

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

UNIVERSITE M'HAMED BOUGARA - BOUMERDES
FACULTE DES SCIENCES DE L'INGENIEUR
DEPARTEMENT MAINTENANCE INDUSTRIELLE



MEMOIRE DE MAGISTER

Filière : Maintenance Industrielle

Option : Maintenance des Systèmes Mécaniques

Intitulé du Sujet :

**Influence de la fatigue mécanique sur la microstructure
et les propriétés mécaniques d'un joint soudé en acier
inoxydable austénitique « 316L ».**

Présenté par : **OULBANI SAID**

Encadré par : **A. AIT SAADA**
K. REHOUMA

Soutenu le : 26/11/2008

Devant le jury composé de :

PRESIDENT	F. HELLAL	PROFESSEUR	ENP-ALGER
EXAMINATEUR	S. ADJERID	MAITRE DE CONFERENCES	UMB BOUMERDES
EXAMINATEUR	R. BADJI	MAITRE DE RECHERCHE	CSC CHERAGA
CO ENCADREUR	K. REHOUMA	CHARGEES DE RECHERCHE	CSC CHERAGA
RAPPORTEUR	A. AIT SAADA	CHARGEES DE COURS	UMB BOUMERDES

ANNEE UNIVERSITAIRE 2007-2008

Remerciements

Ce travail de recherche est réalisé en collaboration de LMSS (Laboratoire Mécanique des Solides et Systèmes) et CSC (Centre de Recherche de Soudage et de Contrôle).

Durant la préparation de ce manuscrit, je tiens à témoigner toute ma gratitude et mes sincères reconnaissances à :

Monsieur F. HALLAL Professeur à l'école polytechnique qui m'a fait l'honneur d'avoir examiner et présidé le jury de thèse,

A Monsieur ADJERID S. Maître de conférences à l'Université de Boumerdes, et Monsieur BADJI R. Responsable et Maître de recherche au (CSC) d'avoir accepté la tâche d'examiner le manuscrit.

Je remercie également mes directeurs de thèse Mme AIT SAADA A. et Mme REHOUMA K. pour leurs conseils, leur grande disponibilité tout au long de ce travail et pour m'avoir encouragé avec constance dans les quelques moments de doute et d'incertitude et pour m'avoir permis de mener à bien ce travail de recherche.

D'autre part je tiens à remercier l'ensemble du personnel du laboratoire Mécanique et Matériaux Composites de Boumerdes (LMMC).

Tout d'abord merci à son responsable le Professeur ABADLIA, pour m'avoir accueilli au sein de son labo, et m'avoir permis d'effectuer des essais mécaniques et des analyses par DRX.

Merci à Mr. ABAIDIA, pour son soutien à l'analyse par diffraction X, mais également pour son aide si précieuse à surmonter les obstacles aussi bien techniques que scientifiques ainsi d'avoir mis à ma disposition le micro duremètre...

Je tiens à remercier Mr. BEZAZI, Mr. HACHMAN et Mr. BELKOURECHI, pour leurs aides et conseils appréciés à la réalisation des essais mécaniques.

Enfin, je remercierai également Mme ALLAME. (CRD) pour les analyses effectuées au MEB, et à qui je dois les nombreux compliments reçus sur la qualité des observations... Merci également à AHMED (UMBB) pour son aide à la préparation des attaques chimiques, et les réactifs qui m'ont mis à ma disposition durant toute cette période de préparation.

Un grand merci également aux personnes de l'atelier (C.S.C) pour leur gentillesse et leur disponibilité et pour leur aide dans la réalisation des soudures. Je citerai notamment BOURAHLA, SID-ALI et RACHIDE. Ainsi aux personnes de l'atelier (I.N.G.M Boumerdes) MUSTAPHA, ZOUBIR, Mr. BELAL, Mr. BOUZIAN pour leurs conseils et leurs aides.

Mes dernières pensées vont à la mémoire de mon père, ma très chère mère et mes sœurs ainsi à mon cher ami ATMEN BELKACEM à qui je dédie ce mémoire en témoignage de ma profonde affection et mon éternelle reconnaissance pour leur soutien pendant toutes mes études.

Merci enfin, et mes excuses à tous ceux que je n'aurais pas cités, d'avoir été là et d'avoir participé !

Liste des abréviations

γ	: Phase austénitique.
α	: Phase ferritique.
ε	: Phase martensitique.
δ	: Ferrite delta.
CC	: Cubique centré.
CFC	: Cubique a face centrée.
ZF	: Zone fondue.
ZAT	: Zone affecté thermiquement.
MB	: Métal de base.
ZFP	: Zone fondue partiellement.
G	: Gradient thermique.
T_l	: Température de liquide.
$T_{\text{équilibre}}$: Température d'équilibre.
R	: Vitesse de solidification.
D	: Coefficient de diffusion de l'élément d'alliage dans le liquide.
C_L	: Concentration en soluté dans le liquide à l'interface solide/liquide.
A	: Solidification en mode austénite primaire.
AF	: Solidification en mode austénite primaire avec apparition de ferrite.
FA	: Solidification en mode ferrite e primaire puis une transformation à l'état solide de la ferrite en austénite.
F	: Solidification en mode ferrite primaire.
V_s	: Vitesse de soudage.
L_s	: Longueur soudée.
t_s	: Temps de soudage.
θ	: Angle entre la direction de soudage et la direction de croissance des cristaux.
d	: La taille de grain.
Γ	: Energie de défaut d'empilement.
μ	: Module de cisaillement.
b	: Module de vecteur de Bergers.
$\Delta\varepsilon_m$: Variation de déformation mécanique.
$\Delta\varepsilon_{et}$: Variation de la déformation élastique.
$\Delta\varepsilon_{in}$: Variation de la déformation inélastique.
$\Delta\sigma$: Variation de la contrainte résultante.
E	: Module d' Young du matériau.
σ_{max}	: Contrainte maximale.
σ_{min}	: Contrainte minimale.
EDE	: Energie de faute d'empilement.
R_m	: La contrainte maximale a la rupture.
R_e	: La contrainte élastique.
Md_{30}	: Température à la quelle 30% de déformation plastique transforme 50% de l'austénite en martensite.
T_f	: Température de fusion.
SMAW	: Procédé a l'arc électrique.
U_0	: Tension a vide de générateur.
Φ	: Quantité de chaleur en C°/cm^3 .
a	: Diffusivité thermique.
e	: Epaisseur de la plaque.
v	: Vitesse de soudage constante.
K_0	: Fonction de Bessel modifiée d'ordre 0 de seconde espèce.
ζ	: Fonction de distance du point M considéré par rapport à la source (axes x, y, z).

Liste des Abréviations.

r	: Surface de la distance du point thermique mobile (dépendance de ξ).
U_s	: Tension de soudage.
I_s	: Intensité de soudage.
E_s^1	: Énergie de soudage.
E_d	: Énergie dissipé dans le joint soudé.
η	: Rendement de soudage.
E_{eq}	: Énergie équivalente.
K	: Coefficient de correction qui tient compte de la géométrie du joint à souder.
F	: Niveau de la charge appliquée.
d	: Diamètre de l'empreinte.
d_{hkl}	: Distance entre 02 plans cristallins propres à chaque famille de plans d'une structure cristalline donnée.
θ	: Angle d'incidence du RX de longueur d'onde λ .
N	: Entier caractérisant l'ordre de la diffraction.
f_i	: Facteur de diffusion atomique dans la direction θ .
a	: Amplitude diffusée dans la direction θ par un atome.
V	: Volume de la maille élémentaire.
P	: Facteur de polarisation.
L	: Facteur de LORENTZ.
A	: Facteur d'absorption en général indépendant de θ .
μ	: Coefficient d'absorption massique du matériau.
m	: Facteur de multiplicité.
M	: Facteur de température.
v_α	: Fraction de la phase α .
v_γ	: Fraction de la phase γ .
f	: Facteur de diffusion atomique.
V	: Volume de la maille.
I_α, I_γ	: Intensités intégrées des pics des deux phases respectivement α, γ .

Résumé :

L'objectif de ce travail est de proposer une démarche, afin d'analyser et de mieux comprendre, l'influence de la fatigue mécanique sur la microstructure, et les propriétés mécaniques d'un joint soudé en acier inoxydable austénitique « 316L ». L'étude expérimentale vise à caractériser le matériau en traction et en flexion, puis des essais cycliques en traction compression ont été effectués pour des taux de déformations choisies autour de la limite élastique. Une fois ces éprouvettes sont sollicitées, des échantillons ont été découpés et préparés pour subir l'analyse métallographique, l'analyse par DRX et une mesure de micro dureté. Les résultats montrent une évolution de la microstructure (formation des lignes de glissement) quand le nombre de cycle est important. Le comportement mécanique en fatigue cyclique présente un durcissement primaire puis un adoucissement qui tend à se stabiliser. Les profils de microdureté mesurés montrent une évolution sensible de la micro dureté. Le taux de ferrite mesuré par traitement d'image est analogue de celui mesuré par DRX. L'analyse par DRX ne montre pas de transformation de phase après sollicitation ce qui laisse présager une stabilité des phases (austénite γ et ferrite α). Il est important de signaler que les faciès de rupture obtenus montrent que notre acier présente une rupture mixte (fragile, ductile).

Mots clés : acier inoxydable 316L, comportement mécanique des aciers inoxydables, soudage, fatigue cyclique, contrôle non destructifs.

Summary:

The objective of this work is to propose a step, in order to analyze and better include/understand, the influence of mechanical tiredness on the microstructure, and the mechanical properties of a joint welded out of austenitic stainless steel "316L". The experimental study aims at characterizing material in traction and inflection, then cyclic tests in traction compression were carried out with deformations chosen around the yield stress, once these test-tubes are request cut out samples and prepare to undergo the metallographic analysis, the analysis by DRX and a measurement of micro hardness, the results show an evolution of the microstructure (formation of the linen of slip) as the number of cycle east import. The mechanical behavior in fatigue presents a primary education hardening then a softening which tends to is stabilized, the profiles of micro hardness measures watch a significant evolution of the kinetics of the micro hardness, the rate of ferrite measured by image processing and analog of that measures by DRX. The analysis by DRX does not show a transformation of phase after request what leaves predicts stability of the phases. It east import announced that the fracture topographies obtained watch that our steel has a mixed rupture (fragile, ductile).

Key words: stainless steel 316L, mechanical behavior of the stainless steels, welding, cyclic tiredness, non destructive testing,

ملخص :

الهدف من هذه الدراسة هو اقتراح منهجية لتحليل وفهم تأثير التعب الميكانيكي علي البنية المجهرية والخصائص الميكانيكية لصفحة من الفولاذ المقاوم للصدأ ملحومة 316L. وهذه الدراسة التجريبية تركز في البحث علي الخصائص الميكانيكية الأساسية في المد والانحناء، ثم اختبارات متناوبة مد وتقلص أجريت لمجموعة من معدلات ضغط التشوه مختارة حول حد المرونة.

بعد الاختبارات، قمنا بقطع أجزاء منها لتحضيرها وإخضاعها للتحليل المجهرية، تحليل الأشعة السينية DRX، قياس درجة الصلابة. وتظهر النتائج حدوث تطور في البنية المجهرية (ظهور خطوط الانزلاق) وهذا عندما يكون عدد الدورات مد وتقلص ذات أهمية كبيرة. التصرف الميكانيكي في التعب المتناوب يبين درجة الصلابة في الطور الابتدائي ثم تلين وتميل إلى تحقيق الاستقرار.

كما أن منحنيات micro dureté تظهر لنا تطورات محسوسة. ومعدل الفريت المقاس بطريقة المعالجة بالصور نجدها مماثلة لتلك المقاسة بالتحليل الإشعاعي DRX. كما أن طريقة DRX لم تظهر لنا أي تحول مما يشير إلى وجود الاستقرار (الفريت الأوستينيت α γ). من المهم أن نشير أن أوجه الرافدات المكسرة التي تم الحصول عليها تظهر لنا تمزق مختلط بين (اللين وسريعة العطب).

الكلمات الرئيسية : الفولاذ المقاوم للصدأ 316L، السلوك الميكانيكي للفولاذ المقاوم للصدأ، التلحيم، التعب الدوري، مراقبة دون التدمير.

SOMMAIRE

Introduction générale	1
------------------------------------	----------

« Partie I : Etude bibliographique »

Chapitre I : Propriétés générales des aciers inoxydables

I-1 Introduction	3
I-2 Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables	5
a) Eléments alphagènes.....	5
b) Eléments gammagènes	6
I-3 Les phases de références.....	8
I-4 Classification des aciers inoxydables.....	8
1- Aciers inoxydables martensitiques	8
2- Aciers inoxydables ferritiques	9
3- Aciers austino-ferritiques (duplex)	9
4- Aciers inoxydables austénitiques	9
I-5 Traitements thermiques des aciers inoxydables austénitiques	10
1- Traitement d'hypertrempe	10
2- Traitement antiferrite	10
3- Traitement de relaxation	11
4- Traitement thermomécanique des aciers inoxydables austénitiques	11
I-6 Conclusion.....	11

Chapitre II : Métallurgie de soudage des aciers inoxydables austénitiques

II-1 Introduction	12
II-2 Caractéristiques de la soudure	13
II-3 Solidification dans les soudures des aciers inoxydables austénitiques	15
3-1 Structures de solidification	15
3-2 Modes de solidification	17
3-3 Influence de la vitesse du front de solidification sur le mode de solidification primaire des aciers inoxydables	18
3-4 Croissance par épitaxie et croissance sélective	20
II-4 Effet des paramètres de soudage	21
4-1 Influence de la vitesse de soudage sur la vitesse de solidification	22
4-2 Influence de rapport Cr_{eq} / Ni_{eq}	23
4-3 Effet des éléments d'addition	24
II-5 Conséquences métalliques des cycles thermiques de soudage	25
5-1 Cycle thermique de soudage	25
5-2 Précipitation de carbures	27
5-3 Fissuration à chaud	28
5-4 Les composées intermétalliques	30
II-6 Contrôle radiographique des soudures	31
II-7 Conclusion	33

Chapitre III : Comportement mécanique des aciers inoxydables austénitiques

III-1 Introduction.....	34
III-2 Comportement sous sollicitations monotones	34
III-3 Comportement sous sollicitations cycliques	35
III-4 Comportement sous sollicitations cycliques uniaxiales	37
4-1 Effet Bauschinger	37
4-2 Courbes d'écrouissage cyclique et stades de fatigue	38
4-3 Durée de vie en fatigue	40

III-5 Comportement sous sollicitations cycliques multiaxiales	40
5-1 L'équivalence des chargements proportionnels	41
5-2 Sur-écrouissage sous chargement non proportionnel	42
5-3 Durée de vie en fatigue	42
III-6 Influence des paramètres d'essai	43
6-1 Influence de la température	43
6-2 Influence de vitesse de chargement	45
6-3 Influence de la forme du trajet de chargement	46
6-4 Influence de la déformation moyenne et la contrainte moyenne	49
6-5 Influence de l'amplitude de déformation imposée	52
III-7 Effet des facteurs microstructuraux sur le comportement cyclique des métaux	56
7-1 La taille des grains	56
7-2 Les orientations cristallographiques	57
7-3 Le mode de glissement	58
7-4 Effet de la ferrite	58
III-8 Microstructure de dislocation sous chargement proportionnel	60
III-9 Effets d'énergie de faute d'empilement	66
III-10 Conclusion	68

« Partie II : Expérimentation »

Chapitre IV : Techniques expérimentales

IV-1 Introduction	69
IV-2 Identification du matériau brut de réception	69
IV-3 Nuance de métal de base	69
IV-4 Composition chimique	70
IV-5 Identification de métal d'apport	70
IV-6 Calcul du Chrome équivalent et de Nickel équivalent	70
IV-7 Soudage des tôles	72
IV-8 Description du procédé utilisé	72
IV-9 Déroulement de l'opération de soudage	73
IV-10 Paramètres du soudage	76
IV-11 Calcul des paramètres de soudage	77
IV-12 Cycle thermique de soudage	78
IV-13 Contrôles non destructifs des soudures	80
IV-14 Usinage des éprouvettes	80
IV-15 Méthode de caractérisation	81
15-1 Caractérisation des échantillons des soudures utilisées	82
15-1-1 Observation métallographique	82
1-1 Macrographie	82
1-2 Micrographie	82
15-1-2 Essais mécaniques	83
2-1 Essai de dureté et de micro dureté (Vickers)	83
2-2 Essais mécaniques (traction, flexion et fatigue cyclique)	84
2-3 Essais de traction et de flexion 03 points	84
2-4 Essais de fatigue (traction -compression)	85
15-1-3 Analyse par diffraction des rayons X	86
3-1 Diffraction des RX par les structures cristallines	86
3-2 Principe de mesure de l'intensité diffractée	88
3-3 Dépouillement des diffractogrammes	90
3-4 Calcul de la fraction volumique de la ferrite	90

Chapitre V : Résultats et interprétations

V-1 Observation métallographique	93
1-1 Macrographie	93
1-2 Micrographie	94
1-3 Evolution du taux de ferrite	98
V-2 Caractérisation mécanique	98
2-1 La dureté	98
2-2 Essai de traction monotone	99
2-2-1 Validation des soudures par essais de traction	99
2-2-2 Complémentation des résultats obtenus	101
2-2-3 Etude des faciès de rupture (microscopie électronique à balayage)	102
2-3 Essai de flexion 03 points	105
2-4 Comportement mécanique et courbe de durcissement/adoucissement	107
4-1 Boucles de fatigue	107
4-2 Durcissement /adoucissement cyclique	108
4-3 Courbe d'écrouissage cyclique	111
2-5 Influence de la déformation imposée sur la micro dureté	111
2-6 Analyse de la microstructure	117
2-7 L'analyse par DRX.	119
7-1 Identification des phases	119
7-2 Influence sur les transformations structurales	121
Conclusion générale.	125
Références bibliographiques	127
Annexes	131

Introduction générale :

La maîtrise du comportement des structures et des assemblages est une nécessité croissante pour les différents secteurs ; aéronautique, automobile, marin, transport pétrolier, agroalimentaire...etc. La connaissance approfondie des phénomènes intervenants dans le matériau utilisé, et les facteurs influençant son comportement, permet de prévenir des anomalies, et choisir des conditions adaptées à son utilisation.

Ce travail qui nous a été proposé, s'inscrit dans le cadre de recherche sur l'influence de la fatigue mécanique sur la microstructure et les propriétés mécaniques d'un joint soudé en acier inoxydable austénitique 316L.

Les aciers inoxydables, et particulièrement les aciers inoxydables austénitiques sont largement employés dans l'industrie d'une manière significative. Ils combinent de bonnes propriétés mécaniques depuis la température de l'azote liquide jusqu'à 650°C environ, et une grande résistance à la corrosion. Ils ont une forte capacité d'écrouissage, et sont ductiles. Par ailleurs, ils ont une très bonne soudabilité par tous les procédés conventionnels. Ils Prennent une place très importante dans la construction métallique, chimique, automobile...

Dans le cadre de notre travail, nous nous sommes particulièrement intéressés au comportement mécanique et micro structural du joint soudé sous chargement cyclique imposé.

Pour cela nous avons soudé des tôles avec le procédé à l'arc électrique à baguette enrobée. Ces tôles sont de nuance du type AISI 316L de dimensions : (épaisseur : 4mm, largeur : 125mm, longueur : 250mm) avec un métal d'apport de même nuance (AISI 316L). Pour mieux comprendre l'influence de la fatigue et le comportement d'un joint soudé dans le domaine olygocyclique, nous avons jugé utile de faire subir aux éprouvettes soudées, des sollicitations cycliques (traction/compression), et analyser par la suite les changements de la microstructure et les propriétés mécaniques finales obtenues.

Ce mémoire est composé de deux parties :

La première partie contient trois chapitres, le premier est une synthèse des données existantes sur les caractéristiques et les propriétés des aciers inoxydables en générale. Dans le deuxième chapitre on traite la métallurgie de

soudage de ces aciers, ainsi que les paramètres qui influent sur les propriétés finales d'un joint soudé et les phénomènes engendrés par le soudage. Le troisième chapitre est une synthèse des données de la littérature sur le comportement mécanique en fatigue des aciers inoxydables.

La deuxième partie, composée de deux chapitres IV et V :

Le quatrième chapitre présente les techniques expérimentales utilisées tel que : préparation des éprouvettes (soudage, usinage, contrôle...), et les technique de caractérisation (dureté, traction, flexion, traction/compression, métallographie et la DRX).

Le cinquième chapitre est consacré à la présentation et l'interprétation des résultats des différentes investigations effectuées.

Enfin, nous clôturons ce mémoire par une conclusion générale. Le manuscrit prend fin en évoquant quelques perspectives et éléments de continuation dans ce domaine de recherche.

Partie I : Etude bibliographique

Chapitre I : Propriétés générales des aciers inoxydables

I-1 Introduction

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques à base de fer (alliage : fer carbone) créés simultanément en Europe et en Amérique au début du XX^{ème} siècle. Ces matériaux ont pénétré de nombreux domaines industriels (bâtiment, industrie chimique et agro-alimentaire, transport et production d'énergie).

La particularité des aciers inoxydables est la présence de chrome (>12%) qui favorise la résistance dans des milieux oxydants, en assurant la formation d'une couche de passivité. Grasse à l'ajout de différents éléments d'alliages tel que : Ni, Mo, Cu, Si,...en plus de chrome, ces éléments se répartissent en deux catégories : ceux qui stabilisent le fer (α) (éléments alphagènes), et ceux qui stabilisent le fer (γ) (éléments gammagènes) figure (01), il est possible d'obtenir une grande variété d'aciers inoxydables figure (02), qui diffèrent tant par les caractéristiques métallurgiques que par les propriétés thermophysiques ou mécaniques. Ces caractéristiques peuvent également être modifiées par des traitements thermiques appropriés et / ou mécaniques particuliers.

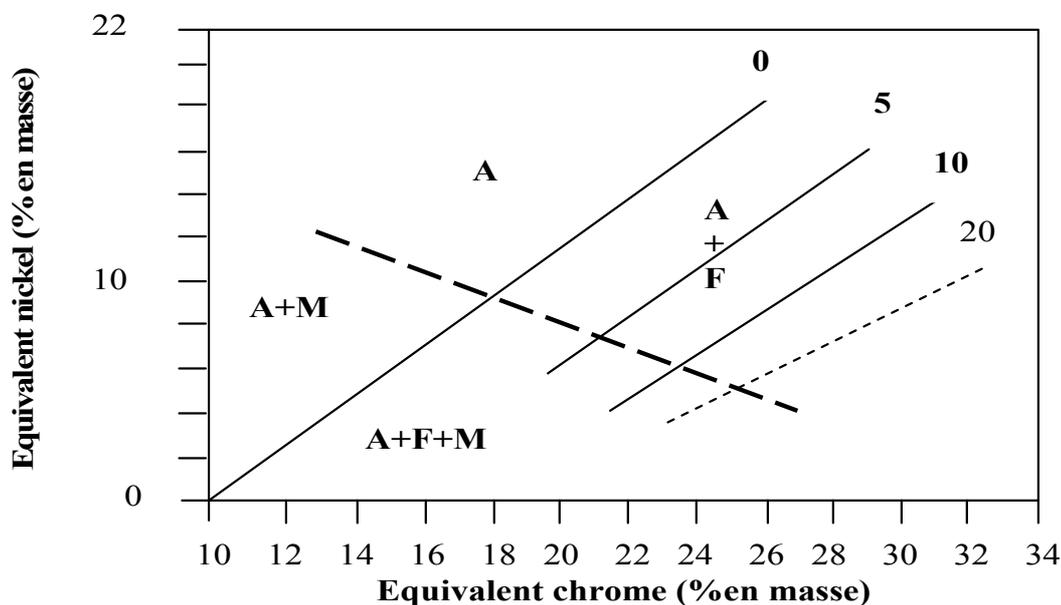
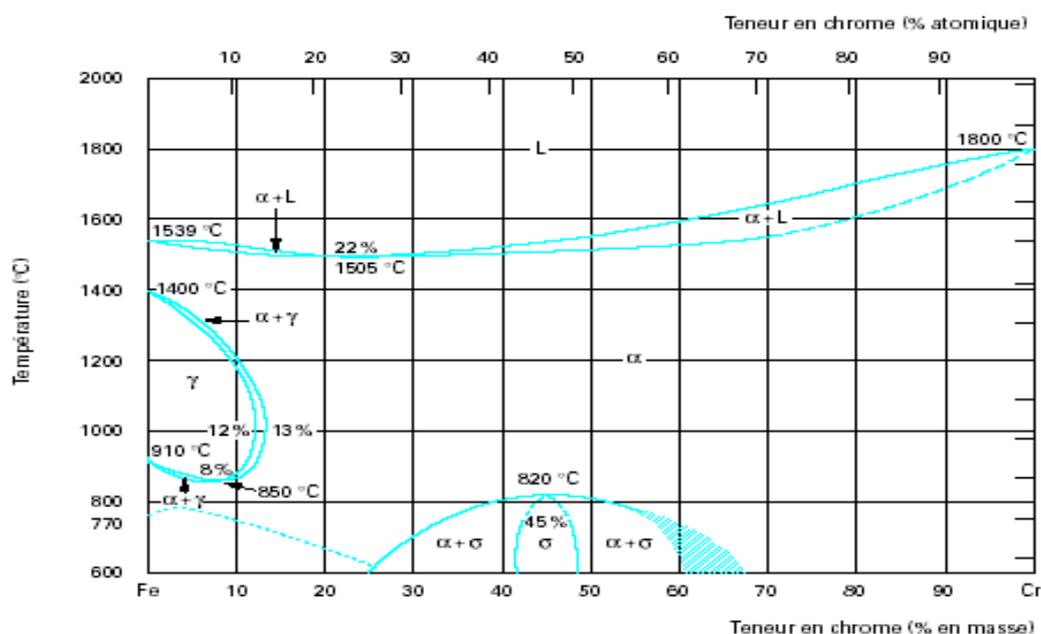


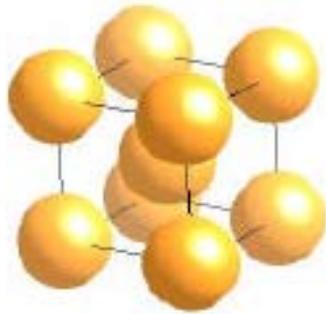
Figure (01) : Diagramme de PRYCE et ANDREWS. [1]



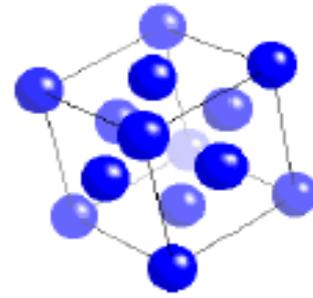
α : Ferrite γ : austénite σ : phase σ **L** : liquide

Figure (02) : Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome, d'après Bain et Aborne. [2]

Les principales familles d'aciers inoxydables possèdent, en fonction de leur composition chimique un comportement particulier tant dans la mise en œuvre que dans le soudage. Chacune de ces familles a des applications bien déterminées. Les nuances ferritiques cristallisant dans le cubique centré **CC** figure (03-a) qui sont peu écrouissables, malléables et moyennement déformables, par contre les nuances austénitiques cristallisant dans le cubique à faces centrées **CFC** figure (03-b) présentent l'avantage d'une ductilité remarquable et d'une très bonne soudabilité ; ce qui leur a permis un grand développement industriel surtout en chaudronnerie lourde. Elles trouvent des applications diverses dans l'industrie. Ces aciers peuvent présenter des défauts après soudage (fissuration après solidification) et une faiblesse aux attaques préférentielles de corrosion par piqûres [3]. C'est pourquoi le choix de métal d'apport devrait être judicieux afin d'obtenir un cordon de composition analogue au métal de base. Cette même catégorie possède une bonne soudabilité du fait que le choix de métal d'apport peut être contrôlé afin de produire une certaine teneur en ferrite delta. Ceci pour prévenir la fissuration à chaud durant la solidification.



(a) Cubique centrée
Fer α : Ferrite



(b) Cubique à faces centrées
Fer γ : Austénite

Figure (03) : Réseaux cristallins (fer α et fer γ).

I-2 Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables

Les éléments d'addition ajoutés à l'acier ou alliage métallique à base de fer (Fe + C), jouent un rôle particulier sur les caractéristiques générales, ou un rôle commun lorsque plusieurs éléments d'addition sont présents dans la composition chimique finale. Les éléments d'alliages se répartissent en deux catégories : ceux qui favorisent le maintien du fer (α) et ceux qui stabilisent le fer (γ).

Les informations suivantes montrent brièvement le type d'influence que peuvent avoir quelques éléments d'alliage et leurs rôles quand ils sont additionnés à un acier. [4]

a) Eléments alphagènes :

- **Le chrome (Cr) :**

Elément stabilisateur du fer (α), il est la cause de la passivation de l'acier et constitue au delà de **12%** l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables. Cet élément augmente la résistance à la rupture des aciers faiblement alliés, élément trempant très actif dans les aciers C + Mn. Il forme des carbures qui participent à la résistance à l'abrasion et s'oppose au grossissement de grains lors de l'austénisation. Il confère une bonne résistance à la corrosion dans le cas des aciers fortement alliés. Lorsqu'il est associé avec le Molybdène et le Nickel, il confère de bonnes propriétés mécaniques à des températures supérieures à **500°C**.

- **Le molybdène (Mo) :**

Élément alphasagène, trempant très actif. Il augmente la résistance au fluage des aciers au chrome. Il diminue la fragilité au revenu. Il améliore sensiblement la résistance à la corrosion inter cristalline et par piqûres. Il confère une plus grande sensibilité à la décarburation et au phénomène d'oxydation pour des maintiens entre **1000** et **1100** °C. De plus, il augmente la résistance mécanique à chaud.

- **Le silicium (Si) :**

C'est un élément également alphasagène. Il améliore la résistance à l'oxydation à chaud dans le cas d'un milieu d'acide nêtrique, il augmente la résistance à la corrosion.

- **Le vanadium (V) :**

Élément formateur de fer (α). Il améliore la résistance mécanique au choc.

- **le titane (Ti) :**

Élément formateur de ferrite (α). Il se combine dans les aciers ferritiques et austénitiques avec le carbone pour former un carbure de titane, et avec l'azote pour former un nitrure de titane, dont l'existence rend l'acier insensible à la corrosion inter cristalline.

- **Le niobium (Nb) :**

C'est un élément alphasagène, il se combine également avec le carbone dans les aciers pour s'opposer à la corrosion intergranulaire.

b) Eléments gammagènes :

- **Le nickel (Ni) :**

Grasse à son rôle gammagène, il élargit le domaine d'existence de l'austénite, améliore la résistance à la corrosion, renforce en particulier la résistance à la corrosion sous tension, affine le grain et améliore la ductilité. Il a une influence favorable sur la trempabilité, la résistance aux chocs et la ténacité des calamines, ainsi qu'une influence plutôt défavorable sur le traitement thermique par revenu. Il est utilisé pour les aciers à très basses

températures (- **196**°C). C'est l'élément prépondérant des alliages d'Inconel, de Monel.

- **Le manganèse (Mn) :**

Bien que classé comme élément gammagène, devient alphasgène aux teneurs supérieures à **7%**, rend difficile la transformation de l'austénite en martensite dans les aciers Cr-Ni et lors des sollicitations mécaniques aux basses températures. Il n'a pas d'influence reconnue sur la résistance à la corrosion.

- **Le carbone (C) :**

Il stabilise le fer (γ), c'est l'élément essentiel non métallique de tous les aciers. Il élargit fortement le domaine austénitique. Pour des raisons de corrosion chimique, la teneur en C est maintenue plus basse (inférieur à **0,6%**). Il améliore les caractéristiques mécaniques (Charge à la rupture, fluage et dureté). Son dosage est limité car il favorise le pouvoir trempant de l'acier et augmente le risque de fissuration lors du soudage.

- **L'azote (N) :**

Stabilisateur d'austénite, il agit comme le carbone, contribue également à stabiliser l'austénite. Associe à une basse teneur de carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire.

- **Le cuivre (Cu) :**

Il est additionné aux aciers austénitiques dans des cas particuliers pour améliorer la résistance à la corrosion ou pour accroître l'aptitude à la frappe à froid.

- **Soufre (S) :**

Améliore l'usinabilité par enlèvement de copeaux, l'augmentation de ça teneur remet en cause la résistance à la corrosion.

I-3 Les phases de références

Il est aussi utile de rappeler les variétés allotropiques du fer pur. A basse température et jusqu'à **910°C**, la structure cristalline du fer est de type cubique centrée, c'est le fer (**α**) (ferrite). A partir de **910°C**, il se transforme en fer (**γ**) dont la structure est cubique à faces centrées (austénite). Une troisième forme cristalline apparaît lorsque la pression extérieure est suffisamment élevée, c'est le fer de type (**ϵ**), de structure hexagonale compacte [5], figure (04). Une nouvelle transformation intervient au delà de **1400°C** pour fournir le fer de type (**δ**) dont la structure est cubique centrée.

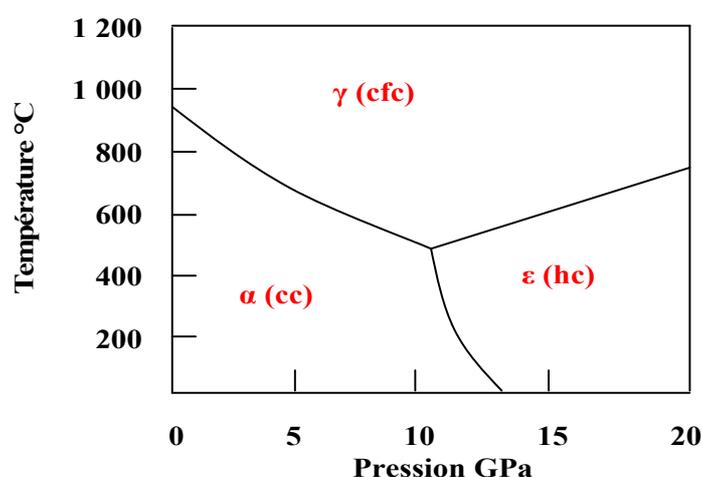


Figure (4) : Diagramme d'équilibre du fer pur. [5]

I-4 Classification des aciers inoxydables

Le choix des éléments d'addition détermine l'état structurel résultant et aussi détermine dans une certaine mesure, les propriétés mécaniques et physiques ainsi que la résistance à la corrosion. Les aciers inoxydables se répartissent en :

1- Aciers inoxydables martensitiques :

Ces aciers inoxydables sont d'une structure entièrement martensitique, après trempe confère à ces nuances une limite d'élasticité, une résistance à la rupture et une dureté très élevée. En principe ces aciers contiennent une teneur maximale de carbone limitée à (**1,2%**). Leurs teneurs en chrome sont de (**12 à 18%**), et ils peuvent contenir jusqu'à (**7%**) de nickel, et jusqu'à (**3%**) de molybdène. [1]

2- Aciers inoxydables ferritiques :

Ces aciers sont caractérisés par le fait que leur structure reste ferritique dans tout l'intervalle de température c'est-à-dire qu'ils ne subissent pas de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$.

Ils contiennent une teneur en chrome allant de (**13 à 30%**) et une teneur de carbone (**<0,10%**).

3- Aciers austino-ferritiques (duplex) :

Les propriétés des aciers austéno-ferritiques sont dues, pour la plupart, à la structure biphasée de l'alliage. Ils combinent favorablement les propriétés mécaniques et de corrosion des aciers austénitiques et ferritiques.

Ces aciers contiennent à la base du fer et du carbone avec des additions de chrome et de nickel dont les quantités sont déterminées pour obtenir un taux de ferrite situé aux environs de **50%**. Les teneurs d'éléments d'addition sont : Cr (**22 à 27%**), Ni (**4 à 8%**).

4- Aciers inoxydables austénitiques :

Les aciers inoxydables austénitiques du type Fe-Cr-Ni représentent **80%** du marché mondial. Ceci est dû au fait que leur structure cristallographique de type cubique à face centrée, leur confère une ductilité et une ténacité exceptionnelle depuis les températures cryogéniques jusqu'à plusieurs centaines de degrés Celsius avec une excellente soudabilité opérationnelle et métallurgique. Ces aciers contiennent à la base du fer et du carbone des additions de chrome et de nickel dont les quantités sont déterminées pour obtenir un acier totalement austénitique. Les teneurs en éléments d'addition sont : Cr (**18 à 20%**), Ni (**8 à 10%**), C (**0,06%**). Ces aciers peuvent contenir une faible teneur en ferrite, qui peut atteindre dans le métal déposé par soudage notamment de **8 à 10%**, exceptionnellement **15%**. Ils se classent en 04 groupes :

- Aciers austénitiques en dessous de **400 à 500°C** (hors fluage).
- Aciers austénitiques résistant mécaniquement aux températures élevées. jusqu'à **650 à 700°C** selon les nuances.
- Aciers austénitiques réfractaires.

- Aciers austénitiques résistant à des attaques corrosives sévères.

Ces aciers possèdent des caractéristiques mécaniques différentes de celles des autres aciers inoxydables. Ils n'ont pas de limite élastique bien définie. Leurs allongements à la rupture sont très importants. Leurs résiliences sont excellentes. Elles ne présentent jamais de caractère de rupture fragile. Le fluage est à prendre en compte à partir de **450 à 500°C** selon leurs nuances.

I-5 Traitements thermiques des aciers inoxydables austénitiques

1 Traitement d'hypertrempe :

Ce type de traitement peut être classé dans les traitements d'homogénéisation. Il consiste en maintien à haute température de (**1000 à 1150°C**) suivi d'un refroidissement rapide. Ce traitement a pour but d'obtenir à température ambiante une phase austénitique homogène où tous les éléments se trouvent en solution solide. [6]

Lors du chauffage de ces aciers permet d'obtenir une phase austénitique homogène, on cherche à mettre en solution les carbures.

Cette dissolution exige un temps-température minimal, qui ne doit pas être franchi car cela pourrait générer une croissance des grains non souhaitable (il faut rappeler que les propriétés mécaniques à l'ambiance, sont plus élevées pour les structures possédant des grains austénitiques plus fins).

Le refroidissement suffisamment rapide du métal permet de garder la phase austénitique à l'ambiance. Pourtant cette phase n'est pas stable thermodynamiquement : l'austénite est dans un état dit métastable et peut se transformer en phase martensitique sous l'action d'une déformation plastique, et/ou d'un simple maintien à basse température.

2 Traitement antiferrite :

Certaines nuances d'aciers ont une solidification partielle en phase ferritique. Le traitement antiferrite a pour but de limiter la teneur en ferrite hors équilibre due aux surconcentrations locales en éléments alphagènes, qui se manifestent pendant la solidification (ségrégation). Cette phase est généralement préjudiciable à la tenue à la corrosion et cause une fragilité de l'acier.

Pour éliminer ce type de ségrégation, on utilise un traitement d'homogénéisation à une température entre **1150 à 1200°C** pendant lequel la diffusion achève son activité, suivi d'un refroidissement suffisamment lent jusqu'à la température d'hypertrempe pour transformer en austénite toute la ferrite mise hors d'équilibre par la baisse de température. [6]

3 Traitement de relaxation :

Les contraintes résiduelles sont définies comme étant des contraintes dans un système sans qu'il soit soumis à une contrainte extérieure. Ces contraintes résiduelles proviennent toujours d'hétérogénéités, de déformations et souvent dues soit aux opérations de mise en forme (forgeage à froid, usinage, etc...), soit aux sollicitations thermiques lors de traitement de trempe ou de soudage, ces sollicitations thermiques sont plus importantes dans les aciers inoxydables austénitiques d'autant que leur conductivité thermique est faible et que leur coefficient de dilatation est élevé. La plupart des opérations de relaxation se font par traitement à chaud. La vitesse de refroidissement doit être assez lente pour éviter : surtout pour les pièces de forte épaisseur, des gradients thermiques, ce qui introduit de nouvelles contraintes résiduelles.

4 Traitement thermomécanique des aciers inoxydables austénitiques :

On peut augmenter les propriétés mécaniques à l'ambiante d'un acier inoxydable austénitique par le laminage à chaud, on affine le grain par des cycles écrouissage-recristallisation, ce qui permet d'augmenter la limite d'élasticité.

I-6 Conclusion

L'intérêt principal de l'utilisation des aciers inoxydables réside dans la conjugaison de bonnes propriétés mécaniques et de corrosion, ces caractéristiques peuvent également être modifiées par des traitements thermiques appropriés et / ou mécaniques particuliers.

Chapitre II : Métallurgie de soudage des aciers inoxydables austénitiques

II-1 Introduction

Une opération de soudage consiste à assembler un ou plusieurs pièces en assurant une continuité métallique. Elle engendre des montées en température importantes au sein du métal de base ce qui conduit à des transformations structurales de l'acier. Celle-ci influe sur l'évolution thermique sous l'effet, entre autres, des caractéristiques thermiques et mécaniques fonction de la composition métallurgique figure (05).

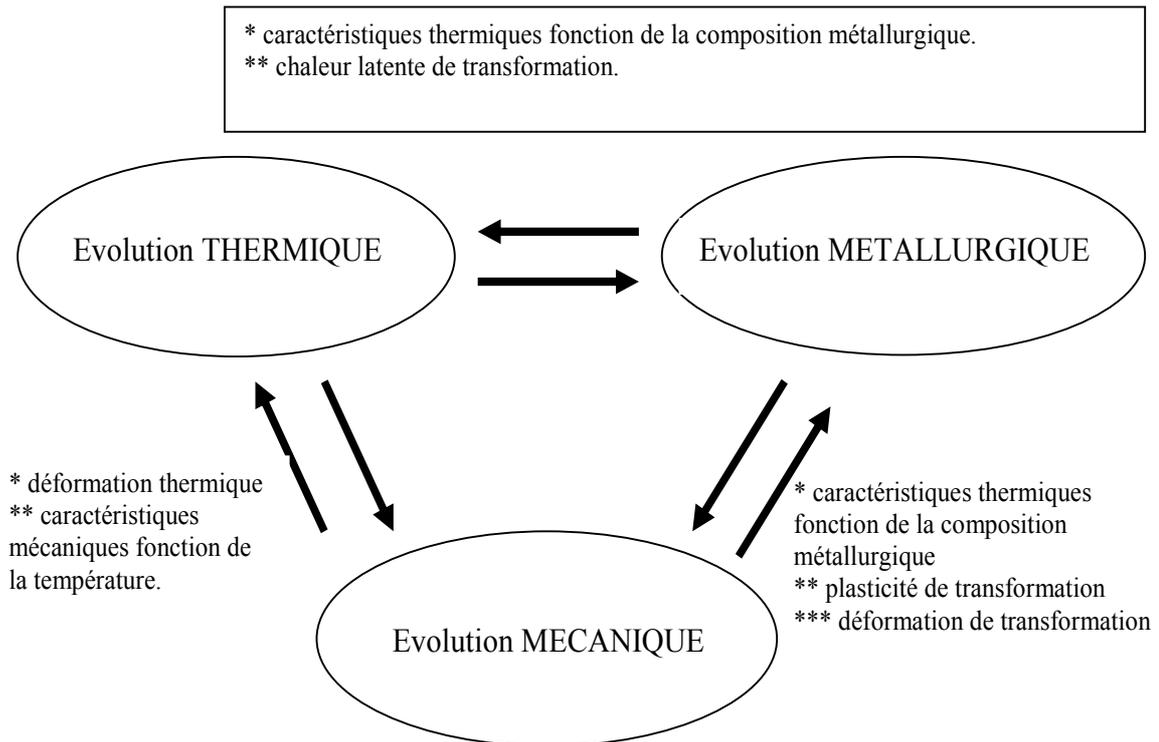


Figure (5) : Couplage thermo métallurgique et mécanique mis en jeu au cours d'une opération de soudage. [7]

Les conséquences des transformations structurales sont les suivantes :

- Au niveau thermique, il y a dégagement ou absorption de chaleur au cours des transformations selon que celles-ci soient respectivement exothermique(s) ou endothermique(s). Par ailleurs, suivant la composition, les caractéristiques thermiques varient.
- Au niveau mécanique, on distingue quatre principales conséquences directes ou indirectes (par l'intermédiaire de l'histoire thermique) des transformations structurales :

* L'évolution métallurgique conduit à une déformation de transformation du fait des différences de compacité mises en jeu par les transformations structurales.

* En présence de contraintes même inférieures à la limite d'élasticité du matériau à la température considérée, il y a plasticité de transformation. Celle-ci conduit à une déformation irréversible. Elle se produit uniquement durant l'avancement de la transformation.

*** Les caractéristiques mécaniques diffèrent suivant la composition métallurgique, en particulier, les caractéristiques plastiques (limite d'élasticité notamment). Le module d'Young et le coefficient de Poisson sont quant à eux, peu influencés par la composition métallurgique. Par ailleurs, la part de l'écrouissage de la phase austénitique transmise à la phase formée au refroidissement est supposée totale ou partielle selon le type de transformation.

**** Du fait de la présence de constituants aux caractéristiques thermiques et mécaniques différentes, le calcul thermo-mécanique doit prendre en compte le comportement multiphasé du matériau à la température considérée. En général, une loi des mélanges linéaire est utilisée.

II-2 Caractéristiques de la soudure

Le soudage est le procédé qui permet de reconstituer la continuité métallique entre les surfaces des éléments à assembler. Pour activer les surfaces, la fusion est une méthode très efficace qui permet également le nettoyage des surfaces afin d'assurer l'installation de la liaison métallique. On obtient ainsi, après solidification, un joint homogène de même composition que le métal de base, ou un joint hétérogène dans le cas de métaux différents. Quel que soit le procédé de soudage par fusion, la structure d'une soudure typique d'un alliage est composée de 04 zones principales [8].

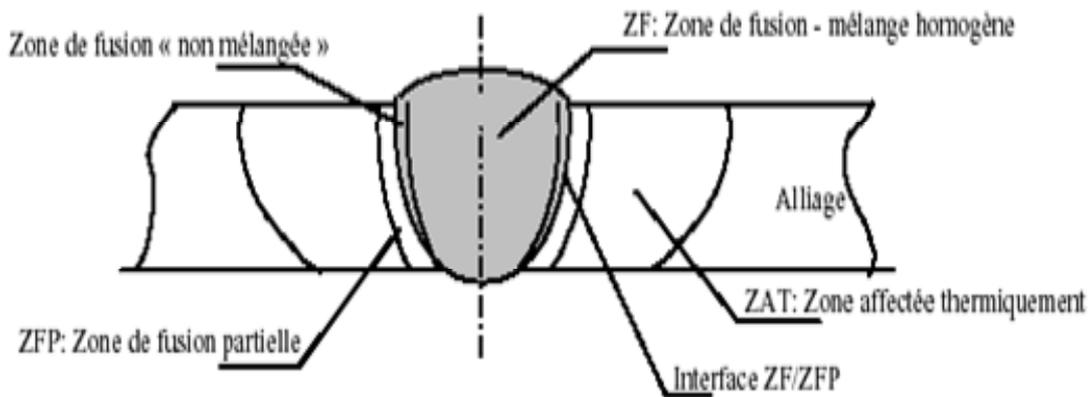


Figure (06) : les différentes zones constituant un joint de soudure. [8]

- La zone de fusion (ZF) mélange homogène : est la région chauffée au-dessus de la température du liquidus. La structure du métal de base initiale est changée par les processus de fusion et solidification, et la composition peut également varier par évaporation de certains éléments de l'alliage. Un mélange complet des éléments est obtenu par les mouvements de convection forcés.
- La zone de fusion (ZF) non mélangée : dans cette zone les forces de convection étant inférieures aux forces de friction des fluides, la composition chimique est identique à celle du métal de base. Même si cette zone est présente dans toutes les soudures, elle n'est facilement visible que dans les soudures utilisant un métal d'apport de composition chimique différente du métal de base.
- Zone fondu partiellement (ZFP) : le cycle thermique de soudage s'opère dans cette zone à des températures comprises entre le liquidus et le solidus de l'alliage. Dans certains alliages contenant des inclusions et des impuretés à bas points de fusion, ou des ségrégations d'éléments d'alliages aux joints de grain, la liquation de ces régions microscopiques peut se produire et s'étendre de l'interface de soudure à l'intérieure de la zone de fusion partielle.
- Zone affectée thermiquement (ZAT) : est la zone où la température est comprise entre le solidus et une température plus basse mais suffisamment élevée pour permettre des réactions ou des transformations à l'état solide et pour modifier la structure du métal de base.

II-3 Solidification dans les soudures des aciers austénitiques

3-1 Structure de solidification :

Lors de la solidification d'un alliage, si les conditions d'équilibre sont maintenues, le soluté est rejeté à l'interface solide-liquide et diffuse vers le liquide pour former une couche de diffusion en avant de l'interface. La solidification est alors dite à front plan. Il faut pour cela que la température réelle du liquide soit toujours supérieure ou égale à la température du liquidus. Cela se traduit par un gradient thermique G élevé [9].

$$G = \frac{dT_l}{dx} \quad (1)$$

Avec T_l : Température du liquide et x : Distance par rapport à l'interface.

Si le refroidissement est trop rapide, ce qui est généralement le cas pour les soudures en acier austénitique, la diffusion du soluté est limitée. Il y a donc un excédent de soluté au niveau de l'interface qui peut provoquer le phénomène de "surfusion constitutionnelle" : le gradient thermique G est suffisamment faible pour que sur une certaine distance x la température réelle du liquide soit inférieure à la température d'équilibre $T_l < T_{\text{équil}}$ figure (07-a).

Ces instabilités entraînent une disparition de l'interface plane. La solidification est alors de type cellulaire ou dendritique figure (7-b) avec des branches primaires se développant parallèlement à des directions préférentielles associées à la structure cristalline (direction cristallographique $\langle 100 \rangle$ pour les cristaux cubiques).

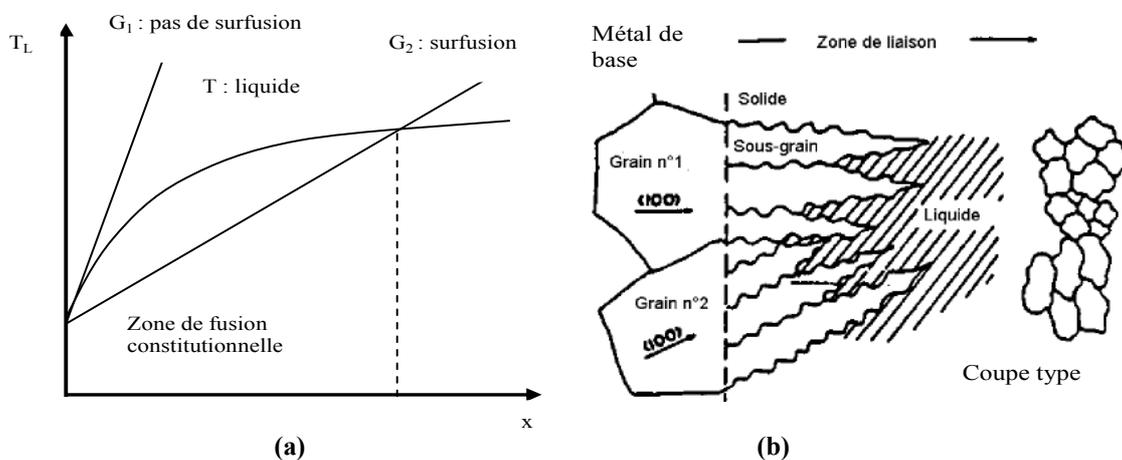


Figure (07-a, b) : Effets du gradient thermique sur la surfusion constitutionnelle. [10]

Cette structure dendritique est aussi observée à l'ambient car même dans le cas d'un soudage multipasses, les grains d'austénite de la passe refondue ne subissent pas de recristallisation. Par contre, ce type de structure n'apparaît pas dans les soudures d'aciers ferritiques car, lors du refroidissement, une transformation solide solide ($\gamma \rightarrow \alpha$) détruit la structure dendritique.

En général, le degré de surfusion constitutionnelle est inversement proportionnel au rapport :

$$D \cdot G / \sqrt{R} \quad (2)$$

G : Gradient de température ; R : Vitesse de solidification ; D : Coefficient de diffusion de l'élément d'alliage dans le liquide.

Il est proportionnel à la concentration C_L en soluté dans le liquide à l'interface liquide/solide.

Les différents modes de solidification pouvant être obtenus en fonction de ces deux paramètres qui sont indiqués sur la figure (08).

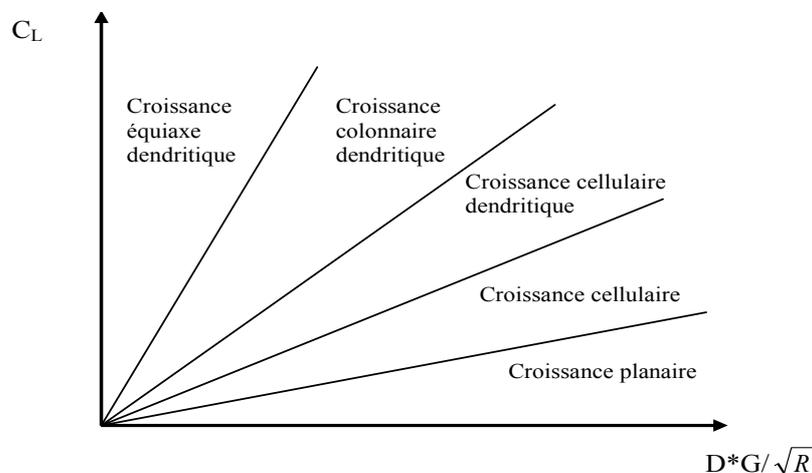


Figure (8) : Type de solidification en fonction des valeurs de C_L de $D \cdot G / \sqrt{R}$. [10]

On montre en particulier que le rapport G / \sqrt{R} augmente avec l'énergie de soudage et diminue avec la vitesse de soudage.

Pour les plages de composition de vitesse de refroidissement et d'énergie de soudage qui nous intéressent, la solidification va généralement engendrer une structure cellulaire dendritique avec des bras secondaires, des dendrites peu développés car le gradient thermique n'est pas suffisamment faible [11].

Un grain colonnaire est alors constitué de plusieurs dendrites de même texture.

3-2 Modes de solidification :

Selon la composition chimique des aciers inoxydables austénitiques **18/10**, leur solidification peut commencer soit par un dépôt d'austénite (γ), soit par un dépôt de ferrite (δ) lui-même suivi d'un dépôt d'austénite. Les cinétiques de disparition du liquide et de formation des différentes phases solides sont très différentes dans les deux cas, de même que la solubilité des impuretés telles que le Si et le P qui peuvent contrôler la criquabilité à chaud du métal solidifié. Il est donc important de connaître avec précision les facteurs qui contrôlent la nature du dépôt primaire. De faibles modifications de composition nominale peuvent faire basculer le mode de solidification primaire (δ) ou (γ) de ces aciers, avec toutes les conséquences pratiques qui peuvent résulter. Il a été même observé que les conditions thermiques de solidification peuvent affecter le mode de solidification primaire. La frontière figure (09) marque les conditions de basculement quand la vitesse de solidification est faible (solidification équiaxe au centre des produits par exemple). C'est une autre frontière qui prévaut en présence d'une forte vitesse de solidification (solidification colonnaire en peau des produits par exemple). Cette frontière est indiquée en traits tirets rouges sur la figure (09).

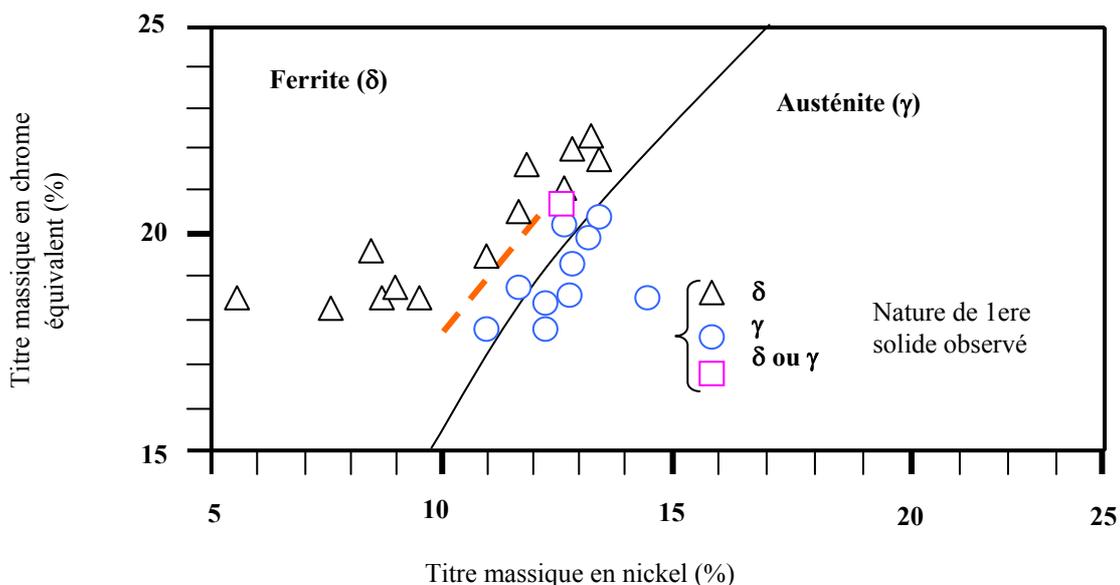


Figure (09) : Projection sur le plan des compositions des nappes de liquides δ et γ du diagramme ternaire Fe-Cr-N.

[2]

3-3 Influence de la vitesse du front de solidification sur le mode de solidification primaire des aciers inoxydables :

La figure (10) montre que la température des pointes (δ) chute plus rapidement que celle des pointes (γ) quand la vitesse de solidification augmente.

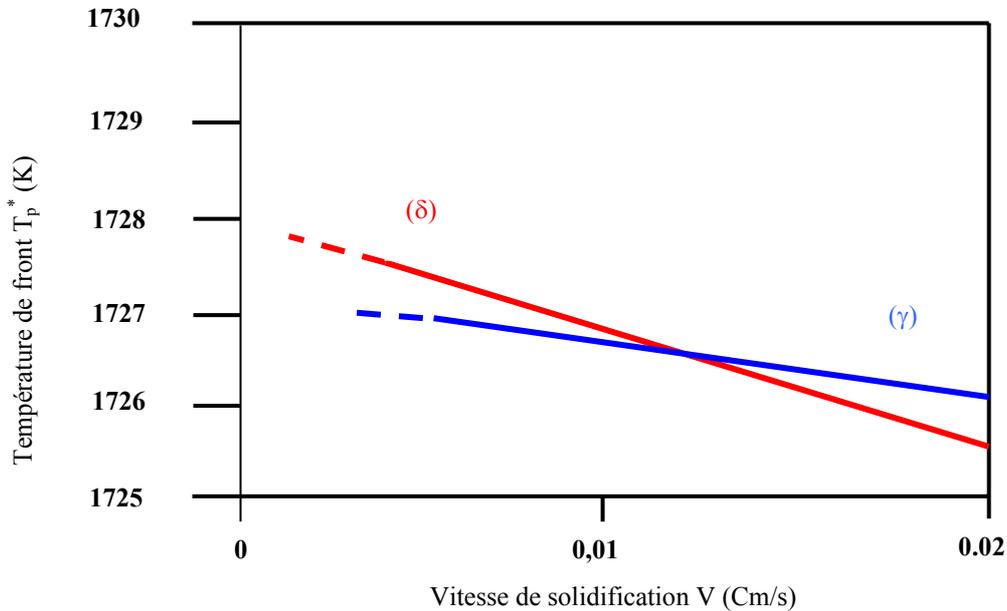


Figure (10) : Influences comparées de la vitesse de solidification sur la température du front dendritique δ ou γ pour un alliage Fe-18.5 Cr -11 Ni (température calculée). [2]

Pour un alliage de **11%** Ni, il existe une vitesse de solidification au delà de laquelle les pointes (γ) peuvent devenir plus chaudes que les pointes (δ), bien que le diagramme laisse prévoir une solidification primaire (δ). La transition est prévue autour d'une vitesse de solidification de l'ordre de **36 cm/h**. ainsi, pour les aciers inoxydables du type **18/10**, situés dans le domaine (δ) primaire de la figure (10) l'apparition de (γ) primaire est favorisée par des vitesses de solidification élevées. En d'autres termes, le domaine de composition des aciers présentant en pratique une solidification primaire en (γ) est élargi au détriment du domaine de solidification primaire en (δ) là où la solidification est relativement plus rapide.

Une étude d'ensemble sur les processus de solidification dans les métaux austénitiques soudés est établie par BROOKS et THOMPSON [12] qui mettent en relief l'effet de la solidification primaire sur la microstructure résultante.

En soudage, en fonction de la composition chimique de métal d'apport, la solidification peut se produire selon différents modes figure (11).

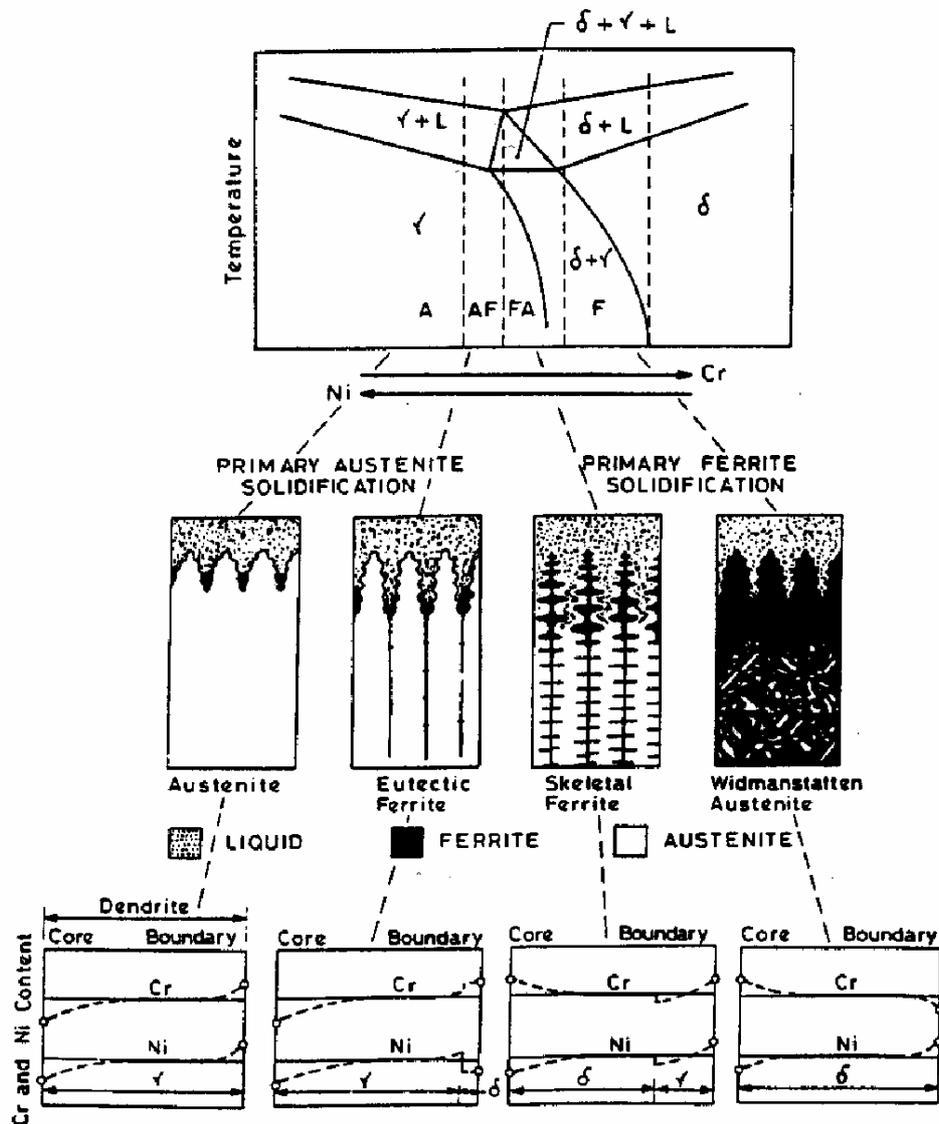


Figure (11) : Différentes modes de solidification primaire. [13]

- **Mode A** : Solidification en austénite (γ) primaire. Dans le cas de solidification en austénite primaire, les cristaux d'austénite sont appauvris en Cr et enrichis en Ni et ceux du liquide enrichis en Cr et appauvris en Ni, cette précipitation a été étudiée par CIESLAK et COL [9], qui ont suggéré (04) modes de solidification qui donneraient des profils de ségrégation différentes. CIESLAK et COL ont noté que ces profils schématiques de composition seraient modifiés par une diffusion sensible tant dans le liquide que dans le solide durant la solidification. Ceci est confirmé par CIESLAK et COL [12]. Les éléments Si et P ont tendance à former des films ségrégés à bas point de fusion

lorsque le mode de solidification se rapproche du type austénitique. Ces films ségrégés provoqueraient des microfissures sous les contraintes de retrait développées pendant la solidification.

- **Mode AF** : Solidification en austénite (γ) primaire avec apparition de ferrite par réaction eutectique et enrichissement en Cr à la frontière entre (02) dendrites.
- **Mode FA** : Solidification en ferrite (δ) primaire puis une transformation à l'état solide de la ferrite en austénite. Cette transformation s'accompagne d'un enrichissement en Cr et d'un appauvrissement en Ni au niveau des cœurs des dendrites. Il apparaît alors dans ces zones de la ferrite résiduelle dite « squelettique » ou « vermiculaire » (**5 à 10%**).
- **Mode F** : Solidification en ferrite (δ) primaire avec possibilité de nucléation de grains d'austénites au sein de la ferrite (austénite dite de Widmanstätten).

La précipitation des différents éléments a fait l'objet d'études montrant que dans le cas de solidification en ferrite primaire, les cristaux de ferrite (δ) sont enrichis en Cr et appauvris en Ni et inversement pour le liquide.

3-4 Croissance par épitaxie et croissance sélective :

Lors d'une opération de soudage nous cherchons toujours d'avoir une meilleure continuité métallique, cette continuité métallique est assurée par le phénomène d'épitaxie selon lequel les cristaux de solidification adoptent, en prenant naissance à l'interface, l'orientation des cristaux du métal solide support. A l'échelle de la microstructure, ce phénomène se traduit par le fait que les joints de grains du métal de base traversent sans discontinuité l'interface qui est devenue la zone de liaison figure (12) [11]. Ce phénomène est observé au niveau de l'interface séparant le métal fondu du métal de base affecté par la chaleur. Il est également observé au niveau de l'interface séparant deux passes de soudage successives, dans le cas où le réchauffage de la passe qui suit ne provoque pas de recristallisation dans la passe précédente.

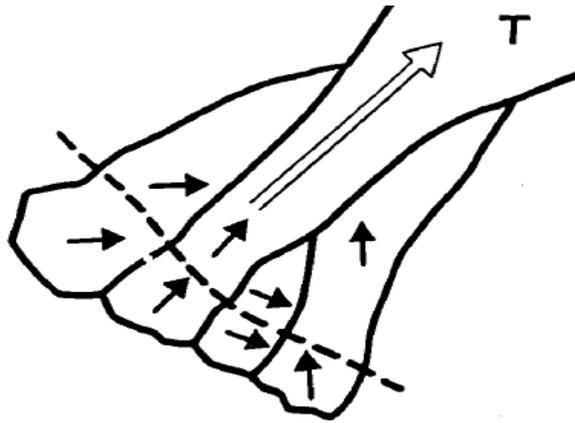


Figure (12) : Croissance épitaxiale et sélective pour une trajectoire de solidification T donnée. [11]

Si le refroidissement est suffisamment lent lors d'un soudage, les grains colonnaires dont la direction cristallographique $\langle 100 \rangle$ correspond à la trajectoire de solidification (perpendiculaire aux isothermes), auront tendance à se développer préférentiellement. Ces grains dont la vitesse de croissance est maximale se développent aux dépens des autres, donnant naissance au phénomène dit de « croissance sélective ». Le profil des pièces soudées est modifié par une fusion locale. Celle-ci est suivie d'une solidification et d'une évolution microstructurale dans la zone affectée par la chaleur (**ZAT**), au voisinage du cordon de soudure.

II-4 Effet des paramètres de soudage

Les paramètres de soudage contrôlent la forme, les dimensions et les structures des régions chauffées du cordon de soudure. L'énergie nécessaire à la fusion du métal, qui dépend des paramètres puissance et vitesse de soudage, contrôle la vitesse de refroidissement. La vitesse de soudage régit directement la vitesse de croissance du front de solidification et donc également la forme du bain de fusion. La structure et le mode de croissance des grains dépendent de l'apport calorifique linéaire. La croissance des grains devient plus rapide et donne lieu à une structure grossière avec un apport calorifique croissant alors qu'une structure fine est obtenue avec une énergie linéaire modérée.

Ces paramètres affectent également les contraintes thermiques induites qui s'appliquent sur la soudure et qui entraînent la formation de contraintes résiduelles et des distorsions géométriques.

4-1 Influence de la vitesse de soudage sur la vitesse de solidification :

La forme de bain de fusion dépend principalement de la vitesse de soudage qui influence la cinétique de solidification par le contrôle de la vitesse de croissance du front de solidification cette vitesse et décrite sur la figure (13) et s'exprime par la relation suivante [11] :

$$R = V_s \cdot \cos \theta \quad (3)$$

R : Vitesse de croissance linéaire en tout point du front de solidification (cm/min).

V_s : Vitesse de soudage (cm/min).

θ : Angle entre la direction de soudage et la direction de croissance des cristaux.

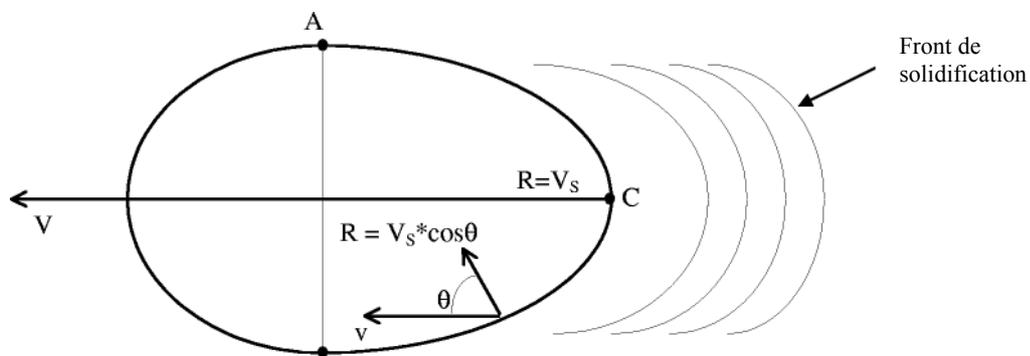


Figure (13) : Forme de bain de fusion elliptique. [11]

θ : Est défini comme étant l'angle entre la normale aux isothermes et la direction de soudage.

R : Est alors minimale sur les bords du bain de fusion et maximale et égale à V_s au centre du bain (à l'opposé, le gradient thermique $G = \frac{\partial T}{\partial x}$ est maximal sur les bords (croissance planaire) et minimal au centre (croissance dendritique)). La solidification se produit à l'arrière du bain, entre les points **A** et **B** ($\theta = 90^\circ$) et le point **C** ($\theta = 0^\circ$).

Toutefois il existe une vitesse limite de solidification R_L . Tant que R est inférieure à R_L (vitesse de soudage lente et bain arrondi) les grains se développent bien perpendiculairement aux isothermes et leur direction d'élongation est parallèle au sens de soudage dans le centre du bain (**cas a**) figure (14-a).

Si la vitesse de soudage augmente mais reste inférieure à R_l , la forme du bain de fusion est plus allongée et les grains se développent jusqu'à la partie centrale quasi-transversalement par rapport à la direction de soudage (**cas b**) figure (14-b).

Enfin pour une vitesse de soudage encore plus importante (**30-100 cm/min**) qui devient supérieure à R_l , la solidification orientée perpendiculairement aux isothermes n'est plus possible et la cristallisation se fait alors d'une manière équiaxe (**cas c**) figure (14-c).

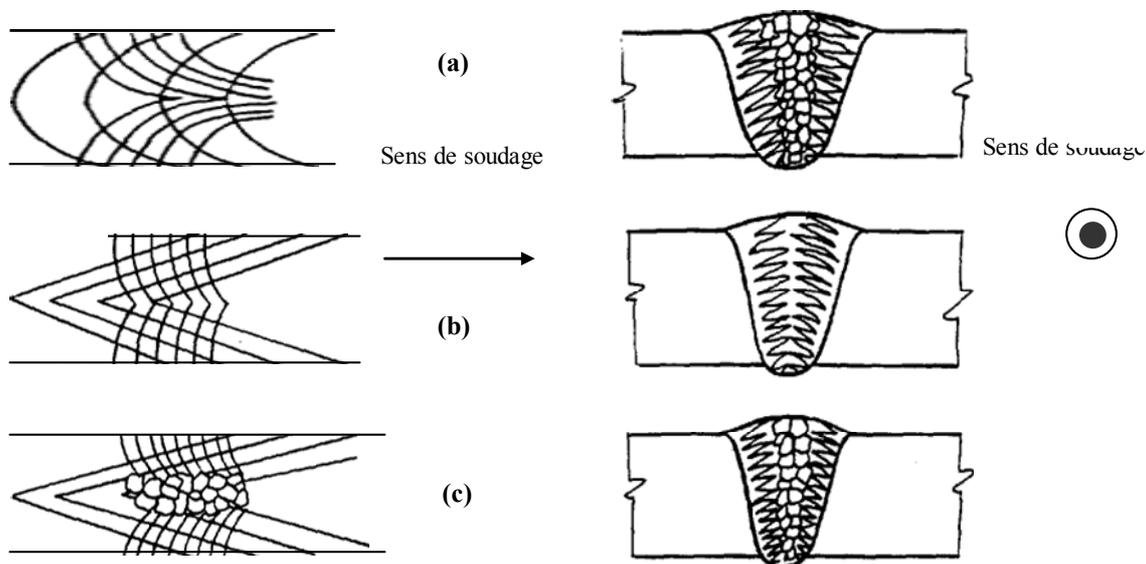


Figure (14) : Principaux aspects de la structure de solidification en fonction de la vitesse de soudage. [14]

4-2 Influence de rapport Cr_{eq} / Ni_{eq} :

Dans le cas de mode **FA**, si le rapport Cr/Ni augmente la morphologie de la phase ferrite évolue et prend un aspect « en lattes » bidimensionnelles, parallèles et régulièrement espacées.

Dans le cas du mode **AF**, la ferrite a aussi un aspect squelettique, mais elle est interdendritique. Il est toutefois difficile de distinguer les (02) types de ferrite en micrographie. Plus que l'observation de la morphologie, ce sont donc les profils de composition dans les cellules dendritiques qui permettent de conclure quant à un mode et à une séquence de solidification [12]. Il a de plus été montré

que les modes de solidification pouvaient se déduire d'un rapport noté $\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}}$.

Les relations suivantes ont été ainsi établies [13]

$$Cr_{eq} = \% Cr + \% Mo + 1.5 (\% Si) + 0.5 (\% Nb) \quad (4)$$

$$Ni_{eq} = \% Ni + 30(\%C) + 0.5 (\%Mo) \quad (5)$$

$$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} < 1.25 \Rightarrow L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma \quad (\text{mode A}) \quad (6)$$

$$1.25 < \frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} < 1.48 \Rightarrow L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta \quad (\text{mode AF}) \quad (7)$$

$$1.48 < \frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} < 1.95 \Rightarrow L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \gamma + \delta \quad (\text{mode FA}) \quad (8)$$

$$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} > 1.95 \Rightarrow L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta \rightarrow \gamma + \delta \quad (\text{mode F}) \quad (9)$$

De nombreux aciers de la classe AISI 300 contenant **60 à 70%** de fer sont proches de la frontière entre les modes **FA** et **AF** correspondant au rapport :

$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} = 1.5$ [2]. Il est alors difficile d'interpréter les microstructures. Or il est

important de déterminer si la solidification se produit en mode **FA** présentant une meilleure résistance à la fissuration à chaud ou en mode AF qui, tout comme le mode A, est plus sensible à ce type de fissuration [12].

4-3 Effet des éléments d'addition :

A partir d'études de refroidissement, HULL [12] a établi une relation entre la résistance et la composition. Il définit un Cr_{eq} qui, pour des valeurs élevées, résulterait en une tendance de l'alliage à former la phase intermétallique (σ) durant le vieillissement.

$$Cr_{eq} = Cr + 0.31 Mn + 1.76 Mo + 0.97 W + 2.02 V + 1.58 Si + 2.4 Ti + 1.76 Nb + 1.22 Ta - 0.226 Ni - 0.117 Co. \quad (10)$$

3-1 Effet de carbone :

GROT et SPRUILELL [15] reconnurent l'importance du carbone et proposèrent une forme modifiée de l'équation de HULL [12], basée sur la notion de Cr équivalent effectif.

LETNAKER [16] étend cette approche aux soudures de l'acier 316 et conclut que la formation d'intermétalliques peut être prévenue par le contrôle de la teneur en carbone. Ceci est dû à la formation de carbure $M_{23}C_6$ aux joints de grains (δ/γ) qui facilite l'appauvrissement en Cr et en Mo de la ferrite (δ).

3-2 Effet de Cr et du Mo :

Le comportement à la transformation est expliqué par la notion de Cr_{eq} / C GILL et COL [17] ont trouvé pour l'acier de type 316 que la ferrite (δ) se transforme plus rapidement dans les métaux soudés à des équivalents élevés.

Les différences de cinétiques de transformations sont attribuées à la microségrégation du Cr et du Mo de l'état soudé. Les dépôts contenant du Mo possèdent une plus grande tendance à former la phase (σ) à partir de la phase (δ) suivant W, le V et le Nb en ordre décroissant.

3-3 Effet de silicium :

Des travaux montrent que l'accroissement des teneurs en Si à **0.3** jusqu'à **0.4%** favorise la formation d'intermétallique [18]. D'autre, utilisant un cordon contenant des teneurs de **0.26 à 0.8%** montrent que l'élévation de la teneur en silicium (Si) provoque un accroissement dramatique de la teneur à la formation d'intermétalliques au vieillissement à **600°C**. L'effet du Si sur les aciers austénitiques soudés est particulièrement insidieux du fait de sa concentration dans la ferrite (δ).

II-5 Conséquences métalliques des cycles thermiques de soudage

5-1 Cycle thermique de soudage :

Les transformations allotropiques que subit le métal de base d'un assemblage soudé peuvent être caractérisées par le cycle thermique enregistrés, c'est-à-dire l'évolution de la température en fonction du temps (en un point fixe de la trajectoire de la source mobile de chaleur).

L'expression de la répartition thermique dans un assemblage bout à bout de deux tôles minces (écoulement bidimensionnel) est donnée : **[19]**

$$\theta - \theta_0 = \frac{\Phi}{2\pi a e} \exp\left[-\frac{\nu}{2a} \xi\right] K_0\left[\frac{\nu}{2a} r\right] \quad (11)$$

Φ = Quantité de chaleur en C°/cm³,

a = Diffusivité thermique,

e = Epaisseur de la plaque,

ν = Vitesse de soudage constante,

K_0 = Fonction de Bessel modifiée d'ordre 0 de seconde espèce),

ξ = Fonction de distance du point M considéré par rapport à la source (axes x, y, z),

r = Surface de la distance du point thermique mobile (dépendance de ξ).

Alors la quantité de chaleur introduite dans un joint soudé s'élimine principalement par conduction à travers le matériau (on néglige la part relativement faible cédée par convection). pratiquement toute la matière autour du cordon de soudure concourt à la dissipation de la chaleur. Il faut donc tenir compte de l'épaisseur des pièces à souder, de la géométrie du joint et la vitesse de soudage.

En pratique on s'intéresse surtout à la durée du refroidissement dans la zone fondue et la **ZAT** en raison des risques de transformations structurales défavorables au joint soudé (structure martensitique, fissuration etc.).

La soudabilité des aciers inoxydables austénitiques en général est excellente, du fait qu'il n'y ait aucune trempe lors du refroidissement qui garantit des soudures ductiles et de bonne qualité.

À haute température, ces aciers sont susceptibles de subir la transformation $\gamma \rightarrow \delta$ en totalité ou au moins partiellement. Alors, ces aciers peuvent être confrontés suivant leurs nuances à (03) types de risque **[3]** :

- La précipitation de carbure de Cr cause de la corrosion intergranulaire.
- La fissuration à chaude dans la zone fondue ou dans le métal de base.
- La fragilisation par phase « sigma » (σ) pour les aciers les plus alliés.

5-2 Précipitation de carbures :

La présence de carbone dans les aciers inoxydables austénitiques peut être responsable d'une transformation de leur résistance à la corrosion lorsqu'ils sont soumis à un séjour plus ou moins prolongé à des températures comprises entre **500 et 800°C** environ. Des études ont permis de préciser le domaine de températures critiques de « sensibilisation de l'acier » : **(480 à 750°C)** [3]. Cette température dépend de :

- La composition chimique de l'acier.
- Le temps de maintien à la température de sensibilisation.

Lorsqu'on soumet un assemblage soudé d'un acier inoxydable austénitique même peu carburé (**C = 0.06%**) à des essais de corrosion dans le réactif de MONNYPENNY bouillant (réactif de Strauss voir l'annexe), réactif utilisé à l'ébullition [3]. On constate deux zones d'attaque symétrique au cordon de soudure. Ces zones ainsi marquées représentent les zones de corrosion intergranulaire.

Dans ces zones, l'attaque chimique a cheminé de préférence par les joints de grains austénitiques avec désagrégation du métal. Ce type de corrosion, plus particulier aux aciers inoxydables austénitiques est une des causes d'insoudabilité des aciers destinés à la construction d'appareils devant présenter une grande résistance à la corrosion [3].

Des études très poussées (STRAUSS-BAIN, ABON et RUTHERFORD, KRIVOBOK et HOUDETOT) ont permis de préciser les domaines de températures critiques de sensibilisation de l'acier [3].

L'influence du carbone commence à se manifester dès les teneurs de **0.02 %**, mais cette concentration et plus élevée si le temps de maintien diminue ou si la période de chauffage et de refroidissement est très rapide, comme dans le cas des soudeurs. Plusieurs théories ont été élaborées pour expliquer la corrosion intergranulaire, la plus satisfaisante est celle qui fait intervenir la précipitation des carbures de Cr aux joints de grains d'austénite, avec déchromisation autour du carbure figure (15).

Des hypothèses ont été avancées pour expliquer ce type de corrosion [3] :

- Formation préalable de carbure de fer (hypothèse de MILLER).
- Formation de ferrite intergranulaire par le jeu des tensions entre les grains d'austénite (hypothèse de BECKETT).
- Ségrégation préalable du C dans les joints des cristaux d'austénite traités à haute température (température supérieure à **900°C**), élevant le traitement de sensibilisation (hypothèse de L. COLOMBIER).

Si nous voulons améliorer cette résistance ; nous devons agir sur les paramètres suivants :

1. Composition chimique de l'acier.
2. Durée de maintien dans le domaine des températures critiques.
3. Addition d'éléments stabilisateurs.
4. Structure.
5. Traitements thermiques et mécaniques.

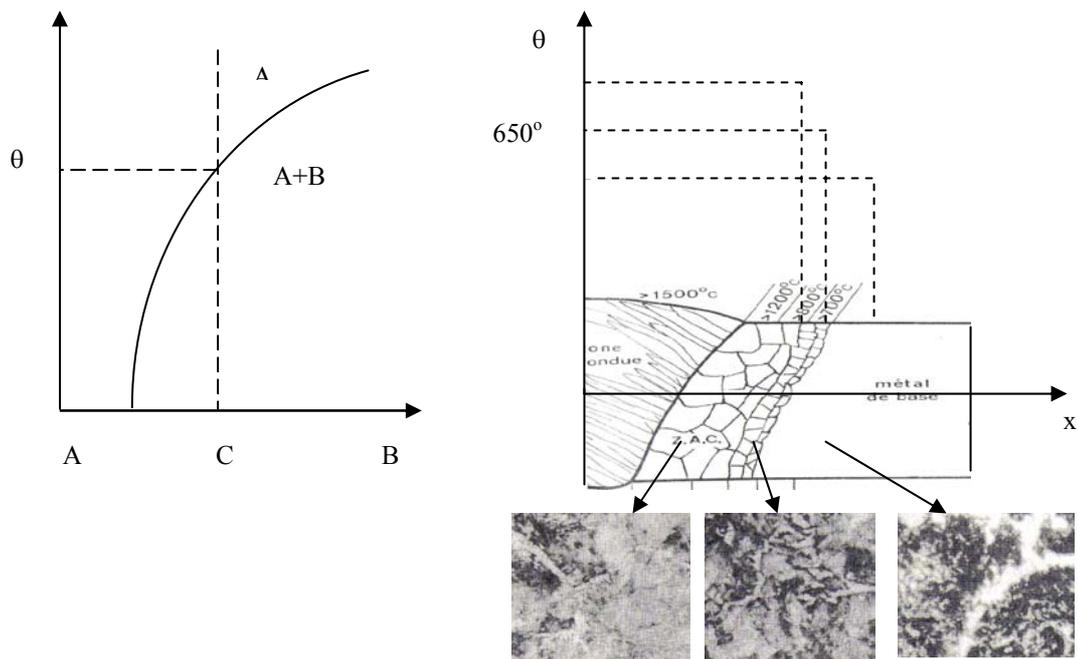


Figure (15) : Précipitation de carbure de chrome au joint de grain austénitique au sein de la ZAT. [14]

5-3 Fissuration à chaud :

Un joint soudé (inclue zone fondue, ZAT, et cardon précédent réaffecté thermiquement) d'acier austénitique peut être le siège d'une fissuration engendrée par les contraintes de retrait qui se développer à haute température

(>1200°C) dans les espaces interdendritiques du métal fondu ou thermiquement affecté. La cause est l'enrichissement localisé aux joints de grains en éléments comme le soufre, le phosphore et le bore qui favorisent cette fissuration. Le mécanisme découle du mode de solidification primaire :

- Si la première solidification se fait en austénite (solidification (γ) à gauche de l'eutectique) ; la croissance sera de type basaltique avec des phases à bas point de fusion alignées.
- Si la première solidification se fait en ferrite (solidification (δ) à droite de l'eutectique) ; la croissance sera du type dendritique ; avec des inclusions à bas point de fusion disséminées, donc moins fragile.

La position de l'eutectique qui délimite les deux modes de solidifications est définie par un rapport : $C_{req} / N_{req} = 1.5$.

Selon les principaux diagrammes, on peut ainsi prévoir aisément la susceptibilité à la fissuration à chaude des aciers inoxydables austénitiques. Il en découle la notion de présence de ferrite dans une soudure d'acier inoxydable austénitique et son rôle pour empêcher la fissuration à chaud. Plusieurs hypothèses sont avancées pour expliquer l'influence de cette ferrite [20].

- ❖ La ferrite capterait les éléments nocifs qui formeraient le film liquide subsistant entre les grains aux derniers stades de la solidification (ces éléments sont en général plus solubles dans la ferrite que dans l'austénite).
- ❖ La ferrite limiterait le niveau des contraintes de retrait car sa tenue mécanique à chaud est plus faible que celle de l'austénite.
- ❖ Les joints de grains (γ/δ) ne seraient pas mouillés par le liquide subsistant entre les grains aux derniers stades de la solidification et seraient de ce fait moins sensible au risque de fissuration qui augmente avec le mouillage et serait donc plus grand pour les joints (γ/γ) qui, eux, sont mouillés par le liquide résiduel.

Cette ferrite est généralement de quelques % mais sa limite supérieure est fixée en fonction des exigences relatives à la tenue en corrosion et aux propriétés mécaniques.

Pour éviter la fissuration à chaud des soudures il faut [20] :

1. Avoir une largeur du bain de fusion étroite en diminuant l'énergie de soudage.

2. Un métal d'apport donnant un dépôt biphasé (structure mixte austénite / ferrite) : les impuretés à bas point de fusion tel que le S et le P sont plus soluble dans la ferrite que dans l'austénite. Pour les aciers inoxydables austénitiques les métaux d'apport doivent donner un dépôt contenant **4 à 10** % de ferrite.

Par ailleurs, il faut préciser, qu'il serait illusoire de rechercher une meilleure résistance à la fissuration uniquement par une composition favorable du métal déposé. Le respect des règles technologiques en vigueur est essentiel : notamment la forme des cordons, l'obtention de caractère fin du cordon sain, respect des intensités etc... jouent un rôle prépondérant en soudage.

Des études ont montré que la résistance à la fissuration est principalement déterminée par la séquence de formation de ferrite (mode de solidification) et par sa morphologie [18].

5-4. Les composés intermétalliques :

Les alliages métalliques contenant un élément de transition B (Fe, Ni, Mn, Co...) et un élément de transition A (Cr, Ti, V,.....) peuvent former des phases intermétalliques dont la formule peut varier de B_4A à BA_4 . La phase (σ) est la plus connue parmi les composés intermétalliques. Elle est composée de **48%**Fe et **52%**Cr.

Hormis, le cas du soudage de fortes épaisseurs en multipasses, la formation de la phase (σ) est rare dans les opérations de soudage des aciers inoxydables austénitiques classiques. Elle est relativement lente. Ce n'est pas le cas pour des aciers relativement chargés en éléments de transition comme les aciers austénitiques très chargés en Cr et en Mo.

Si la précipitation de la phase (σ) est relativement lente (elle est conditionnée par la migration d'atomes de grand volume). Certains éléments et/ou paramètres peuvent jouer les rôles d'accélérateurs ou de retardateurs.

	Formation	Cinétique
Facteurs accélérateurs	Cr_{eq}, C	Cr, Mo, Ti, Nb, Si déformation a froid présence de ferrite
Facteurs retardateurs	Ni_{eq}	« Gros grains » γ N_2

Tableau (01) : Facteurs accélérateurs et retardateurs des composées intermétalliques. [20]

Enfin, la stabilité de la phase (σ) est d'autant plus grande que la teneur en Cr est plus élevée. Toute hétérogénéité qui conduit à des concentrations locales en Cr, peut entraîner la formation de la phase (σ).

La pratique a montré que la phase « sigma » est limitée quand la ferrite diminue [18]. En soudage, la lutte contre la formation de la phase « sigma » (σ) se pose avant tout dans le choix de la nuance d'acier et du métal d'apport.

La durée de maintien aux hautes températures critiques étant trop faible ce qui diminue le risque de sa formation. Dans ce domaine, sa notion présente beaucoup d'importance car sa formation est particulièrement active dans les cordons de soudures à structure ferrito-austénitique qui présentent une bonne résistance à la fissuration à chaud, que les cordons austénitiques moins sensibles à la formation de la phase « sigma » d'où incompatibilité gênante en soudage. Dans la pratique, la teneur en ferrite des joints doit être limitée d'où : compromis entre une bonne résistance à la fissuration lors de l'exécution du joint et une teneur très faible en phase (σ).

II-6 Contrôle radiographique des soudures :

La méthode envisagée pour pouvoir contrôler une soudure dépend essentiellement d'un certain nombre de paramètres qui sont nécessaires à connaître afin d'effectuer l'examen dans les bonnes conditions.

Avant tout contrôle, il est essentiel d'avoir des informations relatives à :

- La nature du matériau soudé.
- Type et condition de soudage.

- L'épaisseur de la tôle.
- Forme de chanfrein.
- Traitements thermiques éventuels.
- L'utilisation prévue de la pièce.

Le contrôle par radiographie de rayons X permet la détection des hétérogénéités, comme les fortes ségrégations chimiques ou les inclusions, ainsi que les défauts de continuité, comme les défauts volumiques (soufflures, porosités, retassures, cavités, etc.) et les défauts bidimensionnels (manques de liaison dans le cas des soudures) figure (16). L'irradiation du joint de soudure s'effectue par des rayons X produits par un tube à émission et les interactions rayonnement/matière (émissions de photoélectrons) vont provoquer des différences relatives d'absorption du rayonnement selon les hétérogénéités présentes. La perte d'énergie des rayonnements est mesurée à l'aide de détecteurs. Les zones traversées sans hétérogénéités sont vues en clair alors que les éventuels défauts donnent des zones sombres.

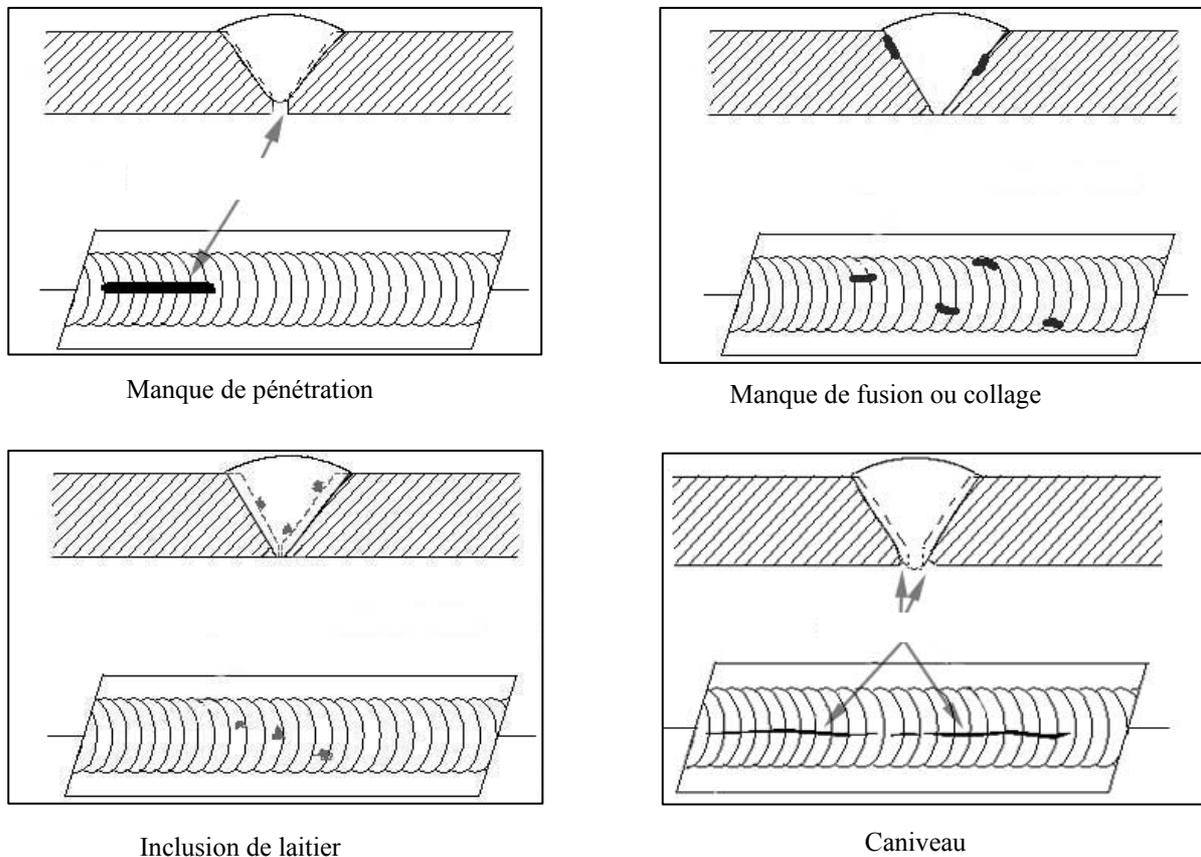


Figure (16) : Défauts du soudage. [21]

II-7 Conclusion

La soudabilité des aciers inoxydables est intimement liée aux conditions de soudage (énergie de soudage, la vitesse, forme géométrique des pièces à souder...) qui influent énormément sur la qualité finale de la jonction obtenue.

L'influence de certain élément d'addition tel que le chrome qui provoque la précipitation de la phase 'sigma' et le carbone.

Les zones affectées par le soudage, particulièrement recristallisées, présentent un écrouissage résiduel et une précipitation intergranulaire de carbure de chrome qui peut sensibiliser la zone affectée à la corrosion intercrystalline

Chapitre III : Comportement mécanique des aciers inoxydables austénitiques

III-1 Introduction

Plusieurs études, se sont intéressées au comportement et à l'endommagement des aciers inoxydables austénitiques en fatigue durant ces 50 dernières années. Les auteurs ont plutôt concentré leurs travaux sur des intervalles de températures allant de l'ambiance jusqu'à **700°C**.

III-2 Comportement sous sollicitations monotones

Pour comprendre les mécanismes de déformation plastique cyclique et l'évolution des microstructures nous rappelons les mécanismes élémentaires de déformation plastique monotone dans les matériaux de réseau **CFC**.

Lorsque on applique une contrainte supérieure à la limite physique d'élasticité, des dislocations deviennent mobiles ce qui provoque un écoulement plastique et de nouvelles dislocations sont créées entraînant un écrouissage, à cause des interactions des dislocations entre elles ainsi qu'avec les autres éléments de la microstructure, un durcissement intervient par plusieurs mécanismes :

- Formation de crans et de dipôles.
- Interaction des dislocations avec la forêt et entre dislocations mobiles.
- Effets d'alliage.
- Joint de grains (loi de HALL-PETCH, $\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$, σ_0 et k sont des constantes caractéristiques du matériau, d étant la taille du grain).

La courbe de traction monotone d'un monocristal **CFC** est donnée sur la figure (16-a), cette figure montre que le stade **I** est caractérisé par la formation de longs dipôles, résultant de l'interaction entre dislocation mobiles sur des plans voisins. Dans le stade **II**, il y a interférence entre le système de glissement primaire et les systèmes secondaires.

Lorsque le rapport sans dimension $\Gamma/\mu b$ est élevé (Γ et l'énergie de défaut d'empilement (**EDE**), μ le module de cisaillement et b le module de vecteur de Burgers), les réarrangements locaux par glissement dévié conduisent à la formation d'une cellulaire dont l'illustration typique est donnée figure (16-b).

Lorsque $\Gamma/\mu b$ diminue, on observe dans l'ordre, les effets suivants :

- Décroissance de la taille des cellules.
- Les sous joints devenant moins réguliers, puis formation d'empilement de dislocations et possibilité de formation de jonctions entre dislocations partielles (avec barrières de Lomer-Cottrell).
- Le stade **III** est caractérisé par la relaxation des contraintes internes au moyen du glissement dévié dont le développement et la possibilité d'opération qui sont étroitement liés aux valeurs de la température et de $\Gamma/\mu b$.

Dans les réseaux **CC**, la mobilité faible de la structure de cœur tridimensionnelle de dislocation vis entraîne après déformation une densité des dislocations coins ρ_c très supérieure à celle des dislocations vis ρ_v . Dans le réseau **CFC**, les dislocations vis n'ont pas cette structure tridimensionnelle, et leur mobilité (et donc la densité de vis) est comparable à celle des dislocations coins. Les boucles de dislocations sont donc isotropes, et la microstructure de déformation est plus homogène que dans le cas d'un réseau **CC**. [22]

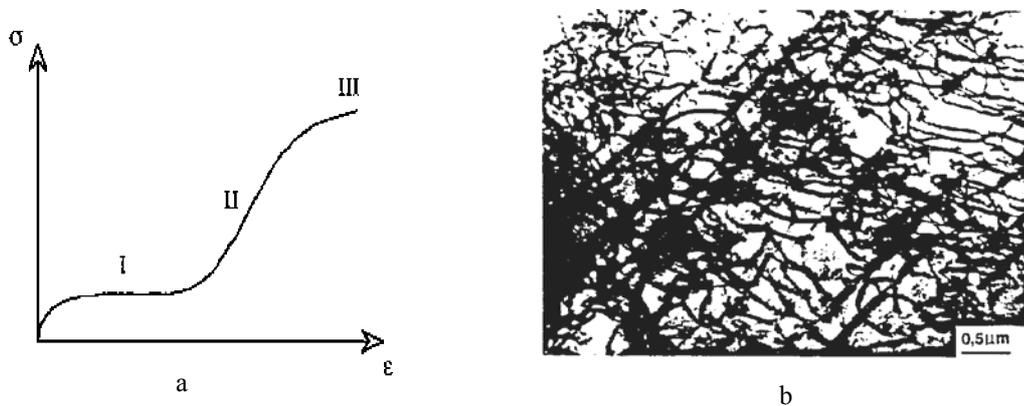


Figure (16-a, b) : (a) Schématisation de la courbe de traction d'un monocristal CFC, (b) Cellules de dislocation observées en MET.

III-3 Comportement sous sollicitations cycliques

Lors d'un essai de fatigue, on représente la variation de la déformation en fonction de contrainte dans une boucle d'hystérésis de fatigue, figure (17).

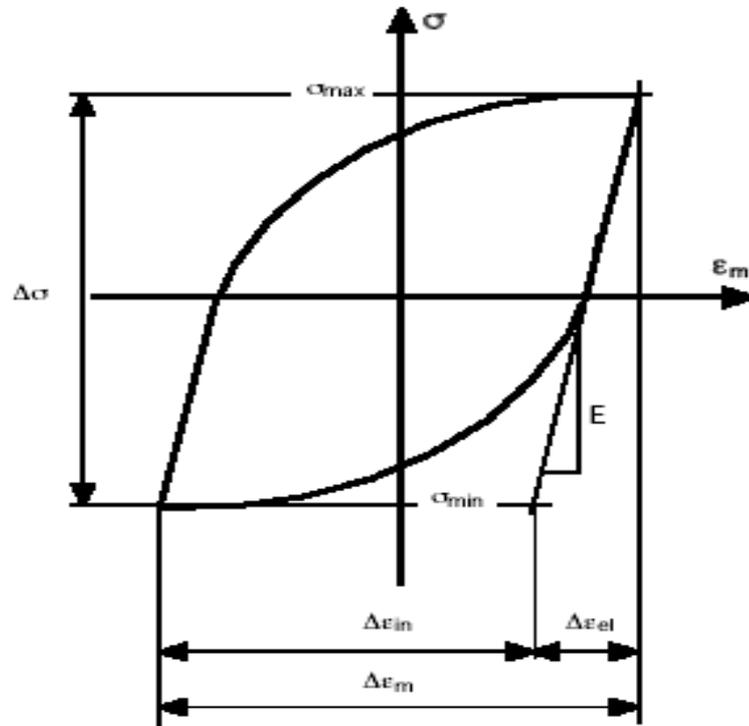


Figure (17) : Définition des paramètres caractéristiques d'une boucle de fatigue.

$\Delta\epsilon_m$: Variation de déformation mécanique (ou totale dans le cas isotherme) imposée pendant l'essai.

$\Delta\epsilon_{el}$: Variation de déformation élastique.

$\Delta\epsilon_{in}$: Variation de déformation inélastique.

$\Delta\sigma$: Variation de contrainte résultante.

E : Module d'Young du matériau.

D'autre part, nous définissons l'amplitude de contrainte $\Delta\sigma/2$, et la contrainte moyenne $\bar{\sigma}$ de la manière suivante :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \text{ et } \bar{\sigma} = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (12)$$

Le comportement des matériaux en fatigue est généralement étudié par trois types d'essais :

- Essai de fatigue à vitesse et amplitude de déformation totale contrôlée.
- Essai de fatigue à vitesse et amplitude de contrainte contrôlée.
- Essai de fatigue à vitesse et amplitude de déformation plastique contrôlée.

Ces types d'essais sont détaillés dans plusieurs ouvrages [23], [24]. Dans cette partie, nous discutons les données trouvées dans la littérature concernant ; la fatigue plastique des aciers inoxydables austénitiques. Les études concernant le comportement en fatigue des aciers inoxydables austénitiques, alors de nombreux auteurs se sont intéressés au comportement de ces aciers sous sollicitations cycliques uniaxiales, notamment sous sollicitation cycliques multiaxiales.

III-4 Comportement sous sollicitations cycliques uniaxiales

L'étude portera sur le comportement d'aciers inoxydables austénitiques ou duplex sous sollicitations cycliques de traction-compression à déformation imposée et à température ambiante. Nous avons restreint notre étude aux résultats obtenus à vitesse de déformation constante et à déformation moyenne nulle.

4-1 Effet Bauschinger :

La première manifestation des aspects cyclique du comportement est l'effet Bauschinger. On peut l'observer sur le premier cycle de traction compression d'un acier inoxydable austénitique figure (18). Il correspond notamment à une diminution de la limite d'élasticité en compression après un chargement en traction et vice-versa CHOTEAU [25].

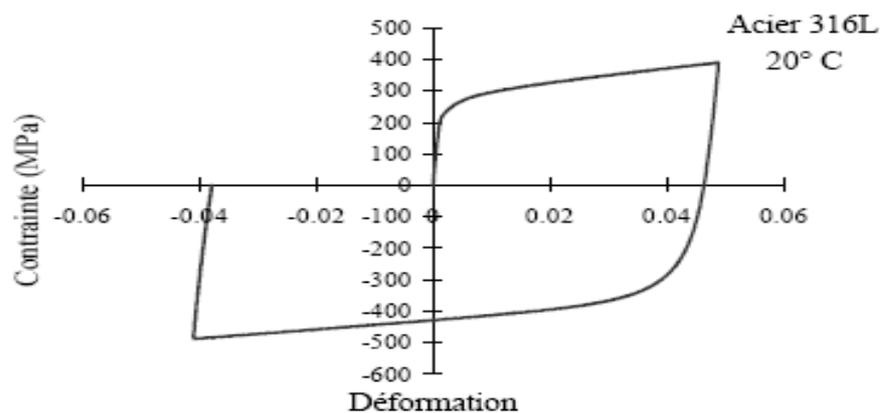


Figure (18) : Premier cycle de traction compression, visualisation de l'effet de Bauschinger [Choteau]. [25]

4-2 Courbes d'écrouissage cyclique et stades de fatigue :

L'étude de comportement sous sollicitation cyclique induit l'examen de l'évolution de l'amplitude de contrainte au cours des cycles en fonction de l'amplitude de déformation imposée. Comme elle est illustrée sur la figure (19), la courbe d'évolution cyclique se décompose en 03 stades ;

Stade1 : Durcissement primaire sur quelques cycles à cause d'une consolidation d'importance moyenne. Ce durcissement est attribué à l'augmentation de la densité des dislocations, et aussi à la formation d'enchevêtrements des dislocations qui réduisent la mobilité des dislocations contribuant à la plasticité cyclique.

Stade2 : Adoucissement cyclique. Cette étape est accompagnée par une haute densité des dislocations induites dans la structure, sous l'effet de la déformation plastique.

Stade3 : Forte consolidation jusqu'à la rupture (durcissement secondaire), ce durcissement secondaire, dans les structures **CFC**, est probablement associé à un deuxième stade d'évolution de la structure des dislocations, qui est liée à des glissements multiples devenant de plus en plus actifs [26].

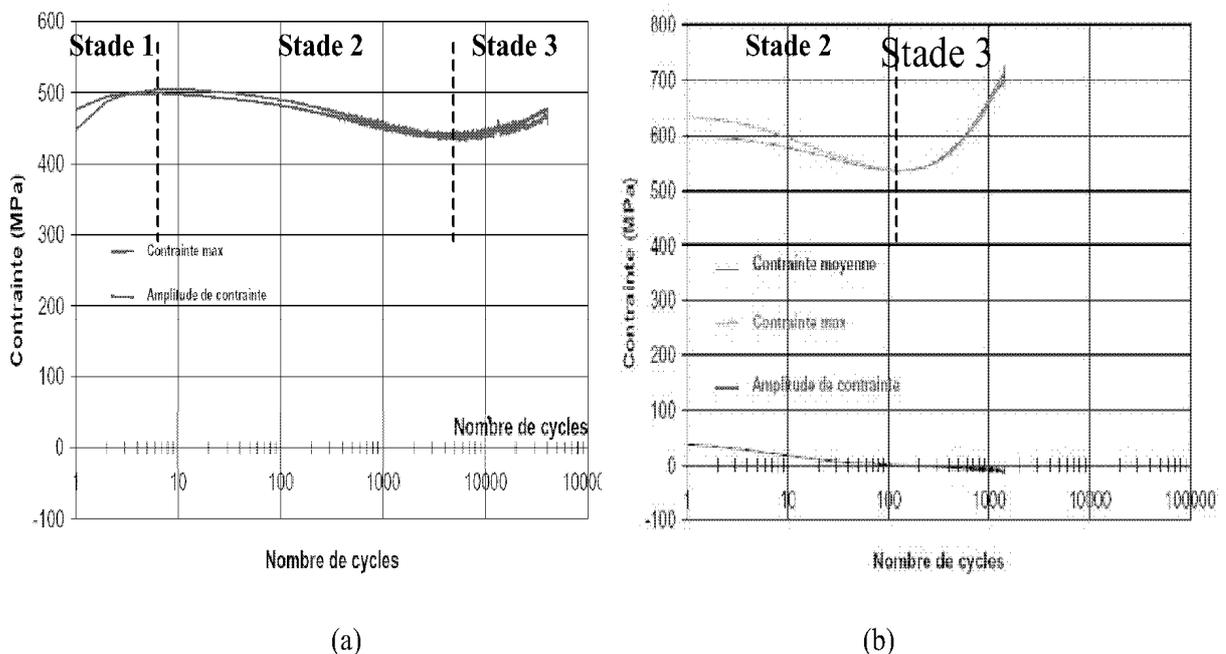


Figure (19) : Courbes d'écrouissage cyclique d'un acier 304L piloté en déformation totale imposée de $\pm 4\%$ (a) et de $\pm 8\%$ (b). [26]

Sur les aciers inoxydables austénitiques et duplex, on observe un durcissement pendant les premiers cycles, d'autant plus important que l'amplitude de déformation imposée est grande, suivi par une quasi-stabilisation de la contrainte à moyenne amplitude de déformation (inférieure à 0.8%) [27], [28], [29].

A haute amplitude de déformation (**1.3%**), la phase d'accommodation est suivie d'une phase de quasi-stabilisation, caractérisée par un léger durcissement pour l'acier austénitique et par un léger adoucissement pour l'acier duplex figure (20-a, b). L'essai se termine par la chute de l'amplitude de contrainte à cause de l'apparition d'une fissure. La propagation de cette fissure conduit à la rupture de l'éprouvette.

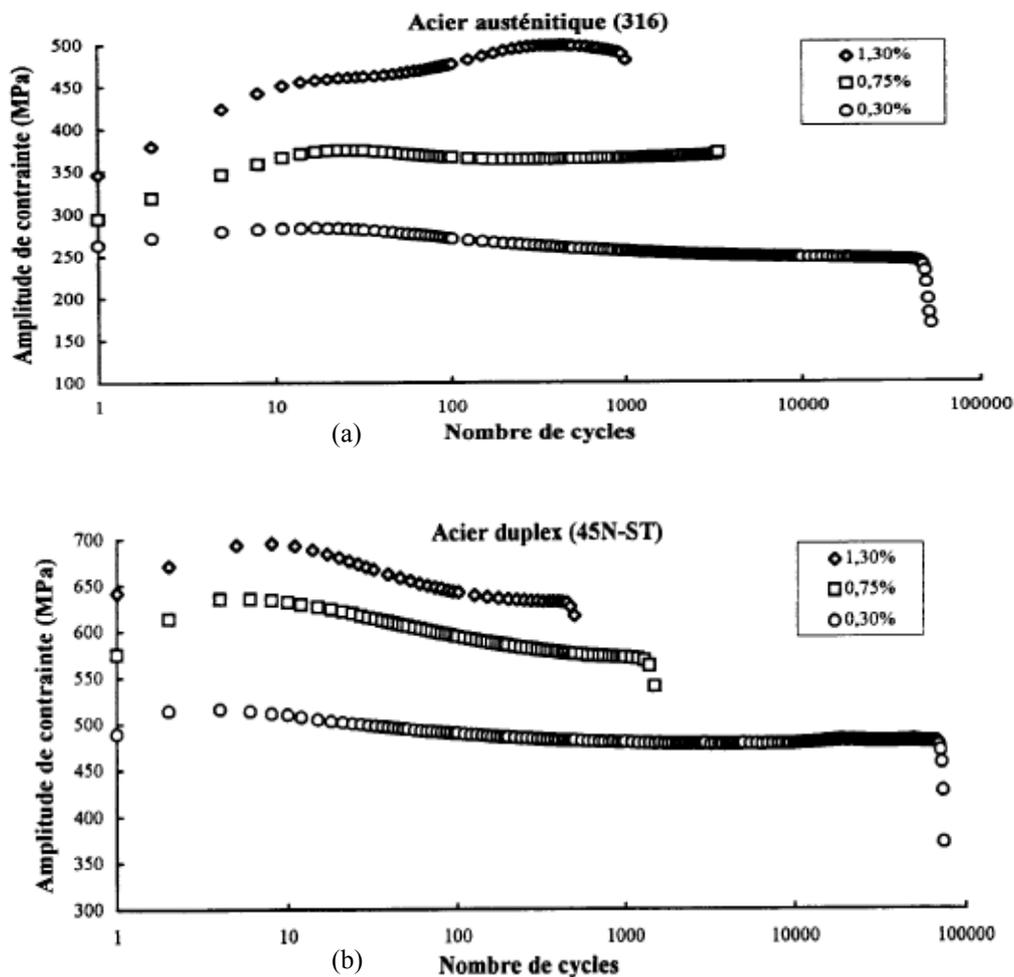


Figure (20-a, b) : (a) Courbe de durcissement/adoucissement cyclique d'un acier inoxydable austénitique 316 à 20°C, (b) : Courbe de durcissement/adoucissement cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique à 20°C. [29]

4-3 Durée de vie en fatigue :

La courbe de résistance à la fatigue, dite de MANSON-COFFIN figure (21) celle ci relie l'amplitude de déformation plastique stabilisée au nombre de cycles à rupture. L'acier austénitique a une durée de vie en fatigue plastique supérieur à celles des aciers inoxydables ferritiques et duplex de composition voisine [30], [29]. Il faut toutefois préciser que la durée de vie en fatigue dépend de la composition du matériau et des conditions d'essai (température, milieu ambiant, vitesse de déformation...). L'azote est un élément améliorant notablement la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques et austéno-ferritique [31].

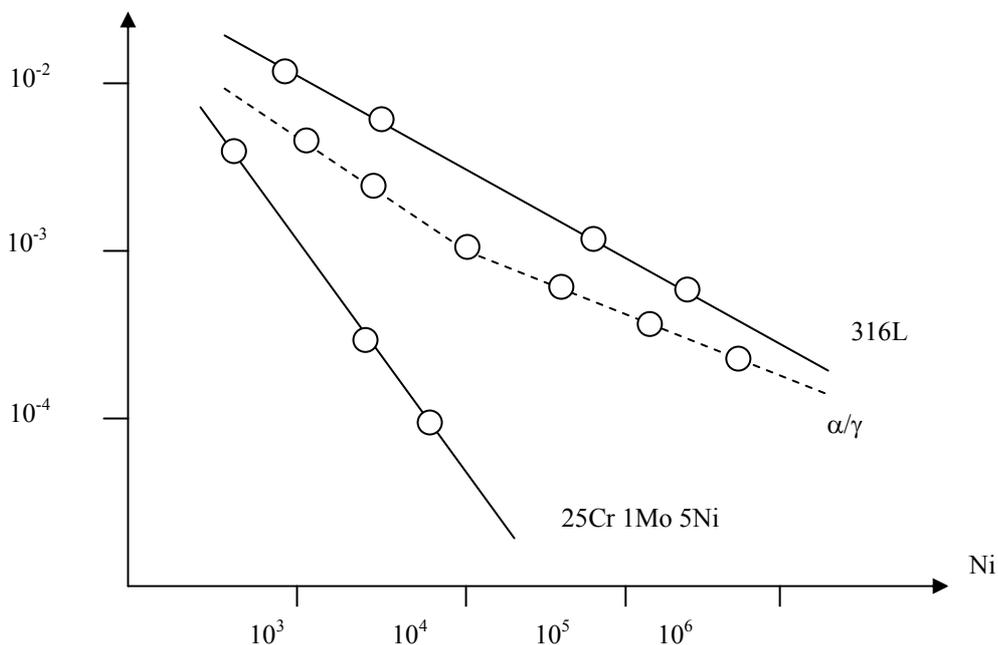


Figure (21) : Courbe de résistance à la fatigue pour 03 aciers inoxydables ; austénitique, ferritique et austéno-ferritique de composition voisine. [30]

III-5 Comportement sous sollicitations cycliques multiaxiales

Les essais de traction-compression sont les plus répandus et les plus faciles à analyser. Ce type d'essai n'est pourtant pas complètement représentatif des sollicitations réelles auxquelles sont soumises les pièces de construction. Pour tenir compte de la multiaxialité des contraintes, différents types d'essais ont été mis en place. Historiquement, les premiers essais multiaxiaux datent du début du XX^{ème} siècle.

MICHNO a fait une bibliographie détaillée sur l'histoire des essais multiaxiaux [32], des essais de traction-compression/torsion [33], [34], ou de traction-compression /pression interne[35], de traction compression / torsion /

pression interne et externe [36], [37] ont été réalisés sur des éprouvettes de forme cylindrique tubulaire, ces éprouvettes présentent l'avantage d'avoir une distribution quasi homogène des contraintes et des déformations dans la zone utile de l'éprouvette. Avec le développement des machines d'essais à vérins non axiaux, ils sont arrivés à faire des essais : bi-traction ou tritraction simultanément [38], [39] utilisés notamment pour l'étude de composites obtenus sous forme de plaque.

En fatigue uniaxiale, différents facteurs influencent le comportement du matériau, en particulier l'histoire du chargement, la vitesse de sollicitation et la température. Nous verrons aussi que l'érouissage sous chargement multiaxial dépend fortement du trajet de chargement. La forme du trajet de chargement et ces changements de direction ont en particulier une influence prédominante.

5-1 L'équivalence des chargements proportionnels :

Pour les aciers inoxydables austénitiques, les courbes de durcissement/adoucissement cyclique pour différents trajets proportionnels de même amplitude de déformation sont quasi identiques en terme de contrainte équivalente figure (22) [40], [41], [42]. Nous utiliserons donc la contrainte équivalente et la déformation plastique équivalente au sens de Von Mises dans la présentation des résultats.

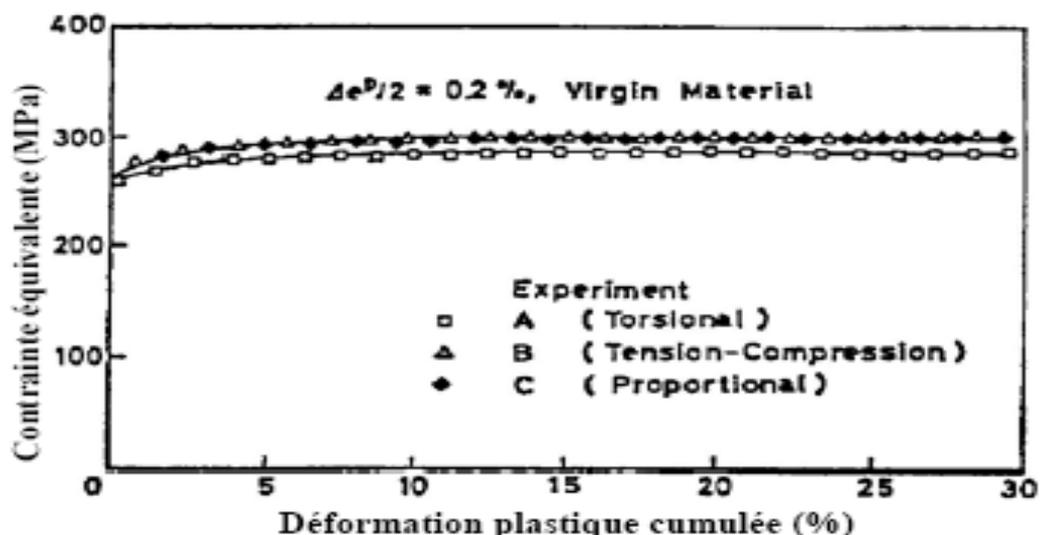


Figure (22) : Comparaison de l'érouissage cyclique sous plusieurs chargements proportionnels sur un acier 316L d'après. [42]

5-2 Sur écrouissage sous chargement non proportionnel :

Un trajet non proportionnel occasionne un durcissement supplémentaire sur les aciers inoxydables austénitiques par rapport aux résultats obtenus sous sollicitations proportionnelles à même niveau de déformation totale imposée [45], [40], [42], [43], [44]. Comme sous chargement proportionnel, deux phases successives, durcissement puis stabilisation, apparaissent au cours des cycles. Un endommagement se produit ensuite et conduit à la ruine du matériau figure (23).

Le sur écrouissage ne concerne pas tous les métaux d'égale manière. L'aluminium et ses alliages, de structure cubique à faces centrées, y sont très peu sensibles. De plus, les métaux de structure cubique centrée, d'une manière générale, sont moins sensibles à la non-proportionalité du chargement que les cubiques à faces centrées [44].

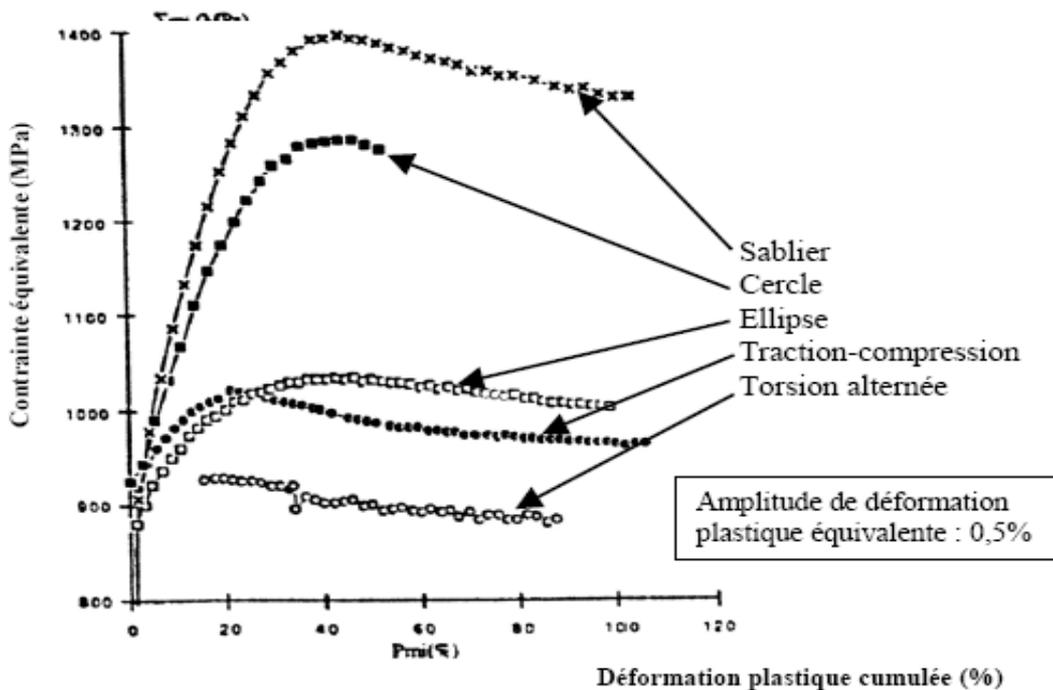


Figure (23) : Evolution de la contrainte équivalente maximale au cours des cycles pour un alliage WASPALOY (structure CFC) en fonction du trajet de chargement. [45]

5-3 Durée de vie en fatigue :

La durée de vie en fatigue sous chargement de torsion est beaucoup plus importante que sous un autre chargement proportionnel faisant intervenir traction et torsion à même amplitude de déformation équivalente imposée. Ceci

est une règle générale, mais ce phénomène est particulièrement prononcé pour les aciers austénitiques [47]. Pour les aciers **CC** et **CFC**, un chargement circulaire réduit fortement la durée de vie par rapport à un chargement de traction-compression. [48], [46], [49], [47], [50]

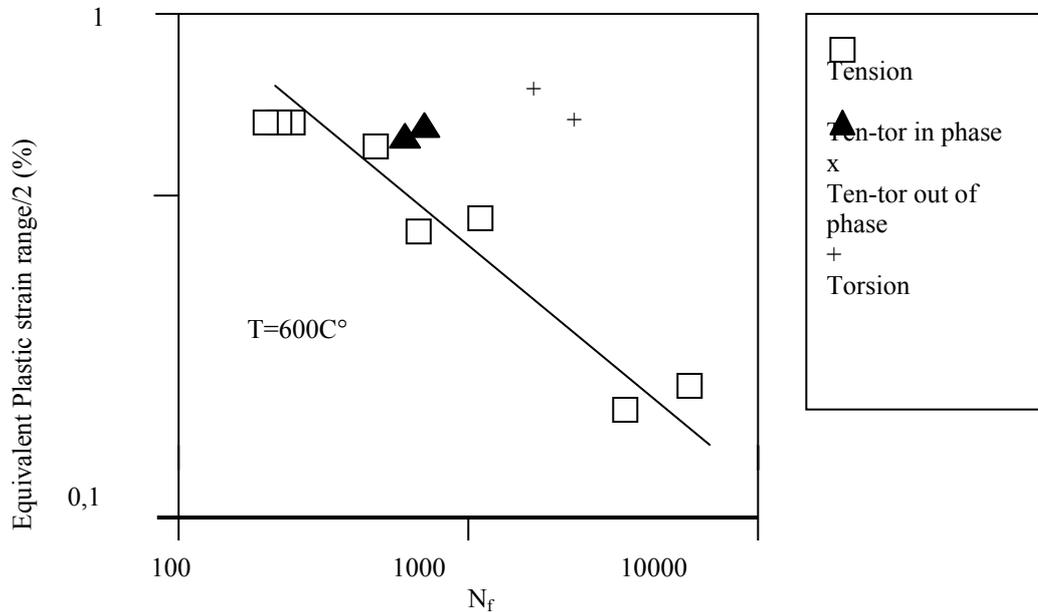


Figure (24) : Courbe de Monson-Coffen d'un acier 316 sous différents trajets de chargement à 600°C. [50]

III-6 Influence des paramètres d'essai

6-1 Influence de la température :

L'influence de la température sur le durcissement des aciers inoxydables austénitiques entre l'intervalle (20°C _ 700°C) a été étudié par [46], [51], [52], [53], [54] le durcissement est en fonction de la température pour les aciers inoxydables austénitiques [51], [55] figure (25-a). Ces résultats sont cohérents avec les études qui montrent que ; le mouvement des dislocations est favorisé par l'augmentation de la température.

Quelle que soit la température dans l'intervalle étudié, un trajet non-proportionnel induit un durcissement supplémentaire par rapport à un trajet proportionnel de même amplitude figure (25-b) [52], [54]. Le sur-écrouissage est maximal pour des températures inférieures à 200°C, et tend à se réduire ensuite.

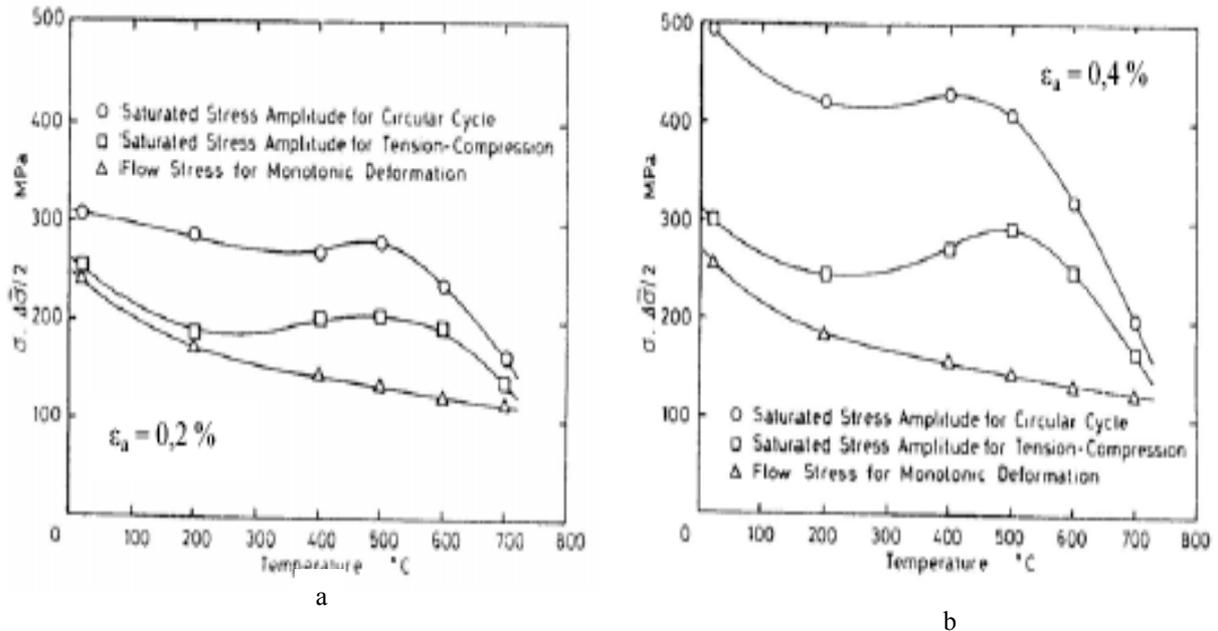


Figure (25-a,b) : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente sur le cycle stabilisé, pour un trajet proportionnel et un trajet cercle, sur un acier 316 aux amplitudes 0,2% et 0,4%. [52]

L'influence de la température sur le comportement cyclique du matériau a été mise en évidence à l'aide d'essais constitués de paliers à différentes températures ou amplitude de déformation, trajet de chargement et nombre de cycle était fixé. Avant chaque palier, un maintien de l'éprouvette à la température désirée pendant plusieurs heures permettait d'obtenir un équilibre thermique.

BOUCHOU et DELODELLE ont mis en évidence un effet d'histoire de la température maximale entre **20°C** et **600°C** sur un acier 316L [56]. L'effet d'histoire de la température apparaît pour des trajets proportionnels et non proportionnels, alors que, pour Murakami, seuls les trajets proportionnels présentaient un tel effet, et a plus faible amplitude de déformation [53].

Les conditions expérimentales, en termes d'amplitude de déformation, de vitesse de déformation, de gamme de température et de matériau, ces deux études étant très voisines, de telles différences restent de la courbe $\sigma_a - f(T)$ pour la température maximale T_M vue par le matériau. Un durcissement supplémentaire apparaît pour les températures inférieures à T_M quel que soit le trajet de chargement figure (26) [56].

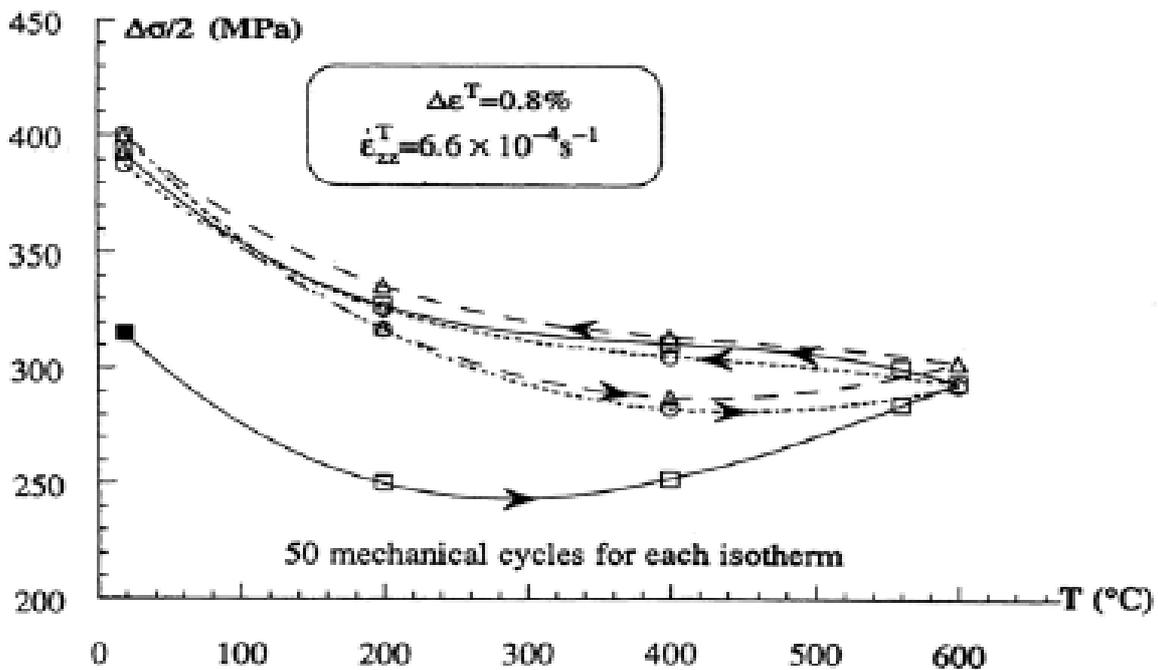


Figure (26) : Evolution de l'amplitude de contrainte stabilisée en fonction de l'histoire de la température pour un trajet proportionnel sur un acier 316L. [56]

HAYASHI et Al ont réalisé aussi des essais de fatigue isotherme à l'ambiance et à **288°C** sur l'acier 304L. Ils ont montré qu'il n'existait pas d'effet de la température sur la durée de vie pour des niveaux de chargement compris entre **0,1% et 0,23%**. MENDEZ quant à lui, a mis en évidence un effet de la température et de l'environnement sur la durée de vie d'un acier inoxydable austénitique 316L à **20°C et 600°C** [46].

KANAZAWA et Al ont tracé des cartes des mécanismes de fatigue oligocyclique à haute température. Ces cartes permettent de trouver le facteur principal qui gouverne la durée de vie en fatigue sous plusieurs conditions de température et vitesse de déformation... etc. [4].

6-2 Influence de vitesse de chargement :

Pour les aciers inoxydables austénitiques, la vitesse de chargement a un effet important sur l'amplitude de contrainte ce qui est démontré par [55]. La contrainte stabilisée croît avec la vitesse de déformation pour une température inférieure à **250°C** ou supérieure à **600°C**, alors qu'entre ces deux températures, elle décroît avec la vitesse figure (27). Alors dans ce cas on ne peut pas donc négliger la viscosité de ce matériau même à température

ambiante, notons que ce domaine de température correspond au domaine d'existence de phénomène de vieillissement dynamique.

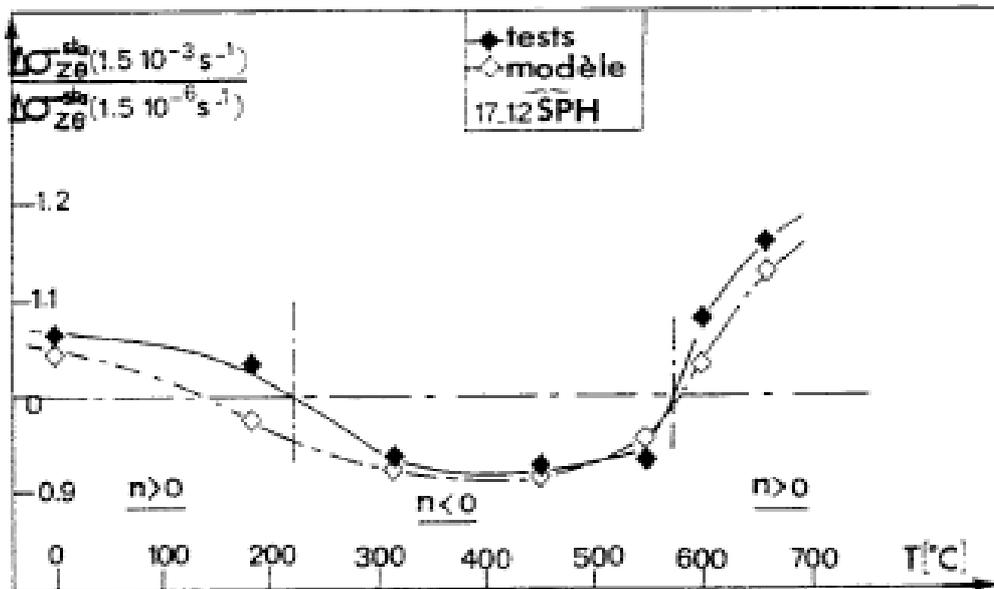


Figure (27) : Evolution du rapport des contraintes stabilisées pour deux vitesses de déformation de rapport 10^3 en fonction de la température en torsion alternée pour un acier 316L. [54]

6-3 Influence de la forme du trajet de chargement :

LAMBA et SIDDEBOTTOM ont constaté que le niveau de contrainte atteint après stabilisation avec un trajet circulaire est le même que celui obtenu pour un trajet circulaire précédé d'un trajet de traction-compression sur un alliage de cuivre [33], [34].

ME DOWELL et TANAKA ont généralisé ce résultat pour les aciers inoxydables austénitiques ; pendant une séquence de trajets de plus en plus durcissants à même amplitude de déformation imposée, les niveaux stabilisés atteints sont indépendants de l'histoire du chargement. [57], [42] figure (28-a, b).

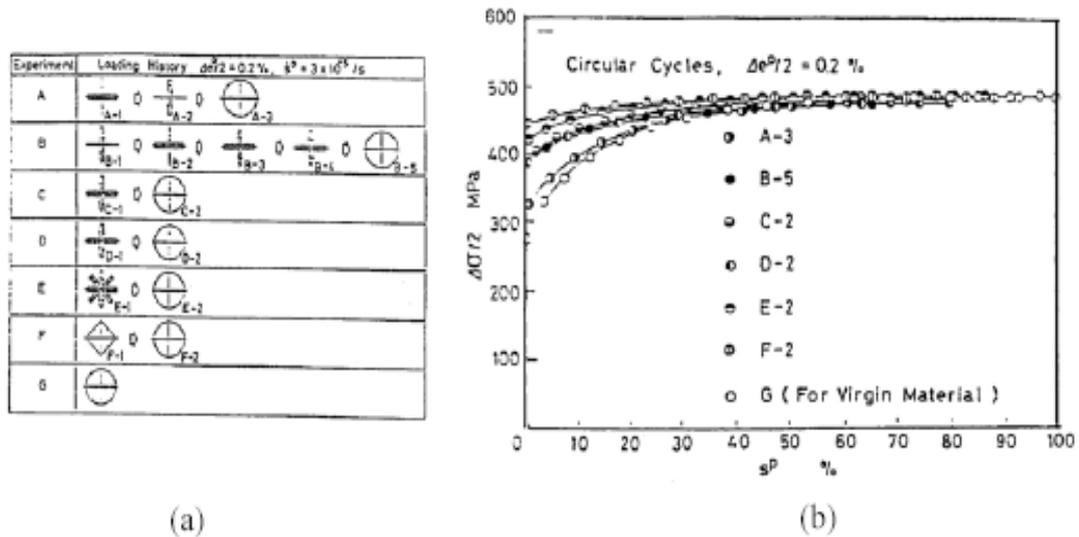


Figure (28) : Effet de la séquence sous chargement multiaxial pour un acier 316 [42] ;

(a) : Définition des différentes séquences.

(b) : Courbe de durcissement/adoucissement cyclique pour les différentes séquences.

BENALLAL a trouvé pour une séquence de trajet de moins en moins durcissant à même amplitude de déformation équivalente, l'acier inoxydable 316L présente un adoucissement continu figure (29). Cet adoucissement est néanmoins partiel, le matériau ne retrouve pas le même niveau de chargement que celui qui aurait été obtenu sur un matériau vierge [40], [43]. Un effet de mémoire de la forme du trajet de chargement intervient ici.

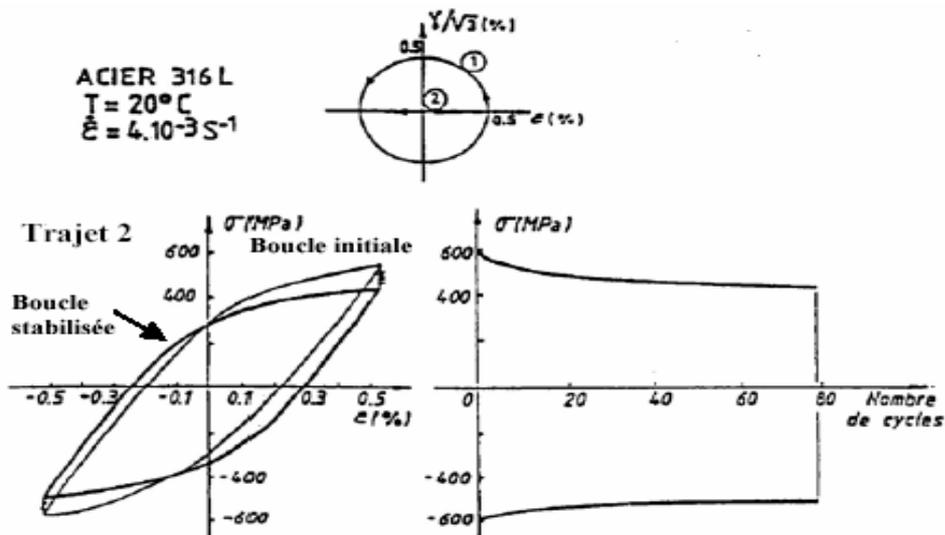


Figure (29) : Adoucissement cyclique consécutif à un sur-écrouissage pour un acier 316L, palier 02 boucles initiales et stabilisée. [41]

Un autre trajet de chargement présentant de l'érouissage croisé en une séquence de trajet proportionnelle de même amplitude de déformation équivalente. On soumet l'éprouvette à un trajet proportionnel dans une direction donnée jusqu'à stabilisation. On effectue ensuite un chargement proportionnel dans une autre direction. Un essai de ce type est représenté figure (30-a, b) pour un acier AISI316 [40].

On observe un très fort durcissement pendant les premiers cycles du deuxième palier, suivi d'un adoucissement. L'amplitude de contrainte pendant le second palier tend vers celle du premier palier sans toutefois l'atteindre [41].

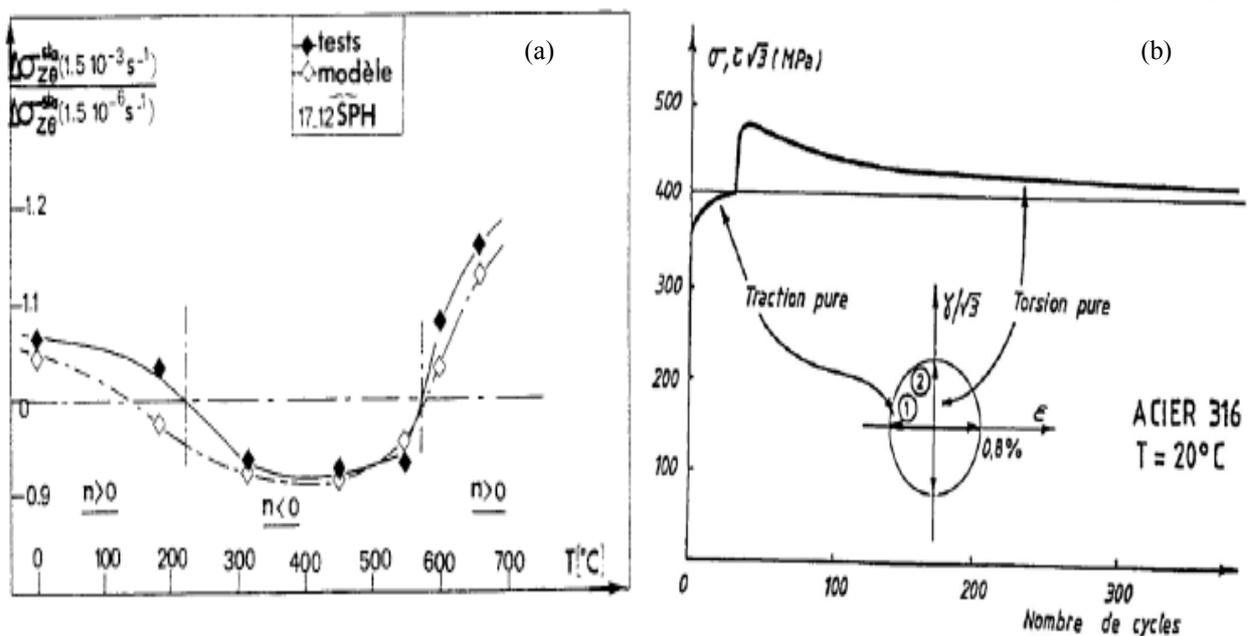


Figure (30-a,b) : (a) : Evolution du rapport des contraintes stabilisées pour deux vitesses de déformation de rapport 10^3 en fonction de la température en torsion alternée pour un acier 316L, (b) : Phénomène d'érouissage croisé sur un acier 316. [40]

M. KACHIT [22] a étudié l'acier duplex pour les différentes chargements, il a montré que les trajets non proportionnels induisent un durcissement supérieur par rapport aux trajets proportionnels, pour une même amplitude de déformation imposée figure (31, 32). Il est possible de classer ces trajets de chargements en trois groupes dans l'ordre croissant du durcissement : tout d'abord les trajets non-proportionnel, cercle, carré et stabiliser, le sur-érouissage atteint **120 MPa** à **0,5%** d'amplitude de déformation pour ces trois derniers trajets. Ce comportement est intermédiaire entre ceux des aciers inoxydables austénitiques et ferritiques.

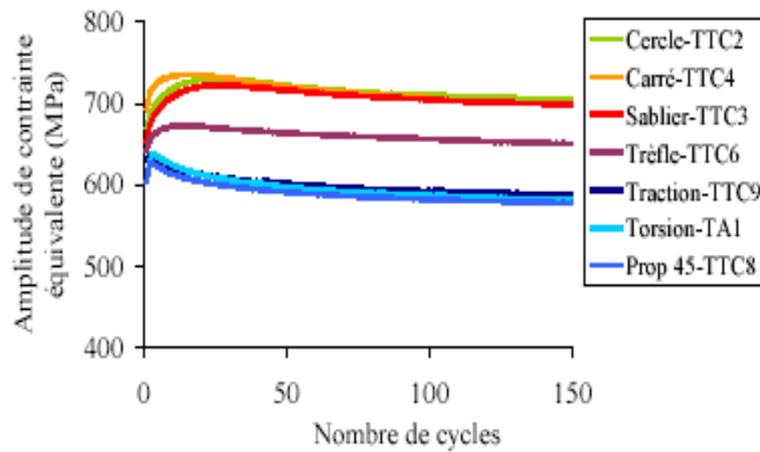


Figure (31) : Evolutions de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pour les 07 trajets étudiés à déformation moyenne nulle et à 0,5 % d'amplitude de déformation. [22]

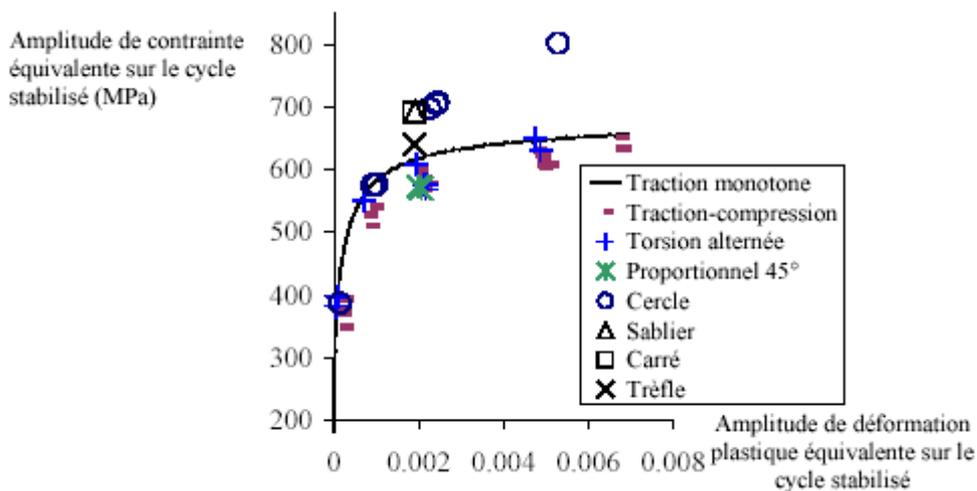


Figure (32) : Courbes d'écrouissage cyclique en traction compression/ torsion pour les 07 trajets étudiés à déformation moyenne nulle. [22]

6-4 Influence de la déformation moyenne et la contrainte moyenne :

Dans le cas où le chargement s'effectue à déformation moyenne non nulle, on observe, pour les aciers inoxydables austénitiques et l'aluminium, selon les valeurs relatives de la déformation moyenne et de l'amplitude de déformation, une relaxation totale ou partielle de la contrainte moyenne figure (33) [59], [58].

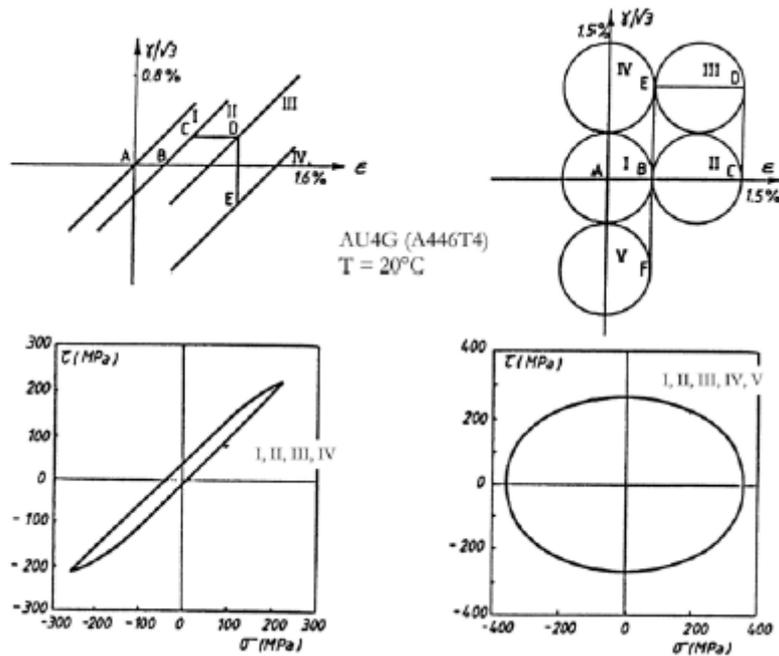


Figure (33) : Relaxation de la contrainte moyenne au cours des cycles pour des trajets de chargement proportionnel et non proportionnel sur un alliage d'aluminium AU4G. [59]

La contrainte moyenne influe à la fois sur la réponse mécanique et sur la microstructure des dislocations du matériau fatigué.

La sollicitation dissymétrique est souvent réalisée en deux modes :

- Sollicitation cyclique dissymétrique sous déformation totale contrôlée.
- Sollicitation cyclique dissymétrique sous sollicitation contrôlée.

KUNZ et Al se sont intéressés à ce mode de sollicitation, ont étudié la succession durcissement dans l'acier 9Cr-1Mo cyclé sous contrainte dissymétrique contrôlée. Différentes amplitudes de contrainte ont été utilisées figure (34) [60].

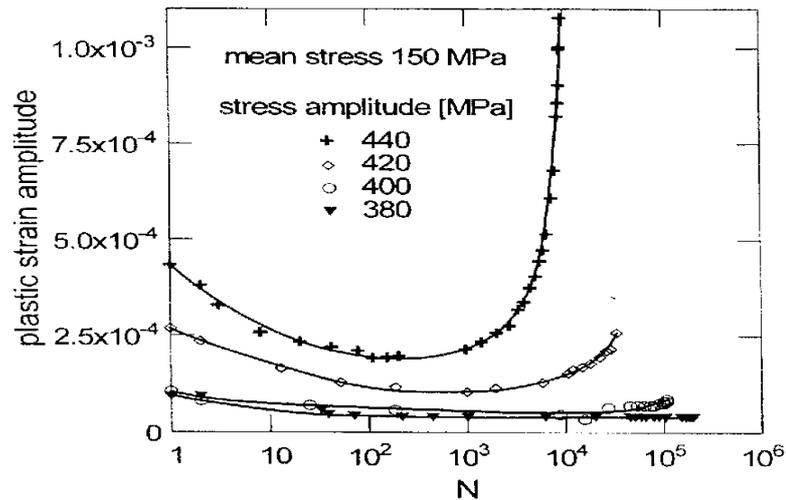


Figure (34) : Courbes de durcissement/adoucissement cyclique de l'acier 9Cr-1Mo fatigué sous amplitude de contrainte contrôlée dissymétrique. [60]

Une comparaison entre les modes de cyclage symétrique dans l'acier 9Cr-1Mo est présentée sur la figure (35-a) [60]. L'amplitude de la déformation plastique cyclique est plus élevée en chargement dissymétrique. Ainsi une contrainte moyenne de traction réduit la durée de vie en fatigue dans ce type de matériau. Ces résultats ont été observés dans l'acier SAE1045 [60] figure (35-b).

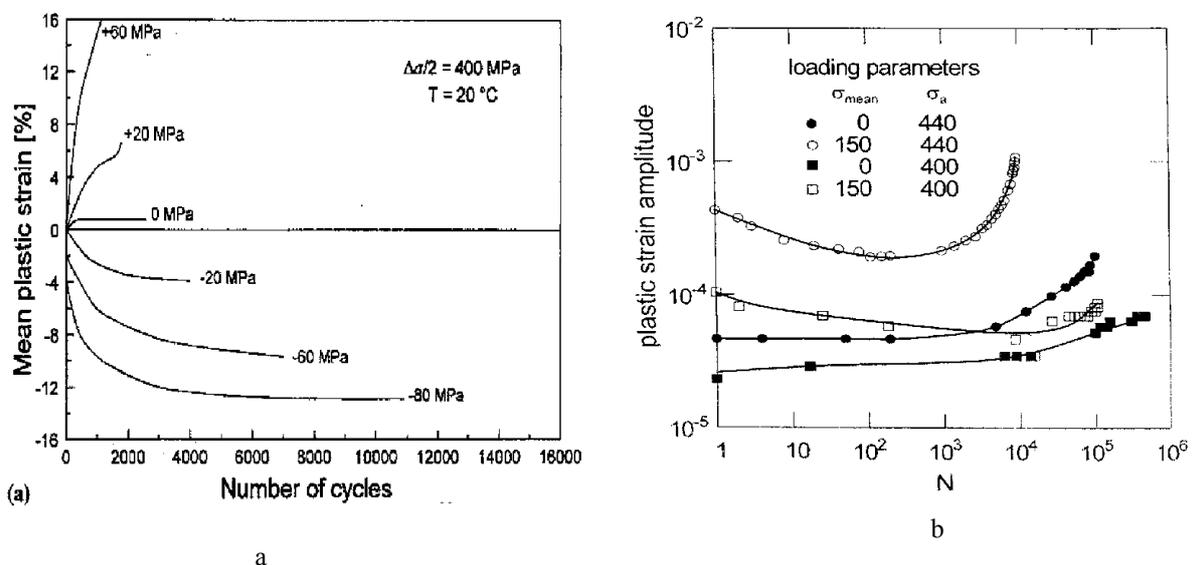


Figure (35) : (a) Courbes de durcissement/adoucissement cyclique de l'acier 9Cr-1Mo fatigué sous amplitude de contrainte symétrique et dissymétrique [60], (b) Courbe de fluage cyclique de l'acier SAE 1045 fatigué sous amplitude de contrainte constante à différentes contraintes moyenne. [61]

D'autres études menées par LUKAS [62], [63] sur le cuivre montrent un effet similaire de la contrainte moyenne sur l'amplitude de la contrainte et

l'amplitude de la déformation plastique. Cependant certains auteurs ne signalent pas d'effet de la contrainte moyenne sur l'amplitude de la déformation plastique cyclique. En particulier MONSON et HALFORD [46] pour des éprouvettes d'aciers, et FIGUEROA et Al [64] pour le cuivre polycristallin cyclé à une amplitude faible. L'effet inverse, soit une augmentation de l'amplitude de la déformation plastique avec l'augmentation de la contrainte moyenne en traction a été observée pour les aciers [65].

La durée de vie en fatigue est inversement proportionnelle à l'amplitude de la déformation plastique cyclique. Ceci a été mis en évidence par Christ et al [61] qui ont observé, à différentes températures, dans l'acier SAE1045 l'effet de la contrainte moyenne sur ϵ_{ap} figure (36-a) ainsi que sur la durée de vie en fatigue figure (36-b).

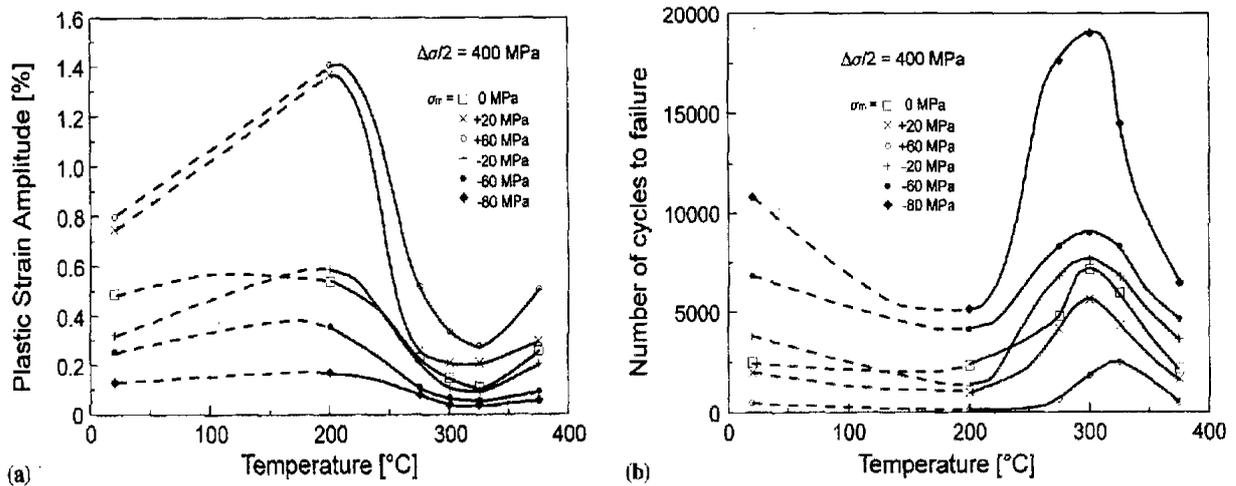


Figure (36) : (a) Le cycle de fluage de l'acier SAE 1045 fatigué sous contrainte contrôlée à différentes contraintes moyennes, (b) L'amplitude de la déformation plastique et le nombre de cycles à rupture en fonction de la contrainte moyenne et la température dans l'acier SAE 1045. [61]

6-5 Influence de l'amplitude de déformation imposée :

Quel que soit le type de chargement après durcissement cyclique et stabilisation, l'acier inoxydable austénitique peut à nouveau durcir s'il est soumis à une nouvelle sollicitation d'amplitude de déformation plus importante figure (37-a), une nouvelle stabilisation de l'amplitude de contrainte a lieu. Plusieurs auteurs ont observé que le deuxième niveau stabilisé atteint est peu affecté par le cyclage précédent, l'amplitude de contrainte sur le cycle stabilisé est la même que si cet essai avait été réalisé directement sur une éprouvette vierge [43], [59], [52].

Si on impose à nouveau la première amplitude de déformation, la stabilisation se produit à un niveau différent de ce qu'elle était la première fois figure (37-b). Il s'agit d'un effet de mémoire de l'amplitude. Pour l'acier inoxydable austénitique, cet effet est important à température ambiante et à **400°C**, mais quasi-inexistant à **500°C** [52].

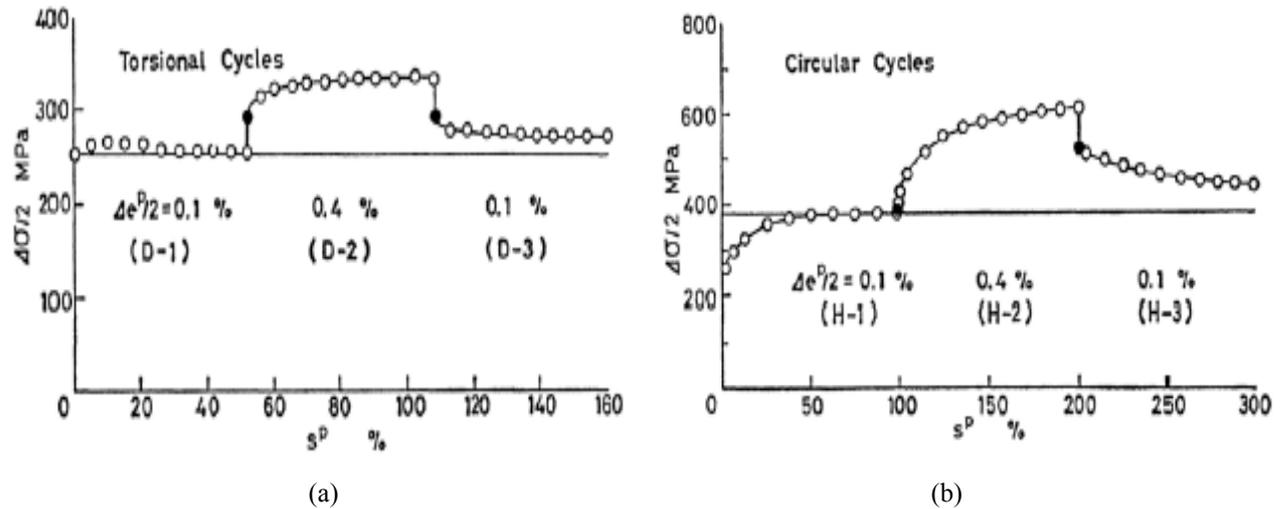


Figure (37) : Effet de mémoire de l'amplitude sur un acier 316L à 20°C pour un trajet de torsion et un trajet cercle. [43]

L'amplitude de déformation imposée a aussi une influence sur l'importance du sur-écrouissage. A faible amplitude de déformation imposée, l'amplitude de déformation plastique est très faible et le durcissement supplémentaire quasi inexistant. Celui-ci augmente avec l'amplitude de déformation imposée figure (38) [66], [43], [44], [49], [54], [53], [68], [67].

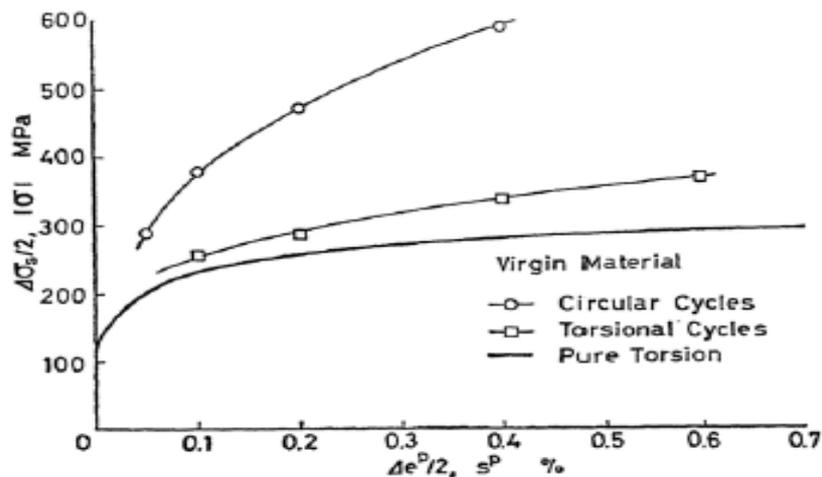


Figure (38) : Courbes d'écrouissage cyclique pour un trajet proportionnel et pour un trajet cercle sur un acier 316L. [43]

La pré déformation monotone a aussi une influence sur la microplasticité de l'acier 316L, des essais sont effectués à une vitesse très faible de l'ordre de $10^{-5}s^{-1}$, ils sont interrompus à différents taux de déformation et des caractérisations microplastiques sont alors effectuées. La figure (39-a, b) présente la déformation rémanente en fonction de la contrainte appliquée. Sur cette figure nous avons présenté les courbes de caractérisation microplastique effectuées au cours du chargement monotone [22].

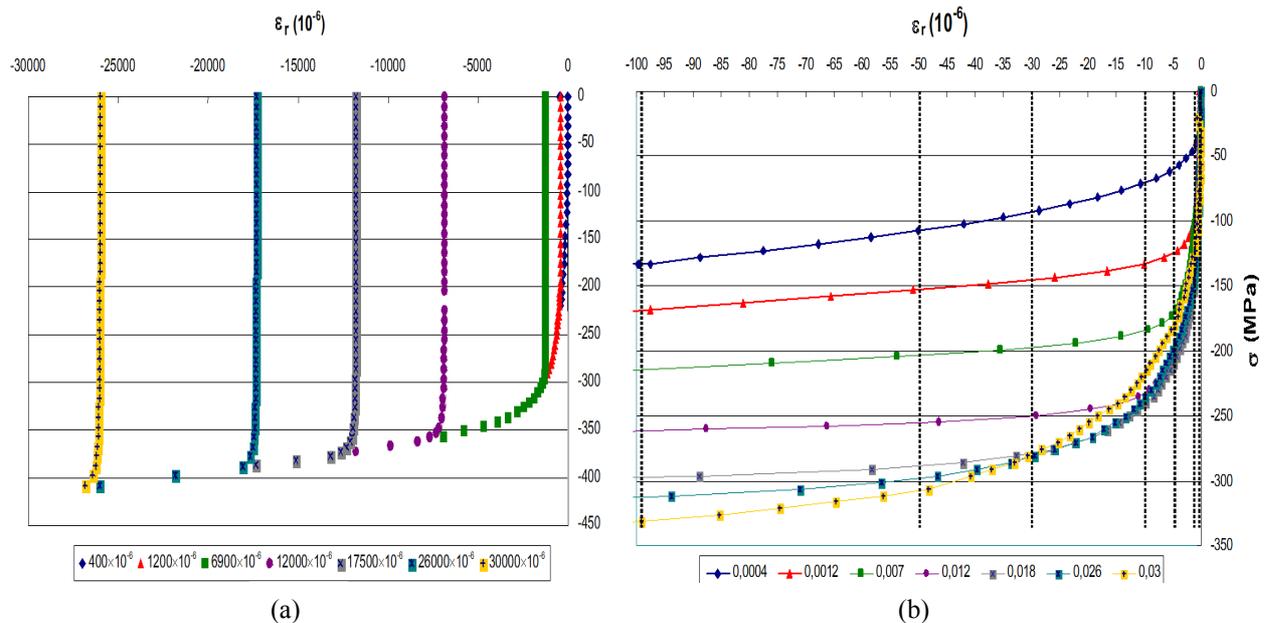


Figure (39) : (a) Enchaînement des courbes de caractérisation micro plastique à différents taux d'érouissage dans l'acier 316L, (b) : Courbes de caractérisation micro plastique à différents taux d'érouissage dans l'acier 316. [22]

A partir des résultats présentés sur la figure précédente il est possible de déterminer les microlimites d'élasticité correspondants à différentes déformations d'éprouve, comprises par exemple entre 0.5×10^{-6} (les déformations d'éprouve choisies sont matérialisées figure (39-b) par des lignes en pointillés). La figure (40), présente l'évolution de ces microlimites en fonction de la prédéformation et pour huit valeurs de la déformation d'éprouve.

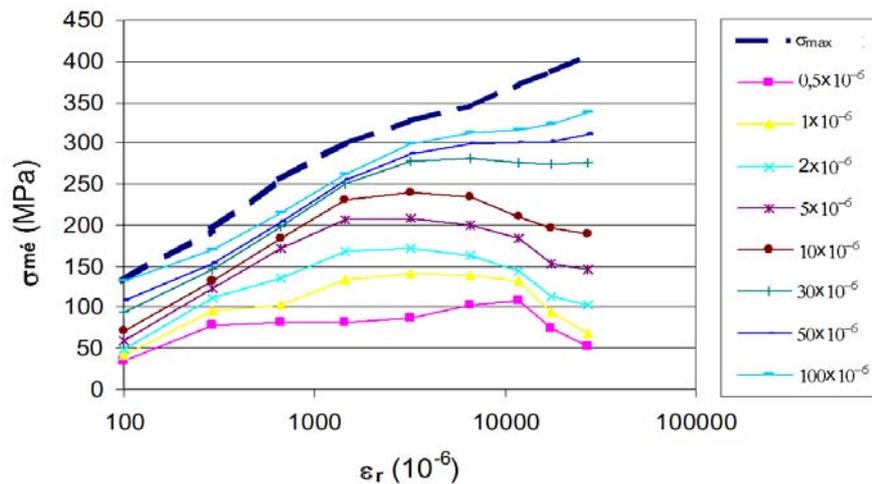


Figure (40) : Evolution de la micro limite d'élasticité en fonction de taux d'érouissage pour l'acier 316L. [22]

A titre de comparaison, la figure (39-b) présente aussi l'évolution de la contrainte maximale appliquée pour obtenir la valeur de déformation recherchée (courbe supérieure en pointillé dans la figure (40)). Aux faibles déformations d'éprouve, les courbes de microlimite présentent un maximum, aux fortes déformations d'éprouve les courbes sont croissantes monotones. La limite entre ces deux types de comportement est voisine de **30×10^{-6}** .

Il a montré aussi l'influence d'une déformation cyclique de l'acier 316L, alors des essais de fatigue sont décomposés en différentes phases successives séparées par des interruptions, avant chaque interruption la forme du cycle est déterminée puis une attente de cinq heure à contrainte nulle permet la relaxation des déformations anélastiques. Après la relaxation un essai de caractérisation microplastique est réalise. La figure (41) rassemble toutes les courbes de caractérisation. Pour les différents nombres de cycles, correspondants aux conditions de sollicitation **C270** (compression **270MPa**).

Comme dans le cas de déformation statique figure (39-b) la microlimite d'élasticité en fatigue évolue en fonction du nombre de cycle N.

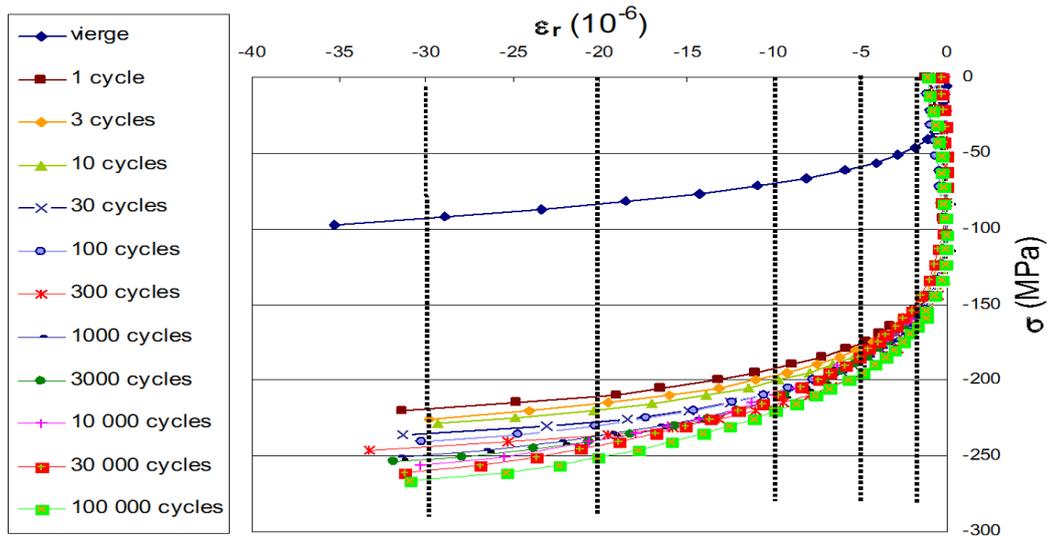


Figure (41) : Courbes de caractérisation micro plastique au cours de cyclage lors d'une sollicitation en compression C270 pour l'acier 316L. [22]

III-7 Effet des facteurs microstructuraux sur le comportement cyclique des métaux

7-1 La taille des grains :

Une faible dépendance de la courbe d'érouissage avec la taille du grain est souvent mentionnée [69], pour le cuivre polycristallin sollicité en déformation totale contrôlée jusqu'à la rupture (10^7 cycles). Une baisse de taille du grain d'un facteur 16 induit une augmentation de **20%** de l'amplitude de la contrainte sur la courbe d'érouissage, tandis que la même baisse de taille du grain induit une augmentation de **300%** de la limite d'élasticité [46]. Par contre une étude récente sur l'acier inoxydable AISI 304 [70] montre que le raffinement du grain a un effet très fort sur le comportement cyclique de cet acier. Trois microstructures avec trois tailles du grain différentes (**1, 17, 47**um) ont été étudiées. Dans ce matériau, la durée de vie en fatigue et la contrainte à **2×10^6** cycle augmente avec le raffinement du grain. La résistance en fatigue du matériau est, par conséquent, largement améliorée. Donc l'effet de la taille du grain est différent d'un matériau à l'autre, et ne pourrait pas être comparable pour deux matériaux différents.

MAIYA et Al ont étudié un acier inoxydable austénitique 304 en fatigue isotherme à **593°C** ayant subi trois traitements thermiques. Ces traitements permettent d'avoir une différence de taille de grain. Ils ont montré que la

différence de microstructure n'influe pas sur le comportement cyclique du matériau. Pour des essais avec temps de maintien, le comportement ne change pas d'une microstructure à une autre [71].

La durée de vie, quant à elle augmente quand la taille du grain diminue pour des faibles amplitudes de déformation plastique. Des études très poussées faites dans ce contexte par STOLARZ et Al, ont montré le même effet sur un acier inoxydable métastable à la température ambiante [71].

7-2 Les orientations cristallographiques :

Contrairement aux cristaux orientés en glissement simple, la courbe d'érouissage cyclique ne montre pas un plateau dans les cristaux orientés en glissement multiple. Cet effet est confirmé par [46] lors de leur étude sur le cuivre monocristallin orienté selon $\langle 001 \rangle$, mais elle est contredite par une autre étude sur le même matériau [47].

Les études comparées du cuivre monocristallin orienté en glissement multiple et du cuivre polycristallin ont montré une dépendance faible de la courbe d'érouissage avec l'orientation cristallographique du matériau sollicité figure (42) [71] cette faible dépendance est confirmée par [72] lors de leur étude sur les superalliages orientés selon des directions de type $\langle 111 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ et $\langle 001 \rangle$ et cyclée à 700°C .

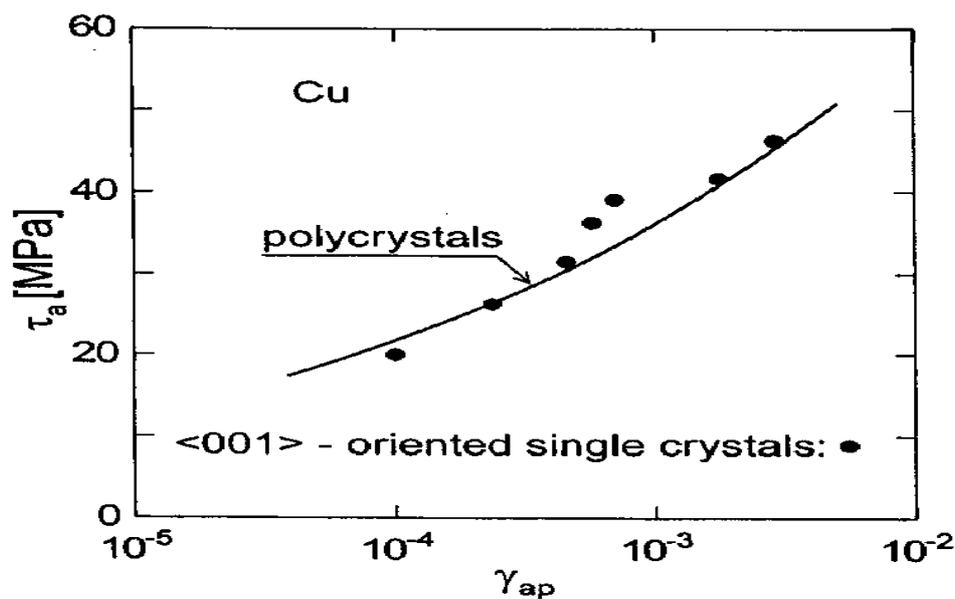


Figure (42) : Courbes d'érouissage du cuivre monocristallin orienté en glissement simple [46] (en points) et polycristallin de taille de grains moyenne 0.07mm [71] (ligne continue). Les résultats polycristallins sont convertis par le facteur de Taylor.

7-3 Le mode de glissement :

Le mode de glissement joue un rôle important dans l'extension du stade de durcissement/adoucissement. Dans les métaux ayant une aptitude au glissement dévié (Cu, Al, Ni, Fe, acier au carbone), le nombre de cycles consacrés à ce stade (adoucissement/durcissement) est petit, tandis qu'il est grand pour les matériaux aptes au glissement planaire (alliage Fe-Si, acier austénitique). L'ajout aux matériaux **CFC** d'élément en substitution réduit **L'EDE**, et privilégie par conséquent le glissement de type planaire par rapport au type dévié.

7-4 Effet de la ferrite :

YOSHIHISA et Al ont constaté sur des essais de fatigue réalisés dans les joints soudés, que la ferrite contenue dans le métal d'apport (acier 316) se transformait complètement en phase (σ) en fatigue isotherme à **700°C [71]**.

HONG et Al ont travaillé sur l'acier 304 sous sollicitations cycliques. Pour ce type d'acier contenant un faible pourcentage de ferrite (supérieur à **10%**), les mécanismes d'amorçage et de propagation dépendant de la direction des îlots de ferrite par rapport à la direction du chargement. La durée de vie chute dans le cas où les îlots de ferrite sont perpendiculaires à la direction de chargement. Sous fatigue-fluage, l'interface α/γ constitue un site préférentiel de cavitation ce qui conduit à l'accélération du phénomène au niveau des joints de grain et à la réduction de la durée de vie.

BYUNG et Al ont mis en évidence l'effet de la présence de ferrite (δ) dans l'acier inoxydable austénitique sur l'amorçage des fissures en surface. Ils ont montré que la durée de vie du 304L dépend de l'orientation de la ferrite (α) par rapport à l'axe de sollicitation. En effet, l'interface matrice-ferrite joue le rôle de sites d'amorçage de microfissure en surface. Une orientation perpendiculaire à l'axe de chargement accélère la concentration de contraintes à l'interface matrice-ferrite ce qui conduit à des incompatibilités de déformation et par conséquent à l'amorçage par fatigue. Cet effet a été remarqué aussi sur les aciers inoxydables austéno-ferritiques dans le cadre des travaux de MATEO et Al. Les auteurs ont mis en évidence l'effet du mode d'élaboration (tôle, barreaux) sur la durée de vie à la température ambiante.

WELMAN a étudié l'évolution de la microstructure des deux phases (austénitique et ferritique) sous chargement monotone pour un acier duplex, la phase ferritique est initialement plus dure que la phase austénitique figure (43). Au cours du chargement monotone, la microdureté de l'austénite augmente quasi linéairement avec la déformation, tandis que celle de la ferrite reste constante jusqu'à **3%** de déformation. Le plateau observé sur l'évolution de la dureté de la ferrite pourrait correspondre au palier de LUDRES. A **3%** de déformation, la microdureté de l'austénite est déjà supérieure à celle de la ferrite. Au-delà de **3%**, la dureté de chaque phase augmente avec la déformation. La dureté de l'austénite reste alors toujours supérieure à celle de la ferrite, car le taux de durcissement de l'austénite est supérieur à celui de la ferrite. On peut regretter que l'étude de WELMAN ne précise pas les caractéristiques du matériau, et en particulier les proportions des deux phases, la taille moyenne des grains et les concentrations en carbone et en azote [71].

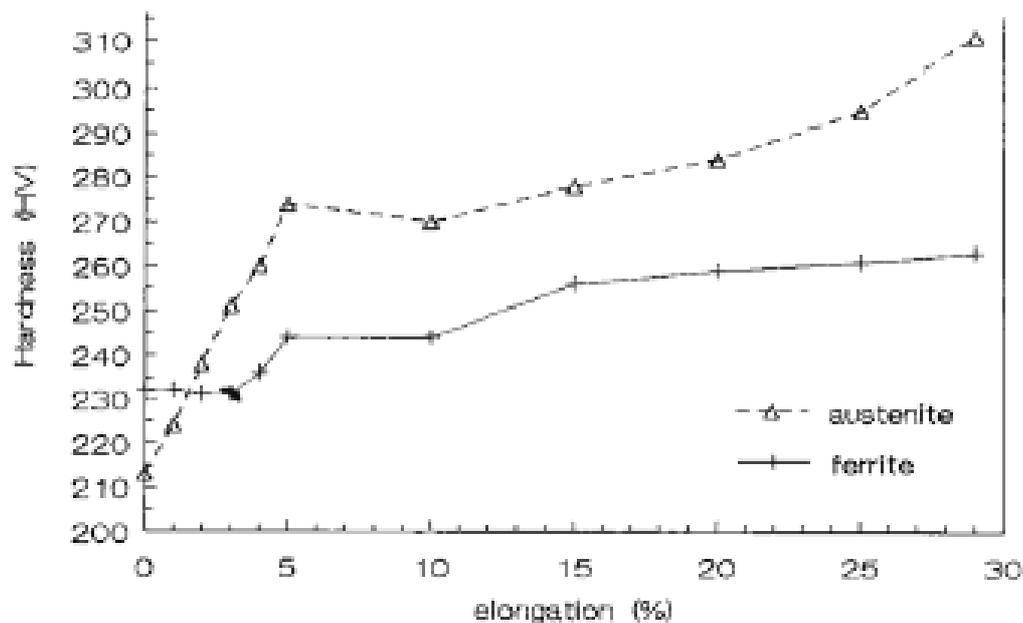


Figure (43) : Evolution de la microdureté sous chargement monotone sur un acier duplex. [71]

Les duretés respectives de la ferrite et de l'austénite dépendent étroitement de leur composition chimique. En particulier, par des ajouts d'azote, il est possible d'obtenir une phase austénitique plus dure que la phase ferrite [46].

III-8 Microstructure de dislocation sous chargement proportionnel

On peut classer les structures de dislocations obtenues sous sollicitations cycliques sur les aciers inoxydables austénitiques, ferritiques et austéno-ferritiques en 05 catégories :

- Configurations planes ;
- Configurations veines ;
- Configurations échelles ou murs ;
- Configurations labyrinthes ;
- Configurations cellules.

Dans les configurations planes on trouve des dipôles et des amas de dislocations. Les veines sont des enchevêtrements de dislocations coin le long des plans de glissement activés du matériau. Les échelles sont des bandes formées de murs à haute densité de dislocations séparés par des canaux pauvres en dislocations. Les bandes de glissement persistantes, visibles à la surface de l'échantillon, correspondent à une structure d'échelles et de murs. La déformation est localisée dans ces bandes, souvent regroupées en macro bandes de glissement. L'existence de cellules et labyrinthes nécessite l'activation de plusieurs systèmes de glissement.

La microstructure des dislocations des grains austénitiques présentent les mêmes caractéristiques dans l'acier austénitique 316L et dans un acier duplex **[73]**, **[75]** ; passage d'une structure planaire à une structure tridimensionnelle quand l'amplitude de déformation augmente, en fonction de la composition chimique de l'acier, en particulier de sa concentration en azote **[73]**. Celui-ci favorise en effet le mouvement plan des dislocations **[73]**, **[74]**. Nous décrirons donc les structures formées dans les grains d'austénite sans distinguer l'acier dans lequel ces grains se trouvent. A très faible amplitude de déformation plastique existent des empilements de dislocations et des dipôles **[74]**, **[75]** figure (44). Un seul système de glissement est activé. A faible amplitude de déformation plastique, les dislocations s'organisent en amas orientés suivant la direction de glissement dans des couches minces à hautes densité de dislocations, séparées par des zones dénudées **[75]**, **[74]**, **[75]** figure (45). La distance entre ces couches et leur densité varie dans un même grain et entre

grains. Un deuxième système de glissement peut être activé, mais la structure reste majoritairement plane. Si l'amplitude de déformation plastique augmente, des enchevêtrements et des vaines riches en dislocations se développent, séparés par des canaux à faible densité de dislocations [74], [73], [75] figure (46). La densité de dislocation est plus uniforme d'un grain à l'autre. Les dislocations murs et échelles s'amorcent dans les veines. A haute amplitude de déformation plastique ou sous conditions favorables (existence d'un deuxième système de glissement important), apparaissent des structures en labyrinthe et des cellules figure (47) [73], [74].

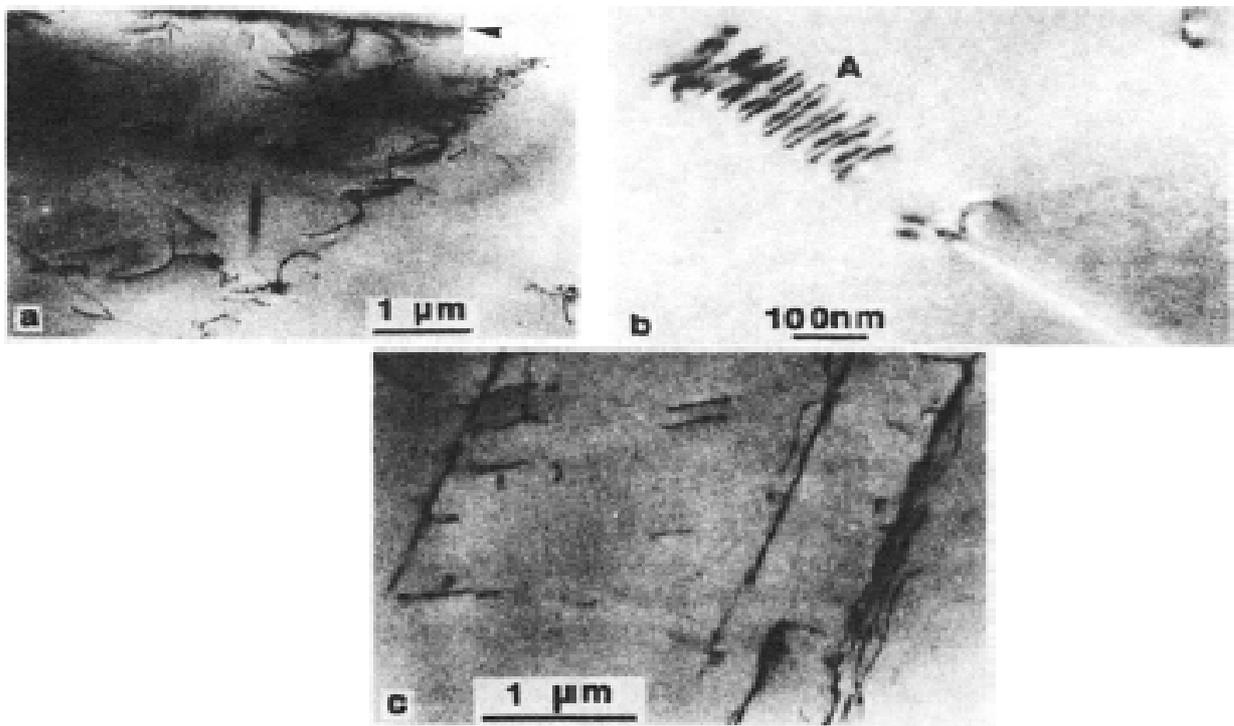


Figure (44) : Structure en empilement et dipôle dans un acier austénitique. [74]

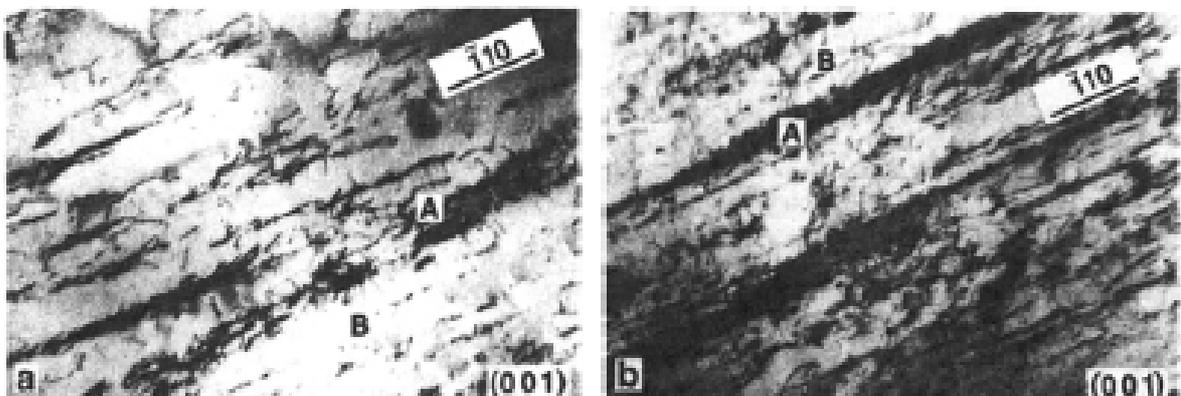


Figure (45) : Structure planaire de dislocation dans un acier austénitique. [74]

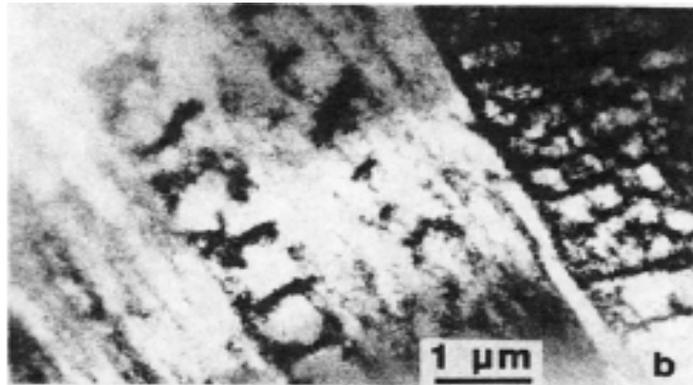


Figure (46) : Structure en échelle dans un acier austénitique. [74]

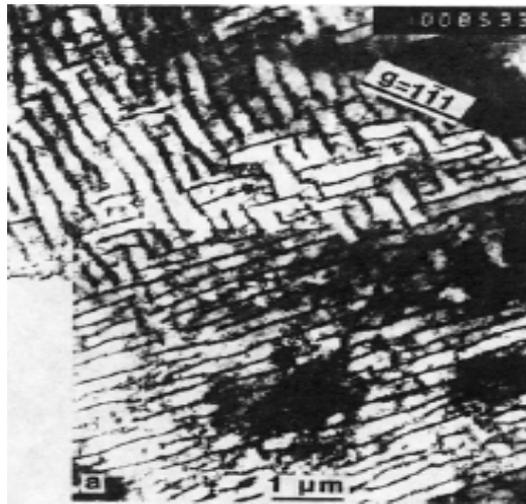


Figure (47) : Structure en labyrinthe et en cellule dans un acier austénitique. [74]

Comparativement, les grains ferritiques d'un acier biphasé ont pour la même amplitude de déformation imposée, une densité de dislocations plus faible que les grains austénitiques [73]. A faible amplitude de déformation plastique, les grains ferritiques montrent peu de dislocations, celles-ci présentent un caractère vis très marqué figure (48-a, b) [75]. Lorsque l'amplitude de déformation plastique augmente, les dislocations s'enchevêtrent et forment des veines et des cellules à haute déformation figure (49). On trouve aussi une structure en labyrinthe si un deuxième système participe au glissement [73]. La microstructure est relativement homogène dans la phase ferritique, contrairement à ce qui se passe pour la phase austénitique.

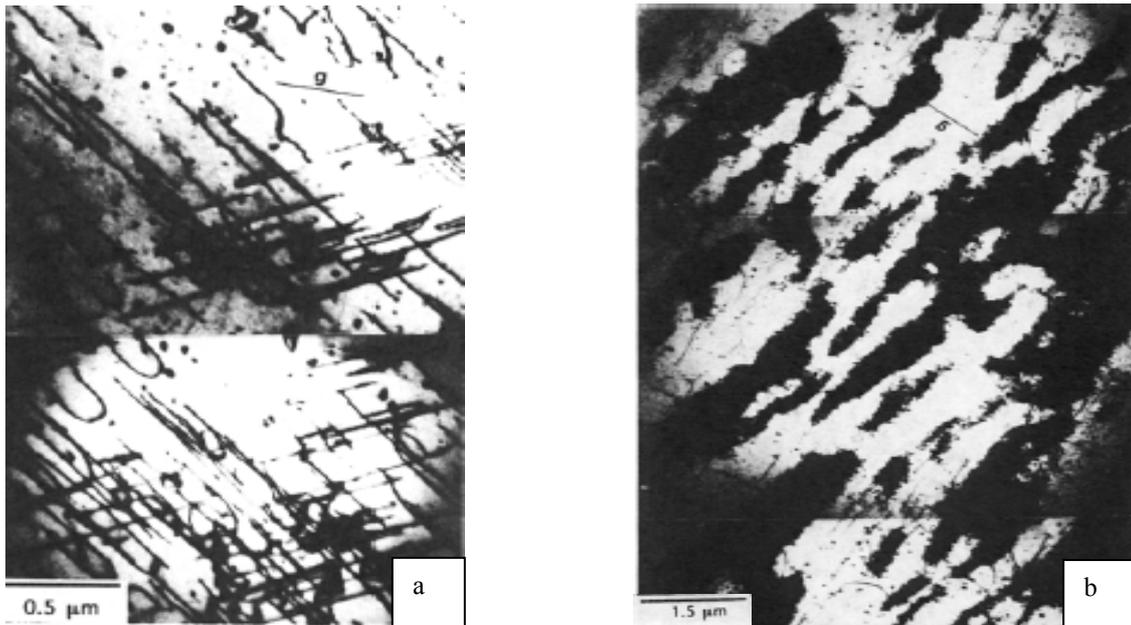


Figure (48) : (a) : Dislocation vis dans les grains ferritiques d'un aciers duplex, (b) : Structure en veines dans les grains ferritiques d'un acier duplex. [75]

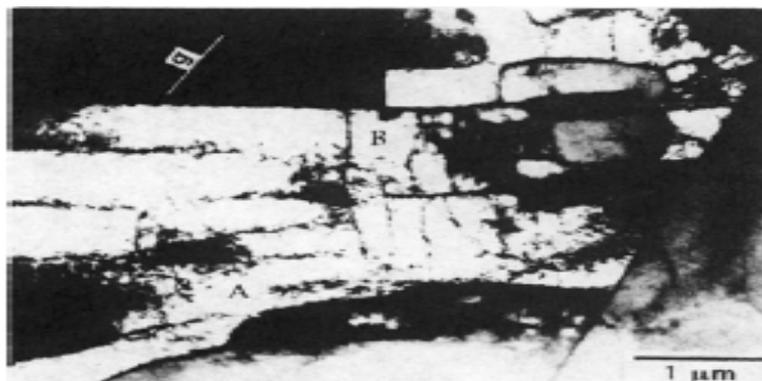


Figure (49) : Structure en cellule dans les grains ferritiques d'un acier duplex. [75]

M KACHIT [22] a analysé l'évolution de la densité des dislocations par DRX d'un acier 316L en fatigue (traction/compression) on utilisant les vecteurs suivants (**200**), (**220**), (**311**), (**222**), qui sont représentés respectivement dans le tableau suivant :

Les mêmes résultats sont aussi représentés sur la figure (50) :

éprouvette	g	$\theta_{\text{bragg}} (^{\circ})$	$\rho (10^{13} \text{ m}^{-2})$
0	200	29,82	1,9
1	200	29,82	1,3
4	200	29,82	1,8
6	200	29,82	1,25
0	220	55,54	1,03
1	220	55,54	1,1
4	220	55,54	1,8
6	220	55,54	2,6
0	311	59,45	4
1	311	59,45	3,05
4	311	59,45	2,15
6	311	59,45	5,55
0	222	59,45	1,75
4	222	59,45	0,8
6	222	59,45	2,9

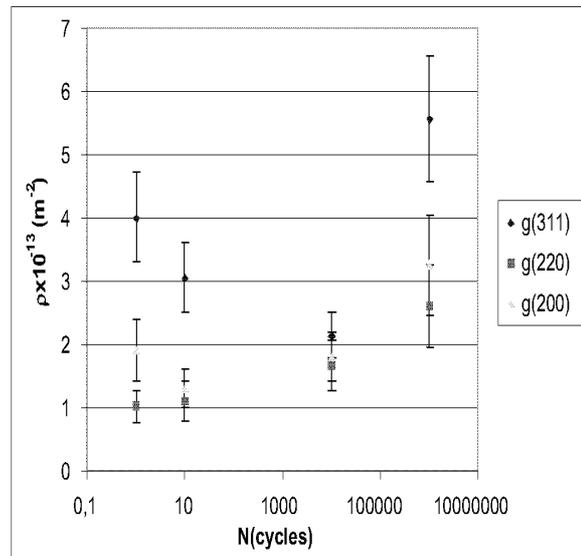


Tableau (10) : Densité des dislocations ρ pour 04 éprouvettes d'acier 316L fatigué en compression à 250Mpa mesurées a partir de l'élargissement des pics de Bragg. [22]

Figure (50) : Evolution de la densité des dislocations ρ en fonction de nombre de cycles, pour différents vecteurs de diffraction, pour l'acier 316L fatigué en compression à 250MPa. [22]

Il a constaté pour un nombre de cycle donné, il apparaît une dispersion assez importante des densités mesurées selon le vecteur de diffraction choisi. Il a noté également que une évolution non monotone de la densité en fonction du logarithme du nombre de cycle (chute de la densité après 10^{ème} cycles, voir 100 cycles) qui semble difficilement explicable si ce n'est par une incertitude de mesure plus importante que celle considérée ici, ainsi que par les faibles niveaux de déformation atteintes lors du cyclage qui se situent vraisemblablement à la limite de ce qui est mesurable par ce type de technique.

Il a aussi étudié les structures des dislocations induites par cyclage, par microscopie électronique en transmission figure (51) [22].

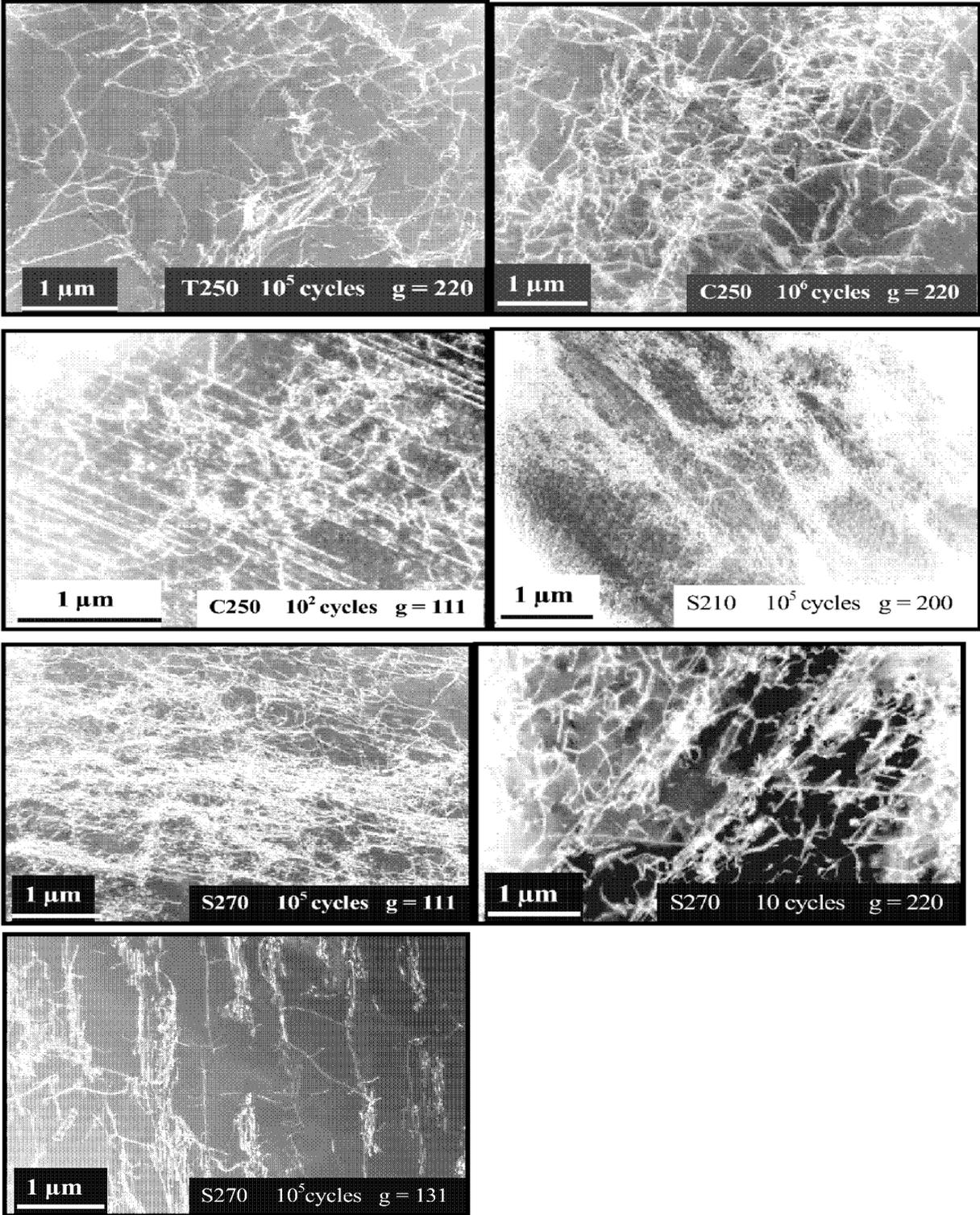


Figure (51) : Structures de dislocation observées par MET dans l'acier 316L cyclé selon les conditions de sollicitation indiquées sur les micrographies. [22]

III-9 Effets d'énergie de faute d'empilement

L'interaction entre systèmes de glissement dépend notamment de l'énergie de faute d'empilement, celle-ci semble jouer un rôle prépondérant dans l'apparition du durcissement supplémentaire. L'aluminium pur a une énergie de faute d'empilement élevée (**200** mJ/m²). Les dislocations partielles sont peu dissociées, le glissement dévié y est donc aisé. Ce matériau produit des structures de dislocations tridimensionnelles (cellules) même sous chargement uniaxial. Les structures de dislocations sont identiques sous sollicitations proportionnelles et non proportionnelles [77], [76]. Les sollicitations non proportionnelles n'accroissent donc guère les interactions entre les systèmes de glissement [76]. L'aluminium ne présente pas de sur-écrouissage sous chargement non proportionnel.

Au contraire de l'aluminium, les aciers inoxydables austénitiques de type 304, 310 ou 316 ont une très faible énergie de faute d'empilement (**30** mJ/m²), ce qui favorise la dissociation des dislocations en dislocations partielles. Le glissement dévié n'est alors possible que si deux de ces dislocations partielles se recombinent. Ceci explique le caractère plan marqué des structures de dislocations observées. Lorsque deux systèmes ou plus sont activés, les dislocations partielles de systèmes différents peuvent se combiner, formant alors des dislocations sessiles ou immobiles appelées verrous de Lomer-Cottrel. Ces verrous de Lomer-Cottrel contribuent de manière importante au durcissement supplémentaire observé, par interaction avec "les arbres de la forêt". L'évolution des structures de dislocations des aciers inoxydables austénitiques sous chargement uniaxial, passant d'une structure planaire à une structure tridimensionnelle quand la déformation augmente. Pour les aciers inoxydables austénitiques tels : le 316, le 304 ou le 310, sous chargement non-proportionnel, on observe des murs, des cellules, voire des labyrinthes, alors que sous chargement proportionnel à même niveau de déformation, seuls des arrangements plans de dislocation, voire des échelles, des veines et des cellules à contour flou sont visibles [44], [76], [78], [77]. La taille des cellules est liée à l'amplitude du chargement et à sa non proportionnalité. Dans certains cas, des micro-macles mécaniques sont observées [44], [78]. Les sollicitations multiaxiales ont donc un effet similaire à

une augmentation de l'amplitude de déformation imposée : elles accroissent la proportion de structure à glissement multiple.

On voit ici que l'énergie de faute d'empilement joue un rôle prépondérant sur le type de structure de dislocation développée dans le matériau. CLAVEL utilise le paramètre $\gamma/\mu\mathbf{b}$ plutôt que l'énergie de faute d'empilement γ , où μ est le module de cisaillement et \mathbf{b} le vecteur de Burger [79]. En effet ce paramètre tient directement compte de la largeur de faute d'empilement. A faute d'empilement large, le glissement dévié est malaisé et la construction de structures tridimensionnelles nécessite une énergie plus grande que pour une faute d'empilement plus étroite. Cette énergie est fournie concrètement par l'amplitude de déformation imposée et par la multi axialité des directions de glissement activées. Un matériau à faible énergie de faute d'empilement aura une plus grande tendance au surécrouissage sous chargement non-proportionnel qu'un matériau à forte énergie de faute d'empilement.

Un autre facteur intervenant dans la sensibilité à la non-proportionalité du chargement est le caractère "mou" ou "dur" des matériaux sous chargement monotone. Les matériaux dits "durs" (qui présentent un rapport R_m/R_e inférieur à 1,2) ont tendance à s'adoucir sous chargement cyclique. Cette tendance à l'adoucissement peut contrebalancer l'effet durcissant du glissement multiple sous chargement non-proportionnel [44], [78]. Au contraire, les matériaux dits "mous" ont un fort potentiel de durcissement, traduit par une valeur de R_m/R_e élevée. Ils présentent du fort sur-écrouissage sous sollicitations non-proportionnelles, pourvu qu'il s'agisse de solutions solides (316L) ou d'alliages durcis par des précipités non-cisillables. Quant aux matériaux durcis par des précipités cisillables, leur sur-écrouissage résulte de la compétition entre l'adoucissement dû au cisaillement des précipités et le durcissement de la matrice [44].

Lacombe et al ont montré que l'énergie de faute d'empilement est faible pour les aciers austénitiques (de l'ordre de **20** mJ/m² à la température ambiante). Le maclage est donc relativement favorisé et les dislocations peuvent se dissocier facilement en deux partielles. L' **EFE** augmente avec la température et varie nettement avec la teneur en éléments d'alliage. En se basant sur des observations de microscopie électronique en transmission, ils

décrivent les mécanismes de déformation des aciers inoxydables austénitiques de la façon suivante :

- A très basse température (**EFE** $< 20 \text{mJ/m}^2$) : le glissement de dislocations partielles de type **$1/6\langle 112 \rangle$** crée des défauts d'empilement qui forment ensuite des microbandes de phase ϵ .
- Au voisinage de la température Md_{30} (**EFE** $\approx 20 \text{mJ/m}^2$) : le glissement des dislocations sont peu dissociées. On observe la formation de phase ϵ et/ou du micromaclage.
- Au dessus de la température Md_{30} (**EFE** $> 20 \text{mJ/m}^2$) : le glissement des dislocations non dissociées conduit à la formation des bandes de glissement puis de cellules.
- Pour des températures proches de $T_f/2$: les phénomènes liés à la diffusion prennent de l'importance. Les dislocations peuvent désormais monter sous l'effet de la contrainte de la diffusion des lacunes. Le réseau de dislocations peut donc se restaurer et partiellement, de plus la précipitation se développe.

III-10 Conclusion

Nous avons présenté dans ce chapitre une étude bibliographique sur le comportement mécanique des aciers inoxydables austénitiques.

Nous nous sommes intéressés au comportement mécanique sous sollicitations monotones, ensuite au comportement mécanique sous sollicitations cycliques uniaxiales et multiaxiales, nous avons fait état des données sur leurs comportements sous sollicitations cycliques.

Les effets de nombreux paramètres (amplitude, déformation moyenne, trajet de chargement, vitesse de sollicitation, température, histoire du chargement) sur le comportement en fatigue ont été discutés. Les données de la littérature sur l'influence des paramètres du chargement et des mécanismes physiques sur la microstructure des dislocations ont également été rapportées.

En résumé que le comportement mécanique d'un matériau en fatigue mécanique est fortement lié à la formation et l'évolution de la microstructure fine c'est-à-dire ; à l'organisation des dislocations au sein du matériau et l'évolution des structures de dislocations en fatigue qui dépend fortement de l'irréversibilité du glissement.

Partie II : Expérimentation

Chapitre IV : Techniques expérimentales

IV-1 Introduction

Dans le cadre de cette présente étude nous avons essayé de mettre en évidence l'influence d'un chargement cyclique sur la microstructure et les propriétés mécaniques d'un joint soudé en acier inoxydable austénitique 316L avec un métal d'apport de même nuance ; alors on s'est intéressé essentiellement à l'influence de la fatigue mécanique sur :

- les propriétés mécaniques du joint soudé.
- la microstructure du joint soudé.

Les points cités ont été abordés en respectant les étapes suivantes :

Etape 1 : Identification du métal de base et du métal d'apport.

Etape 2 : Soudage des tôles.

Etape 3 : Contrôle non destructif par radiographie et validation des soudures réalisées.

Etape 4 : Caractérisations métallurgiques, mécaniques, DRX.

IV-2 Présentation de métal de base

Le produit de base est sous forme de tôles de dimensions 125x250mm et d'une épaisseur de 4mm. Ces tôles sont extrudées à partir de lingots et reprises en fabrication pour un laminage.[80]

IV-3 Nuance du métal de base

La nuance de métal de base est de type AISI 316L. C'est un acier inoxydable austénitique constitué d'éléments de base fer-chrome-nickel, c'est-à-dire un réseau d'atomes de fer cubique à faces centrées, avec des atomes en solution solide d'insertion (comme le carbone ou l'azote) et des atomes en solution solide de substitution (chrome, nickel, molybdène, silicium,...). Des impuretés (souffre, phosphore) sont également présentes en faibles quantités avec un taux de ferrite après soudage allant de **5 à 20%** [**Norme ASTM**].

IV-4 Composition chimique

L'analyse locale de la composition chimique a été réalisée par l'**EDX** (rayons X par énergie dissipée). Ces résultats ont confirmé ceux de la norme **ASTM** voir le tableau ci-dessous :

éléments		C	Si	Mn	Ni	Cr	N	Mo	P	S
ASTM	Min	0	0	1.6	12	17	0.06	2.30	0	0
	Max	0.03	0.5	2	12.5	18	0.08	2.70	0.035	0.025
analysé		0.022	0.83	2.019	8.7	17.2	0.053	4.6	0.031	0.001

Tableau (3) : Composition chimique du métal de base

IV-5 Identification du métal d'apport

Le métal d'apport, est sous forme de baguettes à enrobage basique, de nuance 316L, sa composition chimique est choisie pour que la teneur en ferrite sur métal déposé soit de l'ordre de **5** à **15%** selon l'**ASTM**, ce qui est très favorable pour diminuer le risque de fissuration dans la soudure voir tableau suivant :

éléments	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	P	S
analysé	0.03	0.5	1.6	12.5	19	2.3	0.016	0.01

Tableau (4) : Composition chimique du métal d'apport.

IV-6 Calcul du Chrome équivalent et du Nickel équivalent

Des formules et diagrammes ont été proposés pour évaluer et prévoir la structure du métal fondu à l'état brut de soudage [20]. En pratique, ces diagrammes sont au nombre quatre, le plus ancien, mais encore utilisé, est celui d'ANTON SCHEAFFLER ce diagramme ne tient pas compte de l'effet d'un élément fortement gammagène, l'azote. Un autre diagramme a été proposé par W. DELONG (1960), utilisable dans le domaine des aciers inoxydables austénitiques, il a intégré l'effet gammagène de l'azote, effet qu'il estime aussi puissant que celui du carbone. Il propose les formules suivantes pour le calcul des équivalents Chrome et Nickel en%.

$$Cr_{\acute{e}q} = \%Cr + \%Mo + 1,5(\%Si) + 0,5(\%Nb) = 23,045\%$$

$$Ni_{\acute{e}q} = \%Ni + 30(\%C) + 0,5(\%Mn) + 30(\%N) = 11,95\%$$

Selon ses deux relations, on trouve une valeur du rapport $Cr_{\acute{e}q} / Ni_{\acute{e}q}$ proche de :

$$\frac{Cr_{\acute{e}q}}{Ni_{\acute{e}q}} = \frac{23,045}{11,95} = 1,92$$

Le rapport $Cr_{\acute{e}q} / Ni_{\acute{e}q}$ étant inférieur à **1.95**, donc l'acier étudié devrait se solidifier normalement selon le mode **FA [20]**, c'est-à-dire que la ferrite (α) qui germe en première lieu durant la solidification puis transformation à l'état solide de la majorité de la ferrite en austénite.

Le même calcul pour le métal d'apport donne :

$$\frac{Cr_{\acute{e}q}}{Ni_{\acute{e}q}} = \frac{22,25}{14,05} = 1,55$$

Selon ce résultat le métal d'apport devrait se solidifier en mode **FA**, c'est à dire que le premier germe de solidification sera un germe ferritique.

Dans un diagramme de SCHEAFFLER/BYSTRAM on a indiqué les zones à risques figure (52). Il existe sur ce diagramme une zone sans risque (zone en bleu) dans laquelle on s'efforcera, dans la mesure du possible, d'approcher le point représentatif de la structure de la zone fondue.

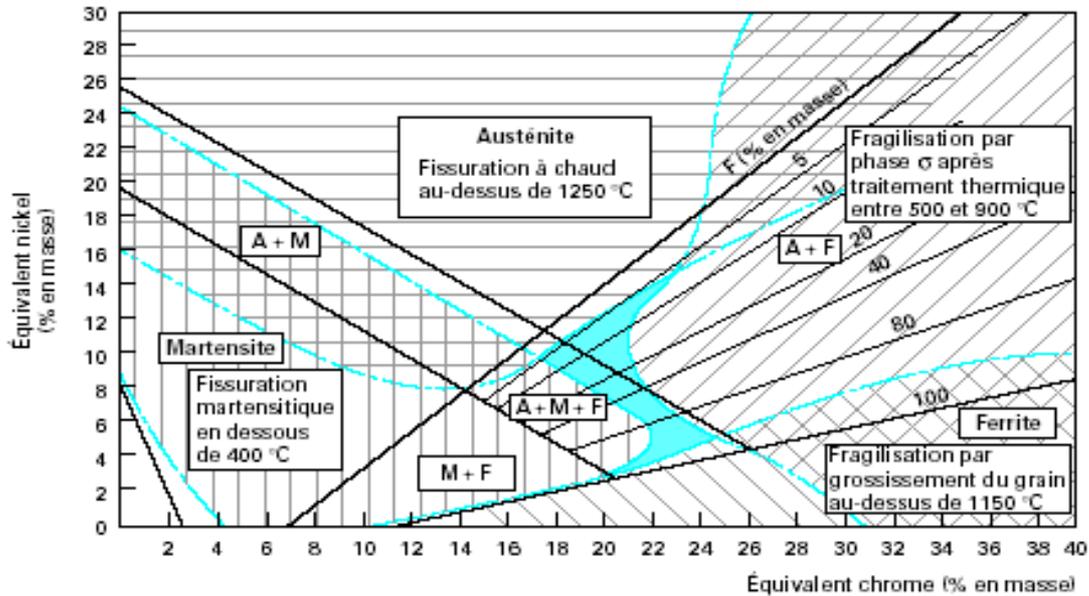


Figure (52) : Diagramme de SCHEAFFLER/BYSTRAM. [2]

IV-7 Soudage des tôles

Sous l'effet des hautes températures existantes pendant le soudage, les parties très chaudes et surtout le métal fondu doivent être protégés de l'oxydation par l'atmosphère qui entoure le bain de fusion. Il risque en effet, de se former de l'oxyde de chrome très réfractaire qui empêcherait la soudure de se réaliser. Les procédés de soudage utilisables devront donc assurer une bonne protection du bain de fusion. Ce but est facilement atteint avec les procédés de soudage à l'arc électrique : soit sous atmosphère gazeuse neutre ou réductrice, soit sous laitier apporté par une électrode enrobée, ou par un soudage sous flux électroconducteur, ou par le soudage par faisceau d'électrons qui opère sous vide [20].

IV-8 Description du procédé utilisé

Parmi les procédés les plus utilisés pour le soudage des aciers inoxydables austénitiques, nous citons le procédé à l'arc électrique à baguette enrobée (SMAW) figure (53).

Le soudage à l'arc à l'électrode enrobée (SMAW) est réalisé à partir d'un arc électrique crée et entretenu entre l'âme métallique de l'électrode et la pièce à souder.

L'énergie calorifique de l'arc fait fondre simultanément et très localement la pièce à assembler, l'âme métallique de l'électrode et l'enrobage pour

constituer le bain de fusion et après refroidissement le cordon de soudure recouvert d'un laitier protecteur qui se détache plus ou moins facilement.

L'enrobage de l'électrode fond avec un léger retard par rapport à l'âme métallique.

Un générateur électrique fournit le courant continu ou alternatif avec une intensité variante de 30 à 400 Ampères en fonction de différents paramètres comme le diamètre de l'électrode, la nature de l'enrobage, la position de soudage, le type d'assemblage, la dimension et la nuance des pièces à assembler.

La tension à vide du générateur (U_0) doit être supérieure à la tension d'amorçage (surtout en courant alternatif). Sa valeur doit être comprise entre 40 et 80 Volts.

Le soudage des aciers inoxydables s'effectue toujours en courant continu en polarité directe (pole l'électrode).

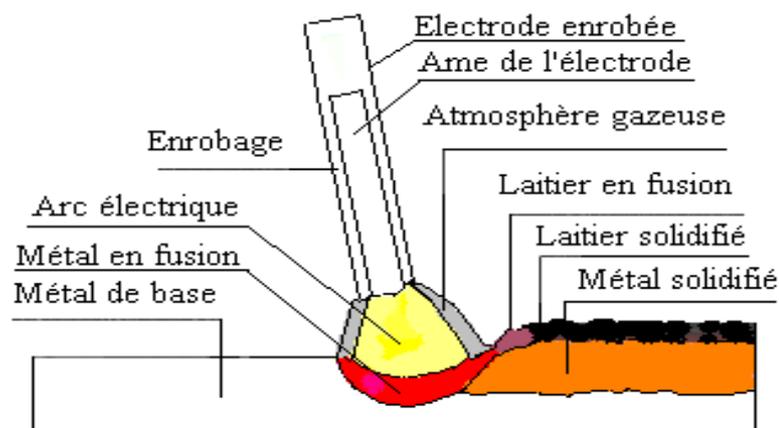


Figure (53) : Schéma de principe de soudage à l'arc électrique. [24]

IV-9 Déroulement de l'opération de soudage

Une telle procédure de soudage nécessite des préparatifs en vue de réaliser une soudure saine et conforme aux normes internationales du point de vue caractéristique mécanique, métallurgique et géométrique. A cet effet nous avons pris en considération les opérations suivantes :

1. Sciage et taillage : les tôles à souder sont sciées et taillées (avec lubrification) à l'atelier **CSC** (centre de soudage et contrôle) en évitant les échauffements qui peuvent introduire des changements structuraux des tôles.

2. Nettoyage des bords à souder : enlèvement de l'humidité ainsi que les huiles et graisses provenant de l'opération d'usinage à l'aide d'un solvant approprié. Ces dernières sont susceptibles d'entraîner une carburation du métal fondu et des zones voisines.
3. Etuvage des baguettes : Les baguettes utilisées (baguettes à enrobage basique) sont étuvées dans un four-étuve à **250°C** pendant **3** Heures. Après étuvage, elles sont conservées à une température de **120°C** dans un four électrique sur le lieu de soudage.
4. Implantation des thermocouples sur les tôles : quatre thermocouples implantés sur une tôle à souder, à des distances différentes par rapport à la limite de chanfrein tel que : le premier se situe à une distance de 4 mm, le deuxième à 4 mm, le troisième à 10 mm et le quatrième à 6 mm figure (54-a) pour enregistrer le cycle de soudage et plus particulièrement les températures locales.
5. Fixation et pointage des tôles à souder : la fixation des bords des tôles à souder a été faite par la réalisation de points de soudure, ensuite les deux tôles à souder sont fixées par des étaux sur une table métallique.
6. Réalisation de la protection à l'envers : il est évident que s'il y a risque d'oxydation du bain de fusion par l'air côté de soudage, il y a aussi risque d'oxydation à l'envers du cordon de soudure. Pour cela, on a mis les tôles sur une pièce qui possède une rainure en V, à l'aide d'un papier réfractaire on a couvert les extrémités de la rainure et on a laissé juste une fente d'un petit diamètre pour permettre l'accès du gaz de protection.
7. Enregistrement du temps du soudage : on a saisi le temps écoulé pour la réalisation de chaque passe à l'aide d'un chronomètre. Le temps d'inter passes a également été saisi.
8. contrôle de la température d'inter passes : à l'aide d'un rayon thermochrome, nous avons pris la température entre les deux passes, cette dernière, ne doit pas dépasser **150°C**.

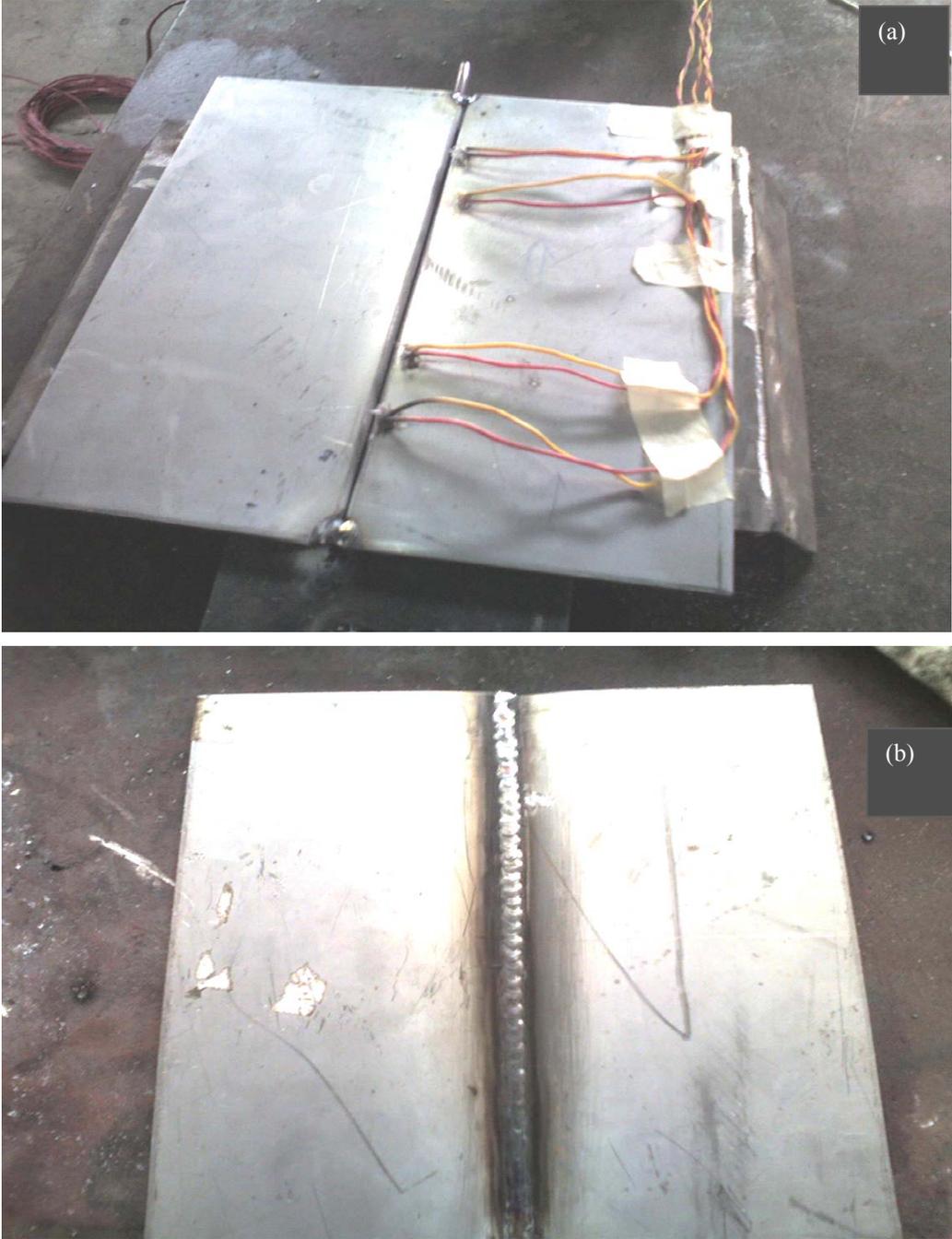


Figure (54-a, b) : Illustration avant et après soudage des tôles.

IV-10 Paramètres du soudage

Les paramètres de soudage sont résumés dans les tableaux (5 et 6).

Tableau 5 : procédé de soudage.

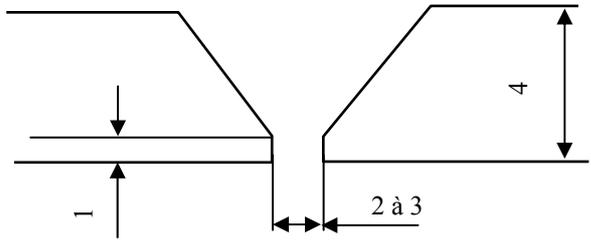
Procédé de soudage : SMAW (soudage à l'arc électrique à baguette enrobée).	Atelier de soudage : CSC de Cheraga
	Poste de soudage : S.A.F
Métal de base : 316L (selon AISI) Fournisseur : Raffinerie de Skikda	Métal d'apport : 316L (selon AISI) sous forme de baguette enrober.
joint : chanfrein en V à 70°  Les dimensions sont en millimètre	Position : tôles fixe avec axe horizontal. Soudage en position horizontale.
	Courant électrique : C.C avec polarité (-) à l'électrode.
Préchauffage (métal de base) : sans Préchauffage (métal d'apport) : avec	

Tableau 6 : Paramètres énergétiques.

N° epr	N° de passe	Intensité (A)	Tension (V)	Temps de soudage (s)	Diamètre et nombre de baguette, en (mm).		Gaz de protection
1	1	60-75	25-29	130	2.5	1.5 b	Argon
	2	60-75	25-29	75	2.5	1.5b	Argon
2	1	60-75	25-29	125	2.5	1.5b	Argon
	2	60-75	25-29	80	2.5	1.5b	Argon
3	1	60-75	25-29	113	2.5	1.5b	Argon
	2	60-75	25-29	76	2.5	1.5b	Argon
4	1	60-75	25-29	132	2.5	1.5b	Argon
	2	60-75	25-29	70	2.5	1.5b	Argon
Contrôle : Visuel, Radiographique							

IV-11 Calcul des paramètres de soudage

11-1 calcul de la vitesse :

$$V_s = \frac{l_s}{t_s} \quad (13)$$

$l_s = 12.5mm$ l_s : Longueur soudée et t_s : Le temps de soudage

Donc la vitesse de soudage pour la première passe et la première éprouvette est égale :

$$V_s^1 = \frac{l_s}{t_s} = \frac{25cm}{130s} = 0.192cm/s$$

Et la vitesse pour la 2^{ème} passe égale :

$$V_s^2 = \frac{l_s}{t_s} = \frac{25cm}{75s} = 0.333cm/s$$

La vitesse moyenne de soudage pour les deux passes sera égale :

$$V_m = \frac{V_s^1 + V_s^2}{2} = \frac{0.192 + 0.333}{2} = 0.262cm/s$$

11-2 Calcul de l'énergie de soudage :

$$E_s = \frac{U_s \times I_s}{V_s} \quad (14)$$

Tel que : U_s = Tension de soudage (en volt).

I_s = Intensité de soudage (en ampère).

$$E_s^1 = \frac{25 \times 60}{0.192} = 7812.5 J/cm \quad \text{Énergie de soudage de la 1^{ère} passe.}$$

$$E_s^2 = \frac{25 \times 60}{0.262} = 5725.19 J/cm \quad \text{Énergie de soudage de la 2^{ème} passe.}$$

$$E_s^T = \sum_{n=1}^{n=2} E_s^n \Rightarrow E_s^T = E_s^1 + E_s^2 = 13537.69 J/cm$$

Donc l'énergie totale (nominale) de soudage de la première soudure est égale à : 13537.7J/cm.

11-3 Calcul de l'énergie dissipée dans le joint soudé (E_d) :

$$E_d = E_{eq} \cdot \eta \tag{15}$$

η : Le rendement de soudage. Pour le procédé à l'arc électrique est égale à 0.85.

Alors $E_d = 11507.5$ J/cm. Pour la première soudure.

11-4 Calcul de l'énergie équivalente :

$$E_{eq} = E_n \cdot \eta \cdot K \tag{16}$$

D'où : $E_n = E'_s$ (Energie totale de soudage)

K : Un coefficient de correction qui tient compte de la géométrie du joint à souder (dans notre cas $K=1.6$).

Donc $E_{eq} = 18411.3$ J/cm pour la première soudure.

Les paramètres ainsi calculés pour les différentes soudures sont regroupés dans le tableau ci-dessous :

Paramètres	V_s^1 (cm/s)	V_s^2 (cm/s)	V_s^m (cm/s)	E_s^1 (J/cm)	E_s^2 (J/cm)	E_s^T (J/cm)	E_{eq} (J/cm)	E_d (J/cm)
soudure 1	0.192	0.333	0.262	7812.5	5725.2	13537.7	18411.3	11507.5
soudure 2	0.2	0.3125	0.2562	7500	4800	12300	16728	10455
Soudure 3	0.221	0.328	0.275	6787.3	4573.2	11360.5	15450.3	9656.4
soudure 4	0.189	0.357	0.273	7936.5	4201.7	12138.2	16507.9	10317.5

Tableau (7) : Résultats du calcul de la vitesse et de l'énergie.

IV-12 Cycle thermique de soudage

La figure (55) met en évidence les modifications dues à l'action thermique en fonction du nombre de passes, elle reproduit 06 cycles thermiques en condition de soudage, qui diffèrent en fonction de l'énergie dissipée et de la température initiale des pièces à souder. On distingue pour chaque cycle (1^{ère} passe, 2^{ème} passe) une phase de chauffage, une pointe de température et une phase de refroidissement, les durées et les températures des différentes phases

varient en fonction des paramètres de soudage, de l'épaisseur des pièces à souder...).

Dans notre cas (aciers inoxydables austénitiques 316L) la phase d'échauffement est presque instantanée, la durée d'austénitisation est très faible, sinon nulle, et la phase de refroidissement est très variable selon les conditions de soudage.

Cependant, le thermocouple (02) a été endommagé au cours du soudage, par contre les autres enregistrent des températures locales qui sont résumées dans le tableau ci-dessous :

Thermocouple	Emplacement (mm)	Température de 01 ^{eme} cycle (°C)	Température de 02 ^{eme} cycle (°C)
Thermocouple 01	4mm	550	990
Thermocouple 03	10mm	490	510
Thermocouple 04	6mm	820	800

Tableau (8) : Températures locales enregistrées au cours du soudage.

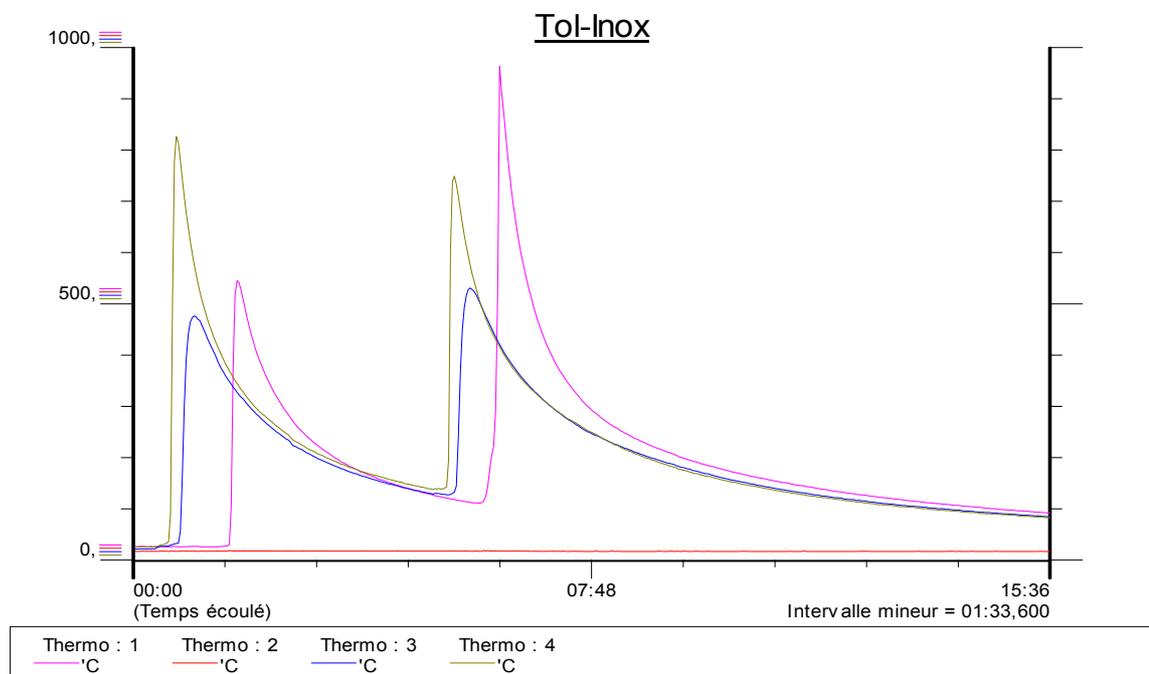


Figure (55) : Cycle thermique de soudage à deux passes enregistré au cours du soudage.

IV-13 Contrôles non destructifs des soudures

Après l'opération de soudage, un contrôle visuel à la loupe binoculaire a été effectué, suivi par un contrôle radiographique de rayons X suivant la norme NFL06-394.

Les paramètres de clichés (rayons X) sont :

Tension appliquée au tube : $U = 100\text{KV}$

Intensité : $I = 5 \text{ mA}$

Temps : $T_p = 75\text{s}$

Densité : $\rho = 2$

Distance source film : $DSF = 0.7 \text{ m}$

Ecrou : 0.1mm

Sur nos clichés, on observera latéralement un noircissement uniforme dû à l'épaisseur constante du métal de base, tandis que dans la région centrale, il apparaîtra une bande plus claire signalant la présence de la surépaisseur. Au centre de cette bande claire, nous verrons une raie plus claire à l'endroit du petit cordon de pénétration.

L'interprétation correcte demande évidemment un certain entraînement allié à la connaissance des techniques radiographiques ainsi qu'à celles des méthodes de soudage et des défauts qui peuvent en résulter. Il est donc nécessaire que la personne chargée de lire les clichés ait une bonne expérience du soudage et de la radiographie.

Cependant, pour éviter de perturber les résultats des essais de caractérisation mécanique, les soudures qui présentaient des anomalies lors du contrôle n'ont pas fait l'objet d'essai.

IV-14 Usinage des éprouvettes

Pour la caractérisation des soudures, nous avons prélevé des tôles soudées figure (56) un certain nombre d'éprouvettes :

- 06 éprouvettes pour l'essai de traction.
- 06 éprouvettes pour l'essai de flexion.
- 20 éprouvettes pour l'essai de fatigue (traction /compression).

- 04 éprouvettes pour la caractérisation métallographique (macrographie, micrographie, dureté). Sur ces éprouvettes nous avons travaillé sur une seule, car on considère qu'elles sont similaires sur le plan caractéristiques (domaine quasi-stationnaire concernant la répartition thermique de la chaleur durant le soudage).

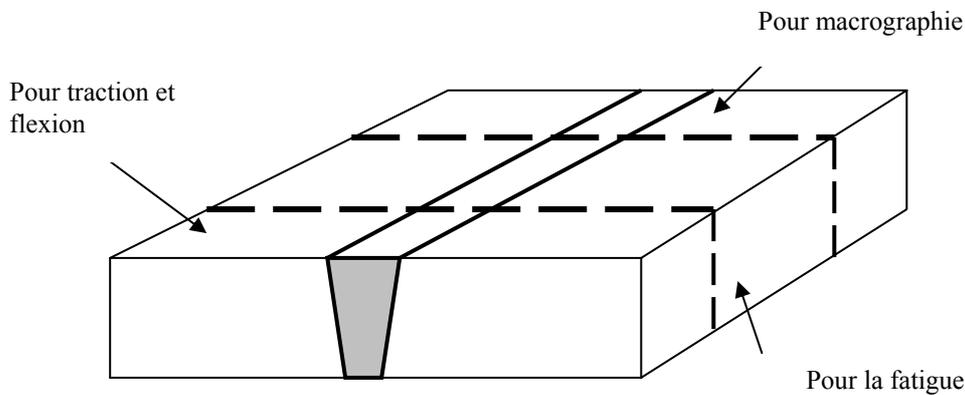


Figure (56) : Schéma de prélèvement des éprouvettes pour la caractérisation des joints soudés.

IV-15 Méthode de caractérisation

Cette caractérisation consiste en :

- Une observation micrographique sur un microscope optique.
- Une observation macrographique pour caractériser les différentes zones des structures.
- Une mesure de dureté Vickers (dureté et profils de microdureté dans les plans (XY) et (XZ)).
- Essais de traction et de flexion pour les éprouvettes soudées et non soudées.
- Essais de fatigue (traction/compression) pour les différents chargements appliqués.
- Une diffraction aux RX.

15-1 Caractérisation des échantillons des soudures utilisées :

15-1-1 Observation métallographique :

1-1 Macrographie :

La macrographie nous permet de révéler avec un bon contraste les différentes zones de chaque soudure. Dans le cas des aciers inoxydables, le but est aussi de révéler la structure colonnaire de l'austénite, phase largement majoritaire dans la zone fondue d'après LIN [81], chaque zone révélée en micrographie par un contraste particulier, correspond à un ensemble de grains présentant une orientation commune.

Pour l'attaque chimique, c'est une attaque chimique électrolytique dans une solution de l'eau régale (un volume d'eau, un volume d'acide nitrique à 65% et deux volumes d'acide chlorhydrique à 36%). La durée d'attaque est de 2 à 3 min, les macrographies sont réalisées dans le plan (TV) comme indiqué sur la figure (57).

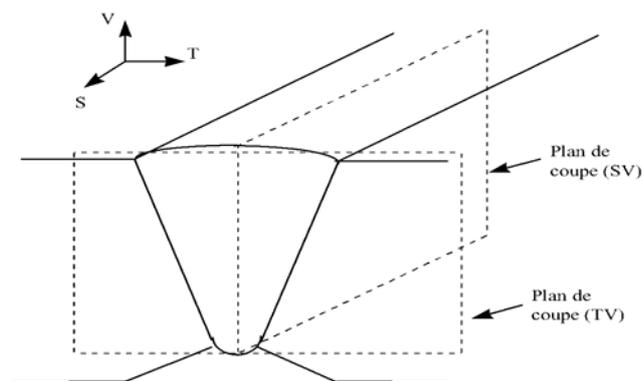


Figure (57) : Définition des plans de coupe pour les observations macrographique et micrographiques.

1-2 Micrographie :

La connaissance des propriétés du matériau passe par la détermination des phases qui le compose, quand à leurs formes, leurs distributions et leurs qualités. L'observation métallographique au microscope optique est une méthode de base pour l'étude des transformations structurales. L'obtention de la surface d'examen nécessite une suite d'opération allant du prélèvement à l'attaque chimique. La préparation des échantillons doit être effectuée de sorte à éviter tout échauffement ou écrouissage du matériau, ces derniers peuvent entraîner une modification structurale.

Les échantillons destinés à l'observation métallographique ont été découpés sur des éprouvettes de référence et celles sollicitées, puis dégraissés à l'acétone, enrobés à froid et un polissage mécanique réalisé avec une vitesse 300 tours/min.

Les différents disques de polissage utilisés sont :

- Disques abrasifs de granulométrie 180, 220, 400, 600, 800, 1000, 1200, avec lubrification à l'eau.
- Disque en feutre, lubrifiant alumine 6 μ m, 3 μ m.

Après polissage, les échantillons sont attaqués chimiquement pour révéler la morphologie des différentes phases présentes ainsi que les joints de grains austénitiques.

Différentes attaques ont été essayées, les résultats les plus satisfaisants ont été obtenus en utilisant la composition suivante : (15ml de Hcl acide chlorhydrique, 10ml ChCuoh acide acétique, 10ml de HNO₃ acide nitrique et 5ml de glucerol). Le temps d'attaque étant d'environ 30 secondes.

15-1-2 Essais mécaniques :

2-1 Essai de dureté et de microdureté (Vickers) :

L'essai de dureté est une technique idéale pour caractériser les cinétiques de durcissement structural car elle est à la fois rapide et peu coûteuse en matériau.

Les essais de dureté consistent à imprimer dans la pièce à tester un pénétrateur en forme de pyramide (Vickers) et à mesurer la diagonale d de l'empreinte laissée considérée comme une pyramide droite et on relie cette information à la charge appliquée par la formule :

$$H_v = 0,189 \frac{F}{d^2} \quad (17)$$

Ou ; F : Niveau de la charge appliquée.

d : Diamètre de l'empreinte.

Nous avons réalisé 03 mesures par échantillon, sur chaque zone (**ZAT**, **ZF**, **MB**) avec une charge de 10 Kgf.

Un balayage du centre de la zone fondue jusqu'au métal de base non affecté par la chaleur a été effectué sur les différentes soudures sollicitées dans les deux plans (XY) et (XZ) figure (58). La charge utilisée est de 200g avec une durée de temps 5 secondes.

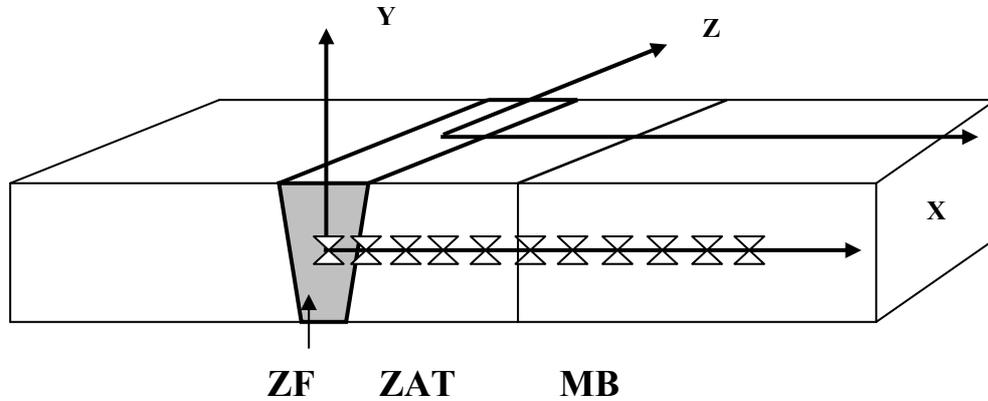


Figure (58) : Schéma illustrant le mode de balayage pour la mesure de la microdureté Vickers (HV).

2-2 Essais mécaniques (traction, flexion et fatigue cyclique) :

Les essais de traction, flexion et fatigue (traction/compression) ont été réalisés au laboratoire des matériaux minéraux et composites (**LMMC**) sur une machine de marque **ZWIK ROELL (Z250/SN5A)** à commande électronique. Cette machine est équipée de différents dispositifs qui permettent d'effectuer les différents essais mécaniques (traction, flexion, compression, essais cyclique de flexion et de traction/compression...), le pilotage et l'acquisition des données sont effectués à l'aide de la console de la machine, l'ensemble étant piloté par le logiciel VibroWin (logiciel développé par Zwick). Pour la réalisation d'essais, la cellule d'effort a une capacité **±250 KN**. La mesure du déplacement longitudinal du vérin s'effectue au moyen d'un capteur.

2-3 Essais de traction et de flexion 03 points :

Six éprouvettes soudées et non soudées ont subi les essais de traction réalisés selon la norme **NF EN 10002-1**.

Les essais de flexion ont été réalisés selon la norme **NF A 89-204** sur des éprouvettes soudées et non soudées soigneusement usinées.

2-4 Essais de fatigue cyclique (traction -compression) :

Les éprouvettes utilisées sont des éprouvettes planes découpées et usinées à froid (figure 59).

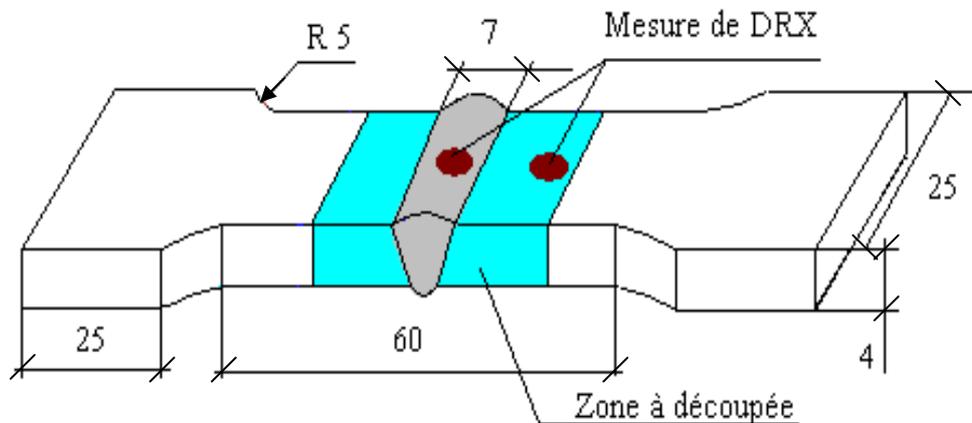


Figure (59) : Eprouvette de fatigue (dimension en mm).

Les sollicitations cycliques (traction/compression) ont été réalisées à température ambiante et à une vitesse d'essai constante (**10** mm/s) sous une déformation totale symétrique imposée. Nous avons réalisé des essais de fatigue allant jusqu'à 1000 cycles. Les niveaux de déformation imposés ont été sélectionnés ($\pm 2\%$, $\pm 2.5\%$, $\pm 3\%$, $\pm 4\%$) de manière à étudier la fatigue cyclique pour des niveaux de contraintes oscillant autour de la limite élastique, qui est de l'ordre de 270 Mpa. les différentes valeurs des déformations imposées ainsi que les contraintes maximales de cyclage atteintes sont rassemblées dans le tableau (09) :

Eprouvett	ε_{total}	σ_{max} traction/compression en	N	observatio
1	± 2	± 222	100	Sans
2	± 2	± 223	250	\approx
3	± 2	± 221	500	\approx
4	± 2	± 223	1000	\approx
5	± 2.5	± 255	100	\approx
6	± 2.5	± 253	250	\approx
7	± 2.5	± 256	500	\approx
8	± 2.5	± 254	1000	\approx
9	± 3	± 288	100	\approx
10	± 3	± 286	250	\approx
11	± 3	± 287	500	\approx
12	± 3	± 288	1000	\approx
13	± 4	± 388	100	\approx
14	± 4	± 390	250	\approx
15	± 4	± 389	500	\approx
16	± 4	± 388	1000	\approx

Tableau (9) : Conditions de sollicitation (traction/compression).

Après essais de fatigue, les échantillons prélevés ont subis les mêmes préparatifs tel que :

- Un découpage transversal et longitudinal.
- Un polissage mécanique soigneux suivi d'un polissage électrolytique.

Les échantillons ainsi préparés ont subis une mesure de la DRX et une analyse micrographique.

15-1-3 Analyse par diffraction des rayons X :

3-1 Diffraction des RX par les structures cristallines :

La méthode de la diffraction des RX est une des méthodes utilisées pour étudier l'évolution microstructurale de l'acier avant et après chaque essai de fatigue et dans les différentes zones de cordon de soudure (métal de base (**MB**) et zone fondue (**ZF**)) de chaque échantillon. Cette méthode consiste à soumettre l'échantillon à un faisceau de RX. Certains plans de la structure cristalline de

l'échantillon diffractent celui-ci. La différence de marche entre les ondes I et II est figure (60) :

$$\delta = ABC = 2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin\theta \quad (18)$$

Pour que les ondes I et II soient en phase ; il faut que $\delta = n\lambda$ d'où la relation de Bragg :

$$2d_{hkl} \sin \theta = n\lambda \quad (19)$$

$$\text{D'où : } \theta = \text{Arc sin } \frac{n\lambda}{2d_{hkl}} \quad (20)$$

d_{hkl} : Distance entre 02 plans cristallins propres à chaque famille de plans d'une structure cristalline donnée.

θ : Angle d'incidence du RX de longueur d'onde λ .

n : Entier caractérisant l'ordre de la diffraction.

La diffraction des RX demeure une méthode d'étude des couches superficielles. La détermination d'une structure cristalline se fait par le calcul des distances interréticulaires à partir des angles de diffraction. On peut déduire la structure cristalline, la nature des phases et calculer les paramètres de la maille. La mesure précise de ces paramètres permet de déterminer la composition d'une solution solide. Les intensités relatives des pics de diffraction peuvent conduire aux pourcentages des phases en présence dans le cas d'un mélange de phases.

Cette technique est également utilisée pour la mesure des contraintes résiduelles. La mesure se fait à partir de la variation de la position d'un pic de diffraction. On peut aussi déterminer qualitativement le taux d'écrouissage d'un matériau en observant la forme du pic de diffraction.

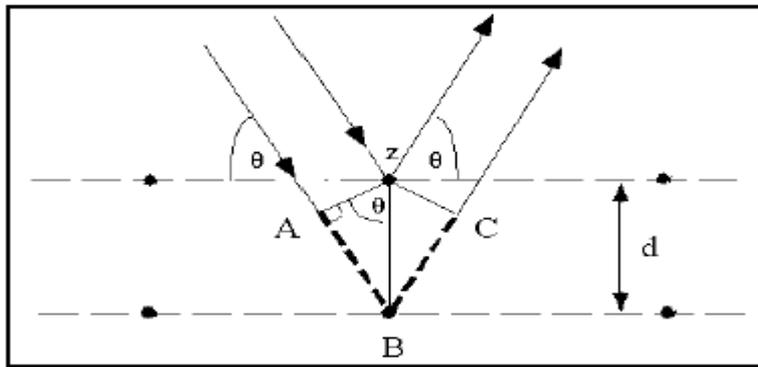


Figure (60) : Principe de la diffraction des rayons X.

Pour un matériau donné et un faisceau de rayons x monochromatique de longueur d'onde donnée, il n'y aura diffraction des rayons X que pour des angles d'incidence θ bien déterminés. Ces angles sont en relation avec les distances entre plans réticulaires produisant les réflexions.

3-2. Principe de mesure de l'intensité diffractée :

Considérant une structure cristalline quelconque qu'on décompose « par la pensée » en ses N structures simples, on choisit la structure d'origine. Si v est le nombre total d'atomes de chaque structure simple, et si on étudie la diffraction par une famille de plans $(\mathbf{h.k.l})$, l'amplitude diffractée par chacune de ces structures dans la direction θ_{Bragg} peut s'écrire sous la forme [1] :

$$a_i = v \cdot f_i \cdot a \quad (21)$$

Ou f_i : Facteur de diffusion atomique dans la direction θ .

a : Amplitude diffusée dans la direction θ par un atome.

L'amplitude totale diffractée par les N structures est donc :

$$a_{hkl} = \sum_{i=1}^{i=N} a_i \exp(j\phi_i)_{hkl} \quad (22)$$

$$a_{hkl} = v a_e \sum_{i=1}^{i=N} f_i \exp(j\phi_i)_{hkl} \quad (23)$$

Où ϕ_i est la différence de phase entre l'ordre diffracté par la nième structure composante et la structure origine et ceci pour la réflexion $(\mathbf{h.k.l})$.

On démontre que :

$$(\phi_i)_{hkl} = 2\pi(hx_i + ky_i + lz_i) \quad (24)$$

(x_i, y_i, z_i) étant les coordonnées de l'atome diffusant.

Donc :

$$a_{hkl} = va_e \sum_{i=1}^{i=N} f_i \exp[j2\pi (hx_i + ky_i + lz_i)] \quad (25)$$

Le facteur de structure est :

$$F_{hkl} = va_e \sum_{i=1}^{i=N} f_i \exp[j2\pi (hx_i + ky_i + lz_i)] \quad (26)$$

On peut dire que l'intensité idéale de réflexion **(h.k.l)** est proportionnelle à $|F_{hkl}|^2$.

L'intensité mesurée pour la réflexion **(h.k.l)** fait intervenir plusieurs facteurs correctifs et on peut écrire :

$$I_{hkl} = \frac{k}{V^2} P.L.m.A. |F_{hkl}|^2 \exp(-2M) \quad (27)$$

Ou k : Constante.

V : Volume de la maille élémentaire.

P : Facteur de polarisation : $f(\theta)$.

L : Facteur de LORENTZ : $g(\theta)$.

A : Facteur d'absorption en général indépendant de θ et égale à $\frac{1}{2\mu}$.

μ : Coefficient d'absorption massique du matériau.

m : Facteur de multiplicité.

M : Facteur de température.

3-3 Dépouillement des diffractogrammes :

Les échantillons destinés à la diffraction des RX avaient les dimensions suivantes : **(40x20x4)** mm, afin qu'ils puissent s'incorporer dans le porte échantillon.

La détermination de la fraction volumique des phases demande l'exploitation des diffractogrammes obtenus ce qui nous amené à :

1. Indexer les pics suffisamment intenses (détermination de la nature des phases existantes).
2. S'assurer que les pics obtenus pour une phase ne se superposent pas à d'autres pics de l'autre phase pour une longueur d'onde donnée.
3. Mesurer la largeur à mi-hauteur des pics de diffraction.

Mais le plus souvent, en pratique, on rencontre beaucoup de difficultés pour interpréter les diffractogrammes dans un matériau biphasé. Ces difficultés sont par exemple :

- Mauvaise connaissance en terme de structure cristallographique du deuxième constituant, qui a été obtenu dans des conditions d'élaboration bien particulières.
- Certains pics de la première phase se trouvent associés aux pics de la deuxième phase.
- Proportion volumique plus faible de la deuxième phase.
- Fluorescence d'une des deux phases sous l'effet de cette longueur d'onde choisie.
- Superposition des pics particulièrement lorsque la symétrie cristalline des phases est basse.

3-4 Calcul de la fraction volumique de la ferrite :

Dans la pratique l'intensité intégrale diffractée par une phase i est proportionnelle à la fraction volumique v_i [1] :

$$I_i = K_i \cdot v_i \quad (28)$$

On a alors pour les deux phases présentées (α) et (γ) respectivement :

$$I_{\alpha} = K_{\alpha} \cdot v_{\alpha} \quad \text{et} \quad I_{\gamma} = K_{\gamma} \cdot v_{\gamma} \quad (29) \quad (30)$$

Avec v_{α} : Fraction de la phase (α).

v_{γ} : Fraction de la phase (γ).

I_{α} et I_{γ} sont les intensités intégrées des pics de la phase (α) et ceux de la phase (γ) respectivement.

La constante de proportionnalité K_i dépend elle-même de plusieurs facteurs dont certains sont reliés à la structure de la phase diffractante et d'autres dépendent du montage expérimental.

$$K_i = \frac{k}{V_i^2} P.L.m. |F_{ihkl}|^2 A \exp(-2 M) \quad (31)$$

Avec :

$$|F_{hkl}|^2 = 16f^2 \quad \text{pour la phase austénitique } (\gamma).$$

$$|F_{hkl}|^2 = 4f^2 \quad \text{pour la phase ferritique } (\alpha).$$

f : Facteur de diffusion atomique.

V : Volume de la maille. Il est égal à $(a_{\alpha})^3$ pour la ferrite (α) et $(a_{\gamma})^3$ pour la phase (γ).

Pour un plan (**h.k.l**), dans un système cubique on a :

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \Rightarrow a = d_{hkl} \cdot \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (32)$$

$$\text{Avec } d_{hkl} = \frac{2}{2 \sin \theta} \quad (\text{relation de Bragg}).$$

Nous tirons la valeur de θ des diffractogrammes. Connaissant la valeur de la longueur d'onde (celle du cuivre $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$) nous pouvons calculer les volumes respectifs de la phase (γ) et (α).

D'après les formules (28) et (29) Nous avons :

$$v_{\gamma} = \frac{I_{\gamma}}{K_{\gamma}} \quad \text{et} \quad v_{\alpha} = \frac{I_{\alpha}}{K_{\alpha}} \quad (33) \quad (34)$$

Le raisonnement étant le même pour chaque phase et avec la relation de conservation qui donne $v_\gamma + v_\alpha = 1$, on peut déterminer la fraction volumique d'austénite et de ferrite (α) :

$$v_\alpha = \frac{1}{1 + \frac{I_\gamma \cdot K_\alpha}{I_\alpha \cdot K_\gamma}} \quad (35)$$

Qui est la fraction de la phase de ferrite.

Cette série de balayage de 2θ sur une gamme de microstructure de l'acier (dans la zone de métal de base et la zone de cordon de soudure voir figure (59)) a été réalisée sur un goniomètre de type PW3050/60 en utilisant une anticathode de cuivre délivrant une longueur d'onde du rayonnement X de 1.54 nm, un pas d'acquisition de 0.016° une tension $V=40\text{kV}$ et une intensité $I=40\text{mA}$.

La détermination des fractions volumiques d'austénite (γ) et de ferrite (α) est alors réalisée de la manière suivante ;

Détermination des angles de diffraction des différentes familles de plans des deux phases en faisant un balayage de 2θ . Les familles de plans utilisées dans le calcul sont $\{111\}$ et $\{200\}$ de l'austénite, $\{110\}$ et $\{220\}$ de la ferrite.

Ce calcul a été fait pour l'échantillon de référence et ceux sollicités comme suit : ($\pm 2\%100\text{cycles}$, $\pm 2\%500\text{cycles}$, $\pm 2\%1000\text{cycles}$, $\pm 2.5\%100\text{cycles}$, $\pm 2.5\%500\text{cycles}$, $\pm 3\%100\text{cycles}$, $\pm 3\%250\text{cycles}$, $\pm 4\%100\text{cycles}$).

Remarque :

Les valeurs de ces mesures sont présentées dans l'annexe.

Chapitre V : Résultats et interprétations

V-1 Observation métallographique

1-1 Macrographie :

Sur la macrographie suivante nous observons les trois zones principales d'un cordon de soudure :

- Zone fondue avec les différentes passes (première et deuxième passe).
- Zone affectée thermiquement.
- Métal de base.

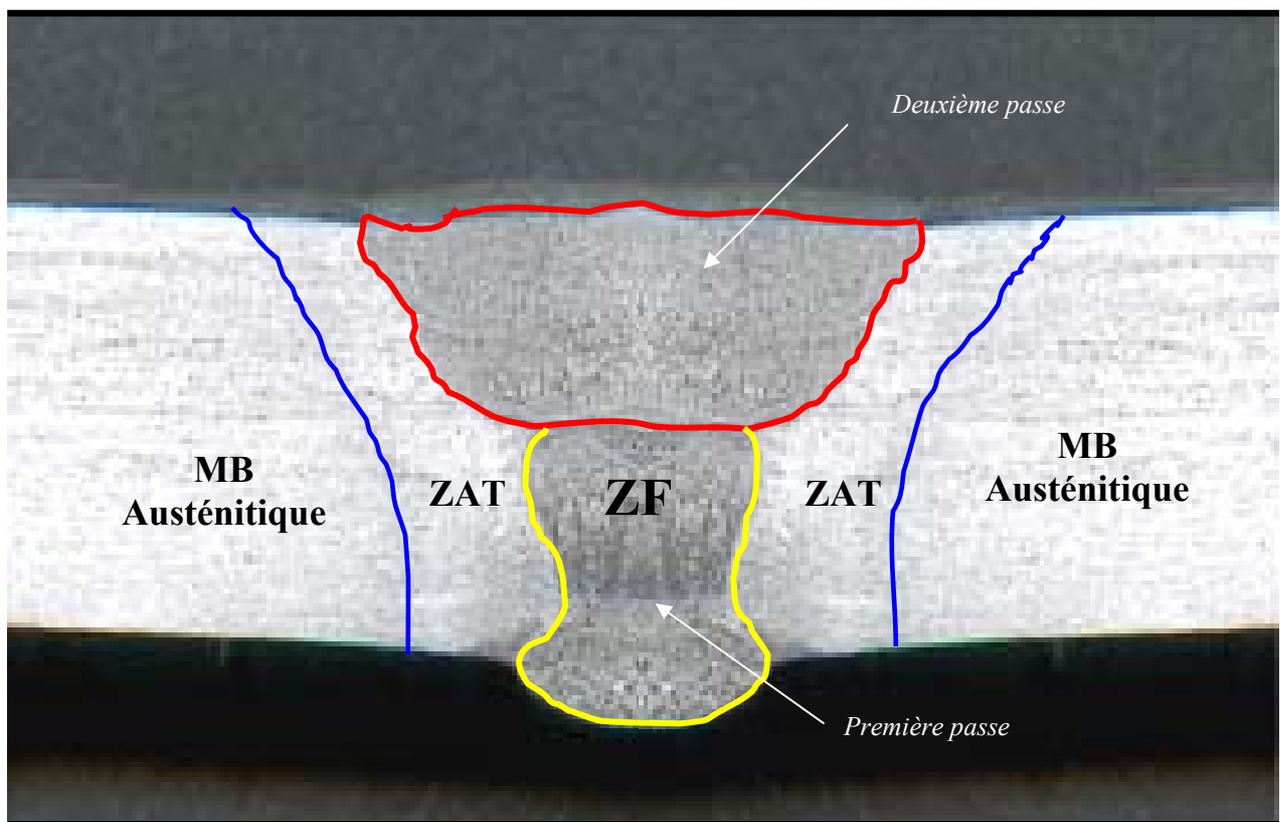


Figure (61) : Vue macrographique du cordon de soudure.

1-2 Micrographie :

1-2-1 Métal de base :

La figure (62-a, b, c, d) montre les résultats des observations optiques de la microstructure de l'acier 316L dans le sens transversal (a) et longitudinal (b).

Ces micrographies montrent une structure austénitique, avec une grande densité de macles, la distribution des grains est uniforme, leur forme est polygonale avec des joints de grain apparents.

On observe d'une part, peu de différence de taille de grain entre le sens longitudinal et le sens transversal, comme le montrent respectivement les micrographies de la figure (62-a, b). D'autre part, les micrographies de la figure (62-c, d) présentent de petites plages de ferrite aux joint de grains.

On remarque aussi la présence de particules rondes réparties aléatoirement sur les coupes obtenues, ces particules ont été étudiées au microscope électronique à balayage par M. KACHIT [23] et on distingue deux familles :

- Des particules lisses et de forme relativement ronde d'une taille comprise entre quelques nanomètres et 2 μm . L'analyse chimique décèle la présence soit de silicium, de calcium et d'aluminium, soit de soufre et de manganèse.
- Des particules déchaussées de formes complexes d'un aspect plus sombre que les précédentes. Leur taille est comprise entre 1 et 6 μm . Leur composition chimique est proche de celle de la matrice.

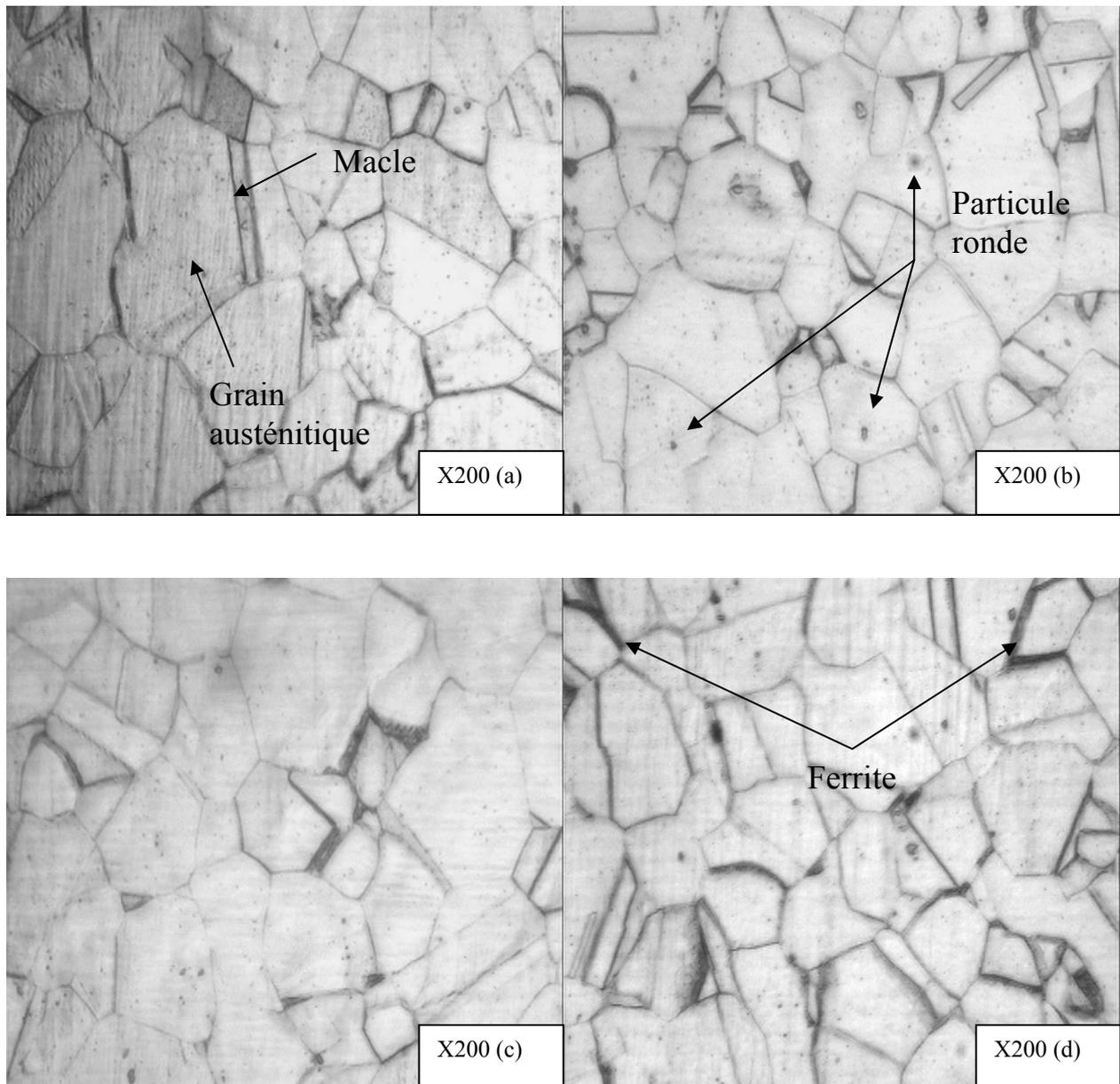


Figure (62) (a, b, c, d) : Micrographie de l'acier 316L avant sollicitation.

(a) : Micrographie métal de base dans le sens longitudinal.

(b) : Micrographie métal de base dans le sens transversal.

(c), (d) : Micrographies présentent des petites plages de ferrite.

1-2-2 Cordon de soudure :

L'observation micrographique confirme bien, la structure grossière de la zone affectée thermiquement en comparaison avec la structure d'échantillon non soudé, figure (62-a).

La frontière entre la zone fondue (**ZF**) et la zone affectée thermiquement (**ZAT**) est très nette, particulièrement l'aspect de la structure de solidification dans la zone fondue est plus fine (Figure 63-a).

Une structure dendritique de solidification est observable, ces dendrites confirment la croissance par épitaxie.

La figure (63-b) montre le phénomène de la croissance par épitaxie de la deuxième passe sur la première passe.

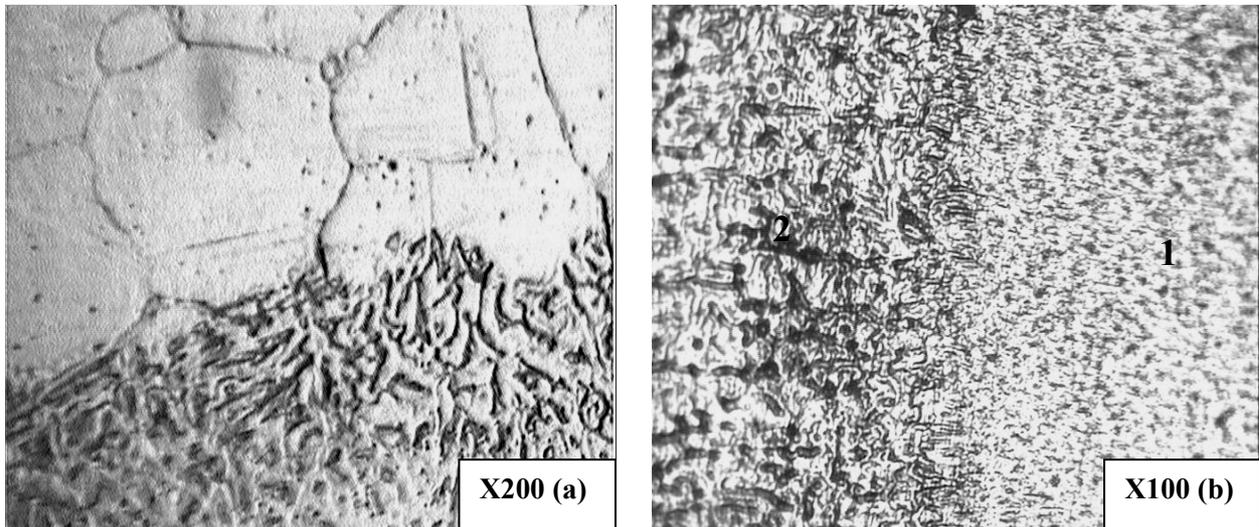


Figure (63) : (a) Zone de liaison, (b) Liaison entre passes (1ere passe et 2eme passe) dans le plan (TV).

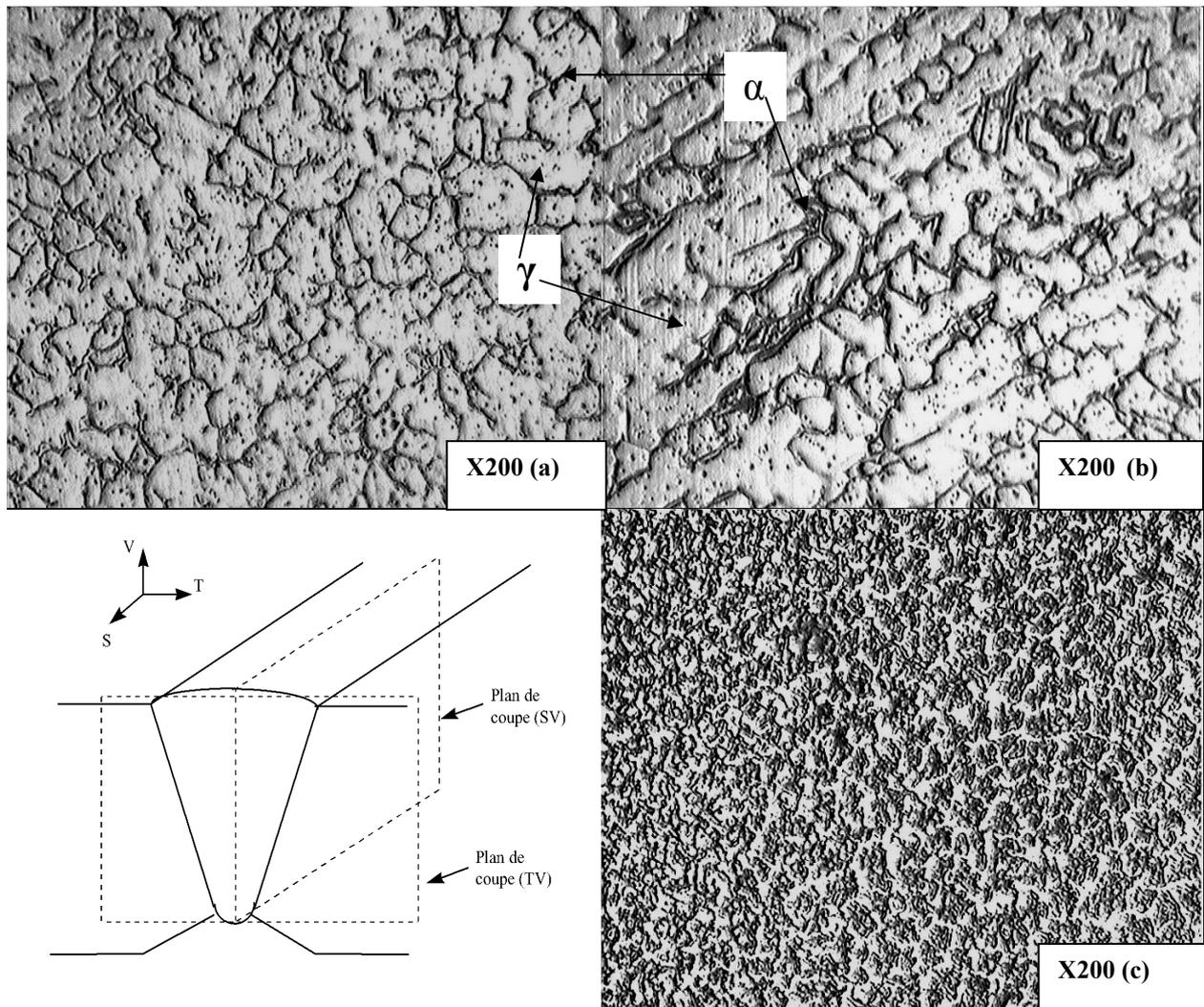


Figure (64-a, b, c) :

- (a) *Micrographie dans le plan (ST).*
- (b) *Micrographie dans le plan (SV).*
- (c) *Micrographie dans le plan (TV).*

La structure de la zone fondue est très fine par rapport à la structure du métal de base. Elle a un aspect brut de solidification, composée de deux phases ; phase (γ) austénite et phase (α) ferrite.

1-3 Evolution du taux de ferrite :

La teneur en ferrite dépend fortement du rapport entre les teneurs en éléments alphas et en éléments gamma. En effet, chaque élément peut être affecté d'un coefficient qui représente son pouvoir alpha ou gamma de stabilisation de la ferrite ou de l'austénite. La proportion réelle de ferrite présentée dans un acier inoxydable austénitique dépend non seulement de la composition chimique globale, mais aussi des vitesses de solidification et de refroidissement à l'état solide, des traitements thermiques et thermomécaniques.

Pour mesurer la teneur en ferrite nous avons utilisé la méthode d'analyse par traitement d'image avec un logiciel appelé ATLAS. Les mesures sont effectuées sur les différentes zones du cordon de soudure. Nous observons alors une augmentation importante de ferrite d'une zone à une autre. Les résultats obtenus sont résumés dans le tableau ci-dessous :

Zone	MA	MB	ZAT	ZF
Taux de ferrite δ (%)	3.5	3	3.3	12.5

Tableau (10) : Taux de ferrite mesuré.

V-2 Caractérisation mécanique

2-1 La dureté :

Les valeurs de la dureté moyenne mesurées sur les différentes zones du cordon de soudure sont récapitulées dans le tableau suivant. Nous constatons que la valeur de la dureté mesurée dans la zone fondue (ZF) est plus importante par rapport à celle de la zone affectée thermiquement. Ceci est dû à la structure brute de solidification qui est dendritique, et les différentes orientations des dendrites ainsi que la forte proportion de ferrite (mode de solidification et condition de refroidissement).

HV	MB	ZAT	ZF
1	190	172	224
2	192	183	253
3	195	185	230

Tableau (11) : Valeurs de dureté sur les différentes zones du cordon de soudure (ZF, ZAT MB).

2-2 Essais de traction monotone :

2-2-1 Validation des soudures par essais de traction :

Pour finaliser la phase de validation du soudage à l'arc électrique, des essais en traction monotone ont été effectués à température ambiante **20°C** sur des éprouvettes planes soudées et non soudées (pour comparer les caractéristiques mécaniques) en disposant le cordon de soudure perpendiculairement au sens de l'allongement figure (67). Les caractéristiques conventionnelles sont reportées dans le tableau ci-dessous :

N° epr.	F maxe en (Kn)	Rp 0.1% (N/mm ²)	Rp 0.2% (N/mm ²)	Module d'élasticité (N/mm ²)	Allongement à la rupture A (%)
Tmb1	42.69	470.27	471.31	13572.29	49
Tmb2	45.99	446.24	447.23	15021.47	52
Tmb3	42.46	351.59	353.41	12600.12	48
Moyen.	43.71	422.7	423.98	13731.293	49.66
Tms1	43.87	357.65	359.29	13836.36	36
Tms2	45.83	411.32	412.56	10929.84	49
Tms3	43.75	372.12	373.85	13161.66	44
Moyen.	44.48	380.36	381.9	12642.62	43

Tableau (12) : Résultats des essais de traction.

Tmb : Eprouvette Traction métal de base, **Tms** : Eprouvette Traction métal soudé.

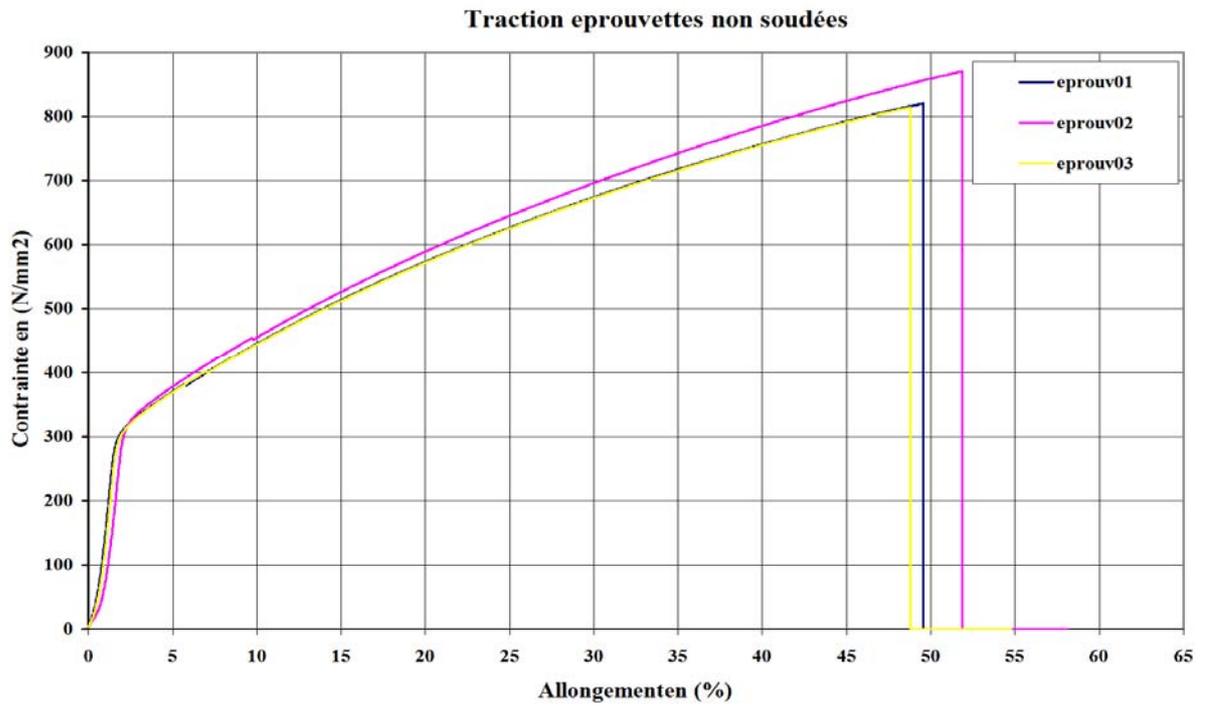


Figure (65) : Courbes rationnelles de traction déterminées à température ambiante des éprouvettes non soudées.

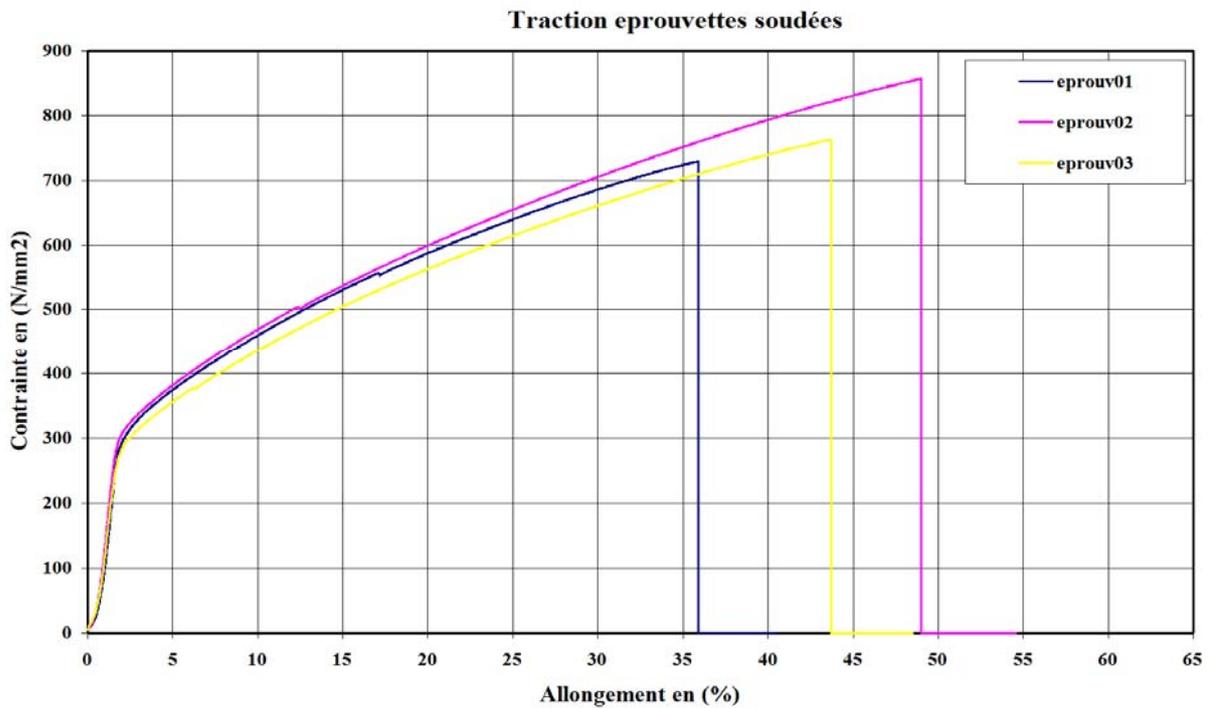


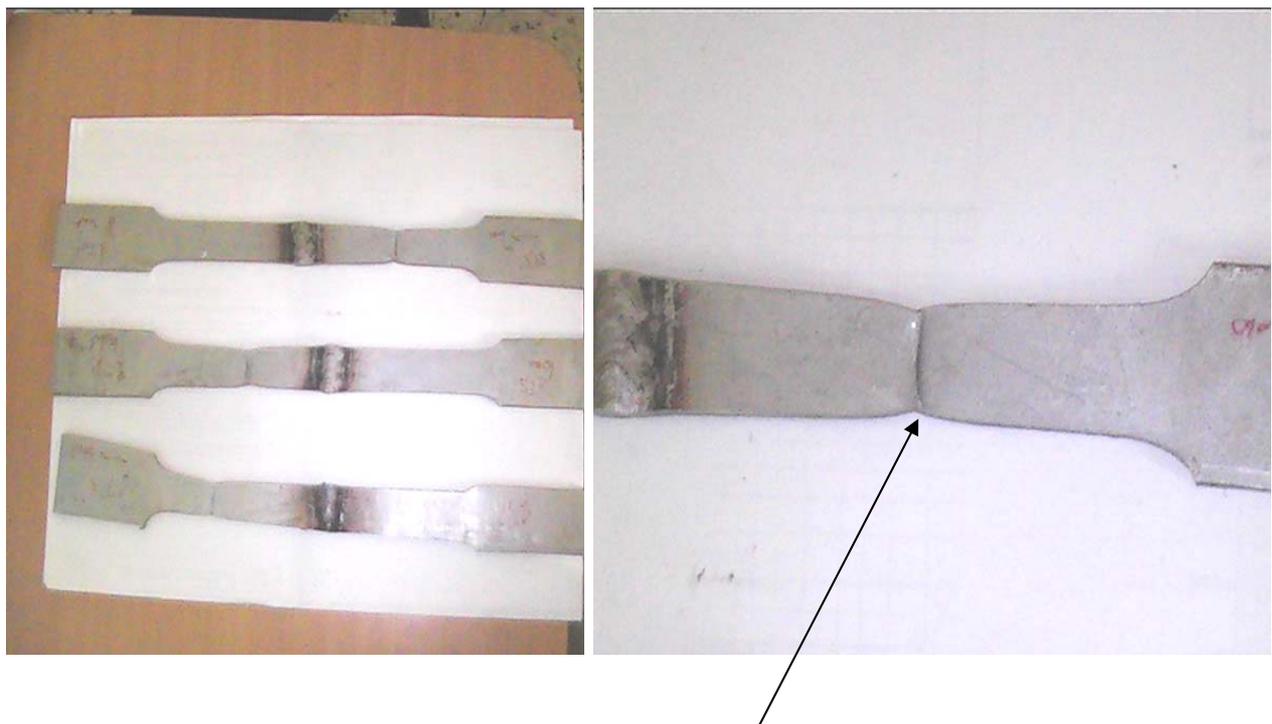
Figure (66) : Courbes rationnelles de traction déterminées à température ambiante des éprouvettes soudées.

2-2-2 Complémentation des résultats obtenus :

Les cordons de soudures à l'arc électrique présentent un aspect brillant argenté traduisant une absence de contamination et donc de bonnes conditions de protection gazeuse. De plus aucun défaut de soudage interne ou surfacique n'a été détecté par radiographie.

Les essais de traction monotone réalisés montrent une bonne résistance mécanique ($R_m = 740 \text{ N/mm}^2$) de la soudure qui se rapproche plus de celle du métal de base ($R_m = 800 \text{ N/mm}^2$).

Il est important de signaler que la rupture durant les essais de traction s'est produite dans le métal de base (au niveau du métal le moins résistant pour les assemblages hétérogènes) figure (67), ce qui traduit la qualité des soudures réalisées.



Rupture dans la zone de métal de base.

Figure (67) : Photo des éprouvettes rompues en traction.

2-2-3 Etude des faciès de rupture (microscopie électronique à balayage) :

Toutes les éprouvettes rompues par traction, présentent des faciès de rupture fragile et ductile (rupture mixte) figure (68).

Il s'agit des zones de transition constituées de plages où la rupture est fragile (intergranulaire et transgranulaire zone B), et d'autres endroits dans lesquels la rupture est ductile (zone A). En effet, dans ces endroits, on note la présence de cupules (nervures) caractéristiques de la rupture ductile. On note aussi la présence de fissures secondaires au niveau des joints de grains.

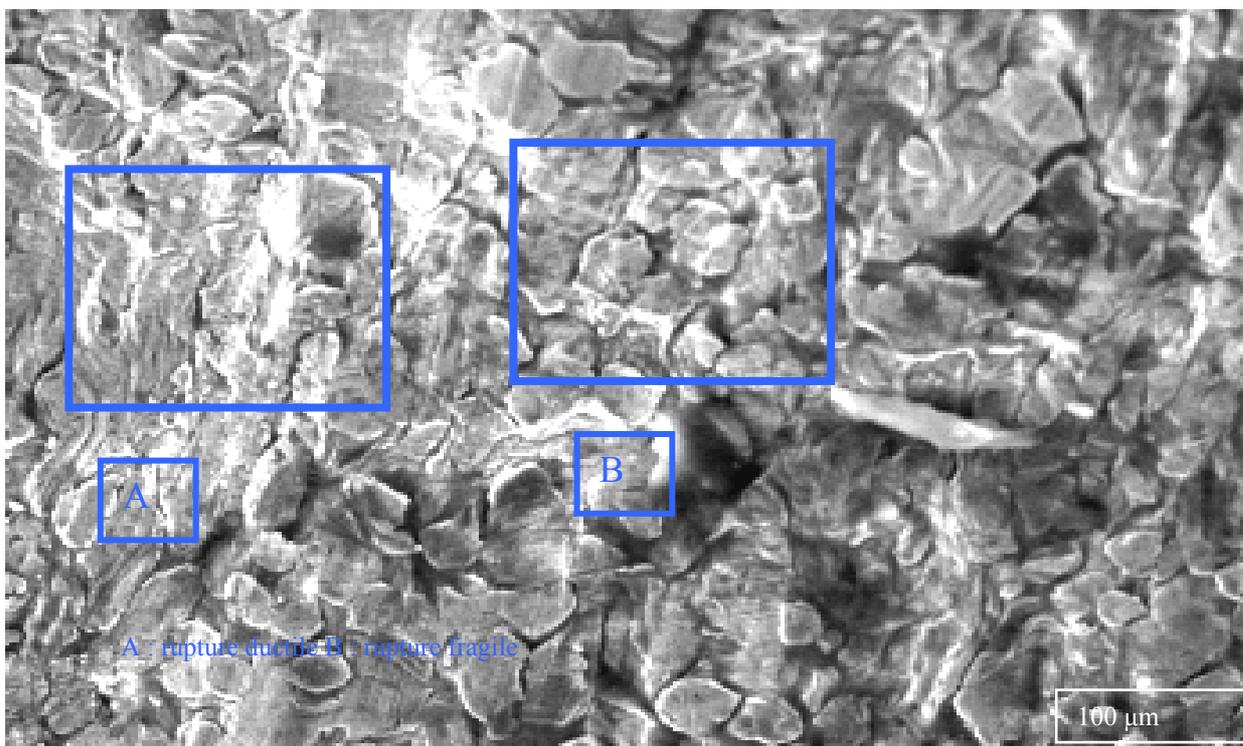


Figure (68) : Faciès de rupture mixte : ductile (zone A) fragile (zone B) dans la zone de MB.

1. Rupture fragile :

Les figures (69, 70) présentent les faciès de la rupture fragile. La figure (69) montre clairement le caractère intergranulaire de la rupture. Elle suit les joints de grains austénitiques. Des fissures secondaires sont observées au niveau des joints de grains.

Sur la figure (70), on observe à l'intérieur de chaque grain austénitique un ou plusieurs paquets de lignes parallèles qui correspondent aux interfaces austénite/austénite. Ceci montre que la rupture a lieu d'une part aux joints de grains austénitiques mais aussi à l'intérieur de chaque grain austénitique suivant les interfaces austénite/ligne de glissement.

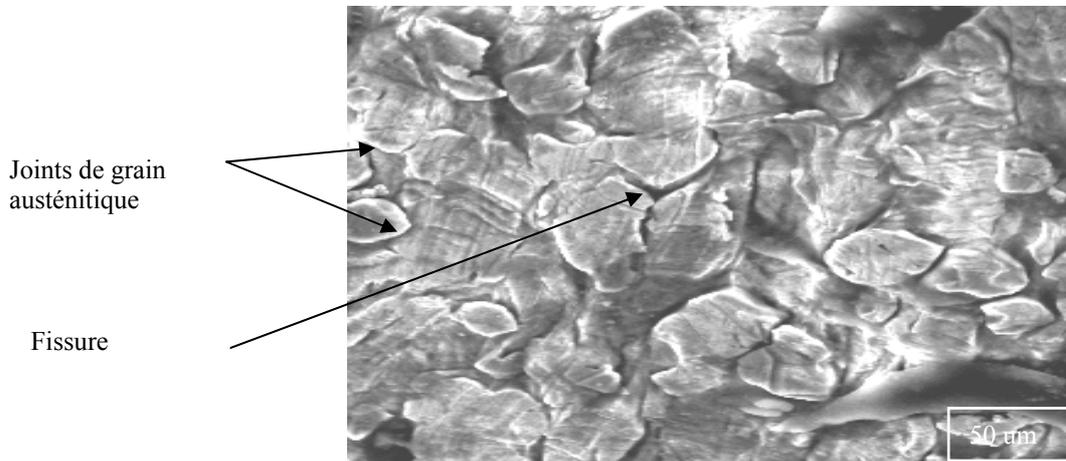


Figure (69) : Faciès de rupture intergranulaire.

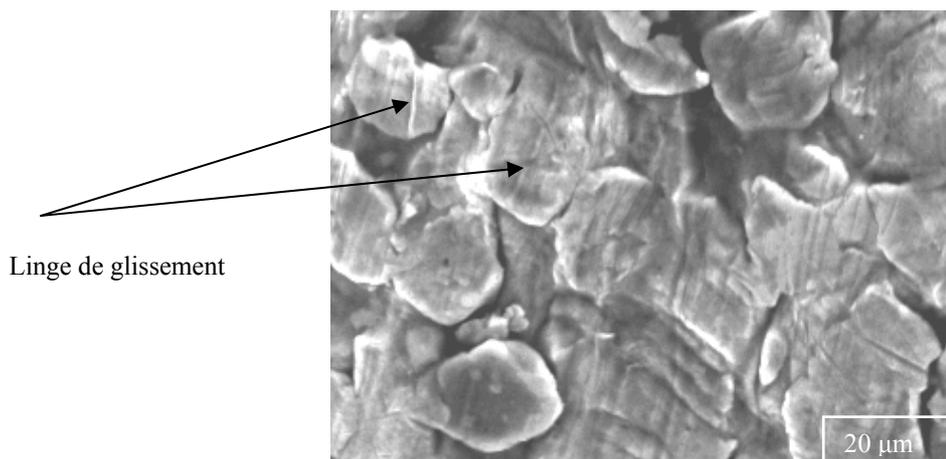


Figure (70) : Faciès de rupture transgranulaire (rupture fragile).

2. Rupture ductile :

Dans ces zones, la rupture est principalement ductile comme montrée sur la figure (71). Les cupules ont des tailles qui varient de quelques microns à quelques dizaines de microns.

On note aussi la présence de quelques endroits où le faciès est lisse caractéristique de rupture fragile.

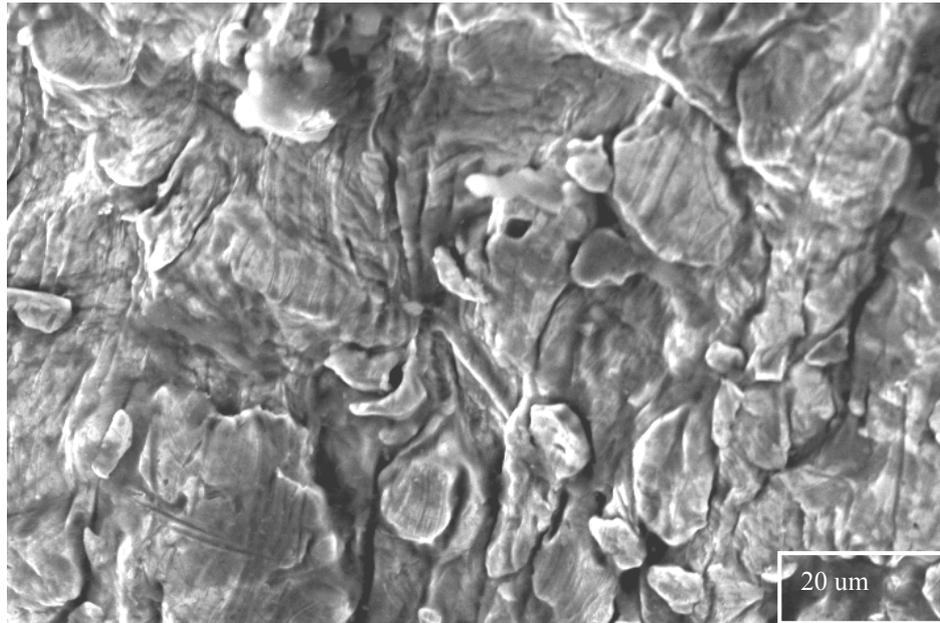


Figure (71) : Faciès de rupture ductile.

Discussion des résultats :

Les aciers inoxydables austénitiques sont utilisés pour leur très grande ductilité. Les faciès de rupture les plus souvent observés dans ces aciers sont de type ductile. Ils sont constitués de cupules de tailles différentes et orientées le plus souvent suivant la direction de traction.

Plusieurs auteurs (Shivanyuk, Foct, Gavriljukont, Pan, Chu et Qiao) ont noté la présence de la rupture fragile de type intergranulaire et transgranulaire dans ces aciers, associée à la fragilisation par l'hydrogène.

En effet, que ce soit dans les aciers austénitiques stables ou dans les aciers austénitiques instables, la présence d'hydrogène fragilise l'acier. Cette fragilisation peut avoir lieu suivant différents mécanismes [82] :

- Fragilisation induite par la formation d'une nouvelle phase (ce qui n'est pas notre cas puisque l'austénite est stable).
- Fragilisation par décohésion du réseau cristallin induite par l'hydrogène
 - Mécanisme de diminution de l'énergie de surface en tête de fissure.
 - Mécanisme de décohésion interactions électroniques hydrogène/métal.
- Fragilisation associée à une interaction hydrogène dislocation.
 - Transport de l'hydrogène par les dislocations.
 - Plasticité locale induite par hydrogène.

2-3 Essais de flexion trois points :

L'objectif de l'essai de flexion transversal endroit (la face correspondant à l'ouverture du chanfrein est mise en extension) des assemblages soudés bout à bout par fusion est de vérifier la ductilité et l'absence de défauts internes du joint lui-même. Durant l'essai, la face externe de l'éprouvette doit demeurer observable, la soudure et ses zones de liaisons sont principalement examinées.

Tous les essais effectués sont arrêtés dès que le poinçon ne s'applique plus dans l'axe de la soudure et les résultats obtenus au cours de chaque essai sont mentionnés dans le tableau ci-dessous :

Eprouvettes	F max en (N)	ϵ -F max (mm)	θ en (degré)
Non soudées 1	1864.82	21.54	70°
2	1847.40	19.90	80°
3	1783.84	20.02	85°
Moyenne	1832.02	20.49	78.33°
Soudées 1	2194.85	16.67	85°
2	2165.25	18.28	80°
3	2075.12	18.12	86°
Moyenne	2145.07	17.69	83.66°

Tableau (13) : Résultats des essais de flexion 03 points.

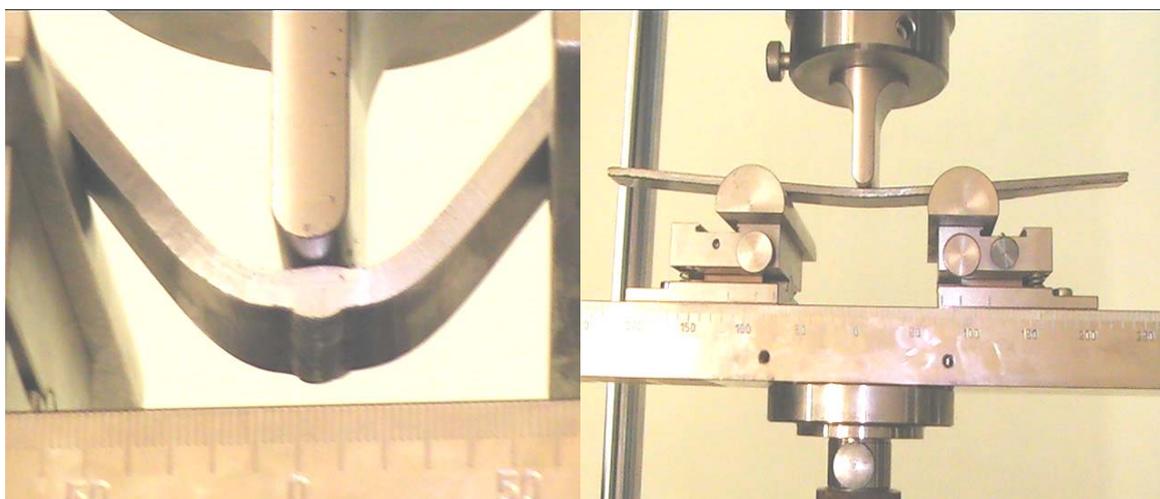


Figure (73) : Photos d'essai de flexion 03 points

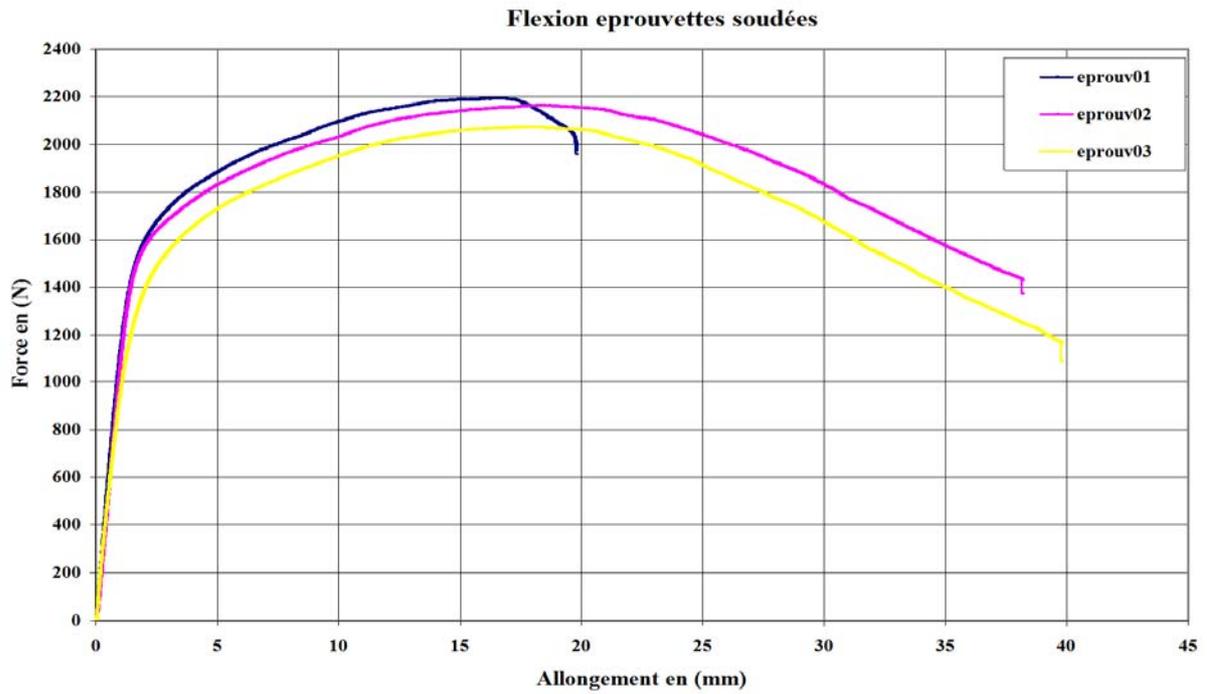


Figure (74) : Courbes de flexion 03 points déterminées à température ambiante des éprouvettes non soudées.

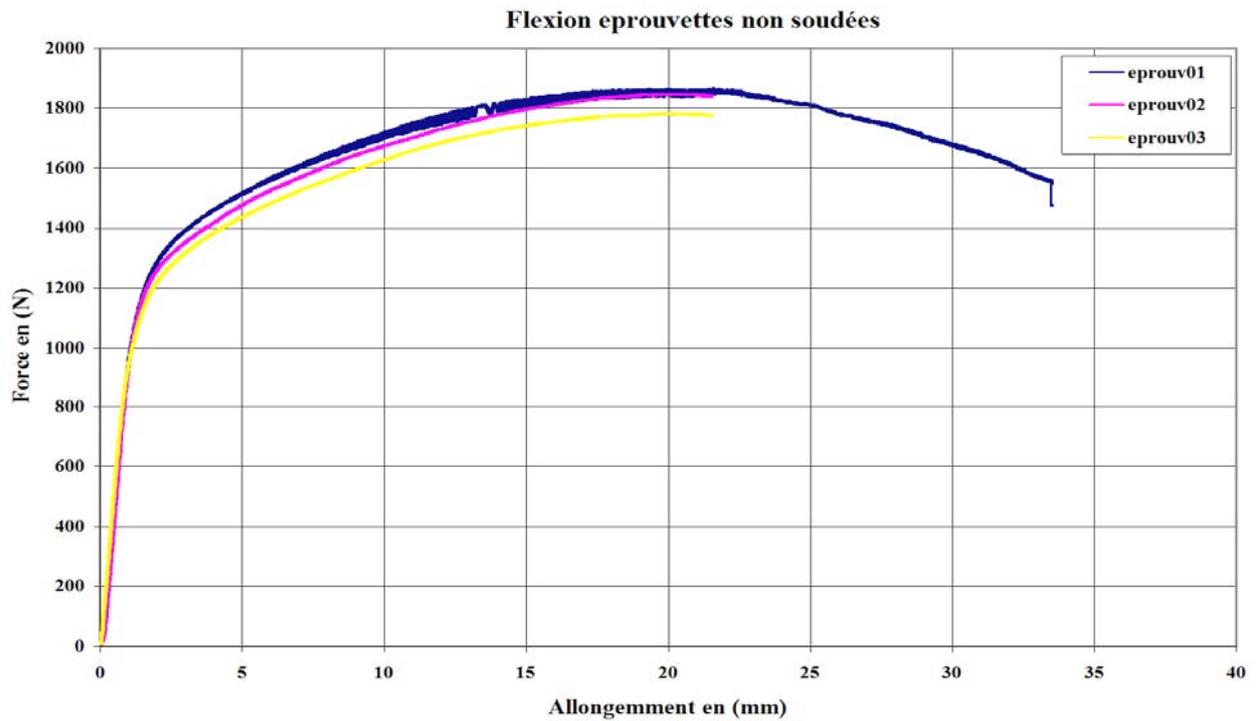


Figure (75) : Courbes de flexion 03 points déterminées à température ambiante des éprouvettes soudées.

Les courbes obtenues, présentent deux domaines caractérisant le comportement mécanique de notre acier (un domaine élastique et un domaine plastique).

Le domaine élastique est très étroit ; caractérisé par une limite élastique importante dans le cas des éprouvettes soudées ($F_{\max_{\text{éla}}} = 1500\text{N}$ correspondant à un allongement $\varepsilon - F_{\max_{\text{éla}}} = 2\text{mm}$) par rapport à celle des éprouvettes non soudées ($F_{\max_{\text{éla}}} = 1200\text{N}$ à $\varepsilon - F_{\max_{\text{éla}}} = 2\text{mm}$).

Le domaine plastique très large, caractérisé par une limite plastique maximale importante dans le cas des éprouvettes soudées ($F_{\max_{\text{pl}}} = 2150\text{N}$ correspondant à $\varepsilon - F_{\max_{\text{pl}}} = 15\text{mm}$) par rapport à celle des éprouvettes non soudées ($F_{\max_{\text{pl}}} = 1880\text{N}$ correspondant à $\varepsilon - F_{\max_{\text{pl}}} = 20\text{mm}$).

Après sollicitation, un contrôle visuel à la loupe binoculaire à été effectué, aucune fissure ou déchirure n'est observée sur la zone déformée (cordon de soudure et ces limites avec la zone affectée thermiquement). Ces résultats prouvent que la ductilité des éprouvettes est très bonne.

2-4 Comportement mécanique et courbe de durcissement/ adoucissement :

4-1 Boucles de fatigue :

Nous présentons dans la figure (71) des boucles d'hystérésis contrainte/déformation enregistrées sur les différentes éprouvettes sollicitées pour chaque déformation étudiée. L'effet Buaschinger est important sur ce matériau, ce qui laisse présager un fort écrouissage cinématique. A $\pm 2\%$ d'amplitude de déformation imposée, le cycle est ouvert, et à chaque fois qu'on augmente la déformation, l'ouverture du cycle augmente et atteint pour 3% et 4% respectivement $\Delta\varepsilon_p = \pm 3\%$ et $\pm 4,15\%$.

Pour tous les essais effectués à différentes amplitudes de déformation, nous observons des évolutions pour les contraintes totales et maximales.

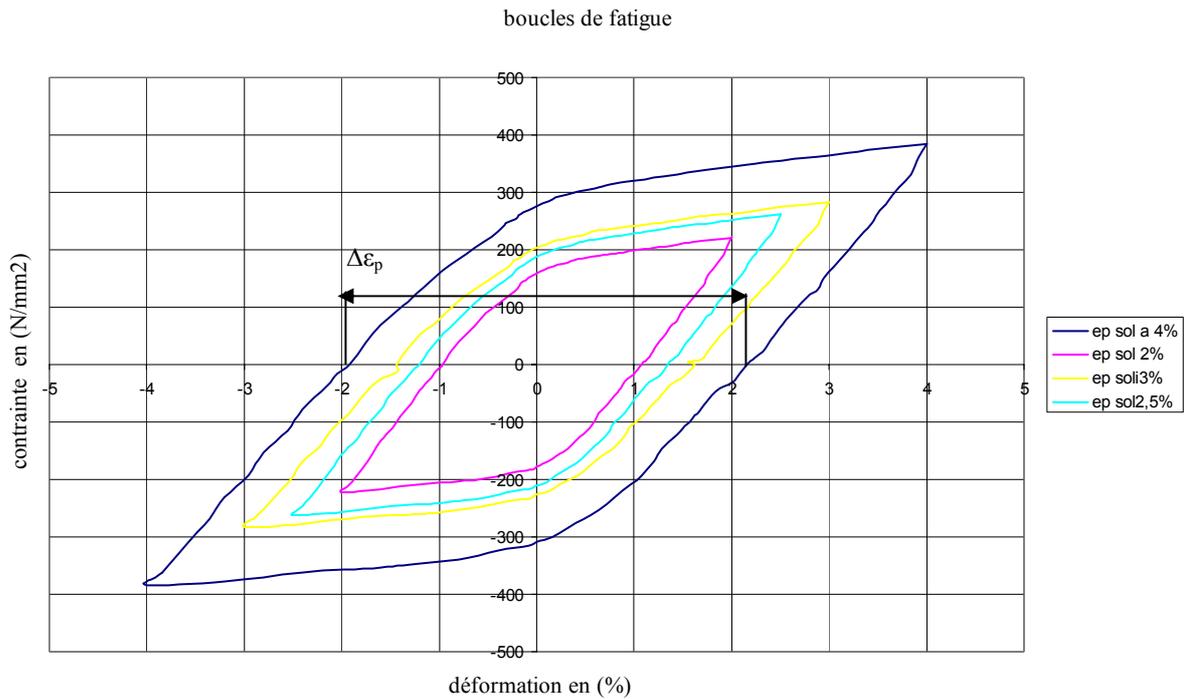


Figure (71) : Boucles d'hystérésis des déformations (2%, 2.5%, 3%, 4%) enregistrées au cours du 10^{ème} cycle.

4-2 Durcissement / adoucissement cyclique :

Les figures (72, 73, 74, 75) en échelle semi-logarithmique montrent les variations des contraintes maximales et minimales en fonction du nombre de cycles. Sur ces figures on remarque que le niveau de la contrainte dépend de la déformation appliquée. L'évolution de cette contrainte présente deux stades :

-Le premier stade est caractérisé par une légère augmentation de la contrainte au cours des cinq premiers cycles. Cette augmentation, constatée pour tous les niveaux de déformation imposés, est la conséquence d'un durcissement cyclique.

-Le deuxième stade présente un adoucissement cyclique au cours duquel la contrainte macroscopique résultante diminue et tend vers une stabilisation à partir du 10^{ème} cycle.

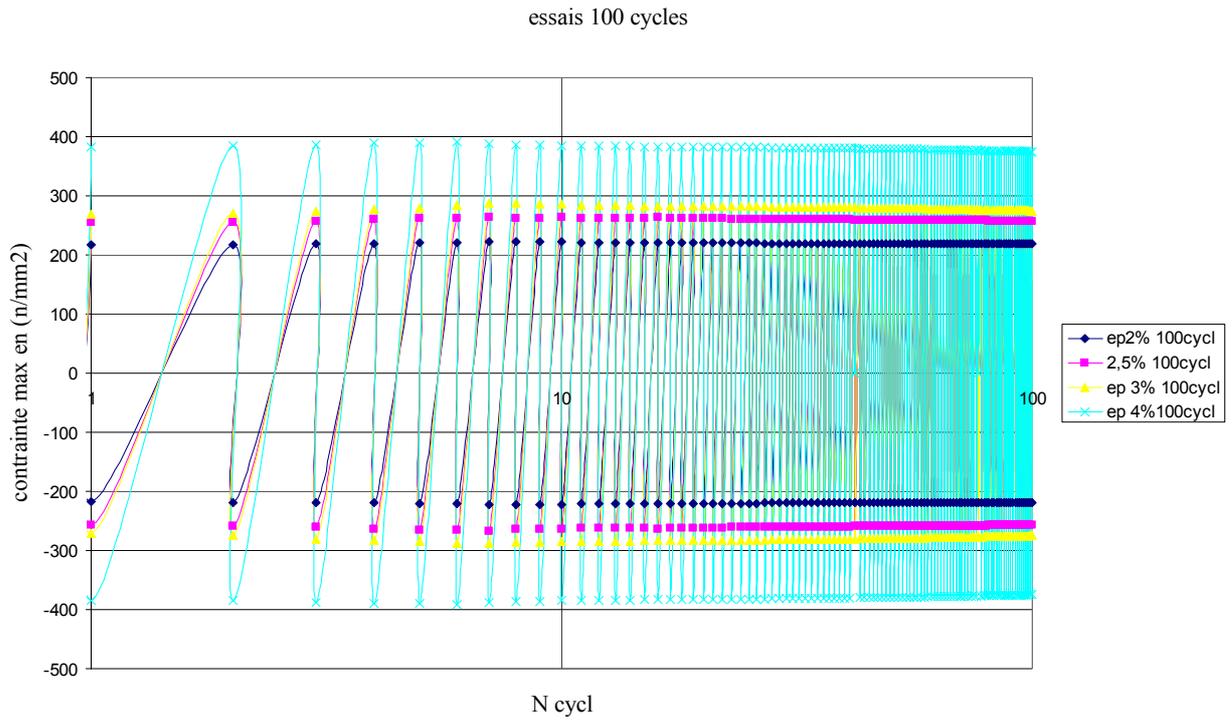


Figure (72) : Courbe de durcissement/adoucissement pour $\epsilon = \pm (2\%, 2.5\%, 3\%, 4\%)$, pour un nombre de cycles =100.

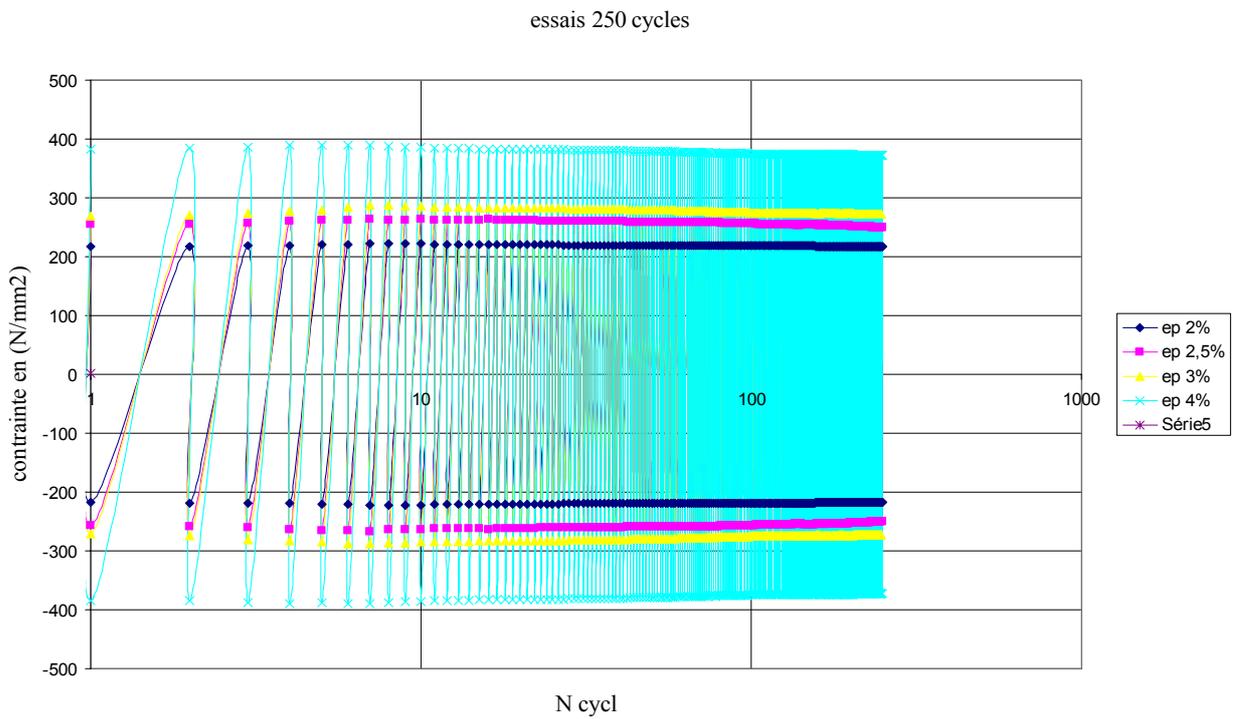


Figure (73) : Courbe de durcissement/adoucissement pour $\epsilon = \pm (2\%, 2.5\%, 3\%, 4\%)$, pour un nombre de cycle =250.

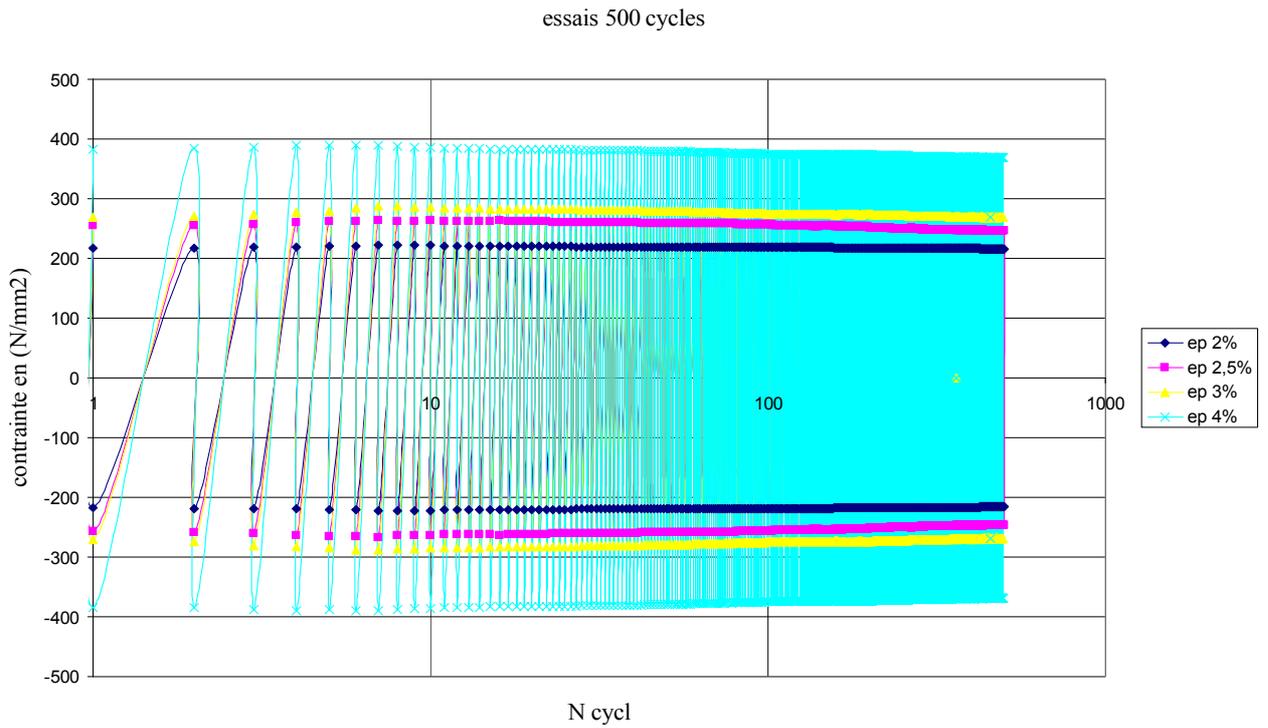


Figure (74) : Courbe de durcissement/adoucissement pour $\varepsilon = \pm (2\%, 2.5\%, 3\%, 4\%)$, pour un nombre de cycle =500.

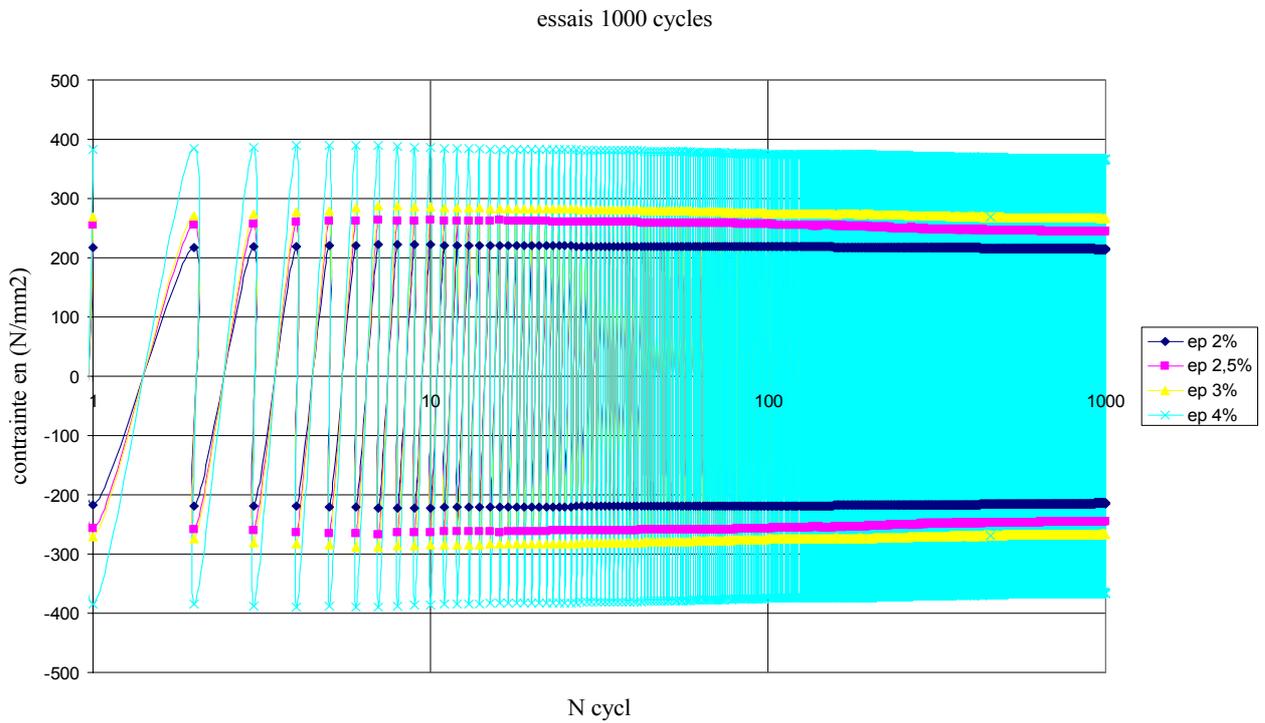


Figure (75) : Courbe de durcissement/adoucissement pour $\varepsilon = \pm (2\%, 2.5\%, 3\%, 4\%)$, pour un nombre de cycle =1000.

4-3 Courbe d'écroissage cyclique :

Les amplitudes de contrainte stabilisée obtenues durant les essais traction/compression sont reportées sur le diagramme d'écroissage cyclique figure (76). Dans ce diagramme, pour chaque niveau de chargement, l'amplitude de contrainte stabilisée se situe légèrement au-dessous de la courbe d'écroissage monotone. Le cyclage induit donc un léger adoucissement cyclique par rapport à la traction monotone.

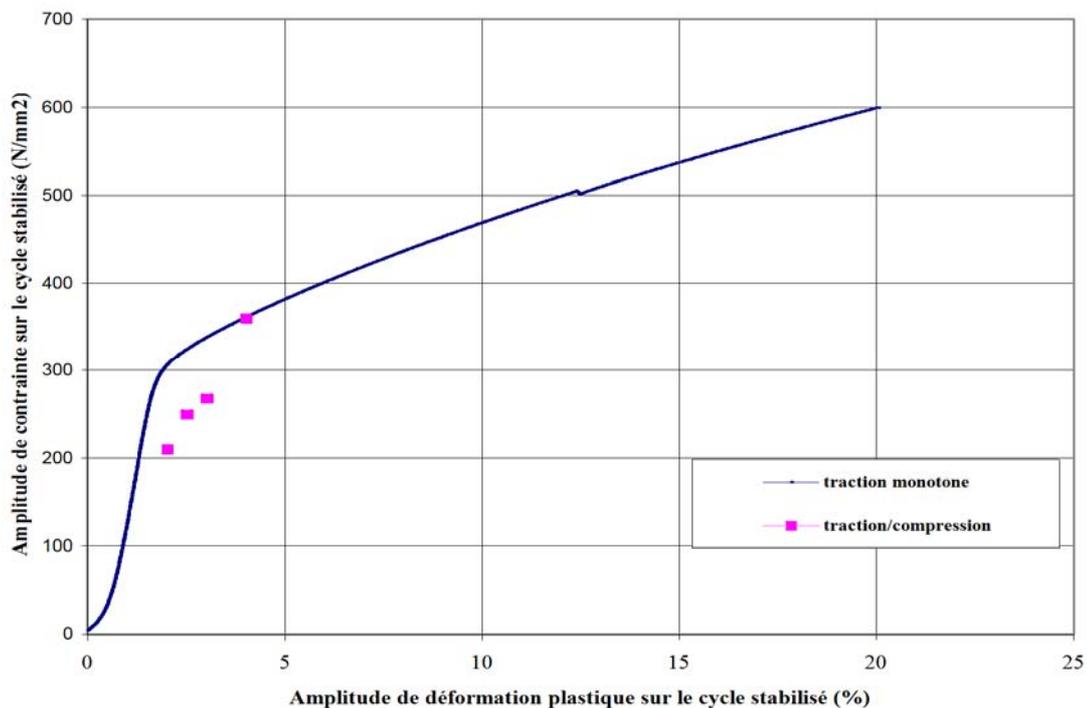


Figure (76) : Diagramme d'écroissage cyclique en traction/compression, comparaison avec la courbe de traction monotone.

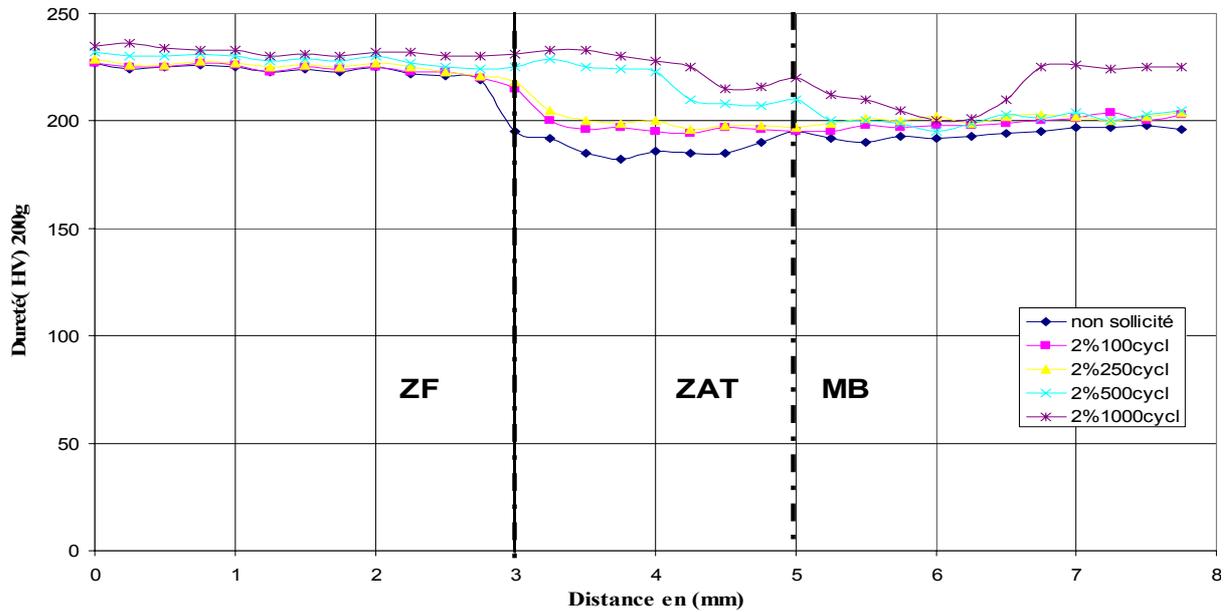
2-5 Influence de la déformation imposée sur la microdureté :

Afin de déterminer l'influence de la fatigue sur les propriétés mécaniques, les caractéristiques des éprouvettes soudées et fatiguées ont été comparées en termes de profils de microdureté.

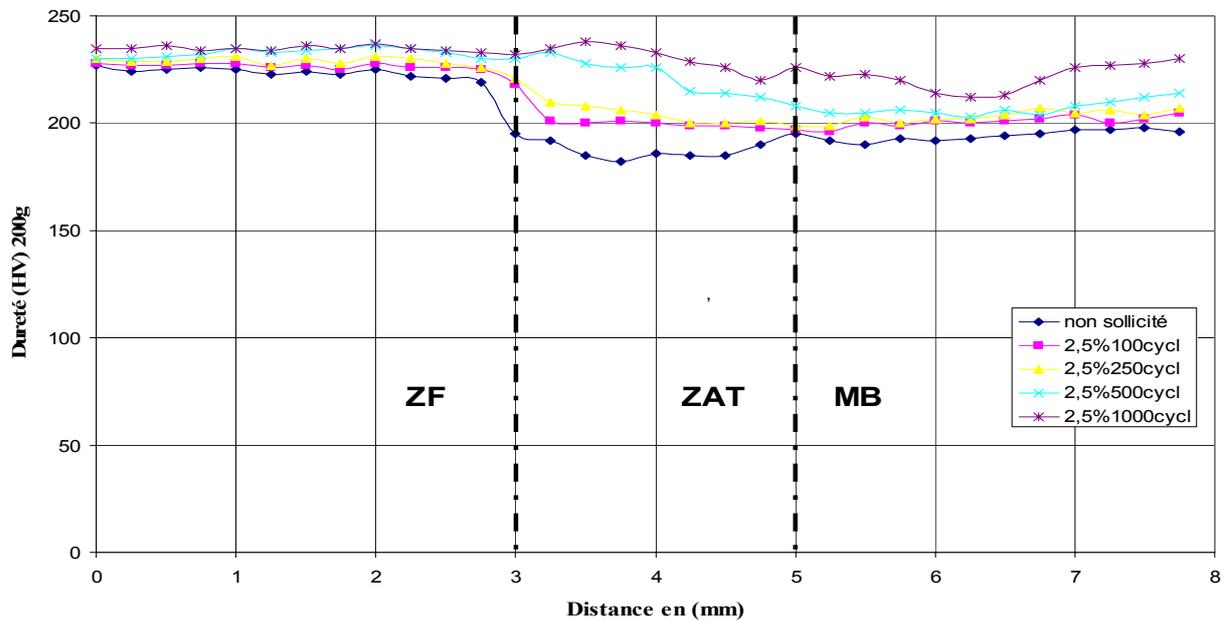
Les filiations de microdureté ont été effectuées sur les deux plans (XY et XZ) et en commençant du milieu du cordon de soudure jusqu'au métal de base. La valeur donnée correspond à la moyenne de 03 empreintes situées sur un même niveau.

a) Sur le plan (XY) :

Profils HV plan (XY): 2%, 100, 250, 500, 1000cycl



Profils HV plan (XY): 2,5%, 100, 250, 500, 1000cycl



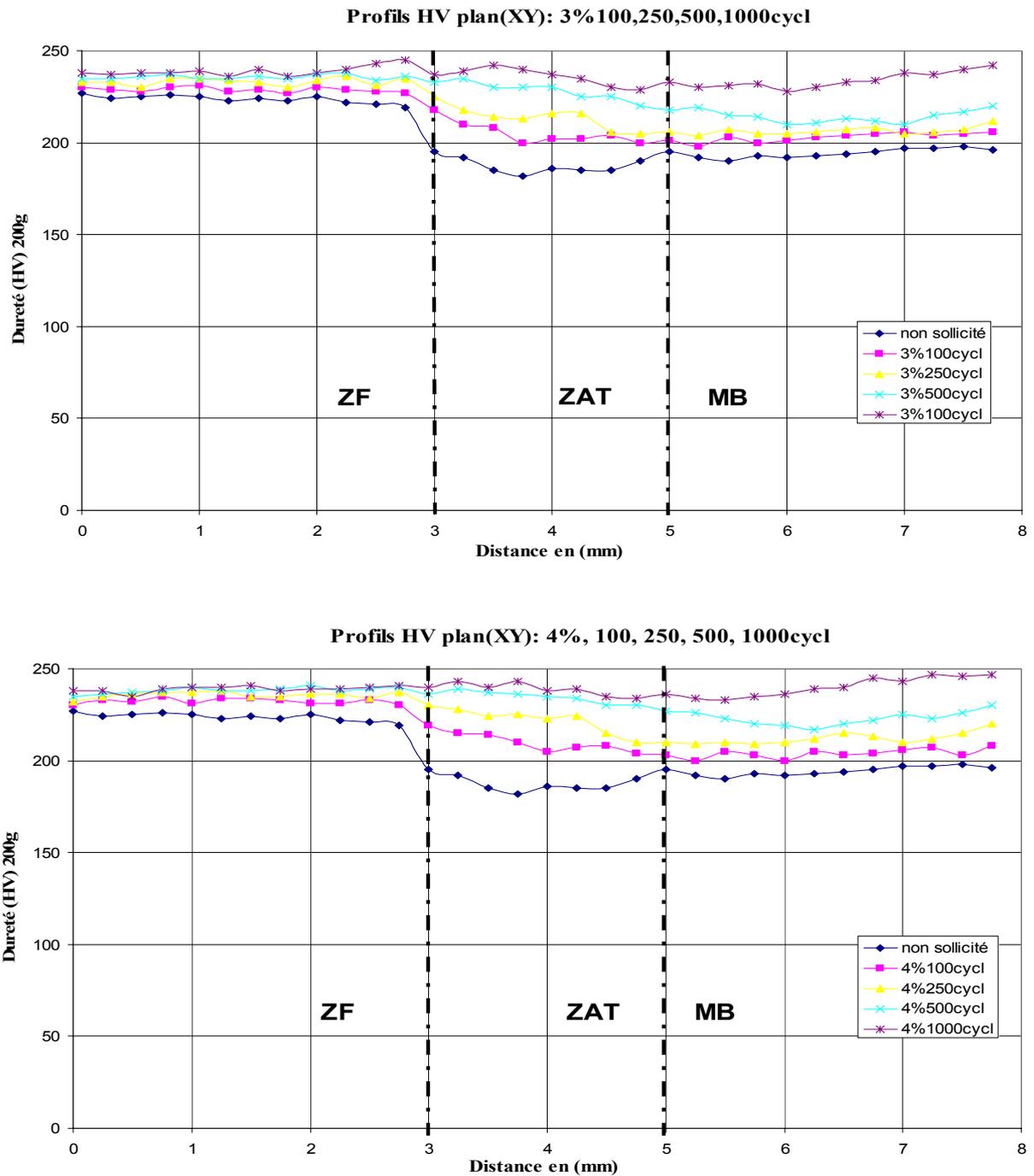


Figure (77) : Profils de microdureté des différentes éprouvettes dans le plan (XY).

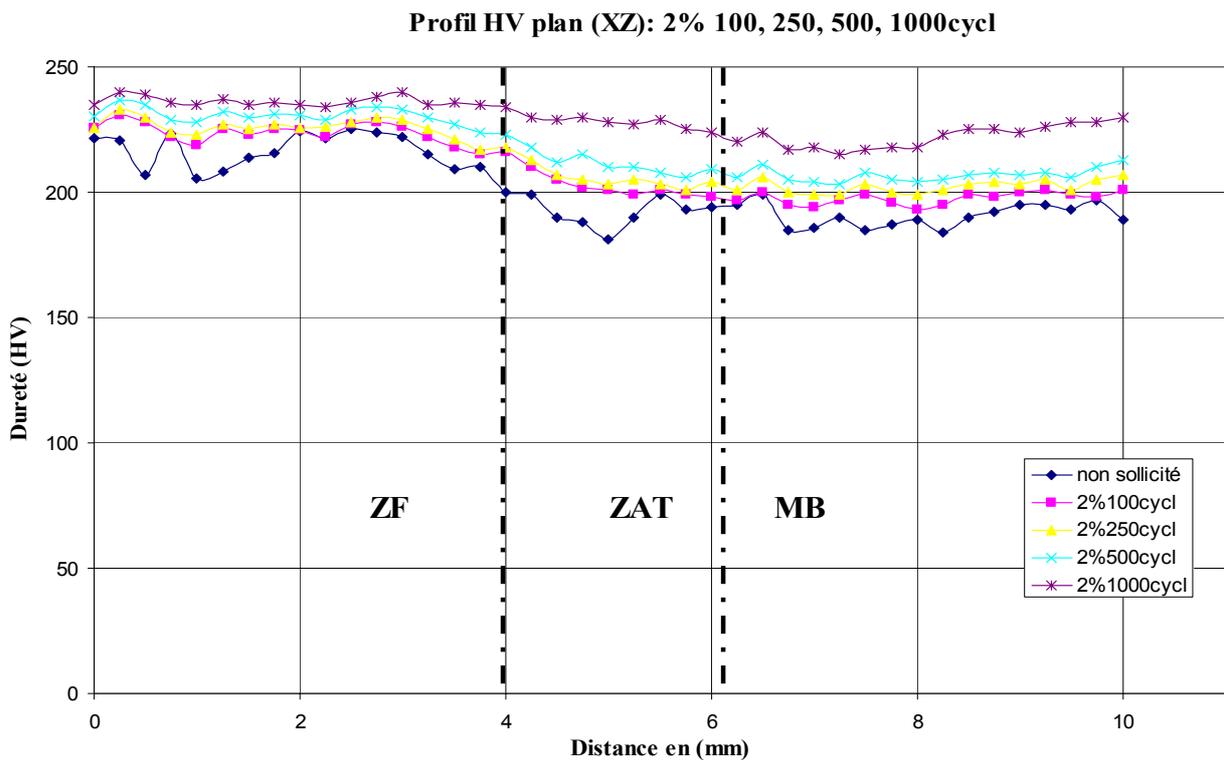
Pour une éprouvette non sollicitée en traction/compression, les profils de microdureté présentent une augmentation au niveau de la zone fondue puis elle commence à diminuer au niveau de la zone affectée thermiquement, pour se stabiliser au niveau du métal de base.

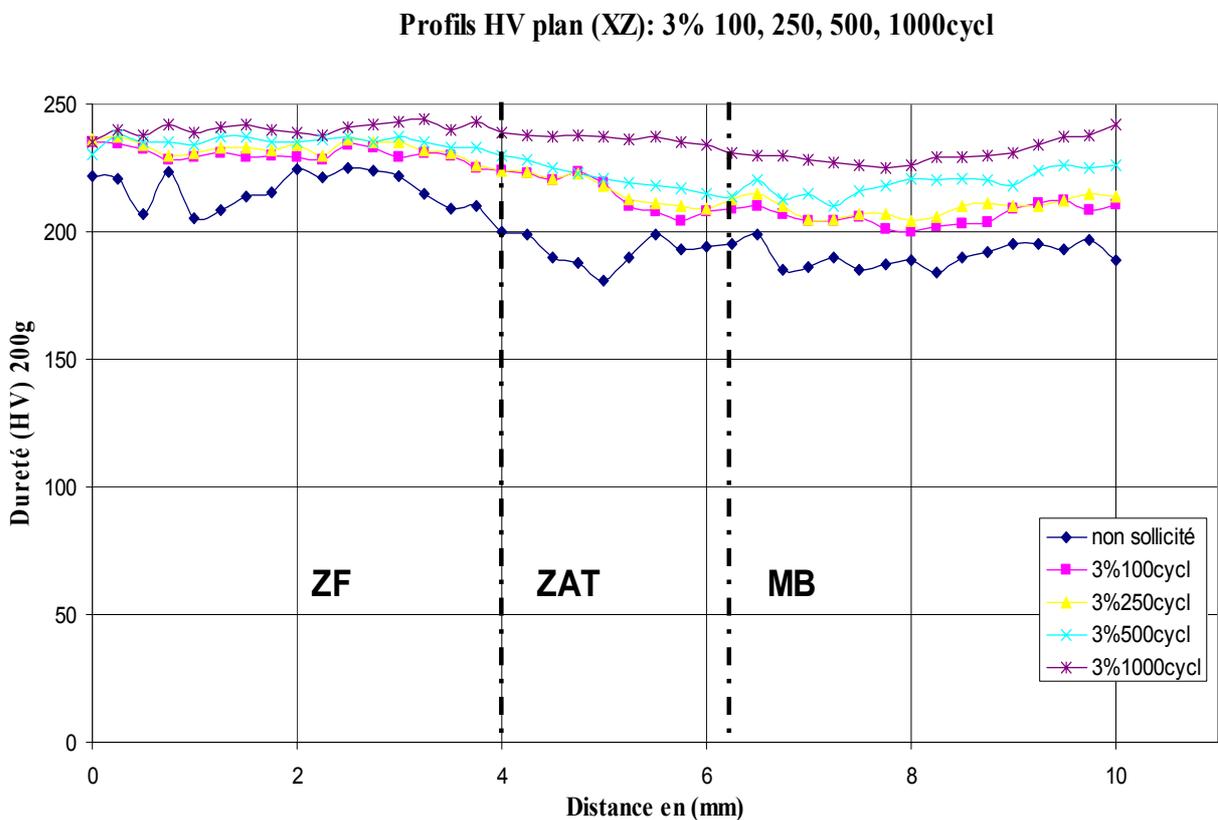
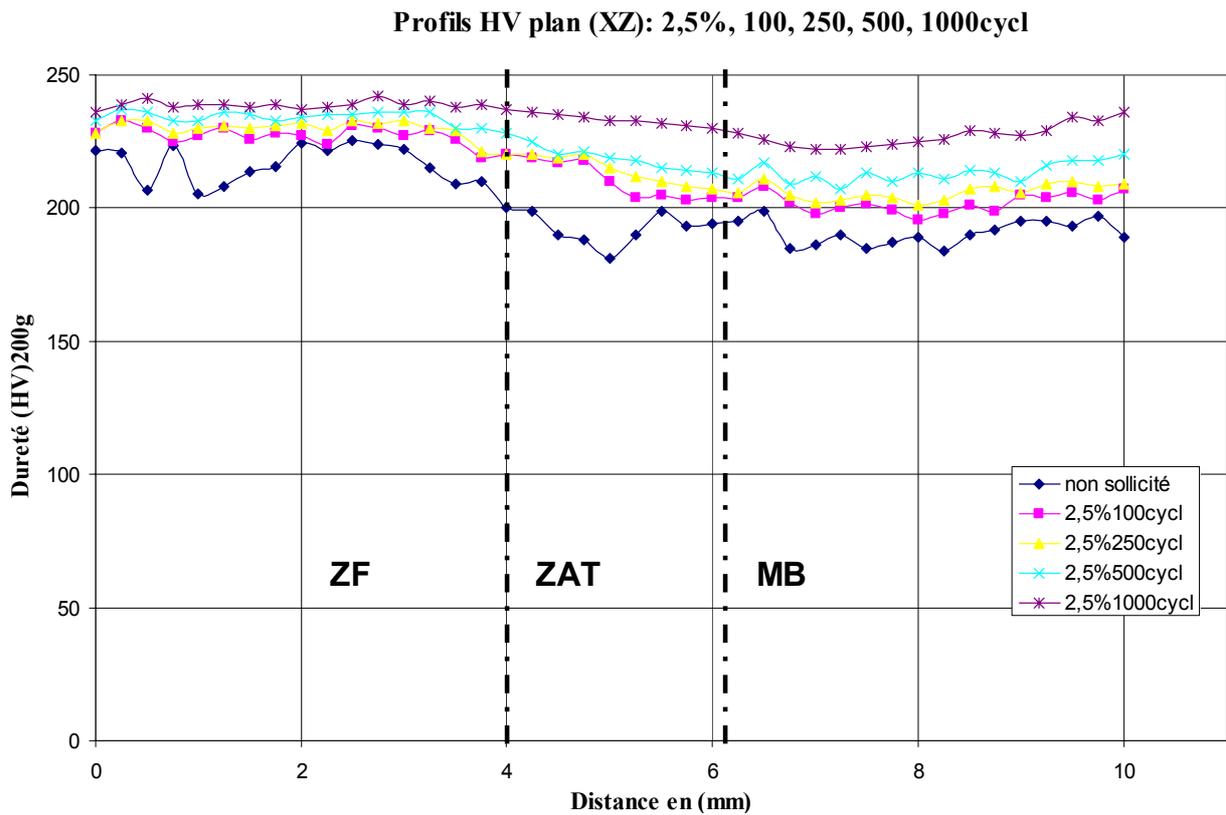
Pour une déformation $\pm 2\%$, les profils de microdureté présentent des variations identiques, quelque soit le nombre de cycles. L'augmentation de la microdureté est régulière à l'approche du métal de base.

En augmentant le nombre de cycles, les profils de micro dureté pour une même déformation ont des variations semblables.

Pour une déformation de $\pm 4\%$ (1000cycles), l'augmentation de la microdureté est sensiblement la même pour les trois zone (**ZAT**, **ZF**, **MB**) et présente un profil relativement constant.

b) Sur le plan (XZ) :





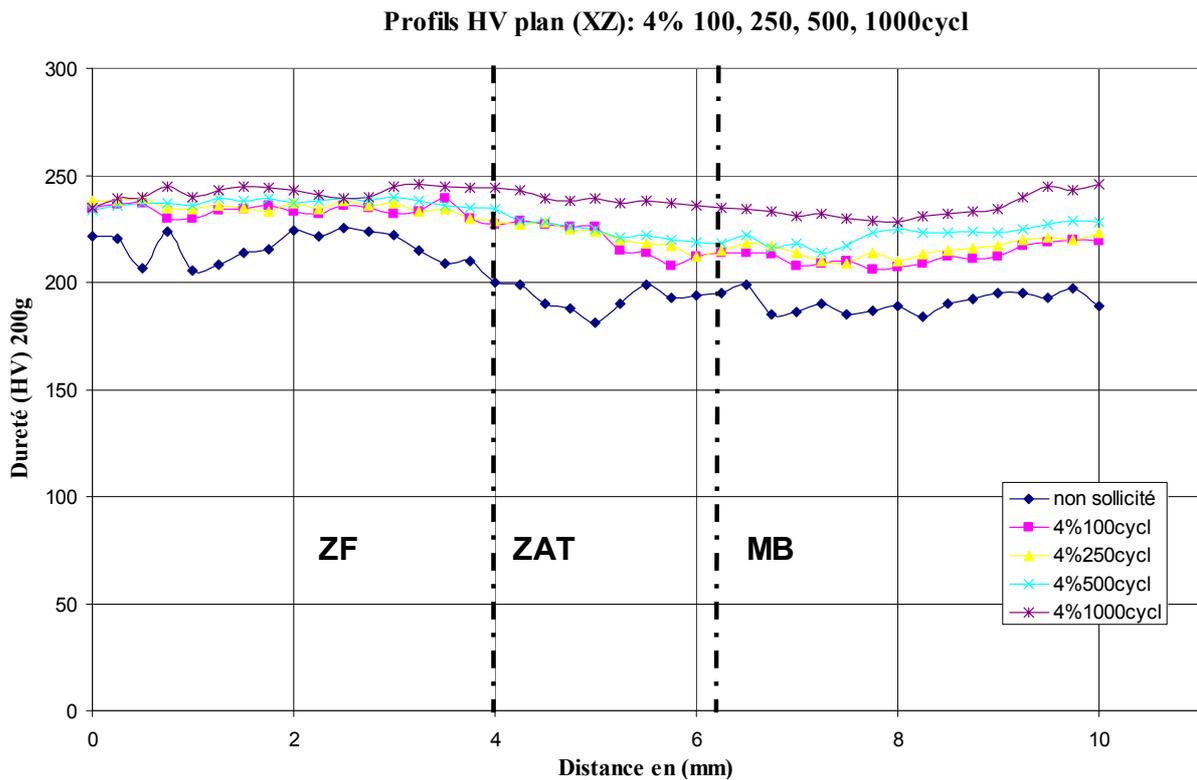


Figure (78) : Profils de microdureté des différentes éprouvettes sur le plane (XZ).

Nous avons aussi pris les profils de microdureté dans le plan (**XZ**) et on observe pour un même nombre de cycles et une déformation imposée un effet important sur l'augmentation de la microdureté d'une zone à une autre, et cette augmentation est relativement importante au niveau de la **ZAT** (la zone où la structure est sensibilisée par un grossissement de grain).

Conclusion :

Les profils de la microdureté montrent que la déformation imposée (solllicitations traction/compression) influe sur les profils de la microdureté à travers les différentes zones du cordon de soudure. La variation du nombre de cycles entraîne également un changement significatif de la microdureté.

Il est important de signaler qu'au niveau de la **ZAT** la variation de la microdureté est très importante par rapport aux autres zones (**ZF**, **MB**). Quel que soit le plan (**XY**, **XZ**), pour les taux de déformation 3% et 4% et pour 1000

cycles, on constate une homogénéisation de la microdureté pour les trois zones (**ZF**, **MB**, **ZAT**).

2-6 Analyse de la microstructure :

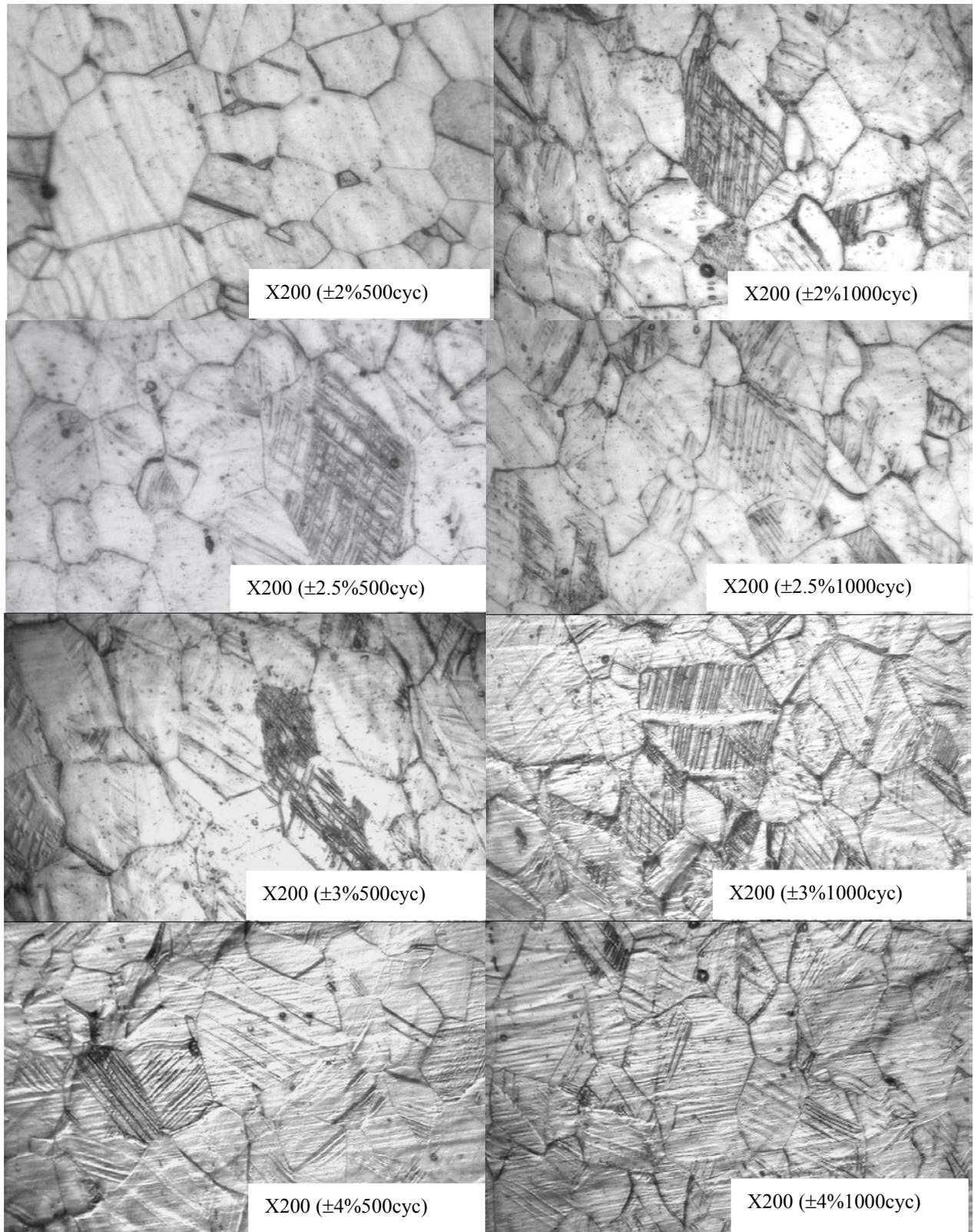


Figure (79) : Micrographies du métal de base (MB) après sollicitation.

La microstructure de l'acier a été observée à l'état initial et après chaque essai de fatigue (traction/compression) figure (79) :

A l'état initial, le matériau est un polycristal monophasé constitué de grains d'austénite équiaxes figure (62).

Pour une déformation de $\pm 2\%$ pour 500 cycles, la microstructure de l'acier est très nette, il n'y a particulièrement pas d'apparition de ligne de glissement ou macles de déformation. Pour une déformation de $\pm 2.5\%$ pour 500 cycles la microstructure présente des lignes de glissement préférentielles dans quelques grains. Les macles et les frontières de ces macles sont moins visibles sur tous les échantillons.

Les lignes de glissement sont visibles dans la majorité des grains, dans le cas des déformations $\pm 3\%$ et $\pm 4\%$ pour les nombres de cycles 500 et 1000, mais avec de forte hétérogénéité. Dans certains grains, les lignes de glissement sont beaucoup plus avancées que pour d'autres. On peut supposer que la transformation est favorisée dans les grains favorablement orientés par rapport à la contrainte appliquée. En effet, GOODCHILD [83] a observé expérimentalement sur une nuance entièrement austénitique que les grains orientés $\langle 100 \rangle$ proches de la direction de traction se transforment préférentiellement en martensite (α'), et que les grains ayant une direction cristallographique $\langle 111 \rangle$ proche de la direction de sollicitation (traction suivant \mathbf{DL}), se transforment pour des valeurs de déformation plus élevées.

Conclusion :

La déformation plastique est associée à des glissements intergranulaire est évidemment plus facile à décrire sur un monocristal. Puisque les joints ne participent pas directement au déroulement de la déformation et ne servent que de frontières à ce processus intergranulaire.

2-7 Analyse par DRX :

7-1 Identification des phases :

a) Echantillon non sollicité :

L'analyse d'existence de phases par diffraction des rayons X montre la présence de deux phases; austénite (γ) et ferrite (α) figure (80-a, b). La proportion de ferrite calculée à partir des pics de diffraction est de **2,5%** pour le métal de base (**MB**) et de **12%** pour le métal de la zone fondue (**ZF**). Au vu des teneurs mesurées, la technique d'analyse par image est très précise si on compare ces résultats à ceux trouvés par diffraction des rayons X.

Le paramètre de la maille calculé à partir du diffractogramme des RX est de **3,6 °A** pour l'austénite et de **2.86 °A** pour la ferrite.

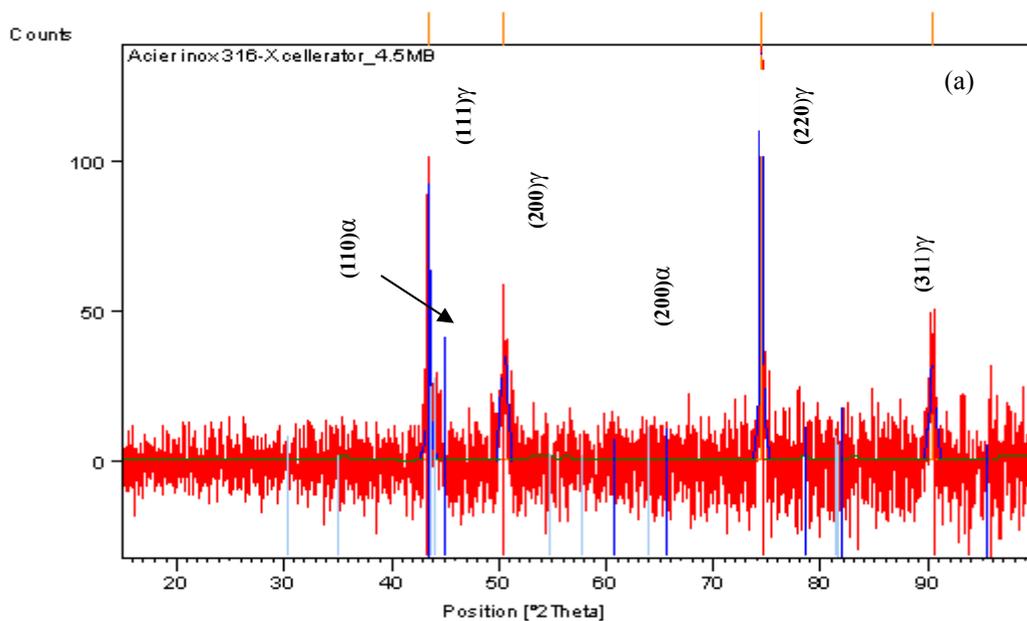


Figure (80-a) : Diffractogramme des RX (a) métal de base (MB).

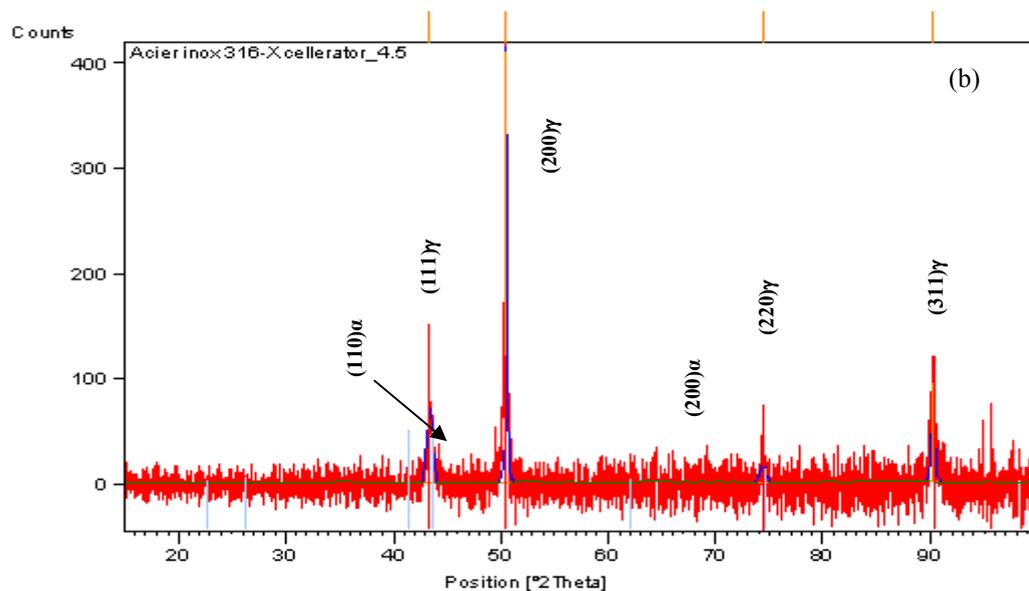


Figure (80-b) : Diffractogramme des RX (b) métal de la zone fondue (ZF).

b) Echantillons sollicités en traction /compression :

Comme le montrent les diffractogrammes obtenus pour les échantillons sollicités en traction/compression figure (81-a, b), dans la zone de métal de base et la zone fondue de cordon de soudure, à part les deux phases austénitique et ferritique, aucune précipitation de phases secondaires n'a été détectée par la DRX.

Métal de base :

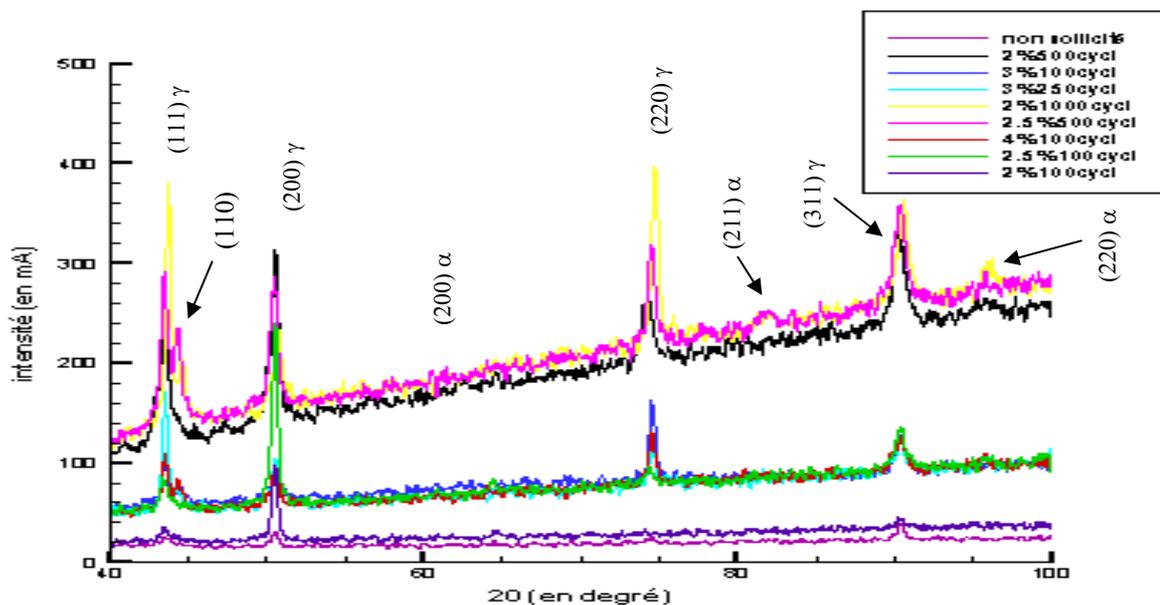


Figure (81-a) : Diffractogrammes des RX montrant l'évolution des pics de diffraction en fonction de la déformation imposée sur la zone de métal de base (MB).

Cordon de soudure (ZF) :

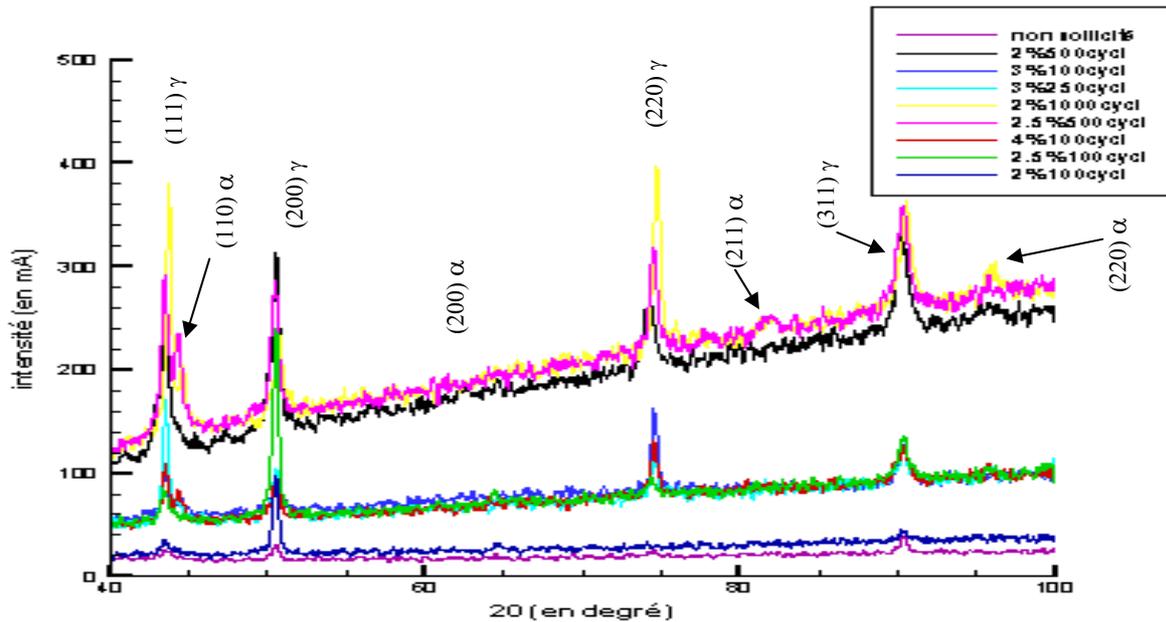


Figure (81-b) : Diffractogrammes des RX montrant l'évolution des pics de diffraction en fonction de la déformation imposée sur la zone fondue (ZF).

7-2 Influence sur les transformations structurales :

2-1 Effets sur la forme des pics de diffraction :

Afin d'analyser l'effet de la fatigue sur les transformations structurales, nous avons effectué la diffraction des RX sur le métal de base (**MB**) et sur la zone fondue (**ZF**) figure (82-a, b). L'intensité de l'ensemble des pics relatifs à la phase (γ) gamma augmente au fur à mesure que le nombre de cycle et la déformation imposée augmentent ; ce phénomène s'explique par un écrouissage de la structure et les changements produits à l'échelle microscopique (formation des lignes de glissement).

Cependant, si nous comparons aussi le pic $(111)\gamma$ de l'échantillon fatigué à $\pm 2\%$ 1000cycles par rapport aux autres échantillons fatigués et celui de référence nous remarquons qu'il c'est décalé par rapport aux autres pics ($\pm 2\%$ 100cycles, ± 2.5 100cycles....). Ce phénomène est la conséquence de la déformation élastoplastique produite au cours de la sollicitation.

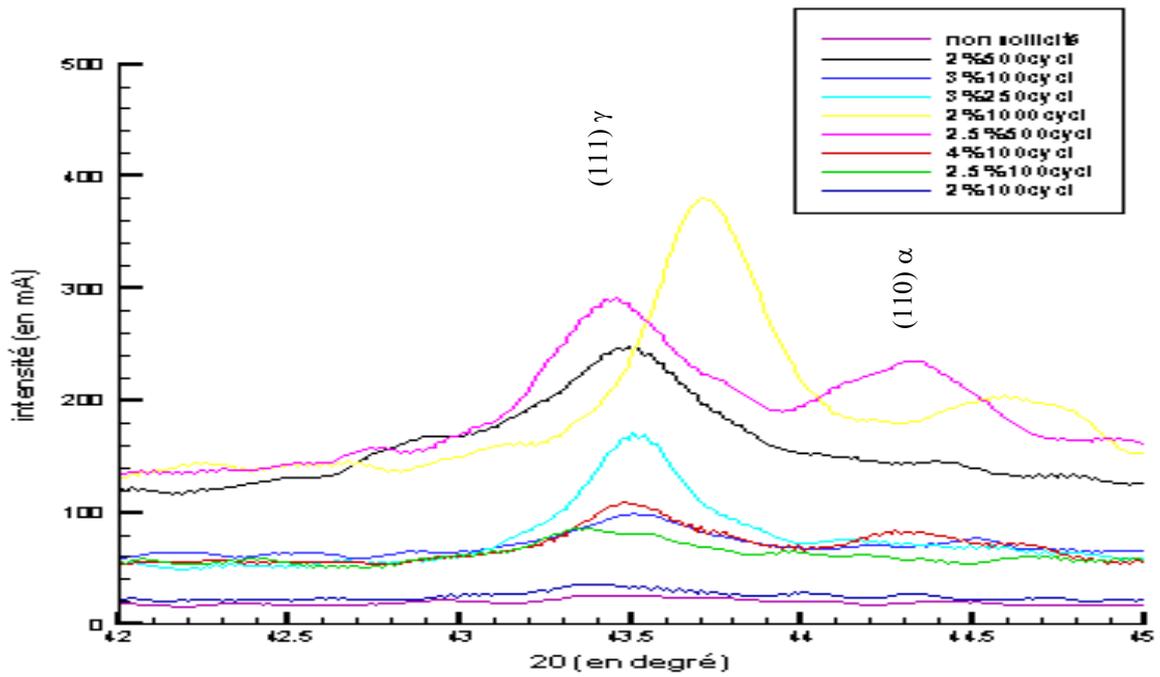


Figure (82-a) : Diffractogrammes de la raie (111) γ et (110) α des différents échantillons dans la zone de métal de base (MB).

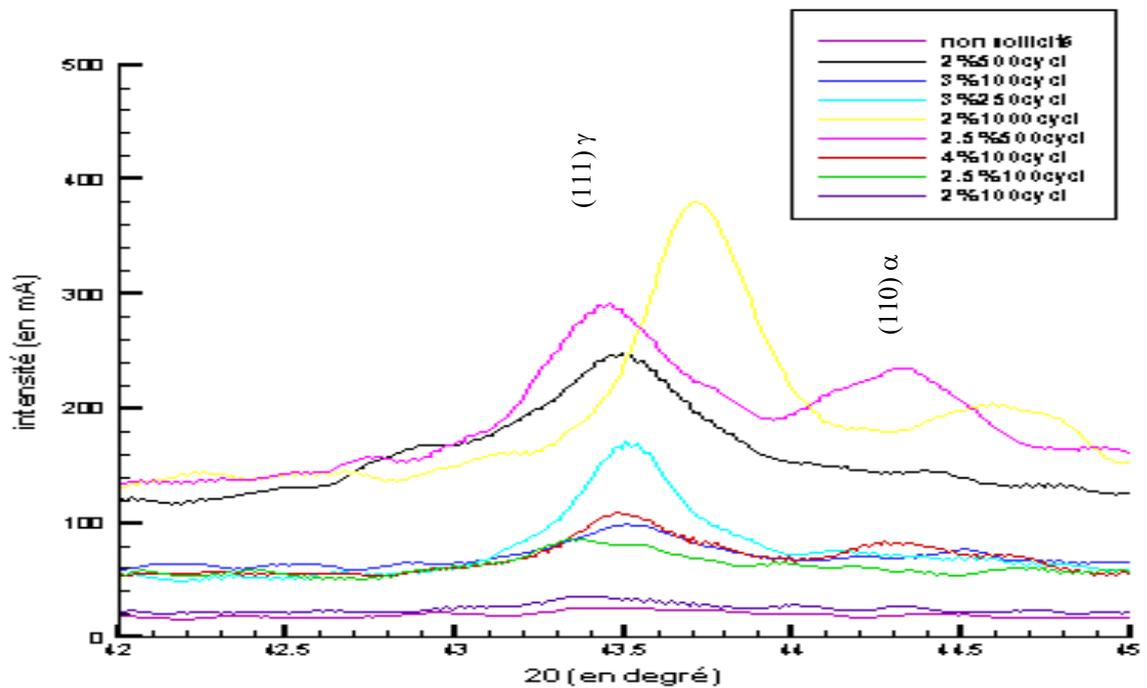


Figure (82-b) : Diffractogrammes de la raie (111) γ et (110) α des différents échantillons dans la zone fondue (ZF).

2-2 Evolution du taux de phase :

L'élévation du taux de phase de ferrite pose un problème de fragilisation des aciers inoxydables austénitiques et austéno-ferritiques car elle favorise la précipitation d'une phase intermétallique sigma. Cependant cette phase est souhaitable car elle préserve les joints soudés de la fissuration à chaud. Les mesures du taux de ferrite (α) sont importantes pour connaître le comportement futur de l'élément soudé, particulièrement en fatigue mécanique et thermomécanique.

La figure (83) montre que les essais cycliques appliqués sur nos échantillons à température ambiante n'influent pas sur l'évolution de taux de phases. Les mesures des fractions volumétriques des phases présentes montrent que la phase austénite (γ) est stable. En effet, le taux de ferrite reste proche de celui du matériau non sollicité ($\approx 3\%$ dans le métal de base et $\approx 12.5\%$ dans le cordon de soudure).

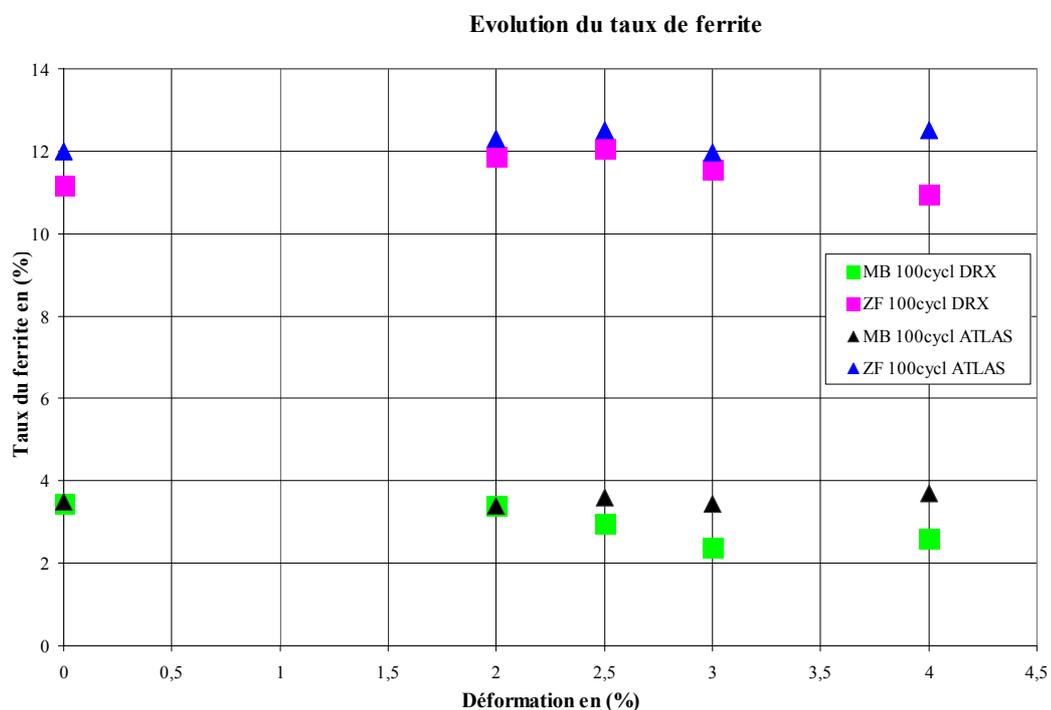


Figure (83) : Evolution du taux de ferrite en fonction de la déformation imposée.

Conclusion :

D'après les résultats obtenus par diffraction des rayons x et les observations métallographiques au cours de cette investigation nous pouvons conclure :

La micrographie montre des changements de la microstructure telle que la formation des lignes de glissement et ce quand la déformation et le nombre de cycles est important.

Il n'y a pas de transformation de phase c'est-à-dire austénite en martensite et ce quel que soit le taux de déformation imposé ($\pm 2\%$, $\pm 2.5\%$, $\pm 3\%$, $\pm 4\%$), et quel que soit le nombre de cycles (200, 250, 500, 1000), ce qui nous permet d'affirmer que notre acier est stable du point de vue thermodynamique.

Même une déformation en traction jusqu'à rupture n'a pas révélé la présence de la martensite ni de variation de taux de ferrite.

Conclusion générale :

Dans ce travail, nous nous sommes intéressés à l'influence de la fatigue cyclique sur la microstructure et les propriétés mécaniques d'un joint soudé en acier inoxydable 316L. A cet effet, des éprouvettes soudées, sont sollicitées cycliquement en traction compression, à des taux de déformations imposés choisis autour de la limite élastique. Des techniques d'investigation telles que : L'analyse métallographique, la mesure de dureté, les profils de micro dureté et la DRX, ont été utilisées pour suivre l'évolution de la microstructure et le changement des caractéristiques mécaniques.

Les conclusions générales que nous pouvons tirer de ce travail de recherche peuvent se résumer comme suit :

-Malgré l'hétérogénéité de sa microstructure, l'acier inoxydable austénitique 316L étudié présente un comportement mécanique isotrope. Les caractéristiques mécaniques obtenues en traction et en flexion pour les éprouvettes soudées et non soudées sont comparables. Les faciès de ruptures obtenus montrent que notre acier présente une rupture mixte (fragile et ductile).

-La fatigue cyclique traction/compression a pour effet sur le comportement mécanique de l'acier :

- Durcissement aux 5 premiers cycles.
- Adoucissement qui tend vers la stabilité après le 10^{ème} cycle.

-Le changement de la microstructure dépend principalement de la déformation imposée et le nombre de cycles. Pour une déformation importante de ($\pm 3\%$, $\pm 4\%$) et un nombre de cycles élevé (1000cycles), des modifications appréciables des propriétés structurales et mécaniques des jonctions soudées ont été observées. Ce changement est apparent (ligne de glissement) dans la zone de métal de base.

-Les profils de micro duretés, montrent une évolution sensible de la micro dureté dans la zone affectée thermiquement et le métal de base ce qui laisse présager un fort écrouissage dans ces zones.

-La DRX a montré que quel que soit le taux de déformation imposée, il n'y a pas de changement de phases ce qui est confirmé par l'analyse métallographique après essais de traction.

-L'évolution de la fraction volumique de ferrite à travers les différentes zones (MB et ZF) constituant le cordon de soudure déterminée par traitement d'image, est la même que celle déterminée par DRX et reste inchangée quelle que soit la déformation imposée.

Les perspectives que nous pouvons dégager dans l'avenir concernant la poursuite de ce travail, se situent à trois niveaux :

-Utiliser les moyens plus fins tels que ; la DRX, MET, la calorimétrie différentielle..., pour étudier les contraintes résiduelles, la densité des dislocations de l'alliage dans les zones constituant le cordon de soudure.

-Les aciers inoxydables austénitiques sont utilisés à chaud, la prolongation naturelle de ce travail est donc l'étude du comportement de ces aciers à température plus élevée, fonction des cas d'utilisation.

-Les transformations microstructurales ne sont visibles ni en microscopie optique ni en microscopie électronique à balayage ni même aux rayons X (les phases résultantes sont de tailles nanométriques et de cristallographie très proche) elles ne peuvent être étudiées que par des techniques plus fines comme la microscopie électronique à transmission; la microsonde atomique; la microscopie Mossbauer ou la technique de la diffusion des neutrons aux petits angles(DNPA).

Références bibliographiques

- [1] : J.BARRALIS et G. MAEDER Métallurgie tome II alliages ferreux. Ensam. Paris 83.
- [2] : Technique de l'ingénieur.M 4540.
- [3] : M.HOFMANS, J.MATHNET, H.MATHY et R.SALKIN. Cours de métallurgie de soudage. Institut BELGE de la soudure -BRUXELLE 72.
- [4] : VARRIOT et GERBEAUX. Les aciers inoxydables –mise en œuvre et soudage Publication de la soudure autogène. Paris 82.
- [5] : Maher Shaira "caractérisation non destructive de la transformation martensitique de l'acier 304L induite par déformation cyclique" thèse de doctorat Lyon 2006.
- [6] : Sassoulas Hervé, "traitements thermique des aciers inoxydables, guide de choix", In : Technique de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques, 1997, vol. MDI, dossier MI160, MI155.
- [7] : CAVALLO Nathalie "contribution a la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage thèse de doctorat Lyon 1998.
- [8] : FERDENARD Cyrille « mise en oeuvre et caractérisation d'assemblages soudés par procédés tig et laser de tôles d'alliages de titane réfractaires » Toulouse 2005.
- [9] : BERTRAND CHASSINGOLE. Influence de la structure métallurgique des soudures en acier inoxydables austénitiques sur le contrôle non destructif par ultrason : Thèse de Doctorat Lyon 2000.
- [10]: JEONG, P. Ultrasonic characterisation of centrifugally. Cast stainless steel. Pa.ALTO (Californi): electric Power Research. Institut. 1987, rapport NP-526.
- [11]: BROUKS, J.A., et MAHIN, K.W. Solidification and structure of welds. Material processing. Theory and practices. 1990 vol, 8 p. 35-78.
- [12]: BROOKS, J.A ET THOMPSON, A.W. Microstructural. Development and solidification cracking, susceptibility of austenitic stainless steel welds. International materials Reviews, 1991. Val 36 n° 1, p 16-44.
- [13]: RAJASE KHAR, K. Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals: a color metallographic and electron microprobe analysis study. Material processing theory and practices. 1990 vol 1.8 p: 35-78.
- [14] : H.GRANJON. Bases métallurgiques du soudage 2eme edition. Publication du soudage et de ses applications, 1995, 251p.
- [15] : A.S.grot.et J.E SPRUILL. Metall Trans, 6A, 2023.2030,1975
- [16]: J.M.LEITNAKER.: Weld J, 61, 9s-12s, 1982
- [17]: T.P.S.GILL, M, VIJ AYALAKSHMI, JB. GNANAMOURTHY, et K.A.PADMANABHAN: Metall.Trans 1989.20A.1115.1124.
- [18]: S.R.BANNISTER et R.A.FARRAR: in Proc.conf. "stainless steel,91" Chiba. Totyo. JAPAN Iron and steel institute, 1032-139, 1991
- [19] : R. Varisellaz, soudage "éléments de conception et de réalisation" France 1982. p51-61.
- [20] : Jean.Louis MOIRON soudure les aciers inoxydables OTUA. Paris 2000.
- [21] : A. VALLINI Joints soudés « contrôle, métallurgie, résistance » Dunod Paris 1968.
- [22] : M. KACHIT : influence de la microstructures et du mode de sollicitation sur l'irréversibilité du glissement des dislocation lors d'une sollicitation mécanique cyclique. Thèse de doctorat .Lyon 2004.
- [23] : LIEURADE H.P la pratique des essais de fatigue. Société française de métallurgie. Paris 1982
- [24] : DE FOUQUET J., MUGHRABI H., BATHIAS C. et al. Dislocation et déformation plastique.ed. de physique. Orsay, 1979. p355-393.
- [25] : Choteau M ., caractérisation de l'effet Bauschinger en sollicitations uniaxiales d'un acier inoxydables austénitique X2CrNiMo17-12-2. Thèse de doctorat Lille I 1999
- [26] : Pasco Ludovic, « Evolution non destructifs par mesures du bruit Barkhausen de la martensite à induite par la fatigue oligo-cyclique d'aciers inoxydables austénitique ». thèse .Lyon : INSA, 2004.
- [27] : Zong 1990 Zong C., Jin N.Y., Zhou X., Meng E. et Chen X.F., "Cyclic deformation of AISI-310 stainless steel I. Cyclic stress-strain responses", Acta Metallurgica Materiala, Vol. 38, p. 2135-2140, 1990
- [28]: Mateo 1996 Mateo A., Llanes L., Iturgoyen L. et Anglada M., "Cyclic stress-strain response and dislocation substructure evolution of a ferrite-austenite stainless steel", Acta Materiala, Vol. 44, p. 1143-1153, 1996

- [29] : Moussavi 1997 Moussavi Toorshizi S.E., "*Ecrouissage cyclique d'aciers inoxydables austénitique, ferritique et austéno-ferritique : influence de l'histoire de chargement*", Thèse de doctorat, Université de Sciences et Technologie de Lille 1, 1997
- [30]: Magnin 1988 Magnin T., Lardon J. M. et Coudreuse L., "*A new approach to low cycle fatigue behavior of a duplex stainless steel based on the deformation mechanisms of the individual phases*", Low-cycle fatigue, ASTM STP 942, H. D. Solomon, G. R. Halford, L. R. Kaisand and B. N. Leis, Eds., American society for testing and materials, Philadelphia, p. 812-823, 1988
- [31] : Degallaix 1986 Degallaix S., "*Rôle de l'azote interstitiel et combiné sur le comportement en plasticité cyclique et monotone d'aciers inoxydables austénitiques Z2 CND 17-12 (AISI 316L - 316LN)*", Thèse de 3e cycle, Université de Sciences et Technologie de Lille 1, 1986
- [32]: Michno 1976 Michno M. J. et William N. F., "*An historical perspective of yield surface investigations for metals*", International Journal of Non-linear Mechanics, Vol. 11, p. 59-82, 1976
- [33]: Lamba 1978a Lamba H. S. et Sidebottom O. M., "*Cyclic plasticity for nonproportional paths : Part I - Cyclic hardening, erasure of memory, and subsequent strain hardening experiments*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 100, p. 96-103, 1978
- [34]: Phillips 1979 Phillips A. et Lee C.-W., "*Yield surfaces and loading surfaces. Experiments and recommendations*", International Journal of Solids and Structures, Vol. 15, p. 715-729, 1979
- [35]: Miastkowski 1965 Miastkowski J. et Szczepinski W., "*An experimental study of yield surfaces of prestrained brass*", International Journal of Solids and Structures, Vol. 1, p. 189-194, 1965
- [36]: Phillips 1973 Phillips A. et Kasper R., "*On the foundation of thermoplasticity - An experimental investigation*", Journal of applied Mechanics, Vol. 40, p. 891-896, 1973
- [37] : Portier 1999 Portier L., "*Contribution numérique à l'étude de la déformation progressive des structures Etude expérimentale et étude comparative de lois de comportement*", Thèse de doctorat, ENS de Cachan, 1999
- [38]: Shiratori 1968 Shiratori E. et Ikegami K., "*Experimental study of the subsequent yield surface by using cross-shaped specimens*", International Journal of Solids and Structures, Vol. 16, p.373-394, 1968
- [39] : Calloch 1997 Calloch S., "*Essais triaxiaux non-proportionnels et ingénierie des modèles de plasticité cyclique*", Thèse de doctorat, ENS de Cachan, 1997
- [40]: Benallal 1985 Benallal A., Lemaitre J., Marquis D. et Rousset M., "*Nonproportional loadings in plasticity and viscoplasticity : experimentation and modelling*", Proceeding of the International Conference on Non-linear Mechanic, Shanghai, 1985
- [41]: Ohashi 1985a Ohashi Y., Kawai M. et Kaito T., "*Inelastic behavior of type 316 stainless steel under multiaxial nonproportional cyclic stressings at elevated temperature*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 107, p. 101-109, 1985
- [42]: Tanaka 1985a Tanaka E., Murakami S. et Ooka M., "*Effects of strain path shapes on non-proportional cyclic plasticity*", Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol. 33, p. 559-575, 1985
- [43]: Tanaka 1985b Tanaka E., Murakami S. et Ooka M., "*Effects of plastic strain amplitudes on non-proportional cyclic plasticity*", Acta Mechanica, Vol. 57, p.167-182, 1985
- [44] : Doquet 1989 Doquet V., "*Comportement et endommagement de deux aciers à structure cubique centrée et cubique à face centrée en fatigue oligocyclique sous chargement multiaxial non-proportionnel*", Thèse de doctorat, Ecole Supérieure des Mines de Paris, 1989
- [45]: Cailletaud 1984 Cailletaud G., Kaczmarek H. et Policella H., "*Some elements on multiaxial behaviour of 316L stainless steel at room temperature*", Mechanics of Materials, Vol. 3, p. 333-347, 1984
- [46] : AUBIN Véronique « plasticité cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique sous chargement biaxial non-proportionnel » thèse de doctorat. Laboratoire de Mécanique de Lille URA CNRS 144.2001.
- [47]: Doquet 1991 Doquet V. et Pineau A., "*Multiaxial low-cycle fatigue behaviour of a mild steel*", Fatigue under biaxial and multiaxial loading, ESIS10 (Edited by K. Kussmaul, D. McDiarmid and D. Socie), Mechanical Engineering Publications, London, p. 81-101, 1991
- [48]: Socie 1987 Socie D., "*Multiaxial fatigue damage models*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 109, p. 293-298, 1987
- [49]: Cailletaud 1991 Cailletaud G., Doquet V. et Pineau A., "*Cyclic multiaxial behaviour of an austenitic stainless steel : microstructural observations and micromechanical modelling*", Fatigue under biaxial and multiaxial loading, ESIS10 (Edited by K. Kussmaul, D. McDiarmid and D. Socie), Mechanical Engineering Publications, London, p. 131-149, 1991
- [50]: Weiss 1993 Weiss J. et Pineau A., "*Continuous and sequential multiaxial low-cycle fatigue damage in 316 stainless steel*", Advances in multiaxial fatigue, ASTM STP 1191, D. L. McDowell and R. Ellis, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p. 183-203, 1993

- [51]: Ohnami 1988 Ohnami M., Sakane M. et Nishino S., "*Cyclic behavior of a type 304 stainless steel in biaxial stress states at elevated temperatures*", International Journal of Plasticity, Vol. 4, p. 77-89, 1988
- [52]: Murakami 1989a Murakami S., Kawai M., Aoki K. et Ohmi Y., "*Temperature-dependance of multi-axial non-proportional cyclic behavior of type 316 stainless steel*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 111, p. 32-39, 1989
- [53]: Murakami 1989b Murakami S., Kawai M. et Ohmi Y., "*Effects of amplitude-history and temperature-history on multi-axial cyclic behavior of type 316 stainless steel*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 111, p. 278-285, 1989
- [54]: Delobelle 1993 Delobelle P., "*Synthesis of the elastoviscoplastic behavior and modelization of an austenitic stainless steel over a large temperature range, under uniaxial and biaxial loadings, part I : behavior*", International Journal of Plasticity, Vol. 9, p. 65-85, 1993
- [55] : Delobelle 1990 Delobelle P., "*Synthèse sur le comportement et la modélisation viscoplastique d'un acier inoxydable 17-12 SPH aux températures intermédiaires ; $20 < T < 700$ C*", Revue de physique appliquée, Vol. 25, p. 977-999, 1990
- [56]: Bouchou 1996 Bouchou A. et Delobelle P., "*Behaviour and modeling of a 17-12 SPH stainless steel under cyclic, uni and bidirectionnal, anisothermal loadings. Part I : behavior*", International Journal of Plasticity, Vol. 12, p. 295-309, 1996
- [57]: McDowell 1985 McDowell D.L., "*A two surface plasticity model for transient nonproportional cyclic plasticity, part 2 : Comparison of theory with experiments*", Journal of Applied Mechanics, Vol. 52, p. 303-308, 1985.
- [58]: Benallal 1988 Benallal A., Legallo P. et Marquis D., "*Cyclic hardening of metals under complex loading*", International Seminar of the Inelastic Behavior of Solids : Model and Utilisation, MECAMAT, 1988
- [59] : Benallal 1989 Benallal A., "*Thermoviscoplasticité et endommagement des structures*", Thèse de doctorat, Université de Paris 6, 1989
- [60]: KUNZ L., et LUKAS P Cyclic stress-Strain behaviour of hysteresis loops. Materials Science and Engineering, 1979, v37, n2, p 111-120.
- [61]: CHRIST H-T., WAMUKWAMBA C.K. et MUGHRABI H. the effect of mean stress on the high-temperature fatigue behaviour of SAE1045 steel. Materials Science and Engineering A,1997,v234-236, p382-385.
- [62]: LUKAS P., KUNZ L., WEISS B et al. Effect of mean stress on the low-amplitude cyclic stress-strain curve of polycrystalline copper. Materials Science and Engineering A, 1989, v 118, L1-L4
- [63]: LUKAS P., KUNZ L. et SVOBODA M. Stress-strain reponse and fatigue life of copper single crystal cyclically loaded with a positive mean stress. Materials Science and Engineering A, 1999, v272, n1, p31-37.
- [64]: FIGUEROA J.C., BHAT S.P.,DE LA VEAUX R. et al. Cyclic stress-strain reponse of copper at low-strain-1. constant amplitude testing. Acta Metallurgie, 1981,v29, n10 p1667-1678.
- [65]: POKLUDA J. et STANEK P. physical models of cyclic creep of metals-A phenomenological model. Kovové mater, 1981,v20, p521-631.
- [66]: Ohashi 1985b Ohashi Y., Tanaka E. et Ooka M., "*Plastic deformation behavior of type 316 stainless steel subject to out-of-pase strain cycles*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 107, p. 286-292, 1985
- [67]: Borodii 1994 Borodii M., Kucher N. et Strizhalo A., "*Development of a constitutive model for describing complex histories of a nonproportional deformation of the materials*", Proceedings of the Fourth International Conference on Biaxial/Multi-axial Fatigue and Fracture, SF2M, ESIS, Paris, Vol. 2, p. 143-154, 1994
- [68]: Clavel 1994 Clavel M. et Feaugas X., "*Micromechanisms of plasticity under multi-axial cyclic loading*", Proceedings of the Fourth International Conference on Biaxial/Multi-axial Fatigue and Fracture, SF2M, ESIS, Paris, Vol. 1, p. 17-30, 1994
- [69]: LUKAS P., KUNZ L. effect of grain size on the high cycle fatigue behaviour of polycrystalline. Materials Science and Engineering . 1987, v85, p67-75.
- [70]: DI SCHINO I. et KENNEY J.M. grain size dependance of the fatigue behaviour of a ultrafine-grained AISI 304 stainless steel. Materials letters,2003, v57, n21, p 3182-3185.
- [71] : HADDAR Nadir. « fatigue thermiqued'un acier inoxydable austénitique 304L : simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme » thèse de doctorat. Ecole des Mines Paris 2003.

- [72] : OBRTLİK K., MAN J. et POLAK J. orientation dependence of surface relief topography in fatigued copper single crystals. *Materials Science and Engineering A*, 1997, v234-236, p727-730
- [73] : Kruml 1997 Kruml T., Polák J., Obrtlík K. et Degallaix S., "*Dislocation structures in the bands of localised cyclic plastic strain in austenitic 316L and austenitic-ferritic duplex stainless steels*", *Acta Metallurgica*, Vol. 45, p. 5145-5151, 1997
- [74]: Jin 1990 Jin N. Y., Zhong C. et Chen X. F., "*Cyclic deformation of AISI-310 stainless steel II. Saturation dislocation structures*", *Acta Metallurgica Materiala*, Vol. 38, p. 2141-2148, 1990
- [75]: Mateo 1996 Mateo A., Llanes L., Iturgoyen L. et Anglada M., "*Cyclic stress-strain response and dislocation substructure evolution of a ferrite-austenite stainless steel*", *Acta Materiala*, Vol. 44, p. 1143-1153, 1996
- [76]: Doong 1990 Doong S.-H., Socie D. F. et Robertson I. M., "*Dislocation substructures and nonproportional hardening*", *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 112, p. 456-464, 1990
- [77]: Doong 1991a Doong S.-H. et Socie D. F., "*Constitutive modeling of metals under nonproportional cyclic loading*", *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 113, p. 23-30, 1991
- [78]: Cailletaud 1991 Cailletaud G., Doquet V. et Pineau A., "*Cyclic multiaxial behaviour of an austenitic stainless steel: microstructural observations and micromechanical modelling*", *Fatigue under biaxial and multiaxial loading*, ESIS10 (Edited by K. Kussmaul, D. McDiarmid and D. Socie), Mechanical Engineering Publications, London, p. 131-149, 1991
- [79]: Clavel 1996 Clavel M. et Feaugas X., "*Micromechanisms of plasticity under multiaxial cyclic loading*", *Multiaxial Fatigue and Design*, ESIS 21, Edited by A. Pineau, G. Cailletaud and T. C. Lindley, Mechanical Engineering Publications, London, p. 21-41, 1996
- [80] : HORST BECKER. Acier inoxydables : production et forme delivraison
- [81]: LIN. Y .P.FINLAN.GT.STEEDS .J.W. Microstructural characterization in type 316 welds wildeng metallurgy of structural steels: international symposiumDenver (USA) 1987 P532-547.

Echantillon	Austénite				
	Zone	(h k l)	Intensité I_{γ} (Ma)	M	FWHM
Non sollicité	MB	(111)	60.43	8	0.3264
		(200)	100	6	0.3264
	ZF	(111)	57.32	8	0.4673
		(200)	100	6	0.3264
2% 100cycl	MB	(111)	100	8	0.3264
		(200)	51.5	6	0.4890
	ZF	(111)	64.47	8	0.6428
		(200)	100	6	0.1632
2% 500cycl	MB	(111)	70.61	8	0.4886
		(200)	58.72	6	0.4782
	ZF	(111)	80.3	8	0.3264
		(200)	38.2	6	0.6428
2% 1000cycl	MB	(111)	62.7	8	0.3264
		(200)	45.3	6	0.6528
	ZF	(111)	100	8	0.3264
		(200)	51.5	6	0.4890
2.5% 100cycl	MB	(111)	100	8	0.3324
		(200)	70.2	6	0.4931
	ZF	(111)	100	8	0.3264
		(200)	57.3	6	0.4896
2.5% 500cycl	MB	(111)	100	8	0.3264
		(200)	65.05	6	0.4896
	ZF	(111)	39.8	8	0.6428
		(200)	90.11	6	0.3164
3% 250cycl	MB	(111)	82.5	8	0.3264
		(200)	65.75	6	0.4896
	ZF	(111)	80.6	8	0.3165
		(200)	57.6	6	0.4732
3% 100cycl	MB	(111)	90.33	8	0.6264
		(200)	100	6	0.3264
	ZF	(111)	88.12	8	0.3165
		(200)	100	6	0.3264
4% 100cycl	MB	(111)	73.21	8	0.8154
		(200)	100	6	0.3264
	ZF	(111)	44.1	8	0.4632
		(200)	100	6	0.3264

Echantillon	Ferrite					
	Zone	(h k l)	Intensité $I\alpha$ (mA)	M	FWHM	$V\alpha$ (%)
Non sollicité	MB	(110)	4.01	12	0.6432	4.4
		(220)	5.13	12	0.6482	2.5
	ZF	(110)	12	12	0.3218	12.53
		(220)	21.3	12	0.3432	9.83
2% 100cycl	MB	(110)	4.52	12	0.6528	2.98
		(220)	4.01	12	0.6532	3.8
	ZF	(110)	18.21	12	0.8160	11.57
		(220)	27.11	12	0.4896	12.18
2% 500cycl	MB	(110)	5.01	12	0.6482	4.5
		(220)	4.19	12	0.6338	3.4
	ZF	(110)	16.25	12	0.6234	12.1
		(220)	15.22	12	0.8160	14
2% 1000cycl	MB	(110)	5.21	12	0.6428	5.2
		(220)	3.11	12	0.6428	3.4
	ZF	(110)	27.33	12	0.8128	13.6
		(220)	14.21	12	0.6528	12.4
2.5% 100cycl	MB	(110)	3.91	12	0.6428	2.5
		(220)	4.93	12	0.6432	3.4
	ZF	(110)	27.3	12	0.4896	13.5
		(220)	13.3	12	0.8060	10.66
2.5% 500cycl	MB	(110)	5.11	12	0.6482	3.35
		(220)	4.21	12	0.6336	3.2
	ZF	(110)	10.1	12	0.6234	14.5
		(220)	22.2	12	0.8160	11.2
3% 250cycl	MB	(110)	3.33	12	0.6428	2.6
		(220)	4.23	12	0.6432	3.16
	ZF	(110)	18.5	12	0.8213	13.5
		(220)	12.3	12	0.6432	9.85
3% 100cycl	MB	(110)	4.33	12	0.6432	3.16
		(220)	3.21	12	0.6428	1.61
	ZF	(110)	21.5	12	0.7523	14.26
		(220)	19.3	12	0.8232	8.86
4% 100cycl	MB	(110)	3.01	12	0.6428	2.8
		(220)	5	12	0.6482	2.4
	ZF	(110)	9.31	12	0.6232	12.5
		(220)	20.3	12	0.8145	9.4

Peak list pour l'austénite:

Primary reference: Swanson et al «*Natl. Bur. Stand. (U.S.), Circ. 539 (IV1)*»

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta [deg]	I [%]	FWHM [°2Th.]
1	1	1	1	2,08000	43,473	100,0	0,6528
2	2	0	0	1,80000	50,674	80,0	0,3264
3	2	2	0	1,27000	74,679	50,0	0,4896
4	3	1	1	1,08300	90,676	80,0	0,3264
5	2	2	2	1,03700	95,944	50,0	0,4896
6	4	0	0	0,90000	117,716	30,0	0,6528

References

Primary reference: Swanson et al «*Natl. Bur. Stand. (U.S.), Circ. 539 (IV1)*»

Peak list pour la ferrite :

I [%]	2Theta [deg]	d [Å]	h	k	l	No	FWHM [°2Th.]
100,0	44,674	2,02680	0	1	1	1	0,7523
20,0	65,023	1,43320	0	0	2	2	0,6482
30,0	82,335	1,17020	1	1	2	3	0,8145
10,0	98,949	1,01340	0	2	2	4	0,6482
12,0	116,390	0,90640	0	1	3	5	0,8145
6,0	137,144	0,82750	2	2	2	6	0,7523

Reactif STRAUSS:

Le réactif de « Struass » est formée par la solution suivante :

Sulfate de cuivre cristallisé.....100g.

Eau distillée.....1000cm³.