REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ÉCOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

Département de Métallurgie

Projet de Fin d'Études

En vue de l'obtention de

Diplôme d'Ingénieur d'État en Métallurgie

Thème

Étude et caractérisation d'une soudure hétérogène duplex/martensitique sollicitée en flexion rotative.

Étudié par :

Mr. *Saïd ARAR*

Proposé et Dirigé par :

Pr. *M. BOUABDALLAH*

Mr. *K. BATTAHAR*

Promotion Juin 2011

ملخص :

يهدف هذا العمل إلى إجراء تجارب تعب ميكانيكي عن طريق الإنحناء الدوراني على لحام غير متجانس لفولاذ غير غير قابل للصدأ دوبلاكس/مرتنسيتيكي في ضروف مختلفة ثم المضي قدما في التوصيف البنيوي و الميكانيكي.

معاينة أوجه التمزق, أماكن الإبتداء و طرق إنتشار الصدع هي للتحديد و التوصيف.

الكلمات المفتاحية : تعب ميكانيكي, إنحناء دوراني, لحام غير متجانس, فولاذ غير غير قابل للصدأ دوبلاكس, فولاذ غير غير قابل للصدأ مرتنسيتيكي, أوجه التمزق...

Résumé :

L'objectif de ce travail est de réaliser des essais de fatigue mécanique en flexion rotative sur une soudure hétérogène d'aciers inoxydables duplex/martensitique dans différentes conditions, et procéder par la suite à leur caractérisation structurale et mécanique. L'examen des faciès de rupture, les endroits de l'initiation et les modes de propagation des fissures sont à identifier et à caractériser.

Mots clés: fatigue mécanique, flexion rotative, soudure hétérogène, acier inoxydable duplex, acier inoxydable martensitique, faciès de rupture…

Abstract :

The objective of this work is to perform mechanic fatigue tests in rotating bending of a heterogeneous weld stainless steel duplex / martensitic in different conditions, and proceed further to their structural and mechanical characterization.

The examination of fracture surfaces, places of initiation and crack propagation patterns are to identify and characterize.

Keywords: mechanical fatigue, rotating bending, welding heterogeneous, duplex stainless steel, martensitic stainless steel, the fracture surface...

Dédicaces

À la mémoire de ma grande mère.

Remerciements

Avant toute chose, toute ma gratitude va au Bon Dieux pour m'avoir créé et donné la force nécessaire pour accomplir ce modeste travail.

Je tiens aussi à exprimer ma gratitude et ma profonde reconnaissance à mes parents qui m'ont toujours soutenu depuis mon premier jour à l'école et jusqu'à aujourd'hui.

Au terme de ce travail, je tiens à remercier mes deux encadreurs le Pr M.BOUABDALLAH et Mr. K.BATTAHER pour leur disponibilité, leurs conseils et l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail.

Je tiens à remercier également le Pr HELLAL pour m'avoir honoré en acceptant de présider le jury, Mr KASSER et Mr ABADLI d'avoir accepté de juger mon humble travail.

Je n'oublie pas de remercier les enseignants du département de Métallurgie pour nous avoir offert, moi ainsi que tous mes camarades de la promotion, une bonne formation au bout des trois années de spécialité.

Au laboratoire "Fiabilité des Équipements Pétroliers et Matériaux" de la faculté des hydrocarbures et de la chimie de l'université de Boumerdes, je n'oublie pas d'exprimer mes vifs remerciements à Mr. Mohamed GACEB pour son aide précieux.

Finalement, mes remerciements vont à tous ceux qui ont contribué de prés ou de loin au déroulement ce cet humble travail, tous mes camarades de classe dont l'amitié m'est très précieuse.

Saïd

Table des matières

Introduction Générale.....1

Première Partie : Étude Bibliographique

Chapitre I : Les Aciers Inoxydables

I.1. Introduction…….....…….....5

I.2. Propriétés fondamentales et domaines d'emploi…….....6

I.2.1. Découverte et développement des aciers inoxydables …….....6

I.2.2. Critères de choix des aciers inoxydables…….…….....6

I.2.3. Grands domaines d'utilisation …….…….....7

I.3. Structures des aciers inoxydables ……..…….....…….…….....9

I.3.1. Rôle des principaux éléments d'addition…….…….....9

I.3.2. Types d'aciers inoxydables …….…….....11

I.3.2.1. Les aciers inoxydables ferritiques…...…….…….....11

I.3.2.2. Les aciers inoxydables martensitiques…….…….....11

I.3.2.3. Les aciers inoxydables austénitiques…….…….....12

I.3.2.4. Les aciers inoxydables austénoferritiques (Duplex)…….…….....12

I.4. Conclusion……...…….....13

Chapitre II : Le Soudage

II.1. Introduction…….…….....15

II.2. Terminologie …….…….....…16

II.3. Soudage à l'arc …….....17

II.3.1. Arc de soudage……..…….…….....17

II.3.2. Gaz de protection.……..…….....17

II.3.3. Domaines d'application de certains procédés de soudage…….…….…….....18

II.4. Soudage TIG …….…….....19

II.5. Soudabilité des aciers inoxydables …….....22

II.5.1. Les aciers inoxydables austénitiques……..…....22

II.5.2. Les aciers inoxydables austénoferritiques……..…....22

II.5.3. Les aciers inoxydables martensitiques……..……..…….....22

II.6. Diagramme des constitutions des joints soudés après soudage ……....…23

II.7. Conclusion……..…….....24

Chapitre III : La Fatigue des Métaux

III.1. Introduction…….....26

III.2. Aperçu sur le phénomène de la fatigue ……..…….....27

III.2.1. Mécanismes de la fatigue …….…….…….....27

III.2.1.1. Période d'amorçage…….…….....27

III.2.1.2. Période de propagation…….....28

III.2.1.3. Rupture brutale……...…….....29

III.2.2. Facteurs d'influence……..…….....29

III.3. Définition et symbolisation des termes utilisés en fatigue …….....30

III.3.1. Contrainte nominale…….……..…….....30

III.3.2. Cycle de contrainte…….....30

III.3.3. Limite de fatigue…….....30

III.3.4. Limite d'endurance…….....31

III.4. Différentes types de courbes et diagrammes …….....32

III.4.1. Courbe contrainte-nombre de cycles à rupture ou courbe de *Wöhler*…….....33

III.4.2. Diagramme de *Haigh*…….…….....32

III.5. Essais de fatigue par flexion rotative …….....36

III.5.1. Principe des essais de flexion rotative……..…….....36

III.5.2. Éprouvettes d'essai de flexion rotative…….…….....37

III.5.3. Machines de flexion rotative à moment linéaire……...…….....38

III.6. Endurance des assemblages soudés …..……..…….....39

III.7. Conclusion…….…….....42

Deuxième Partie : Expériences et Résultats

Chapitre IV : Matériaux et Techniques Expérimentales

IV.1. Introduction……...…….....45

IV.2. Réalisation des soudures …….....46

IV.2.1. Présentation du joint soudé...…….....46

IV.2.2. Le soudage des tubes…….....47

IV.3. Réalisation des essais de fatigue …….....49

VI.4. Prélèvement des faciès de rupture est des échantillons transversaux et longitudinaux.. 52

VI.5. Caractérisation …….....53

VI.5.1. Caractérisation structurale du joint soudé…….....53

VI.5.1.1. Examen macroscopique…….....53

VI.5.1.2. Examen microscopique……..…….....55

VI.5.1.3. Calcul du taux de ferrite…….....56

VI.5.2. Caractérisation des faciès de rupture et des échantillons transversaux et longitudinaux…….....58

VI.5.3. Essais mécaniques de dureté et de microdureté…..……..…….....59

Chapitre V : Exploitation des Résultats

V.1. Caractérisation de la soudure ……..…….....62

V.1.1.Macrographie…….…….....62

V.1.2.Micrographie …….....62

V.2. Résultats des essais fatigue …….....68

V.3. Caractérisation des résultats des essais …….....69

V.3.1.Caractérisation micrographique…….…….....69

V.3.2.Résultats de dureté et de microdureté……..……..…….....78

V.3.3.Examen de la morphologie de la structure...…….……..….....84

V.3.4.Examen des faciès de rupture……...……...…….....86

V.4.Estimation de l'endurance du joint soudé…….....89

Conclusion Générale…….....……...…..…..…….…….....93

Références Bibliographiques……...…..…..…….…….....95

Annexe…….....98

Liste des figures

Figure I.1.*"Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome, d'après Bain et Aborn"……..10*

Figure I.2.*"Coupes du diagramme ternaire fer-chrome-nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ"*……...11

Figure II.1.*"Procédés de soudage les plus répandus"……15*

Figure II.2.*"Différentes zones dans une soudure"……16*

Figure II.3.*"Schéma de principe du soudage TIG"……19*

Figure II.4. *"Diagramme de constitution des aciers inoxydables à l'état brut de soudage, d'après Schaeffler"*.....23

Figure III.1.*"Diagramme d'analyse des facteurs d'influence"……29*

Figure III.2.*"Limite de fatigue : Définitions"……31*

Figure III.3. *"Diagramme d'endurance et courbe de Wöhler"*……32

Figure III.4.*"Diagramme de Haigh : résultats théoriques"……33*

Figure III.5.*"Diagramme de Haigh : Construction générale et équations"……34*

Figure III.6.*"Adaptation du diagramme de Goodman au diagramme de Haigh "*……35

Figure III.9.*"Flexion rotative en console avec moment constant"……36*

Figure III.10.*"Flexion rotative sur deux appuis avec application de l'effort en 2 points: moment constant"*……....36

Figure III.11.*"Éprouvette de flexion rotative type R.R. Moore"……38*

Figure III.12.*"Éprouvette de flexion rotative type Schenck « Rapid »"……38*

Figure III.14.*"Machine de Wöhler"……38*

Figure III.16.*"Rupture de fatigue au ras du cordon de soudure"*……39

Figure III.17.*"Lignes de force et points de contrainte dans les assemblages soudés"……39*

Figure III.18.*"Paramètres des joints simulés étudiés par Sanders, Derecho et Munse"……40*

Figure IV.1. *"Joint soudé étudié"……47*

Figure IV.2.*"Géométrie de l'éprouvette usinée pour les tests de fatigue"……49*

Liste des figures

Figure IV.3.*"Photo réelle de l'éprouvette"……..…….49*

Figure IV.4.*"Les quatre configurations des éprouvettes"……49*

Figure IV.5.*"Machine de flexion rotative Gunt WP 140"……..50*

Figure IV.6. *"Schéma de chargement de l'éprouvette de fatigue"……50*

Figure IV.7.*"Méthode de prélèvement des échantillons"……..52*

Figure IV.8.*"Photo d'un faciès de rupture "……..52*

Figure IV.9.*"Schéma illustratif de l'attaque électrolytique"……..54*

Figure IV.10.*"Dispositif de l'attaque électrolytique"……54*

Figure IV.11. *"Illustration macrographique du joint soudé"……55*

Figure IV.12.*"Différentes positions prises avec le microscope"……56*

Figure IV.13.*"Image utilisée pour le calcul du taux de ferrite dans le métal de base duplex attaqué électrolytiquement (200X)"……56*

Figure IV.15.*"Photo du faciès de rupture enrobé et polie et attaqué"……59*

Figure IV.16.*"Photo d'un échantillon longitudinal enrobé et poli jusqu'au centre et attaqué"……59*

Figure IV.17.*"Exécution et mesures de l'essai de microdureté Vickers"……60*

Figure V.1.*" " Illustration macrographique du joint soudé et ses zones principales"……63*

Figure V.2.*"Différentes positions prises avec le microscope"……62*

Figure V.3.*" Microstructure du métal de base duplex 2205"……63*

Figure V.4.*" Microstructure du métal de base martensitique"……63*

Figure V.5.*" Microstructure de la ZAT coté duplex "……64*

Figure V.6.*" Microstructure de la ZAT coté martensitique"……64*

Figure V.7.*1."Microstructure de la zone fondue dans la premier passe"……65*

Figure V.7.*2."Microstructure de la zone fondue dans les interpasses"……65*

Figure V.7.*3."Microstructure de la zone fondue dans la dernière passes"……66*

Liste des figures

Figure V.8.*"Microstructure de la zone de liaison coté duplex (Position 8)"……66*

Figure V.9.*"Microstructure de la zone de liaison coté martensitique (Position 9)"……67*

Figure V.10. *"Méthode de la découpe des échantillons"*……69

Figure V.10.1.*"Positions prises avec le microscope"*……69

Figure V.10.2-53 *"Micrographie de la position x"*……69-77

Figure V.11. *"Positions de prélèvement des valeurs de dureté pour la soudure à l'état reçu"……78*

Figure V.12. *" Illustration par un histogramme de la valeur de dureté dans chaque zone du joint soudé"……78*

Figure V.13. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 300 N (Échantillon longitudinal)"……79*

Figure V.14. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position"…79*

Figure V.15. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 300 N (Échantillon transversal)"……80*

Figure V.16. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position"…80*

Figure V.17. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 150 N (Échantillon longitudinal)"……81*

Figure V.18. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position"…81*

Figure V.19. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 150 N (Échantillon longitudinal)"……81*

Figure V.20. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position et pour chaque phase"……82*

Figure V.21. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 150 N (Échantillon transversal)"……82*

Figure V.22. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position"…82*

Figure V.23. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 140 N (Échantillon longitudinal)"……83*

Figure V.24. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position"…83*

Figure V.25. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 140 N (Échantillon transversal)"……83*

Figure V.26. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position"...84*

Figure V.27. *" Métal de base duplex à l'état reçu"……85*

Figure V.28. *" Métal de base duplex sollicité (fibre centrale)"……85*

Figure V.29. *" Métal de base duplex sollicité (fibre externe)"……86*

Figure V.30. *"Faciès de rupture avec une sollicitation de F=300 N"....86*

Figure V.31 *"Faciès de rupture avec une sollicitation de F=140 N et 200 N respectivement"……87*

Figure V.31.1 *"Faciès de rupture avec une sollicitation de F=200 N"....87*

Figure V.31.2 *"Grossissement d'une zone du faciès de F=200 N"....88*

Figure V.31.2 *"Faciès ductile avec des cupules"....88*

Figure V.31.3 *"Faciès fragile avec des microfissures"....88*

Figure V.31.4 *"Faciès fragile avec des microfissures"....88*

Figure V.31.5 *"Faciès de rupture avec une sollicitation de F=140 N"....88*

Figure V.31.6 *"Lieu de l'initiation"....89*

Figure V.31.7 *"Faciès fragile avec des microfissures"....89*

Figure V.31.8 *"Faciès fragile avec des microfissures"....89*

Figure V.32 *"Courbe de Wöhler pour le joint soudé"……90*

Figure V.33 *"Diagramme de Haigh de la soudure"……91*

Figure V.33 *"Diagramme de Haigh de la soudure après la prise en compte des facteurs d'influence..92*

Liste des tableaux

Tableau I.1*"Choix d'un acier inoxydable, en fonction des principaux critères techniques, pour les principales applications"……..8*

Tableau I.2*"Variétés allotropiques du fer et structures correspondantes"……..9*

Tableau II.1*"Exemples d'électrodes de soudage TIG conformes ISO 68 48"……20*

Tableau IV.1*"Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable martensitique".46*

Tableau IV.2 *"Caractéristiques mécaniques de traction simple à la température T = 20˚C"……..46*

Tableau IV.3*"Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable duplex* ***A790 GR****"……..46*

Tableau IV.4*"Caractéristiques mécaniques de traction simple à la température T = 20˚C"……46*

Tableau IV.5*"Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable duplex* ***DP-3WT*** *"……..47*

Tableau IV.6 *"Caractéristiques mécaniques de traction simple à la température T = 20˚C"……..47*

Tableau IV.7*'Principaux paramètres du procède de soudage employé"……..48*

Tableau IV.8*"Illustration des ordres d'usinage effectués"……53*

Tableau IV.9.*"Schéma illustratif de l'attaque électrolytique"……..54*

Tableau IV.10"*Paramètres de l'attaque électrolytique"……55*

Tableau IV.11. *"Solution d'attaque chimique classique "……..55*

Tableau IV.12*"Réactifs utilisées pour la révélation des macles" ……..56*

Tableau IV.13*"Paramètres de dureté et de microdureté Vickers"……60*

Tableau V.1*"Résultats des essais de fatigue"……68*

Tableau V.2*"Résultats de la dureté pour la soudure à l'état reçu"……78*

Tableau V.3*"Résultats de la microdureté pour l'échantillon longitudinal (F=300 N)……79*

Tableau V.4*"Résultats de la microdureté pour l'échantillon transversal (F=300 N)……80*

Liste des Tableaux

Tableau V.5*"Résultats de la microdureté pour l'échantillon longitudinal (F=150 N)……..81*

Tableau V.6*"Résultats de la microdureté pour l'échantillon longitudinal (F=150 N)……..81*

Tableau V.7*"Résultats de la microdureté pour l'échantillon transversal (F=150 N)……..82*

Tableau V.8. *"Résultats de la microdureté pour l'échantillon longitudinal (F=140 N)"……83*

Tableau V.9*"Résultats de la microdureté pour l'échantillon longitudinal (F=140 N)"……84*

Introduction Générale

La fatigue des matériaux est l'un des phénomènes qui conduit à une ruine par rupture, et qui requiert une importance très particulière, du fait qu'elle se produit généralement subitement sans signes apparents, d'autant plus s'il s'agit des soudures. Ces dernières sont connues par leurs hétérogénéités et leur problématique de la zone à risque.

On rencontre dans l'industrie, de nombreuses pièces de révolutions qui travaillent en rotation. Elles sont très souvent soumises à des efforts de flexion importants. L'effort appliqué induit des contraintes de traction/compression, en général maximal en surface. La rotation de la pièce par rapport à la direction fixe de flexion crée une sollicitation appelée *"flexion rotative"*. Si le chargement est important, un effet de fatigue du matériau peut apparaître et aboutir à la rupture de la pièce bien que la fissuration par fatigue soit progressive, la rupture apparaît brutalement lorsque la contrainte dans la section utile restante dépasse la contrainte de rupture.

À cause des différents types d'hétérogénéité présents dans notre étude (hétérogénéité de la soudure, hétérogénéité du matériau duplex biphasé, hétérogénéité de la répartition des contraintes le long des éprouvettes…), nous avons essayé en premier lieu de faire une caractérisation globale de la soudure et des résultats des essais (Micrographie, M.E.B, Dureté et Microdureté…), après on a adopté une approche d'homogénéisation pour estimer la durée de vie de la soudure.

Étude Bibliographique

Cette première partie est une synthèse d'une recherche bibliographique sur les aciers inoxydables, le soudage et la fatigue des métaux.

Les Aciers Inoxydables

Ce chapitre présente les propriétés fondamentales des aciers inoxydables, leur classification et leurs domaines d'emploi.

I.1. INTRODUCTION

Les avantages des aciers inoxydables ne sont plus à démontrer. Créés simultanément en Europe et en Amérique au début du *XIXe* siècle, ces matériaux ont pénétré de nombreux domaines industriels (bâtiment, industries chimiques et agro-alimentaires, transports, production d'énergie pour ne citer que les importants) et s'y sont développés d'une façon souvent spectaculaire.

Leur essor, surtout à partir des années *40*, résulte de la solution qu'ils apportent à différents problèmes techniques. Le fait qu'ils aient traversé sans réel dommage les diverses crises économiques, depuis *1974*, est la preuve de leur succès sur le plan mondial.

Ces développements ont été possibles grâce aux avantages qu'ils offrent par rapport aux matériaux traditionnels : aciers pas ou peu allié, aluminium et ses alliages, cuivre et ses alliages…

Cette supériorité tient essentiellement en quatre points :

- Excellente résistance à la corrosion dans un grand nombre de milieux ;
- Résistance mécanique notablement plus élevée que celle des matériaux traditionnels ;
- Mise en œuvre plus aisée, *en particulier grâce aux progrès réalisés dans le soudage* ;
- Facilité d'entretien, qui compense le surcoût des investissements initiaux.

I.2. PROPRIETES FONDAMENTALES ET DOMAINES D'EMPLOI

I.2.1. Découverte et développement des aciers inoxydables

L'histoire des aciers inoxydables est intimement liée à celle du chrome et aux travaux du chimiste français *Nicolas-Louis Vauquelin* (*1763-1889*) qui, en *1797*, fut le premier à isoler cet élément.

Les premières observations des propriétés « inoxydables » du fer allié au chrome furent faites par *Berthier*, un autre français. Il montra dès *1821* que l'alliage fer-chrome était d'autant plus résistant à certains acides que sa teneur en chrome était plus élevée. Par contre, la quasi-impossibilité d'abaisser la teneur en carbone de l'alliage constitua un obstacle majeur à son développement.

En *1904*, *Léon Guillet* puis *Albert Portevin* publièrent une série d'études relatives à la structure et aux propriétés des alliages fer-chrome couvrant les nuances martensitiques à 13% de chrome et les nuances ferritiques à 17% de chrome.

En *1909*, *L. Guillet* publia une étude sur les aciers inoxydables au chrome-nickel ou aciers inoxydables austénitiques complétant ainsi ses études précédentes sur les alliages fer-chrome et couvrant pratiquement l'ensemble de la famille des aciers inoxydables. Le métallurgiste allemand *W. Giesen* fit, de son côté, et à la même époque, des recherches comparables.

Les études de *L. Guillet*, *A. Portevin* et *W. Giesen* permirent ainsi, dès *1909*, de classer les aciers inoxydables en fonction de leur structure et de définir les trois familles principales : martensitique, ferritique et austénitique.

Le passage au stade industriel est attribué à *Harry Brearley* pour les aciers inoxydables martensitiques. Il serait à l'origine de la première élaboration réalisée à *Sheffield* en *1913*.

La première description de la passivité des aciers inoxydables est attribuée à l'allemand *Philipp Monnartz*. Les recherches ultérieures ont notamment porté sur le rôle des éléments d'alliage. Elles ont conduit à la mise au point des nuances à durcissement structural dont les propriétés aux températures élevées ont été mises en évidence par *Pierre Chevenard*.

Enfin, c'est au début des années *1930* que *J. Hochmann* a découvert les nuances biphasées austénoferritiques appelées de nos jours duplex.

Si la période comprise entre *1904* et *1920* a été riche en travaux de laboratoire, il a fallu attendre presque un demi-siècle pour atteindre un stade véritablement industriel **[1]**.

I.2.2. Critères de choix des aciers inoxydables

Le choix d'un acier inoxydable est basé sur une série de critères dont certains sont en relation directe avec son excellente résistance à la corrosion. Cette propriété donne au matériau inoxydable une durée de vie quasi exceptionnelle dans la très grande majorité de milieux et donc des applications. A cette propriété fondamentale, on doit ajouter les caractéristiques mécaniques (résistance mécanique, ductilité, ténacité) qui couvre une très grande plage de températures, allant des températures cryogéniques

jusqu'à celles dépassant 1000 °C. Cette famille de propriétés fait notamment de l'acier inoxydable un matériau de structure dont le rapport élevé entre le module d'*Young* et la masse volumique permet à lui seul d'excellentes performances en termes d'allégement.

Grâce à leur grande facilité de mise en œuvre à l'aide des techniques usuelles basées sur la déformation à froid (formage, pliage, emboutissage...) et sur l'assemblage (soudage, brasage, collage...) les aciers inoxydables permettent un nombre toujours croissant de réalisations dans lesquels l'aspect du matériau (glacé, recuit brillant, poli, brossé...) joue également un rôle important. L'aptitude à l'emboutissage profond, en particulier celle des nuances austénitiques (alliages : Fe-Cr-Ni) permet d'obtenir des pièces de forme particulièrement complexe.

L'acier inoxydable est considéré comme le matériau de choix dans les applications « alimentaires » et « médicales ». En effet, il n'altère pas les propriétés organoleptiques des aliments et il est facile à nettoyer, à désinfecter et à stériliser.

Enfin, l'acier inoxydable est 100% recyclable. Compte tenu de sa valeur, il est effectivement recyclé à un taux élevé et le nouveau produit est en tout point identique à la nuance recyclée, performance qui, comparée à celle d'autres matériaux, mérite d'être soulignée **[1]**.

I.2.3. Grands domaines d'utilisation

La haute performance des aciers inoxydables offrent collectivement une grande variété de propriétés mécaniques, physiques, de la métallurgie, et à la corrosion, avec le thème commun étant qu'ils sont très résistantes au chlorures de forte oxydation et à la réduction des milieux acides. Ainsi, les applications dans lesquelles ils sont utilisés sont très variés et souvent beaucoup plus corrosif que serait approprié pour les qualités standards en acier inoxydable. La haute performance des aciers inoxydables sont utilisés dans des milliers de différentes applications dans de nombreux domaines du processus, le papier de l'énergie, le transport, et d'autres industries. Ils sont disponibles sous forme de produits essentiellement tous et sont couverts par de nombreuses spécifications de l'industrie.

En fonction de ces différents critères et de l'agressivité du milieu avec lequel l'acier inoxydable sera en contact et donc de la résistance à la corrosion attendue, le tableau **I.I** donne un résumé des principales situations rencontrées **[1]**.

Tableau I.1. *"Choix d'un acier inoxydable, en fonction des principaux critères techniques, pour les principales applications"* **[1]**.

Application	Famille de nuances	Résistance à la corrosion	Caractéristiques mécaniques	Formage, emboutissage, cintrage	Soudage
Équipements pour la restauration collective, les hôpitaux, l'industrie alimentaire, l'industrie laitière, la fermentation et le stockage du vin, etc.	Austénitiques : Fe-Cr-Ni-(Mo)	***	*	*	**
Ustensiles ménagers, éviers	Austénitiques : Fe-Cr-Ni	***	*	***	*
Échappement automobile	Ferritiques : Fe-Cr-(Ti/Nb)	**	**	***	*
Cuves d'appareils électroménagers	Austénitiques : Fe-Cr-Ni Ferritiques : Fe-Cr-(Ti)	**	*	***	**
Structures pour matériels de transport	Austénitiques : Fe-Cr-Ni-(N) Ferritiques : Fe-Cr	**	***	**	**
Couteaux, instruments chirurgicaux, etc.	Martensitiques : Fe-Cr-(Ni-Mo)	**	***		
Équipements pour les industries chimiques et papetières	Austénitiques : Fe-Cr-Ni-Mo Austénoferritiques : Fe-Cr-Ni-Mo	***	**	*	***

Exigences :
*** : très élevées ;
** : élevées ;
* : moyennes

I.3. STRUCTURE DES ACIERS INOXYDABLES

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques à base de fer ou plus exactement à base d'acier (alliage : fer-carbone) qui doivent contenir au moins 10,5% de chrome (selon la norme européenne EN10088-1) et souvent d'autres éléments d'addition tels que le nickel (ou son substitut le manganèse) et dans une moindre mesure le molybdène.

Pour ce qui concerne les variétés allotropiques du fer. Aux basses températures et jusqu'à 910 °C, le fer a une structure cubique centrée, c'est le fer $\boldsymbol{\alpha}$. A partir de 910 °C, il se transforme en fer $\boldsymbol{\gamma}$ dont la structure est cubique à faces centrées et une nouvelle transformation intervient à 1400 °C pour donner le fer $\boldsymbol{\delta}$ dont la structure est cubique centrée. Ces transformations qui sont réversibles peuvent se résumer suivant le schéma du tableau **I.2**.

C'est ainsi que le chrome (cubique centré) sera un stabilisant de la ferrite tandis que le nickel (cubique à faces centrées) sera un stabilisant de l'austénite **[1]**.

Tableau I.2. *"Variétés allotropiques du fer et structures correspondantes"* **[1]**.

Fer α (ferrite) ($\theta < 910$ °C)	Fer γ (austénite) (910 °C < θ < 1 400 °C)	Fer δ (ferrite) ($\theta > 1\,400$ °C)
Structure cubique centrée	Structure cubique à faces centrées	Structure cubique centrée

I.3.1. Rôle des principaux éléments d'addition

Suivant le type d'application visé (c'est-à-dire les conditions de service) ainsi que les conditions de mise en œuvre, on a développé de nombreux alliages répondant à des utilisations plus spécifiques. Ces développements sont basés sur l'influence isolée ou combinée des éléments d'alliage sur les propriétés de l'acier. Nous passerons successivement en revue, le rôle des principaux éléments d'addition **[2]**:

Le Chrome, élément de base de tous les aciers inoxydables augmente la résistance à la corrosion et la résistance à l'oxydation à chaud (figures **I.1** et **I.2**).

Le Nickel, grâce à son rôle gammagène, stabilise l'austénite aussi bien à la température ambiante qu'aux températures très basses. Il favorise ainsi la mise en œuvre par déformation plastique.

Le Manganèse, bien que classé comme élément gammagène, a un rôle alphagène pour des teneurs supérieures à 7% renforçant ainsi la résistance à la fissuration à chaud lors de solidifications rapides (telles que celles rencontrées dans des opérations de soudage).

Le Carbone, élément fortement gammagène contribue à stabiliser l'austénite lors de déformations à froid. Par contre, il peut provoquer la formation de carbures de

chrome $Cr_{23}C_6$ intergranulaires diminuant la résistance à la corrosion intergranulaire.

L'Azote, puissant élément gammagène, contribue également à stabiliser l'austénite. Associé à une basse teneur en carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire.

Le Silicium, autre élément alphagène, améliore les propriétés d'emploi à haute température mais diminue la résistance à la fissuration lors du soudage

Le Soufre, à des teneurs de l'ordre de 0,2%, améliore considérablement l'usinabilité (tournage, fraisage, perçage, etc.) mais cela se fait au détriment de la résistance à la corrosion par piqûres. Pour certains procédés de soudage à l'arc, son niveau doit être maintenu à environ 0,07% pour assurer une bonne soudabilité opératoire. Pour des utilisations à des températures très élevées, l'alliage doit résister au fluage. Il est alors fréquent d'utiliser des additions de cérium (40 p.p.m.) ou de bore (20 p.p.m.).

Enfin, ***le Molybdène***, élément alphagène, est fréquemment utilisé à la hauteur de 2 à 5% pour améliorer la résistance à la corrosion dans presque tous les milieux, à l'exception des solutions nitriques bouillantes. Cependant, lorsque ce type d'alliage est soumis à des températures comprises entre 500 et 1000 °C pendant des durées allant de 1 à 1000 heures, on observe la formation de différents types de composés intermétalliques dont la présence va altérer à la fois la résistance à la corrosion et les caractéristiques mécaniques.

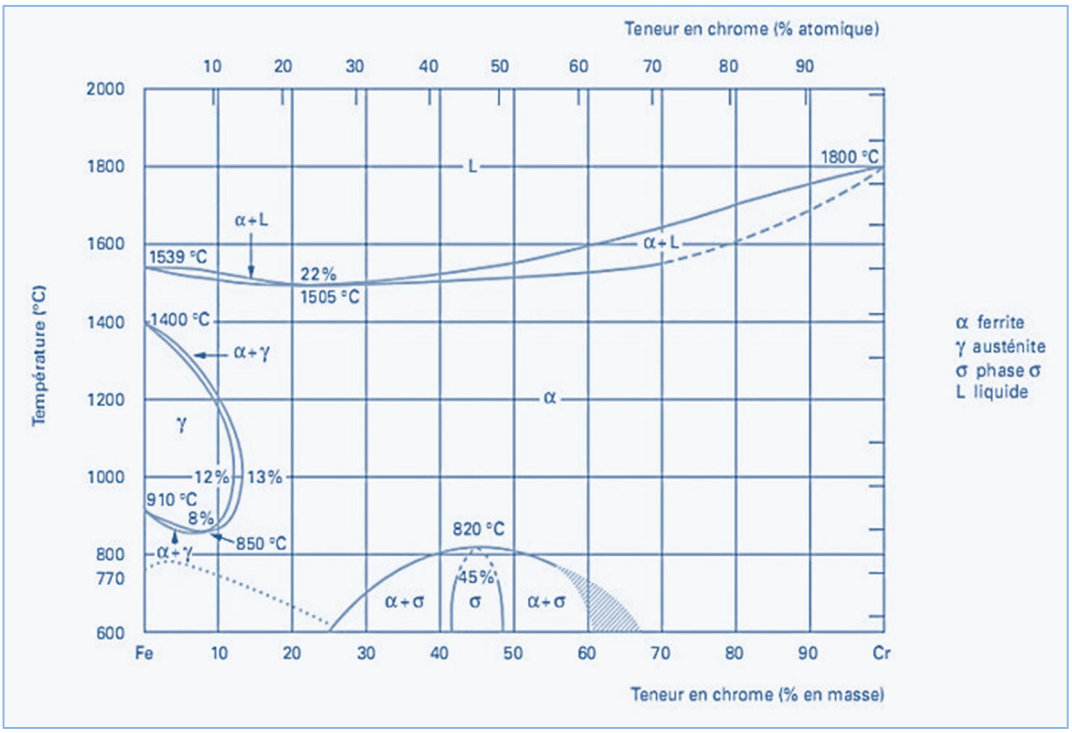


Figure I.1*."Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome, d'après Bain et Aborn"* **[1,2]**.

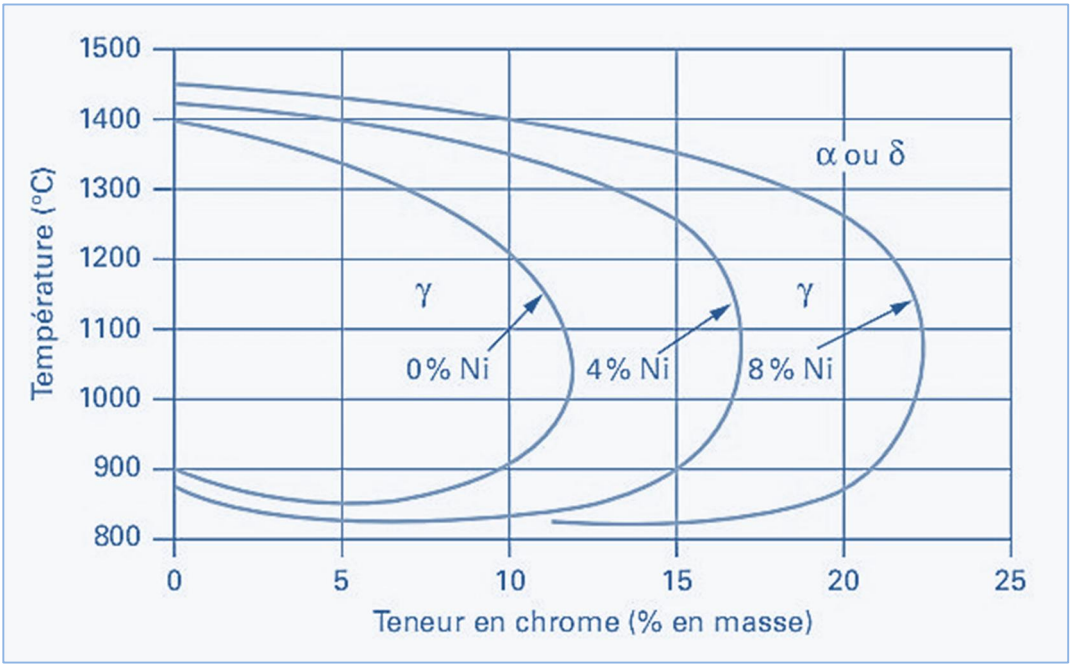


***Figure I.2**." Coupes du diagramme ternaire fer-chrome-nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ"* **[1,2]**.

I.3.2. Types d'aciers inoxydables

I.3.2.1. Les aciers inoxydables ferritiques

Ces aciers contiennent de 12 à 30% de chrome. La teneur en carbone ne dépasse pas 0,1%, ce qui n'autorise pas la trempe martensitique. Leurs éléments d'alliages sont le molybdène qui améliore la résistance à la corrosion localisée dans les milieux chlorés, et l'aluminium qui apporte une meilleure résistance à l'oxydation à chaud. Les aciers à 17% de chrome résistent bien à l'oxydation mais sont difficilement soudables. Ceux contenant plus de 20% de chrome ont une excellente résistance à l'oxydation et au fluage à haute température et sont dits réfractaires. La nuance ferritique la plus connue est le *430* (*ASTM*), qui contient 17% de chrome. On l'utilise surtout pour des applications domestiques peu coûteuses et pour des revêtements **[3]**.

I.3.2.2. Les aciers inoxydables martensitiques

Les aciers inoxydables martensitiques contiennent une teneur en chrome de 12 à 18%. Leur teneur en carbone est comprise entre 0,05 et 1,2% ce qui permet d'effectuer des traitements thermiques mettant en jeu la diffusion du carbone. Ils possèdent une résistance mécanique et une dureté élevée, mais leur résistance à la corrosion est la moins bonne des aciers inox du fait de leur faible teneur en chrome et de leur teneur élevée en carbone. Du molybdène peut être ajouté à ces aciers pour améliorer la trempabilité et la résistance à la corrosion localisée, en particulier en milieux chlorurés. L'ajout de nickel permet d'augmenter la ténacité et les caractéristiques mécaniques par effet de durcissement.

Les aciers martensitiques sont utilisés pour la fabrication d'arbres de pompes, de couteaux, d'instruments chirurgicaux et plus généralement pour les pièces mécaniques travaillant en milieu agressif **[3]**.

I.3.2.3. Les aciers inoxydables austénitiques

C'est la famille la plus importante des aciers inoxydables. Ils contiennent comme principaux éléments d'alliage du chrome (16 à 35%) et du nickel (7 à 26%).

La teneur en carbone est inférieure à 0,12%. Ces aciers sont ductiles, résistants aux chocs et amagnétiques. La présence de nickel améliore la résistance à la corrosion générale et l'usinabilité. A partir de 20% de nickel, on obtient une augmentation de la résistance à la corrosion sous tension. Leur résistance à la corrosion est excellente même à haute température.

Ces aciers sont utilisés dans les industries chimiques, alimentaires, pharmaceutiques, automobiles et papetières. La nuance la plus connue est le 18/8 (ou *304*) utilisé dans la plupart des applications alimentaires. Pour des applications plus nobles, on a généralement recours au *316L* dopé à l'azote **[3]**.

I.3.2.4. Les aciers inoxydables austénoferritiques (Duplex)

Ces aciers ont une structure mixte. Ils sont dérivés des aciers austénitiques par diminution de la teneur en nickel et augmentation de la teneur en chrome. Ils contiennent de 22 à 27% de chrome et de 4 à 8% de nickel. Ces aciers peuvent également contenir du molybdène, du cuivre et de l'azote comme éléments d'addition, pour améliorer les propriétés de la résistance à la corrosion généralisée et localisée. Ils sont un compromis entre les austénitiques et les ferritiques : leur limite d'élasticité est très supérieure à celle des austénitiques et ils n'ont pas la fragilité des ferritiques.

Les aciers austénoferritiques ont connu un essor important ces dernières années. Ils peuvent être utilisés pour la construction d'appareils chimiques, dans l'industrie pétrolière lors du transport de pétrole brut et des gaz naturels, ainsi que dans la construction de plates-formes de forage. Leur coût reste toutefois élevé **[3].**

I.4. CONCLUSION

Il existe plusieurs types d'aciers inoxydables; leurs classifications dépendent essentiellement de la composition chimique et de la structure.

L'amélioration des propriétés de ces aciers n'a pas cessé d'évoluer, faisant toujours appel à des techniques poussées de l'affinage des éléments d'addition.

Le Soudage

Ce chapitre présente des généralités sur le soudage, les différents procédés employés et leurs domaines d'application, ainsi que la soudabilité des aciers inoxydables.

II.1. INTRODUCTION

Le soudage est un procédé d'assemblage ; il permet de relier deux pièces métalliques eu une seule. On peut souder des métaux semblables ou dissemblables, la jonction qui les relie est de nature métallurgique plus que mécanique. Il existe plusieurs modes de soudage : soudage à l'arc, soudage au gaz…etc (figure **II.1**).

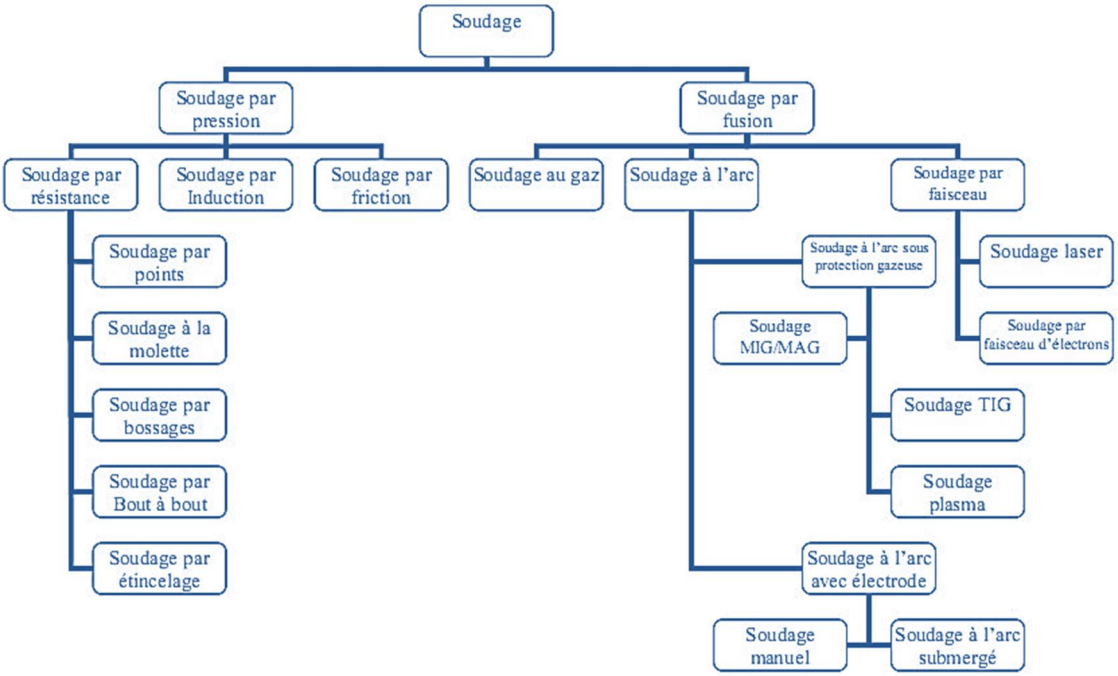


Figure II.1. *"Procédés de soudage les plus répandus"* **[4]**.

II.2. TERMINOLOGIE

Soudage par pression

C'est un soudage avec application de la pression provoquant une déformation plastique des surfaces à souder. La réalisation de cette opération ne demande pas du métal d'apport.

Soudage par fusion

C'est un soudage avec fusion de métal pour former la jonction sans l'intervention de la pression. Dans la plupart des cas l'utilisation du métal d'apport n'est pas nécessaire.

Taux de dépôt

C'est la quantité de métal déposé par unité de temps au cours du soudage.

Apport de chaleur

Il est déterminant pour la vitesse de refroidissement de la soudure. Il est donné par la formule suivante :

$$Q = \frac{U.I.60.\eta}{V.1000}$$

Q : Quantité de chaleur apportée (*KJ/mm*)
U : Tension (*Volt*)
I : Intensité (*Ampère*)
V : Vitesse du soudage (*mm/min*)
η : Rendement qui dépend de la procédure utilisée et des matériaux soudés.

Type de soudure

L'obtention d'une meilleure résistance pour une meilleure qualité de la soudure exige de faire un choix sur le type de soudure.

Le choix de type de soudure dépend de la procédure employée, des matériaux utilisés et de l'épaisseur de la pièce **[4]**.

Une normalisation existe pour la préparation des joints. Pour les aciers c'est la norme (*NF EN 29-692*) et pour l'aluminium c'est la norme (*NF A 89-310*) **[5]**.

Zone Affectée Thermiquement (ZAT)

C'est une partie de la zone du métal de base devant le cordon de soudure (figure **II.2**). Sa structure cristallographique et ses propriétés mécaniques ont été modifiées à cause de la quantité de chaleur subie pendant l'opération de soudage **[4]**.

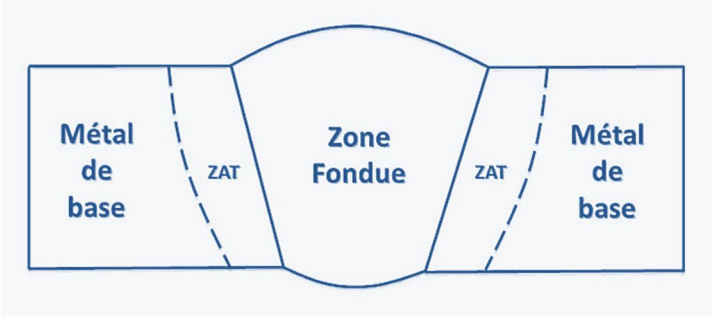


Figure II.2. *"Différentes zones dans une soudure".*

II.3. SOUDAGE A L'ARC

Dans cette étude, on s'intéresse surtout à ce type de soudage, car la jonction des deux pièces est réalisée par le procédé ***TIG***.

II.3.1. Arc de soudage

Un arc de soudage est un arc électrique amorcé par court-circuit entre deux électrodes. Entre l'électrode et la pièce à souder, l'arc se chauffe et ionise le gaz qui se trouve autour de lui ; il forme un état qui l'appelle état plasma **[4]**.

Cet état permet le passage du courant électrique jusqu'à la pièce à souder. La quantité de chaleur dégagée sera le facteur essentiel de fusion de l'électrode et à une partie de surface de la pièce à souder. Cette quantité de chaleur dépend des paramètres de l'alimentation (tension et intensité) de l'arc électrique. La température nécessaire au maintien de l'ionisation dépend aussi du gaz de protection utilisé.

Dans certains procédés de soudage avec électrode consommable l'arc joue deux rôles : il produit de la chaleur, et amène le matériau d'apport au bain de fusion **[4]**.

II.3.2. Gaz de protection

Le but de l'utilisation de gaz de protection est de protéger la soudure contre l'oxydation, les inclusions de laitier provoquées par l'oxygène, et contre le risque de porosités formées par le piégeage de l'azote **[4]**.

Le choix du gaz de protection dépend de la procédure utilisée, et de la nature du matériau soudé.

L'argon

C'est un gaz inerte, il convient particulièrement pour le soudage des aciers inoxydables et de l'aluminium. L'ajout d'une faible quantité de dioxyde de carbone ou d'oxygène améliore la qualité de la soudure, particulièrement en soudage à l'arc court.

L'hélium

C'est un gaz inerte caractérisé par sa forte conductivité thermique. L'ajout de l'argon augmente la vitesse de soudage et compense les pertes de chaleur par diffusion à l'intérieur de la pièce à souder. En revanche il gène l'amorçage de l'arc et son coût est très élevé.

Le dioxyde de carbone

Le dioxyde de carbone est le gaz le moins couteux. Il s'adapte bien au soudage des aciers galvanisés. Il ne convient pas au soudage à l'arc de pulvérisation.

L'hydrogène

C'est le gaz caractérisé par la réduction du phénomène d'oxydation. Il augmente l'apport de chaleur et la vitesse de soudage. Cependant, le risque d'avoir des fissures est très probable. C'est pourquoi on limite son utilisation au soudage des aciers austénitiques.

II.3.3. Domaines d'application de certains procédés de soudage

Soudage à l'arc avec électrodes enrobées

Ce procédé convient au soudage de touts les aciers, les fontes, les alliages de cuivre. Le matériel nécessaire est simple, son utilisation est pratique sur les chantiers et dans les travaux particuliers comme la chaudronnerie générale, la serrurerie…etc.

La productivité reste très faible par rapport aux autres procédés. La vitesse de soudage est moins rapide, et les joints de soudure formés ne sont pas très sophistiqués.

Soudage TIG

Le procédé ***TIG*** convient à tous les matériaux, sauf le plomb et le zinc. Il est utilisé surtout pour le soudage des aciers inoxydables, des matériaux légers tels que les alliages en aluminium et en magnésium.

Les outils de mécano soudeur ***TIG*** sont très utilisés pour le soudage des tuyaux et des plaques tubulaires dans les échangeurs de chaleur. Le soudage ***TIG*** se caractérise par la stabilité de son arc ; cela donne la facilité de souder dans n'importe quelle position. Le soudage sans le métal d'apport est possible dans certains cas.

II.4. SOUDAGE *TIG*

Le soudage ***TIG*** (*Tungsten Inert Gas*) ou ***GTAW*** (*Gas Tungsten Arc Welding*) est un procédé de soudage à arc. Son arc électrique est créé entre la pièce à souder (l'anode) et l'électrode en tungstène qui ne fond pas dans cette procédure. Le bain de fusion et l'arc sont entourés par un gaz de protection inerte dans lequel l'écoulement de ce gaz est assuré par une buse à gaz fixée à l'extrémité du pistolet à souder. L'électrode est située au centre de cette buse (figure **II.3**). L'utilisation de métal d'apport dans cette opération s'effectué sous deux formes, soit sous forme de baguette maniée manuellement par l'opérateur, soit sous forme de fil d'apport contrôlé automatiquement **[4]**.

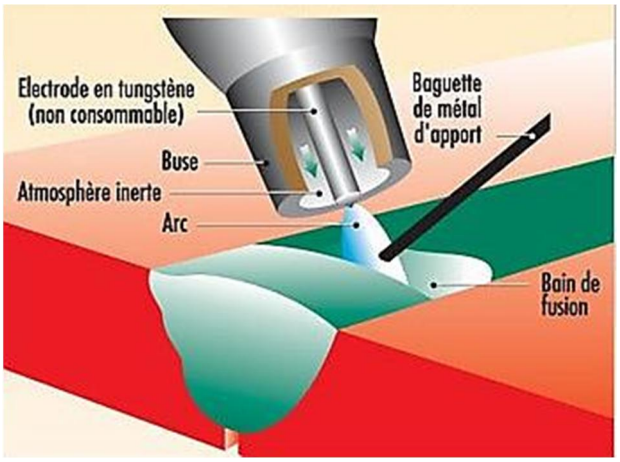


Figure II.3. *"Schéma de principe du soudage TIG"* **[13]**.

II.4.1. Matériel

Le matériel nécessaire dans ce procédé est le suivant :

- Pistolet à souder
- Équipement de contrôle
- Électrode
- Métal d'apport
- Gaz de protection
- Alimentation électrique

Le pistolet à souder

Le pistolet à souder doit être parfaitement isolé et facile à manier par l'utilisateur. Il existe deux types de pistolet à souder : le pistolet à refroidissement par air (l'intensité maximale de soudage est de 200 *A*), et le pistolet à refroidissement par eau (l'intensité maximale de soudage est de 400 *A*).

L'équipement de contrôle

L'équipement de contrôle dépend essentiellement du degré d'automatisation du processus de soudage. Ces équipements possèdent plusieurs systèmes d'asservissement qui assurent le contrôle automatique de la durée de postgaz et de prégaz de protection destiné à empêcher l'oxydation de l'électrode et du bain de fusion, le bon

fonctionnement de générateur dans la descente ou la remonte du courant pour le remplissage optimal de cratères **[5]**.

L'électrode

Dans cette procédure, l'électrode utilisée doit respecter certaines caractéristiques techniques :

- Une faible résistance électrique,
- Un point de fusion élevé,
- Une forte émission électrique,
- Une bonne conductivité thermique.

L'électrode en tungstène répond mieux à ces exigences. Cependant l'ajout de certains additifs améliore considérablement certaines caractéristiques. Le tableau **II.1** donne quelques exemples d'électrodes utilisé en soudage au TIG.

Tableau II.1. *"Exemples d'électrodes de soudage TIG conformes ISO 68 48"* **[6]**.

Additif	Proportion	Courant utiliser	Code de la couleur
Thorium	2%	Continu	Rouge
Zirconium	0.8%	Alternatif	Marron
Lanthane	1%	Continu/Alternatif	Noir
Cérium	2%	Continu/Alternatif	Gris

Les électrodes en tungstène pur sont utilisées pour le soudage de matériaux légers par un courant alternatif. L'ajout de 1 à 2% de l'oxyde de thorium dans l'alliage de l'électrode en tungstène améliore la stabilité de l'arc. En revanche, le meulage des électrodes qui contient de thorium présente un danger pour l'opérateur, parce que le thorium est radioactif. On peut utiliser à la place du thorium des oxydes non radioactifs tels que l'oxyde de zirconium, l'oxyde de cérium ou l'oxyde de lanthane.

Le métal d'apport

Pour le soudage des pièces de faible épaisseur (moins de 4 mm), l'utilisation de métal d'apport n'est pas nécessaire parce que le joint est entièrement formé par le métal fondu de la pièce à souder.

Pour le soudage des pièces épaisses l'utilisation d'un matériau d'apport sera importante pour former le joint de soudure. La qualité de la soudure peut être améliorée par le préchauffement du fil d'apport.

Le gaz de protection

Le gaz de protection utilisé pour souder les aciers non alliés, faiblement alliés, ou inoxydables est l'argon pur. Pour le soudage des aciers inoxydables duplex, on ajoute de l'hélium pour améliorer le transfert de chaleur.

Dans certaines conditions, l'utilisation de l'hélium pur comme gaz de protection

est préférable pour réaliser des soudures horizontales et en corniches.

L'alimentation

Le soudage ***TIG*** se fait sous deux types d'alimentation électrique, soit par un courant continu avec une électrode dont la polarité est négative, soit par un courant alternatif.

- ***Courant continu***

C'est le type de courant le plus utilisé, appelé également soudage en polarité directe (*DCSP, Direct Courent Straight Polarité*), L'électrode est reliée au pôle négatif du générateur. Le courent continu convient le soudage des aciers, des aciers inoxydables et du cuivre **[4]**.

Cette alimentation est contrôlée électroniquement au moyen d'un inverseur ou d'un montage redresseur à thyristor **[4]**.

Dans certains cas très rares, la pièce devient cathode et l'électrode devient anode. C'est qu'on appelle le soudage en polarité inverse (*DCRP, Direct Curent Reverse Polarity*). Ce type d'alimentation est utilisé pour détruire la couche d'oxyde qui se forme à la surface du joint soudé. C'est le cas des alliages en aluminium **[5]**.

- ***Courant alternatif***

Ce type de courant est utilisé pour le soudage des alliages en aluminium ou en magnésium. L'alternance de polarité de courant permet de faire le contrôle de pénétration et la désoxydation au moment du soudage **[5]**.

II.5. SOUDABILITÉ DES ACIERS INOXYDABLES

Le soudage des aciers par fusion peut se faire sous plusieurs procédures. Chaque procédure donne des propriétés métallurgiques et mécaniques qui se diffèrent selon l'acier utilisé.

La soudabilité est la capacité d'un procédé de soudage à aboutir à des caractéristiques de soudure aussi homogène que possible, soit dans la solidité du matériau affecté par le soudage, soit dans sa résistance à la corrosion. La formation de joints de soudure qui réponde à certains critères techniques dépend essentiellement du choix de la méthode du soudage, du mode opératoire exécuté, du type de métal d'apport et du matériau de base **[7]**.

II.5.1. Les aciers inoxydables austénitiques

Le refroidissement de ce type d'aciers ne présente aucun changement structural significatif, mais il se forme parfois des phases secondaires comme la phase ferritique au niveau du métal soudé et de la zone affectée thermiquement.

La phase ferritique permet d'empêcher la fissuration à chaud au niveau de la soudure. Cette phase est caractérisée par une bonne résistance à la corrosion intergranulaire pour les nuances d'aciers austénitiques stabilisés ou à bas taux de carbone. Le coefficient de dilatation de cette famille d'aciers est très élevé par rapport aux autres, ce qui favorise un risque de contraction dans le joint soudé **[7]**.

II.5.2. Les aciers inoxydables austénoferritiques

La présence de l'azote dans ces alliages améliore leur soudabilité. Au moment du soudage, le refroidissement du bain de fusion formé donne une structure ferritique qui se transforme ensuite en structure austénitique.

L'apport de chaleur joue un rôle important dans le soudage des aciers duplex. S'il est faible, le refroidissement rapide forme des nitrures de chrome qui réduisent leur résistance à la corrosion; dans le cas contraire, la faible vitesse de refroidissement favorise la formation de la phase σ qui fragilise la structure de la zone fondue et diminue les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion **[7]**.

II.5.3. Les aciers inoxydables martensitiques

La soudabilité des aciers martensitiques est mauvaise par rapport à d'autres types d'aciers. La trempe favorise la formation d'une zone fragile dans le matériau de base près de la ligne de fusion. Pour éviter ce problème, il est recommandé de faire le préchauffage du matériau de base à des températures adéquates. Ces températures sont déterminées selon la dimension du matériau à souder et le type de joint.

L'utilisation d'un métal d'apport de même type que celui du métal de base conduit à avoir des fissures transversales dans le cordon de soudure. Pour éviter ce risque on utilise un métal d'apport austénitique ou duplex **[7]**.

II.6. DIAGRAMMES DE CONSTITUTION DES JOINTS SOUDÉS APRES SOUDAGE

Ils permettent de prévoir la constitution des joints soudés en fonction de l'équivalent nickel (effet pondéré des γ-gènes) et de l'équivalent chrome (effet pondéré des α-gènes) **[6]**.

Ils facilitent le traitement du problème du soudage hétérogène en précisant les conditions permettant **[6]**:

- D'éviter la formation de martensite;
- De maintenir la tendance ferritique à un niveau convenable.

La figure **II.4** reproduit schématiquement le diagramme de *Schaeffler* pour lequel **[1]**:

$$Cr_{eq} = \%\ Cr + \%\ Mn + 1{,}5\ (\%\ Si) + 0{,}5\ (\%\ Nb)$$

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

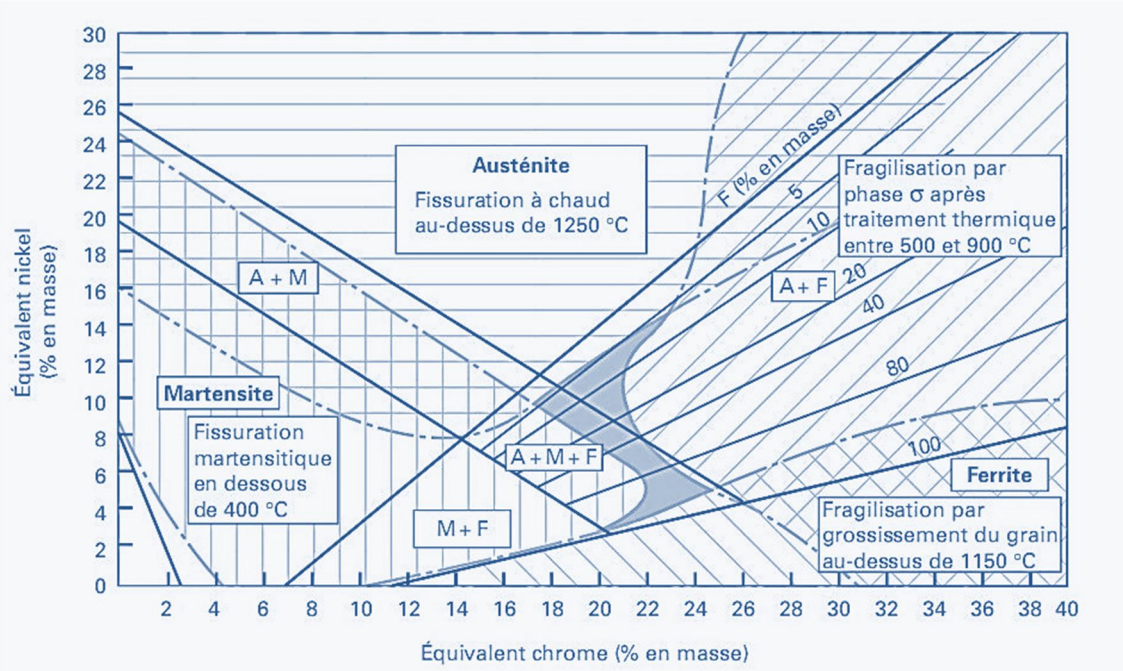


Figure II.4. *" Diagramme de constitution des aciers inoxydables à l'état brut de soudage, d'après Schaeffler"* **[1]**.

II.7. CONCLUSION

Le bon choix du type du procédé de soudage et ses paramètres, est primordial afin d'obtenir les meilleures propriétés structurales et mécaniques des assemblages.

En général les paramètres figurent dans une procédure qui doit être qualifiée au préalable par un opérateur homologué.

Parmi les données des procédures, il est important de choisir une source de chaleur intense et presque ponctuel et des températures d'interpasses adéquates; afin d'éviter d'exposer une large épaisseur du métal longtemps à des températures élevées; le cas contraire par exemple, peut engendrer la germination des phases intermétalliques et des carbures dans les aciers austénoferritiques, ou d'engendrer une trempe sévère au niveau de la *ZAT*.

La fatigue des métaux

Ce chapitre donne un aperçu sur le phénomène de fatigue, les facteurs d'influence, les diagrammes d'endurance ainsi que le principe de la flexion rotative et l'endurance des assemblages soudés.

III.1. INTRODUCTION

La fatigue est un phénomène qui survient d'une manière inopinée, elle concerne tous organes ou pièces mécaniques sollicitées par des charges cycliques. Par définition le terme *fatigue* décrit les stades de défaillances qui conduisent à la fissuration et à la ruine des matériaux.

Il est connu que les efforts ou les déformations variables et répétés entraine la modification des propriétés des matériaux.

Le caractère imprévu de ce phénomène a obligé les industriels et les chercheurs à allouer une très grande importance aux études des causes qui y sont responsables. D'autant plus dans les domaines sensibles tel que le nucléaire, l'aéronautique, l'hydrocarbure, le secteur des parques roulants…

Ce chapitre est un aperçu sur le phénomène de fatigue, il englobe : les stades d'évolution des ruptures par fatigue, les causes responsables du phénomène, des méthodes de calcul est enfin une description de la flexion rotative est la fatigue dans les assemblages soudés.

III.2. APERÇU SUR LE PHÉNOMÈNE DE FATIGUE

III.2.1. Mécanismes de fatigue

L'incident le plus fréquent et le plus grave susceptible de survenir à une structure mécanique est sa rupture par la fatigue. La fatigue correspond à une succession, apparemment continue, de phénomènes complexes : écrouissage, détérioration locale du matériau, et entraîne l'apparition des premières microfissures (phase d'amorçage) ; puis, la progression lente ou rapide de ces microfissures aboutit à la rupture finale de la structure (phase de propagation). La nature localisée du phénomène de rupture par fatigue rend indispensable le tracé soigneux du trajet de déplacement des chargements à l'intérieur d'une structure. Le déplacement des chargements à travers la structure doit être suivi jusqu'aux composants et la distribution de la contrainte à l'intérieur des différents composants doit être analysée afin de définir les zones critiques de contrainte élevée. Les matériaux métalliques sont, dans la plupart des cas, polycristallins. Du fait des différentes orientations des grains, des dislocations, des précipités, des secondes phases, et d'autres micro ou macrodéfauts, il existe une anisotropie et une hétérogénéité locales dans les polycristaux. La fissuration par la fatigue s'amorce toujours à partir des grains ou des précipités le plus défavorablement orientés par rapport aux directions de contraintes ou de déformations maximales. Ensuite, ces fissures se propagent selon certains plans cristallographiques. C'est pour cette raison que la fatigue des métaux est étroitement liée à la microstructure des matériaux **[8]**.

On distingue habituellement trois périodes pour décrire la ruine des métaux par la fatigue :

- Période d'amorçage des fissures;
- Période de propagation;
- Rupture brutale.

Ces trois périodes représentent des fractions de durée de vie différentes suivant les matériaux et les caractéristiques des sollicitations **[8]**.

III.2.1.1. Période d'amorçage

L'amorçage des fissures est toujours dû à une déformation plastique localement concentrée. Les fissures de fatigue s'amorcent souvent à la surface des métaux. Les raisons en sont les suivantes :

- Dans les composants mécaniques, les contraintes superficielles sont plus importantes qu'à cœur. Cela est dû à la concentration de contrainte et au mode de sollicitation comme la flexion ou la torsion ;
- Les grains, à l'intérieur de la pièce, sont entourés d'autres grains, les grains en surface sont donc plus libres de générer des glissements ;
- Les grains en surface sont en contact direct avec l'environnement, souvent défavorable à la résistance des matériaux ;
- A la surface d'un composant, il existe souvent des rayures ou des stries

d'usinage qui réduisent la résistance à la fatigue.

Dans la plupart des cas, cette période n'intéresse guère le mécanicien de base. Les phénomènes mis en jeu sont d'une très grande finesse et seuls de puissants moyens de laboratoire sont capables de mettre en évidence les signes annonciateurs d'un endommagement qui peut devenir irréversible. Cependant, avec le développement de différentes techniques avancées, comme l'émission acoustique, il est tout à fait possible de détecter ces phénomènes à l'échelle industrielle pour certains composants ou certaines structures critiques. Il est également à signaler que, jusqu'à un certain seuil d'endommagement, il est possible, par de judicieux traitements mécaniques et/ou thermiques, de faire disparaître l'endommagement et donc de revenir à un état initial non endommagé. Il est aujourd'hui clairement établi que la période d'amorçage des fissures joue un rôle capital et beaucoup plus important que ce que l'on pensait dans le passé. En effet, même dans une éprouvette lisse simple, la période d'amorçage peut occuper une fraction de temps très importante par rapport à la durée de vie totale. Une amélioration des performances sur cette période, grâce à des traitements de surface adéquats, peut augmenter considérablement la durée de vie d'un composant mécanique. Quand la pièce a malgré tout subi un endommagement irréversible, elle entre dans la période de propagation à partir des microfissures formées **[8]**.

III.2.1.2. Période de propagation

Dans beaucoup de composants et de structures mécaniques, la résistance à la fatigue est plutôt liée à la résistance à la propagation des fissures. Dans certains cas, les microfissures peuvent apparaître très tôt dans un processus de fatigue. On distingue en général deux phases de développement de fissures **[8]** :

- *Stade I* ou propagation des microfissures ;
- *Stade II* ou stade de propagation d'une des microfissures, qui devient alors la fissure de fatigue et conduira à la ruine de la pièce.

➢ ***Stade I***

Les microfissures suivent les bandes de glissement dans lesquelles elles sont nées, en restant approximativement parallèles au plan de la scission maximale. La vitesse de propagation des fissures est très faible En général, la longueur de la fissure du *stade I* se limite à une taille de quelques grains. À cause de la difficulté rencontrée pour l'observation de la fissure, il n'existe pas de norme reconnue pour distinguer clairement le *stade I* du *stade II*. Quoi qu'il en soit, ces défauts ne sont alors décelables qu'à l'aide de moyens complexes (méthodes électriques, émission acoustique ou ultrasonore) **[12]**.

➢ ***Stade II***

Le champ des contraintes évoluant lorsque l'on pénètre à l'intérieur de la pièce, une des microfissures va quitter le plan de la scission maximale pour suivre le plan de la contrainte de tension maximale et, par effet de décharge, stopper la propagation de ses congénères. La vitesse de la propagation, d'abord très faible (quelques dixièmes de nanomètre par cycle, c'est-à-dire quelques $10^{-4}\ \mu m$ par cycle), va augmenter progressivement jusqu'à atteindre quelques micromètres par cycle. C'est durant cette

période que des contrôles de la pièce permettent de détecter la fissure qui va conduire à la ruine et d'agir en conséquence (remplacement, réparation, surveillance) **[12]**.

III.2.1.3. Rupture brutale

Lorsque la fissure intéressant une section de la pièce telle que la section résiduelle est trop faible pour supporter les sollicitations appliquées, il se produit la rupture brutale catastrophique **[8]**.

III.2.2. Facteurs d'influence

Le phénomène de fatigue est un processus complexe. Le nombre de facteurs d'influence est très important. S'il est possible de tester les matériaux sous certaines conditions, il sera difficile de réaliser tous les essais avec une sollicitation représentative et la géométrie réelle des composants mécaniques. Il est cependant intéressant d'analyser rapidement le rôle et l'effet de chaque paramètre pouvant changer les éléments d'appréciation. Il n'est pas possible de considérer les effets de manière intégrée. Chaque paramètre est donc analysé de manière séparée. On distingue différents types de paramètres (figure **III.1**), les facteurs relatifs à la sollicitation et à l'environnement, à la géométrie et aux matériaux…, le schéma suivant résume tout les facteurs influençant sur la fatigue :

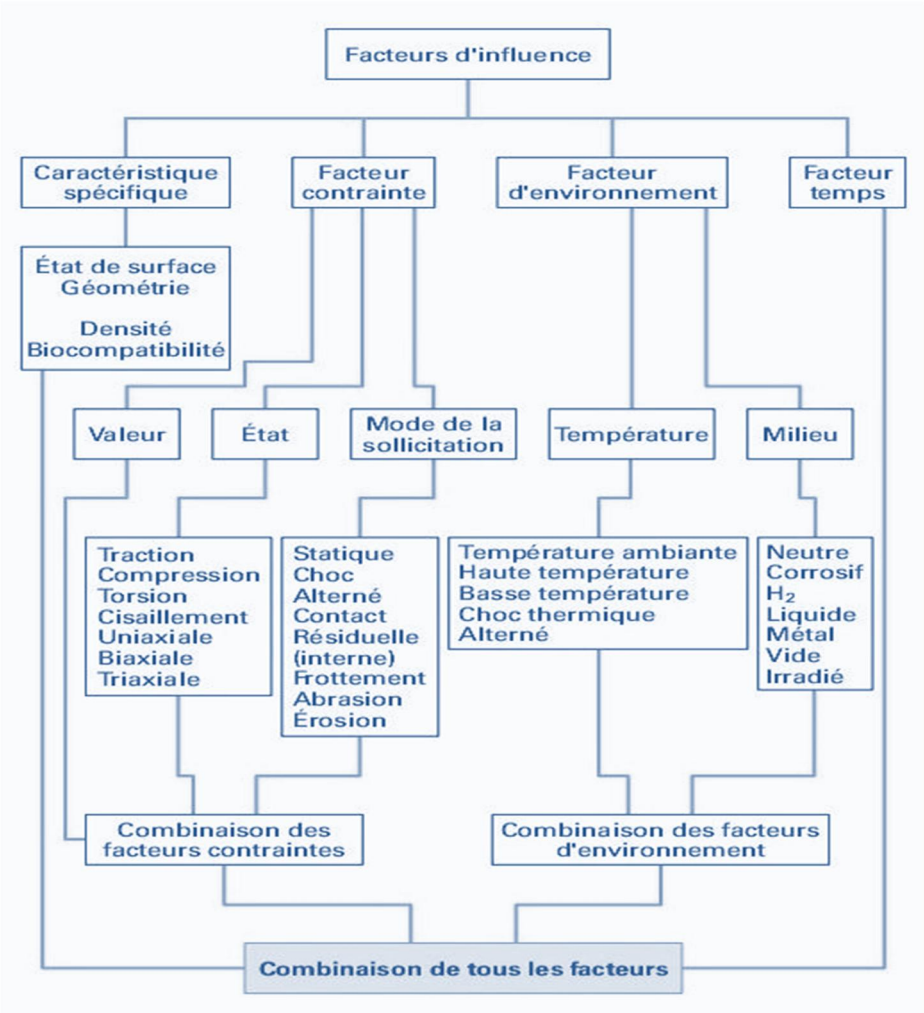


Figure III.1. *"Diagramme d'analyse des facteurs d'influence"* **[10]**.

III.3. DÉFINITION ET SYMBOLISATION DES TERMES UTILISÉS EN FATIGUE

III.3.1. Contrainte nominale

La contrainte prise en compte au cours de l'essai de fatigue est une contrainte nominale. Elle est calculée par rapport à la section nette de la pièce ou de l'éprouvette considérée, à l'aide des formules usuelles de la résistance des matériaux (*RDM*) relatives au domaine élastique. Elle ne fait pas intervenir la concentration de contraintes due à des entailles ou d'autres causes. La contrainte normale est exprimée par $\boldsymbol{\sigma}$, la contrainte de cisaillement (ou de torsion) par $\boldsymbol{\tau}$.

La contrainte calculée est exprimée en newtons par mètre carré (N/m^2) ou en Pascal ($1\ Pa = 1\ N/m^2$). Le pascal étant une unité très petite, on utilise de préférence le mégapascal ou le newton par millimètre carré ($1\ MPa = 1\ N/mm^2$) **[8]**.

III.3.2. Cycle de contrainte

Il y a cycle de contrainte quand une contrainte d'amplitude variable dans le temps se répète périodiquement. Le plus utilisé est le cycle sinusoïdal. Les contraintes sinusoïdales sont les seules que nous considérerons par la suite.

Pour une sollicitation donnée, on peut admettre que tout se passe comme si l'on avait affaire à deux contraintes superposées :

- L'une constante, que l'on appelle *contrainte moyenne*, notée $\boldsymbol{\sigma_m}$, considérée comme *statique* et pouvant prendre des valeurs négatives, positives ou nulles ;
- L'autre, purement *alternée*, notée $\pm\boldsymbol{\sigma_a}$, considérée comme dynamique, on l'appelle aussi amplitude de contrainte ($\boldsymbol{\sigma_a}$).

Voici quelques termes et symboles complémentaires utilisés pour décrire un cycle de contrainte, à savoir la contrainte maximale ($\boldsymbol{\sigma_{max}}, \boldsymbol{\tau_{max}}$), la contrainte minimale ($\boldsymbol{\sigma_{min}}, \boldsymbol{\tau_{min}}$) et le rapport des contraintes ($\boldsymbol{R_\sigma}$ ou $\boldsymbol{R_S}$), ainsi que les divers types de cycles de contraintes **[8]**.

III.3.3. Limite de fatigue

Pour une contrainte moyenne $\boldsymbol{\sigma_m}$ donnée, la limite de fatigue est la plus grande amplitude de contrainte pour laquelle il n'est pas constaté de rupture après un nombre infini de sollicitations (figure **III.2**). La limite de fatigue se note $\boldsymbol{\sigma_D}$ lorsque la contrainte moyenne $\boldsymbol{\sigma_m}$ est nulle (limite de fatigue purement alternée) et $\boldsymbol{\sigma_{aD}}$ lorsque $\boldsymbol{\sigma_m}$ est différente de zéro (limite de fatigue alternée, répétée ou ondulée). Dans ce dernier cas, la valeur de $\boldsymbol{\sigma_m}$ doit impérativement être associée à celle de $\boldsymbol{\sigma_{aD}}$.

Dans le cas particulier des aciers, on a expérimentalement constaté que ce nombre infini de sollicitations peut être ramené à 10^7 cycles. En revanche, pour les aciers en présence de corrosion et pour certains alliages d'aluminium, de cuivre ou de titane, rien

de semblable n'a encore été constaté. Par contre, quand on sollicite une éprouvette avec une fréquence élevée, on peut constater que le comportement peut être modifié même au-delà de 10^7 cycles. De récentes études montrent que cette limite n'existe pas dans le cas de la fatigue vibratoire avec un nombre de cycles important (giga cycles)

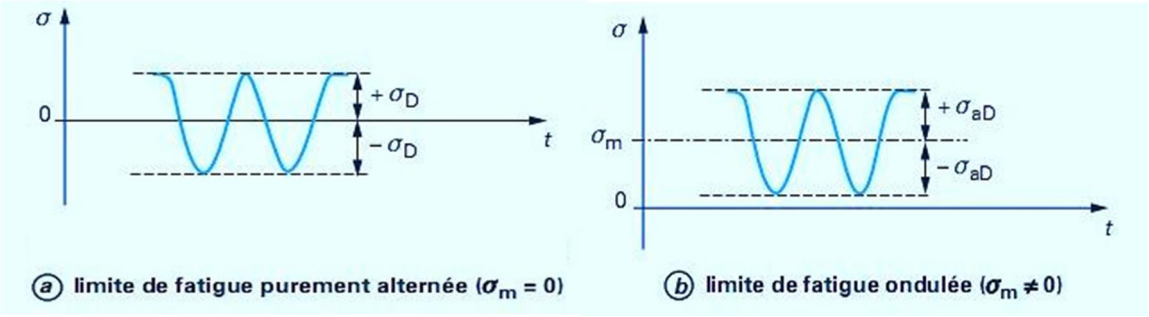


Figure III.2. *"Limite de fatigue : Définitions"* **[8]**.

III.3.4. Limite d'endurance

Pour une contrainte moyenne σ_m, la limite d'endurance est la plus grande amplitude de contrainte pour laquelle il est constaté 50% de rupture après un nombre fini N (appelé censure) de sollicitations. La limite d'endurance en contraintes purement alternées s'écrit $\sigma_D(N)$.

Cette définition est tout à fait générale puisqu'elle couvre tout le domaine de la fatigue dite classique (5.10^4 à 10^7, voire 10^9 cycles). Quand on considère les limites d'endurance à 10^5 et 10^7 cycles, on devrait donc écrire $\sigma_D(10^5)$ et $\sigma_D(10^7)$.

Dans le cas des aciers, pour des raisons de commodité d'écriture et parce qu'en fait, la limite d'endurance à 10^7 cycles se confond pratiquement avec la limite de fatigue, on notera cette valeur par σ_D, réservant la notation $\sigma_D(N)$ aux valeurs de limite d'endurance à moindre nombre de cycles (domaine d'endurance limitée ou de ruptures sûres) **[8]**.

III.4. DIFFÉRENTS TYPES DE COURBES ET DIAGRAMMES

Dans cette étude, on s'intéresse surtout au cas de la fatigue uniaxial car les essais réalisés sont des essais de flexion rotative.

Il existe un certain nombre de représentations possibles des résultats obtenus au cours d'essais de fatigue, suivant l'arrangement que l'on adopte pour les paramètres intervenant dans la mesure, et qui sont :

- Le temps, sous la forme du nombre de cycles N ;
- Les contraintes statiques : R_e, R_m, σ_m ;
- Les contraintes dynamiques : σ_{max}, σ_{min}, σ_a.

Ces représentations sont faites sous la forme de courbes de *Wöhler*, de courbes d'équiprobabilité de rupture et de diagrammes d'endurance.

III.4.1. Courbe *contrainte-nombre de cycles à rupture* ou courbe de *Wöhler*

L'essai de fatigue le plus simple consiste à soumettre chaque éprouvette à des cycles d'efforts périodiques, d'amplitude maximale et de fréquence constante, et à noter le nombre de cycles N_r au bout duquel la rupture se produit. On reporte ce nombre N_r, en général sur une échelle logarithmique, en fonction de la contrainte maximale des cycles. À chaque éprouvette correspond un point du plan (σ, N) et, à partir d'un lot d'éprouvettes soumises à des contraintes maximales différentes, on obtient une courbe qui a l'allure de celle représentée sur la figure **III.3**.

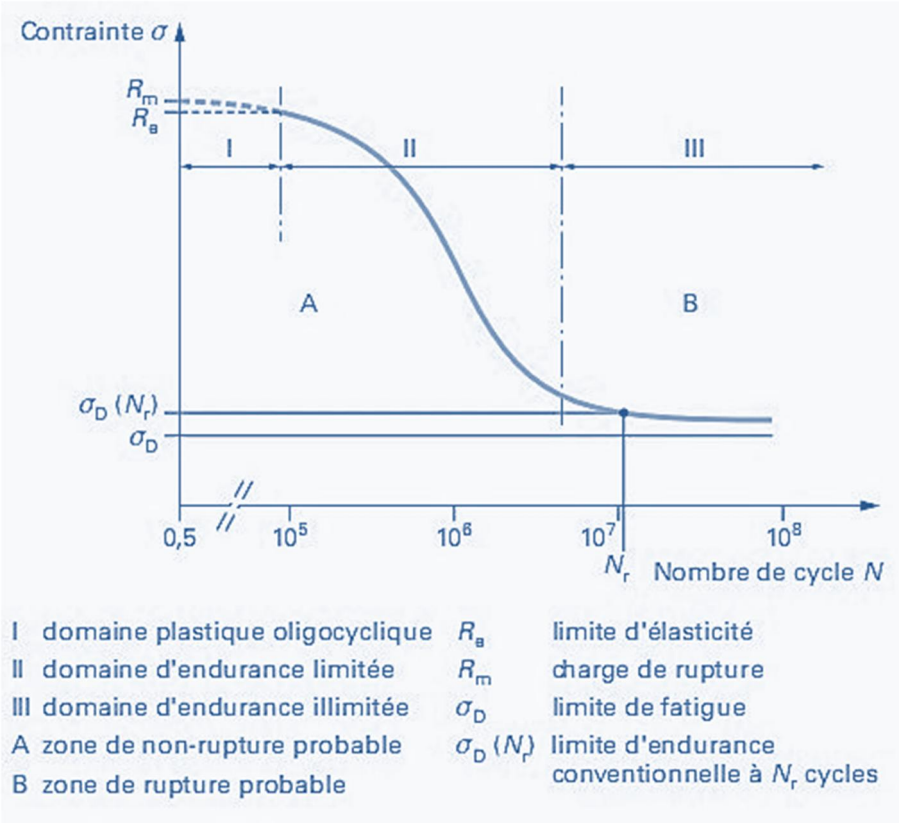


Figure III.3. *"Diagramme d'endurance et courbe de Wöhler"* **[9].**

Sur cette courbe, connue sous les noms de courbe de *Wöhler* et courbe *S-N* (*Stress-Number of cycles*), on peut distinguer trois domaines **[9]**:

Zone I : Zone de fatigue plastique oligocyclique, sous forte contrainte ; la rupture survient après un très petit nombre d'alternances et est précédée d'une déformation plastique notable ;

Zone II : Zone de fatigue ou d'endurance limitée, où la rupture est atteinte après un nombre limité de cycles, nombre qui croît quand la contrainte décroît ;

Zone III : Zone d'endurance illimitée ou zone de sécurité, sous faible contrainte, pour laquelle la rupture ne se produit pas avant un nombre N_F donné de cycles : 10^7, 3.10^7 et même 10^8 ou 10^9, supérieur à la durée de vie envisagée pour la pièce.

Dans de nombreux cas, on peut tracer une branche asymptotique à la courbe de *Wöhler*, l'asymptote étant la limite d'endurance ou limite de fatigue σ_D. Par contre, dans certains cas, il ne semble pas qu'il y ait d'asymptote horizontale : c'est par exemple ce qui se produit lorsqu'il y a simultanément fatigue et corrosion.

III.4.2. Diagramme de *Haigh*

Il apparaît utile de préciser ici la façon pratique de construire un diagramme d'endurance, par exemple le diagramme de *Haigh*.

Ce diagramme représente la variation de l'amplitude de la contrainte σ_a en fonction de la contrainte moyenne σ_m pour un nombre de cycles à rupture N_r (ou censure) donné (figure **III.4**). Il a l'avantage de bien montrer que tout se passe comme si la sollicitation résultait de la composition d'une contrainte moyenne constante statique et d'une contrainte purement alternée dynamique **[8]**.

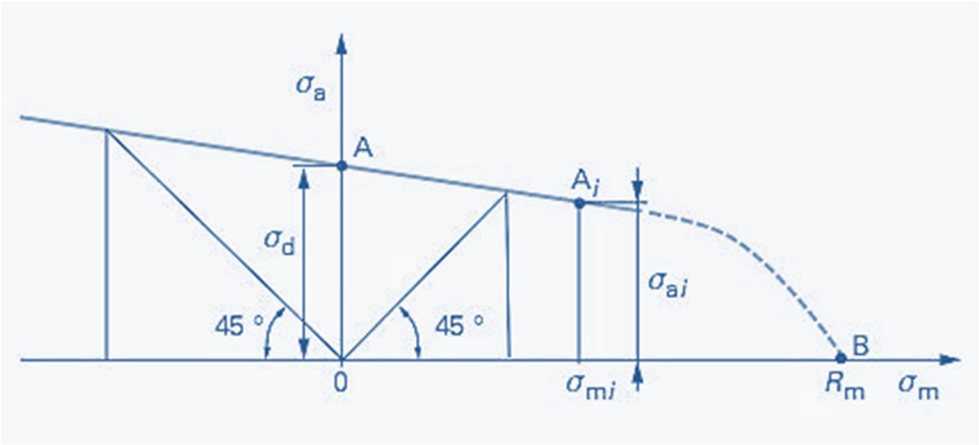


Figure III.4. *"Diagramme de Haigh : résultats théoriques"* **[8]**.

Les points particuliers, ou points clés, A et B correspondent respectivement à la limite d'endurance purement alternée σ_D (σ_m = 0, donc sur l'axe des ordonnées) et à la résistance à la traction R_m (σ_a = 0, donc sur l'axe des abscisses).

Expérimentalement, la construction du diagramme de *Haigh* résulte **[8]**:

- d'essais statiques : point B sur l'axe des abscisses ;
- d'essais dynamiques purement alternés ($\sigma_m = 0$) : point A sur l'axe des ordonnées ;
- d'un certain nombre d'essais dynamiques à contrainte moyennes σ_{mi} différentes non nulles : points A_i.

Plusieurs représentations de la courbe AB ont été proposées, qui permettent de construire un diagramme d'endurance approché lorsque l'on ne connaît que la limite d'endurance en sollicitation purement alternée et les caractéristiques mécaniques statiques (R_e, R_m) du matériau (figure **III.5**) **[8]**:

- Droite de *Söderberg* : $\sigma_a/\sigma_D + R_m / R_e = 1$
- Droite de *Goodmann* : $\sigma_a/\sigma_D + \sigma_m / R_m = 1$
- Parabole de *Gerber* : $\sigma_a/\sigma_D + (\sigma_m/R_m)^2 = 1$
- Parabole de *Dietmann* : $(\sigma_a/\sigma_D)^2 + \sigma_m / R_m = 1$

Mais l'expérience montre que :

- la droite de *Söderberg* et, dans une moindre mesure, la droite de Goodman sont trop pénalisantes pour $\sigma_m > 0$ et trop optimistes pour $\sigma_m < 0$;
- la parabole de *Gerber* est assez juste pour $\sigma_m > 0$ mais elle est pénalisante pour $\sigma_m < 0$ puisqu'elle ne rend alors pas compte de l'augmentation de l'endurance dans ce domaine ;
- la parabole de *Dietmann* est également juste pour $\sigma_m > 0$ et pour $\sigma_m < 0$ de faible niveau ; en revanche, elle peut être optimiste pour de fortes valeurs de contraintes moyennes de compression.

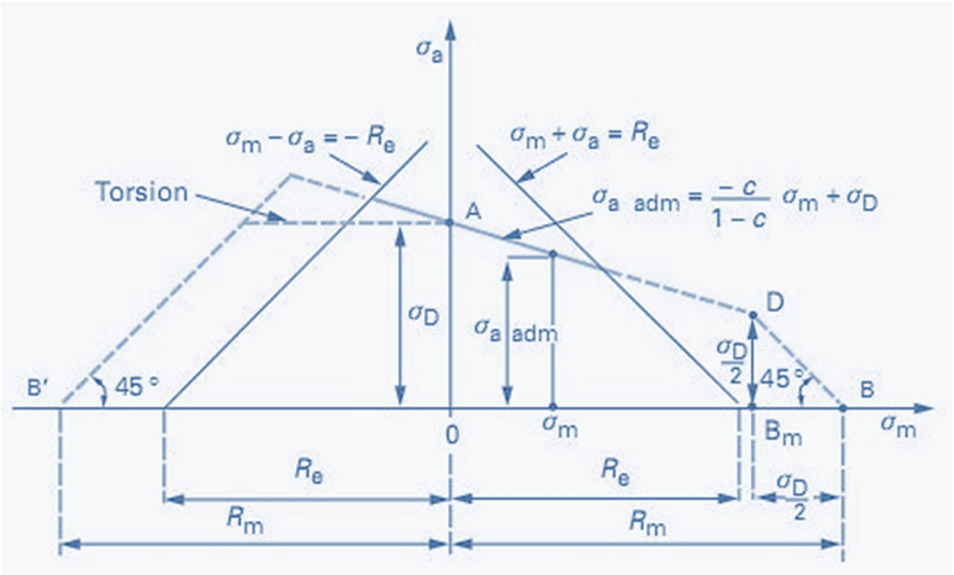


Figure III.5. *"Diagramme de Haigh : Construction générale et équations"* **[8]**.

Pour ces différentes raisons et en accord avec l'expérience, la meilleure forme de diagramme apparaît être celle du diagramme de *Goodman* et adaptée au diagramme de *Haigh* de la manière suivante (figure **III.6**) **[8]**:

- sur l'axe des abscisses et à gauche du point B, porter une longueur égale à σ_D / 2 jusqu'au point B_m ;
- à partir de ce point B_m et sur une verticale, porter une longueur égale à σ_D / 2 jusqu'au point D ;
- relier linéairement les points A et D, ce qui matérialise la frontière du domaine admissible de l'amplitude de la contrainte alternée σ_{aadm}, frontière d'équation :

$$\sigma_{aadm} = -C\,\sigma_m / (1-C) + \sigma_{D0}$$

Pour : $(C-1)\,(R_m - \sigma_D) \leq \sigma_m \leq R_m - (\sigma_D / 2)$

Avec : $C = ½\,(\sigma_D / R_m)$ demi rapport d'endurance.

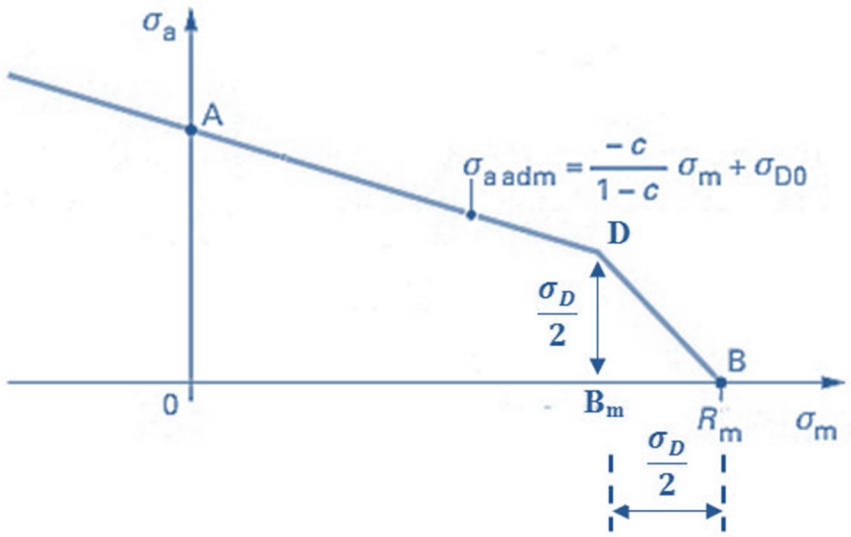


Figure III.6. *"Adaptation du diagramme de Goodman au diagramme de Haigh "* **[8]**.

Le domaine limité par la courbe AB et les deux axes de coordonnées représente le ***domaine de fonctionnement autorisé*** avec le matériau pour avoir une durée de vie supérieure ou égale au nombre de cycles pour lequel a été déterminée la limite d'endurance **[8]**.

III.5. ESSAIS DE FATIGUE PAR FLEXION ROTATIVE

III.5.1. Principe des essais de flexion rotative

Dans les essais de flexion rotative, toutes les fibres consécutives, sauf la fibre neutre, sont successivement tendues puis comprimés. Ce mode de sollicitation s'obtient généralement par la rotation de l'éprouvette soumise à un effort de flexion de direction fixe.

L'éprouvette peut être montée en console (en porte-à-faux) ou sur deux appuis. Si l'effort est appliqué en un point, le moment de flexion varie linéairement le long de l'éprouvette (figure **III.7** et figure **III.8**). Si l'effort est appliqué en deux points, le moment de flexion peut être constant tout le long de la partie de l'éprouvette (figure **III.9** et figure **III.10**) **[11]**.

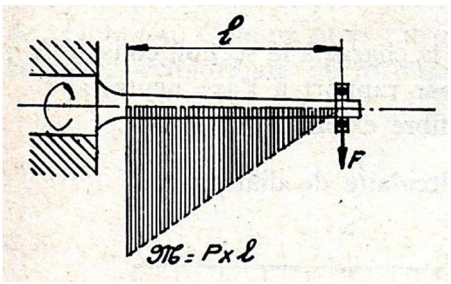


Figure III.7. *"Flexion rotative en console"* **[11]**.

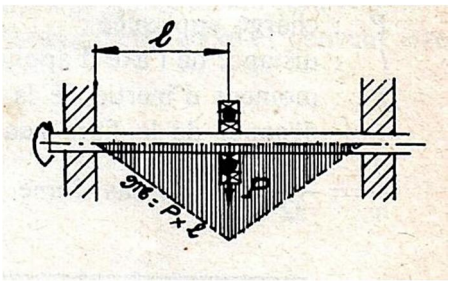


Figure III.8. *"Flexion rotative sur deux appuis"* **[11]**.

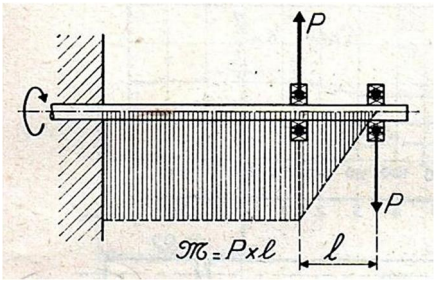


Figure III.9. *"Flexion rotative en console avec moment constant"* **[11]**.

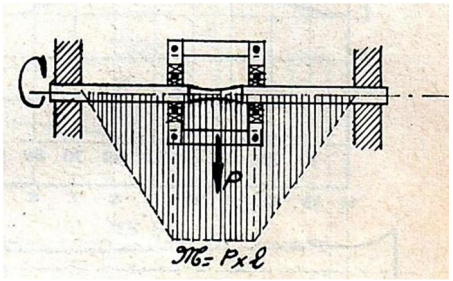


Figure III.10. *"Flexion rotative sur deux appuis avec application de l'effort en 2 points: moment constant"* **[11]**.

Dans chaque cas, l'éprouvette tourne à une certaine vitesse, le plus souvent de *1500* à *12000 tr/min*, et supporte l'effort (donné par un poids ou un ressort) par le moyen d'une chape montée sur un roulement à billes. On obtient un axe d'application de l'effort rigoureuse vertical, en dépit de la flexion de l'éprouvette, en utilisant un roulement à billes orientable ou bien en munissant la chape de couteux.

Les contraintes agissant sur chaque fibre varient ainsi en fonction du temps suivant une loi sinusoïdale avec une valeur moyenne nulle; chaque révolution correspondant à une période ou à un cycle de l'effort.

Pour les fibres externes qui sont les plus sollicitées, l'amplitude de la variation de l'effort est maximale ; c'est cette amplitude qui intervient dans le calcul de la contrainte, la fréquence des révolutions étant par ailleurs constante pendant toute la durée de l'essai **[11]**.

La contrainte de la fibre externe se calcule dans chaque cas par la formule de *Navier* **[11]**:

$$\sigma = \frac{M}{\frac{I}{v}}$$

Dans le cas de la flexion en porte-à-faux ou en console :

M : Moment fléchissant par rapport à la section considérée $M = F.l$;

F : Charge appliquée ;

l : Distance de l'axe d'application de la charge à la section considérée ;

I : Moment d'inertie de la section par rapport à l'axe neutre ;

v : Distance de la fibre neutre à la fibre externe.

$\frac{I}{v} = \frac{\pi d^3}{32}$: Module de résistance en flexion de l'éprouvette par rapport à son axe neutre dans le cas d'une section circulaire de diamètre d.

Cette formule de *Navier* suppose une variation linéaire des contraintes du centre au périphérique de l'éprouvette. Or, l'expérience montre qu'il n'en est pas ainsi et que les efforts alternés ont pour effet de produire une accommodation du métal qui, mettant en tension la fibre centrale, modifie la répartition des contraintes dans la section. La limite d'endurance dépend ainsi de la dimension des éprouvettes de flexion.

Un autre mode d'essai qui correspond à une flexion rotative, en ce sens que toutes les fibres consécutives sont successivement tendues et comprimées, est celui où l'éprouvette est fixe, encastrée, ou par l'effet de la force centrifuge au moyen d'une masse excentrée, ou par un ressort dont la déformation est étalonnée statiquement.

Ce dispositif, utilisé par *H.F. Moore* et *Krouse*, a l'avantage de permettre une mesure facile de la température dans les essais de fatigue à chaud ou à froid; l'éprouvette, creuse, servant au logement d'un couple thermoélectrique.

III.5.2. Éprouvettes d'essai de flexion rotative

Les éprouvettes utilisées par les différents expérimentateurs sont toujours de révolution. Celles-ci peuvent être coniques, cylindriques ou toroïdales.

Dans le cas des éprouvettes coniques qui sont essayées sur des machines à moment linéaire, on calcule la conicité de façon à avoir une contrainte de flexion sensiblement constante tout le long de la partie utile de l'éprouvette.

La contrainte pour toutes les sections de cette éprouvette est calculée par la formule de *Navier* **[11]**:

$$\sigma = KP \qquad \text{avec} \qquad K = \frac{32}{\pi}\frac{l}{d^3}$$

Des éprouvettes de forme toroïdale, à grand rayon de gorge et permettant de localiser la section de rupture, sont aussi utilisées : *R.R. Moore* a employé l'éprouvette

qui se montre sur les machines de flexion rotative américaines (figure **III.11**), tandis qu'on emploie très couramment les éprouvettes *Schenck* (figure **III.12**) sur les machines de ce constructeur **[11]**.

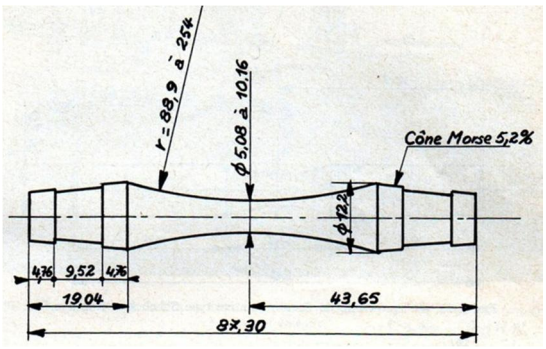


Figure III.11. *"Éprouvette de flexion rotative type R.R. Moore"* **[11]**.

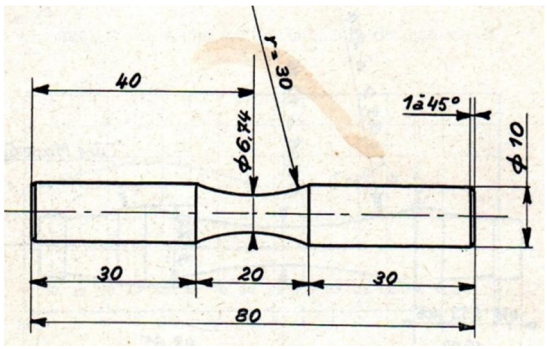


Figure III.12. *"Éprouvette de flexion rotative type Schenck « Rapid »"* **[11]**.

L'Aéronautique français a normalisé, en *1938*, une éprouvette toroïdale de fatigue dont les dimensions très réduites permettent son prélèvement dans bon nombre de pièce devant résister à la fatigue **[11]**.

Les éprouvettes cylindriques sont essayées sur des machines à moment constant. Dans ce cas, la rupture de l'éprouvette peut se produire indifféremment tout le long de la partie utile **[11]**.

Nous donnerons plus de détails sur ce type d'éprouvettes dans le chapitre *"Techniques Expérimentales"*.

III.5.3. Machines de flexion rotative à moment linéaire

Wöhler réalisa, vers *1870*, la première machine d'essai à flexion rotative en porte-à-faux. Dans cette machine double (figure **III.14**), l'effort était donné par la tension d'un ressort, et la vitesse était de *80 tr/min* **[11]**.

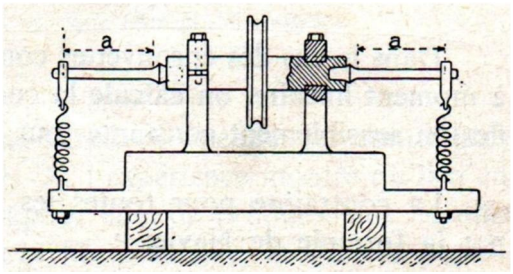


Figure III.14. *"Machine de Wöhler"* **[11]**.

Sur le même principe a été réalisé un grand nombre de machines, par exemple : les machines *Amsler*, *Trayvou*, *Alkan*, *Prot*…

III.6. ENDURANCE DES ASSEMBLAGES SOUDÉS

Les assemblages soudés ont en général une endurance inférieure à celle du métal qui les constitue, d'abord parce que qu'ils présentent des changements de section, des angles rentrants ou sortants, et ensuite parce qu'il existe pour eux des causes particulières de diminution de la résistance à la fatigue telles que les cordons de soudure…etc. Il est donc indispensable de faire des essais sur les assemblages soudés pour connaitre leur résistance à la fatigue.

Facteurs de l'endurance des assemblages soudés

La résistance d'un assemblage soudé bout à bout est en général égale à celle du métal de base, la rupture se produisant en dehors du cordon de soudure (à moins que la soudure ne soit elle-même très mauvaise). Par contre, la résistance à la fatigue est toujours inférieure pour l'assemblage soudé et la rupture à lieu presque toujours au ras du cordon de soudure (figure **III.16**) **[11]**.

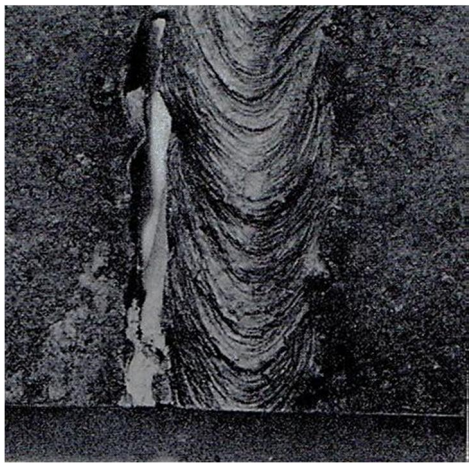


Figure III.16. *"Rupture de fatigue au ras du cordon de soudure"* **[11]**.

a) Forme du cordon et présence de défauts

Par suite de la nature des assemblages soudés, les cordons de soudure introduisent des changements de section conduisant à l'apparition de concentrations de contrainte (figure **III.17**). Dans ces conditions, les défauts de soudure tels que les soufflures, les manques de pénétrations, les inclusions d'oxydes, les criques, les caniveaux ou dénivellations, les morsures de bord, etc…, peuvent créer des amorces de rupture **[11]**.

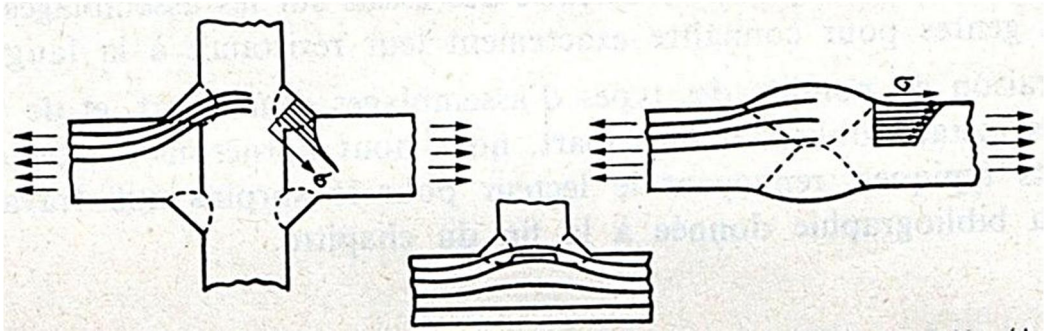


Figure III.17. *"Lignes de force et points de contrainte dans les assemblages soudés"* **[11]**.

Une étude systématique de l'influence de la forme du joint soudé a été effectuée par *Sanders*, *Derecho* et *Munse* sur des éprouvettes usinées dont le profil est analogue à celui d'une éprouvette avec joint soudé. Ils ont ainsi pu faire varier de façon continue le rayon ***r*** et l'angle ***θ*** de raccordement du joint simulé (figure **III.18**). L'augmentation de ***r*** ou la diminution de ***θ*** augmente l'endurance. L'influence de ***r*** devient négligeable lorsque ***θ*** est inférieur à 10 ou 15° et l'influence de ***θ*** devient négligeable soit lorsque sa valeur dépasse 40° soit lorsque ***r*** dépasse 6 à 10 *mm*. Cette influence de l'angle de raccordement avait été également indiquée par *Newman* et *Gurney*.

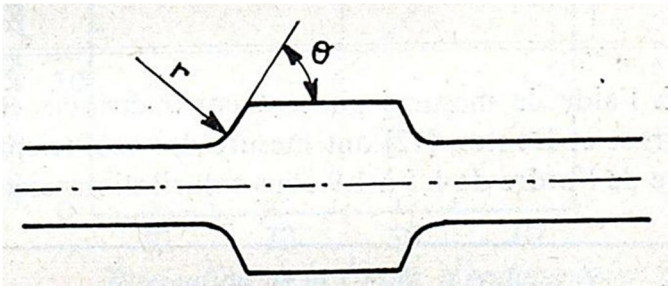


Figure III.18. *"Paramètres des joints simulés étudiés par Sanders, Derecho et Munse"* **[11]**.

En opérant de façon analogue, par usinage de joints simulés, *Yamaguchi*, *Terada* et *Nitta* ont conclu, par comparaison avec des joints soudés de même forme, que c'est la concentration de contrainte introduite par la forme du joint qui provoque la diminution d'endurance. Dans le cas de joints soudés bout à bout, le paramètre le plus important serait l'angle de raccordement.

Cependant *Watanabe*, *Nagai*, *Otsuka* et *Nagata* ont déterminé des sensibilités à l'entaille plus élevées dans le métal de la soudure et dans la zone affectée thermiquement que dans le métal de base. Ceci expliquerait que la fissure se propage dans ces zones **[11]**.

b) Nature du métal de base et du métal d'apport

La nature du métal de base qui conditionne la relaxation des contraintes agira sur l'endurance de l'assemblage.

Par des essais effectués sur des aciers de construction faiblement alliés, *Payvar* et *Vasarhelyi* ont constaté que la durée de vie d'éprouvettes entaillées et de joints soudés était plus faible que celle des éprouvettes en acier au carbone de comparaison. Cependant, avec tous ces aciers, pour la même entaille, les soudures présentaient une durée de vie supérieure à celle du métal de base.

Un traitement de normalisation après soudage apporte, d'après *Gurney*, une légère augmentation de l'endurance des aciers doux : l'effet bénéfique de la suppression des contraintes est partiellement compensé par l'effet nocif de la décarburation de la surface. Cet auteur indique également que, bien que les aciers doux et les aciers à haute résistance donnent des courbes de *Wöhler* comparables sur joints soudés, il est avantageux d'employer les aciers à haute résistance dans le cas de forte contraintes ou d'endommagements sous amplitudes variables. L'acier à haute résistance peut supporter

des contraintes supérieures à celle de l'acier doux.

On peut considérer le métal du joint soudé comme du métal coulé n'ayant subi généralement aucun traitement thermique et mécanique.

Il est évident que le choix du métal d'apport dépend de la nature du métal de base à souder. En choisissant convenablement les électrodes, dans le cas du soudage à l'arc, on peut obtenir dans le métal d'apport une résistance plus forte que celle du métal de base, de sorte que si l'on effectue des essais de traction répétée, par exemple, sur des éprouvettes dont le cordon de soudure transversal a été arasé, la rupture survient en général dans le métal de base **[11]**.

c) Conditions d'essais des assemblages soudés

Pour séparer l'influence de chacun des facteurs énumérés plus haut, on peut déterminer **[11]**:

- La limite d'endurance du métal de base, sur une éprouvette non soudé du matériau;
- La limite d'endurance d'une éprouvette de l'assemblage soudé avec joint arasé;
- La limite d'endurance d'une éprouvette non soudée; mais sur laquelle est déposé un cordon de soudure; dans ces conditions, entrent en jeu l'effet de forme du cordon et les contraintes thermiques;
- La limite d'endurance sur une éprouvette comme ci-dessus mais dont on enlève le cordon de soudure par rabotage ou meulage; la différence des résultats des deux derniers cas met en évidence l'effet des contraintes thermiques;
- La limite d'endurance d'une éprouvette de l'assemblage avec joint soudé.

III.7. CONCLUSION

Parmi les causes qui abrègent la durée de service des machines et des constructions, la fatigue est incontestablement la plus redoutable. Alors que l'usure, la corrosion, le fluage produisent une altération progressive qui, atteignant un certain degré, oblige à retirer du service certaines pièces ou éléments, la fatigue entraine la rupture et, parfois, la destruction complète de l'ensemble. Présentant un caractère de gravité comparable à celui des ruptures fragile, la fatigue possède en outre un caractère de généralité rendant très rare le domaine d'emploi des matériaux métalliques où elle ne puisse être redoutée.

Expériences et Résultats

Cette seconde partie présente les différentes méthodes expérimentales adoptées, l'examen de la soudure à l'état reçu, et les résultats des essais de fatigue sujet de notre étude.

Matériaux et Techniques Expérimentales

Ce chapitre présente une brève description de la méthodologie adoptée, et des techniques d'investigation utilisées dans cette étude.

IV.1. INTRODUCTION

Ce chapitre va consister en premier temps en une présentation de la soudure étudiée et de ses trois matériaux constituants. Après on va présenter les étapes de réalisation des éprouvettes de fatigue et des échantillons examinés et enfin on va décrire toutes les méthodes et techniques expérimentales utilisées lors de nos investigations.

IV.2. RÉALISATION DES SOUDURES

IV.2.1. Présentation du joint soudé

Le joint soudé de l'étude est un joint de raboutement de deux tubes en aciers inoxydables dont la composition chimique est différente. Le premier tube fourni par la société japonaise « *SUMITOMO METAL INTASTRING JAPAN* », est un acier martensitique, sa composition chimique est donnée dans le tableau **IV.1** :

Tableau IV.1. *"Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable martensitique"* **[14]**.

Élément	*Cr*	*Ni*	*C*	*Mn*	*P*	*S*	*Ti*
Taux en %	13	7	0.015	1	0.02	0.005	0.15
Élément	*Mo*	*N*	*Nb*	*Si*	*B*	*Al*	*Cu*
Taux en %	2.5	0.01	0.05	0.05	0.0005	0.055	0.25

Ses caractéristiques mécaniques sont données par le tableau **IV.2** :

Tableau IV.2. *"Caractéristiques mécaniques de traction simple à la température T = 20°C"* **[14]**.

Limite d'élasticité à 0.2% d'allongement $Re_{0.2\%}$	*Résistance à la traction Rm*	*Allongement à la rupture A%*
De **550** *à* **750 MPa**	*De* **775** *à* **925 MPa**	**22%**

Le deuxième tube fourni par la société française « *DMV STAINLESS FRANCE* », est un acier austénoferritique de la nuance ***A790 GR*** selon la norme *ASTM*. Sa composition chimique est donnée dans le tableau **IV.3** :

Tableau IV.3. *"Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable duplex **A790 GR**"* **[15]**.

Élément	*Cr*	*Ni*	*C*	*Mn*	*P*	*S*	*Cu*
Taux en %	25.46	6.9	0.021	0.48	0.022	0.0007	0.61
Élément	*Mo*	*N*	*Si*	*W*			
Taux en %	3.65	0.25	0.49	0.64			

Ses caractéristiques mécaniques à la température ambiante sont données par le tableau **IV.4** :

Tableau IV.4. *"Caractéristiques mécaniques de traction simple à la température T = 20°C"* **[15]**.

Limite d'élasticité à 0.2% d'allongement $Re_{0.2\%}$	*Résistance à la traction Rm*	*Allongement à la rupture A%*
De **652** *à* **654 MPa**	*De* **739** *à* **840 MPa**	*De* **22%** *à* **34.4%**

Le métal d'apport est fourni par la société chinoise « *OISHI HIGH ALLOY MATERIALS* », austénoferritique dont la nuance est ***DP-3WT***. Sa composition chimique

et ses caractéristiques mécaniques sont données par les tableaux **IV.5** et **IV.6** respectivement :

Tableau IV.5. *"Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable duplex* ***DP-3WT*** *"* **[16]**.

Élément	*Cr*	*Ni*	*C*	*Mo*	*Cu*	*Si*	*N*	*W*
Taux en %	25.1	6.7	0.02	3.5	0.5	0.4	0.3	2

Tableau IV.6. *"Caractéristiques mécaniques de traction simple à la température T = 20°C"* **[16]**.

Limite d'élasticité à 0.2% d'allongement $Re_{0.2\%}$	*Résistance à la traction Rm*	*Allongement à la rupture A%*
550 MPa	**800 MPa**	**15%**

IV.2.2. Le soudage des tubes

L'assemblage des deux tubes a été réalisé par ENGTP (*Entreprise Nationale de Grands Travaux Pétroliers*). On utilisant le procédé ***TIG***. La jonction est faite en 5 passes (Tableau **IV.7)**.

La préparation des bords des deux tubes à joindre est nécessaire par un chanfrein en ***V*** avant l'exécution de l'opération du soudage. Les dimensions du chanfrein dépendent de la géométrie et de la nature métallurgique de la zone à souder et de la procédure de soudage utilisé. Ces dimensions sont données dans la figure **IV.1** :

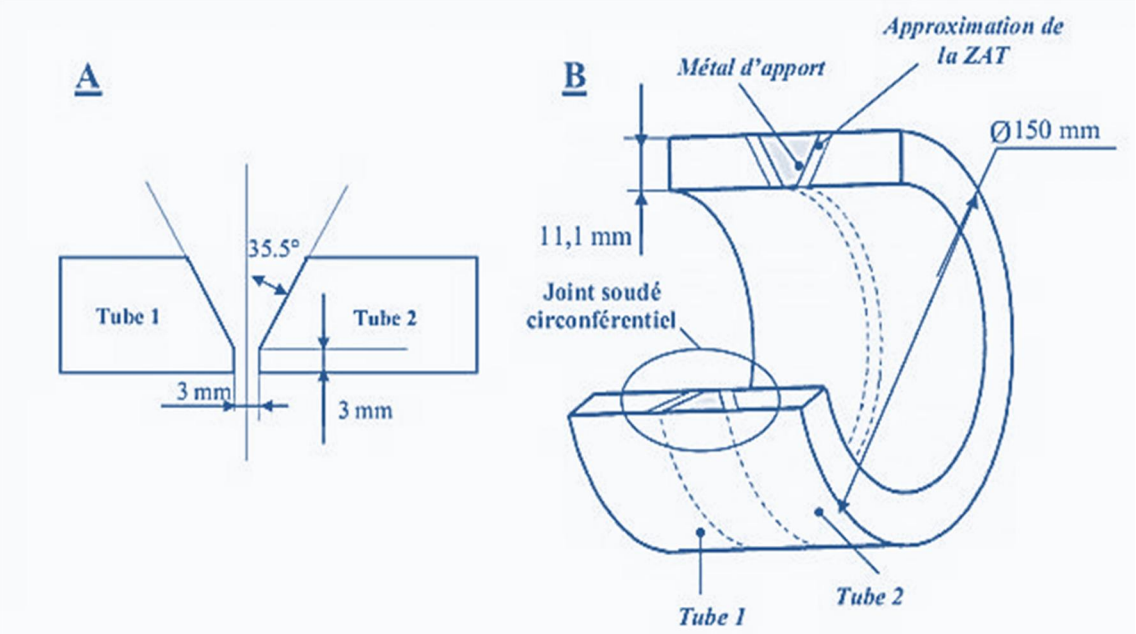


Figure IV.1. *"Joint soudé étudié".*
A) Le joint circonférentiel de raboutement des deux tubes.
B) Géométrie de la section du joint. Le tube ***1*** *en acier duplex, le tube* ***2*** *en acier martensitique.*

Tableau IV.7*. "Principaux paramètres du procède de soudage employé"* **[17]**.

N° de passe	Métal d'apport					Courent de soudage				Vitesse de soudage Cm/mm	Gaz de protection		Temps de soudage
	Type	*Diamètre en mm*	*Longueur En mm*	*N° de lot*	*Nr*	*Nature*	*Polarité*	*I*	*V*		*Type*	*Débit en L.mn*	
1	A790 M	2.4	1000	LR127E	0.3	C.C	DCSP	100	18	0.3	Ar	15	15 minutes
2	A790 M	2.4	1000	LR127E	0.2	C.C	DCSP	140	18	4.48	Ar	15	10 minutes
3	A790 M	2.4	1000	LR127E	2.2	C.C	DCSP	140	18	5.01	Ar	15	09 minutes
4	A790 M	2.4	1000	LR127E	2.5	C.C	DCSP	140	18	4.12	Ar	15	11 minutes
5	A790 M	2.4	1000	LR127E	3.1	C.C	DCSP	110	17	2.54	Ar	15	18 minutes

C.C : courant continue
DCSP : direct curent straight polarity
Ar : Argon
Nuance de métal d'apport : DP-3WT
Nr : nombre de baguette utilisées.

IV.3. RÉALISATION DES ESSAIS DE FATIGUE

Les essais de fatigue en flexion rotative sont effectués au niveau du laboratoire *"Fiabilité des Équipements Pétroliers et Matériaux"* de la faculté des hydrocarbures et de la chimie de l'université de Boumerdes.

Les éprouvettes utilisées sont du type cylindrique normalisées de 8 *mm* de diamètre et de 146 *mm* de longueur, usinées par tournage (figures **IV.2** et **IV.3**).

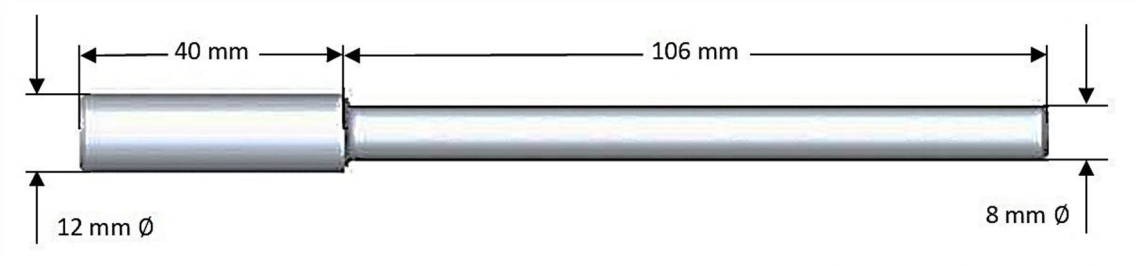


Figure IV.2. *"Géométrie de l'éprouvette usinée pour les tests de fatigue".*

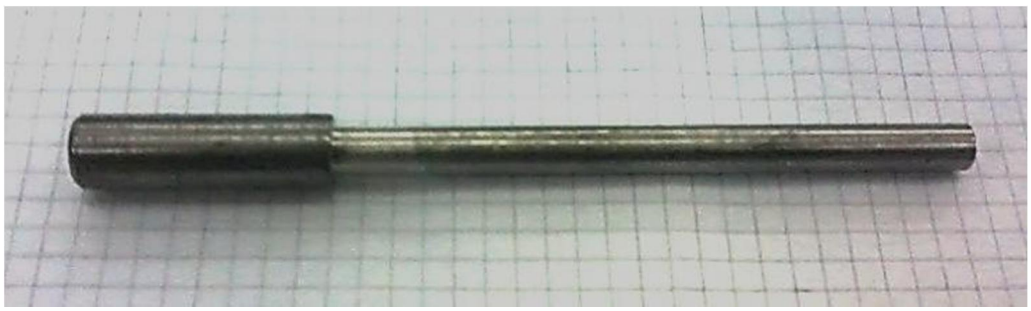
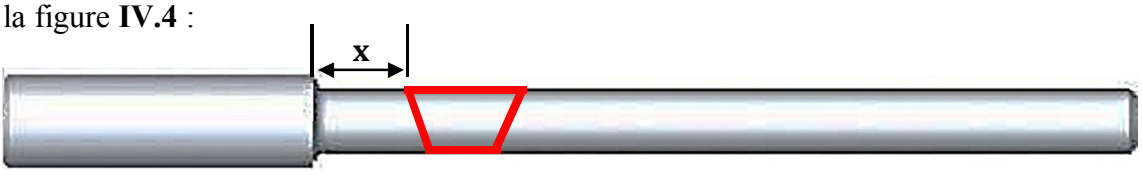


Figure IV.3. *"Photo réelle de l'éprouvette".*

On a utilisé quatre (04) configurations lors de l'usinage des éprouvettes. Deux d'entre elles positionne le cordon de soudure exactement au niveau de l'encastrement avec inversement des matériaux de base, de même pour les deux autres mais avec une distance $x = 10mm$ séparant la zone fondue de l'encastrement. Tel que schématisé dans la figure **IV.4** :



Configuration 1: D-ZF-M

Configuration 1': M-ZF-D



Configuration 2: ZF-M

Configuration 2': ZF-D

Figure IV.4. *"Les quatre configurations des éprouvettes".*

Les essais sont réalisés à température ambiante avec une machine d'essai modèle *Gunt WP140* avec une vitesse de rotation de 2800 *tr/min* (figure **IV.5**).

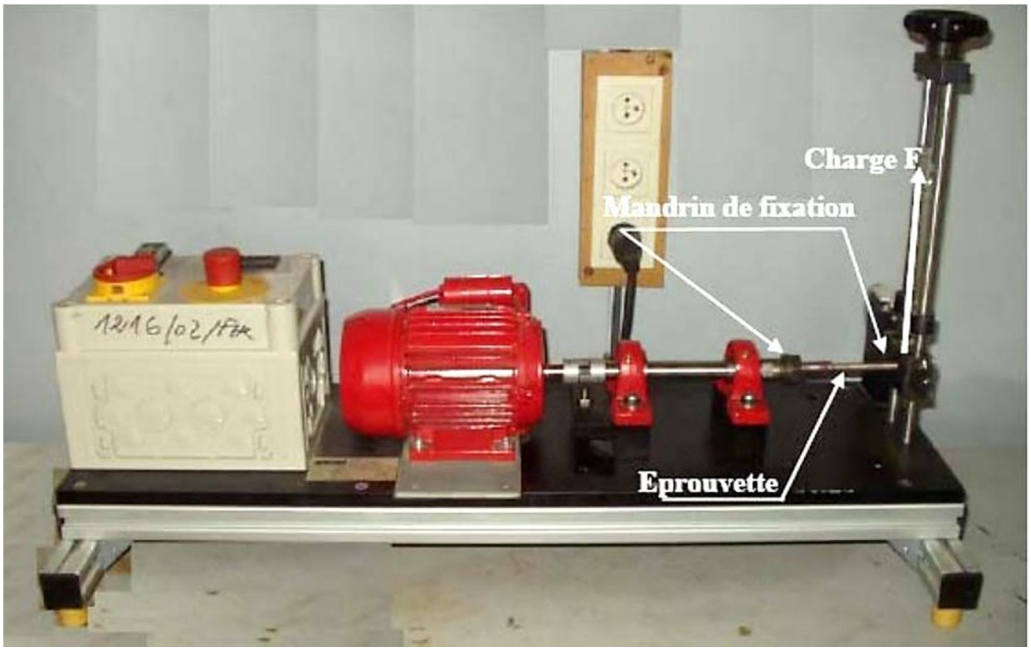


Figure IV.5. *"Machine de flexion rotative Gunt WP 140".*

Sur ce type de machine, le mode de sollicitation cyclique s'obtient par la rotation d'une éprouvette soumise à un effort de flexion de direction fixe. L'éprouvette est montée en porte-à-faux.

Le mode de chargement est illustré schématiquement par la figure **IV.6**. Le chargement est appliqué à son extrémité libre par un dynamomètre à ressort a travers un roulement pour facilité la rotation de l'éprouvette **[19]**.

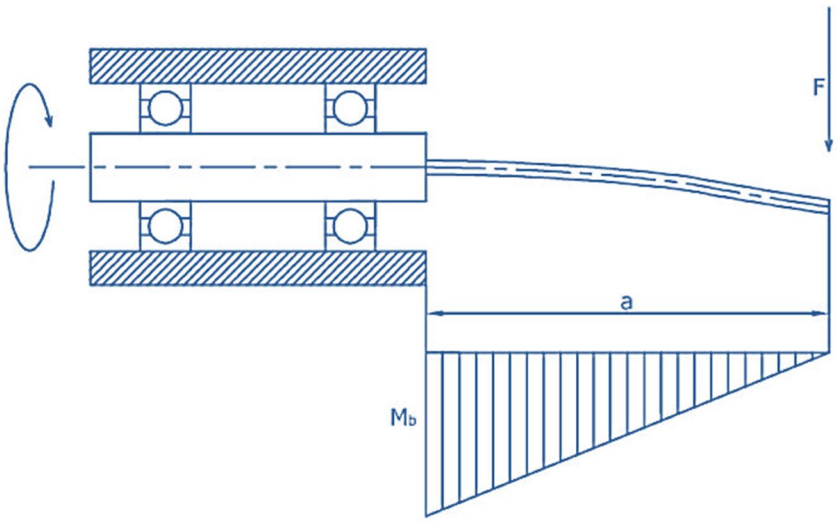


Figure IV.6. *"Schéma de chargement de l'éprouvette de fatigue".*

La contrainte de la fibre externe est calculée par la formule de *Navier* :

$$\boldsymbol{\sigma} = \frac{\boldsymbol{M}}{\frac{\boldsymbol{I}}{\boldsymbol{v}}} \quad \text{avec : } M = F.a \quad et \quad \frac{I}{v} = \frac{\pi\, d^3}{32}$$

Tel que :

a = 100 *mm*

d = 8 *mm*

Donc :

$$\sigma = \frac{32 \times a}{\pi\, d^3}.F = \frac{32 \times 100}{\pi\, 8^3}.F$$

$$\sigma = 2F \ (N/mm^2).$$

IV.4. PRÉLÈVEMENT DES FACIÈS DE RUPTURE ET DES ÉCHANTILLONS TRANSVERSAUX ET LONGITUDINAUX

Après la rupture de l'éprouvette, on procède au prélèvement des faciès de rupture et des échantillons transversaux et longitudinaux (figure **IV.7**) on utilisant une micro-tronçonneuse en lubrification continu à l'eau (découpage à froid) avec un disque en carbure de tungstène.

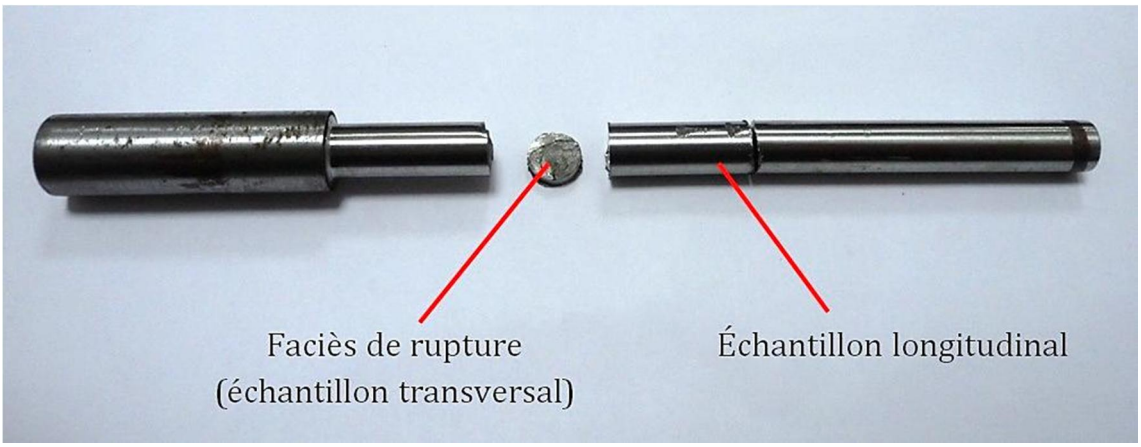


Figure IV.7. *"Méthode de prélèvement des échantillons".*



Figure IV.8. *"Photo d'un faciès de rupture ".*

IV.5. CARACTÉRISATION

IV.5.1. Caractérisation structurale du joint soudé

IV.5.1.1. Examen macroscopique

La macrographie permet la délimitation des différentes zones qui constituent le cordon de soudure à savoir la zone fondue, la ZAT et le métal de base.

1. Préparation de la surface d'examen

La réalisation de la surface d'examen nécessite une suite d'opérations normalisées et bien ordonnées chronologiquement.

i. Prélèvement des échantillons

Les échantillons sont prélevés à partir du tube soudé par une scie mécanique. Pour éviter l'échauffement de la surface du matériau à usiner, on procède à un découpage à froid avec une lubrification continue.

ii. Polissage grossier ou abrasion

Cette opération consiste à obtenir la planéité de la surface d'examen de l'échantillon. On commence le polissage par le papier abrasif de grande granulométrie pour enlever le maximum de matière, puis on dégrade la granulométrie de plus en plus finement. Le refroidissement de la surface à polir est assuré par un lubrifiant (eau). L'échantillon est rincé à l'eau à chaque changement de papier pour éviter que des particules de grand diamètre n'affectent le stade de polissage à plus faible taille de grain.

Tableau IV.8*. "Illustration des ordres d'usinage effectués".*

Ordre des opérations de polissage	Granulométrie utilisée	Durée	Vitesse de polissage
1	80	3 min	600 tr/min
2	120	3 min	600 tr/min
3	180	3 min	600 tr/min
4	240	3 min	600 tr/min
5	400	3 min	600 tr/min
6	600	3 min	600 tr/min
7	1000	3 min	600 tr/min
8	1200	3 min	600 tr/min

iii. Polissage de finition

Le polissage de finition permet d'obtenir une surface miroir. Cette opération consiste à utiliser un papier feutre arroser à l'aide d'une pâte d'alumine.

Tableau IV.9*. "Paramètres du polissage de finition ".*

Ordre des opérations de polissage	Taille des grains de la pâte d'alumine	Durée	Vitesse de polissage
9	3µ	10 min	600 tr/min

2. Révélation de la macrographie du joint de soudure

La distinction des différentes zones du joint soudé après le polissage est difficile, c'est pour quoi on utilise l'attaque électrolytique ou l'attaque chimique. Dans notre cas on a utilisé les deux. Pour l'attaque électrolytique elle offre des révélations claires de la structure du métal de base duplex et de la zone fondue duplex aussi. On peut même observer à l'œil nu cette macrographie. Tandis que pour métal de base martensitique on a utilisé l'attaque chimique classique

L'appareillage de l'attaque chimique électrolytique se compose d'un bêcher contenant l'électrolyte avec l'échantillon (anode) placé à quelques centimètres de la cathode en acier inoxydable et une source de courant continu (figure **IV.9**, figure **IV.10** et tableau **IV.10**).

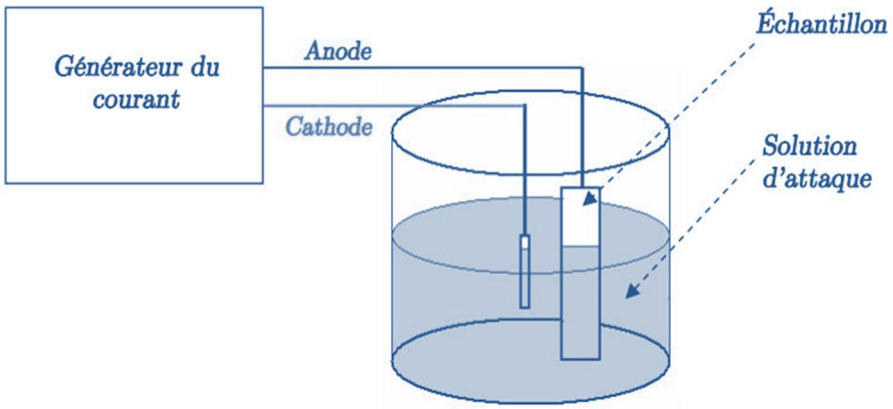


Figure IV.9. *" Schéma illustratif de l'attaque électrolytique".*



Figure IV.10. *" Dispositif de l'attaque électrolytique".*

Tableau IV.10. *"Paramètres de l'attaque électrolytique"* **[18]**.

Solution d'attaque	Tension	Durée
40g NaOH 100ml Eau distillé	**6** V	1 min 30 s

Les réactifs de la solution d'attaque chimique classique et le temps sont présentés dans le tableau **IV.11** :

Tableau **IV.11.** *"Solution d'attaque chimique classique "* **[18]**.

Nom	Composition	Durée
Villela	92,5 ml d'éthanol 2,5 g d'acide picrique 5 ml d'acide hydrochlorique	De **30** à **40** s

Juste après ces attaques chimiques, les échantillons ont été chauffés dans le four à 100° C pour une durée de 1 minute pour les oxyder et ça pour avoir de bonnes macrographies colorées. On a constaté aussi quelques manipulations on a constaté qu'il faut toujours commencer par l'attaque chimique avant l'attaque électrolytique.

La macrographie a été réalisée au niveau du *Laboratoire de Science et Génie des Matériaux du département de métallurgie de l'École Nationale Polytechnique*.



Figure **IV.11.** *"Illustration macrographique du joint soudé".*

IV.5.1.2. Examen microscopique

L'examen micrographique (Réalisée au niveau du ***L S G M .ENP)*** est nécessaire pour la visualisation des propriétés structurales. Cette technique permet d'avoir des renseignements sur chaque zone de la soudure.

On utilisera les mêmes démarches que celles citées précédemment pour la préparation de la macrographie.

Pour l'acier duplex, on a utilisé une deuxième attaque chimique classique pour la

révélation de la morphologie de la structure (joints de grains/macles). (Tableau **IV.12**).

Tableau **IV.12.** *"Réactifs utilisées pour la révélation des macles"* **[6]**.

Nom	Composition	Durée
Eau régale	30 ml d'acide nitrique 40 ml d'acide hydrochlorique 40 ml eau distillée	De **30** à **40** s

Le moyen d'observation utilisé est un microscope optique type *OLYMPUS BX51M* doté d'une camera numérique *Sony SSC-DC378P* relié a un logiciel d'acquisition d'image (*Archimed*). La figure **IV.12** représente les différentes positions prises à l'aide du microscope.

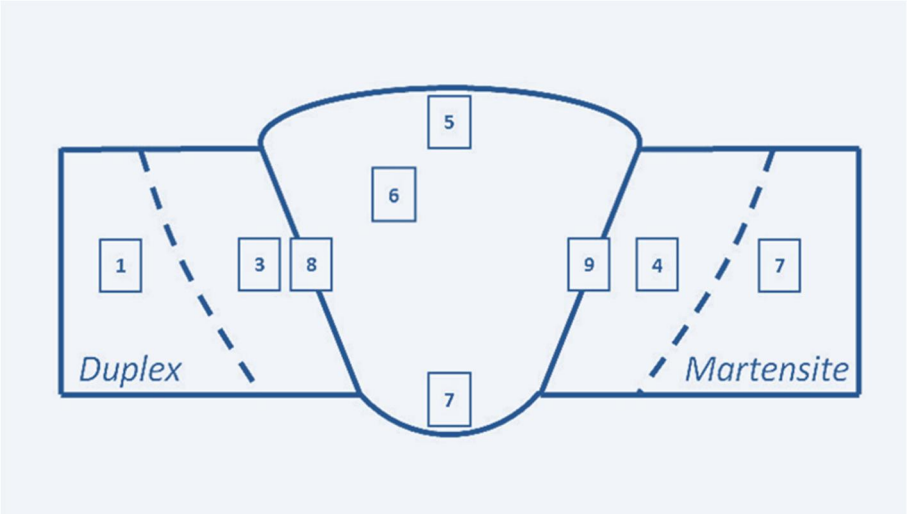


Figure IV.12. *"Différentes positions prises avec le microscope".*

IV.5.1.3. Calcul du taux de ferrite

On procède au calcul des taux des deux phases ferritique et austénitique dans le métal de base duplex on utilisant le logiciel ***ImageJ v. 1.4.3.67.***

Pour le métal de base duplex (Position **1** de la figure **IV.12**) on a utilisé l'image suivante pour le calcul du taux de ferrite :

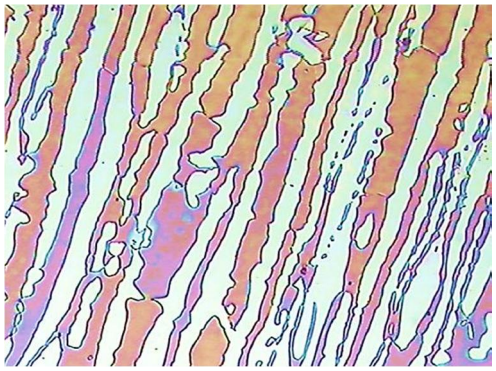
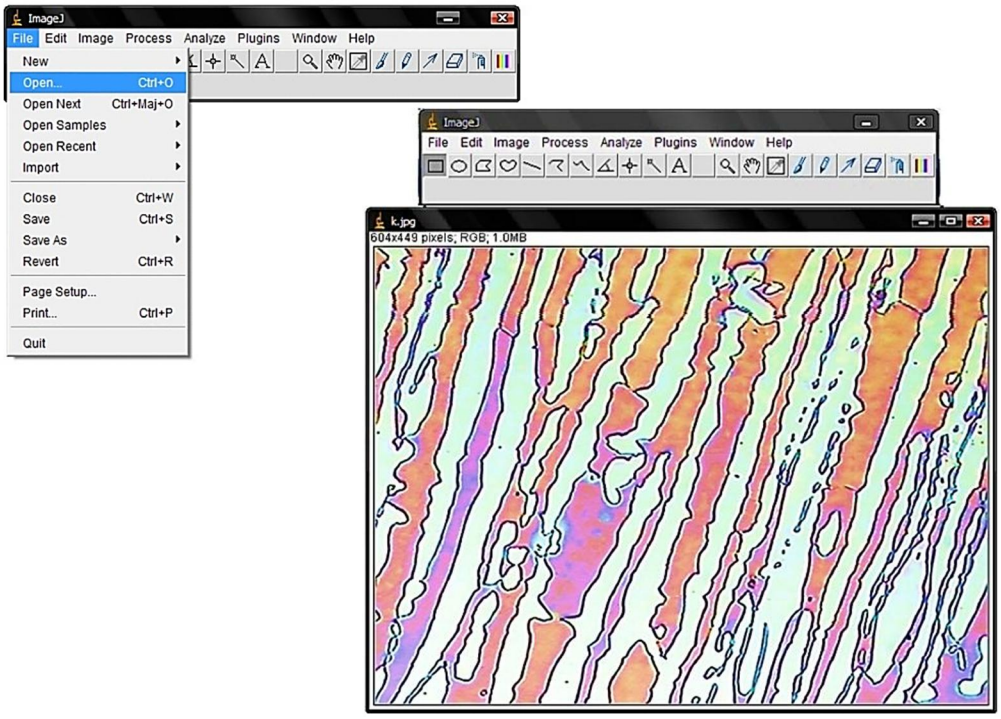
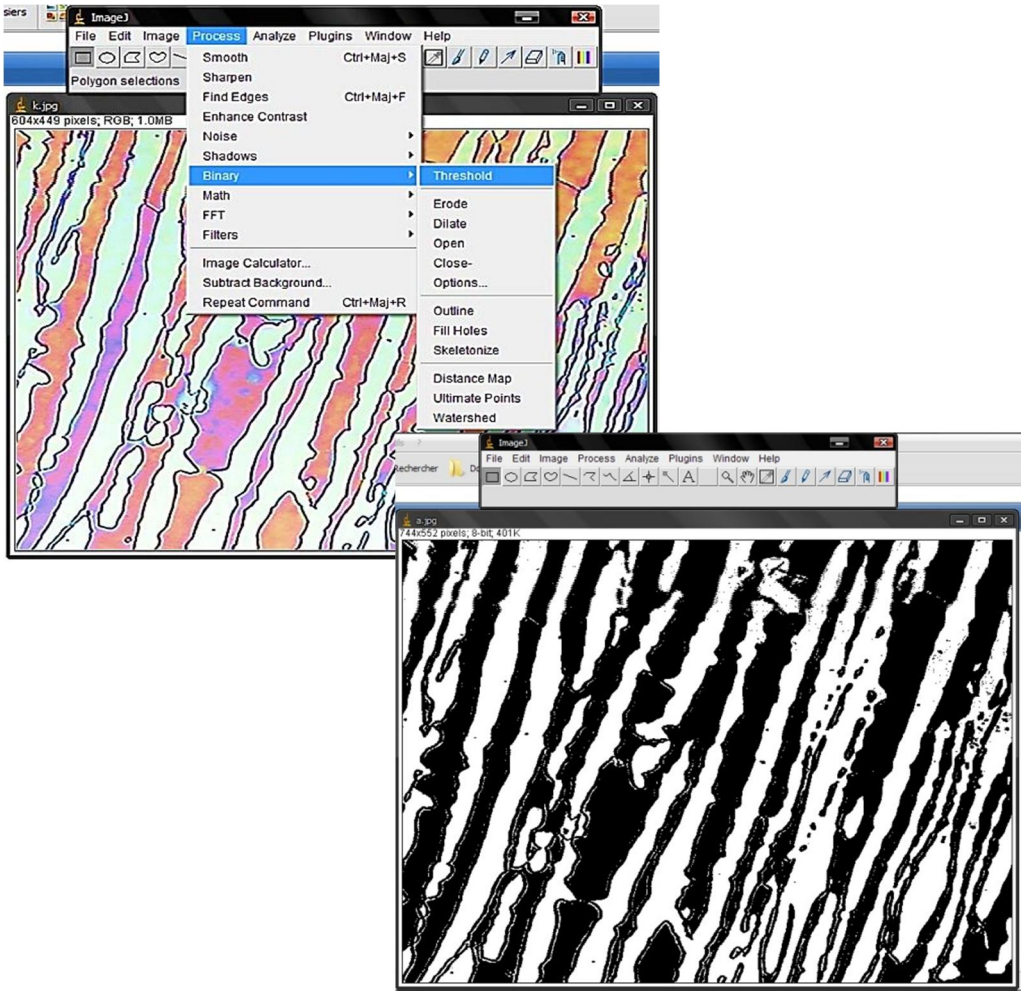


Figure IV.13. *" Image utilisée pour le calcul du taux de ferrite dans le métal de base duplex attaqué électrolytiquement (200X)".*

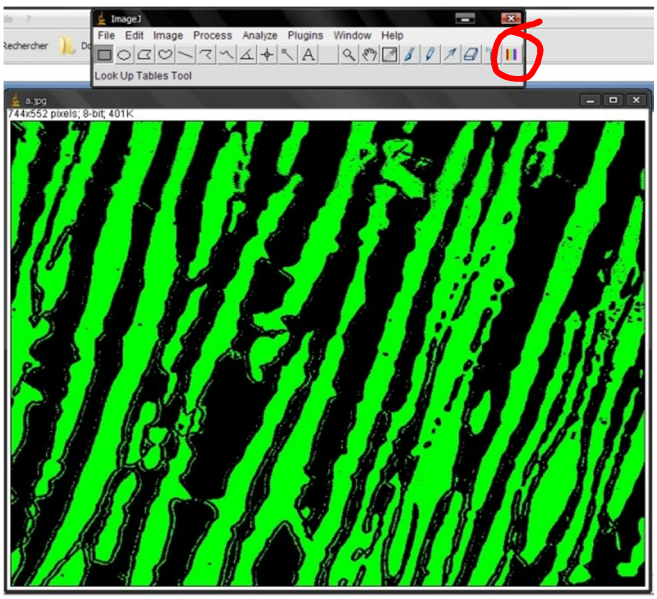
1. *Ouverture de l'image :*



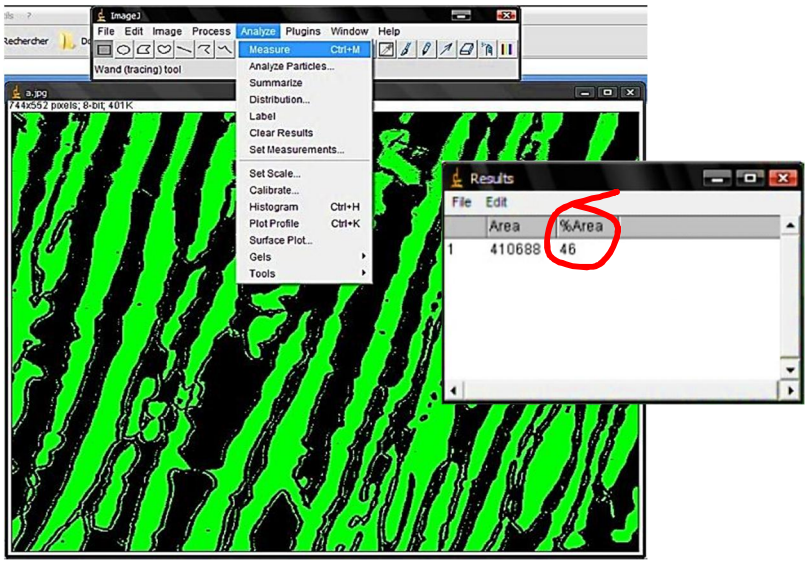
2. *Binairisation :*



3. *Changement de couleurs:*



4. *Calcul de la surface colorée :*



Le taux de ferrite est égal à ***54%***. Il s'agit donc bien d'un matériau biphasé avec une proportion de phases ferrite/austénite équitable.

IV.5.2. Caractérisation des faciès de rupture et des échantillons transversaux et longitudinaux

Après avoir pris les photos des faciès de rupture, on enrobe ces dernières ce qui va les transformer en échantillons transversaux (figure **IV.14**), et on enrobe aussi les échantillons longitudinaux (figure **IV.15**) et ça pour mieux métriser la préparation métallographique.

La préparation métallographique des échantillons prélevés suit les mêmes étapes citées précédemment lors de la préparation métallographique du joint soudé à l'état reçu.

On a poli les échantillons transversaux sur la face rompue, et on a poli les échantillons longitudinaux jusqu'à atteindre le centre de l'éprouvette dans le but différencier l'évolution structurale entre le centre de l'éprouvette de fatigue (fibre neutre) et la périphérie fortement sollicitée.



Figure IV.15. *"Photo du faciès de rupture enrobé et polie et attaqué".*

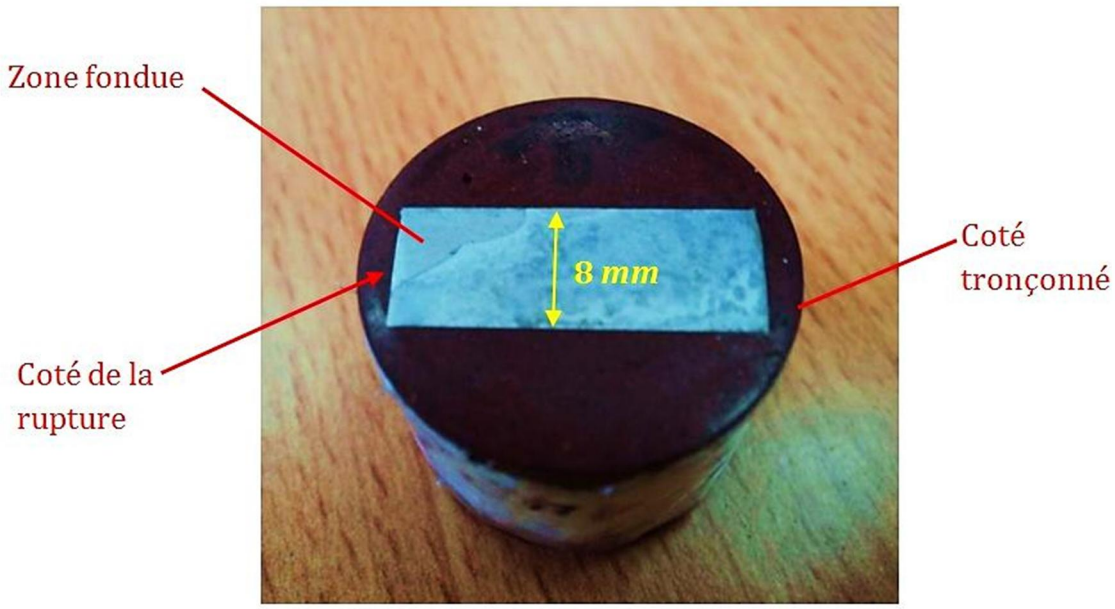


Figure IV.16. *"Photo d'un échantillon longitudinal enrobé et poli jusqu'au centre et attaqué".*

IV.5.3. Essais mécanique de dureté et de microdureté

Les essais de dureté permettent d'avoir une idée générale sur l'évolution de la dureté d'un matériau, tandis que les essais de microdureté sont destinés à révéler les propriétés à l'échelle des grains, soit de la matrice, soit de ses divers constituants.

L'essai décrit sur la figure **IV.17** utilise un pénétrateur de type *Vickers* en diamant. Le diamant laisse une empreinte carrée et l'on mesure la longueur de la moyenne des deux diagonales de l'empreinte **[6]**.

Les mesures de la dureté et de microdureté moyenne *Vickers* ont été effectuées sur la surface des échantillons traités, polis mécaniquement et attaqués. Le tableau **I.V.13** résume les paramètres appliqués pour les deux essais :

Tableau IV.13. *"Paramètres de dureté et de microdureté Vickers".*

Essai	Charges appliquée F	Temps de maintien
Dureté	10 Kgf	16 s
Microdureté	0,4 Kgf	1 s
	25 gf	16 s
	200 gf	16 s

Hv se calcul par la formule suivante:

$$Hv = \frac{1854{,}4 \times F}{d^2} \quad \text{Avec :} \quad d = \frac{d_1 + d_2}{2}$$

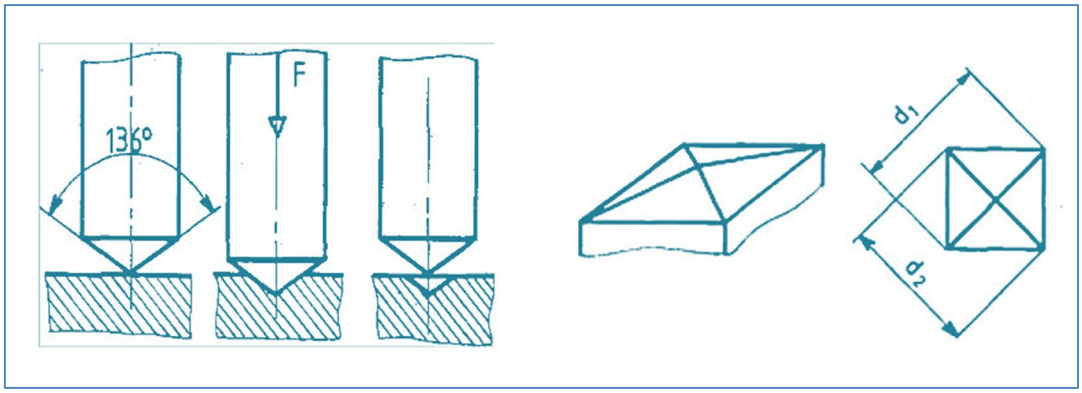


Figure IV.17. *"Exécution et mesures de l'essai de microdureté Vickers"* **[6]**.

Ces essais ont été effectués au niveau du centre de recherche en soudage et contrôle « CSC », et au niveau du département de génie mécanique de l'USTHB.

Exploitation des Résultats

Finalement ce chapitre va être l'exploitation des résultats obtenus lors du travail expérimental.

V.1. CARACTÉRISATION DE LA SOUDURE

V.1.1. Macrographie

Nous observons une hétérogénéité structurale remarquable qui confirme à l'aspect que c'est une soudure hétérogène constituée de deux matériaux différents, nous avons localisé cinq zones principales:

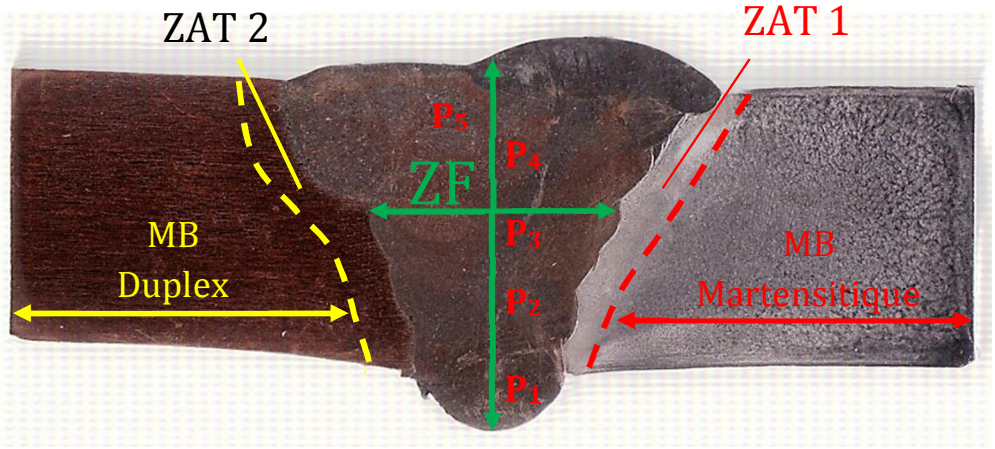


Figure V.1. *" Illustration macrographique du joint soudé et ses zones principales".*

- ***MB Martensitique*** : métal de base en acier martensitique.
- ***MB Duplex*** : métal de base en acier duplex.
- ***ZAT 1*** : la zone du MB martensitique affectée thermiquement.
- ***ZAT 2*** : la zone du MB austénoferritique affectée thermiquement.
- ***ZF*** : la zone fondue.

Même la zone fondue d'elle-même est constituée de 5 sous zones :

P_1 : Première passe ;

P_2, P_3, P_4 : Passes de bourrage ;

P_5 : Passe de finition.

V.1.2. Micrographie

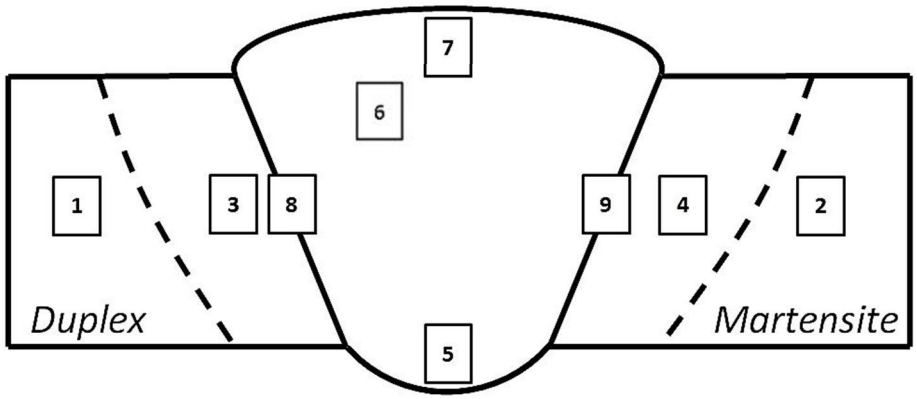


Figure V.2. *"Différentes positions prises avec le microscope".*

1) Métal de base

Le métal de base en acier austénoferritique (position 1 de la figure **V.2**) présente une structure typique des aciers inoxydables duplex car il possède une structure en bande constituée de deux phases, la ferrite (couleur bleue) et l'austénite (couleur blanche) ; les grains ont une forme allongée, l'austénite se caractérise par la forme polygonale des grains et aussi par le phénomène de maclage qu'on ne peut pas observer par cette attaque (voir section *Augmentation de la densité des macles*).

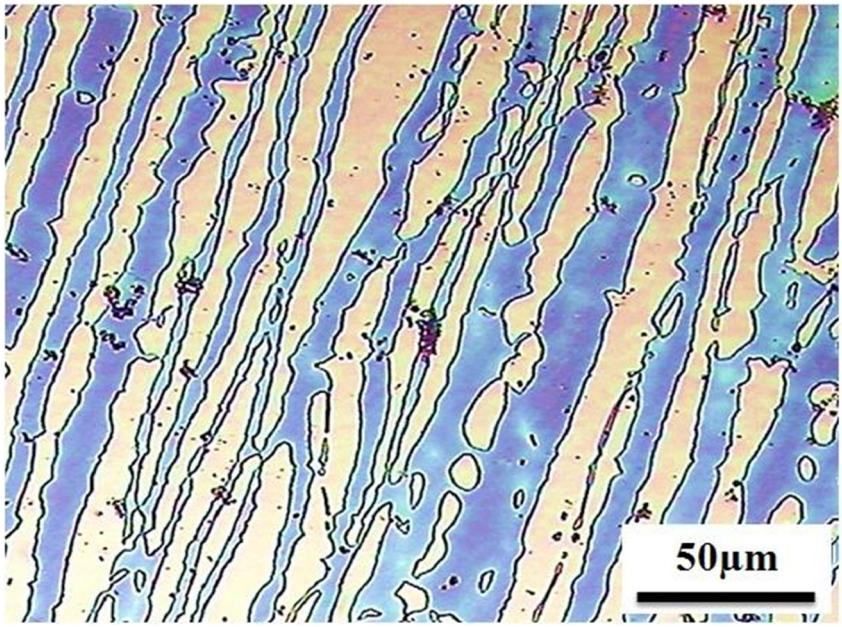


Figure V.3. *" Microstructure du métal de base duplex 2205".*

Le métal de base en acier martensitique (position 2) à une structure fine en lattes dans plusieurs orientations (figure **V.4**).

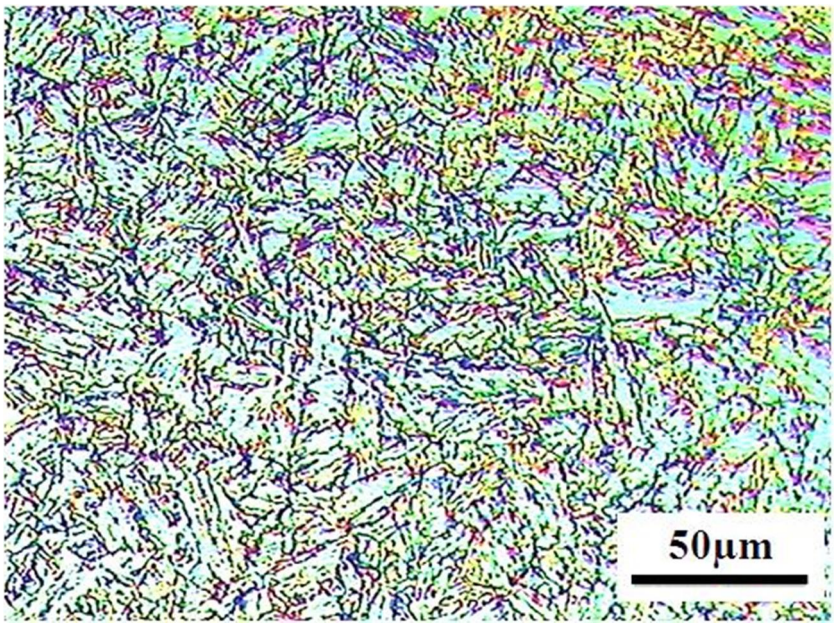


Figure V.4. *" Microstructure du métal de base martensitique".*

2) *Zone affectée thermiquement côté duplex*

La zone affectée thermiquement du côté duplex (position 3) proche de la zone fondue (figure **V.5**) présente un grossissement considérable des grains par rapport au métal de base avec un élargissement de la taille de la ferrite.

Une recristallisation partielle et un réarrangement des grains ont été remarqués aussi dans des endroits de la zone surchauffée. C'est une formation de nouveaux grains à partir des joints initiaux.

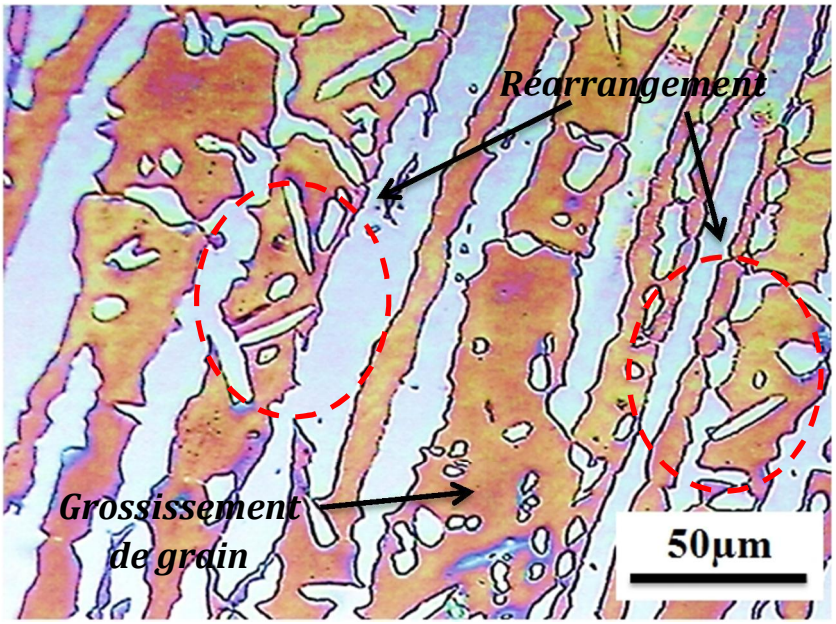


Figure V.5. *" Microstructure de la ZAT coté duplex ".*

3) *Zone affectée thermiquement côté martensitique*

La microstructure de la zone affectée thermiquement côté martensitique (position 4) révèle un grossissement de grains clair.

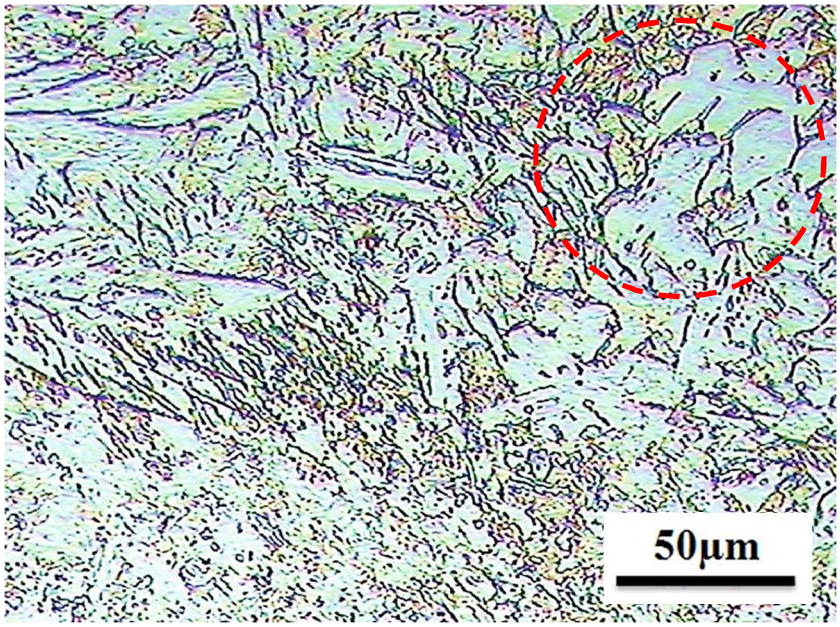


Figure V.6. *" Microstructure de la ZAT coté martensitique".*

4) *Zone fondue*

On remarque dans la zone fondue dans la première passe (positions 5) que la structure est dendritique (structure brute de solidification).

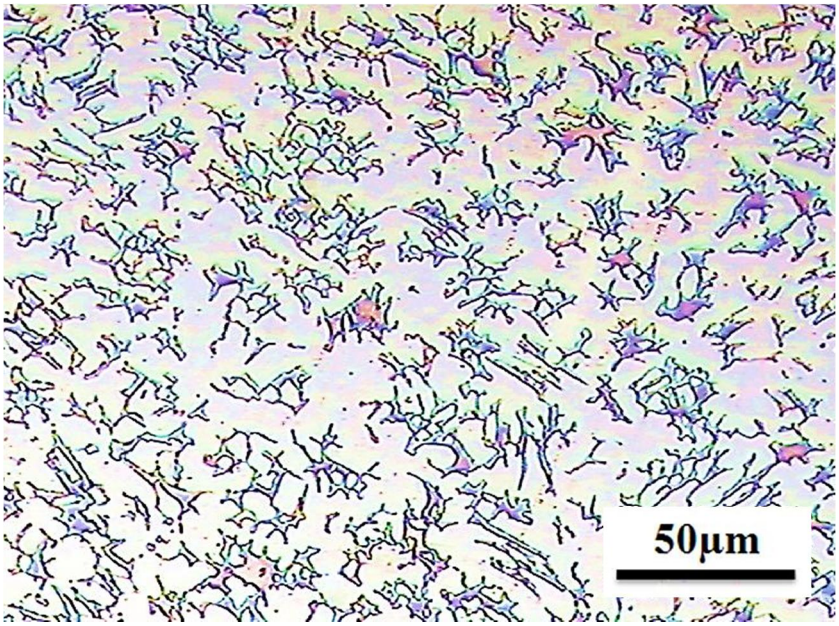


Figure V.7.1. *"Microstructure de la zone fondue dans la premier passe".*

Tandis que pour les interpasses (passe 4/5, Position 6), on remarque qu'il y a une croissance en épitaxie mais qui nécessite un grossissement plus grand pour être observée.

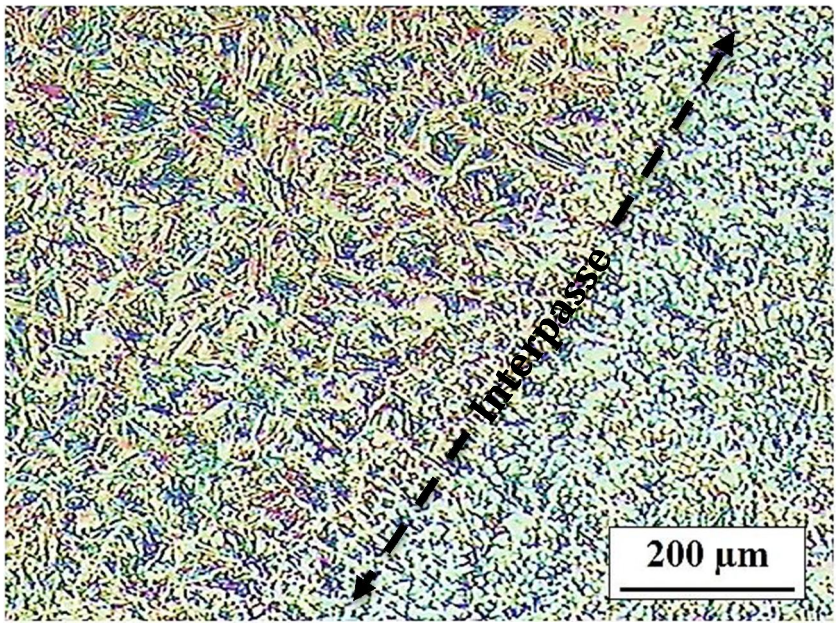


Figure V.7.2. *"Microstructure de la zone fondue dans les interpasses".*

Finalement pour la dernière passe (position 7), on observe aussi une structure dendritique.

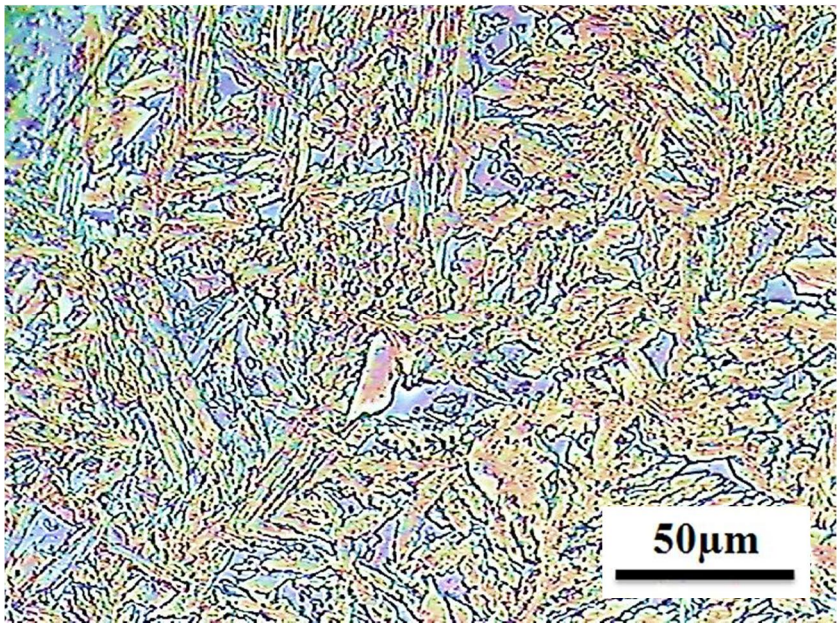


Figure V.7.3. *"Microstructure de la zone fondue dans la dernière passe".*

5) Zones de liaison

Ces zones (position 8 et 9) séparent le métal fondu et le métal de base affecté thermiquement.

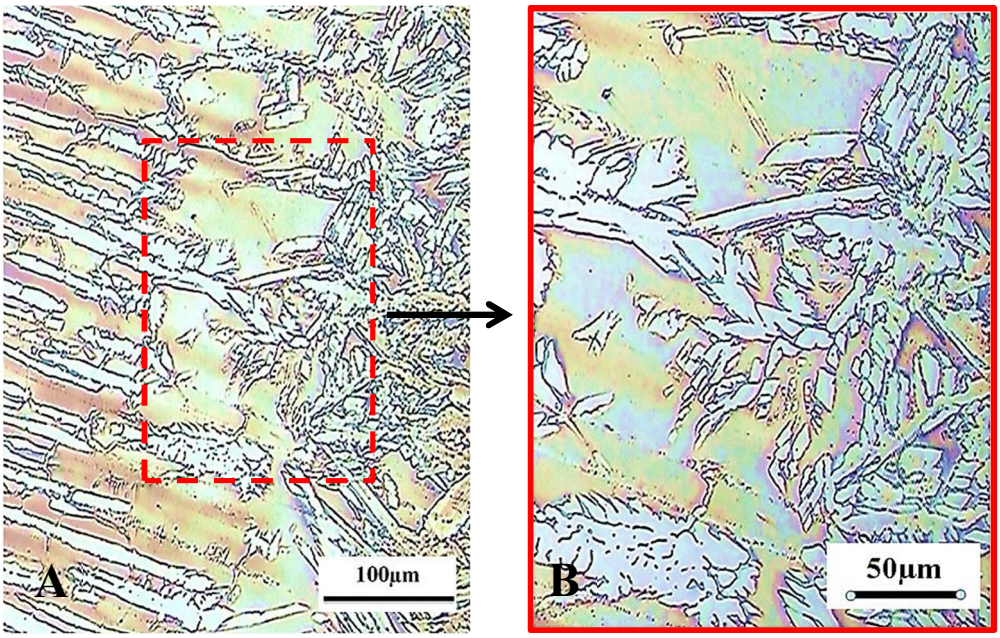


Figure V.8. *"Microstructure de la zone de liaison coté duplex (**Position 8**)".*

A - (x100)

B - (x200)

Le grossissement de grains de la ferrite est très apparent dans la zone de liaison duplex/duplex.

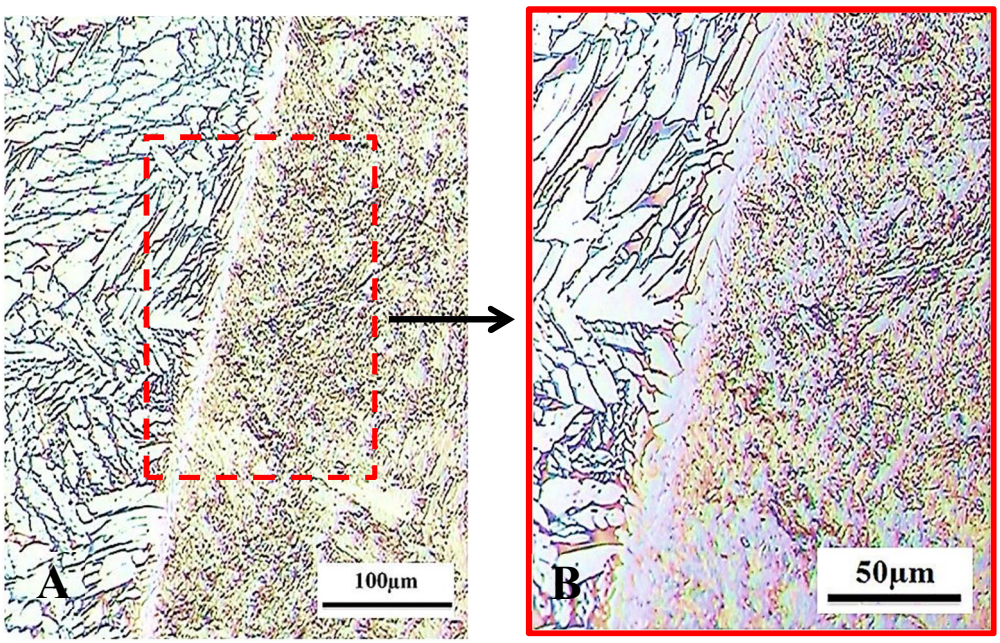


Figure V.9. *"Microstructure de la zone de liaison coté martensitique* ***(Position 9)****".*

A - (x100)

B - (x200)

V.2. RÉSULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE

Les essais de fatigue sont des essais très compliqués où plusieurs paramètres interviennent au même temps, mais dans les essais qu'on a réalisés, on s'est basé seulement sur la variation du paramètre de la charge F. Les résultats sont présentés sur le tableau V.1:

Tableau V.1. *"Résultats des essais de fatigue".*

Charge (N)	Contrainte de travail (MPa)	Configuration éprouvette	Nombre de Cycle	Endroit de la rupture	Distance x (*mm*)*	σ de rupture (MPa)
300	600	2	114 000	ZF	0 (T)	600
200	400	1	60 184	MB	0 (T)	400
155	310	1	484 237	ZL	0 (T)	310
150	300	2'	1 442 755	ZF	18 (P)	238
150	300	2	574 264	ZF	5 (P)	250
147	294	1	5 174 066	Test arrêté	-	-
140	280	2	2 667 671	ZF	0 (P)	280
140	280	1'	5 936 042	Test arrêté	-	-
135	270	1'	10 000 330	Test arrêté	-	-
100	200	1	8 449 000	Test arrêté	-	-

* T: Rupture totale
P: Rupture partielle

À l'aide de ces résultats on va tracer la courbe de *Wöhler* de notre soudure.

V.3. CARACERISATION DES RÉSULTATS DES ESSAIS

V.3.1. Caractérisation micrographique

1. Première éprouvette (Charge appliquée F = 300 N)

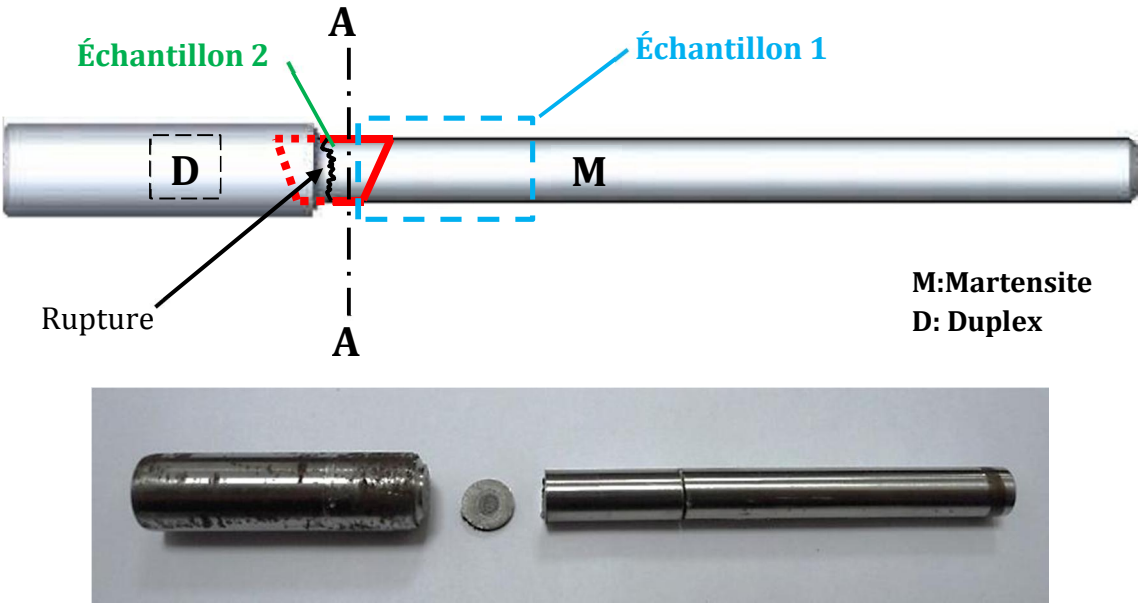


Figure V.10. *"Méthode de la découpe des échantillons".*

Échantillon 1 (Longitudinal) :

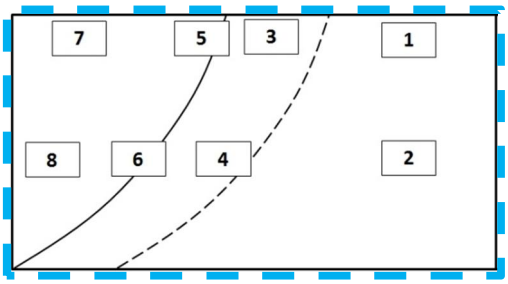


Figure V.10.1. *"Positions prises avec le microscope".*

Micrographies :

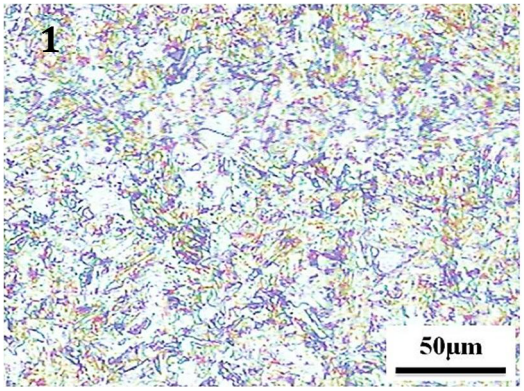


Figure V.10.2. *"Micrographie de la position 1".*

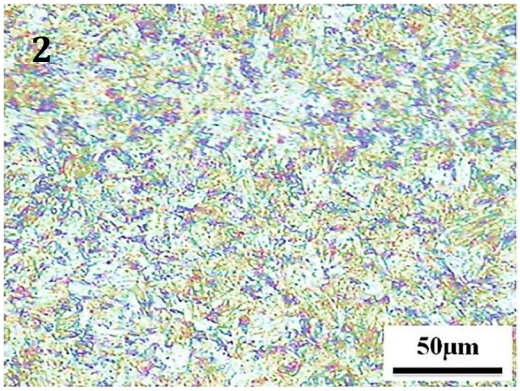


Figure V.10.2. *"Micrographie de la position 2".*

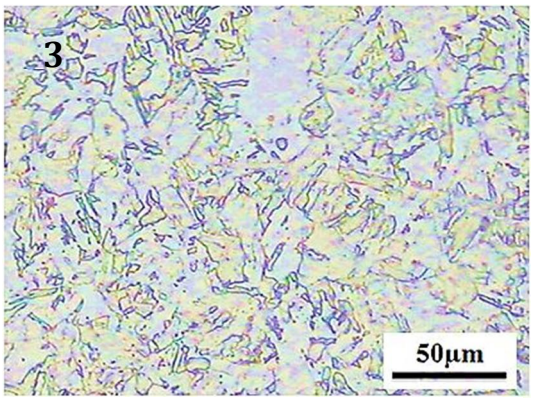


Figure V.10.3. *"Micrographie de la position 3".*

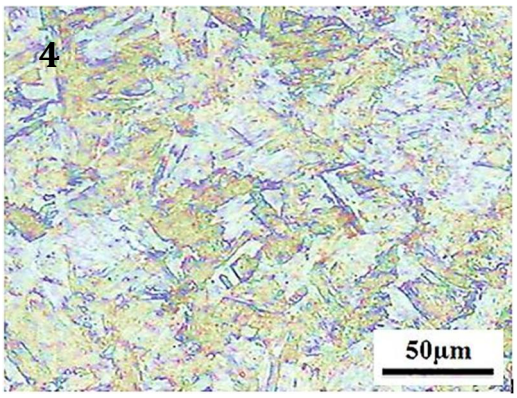


Figure V.10.4. *"Micrographie de la position 4".*

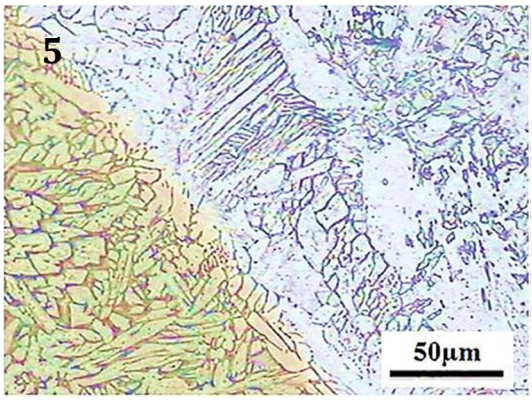


Figure V.10.5. *"Micrographie de la position 5".*

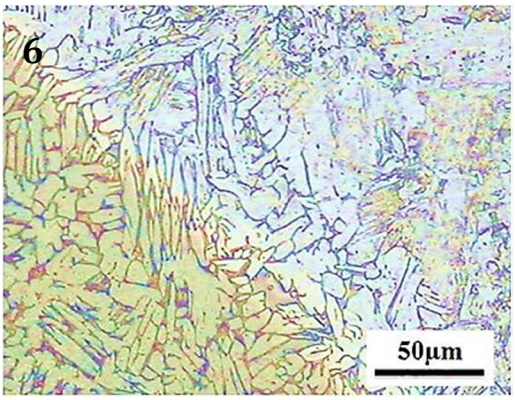


Figure V.10.6. *"Micrographie de la position 6".*

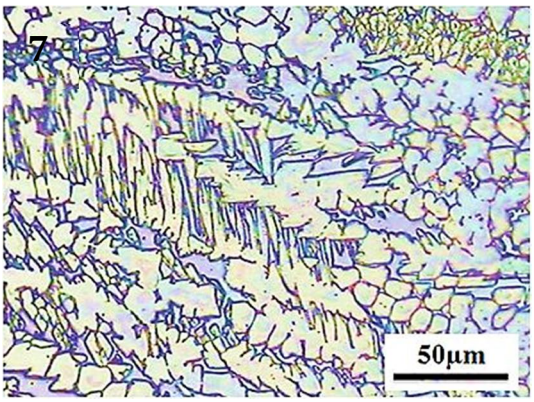


Figure V.10.7. *"Micrographie de la position 7".*

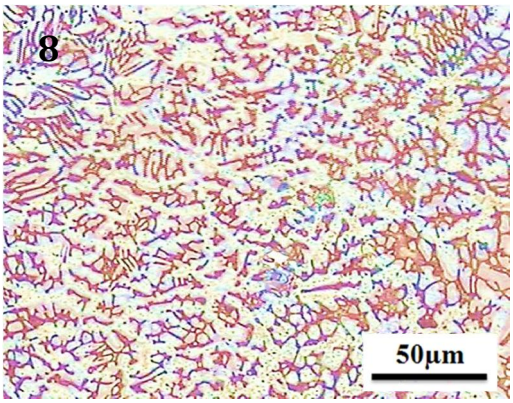


Figure V.10.8. *"Micrographie de la position 8".*

Échantillon 2 (Transversal):

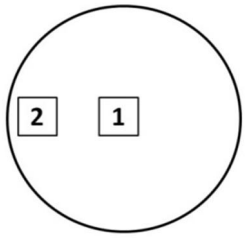


Figure V.10.9. *"Positions prises avec le microscope".*

Micrographies :

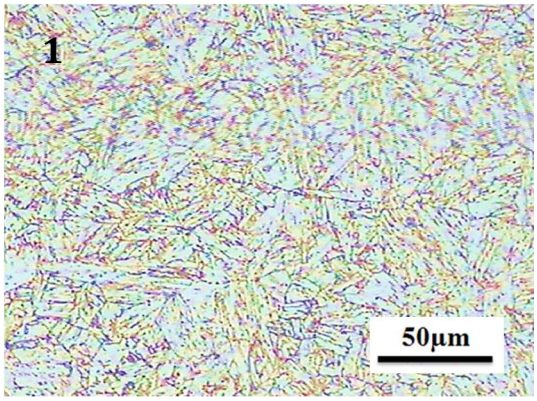


Figure V.10.10. *"Micrographie de la position 1".*

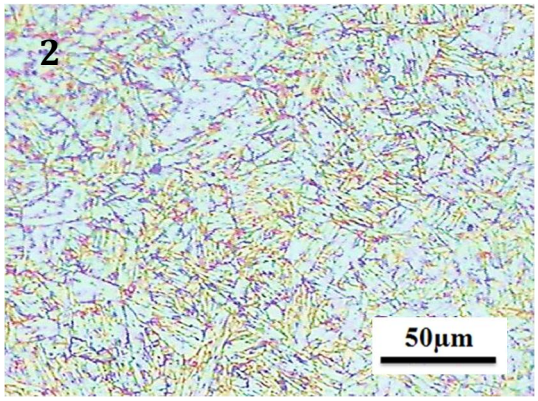
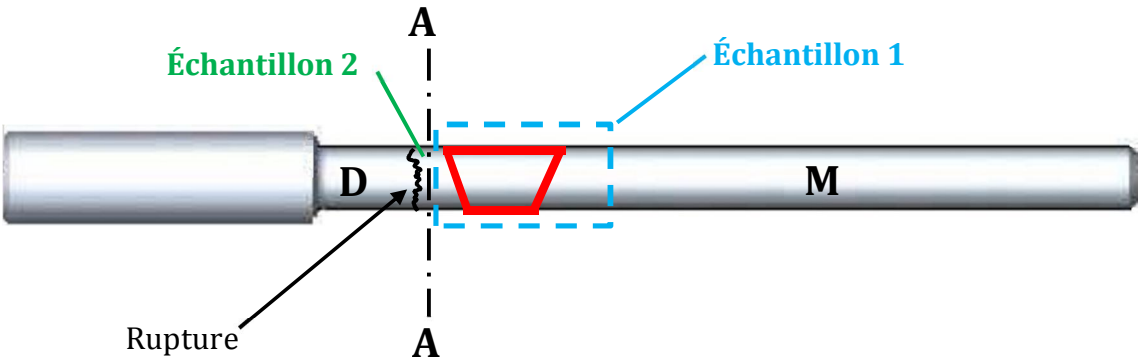


Figure V.10.11. *"Micrographie de la position 2".*

2. Deuxième éprouvette (Charge appliquée F = 200 N)



Échantillon 1 (Longitudinal) :

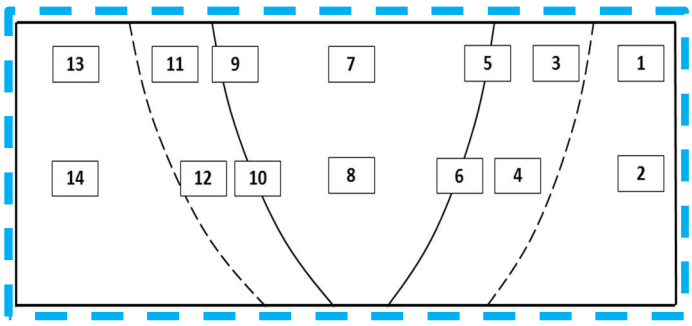


Figure V.10.12. *"Positions prises avec le microscope".*

Micrographies :

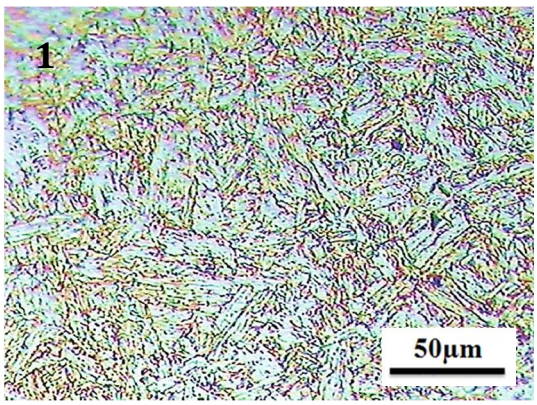


Figure V.10.13. *"Micrographie de la position 1".*

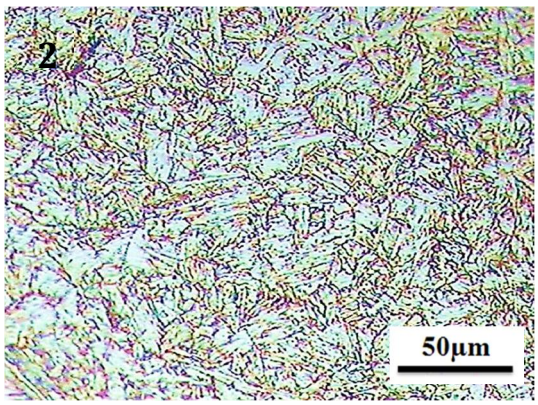


Figure V.10.14. *"Micrographie de la position 2".*

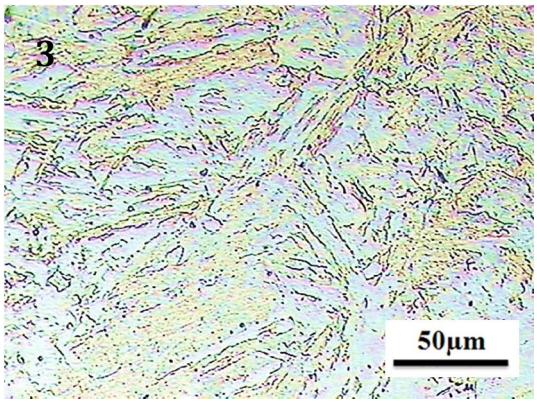


Figure V.10.15. *"Micrographie de la position 3".*

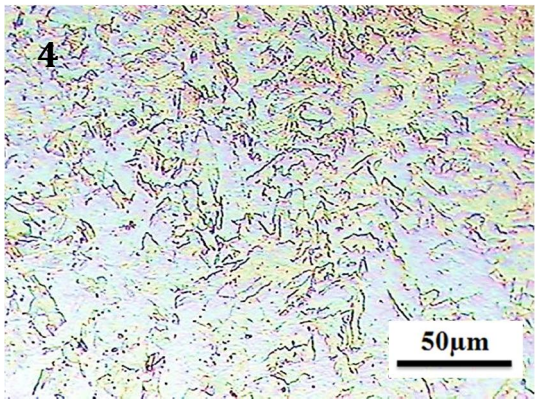


Figure V.10.16. *"Micrographie de la position 4".*

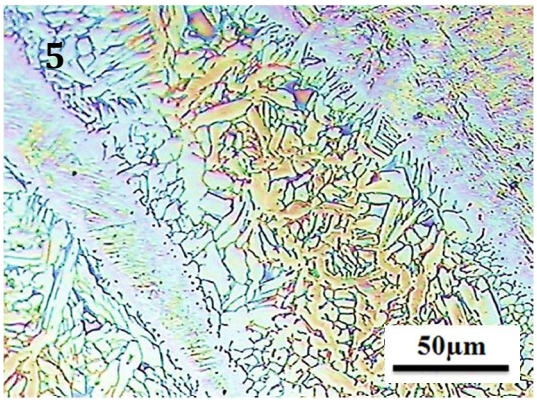


Figure V.10.17. *"Micrographie de la position 5".*

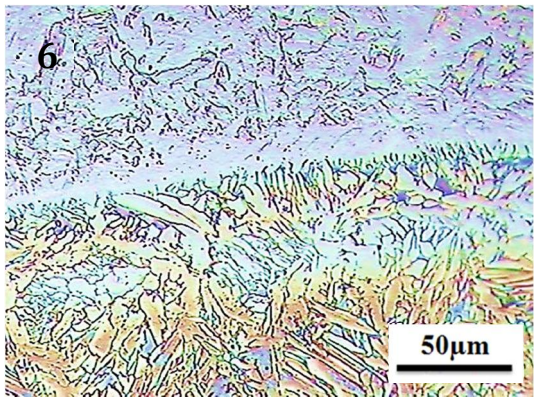


Figure V.10.18. *"Micrographie de la position 6".*

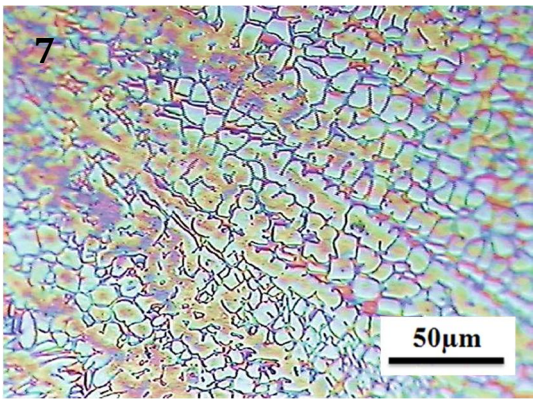


Figure V.10.19. *"Micrographie de la position 7".*

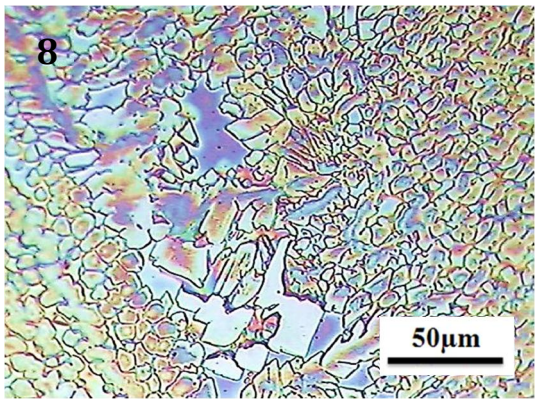


Figure V.10.20. *"Micrographie de la position 8".*

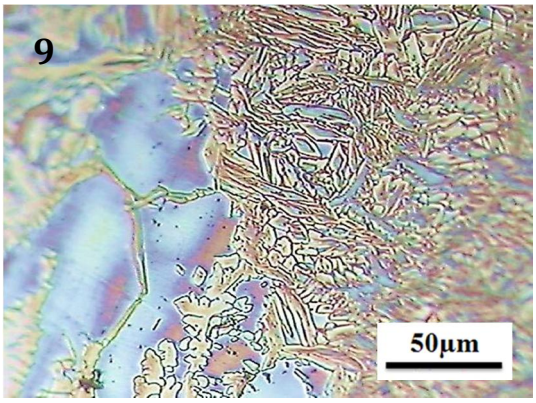


Figure V.10.21. *"Micrographie de la position 9".*

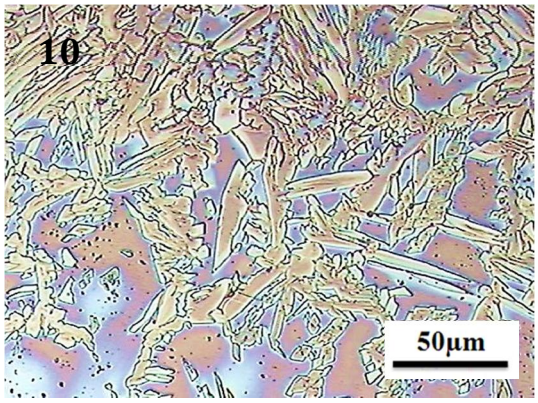


Figure V.10.22. *"Micrographie de la position 10".*

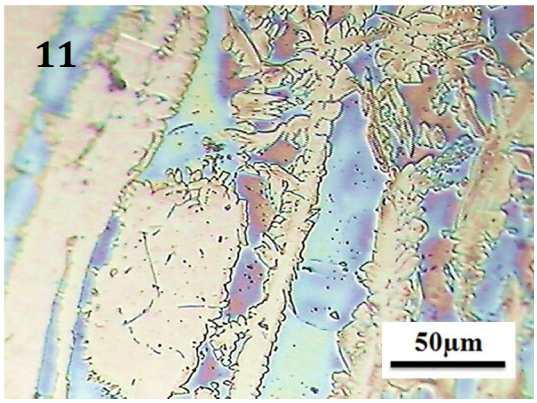


Figure V.10.23. *"Micrographie de la position 11".*

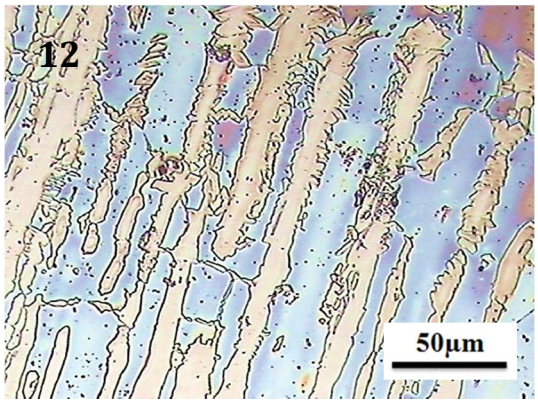


Figure V.10.24. *"Micrographie de la position 12".*

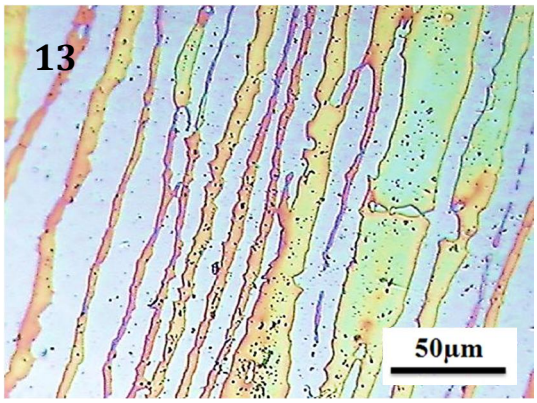


Figure V.10.25. *"Micrographie de la position 13".*

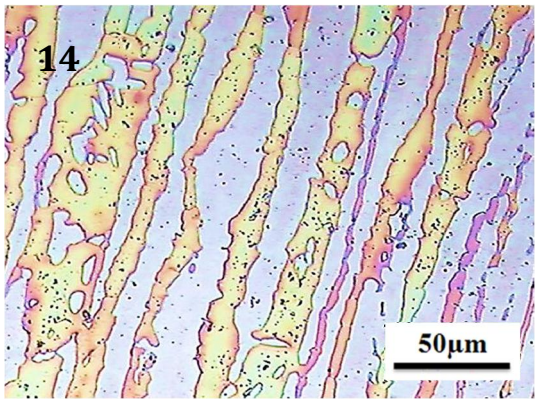


Figure V.10.26. *"Micrographie de la position 14".*

Échantillon 2 (Transversal):

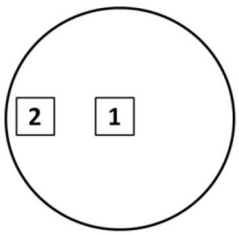


Figure V.10.27. *"Positions prises avec le microscope".*

Micrographies :

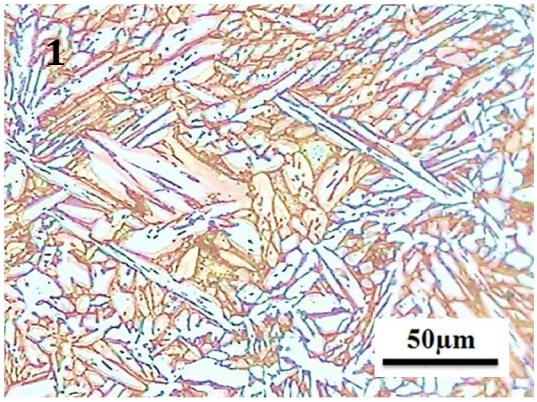


Figure V.10.28. *"Micrographie de la position 1".*

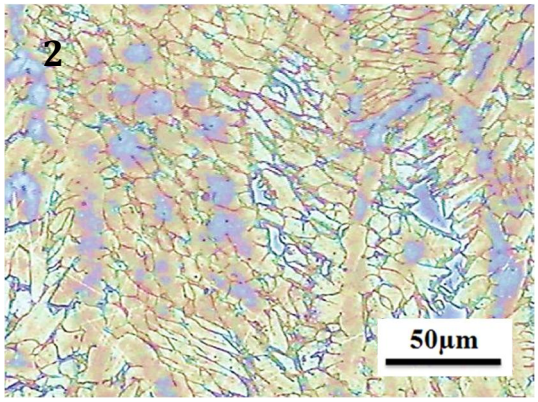


Figure V.10.29. *"Micrographie de la position 2".*

3. *Troisième éprouvette (Charge appliquée F = 150 N)*

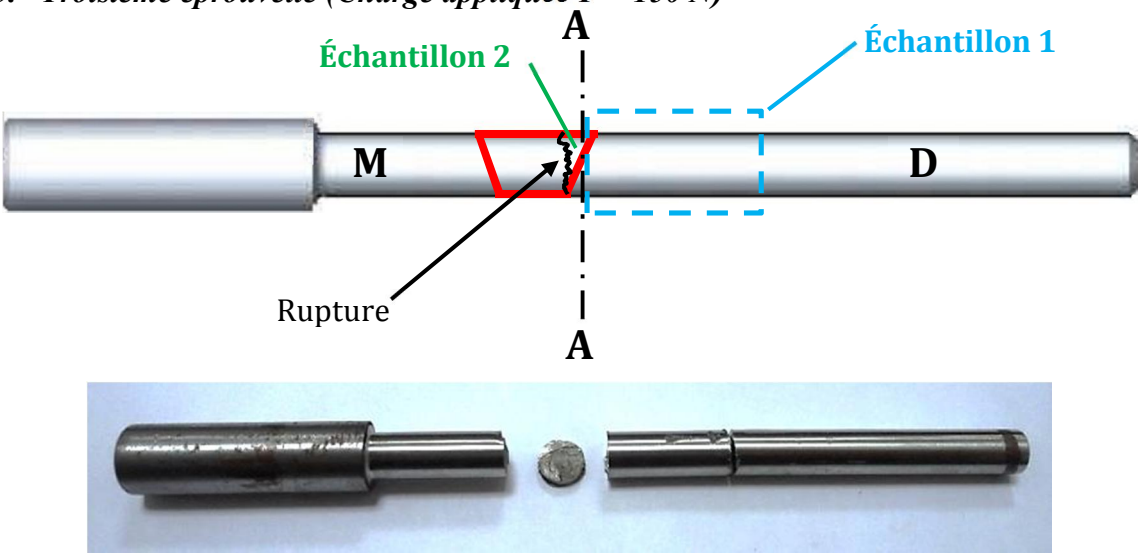


Figure V.10.30. *"Méthode de la découpe des échantillons".*

Échantillon 1 (Longitudinal):

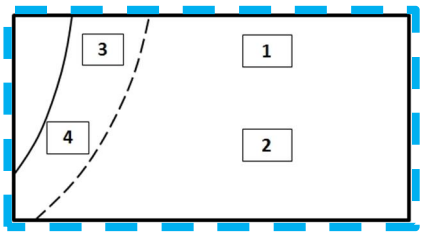


Figure V.10.31. *"Positions prises avec le microscope".*

Micrographies :

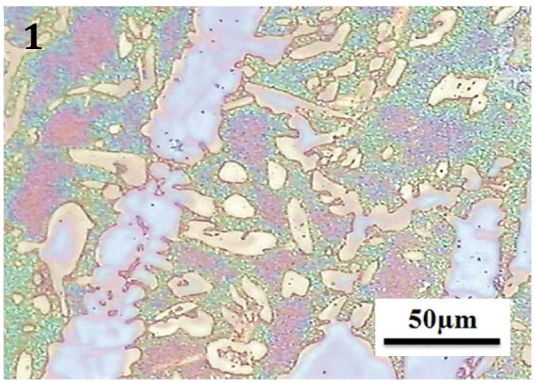


Figure V.10.32. *"Micrographie de la position 1".*

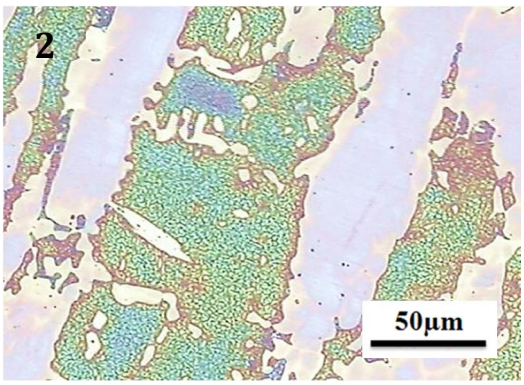


Figure V.10.33. *"Micrographie de la position 2".*

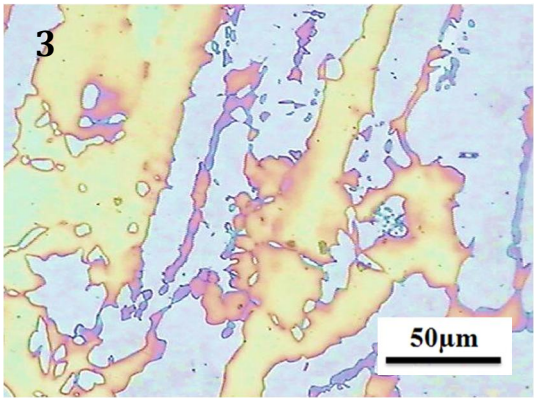


Figure V.10.34. *"Micrographie de la position 3".*

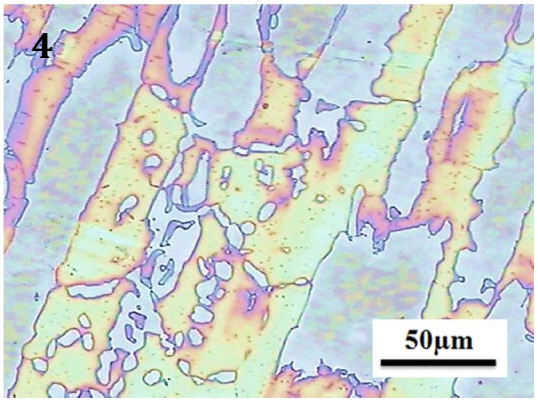


Figure V.10.35. *"Micrographie de la position 4".*

Échantillon 2 (Transversal):

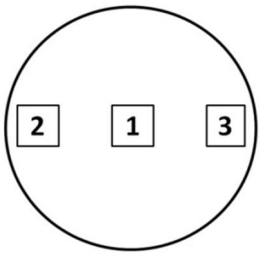


Figure V.10.36. *"Positions prises avec le microscope".*

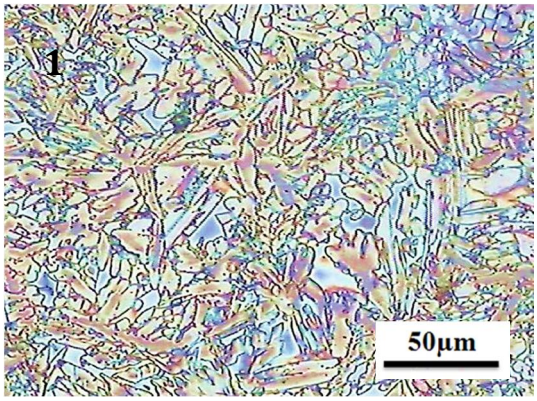


Figure V.10.37. *"Micrographie de la position 1".*

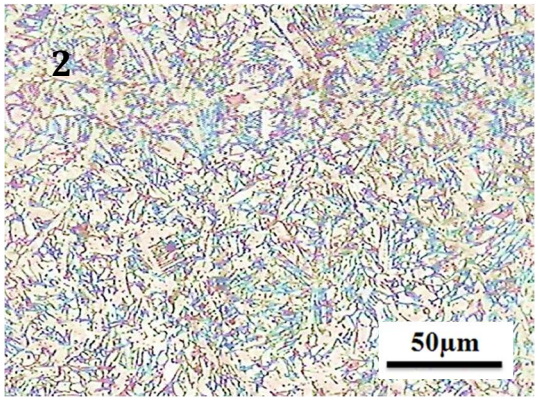


Figure V.10.38. *"Micrographie de la position 2".*

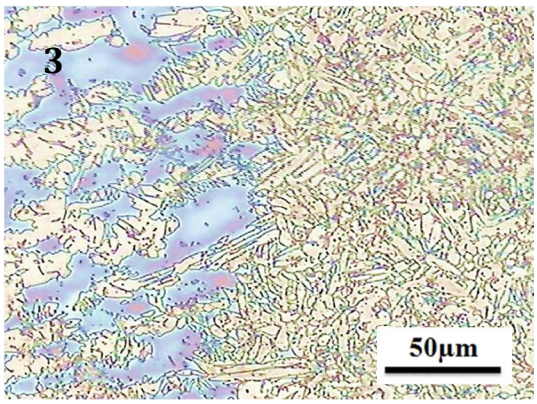


Figure V.10.39. *"Micrographie de la position 3".*

4. Quatrième éprouvette (Charge appliquée F = 140 N)

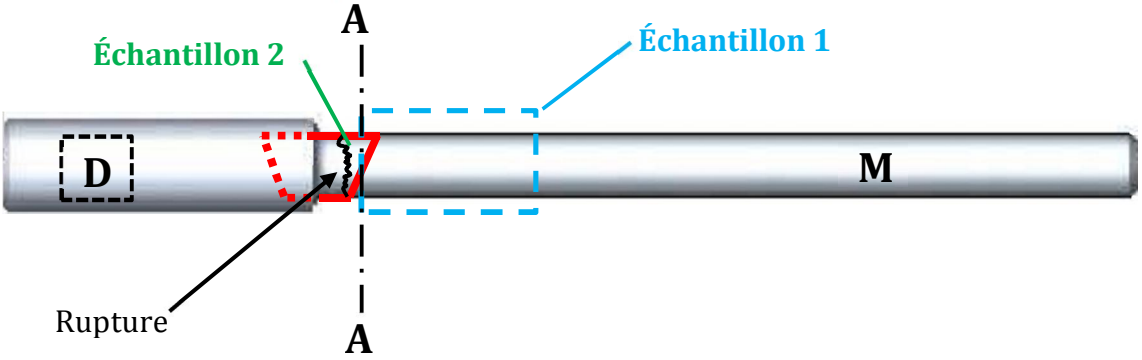


Figure V.10.40. *"Méthode de la découpe des échantillons".*

Échantillon 1 (Longitudinal):

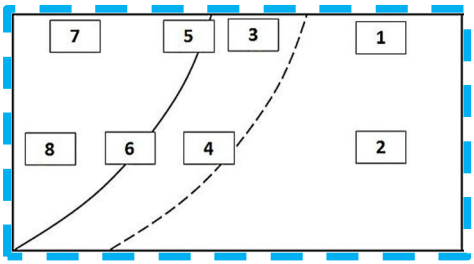


Figure V.10.41. *"Positions prises avec le microscope".*

Macrographie :

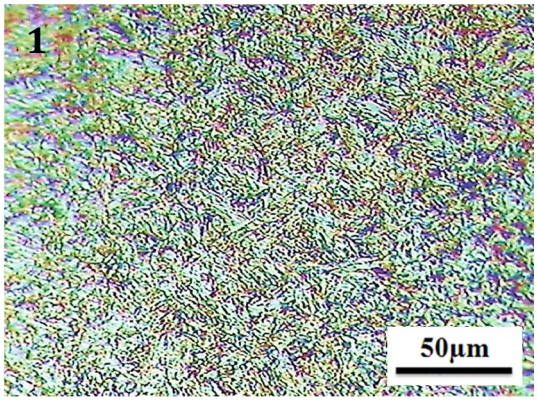


Figure V.10.42. *"Micrographie de la position 1".*

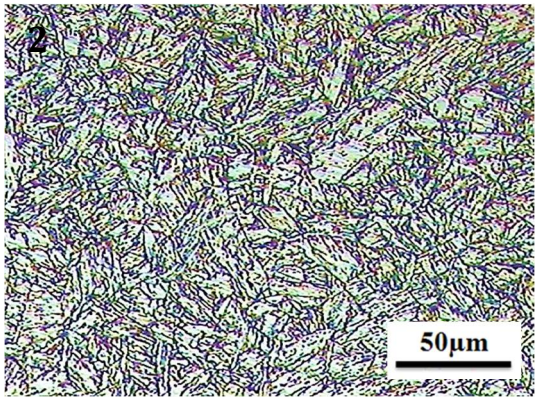


Figure V.10.43. *"Micrographie de la position 2".*

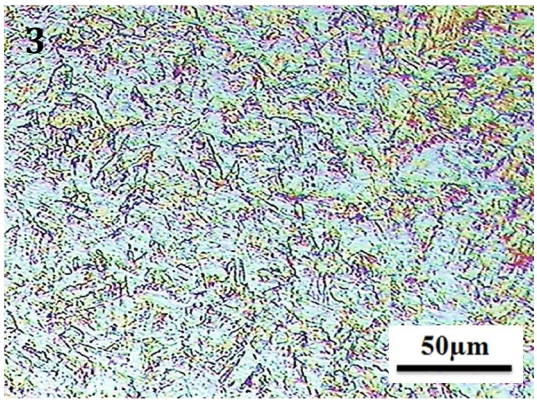


Figure V.10.44. *"Micrographie de la position 3".*

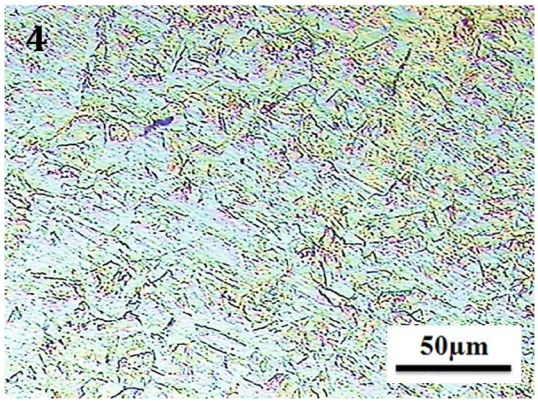


Figure V.10.45. *"Micrographie de la position 4".*

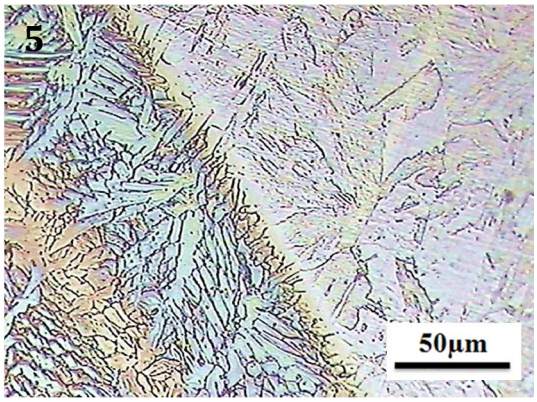


Figure V.10.46. *"Micrographie de la position 5".*

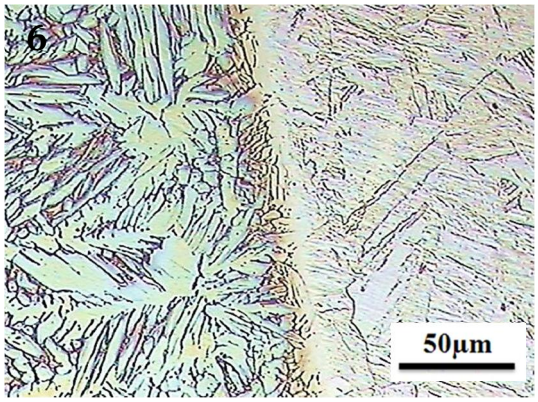


Figure V.10.47. *"Micrographie de la position 6".*

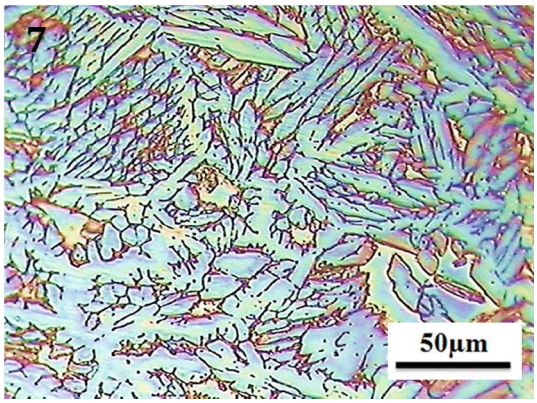


Figure V.10.48. *"Micrographie de la position 7".*

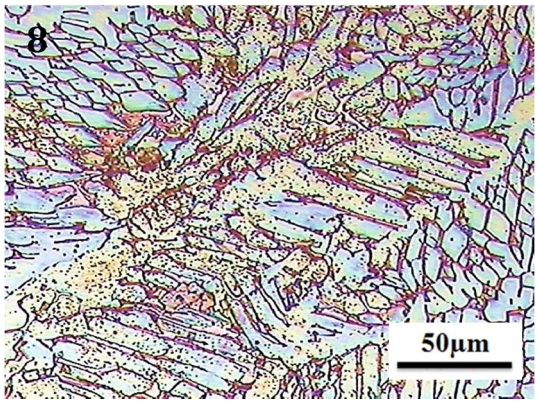


Figure V.10.49. *"Micrographie de la position 8".*

Échantillon 2 (Transversal):

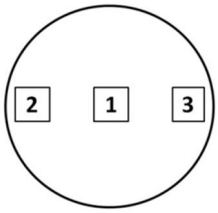


Figure V.10.50. *"Positions prises avec le microscope".*

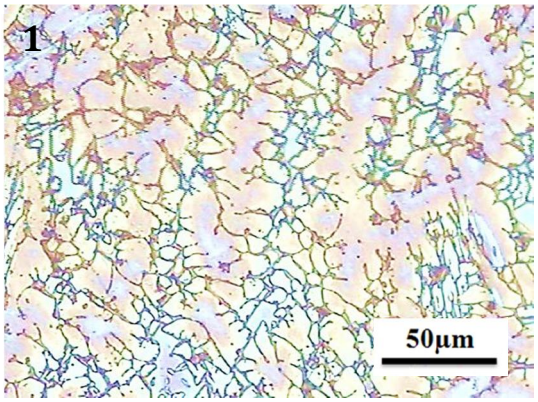


Figure V.10.51. *"Micrographie de la position 1".*

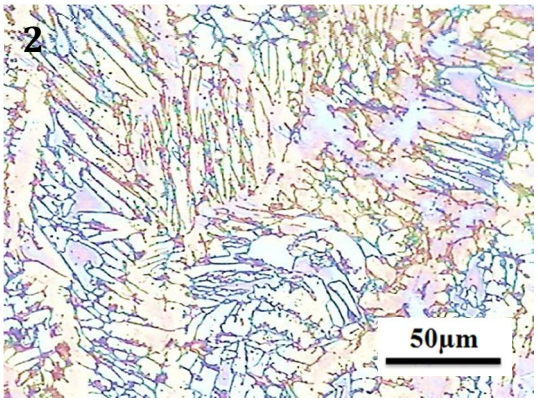


Figure V.10.52. *"Micrographie de la position 2".*

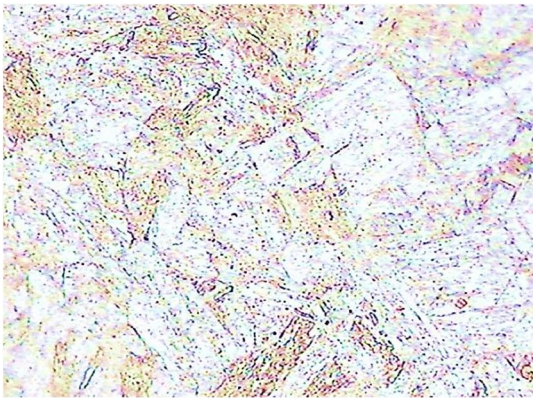


Figure V.10.53. *"Micrographie de la position 3".*

Comme il apparait clairement, les attaques chimiques utilisées précédemment ne révèlent pas un changement structural dû à la sollicitation mécanique, pour cela on a adopté d'autres méthodes de caractérisation et qu'on va traiter plus tard.

V.3.2. Résultats de dureté et de microdureté

Plusieurs prélèvements ont été effectués dans toutes les zones de chaque échantillon et on a calculé la moyenne, voici les résultats:

État reçu

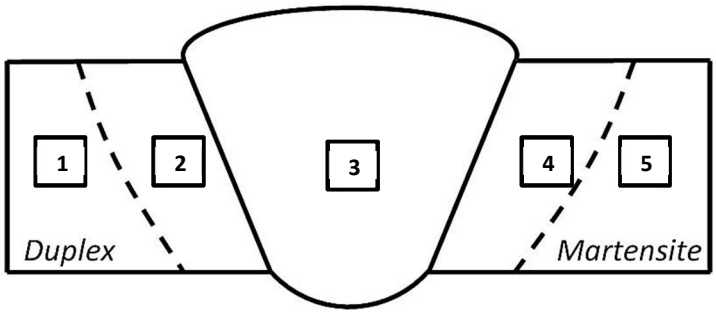


Figure V.11. *"Positions de prélèvement des valeurs de dureté pour la soudure à l'état reçu".*

Les résultats sont présentés dans le tableau **V.2** :

Tableau V.2. *"Résultats de la dureté pour la soudure à l'état reçu".*

Position	1	2	3	4	5
H_{V10}	256,5	288	312,5	296	269

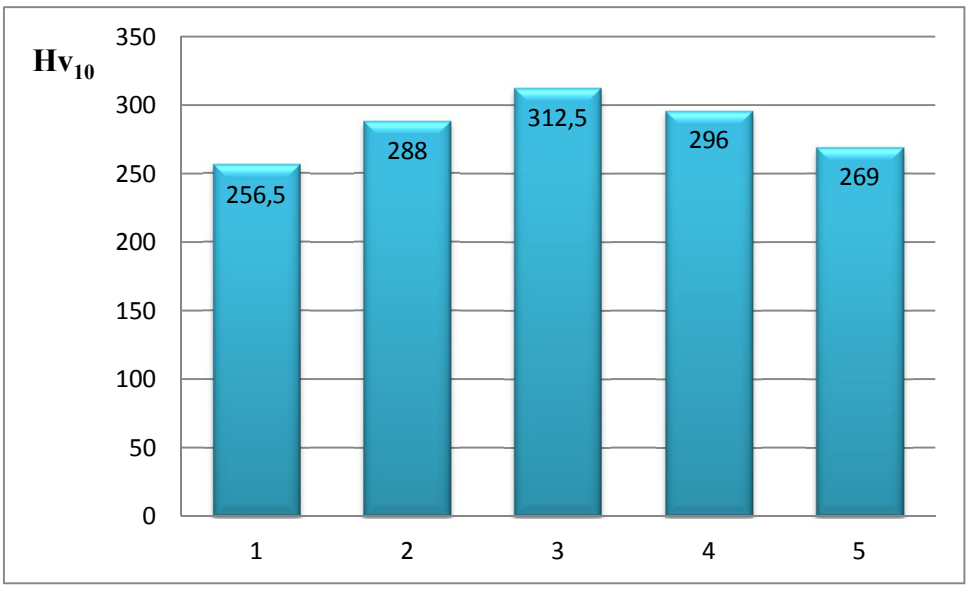


Figure V.12. *" Illustration par un histogramme de la valeur de dureté dans chaque zone du joint soudé".*

On remarque dans l'histogramme que la zone fondue est la plus dure parmi les zones du joint soudé. Cette augmentation est due à sa nature structurale dendritique et à l'orientation aléatoire des dendrites. L'augmentation de la dureté dans la zone affectée thermiquement du côté duplex est due à l'augmentation du taux de ferrite. Par contre,

dans le côté martensitique, cette augmentation est tout à fait normale à cause de la présence du carbone dans la structure cristalline de cette phase.

Charge F= 300 N

Pour les échantillons longitudinal et transversal de l'éprouvette qui a subit une charge F = 300 N, les résultats sont :

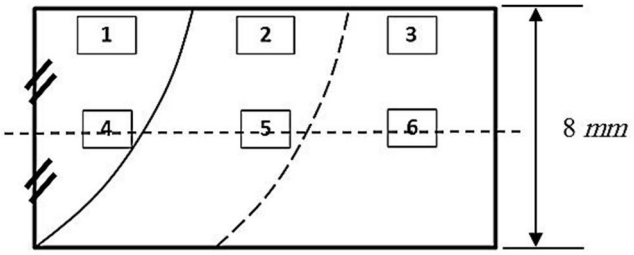


Figure V.13. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 300 N (Échantillon longitudinal)".*

Le tableau **V.3** et la figure **V.14** résument les résultats :

Tableau V.3. *"Résultats de la microdureté pour l'échantillon longitudinal (F=300 N).*

Position	1	2	3	4	5	6
$Hv_{0,2}$	339	293	277	298	296	267

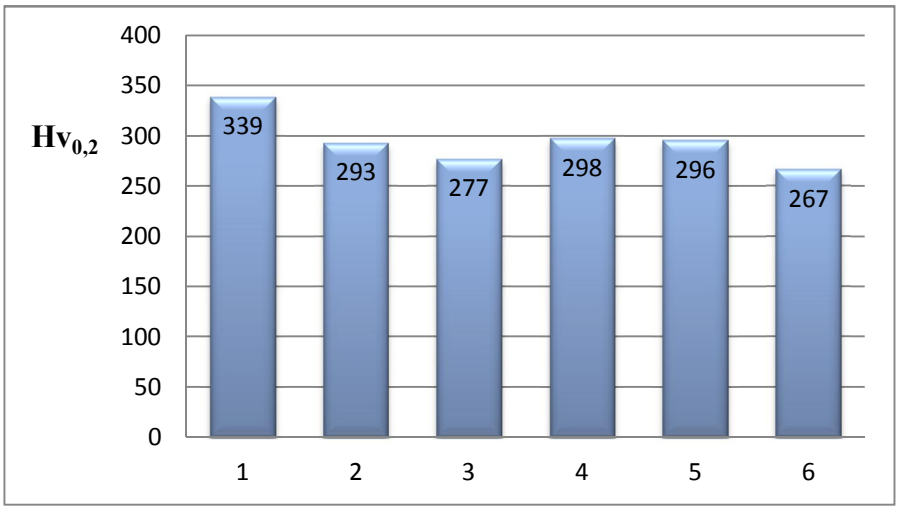


Figure V.14. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position".*

Pour l'échantillon transversal :

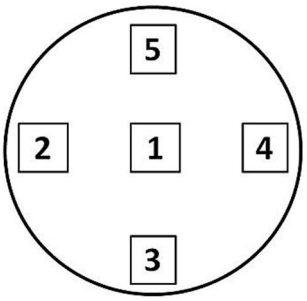


Figure V.15. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 300 N (Échantillon transversal)".*

Les résultats étaient comme suit :

Tableau V.4. *"Résultats de la microdureté pour l'échantillon transversal (F=300 N).*

Position	1	2	3	4	5
$H_{V0,2}$	268	295	285	279	290

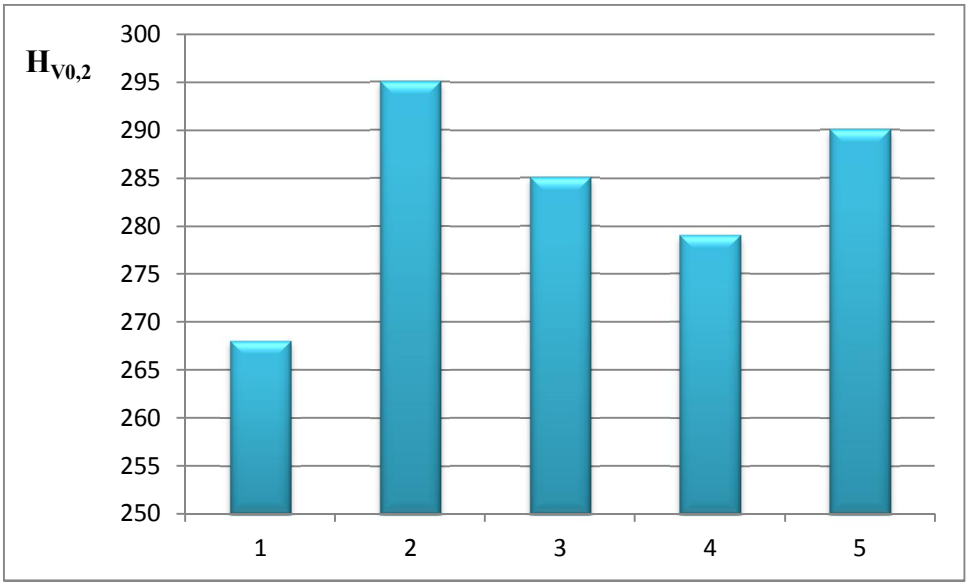


Figure V.16. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position".*

Charge F = 150 N

Pour les échantillons longitudinal et transversal de l'éprouvette qui a subit une charge F = 150 N, les résultats sont :

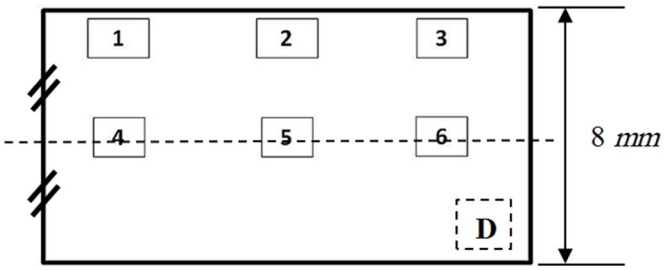


Figure V.17. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 150 N (Échantillon longitudinal)".*

Les résultats sont présentés dans le tableau **V.4** :

Tableau V.5. *"Résultats de la microdureté pour l'échantillon longitudinal (F=150 N).*

Position	1	2	3	4	5	6
$H_{V0,4}$	300	271,6	286,4	299	273,8	276,9

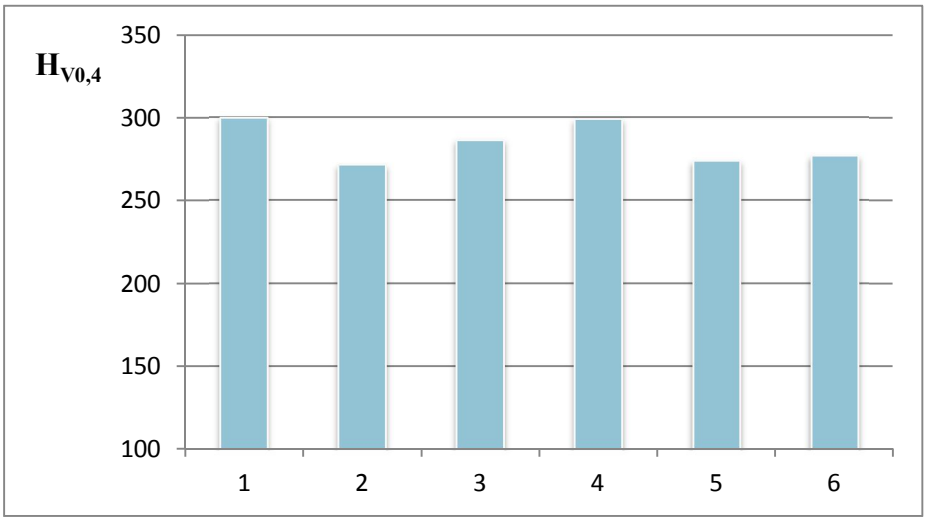


Figure V.18. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position".*

Pour la microdureté au niveau des phases:

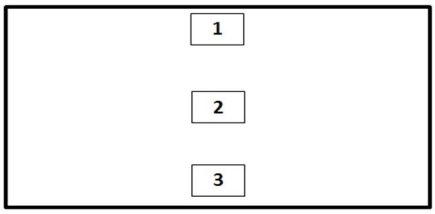


Figure V.19. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 150 N (Échantillon longitudinal)".*

Le tableau **V.6** présente les résultats obtenus :

Position	1	2	3
$H_{V0,025}$ (δ)	240	255	234
$H_{V0,025}$ (γ)	200	253	246

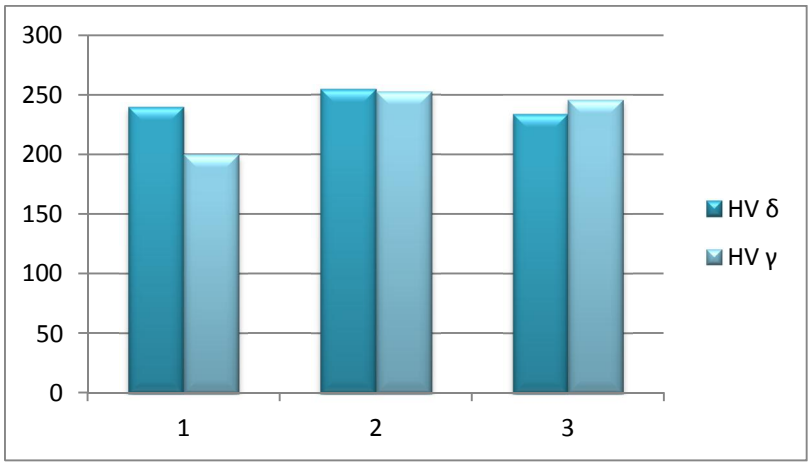


Figure V.20. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position et pour chaque phase".*

Pour l'échantillon transversal :

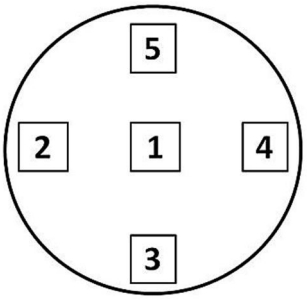


Figure V.21. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 150 N (Échantillon transversal)".*

Les résultats sont présentés dans le tableau **V.7 et la figure V.22** :

Position	1	2	3	4	5
$Hv_{0,4}$	303	352	294	263	388
$Hv_{0,2}$	268	285	277	297	297

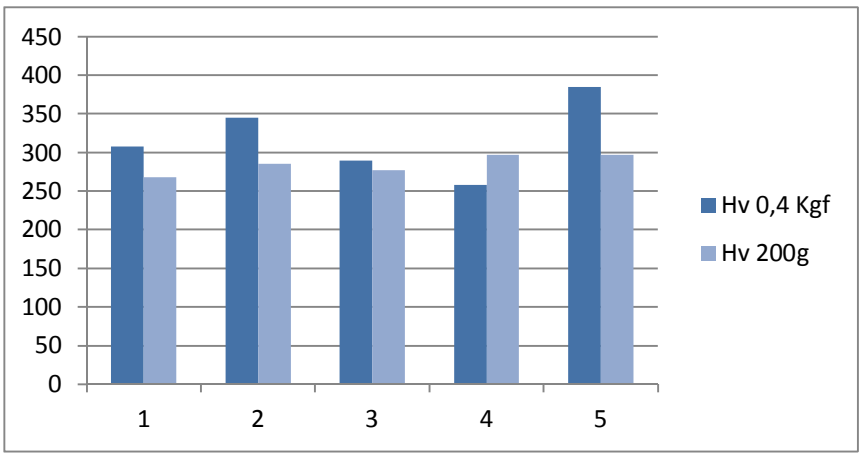


Figure V.22. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position".*

Charge F = 140 N:

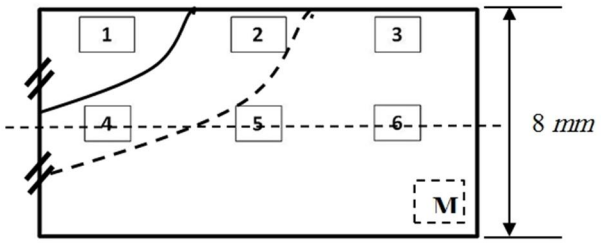


Figure V.23. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 140 N (Échantillon longitudinal)".*

Les résultats sont présentés dans le tableau **V.8** :

Tableau V.8. *"Résultats de la microdureté pour l'échantillon longitudinal (F=140 N)".*

Position	1	2	3	4	5	6
$Hv_{0,4}$	292	351	300	356	305	302

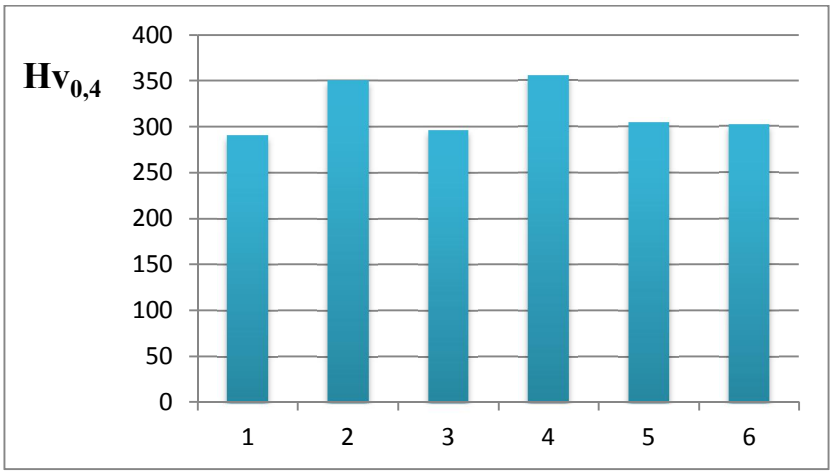


Figure V.24. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position".*

Pour l'échantillon transversal :

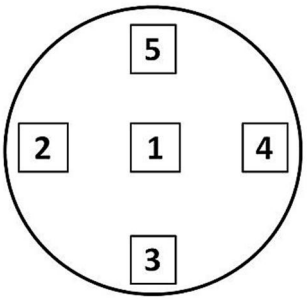


Figure V.25. *"Positions de prélèvement des valeurs de microdureté pour l'éprouvette sollicitée avec F= 140 N (Échantillon transversal)".*

Les résultats sont présentés dans le tableau **V.9** :

Position	1	2	3	4	5
$Hv_{0,4}$	272	298	302,7	291,4	304,5

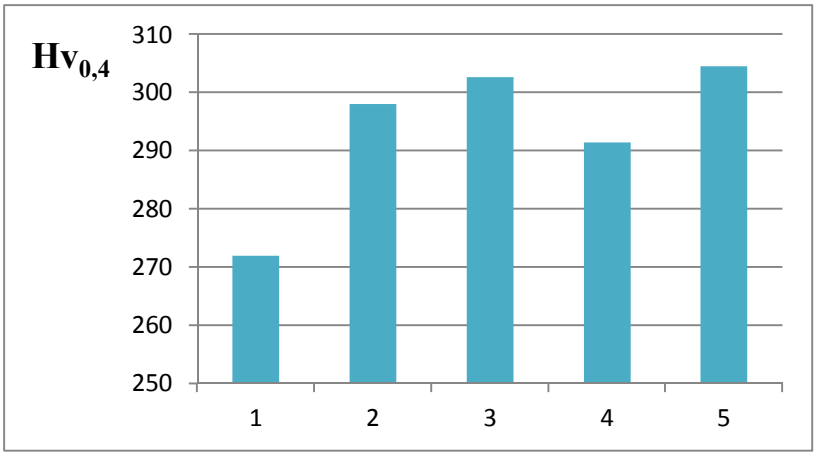


Figure V.26. *" Illustration par un histogramme de la valeur de microdureté dans chaque position".*

Le but de ces essais est de mettre en évidence d'éventuels durcissements structuraux engendrés par déformation plastique lors des essais de fatigue. La majorité des échantillons transversaux et longitudinaux prélevés, montrent un durcissement au niveau de la périphérie par rapport au centre.

De même nous avons vérifié l'évolution de la dureté au niveau des phases (ferrite/austénite) pour l'échantillon longitudinal 150 N, le durcissement de l'austénite au niveau de la périphérie par rapport au centre a été très apparent (50 Unités Hv) par rapport à celui de la ferrite, cela peut être attribué a la sensibilité à la déformation plastique de l'austénite qui possède une faible (EFE) énergie de défaut d'empilement permettant l'activation du phénomène de maclage.

Ces prélèvements confirment aussi les résultats obtenus pour la soudure dans son état brut car comme il est apparent dans tous les échantillons longitudinaux, la dureté dans la ZF est toujours supérieure à celle dans les autres zones.

V.3.3. Examen de la morphologie de la structure

Comme il a été précisé dans la partie *"Techniques Expérimentales"*, on a effectué une attaque chimique permettant la révélation de la morphologie (joints de grains, macles).

Le maclage est un mode de déformation, il est complémentaire au glissement, se différencie par rapport à ce dernier par le fait qu'il peut être observé après polissage et attaque chimique; et du fait que la phase austénitique est sensible au phénomène de

maclage suite à des sollicitations mécaniques,

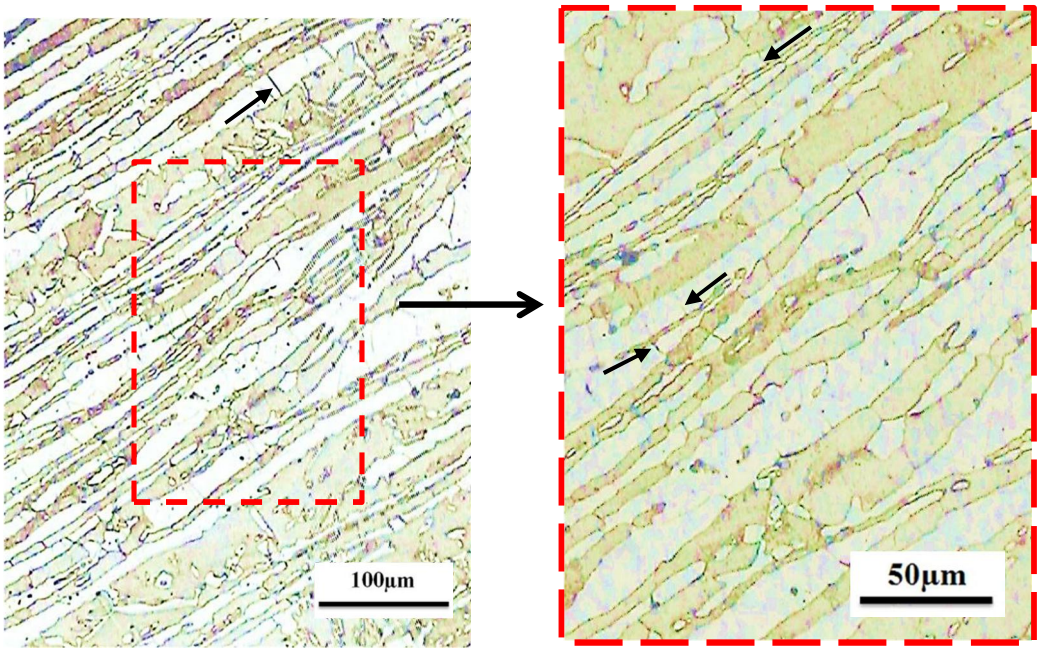


Figure V.27. *" Métal de base duplex à l'état recu".*

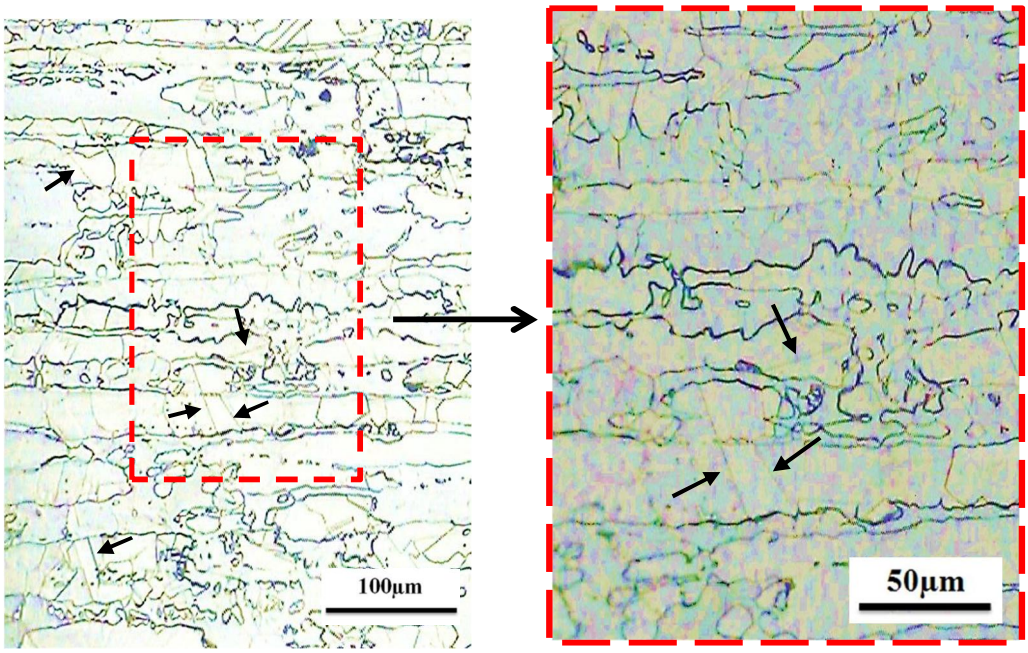


Figure V.28. *" Métal de base duplex sollicité (fibre centrale)".*

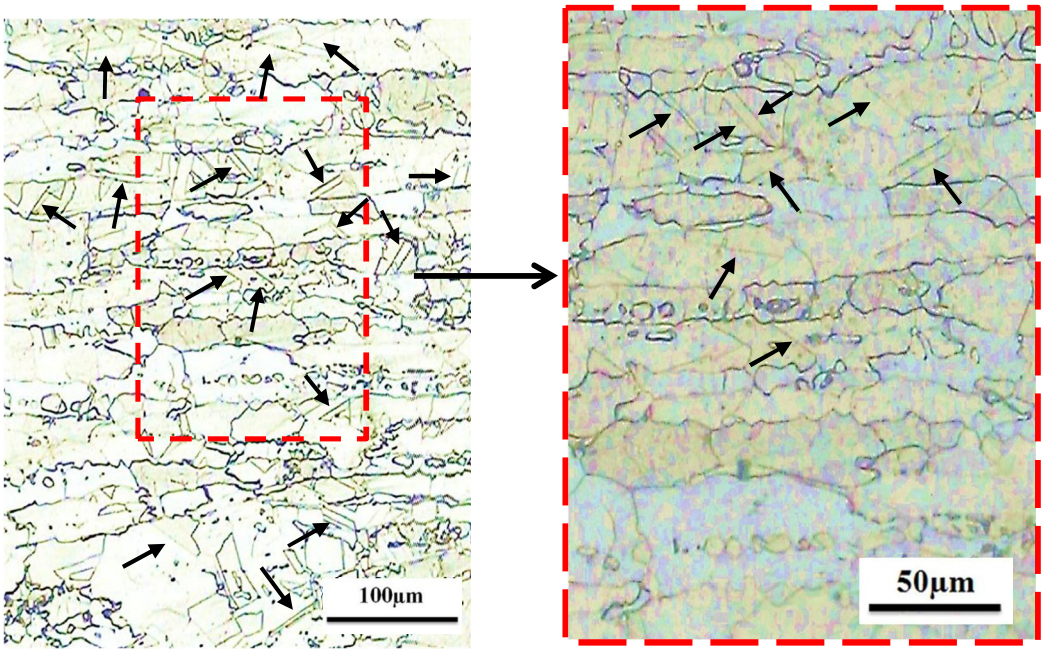


Figure V.29. *" Métal de base duplex sollicité (fibre externe)".*

Le but de cette manipulation complémentaire était de vérifier l'effet engendré par les déformations plastiques successives au niveau des fibres externes.

On examinant les micrographies optiques, il apparait que les fibres externes des échantillons sollicités contient plus de joints de grains/macles que la fibre neutre (centre de l'échantillon), mais cette constatation nécessite une confirmation par des moyens pouvant visualiser les structures déformées et de mettre en évidence les joints de grains par orientation cristallographique (Electron BackScatter Diffraction).

V.3.4. Examen des faciès de rupture

Les figures ***V.30*** représentent un examen visuel du faciès de rupture de l'échantillon sollicité avec F = 300 N.

Les deux autres figures V.X représentent des micrographies prises par MEB avec un agrandissement 10X.

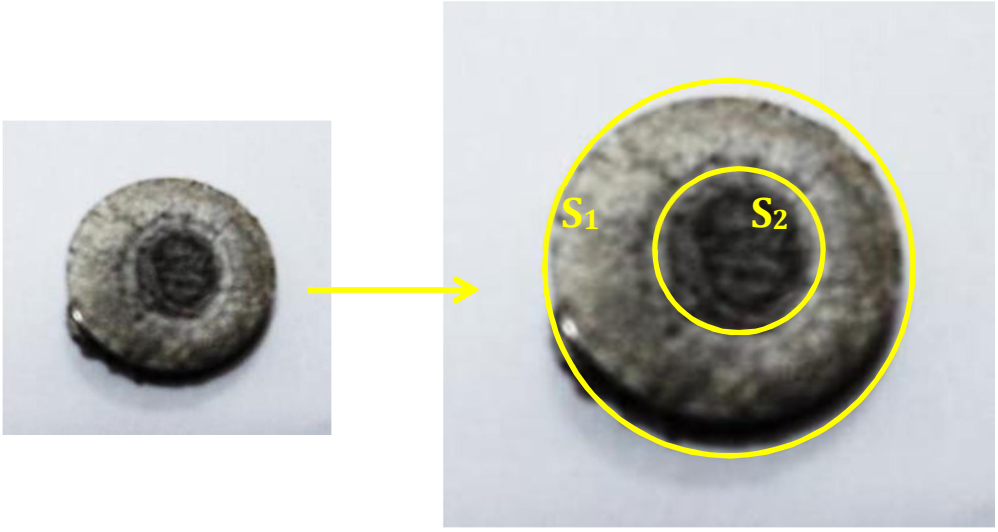


Figure V.30 *"Faciès de rupture avec une sollicitation de F=300 N".*

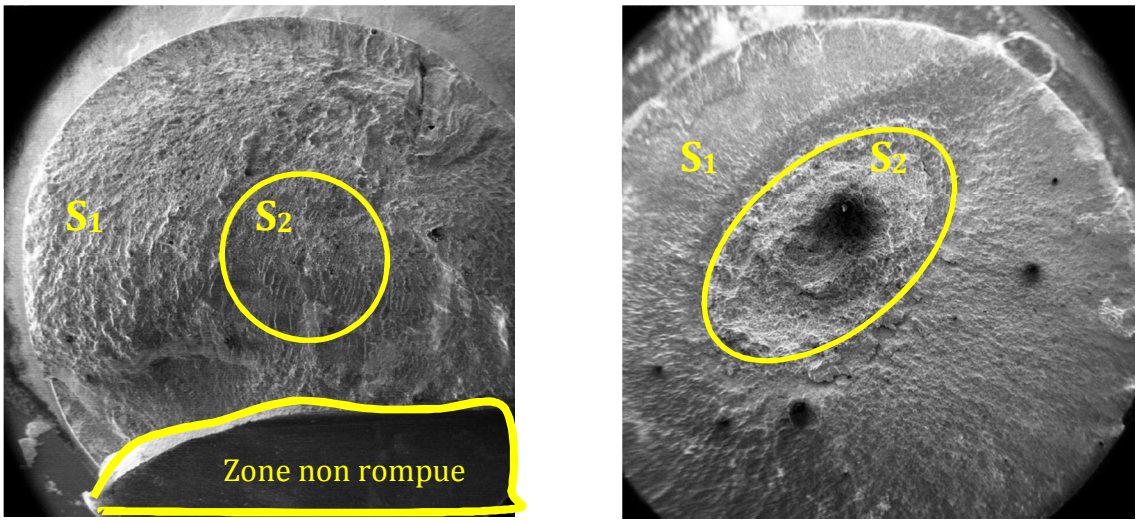


Figure V.31 *"Faciès de rupture avec une sollicitation de F=140 N et 200 N respectivement".*

Il apparait clairement qu'il existe deux différentes zones (S_1, S_2), ces deux zones représentent respectivement les deux modes de rupture ductile et fragile. Ces faciès de rupture possèdent l'allure d'une forme typique de la rupture sous sollicitation cyclique en flexion rotative.

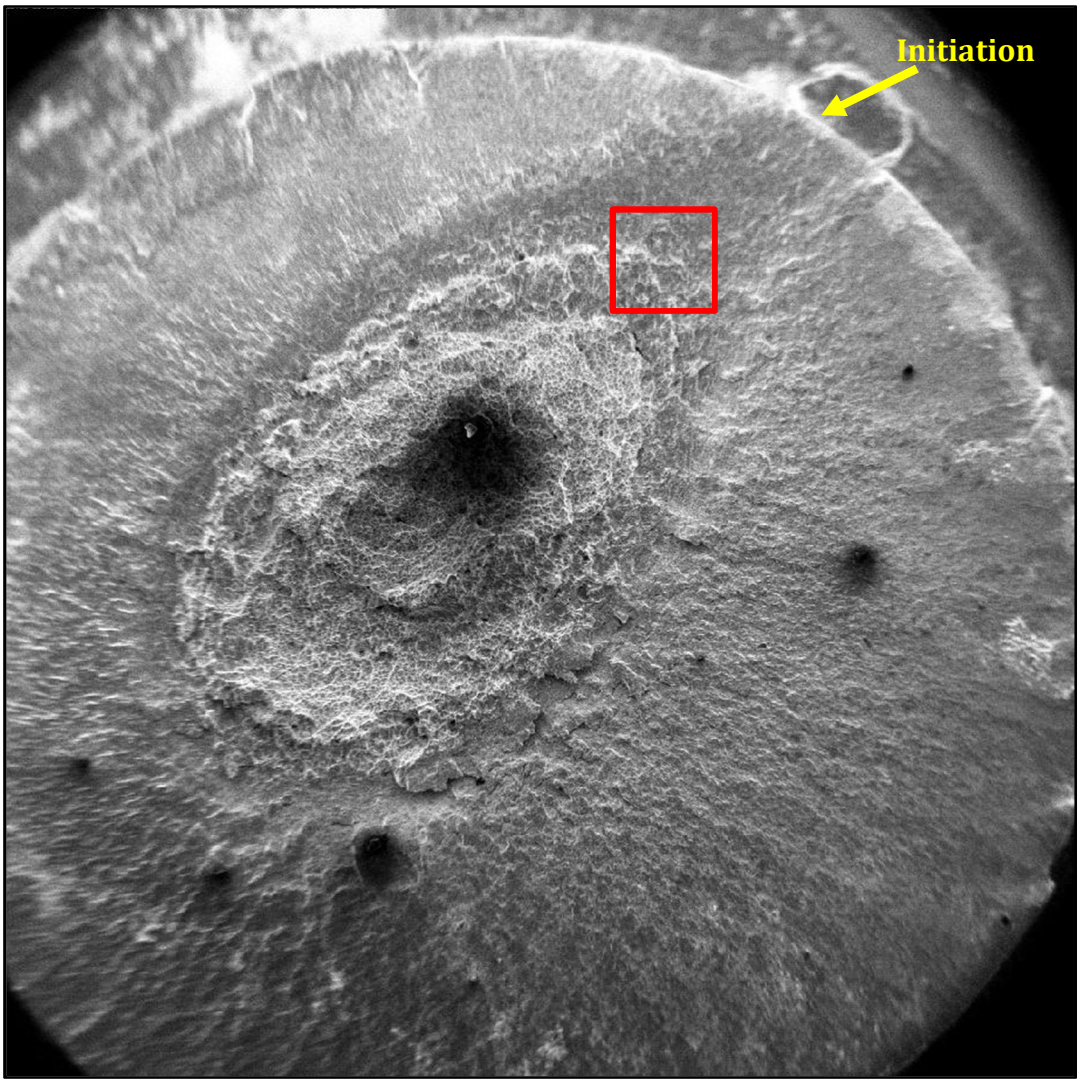


Figure V.31.1 *"Faciès de rupture avec une sollicitation de F=200 N".*

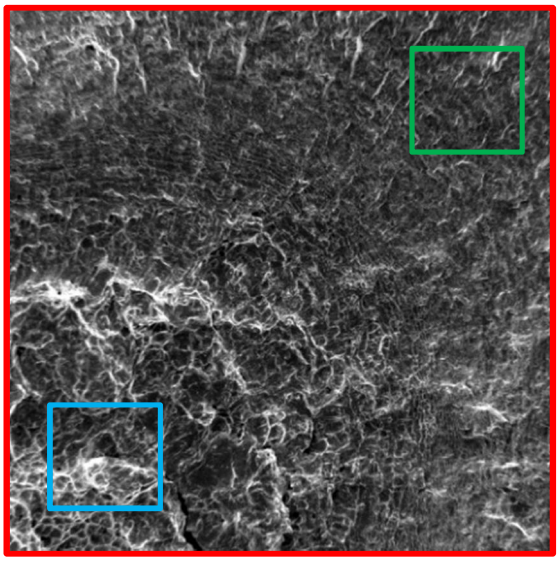


Figure V.31.2 *"Grossissement d'une zone du faciès de F=200 N".*

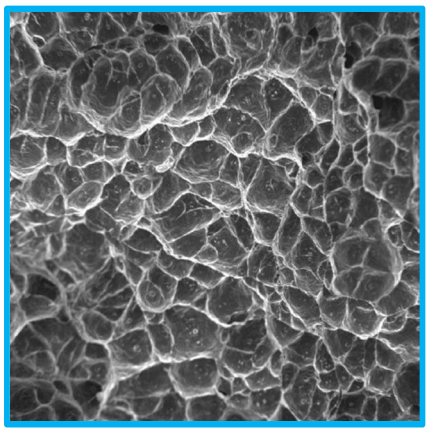


Figure V.31.3 *"Faciès ductile avec cupules"*

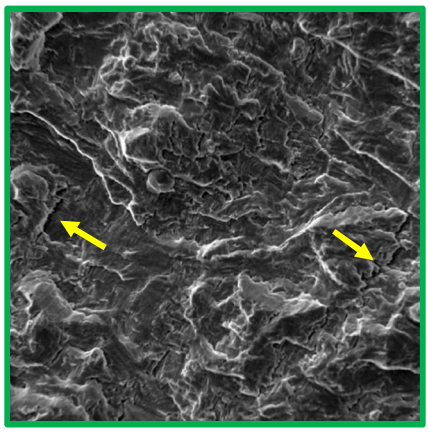


Figure V.31.4 *"Faciès fragile avec des microfissures"*

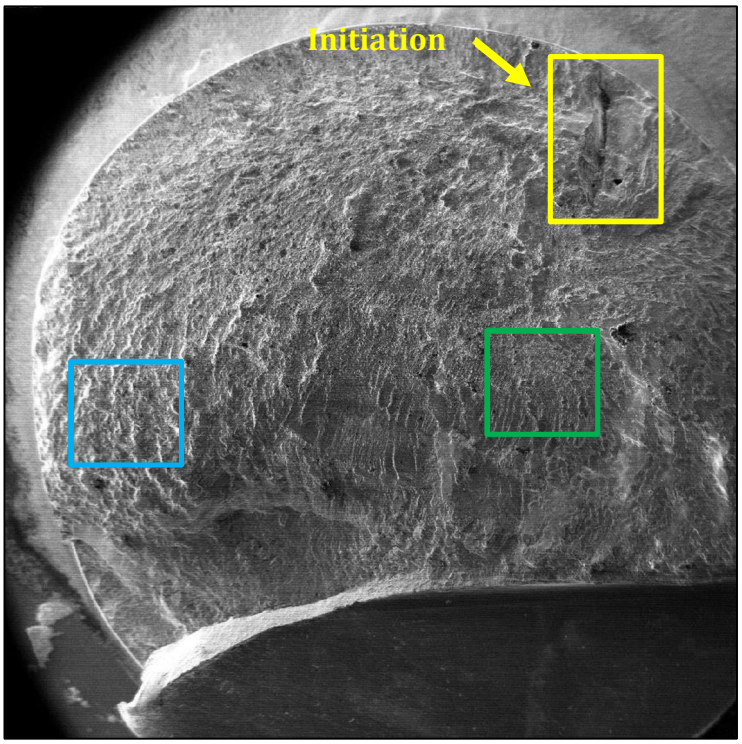


Figure V.31.5 *"Faciès de rupture avec une sollicitation de F=140 N".*

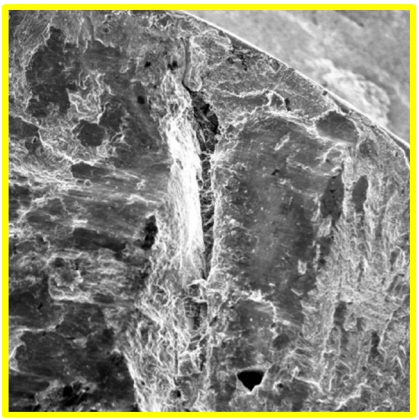


Figure V.31.6 *"Lieu de l'initiation"*

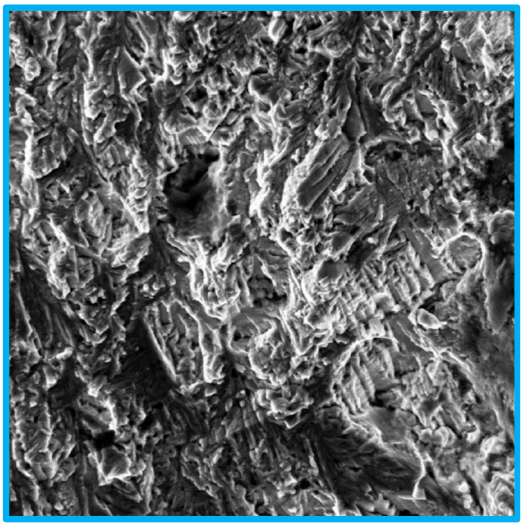


Figure V.31.7 *"Faciès ductile avec cupules"*

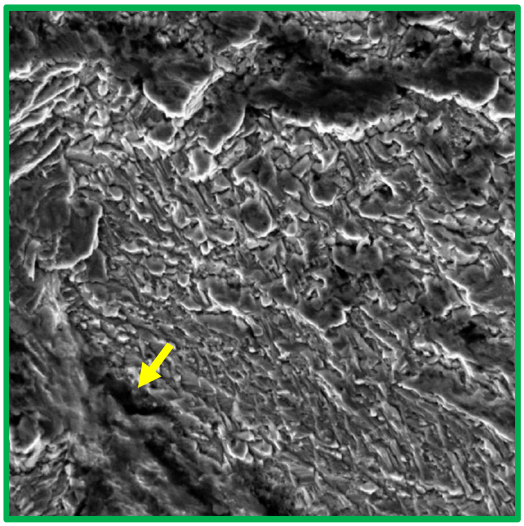


Figure V.31.8 *"Faciès fragile avec des microfissures"*

De ce fait le mode rupture est un mode mixte entre progressive ductile et fragile. Le mode ductile se caractérise par les cupules et les cavités, et le mode fragile est caractérisé par surfaces planes. D'autres parts des stries de fatigues concentriques séparant les modes de rupture sont bien claires dans les figures, elles peuvent avoir comme cause le ralentissement et l'accélération de la propagation de la rupture.

V.4. Estimation de l'endurance du joint soudé

Approche homogène

L'appellation de cette partie par approche homogène résulte de simplifications considérées, le principe est l'assimilation de notre cas au cas homogène. Cette approche est relativement grossière compte tenu de tous les facteurs négligés mais elle permet de rapporter les résultats sous forme de courbe de Wöhler et de tracer le diagramme d'endurance.

Dans tout matériau ou assemblage l'endroit le plus susceptible a la rupture est l'à ou la résistance R_m est faible ou au niveau des défauts d'ordre géométrique ou structurale.

On comparant les résistances des matériaux de base, et on considérant le fait que l'endurance est voisine de la moitié de la résistance des aciers, il s'avère que le duplex possède l'endurance la plus faible ce qui en concordance avec les résultats des essais de fatigue qui ont eu lieu dans la zone duplex (ZF/MB).

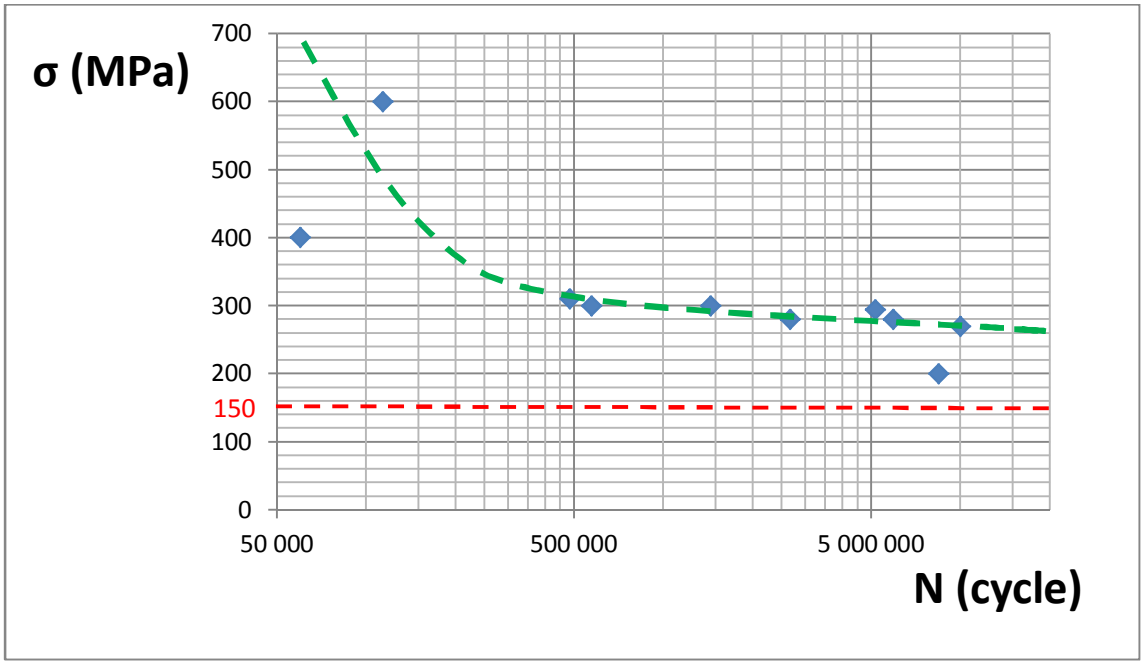


Figure V.32 *"Courbe de Wöhler pour le joint soudé".*

À partir de cette courbe on peut prévoir que la limite d'endurance σ_D pour le joint soudé est égale à 150 MPa.

V.4.1.Calcul de la contrainte admissible limite

Calcul de l'équation de la courbe limite du diagramme d'endurance

Comme on a vu précédemment (***Chapitre III***), la courbe limite du diagramme d'endurance se trace comme suit :

B (R_m, 0) = (739, 0) [MPa]

A (0, σ_{D0}), $\sigma_{D0} = R_m\,(0{,}57 - 1{,}2.10^{-4}.\,R_m)$, donc: $\sigma_{D0} = 356$ MPa.

A (0, 356) [MPa]

D (R_m - $\sigma_D/2$, $\sigma_D/2$) = (644, 75) [MPa]

Et donc :

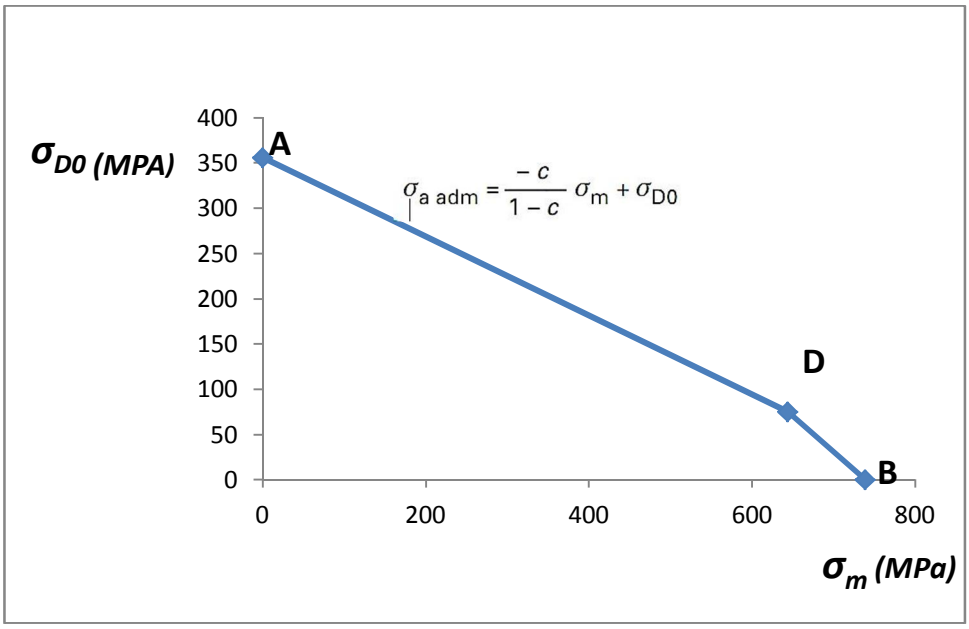


Figure V.33 *"Diagramme de Haigh de la soudure".*

Avec : $C = ½\ (\sigma_D / R_m)$ demi rapport d'endurance.

Calcul de la nouvelle équation de la courbe limite du diagramme d'endurance

La prise en compte des divers facteurs d'influence va avoir une incidence directe sur la position des points clés A et B, donc sur l'équation de la courbe limite **[20]**.

B' $(R'_m, 0) = (R_m/K_t, 0)$

A' $(0, \sigma_{D1})$ tel que : $\sigma_{D1} = \sigma_{D0} \dfrac{K_P\ K_e\ K_S}{K_f}$

La nouvelle équation de la courbe limite : $\sigma_{aadm} = -C_1\ \sigma_m / (1-C_1) + \sigma_{D1}$

Avec : $C_1 = ½\ \dfrac{\sigma_D}{R_m}\ \dfrac{K_P\ K_e\ K_t\ K_S}{K_f}$

Les valeurs des différents facteurs d'influence sont déterminées à partir des résultats et abaques définis dans l'annexe **II**.

- Facteur de passage *Kp* : pour une sollicitation de flexion rotative, *Kp* = 1.
- Facteur d'échelle *Ke* : pour un diamètre d = 8 mm, l'abaque : Ke = f (d) (Annexe III) conduit à *Ke* ≈ 0,99.
- Facteur d'état de surface *Ks* : pour une rugosité *Rt* = 10 µm et une résistance à la traction *Rm* = 739 N/mm^2, l'abaque *Ks* = f (*Rt*, *Rm*) conduit à *Ks* = 0,93.
- Facteur de concentration de contraintes *Kf* : à l'aide des formules et abaques spécialisés, il est calculé tout d'abord la valeur du facteur théorique de concentration de contraintes *Kt* en flexion : *Kt* ≈ 1,5.
- Puis, pour cette valeur *Ktf* et une résistance à la traction *Rm* = 739 N/mm^2, l'abaque *Kf* /*Kt* = f (*Rm, Kt*) conduit à une valeur de *Kf* /*Kt* ≈ 0,98.

D'où : $Kf = 0{,}98 \times 3$

$Kf \approx 2{,}7$

- Calcul de la contrainte admissible σ_{D1} : $\sigma_{D1} = \sigma_{D0} \frac{K_P\, K_e\, K_S}{K_f}$

$$\sigma_{D1} = 356 \times \frac{1 \times 0{,}99 \times 0{,}93}{2{,}94} = 111{,}6 \text{ MPa}$$

$Rm/Kt = 369{,}5$ MPa

Donc : A'(0, 111,6) et B' (369,5, 0) et D' (294,5, 75).

Donc le nouveau diagramme d'endurance :

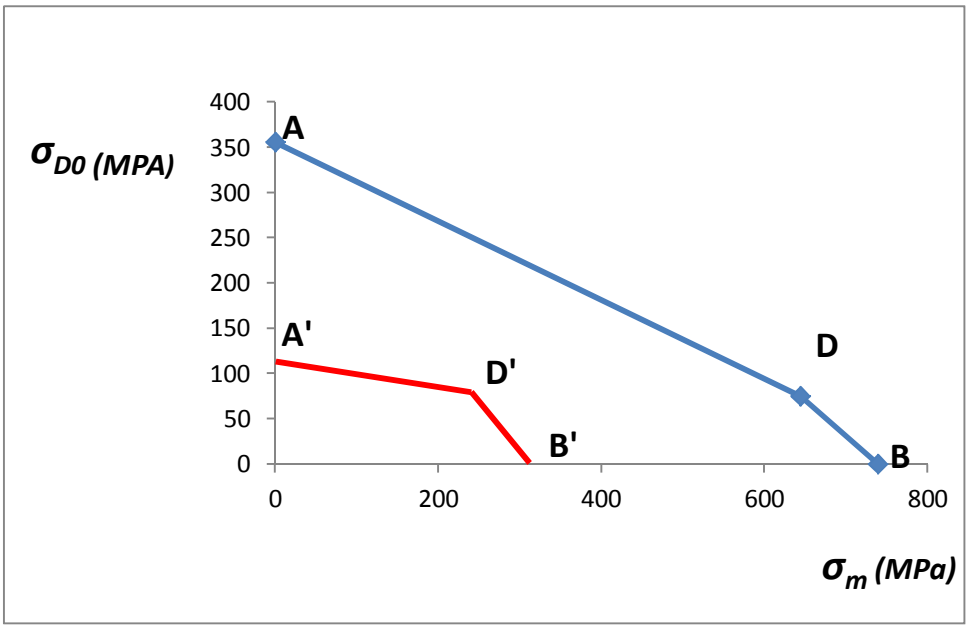


Figure V.33 *"Diagramme de Haigh de la soudure après la prise en compte des facteurs d'influence".*

On constat très bien l'effet de l'introduction des facteurs d'influence sur la translation de la courbe d'endurance vers une plage plus réduite entre A', B', D' et les deux axes.

Le diagramme délimite le domaine de fonctionnement autorisé pour une durée de vie supérieure ou égale à l'endurance, en fonction du nombre de base choisi (nombre de cycles).

Conclusion Générale

Nous étions dans ce travail face à plusieurs difficultés et qui sont dues aux différents type d'hétérogénéité présents dans la soudure (hétérogénéité des matériaux de base, hétérogénéité du matériau duplex biphasé, hétérogénéité de la répartition des contraintes le long des éprouvettes…), ce qui nous a poussé à faire plusieurs type de caractérisation pour révéler l'effet des sollicitations mécaniques (micrographie optique, dureté et microdureté, M.E.B…).

L'attaque chimique réservée pour la révélation du phénomène de maclage et l'analyse par M.E.B nous a confirmé le changement structural au niveau de la périphérie fortement sollicitée contrairement au centre neutre et ça pour ce qui concerne le duplex tandis que pour la martensite, elle nécessite des examens plus approfondis a cause de la finesse de la structure.

Les résultats des essais de fatigue soutiennent l'approche homogène qu'on a adoptée car toutes les ruptures ont eu lieu au niveau de l'acier inoxydable duplex (ZF ou MB) qui possède la résistance la plus faible.

L'introduction des facteurs d'influence dans les calculs du diagramme d'endurance va réduire ce dernier d'une façon remarquable et qui confirme l'aspect pratique de notre étude.

La fatigue des matériaux est caractérisée par la désertion des résultats, il est donc nécessaire d'une part d'élargir l'étude et de faire une analyse statistique on multipliant le nombre d'essais.

D'autre part il est nécessaire également d'utiliser des techniques plus sophistiquées afin de mettre en évidence les phénomènes de durcissement ou d'adoucissement et les transformations structurales dues aux sollicitations cycliques .

Références Bibliographiques

[1]. Pierre-Jean CUNAT. ***"Aciers inoxydables. Critères de choix et structure"*** Techniques de l'Ingénieur, M 4 540.

[2]. Guy David. ***"Les aciers inoxydables"***. Technique et Documentation – Lavoisier. Paris (1990).

[3]. "***La lettre de l'agence Rhône-Alpes pour la maîtrise des matériaux"*** N° 04 (Octobre/Décembre 2002).

[4]. Klas Weman. ***"Aide mémoire. Procédés de soudage"***. Edition DUNOD. (2003).

[5]. Cazes Roland. ***"Soudage à l'arc".*** Techniques de l'ingénieur, B7730.

[6]. Barralis.J, Maeder.G. ***"Précis de métallurgie"***. Edition NATHAN. (1995).

[7]. John C.LIPPOLD, Damian J.KOTECKI. ***"Welding metallurgy and weldability of stainless steels"***. Wiley-Interscience. (2005).

[8]. Pierre-Jean CUNAT. ***"Fatigue des alliages ferreux. Définitions et diagrammes "*** Techniques de l'Ingénieur, BM 5 042.

[9]. Paul RABBE, Henri-Paul LIEURADE, André GALTIER ***"Essais de fatigue. Partie I"*** Techniques de l'Ingénieur, M 4 170.

[10]. Jian LU ***"Fatigue des alliages ferreux. Facteurs d'influence"*** Techniques de l'Ingénieur, BM 5 043.

[11]. R.Cazaud. ***"La fatigue des métaux"***. Edition DUNOD. (1969).

[12]. A. Brand, J.F. Flavenot, R. Grégoire, C. Tournier. ***"Données technologiques sur la fatigue "***. Centre technique des industries mécaniques. (1989).

[13]. ***"Principe du soudage"***. LTA – Laboratoire des Technologies d'Assemblage.

[14]. Fiche technique fournie par la société japonaise ***" SUMITOMO Metal Intastging".***

[15]. Fiche technique fournie par la société française ***" DMV STAINLES FRANCE "***.

[16]. Fiche technique fournie par la société chinoise ***" OISHI HIGH ALLOY MATERIALS "***.

[17]. L.BOUTAKHEDMIT. ***"Caractérisation structurale et mécanique d'un assemblage soudé de deux aciers inoxydables austénoferritique et martensitique avec métal d'apport duplex "***.Mémoire de PFE. ENP (2007).

[18]. Struers Application note ***"Préparation métallographique de l'acier inoxydable "***.

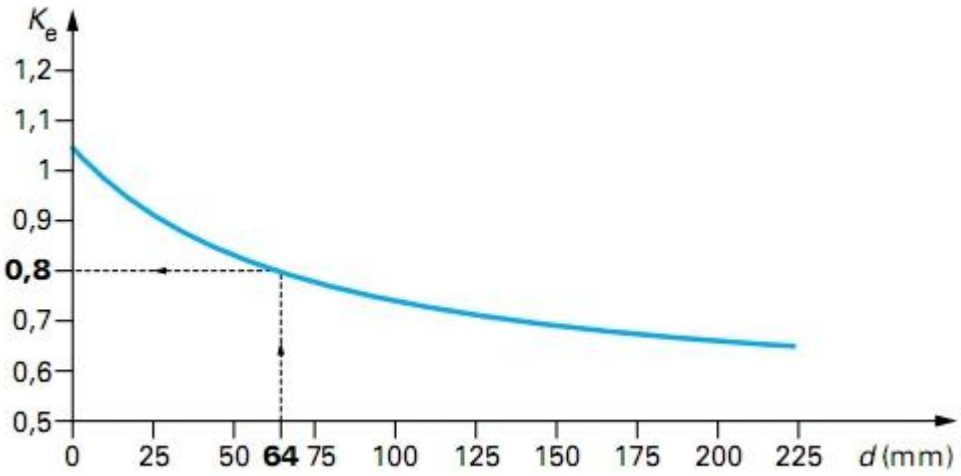
[19]. S.BRAHMI. ***"Étude de l'influence de l'intégrité de surface sur la résistance à la fatigue des pièces usinées"***. Mémoire de Magister. Université de Boumerdes (2009).

[20]. Jian LU. ***"Fatigue des alliages ferreux. Exemples de calcul"*** Techniques de

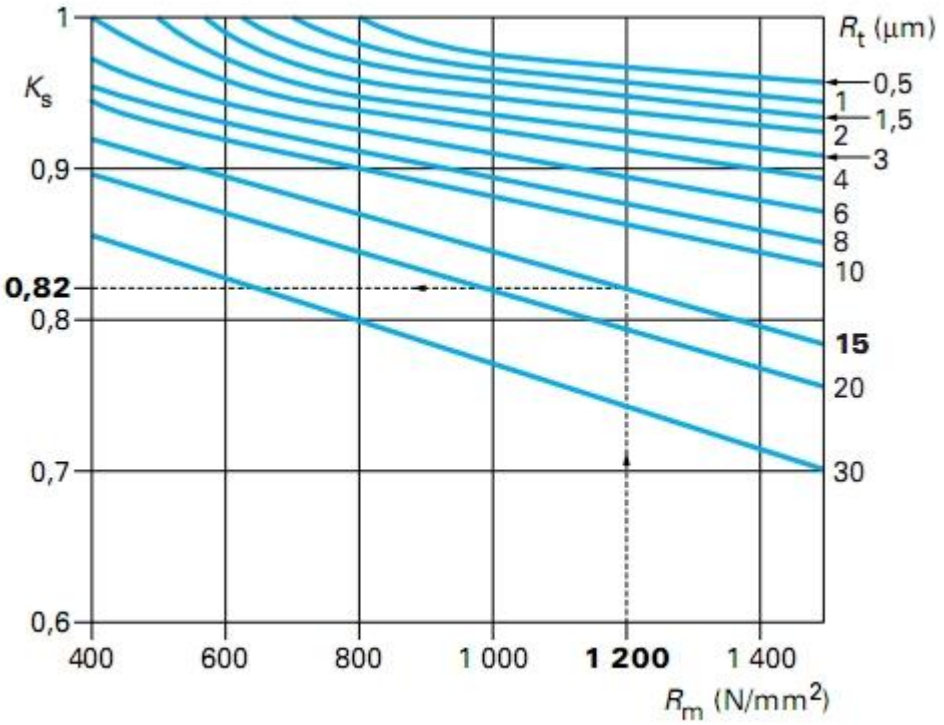
l'Ingénieur, M 4 544.

Annexe

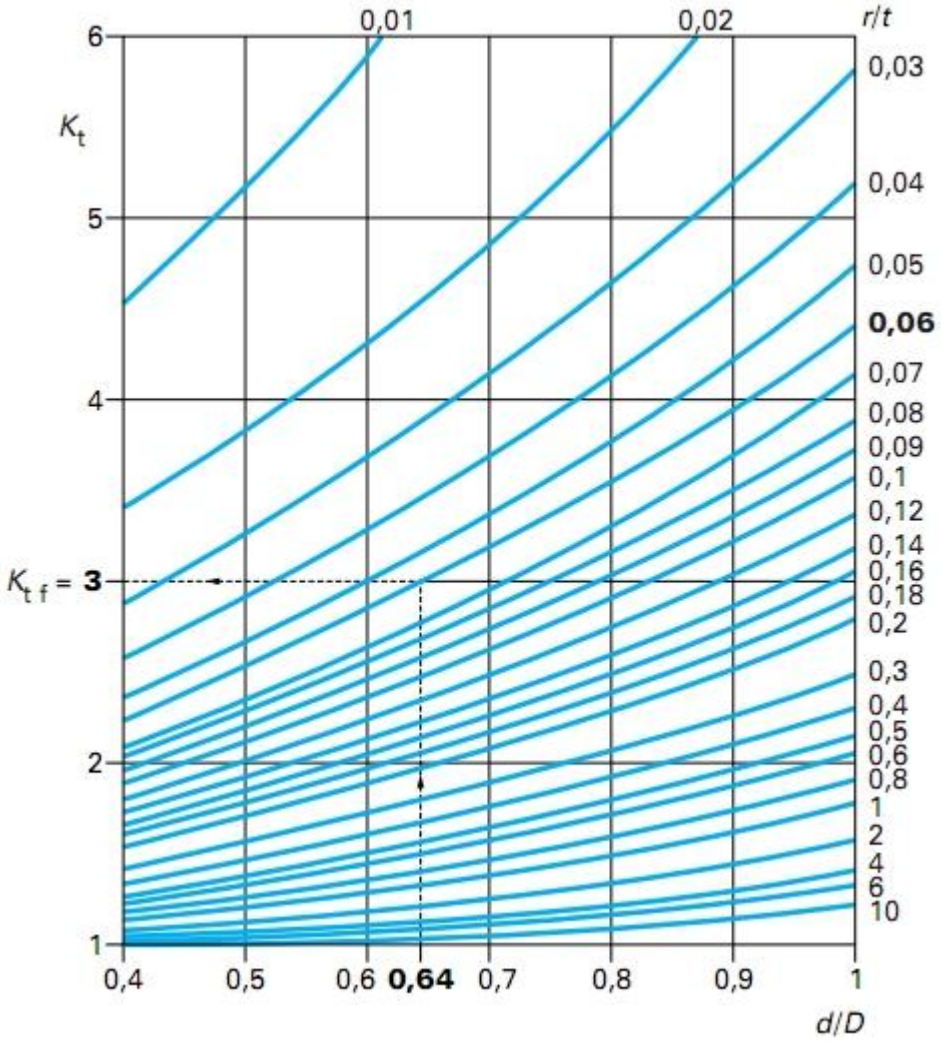
Détermination des valeurs des différents facteurs d'influence à partir des abaques



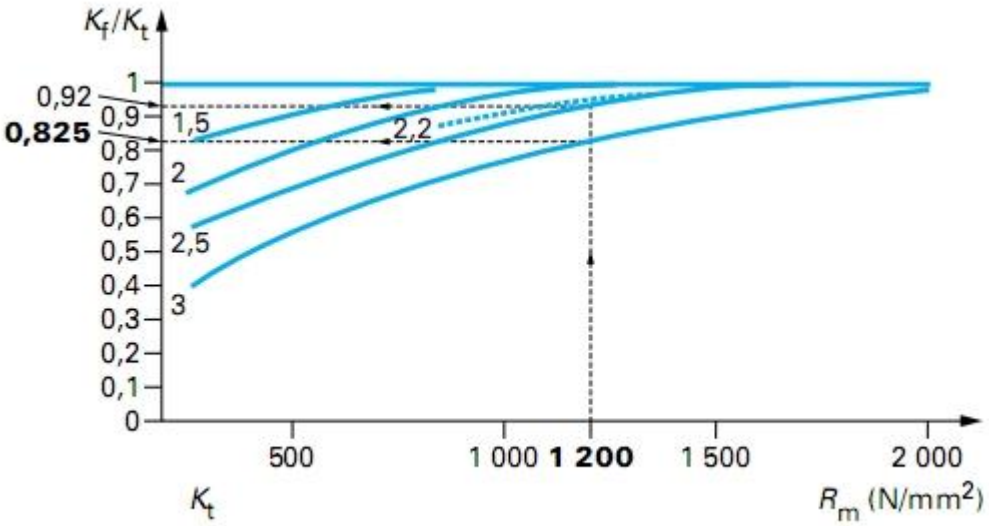
Détermination du coefficient d'effet d'échelle K_e



Détermination du facteur d'état de surface K_s



Calcul du facteur théorique de concentration de contraintes Kt en flexion pour un arbre épaulé



Détermination du rapport K_f/K_t