمختلط. بالإضافة إلى ذلك، فإن النتائج تثبت أن تأثير وقت القذف بحبيبات الفولاذ على مدة حياة الفولاذ الملحمة أكبر من الصلادة.

الكلمات المفتاحية: الفولاذ المقاوم للصدأ AISI 304L، مدة الحياة، TIG، الصلادة، القذف بحبيبات الفولاذ.

Table des matières

Remerciements	II
Abstract.....	III
Résumé	III
:الملخص.....	IV
Liste des figures.....	VII
Liste des tableaux	XI
Introduction générale.....	1
PARTIE I.....	4
BIBLIOGRAPHIE	4
CHAPITRE I	5
Généralités sur les aciers inoxydables et leur soudage.....	5
I.1. Généralités sur les aciers inoxydables.....	6
I.1.1. Diagrammes binaires Fe-Cr et Fe-Ni	6
I.1.1.1. Diagrammes binaires Fe-Cr.....	6
I.1.1.2. Diagramme binaire Fe-Ni.....	7
I.1.2. Les familles d'aciers inoxydables	8
I.1.2.1. Aciers ferritiques	8
I.1.2.2. Aciers martensitiques	9
I.1.2.3. Aciers duplex (austéno-ferritiques)	10
I.1.2.4. Aciers austénitiques.....	11
I.1.3. Rôle des principaux éléments d'alliages dans les aciers inoxydables austénitiques	12
I.1.3.1. Nickel et Chrome.....	12
I.1.3.2. Carbone.....	12
I.1.3.3. Molybdène	13
I.1.4. Transformation de l'austénite γ	13
I.1.4.1. Transformation de l'austénite γ en martensite.....	13
I.1.5. Précipitation des carbures et sensibilisation à la corrosion	15
I.1.5.1. Nuances sensibilisées	15
I.1.5.2. Nuances non sensibilisées	17
I.1.6. Formation des phases intermétalliques.....	17
I.1.6.1. Phase sigma	17
I.2. Soudage des aciers inoxydables austénitiques	18
I.2.1. Procédés de soudage.....	19
I.2.2. Soudure.....	19
I.2.2.1. Différentes zones du joint soudé	19
I.2.2.2. Diagrammes de Schaeffler et Delong.....	19
I.2.3. Principaux défauts de soudage	22
I.2.3.1. Fissuration à chaud (fissures de solidification)	23
I.2.3.2. Fissuration à froid.....	23
I.2.3.3. Distorsion	24
I.2.4. Contrainte résiduelle de traction dans le joint soudé.....	25
I.2.4.1. Principe de contrainte résiduel	25
I.2.4.2. Analyse de contrainte résiduel.....	27
I.2.4.3. Effet de la contrainte résiduelle sur la résistance des joints soudés	28
I.3. Grenailage des joints soudés	28
I.3.1. Principe de grenailage	28
I.3.2. Paramètres de grenailage.....	29

I.3.3. Paramètres de contrôle de grenailage	30
I.3.3.1. Intensité d'Almen	31
I.3.3.2. Surface de recouvrement	32
I.3.3.3. Rugosité de surface.....	33
I.3.4. Différents types de grenailage	33
I.3.4.1. Grenailage à l'air comprimé.....	34
I.3.4.2. Grenailage ultrasonique.....	34
CHAPITRE II.....	36
Notions générales sur la fatigue des matériaux	36
II.1. Endommagement par fatigue	37
II.1.1. Facteurs influant sur la fatigue des matériaux.....	38
II.1.1.1. Contrainte moyenne et rapport de contrainte	38
II.1.1.2. Contrainte résiduelle	38
II.1.1.3. La qualité du joint	38
II.1.2. Morphologie d'une surface de rupture	39
II.1.3. Amorçage de la fissure ou rupture	40
II.1.3.1. L'amorçage par glissement cyclique.....	40
II.1.3.2. Amorçage à partir des micro-hétérogénéités.....	41
II.1.3.3. Amorçage à partir des particularités géométriques	42
II.1.4. Propagation de fissures	43
II.1.5. Modes de fissuration	44
II.1.6. Courbes de propagation des fissures	45
II.1.6.1. Les lois de la vitesse de fissuration	46
II.2. Types de cycles de contrainte	48
II.3. Diagramme d'endurance (courbe S-N).....	50
II.3.1. Domaines de la courbe (S-N).....	50
II.3.1.1. Domaine plastique oligocyclique	50
II.3.1.2. Domaine d'endurance limitée	51
II.3.1.3. Domaine d'endurance illimitée	51
II.4. Méthodes de détermination de la limite d'endurance	51
II.4.1. Méthode de l'escalier	51
II.4.1.1. Conduite des essais	51
II.4.1.2. Exploitation des résultats	52
II.4.2. Méthode des probits	53
II.4.2.1. Conduite des essais	54
II.4.2.2. Exploitation des résultats	54
II.4.3. Méthode d'itération.....	55
II.4.3.1. Conduite des essais	55
II.4.3.2. Exploitation des résultats	56
II.4.4. Estimation de la résistance à la fatigue	57
II.4.5. Méthode de K éprouvettes non rompues.....	58
II.4.5.1. Conduite des essais	58
PARTIE II	60
EXPERIMENTAL	60
Chapitre III	61
Techniques expérimentales et méthodes de caractérisation	61
III.1. Procédé de soudage utilisé.....	62
III.1.1. Principe de soudage par TIG	63
III.1.1.1. Courant continu (DCEN) avec une électrode négative.....	64
III.1.1.2. Electrode	64

III.1.1.3. Gaz inerte	65
III.1.1.4. Métal d'apport	65
III.1.2. Equipement TIG utilisé	66
III.1.2.1. Poste de travail	66
III.1.2.2. La torche	66
III.1.2.3. Métal d'apport	67
III.1.2.4. Dispositif de soudage	68
III.2. Usinage et découpe des éprouvettes	69
III.2.1. Principe	69
III.2.2. Equipement utilisé	71
III.3. Grenailage	71
III.3.1. Principe	71
III.3.2. Equipement utilisé	71
III.4. Préparation des éprouvettes	72
III.4.1. Découpage des tôles	73
III.4.2. Soudage	73
III.5. Méthode de mesure de microdureté	77
III.5.1. Principe	77
III.5.2. Equipement utilisé	77
III.6. Méthode des essais de traction	78
III.6.1. Principe	78
III.6.2. Equipement utilisé	80
III.7. Essai de fatigue	80
III.7.1. Principe de la machine de fatigue utilisé	80
III.7.2. Mode opératoire	81
III.8. Préparation métallurgique	82
III.8.1. Principe	82
III.8.2. Révélation de la microstructure	82
III.9. Microscope optique métallographique	83
III.10. Microscope électronique à balayage (MEB)	84
III.10.1. Description de MEB	84
Chapitre IV	86
Résultats et discussion	86
IV.1. Détermination de la quantité de ferrite	87
IV.2. Analyse microstructurale	88
IV.3. Microdureté	90
IV.4. Résistance du joint soudé	91
IV.5. Détermination de la limite d'endurance du joint soudé	93
IV.6. Caractérisation du faciès de rupture	102
Conclusion générale	105
Références bibliographiques	107

Liste des symboles

N : Nombre de cycle

σ_n : Contrainte nominale dans la section fissurée

k_t : Facteur de concentration de contrainte élastique théorique de Neuber

ϵ_t : Déformation plastique totale

ΔK : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte

K_c : Facteur d'intensité de contrainte qui cause la rupture finale
 ΔK_{th} : Seuil d'amplitude du facteur d'intensité de contrainte
D : Diamètre extérieur de la fissure
d : Diamètre au fond de la fissure
 σ_a : Amplitude de contrainte
 σ_m : Contrainte moyenne
 σ_{max} : Contrainte maximale
 σ_{min} : Contrainte minimale
 $\Delta\sigma$: Variation de contrainte
 σ_D : Limite d'endurance
R : Rapport de contrainte
 R_e : Limite élastique
 R_m : Résistance à la traction
E : Module de young
A : Allongement
s : Ecart type
S : Stress
 da/dN : Vitesse de fissuration
HCF : High cycle fatigue
 P_r : Probabilité de rupture
K : Pente
 T_N : Distribution du nombre de cycle
 T_σ : Distribution de contrainte
HB : Dureté brinell
HV : Dureté vickers
MEB : Microscope électronique à balayage
MO : Microscope optique

Liste des figures

Figure I. 1. Diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr.	7
Figure I. 2. Diagramme binaire Fe-Ni	8
Figure I. 3. Structure de l'aciers inoxydable ferritique	9
Figure I. 4. Structure martensitique de l'acier inoxydable.	10
Figure I. 5. Structure austéno-ferritique de l'acier inoxydable	11
Figure I. 6. Structure austénitique de l'acier inoxydable.....	12
Figure I. 7. Evolution de la température M_s de l'acier inoxydable austénitique (18% Cr) en fonction de la teneur en nickel.....	14
Figure I. 8. Effets du taux de réduction à froid sur le taux de formation de martensite α'	15
Figure I. 9. La cinétique de précipitation des carbures $M_{23}C_6$ dans un acier austénitique.	16
Figure I. 10. Diagramme d'équilibre à 900 °C du système Fe-18Cr-Ni-N.	16
Figure I. 11. Structure de la phase σ quadratique.	17
Figure I. 12. Coupe isotherme à 650°C du diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni.....	18
Figure I. 13. Différentes zones du joint soudé.....	19
Figure I. 14. Diagramme de Schaeffler.	21
Figure I. 15. Diagramme de W.T. Delong pour les soudures en acier inoxydable	22
Figure I. 16. Fissuration dans les joints soudés	24
Figure I. 17. La distorsion dans les structures soudées	25
Figure I. 18. Changements de la température et les contraintes pendant le soudage	26

Figure I. 19. Les distributions de la contrainte résiduelle longitudinale (σ_x) et transversale (σ_y) dans une soudure bout à bout.....	27
Figure I. 20. La formation de contraintes résiduelles a) bombardement direct d'une couche de surface et b) pression hertzienne.	29
Figure I. 21. L'effet des paramètres de grenailage sur le profil de contrainte résiduelle.	30
Figure I. 22. Système de mesure d'intensité d'Almen.....	31
Figure I. 23. La courbe de saturation en plusieurs bandes à différents temps.....	32
Figure I. 24. Définition de la Rugosité.	33
Figure I. 25. Schéma de grenailage à l'air comprimé	34
Figure I. 26. Schéma du dispositif de traitement de grenailage ultrasonique	35
Figure II. 1. Période d'initiation de fissure et de croissance.....	37
Figure II. 2. Principaux paramètres géométriques au niveau de la soudure qui affectent la résistance à la fatigue.....	39
Figure II. 3. Contraintes structurelles au niveau des joints	39
Figure II. 4. Surface de rupture de fatigue	40
Figure II. 5. Phénomène de formation d'intrusions et extrusions en surface (a) lignes de glissement ; (b) irréversibilité du glissement ; (c) et (d) formation d'intrusions et extrusions..	41
Figure II. 6. Différents sites d'amorçage : transgranulaire (i) ou intergranulaire (ii) en surface, défaut de surface (iii), inclusion interne (iv), microvide interne aux joints de grain (v) amorçage interne à l'intersection de joints de grain (vi)	42
Figure II. 7. Amorçage d'une fissure de fatigue sur un pore dans un alliage d'aluminium [81].	42
Figure II. 8. Direction de propagation des fissures	43
Figure II. 9. Direction de propagation d'une fissure dans un alliage d'aluminium (Al-4,5%Zn-1,25%Mg).....	44
Figure II. 10. Modes de fissuration : a) mode I, b) mode II et c) mode III.	44
Figure II. 11. Courbes de relation entre le taux de propagation de la fissure et la dispersion du facteur d'intensité de contrainte (a) 30 mm, (b) 55 mm	45
Figure II. 12. La courbe de fissuration par fatigue d'une fissure longue	48
Figure II. 13. Cycle de contrainte de fatigue.....	49
Figure II. 14. Types de cycles de contrainte	49
Figure II. 15. Courbe de Wöhler.	50
Figure II. 16. Essais en flexion rotative 12 000 cycles/min pour un acier 25 CD 4 ($R_m = 650$ MPa).	53
Figure II. 17. Essais en flexion rotative 12 000 cycles/min pour un acier XC 60 ($R_m = 650$ MPa).	54
Figure II. 18. Essais en flexion rotative 12 000 cycles/min pour un acier 35 CD 4 ($R_m = 990$ MPa).	56
Figure II. 19. Essais sur joints soudés de tôle en acier E 36.	59
Figure III. 1. Procédure de soudage par TIG	62
Figure III. 2. Principe de soudage par TIG	63
Figure III. 3. Préparation incorrecte d'électrode de tungstène	65
Figure III. 4. Préparation correcte d'électrode de tungstène.....	65

Figure III. 5. Installation TIG.	66
Figure III. 6. Composants de la torche.	67
Figure III. 7. Métal d'apport utilisé 308L.	68
Figure III. 8. Dispositif de soudage.	69
Figure III. 9. Schéma des différents composants d'une machine à jet d'eau.	70
Figure III. 10. Machine d'usinage à jet d'eau.	71
Figure III. 11. La machine de grenailage.	72
Figure III. 12. Découpage des tôles en acier inoxydable austénitique 304L.	73
Figure III. 13. Morceaux découpés et soudés bout à bout par TIG.	74
Figure III. 14. Eprouvette usiné.	75
Figure III. 15. Dispositif de grenai.	76
Figure III. 16. Les grenailles.	76
Figure III. 17. Principe de dureté Vickers.	77
Figure III. 18. Microduromètre.	78
Figure III. 19. Courbe de traction effort-allongement.	79
Figure III. 20. Machine de traction.	80
Figure III. 21. Machine de fatigue.	81
Figure III. 22. Attaque chimique électrolytique.	83
Figure III. 23. Microscope optique (Nikon Eclipse LV 150).	83
Figure III. 24. Microscope électronique à balayage avec EDS.	84
Figure III. 25. Schéma du microscope électronique à balayage.	85
Figure IV. 1. Quantité de ferrite du joint soudé en acier inoxydable austénitique 304L.	88
Figure IV. 2. Micrographie optique d'acier inoxydable 304L soudé. a) non-grenailé. b) grenailé pendant 5 min. c) grenailé pendant 7 min.	89
Figure IV. 3. Microdureté des différentes zones d'acier inoxydable 304L soudé non-grenailé, grenailé pendant 5 et 7 min.	91
Figure IV. 4. Courbes de traction d'acier inoxydable 304L soudé non-grenailé, grenailé pendant 5 et 7 min.	92
Figure IV. 5. La limite élastique et la résistance à la traction en fonction du temps d'immersion.	93
Figure IV. 6. Courbe de Wöhler S-N de joint soudé en acier inoxydable 304L sous chargement cyclique de traction-traction.	95
Figure IV. 7. Courbe de Wöhler S-N de joint soudé en acier inoxydable 304L sous chargement cyclique de traction-compression.	96
Figure IV. 8. Courbe de Wöhler S-N de joint soudé en acier inoxydable grenailé 304L pendant 5 min sous chargement cyclique de traction-compression.	98
Figure IV. 9. Courbe de Wöhler S-N de joint soudé en acier inoxydable grenailé 304L pendant 7 min sous chargement cyclique de traction-compression.	99
Figure IV. 10. Variation de la limite d'endurance en fonction du temps de grenailage ($R = -1$).	100
Figure IV. 11. Variation de la pente K en fonction du temps de grenailage ($R = -1$).	101
Figure IV. 12. Images MEB en E.S de la surface de rupture en acier inoxydable AISI 304L soudé. a, b sous rapports de contrainte ($R = 0$). c, d sous rapports de contrainte ($R = -1$). ...	102
Figure IV. 13. Images au MEB en E.S de la surface de rupture d'acier inoxydable AISI 304L soudé et testées avec un rapport de contrainte ($R = -1$) après grenailage pendant 5 et 7 min. b et d sont les grossissements de a et c, respectivement.	103

Liste des tableaux

Tableau I. 1. Procédés de soudage	19
Tableau I. 2. Dimensions Almen.....	32
Tableau II. 1. Méthode de l'escalier appliquée à un acier 25 CD 4.....	53
Tableau II. 2. Méthode des probits appliquée à un acier XC 60.....	55
Tableau II. 3. Méthode d'itération appliquée à un acier 35 CD 4.....	57
Tableau III. 1. Composition chimique d'électrode de tungstène utilisé.....	64
Tableau III. 2. Composition chimique de métal d'apport.....	67
Tableau III. 3. Vitesses de découpage selon l'épaisseur d'acier AISI 304L.....	70
Tableau III. 4. Composition chimique de l'acier inoxydable austénitique 304L.....	73
Tableau III. 5. Conditions opératoires des essais de fatigue.....	82
Tableau IV. 1. Détail de microdureté Vickers du joint soudé en acier inoxydable 304L.....	90
Tableau IV. 2. Résultats détaillés des essais de traction.....	92
Tableau IV. 3. Détails de nombres de cycles à rupture et probabilités de rupture sous différentes amplitudes de contraintes pour des éprouvettes soudés (R=0).....	95
Tableau IV. 4. Détails de nombres de cycles à rupture et probabilités de rupture sous différentes amplitudes de contraintes pour des éprouvettes soudés non-grenaillés (R= -1). ...	96
Tableau IV. 5. Détails de nombres de cycles à rupture et probabilités de rupture sous différentes amplitudes de contraintes pour des éprouvettes soudés grenailés pendant 5 min (R= -1).....	98
Tableau IV. 6. Détails de nombres de cycles à rupture et probabilités de rupture sous différentes amplitudes de contraintes pour des éprouvettes soudés grenailés pendant 7 min (R= -1).....	99
Tableau IV. 7. Détails des résultats de fatigue.....	100

Introduction générale

Introduction générale

La fatigue des matériaux est un phénomène qui se produit sous l'effet de sollicitations cycliques dans lequel l'endommagement s'accumule en raison de l'application répétée des charges au-dessous de la limite élastique [1]. La rupture par fatigue des structures, comprenant l'initiation de la fissure, la propagation de la fissure et la rupture finale. Par conséquent, les paramètres locaux de géométrie, de chargement et matériau ont une influence majeure sur la résistance à la fatigue et la durée de vie des structures. La fatigue des composants et structures soudés est basée sur les courbes S-N, souvent contenues dans des normes conventionnelles. Ces courbes S-N sont généralement obtenues à partir de données d'essais de fatigue sur spécimens soudés [2].

Les aciers inoxydables sont une classe importante de matériaux d'ingénierie qui ont été largement utilisés dans diverses industries et environnements. En 18^{ème} siècle, Berthier découvrit que l'alliage fer-chrome était résistant à certains acides. À la fin du 19^{ème} siècle, Brustlein et Boussingault on découvre le rôle du chrome sur la résistance à l'oxydation des alliages ferreux. En 20^{ème} siècle, les grandes familles d'aciers inoxydables sont développées.

Les aciers inoxydables sont des aciers fortement alliés basés sur les systèmes Fe-Cr, Fe-Cr-C et Fe-Cr-Ni. La teneur en chrome des aciers inoxydables qui supérieur à 10,5% assure leur caractéristique d'inoxidabilité et permet la formation d'une couche passive protectrice contre la corrosion. La résistance à la corrosion élevée des aciers inoxydables est la raison principale qui leur fait occuper un domaine important des matériaux de technologie essentiel pour une large gamme d'applications telle que : les générateurs d'énergie à vapeur, l'ingénierie automobile, les industries alimentaires et biomédicales, l'industrie chimique et pétrochimique. Les aciers inoxydables austénitiques contiennent 18% de chrome et 8% de nickel et sont bien connus grâce aux leurs propriétés mécaniques comme la résistance à la traction élevée, bonne ductilité, et en plus de l'excellente résistance à la corrosion et de la soudabilité raisonnable [3-5]. En particulier, l'acier inoxydable austénitique 304L est caractérisé par son excellente formabilité, bon comportement mécanique et soudabilité.

Les faibles teneurs de carbone dans les aciers inoxydables 304L (0,03% au maximum) réduisent les précipitations de carbure aux joints de grains pendant le soudage [6]. Le soudage est un procédé largement utilisé dans nombreuses industries telles que les pipelines, les systèmes de gaz d'échappement des véhicules, et pour la réparation d'équipements industriels chimiques [7, 8]. Cependant, de nombreux facteurs rendent les régions autour des joints

soudés communes comme des sites d'initiation à la rupture par fatigue [9]. La contrainte résiduelle est l'un de ces facteurs. Dans la soudure, la contrainte résiduelle est de traction, elle est équilibrée par des contraintes de compression. Les paramètres de traitement et les conditions de chargement affectent fortement sur le comportement des matériaux ; donc plusieurs études ont porté sur la relation « comportement microstructure-matériau » dans différentes conditions.

Des chercheurs ont développé une méthode pour réduire les contraintes résiduelles de traction en acier inoxydable austénitique en appliquant un refroidissement à l'eau lors du soudage [10].

D'autres travaux ont étudié la durée de vie en fatigue d'acier inoxydable AISI 304 et remarqué qu'elle dépend de la contrainte moyenne, amplitude de contrainte, et le rapport des contraintes cycliques uniaxiales [11].

L'étude comparative des joints en acier inoxydable AISI 304 soudés par la technique TIG (gaz inerte de tungstène), par laser et hybride laser-TIG a montré que la dégradation des propriétés mécaniques pour le joint soudé par TIG est due à un apport de chaleur élevée et faible taux de refroidissement qui induit la micro-ségrégation des éléments d'alliage et la formation des zones appauvries en Cr. Ils ont constaté aussi que les trois types de soudure produisent une pénétration complète sans aucun défaut et la microstructure de tous les joints est composée de phase de δ -Fe et de phase γ -Fe [9].

Une autre étude a comparé le soudage par TIG et le soudage à l'arc sous micro-plasma (MPAW) d'acier inoxydable AISI 304L. Ils ont remarqué que les joints produits par MPAW présentaient une résistance à la traction et une ductilité supérieure, donc ils préfèrent son utilisation par rapport à la technique TIG pour les tôles minces de 304L (0,8 mm d'épaisseur) [12].

Cependant, bien que les procédés de soudage par MPAW, laser, et hybrides donnent relativement mieux joints, leurs applications sont encore limitées par certaines barrières, à savoir le coût élevé des équipements et de leur entretien, ainsi que les exigences imposées à la préparation du joint [13].

La préparation des joints requise par le soudage au laser augmente le temps et les coûts de traitement. En outre, l'addition de métal d'apport à une quantité significative dans le soudage au laser est difficile [14].

D'autre part, le soudage TIG est un procédé largement utilisé et rentable. Le traitement de grenailage des joints soudés par TIG permet l'amélioration des propriétés mécaniques qui peuvent être similaires aux propriétés obtenues par d'autres techniques développées et coûteuses comme le soudage par laser.

En particulier, le traitement de grenailage est un procédé de travail à froid pour raffiner les grains dans la subsurface induisant des contraintes résiduelles en compression et donc peut plus efficacement améliorer les propriétés mécaniques du joint de soudure [15]. Ceci est montré par des chercheurs qui ont travaillé sur la nano-cristallisation de surface d'acier inoxydable 316L induite par grenailage à ultrasons. Ainsi, la surface grenillée est généralement plus durcie [8].

Le grenailage a amélioré la résistance à la traction avec un pourcentage de 20% par rapport à celle du matériau non-grenillé et influe sur la morphologie de la rupture en diminuant les fissures et les trous [16].

L'étude sur le comportement à la fatigue d'acier inoxydable austénitique AISI 304L soudé par la technique TIG avec un métal d'apport 308 avant et après le grenailage n'est pas disponible dans la littérature. Par conséquent, cette étude présente les expériences et les résultats correspondants, pour l'amélioration des propriétés mécaniques et de la résistance à la fatigue de ce matériau avec une épaisseur de 1 mm. Les différentes caractérisations sont utilisées pour prouver cet objectif.

Notre thèse contient de quatre chapitres avec une introduction générale, et une conclusion générale et les références bibliographiques.

Le premier chapitre est destiné aux généralités sur les aciers inoxydables, la théorie de soudage et le traitement par grenailage de l'acier inoxydable austénitique 304L.

Le deuxième chapitre concerne la théorie de la fatigue et ses applications des aciers inoxydables et l'acier inoxydable austénitique 304L.

Le troisième chapitre parle sur le matériau étudié et les techniques expérimentales utilisées.

Le quatrième chapitre nous avons montré et expliqué les résultats expérimentaux obtenus.

Nous terminons par une conclusion générale présentant les principaux résultats obtenus et discutés.

PARTIE I
BIBLIOGRAPHIE

CHAPITRE I

Généralités sur les aciers inoxydables et leur soudage

I.1. Généralités sur les aciers inoxydables

Les aciers inoxydables contiennent généralement un pourcentage de chrome supérieure à 10.5%. Les aciers inoxydables austénitiques sont caractérisés par la conservation de la structure gamma à température ambiante et nommés 18-8 ou 18-10 selon les pourcentages en chrome et en nickel. Ils ont plusieurs domaines d'application grâce à leur facilité de fabrication, leur aptitude à la déformation et la résistance élevée à la corrosion. D'autre part, ces aciers sont utilisés pour le stockage de gaz liquide à basse température et dans les échangeurs de chaleur à haute température grâce à leur grande stabilité structurale. Les aciers inoxydables austénitiques sont considérés comme un groupe fortement alliés basés sur les diagrammes d'équilibres Fe-Cr-Ni [17].

I.1.1. Diagrammes binaires Fe-Cr et Fe-Ni

I.1.1.1. Diagrammes binaires Fe-Cr

Le diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr (figure I.1) est considéré comme un outil de base qui permet la description de l'équilibre de phases dans les aciers inoxydables. À haute température le chrome dissout complètement dans le fer.

Entre les températures 912-1394°C et jusqu'à 11% en chrome, il existe une boucle d'austénite γ . Dans ce diagramme on distingue deux zones principales [18] : en dessous de 11% de Cr, les alliages se comportent comme le fer ou l'acier doux, donc ils subissent une transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ au refroidissement et l'inverse au chauffage et au-dessus de 12.7 % de Cr, les alliages subissent aucune transformation de phases et restent totalement ferritiques. Les deux phases α et γ coexistent en équilibre entre 11 et 13 % de chrome.

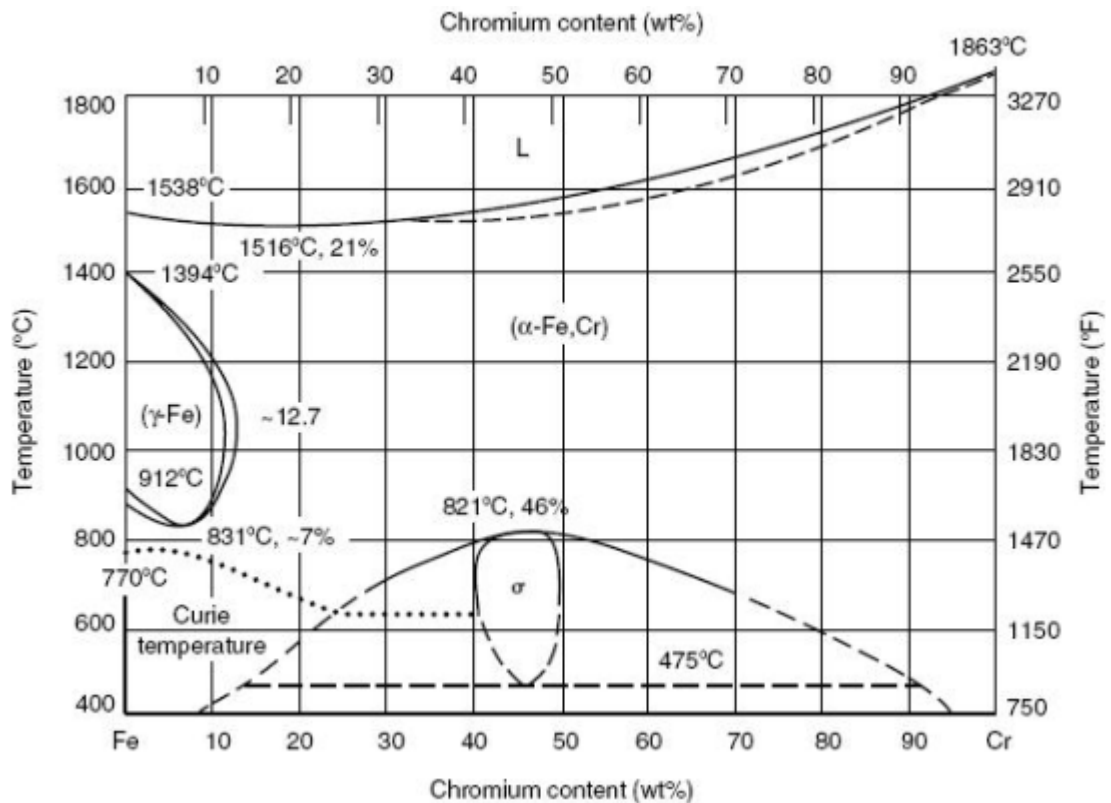


Figure I. 1. Diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr [18].

Dans les alliages contiennent des teneurs en chrome supérieures à 20%, ce diagramme binaire présente une autre phase dite la phase (σ) intermétallique (Fe-Cr). La fragilisation à 475°C est un phénomène métallurgique important qui est montré par une ligne horizontale tracée à la limite inférieure du domaine ($\alpha + \sigma$). Ce phénomène est caractérisé par la formation de la phase intermétallique très riche en chrome appelé phase α' [19].

I.1.1.2. Diagramme binaire Fe-Ni

Le nickel est un élément gamma-gène de structure cubique à faces centrées qui favorise la formation d'une solution solide austénitique. Lorsque le pourcentage de nickel est faible (< 5 à 6%) les alliages peuvent être ferritiques, aux pourcentages élevés de nickel les alliages sont austénitiques à la température ambiante, et aux teneurs intermédiaires ces alliages se transforment en ($\alpha + \gamma$) par refroidissement lent depuis le domaine gamma (figure I.2) [20].

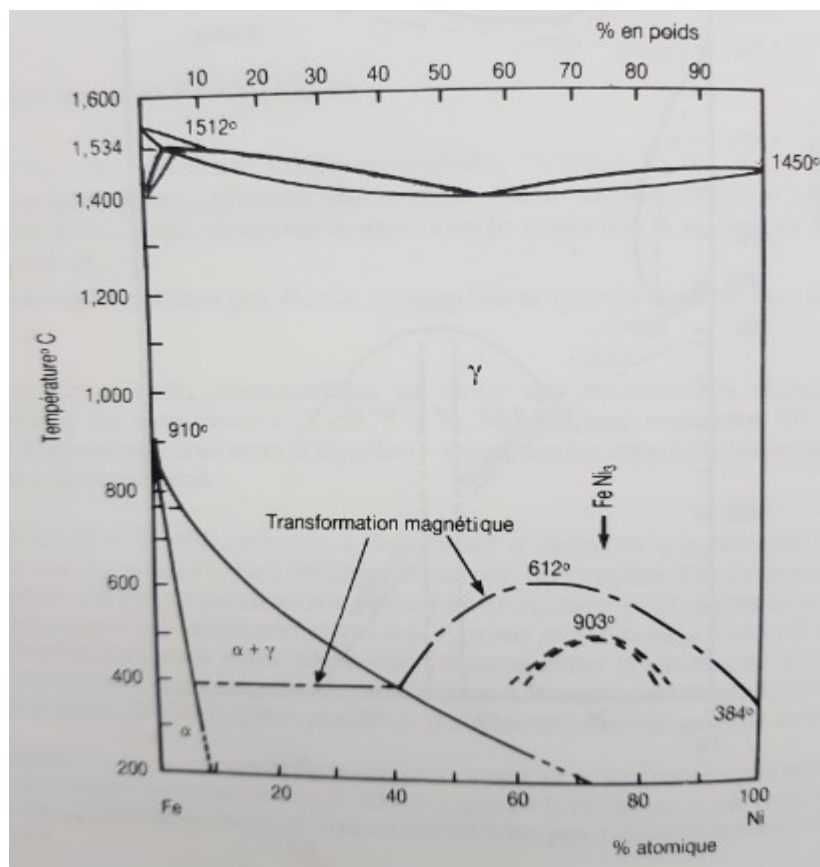


Figure I. 2. Diagramme binaire Fe-Ni [20].

I.1.2. Les familles d'aciers inoxydables

Il existe différentes familles d'aciers inoxydables classées selon la microstructure finale avant utilisation, ils sont classés en quatre catégories principales : ferritique, martensitique, austéno-ferritique et austénitique [21].

I.1.2.1. Aciers ferritiques

Les aciers inoxydables sont de type ferritiques entièrement lorsque les alliages Fe-Cr contenant plus de 13% de chrome à toute température.

Les éléments alpha-gène de Cr, Mo, Si, Ti ou Nb jouent un rôle des stabilisateurs de la ferrite, et cela conduit à un domaine austénitique fortement rétréci dans les aciers inoxydables ferritiques. La faible solubilité de carbone dans la matrice ferritique de ces aciers conduit à la précipitation sous forme de carbures (M_7C_3 et $M_{23}C_6$) à des températures inférieures à 850°C et agissent sensiblement sur la résistance à la corrosion. Si les pourcentages de carbone supérieur à 0,01%, la précipitation des carbures est située préférentiellement aux joints de grains [22][23]. Pour obtenir des aciers inoxydables ferritiques avec une résistance à la

corrosion élevés, Ils sont élaborés avec des teneurs en C et N extrêmement basses. La microstructure est ferritique (figure I.3), et ce type d'acier est magnétique. Pour éviter la formation de carbures / nitrures riches en Cr au niveau des frontières de grains pendant le soudage, petites quantités de Nb et / ou Ti sont ajoutés à cause de leur grande affinité pour C / N par rapport au Cr. Lorsque la ferrite est stable, le Nb et le Ti peuvent également être utilisés pour empêcher la formation de martensite. Le domaine d'application varie généralement de la température ambiante à la température élevée, en particulier dans les atmosphères contenant du soufre. Les aciers inoxydables ferritiques ne sont pas utilisés en température cryogénique [21] [24]. Les aciers ferritiques sont sensibles à la fragilisation par formation de la phase σ à température élevée et à la fragilisation à 475°C.

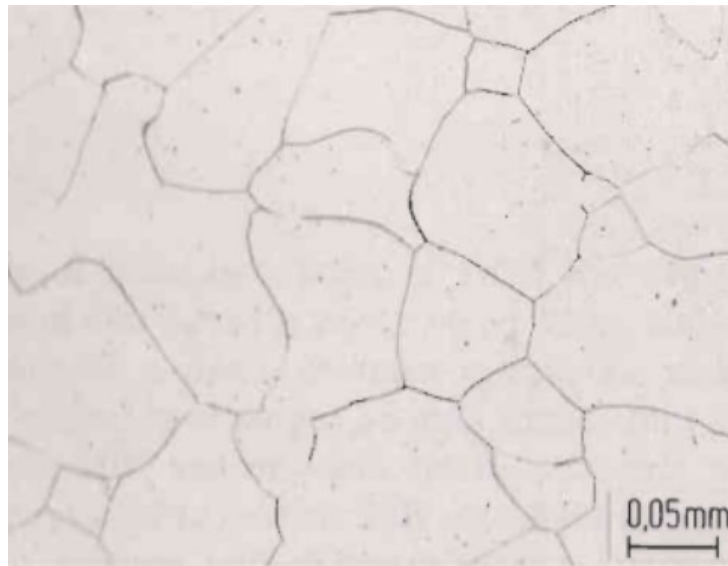


Figure I. 3. Structure de l'aciers inoxydable ferritique [25].

I.1.2.2. Aciers martensitiques

Les aciers inoxydables martensitiques contiennent des teneurs en chrome de 12 à 18%, en nickel jusqu'à 7, en carbone de 0,05 à 1,2%, et en molybdène jusqu'à 3%. Le traitement thermique des aciers martensitiques peut être effectué comme les aciers au carbone. Ils sont utilisés après un traitement d'austénitisation suivi d'un refroidissement rapide qui provoque la transformation martensitique, et d'un revenu à une température choisie selon les caractéristiques mécaniques que l'on veut atteindre.

Ces aciers sont magnétiques et moins résistants à la corrosion. L'ajout du molybdène améliore la résistance à la corrosion et la trempabilité de ces aciers. La haute dureté et les valeurs de résistance mécanique élevées des aciers martensitiques au chrome sont les

propriétés qui se différencient ce type des aciers par rapport au tous les autres groupes. La structure d'acier martensitique est présentée dans la figure I.4.



Figure I. 4. Structure martensitique de l'acier inoxydable [25].

I.1.2.3. Aciers duplex (austéno-ferritiques)

Les nuances d'acier inoxydable duplex ont une microstructure polyphasique, généralement ferritique-austénitique. Une teneur élevée en Cr (22 - 27%) et une teneur faible en Ni (4 - 8%) produisent une quantité presque égale de ferrite et d'austénite après traitement thermique dans la région à deux phases [26]. Les éléments d'alliage Mo (0,2 – 3) et N (0,11 – 0,18) sont ajoutés dans les aciers duplex pour améliorer la résistance à la corrosion contre les piqûres et pour équilibrer la microstructure. Les aciers inoxydables duplex prennent les propriétés des aciers ferritiques et austénitiques, avec l'utilisation limitée de Ni. La structure d'acier austéno-ferritique est présentée dans la figure I.5.



Figure I. 5. Structure austéno-ferritique de l'acier inoxydable [25].

I.1.2.4. Aciers austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages de base Fe-Cr-Ni, tels que leur structure soit totalement austénitique obtenu par hypertrempe à haute température (1050-1150 °C) (figure I.6). Ces aciers contiennent un pourcentage en chrome de 16-35%, en nickel de 7 à 26%, en carbone inférieur ou égal à 0,12%, on peut ajouter d'autres éléments d'addition comme le molybdène ($\leq 6\%$) et l'azote ($\leq 0,5\%$). L'acier inoxydable austénitique de type 304 appelé 18-8 est considéré comme le plus grand type de production et d'application, et le type 316 est le meilleur pour la résistance à la corrosion par piqûre.

À la température ambiante, la structure reste austénitique grâce à l'effet stabilisant du Ni et (Mn, N dans certains cas). La structure austénitique possède des propriétés amagnétisme, ils présentent une grande aptitude à la formabilité dans une large plage de températures. Des types d'aciers austénitiques pauvres en carbone sont développées pour éviter les problèmes de soudabilité liés à la précipitation de carbures pendant le soudage, qui conduit à la fragilisation et la diminution de résistance mécanique et la résistance à la corrosion. Selon la composition chimique de l'alliage et les paramètres de traitement, il est possible qu'une certaine quantité de δ -ferrite est retenue dans la structure austénitique [27][28]. De plus, plusieurs alliages austénitiques ont tendance à former de la martensite (α') induite par la déformation, qui a effet sur la résistance à la corrosion. De plus, les aciers inoxydables austénitiques sont sensibles à la fissuration par corrosion sous contrainte [29] et présente une limite d'endurance faible en fatigue [30].

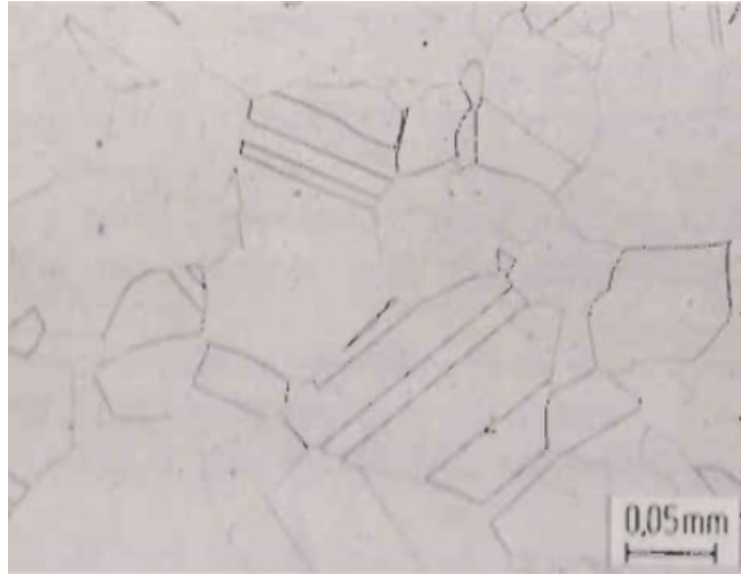


Figure I. 6. Structure austénitique de l'acier inoxydable [25].

I.1.3. Rôle des principaux éléments d'alliages dans les aciers inoxydables austénitiques

L'ajout croissant de nickel dans un acier inoxydable ferritique à 18%Cr nous permettons d'obtenir un acier inoxydable austénitique. Les éléments d'alliages trouvés dans les aciers austénitiques se regroupent en deux catégories ; ceux qui favorisent le maintien du fer α (élément alphasène comme le chrome, le molybdène) et ceux qui stabilisent le fer γ (élément gammagène comme le nickel, le carbone) considérés comme des éléments qui ont un effet important sur la structure.

I.1.3.1. Nickel et Chrome

Les pourcentages de chrome et nickel sont les plus importantes dans les aciers austénitiques, le nickel est un élément gammagène qui étend le domaine d'existence de l'austénite selon sa teneur, et le chrome est un élément alphasène qui rétrécit le domaine γ et stabilise le domaine α . Les sections isothermes du diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni permet la détermination de l'influence des teneurs en chrome et en nickel sur la constitution à haute température des aciers inoxydables austénitiques [31].

I.1.3.2. Carbone

Le carbone est l'élément essentiel non métallique pour la formation des aciers, il est un élément gammagène favorise la stabilisation γ . Une certaine quantité de cet élément dissous dans les aciers austénitiques Fe-Cr-Ni à haute température. Lorsqu'il y'a une décroissance de température, La solubilité du carbone diminue et une certaine proportion de ce dernier

précipite sous forme de carbures riches en chrome [32]. Pour éliminer cette précipitation il faut effectuer une hypertrempe depuis 1000 à 1150 °C, suivi d'un refroidissement rapide. L'austénite formée à haute température est conservée instable pour le 304L et 316L à température ambiante [32].

I.1.3.3. Molybdène

C'est un élément alphasène favorise la formation de α . Le molybdène joue un rôle important pour la favorisation de la formation de phases intermétalliques, essentiellement la phase sigma qui fragilise à la température ambiante, l'amélioration de la résistance à la corrosion par piqûre, et l'augmentation de la résistance mécanique à chaud.

I.1.4. Transformation de l'austénite γ

I.1.4.1. Transformation de l'austénite γ en martensite

La transformation martensitique de l'austénite instable dépend de deux températures : M_s , correspond à la formation de martensite d'origine thermique et M_d , qui caractérise l'apparition de martensite sous l'influence d'une déformation plastique.

I.1.4.1.1. Transformation martensitique par refroidissement à basse température

À partir de la température M_s , on remarque le début de la transformation de l'austénite en martensite α' par refroidissement rapide depuis 1050-1100 °C, la température M_s est diminuée par tous les éléments en solution solide dans l'austénite [33]. Donc, l'effet de la composition chimique est présenté par la formule suivante [31] :

$$M_s (\text{°C}) = 502 - 810(\%C) - 1230(\%N) - 13(\%Mn) - 30(\%Ni) - 12(\%Cr) - 54(\%Cu) - 6(\%Mo) \dots \dots \dots (1)$$

Dans les aciers inoxydables fortement alliés, si la température M_s est supérieure à la température ambiante ; la transformation partielle de l'austénite en martensite peut intervenir à celle-ci. Par contre, dans les aciers inoxydables fortement alliés, si la température M_s est inférieure à la température ambiante ; on obtient la transformation martensitique lors d'un traitement par le froid. La figure I.7 montre l'évolution de la température M_s d'un acier inoxydable austénitique à 18%Cr en fonction de sa teneur en nickel.

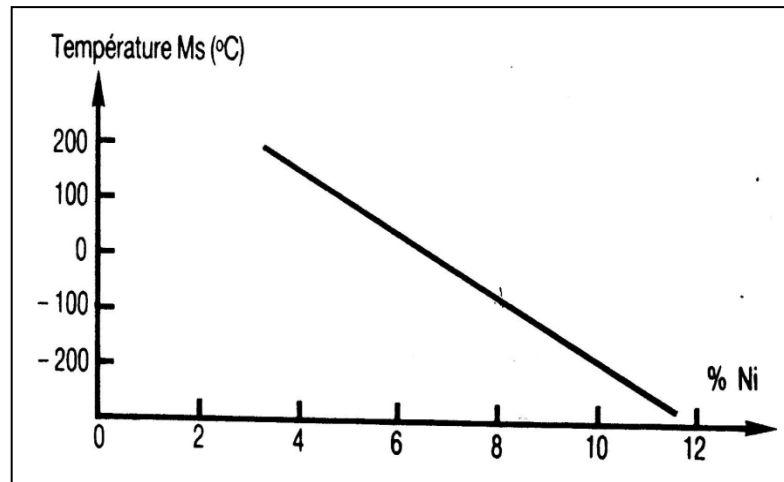


Figure I. 7. Evolution de la température Ms de l'acier inoxydable austénitique (18% Cr) en fonction de la teneur en nickel [31].

I.1.4.1.2. Transformation de l'austénite γ en martensitique par déformation plastique (cisaillement)

La transformation d'austénite en martensite α' est possible au-dessus de la température M_s sous l'influence de la déformation à froid. On peut définir la température M_d comme une température au-dessus de laquelle il n'y a pas aucune transformation quelle que soit la déformation. On peut voir cette transformation martensitique dans l'emboutissage, tréfilage, rectification ou polissage. La quantité de martensite formée est liée à la composition chimique, le mode, le taux, la vitesse de déformation et de la température. Par exemple, la figure I.8 présente l'effet de la composition chimique de l'alliage sur la transformation martensitique à température ambiante.

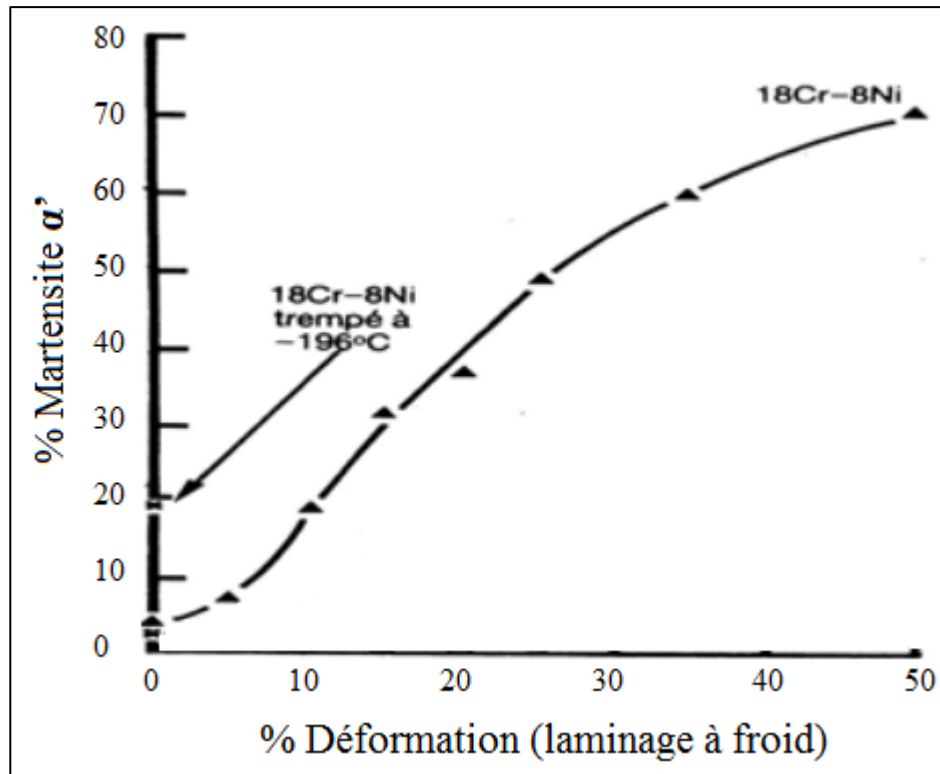


Figure I. 8. Effets du taux de réduction à froid sur le taux de formation de martensite α' [34].

D'autre part, on peut trouver la martensite ϵ , non magnétique, dans les aciers inoxydables austénitiques à basse énergie de défaut d'empilement. Cette martensite est obtenue par : Trempe à -196°C , trempe ou écrouissage à température ambiante.

La transformation inverse des martensites ϵ et α' en austénite se produit au chauffage avec une hystérésis importante entre 150 et 400°C pour la martensite ϵ et entre 400 et 800°C pour la martensite α' .

I.1.5. Précipitation des carbures et sensibilisation à la corrosion

I.1.5.1. Nuances sensibilisées

Le pourcentage de carbone dans les aciers inoxydables austénitiques est inférieur à $0,15\%$. M_{23}C_6 est le type des carbures précipités. Le type M_7C_3 se trouvent dans les teneurs très élevées en carbone.

Après austénisation vers 1100°C , le carbone n'est maintenu en solution que grâce à la rapidité du refroidissement. Pendant son utilisation ou au cours d'une opération de soudage, le maintien d'un acier inoxydable hyper-trempé dans la zone de température comprises entre 500 et 800°C provoque la précipitation aux joints des grains de carbures de type M_{23}C_6 riches

en chrome. Il s'en suit une sensibilité à la corrosion intergranulaire due à l'existence de zones déchromées [35]. Les carbures $Cr_{23}C_6$ précipitent premièrement aux joints de grains et aux joints de macles non cohérentes et finalement au niveau des grains austénitiques [36]. La vitesse de précipitation des carbures $Cr_{23}C_6$ croît avec l'augmentation de la teneur en carbone et la température (Figure I.9).

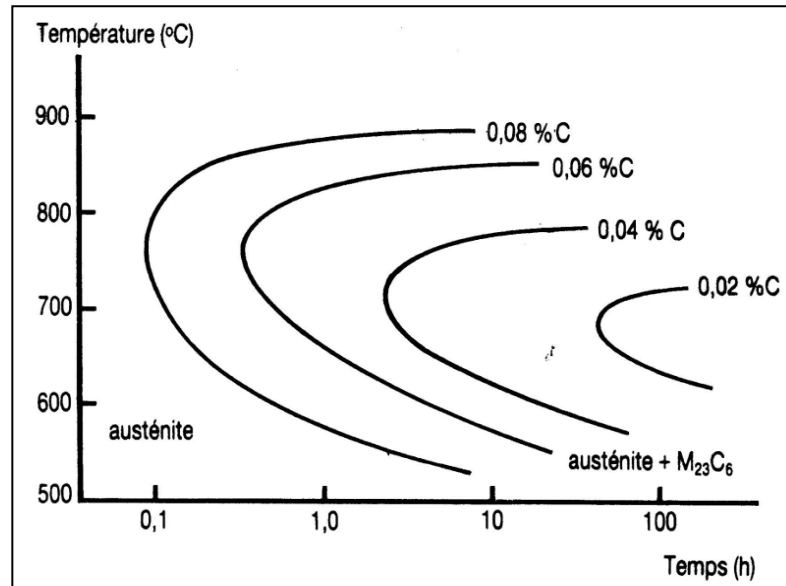


Figure I. 9. La cinétique de précipitation des carbures $M_{23}C_6$ dans un acier austénitique [35].

À haute teneur en azote $> 2,5\%$, dans les aciers inoxydables austénitiques non sensibilisé le diagramme d'équilibre à 900 °C des alliages Fe-18Cr-Ni-N indique la précipitation des nitrures de chrome sous la forme Cr_2N à partir de $0,25\%$ N (Figure I.10).

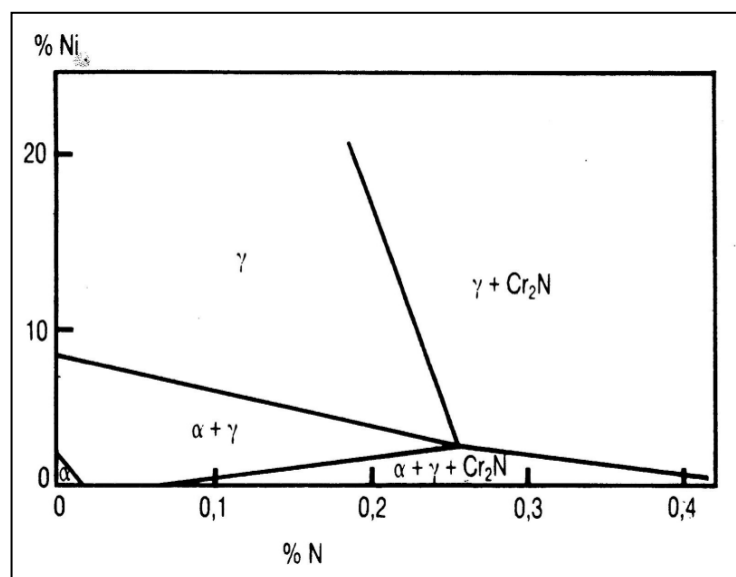


Figure I. 10. Diagramme d'équilibre à 900 °C du système Fe-18Cr-Ni-N [36].

I.1.5.2. Nuances non sensibilisées

La résistance à la corrosion intergranulaire augmente par l'ajout de titane ou de niobium et le molybdène pour les aciers non sensibilisé dans les carbures $M_{23}C_6$ et diminue la sensibilité à la corrosion intergranulaire, la précipitation des carbures $M_{23}C_6$ sont appauvris en chrome et enrichi en titane et niobium ou molybdène. L'austénite contient une faible teneur en carbone en raison de formation des carbonitrures Ti (C, N), Nb (C, N). Pour les températures d'austénisation élevées la précipitation intergranulaire des carbures $M(CN)$ est observé dans les zones soudées des aciers inoxydables austénitiques alliés en Nb, Ti.....

I.1.6. Formation des phases intermétalliques

La formation des phases intermétalliques dont la formule peut se faite à partir des éléments métalliques appartenant des éléments de transition tel que (Fe, Ni, Mn, Co, Cr, Ti, Va...).

I.1.6.1. Phase sigma

La phase sigma est la plus importante phase intermétallique parce qu'elle réduit la résistance à la corrosion et à la fragilisation. La phase intermétallique sigma est non magnétique, dure et fragilisante. Elle germe entre $650^{\circ}C$ et $1000^{\circ}C$ avec d'autres particules. La structure de la phase sigma quadratique avec les paramètres : $a = 8,790 \text{ \AA}$ et $c = 4,558 \text{ \AA}$ est présenté dans la figure I.11 [17].

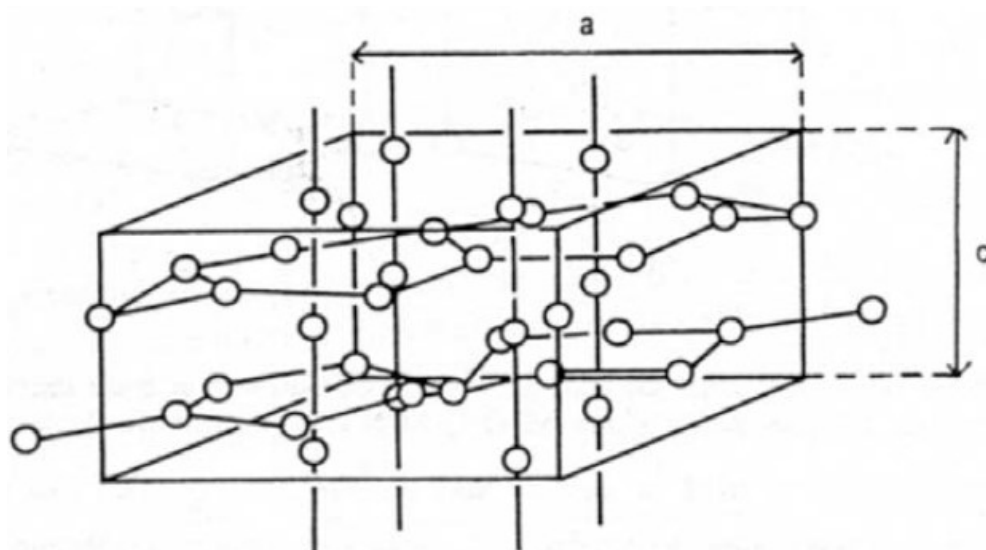


Figure I. 11. Structure de la phase σ quadratique [17].

Pour un alliage Fe-Cr-Ni biphasé (duplexe) la possibilité de formation de la phase sigma à partir de la ferrite (Figure I.12).

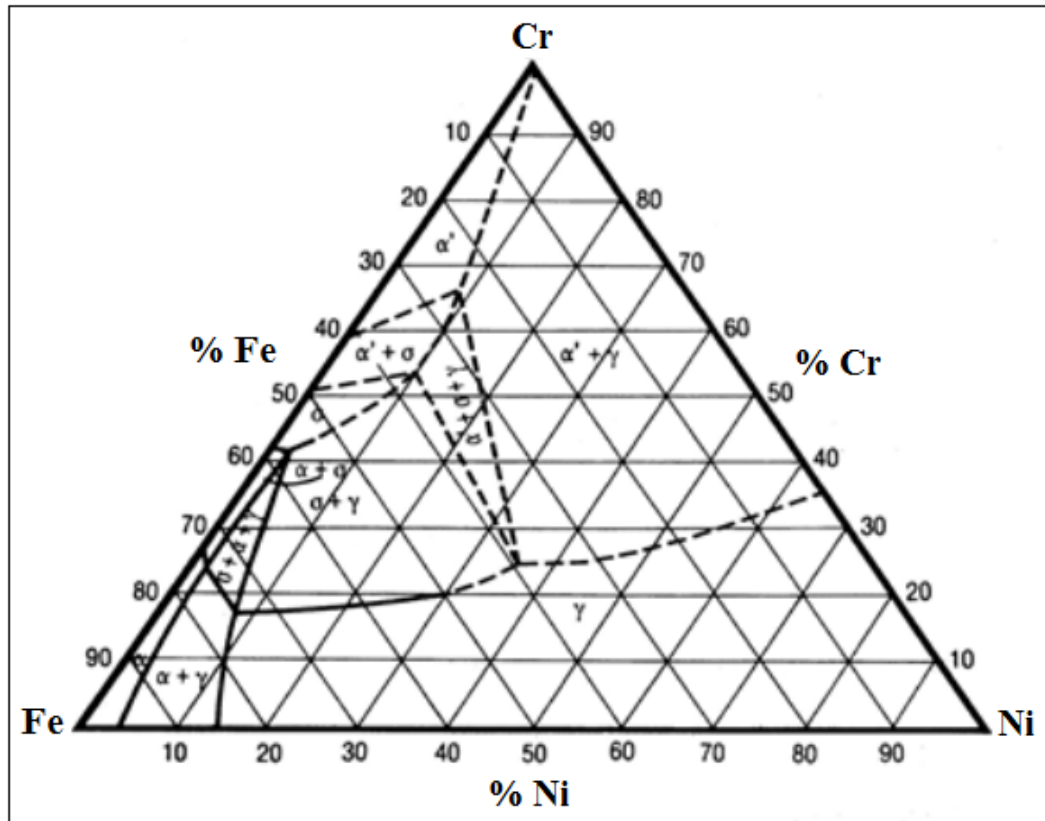


Figure I. 12. Coupe isotherme à 650°C du diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni [34].

L'ajout de 2 à 3 % Si augmente la vitesse de précipitation de la phase sigma. Le chrome, le molybdène, le titane et le niobium excitent la formation de cette phase. Le traitement thermique d'hypertrempe pour empêcher la précipitation de la phase sigma. La formation de phase sigma dans la ferrite est rapide par rapport à l'austénite [37].

I.2. Soudage des aciers inoxydables austénitiques

Le soudage à l'arc électrique est longtemps considéré comme un procédé important pour souder les matériaux ferreux et tous les aciers inoxydables austénitiques. Dans ce procédé de soudage il y'a certains problèmes, qui ne permettent pas qu'elle soit idéale tels que l'hétérogénéité chimique, la microporosité, les microfissures, et les fissures à chaud réduisent la qualité du joint [38].

I.2.1. Procédés de soudage

Il y a plusieurs procédés de soudage :

1) Procédé de **Houldcroft** qui est basée sur la source de chaleur et le moyen de protection utilisé pendant le soudage.

2) Procédé de **Granjon** est la manière de conserver la continuité métallique entre les deux bords à soudées.

Le tableau I.1 présente les procédés de soudage à l'arc électrique les plus utilisés dans la mise en œuvre des aciers inoxydables.

Tableau I. 1. Procédés de soudage [38].

avec électrode réfractaire	avec électrode fusible
<ul style="list-style-type: none"> - TIG - Plasma 	<ul style="list-style-type: none"> - MIG - Electrode enrobée - Sous flux solide

I.2.2. Soudure

I.2.2.1. Différentes zones du joint soudé

Les joints soudés contiennent différentes zones qui sont présentés dans la figure I.13.

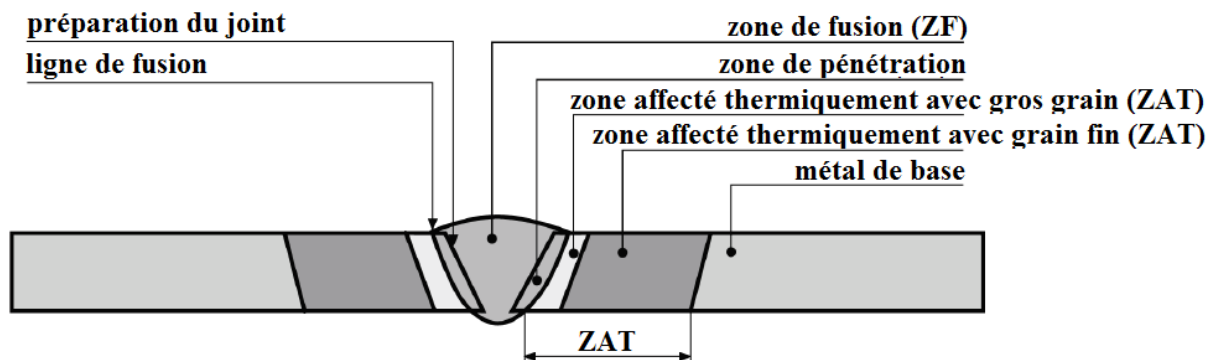


Figure I. 13. Différentes zones du joint soudé [39].

I.2.2.2. Diagrammes de Schaeffler et Delong

La structure des joints soudés est déterminée grâce à plusieurs diagrammes. Le diagramme de Schaeffler est le meilleur et le plus utilisé pour déterminer cette structure. Les principaux

aciers inoxydables mis en œuvre par soudage sont présentés dans la figure I.14 qui montre le diagramme de Schaeffler.

Dans le cas des soudures homogènes dans l'acier inoxydable austénitique ou quand l'analyse du métal fondu est connue, le calcul du pourcentage de ferrite dans le métal soudé peut être fait par la formule de Séférian's, qui est dérivée du diagramme de Schaeffler [40] :

$$\% \text{ ferrite} = 3 (\text{Cr}_{\text{eq}} - 0,93 \text{ Ni}_{\text{eq}} - 6,7) \dots \dots \dots (2)$$

Chaque élément peut être affecté d'un coefficient d'équivalence de stabilisation de la ferrite ou de l'austénite qui est défini par rapport au chrome et au nickel, on peut déterminer le point des valeurs d'équivalents (pourcentages massiques) en chrome et en nickel calculées à travers des sections isothermes du diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni, selon les formules suivantes [41] :

$$\text{Equivalent Ni} = \% \text{Ni} + \% \text{Co} + 0,5(\% \text{Mn}) + 30(\% \text{C}) + 0,3(\% \text{Cu}) + 25(\% \text{N}) \dots \dots \dots (3)$$

$$\text{Equivalent Cr} = \% \text{Cr} + 2,0(\% \text{Si}) + 1,5(\% \text{Mo}) + 5,5(\% \text{Al}) + 1,75(\% \text{Nb}) + 1,5(\% \text{Ti}) + 0,75(\% \text{W}) \dots \dots \dots (4)$$

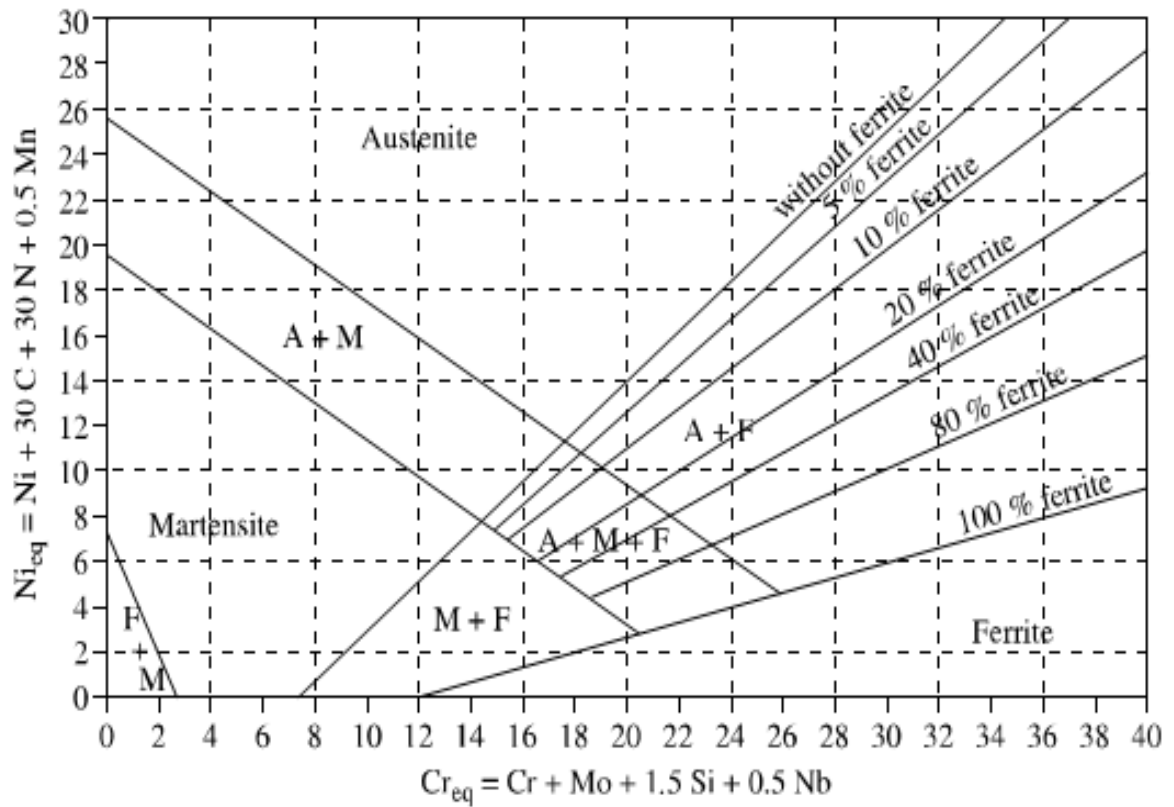


Figure I. 14. Diagramme de Schaeffler [40].

W.T. Delong a constitué un diagramme comme celui de Schaeffler qui prend en compte l'effet de l'azote qui est un élément gammagène puissant. Ce diagramme permet de déterminer le niveau de ferrite, dont le rôle est important dans le soudage des aciers chrome-nickel (figure I.15) [42].

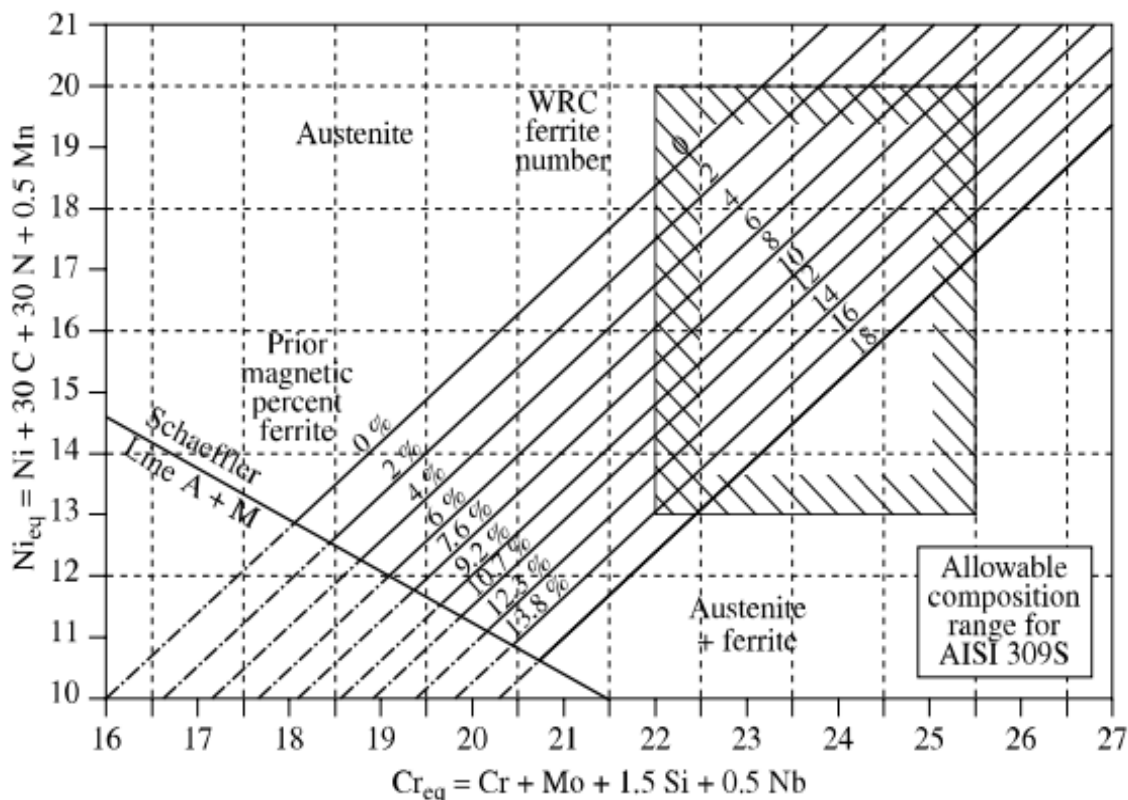


Figure I. 15. Diagramme de W.T. Delong pour les soudures en acier inoxydable [42].

I.2.3. Principaux défauts de soudage

La qualité du cordon de soudure peut dépendre de plusieurs paramètres, comme l'énergie de soudage, l'électrode utilisée et la vitesse d'avance. Différents défauts sont susceptibles d'apparaître suite à un mauvais réglage du matériel. Ainsi, le chauffage du métal peut engendrer le phénomène de ségrégation pendant lequel les impuretés des éléments d'alliage migrent aux joints de grains, ce qui favorise un mode de rupture fragile intergranulaire [43]. Les principaux défauts de soudage sont : les fissures, les cavités, les inclusions solides, le manque de fusion, et les défauts de forme.

Dans ce qui suit, on ne s'intéressera qu'à présenter les fissures dans les soudures. Il s'agit du principal facteur qui affecte directement la durée de vie d'une structure soudée. La fissure peut se former lors du refroidissement du cordon ou/et sous l'effet des contraintes à l'état solide et pour des volumes de cordon insuffisants. Elles peuvent notamment apparaître en présence d'hydrogène (électrode non étuvée) dans le métal de base, la ZAT ou la zone de liaison et du métal fondu.

I.2.3.1. Fissuration à chaud (fissures de solidification)

Ces fissures se forment à haute température à la fin de la solidification. Elles sont toujours larges suite à la contraction du métal au cours du refroidissement. Le métal de base en zone affectée thermiquement ne fond pas, mais la température au voisinage de la ligne de fusion est très élevée et peut engendrer une fusion locale aux joints de grains. Les contraintes de retrait lors du refroidissement engendrent aussi l'apparition de fissures très fines qui peuvent se propager au cours des différentes sollicitations cycliques. Sous l'effet de ce retrait, les zones présentant une fusion partielle donnent naissance à des fissures qui s'étendent profondément à l'intérieur de la ZAT.

La résistance des soudures à la fissuration à chaud est élevée dans le mode ferritique puisque les dendrites de ferrite ont une meilleure capacité d'absorption des impuretés **S** et **P**. Par contre ces impuretés à faible point de fusion et de résistance sont rejetées à l'extérieur des dendrites dans le mode austénitique. Les risques de la fissuration à chaud sont réduites quand la solidification commence par la formation de dendrites de ferrite et le coefficient de dilatation thermique de la ferrite est inférieur à celui de l'austénite.

Lorsque le mode de solidification est austénitique, les éléments **S** et **P** forment des films ségrégués à faible point de fusion. Durant la solidification, la croissance des microfissures due à la faible résistance de ces films.

I.2.3.2. Fissuration à froid

La fissuration à froid apparaît généralement des heures voire même des jours après l'opération de soudage. Elle se produit dans le cordon ou dans la ZAT (figure I.16) et est causée par l'hydrogène bloqué dans la soudure et/ou par des contraintes résiduelles internes. Les aciers à forte teneur en carbone de même que les aciers faiblement alliés sont les plus sensibles à la fissuration à froid.

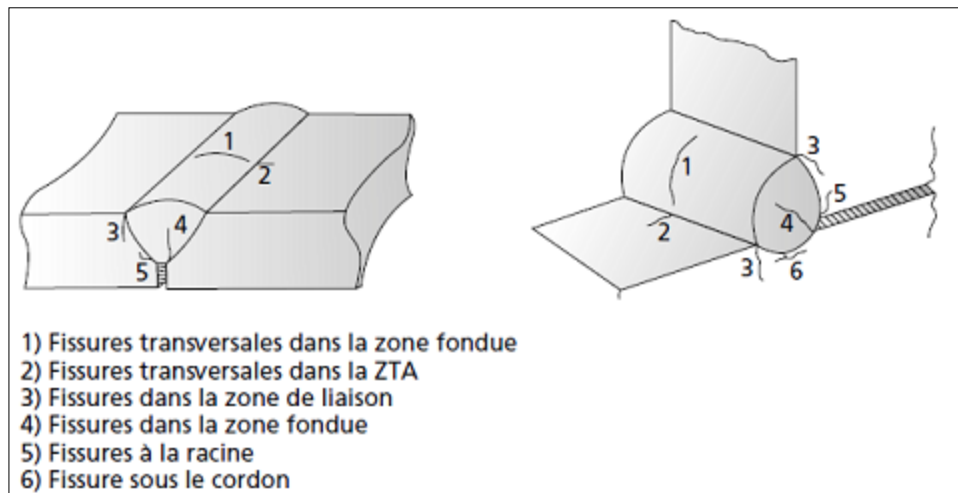


Figure I. 16. Fissuration dans les joints soudés [43].

Afin d'empêcher l'apparition de la fissuration à froid, un préchauffage des pièces à souder permet d'évaporer l'hydrogène contenu dans l'humidité présente sur la pièce. Une des solutions permettant de remédier à ce problème de fissuration est d'utiliser des électrodes préchauffées à basse teneur en hydrogène.

I.2.3.3. Distorsion

En raison du retrait de solidification et de la contraction thermique du métal soudé pendant le soudage, la tôle a tendance à se déformer. La figure I.17 présente les différents types de distorsions de soudure. La tôle soudée peut se contracter dans le sens transversal, Elle peut aussi se contracter dans la direction longitudinale le long de la soudure, Une distorsion angulaire vers le haut se produit généralement lorsque la soudure est faite à partir de la partie supérieure de la pièce à travailler. La soudure a tendance à être plus large en haut qu'en bas, ce qui provoque plus de solidification et de contraction thermique dans la partie supérieure de la soudure.

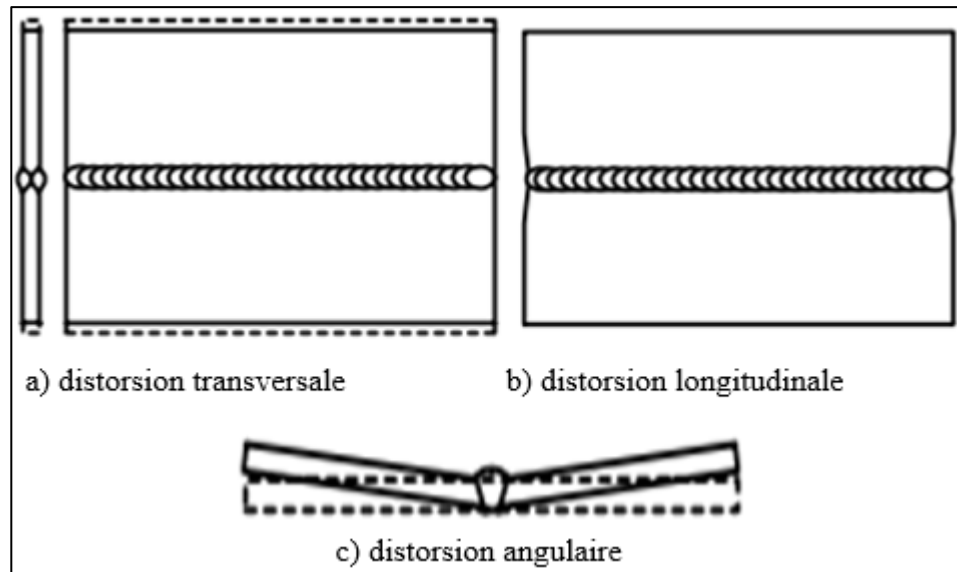


Figure I. 17. La distorsion dans les structures soudées [44].

I.2.4. Contrainte résiduelle de traction dans le joint soudé

I.2.4.1. Principe de contrainte résiduel

Les contraintes résiduelles sont des efforts qui existent dans les matériaux si toutes les charges externes étaient enlevées. Elles s'appellent parfois les efforts internes. Des contraintes résiduelles qui existent dans un matériau qui a été soumis aux changements de température non-uniformes, pendant le soudage, s'appellent contraintes thermiques.

La figure I.18 est une représentation du changement de température (ΔT) et effort dans la direction de soudure pendant le soudage. **M-M** est la région où la déformation plastique se produit. La section **A-A** n'est pas encore affectée par la chaleur ; le changement de température (ΔT) due au soudage est zéro. Le long de la section **B-B**, la distribution de la température est raide. Le long de la section **C-C** à une certaine distance derrière la source de chaleur, la distribution de la température devient moins raide et est par la suite uniforme le long de la section **D-D** qui est loin derrière la source de chaleur.

Considérer l'effort thermiquement induit le long de la direction longitudinale, σ_x . Lorsque la section **A-A** n'est pas affectée par l'entrée de chaleur, σ_x est zéro. Le long de la section **B-B**, σ_x est presque 0 dans la région sous la source de chaleur, puisque la soudure n'a aucune force pour résister aucune charge. Dans les régions loin à la source de chaleur, les efforts sont compressifs (σ_x est négatif). À cause de la basse limite d'élasticité du métal à hautes températures dans ces zones, σ_x atteint la limite d'élasticité du métal de base aux températures

correspondantes. Dans les zones plus loin à partir de la soudure, σ_x est équilibré avec des efforts de compression dans les zones près de la soudure.

Le long de la section C-C le métal soudé et le métal de base ont refroidi et par conséquent ont une tendance de se contracter, de ce fait produisant des contraintes de traction (σ_x est positif). Dans des zones voisines σ_x est compressif. Finalement, le long de la section D-D le métal soudé et le métal de base se sont refroidis et se sont contractés plus loin, de ce fait produisant des contraintes de traction plus élevées dans les régions près de la soudure et des efforts de compression dans les régions loin de la soudure. Lorsque la section D-D est à côté de la source de chaleur, la distribution d'effort ne change pas de manière significative, et cette distribution d'effort est ainsi la distribution de contrainte résiduelle [44].

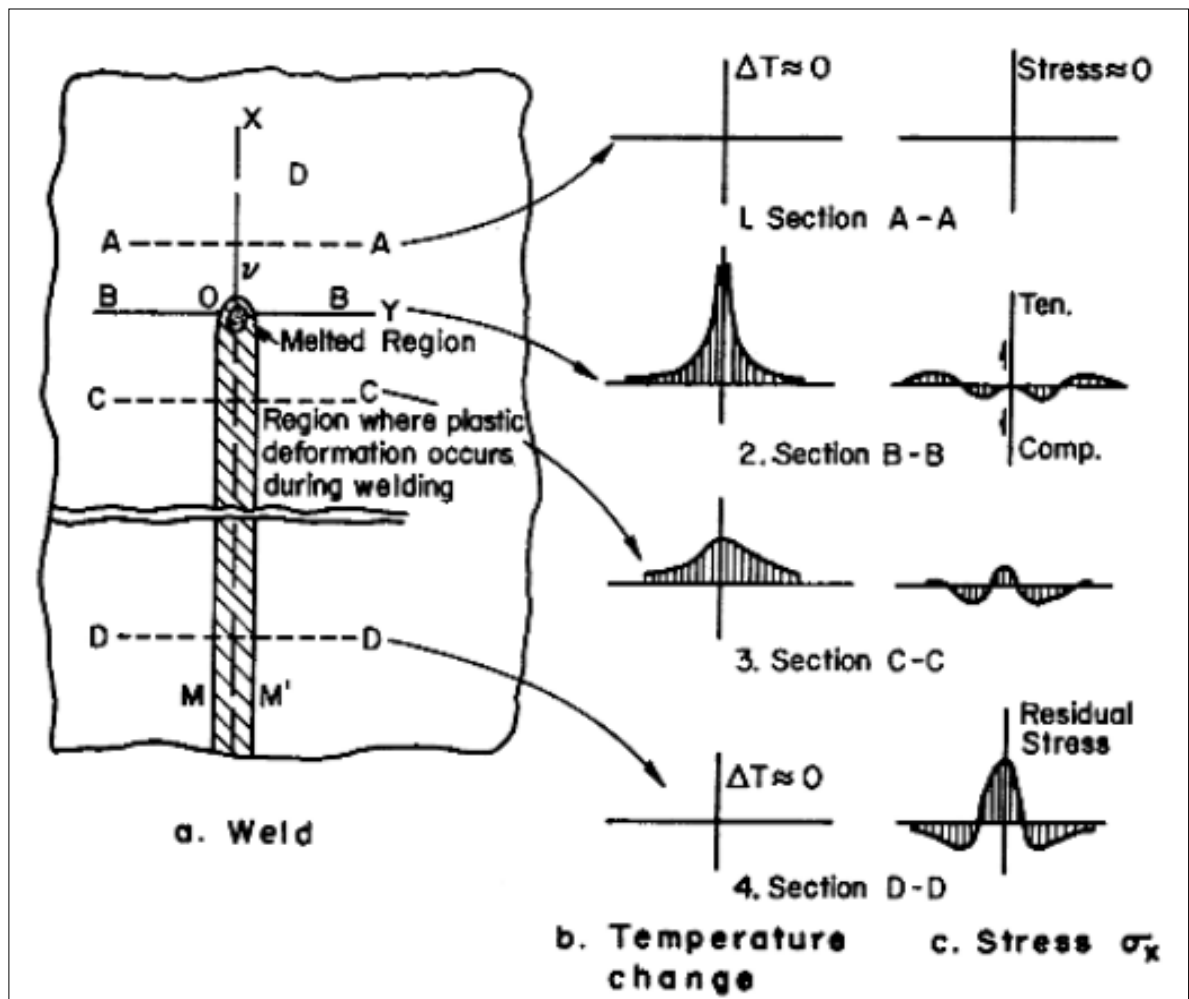


Figure I. 18. Changements de la température et les contraintes pendant le soudage [44].

I.2.4.2. Analyse de contrainte résiduel

La distribution de la contrainte résiduelle longitudinale σ_x dans une soudure bout à bout est calculé par l'équation :

$$\sigma_x(y) = \sigma_m \left[1 - \left(\frac{y}{b} \right)^2 \right] \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{y}{b} \right)^2 \right] \dots\dots\dots(5)$$

Où

σ_m est la contrainte résiduelle maximale, ce qui est généralement plus élevé que la résistance à la traction du métal soudé.

Le paramètre **b** est la largeur de la zone de traction de σ_x (figure I.19a).

La distribution de la contrainte résiduelle transversale σ_x le long de la soudure est présentée sur la figure I.19b. Dans la partie médiane de la soudure, les contraintes de traction produites sont faibles. Ces contraintes sont équilibrées par des contraintes de compression aux extrémités de la soudure.

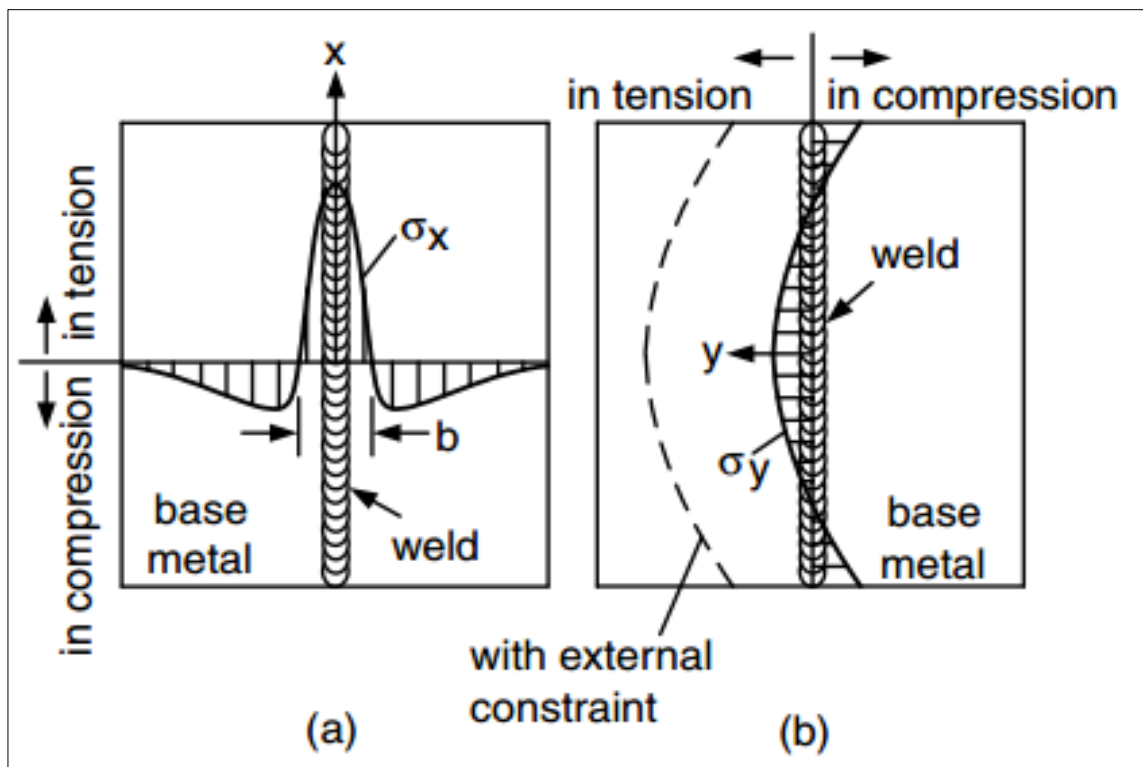


Figure I. 19. Les distributions de la contrainte résiduelle longitudinale (σ_x) et transversale (σ_y) dans une soudure bout à bout [44].

I.2.4.3. Effet de la contrainte résiduelle sur la résistance des joints soudés

Les contraintes résiduelles de traction élevées qui maintiennent la fissure se propageant en permanence ouverts dans les composants soudés. C'est typiquement le cas, par exemple, pour les soudures longitudinales, où les contraintes résiduelles dans la soudure atteignent la limite d'élasticité et les ruptures en fatigue commencent à partir des défauts dans cette zone. Les contraintes résiduelles de traction diminuent la résistance des joints soudés à la rupture par fatigue. La création des contraintes résiduelles de compression diminue l'effet des contraintes résiduelles de traction sur la résistance des joints soudés [45].

I.3. Grenailage des joints soudés

Le grenailage est un processus à froid dans lequel la surface d'un matériau métallique est bombardé avec une petite bille en métal d'un diamètre de 0.1-1 mm [46] sous une vitesse contrôlée et produit une déformation plastique locale plus ou moins profonde introduisant une contrainte résiduelle de compression [47].

Les effets de grenailage sur les surfaces peuvent être classés en mécanique, métallurgique et micro-géométriques. L'effet mécanique est induit par des contraintes résiduelles de compression pour améliorer la résistance à la fatigue en cycles élevés et diminue la vitesse de propagation de la fissure. L'effet métallurgique concerne le durcissement superficiel qui retarde l'initiation des fissures. Le grenailage modifie les propriétés de surface initiales et augmente la rugosité de la surface. L'influence de ces facteurs dépend de la structure, géométrie du composant, contrainte appliquée, méthode de renforcement et résistance ou dureté du matériau [48][49].

I.3.1. Principe de grenailage

Deux processus concernent la création des contraintes résiduelles par grenailage sous l'effet de l'élongation des couches superficielles et l'effet de la pression Hertzienne (figure I.20).

Le premier processus est basé sur l'allongement plastique direct de la couche supérieure du matériau en raison de nombreuses empreintes à cause de bombardement, comme illustré à la figure I.20a. Après le grenailage, on distingue deux sections différentes. La section A présente la déformation plastique par grenailage tandis que la section B présente la région située sous la déformation plastique. L'allongement élasto-plastique de la couche de surface se traduit par des contraintes résiduelles en compression.

Le deuxième processus est expliqué comme pression hertzienne qui produit une déformation plastique sous la surface comme indiqué à la figure I.20b.

La contrainte résiduelle a une valeur maximale à une distance $z = 0.47a$ sous la surface. En pratique, la répartition de la contrainte résiduelle en compression après grenailage a un effet combiné de ces deux processus, la déformation plastique directe de la surface et la déformation plastique plus profondes sous l'effet de la pression hertzienne [50].

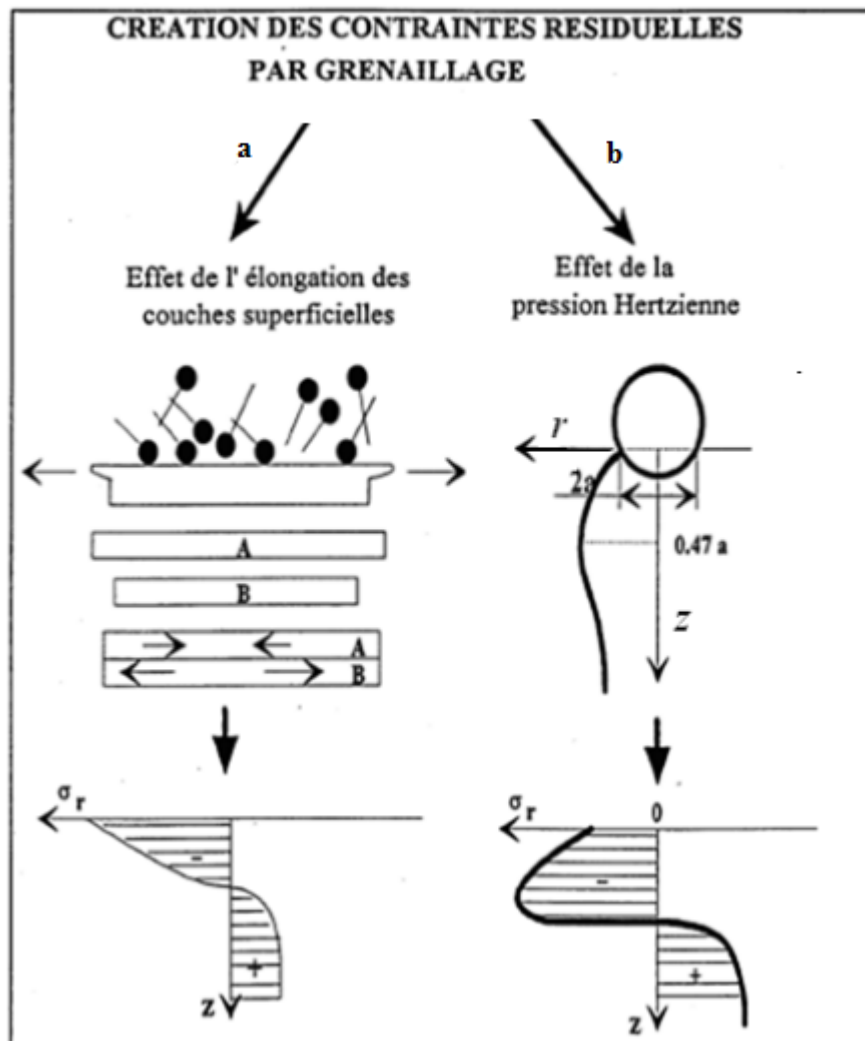


Figure I. 20. La formation de contraintes résiduelles a) bombardement direct d'une couche de surface et b) pression hertzienne [51].

I.3.2. Paramètres de grenailage

L'efficacité du traitement de grenailage dépend de l'effet de plusieurs paramètres de grenailage. Ces paramètres sont classés en trois groupes [52] :

Paramètres de grenaille : type, taille, forme, densité, dureté, limite d'élasticité, rigidité.

Paramètres d'échantillon : dureté, limite d'élasticité, rigidité, chimique composition, etc.

Paramètres de flux : taux de flux, pression, vitesse, angle d'impact, écart distance.

Des recherches fondamentales sur le grenailage sont réalisées. Parmi eux, l'étude d'effet des paramètres de grenailage sur le profil de contrainte résiduelle. Dans cette étude, l'influence de la dureté du matériau HV_m , dureté du grenaille HV_s , diamètre de grenaille d , vitesse de bombardement v , taux de flux m , pression p et temps de grenailage t sur le profil de contrainte résiduelle est montré à la figure I.21. Sur cette figure, les directions des flèches montrent l'influence de ces paramètres sur le profil de contrainte résiduelle. La flèche 1 montre que la valeur de la contrainte résiduelle de surface σ_{sur} augmente avec l'augmentation de HV_s et HV_m ; La flèche 2 indique que la valeur de la contrainte résiduelle maximale σ_{max} augmente avec l'augmentation de v , p , d , t , HV_s et HV_m , la flèche 3 montre que la profondeur de la contrainte résiduelle maximale t_1 diminue avec l'augmentation de HV_m et la flèche 4 montre que t_1 augmente avec l'augmentation de v , p , d , t , HV_s [52] [53].

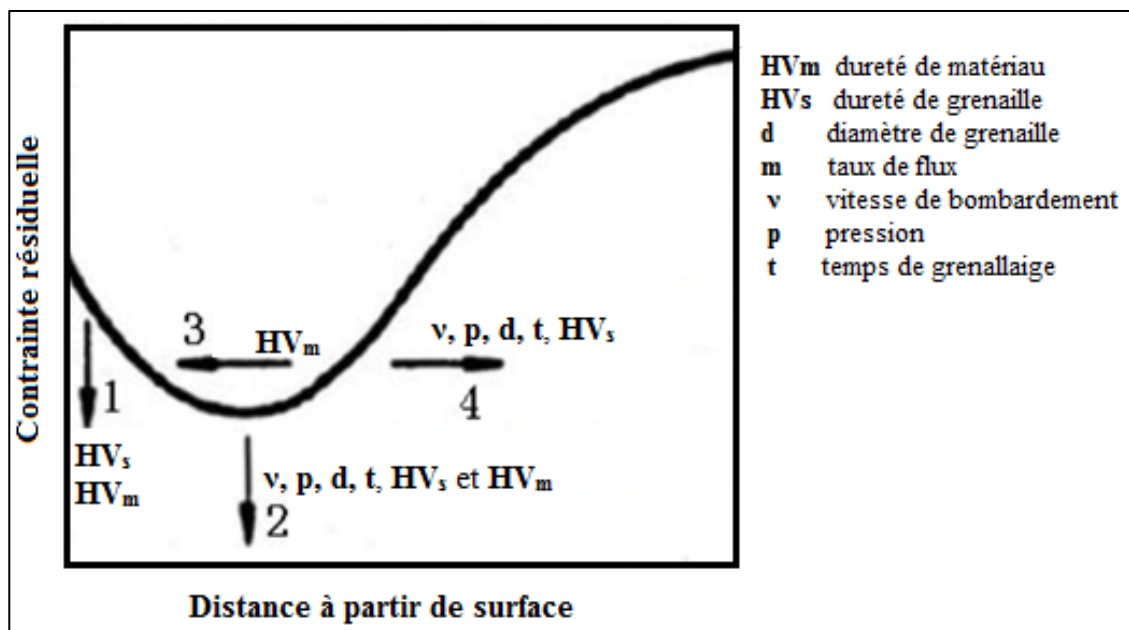


Figure I. 21. L'effet des paramètres de grenailage sur le profil de contrainte résiduelle [53].

I.3.3. Paramètres de contrôle de grenailage

La mesure de l'intensité d'Almen et de la couverture de surface sont les deux principales méthodes de contrôle utilisées pour le grenailage dans l'industrie.

I.3.3.1. Intensité d'Almen

Au cours des années 1940, un processus standard pour mesurer l'énergie transféré par un flux de bombardement est développé. Cette énergie est connue dans le grenailage intensité à saturation [54]. La figure I.22 illustre le système de mesure d'intensité standard d'Almen composé de trois éléments. (1) Trois épaisseurs différentes de bandes Almen en acier à ressort SAE1070 trempées à 44-50 HRC, comme indiqué dans le tableau I.2. (2) Un bloc d'acier pour soutenir la fixation pendant le processus de grenailage. (3) Une jauge capable de lire la hauteur de l'arc Almen. Lorsqu'un métal mince est soumis à un jet de grenaille sur l'un de ses côtés (figure I.22a), il se plie (distorsion) à cause des déformations plastiques induites par le grenailage (figure I.22b).

L'intensité d'Almen est une mesure de la déviation de la hauteur de l'arc (millimètres) pendant le processus de grenailage. La hauteur de l'arc de chaque bande est tracée en fonction de son temps t pour obtenir la courbe de saturation (figure I.23). Le point de saturation est défini comme le temps t_{sat} pour lequel le fait de doubler le temps la hauteur de l'arc augmente de 10%. L'intensité d'Almen a_h^S en traitement est la hauteur de l'arc en fonction du temps t_{sat} . Une intensité plus élevée signifie qu'une plus grande quantité d'énergie cinétique a été transféré aux parties grenillées [55].

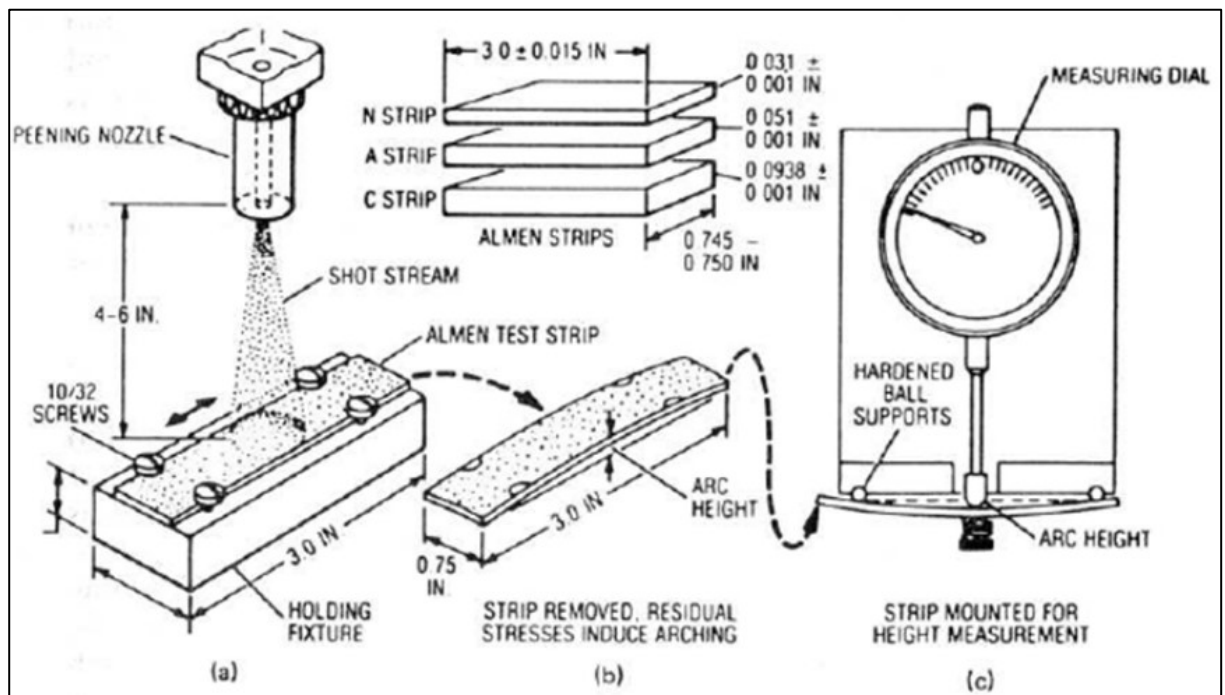


Figure I. 22. Système de mesure d'intensité d'Almen [56].

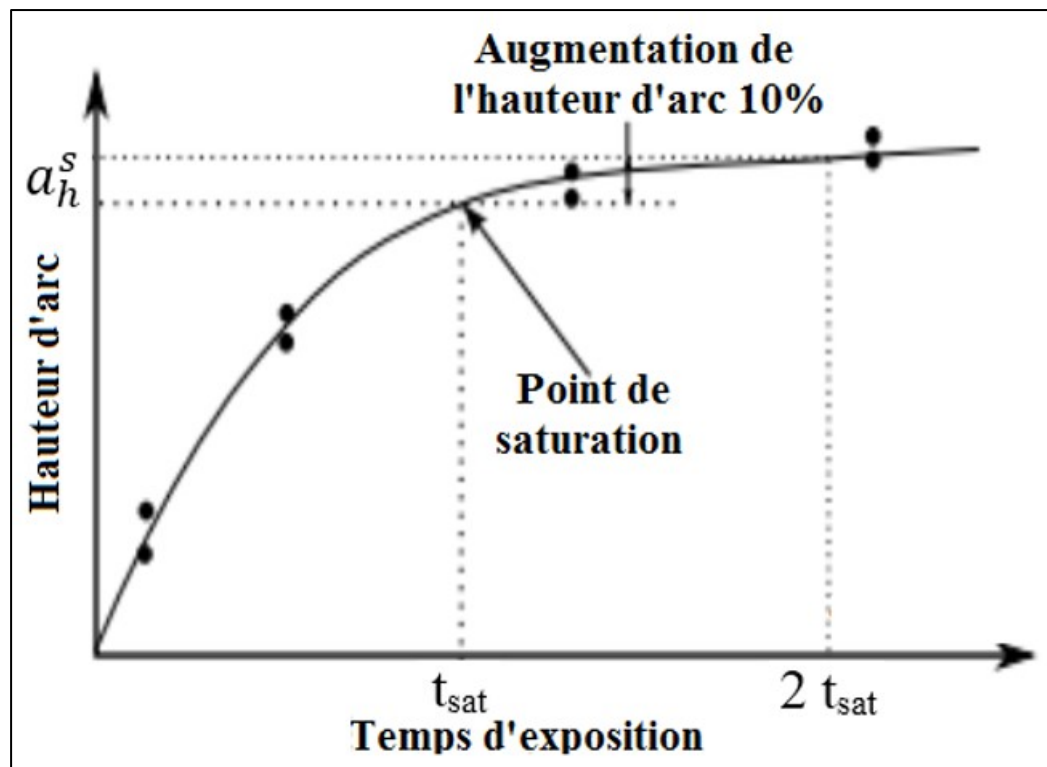


Figure I. 23. La courbe de saturation en plusieurs bandes à différents temps [55].

Tableau I. 2. Dimensions Almen [57].

Strip	Epaisseur (in)	Longueur (in)	Largeur (in)	Utilisé pour
N	0.031 +/-0.001	3 +/-0.015	0.745 – 0.750	Faible intensité
A	0.051 +/-0.001	3 +/-0.015	0.745 – 0.750	Intensité moyenne
C	0.938 +/-0.001	3 +/-0.015	0.745 – 0.750	Intensité élevé

I.3.3.2. Surface de recouvrement

Le recouvrement est défini comme le rapport de la surface couverte par le grenailage sur la totalité de surface traitée, exprimée en pourcentage. L'inspection visuelle est la méthode standard pour évaluation de la couverture. Pour des raisons pratiques, le recouvrement maximal pouvant être évaluée visuellement 98%, car il est difficile d'atteindre d'une couverture à 100%. Ainsi, un recouvrement de surface de 98% est généralement considérée comme un recouvrement total selon la norme SAE 2277. L'augmentation du taux de recouvrement se traduit : par une augmentation de la profondeur affectée, par une augmentation du maximum de la contrainte de compression et par un déplacement de celui-ci vers l'intérieur de la pièce. La théorie de recouvrement développée pour indentations

aléatoires, ce qui suppose que les particules de bombardement distribuées au hasard arrivent à la surface du composant à vitesse constante et créer des empreintes circulaires de taille constante est développé [58-60].

I.3.3.3. Rugosité de surface

Le grenailage produit une contrainte résiduelle en compression, aussi augmente la rugosité de surface en même temps. L'augmentation de la rugosité est en fonction de la dureté et de la taille des grenailles, cependant, la dureté est clairement dominante [48]. Les deux paramètres de rugosité les plus couramment utilisés dans le champ de grenailage sont le pic de la rugosité **PV** et la rugosité moyenne **Ra** comme indiqué dans la figure I.24. La valeur de **PV** c'est la distance entre le plus haut pic, et le plus bas pic, comme dans l'équation (6). La rugosité moyenne **Ra** est définie comme la déviation moyenne d'une surface par rapport à une ligne moyenne pour une longueur d'échantillon **L**, il peut être obtenu avec l'équation (7).

$$PV = R_{pe} + R_v \dots \dots (6)$$

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |z(x)| dx \dots \dots (7)$$

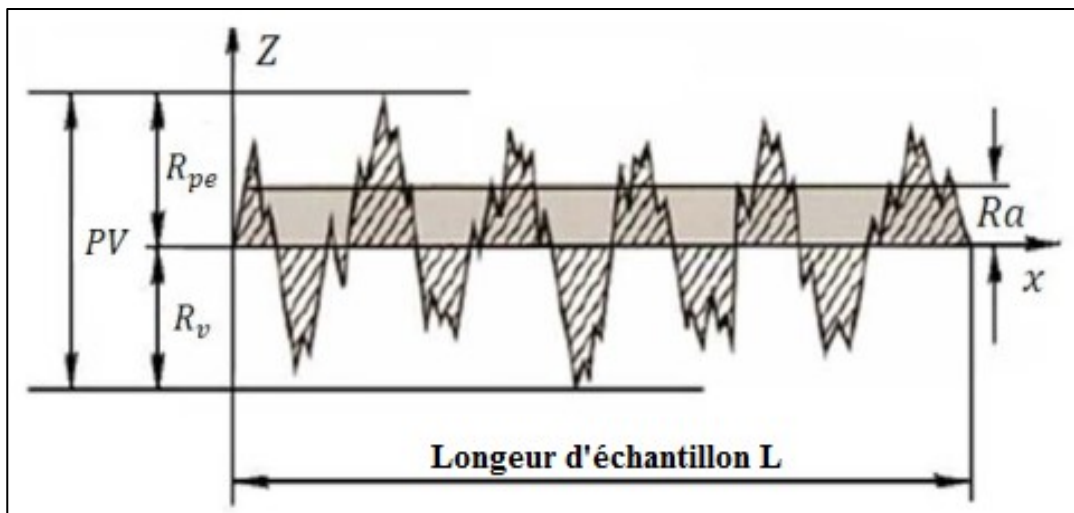


Figure I. 24. Définition de la Rugosité.

I.3.4. Différents types de grenailage

L'objectif commun entre les différents procédés de grenailage c'est la multiplication de l'énergie cinétique après bombardement à travers les combinaisons des paramètres de

grenailage pour minimiser les défauts, les dislocations et les interfaces (joints de grains) sur la couche de surface de la pièce traitée et transformer par conséquent sa microstructure en grains ultra-fins ou en nanostructure. Différents processus de grenailage qui peuvent être utilisés pour obtenir des nanostructures de surface.

I.3.4.1. Grenailage à l'air comprimé

Le processus de grenailage à l'air comprimé dans lequel les grenailles sont comprimés au moyen de l'air de compression. La figure I.25 montre le schéma du grenailage l'air comprimé. En comparaison avec d'autre procédés, le grenailage à l'air comprimé est caractérisé par une distribution principalement perpendiculaire à la surface traitée. La structure nanocristalline est caractérisée par une taille de grain entre 10 et 20 nm et une épaisseur à l'échelle μm est obtenu par un grenailage à l'air comprimé sur la surface d'acier au silicium, acier au carbone, acier à haute résistance avec différente ferrite, perlite, sphéroïde et structures de martensite [61] [62].

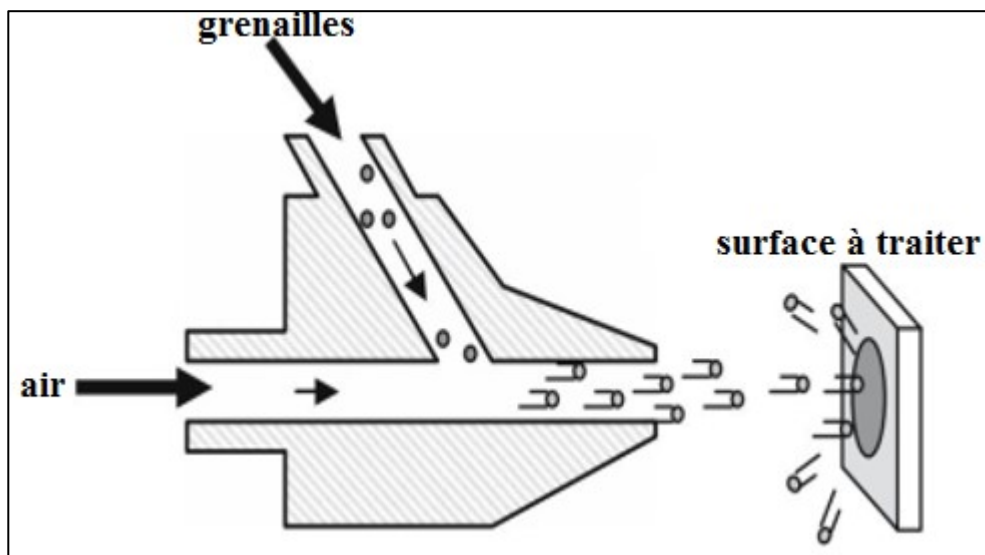


Figure I. 25. Schéma de grenailage à l'air comprimé [61] [62].

I.3.4.2. Grenailage ultrasonique

Les billes en acier de bombardement utilisé dans le grenailage par ultrasons ont une forme sphérique et lisse ; elles sont placées dans une chambre réfléchissante qui vibre sous l'effet d'un générateur de vibration avec fréquence de 50 à 20 kHz. Quand les billes sont en résonance, toute de la surface de l'échantillon à traiter est affecté par un grand nombre de

billes volantes selon des directions aléatoires pendant une courte période de temps grâce de la haute fréquence possible du système.

En conséquence, les impacts multidirectionnels répétés à des taux de déformation élevés sur la surface de l'échantillon entraînent une déformation plastique sévère de la couche de surface.

Le grenaillage ultrasonique est un traitement très efficace pour la nano-cristallisation de surface dans le fer, l'acier à faible teneur en carbone, l'acier inoxydable, le cuivre et les alliages d'aluminium [63]. La figure I.26 montre le schéma du dispositif de traitement de grenaillage ultrasonique.

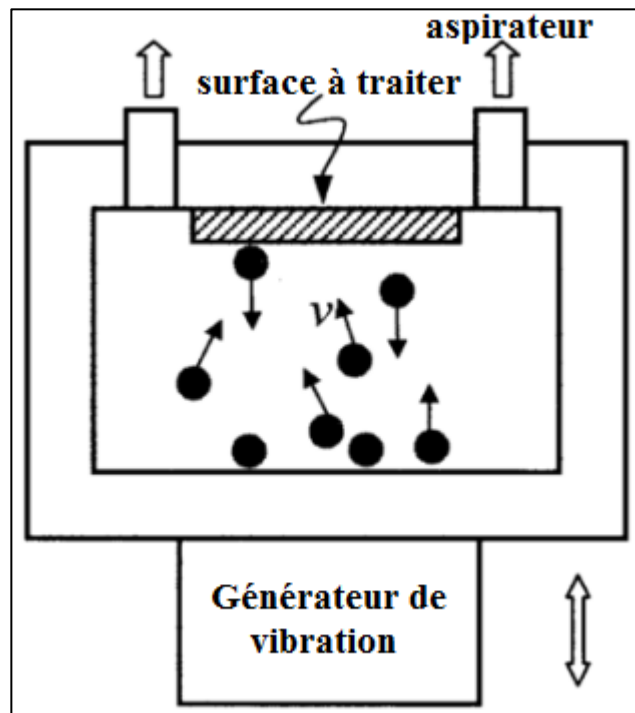


Figure I. 26. Schéma du dispositif de traitement de grenaillage ultrasonique [64].

CHAPITRE II

Notions générales sur la fatigue des matériaux

La fatigue ou l'endommagement par fatigue se réfère à la modification des propriétés des matériaux dus à l'application de cycles de contraintes [65]. Si le nombre de cycles de contrainte et l'amplitude sont suffisants, il y'aura une fissuration progressive ensuite une rupture par fatigue sans allongement. Le but des essais de fatigue est de déterminer le comportement d'éprouvettes de métal, sous des sollicitations de contraintes périodiques, analogues à celles qui se produisent dans la pratique. Ces objectifs des essais de fatigue correspondent à vérifier la conformité d'un produit à une norme ; valider ou optimiser un nouveau produit ou rechercher des solutions constructives pour un composant en service [66]. Pour la réalisation de ces objectifs on subit une difficulté concernant le mode de sollicitation « points d'application et direction des efforts » et le niveau d'amplitude de sollicitation.

II.1. Endommagement par fatigue

La durée de vie en fatigue jusqu'à la rupture regroupe deux périodes : la période d'initiation des fissures et la période de croissance des fissures. La différenciation entre les deux périodes est importante car plusieurs conditions de surface affectent la période d'initiation, tel que la rugosité. Ces conditions de surface ont une influence négligeable sur la période de croissance des fissures qui est lent, en raison des effets des microstructures, par exemple les joints des grains. Cependant, après l'apparition d'une croissance de microfissure loin du site de nucléation, on observe une croissance plus régulière. Diverses étapes pour les deux périodes sont indiquées à la figure II.1. Le nombre de cycle pour la durée de vie totale en fatigue (N_t) est la somme de nombre des cycles d'initiation (N_i) et de propagation (N_p), c'est-à-dire :

$$N_t = N_i + N_p \dots\dots\dots(1)$$

Les environnements corrosifs peuvent affecter l'initiation et la croissance des fissures, mais d'une manière différente pour les deux périodes.

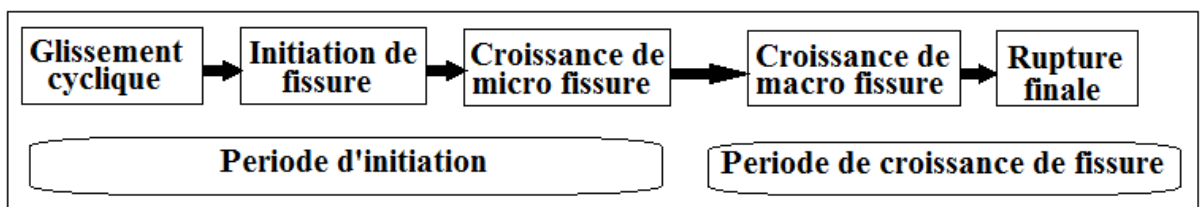


Figure II. 1. Période d'initiation de fissure et de croissance [67].

II.1.1. Facteurs influant sur la fatigue des matériaux

De nombreux paramètres affectent la durée de vie en fatigue des matériaux. Parmi eux, les paramètres liés à la contrainte (charge), à la géométrie et les propriétés métallurgiques et mécaniques du matériau, et l'environnement externe. Les paramètres de contrainte concernent l'amplitude de contrainte et le rapport de contrainte et la fréquence, la contrainte résiduelle, qualité du joint. Les paramètres environnementaux externes concernent la température et l'environnement agressive. Le principal facteur qui affecte le comportement en fatigue est la contrainte (charge). L'influence du type de matériau sur le comportement à la fatigue est également importante. Par exemple, la résistance à la fatigue des structures en alliage d'aluminium est plus faible que celui des structures en acier par un facteur de 2,5 [68].

II.1.1.1. Contrainte moyenne et rapport de contrainte

La contrainte moyenne influe sur la résistance à la fatigue de manière à la réduire lorsque la contrainte moyenne augmente. Pour un chargement constant, la contrainte moyenne est exprimée par le rapport de contrainte **R** :

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \dots\dots\dots(2)$$

Différents matériaux présentent différentes sensibilités aux contraintes moyennes (par exemple, alliage d'aluminium plus que l'acier). Les matériaux à haute résistance révèlent également une sensibilité plus élevée au contrainte moyenne que les matériaux à faible résistance du même type.

II.1.1.2. Contrainte résiduelle

En raison du procédé de soudage et la température élevé, les contraintes résiduelles et les distorsions sont induites dans les structures soudées. Ces contraintes résiduelles sont additionnées aux contraintes causées par le chargement externe. Le processus de refroidissement après le soudage résulte des contraintes résiduelles de traction élevées au niveau des soudures.

II.1.1.3. La qualité du joint

La résistance à la fatigue des soudures, où des fissures apparaissent au niveau de la pointe de la soudure, est principalement influencé par le rayon de la pointe de la soudure et l'angle de la bride ; voir la figure II.2. Les désalignements jouent également un rôle important à la

résistance en fatigue des structures chargées axialement à cause de la formation des contraintes de flexion secondaires, comme illustré à la figure II.3 [68].

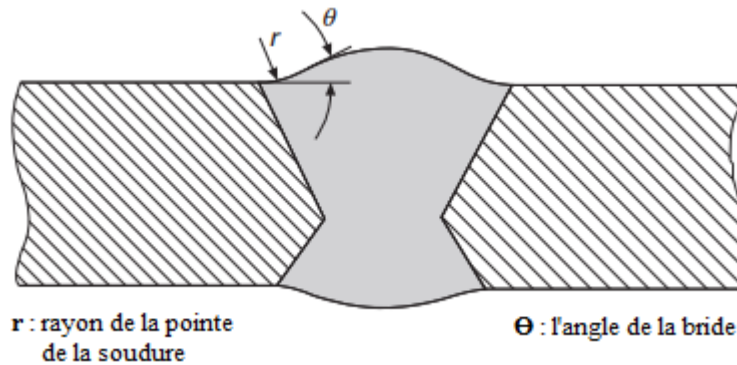


Figure II. 2. Principaux paramètres géométriques au niveau de la soudure qui affectent la résistance à la fatigue [68].

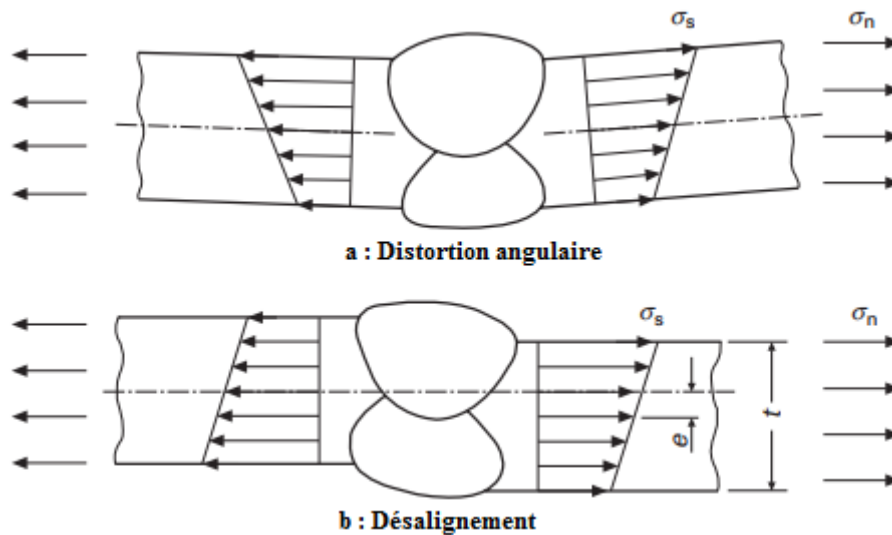


Figure II. 3. Contraintes structurales au niveau des joints [68].

II.1.2. Morphologie d'une surface de rupture

L'étude macroscopique de la surface de rupture d'une pièce rompue par fatigue montre différentes zones plus ou moins clairement selon le mode de sollicitation, la géométrie de la pièce et le degré d'oxydation. La figure II.4 présente la surface de rupture qui contient différentes zones A et B « le site d'amorçage, la zone de propagation stable et la surface de rupture finale » d'une pièce cylindrique sous sollicitation de traction. Dans la zone A qui a un aspect lisse et plus ou moins fissuré, il apparait un site d'amorçage qui est identifié par les lignes R qui commencent à partir le même point P. La zone A correspond aussi à la phase de

propagation stable, cette dernière est caractérisée par des lignes concentriques et des lignes d'arrêt de la fissure dont permettent de connaître l'historique de la propagation. La zone B présente la rupture finale où la surface de la rupture finale est granuleuse selon les matériaux. Sachant que, la transition entre la zone A et la zone B est caractérisée par l'apparition de lèvres de cisaillement.

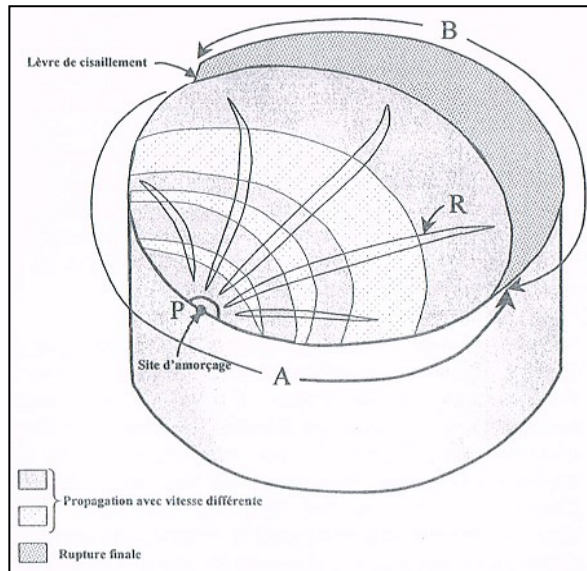


Figure II. 4. Surface de rupture de fatigue [69].

II.1.3. Amorçage de la fissure ou rupture

Il y a trois manières différentes d'amorçage de rupture (ou fissure) dans les matériaux métalliques cristallins par glissement cyclique irréversible des dislocations ; à partir des micro-hétérogénéités structural présentes dans la microstructure ; et à partir des particularités géométriques de la pièce.

II.1.3.1. L'amorçage par glissement cyclique

La figure II.5 explique les changements de la structure à l'échelle microscopique induite en surface. Au cours d'application d'une contrainte sur un matériau polycristallin, on voit l'apparition des lignes de glissement à la surface libre du matériau (figure II.5a).

La surface reviendrait à son état initial quand le sens de sollicitation est inversé, si les mouvements de dislocations étaient réversibles. Mais quelques dislocations changent de plan à l'inversion de la direction de sollicitation pendant leurs mouvements va-et-vient donc elles ne sont pas totalement réversibles. Ceci conduit à la formation de relief à la surface (figure II.5.b). La figure II.5.c présente la formation d'intrusions et d'extrusions à cause de la

répétition de ce phénomène. Après l'apparition des intrusions il y'aura des endroits de contraintes concentrées qui provoquent la création des microfissures (figure II.5.d).

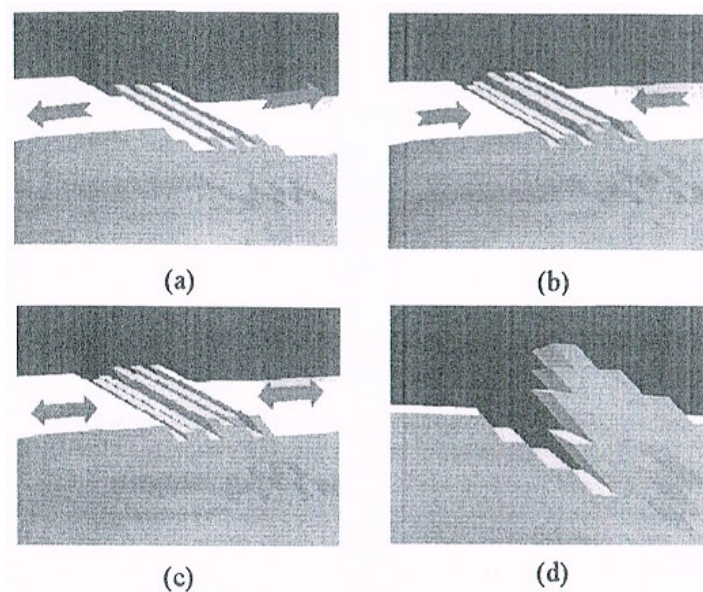


Figure II. 5. Phénomène de formation d'intrusions et extrusions en surface (a) lignes de glissement ; (b) irréversibilité du glissement ; (c) et (d) formation d'intrusions et extrusions [69].

II.1.3.2. Amorçage à partir des micro-hétérogénéités

Les conditions de sollicitations et la microstructure permettent l'intervention d'autres processus d'amorçage dans les alliages industriels. Généralement, ces alliages qui contiennent une composition complexe avec un nombre important d'éléments d'addition sont micro-hétérogènes à cause d'existence des particules intermétalliques, les joints des grains et les porosités. L'accumulation des dislocations sur les défauts provoque l'amorçage d'une microfissure [69]. La figure II.6 présente les différents sites d'amorçage : fissure intergranulaire (figure II.6.vi), fissure transgranulaire (figure II.6i), porosité (figure II.6.iv), inclusion (figure II.6.iii), microvides et intersections aux joints de grain. La figure II.7 présente un exemple d'amorçage sur un pore. L'initiation des fissures s'amorcent à partir les joints de grains. La vitesse de propagation des fissures au niveau des joints de grains est faible et cette vitesse sera rapide lorsqu'elle est transgranulaire [70].

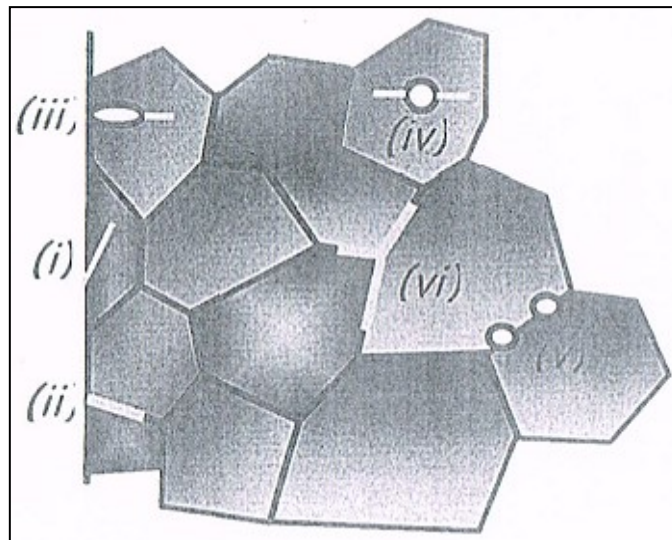


Figure II. 6. Différents sites d'amorçage : transgranulaire (i) ou intergranulaire (ii) en surface, défaut de surface (iii), inclusion interne (iv), microvide interne aux joints de grain (v) amorçage interne à l'intersection de joints de grain (vi) [69].

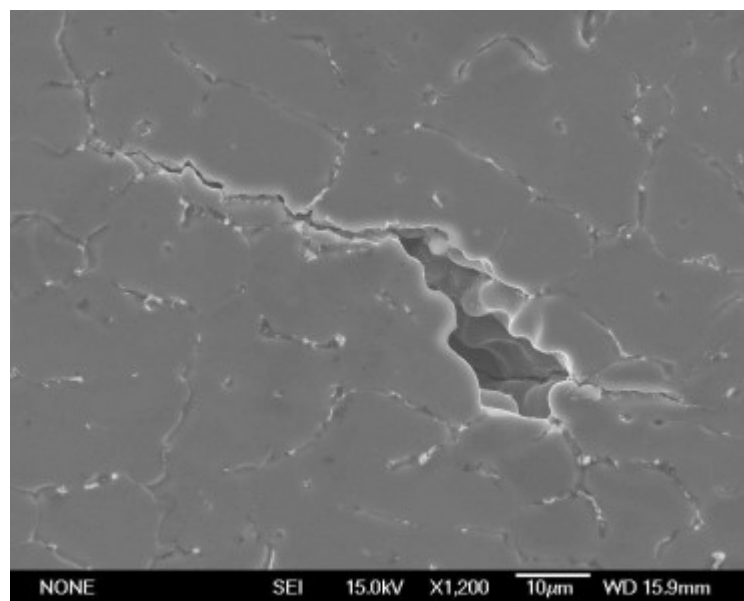


Figure II. 7. Amorçage d'une fissure de fatigue sur un pore dans un alliage d'aluminium [70].

II.1.3.3. Amorçage à partir des particularités géométriques

Dans l'industrie, les pièces en service présentent plusieurs variations géométriques (coins, trous...) qui sont des sites d'amorçage des fissures de fatigue parce qu'elles génèrent une concentration de contrainte. Le rapport entre la contrainte maximale en fond d'entaille σ_{entaille}

et la contrainte nominale σ_{nom} dans la section c'est le facteur de concentration de contrainte K_t [69].

$$K_t = \sigma_{entaille} / \sigma_{nom} \dots \dots \dots (3)$$

II.1.4. Propagation de fissures

L'étape de propagation des fissures vient après l'amorçage sous sollicitation cycliques. Dans cette étape les joints de grains peuvent jouer deux rôles, le premier comme un obstacle qui arrête la propagation et le deuxième comme des chemins de fissuration à température élevée ou en milieu corrosif. En chargement uniaxiale, les microfissures ont un angle de 45° par rapport au sens d'application de contrainte (stade 1). Par contre, le dégagement de la fissure principale fait un angle de 90° à l'axe de sollicitation (stade 2) figure II.8 La figure II.9 présente un exemple de la direction de propagation d'une fissure dans un alliage d'aluminium (Al-4,5%Zn-1,25%Mg) [69].

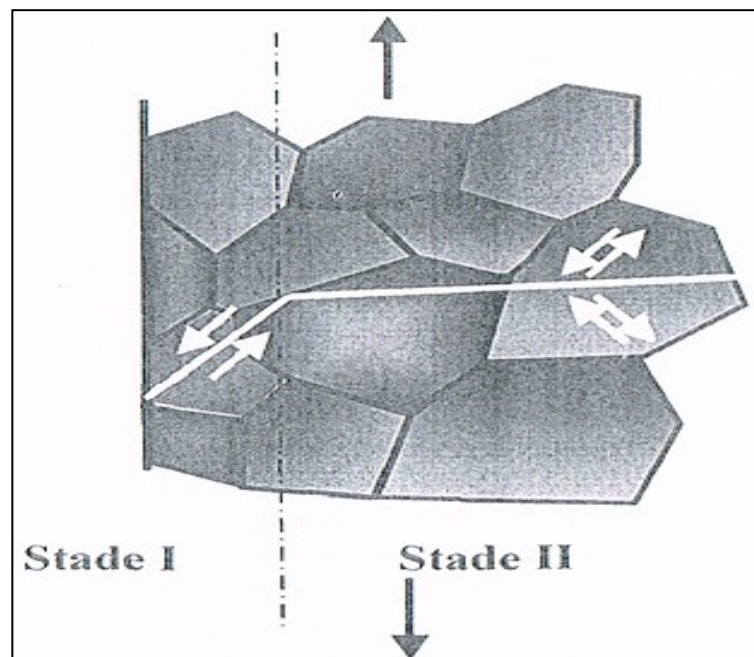


Figure II. 8. Direction de propagation des fissures [69].

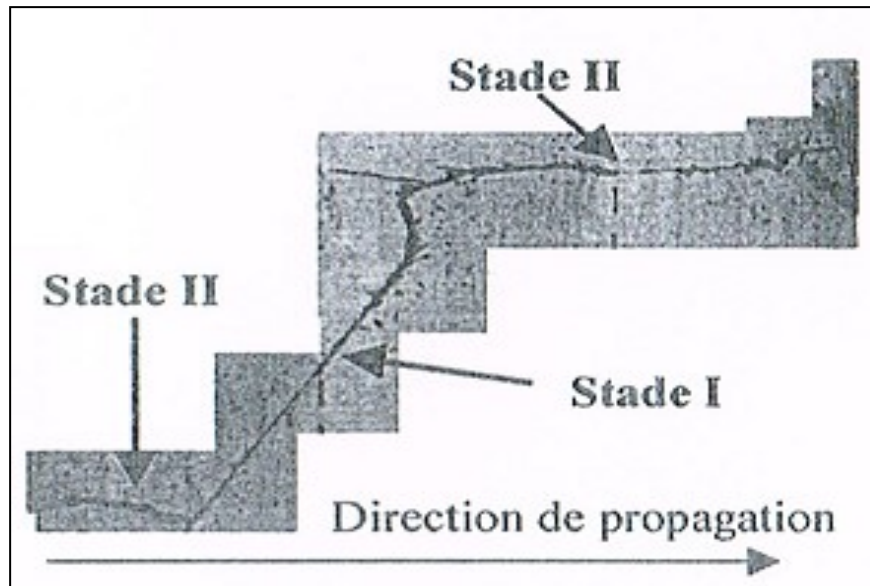


Figure II. 9. Direction de propagation d'une fissure dans un alliage d'aluminium (Al-4,5%Zn-1,25%Mg) [69].

II.1.5. Modes de fissuration

Selon le déplacement des lèvres de la fissure on peut définir trois modes de fissuration correspondent à chacun. Le mode I est caractérisé par le facteur d'intensité des contraintes K_{IC} et concerne l'ouverture perpendiculaire des lèvres de la fissure par rapport au plan de la fissure. Le mode II (KII) induit un cisaillement plan des lèvres de la fissure, et le mode III (KIII) provoque un cisaillement anti-plan. La figure II.10 présente les trois modes.

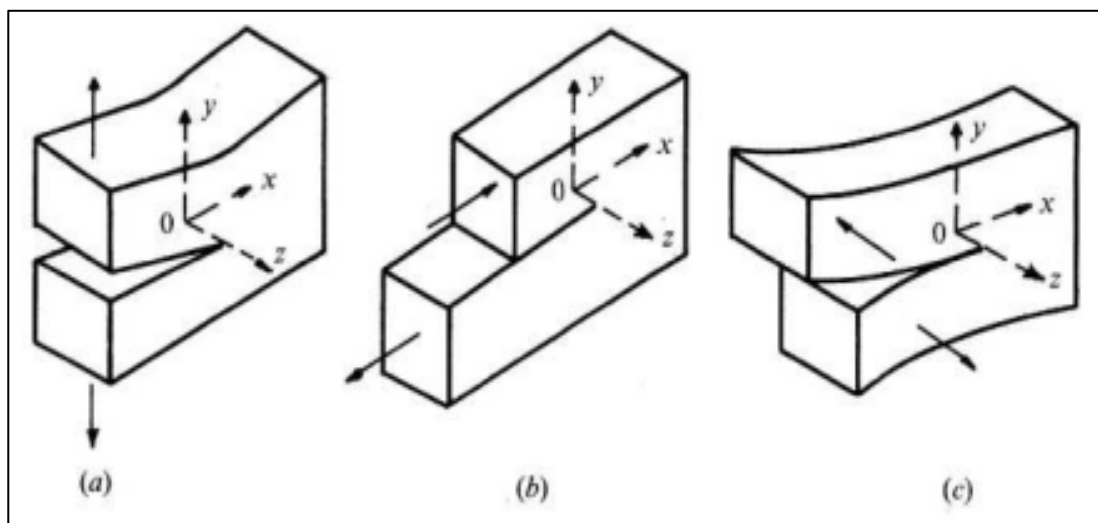


Figure II. 10. Modes de fissuration : a) mode I, b) mode II et c) mode III.

II.1.6. Courbes de propagation des fissures

L'interprétation de la courbe d'endommagement se base sur l'existence d'une taille critique des fissures, qui dépend de la contrainte maximale, et leur propagation serait irréversible et conduirait à la rupture. Si les fissures débouchent en surface, on peut les observer à partir d'une longueur de 0,01 et 0,1 mm. On peut reporter les longueurs mesurées en fonction du nombre de cycle sous les divers niveaux de contrainte de la courbe d'endurance et tracer les courbes de propagation des fissures. Ces courbes indiquent que l'importance relative d'amorçage et propagation, dépend de l'amplitude de la contrainte maximale. Par exemple, pour les contraintes élevées, l'amorçage correspond à 10 % et la propagation à 90 % de la durée de vie. Par contre, pour les contraintes voisines de la zone d'endurance, l'amorçage correspond à 80 ou 90 % et la propagation à 20 ou 10 % [71].

À titre d'exemple, citons les travaux de Haigen Jian et al [72] qui ont étudié l'influence de la microstructure sur le comportement de propagation des fissures en fatigue d'alliage d'aluminium Al-Cu-Mg de 30 mm et 55 mm d'épaisseur. Ils concluent que le taux de propagation de la fissure de la feuille de 30 mm semble plus sensible à la variation de la dispersion du facteur d'intensité de contrainte à l'extrémité de la fissure et que la vitesse de propagation est plus lente par rapport à la feuille de 55 mm. La figure II.11 présente les courbes de relation entre le taux de propagation de la fissure et la dispersion du facteur d'intensité de contrainte (a) 30 mm, (b) 55 mm d'épaisseur.

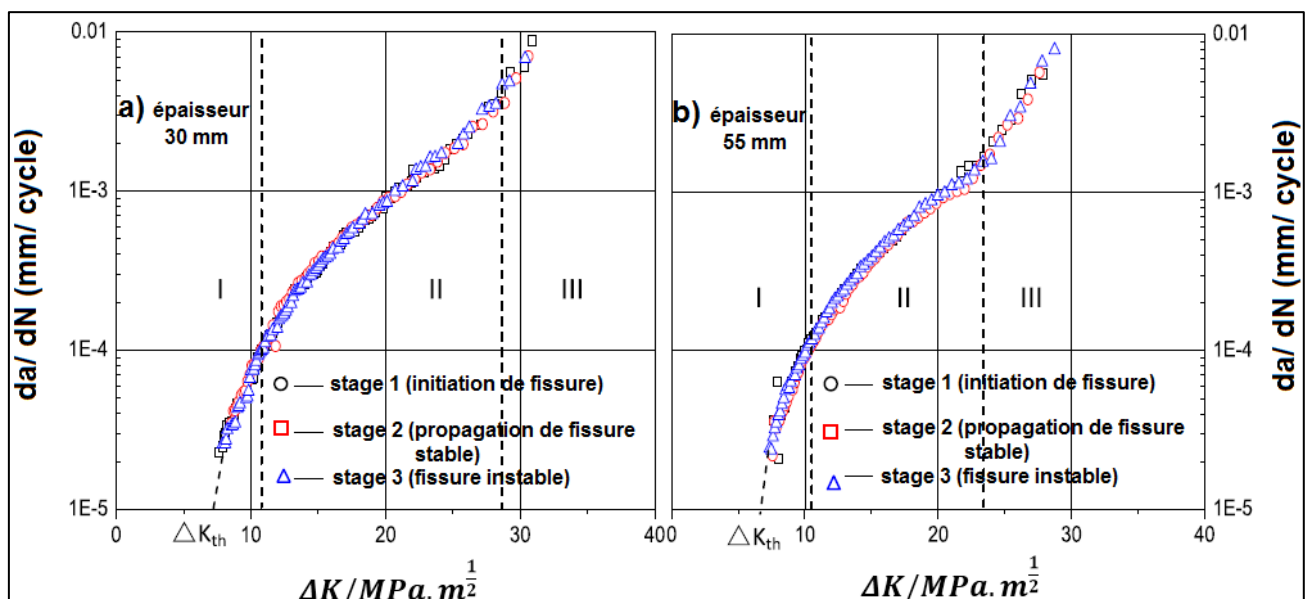


Figure II. 11. Courbes de relation entre le taux de propagation de la fissure et la dispersion du facteur d'intensité de contrainte (a) 30 mm, (b) 55 mm [72].

II.1.6.1. Les lois de la vitesse de fissuration

Selon la littérature scientifique [73][74], nombreux chercheurs ont été proposées différentes formules pour la vitesse de propagation à partir de la mesure des longueurs de fissures observées sur des éprouvettes en cours de fatigue, citons les formules suivantes :

1) Formule de Frost et Dugdale (4) :

$$da / dN = A\sigma_a^3 \dots\dots\dots(4)$$

N est le nombre de cycles, σ la contrainte maximale des cycles, et a la longueur de la fissure. Où A est une constante qui dépend du matériau et de la contrainte moyenne. Cette formule est valable pour les fissures petites par rapport aux dimensions de l'éprouvette.

2) Formule de McEvily et Illg (5) :

$$da / dN = f (k_t, \sigma_n) \dots\dots\dots(5)$$

Où σ_n est la contrainte nominale dans la section fissurée, et k_t le facteur de concentration de contrainte élastique théorique de Neuber.

3) Dans le domaine de la fatigue plastique oligocyclique, Boettner, Laird et McEvily ont proposé la formule (6) :

$$da / dN = A (\epsilon_t \sqrt{a})^n \dots\dots\dots(6)$$

Où A est une constante, ϵ_t , la déformation plastique totale par cycle; $n \approx 2$, quel que soit le matériau.

4) La mécanique de la rupture permet d'étudier quantitativement les stades de propagation lente et brutale des fissures de fatigue.

Expérimentalement, Paris et al (1960) [73][74] ont proposé d'utiliser le Facteur d'Intensité de Contraintes d'Irwin [75] pour caractériser l'avancée de fissure par cycle. Ils ont établi une relation entre l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK et la vitesse de propagation da/dN pour tracer la courbe de fissuration (Figure II.12).

$$da / dN = C (\Delta K)^m \dots\dots\dots(7)$$

Où **C** et **m** sont des constantes qui dépendent du matériau ;

ΔK l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte.

La vitesse de fissuration dans le domaine de la fatigue plastique oligocyclique est accéléré où **K** se rapproche de **K_c**. Par contre, il apparaît un seuil au-dessous duquel la fissure ne se propage pas, pour les faibles valeurs de ΔK [71].

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} = (1 - R) K_{max} \dots\dots\dots(8)$$

si $K_{min} < 0$ alors $\Delta K = K_{max}$

Ou

$$\Delta K = \beta \sqrt{\pi a} (K_{max} - K_{min}) \dots\dots\dots(9)$$

$$\beta = \left(\frac{D}{d} + \frac{1}{2} + \frac{3d}{8D} - 0.36 \frac{d^2}{D^2} + 0.73 \frac{d^3}{D^3} \right) * \frac{1}{2} * \sqrt{\frac{d}{D}}$$

Où **D** est le diamètre extérieur de la fissure et **d** est le diamètre au fond de la fissure.

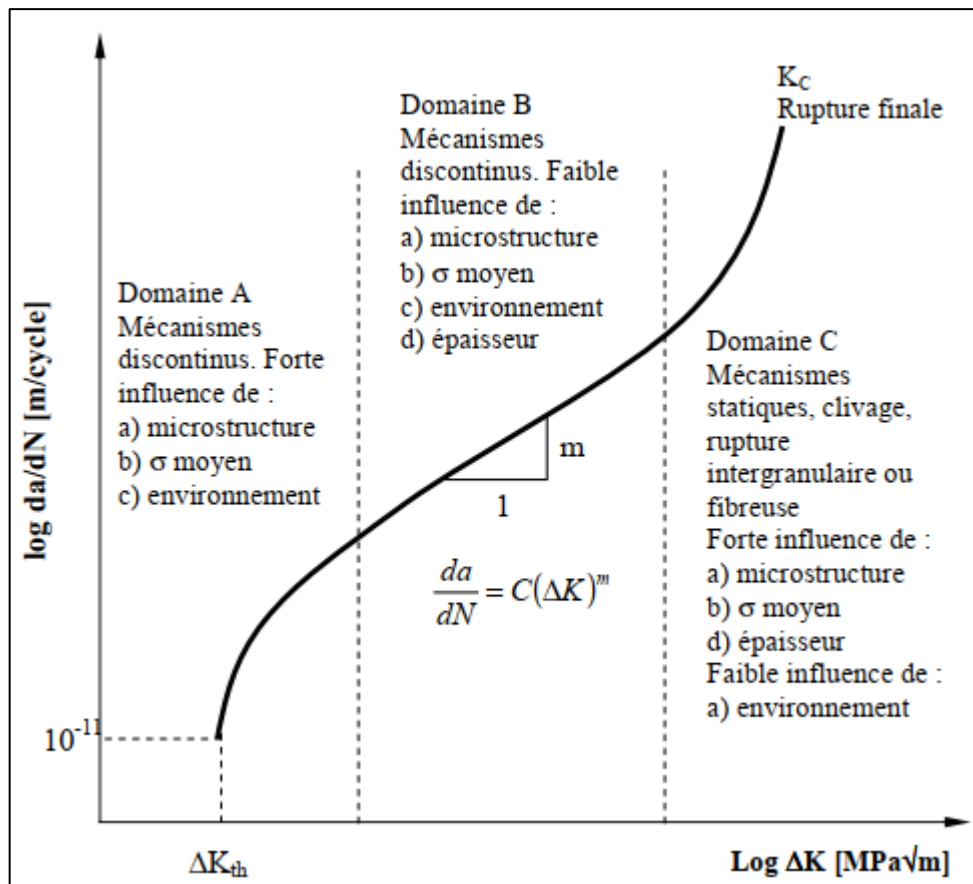


Figure II. 12. La courbe de fissuration par fatigue d'une fissure longue [73][74].

II.2. Types de cycles de contrainte

Le chargement sinusoïdales périodiques est basé sur la contrainte statique σ_s et l'amplitude de contrainte σ_a . La figure II.13 présente le cycle de contrainte de fatigue. Les différents types de contraintes montrés dans la figure II.14 dépendent du rapport de contrainte $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ et correspondent aux contraintes statique et dynamique de même nature. On peut trouver aussi des cas où il y'a des contraintes combinées qui ne sont pas de la même nature par exemples traction statique et torsion dynamique, flexion et torsion dynamique.

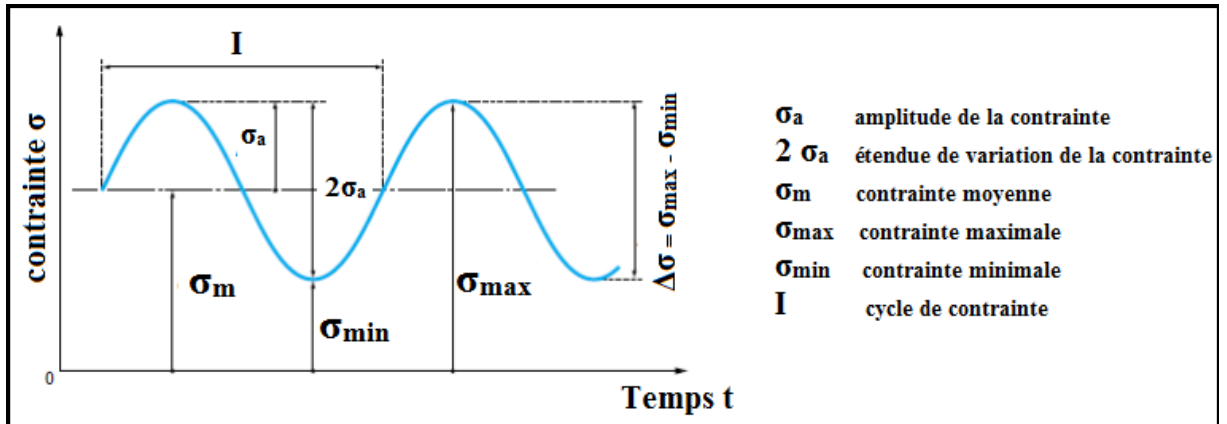


Figure II. 13. Cycle de contrainte de fatigue.

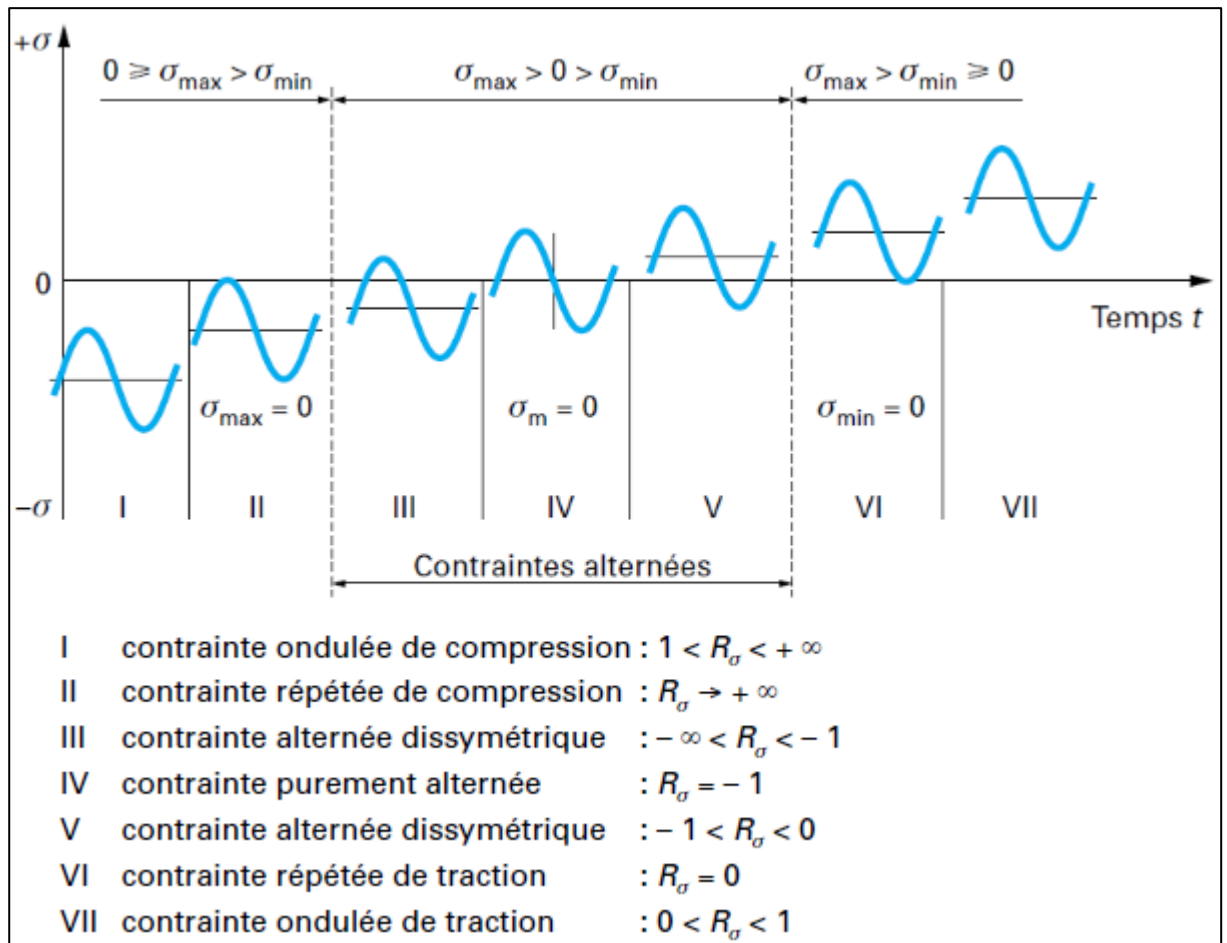


Figure II. 14. Types de cycles de contrainte [66].

II.3. Diagramme d'endurance (courbe S-N)

On peut considérer un essai de fatigue qu'il est simple, lorsqu'on a un nombre d'éprouvettes avec un bon état de surface, et chaque éprouvette subit à des contraintes cycliques sinusoïdaux, d'amplitude maximale et de fréquence constantes [76]. Par conséquent le nombre de cycle à rupture correspond à une amplitude de contrainte donc chaque éprouvette présente un point du plan (σ, N) et le nuage de ces points constitue la courbe de Wöhler (figure II.15).

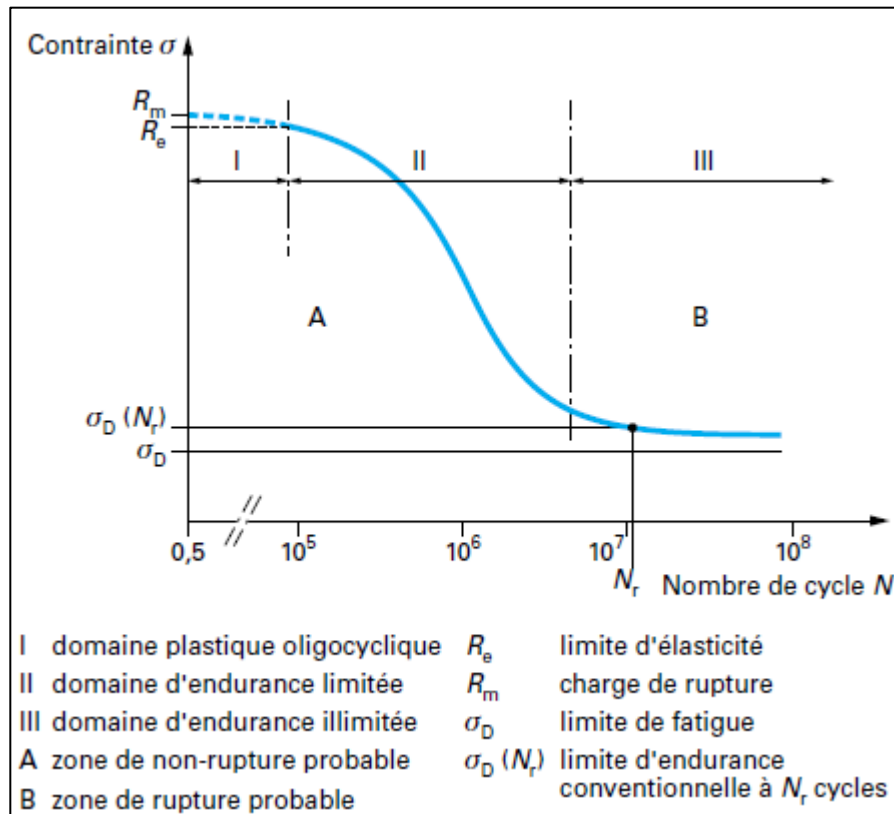


Figure II. 15. Courbe de Wöhler [76].

II.3.1. Domaines de la courbe (S-N)

La courbe de Wöhler S-N (Stress-Number of cycles) répartie en trois domaines :

II.3.1.1. Domaine plastique oligocyclique

Dans ce domaine la rupture se fait à un nombre de cycle faible de **0,5** jusqu'à **10⁴** ou **10⁵** à cause de l'application d'une amplitude de contrainte élevée ; au cours de chaque cycle de contrainte il y'aura une déformation plastique notable. D'après Coffin [77] la relation entre la déformation plastique et le nombre de cycle à la rupture est montrée comme suit :

$$\Delta \varepsilon_p / 2 = A(2N_r)^a \dots \dots \dots (10)$$

A et a : constantes liées aux matériaux.

II.3.1.2. Domaine d'endurance limitée

On peut déterminer ce domaine à travers un nombre de cycles limité entre 10^5 et 10^7 où la rupture se fait sans déformation plastique mesurable. La décroissance du nombre de cycles à rupture dépend de la croissance de contrainte appliquée. D'après Wöhler la relation qui relie N_r et σ est la suivante :

$$\lg N_r = a - b \sigma \dots \dots \dots (11)$$

a et b : constantes déterminées expérimentalement.

II.3.1.3. Domaine d'endurance illimitée

Gilbert HENAFF, Franck MOREL et al considèrent que la durée de vie devient infinie quand la contrainte est inférieure à la limite d'endurance σ_D [69]. Cependant, plusieurs recherches prouvent que, dans le régime de cycle élevée, la résistance à la fatigue diminue avec la croissance du nombre de cycles même si des effets de corrosion ou de température n'existent pas [78].

II.4. Méthodes de détermination de la limite d'endurance

Il existe différentes méthodes statistiques pour calculer la limite d'endurance [79] :

II.4.1. Méthode de l'escalier

Le choix de cette méthode nous permet d'utiliser un petit nombre d'éprouvettes, d'autre part les niveaux sont effectués automatiquement.

II.4.1.1. Conduite des essais

D'abord, on définit l'écart type s qui est le pas de déplacement entre les niveaux de contrainte avec la fixation du nombre maximal de cycles N . Les éprouvettes sont testées successivement de la manière suivante : On fait le premier essai à un niveau près de la limite d'endurance ; le deuxième essai est effectué au niveau inférieur si l'éprouvette rompue ; en passant au niveau supérieur si elle ne rompue pas.

Il faut tester toutes les éprouvettes avec cette technique selon la règle suivante :

$$\sigma_{i+1} = \sigma_i \pm d \dots \dots \dots (12)$$

Avec d espacement des niveaux de contrainte, $+d$ si l'éprouvette i est non rompue et $-d$ si l'éprouvette i est rompue.

II.4.1.2. Exploitation des résultats

On détermine le type d'événement, rupture ou non-rupture, qui s'est produit le moins fréquemment. Soit n_i le nombre d'événements le moins fréquent à chaque niveau d'essai. On numérote les niveaux d'essais en attribuant la valeur $i = 0$ au plus faible de ceux auxquels l'événement a été remarqué au moins une fois, i désignant le niveau d'essai.

L'estimation de la médiane σ_D est donnée par :

$$\sigma_D = S_0 + d (A/N \pm 1/2) \dots \dots \dots (13)$$

(+ si le calcul est basé sur les essais à non-rupture, - s'il est basé sur les essais à rupture)

Et l'estimation de l'écart type s est donné par :

$$s = 1,62 d [(NB-A^2)/N^2 + 0,029] \dots \dots \dots (14)$$

Avec S_0 le plus faible niveau utilisé avec l'événement le moins fréquent,

d l'espacement des niveaux,

$$N = \sum n_i ,$$

$$A = \sum i n_i ,$$

$$B = \sum i^2 n_i .$$

Selon les auteurs, Dixon et Mood [79], l'estimation de s n'est valide que si $[(NB-A^2)/N^2] > 0,3$.

On utilise cette méthode pour calculer la résistance à la fatigue (σ_D), comme il est présenté dans la figure 1 et du tableau 1 si $1/2 < d/s < 2$.

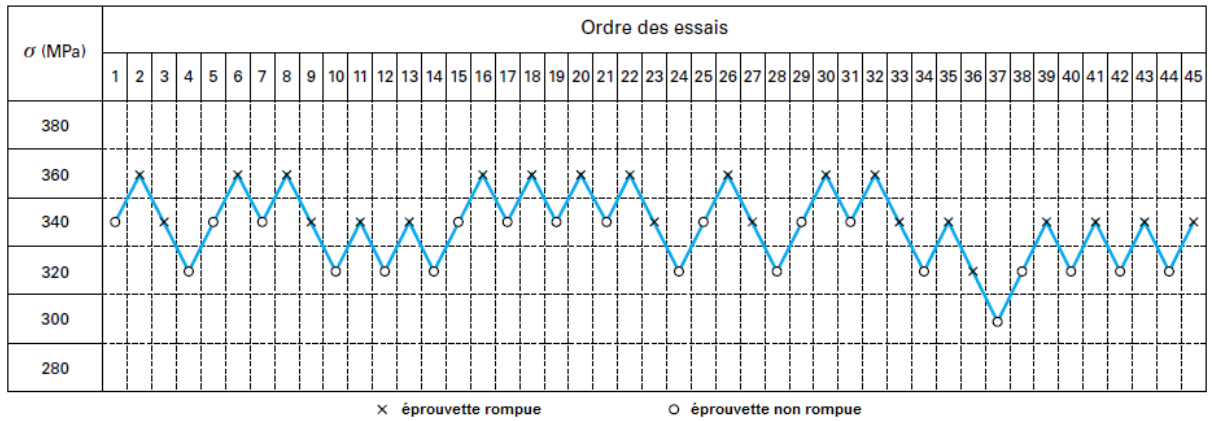


Figure II. 16. Essais en flexion rotative 12 000 cycles/min pour un acier 25 CD 4 (Rm = 650 MPa).

Tableau II. 1. Méthode de l’escalier appliquée à un acier 25 CD 4.

Contrainte (Mpa)	Calcul avec les 15 premières éprouvettes (8 non rompues ; 7 rompues)				Calcul avec 45 éprouvettes (22 non rompues ; 23 rompues)			
	<i>i</i>	<i>n_i</i>	<i>i · n_i</i>	<i>i² · n_i</i>	<i>i</i>	<i>n_i</i>	<i>i · n_i</i>	<i>i² · n_i</i>
360	1	3	3	3	3	0	0	0
340	0	4	0	0	2	10	20	40
320	1	11	11	11
300	0	1	0	0
		N = 7	A = 3	B = 3		N = 22	A = 31	B = 51
Limite de fatigue	$S_0 = 340 \text{ MPa} ; d = 20 \text{ MPa}$ $\sigma_D = 339 \text{ MPa}$				$S_0 = 300 \text{ MPa} ; d = 20 \text{ MPa}$ $\sigma_D = 338 \text{ MPa}$			
Écart type de la zone d’endurance	$\frac{NB - A^2}{N^2} = 0,24 < 0,3$ <i>s</i> : calcul impossible				$\frac{NB - A^2}{N^2} = 0,33$ <i>s</i> = 12 MPa			
Limite de fatigue calculée en fonction du nombre d’éprouvettes	Nombre d’éprouvettes				σ_D (en MPa)			
	9				345			
	15				339			
	21				342			
	29				341			
	35				342			
45				338				

II.4.2. Méthode des probits

Cette méthode est basée sur le résultat graphique, on choisit quatre ou cinq niveaux de contrainte, et l’espace entre ces derniers doit être fixé ; sachant que le total d’éprouvettes testés *n* à chaque niveau est le même avec un nombre de cycles *N* fixé, 10⁷ par exemple.

II.4.2.1. Conduite des essais

Pour éviter des résultats inutilisables, le premier niveau d'essai doit être plus voisin de σ_D comme la méthode d'escalier. Si la fréquence de rupture $f = k/n$ (k éprouvette rompues, n éprouvette testées) est $f < 0,5$, on passe à un deuxième niveau plus élevé et, si $f > 0,5$, un deuxième niveau plus bas. Si le deuxième niveau d'essais donne une fréquence de rupture près de 0,5, il faut suivre la progression dans le même sens pour le choix du troisième niveau. Si les deux premières fréquences se situent de part et d'autre de 0,5, on choisit le troisième niveau à l'opposé de celui qui a donné la fréquence de rupture la plus éloignée de 0,5. Lorsque l'on dispose des résultats de trois niveaux, le choix du quatrième et du cinquième devient évident.

II.4.2.2. Exploitation des résultats

La droite de Henry est présentée par la variation de la probabilité de rupture pour N cycles (basé à une loi de Galton), en fonction de l'amplitude de contrainte (figure II.17 et tableau II.2).

La contrainte correspondant à la probabilité 0,5 est relevée graphiquement de cette droite. L'écart type s égale à la différence entre les contraintes qui correspondent aux probabilités de rupture 0,16 et 0,84 divisé par 2.

$$P_{0,84} - p_{0,16} = 2s \dots \dots \dots (15)$$

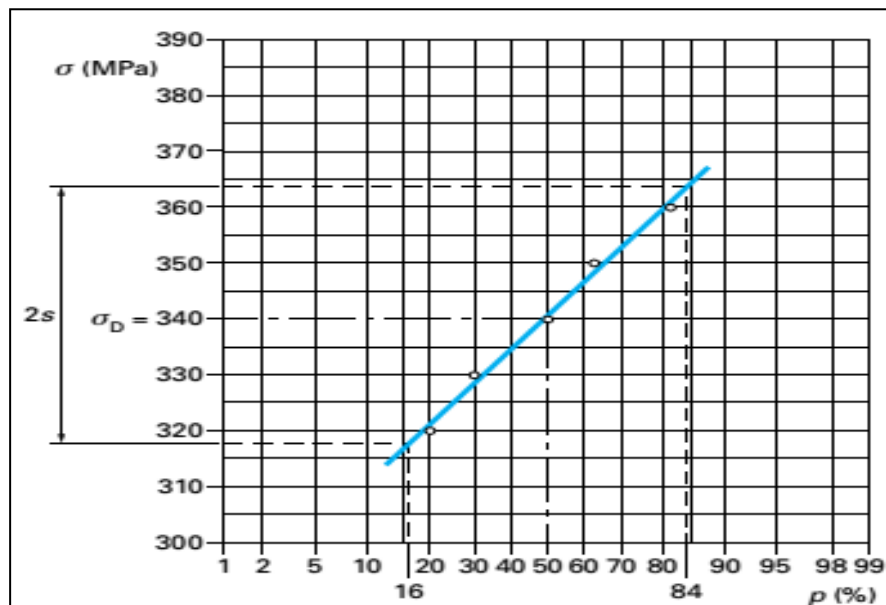


Figure II. 17. Essais en flexion rotative 12 000 cycles/min pour un acier XC 60 (Rm = 650 MPa).

Tableau II. 2. Méthode des probits appliquée à un acier XC 60.

Contrainte (MPa)	Nombre d'éprouvettes		Probabilité de rupture (%)
	Essayées	Rompues à 17×10^6 cycles	
320	50	10	20
330	50	15	30
340	50	26	52
350	50	32	64
360	50	41	82

Par résolution graphique (figure II.17) :

$$\sigma_D = 340 \text{ MPa}$$

$$s = 23 \text{ MPa}$$

D'un point de vue économique, on utilise cette méthode particulièrement dans les études fondamentales parce qu'elle est longue et coûteuse (plus de 80 éprouvettes, de préférence 150 à 200).

II.4.3. Méthode d'itération

L'emploi de cette méthode est moins délicat par suite de l'effet du choix du premier niveau malgré elle est utilisable avec le plus petit nombre d'éprouvettes. Pratiquement, on utilise neuf ou dix éprouvettes, mais on peut l'appliquer dès quatre ou six éprouvettes. Sachant que, elle est une application au cas particulier dans une méthode imaginée par Robbins et Monro [80].

II.4.3.1. Conduite des essais

On fixe le nombre maximal de cycles N , le premier niveau S_1 doit être plus près de la limite d'endurance parce que son choix est important. Le deuxième niveau S_2 est déterminé par l'équation :

$$S_2 = S_1 + 2,5 s (0,5 - f_1) \dots \dots \dots (16)$$

Avec s écart type de la zone d'endurance, déterminée par les relations suivantes :

- En flexion rotative sur aciers, par $s = 0,045 R_m - 12,3$ (Lieurade) ;
- Ou, plus généralement, par $s = 0,02 R_m$.

$0,5$ probabilité de rupture pour la limite de fatigue σ_D .

f_1 fréquence de la rupture sous S_1 .

De façon plus générale :

$$S_{i+1} = S_i + A/i \cdot s(p - f_i) \text{ qui converge vers } S(p)$$

Avec **A** constante,

P probabilité de rupture choisie qui peut être différente de 0,5.

Pour $p = 0,5$, $A = \sqrt{2\pi} \approx 2,5$ La formule habituellement utilisée est alors :

$$S_{i+1} = S_i + 2,5 s/i (0,5 - f_i) \text{ qui converge vers } S(0,5) = \sigma_D.$$

II.4.3.2. Exploitation des résultats

La limite d'endurance est déterminée sans calcul parce que la séquence des amplitudes de contraintes appliquées S_i tend vers σ_D (figure II.18 et tableau II.3).

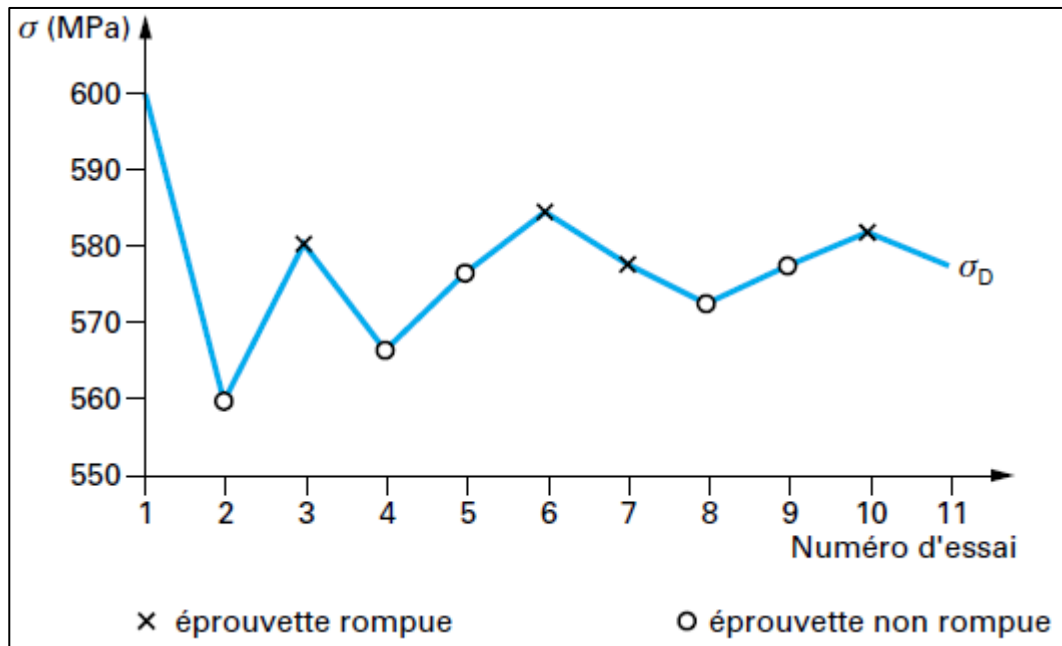


Figure II. 18. Essais en flexion rotative 12 000 cycles/min pour un acier 35 CD 4 ($R_m = 990$ MPa).

Tableau II. 3. Méthode d’itération appliquée à un acier 35 CD 4.

Essai n° i	Contrainte d’essai S_i (MPa)	Résultats de l’essai		Correction (MPa) $\frac{80(0,5 - f_i)}{i}$	$s_{i+1} = s_i + \frac{80(0,5 - f_i)}{i}$ (MPa)
1	600	R	1	-40	560
2	560	NR	0	+20	580
3	580	R	1	-13,3	566,7
4	566,7	NR	0	+10	576,7
5	576,7	NR	0	+8	584,7
6	584,7	R	1	-6,7	578
7	578	R	1	-5,7	572,3
8	572,3	NR	0	+5	577,3
9	577,3	NR	0	+4,4	581,7
10	581,7	R	1	-4	577,7

II.4.4. Estimation de la résistance à la fatigue

Pour calculer la limite d’endurance, plusieurs auteurs ont cherché à l’estimer à travers des caractéristiques en traction du matériau [(limite d’élasticité R_e (MPa), résistance à la traction R_m (MPa) et allongement A (%)].

Citons, pour les aciers [66] :

$$\sigma_D = (0,50 \pm 0,10) R_r \quad \text{(Mailand).....(17)}$$

$$\sigma_D = (0,65 \pm 0,20) R_e$$

$$\sigma_D = 0,40 R_e + 0,25 R_m \quad \text{(Rogers).....(18)}$$

$$\sigma_D = 0,50 R_m \quad \text{(Heywood).....(19)}$$

$$\sigma_D = 150 + 0,43 R_e$$

$$\sigma_D = 0,32 R_m + 121 \quad \text{(Brand).....(20)}$$

(Cette dernière formule a été obtenue à partir de 489 résultats de limite de fatigue en flexion rotative pour 10^7 cycles et pour des aciers de résistance à la traction entre 3000 et 2000 MPa) ;

$$\begin{aligned}\sigma_D &= 0,37 R_m + 77 \\ \sigma_D &= 0,41 R_m + 2A\end{aligned}\quad (\text{Lieurade}) \dots \dots \dots (21)$$

(En flexion rotative à 10^7 cycles et pour des aciers de résistance à la traction entre 300 et 2200 MPa).

La valeur de l'écart type s de la zone d'endurance peut être évaluée :

- En flexion rotative sur aciers, par $s = 0,045 R_m - 12,3$ (Lieurade) ;
- Ou, plus généralement, par $s = 0,02 R_m$.

Pour les alliages d'aluminium, on peut citer, pour la limite de fatigue à 10^8 cycles (σ_{D8}) :

- Alliages d'aluminium corroyés $0,40 R_m \leq \sigma_{D8} \leq 0,50 R_m$;
- Alliages d'aluminium corroyés à durcissement structural $0,25 R_m \leq \sigma_{D8} \leq 0,30 R_m$;
- Alliages d'aluminium de moulage $0,30 R_m \leq \sigma_{D8} \leq 0,45 R_m$;

Et s est de l'ordre de 5 à 10 MPa.

II.4.5. Méthode de K éprouvettes non rompues

Elle est basée sur la recherche d'un niveau auquel K essais donnent K non-ruptures, par des contraintes successifs $S_1, S_2 \dots$ décroissant progressivement.

II.4.5.1. Conduite des essais

On fixe un nombre maximal de cycle N , le premier niveau S_1 doit être supérieur à la limite d'endurance, on choisit le niveau d'essai à l'aide de la règle suivante. Le dernier essai qui a été fait au niveau S_i correspond à un nombre d'essais n_i :

Si le dernier essai n_i a donné une éprouvette rompue, l'essai suivant sera effectué au niveau de contrainte inférieur S_{i+1} ;

Par contre, si les n_i essais ont donnés des éprouvettes non rompues, l'essai suivant sera effectué au même niveau S_i jusqu'à $n_i = K$ (figure II.19).

La méthode des trois éprouvettes s'articule sur les calculs statistiques pour $K = 3$, et pour un espacement d des niveaux de contrainte égal à un écart type s , il faut en moyenne huit éprouvettes.

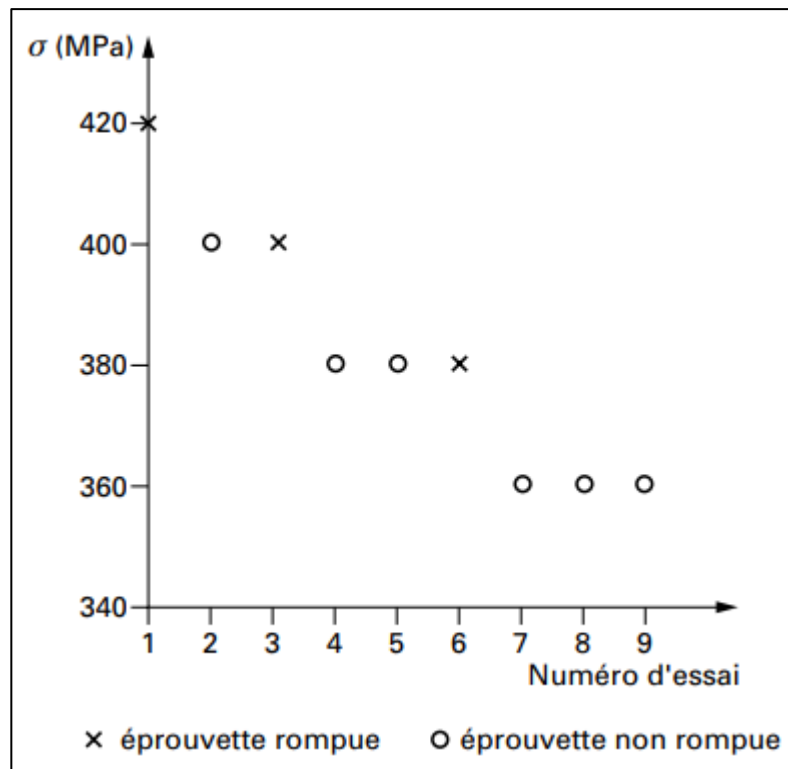


Figure II. 19. Essais sur joints soudés de tôle en acier E 36 [66].

PARTIE II
EXPERIMENTAL

Chapitre III

**Techniques expérimentales et méthodes de
caractérisation**

Ce chapitre présente les étapes de la préparation des éprouvettes de traction et de fatigue, concernant le découpage, soudage, usinage, grenailage, polissage et attaque chimique.

En plus, les différentes techniques de caractérisation tels que le microduromètre pour obtenir le profil de microdureté, le microscope optique pour voir la microstructure de l'acier utilisé et du joint soudé, machine de traction qui nous a donné les différentes propriétés mécaniques, la machine de fatigue pour voir le comportement du matériau sous chargement cyclique à amplitude constante et le microscope électronique à balayage (MEB) qui nous a permis l'analyse des faciès de rupture par fatigue.

III.1. Procédé de soudage utilisé

Le soudage par la technique tungstène inerté gaz (TIG) est un procédé de soudage dans lequel l'électrode n'est pas consommable et l'arc électrique se produit entre la pièce de travail et l'électrode de tungstène (figure III.1). Le métal d'apport de type 308L est utilisé pendant la soudure. Durant le processus de soudage, l'électrode, l'arc et le bain fondu sont entourés de gaz inerte. Le gaz inerte est un gaz inactif qui ne brûle pas et n'ajoute ou ne prend rien du métal. Principalement l'argon ou l'hélium, ou les deux, sont utilisés comme gaz inerte de protection. Le but d'appliquer du gaz inerte est d'empêcher l'oxydation de la soudure et d'obtenir une soudure qualifiée et propre. Le tungstène a une température de fusion élevée qui est d'environ 3422 °C ; c'est à peu près deux fois plus élevé que la température de fusion des métaux soudés. Le point de fusion élevé du tungstène permet la formation de l'arc sans causer la fusion d'électrode [81].

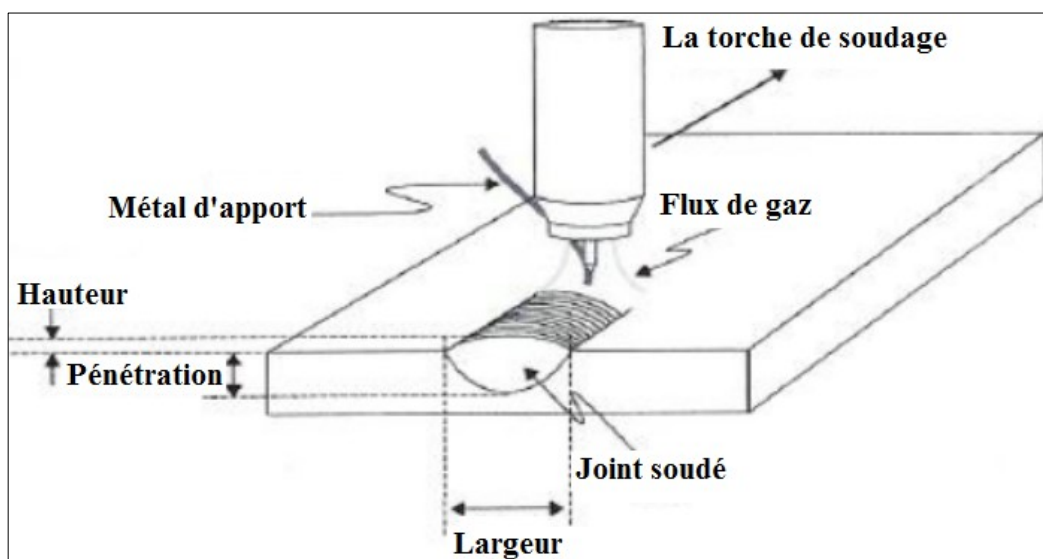


Figure III. 1. Procédure de soudage par TIG [82].

III.1.1. Principe de soudage par TIG

Un arc est créé entre la pointe de l'électrode et la pièce à souder. L'impulsion d'allumage est produite avec une source d'alimentation électrique par un générateur à haute fréquence (MHz). La fréquence et la tension génère forte champ électrique autour de la cellule de soudage. L'énergie électrique est convertie à l'énergie thermique qui permet de fondre le métal de base et d'apport. La température de surface du métal de base est comprise entre 1430 °C et 2230 °C [114]. À une température élevée, il y'a une tendance de réagir avec l'oxygène et crée une oxydation à la surface du métal de base. Le gaz inerte a un rôle important pour éviter cette oxydation (figure III.2).

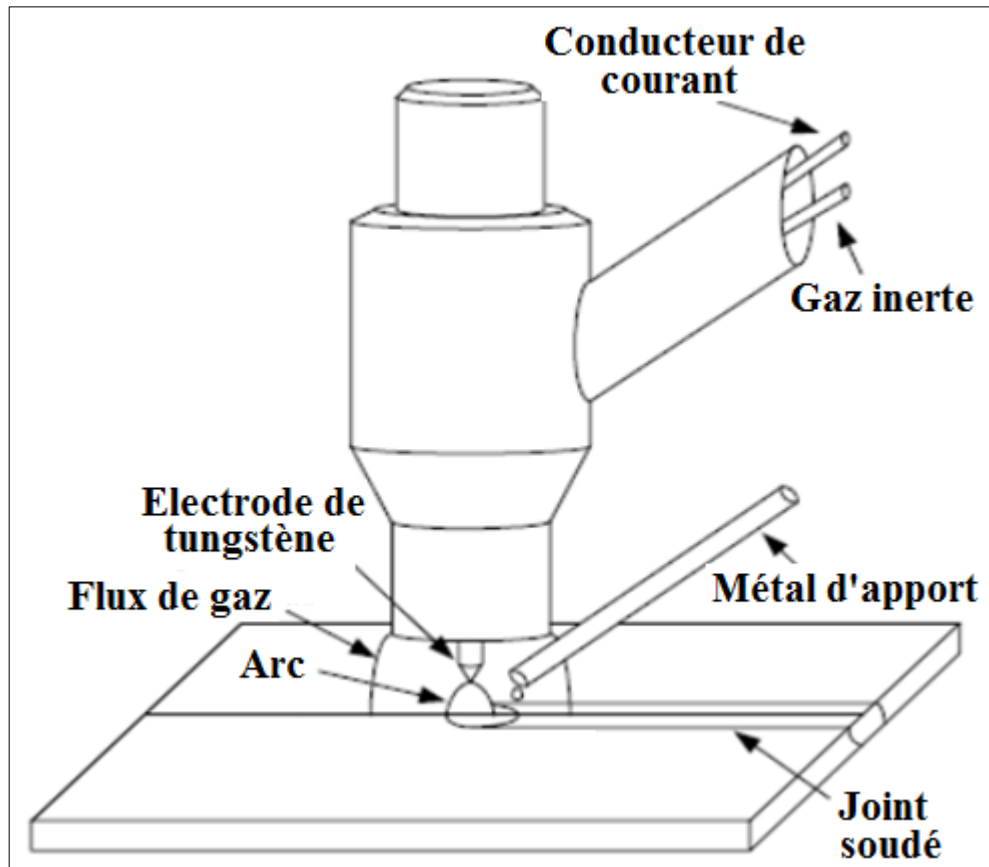


Figure III. 2. Principe de soudage par TIG [83].

Il existe trois polarités différentes dans le procédé de soudage par TIG ; courant continu (DCEN) avec une électrode négative, (DCEP) avec électrode positive ou courant alternatif (AC).

III.1.1.1. Courant continu (DCEN) avec une électrode négative

C'est le courant le plus utilisé dans le procédé de soudage par TIG et connu comme une polarité directe. L'électrode est connectée à la borne négative de l'alimentation. Pendant le passage des électrons à travers l'arc, ils sont déchargés de l'électrode de tungstène et accélérés et nécessite une énorme quantité d'énergie. Cette énergie est libérée lorsque les électrons entrent en surface de la pièce de travail. Dans ce processus, la fin de l'arc de travail a une puissance environ deux tiers, d'autre part, la fin d'électrode a relativement moins de puissance. Donc une soudure étroite et profonde est générée [84].

III.1.1.2. Electrode

La sélection des électrodes est importante et dépend du matériau, le diamètre, et le diamètre de la pointe de l'électrode. L'électrode de tungstène est généralement utilisée dans le soudage TIG. Le tungstène pur a une résistance élevée à la chaleur et le point de fusion est d'environ 3380 °C. Les électrodes sont en tungstène pur ou allié à un oxyde de cérium, de lanthane, de thorium ou de zirconium. Ces compositions de tungstène ont une meilleure conductivité.

Le diamètre de l'électrode de tungstène est compris entre 0,5 et 8 mm ; ce diamètre est directement lié avec un ampérage qui doit être appliqué pendant le soudage. Pour un ampérage donné, des diamètres plus grands offrent une durée de vie plus longue des électrodes mais l'impulsion d'allumage peuvent être plus difficiles à démarrer [85].

La composition chimique d'électrode de tungstène utilisé est présentée dans le tableau III.1 selon la norme ANSI-AWS A5.12 [86].

Tableau III. 1. Composition chimique d'électrode de tungstène utilisé [87].

Classification AWS	Thorium (%)	Tungstène (%)
EWTh-1	1	99

La préparation incorrecte de la pointe de l'électrode en tungstène conduit à l'instabilité du courant électrique et la contamination de la soudure par l'atmosphère.

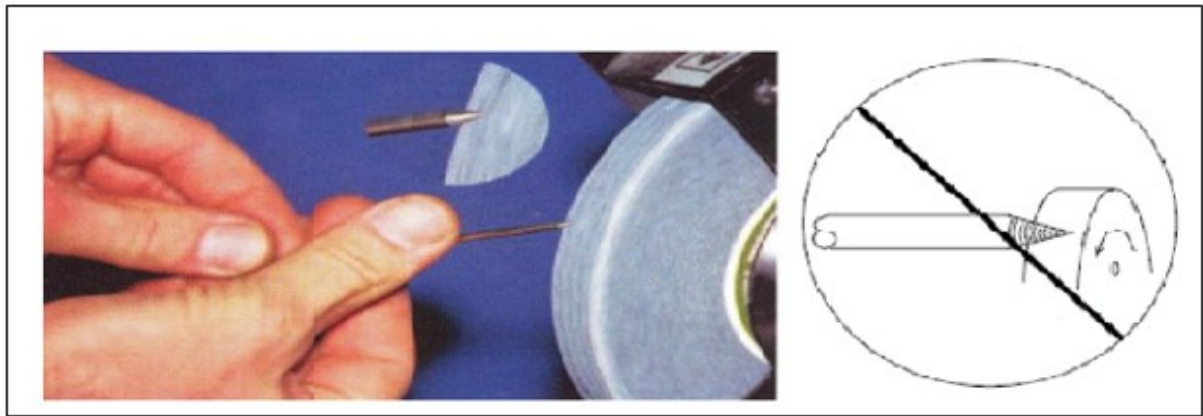


Figure III. 3. Préparation incorrecte d'électrode de tungstène [81].

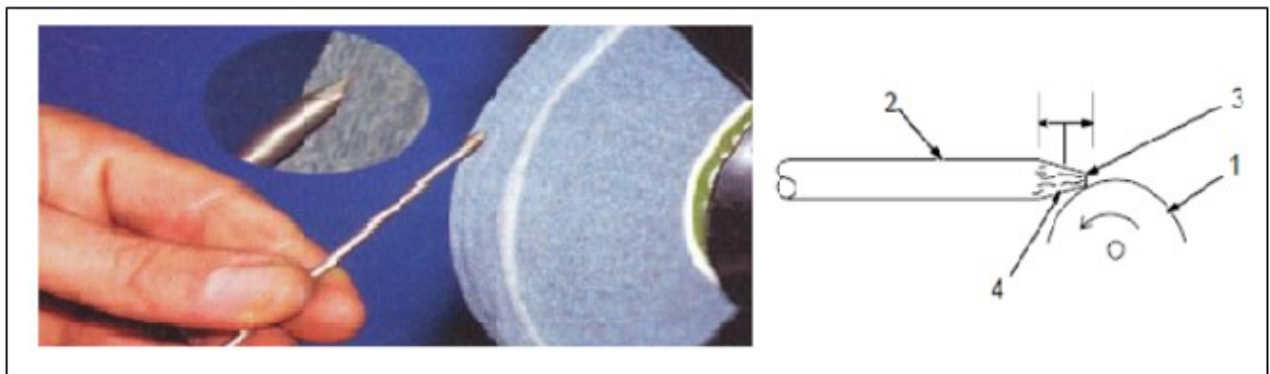


Figure III. 4. Préparation correcte d'électrode de tungstène [81].

III.1.1.3. Gaz inerte

Le gaz de protection est nécessaire dans le procédé de soudage (TIG) pour protéger la zone de des gaz atmosphériques tels que l'oxygène, ce qui peut causer des défauts de fusion, la porosité dans le métal soudé.

Le gaz transfère également la chaleur d'électrode de tungstène au métal, il aide dans le point de départ et maintient l'arc stable. Le choix du gaz de protection dépend de type du matériau soudé et la géométrie du joint ... L'argon est très utilisé comme gaz de protection dans TIG pour éviter les défauts dus à la longueur de l'arc.

III.1.1.4. Métal d'apport

Le procédé de soudage TIG utilise d'un matériau consommable qui est le métal d'apport. Ce fil est généralement appliqué par main. La composition de métal d'apport est choisie en fonction de la composition chimique du métal de base. Le métal d'apport doit être stocké dans des conditions propres et sèches pour éviter détérioration. Avant l'utilisation de ce métal il

faut qu'il ne contienne pas de rouille, de graisse à huile et d'humidité ; aussi il faut le nettoyer avec l'alumine (Al_2O_3). D'autre part, au cours de soudage l'extrémité chaude de métal d'apport doit être maintenue dans le gaz de protection entouré pour éviter l'oxydation [88].

III.1.2. Equipement TIG utilisé

III.1.2.1. Poste de travail

Dans notre étude on a utilisé un poste de travail TIG avec un courant alternatif et un gaz inerte d'argon. La figure III.5 présente les différents composants de ce poste.

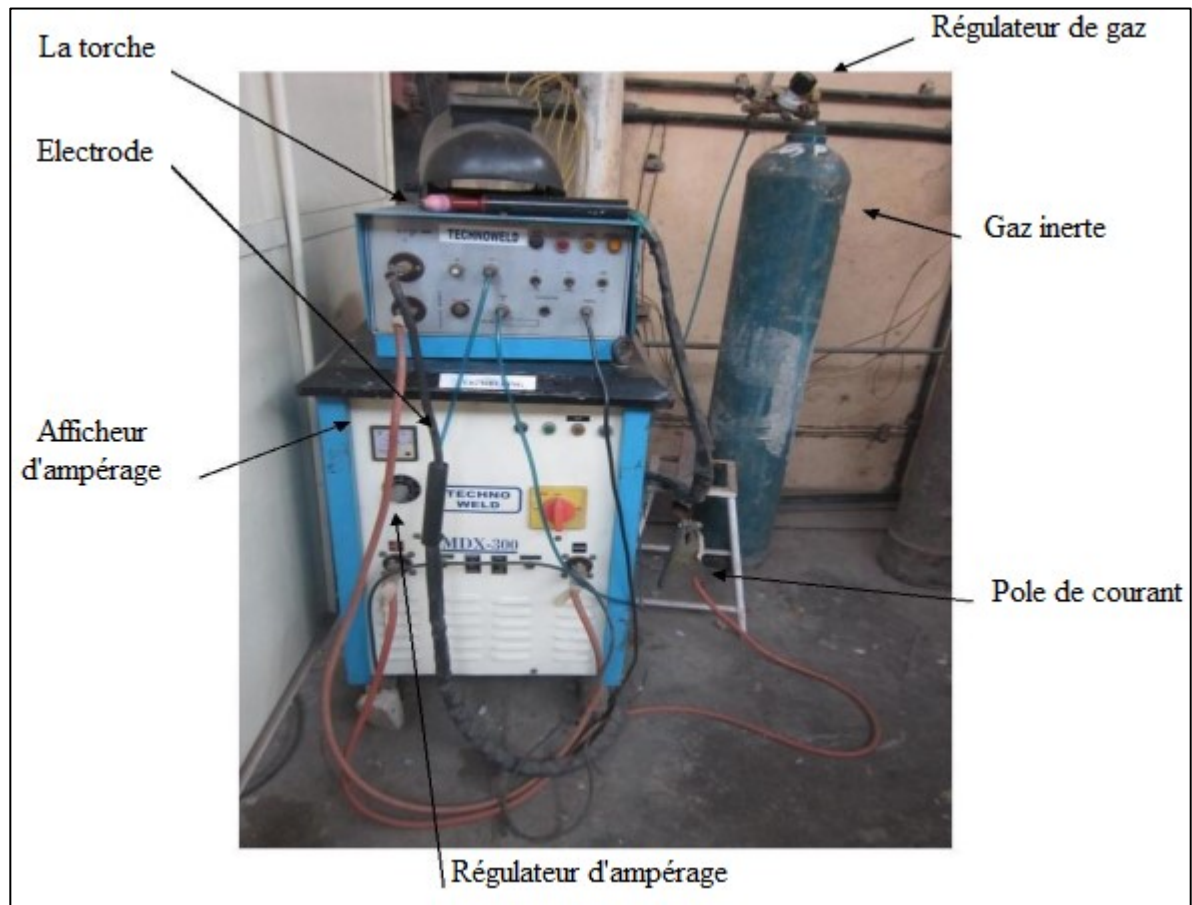


Figure III. 5. Installation TIG.

III.1.2.2. La torche

La torche se compose de collet, une électrode de tungstène qui contient de 2% thorium indiqué avec une couleur rouge et destiné pour le soudage des aciers inoxydables austénitiques par TIG, un bouchon vissé, manipuler et une nozzle résistant à la chaleur qui est fabriqué de divers types de matériaux (céramique, métal, céramique revêtue de métal) en

différentes formes, diamètres et longueurs. La nozzle est vissé dans la tête de la torche. La figure III.6 présente les différents composants de la torche utilisé dans ce travail.

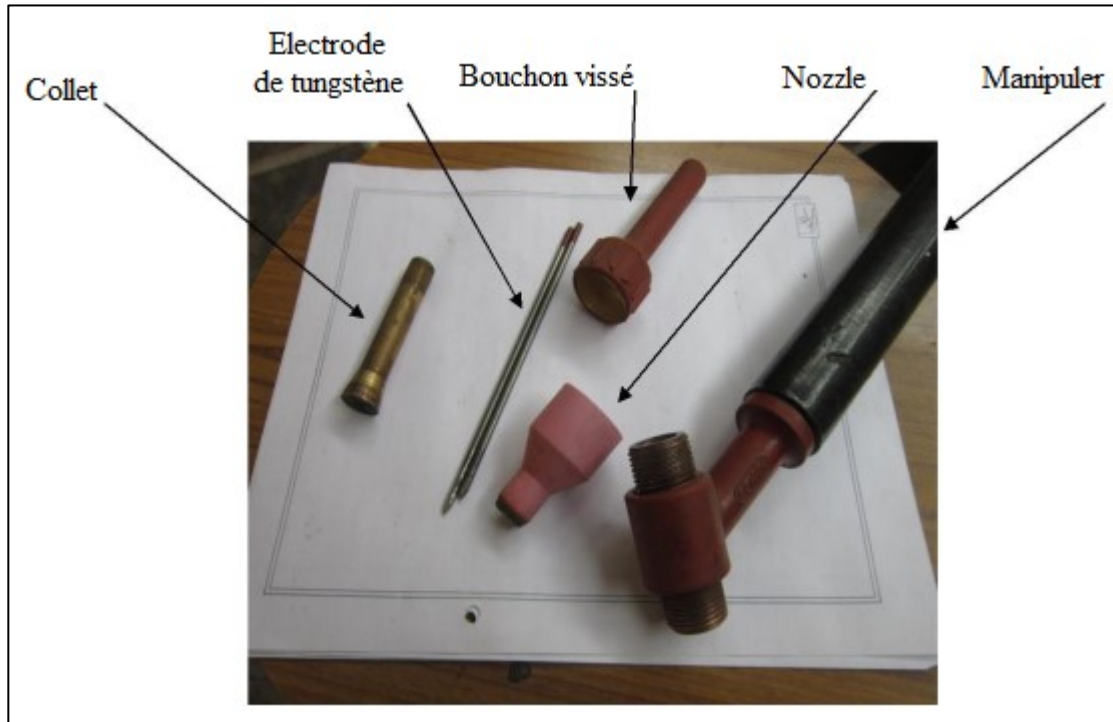


Figure III. 6. Composants de la torche.

III.1.2.3. Métal d'apport

On a choisi le métal d'apport d'après la composition chimique de notre matériau acier inoxydable austénitique 304L (Tableau III.2). La figure III.7 présente le métal d'apport utilisé 308L.

Tableau III. 2. Composition chimique de métal d'apport.

Matériau	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P	Fe
Métal d'apport (308L)	0.04	1.0	1.5	19.5	10.0	0.75	0.03	0.04	Balance



Figure III. 7. Métal d'apport utilisé 308L.

III.1.2.4. Dispositif de soudage

Le soudage par TIG a été effectué bout à bout sur les tôles à l'aide d'un gabarit de soudage spécial (figure III.8). Pour obtenir une soudure de bonne qualité, des gaz primaires et secondaires ont été utilisés. Gaz primaire provenant de la tête de la torche (nozzle) est utilisée pour séparer l'arc et le métal de fusion à l'air atmosphérique. Le gaz secondaire est utilisé pour empêcher la région de soudure et le métal de base pour éviter la contamination de la face inférieure du joint et la distorsion. Sur la base des études de soudage sur plaque et des essais préliminaires, les paramètres de processus ont été établis. Pour obtenir la profondeur de pénétration totale un courant de soudage de 35A avec une vitesse de 11 mm/min ont été utilisés.

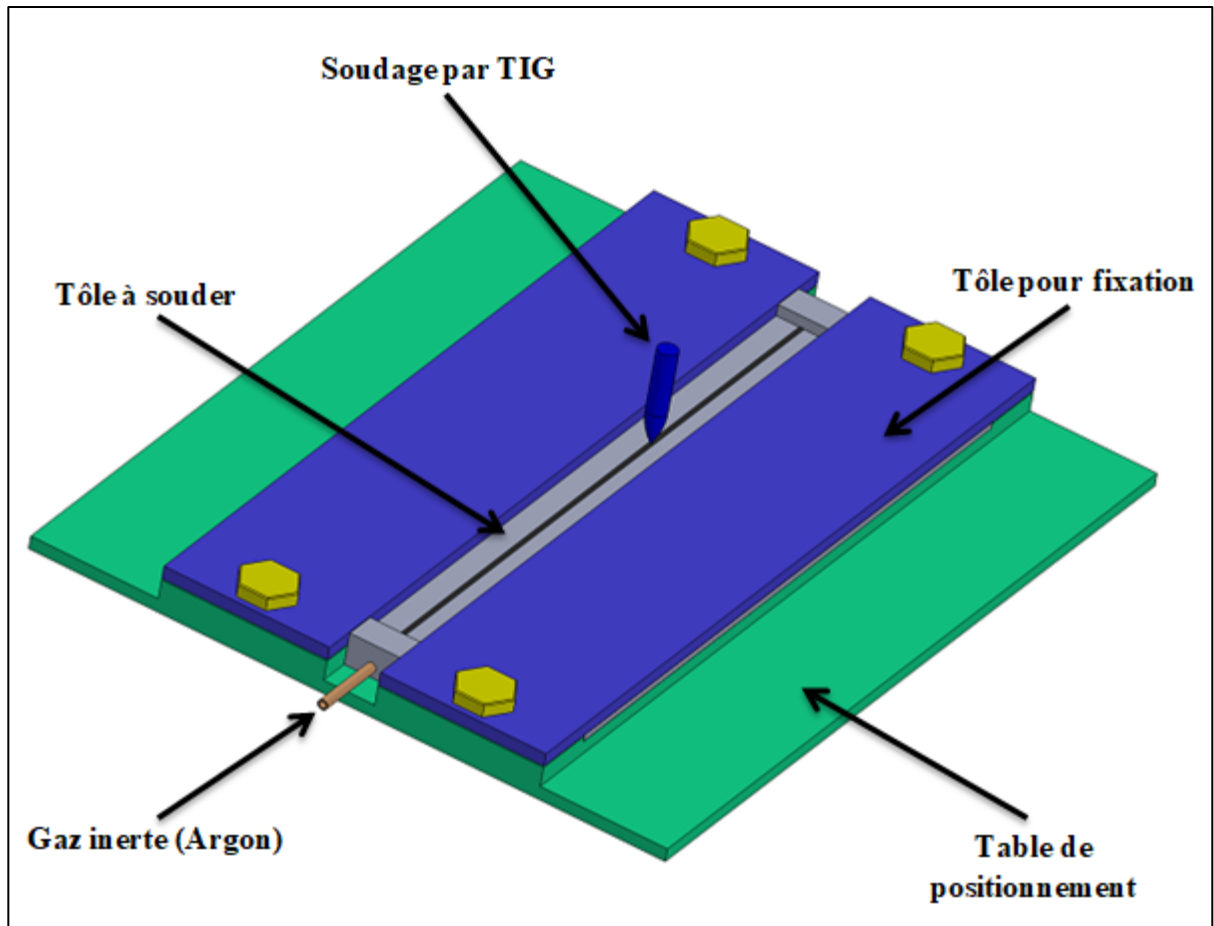


Figure III. 8. Dispositif de soudage.

III.2. Usinage et découpe des éprouvettes

III.2.1. Principe

Le découpage au jet d'eau est un procédé de fabrication qui utilise un jet d'eau hyperbare pour découper les matières avec des épaisseurs allant jusqu'à 600 mm comme les matériaux métalliques, composites et produits agroalimentaires...

La figure III.9 présente le schéma des différents composants d'une machine à jet d'eau.

On distingue deux techniques de découpage :

La découpe à l'eau pure contient une buse de coupe de 0,08 mm à 0,30 mm.

La découpe à l'eau qui peut contenir des additifs comme l'abrasif type grenat d'une granulométrie de 80 mesh pour faciliter la coupe des matériaux qui contient une buse de coupe de 0,20 mm à 0,40 mm. Canon de focalisation de 0,50 mm à 1,2 mm. Les matériaux découpés sont posés sur un support composé de lames qui finissent par être découpées par le

jet d'eau. Il est donc nécessaire de les remplacer régulièrement pour assurer un bon positionnement du matériau à découper. L'eau sort de la buse de découpe sous très haute pression jusqu'à 6150 bars avec une vitesse de 1200 m/s. Le bruit d'une machine en fonctionnement peut monter jusqu'à 90 décibels. Ce bruit peut facilement être diminué. Le tableau III.3 présente les vitesses de découpage selon l'épaisseur des matériaux.

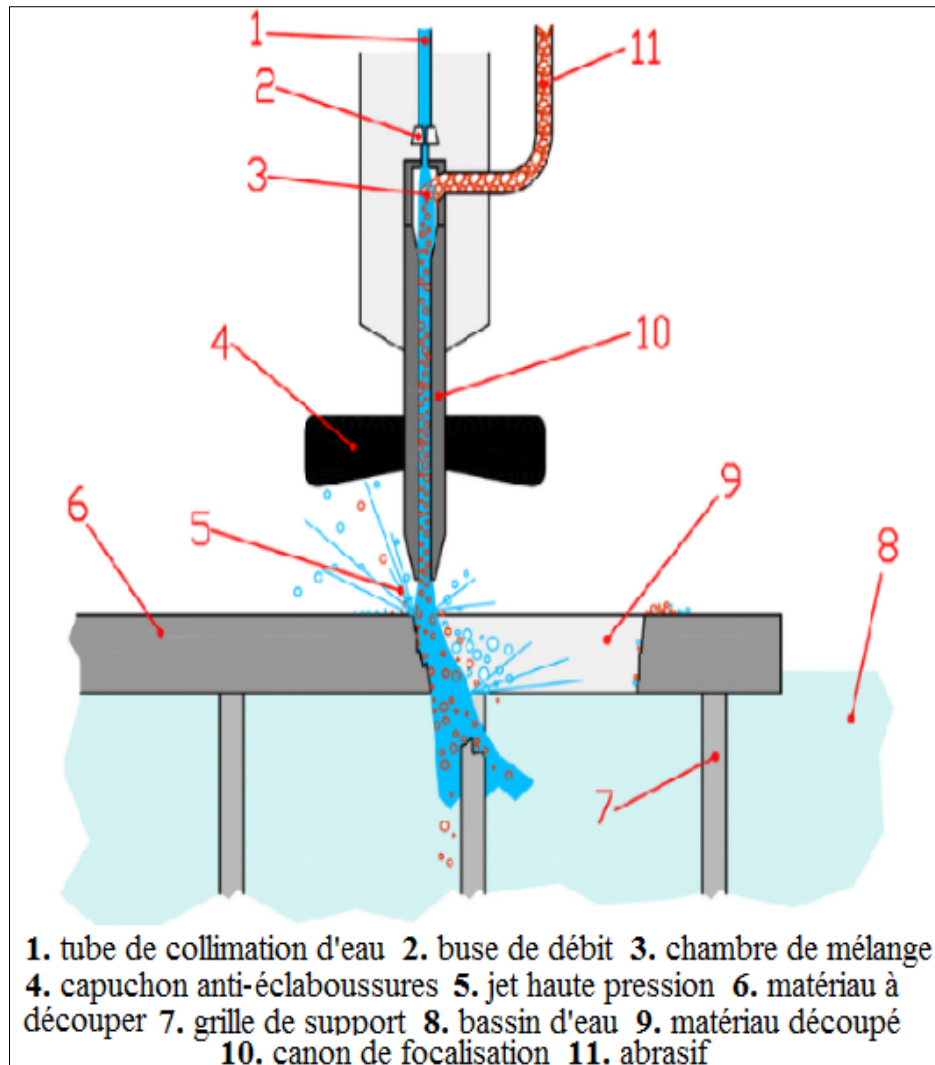


Figure III. 9. Schéma des différents composants d'une machine à jet d'eau.

Tableau III. 3. Vitesses de découpage selon l'épaisseur d'acier AISI 304L.

Epaisseur (mm)	5	10	15	20	25	30	50	100
Vitesse (mm/min)	833	454	290	208	159	125	60	22

III.2.2. Equipement utilisé

L'opération d'usinage des éprouvettes a été effectuée avec une machine à jet d'eau de la marque YONGDA WATER JET (figure III.10).



Figure III. 10. Machine d'usinage à jet d'eau.

III.3. Grenailage

III.3.1. Principe

Le principe d'opération de grenailage est basé sur le bombardement de la surface d'un matériau par des petites billes en métal à une vitesse contrôlée. Il résulte une déformation plastique dans le matériau.

III.3.2. Equipement utilisé

La machine de grenailage utilisée dans notre travail est installée au niveau d'entreprise ETRAG à Constantine qui est de la marque TURBOTECNICA et ses principaux constituants sont la chambre de grenailage, l'élévateur de grenaille, la bande transporteuse, le doseur de grenaille, le séparateur de la grenaille d'alimentation, et le tamis vibrant (figure III.11).



Figure III. 11. La machine de grenaillage.

III.4. Préparation des éprouvettes

Le matériau de base est un acier inoxydable austénitique de type 304L qui contient les éléments principaux (fer-chrome-nickel). La composition chimique de notre matériau est obtenue par analyse chimique et est confirmé à la norme ASTM et présenté dans le tableau III.4.

Tableau III. 4. Composition chimique de l'acier inoxydable austénitique 304L.

Élément		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P	Fe
ASTM	Min	-	-	-	18,00	8,00	-	-	-	Balance
	Max	0,03	1,00	2,00	20,00	12,00	-	0,03	0,045	Balance
304L utilisé		0,025	0,36	1,40	19,10	8,49	0,28	0,01	-	Balance

III.4.1. Découpage des tôles

L'acier inoxydable austénitique 304L utilisé sous forme de morceaux avec les dimensions suivantes (500 mm, 70 mm, 1 mm) qui sont découpé à partir deux tôles de dimensions (2000 mm, 1000 mm, 1 mm) (figure III.12a) pour le soudage. Cette opération est effectuée à l'aide d'une giotine (figure III.12b) qui a donné cinquante morceaux.



Figure III. 12. Découpage des tôles en acier inoxydable austénitique 304L.

III.4.2. Soudage

On a soudé chaque deux morceaux obtenus par le découpage bout à bout par la technique tungstène inerte gaz (TIG) à l'aide d'un dispositif de fixation. Cette opération a donné vingt-cinq tôles soudées de dimensions (500 mm, 140 mm, 1 mm) (figure III.13).



Figure III. 13. Morceaux découpés et soudés bout à bout par TIG.

Les éprouvettes de fatigue obtenus après l'opération d'usinage par la technique de jet d'eau à haute pression avec les dimensions de (140 mm, 30 mm, 1mm) sous la norme française A 03-401, A 03-402 et A 03-403 sont présenté dans la figure III.14 Cette opération a donné trois cent éprouvettes de fatigue.

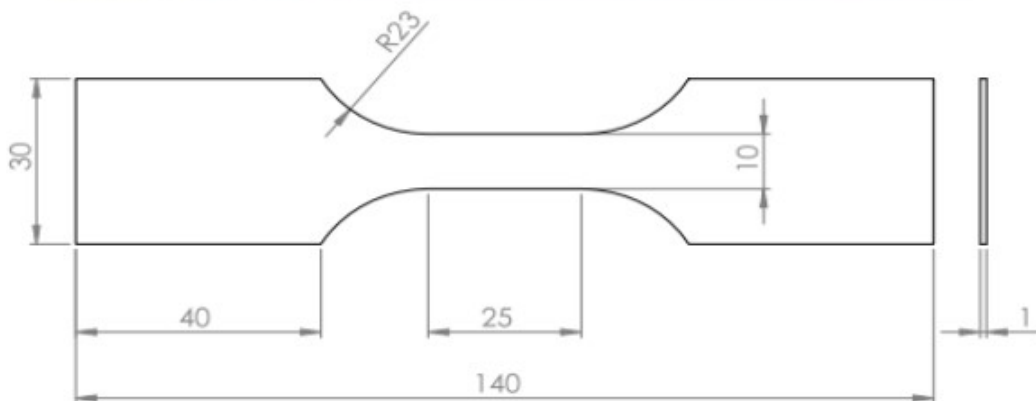
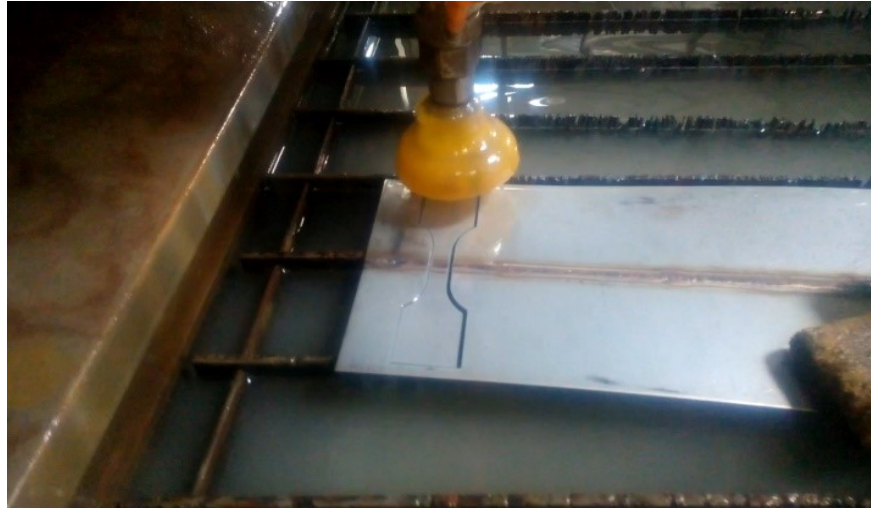


Figure III. 14. Epreuve usiné.

Les éprouvettes sont fixés sur un dispositif (figure III.15) et placés dans la chambre de grenailage. L'opération de grenailage est effectuée sur cent cinquante éprouvettes par des grenailles en acier avec un diamètre de 0.6 mm (figure III.16) et une vitesse de 1000 tour/min pendant 5 et 7 min sur les deux côtés des éprouvettes.

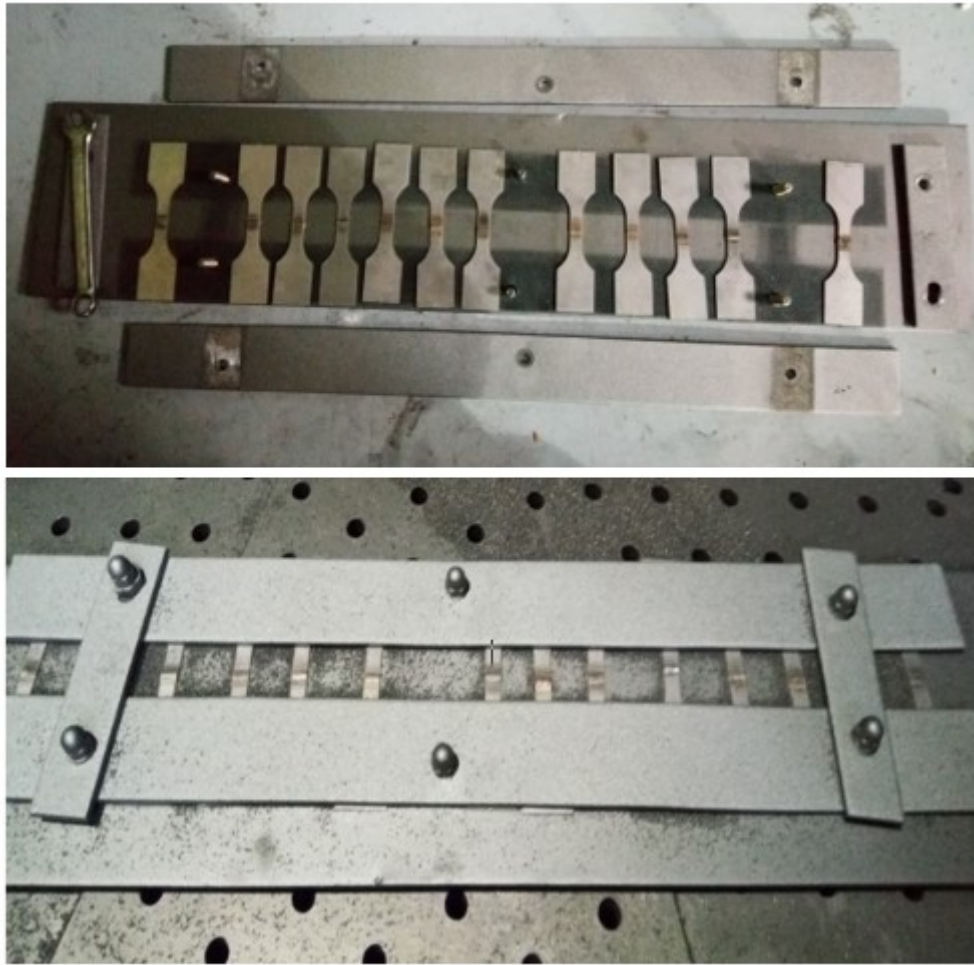


Figure III. 15. Dispositif de grenaillage.



Figure III. 16. Les grenailles.

III.5. Méthode de mesure de microdureté

III.5.1. Principe

La mesure de dureté Vickers se fait avec une pointe pyramidale normalisée en diamant de base carrée et d'angle au sommet entre faces égal à 136° . L'empreinte a donc la forme d'un carré ; on mesure les deux diagonales d_1 et d_2 de ce carré à l'aide d'un appareil optique. On obtient la valeur d en effectuant la moyenne de d_1 et d_2 . C'est d qui sera utilisé pour le calcul de la dureté. La force et la durée de l'appui sont également normalisées (figure III.17).

$$HV = 1,854 F/d^2$$

F = charge d'essai (de 1 à 120 daN)

D = diagonale (moyenne de d_1 et d_2) de l'empreinte en mm

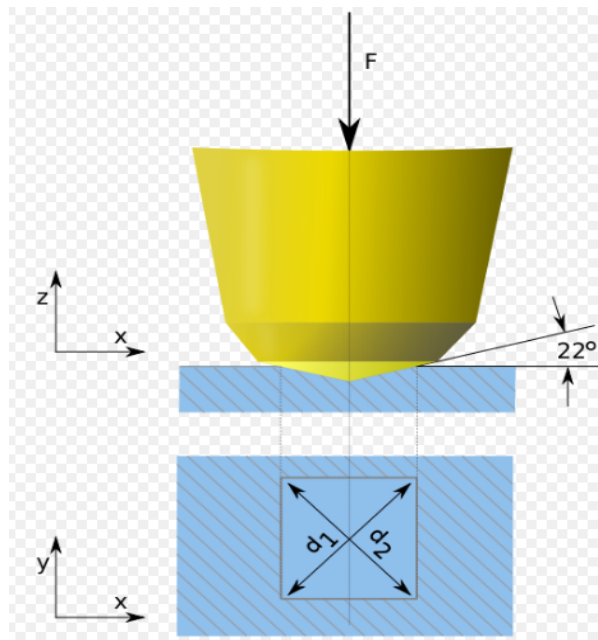


Figure III. 17. Principe de dureté Vickers.

Essais de microdureté s'effectue sous très faibles charges inférieures à 0,2 daN avec une pyramide diamant Vickers. La mesure de la dimension se fait avec un microscope métallographique. Les empreintes font quelques microns.

III.5.2. Equipement utilisé

Le microduromètre utilisé dans notre travail est installée au niveau d'Entreprise TRacteurs AGRicoles (ETRAG) à Constantine qui est de la marque Zwick/ Roell (figure III.18). La charge appliquée est de la valeur 100 gf.



Figure III. 18. Microduromètre.

III.6. Méthode des essais de traction

III.6.1. Principe

Cet essai consiste à placer une éprouvette du matériau d'une forme plate ou cylindrique entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur l'éprouvette jusqu'à sa rupture. On enregistre l'allongement et la force appliquée, que l'on convertit ensuite en déformation et contrainte. L'essai de traction donne plusieurs valeurs importantes : le module de Young E , ou module d'élasticité longitudinale, exprimé en (MPa) ou en (GPa) ; la limite d'élasticité R_e , qui sert à caractériser un domaine conventionnel de réversibilité ; la résistance à la traction R_m , qui définit la limite à la rupture ; l'allongement à la rupture A , qui mesure la capacité d'un matériau à s'allonger sous charge avant sa rupture (figure III.19).

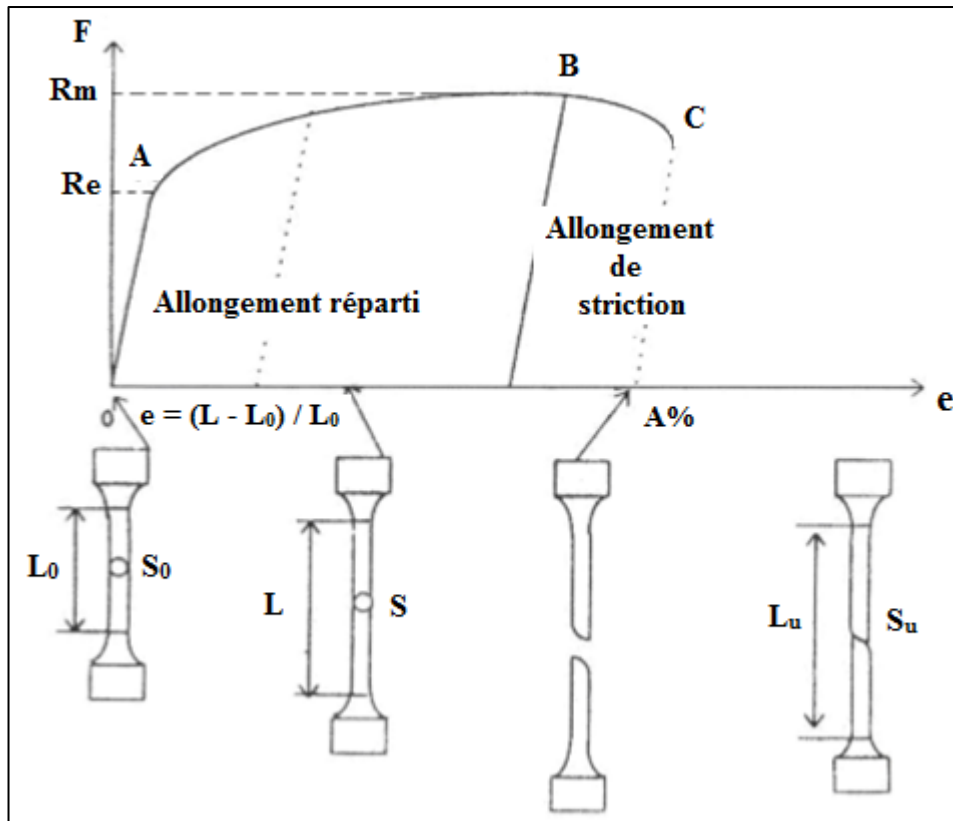


Figure III. 19. Courbe de traction effort-allongement.

Ligne OA : elle pratiquement droite

Il y a proportionnelle entre les efforts (F) et les allongements correspondants (ΔL).

Ces allongements sont temporaires, donc les allongements sont élastiques (ils sont uniformément répartis dans la longueur), la limite d'élasticité se situe dans cette région.

Zone AB :

Les allongements ne sont plus proportionnels aux efforts appliqués à l'éprouvette. Les allongements croissent plus vite que les efforts qui les provoquent et ils sont permanents.

L'effort maximal enregistré au cours de l'essai de F_m .

Quelque fois, on trouve une zone entre A et B correspondant à des glissements internes c'est une phase de transition entre les déformations élastiques et les déformations permanentes.

Zone BC :

A partir de cet instant, l'éprouvette s'étrangle, l'allongement se répartir donc sur une section inférieure à celle de l'éprouvette initiale. Il y a striction puis rupture.

III.6.2. Equipement utilisé

On a utilisé une machine de traction de la marque Zwick/ Roell d'une capacité de 50 kN qui est installé au niveau du laboratoire des essais mécaniques de notre département (figure III.20). L'essai de traction a été effectué sur trois éprouvettes soudés, trois éprouvettes soudés et grenillés pendant 5 min, et trois éprouvettes soudés et grenillés pendant 7 min.



Figure III. 20. Machine de traction.

III.7. Essai de fatigue

III.7.1. Principe de la machine de fatigue utilisé

La machine de fatigue utilisé est Zwick/ Roell équipé d'un logiciel Test Expert et un Vibrophore Amsler HFP 5100 qui est basé sur le principe d'un résonateur magnétique avec une fréquence maximale de 300 Hz (figure III.21). Lors de l'essai, la charge est contrôlée par un capteur de force d'une capacité de 5 KN qui permet d'imposer un chargement cyclique répétée de traction (traction-traction) avec un rapport de contrainte $R = 0$ et un chargement purement alterné (traction-compression) avec un rapport de contrainte $R = -1$ à une fréquence de 98 Hz.

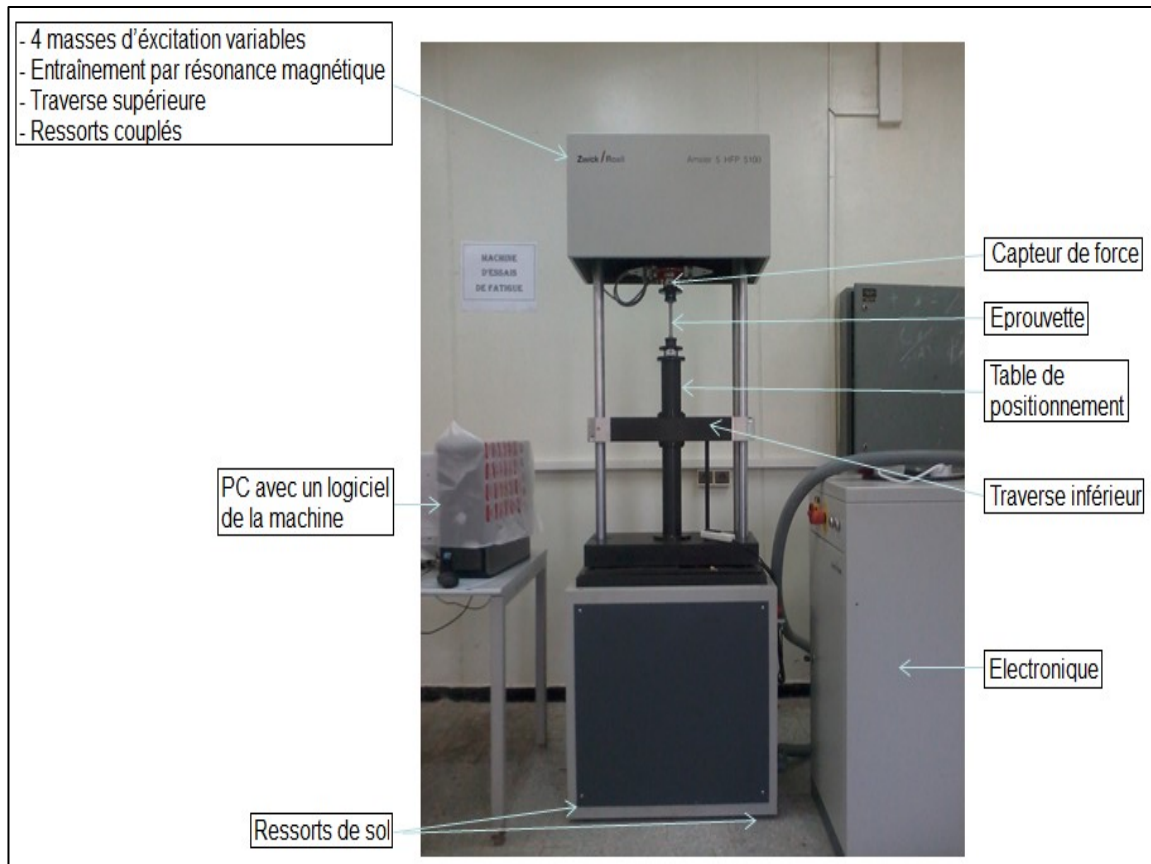


Figure III. 21. Machine de fatigue.

III.7.2. Mode opératoire

Les essais de fatigue sont effectués sur trois séries d'éprouvettes identiques sous une température ambiante et un nombre de cycle fixé à 10^7 cycles. Chaque éprouvette testé est fixé perpendiculairement dans le mors supérieur ensuite l'inférieur à l'aide d'une commande électrique qui permet le déplacement de la traverse inférieure ; la force de serrage doit être égale à 40 Nm. La première série d'éprouvette en acier inoxydable austénitique 304L soudé et non grenaillé testé sous un chargement cyclique de traction-traction ($R= 0$) et traction-compression ($R= -1$) ; la deuxième et la troisième en acier inoxydable austénitique 304L soudé et grenaillé pendant 5 et 7 min sous un chargement cyclique de traction-compression, successivement. Le tableau III.5 présente les conditions opératoires des essais de fatigue.

Tableau III. 5. Conditions opératoires des essais de fatigue.

Série	Rapport de contrainte R	Fréquence (Hz)	Contrainte (MPa)
Série 1 Joint soudé 304L sans grenailage	0	98	80, 82.5, 85, 87.5, 90, 92.5, 95
	-1	98	95, 97.5, 100, 102.5, 105
Série 2 Joint soudé 304L grenailé 5 min	-1	98	95, 97.5, 100, 102.5, 105
Série 3 Joint soudé 304L grenailé 7 min	-1	98	117.5, 120, 122.5, 125, 127.5, 130

III.8. Préparation métallurgique

III.8.1. Principe

Le polissage est l'étape principale de la métallographie pour observer les détails microscopiques, nanoscopiques, de la structure, il faut éliminer les rayures. Le polissage s'effectue à l'aide des papiers avec des particules abrasives d'une taille de particules plus fine, en général en carbure de silicium (SiC). Si la surface n'est pas plane, on commence par un papier à gros grain, puis passe successivement à des papiers à grain plus fin (120, 180, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200, 2000).

III.8.2. Révélation de la microstructure

L'attaque chimique électrolytique implique l'immersion complète d'un échantillon préparé (poli finement), dans une cellule électrochimique qui contient un réactif d'attaque ce qui produit l'enlèvement de matière à sa surface (figure III.22).

Pour révéler la structure de l'acier inoxydable austénitique 304L, on a fait une attaque chimique électrolytique avec l'acide oxalique pendant deux minutes.



Figure III. 22. Attaque chimique électrolytique.

III.9. Microscope optique métallographique

Pour l'analyse de la microstructure, nous avons eu recours à la microscopie optique qui repose sur la réflexion de la lumière par les échantillons métalliques et l'agrandissement des images effectuées par un jeu de lentilles disposées dans les objectifs et les oculaires. Dans notre travail, nous avons utilisé un microscope optique, type Nikon Eclipse LV 150 doté d'une caméra SD-Fi2 avec un logiciel d'acquisition NIS-Elements D, représenté dans la figure III.23.



Figure III. 23. Microscope optique (Nikon Eclipse LV 150).

III.10. Microscope électronique à balayage (MEB)

Le microscope électronique à balayage utilisé pour la caractérisation des surfaces endommagées après fatigue est de type ZEISS série EVO MA25 avec un logiciel Smart Browse. Ce microscope est couplé à un système complet de microanalyse par dispersion d'énergie (EDS X) avec un logiciel AZtec (figure III.24).



Figure III. 24. Microscope électronique à balayage avec EDS.

III.10.1. Description de MEB

Un microscope électronique à balayage est composé d'un canon à électrons et d'une colonne électronique, dont la fonction est de produire une sonde électronique fine sur l'échantillon, d'une platine porte-objet permettant de déplacer l'échantillon dans les trois directions, de détecteurs permettant de capter et d'analyser les rayonnements émis par l'échantillon, l'appareil doit nécessairement être équipé d'un système de pompes à vide. On utilise une pompe à diffusion afin d'effectuer un vidage secondaire. Un faisceau d'électrons qui est produit par un canon à électrons est projeté et se déplace sur l'échantillon à analyser. L'interaction entre la sonde et l'échantillon donne des électrons secondaires avec une basse énergie. Ces derniers sont accélérés vers un détecteur qui a pour rôle d'amplifier le signal électrique reçu à chaque point. Les différentes particules sont analysées par différents détecteurs qui permettent de reconstruire une image en trois dimensions de la surface (figure III.25).

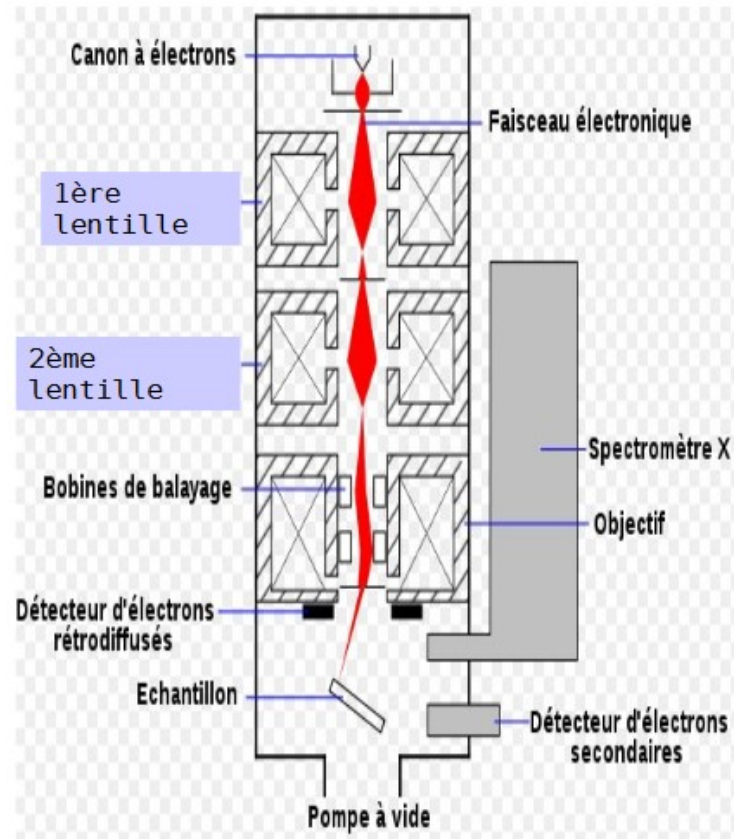


Figure III. 25. Schéma du microscope électronique à balayage.

Chapitre IV

Résultats et discussion

IV.1. Détermination de la quantité de ferrite

Les résultats obtenus à partir l'étude sur l'amélioration de la durée de vie en fatigue des joints soudés en aciers inoxydables 304L réalisé par la technique de soudage tungstène inerte gaz (TIG) et grenailés, concernant l'effet du grenailage sur la limite d'endurance des joints soudés.

Le traitement de grenailage est effectué pour introduire la contrainte de compression en surface au joint de soudure de tôles minces en acier inoxydable 304L (1 mm d'épaisseur).

À partir les formules de nickel équivalent et chrome équivalent on a calculé la quantité de ferrite du joint soudé en acier inoxydable 304L utilisé dans notre étude.

$$Ni_{eq} = \% Ni + (0,5x \% Mn) + (30x \% C)$$

$$Ni_{eq} = 8,49 + (0,5x1,4) + (30x0,025)$$

$$Ni_{eq} = 9,94$$

$$Cr_{eq} = \% Cr + (2x \% Si) + (1,5x \% Mo)$$

$$Cr_{eq} = \% 19,1 + (2x0,36) + (1,5x0,28)$$

$$Cr_{eq} = 20,24$$

$$\% \text{ ferrite} = 3(Cr_{eq} - 0,93Ni_{eq} - 6,7)$$

$$\% \text{ ferrite} \approx 13$$

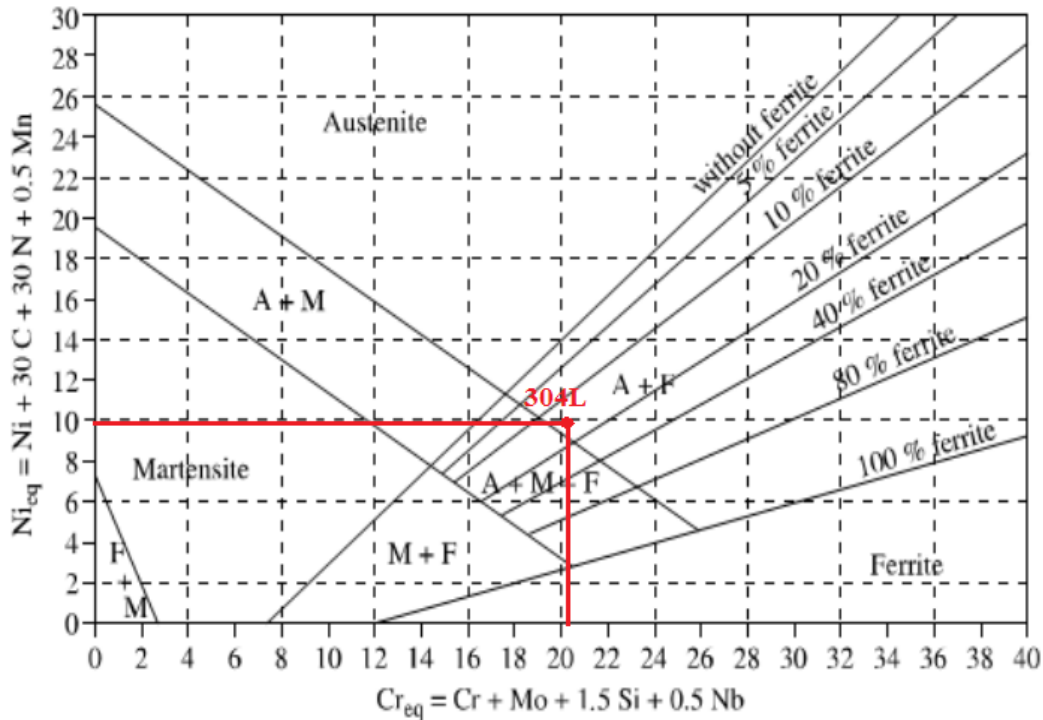


Figure IV. 1. Quantité de ferrite du joint soudé en acier inoxydable austénitique 304L.

IV.2. Analyse microstructurale

La figure IV.2 montre les microstructures des différentes zones du joint pour trois éprouvettes : non grenailles (Fig. IV.2a), grenaille pendant 5 min (fig. IV.2b) et grenaille pendant 7 min (fig. IV.2c).

Pour tous les spécimens, trois zones différentes peuvent être distinguées : une zone de fusion (ZF), une zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal de base (MB).

Les micrographies révèlent que le métal de base est constitué des grains fins austénitiques par rapport au zone affecté thermiquement, cette dernière présente des grains austénitiques grossiers et la zone de fusion contient deux régions : une phase dendritique qui est une austénite enrichie en nickel et un phase inter-dendritique enrichie en chrome [3][12].

De plus, en comparant les différentes micrographies, nous avons noté que les grains de surface sont réduits par le grenailage. Ce phénomène conduit au durcissement de surfaces dû à des déformations plastiques pendant le traitement [89]. Les points noirs sur les spécimens grenailles représentent l'impact des billes de grenailage ; il est clair que leur nombre est plus grand dans l'échantillon grenaille pendant 7 min.

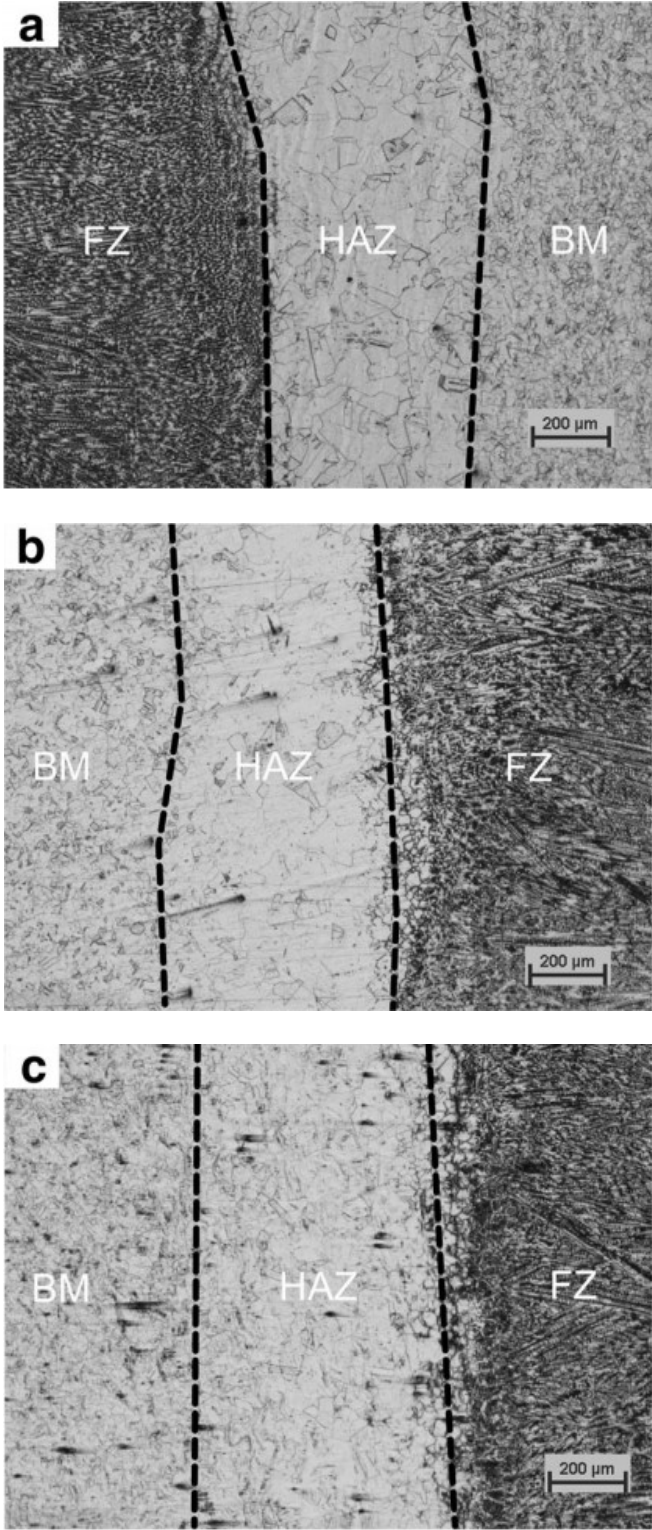


Figure IV. 2. Micrographie optique d’acier inoxydable 304L soudé. a) non-grenailé. b) grenailé pendant 5 min. c) grenailé pendant 7 min.

IV.3. Microdureté

Les mesures de microdureté Vickers pour une charge de 100 gf dans les différents zones MB, ZAT et ZF des échantillons non grenailés, et grenailés pendant cinq et sept min sont présentés dans le tableau IV.1 et la figure IV.3. Chaque colonne dans la figure IV.3 correspond à la valeur moyenne pour six mesures.

On remarque que la microdureté diminue en passant de métal de base (MB) à la zone affectée thermiquement (ZAT) et la zone de fusion (ZF) dans les trois échantillons (comme-reçu, cinq min grenailage, sept min grenailage).

L'effet du grenailage sur la valeur de microdureté de métal de base et la zone affectée thermiquement est claire, où les valeurs les plus élevées sont trouvées après le grenailage, due à la déformation plastique importante qui s'accompagne d'une transformation d'une petite partie de phase austénitique à martensite [3]. Le grenailage n'a pas un effet important sur les valeurs de la microdureté dans la zone de fusion pour tous les échantillons.

Tableau IV. 1. Détail de microdureté Vickers du joint soudé en acier inoxydable 304L.

		HV _{0,1}						Moyenne
Sans grenailage	MB	240	209	219	203	214	198	213,83
	ZAT	173	182	199	177	176	187	182,33
	ZF	168	163	172	179	173	178	172,16
5 min grenailage	MB	218	220	215	221	226	218	219,66
	ZAT	188	199	201	294	189	196	194,50
	ZF	173	161	168	171	176	187	172,66
7 min grenailage	MB	224	221	228	221	222	218	222,33
	ZAT	203	201	187	203	209	193	199,33
	ZF	170	178	185	168	170	169	173,33

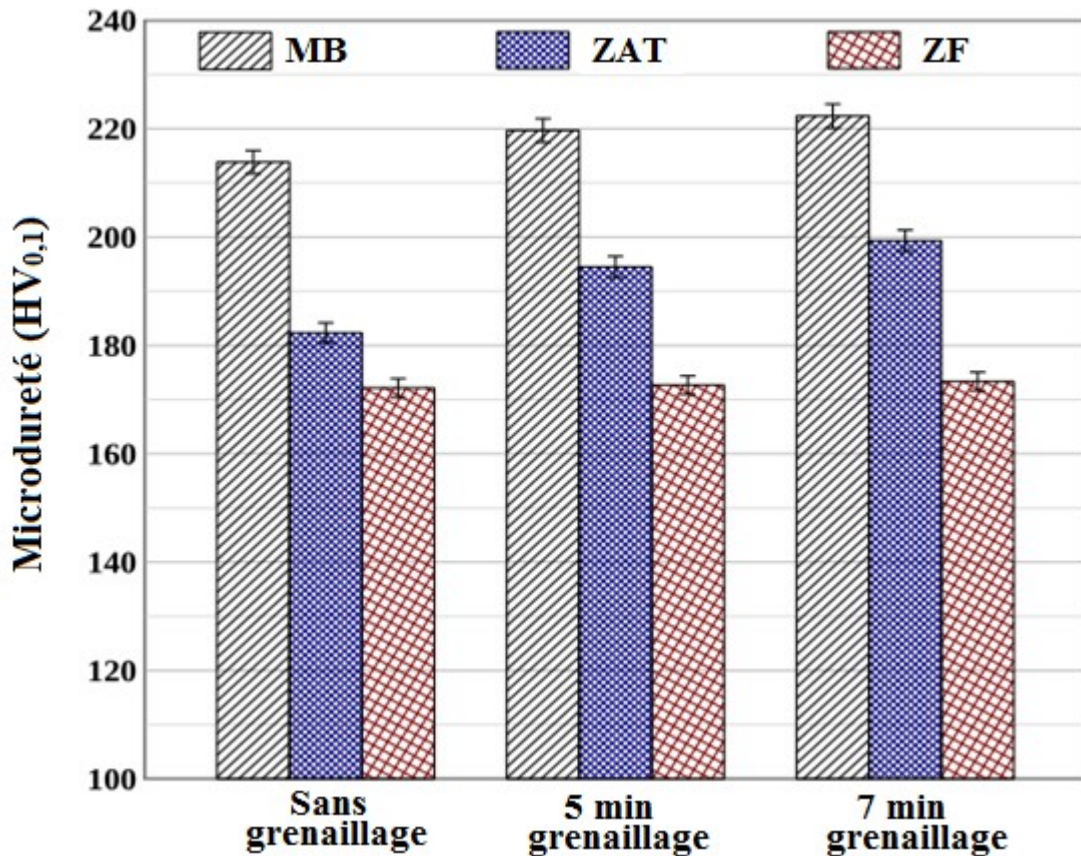


Figure IV. 3. Microdureté des différentes zones d'acier inoxydable 304L soudé non-grenailé, grenailé pendant 5 et 7 min.

IV.4. Résistance du joint soudé

La limite d'élasticité et la résistance maximale à la traction du joint soudé sont déterminées des courbes de traction contrainte-allongement obtenu sur des éprouvettes non grenailés et grenailés cinq et sept min et présentées à la figure IV.4. On remarque que les propriétés mécaniques sont améliorées après le grenailage ; et quand le temps de grenailage augmente la limite élastique et la résistance à la traction augmentent (figure IV.5).

Les valeurs obtenues pour toutes les éprouvettes sont rassemblées dans le tableau IV.2. Les résultats montrent que la résistance maximale à la traction (R_m) de 726 MPa et la limite maximale d'élasticité de 329 MPa sont obtenus pour l'éprouvette grenailée pendant sept min. Ces valeurs sont supérieures à ceux rapportés par Batoool et al [12], qui atteint une valeur de la résistance à la traction de 675 MPa en utilisant la technique de soudage à l'arc micro-plasma appliquée sur des tôles minces en acier inoxydable 304L (0,8 mm).

D'autres études ont utilisé la technique de soudage par laser et par hybride ont atteint une valeur de la résistance à la traction de 733 MPa et 683 MPa, respectivement [8]. Cela prouve que les matériaux soudés par TIG avec un traitement de grenailage peuvent donner des résultats similaires ou supérieurs, aux techniques les plus avancées et les plus coûteuses.

Tableau IV. 2. Résultats détaillés des essais de traction.

Désignation	Limite élastique (MPa)	Résistance à la traction (MPa)	Allongement (%)
AISI 304L soudé non-grenailé	313	677	48
AISI 304L soudé grenailé 5 min	321	691	44
AISI 304L soudé grenailé 7 min	329	726	58

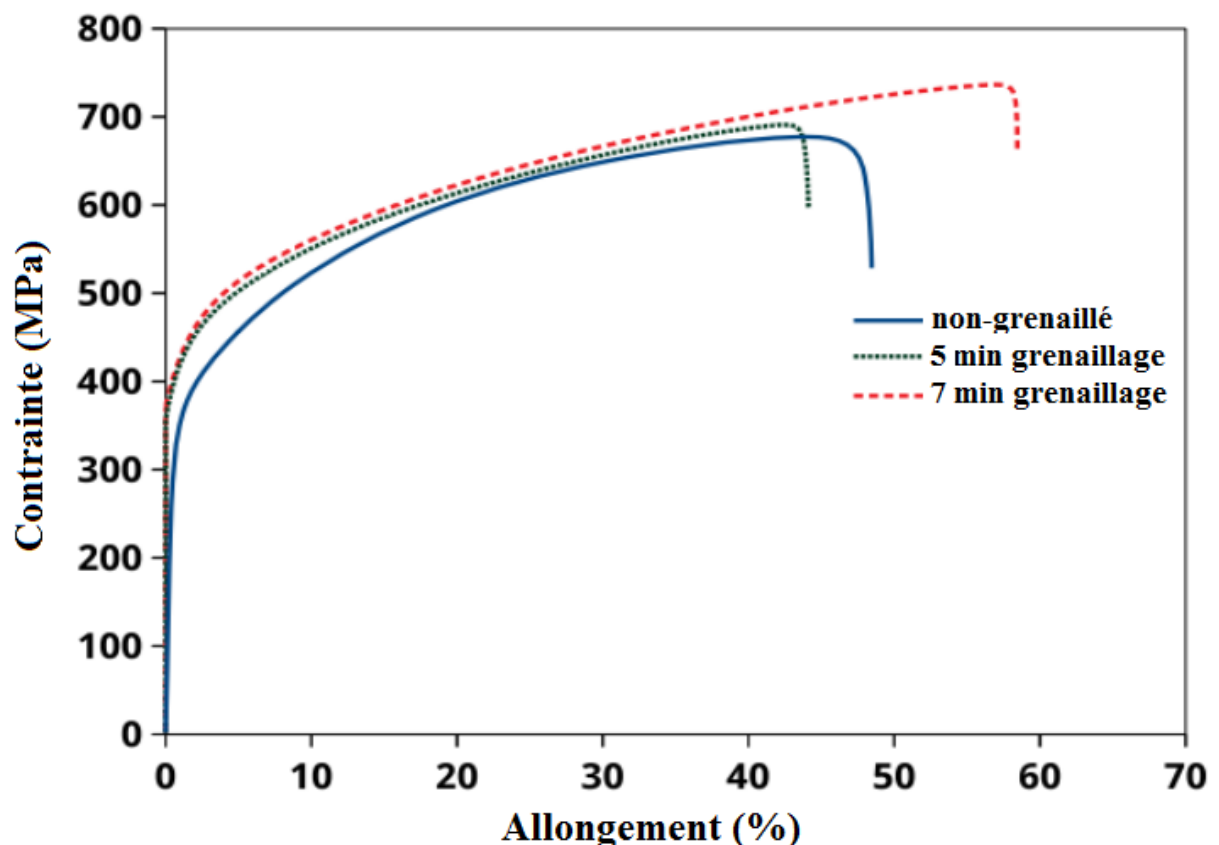


Figure IV. 4. Courbes de traction d'acier inoxydable 304L soudé non-grenailé, grenailé pendant 5 et 7 min.

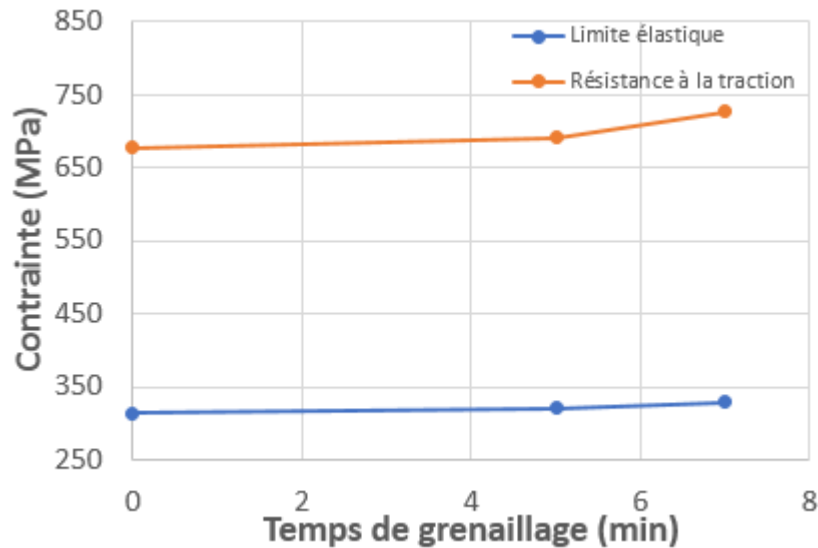


Figure IV. 5. La limite élastique et la résistance à la traction en fonction du temps d’immersion.

IV.5. Détermination de la limite d’endurance du joint soudé

Le comportement en fatigue des joints soudés d’acier inoxydable AISI 304L sous chargement cyclique à amplitude constante est obtenues à l’aide de courbes S-N (courbes de Wöhler). Cette courbe est tracée à l’aide des éprouvettes rompues à différents niveaux de contraintes. À chaque niveau de contrainte on a testé sept éprouvettes.

Les figures IV.6 et IV.7 présentent les courbes S-N de joint soudé d’acier inoxydable AISI 304L non grenailé sous un chargement cyclique de traction-traction (R = 0) et de traction-compression (R = -1), respectivement. Le tableau IV.3, IV.4 présentent les nombres de cycles à rupture, probabilités de rupture pour les différentes amplitudes de contraintes utilisés concernant éprouvettes soudés non-grenailés (R=0), (R= -1).

Les résultats des essais de fatigue sont traités au moyen de la méthode **S.A.F.D.**

Norme **ISO 3800.**

$$Pr = \frac{3i - 1}{3n + 1} \times 100\% \dots \dots \dots (1)$$

Pr : probabilité de rupture.

i: ordre des éprouvettes.

n: nombre des éprouvettes.

$$K = \frac{\log\left(\frac{N_2}{N_1}\right)}{\log\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_2}\right)} \dots\dots\dots (2)$$

$$T_N = 1: \frac{N_{10\%}}{N_{90\%}} \dots\dots\dots (3)$$

$$T_\sigma = 1: \frac{\sigma_{10\%}}{\sigma_{90\%}} \dots\dots\dots (4)$$

K : la pente.

N : le nombre de cycle.

σ: la contrainte.

T_N : la distribution de nombre de cycle.

T_σ : la distribution de contrainte.

Les courbes de Wöhler de toutes les séries sont tracés et corrigées à l'aide d'un programme nommé "**Wöhlerauswertung**" de l'Institut de Conception et d'Analyse Structurale de Navires à l'Université de Technologie de Hambourg.

Tableau IV. 3. Détails de nombres de cycles à rupture et probabilités de rupture sous différentes amplitudes de contraintes pour des éprouvettes soudés (R=0).

Contrainte (MPa)	Nombre de cycles à rupture	Probabilité de rupture (%)
80	2 615 911	3,64
	1 902 200	9,09
	1 415 200	14,55
82,5	1 730 068	20,00
	1 722 060	25,45
	1 299 750	30,91
85	477 500	36,36
	875 800	41,82
	576 410	47,27
87,5	482 200	52,73
	413 570	58,18
	399 000	63,64
90	199 900	69,09
	222 000	74,55
92,5	262 320	80,00
	248 000	85,45
95	31 800	90,91
	220 700	96,36

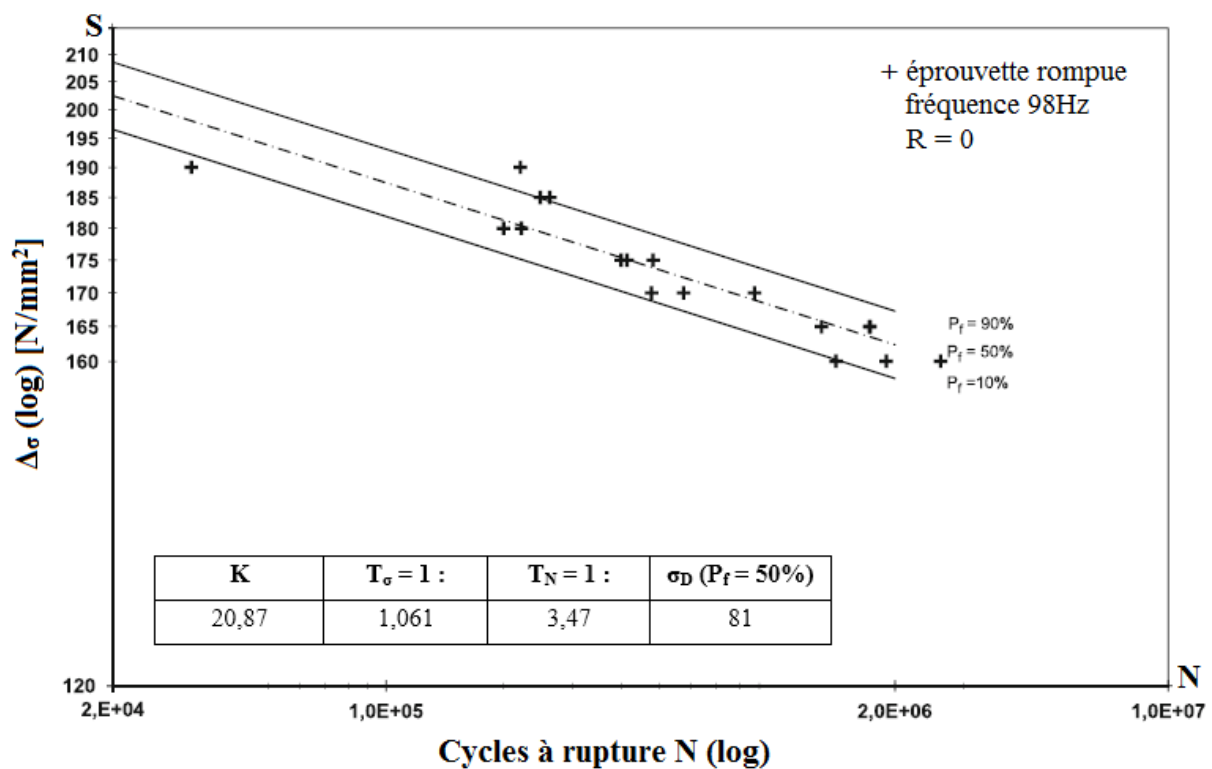


Figure IV. 6. Courbe de Wöhler S-N de joint soudé en acier inoxydable 304L sous chargement cyclique de traction-traction.

Tableau IV. 4. Détails de nombres de cycles à rupture et probabilités de rupture sous différentes amplitudes de contraintes pour des éprouvettes soudés non-grenailés (R= -1).

Contrainte (MPa)	Nombre de cycles à rupture	Probabilité de rupture (%)
92,5	4 444 785	4,35
95	851 700	10,87
	1 010 745	17,39
	1 238 880	23,91
	1 759 400	30,43
97,5	740 000	36,96
	854 909	43,48
	960 290	50,00
100	550 730	56,52
	585 190	63,04
	938 000	69,57
102,5	267 365	76,09
	460 950	82,62
105	127 380	89,13
	155 700	95,65

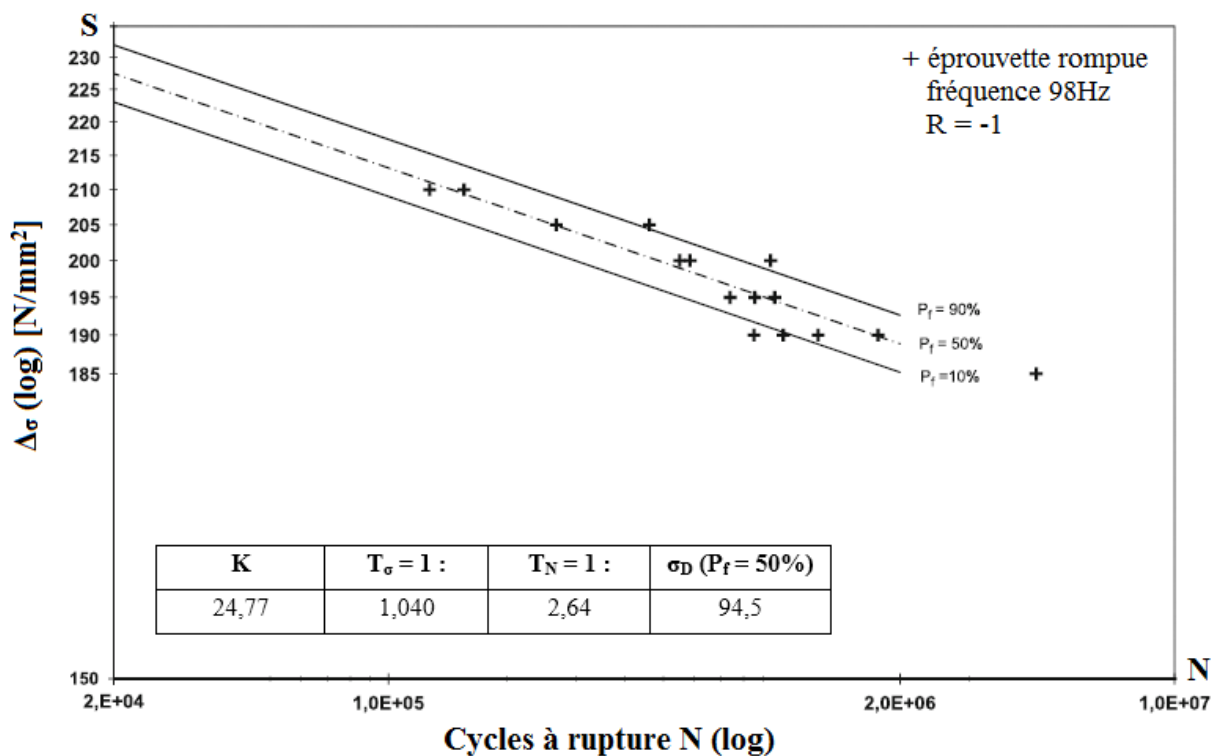


Figure IV. 7. Courbe de Wöhler S-N de joint soudé en acier inoxydable 304L sous chargement cyclique de traction-compression.

Sous le rapport de contrainte $R = 0$, nous avons constaté que la limite d'endurance est d'environ 81 MPa, avec une pente $K = 20,87$, distribution de contrainte $T\sigma = 1,061$, et distribution de nombre de cycle $T_N = 3,47$.

Sous le rapport de contrainte $R = -1$, la limite d'endurance et la pente K ont augmenté à 94,5 MPa et 24,77 successivement ; la distribution de contrainte $T\sigma$ et la distribution de nombre de cycle T_N ont diminué à 1,040 et 2,64 successivement.

Ceci suggère que l'acier inoxydable 304L soudé présente un meilleur comportement mécanique en fatigue sous un chargement cyclique de traction-compression ($R = -1$) par rapport à un chargement cyclique de traction-traction ($R = 0$). On peut expliquer ce comportement par l'absence de contrainte statique sous chargement de traction-compression où :

$$\text{Si } \mathbf{R = 0} \quad (\sigma_s \neq 0) \Rightarrow \quad \sigma_{\max} = \sigma_s + \sigma_d$$

$$\mathbf{R = -1} \quad (\sigma_s = 0) \Rightarrow \quad \sigma_{\max} = \sigma_d$$

σ_{\max} contrainte maximale ;

σ_s contrainte statique ;

σ_d contrainte dynamique.

Ainsi, nous avons testé les éprouvettes subis un traitement de grenailage pendant cinq et sept minutes sous un chargement cyclique de traction-compression $R = -1$.

Les résultats des essais de fatigue obtenus sur des joints soudés non grenailés et grenailés pendant cinq et sept minutes avec un rapport de contrainte $R = -1$ sont présentés dans les figures IV.8 et IV.9 par les courbes de Wöhler $S - N$.

Le tableau IV.5, IV.6 présentent les nombres de cycles à rupture, probabilités de rupture pour les différentes amplitudes de contraintes utilisés concernant éprouvettes soudés grenailés pendant cinq et sept minutes ($R = -1$).

Tableau IV. 5. Détails de nombres de cycles à rupture et probabilités de rupture sous différentes amplitudes de contraintes pour des éprouvettes soudés grenailés pendant 5 min (R= -1).

Contrainte (MPa)	Nombre de cycles à rupture	Probabilité de rupture (%)
95	2 526 170	5,00
	1 577 500	12,50
97,5	668 270	20,00
	1 215 000	27,50
	1 105 550	35,00
100	670 160	42,50
	831 527	50,50
	373 650	57,50
102,5	283 800	65,00
	113 420	72,50
	237 877	80,00
105	78 500	87,50
	214 000	95,00

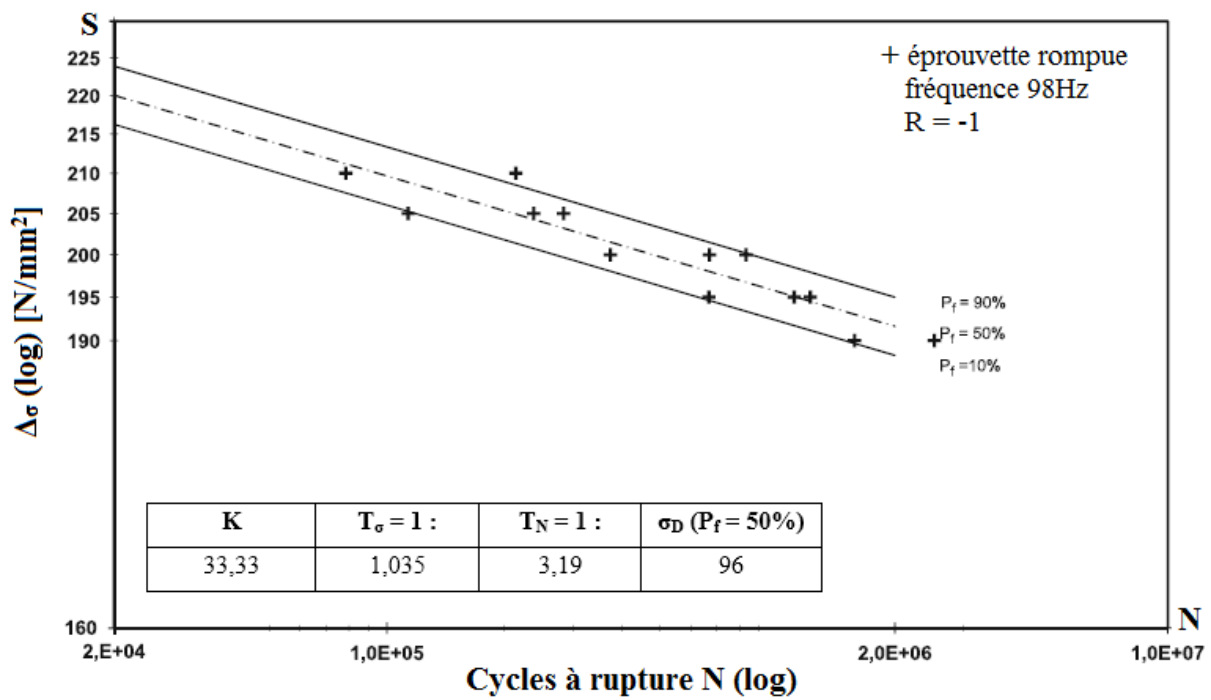


Figure IV. 8. Courbe de Wöhler S-N de joint soudé en acier inoxydable grenailé 304L pendant 5 min sous chargement cyclique de traction-compression.

Tableau IV. 6. Détails de nombres de cycles à rupture et probabilités de rupture sous différentes amplitudes de contraintes pour des éprouvettes soudés grenailés pendant 7 min (R= -1).

Contrainte (MPa)	Nombre de cycles à rupture	Probabilité de rupture (%)
117,5	837 640	4,35
	2 590 340	10,87
120	902 632	17,39
	1 069 500	23,91
	1 563 300	30,43
122,5	438 060	36,96
	888 000	43,48
	1 064 000	50,00
125	430 000	56,52
	448 800	63,04
127,5	84 430	69,57
	250 300	76,09
	127 600	82,62
130	51 750	89,13
	18 460	95,65

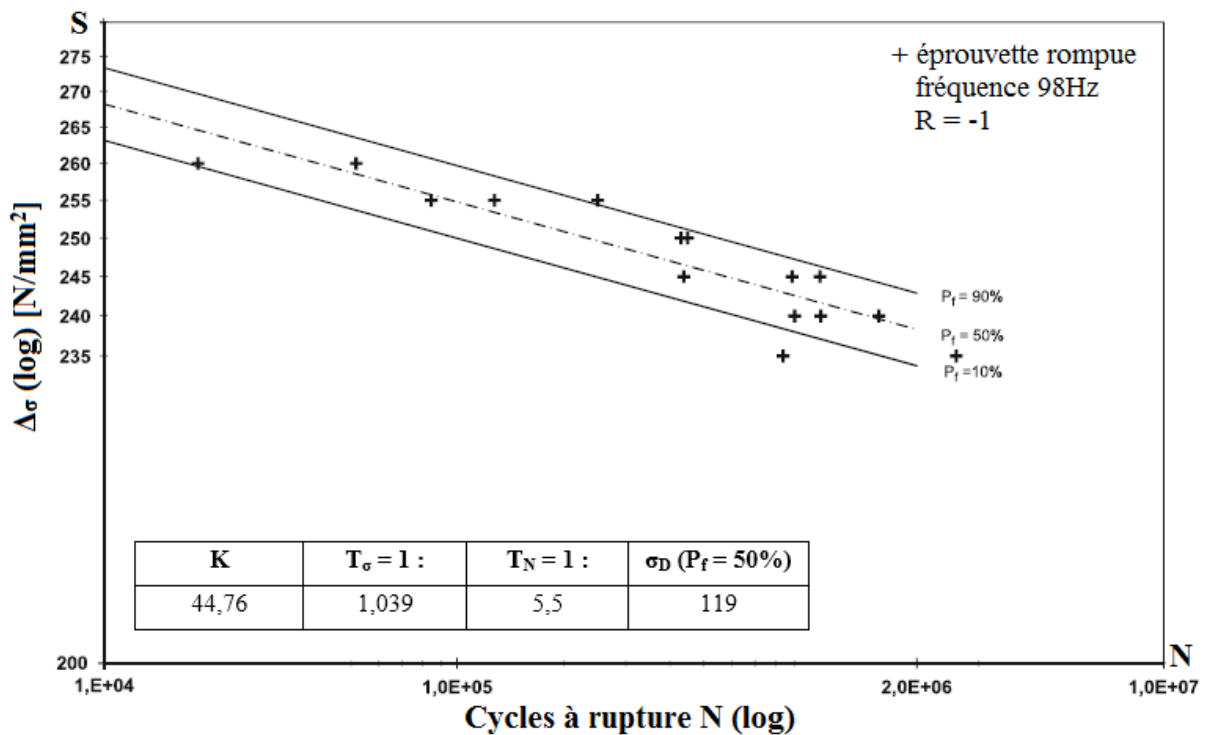


Figure IV. 9. Courbe de Wöhler S-N de joint soudé en acier inoxydable grenailé 304L pendant 7 min sous chargement cyclique de traction-compression.

Le tableau IV.7 indique les valeurs de la limite d'endurance σ_D , la pente K , la distribution de contrainte T_σ , la distribution de nombre de cycle T_N pour du joint soudé en acier inoxydable 304L avec rapport de contrainte ($R = 0$) et ($R = -1$).

Tableau IV. 7. Détails des résultats de fatigue.

	σ_D ($P_f = 50\%$) (MPa)	K	$T_\sigma = 1 :$	$T_N = 1 :$
304L soudé ($R = 0$)	81	20,87	1,061	3,47
304L soudé ($R = -1$)	94,5	24,77	1,040	2,64
304L soudé et grenaillé 5 min ($R = -1$)	96	33,33	1,035	3,19
304L soudé et grenaillé 7 min ($R = -1$)	119	44,76	1,039	5,5

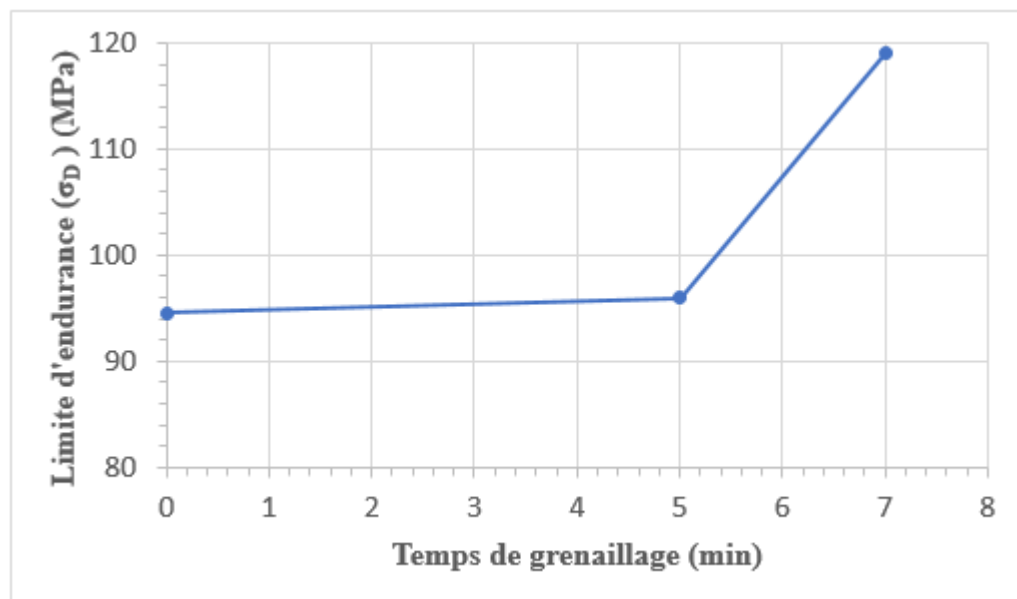


Figure IV. 10. Variation de la limite d'endurance en fonction du temps de grenaillage ($R = -1$).

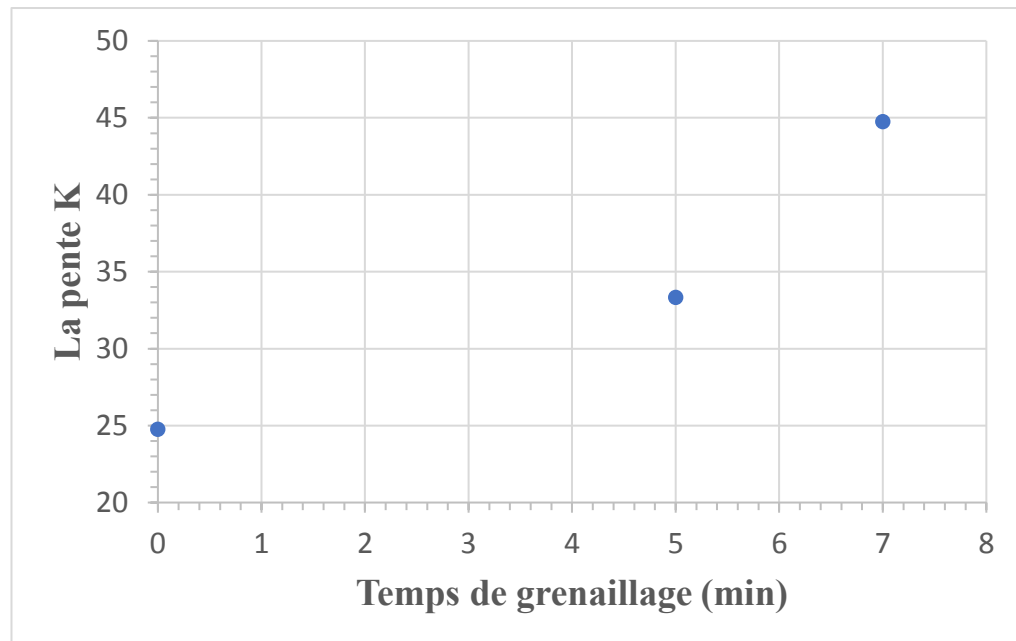


Figure IV. 11. Variation de la pente K en fonction du temps de grenailage ($R = -1$).

Nous avons estimé que la limite d'endurance a augmenté de 94,5 à 96 MPa après grenailage pendant cinq minutes, et une augmentation plus significative jusqu'à 119 MPa après grenailage pendant sept min (figure IV.10).

Par rapport à la tendance de la microdureté, l'augmentation des limites d'endurance des éprouvettes grenillées est plus significative pendant sept minutes de grenailage.

Par conséquent, cela indique que l'effet de la durée de grenailage sur la limite d'endurance est plus important. Ceci peut être attribué en fait que le traitement de grenailage pendant cinq et sept minutes, dans les conditions appliquées, n'entraîne pas une grande transformation martensitique dans la couche de surface, ce qui explique l'augmentation fiable de la microdureté en surface ; cependant, il affecte la distribution des contraintes résiduelles de traction et la transforme en contrainte de compression, qui se traduit par une augmentation importante de la limite d'endurance après sept minutes de grenailage.

Concernant la valeur de la pente K, on a remarqué qu'elle a augmenté de 24,77 à 33,33 après grenailage pendant cinq minutes, et une augmentation similaire à 44,76 après grenailage pendant sept minutes (figure IV.11).

IV.6. Caractérisation du faciès de rupture

La figure IV.12 présente des images au microscope électronique à balayage (MEB) de la surface de rupture du joint soudé en acier inoxydable AISI 304L sous des rapports de contrainte $R = 0$ et $R = -1$. Les ruptures, comme il est présenté clairement dans toutes les images, s'amorçant de la surface et propagent profondément dans les spécimens.

La figure IV.12a montre une initiation de microfissure dans un échantillon soudé et rompue à $\sigma_a = 80$ MPa après $1,9 \times 10^6$ cycles sous un rapport de contrainte $R = 0$. L'agrandissement de la région où l'initiation de la fissure a lieu est présenté à la figure IV.12b.

Un comportement similaire est observé dans l'éprouvette soudée et rompue sous un rapport de contrainte $R = -1$ tel qu'il apparaît sur la figure IV.12c et la figure IV.12d, où nous observons le premier stade de fatigue à côté d'une fissure développée à la surface et sa progression dans la profondeur du spécimen avec un faciès de rupture d'aspect assez uniforme et de nature fragile. Ces spécimens ont rompu à $\sigma_a = 95$ MPa après $1,75 \times 10^6$ cycles.

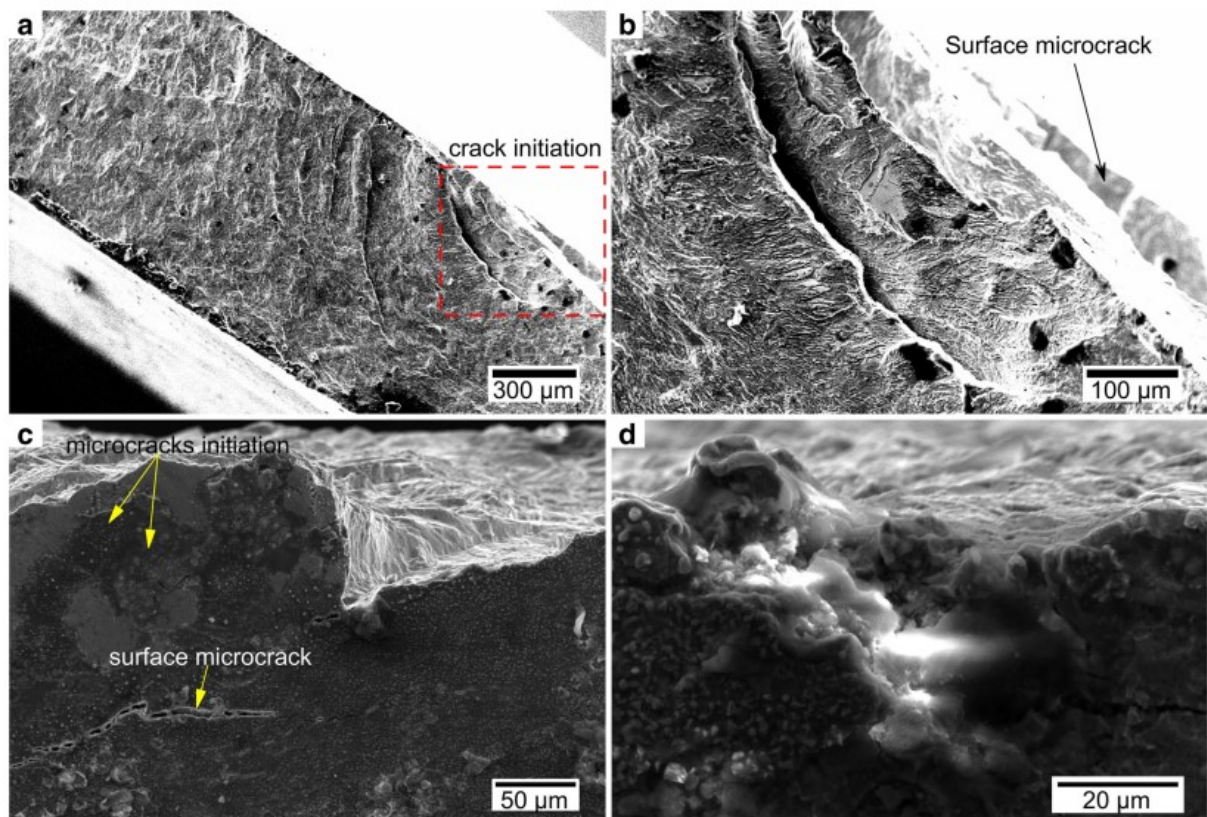


Figure IV. 12. Images MEB en E.S de la surface de rupture en acier inoxydable AISI 304L soudé. a, b sous rapports de contrainte ($R = 0$). c, d sous rapports de contrainte ($R = - 1$).

La fractographie de la zone rompue des spécimens grenailés pendant 5 et 7 min est présentée dans la figure IV.13. Les surfaces de rupture de ces éprouvettes sont caractérisées par des dommages clairs sous forme d'escaliers avec un faciès de rupture d'aspect uniforme ; des stries de nature ductiles d'une propagation cycle par cycle sont observées. La densité des escaliers est plus grande dans l'échantillon grenailé pendant 7 min comme le montrent les figures IV.13b et IV.13d qui présentent les grossissements de la région rompue de la figure IV.13a et figure IV.13c, respectivement.

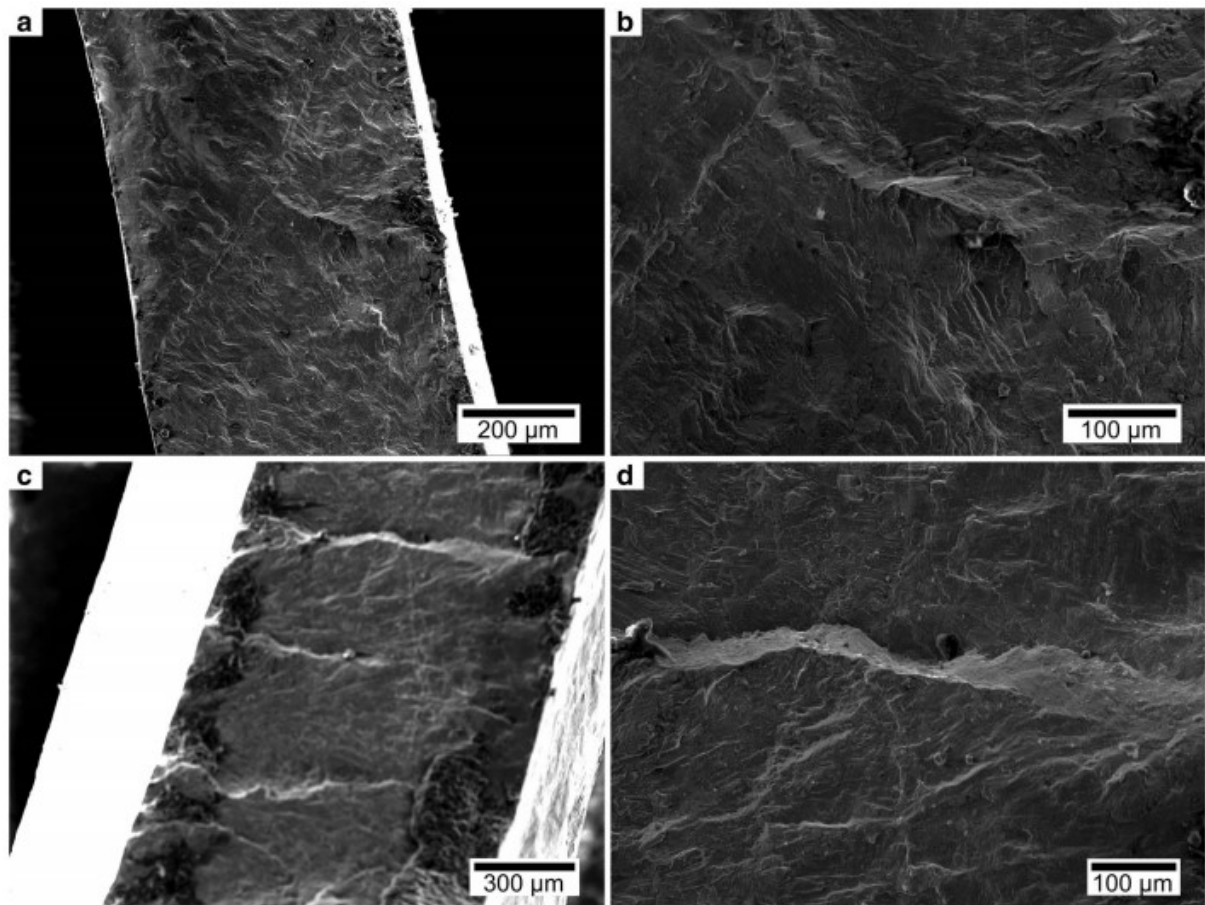


Figure IV. 13. Images au MEB en E.S de la surface de rupture d'acier inoxydable AISI 304L soudé et testées avec un rapport de contrainte ($R = - 1$) après grenailage pendant 5 et 7 min. b et d sont les grossissements de a et c, respectivement.

Conclusion générale

Conclusion générale

Les résultats sont intéressants et pourraient avoir un impact industriel direct pour les applications où les tôles minces sont largement utilisées, notamment dans la production d'énergie à la vapeur, l'ingénierie automobile, le biomédical et l'industrie alimentaire, génie chimique et pétrochimique.

L'étude du comportement en fatigue de l'acier inoxydable austénitique AISI 304L soudé avec le traitement par grenailage permet de tirer les conclusions suivantes :

L'acier inoxydable austénitique AISI 304L avec une épaisseur de 1 mm a un bon comportement en fatigue sous un chargement cyclique de traction-compression ($R = -1$) par rapport un chargement cyclique de traction-traction ($R = 0$) à cause de l'effet de contrainte statique. Le traitement de grenailage pendant cinq et sept minutes a amélioré les propriétés mécaniques du joint soudé sous un chargement cyclique de traction-compression ($R = -1$). Cette amélioration est comparable au techniques plus avancés et coûteuses comme le soudage au laser et le soudage à l'arc micro-plasma. Lorsque le temps de grenailage augmente, la valeur de la limite d'élasticité augmente. L'effet du grenailage sur la microdureté est significatif dans le métal de base et la zone affectée thermiquement. D'autre part, il n'y a pas un effet dans la zone de fusion. Les valeurs de la durée de vie en fatigue augmentent avec l'augmentation de la microdureté après le grenailage. L'effet du temps de grenailage est plus important sur la durée de vie en fatigue que sur la microdureté.

Dans la majorité des échantillons, la rupture par fatigue a lieu entre la zone de fusion et la zone affectée thermiquement. Les faciès de rupture du joint soudé testé en fatigue sous un chargement cyclique de traction-traction ($R = 0$) et traction-compression ($R = -1$) ont un aspect assez uniforme et de nature fragile. Concernant les faciès de rupture du joint soudé grenailé pendant cinq et sept minutes testées en fatigue sous chargement cyclique de traction-compression ($R = -1$) on a remarqué un aspect uniforme ; et des stries de nature ductiles d'une propagation cycle par cycle.

Références bibliographique

Références bibliographiques

- [1] D. François, Endommagements et rupture de matériaux page 20 (2004).
- [2] D. Radaj, C.M. Sonsino and W. Fricke, Fatigue assessment of welded joints by local approaches, second edition (2006).
- [3] GR. Mirshekari, E. Tavakoli, M. Atapour, B. Sadeghian, Microstructure and corrosion behavior of multipass gas tungsten arc welded 304L stainless steel. *Mater Des* 55:905–911(2014).
- [4] S. Qu, CX. Huang, YL. Gao, G. Yang, Wu. SD, QS. Zang, ZF. Zhang, Tensile and compressive properties of AISI 304L stainless steel subjected to equal channel angular pressing. *Mater Sci Eng A* 475(1–2):207–216 (2008).
- [5] M. Shirdel, H. Mirzadeh, M. Habibi Parsa, Microstructural evolution during normal/abnormal grain growth in austenitic stainless steel. *Metall Mater Trans A* 45(11):5185–5193(2014).
- [6] D. Özyürek, An effect of weld current and weld atmosphere on the resistance spot weldability of 304L austenitic stainless steel. *Mater Des* 29(3):597–603 (2008).
- [7] W-S. Lee, C-F. Lin, Impact properties and microstructure evolution of 304L stainless steel. *Mater Sci Eng A* 308(1–2):124–135(2001).
- [8] J. Yan, M. Gao, X. Zeng, Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding. *Opt Lasers Eng* 48(4):512–517 (2010).
- [9] J. Sule, S. Ganguly, W. Suder, T. Pirling, Effect of highpressure rolling followed by laser processing on mechanical properties, microstructure and residual stress distribution in multi-pass welds of 304L stainless steel. *Int J Adv Manuf Technol* 86(5–8): 2127–2138 (2016).
- [10] N. Yanagida, H. Koide, Residual stress improvement in multilayer welded plates using water-shower cooling during welding process. *Nippon Kikai Gakkai Ronbunshu Hen* 72(723):1631–1638(2006).
- [11] H. Wang, H. Jing, L. Zhao, Y. Han, Lv. X, L. Xu, Uniaxial ratcheting behaviour of 304L stainless steel and ER308L weld joints. *Mater Sci Eng A* 708:21–42(2017).
- [12] S. Batool et al, Analysis of weld characteristics of microplasma arc welding and tungsten inert gas welding of thin stainless steel (304L) sheet. *Proc Inst Mech Eng Part J Mater Des Appl* 230(6):1005–1017(2016).
- [13] P. Kah, Overview of the exploration status of laser-arc hybrid welding processes. *Rev Adv Mater Sci* 30(2):112–132(2012).
- [14] E. Taban, Joining of duplex stainless steel by plasma arc, TIG, and plasma arc+TIG welding processes. *Mater Manuf Process* 23(8):871–878 (2008).
- [15] D. Kirk, Residual stresses and retained austenite in shot-peened steels, in *First International Conference on Shot Peening*, pp. 271–277 (1981).
- [16] R. Selvabharathi, R. Muralikannan, Influence of shot peening and plasma ion nitriding on tensile strength of 2205 duplex stainless steel using A-PAW (2018).
- [17] P. Lacombe, B. Baroux, G. Beranger, L. Colombier, J. Hochman, *Les aciers inoxydables* (1990).
- [18] *ASM metals Hand book*, 8th edition, vol. 8, ASM international, Materials Park, OH, P. 291.
- [19] D. Peckner, I. M. Bernstein, *Handbook of stainless steels*, McGraw-Hill, New York.

- [20] M. Hansen, Constitution of binary alloys, 2nd edition (1958).
- [21] M.F. McGuire, Stainless Steels for Design Engineers, ASM International (2008).
- [22] D. Peckner, M. Bernstein, Handbook of stainless steels.
- [23] J.C. Charbonnier, M. Lena, B. Thomas. *corros stainless steels* (1978).
- [24] G. David, Les aciers inoxydables, Propriétés-Mise en œuvre-Emploi-Normes (1990).
- [25] D. Guy, Les aciers inoxydables 2nd edition (1989).
- [26] Issf, Stainless steel in figures (2013).
- [27] G.S. Reis, A.M. Jorge Jr., O. Balancin, Influence of the microstructure of duplex stainless steels on their failure characteristics during hot deformation, *Mater. Res.* 3 31–35 (2000).
- [28] B.D. Miller, Precipitation Behavior of M 23 C 6 Carbides in Type 304 Stainless Steel Containing Delta Ferrite, *Microsc. Microanal.* 1 1352–1353 (2012).
- [29] R.P. Pascale Sotto Vangeli, Bo.Ivarsson, Comparative Behaviour of Speciality Austenitic Stainless Steels in High Temperature Environments, *Acom* (2012).
- [30] S. Jani, M. Marek, R.F. Hochman, E.I. Meletis, A Mechanistic Study of Transgranular Stress Corrosion Cracking of Type 304 Stainless Steel, *Metall. Trans.* 22A (1991).
- [31] F.B. Pickering, physical métallurgical development of stainless steels 2-28 (1984).
- [32] A. Desy, J. Vidts, *Traité de métallurgie structurale* Paris (1968).
- [33] J. Benard, A. Michel, J. Philibert, J. Talbot, *Métallurgie générale.* p 312 (1969).
- [34] Y.Y. Chuang, Y.A. A. Chang, thermodynamic analysis and calculation of the Fe-Ni-Cr phase daigram, *metall.* p 733 (1987).
- [35] R. A. Walker, T. G. Gooch, Arc weldability of stainless steel, *Met.Mater.*18-24 (1986).
- [36] S. Degalaix, J. Foct, L'azote dans les aciers inoxydables austénitiques. p 645-653 (1987).
- [37] Y. Minami, M. Kimura, Y. Ihara, Microstrural changes in austenitic stainless steels drying long-term aging. 795-806 (1986).
- [38] J. Varriot, Les aciers inoxydables-mise en œuvre et soudage, aciers inoxydables austénitiques, *souder* p 119-122 (1960).
- [39] K. Weman, *Welding processes handbook.* Cambridge, England (2003).
- [40] B. Régis, *Metallurgy and Mechanics of Welding Processes and Industrial Applications* p 398-404 (2008).
- [41] D.R. Harries, *Physical metallurgy of Fe-Ni-Cr austenitic steels.* London (1982).
- [42] ER. Szumachowski, D.J. Kotecki, Effect of manganese on stainless steel welds metal ferrite p 156-160 (1984).
- [43] M. Touboul, Étude du comportement mécanique à chaud de l'acier P91: vers la compréhension du rôle des mécanismes intra/intergranulaires sur la tenue en fluage. *Application aux structures soudées* p 29-30 (2012).
- [44] K. Sindo, *Welding Metallurgy Second Edition.* p 122-124 (2003).
- [45] D. Radaj, C. M. Sonsino, W. Fricke, *Fatigue assessment of welded joints by local approaches second edition* (2006).
- [46] Callister, D. William, *Materials Science and Engineering; an Introduction.* 6th ed. Hoboken, NJ: John Wiley and Sons, 219 (2003).
- [47] E.R. Rios, A. Walley, M.T. Millan and G. Hammersley, Fatigue Crack Initiation and Propagation on Shot-Peened Surfaces in A316 Stainless Steel, *International Journal of Fatigue*, Vol.17, 493-499 (1995).
- [48] G.H. Farrahi, J.L. Lebrun and D. Courtain, Effect of Shot Peening on Residual Stress and Fatigue Life of a Spring Steel, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol.18, 211-220 (1995).

- [49] R. Fathallah, A. Laamouri, H. Sidhom, C. Braham, High Cycle Fatigue Behavior Prediction of Shot Peened Parts, *International Journal of Fatigue*, Vol.26, 1053–1067 (2004).
- [50] The influence of peening conditions on the resulting distribution of residual stress. *Proceedings of the 2nd International Conference on Shot Peening*, pp. 316–331.
- [51] Identification des paramètres d'une loi de comportement élastoplastique pour le grenailage et application à l'étude des liens entre l'évolution cyclique du matériau et le taux de recouvrement, ENSAM, Aix en Provence, France.
- [52] Shot-peening mechanics, a theoretical study. *Proceedings of the 6th International Conference on Shot Peening*, pp. 505–516.
- [53] The significance of Almen intensity for the generation of shot peening residual stresses. *Proceedings of the 6th International Conference on Shot Peening*, pp. 270–281.
- [54] J. Almen, and J.P.H. Black, *Residual stresses and fatigue in metals*. McGraw-hill, Toronto, pp. 64–69 (1963).
- [55] SAE Standard J443 - Procedures for using standard shot peening test strip. SAE Surface Enhancement Division.
- [56] M. Bernard, T. Bui-Quoc, D. Julien, and S. April, Literature survey on shot peening process characterization. pp. 2.1–2.90 (2004).
- [57] D. Kirk, Shot peening. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*, 71(4), pp. 349–361 (1999).
- [58] D. Kirk, and M. Y. Abyaneh, Theoretical basis of shot peening coverage control. *Proceedings of the 5th International Conference on Shot Peening*, pp. 183–190 (1993).
- [59] D. Kirk, Coverage development, measurement, control and significance. *The Shot Peener*, 16(4), pp. 33–36 (2002).
- [60] D. Kirk, Theoretical principles of shot peening coverage. *The Shot Peener*, 19(2), pp. 24–26 (2005).
- [61] Y. Todaka, M. Umemoto, K. Tsuchiya, Comparison of Nanocrystalline Surface Layer in Steels Formed by Air Blast and Ultrasonic Shot Peening. *Mater Trans* 45:376-9 (2004).
- [62] J.L. Liu, M. Umemoto, Y. Todaka, K. Tsuchiya, Formation of a nanocrystalline surface layer on steels by air blast shot peening. *J Mater Sci*; 42:7716–20 (2007).
- [63] NR. Tao, ML. Sui, J. Lu, K. L. Lu, Surface nanocrystallization of iron induced by ultrasonic shot peening. *Nanostructured Mater*; 11:433–40 (1999).
- [64] NR. Tao, ZB. Wang, WP. Tong, Sui.ML, J. Lu, K. Lu, An investigation of surface nanocrystallization mechanism in Fe induced by surface mechanical attrition treatment. *Acta Mater* 50 :4603–16 (2002).
- [65] C. Bathias, A. Pineau, *Fatigue of Materials and Structures Fundamentals* page 06 (2010).
- [66] H. Paul. A. Lieurade, P. Galtier, Rabbe, *Essais de fatigue - Partie I, Techniques de L'ingénieur*, M 4 170 – 2.
- [67] J. Schijve, *Fatigue of Structures and Materials* page 15 (2009).
- [68] A. Kenneth. Macdonald, *Fracture and fatigue of welded joints and structures* page 124-130 (2011).
- [69] G. Henaff, F. Morel, *Fatigue des Structures, Endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture* page 13 (2005).
- [70] F. Lefebvre, I. Sinclair, *Micromechanical aspects of fatigue in a MIG welded aluminium airframe alloy Part 2. Short fatigue crack behavior*, *Materials Science and Engineering A* 407 265–272 (2005).

- [71] C. Bathias et J.P. Baïlon, *La Fatigue des Matériaux et des Structures*, 2ed Paris Hermès (1997).
- [72] H. Jian, J. Luo, X. Tang, X. Li, and C. Yan, Influence of microstructure on fatigue crack propagation behaviors of an aluminum alloy: Role of sheet thickness. *Engineering Fracture Mechanics*, 180, 105–114 (2017).
- [73] P. Paris, M. Gomez, W. Anderson, A rational analytic theory of fatigue. *Trends Eng* 13 9-14 (1961).
- [74] P. Paris, F. Erdogan, A critical analysis of crack propagation law. *J Basic Eng Trans ASME* 528-534 (1963).
- [75] GR. Irwin. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of Applied Mechanics* 361(1957).
- [76] C. Bathias, *Fatigue des Matériaux et des Structures*.
- [77] Coffin, *Internal stresses and fatigue in metals*. Elsevier Publishing (1959).
- [78] C.M. Sonsino, *International Journal of Fatigue* 29 2246-2258 (2007).
- [79] W.J. Dixon, A.M. Mood, *J. Amer. Statistical Assoc.* 43, p. 109- 126 (1948).
- [80] Robbins (H.) et Monro (S.). – *Ann. Math. Stat. (USA)* 22 (1951), p. 400-407.
- [81] L. Jeffus, *The Essential Welder: Gas Tungsten Metal Arc Welding*, pp.1-3, 1st edition, December 15, (1999).
- [82] D. A. Hartman, *Model Analysis of GTA Weld Pools for Penetration Control*, Ph.D. dissertation, Vanderbilt University, December (1999).
- [83] M. Ericsson, *Simulation of robotic TIG-welding*, dissertation, Department of Technology University of Trollhättan/Uddevalla (2003).
- [84] S. Kou, *Welding Metallurgy*, pp.11- 16 and pp.37-60, 2nd edition, November John Willey and Sons (2002).
- [85] A. Albrecht, *System Development for Analysis of Gas Tungsten Arc Welding*, Msc. dissertation, Vanderbilt University, April 29 (2005).
- [86] American Welding Society, *Specification for Tungsten and Tungsten Alloy Electrodes for Arc Welding and Cutting*, ANSI-AWS A5.12M-98, February (1998).
- [87] N. Jeyaprakash, 2Adisu Haile, 3M. Arunprasath, *The International Journal Of Engineering and Science (IJES)*, Volume 4, Issue2, Pages 11-20 (2015).
- [88] *TIG handbook*, TIG Book_Chpt4 (2011).
- [89] L. Zhiming, S. Laimin, Z. Shenjin, T. Zhidong, J. Yazhou, Effect of high energy shot peening pressure on the stress corrosion cracking of the weld joint of 304 austenitic stainless steel. *Mater Sci Eng A* 637:170–174 (2015).