



Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la recherche scientifique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

Projet de fin d'études, en vue de l'obtention d'un diplôme
d'ingénieur d'état en génie mécanique

Thème

*Caractérisation structurale et mécanique
d'un assemblage soudé de deux aciers
inoxydables austénoferritique et
martensitique avec métal d'apport duplex*

Réalisé par :

BOUTAKHEDMIT. Larbi

Proposé et dirigé par :

I. BELHADEF

M.K. BETTAHAR

Octobre 2007

الملخص

يحتوي هذا العمل علي دراسة التطور البنائي و السلوك الميكانيكي للجزء الملتحم من الفولاذ غير قابل للأكسدة (اوستينوفير يتيك) مع الفولاذ غير قابل للأكسدة (مارطونسييتيك) بطريقة التلحيم(TIG) تكون هذه الدراسة من قسمين :
قسم تجريبي الذي يهتم باختيار تركيب التطور التحولات المرحلية للفصل الملتحم ، وذلك باستخدام الميكروسكوب. ويختتم هذا القسم بتجارب الصلابة الجزئية و تجارب الجذب المستمر (العادية) يليها قسم رقمي الذي يحتوي علي تشخيص السلوك الميكانيكي الشامل للمفصل الملتحم و التمثيليات المنجزة عن طريق القانون الحساب (ABAQUS).

كلمات مفتاحية:

غير قابل للأكسدة، للاحام، المفصل الملتحم، جذب، الصلابة الجزئية، تشخيص السلوك الميكانيكي، أباكوس.

Résumé

Ce travail concerne l'étude de l'évolution structurale et du comportement mécanique d'un assemblage soudé de l'acier duplex avec un acier inoxydable martensitique par le procédé TIG. L'étude comporte deux parties principales : une partie expérimentale et une partie numérique. La première partie s'intéresse à un examen structural de l'évolution des transformations de phase le long du joint soudé en utilisant la microscopie optique et logiciel ATLAS; complété par des essais de micro dureté et des essais de traction monotone. La partie numérique, quant à elle, présente une tentative l'identification du comportement mécanique global du joint soudé ainsi que les résultats de simulations éléments finis réalisées à l'aide du code de calcul ABAQUS.

Mot clés : joints soudés, transformation de phase, loi de comportement, simulation éléments finis.

Abstract

This work comprises the study of the structural evolution and of the mechanical behaviour of a welded joint of the duplex steel with a martensitic stainless steel by process TIG. This study is composed of two principal parts :

An experimental Part, which is interested in a structural examination of the evolution of the transformations of phase along the joint welded by using optical microscopy and software ATLAS ; who will be supplemented by tests of micro hardness and monotonous tensile tests. Then a Digital part comprising the identification of the total mechanical behavior of the welded joint and the simulations carried out using the computer code ABAQUS.

Key words: welded joint, phase transformation, mechanical behaviour, finite element simulations.

Remerciements

Je tiens à remercier sincèrement mon promoteur Mr.BELHADEF pour m'avoir encadré et conseillé lors de mon projet ainsi que mon copromoteur Mr.BETTAHAR pour sa disponibilité, son aide.

Je remercie également tous les membres du jury d'avoir accepté de juger mon projet.

Je remercie les enseignants du département de génie Mécanique qui ont participé à ma formation tout au long de ces trois ans d'études.

Je tiens ensuite à remercier BELHABIB Sofien pour m'avoir fait partager pendant longues temps son expérience et son intérêt dans le domaine mécanique. Mais en dehors de l'aspect scientifique, je tiens particulièrement à le remercier pour ses qualités humaines.

Je remercie également Madame GHISLAINE pour son aide et ses précieux conseils pour la rédaction de ce mémoire.

Enfin je tiens à exprimer ma gratitude envers toute personne ayant contribué de près ou de loin à la réalisation de ce modeste travail.

Je remercie également toute ma famille en pensant plus particulièrement à mes parents, ma grand-mère, mon frère et mes sœurs. Tous ont toujours été là quand j'en avais besoin.

Sommaire

Introduction générale.....	1
I. Les aciers inoxydables	3
I.1 Les aciers.....	4
I.1.1 Les aciers fortement alliés.....	4
I.2 Les aciers inoxydables	4
I.2.1 La structure des aciers inoxydables	5
I.2.1.1 Diagramme d'équilibre binaire fer chrome	5
I.2.1.2 Influences des éléments d'alliage	6
I.2.1.3 Rôle des éléments d'addition dans le fer	7
I.2.2 Les différents types d'acier inoxydable	8
I.2.2.1 Les aciers inoxydables austénitiques	9
I.2.2.2 Les aciers inoxydables ferritiques.....	9
I.2.2.3 Les aciers inoxydables martensitiques.....	10
I.2.2.4 Les aciers inoxydables austéno-ferritiques ou (Duplex).....	11
I.3 Conclusion	11
II Le Soudage	13
II.1 Terminologie	14
II.2 Soudage à l'arc.....	15
II.2.1 Arc de soudage	15
II.2.2 Gaz de protection.....	15
II.2.3 Domaine d'application de certains procédés de soudage	16
II.3 Le soudage TIG.....	17
II.3.1 Matériel.....	17
II.3.1.1 L'alimentation	19
II.4 La soudabilité des aciers inoxydables.....	19
II.4.1 Les aciers inoxydables martensitiques	20
II.4.2 Les aciers inoxydables austéno-ferritiques	20
II.4.3 Les aciers inoxydables austénitiques.....	20
II.5 Conclusion.....	21
III Généralités sur le comportement mécanique des matériaux.....	22
III.1 Rappel et définitions.....	23
III.1.1 Les contraintes	23
III.1.2 Les déformations	23
III.1.3 Les équations d'équilibre.....	26
III.1.4 La courbe de traction.....	27
III.1.4.1 La courbe conventionnelle	27
III.1.4.2 La courbe rationnelle.....	29
III.1.4.3 Le passage de la force à la contrainte varie.....	30
III.1.4.4 Le passage du déplacement à la déformation varie	30
III.2 Le comportement élastique	31
III.2.1 Loi de Hooke généralisée	31

III.2.1.1 Relations de symétrie	33
III.2.2 Matériaux isotropes.....	33
III.2.3 Relation entre contrainte et déformation	34
III.2.3.1 Cas de déformation tridimensionnel	34
III.2.3.2 Cas de déformation plane.....	33
III.2.3.3 Cas de déformation uniaxiale	33
III.3 Le comportement élastoplastique.....	36
III.3.1 Les critères de plasticité.....	37
III.3.1.1 Critère de Von Mises.....	37
III.3.1.2 Critère de Tresca.....	38
III.3.1.3 Loi à écrouissage isotrope.....	39
III.3.2 Quelques lois d'écrouissage.....	40
III.3.2.1 Lois de Swift.....	40
III.3.2.2 Lois de Hollomon ou loi de puissance.....	40
III.4 Conclusion	40
IV L'évolution structurale du joint soudé	42
IV.1 Présentation du joint soudé.....	42
IV.1.1 Le soudage des tubes	44
IV.2 Caractérisation structurale du joint soudé.....	45
IV.2.1 L'examen macroscopique.....	45
IV.2.1.1 La préparation de la surface d'examen.....	45
IV.2.1.2 Révélation de la texture du joint de soudure	44
IV.2.2 L'examen micrographique	47
IV.2.2.2 Résultats et interprétation	47
IV.2.3 Estimation du taux de dilution.....	51
IV.2.3.1 mesure des surfaces Si.....	51
IV.2.4 Calcul du taux des phases.....	54
IV.2.4.1 Les résultats obtenus pour le côté duplex	56
IV.2.4 la composition chimique de métal fondu.....	57
IV.3. L'essai de dureté	60
IV.3.1 L'essai de Vickers.....	61
IV.3.1 L'essai de microdurté	62
IV.4 Conclusion	63
V Caractérisation mécanique du joint soudé.....	65
V.1 L'essai de traction.....	65
V.1.1 Préparation des éprouvettes.....	66
V.1.2 La machine d'essais.....	66
V.1.3 Présentation les résultats des essais réalisés.....	68
V.2 Tentative d'identification de la loi d'écrouissage	70
V.2.1 La stratégie d'identification.....	70
V.2.1.1 Identification des paramètres de la loi d'écrouissage (la fonction objectif).....	70
V.2.1.2 La minimisation de la fonction objectif	70
V.2.1.3 La méthodologie d'identification numérique.....	71
V.2.2 Procédures expérimentales et résultats	72
V.2.2.1 Choix de l'intervalle de plasticité	72
V.2.2.1 identification des paramètres de la loi d'écrouissage (loi de Swift)	72
V.2 Conclusion75	75

VI Simulation numérique de l'essai de traction	76
VI.1 Présentation du logiciel ABAQUS.....	76
VI.1.1 Préparation d'un modèle physique par ABAQUS.....	78
VI.1.1.1 Création géométrique	78
VI.1.1.2 Propriétés physiques du matériau	78
VI.1.1.4 Maillage du modèle	78
VI.1.1.5 Les conditions aux limites	79
VI.2 Application et résultats	79
VI.2.1 Approche globale	79
VI.2.1.1 Les résultats de la simulation numérique de l'essai de traction	81
VI.2.2 Approche local	82
VI.2.2.1 Les résultats de la simulation numérique de l'essai de traction	83
VI.4 Conclusion	84
Conclusion générale	85

Liste des tableaux

<i>Tableau II-1.les valeurs de rendement en fonction de la procédure utilisée</i>	14
<i>Tableau II-2.exemples d'électrodes de soudage TIG conformes ISO 68 48.....</i>	18
<i>Tableau IV-1.Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable martensitique.....</i>	43
<i>Tableau IV-2.Caractéristiques mécaniques de traction simple à la température $T = 20^{\circ}C$</i>	43
<i>Tableau IV-3.Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable duplex A790 GR.....</i>	43
<i>Tableau IV-4.Caractéristiques mécaniques de traction simple à la température $T = 20^{\circ}C$</i>	43
<i>Tableau IV-5.Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable duplex DP-3WT</i>	44
<i>Tableau IV-6.Caractéristiques mécaniques de traction simple du DP-3WT à la température $T = 20^{\circ}C$.....</i>	44
<i>Tableau IV-7.Illustration des ordres d'usinage effectués sur l'échantillon avec le type de granulométrie utilisée</i>	45
<i>Tableau IV-8.Illustration les ordres d'usinage de finition effectués sur l'échantillon avec le type de granulométrie utilisée.....</i>	46
<i>Tableau IV-9.présentation des valeurs des surfaces estimées à partir de la macrographie par un agrandissement de X 28.36.....</i>	52
<i>Tableau IV-10.les taux de phases quantifie par ATLAS.....</i>	56
<i>Tableau IV-11.Composition chimique en pourcentage massique estimé dans le métal fondu</i>	57
<i>Tableau IV-11.Composition chimique du (Cr)_{eq} et du (Ni)_{eq} en pourcentage massique estimé dans le métal fondu</i>	59
<i>Tableau IV-12.présentation des valeurs de la dureté moyenne dans différentes zones du joint soudé.....</i>	61
<i>Tableau IV-13.présentation des valeurs de dureté pour le premier profil</i>	62
<i>Tableau V-1.Propriété mécanique du joint soudé. Les valeurs obtenues par la machine sont incorrectes.....</i>	68
<i>Tableau V-2.les intervalles de plasticité</i>	72

<i>Tableau V-3. Identification des paramètres de Swift</i>	<i>73</i>
<i>Tableau VI-1. les propriétés mécaniques en élasticité dans différentes parties du joint soudé</i>	<i>83</i>

Liste des figures

<i>Figure I-1. Classification des divers types d'acier</i>	<i>3</i>
<i>Figure I -2 .Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer chrome, d'après Bain et Aborn</i>	<i>6</i>
<i>Figure I -3. Coupes du diagramme ternaire fer chrome nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ.....</i>	<i>7</i>
<i>Figure I -4. Classification des divers types d'acier inoxydable austénitique.....</i>	<i>8</i>
<i>Figure II-1. organigramme des procédés de soudage les plus répandus.....</i>	<i>13</i>
<i>Figure II-2. représentation de la zone affectée thermiquement</i>	<i>15</i>
<i>Figure II-3. Schéma de principe du soudage TIG</i>	<i>17</i>
<i>Figure III-1. Solide soumis à des forces extérieures.....</i>	<i>23</i>
<i>Figure III-2. Vecteur contrainte, contrainte normale σ et cisaillement.....</i>	<i>24</i>
<i>Figure III-3. Composantes de la contrainte sur les trois facettes 1, 2, 3 au point M (souvent représenté comme dans la figure b). Exemple : La facette 1 est soumise au vecteur contrainte $\vec{T}_1(\sigma_{11}, \sigma_{21}, \sigma_{31})$. Le premier indice repère la composante, le second définit la normale à la facette.....</i>	<i>24</i>
<i>Figure III-4. Variation de la longueur de l'éprouvette pendant l'essai de traction.....</i>	<i>27</i>
<i>Figure III-5. Le diagramme de traction conventionnelle</i>	<i>28</i>
<i>Figure III-6. Le diagramme de traction rationnelle.....</i>	<i>31</i>
<i>Figure III-7. Présentation des différentes contraintes dans le cas tridimensionnel.....</i>	<i>35</i>
<i>Figure III-8. Eprouvette sollicitée par une contrainte axiale.....</i>	<i>36</i>
<i>Figure III-9. Représentation géométrique des critères de plasticité de Tresca et de Von Mises.....</i>	<i>39</i>
<i>Figure III-10. Schématisation de l'érouissage : isotrope (a) et cinématique (b).....</i>	<i>39</i>
<i>Figure IV-1. joint soudé étudié, A) le joint circonférentiel de raboutement de deux tubes B) Géométrie de la section du joint. Le tube1 en acier martensitique, le tube2 en acier duplex.....</i>	<i>44</i>
<i>Figure IV-2. illustration macrographique du joint soudé et ses zones principales.....</i>	<i>46</i>

<i>Figure IV-3</i> .la microstructure de métal de base duplex 2205 (X200).....	47
<i>Figure IV-4</i> .la microstructure de métal de base martensitique(X200)	48
<i>Figure IV-5</i> .la microstructure de la zone affectée thermiquement côté martensitique (X200)	48
<i>Figure IV-6</i> .la microstructure de la zone affectée thermiquement côté duplex (X200)..	49
<i>Figure IV-7</i> .la microstructure de la zone fondu (X200)	49
<i>Figure IV-8</i> .la microstructure de la zone de liaison côté duplex (X200).....	50
<i>Figure IV-9</i> .la microstructure de la zone de liaison côté martensitique (X200)	50
<i>Figure IV-10</i> .influence du métal de base sur la composition du métal fondu.....	51
<i>Figure IV-11</i> .illustration des différentes surfaces à calculer pour un agrandissement (X 28.36).....	52
<i>Figure IV-12</i> .Interface du logiciel ATLAS.....	54
<i>Figure IV-13</i> .Représentation des étapes suivies et des résultats obtenus. I : transformation en niveau de gris. II : Seuillage des couleurs. III : binarisation et apparition approximative des phases sur la photo finale	55
<i>Figure IV-14</i> .histogramme de taux des phases.....	56
<i>Figure IV-15</i> .Concentration des différents éléments chimiques gammagènes, dans le joint soudé	57
<i>Figure IV-16</i> .Concentration des différents éléments chimiques alphagènes, dans le joint soudé	58
<i>Figure IV-17</i> .estimation du taux des phases par différents méthodes.....	59
<i>Figure IV-18</i> .l'essai de Vickers.....	60
<i>Figure IV-19</i> .illustration par un histogramme de la valeur de dureté dans chaque zone du joint soudé.....	62
<i>Figure IV-20</i> .l'évolution de la dureté à travers le joint soudé dans le premier profil	63
<i>Figure V-1</i> .Les dimensions de l'éprouvette selon le code ASME.....	66
<i>Figure V-2</i> .Machine de traction uniaxiale classique.....	67
<i>Figure V-3</i> .Courbes de traction (déformation en fonction de la charge).....	68
<i>Figure V-4</i> .Séparation des différents parties de la courbe de traction.....	69
<i>Figure V-5</i> .Eprouvette après rupture.....	69

Figure V-6. <i>l'organigramme de programme d'identification.....</i>	71
Figure V-7. <i>présentation des différentes courbes dans l'intervalle 4.....</i>	73
Figure V-8. <i>comparaisons entre le modèle identifie et les résultats expérimental pour chaque test</i>	73
Figure VI-1. <i>Les étapes essentielles de fonctionnement d'ABAQUS.....</i>	77
Figure VI-2. <i>Les types d'éléments unidimensionnels et bidimensionnels. A : Elément à une dimension. B : Eléments quadrangulaires (type bidimensionnels).....</i>	78
Figure VI-3. <i>Les types d'éléments tridimensionnels. C : Eléments tétraédriques. D : Eléments hexaédriques. E : Eléments prismatique. F : Eléments pyramidaux.....</i>	79
Figure VI-4. <i>Les dimensions du modèle géométrique et ses différents zones. Page 80.....</i>	80
Figure VI-5. <i>le maillage du modèle géométrique.....</i>	80
Figure VI-6. <i>Illustration des surfaces S, S' de l'éprouvette et de ses différentes zones structurale</i>	81
Figure VI-7. <i>distribution des champs des contraintes σ_{xx} dans l'éprouvette avec $V=15$ mm/min.....</i>	81
Figure VI-8. <i>distribution des champs des déformation plastique axial ε_{p11} dans l'éprouvette avec $V=15$ mm/min.....</i>	82
Figure VI-9. <i>Figure VI-6 : Illustration des surfaces S, S', S₁, S₂, S₃, S₄ de l'éprouvette.</i>	82
Figure VI-10. <i>distribution des champs de déformation plastique dans l'éprouvette avec $V=15$ mm/min</i>	83
Figure VI-11. <i>distribution des champs de déformation σ_{xx} dans l'éprouvette avec $V=15$ mm/min.....</i>	83

Introduction générale

Ce travail consiste à caractériser structurellement et mécaniquement un joint de soudure hétérogène formé de d'un acier inoxydable austénoferritique et un autre martensitique avec un métal d'apport duplex.

Ces assemblages sont utilisés dans des stations de pompage du pétrole brutes. Cette caractérisation débute par des essais de traction qui nous permettent d'avoir les paramètres globaux, du joint soudé, nécessaires à la simulation par la méthode des éléments finis.

Nous commençons par l'étude des aciers inoxydable, le soudage et l'étude théorique du comportement mécanique des matériaux.

Notre travail proprement dit est entamé par une étude expérimentale nous permettant de déterminer :

- la structure des différentes zones du joint soudé,
- la composition chimique du métal d'apport ainsi que sa structure,
- les caractéristiques mécaniques de l'assemblage par des essais de traction monotone.

Les résultats de la partie expérimentale nous permettent d'identifier les paramètres de la loi de Swift pour pouvoir simuler l'essai de traction.

Dans cette dernière partie de notre travail nous allons utiliser des outils de calcul numériques ABAQUS et MATLAB.

En ce qui concerne les outils numériques nous allons utiliser le logiciel ATLAS pour déterminer le taux des phases cristallines des zones biphasiques puis nous allons terminer par une conclusion générale.

Chapitre I

Les aciers inoxydables

Les alliages métalliques sont des alliages à base d'un métal (aluminium, fer, cuivre,fi.) plus d'autres éléments. On trouve deux grandes catégories.

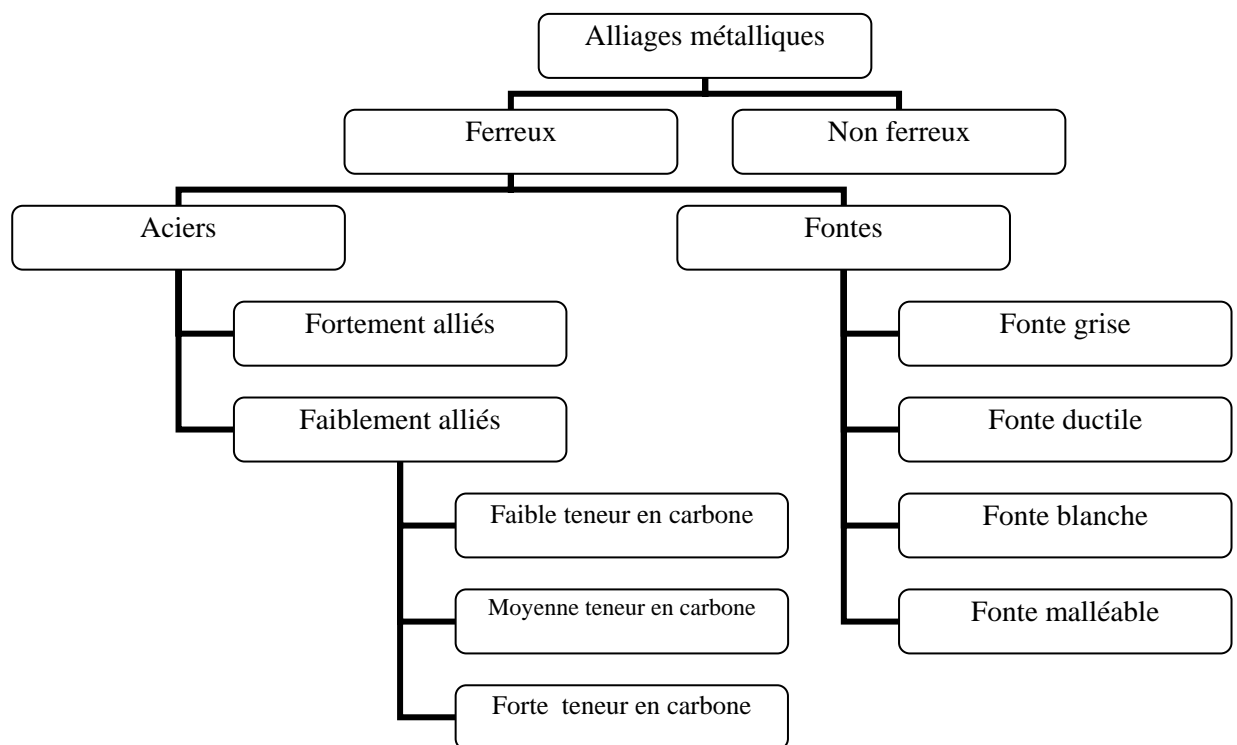


Figure I-1 : Classification des divers types d'acier [1].

- Les alliages non ferreux ne contiennent pas de fer ou des teneurs très faibles de fer.
- Les alliages ferreux à base de fer contiennent d'autres éléments.

Ces alliages ferreux se divisent en deux types, les fontes, les aciers.

I.1 Les aciers

Les aciers sont des alliages à base de fer et de carbone plus d'autres éléments. Il existe une infinité d'alliages de ce type dont la composition est différente. La concentration de carbone dans leur composition est très importante car les propriétés mécaniques et thermiques dépendent essentiellement de :

- la concentration de carbone,
- la concentration des autres éléments.

Les aciers qui contiennent des pourcentages de carbone avec un taux très réduit d'autres éléments sont appelés des aciers faiblement alliés ou non alliés. Ces aciers sont classés en trois types et leur classification dépend essentiellement de leur teneur de carbone.

I.1.1 Les aciers fortement alliés

Les propriétés des aciers précédents ne répondent pas à certains critères techniques et économiques, c'est pourquoi on a conçu les aciers fortement alliés.

On peut les employer dans les milieux où la température est très élevée ou très basse : c'est le cas des aciers réfractaires, des aciers résistant au fluage, des aciers pour emploi cryogénique. On les utilise aussi dans les milieux corrosifs, c'est le cas des aciers inoxydables.

Dans ces aciers, la teneur d'au moins un élément d'addition qui dépasse 5%. L'obtention des propriétés désirées dépend essentiellement de la quantité d'un ou de plusieurs éléments ajoutés. Dans cette famille d'alliages, les principaux éléments utilisés sont nombreux : l'aluminium, le chrome, le cobalt, le cuivre, le manganèse, le molybdène, le nickel, le niobium, le phosphore, le plomb, le silicium, le soufre, le titane, le tungstène, le vanadium [2,3].

I.2 Les aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont l'un des types de la famille des aciers fortement alliés, et se composent de fer et de 0.02% à 1% de carbone, de chrome (plus de 11%) et de nickel, plus d'autres éléments selon les nuances.

La présence du chrome est importante car il s'oxyde facilement à l'air, ce qui permet la formation à la surface de la pièce d'une couche dite « passive » composée d'oxyde dur [4].

Cette couche protège la structure intérieure de la pièce contre la réaction de dissolution au contact de produits corrosifs. Si cette couche se dégrade le processus de corrosion peut toucher la structure interne, ce qui va entraîner la destruction des matériaux métalliques. De plus, les coûts annuels imputables à la corrosion et ses conséquences sont très importants dans la plupart des pays industrialisés [3].

On répartit les aciers inoxydables selon les normes françaises en trois classes:

- première classe, les aciers inoxydables martensitiques,
- deuxième classe, les aciers inoxydables austénitiques,
- troisième classe, les aciers inoxydables ferritiques,

et en deux groupes dérivés :

- premier groupe, les aciers inoxydables à durcissement structural,
- deuxième groupe, les aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex) [3].

I.2.1 La structure des aciers inoxydables

La structure cristalline du fer se trouve sous deux formes dans tous ces alliages métalliques : cubique centrée, cubique à faces centrées. Le fer présente un polymorphisme cristallin, c'est-à-dire qu'il peut avoir plusieurs structures cristallines selon l'intervalle de température :

- $T < 912\text{C}^\circ$: structure cubique centrée, appelée fer α ,
- $912\text{C}^\circ < T < 1394\text{C}^\circ$: structure cubique à faces centrées, appelée fer γ ,
- $T > 1394\text{C}^\circ$: structure cubique centrée, appelée fer δ .

On observe aussi deux transformations allotropiques. Le premier est la transformation réversible de fer α vers fer γ à partir de $T=912\text{C}^\circ$ et la deuxième est la transformation réversible de fer γ vers fer δ à partir de $T=1394\text{C}^\circ$.

I.2.1.1 Diagramme d'équilibre binaire fer chrome

Le chrome est un élément alphagène. Il favorise la formation d'une structure cristallographique cubique centrée (la ferrite). Le diagramme binaire fer chrome montre que la phase (α) est la plus grande phase. Dans l'intervalle de température entre 800 et 1400C $^\circ$ on trouve un petit domaine de la phase (γ) nommée boucle γ .

Pour un taux de chrome supérieur à 10.5%, après le refroidissement, la phase (γ) devient la phase (α), cette transformation est réversible.

Pour un taux de chrome inclus dans l'intervalle [10.5, 11.5%] les deux phases (γ) et (α) coexistent sous la forme d'une structure mixte.

Pour les alliages où le taux de chrome est supérieur à 11.5 %, on remarque seulement la phase (α) (fer ferritique) même pour les températures élevées.

Notons que lorsque le refroidissement des alliages dont le taux de chrome est supérieur à 17.5% est lent il y a l'apparition de la phase intermétallique en dessous de 820°C à peu près. Avec l'existence de cette phase, appelée aussi phase σ , un risque important de fragilisation de la structure de la pièce apparaît [5].

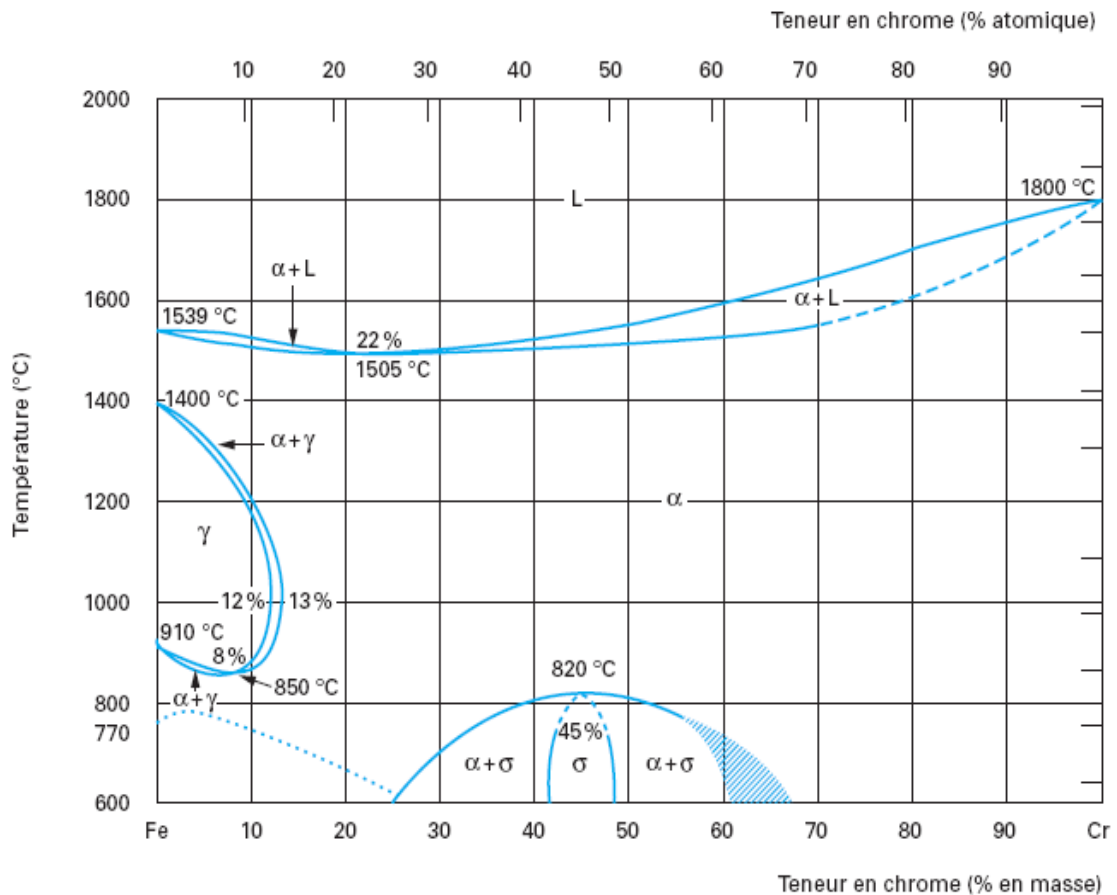


Figure I -2 : Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer chrome, d'après Bain et Aborn [5].

I.2.1.2 Influences des éléments d'alliage

Influence du nickel

Le nickel est un élément gammagène, sa présence dans les alliages provoque l'extension de la phase austénitique (phase γ) et la boucle γ précédente devient de plus en plus grande surtout lorsque le taux de nickel augmente [4].

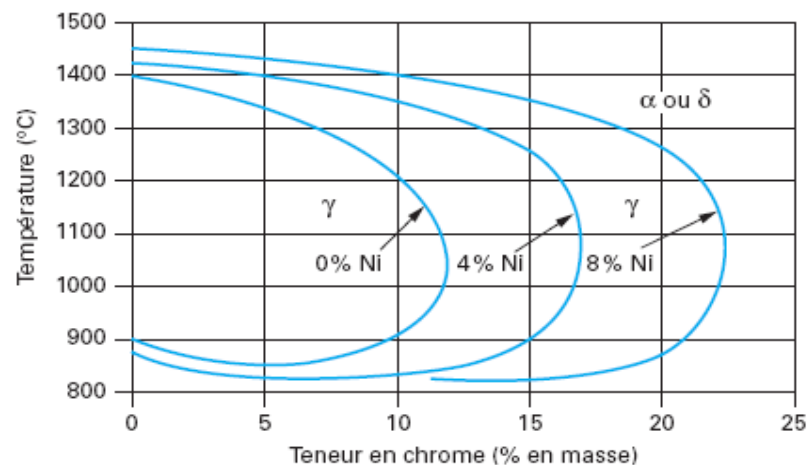


Figure I -3 : Coupes du diagramme ternaire fer chrome nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ [5].

Influence du carbone

Le carbone est un élément qui a un effet gammagène très élevé trente fois supérieur à celui du nickel. Il intervient aussi dans la formation de carbure de chrome Cr_{23}C_6 qui joue un rôle particulier dans la corrosion intergranulaire [4,5].

I.2.1.3 Rôle des éléments d'addition dans le fer

Molybdène

Son rôle est essentiel

- résistance améliorée vis-à-vis de l'acide réducteur,
- augmentation de la résistance à la corrosion inter granulaire,
- augmentation de la résistance à la corrosion par piqûres sous l'action des solutions Chlorurées ; par exemple comme l'eau de mer.
-

Titane

Son rôle essentiel est d'éviter la précipitation intergranulaire des carbures de chrome dans les aciers inoxydables chargés en carbone : teneur minimale de 5 à 8 fois celle en carbone. C'est donc essentiellement un stabilisateur.

Niobium

Son rôle est identique à celui du Titane en tant qu'agent stabilisateur. Le Niobium diminue la résilience des matériaux à basse température.

Soufre et Phosphore

Deux éléments ayant tendance à augmenter la fissuration à chaud des aciers austénoferritiques (duplex).

Azote

Cet élément joue un rôle identique à celui du carbone et du Nickel, c'est à dire qu'il renforce la structure austénitique. Dans les nuances moulées au chrome ; il affine le grain. Dans les nuances austénitiques comme le carbone, il accroît la charge de rupture et surtout la limite élastique ; tout en maintenant une bonne ductilité.

Silicium

Joue également un rôle dans la résistance à l'oxydation, notamment vis à vis des acides fortement oxydants (acide nitrique concentré ou acide sulfurique concentré à chaud).

Les éléments alphagènes

Les éléments alphagènes sont : chrome, molybdène, silicium, titane, niobium, vanadium, tungstène, aluminium et tantale.

Les éléments gammagènes

Les éléments gammagènes sont nickel, carbone, azote, cobalt, manganèse. Le manganèse peut avoir un rôle plus complexe.

I.2.2 Les différents types d'acier inoxydable

I.2.2.1 Les aciers inoxydables austénitiques

Cette famille d'aciers est répartie en trois types :

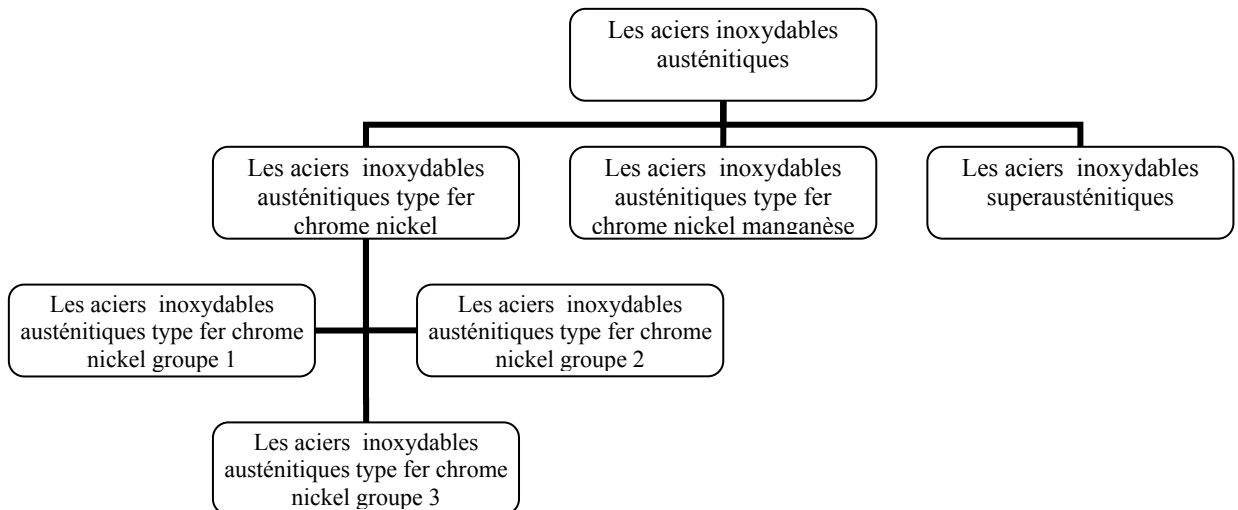


Figure I -4 : Classification des divers types d'acier inoxydable austénitique

Les aciers inoxydables austénitiques type fer chrome nickel

C'est le type le plus utilisé. Il représente presque 80% des aciers vendus dans le marché mondial. Ses différents alliages se composent de fer et de carbone (0.02% à 0.1%), 17% à 20% de chrome, 7% à 25% de nickel et 2% à 5% de molybdène selon la norme européenne EN10088 [5].

Ces aciers ont été divisés en trois groupes :

- groupe 1 avec un pourcentage de nickel compris entre 6% et 10% et sans l'addition de molybdène, niobium, ou de titane,
- groupe 2 avec un pourcentage de nickel supérieur à 10%, et ajout de molybdène, sans l'addition de niobium, titane,
- groupe 3 avec des additions particulières de molybdène, niobium, titane.

Ils ont une bonne ductilité et une ténacité exceptionnelle, qu'il garde à des très basses températures (cryogénique) jusqu'à des températures élevées [3,5].

Les aciers inoxydables austénitiques type fer chrome nickel manganèse

C'est la même marge de variation que celle des aciers type fer carbone nickel, mais on ajoute en plus le manganèse pour obtenir des structures plus résistantes à la corrosion. Ce type d'aciers s'écrouit plus rapidement que le premier type [5].

Les aciers inoxydables superausténitiques

Ce type d'acier est destiné à résister à des milieux particulièrement agressifs. Sa composition chimique est la même que celle du premier type mais ici on ajoute le molybdène à des teneurs supérieures à 2% pour améliorer sa résistance à la corrosion dans les milieux chlorurés et au contact des acides réducteurs. [5]

Ces alliages sont caractérisés par une rapidité d'écrouissage, et par une bonne résistance à la traction.

L'usinage de ce type d'aciers engendre souvent la formation de copeaux longs, et par suite le collage du copeau sur l'outil, en raison des efforts de coupe qui sont élevés. Il provoque donc l'usure des arêtes de coupe des outils puis leur endommagement.

La présence des teneurs élevées de chrome et de nickel donne une meilleure résistance à la corrosion, on les utilise dans la construction des appareillages chimiques, la transformation des produits alimentaires, les réservoirs cryogéniques ...etc.[3,5]

I.2.2.2 Les aciers inoxydables ferritiques

Les aciers ferritiques se divisent en trois types, et chaque type se distingue par la concentration des éléments d'addition. Ils sont caractérisés par une structure cristalline de type « cubique centré ». Cette structure ne se transforme pas comme les autres aciers inoxydables sauf dans les cas où les teneurs des éléments gammagènes d'addition sont élevées.

Ces types d'aciers ont une résistance exceptionnelle à la corrosion dans les milieux très agressifs comme l'eau de mer. On les utilise souvent dans les composants de systèmes d'échappement d'automobile, les soupapes qui fonctionnent à de hautes températures, les chambres de combustion ...etc.

Notons que chaque fois qu'on augmente la teneur en chrome, le risque de fragilisation à $T=475^{\circ}\text{C}$ augmente, ce phénomène se caractérise par une augmentation de dureté mais avec une diminution de ténacité [1,5].

Les aciers inoxydables ferritiques à 11% de chrome

Il se compose essentiellement de fer, de moins de 0.08% de carbone, de 11 à 13% de chrome, et de titane.

Ce type se caractérise par l'absence de trempe partielle, et par une excellente performance à la mise en œuvre comme : le formage, l'emboutissage, le cintrage et soudage.

Les aciers inoxydables ferritiques à 17% de chrome

Ils sont comme le premier type mais leur taux de chrome varie entre 16 et 18 %, plus d'autres éléments comme le niobium, le molybdène et l'azote.

Les aciers inoxydables superferritiques

Ce sont des alliages qui contiennent plus de 20% de chrome et une teneur en molybdène non négligeable de l'ordre de 4%, leur teneur en carbone est inférieure à 0.02% ; l'ajout de titane lui donne une bonne ténacité après le refroidissement.

1.2.2.3 Les aciers inoxydables martensitiques

Ces types d'acier sont obtenus par un refroidissement rapide bien étudié, parce que la transformation de l'austénite sans diffusion dépend essentiellement de la vitesse de refroidissement.

Ces alliages se composent de fer et de 11.9% à 18% de chrome. Ils peuvent contenir jusqu'à 6% de nickel et jusqu'à 1.5% de molybdène, leur concentration de carbone ne dépasse pas 1.2%.

Ils sont caractérisés par une résistance très élevée à la rupture. On les emploie dans les outils chirurgicaux, paliers, coutellerie, pièces de moteur d'avions.

Cette famille d'aciers se divise en quatre groupes.

Groupe 1

Ils sont composés de fer avec des teneurs de carbone qui ne dépassent pas 0.15%, et moins de 0.6 % de molybdène. Ils contiennent 11.5 % à 13.5 % de chrome, et du nickel moins de 1%.

Groupe 2

Ils ont la même composition mais leur taux de carbone est compris entre 0.15% et 0.5%, leur taux de chrome entre 12% et 14.5%, leur teneur du molybdène ne dépasse pas 0.8%.

Ce type est caractérisé par une augmentation de la résistance à la corrosion grâce au chrome, et par une bonne dureté.

Groupe 3

Ils sont composés comme ceux du deuxième groupe, mais leur taux de carbone varie entre 0.6% et 1.2 % et celui de chrome entre 14.5% et 18%.

Ce type est caractérisé par une dureté élevée ; ils sont sensibles aux différents traitements thermiques.

Groupe 4

Le taux de molybdène est inférieur à 1.5%, le taux de carbone ne dépasse pas 0.22%. Ils contiennent entre 1.6% et 6% de nickel .Ce type a une bonne ductilité à cause du taux élevé de nickel.

I.2.2.4 les aciers inoxydables austénoferritiques ou (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 22 % à 27 % de chrome, et 4 % à 8 % de nickel. Ces aciers peuvent également contenir du molybdène, du cuivre et de l'azote comme éléments d'addition, pour améliorer leur résistance à la corrosion.

Ils sont caractérisés par une limite d'élasticité très supérieure à celle des austénitiques, et une bonne résistance à la fatigue dans les milieux corrosifs.

Les aciers austénoferritiques (duplex) 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.

I.3 Conclusion

On remarque qu'il existe plusieurs types d'aciers et leurs classifications dépendent essentiellement de la composition chimique et de la structure phasique. On a vu que le nickel et le chrome agissent sur le changement de leur phase dans le diagramme d'équilibre (Fe-Cr-C).

On a constaté que Les éléments gammagènes provoquent l'extension de la phase austénitique, et les éléments alphagène provoquent l'extension de la phase ferritique.

Finalement, il est possible qu'il y aura une précipitation de la phase σ , qui provoque la fragilisation structurale des aciers inoxydables.

Chapitre II

Le Soudage

Le soudage est un procédé de fabrication ; il permet de relier deux pièces métalliques en 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, brasage...etc.

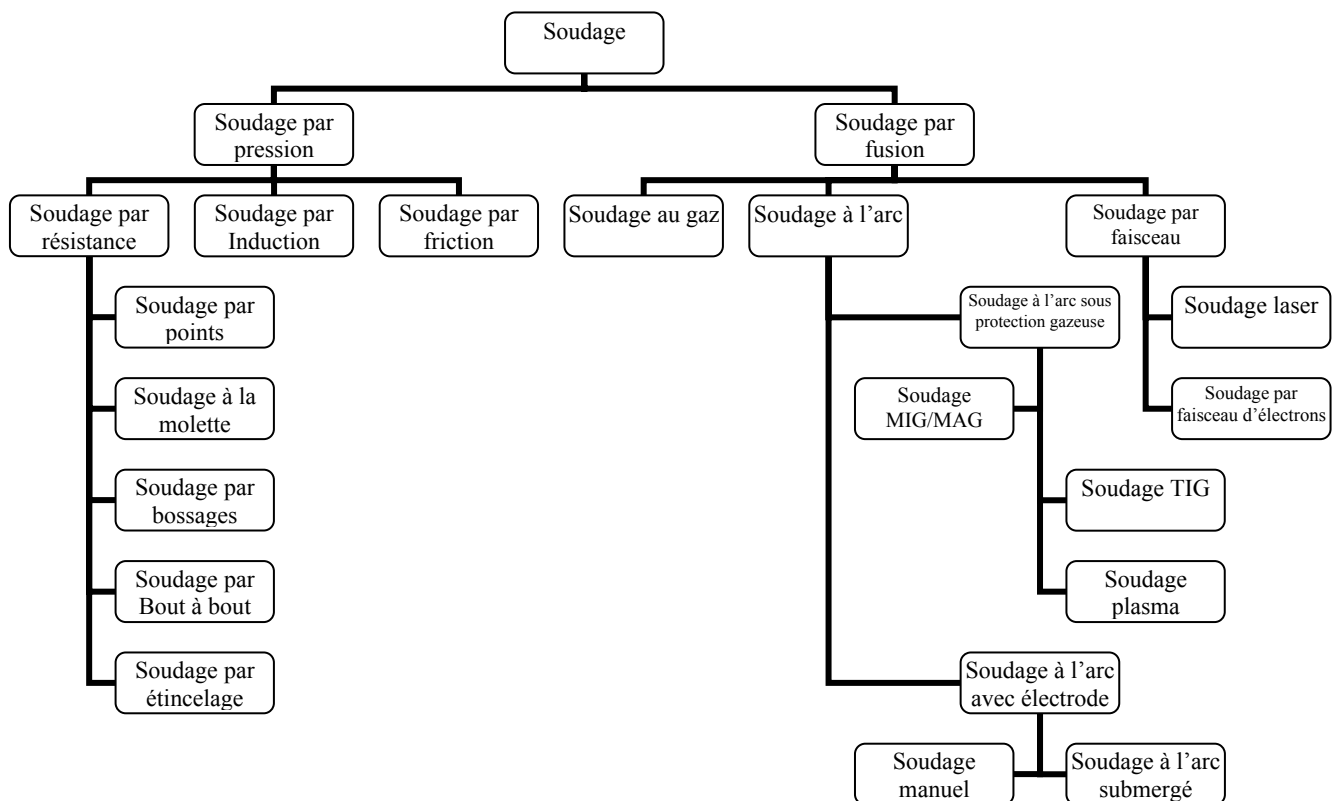


Figure II-1 : organigramme des procédés de soudage les plus répandus [6].

II.1 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 de 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 de 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 :

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

Q : quantité de chaleur apportée (KJ/mm).

U : tension (en volt).

I : intensité (en A) .

V : vitesse du soudage (mm/min).

η : rendement, qui dépend de la procédure utilisée et des matériaux soudés .

La procédure utilisée	Soudage MMA	Soudage MAG	Soudage TIG
Le rendement η	0.9	0.8	0.9

Tableau II-1 : les valeurs de rendement en fonction de la procédure utilisée [6].

Type de soudure

L'obtention d'une meilleure résistance mécanique 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 [6].

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) [7].

La zone affectée thermiquement ZAT

C'est une partie de la zone du métal de base devant le cordon de soudure. Sa structure cristallographique et ses propriétés mécaniques et métallurgiques ont été modifiées à cause de la quantité de chaleur subie pendant l'opération de soudage [6].

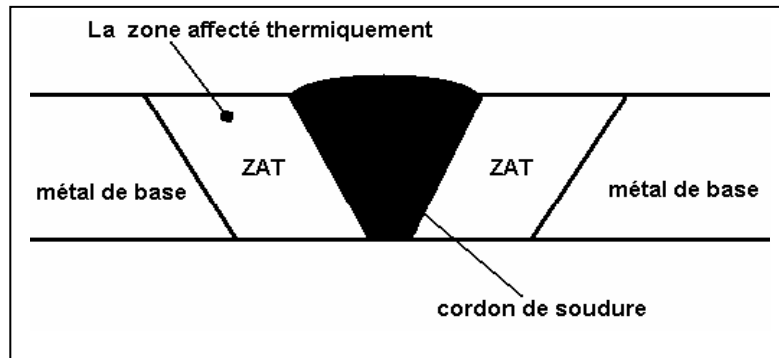


Figure II-2 : représentation de la zone affectée thermiquement.

II.2 Soudage à l'arc

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

II.2.1 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 on l'appelle état plasma [6].

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 l'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 [6].

II.2.2 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 porosité formé par le piégeage de l'azote [6].

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 ou 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 gêne l'amorçage de l'arc et son coût est très élevé.

Le dioxyde de carbone

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

L'hydrogène

C'est un 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.2.3 Domaine d'application de certains procédés de soudage

Soudage à l'arc avec électrodes enrobées

Ce procédé convient au soudage de tous les aciers, des fontes, des 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 métaux légers tel 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.3 Le 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.

L'utilisation de métal d'apport dans cette opération s'effectue sous deux formes, soit sous forme de baguette maniée manuellement par l'opérateur, soit sous forme de fil d'apport contrôlé automatiquement [6].

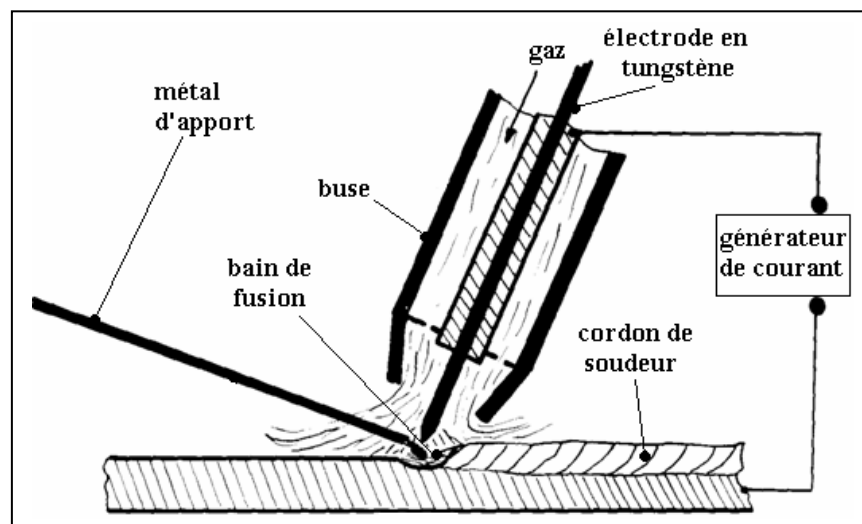


Figure II-3 : Schéma de principe du soudage TIG.

II.3.1 Matériel

Le matériel nécessaire dans ce procédé est le suivant :

- un pistolet à souder,
- un générateur HF (haute fréquence),
- une alimentation électrique,
- un gaz de protection,
- un équipement de contrôle.

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 200A), et le pistolet à refroidissement par eau (l'intensité maximale de soudage est de 400A).

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 pré-gaz 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 [7].

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.

<i>additif</i>	<i>Proportion</i>	<i>Le courant utiliser</i>	<i>Code de couleur</i>
thorium	2%	Courant continu	Rouge
Zirconium	0.8%	Courant alternatif	Marron
Lanthane	1%	Courant continu et alternatif	Noir
Cérium	2%	Courant continu et alternatif	Gris

Tableau II-2 : exemples d'électrodes de soudage TIG conformes ISO 68 48[3].

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 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 de 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.

II.3.1.1 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 coudent straight polarité), L'électrode est reliée au pôle négatif du générateur. Le courent continu convient le soudage des aciers, des aciers inoxydables et le cuivre [6, 7, 8].

Cette alimentation est contrôlée électroniquement au moyen d'un inverseur ou d'un montage redresseur à thyristor [6].

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 cudent 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 [7].

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 [7].

II.4 La soudabilité des aciers inoxydables

Le soudage des aciers par fusion peut se faire sous plusieurs procédés. 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 de soudage, du mode opératoire exécuté, du type de métal d'apport et du matériau de base.

II.4.1 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. Cette température est déterminée 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. Permet d'avoir des fissures transversales dans le cordon de soudure. Pour éviter ce risque on utilise un métal d'apport austénitique.

II.4.2 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 du nitrure de chrome qui réduit 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.

II.4.3 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.

II.5 Conclusion

Dans le but de minimiser la précipitation de la phase σ lors du soudage des aciers inoxydables, il est important de choisir un procédé de soudage qui donne une source de chaleur intense et presque ponctuelle. Pour éviter l'exposition d'une large épaisseur du métal longtemps à des températures élevées. Ces conditions sont données par le procédé TIG.

Chapitre III

Généralités sur le comportement mécanique des matériaux

L'étude du comportement mécanique des matériaux a pour but de connaître leur réponse à une sollicitation donnée. Les variables mises en jeu dans ce domaine sont :

- le tenseur des contraintes,
- le tenseur des déformations.

La détermination des champs de contraintes ou de déplacement dans une structure est difficile parce que les équations générales de conservation de la masse, de la quantité de mouvement, de l'énergie ne suffisent pas à les résoudre. Même si on ajoute des lois physiques comme les équations d'équilibre des contraintes qui offrent six relations, par contre on a neuf inconnues, et les équations de compatibilité des déformations qui fournissent trois relations pour six inconnues, Il est insuffisant de déterminer la déformation du milieu continu. C'est le problème dit de fermeture de la mécanique des milieux continus. Les équations manquantes sont appelées lois de comportement [14, 15,16].

Il n'y a pas de loi de comportement unique et intrinsèque; on trouve une panoplie de lois qui pourront être alternativement pertinentes pour le matériau étudié selon les conditions de sollicitation et les échelles de temps et d'espaces considérées [15]. On peut distinguer trois grandes classes de comportement.

- *L'élasticité* : se caractérise par la réversibilité de la déformation quand on supprime la charge.

- *La plasticité* se manifeste par l'apparition des déformations irréversibles permanentes après cessation des sollicitations.
- *La viscosité* se caractérise par une sensibilité de la réponse à une sollicitation donnée à la vitesse de cette sollicitation.

La combinaison de ces classes donne des comportements complexes : viscoélastique, élastoplastique, élastoviscoplastique....etc.

III.1 Rappel et définitions

III.1.1 Les contraintes

Définitions

Considérons un solide soumis à des forces extérieures

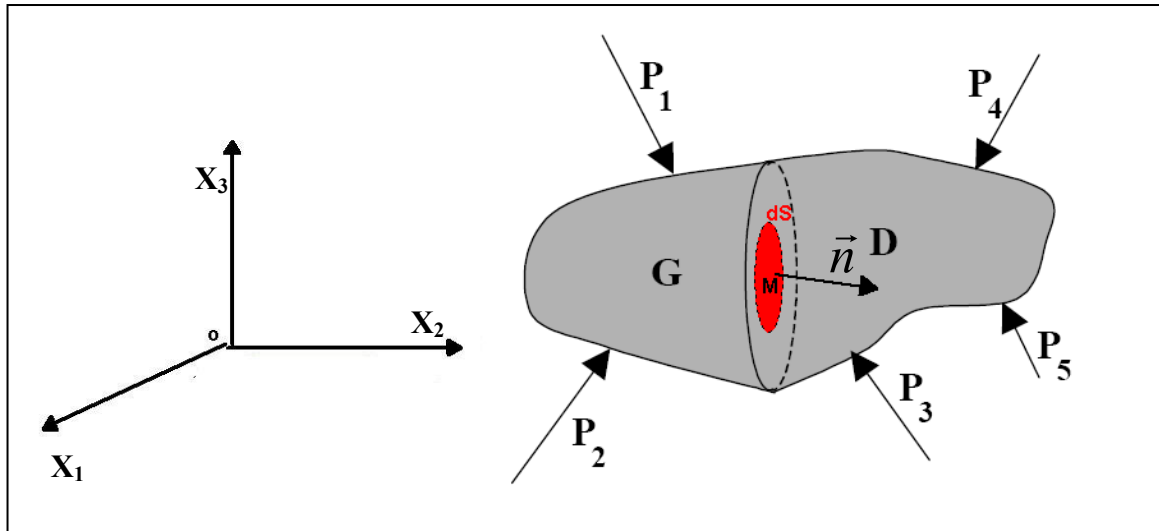


Figure III-1 : Solide soumis à des forces extérieures.

On considère le point M qui se trouve à l'intérieur du solide (S), suivant un élément de surface plane, ou facette, dS . Appelons G et D les parties du solide situées de part et d'autre de dS . Intéressons nous à la partie G. Pour caractériser la facette, on considère son vecteur unitaire normal extérieur, c'est à dire que dans notre cas \vec{n} est orienté de G vers D. La facette est donc définie par (M, \vec{n}) . Pour maintenir G en l'état on doit, sur la facette, remplacer l'action précédente de D par une force $d\vec{F}$ [17].

On appelle vecteur contraint \vec{T} :

$$\vec{T} = \frac{d\vec{F}}{dS} \quad (III.1)$$

Cette grandeur a les dimensions d'une pression. On peut projeter \vec{T} sur \vec{n} et sur la facette

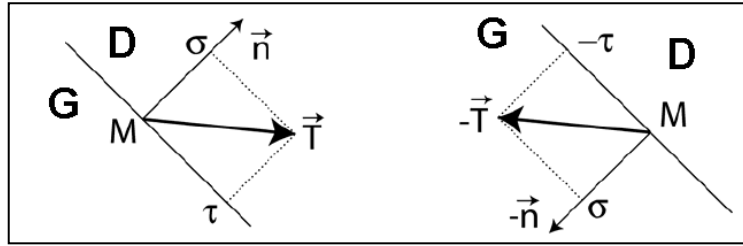


Figure III-2 : Vecteur contrainte, contrainte normale σ et cisaillement τ .

On peut tirer la relation qui relie la contrainte normale par le vecteur de contrainte :

$$\sigma = \vec{T} \cdot \vec{n} \quad (III.2)$$

La projection de \vec{T} sur le plan de la facette est la contrainte tangentielle, parfois notée τ , et appelée cisaillement.

On remarque que la contrainte normale exercée sur D est $\sigma(M, -\vec{n})$:

$$\sigma(M, -\vec{n}) = -\vec{T} \cdot (-\vec{n}) = \vec{T} \cdot \vec{n} = \sigma(M, \vec{n}) \quad (III.3)$$

La contrainte normale créée par l'action de G sur D est donc la même que celle créée par l'action de D sur G.

- $\sigma > 0$ on parle de contrainte de traction ou tension,
- $\sigma < 0$ on parle de contrainte de compression.

Par contre, le signe de τ n'a pas de signification intrinsèque.

Le vecteur contrainte ne définit pas l'état de contrainte au point M puisqu'il dépend de la facette choisie.

Choisissons, au point M, les trois facettes ayant pour normales extérieures X_1, X_2, X_3 . Pour chacune d'elles, le vecteur contrainte peut être décomposé en trois composantes.

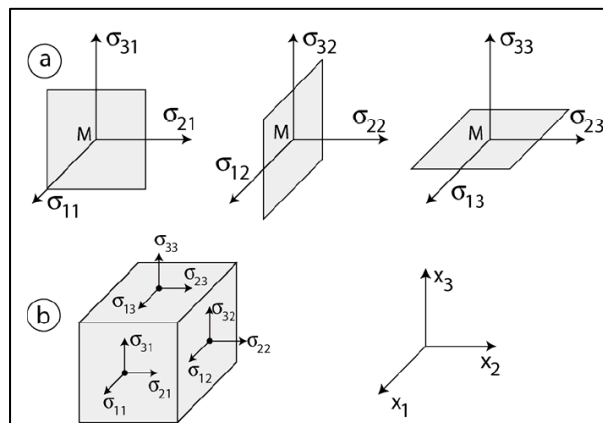


Figure III-3 : Composantes de la contrainte sur les trois facettes 1, 2, 3 au point M (souvent représenté comme dans la figure b). Exemple : La facette 1 est soumise au vecteur contrainte $\vec{T}_1(\sigma_{11}, \sigma_{21}, \sigma_{31})$. Le premier indice repère la composante, le second définit la normale à la facette.

Le tenseur de contrainte

On définit le tenseur de contrainte par le tableau des neuf composantes, que l'on peut représenter par une matrice carrée σ_{ij} dont les vecteurs colonnes sont $\vec{T}_1, \vec{T}_2, \vec{T}_3$:

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \quad (III.4)$$

La connaissance de cette matrice permet de déterminer le vecteur contraint \vec{T} pour toute facette passant par M.

Les composantes $\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}$ sont perpendiculaires aux facettes considérées. Ces composantes sont appelées contraintes de tension ou de compression suivant leur signes. Les composantes $\sigma_{12}, \sigma_{21}, \sigma_{31}, \sigma_{32}, \sigma_{13}, \sigma_{23}$ sont des contraintes de cisaillement.

Le tenseur de contrainte est symétrique, on aura donc :

$$\sigma_{12} = \sigma_{21}; \sigma_{13} = \sigma_{31}; \sigma_{23} = \sigma_{32} \quad (III.5)$$

III.1.2 les déformations

La présence de contraintes produit une déformation. Cette déformation est décrite en terme de déplacements relatifs. Soient u_i les déplacements ; les déformations sont dérivées de ces déplacements par les relations :

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (III.6)$$

$$\pi_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} - \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (III.7)$$

Les composantes de la déformation ε_{ij} forment un tenseur symétrique de rang deux. Elles prennent six valeurs distinctes :

$$\varepsilon_{ij} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{12} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} & \varepsilon_{23} & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} \quad (III.8)$$

telles que

$$\begin{cases} \varepsilon_{11} = \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_1} \right) \\ \varepsilon_{22} = \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_2} \right) \\ \varepsilon_{33} = \left(\frac{\partial u_3}{\partial x_3} \right) \end{cases} \quad (III.9)$$

avec

$$\begin{cases} \varepsilon_{12} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_2} + \frac{\partial u_2}{\partial x_1} \right) \\ \varepsilon_{13} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_3} + \frac{\partial u_3}{\partial x_1} \right) \\ \varepsilon_{23} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_3} + \frac{\partial u_3}{\partial x_2} \right) \end{cases} \quad (III.10)$$

$\varepsilon_{11}; \varepsilon_{22}; \varepsilon_{33}$ sont les déformations de dilatation axiale. $\varepsilon_{12}; \varepsilon_{13}; \varepsilon_{23}$ sont les déformations angulaire.

π_{ij} représente le tenseur de rotation; ce tenseur est antisymétrique.

Ces expressions ne sont valables que pour les faibles déformations [22]. Dans le cas général le tenseur des déformations total $\underline{\underline{H}}$ s'écrit comme suit :

$$\underline{\underline{H}} = \varepsilon_{ij} + \frac{1}{2} (\varepsilon_{ij} - \pi_{ij}) (\varepsilon_{ij} + \pi_{ij}) \quad (III.11)$$

et

$$\begin{cases} \varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} |\text{grad}(u) + \text{grad}(u)^T| \\ \pi_{ij} = \frac{1}{2} |\text{grad}(u) - \text{grad}(u)^T| \end{cases} \quad (III.12)$$

III.1.3 Les équations d'équilibre

Les équations d'équilibre s'écrivent sous la forme suivante :

$$\text{div} \sigma + \vec{f} = \rho \vec{\gamma} \quad (III.13)$$

telle que :

ρ : la masse volumique du matériaux,

\vec{f} : les forces volumiques.

Cette équation se simplifie dans le cas statique à :

$$\text{div} \sigma + \vec{f} = 0 \quad (III.14)$$

On écrit la relation (III.13) sous la forme suivante :

$$\begin{cases} \frac{\partial \sigma_{11}}{\partial x_1} + \frac{\partial \sigma_{12}}{\partial x_2} + \frac{\partial \sigma_{13}}{\partial x_3} + f_1 = 0 \\ \frac{\partial \sigma_{21}}{\partial x_1} + \frac{\partial \sigma_{22}}{\partial x_2} + \frac{\partial \sigma_{23}}{\partial x_3} + f_2 = 0 \\ \frac{\partial \sigma_{31}}{\partial x_1} + \frac{\partial \sigma_{32}}{\partial x_2} + \frac{\partial \sigma_{33}}{\partial x_3} + f_3 = 0 \end{cases} \quad (III.15)$$

III.1.4 La courbe de traction

L'essai de traction permet d'avoir des résultats expérimentaux de l'allongement des matériaux étudiés en fonction de la charge appliquée. Les résultats de ce test sont représentés par une courbe qu'on appelle « courbe de traction ». On peut tracer après le test deux sortes de courbe de traction :

- la courbe conventionnelle,
- la courbe rationnelle.

III.1.4.1 La courbe conventionnelle

Cette courbe dépend des résultats bruts de l'essai ; elle est tracée en fonction des valeurs nominales (ε_N, σ_N) telles que :

σ_N : la contrainte normale,

ε_N : la déformation longitudinal, tel que $\varepsilon_N = \frac{\Delta L}{L_0}$,

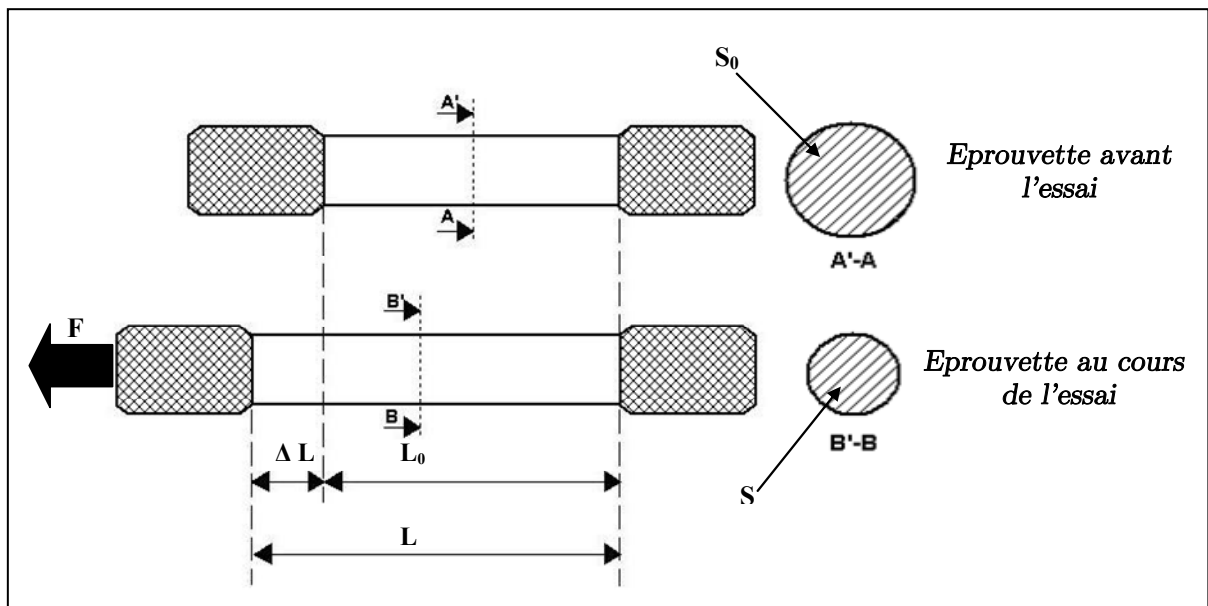


Figure III-4 : Variation de la longueur de l'éprouvette pendant l'essai de traction.

L_0 : la longueur utile initiale de l'éprouvette,

L : longueur de l'éprouvette pendant l'essai de traction,

ΔL : l'allongement,

F : la force de traction appliqué sur l'éprouvette,

S_0 : la section initiale de l'éprouvette,

S : la section de l'éprouvette dans la zone utile pendant l'essai.

La courbe conventionnelle offre la facilité de mesurer quelque grandeur de base caractérisant le matériau étudié, elle met en évidence aussi l'apparition de la striction.

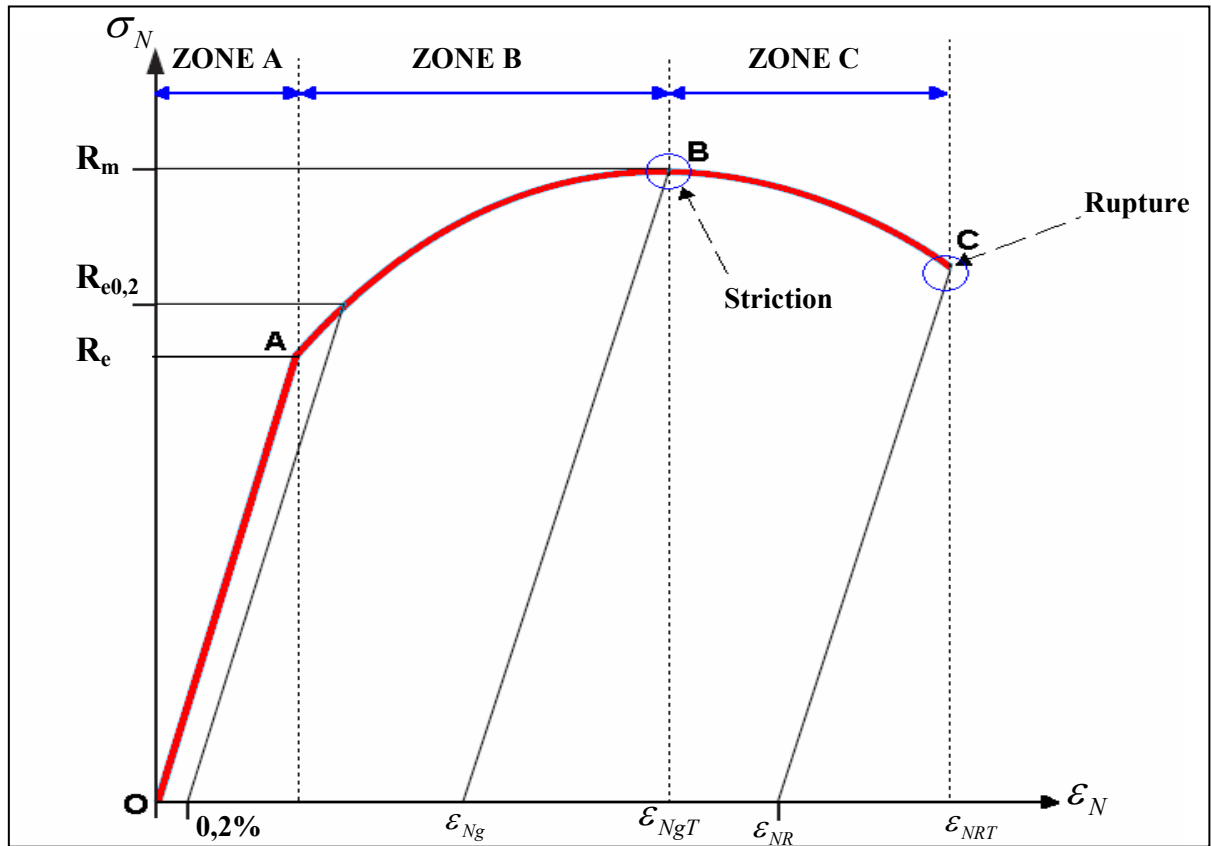


Figure III-5 : Le diagramme de traction conventionnelle.

On remarque que la courbe est constituée d'une ligne rectiligne suivie par une ligne parabolique on remarque

- **la droite OA dans la zone A** : elle correspond à la déformation élastique réversible,
- **la courbe AB dans la zone B** : c'est le domaine de déformation plastique qui se caractérise par la déformation irréversible ; quand on supprime la force de traction dans cette zone, il y a un retour élastique suivant une parallèle à OA et il reste une déformation permanente,
- **la courbe BC dans la zone C** : c'est le domaine de la déformation plastique hétérogène. Dans cette zone la force nécessaire pour déformer le matériau diminue alors que l'allongement continue d'augmenter, au point B la striction commence à apparaître visiblement jusqu'au point C où il y a rupture de l'éprouvette. Cette zone se caractérise par une instabilité appelée instabilité plastique.

Les grandeurs caractéristiques de mise en forme qu'on peut tirer du diagramme nominal sont :

a) Les grandeurs caractéristiques de résistance

- *la limite d'élasticité R_e* : c'est la contrainte qui sépare le domaine élastique du domaine plastique, la détermination exacte de cette valeur est impossible.
- *la limite d'élasticité conventionnelle $R_{e0,2}$* : c'est la contrainte qui correspond à un allongement plastique de 0,2%, cette limite assure la séparation du domaine élastique du domaine plastique.
- *la résistance à la traction* : elle correspond à la contrainte conventionnelle maximale supportée par l'éprouvette au cours de l'essai avant l'apparition du phénomène de striction.
- *l'allongement après rupture A* : il correspond à l'allongement rémanent (déformation plastique seulement) de l'éprouvette après la rupture $A = L_0 \varepsilon_{NR}$.
- *l'allongement total A_t* Il correspond à l'allongement total (on ajoute l'allongement élastique à A%) de l'éprouvette après la rupture, $A_t = L_0 \varepsilon_{NRT}$.
- *l'allongement rémanent sous force maximale ou allongement reparti A_g* : il s'agit de l'allongement plastique au moment de l'apparition de la striction, $A_g = L_0 \varepsilon_{Ng}$.
- *l'allongement total sous force maximale A_{gt}* : c'est l'allongement total (élastique plus plastique) au moment de l'apparition de la striction, $A_{gt} = L_0 \varepsilon_{NgT}$.
- le coefficient de la striction Z c'est le rapport de la différence de surface initiale perpendiculaire au champ de contrainte, ou l'axe révolutionnaire de l'éprouvette et la surface finale S_r (après rupture) sur la section initiale S_0 , $Z = \frac{S_0 - S_r}{S_0}$.

III.1.4.2 La courbe rationnelle

Dans la réalité, la section S et la longueur utile de l'éprouvette varient à chaque instant. Donc il est intéressant de quantifier cette variation en fonction de la force appliquée. De plus la déformation nominale n'a pas de sens physique car elle dépend de la géométrie de l'éprouvette. Il est avantageux de tracer la courbe de traction vraie, ou rationnelle, qui utilise les sections et les déformations réelles à chaque instant.

Cette courbe est déduite de la courbe conventionnelle en traçant la variation de la contrainte σ en fonction de la déformation du logarithme de la déformation ε .

III.1.4.3 Le passage de la force à la contrainte vraie

La contrainte nominale σ_N est obtenue en divisant la force de traction F par la surface S_0 de la section initiale de l'éprouvette.

$$\sigma_N = \frac{F}{S_0} \quad (III.16)$$

La contrainte vraie est obtenue en divisant la force de traction par la surface variable pendant l'essai.

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad (III.17)$$

La relation entre σ et σ_N :

$$\sigma = \frac{S_0}{S} \sigma_N \quad (III.18)$$

Si on considère que le changement de volume de la zone utile n'est pas significatif, on peut utiliser l'approximation suivante [23] :

$$V_0 = L_0 S_0 \approx LS = (L_0 + \Delta L)S \quad (III.19)$$

où L et L_0 représentent respectivement la longueur initiale et courante de la zone utile de l'éprouvette ; donc on arrive à cette relation :

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0} \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0} \right) \quad (III.20)$$

III.1.4.4 Le passage du déplacement à la déformation vraie

Si on calcule l'incrément de la déformation sur l'intervalle $l, l+dl$, c'est-à-dire, le passage d'une déformation ε à une déformation $\varepsilon + d\varepsilon$ on l'obtient en divisant l'allongement dl par la longueur l .

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l} \quad (III.21)$$

Si on somme depuis le début de l'essai de traction, on obtient :

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dl}{l} = \ln \left(\frac{L}{L_0} \right) \quad (III.22)$$

ou encore :

$$\varepsilon = \ln \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0} \right) \quad (III.23)$$

On résume les relations permettant de passer des grandeurs vraies aux grandeurs nominales, en prenant l'hypothèse d'une déformation sans variation de volume :

$$\begin{cases} \varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_N) \\ \sigma = \sigma_N(1 + \varepsilon_N) \end{cases} \quad (III.24)$$

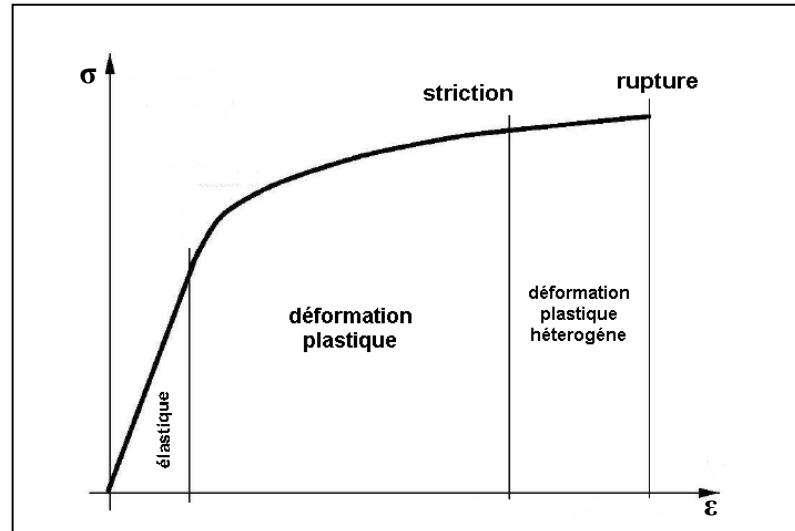


Figure III-6 : Le diagramme de traction rationnelle.

III.2 Le comportement élastique

III.2.1 Loi de Hooke généralisée

La loi de Hooke a été généralisée par Cauchy (1789-1857), qui a proposé d'exprimer chaque composante du tenseur des contraintes comme une fonction linéaire des composantes du tenseur des déformations. La loi de Hooke est donc aujourd'hui souvent écrite sous la forme suivante.

$$\begin{cases} \underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{C}} \underline{\underline{\varepsilon}} \\ \underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{S}} \underline{\underline{\sigma}} \end{cases} \quad \text{ou} \quad \begin{cases} \sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \\ \varepsilon_{ij} = S_{ijkl} \sigma_{kl} \end{cases} \quad (III.25)$$

telle que $(i = \overline{1,3}), (j = \overline{1,3}), (k = \overline{1,3}), (l = \overline{1,3})$

On définit $\underline{\underline{C}}$ comme le tenseur du quatrième ordre appelé *tenseur des rigidités* ou *tenseur d'élasticité* (les composantes covariantes de ce tenseur sont C_{ijkl}). Le tenseur de rigidité fait intervenir l'ensemble des caractéristiques élastiques du matériau.

Les déformations sont reliées linéairement aux contraintes par la relation inverse (III.25) où $\underline{\underline{S}}$ est le *tenseur des compliances* ou *tenseur des complaisances élastiques* du matériau (ses composantes covariantes sont S_{ijkl}).

Le tenseur d'élasticité $\underline{\underline{C}}$ possède 81 composantes élastiques (chaque indice varie de 1 à 3). Les tenseurs des contraintes et de déformation de Cauchy sont symétriques [15, 16,17]. Ils n'ont donc chacun que 6 composantes indépendantes, et leur liaison linéaire peut alors être réalisée à l'aide de 36 termes seulement. La forme matricielle (III.26) est souvent utilisée pour relier les composantes des contraintes et des déformations, dans un repère orthonormé [15]:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{1111} & C_{1122} & C_{1133} & C_{1123} & C_{1131} & C_{1112} \\ C_{2211} & C_{2222} & C_{2233} & C_{2223} & C_{2231} & C_{2212} \\ C_{3311} & C_{3322} & C_{3333} & C_{3323} & C_{3331} & C_{3312} \\ C_{2311} & C_{2322} & C_{2333} & C_{2323} & C_{2331} & C_{2312} \\ C_{3111} & C_{3122} & C_{3133} & C_{3123} & C_{3131} & C_{3112} \\ C_{1211} & C_{1222} & C_{1233} & C_{1223} & C_{1231} & C_{1212} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{31} \\ 2\varepsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (III.26)$$

Avec la condition $C_{ijkl} = C_{jikl}$ et $C_{ijlk} = C_{jilk}$, les composantes de la matrice présentées dans la relation (III.26) sont souvent notées C_{IJ} , avec I et J variant de 1 à 6 [14,15]. Si on ajoute les conditions énergétiques de la thermoélasticité suivante [14]:

$$\Delta = \rho_0 \frac{\partial \psi}{\partial \Pi} \quad (III.27)$$

et

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{\partial \Pi_{ij}}{\partial \Delta_{kl}} = \frac{\partial \Pi_{kl}}{\partial \Delta_{ij}} \\ \frac{\partial \Delta_{ij}}{\partial \Pi_{kl}} = \frac{\partial \Delta_{kl}}{\partial \Pi_{ij}} \end{array} \right. \quad (III.28)$$

telle que

Π : tenseur de contraintes de piola-kirchhoff,

ρ_0 : la masse volumique.

On trouve d'après [14] : $C_{ijkl} = C_{klij}$. On réduit la matrice précédente à 21 composantes indépendantes. La même chose pour le tenseur de compliances.

III.2.1.1 Relations de symétrie

En pratique, les matériaux possèdent des symétries supplémentaires qui permettent de réduire encore le nombre de composantes indépendantes du tenseur des rigidités ou des compliances. Les principaux cas rencontrés sont :

- *L'orthotropie* : symétrie par rapport à trois plans orthogonaux, on peut réduire le nombre de composantes ici à 9 (c'est le cas par exemple du bois et des cristaux et du système orthorhombique).
- *La symétrie quadratique* : l'équivalence de deux axes de symétrie, par exemple l'axe 1 et 2, on a ($C_{11}=C_{22}$ et $C_{13}=C_{23}$ et $C_{44}=C_{55}$) la réduction des composantes indépendantes arrive à 6, ce qu'on appelle système tétragone.
- *La symétrie cubique* : orthotropie avec des propriétés identiques dans les trois directions orthogonales aux plans de symétrie ($C_{11}=C_{33}$ et $C_{13}=C_{12}$ et $C_{44}=C_{66}$), on obtiens la matrice (III.29) qui contient seulement trois composantes, c'est le cas de la structure de nombreux métaux [18 ,15].
- *l'isotropie* : mêmes propriétés dans toutes les directions, donc il ne reste que 2 composantes. Cette hypothèse est largement utilisée en mécanique des milieux continus, pour les matériaux courants.

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} \end{bmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{31} \\ 2\varepsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (III.29)$$

III.2.2 Matériaux isotropes

Dans le cas des matériaux isotropes, le nombre de coefficients est réduit à deux par les relations suivantes :

$$\begin{cases} \lambda = \frac{1}{2}(C_{11} + C_{22}) \\ \mu = C_{44} = \frac{1}{2}(C_{11} - C_{22}) \end{cases} \quad (III.30)$$

λ et μ sont des coefficients de Lamé ,la lois de Hooke s'écrit [17] :

$$\sigma_{ij} = 2\mu\varepsilon_{ij} + \lambda\delta\delta_{ij} \quad (III.31)$$

où δ est la dilatation relative du solide définie par la relation (III.32), et δ_{ij} le symbole de Kronecker :

$$\delta = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33} \quad (III.32)$$

et

$$\begin{cases} \delta_{ij} = 1 \text{ pour } i = j \\ \delta_{ij} = 0 \text{ pour } i \neq j \end{cases}$$

Le module d'élasticité \mathbf{E} (en GPa) et le coefficient de Poisson ν (sans unité) sont donnés par :

$$E = \mu \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + \mu} \quad (III.33)$$

$$\nu = \frac{\lambda}{2(\lambda + \mu)} \quad (III.34)$$

Le module de cisaillement \mathbf{G} et le module de compression hydrostatique \mathbf{K} , sont donnés par les relations suivantes :

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} = \mu \quad (III.35)$$

$$K = \frac{E}{3(1-2\nu)} = \frac{3\lambda + 2\mu}{3} \quad (III.36)$$

III.2.3 Relation entre contrainte et déformation

III.2.3.1 Cas de déformation tridimensionnel

Les relations entre contrainte et déformation pour les matériaux isotropes peuvent s'écrire sous la forme matricielle (III.37). La matrice des compliances permettant le passage des contraintes aux déformations dans le cas tridimensionnel [18,23].

On prend par convention les indices $i = x, y, z$ qui remplacent $i = 1, 2, 3$, et les changements suivants :

$$\varepsilon_X = \varepsilon_{11}; \varepsilon_Y = \varepsilon_{22}; \varepsilon_Z = \varepsilon_{33} \quad \text{et} \quad \sigma_X = \sigma_{11}; \sigma_Y = \sigma_{22}; \sigma_Z = \sigma_{33}.$$

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_X \\ \varepsilon_Y \\ \varepsilon_Z \\ \varepsilon_{xy} \\ \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{zx} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E} & -\frac{\nu}{E} & -\frac{\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu}{E} & \frac{1}{E} & -\frac{\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu}{E} & -\frac{\nu}{E} & \frac{1}{E} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G} \end{bmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \sigma_X \\ \sigma_Y \\ \sigma_Z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \end{pmatrix} \quad (III.37)$$

Les autres contraintes dans la matrice sont des contraintes de cisaillement. On note : $\tau_{xy} = \sigma_{12}$; $\tau_{yz} = \sigma_{23}$; $\tau_{zx} = \sigma_{31}$.

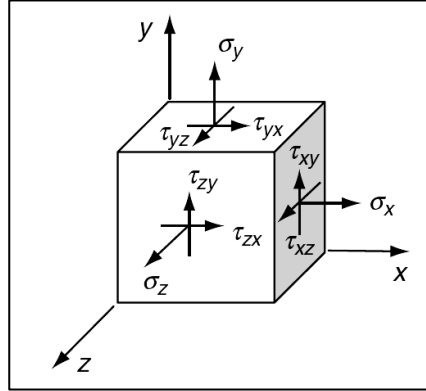


Figure III-7 : Présentation des différentes contraintes dans le cas tridimensionnel.

III.2.3.2 Cas de déformation plane

Dans ce cas les composants des contraintes selon l'un des axes sont nuls, par exemple sur l'axe OZ, les relations entre déformation – contrainte deviennent :

$$\begin{pmatrix} \sigma_X \\ \sigma_Y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} \lambda + 2\mu & \lambda & 0 \\ \lambda & \lambda + 2\mu & 0 \\ 0 & 0 & 2\mu \end{bmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \varepsilon_X \\ \varepsilon_Y \\ \varepsilon_{xy} \end{pmatrix} \quad (III.38)$$

et

$$\begin{cases} \sigma_Z = \nu(\sigma_X + \sigma_Y) \\ \varepsilon_Z = \varepsilon_{xz} = \varepsilon_{yz} = 0 \\ \tau_{yz} = \tau_{zx} = 0 \end{cases} \quad (III.39)$$

Pour les plaques minces la contrainte $\sigma_Z = 0$ et $\varepsilon_Z = \frac{\nu}{\nu-1}(\varepsilon_X + \varepsilon_Y)$.

III.2.3.3 Cas de déformation uniaxiale

On s'intéresse un peu plus à ce type de déformation. Dans ce type on utilise une seule contrainte suivant un axe, la relation (III.38) devient :

$$\begin{cases} \varepsilon_X = \frac{\sigma_X}{E} \\ \varepsilon_Y = -\nu\varepsilon_X = -\nu\frac{\sigma_X}{E} \\ \varepsilon_Z = -\nu\varepsilon_X = -\nu\frac{\sigma_X}{E} \end{cases} \quad (III.40)$$

et

$$\sigma_Y = \sigma_Z = \tau_{xy} = \tau_{yz} = \tau_{zx} = 0.$$

A partir de la relation (III.40) on peut tirer le module d'élasticité \mathbf{E} et le coefficient de Poisson ν :

$$E = \frac{\sigma_X}{\varepsilon_X} \quad (III.41)$$

$$\nu = -\frac{\varepsilon_Y}{\varepsilon_X} = -\frac{\varepsilon_Z}{\varepsilon_X} \quad (III.42)$$

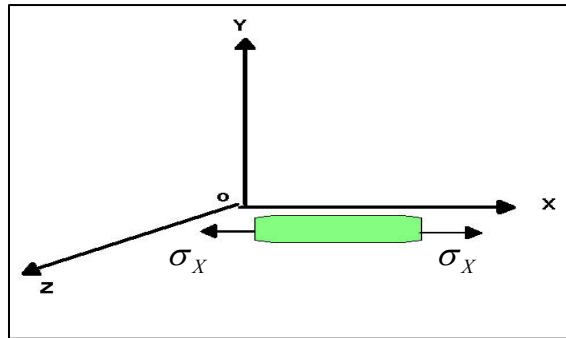


Figure III-8 : Eprouvette sollicitée par une contrainte axiale.

E et ν seront identifiés par un essai de traction simple ou de compression.

III.3 Le comportement élastoplastique

Le comportement élastoplastique est décrit par l'apparition de déformation irréversibles et indépendantes du temps c'est-à-dire qu'on néglige le phénomène de viscosité. La plasticité macroscopique est basée sur le principe de la décomposition de la déformation totale en deux composantes :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p \quad (III.43)$$

ε^e : la déformation élastique,

ε^p : la déformation plastique.

On peut définir une relation de comportement découplée pour ε^p et ε^e . Dans le cas de l'écoulement plastique continu (sans charge), on a :

$$\begin{aligned} \varepsilon^e &= A(\sigma) \quad \forall \sigma \\ \left\{ \begin{array}{ll} \varepsilon^p = 0 & \text{si } |\sigma| < \sigma_y \\ \varepsilon^p = g(\sigma) & \text{si } |\sigma| \geq \sigma_y \end{array} \right. \quad (III.44) \end{aligned}$$

tel que g est une fonction d'écrouissage.

III.3.1 Les critères de plasticité

La limite d'élasticité est la contrainte au-dessus de laquelle apparaissent les premières déformations plastiques irréversibles. A partir de cette limite, toutes les déformations générées pendant le chargement de l'éprouvette peuvent être recouvrées. La généralisation tridimensionnelle pour le cas d'un chargement complexe de cette définition du domaine élastique obtenu lors d'un essai uniaxial (traction ou compression) est appelée critère de plasticité. Elle permet de définir, dans l'espace des contraintes, la région pour laquelle le matériau aura un comportement plastique. Pour les métaux isotropes les deux critères isotropes les plus utilisés sont ceux de Von Mises et de Tresca.

L'expression de ces deux critères dépend a priori de toutes les composantes du tenseur des contraintes ainsi que de la variable d'écouissage. Dans le cas d'écouissage isotrope la variable d'écouissage se réduit à une variable scalaire, c'est le σ_s [18]. Donc la fonction f de charge qui dépend du tenseur de contrainte, et de l'état de contrainte s'annule [18].

$$f(\sigma_{ij}, \sigma_s) = 0 \quad (III.10)$$

En raison de l'isotropie et donc de l'invariance par rapport aux repères, seuls les trois invariants du tenseur des contraintes peuvent entrer en compte. De plus, en raison de l'incompressibilité plastique par rapport aux contraintes hydrostatiques, seules les invariants du déviateur des contraintes σ' peuvent intervenir, Nous obtenons l'expression générale des critères isotropes [18].

$$f(S_2, S_3, \sigma_s) = 0 \quad \text{et} \quad \begin{cases} S_2 = \frac{1}{2} Tr(\sigma'^2) \\ S_3 = \frac{1}{3} Tr(\sigma'^3) \end{cases} \quad (III.45)$$

Si on utilise les invariants homogènes associés :

$$\begin{cases} J_2 = (3S_2)^{\frac{1}{2}} = \left(\frac{3}{2} \sigma'_{ij} \sigma'_{ij} \right)^{\frac{1}{2}} \\ J_3 = \left(\frac{27}{2} S_3 \right)^{\frac{1}{3}} = \left(\frac{9}{2} \sigma'_{ij} \sigma'_{jk} \sigma'_{ki} \right)^{\frac{1}{3}} \end{cases} \quad (III.46)$$

σ' : Tenseur déviateur des contraintes.

III.3.1.1 Critère de Von Mises

Le critère de Von Mises a été établi en considérant que le seuil de plasticité est lié à l'énergie élastique de cisaillement, W_e , qui est une fonction du produit tensoriel contracté sur deux indices du déviateur du tenseur des contraintes [18].

$$W_e = \int_0^{\varepsilon^e} \sigma : d\varepsilon^e \quad (III.46)$$

$$W_e = \frac{1}{4\mu} \sigma' : \sigma' \quad (III.47)$$

Lorsque la limite d'élasticité σ_s est atteinte au cours d'un essai de traction pur, l'état de contrainte est simple $\sigma = \sigma_s$:

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_s & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (III.48)$$

En égalant l'énergie élastique de cisaillement d'un état de contrainte quelconque à celle d'une traction uniaxiale correspondant à l'obtention de la limite élastique, on aboutit à l'expression du critère de Von Mises [18].

$$W_e = \frac{1}{6\mu} \sigma_s^2 \quad (III.49)$$

$$f = \sigma_{eq} - \sigma_s = J_2 - \sigma_s = 0 \quad (III.50)$$

Ainsi, l'état de contrainte tel que $\sigma_{eq} = \sigma_s$ est équivalent au sens de Von Mises à l'état unidimensionnel défini par σ_s . L'expression développée du critère de Von Mises dans l'espace des contraintes à 6 dimensions est :

$$\sigma_s^2 = \frac{1}{2} \left[(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2) \right] \quad (III.51)$$

III.3.1.2 Critère de Tresca

Le critère de Tresca relie le seuil de plasticité σ_s à la contrainte de Tresca, qui est la contrainte tangentielle maximale. En égalant sa valeur pour l'état unidimensionnel équivalent correspondant au seuil σ_s , on obtient l'expression du critère [18]:

$$f = \mathop{\text{Sup}}_{i \neq j} (|\sigma_i - \sigma_j|) - \sigma_s = 0 \quad (III.52)$$

Donc

$$\frac{1}{2} \mathop{\text{Sup}}_{i \neq j} (|\sigma_i - \sigma_j|) = \frac{\sigma_s}{2} \quad (III.53)$$

Dans l'espace de contrainte principale $(\sigma_3, \sigma_2, \sigma_1)$ le critère de Tresca est représenté par un prisme droit à base hexagonale, le critère de Von Mises est représenté par un

cylindre à base circulaire de rayon $R = \sqrt{\frac{2}{3}} \sigma_s$.

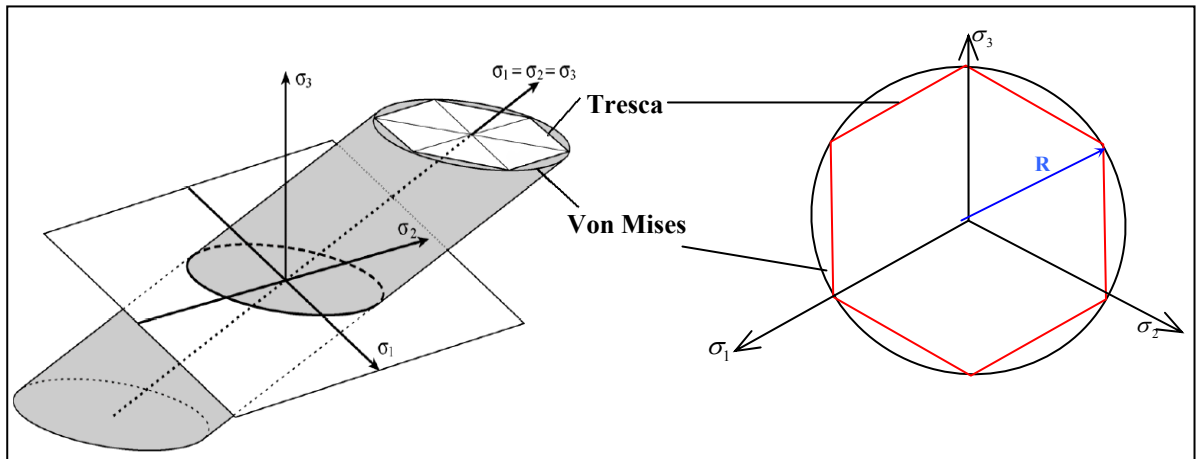


Figure III-9 : Représentation géométrique des critères de plasticité de Tresca et de Von Mises.

III.3.1.3 Loi à écrouissage isotrope

Un matériau peut être considéré à écrouissage isotrope si son domaine d'élasticité ne dépend que d'une variable scalaire, c'est-à-dire si les lieux des points représentant la limite d'élasticité dans l'espace des contraintes se déduisent les uns des autres par une homothétie de centre O. Ainsi, si l'on comprime une éprouvette ayant initialement la même limite d'élasticité en traction et en compression jusqu'à une valeur σ_c puis que l'on fasse une traction, on retrouvera pour la limite en traction cette valeur σ_c .

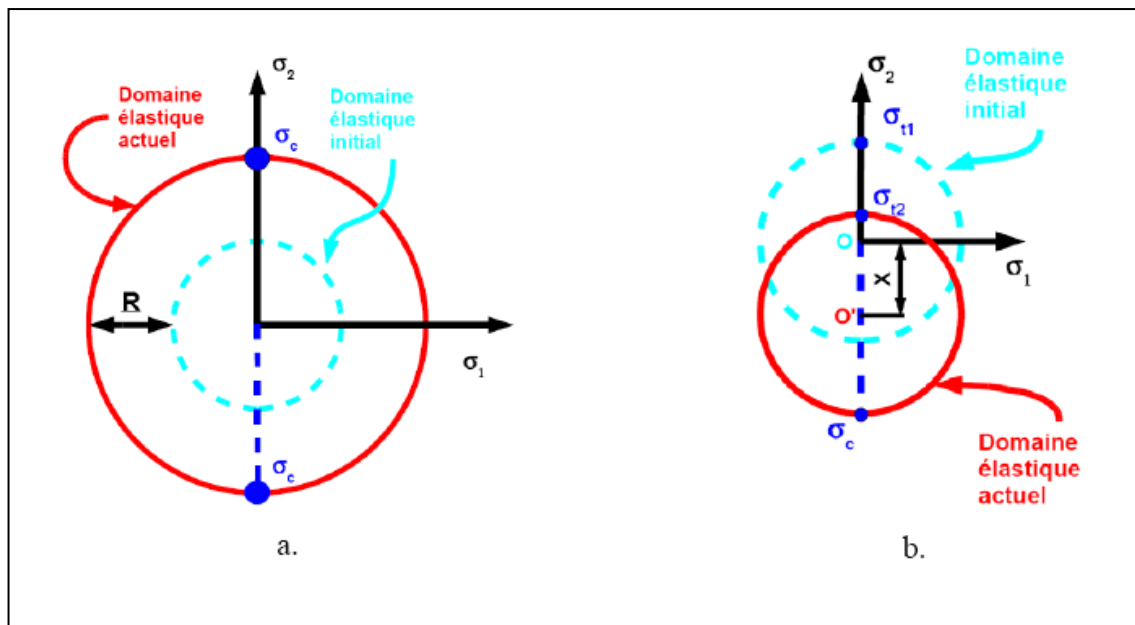


Figure III-10 : Schématisation de l'écrouissage : isotrope (a) et cinématique (b).

III.3.2 Quelques lois d'érouissage

On donne quelques lois d'érouissage dans le cas unidimensionnel qui lient la contrainte d'écoulement à la déformation plastique équivalente. On les identifie à partir de tests expérimentaux uniaxiaux de compression ou de traction.

III.3.2.1 Lois de Swift

La loi de Swift est donnée par la relation suivante [15,19, 22] :

$$Y(\varepsilon^p) = Y_0 \left(1 + \frac{\bar{\varepsilon}^p}{\varepsilon_0} \right)^n \quad (III.54)$$

on peut l'écrire sous la forme suivante :

$$\begin{cases} Y(\varepsilon^p) = C \left(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon}^p \right)^n \\ C = Y_0 \varepsilon_0^{-n} \end{cases} \quad (III.55)$$

où

$\bar{\varepsilon}^p$: la déformation plastique équivalente.

n : exposant d'érouissage .

Les paramètres de la loi d'érouissage à identifier sont les suivants : ε_0 , Y_0 , n .

III.3.2.2 Lois de Hollomon ou loi de puissance

Elle est donnée par la relation suivante [15,22]:

$$Y(\varepsilon^p) = K \varepsilon^n \quad (III.56)$$

telle que

K : coefficient d'érouissage caractérisant l'intensité des contraintes mise en jeu.

n : exposant d'érouissage .

Cette loi est utilisée pour la faible vitesse de déformation. Elle convient pour les aciers doux et mi dur, elle donne des approximations grossières pour les alliages à haute résistance [22].

I.4 Conclusion

Ce chapitre constitue une synthèse bibliographique centrée sur le comportement mécanique des matériaux, d'une façon générale. On a vu la complexité pour modéliser le comportement élastique ou plastique des matériaux, c'est pour quoi on a supposé que le matériau est isotrope.

En terme de critère de plasticité, nous avons présenté le critère de Von Mises. Ce critère est très proche de celui de Tresca, les deux critères sont bien adaptés au comportement des aciers. Nous avons vu aussi les différentes lois d'écroutissage isotrope, au cours de cette étude, la loi d'écroutissage adoptée, est la loi de Swift.

Chapitre IV

L'évolution structurale du joint soudé

Il est important de connaître les différentes microstructures d'un alliage métallique qui déterminent ses propriétés physiques, en particulier son comportement mécanique. La microstructure d'un alliage dépend du taux d'éléments, de leur concentration et de la vitesse de refroidissement. Cette microstructure se caractérise par le nombre de phases avec leur proportion et leur arrangement cristallin. Ces propriétés structurales seront détectées par un examen métallographique à l'aide d'un microscope optique.

On commencera dans la caractérisation par la macrographie pour délimiter géométriquement les différentes zones du joint de soudure, révélées par l'attaque chimique. Après la localisation globale de la structure homogène on utilisera la micrographie pour préciser la microstructure dans chaque zone.

IV.1 Présentation du joint soudé

Le joint soudé de l'étude est un joint de rabouement de deux tubes en acier inoxydable 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).

Les éléments	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
Taux en %	1	0.02	0.005	7	13	2.5	0.01
Les éléments	Nb	Si	B	Al	Ti	Cu	C
Taux en %	0.05	0.45	0.0005	0.055	0.15	0.25	0.015

Tableau IV-1 : Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable martensitique [11].

Ses caractéristiques mécaniques sont données par le tableau (IV-2).

Limite d'élasticité à 0.02 % d'allongement $Re_{0.2}$ %	Résistance à la traction R_m	Allongement à la rupture A%
De 550 à 750 MPa	De 775 à 925 MPa	22%

Tableau IV-2 : Caractéristiques mécaniques de traction simple à la température $T = 20^\circ C$ [11].

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

Les éléments	C	Mn	P	S	Ni	Cr
Taux en %	0.021	0.48	0.022	0.0007	6.9	25.46
Les éléments	Mo	N	Cu	W	Si	
Taux en %	3.65	0.27	0.61	0.64	0.49	

Tableau IV-3 : Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable duplex A790 GR [12].

Ses caractéristiques mécaniques à la température ambiante sont données par le tableau (IV-4).

Limite d'élasticité à 0.2 % d'allongement $Re_{0.2}$ %	Résistance à la traction R_m	Allongement à la rupture A%
De 652 à 654 MPa	De 839 à 840MPa	De 31.9 à 34.4

Tableau IV-4 : Caractéristiques mécaniques de traction simple à la température $T = 20^\circ C$ [12].

Le métal d'apport est fourni par la société chinoise « OISHI HIGH ALLOY MATERIALS », austénoferritique dans la nuance DP-3WT pour le soudage TIG ou GTAW. Sa composition chimique est donnée par le tableau (IV-5).

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

Tableau IV-5 : Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable duplex DP-3WT [27].

Limite d'élasticité à 0.2 % d'allongement $Re_{0,2}$	Résistance à la traction R_m	Allongement à la rupture A%
550 MPa	800 MPa	15

Tableau IV-6 : Caractéristiques mécaniques de traction simple du DP-3WT à la température $T = 20^\circ C$ [27].

IV.1.1 Le soudage des tubes

L'assemblage des deux tubes a été réalisé par GTP. Le procédé de soudage utilisé est le TIG (tungsten inert gas). La jonction est faite en 5 passes par un métal d'apport dont la nuance est DP-3WT. Le tableau I qui se trouve dans l'annexe I illustre les différents paramètres de soudage pour chaque passe.

La préparation des bords des deux tubes à joindre est nécessaire par un chanfrein en V avant l'exécution de l'opération de 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.

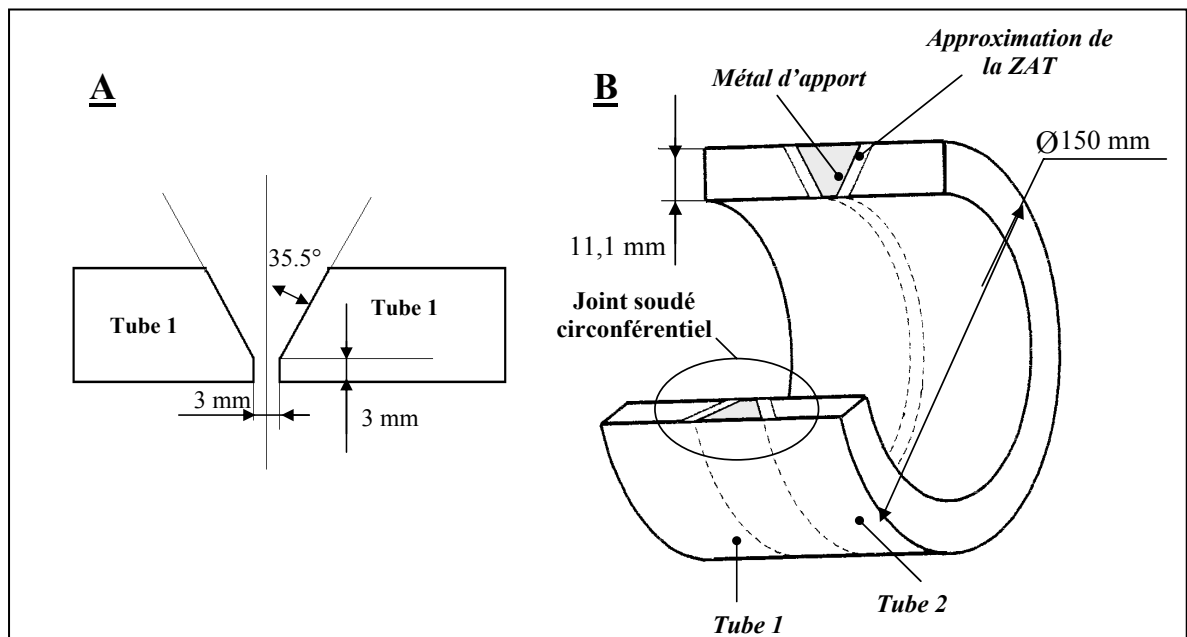


Figure IV-1 : joint soudé étudié, A) le joint circconférentiel de raboutement de deux tubes. B) Géométrie de la section du joint. Le tube1 en acier martensitique, le tube2 en acier duplex.

IV.2 Caractérisation structurale du joint soudé

IV.2.1 L'examen macroscopique

La macrographie facilite la localisation des différentes zones structurales du cordon de soudure et révèle les défauts géométriques comme les fissures, les cavités ...etc.

IV.2.1.1 La préparation de la surface d'examen

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

Prélèvement de l'échantillon

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.

Polissage grossier ou abrasion

Cette opération consiste à obtenir la planéité de la surface d'examen de l'échantillon. On commence l'usinage par la fixation de papiers abrasifs de grande granulométrie sur le disque tournant pour enlever le maximum de matière, puis on dégrade la granulométrie de plus en plus finement. Le refroidissement de la surface à usiner est assuré par un lubrifiant. On utilise généralement l'eau comme lubrifiant.

Ordre des opérations d'usinage	Granulométrie utilisée	La Vitesse de polissage
1	80	Variable entre 150/300 tr/min
2	120	Variable entre 150/300 tr/min
3	180	Variable entre 150/300 tr/min
4	240	Variable entre 150/300 tr/min
5	320	Variable entre 150/300 tr/min
6	400	Variable entre 150/300 tr/min
7	600	Variable entre 150/300 tr/min
8	1000	Variable entre 150/300 tr/min
9	1200	Variable entre 150/300 tr/min

Tableau IV-7 : Illustration des ordres d'usinage effectués sur l'échantillon avec le type de granulométrie utilisée.

Polissage de finition

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

Ordre des opérations d'usinage	Taille des grains de la pâte d'alumine	Dure de l'usinage	Vitesse de polissage
10	0.3 μ	13 min	Variable entre 150/300 tr/min
11	0.05 μ	10 min	Variable entre 150/300 tr/min

Tableau IV-8 : Illustration les ordres d'usinage de finition effectués sur l'échantillon avec le type de granulométrie utilisée.

IV.2.1.2 Révélation de la texture 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 ce cas on a utilisé l'attaque électrolytique. Cette méthode offre des révélations claires de la texture du joint soudé. On peut même observer à l'oeil nu cette texture. La description de la méthode est donnée dans l'annexe II. La macrographie a été réalisée au niveau du centre de recherche et de contrôle de soudage (CSC). Nous avons a localisé cinq zones principales :

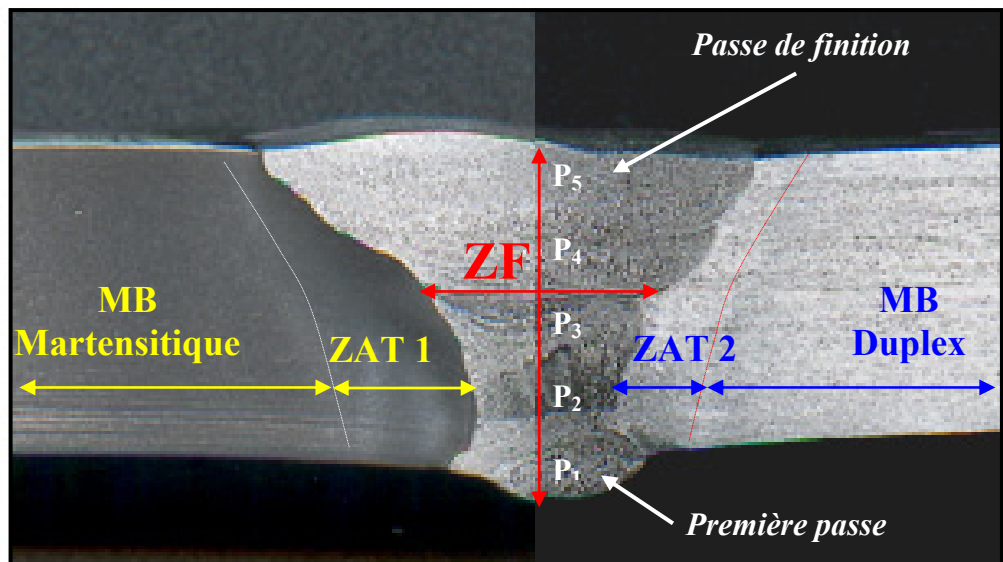


Figure IV-2 : illustration macrographique du joint soudé et ses zones principales.

- **MB Martensitique** : métal de base en acier martensitique avant le soudage.
- **MB Duplex** : métal de base en acier austéno-ferritique avant le soudage.
- **ZAT 1** : la zone de MB martensitique affectée thermiquement.
- **ZAT 2** : la zone de MB austéno-ferritique affectée thermiquement.
- **ZF** : la zone fondue.

La zone fondue est constituée elle-même de 5 sous zones symbolisées de p_1 jusqu'à p_5 . Ces sous zones, sont les passes de soudage, p_1 est la première passe, p_2 , p_3 , p_4 sont des passes de bourrage, p_5 est la passe de finition. Nous observons aussi une hétérogénéité structurale remarquable qui confirme à l'aspect que c'est une soudure hétérogène constituée de deux matériaux différents.

IV.2.2 L'examen micrographique

La micrographie s'annonce nécessaire pour la visualisation des propriétés structurales après l'opération de soudage. Cette technique permet d'avoir des renseignements sur les différentes zones de la soudure et leur structure.

On utilisera les mêmes démarches pour la préparation de la surface d'examen micrographique. La méthode de révélation de la structure utilisée, est l'attaque électrolytique.

IV.2.2.2 Résultats et interprétation

Le moyen utilisé est un microscope optique type AXIOPLAN (ZEISS) doté d'une camera numérique AxioCam MRC relié au micro-ordinateur. Le logiciel MR GRAB nous permet de faire l'acquisition des images. Tous les résultats obtenus sont présentés dans l'annexe II.

1) Le métal de base

Le métal de base en acier austéno-ferritique possède une structure en bande constituée de deux phases, la ferrite et l'austénite. Cette structure est typique des aciers inoxydables duplex ; les grains ont une forme allongée, l'austénite se caractérise par le phénomène de maclage et la forme polygonale des grains.

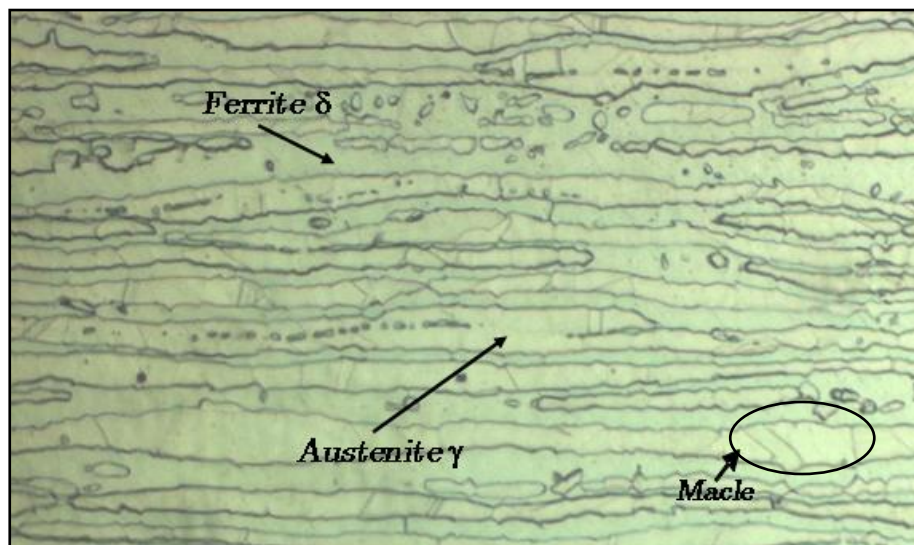


Figure IV-3 : la microstructure de métal de base duplex 2205 (X200).

Le métal de base en acier martensitique à une structure fine en aiguille dans plusieurs orientations voir la figure (IV-4).

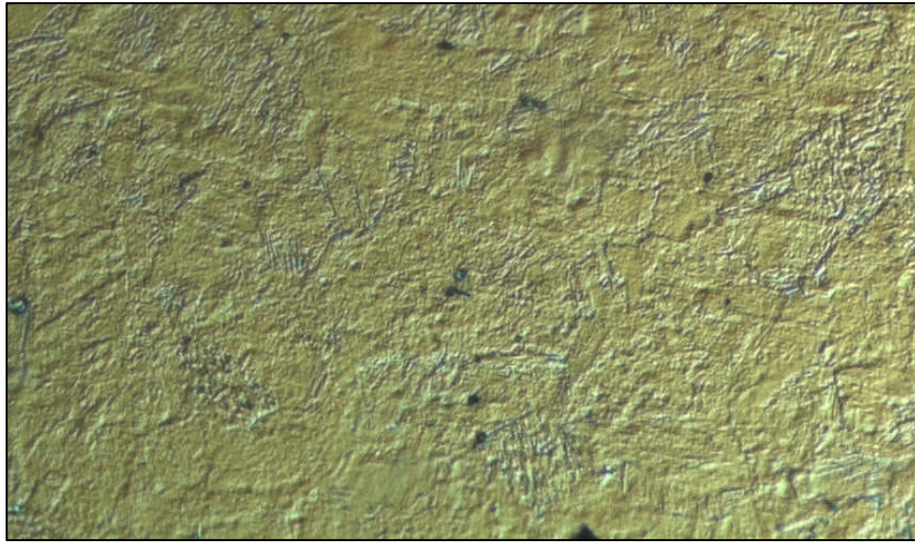


Figure IV-4 : la microstructure de métal de base martensitique(X200).

2) Zone affectée thermiquement côté martensitique

La microstructure de la zone affectée thermiquement côté martensitique, ne révèle pas de changement structural très clair. Cela peut être dû à la finesse de la structure, donc il est nécessaire d'effectuer des examens plus approfondis.

Pour l'évaluation des changements éventuels qui peuvent être engendrés du côté martensitique, nous avons adopté la méthode des profils de microdureté afin de suivre la cinétique de durcissement structural.

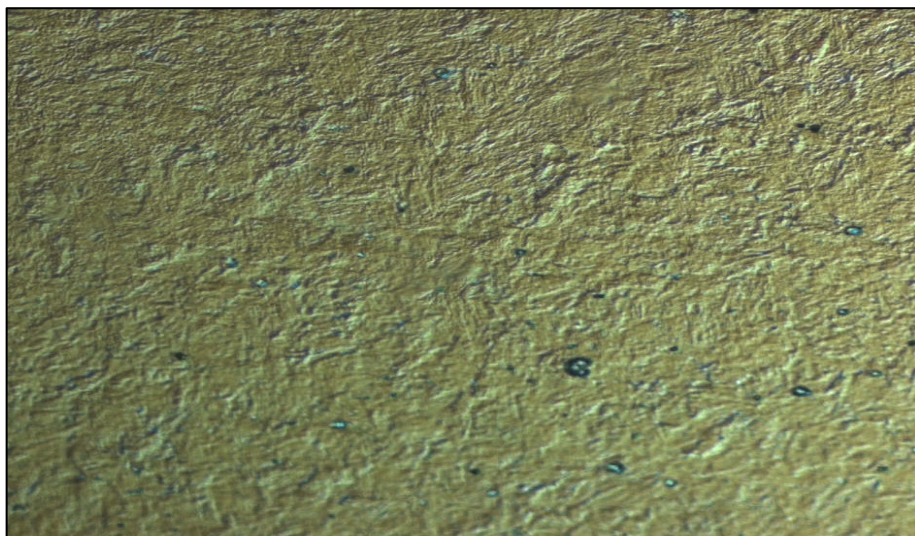


Figure IV-5 : la microstructure de la zone affectée thermiquement côté martensitique(X200).

3) Zone affectée thermiquement côté duplex

La zone affectée thermiquement du côté duplex proche de la zone fondue figure (IV-6), présente un grossissement considérable des grains par rapport au métal de base figure (IV-3), avec un élargissement de la taille de ferrite.

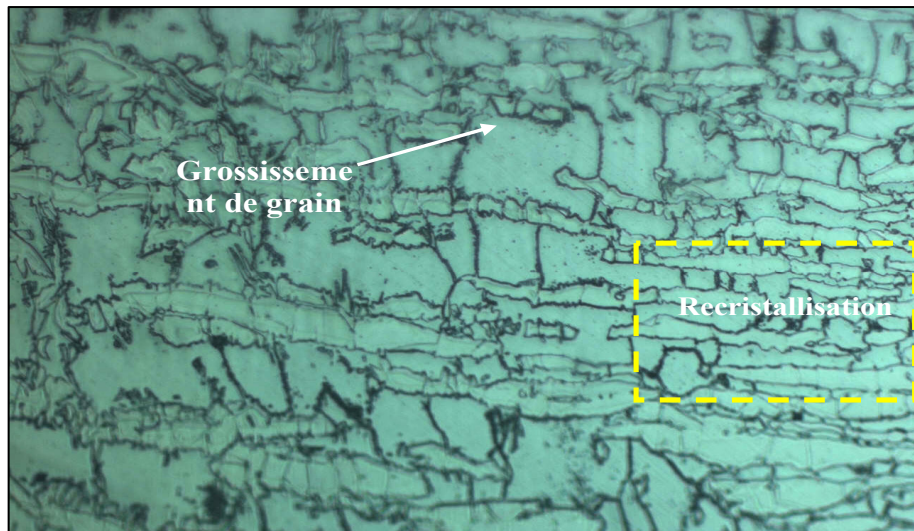


Figure IV-6 : la microstructure de la zone affectée thermiquement côté duplex (X200).

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 aux niveaux des joints initiaux.

4) La zone fondue

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

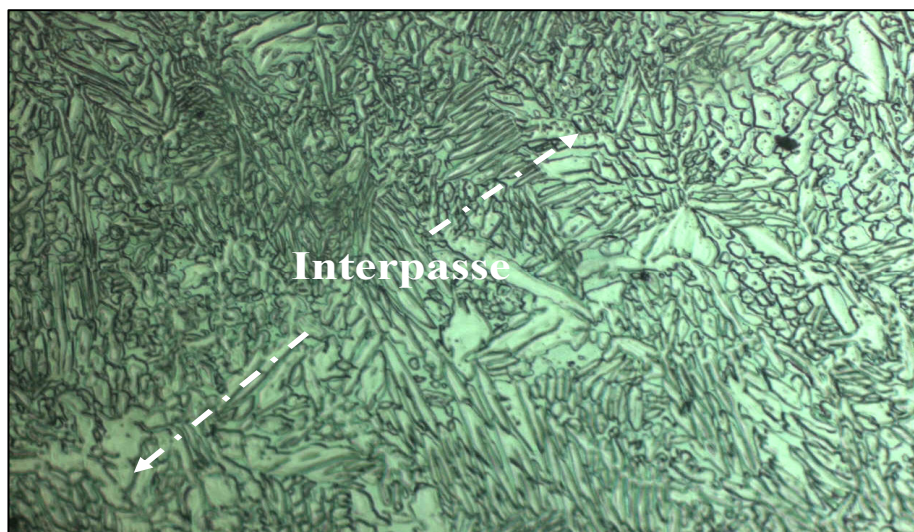


Figure IV-7 : la microstructure de la zone fondue (X200).

5) La zone de liaison

La zone de liaison n'est pas visible par la macrographie, mais elle est claire par la micrographie. Cette zone sépare le métal fondu et le métal de base affecté thermiquement (voir la figure (IV-8) et figure (IV-9) et l'annexe II).

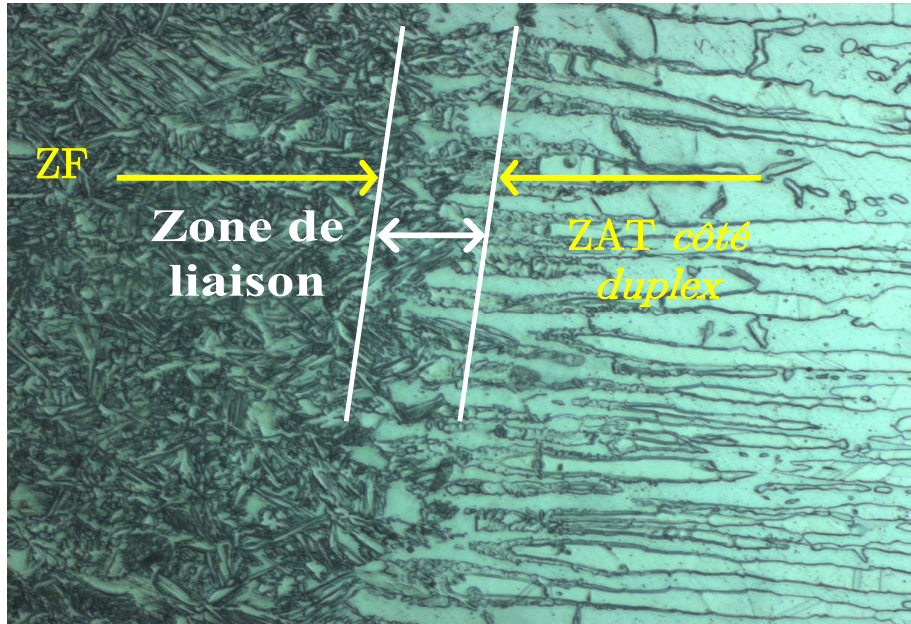


Figure IV-8 : la microstructure de la zone de liaison côté duplex (X200).

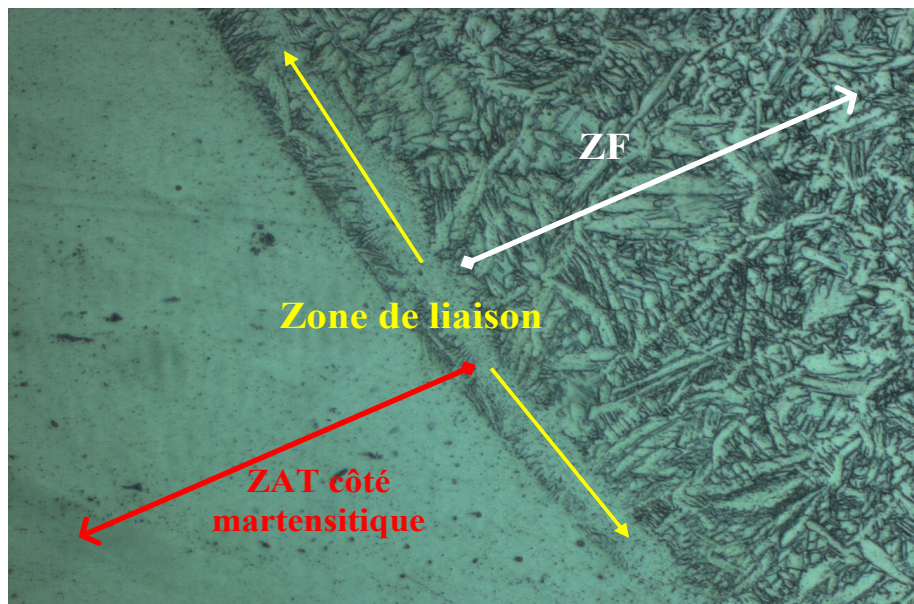


Figure IV-9 : la microstructure de la zone de liaison côté martensitique (X200).

IV.2.3 Estimation du taux de dilution

La composition chimique du métal fondu résulte du mélange de métal déposé avec le métal de base. La proportion de métal de base dans un cordon de soudure est caractérisée par le taux de dilution. Ce taux varie selon le type de joint et la procédure de soudage utilisée. Dans le cas d'un joint multipasse, comme ici, elle varie d'un passe à l'autre. On trouve généralement que la résilience est faible pour les taux de dilution élevée, ce qui diminue la résistance du joint aux efforts extérieurs [9].

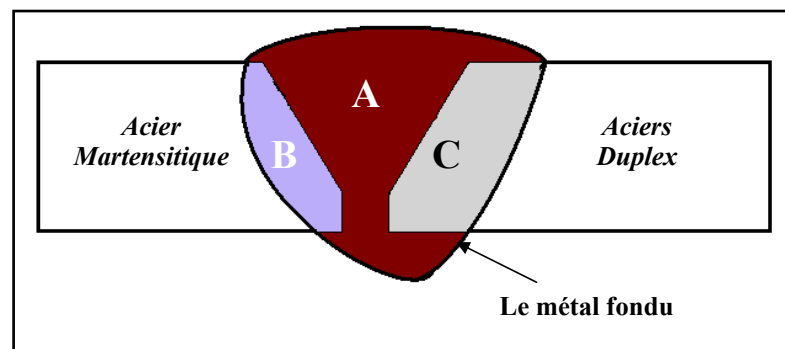


Figure IV-10 : influence du métal de base sur la composition du métal fondu.

On représente le métal déposé par la surface (A), le métal de base duplex par la surface (B) et le métal de base martensitique par la surface (C) le métal fondu par la surface (A+B+C). Le taux de dilution est donné par la relation suivante :

$$\text{Taux de dilution (D\%)} = \frac{\text{surface(B)} + \text{surface(C)}}{\text{surface(A+B+C)}} \quad (IV.1)$$

On peut estimer le taux de dilution en mesurant expérimentalement sur la macrographie les surfaces indiquer précédemment. La méthode de calcul utilisée, est la planimétrie (mesure de surface par quadrillage).

IV.2.3.1 mesure des surfaces Si

On commence par l'agrandissement de la figure (IV-2) à (X 28.36) pour faciliter les calculs. On note les surfaces précédentes par :

S_A : la surface du métal d'apport (A).

S_B : la surface de métal de base martensitique (B).

S_C : la surface de métal de base duplex (C).

S_{A+B+C} : la surface de cordon (A+B+C).

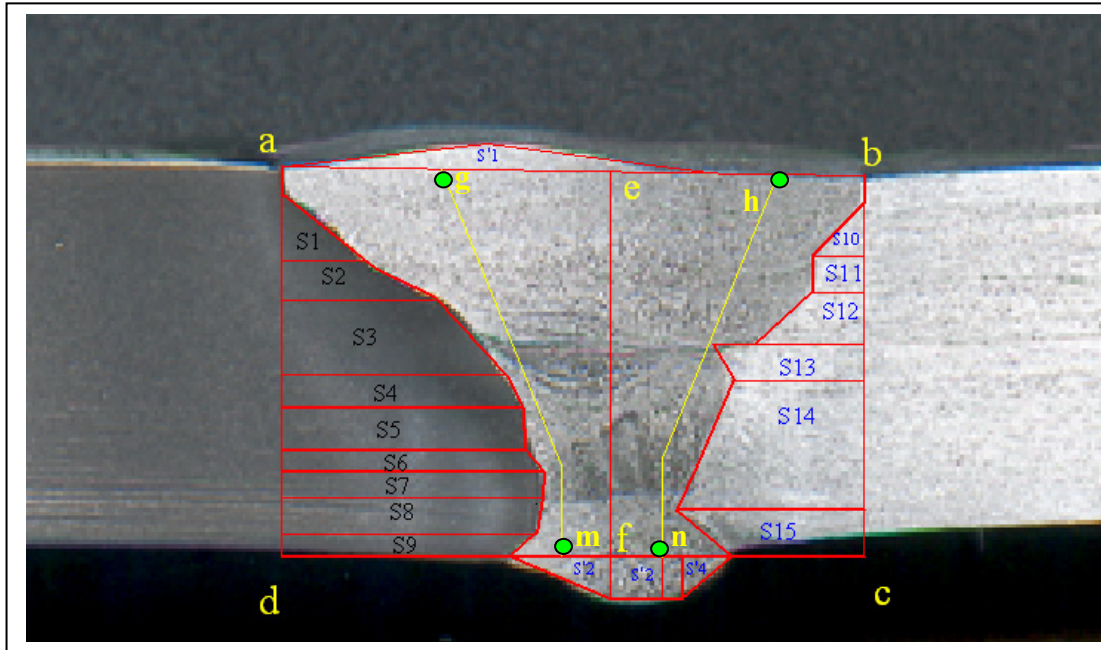


Figure IV-11 : illustration des différentes surfaces à calculer pour un agrandissement (X 28.36).

1) Calcul de la surface de métal d'apport S_A

On mesure les surfaces par quadrillage, les résultats trouvés sont représentés par le tableau (IV-9). La surface de chanfrein engendrée par les points (g,h,n,m) a été calculée théoriquement, les dimensions utilisées sont présentées par la figure A (IV-1).

$$S_{\text{chanfrein}} = 1859.84 \text{ mm}^2$$

$$\sum_{i=1}^{i=4} S'_i = 283.125 \text{ mm}^2$$

$$S_A = S_{\text{chanfrein}} + \sum_{i=1}^{i=4} S'_i \quad (IV.2)$$

$$S_A = 1859.84 \text{ mm}^2 + 283.125 \text{ mm}^2$$

$$S_A = 2145.26 \text{ mm}^2$$

S_i	Estimation moyenne de la surface S_i en (mm^2)	S_i	Estimation moyenne de la surface S_i en (mm^2)	S_i	Estimation moyenne de la surface S_i en (mm^2)
S_1	72	S_8	259	S_{15}	186.75
S_2	122	S_9	140	S'_1	135
S_3	371.25	S_{10}	31.5	S'_2	112
S_4	189.75	S_{11}	46.75	S'_3	32
S_5	264.375	S_{12}	126	S'_4	45
S_6	127.75	S_{13}	143.5		
S_7	187.5	S_{14}	477.25		

Tableau IV-9 : présentation des valeurs des surfaces estimées à partir de la macrographie par un agrandissement de X 28.36.

2) Calcul de la surface de cordant $S_{(A+B+C)}$

$$S_{A+B+C} = S_{abcd} - \sum_{i=1}^{i=15} S_i + \sum_{i=1}^{i=4} S'_i \quad (IV.3)$$

$$\sum_{i=1}^{i=15} S_i = 2743.75 \text{ mm}^2$$

$$S_{abcd} = 5950 \text{ mm}^2$$

$$S_{A+B+C} = 3489.25 \text{ mm}^2$$

3) Calcul de S_{B+C}

$$S_{B+C} = S_{A+B+C} - S_A$$

$$S_{B+C} = 1343.99 \text{ mm}^2$$

4) Calcul du taux de dilution global

Ce taux indique la proportion globale des deux métaux de base martensitique et duplex dans le métal fondu.

$$D = \frac{S_{B+C}}{S_{A+B+C}} \quad (IV.4)$$

$$D \% \approx 38.51\%$$

On peut estimer la participation de chaque métal de base dans le cordon de soudure. Pour le côté martensitique on applique cette relation :

$$D_B = \frac{S_B}{S_{A+B+C}} \quad (IV.5)$$

Pour le côté duplex

$$D_C = D - D_B \quad (IV.6)$$

tel que

D_B : le taux de dilution de métal de base martensitique.

D_C : le taux de dilution de métal de base duplex.

5) Calcul des taux de dilution D_B et D_C

La surface S_B est donnée par :

$$S_B = S_{aeft} + S'_2 + S'_1 - \sum_{i=1}^{i=9} S_i - \frac{S_A}{2} \quad (IV.7)$$

$$S_B = 824.75 \text{ mm}^2$$

$$D_B \approx 23.63\%$$

$$D_C = 38.51\% - 23.63\%$$

$$D_C \approx 14.88\%$$

On remarque que le métal de base martensitique a participé un peu plus dans la zone fondue par apport au duplex, parce que sa température de fusion est inférieure à celle du duplex et que son intervalle de temps du début de la fusion au début de la solidification est plus important que celui du duplex.

IV.2.4 Calcul du taux des phases

Les propriétés physiques des matériaux dépendent de leur microstructure, qui est constituée par des phases. Chaque phase présente des propriétés physiques et chimiques différentes, donc il est important d'estimer les taux des phases dans chaque zone. La phase ferritique et la phase austénitique sont les deux phases dominantes dans les aciers inoxydable duplex. On calcule ces deux taux de phase à l'aide d'un logiciel d'analyse d'image « ATLAS ».

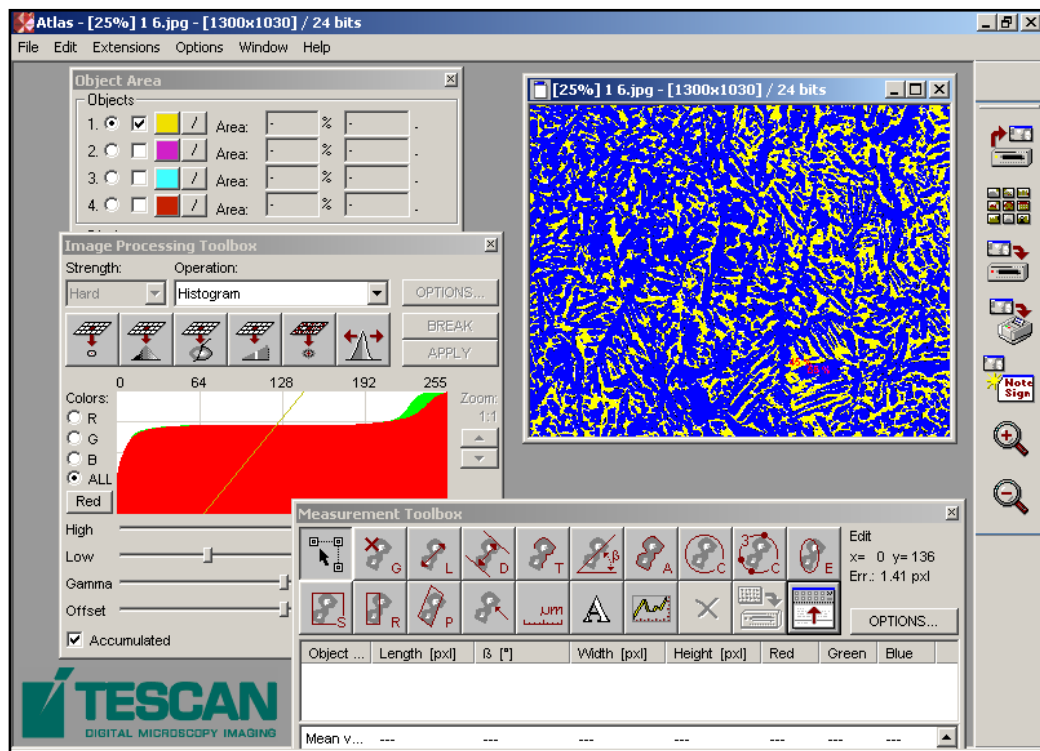


Figure IV-12 : Interface du logiciel ATLAS.

Les étapes suivies avant le calcul du taux de phases par ce logiciel sont les suivantes :

1. Préparation de la surface de l'échantillon (polissage).
2. Révélation de la structure métallographique par l'attaque électrolytique avec KOH, car le KOH permet la coloration sélective des phases après l'attaque.
3. Prise des photos numériques de la microstructure dans les différentes zones avec un agrandissement X200 et une résolution de 150 dpi.

L'utilisation de ce logiciel s'effectuera en 3 stades, on commence le rechargement des photos numériques, puis on procède comme suit :

1. Transformation en niveau de gris, consistant à transformer l'image couleur en image grise.
2. Seuillage des couleurs et binarisation; dans cette étape on transforme l'image grise en image en noir et blanc puis on fait la binarisation qui consiste à séparer les dérivés de la couleur noir et blanc en deux couleurs seulement pour représenter les phases.
3. Quantification des taux de phase.

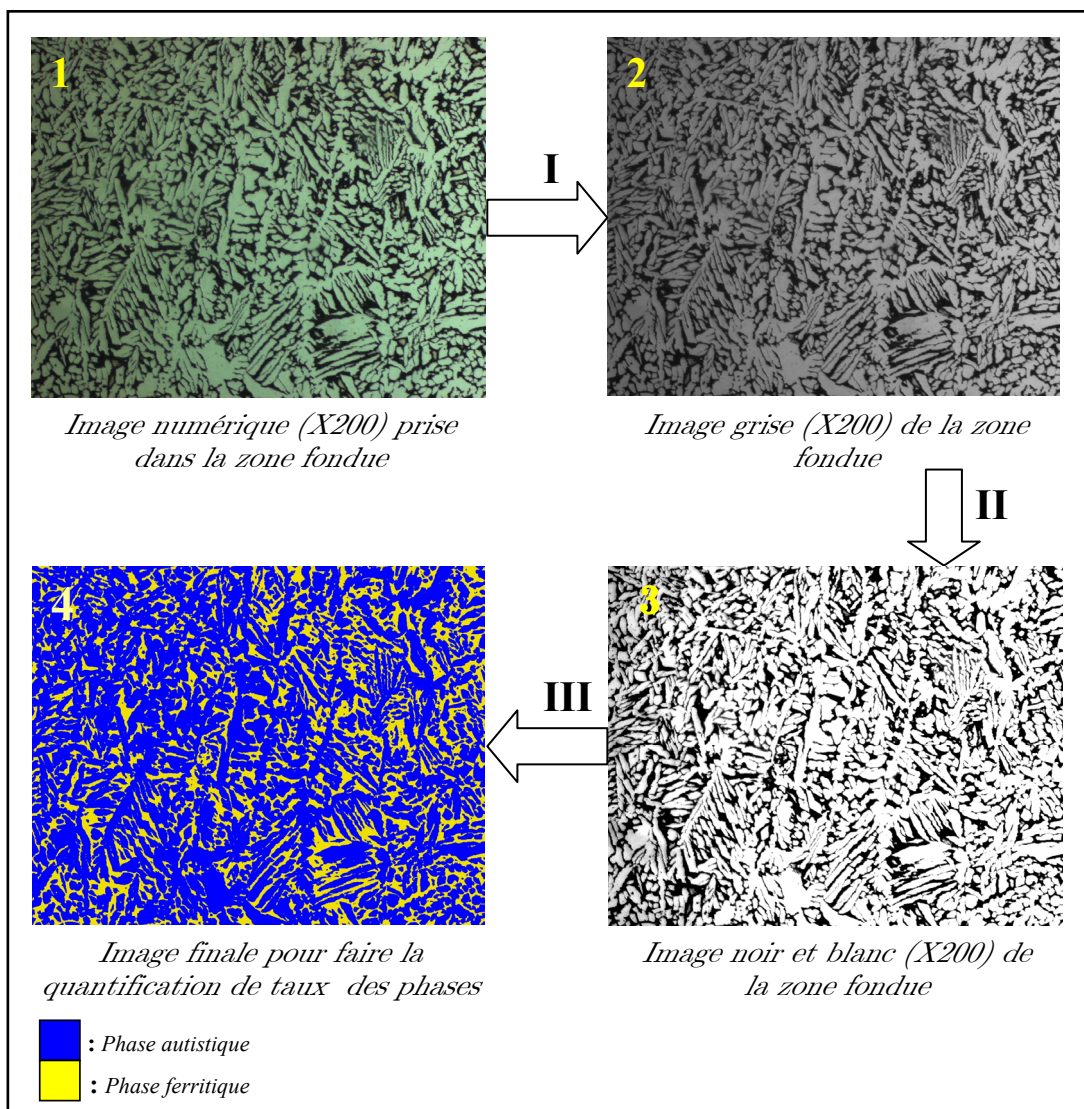


Figure IV-13 : Représentation des étapes suivies et des résultats obtenus
 I : transformation en niveau de gris. II : Seuillage des couleurs.
 III : binarisation et apparition approximative des phases sur la photo finale.

IV.2.4.1 Les résultats obtenus pour le côté duplex

Pour chaque zone du côté duplex on examine deux photos, puis on tire la moyenne des taux de phase.

Taux de phase	Métal de base duplex		ZAT duplex		Zone fondue	
	$\alpha\%$	$\gamma\%$	$\alpha\%$	$\gamma\%$	$\alpha\%$	$\gamma\%$
Mesure 1	53.3	46.7	54.1	45.9	59.6	40.4
Mesure 2	52.2	47.8	53	47	56	44
La moyenne	52.75%	47.25%	53.55%	46.45%	57.8%	42.2%

Tableau IV-10 : les taux de phases quantifiées par ATLAS.

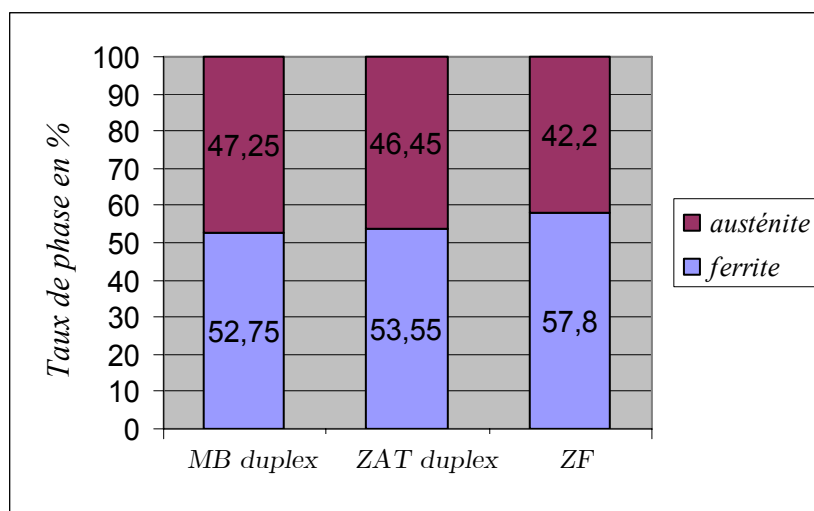


Figure IV-14 : histogramme de taux des phases.

On observe que les taux de ferrite sont plus élevés que ceux d'austénite. La différence est plus apparente dans la zone fondue et la zone affectée thermiquement par rapport au métal de base. En effet, le mode de solidification dans les aciers inoxydables est en général ferritique, c'est-à-dire, que la première phase qui germe est la ferrite, puis par une transformation à l'état solide une proportion de ferrite donne naissance à la deuxième phase qui est l'austénite. L'apport intense de chaleur du au procédé TIG entraîne une exposition de la ZAT adjacente à la zone de liaison à des températures très élevées provoquant une retransformation d'une quantité d'austénite en ferrite. C'est la phase la plus stable à très haute température. Mais encore le métal d'apport qui est riche en élément alpha-gène a contribué sur l'augmentation du taux de ferrite dans le métal fondu.

Dans le métal de base la structure est relativement équilibrée (environ 50% chaque phase). Ces proportions sont obtenues par des traitements au cours de l'élaboration.

IV.2.4 la composition chimique de métal fondu

Le métal fondu a une composition chimique intermédiaire entre le métal déposé et le métal de base. La concentration de ses éléments chimiques dépend du taux de dilution globale et du taux de dilution de côté martensitique et duplex.

$$C = D_C \cdot C_D + D_B \cdot C_M + (100 - D) \cdot C_A \quad (IV.7)$$

C : la composition chimique dans le métal fondu.

C_D : la composition chimique dans le métal de base duplex.

C_M : la composition chimique dans le métal de base martensitique.

C_A : la composition chimique dans le métal d'apport.

Les éléments	C	Cr	Ni	Mo	Si	Cu	N	Mn
Taux en %	0.0308	22.546	6.8	3.102	0.425	0.458	0.227	0.31

Tableau IV-11 : Composition chimique en pourcentage massique estimé dans le métal fondu.

La connaissance de la composition chimique de métal fondu nous permet d'estimer l'évolution de concentration des éléments chimiques gammagènes et alphas dans le joint de soudure. On présente la concentration des composants chimiques gammagènes en pourcentage massique au long du cordon de soudure par les histogrammes suivants :

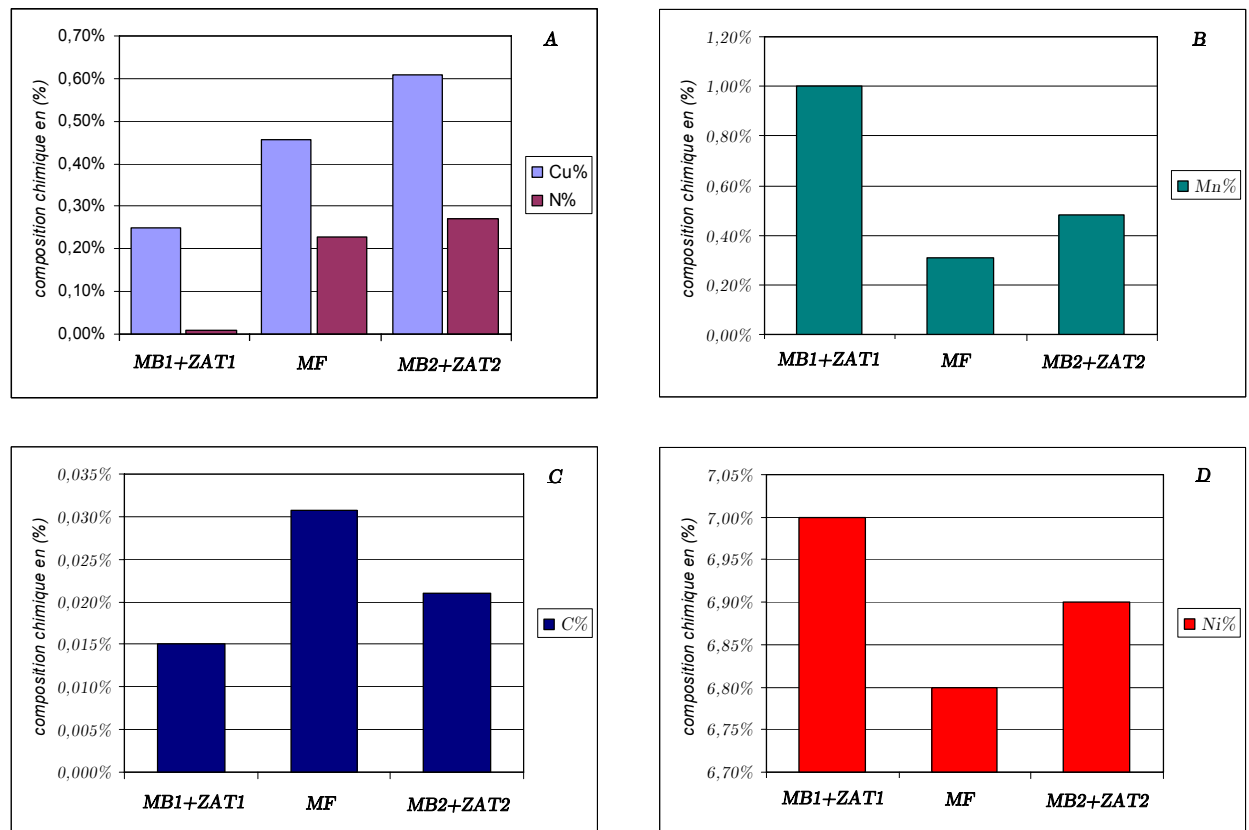


Figure IV-15 : Concentration des différents éléments chimiques gammagènes, dans le joint soudé.

Il est indispensable de connaître l'évolution de la concentration des éléments alphas au long de joint soudé ; cela nous aide à utiliser certains diagrammes destinés à prédire la structure du métal fondu après le refroidissement, comme le cas du diagramme de Schaeffler. On présente alors la concentration des éléments alphas en pourcentage massique par les histogrammes suivants :

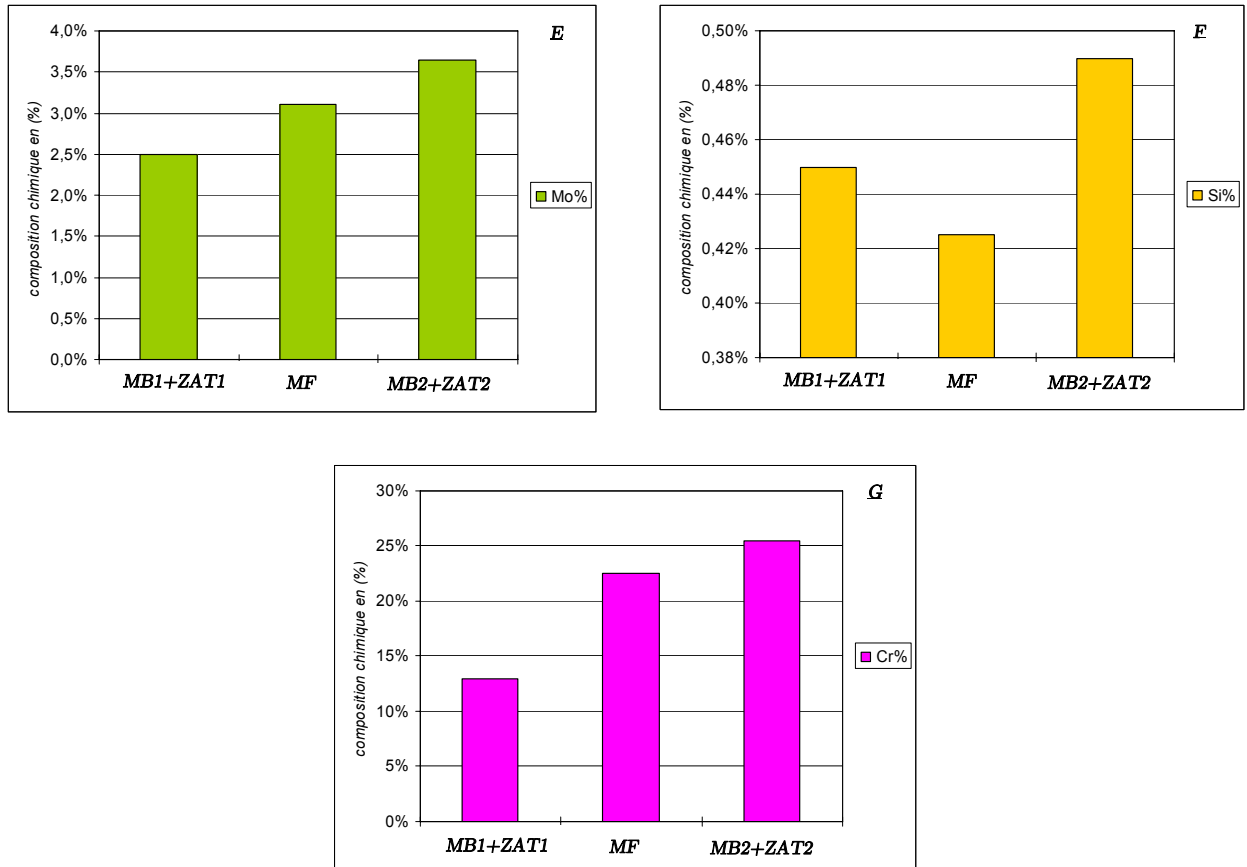


Figure IV-16 : Concentration des différents éléments chimiques alphas, dans le joint soudé.

On remarque que les éléments chimiques gammagènes essentiels pour l'accroissement de l'austénite sont augmentés dans le métal fondu par apport au métal de base martensitique. On trouve aussi que la concentration en carbone est très élevée dans le métal fondu, cependant le taux de manganèse Mn et le nickel ont baissé. Concernant la concentration des éléments alphas, chrome et molybdène, dans le métal fondu elle est similaire à celle du métal de base duplex, mais son taux de silicium est faible par rapport aux autres métaux de base.

Le joint soudé se caractérise par une forte teneur en manganèse et en nickel dans le métal de base martensitique. Pour détecter la structure du métal fondu à partir de ces éléments chimiques, on doit calculer la teneur en éléments alphas (chrome équivalents) et la teneur en éléments gammagènes (nickel équivalent). Ensuite on

utilise un diagramme destiné à prédire la structure du métal en fonction du chrome équivalent $(Cr)_{eq}$ et du nickel équivalent $(Ni)_{eq}$. Il existe plusieurs méthodes graphiques avec leurs techniques de calcul du $(Cr)_{eq}$ et $(Ni)_{eq}$. Dans notre cas, nous utilisons trois types de diagramme :

- diagramme de Schaeffler classique,
- diagramme de Delong,
- diagramme de WRC92.

Calcul du chrome équivalent et du nickel équivalent

On calcule $(Cr)_{eq}$ et $(Ni)_{eq}$ dans la zone fondue du joint soudé, en considérant que la zone affectée thermique a les mêmes éléments chimiques que ceux du métal de base. On résume les résultats trouvés comme suit :

Les éléments	diagramme de Schaeffler classique		diagramme de Delong		diagramme de WRC92	
	$(Cr)_{eq} \%$	$(Ni)_{eq} \%$	$(Cr)_{eq} \%$	$(Ni)_{eq} \%$	$(Cr)_{eq} \%$	$(Ni)_{eq} \%$
MF	26,2855	7,879	26,2855	14,689	25,65	12,53

Tableau IV-11 : Composition chimique du $(Cr)_{eq}$ et du $(Ni)_{eq}$ en pourcentage massique estimé dans le métal fondu .

L'estimation du taux de ferrite et d'austénite dans la zone fondue, en utilisant les trois diagrammes précédents est donnée par l'histogramme suivant :

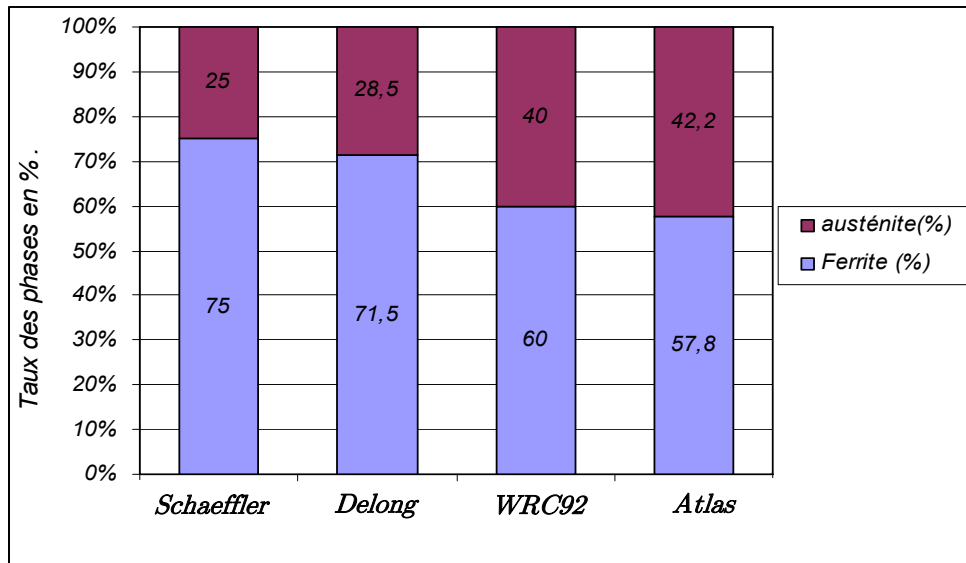


Figure IV-17 : estimation du taux des phases par différents méthodes.

On remarque que la nature de la structure métallurgique du métal fondu est un acier inoxydable de type austéno-ferritique (duplex) ; les trois méthodes donnent la même nature structurale, mais avec différentes valeurs du taux de ferrite.

Cette différence revient au mode de calcul du $(Cr)_{eq}$ et $(Ni)_{eq}$; par exemple le diagramme de Schaeffler classique n'emploie pas tous les éléments chimiques gammagènes ou alphagène qui composent le métal fondu. Cependant le diagramme de Delong prend en considération la présence de l'azote dans le métal fondu, qui est un élément gammagène puissant. Le diagramme WRC92 est le plus riche d'informations et le mieux adapté aux aciers d'aujourd'hui car il englobe presque tous les éléments chimiques gammagènes et alphagène. Il est certain que l'estimation du taux de ferrite est plus réaliste par rapport aux autres diagrammes.

On remarque aussi que l'estimation du taux de ferrite faite par le logiciel ATLAS est proche de celle de la méthode de WRC92, la différence entre les deux méthodes réside dans la nature du calcul. Car le logiciel ATLAS fait des estimations du taux de ferrite à partir des images locales de la structure métallurgique. Cependant le diagramme de WRC92 donne des estimations du taux de ferrite global de la structure à partir d'éléments chimiques qui composent le matériau.

IV.3 L'essai de dureté

La dureté est une l'une des propriétés mécaniques qui caractérisent les matériaux. Elle exprime la résistance d'un matériau soumis à une déformation plastique localisée [1]. Le test n'est pas destructif comme les autres essais mécaniques, car l'éprouvette à examiner ne se déforme pas trop ; on trouve seulement des petites indentations au niveau de la surface. Le principe de ce test est de faire entrer par une charge connue un petit pénétrateur sur la surface d'un matériau.

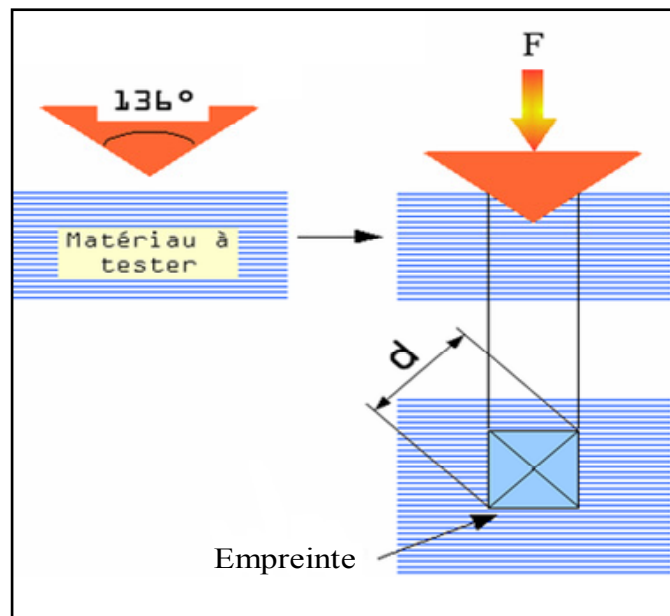


Figure IV-18 : l'essai de Vickers.

On estime ensuite les dimensions de l'empreinte laissée sur la surface et la profondeur du vide, dans le but de trouver un nombre qui caractérise la dureté du matériau. Les données de dureté nous aide aussi à estimer les autres propriétés mécaniques, en particulier la résistance en traction.

Il existe plusieurs types de test de dureté. Les plus utilisés sont :

- l'essai de dureté Rockwell.
- l'essai de dureté Brinell.
- l'essai de Vickers.
- l'essai de microdureté Vickers.

Nous utilisons ici l'essai de Vickers et l'essai de microdureté, pour localiser les zones fragiles et prévoir la résistance dans chaque zone.

IV.3.1.1 L'essai de Vickers

Les empreintes dans cet essai sont réalisées par une pyramide droite à base carrée à l'aide d'une charge F . Le choix de F dépend de la dimension du pénétrateur utilisé et de l'épaisseur de l'éprouvette. La dureté de Vickers « Hv » est définie par :

$$Hv = \frac{2F \cdot \sin \alpha}{d^2} \text{ en } kg/mm^2 \quad (IV.8)$$

F : la charge appliqué

S : la diagonal de l'empreinte

Comme $\alpha = 136^\circ$ est fixe on peut écrire

$$Hv = 1,8544 \frac{F}{d^2} \quad (IV.9)$$

Avant d'effectuer l'essai, on prépare la surface de l'éprouvette « polissage », puis on prend 3 mesures dans chaque zone du joint soudé. Chaque pénétration reste 10 à 20s dans le métal avec l'application d'une charge $F=10$ Kgf. Ce test a été fait au « CSC ». Ses résultats sont résumés dans le tableau 20.

	Côté duplex		ZF	Côté martensitique	
	MB	ZAT		ZAT	MB
La mesure 1	263	288	325	301.5	277
La mesure 2	250	288	300	290.5	261
La mesure 3	248	289	303	280	262
La moyenne	253.37	288.33	309.33	290.665	266.6

Tableau IV-12 : présentation des valeurs de la dureté moyenne dans différentes zones du joint soudé.

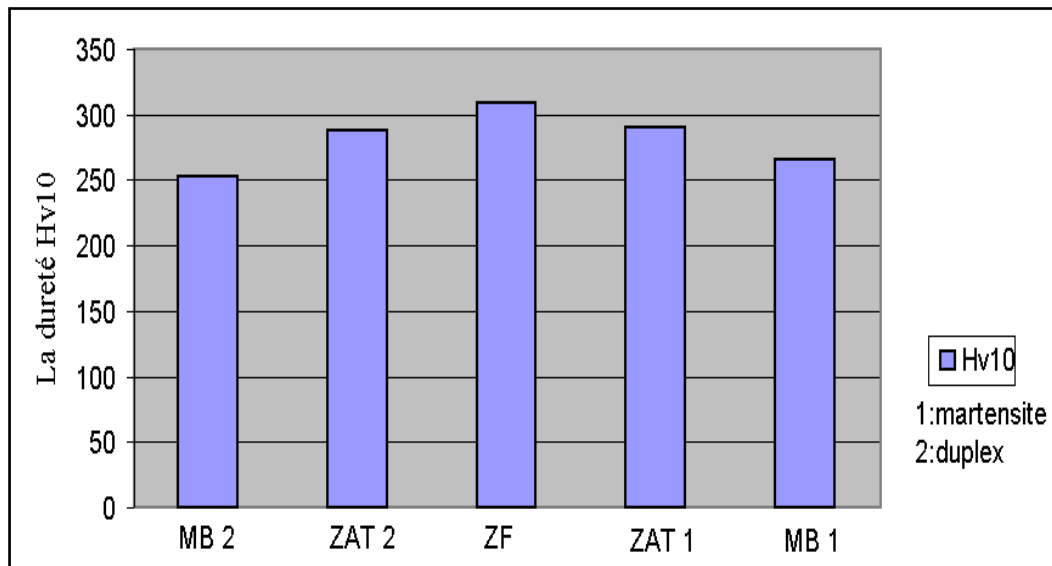


Figure IV-19 : illustration par un histogramme de la valeur de dureté dans chaque zone du joint soudé.

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 ainsi qu'à leur proportion élevée en ferrite « 57.8% ». 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, elle est due à la diffusion des éléments d'addition entre cette zone et le métal fondu.

IV.3.1.1 L'essai de microdureté

L'essai de la microdureté permet de suivre avec précision l'évolution de la dureté en fonction de la distance dans le joint soudé. Les empreintes laissées par le pénétrateur sont très petites, c'est pourquoi on utilise le microscope pour mesurer leurs dimensions. Nous réalisons un profil de dureté au niveau de la surface du joint soudure. La distance respectée entre deux empreintes est de 0.35mm avec une charge égale à 1Kgf. Les résultats expérimentaux sont donnés par le tableau suivant.

Les zone localisées	MB1					ZAT1					ZF			
Mesure P1	261	260.6	267.5	279.1	269.5	280.9	294.5	294.8	297.5	282.9	292.3			
	ZF										ZAT1			
	293.2	311.1	304.4	301.3	309.1	295.2	289.3	294.5	272.7	288.3	281.2	293.4	292.6	287.9
ZAT2	MB2													
	286.1	270.8	265	260	252.4	249.5	253.6	254.5	255.7	256.3				

Tableau IV-13 : présentation des valeurs de dureté pour le premier profil.

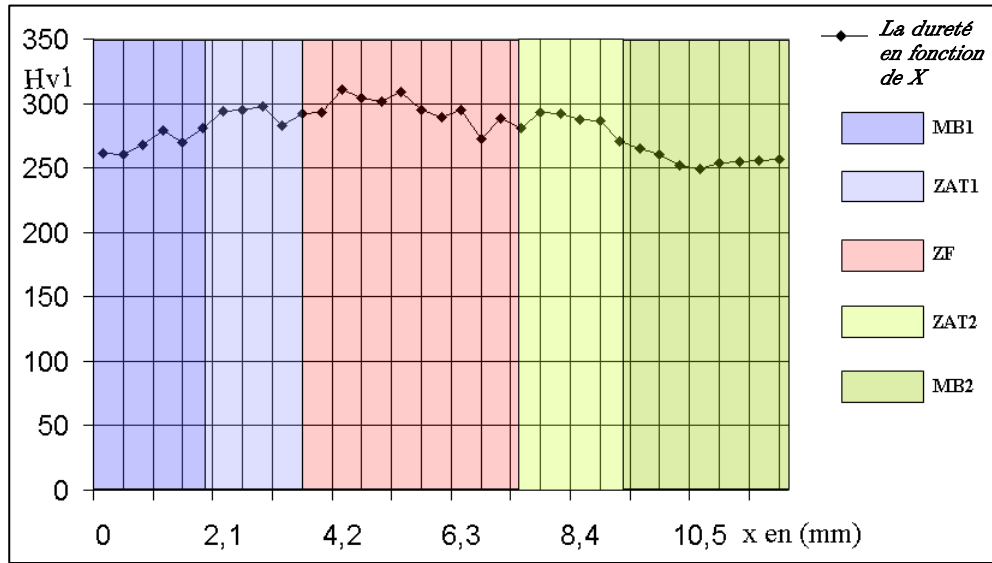


Figure IV-20: l'évolution de la dureté à travers le joint soudé dans le premier profil.

On remarque que la dureté reste presque constante dans le métal de base duplex, elle est entre 250HV_1 et 255HV_1 . La dureté de la ZAT 1 et de la ZAT 2 est irrégulière, sa valeur augmente lorsqu'on s'approche du métal fondu. Dans les deux zones affectées thermiquement nous remarquons une légère diminution de la dureté au voisinage des zones de liaison. Cette diminution est due au grossissement des grains.

Le métal fondu à une dureté très élevée par rapport aux autres régions du joint soudé, elle est approximativement entre 300HV_1 et 310HV_1 .

Cette microdureté nous aide aussi à estimer la distance de la zone affectée thermiquement par la chaleur du joint soudé.

V.4 Conclusion

Dans ce chapitre, le joint soudé a été caractérisé microscopiquement et macroscopiquement. L'attaque électrolytique a permis de mettre en évidence la structure du cordon. Nous avons constaté que le joint soudé est constitué de cinq zones principales (MB1, MB2, ZAT1, ZAT2, MF). La structure de zone affectée thermiquement du côté duplex se caractérise par un grossissement des grains, cependant la structure de la zone affectée thermiquement du côté martensitique se caractérise par une réduction de la taille des grains. Nous avons remarqué aussi que le métal fondu à une structure dendritique.

Le calcul du taux de délutations a permis de déterminer la nature du métal fondu, qui est un acier inoxydable austéno-ferritique.

La composition chimique et l'étude structurale montre que le métal d'apport qui est un duplex, a influencé sur la structure de la ZAT2 en augmentant de 0,8% le taux de la ferrite par diffusion des éléments alpha-gène et a contribué à l'obtention d'un taux très élevé de cette phase dans le métal fondu.

Ces résultats micrographiques sont vérifiés par ceux de la dureté qui montrent un faible accroissement de sa valeur quand on se rapproche de la ZAT et important dans celle-ci pour atteindre des valeurs de 4,25% plus élevées dans la zone fondue.

Finalement on a constaté que la largeur de la ZAT pour des deux côtés ne dépasse pas 2,5 mm.

Chapitre V

Caractérisation mécanique du joint soudé

Dans ce chapitre, nous présentons les essais de traction monotone sur le joint soudé, ainsi que leurs résultats expérimentaux. Ces essais nous permettent de caractériser le comportement global du joint soudé sous sollicitation uniaxiale de chargement.

Ensuite nous identifions les coefficients de la loi de Swift pour décrire le comportement élastoplastique global du joint soudé. Cette identification nous permet de faire la modélisation et la simulation numérique de l'essai de traction effectué sur l'éprouvette (le joint soudé).

V.1 L'essai de traction

L'essai de traction est l'un des essais mécanique les plus fréquents. Il sert à déterminer avec précision plusieurs propriétés mécaniques des matériaux importantes en conception.

L'objectif dans cette partie est d'effectuer des essais de traction monotone pour trouver la courbe de contrainte-déformation conventionnelle. A partir de cette courbe, on détecte le type de comportement mécanique et on identifie les paramètres qui caractérisent ce comportement.

V.1.1 Préparation des éprouvettes

Les éprouvettes utilisées sont dimensionnées selon le code ASME. Ces dimensions sont illustrées dans la figure (V-1). Les opérations suivies pour obtenir ces éprouvettes sont

1. le découpage du tube en 6 morceaux à froid par la scie mécanique. (le sens de découpage est parallèle à l'axe du tube).
2. le fraisage à froid des morceaux arrachés précédemment. (l'opération a été réalisée par la société GTP).

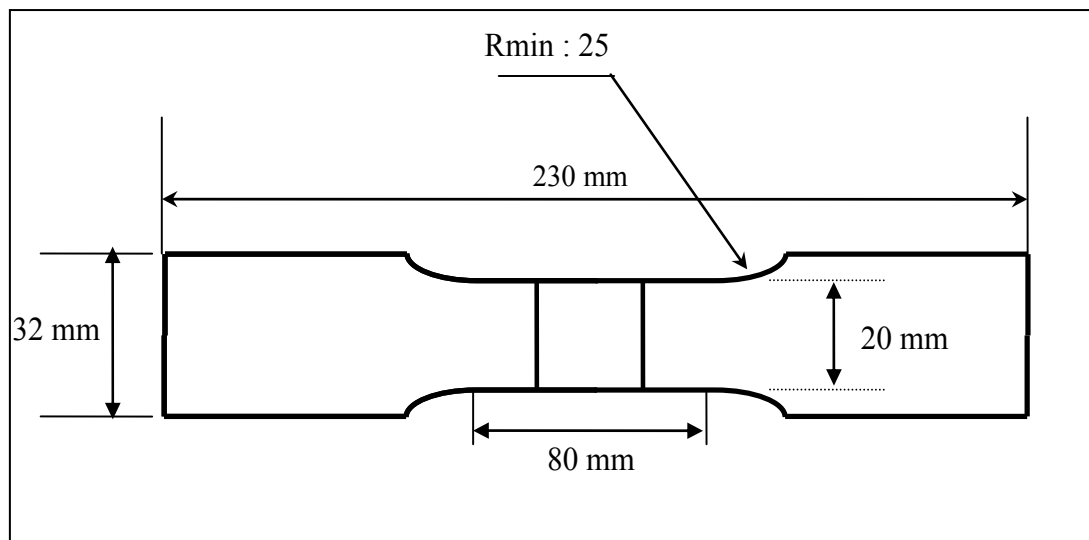


Figure V-1 : Les dimensions de l'éprouvette selon le code ASME.

V.1.2 La machine d'essais

Pour réaliser ces essais de traction, nous avons utilisé une machine hydraulique (INSTRON) à commande électrique. Le pilotage et l'acquisition des données sont effectués à l'aide de la console de la machine, l'ensemble étant piloté par le logiciel MERLIN. La cellule d'effort a une capacité de $\pm 500KN$. Les parties essentielles de la machine sont :

- le système d'amarrage des têtes d'éprouvette,
- le capteur de mesure de l'allongement de l'éprouvette,
- le bâti de la machine, dont la rigidité doit être aussi importante que possible,
- le système d'application des efforts,
- le dynamomètre mesurant l'effort appliqué à l'éprouvette.

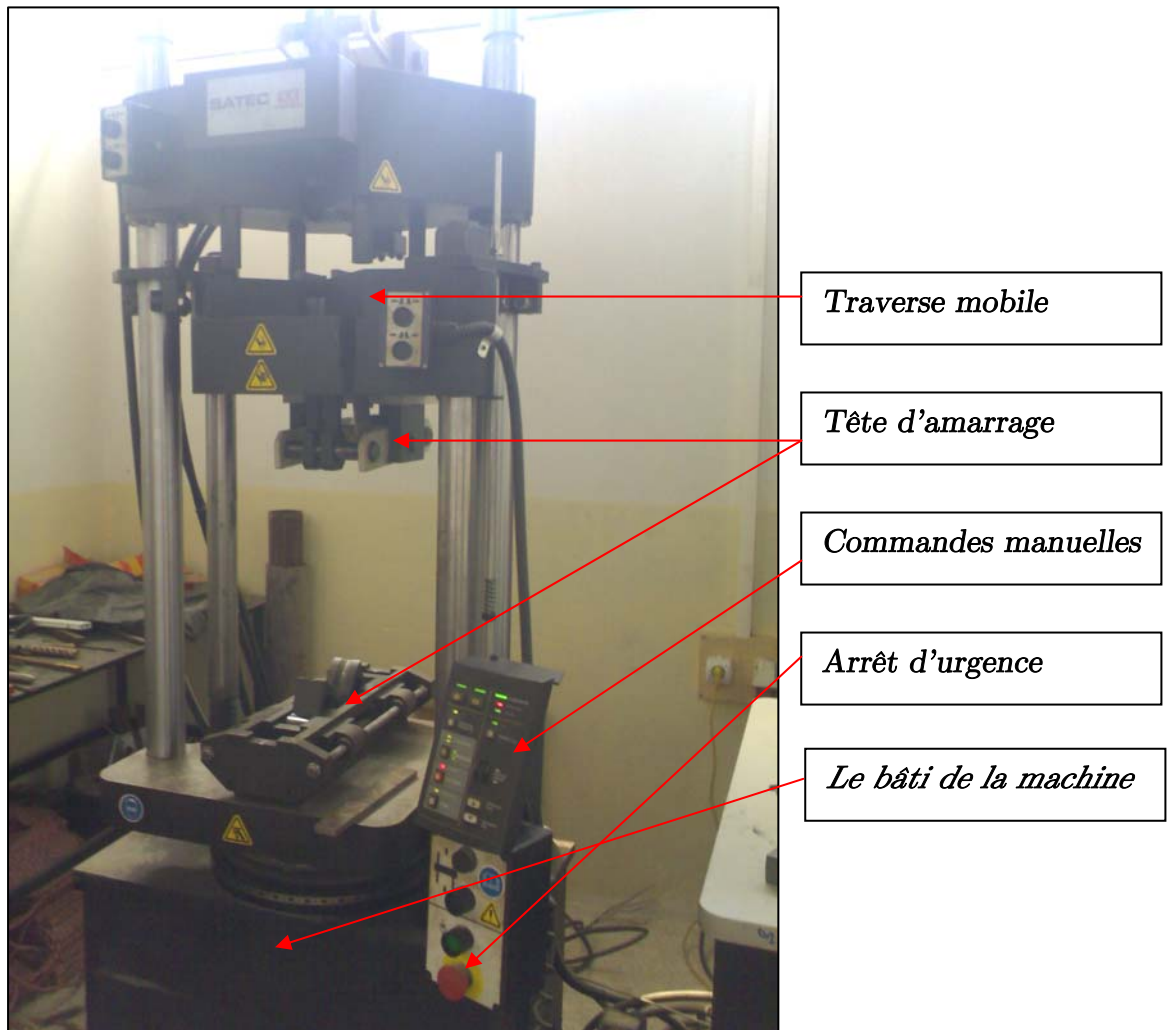


Figure V-2 : Machine de traction uniaxiale classique.

Les conditions de test

Le test ne prend pas en considération l'influence de l'effet de viscosité à la température ambiante sur le comportement, on néglige tous les paramètres environnementaux comme la température, la pression de l'air, les vibrations ...etc. On prend en considération seulement le champ de contrainte appliqué sur la section utile de l'éprouvette par la machine.

La méthodologie expérimentale du pilotage utilisé

L'ensemble des modules nécessaire au dialogue avec la machine a été développé à l'aide du logiciel MERLIN. Dans notre expérience de pilotage de l'essai nous avons respecté la forme du trajet de chargement appliqué sur l'éprouvette et la condition de la vitesse constante ainsi que l'acquisition des données.

L'évolution des contraintes et des déformations est affichée sur le moniteur au cours de l'essai, et l'ensemble des points mesurés par la console de la machine à l'aide d'un capture sont enregistrés dans un fichier pendant l'essai.

La détermination du module d'élasticité de l'ensemble dans la phase élastique a été calculée automatiquement par le logiciel MERLIN de la machine. Dans ce test on ignore la quantification des incertitudes expérimentales dues à toute la chaîne d'acquisition, car la détermination du comportement de l'assemblage dépend du temps d'identification et du côté des essais. Cependant il est possible de trouver le comportement de l'ensemble qui s'approche de la réalité.

V.1.3 Présentation les résultats des essais réalisés

Les essais ont été réalisés en déformation totale et à une vitesse de déformation totale constante contrôlée par la machine, égale à 10 mm/min jusqu' à la rupture de l'éprouvette. La température de test était de 20 ° C.

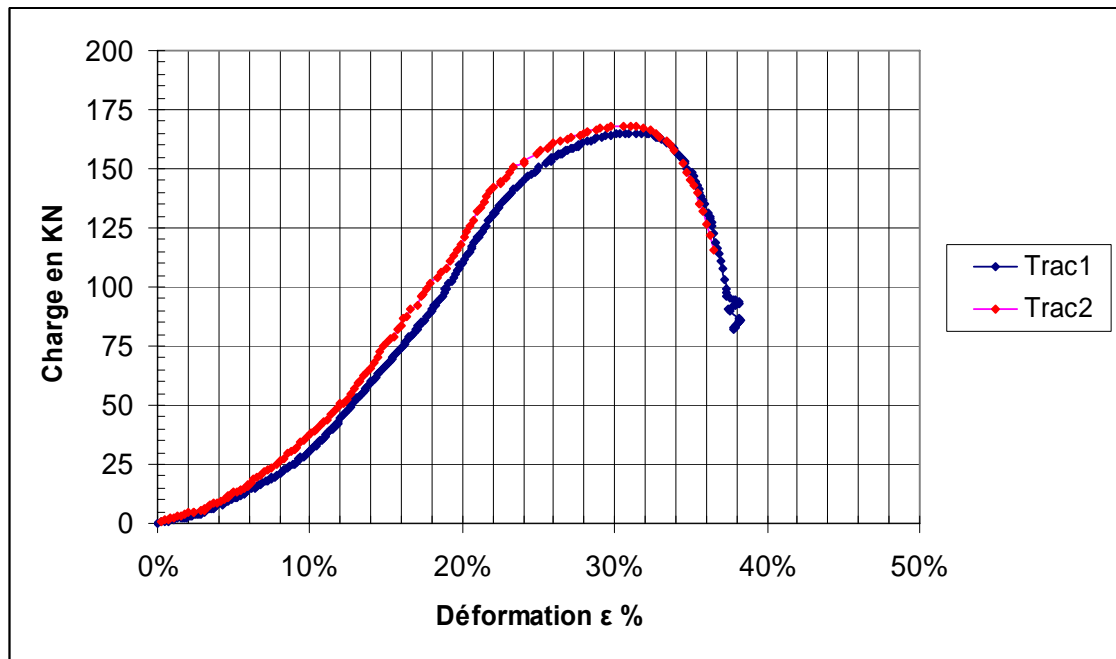


Figure V-3 : Courbes de traction (déformation en fonction de la charge).

	La charge maximale en KN	Contrainte maximale σ en MPa	module de Young en GPa	Déformation à la rupture ϵ %
Essai de traction 1	165.23	790.589	5,13	37.3
Essai de traction 2	168	803 .49	5,83	36.56

Tableau V-1 : Propriété mécanique du joint soudé. Les valeurs obtenues par la machine sont incorrectes.

La courbe obtenue est constituée de quatre parties différentes

1. Le début de l'essai : dans cette partie les déformations ne varient pas linéairement avec la charge. C'est une phase d'homogénéisation de la répartition de contrainte dans la zone utile.
2. La partie linéaire : c'est le domaine élastique. Ici la déformation varie linéairement avec la charge.
3. La partie A : c'est le domaine plastique, ici, la charge n'est plus proportionnelle à la déformation. La localisation du début de ce domaine est difficile.
4. La partie B : ce domaine se caractérise par l'apparition de la striction dans le métal de base duplex, et la charge commence à chuter en fonction de la déformation globale jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

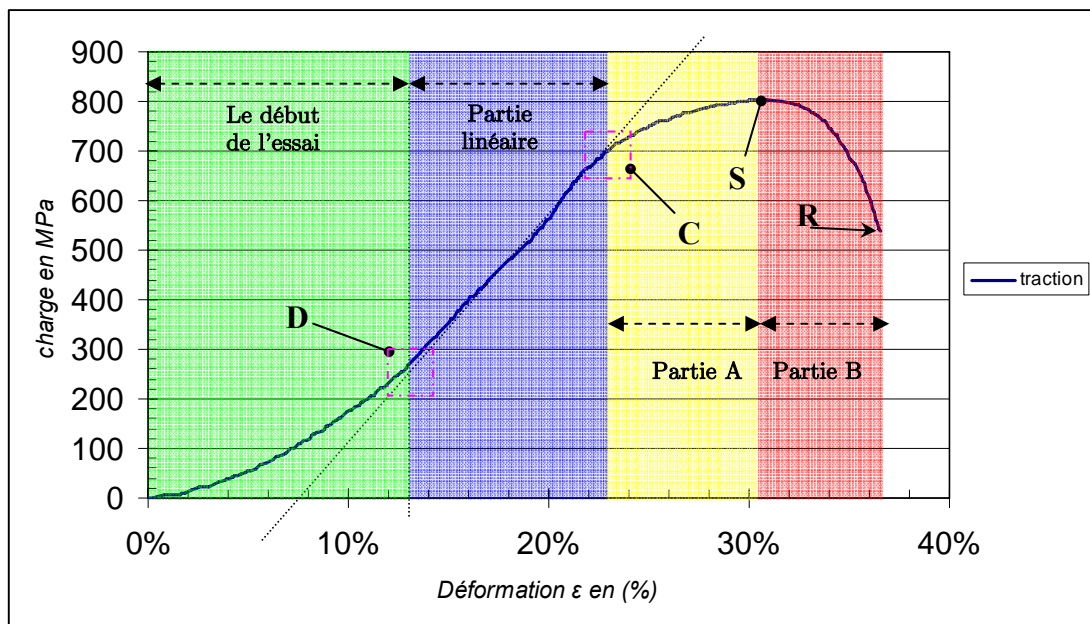


Figure V-4 : Séparation des différentes parties de la courbe de traction.

On peut supposer que le point de commencement du domaine élastique se trouve dans le rectangle **D**, et le début du domaine plastique se localise par le rectangle **C**. La fin du domaine plastique et l'apparition de la striction sont illustrées par le point **S** (30,5% ; 803 MPa). Finalement la rupture de l'éprouvette se produit en **R** (36,6 % ; 539MPa).



Figure V-5 : Eprouvette après rupture.

V.2 Tentative d'identification de la loi d'écroutissage

Il est important de connaître le comportement du matériau du joint soudé étudié dans le domaine plastique. En revanche on trouve que son comportement dans le domaine élastique est linéaire. Nous allons tenter de faire une identification de loi de comportement élastoplastique de l'ensemble de ses composants. On utilisera la technique classique comme méthode d'identification, plus précisément la méthode inverse. Les paramètres de la loi d'écroutissage seront identifiés par un essai de traction simple.

V.2.1 La stratégie d'identification

V.2.1.1 Identification des paramètres de la loi d'écroutissage (la fonction objectif)

On utilisera la loi de Swift comme loi d'écroutissage. Ses paramètres sont identifiés par la courbe de contrainte-déformation d'un essai de traction simple. Le principe d'identification consiste à minimiser par itération l'écart quadratique entre les valeurs mesurées expérimentalement et les réponses du modèle de Swift. L'expression de minimisation est la suivante [19,20]:

$$\Phi_s(\mathbf{P}_s) = \frac{1}{n_{\text{exp}}} \sum_{i=1}^{n_{\text{exp}}} \left(\frac{\sigma^{\text{swift}}(\mathbf{P}_s, \varepsilon_i) - \sigma^{\text{exp}}(\varepsilon_i)}{\sigma^{\text{exp}}(\varepsilon_i)} \right)^2 \quad (\text{V.1})$$

tel que

$\sigma^{\text{exp}}(\varepsilon_i)$: les valeurs expérimentales,

$\sigma^{\text{swift}}(\mathbf{P}_s, \varepsilon_i)$: les valeurs données par le modèle de Swift de la contrainte en fonction de la déformation ε_i ,

n_{exp} : le nombre de points de mesure,

$\mathbf{P}_s = \{y_0, \varepsilon_0, n\}$: le jeu de paramètres de la loi de Swift,

$\Phi_s(\mathbf{P}_s)$: la fonction objectif ou le critère d'optimisation.

V.2.1.2 La minimisation de la fonction objectif

Le minimum de la fonction de coût global ou de la fonction objectif est obtenu par le jeu de paramètres optimal $\mathbf{P}_{\text{optimal}}$ qui est la solution de l'équation suivante:

$$\Phi_{\text{min}} = \Phi(\mathbf{P}_{\text{optimal}}) \quad (\text{V.2})$$

La bonne minimisation de la fonction de coût Φ_s dépend du choix des méthodes d'optimisation. Pour ce problème, on utilisera la méthode de simplex dont la description mathématique est donnée dans l'annexe III.

La détection des paramètres de la loi de Swift a été effectuée par un programme d'identification sous MATLAB ; la stratégie de fonctionnement adoptée par ce programme est présentée par la figure (V-6).

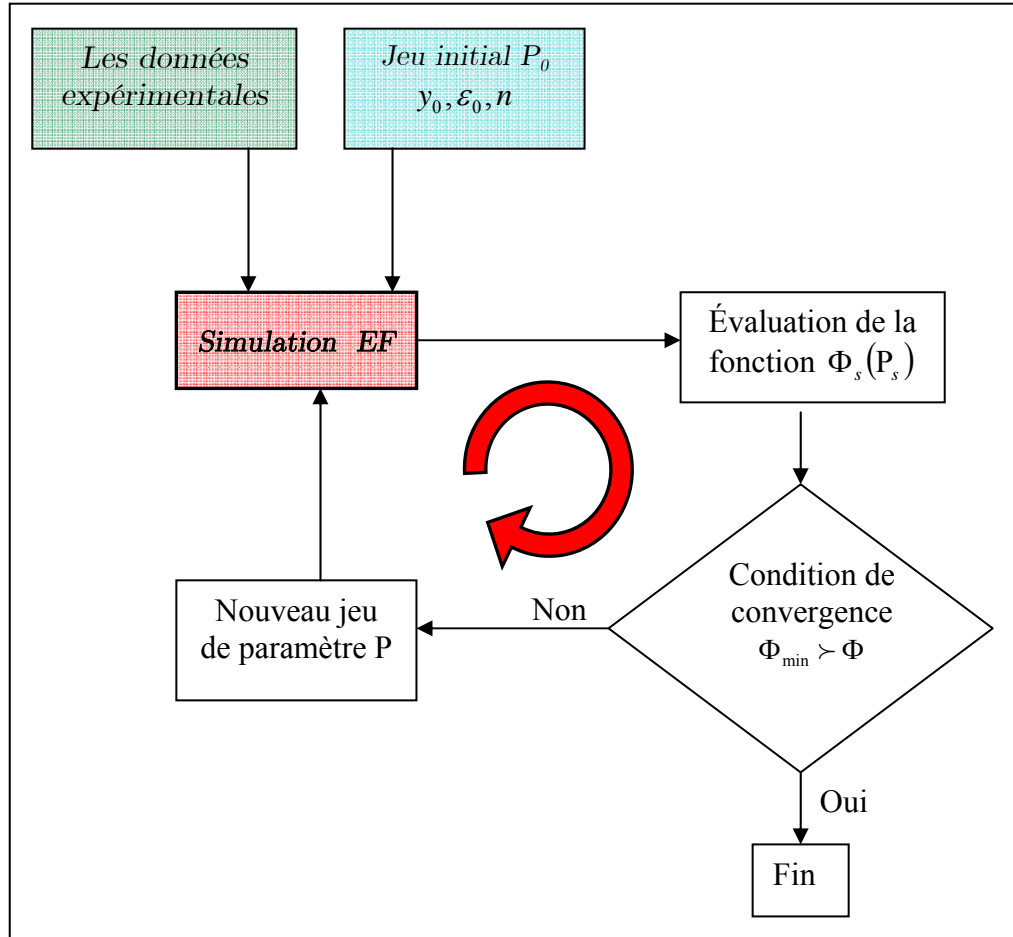


Figure V-6 : l'organigramme de programme d'identification [20].

V.2.1.3 La méthodologie d'identification numérique

Avant le déroulement du programme d'identification, il est nécessaire de prendre en considération les critères suivants.

Choix de l'intervalle de déformation plastique

Cette partie consiste à injecter des données sous forme numérique de la courbe de traction expérimentale dans le programme. Ces données numériques sont prises seulement dans la partie plastique de la courbe. La localisation exacte au début du domaine plastique est impossible ; donc nous sommes obligés de choisir un intervalle convenable de déformation dans la partie plastique. On prend en général le début du domaine plastique à 0.2% de déformation.

Choix du jeu de paramètres initial

Le temps d'identification les coefficients de la loi de Swift dépend de la puissance du poste traitement et des paramètres initiaux du modèle. Donc il est préférable de les prendre proches de celui des aciers dans le cas général. Pour notre cas, nous prendrons comme jeu initial $P_0(\epsilon_0 = 10^{-3}; Y_0 = 100; n = 0.1)$.

Le déroulement du programme

Le programme commence par le chargement des données numériques de la courbe expérimentale de l'essai de traction après le choix de l'intervalle de plasticité. On introduit un jeu initial P_0 pour démarrer les calculs. Dans la deuxième étape du programme, on calcule la fonction objectif en prenant les paramètres P_0 , puis dans la troisième étape on vérifie la condition de convergence. Sinon, on prend de nouveaux paramètres P et on refait les calculs jusqu'à ce qu'on trouve une solution optimale qui satisfait la condition de convergence ; on utilise l'algorithme de simplex dans le programme comme méthode d'optimisation voir l'annexe III.

V.2.2 Procédures expérimentales et résultats

V.2.2.1 Choix de l'intervalle de plasticité

On prend quatre intervalles de plasticité pour chaque essai, les intervalles se différencient par leurs débuts.

		Essais N ° 1
1	Intervalle	Contrainte σ [541MPa;802,6MPa]
		Déformation ϵ [0.1962 ;0.3038]
2	Intervalle	Contrainte σ [565,3MPa;802,6 MPa]
		Déformation ϵ [0,2005;0,3038]
3	Intervalle	Contrainte σ [581,33MPa;802,6 MPa]
		Déformation ϵ [0.203,0.3038]
4	Intervalle	Contrainte σ [672.54MPa ; 802.6MPa]
		Déformation ϵ [0.2212 ; 0.3038]

Tableau V-2 : les intervalles de plasticité.

V.2.2.1 identification des paramètres de la loi d'érouissage (loi de Swift)

On utilise les paramètres initiaux indiqués précédemment pour chaque intervalle de plasticité, on varie y_0, ϵ_0, n pour observer l'influence de certains paramètres initiaux sur le résultat obtenu.

Les tests	P_0 initial			P identifié			Itération	Ecart
	Y_0	ϵ	n	Y_0	ϵ	n		
<i>Intervalle 1</i>								
Test 1	1000	0.01	0.1	524.7546	0.0033	0.1598	170	0.9571
Test 2	400	0.002	0.2	524.7546	0.0033	0.1598	121	0.9571
Test 3	500	0.003	0.15	524.7546	0.0033	0.1598	91	0.9571
Test 4	500	0.003	0.01	645.6558	-0.0008	0.0273	77	9.8668
Test 5	500	0.003	100	524.7546	0.0033	0.1598	276	0.9571
Test 6	500	0.003	128.5	500	0.003	128.5	121	14.2658
Test 7	1000	100	100	542.2502	0.0065	0.1984	341	1.3427
<i>Intervalle 2</i>								
Test 8	1000	0.01	0.1	594.8346	0.0031	0.1218	159	0.5168
Test 9	500	0.003	0.5	594.8345	0.0031	0.1218	118	0.5168
Test 10	300	0.02	0.15	594.8345	0.0031	0.1218	174	0.5168
<i>Intervalle 3</i>								
Test 11	1000	0.01	0.1	619.3233	0.0035	0.1111	139	0.4098
Test 12	600	0.004	0.01	619.3233	0.0035	0.1111	121	0.4098
<i>Intervalle 4</i>								
Test 13	1000	0.01	0.1	649.0621	0.0041	0.0934	128	0.2828
Test 14	600	0.005	0.15	649.0621	0.0041	0.0934	169	0.2828

Tableau V-3 : Identification des paramètres de Swift.

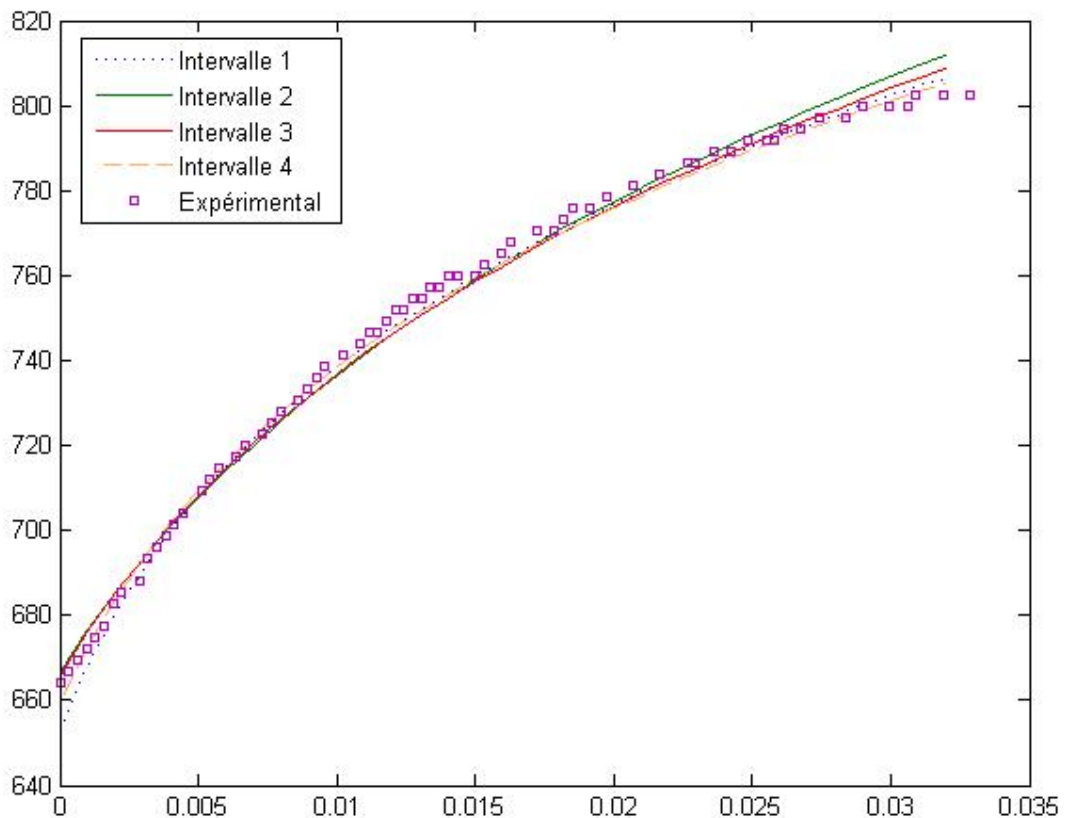


Figure V-7 : présentation des différentes courbes dans l'intervalle 4.

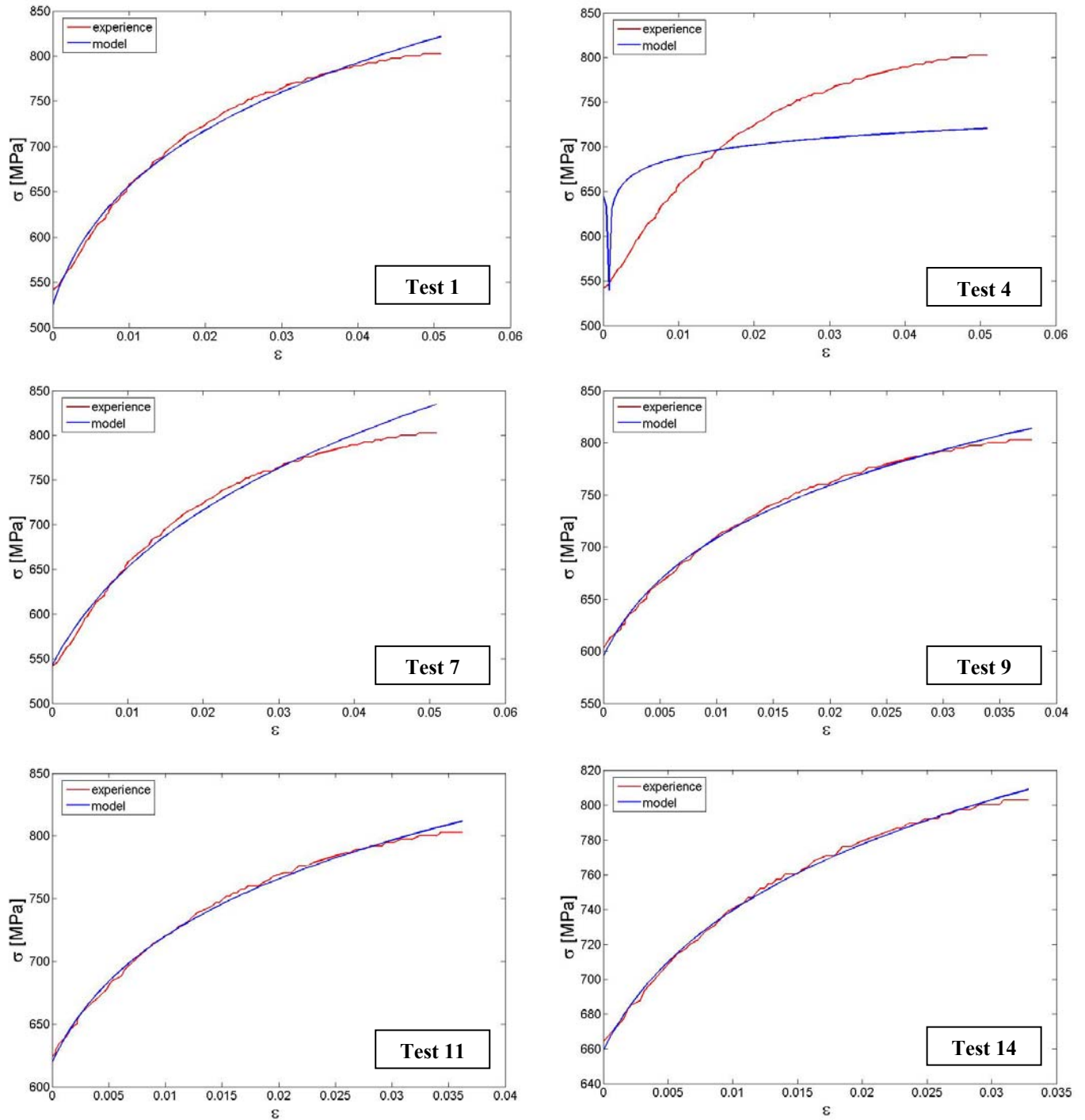


Figure V-8 : comparaisons entre le modèle identifié et les résultats expérimental pour chaque test.

On remarque que les courbes de modèle identifié sont proches de la courbe expérimentale. Par contre, les coefficients du modèle identifiés du test 4 sont loin de la courbe expérimentale, cela revient au choix des paramètres initiaux en précisant l'exposant n , parce que si ce paramètre diverge le programme d'identification diverge avec lui rapidement, mais les autres coefficients comme ϵ , Y_0 n'influencent pas vraiment sur le programme d'identification.

On constate aussi que le temps d'identification dépend du nombre d'itérations réalisées par le programme, et le nombre d'itérations dépend du choix des paramètres initiaux. Le choix des coefficients que nous utiliserons par la suite dépend de l'écart estimé ; chaque fois que cette valeur est petite, la courbe de traction trouvée est proche de l'expérimentale. Pour notre cas les coefficients qui donnent l'écart le plus petit dans le tableau V-3 résumant quelques tests sont : $\mathbf{Y}_0 = 649.0621$; $\boldsymbol{\varepsilon} = 0.0041$; $\mathbf{n} = 0.0934$ avec un écart ECR = 0.2828.

V.2 Conclusion

Nous avons vu que la rupture de l'éprouvette a été localisée au niveau du métal de base duplex, en dehors du cordon de soudure. Cela revient à la nature structurale de ce métal, ce qui signifie que la résistance à la rupture du métal de base duplex est inférieure, à celle du martensitique, de la ZAT pour les deux côtés, et du métal fondu. Et d'autre part le taux de ferrite de la ZAT2 et de la zone fondue est supérieur à celui du duplex. Cette augmentation de ferrite entraîne une augmentation de la résistance à la rupture et de la dureté dans la ZAT2 et dans MF, ce qui signifie que les deux structures sont résistantes que le duplex. Nous avons constaté que la valeur du module de Young globale de joint soudé est très inférieure à celle des aciers inoxydables dans le cas générale.

Finalement nous avons identifié les coefficients de la loi de Swift. Nous avons vu aussi l'importance du choix des paramètres initiaux pour aboutir à la solution, et le facteur essentiel qui intervient sur la divergence de la solution est l'exposant n.

Chapitre VI

Simulation numérique de l'essai de traction

Dans ce chapitre on s'intéresse à la simulation numérique de l'essai de traction à l'aide du logiciel ABAQUS, pour visualiser les champs de contrainte et leur répartition dans le joint de soudure. On utilise d'autres modèles existants dans la bibliothèque du logiciel pour modéliser l'essai, puis on compare ces résultats avec le modèle identifié précédemment.

VI.1 Présentation du logiciel ABAQUS

ABAQUS est un logiciel de simulation numérique basé sur la méthode des éléments finis. Il est utilisé pour les problèmes :

- de structure : calcul du champ de déformation et de contrainte,
- de transfert thermique,
- de diffusion de masse,
- de mécanique des sols,
- d'acoustique,
- de piézoélectricité.

Ce logiciel permet de coupler plusieurs modèles de comportements mécaniques pour donner un comportement proche de la réalité. Il est capable de simuler le comportement de la plupart des matériaux comme les métaux, le béton, les composites, les polymères,...etc.

Dans notre problème nous prenons un modèle élastoplastique comme comportement mécanique. On considère que les matériaux utilisés sont isotropes, et on néglige le côté thermique et la viscosité des matériaux.

Le fonctionnement de ce logiciel est basé sur trois étapes principales [26]:

- prétraitement,
- simulation,
- post traitement.

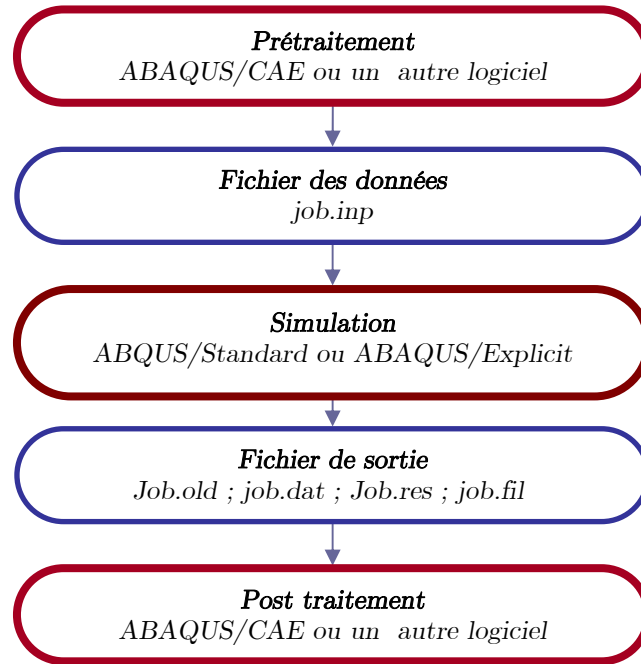


Figure VI-1 : Les étapes essentielles de fonctionnement d'ABAQUS.

Le prétraitement

Dans cette étape on définit le modèle du problème physique de la pièce ou de la structure à étudier ; le modèle est créé graphiquement en utilisant ABAQUS/CAE [26].

La simulation

Cette étape consiste à résoudre les équations du modèle en utilisant soit la méthode standard soit la méthode explicite. C'est l'étape la plus longue car le temps de résolution dépend du degré de complexité du problème, de la puissance de l'ordinateur et de la précision exigée. Les résultats de la résolution sont stockés dans un fichier *job.old* pour être prêts à l'étape suivante [26].

Post traitement

C'est la phase de calcul des efforts, des déformations, et des contraintes dans les éléments. Elle contient également toute la partie de post traitement graphique (illustration, analyse, coupes, visualisation des champs de déformation et répartition du champ de contrainte dans la structure étudiée, ...etc.).

VI.1.1 Préparation d'un modèle physique par ABAQUS

Pour qu'on décrive un modèle physique par ABAQUS, on doit définir les informations suivantes : la discrétisation de la géométrie, les propriétés physiques du matériau, les conditions limites, le type de résolution ou d'analyse, la sortie des inconnus souhaitée [26].

VI.1.1.1 Création géométrique

Avant le maillage il nécessaire de réaliser un modèle géométrique par un logiciel de CAO pour définir les dimensions de la pièce, et ses différentes zones structurales. Cette première étape de préparation du modèle est inclus dans ABAQUS/CAE. Elle est nommée « parte ».

VI.1.1.2 Propriétés physiques du matériau

Quand le modèle géométrique de la pièce est créé on lui donne un modèle mathématique qui décrit le comportement mécanique ou thermique des matériaux utilisés. ABAQUS/CAE dispose de plusieurs modèles mathématiques dans sa bibliothèque. Ce logiciel donne la possibilité d'insérer d'autres modèles. Pour chaque modèle pris dans cette étape on doit définir ses coefficients qui varient selon le matériau utilisé. Cette étape est appelée « property ».

VI.1.1.4 Maillage du modèle

La phase la plus délicate d'un processus de calcul par élément finis est le maillage de la pièce. Un bon maillage est nécessaire pour faire un bon calcul. Cela consiste en le choix des éléments de discrétisation et leur dimension. On distingue trois familles d'éléments :

- les éléments unidimensionnels,
- les éléments bidimensionnels,
- les éléments tridimensionnels.

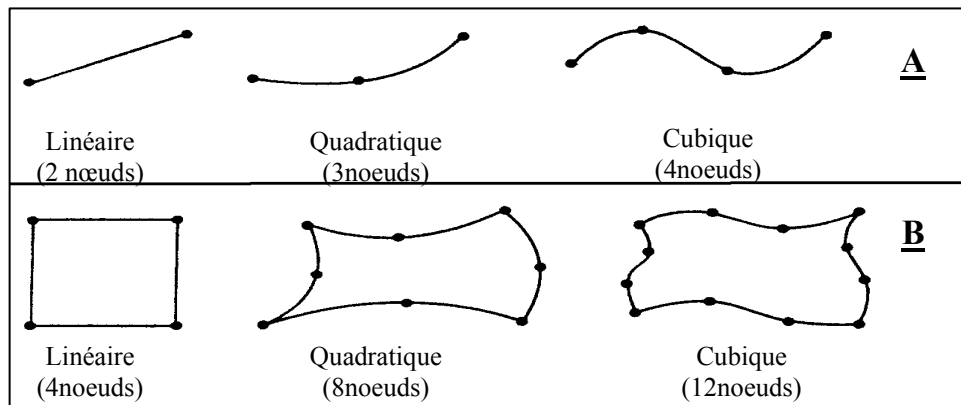


Figure VI-2 : Les types d'éléments unidimensionnels et bidimensionnels. A : Elément à une dimension. B : Eléments quadrangulaires (type bidimensionnels).

Chaque élément se caractérise par le nombre des nœuds et leur degré de liberté.

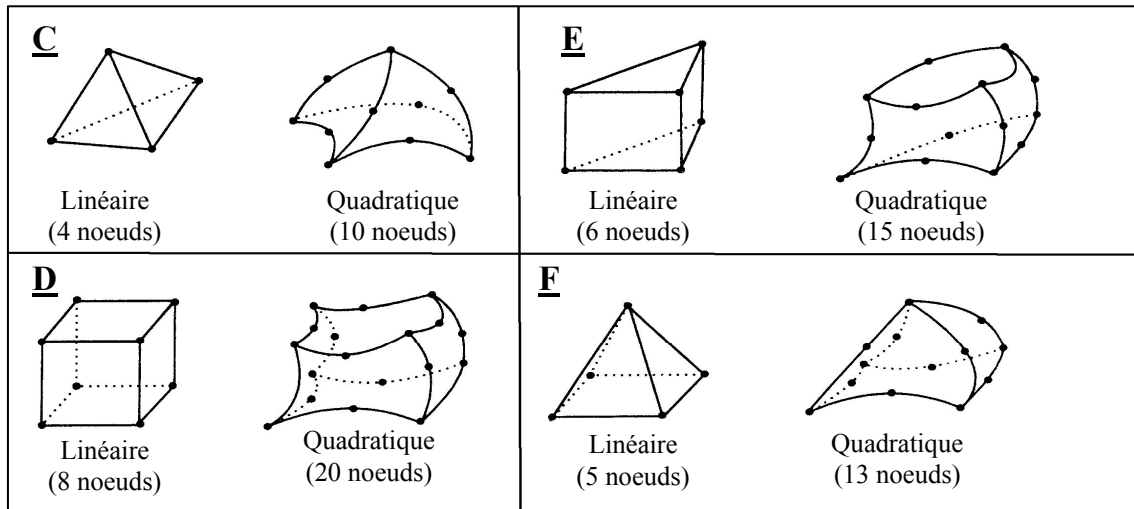


Figure VI-3 : Les types d'éléments tridimensionnels. C : Eléments tétraédriques. D : Eléments hexaédriques. E : Eléments prismatique. F : Eléments pyramidaux.

VI.1.1.5 Les conditions aux limites

On résoudre les équations élémentaires de la structure pour trouver les déformations ou les déplacements par l'utilisation des conditions aux limites et les chargements appliqués sur la pièce. Ces chargements peuvent être la pression, les moments, les forces ponctuelles...etc.

VI.2 Application et résultats

VI.2.1 Approche globale

Dans cette approche nous considérons que le joint soudé est homogène. Les lois de comportement mécanique du joint soudé donnent des valeurs globales soit pour la déformation totale de la structure (métaux de base plus le métal fondu et la zones affectées thermiquement), soit pour la résistance à la traction R_m de la structure.

Les dimensions du modèle géométrique

Les dimensions du modèle géométrique de l'éprouvette créée par ce logiciel sont proches des dimensions réelles. Pour les dimensions de la zone affectée thermiquement, les deux côtés sont identifiés par l'essai de la microdureté.

Le modèle utilisé

Dans cette partie on divise le comportement mécanique du joint soudé en deux phases. La première phase consiste à utiliser la loi de Hooke dans le domaine élastique. Par contre dans la deuxième phase où les déformations irréversibles commencent à

apparaître, on utilise la loi d'érouissage isotrope «loi de Swift », qui a été identifiée expérimentalement par des essais de traction monotone.

Pour la première phase, on considère que le matériau du joint soudé est homogène et isotrope. Le module d'élasticité globale de la structure E_{global} et le coefficient de Poisson ν sont identifiés dans le chapitre V. On prend le module de Young homogénéisé $E_{global} = 5 \cdot GPa$ et $\nu = 0.3$.

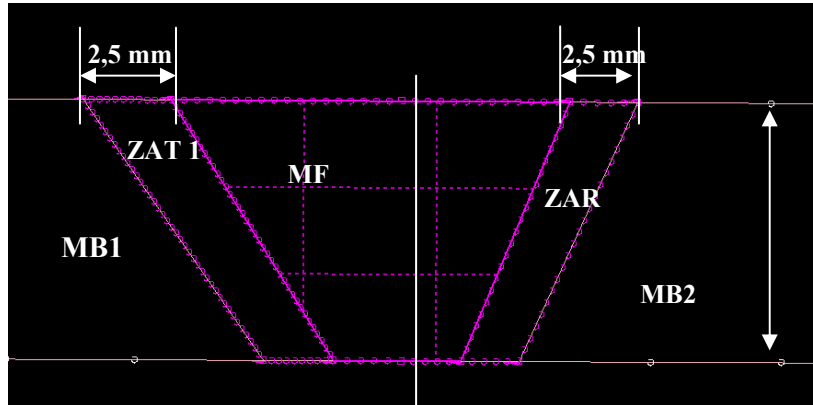


Figure VI-4 : Les dimensions du modèle géométrique et ses différents zones

Maillage de l'éprouvette

Nous commençons par la discrétisation du modèle géométrique en petits éléments volumiques. En prenant les éléments tétraédriques à 10 noeuds avec des fonctions d'interpolation quadratiques. L'ordre de grandeur des tailles raisonnables d'un élément de volume représentatif pour les métaux et les alliages en général est donné entre $1 \times 1 \times 1 \mu m$ et $0.1 \times 0.1 \times 0.1 mm$ pour donner un sens physique aux contraintes et aux déformations [18]. La technique adoptée pour le maillage de l'éprouvette est expliquée dans l'annexe IV.

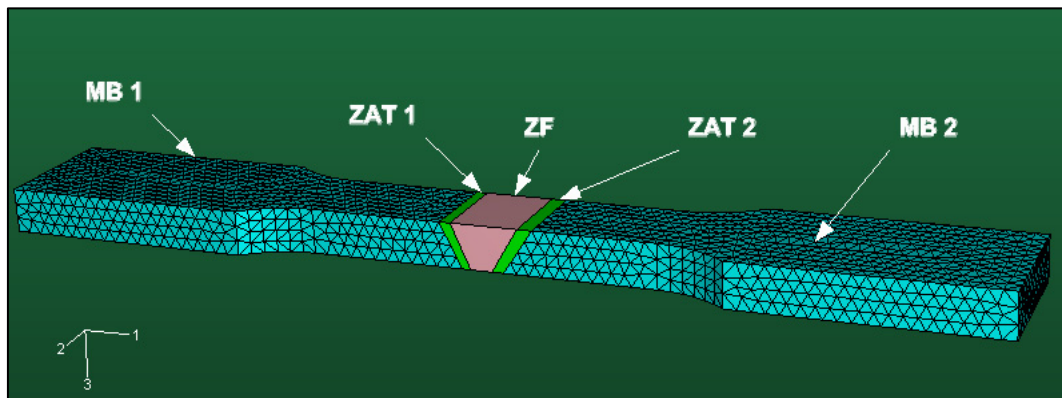


Figure VI-5 : le maillage du modèle géométrique.

Les conditions aux limites et le chargement appliqué

On applique les conditions aux limites suivantes.

1. Encastrement de la surface S de l'éprouvette ; cette condition consiste à annuler les déplacements dans les trois directions et à annuler la rotation dans les trois sens, c'est-à-dire que les nœuds situés dans cette surface sont fixes.
2. Application de la vitesse de déplacement sur la surface S' : cette condition consiste à donner une vitesse de déplacement constante sur les nœuds situés dans cette surface. Parce que dans l'essai de traction expérimentale on fait varier la déformation en fonction du temps, en donnant à la machine de traction une vitesse de déplacement à l'un de ses mors, puis nous enregistrons les contraintes. Nous prenons comme vitesse de déplacement $V=15 \text{ mm/min}$ pendant 1 min. Sa direction vectorielle est perpendiculaire à la surface S'.

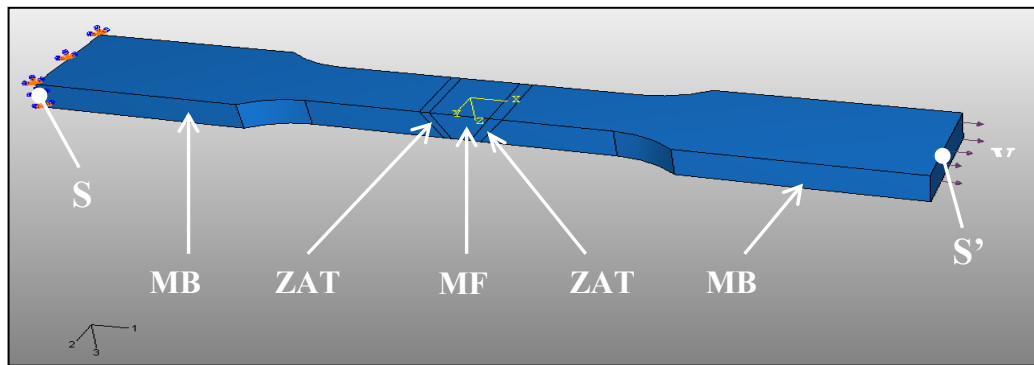


Figure VI-6 : Illustration des surfaces S, S' de l'éprouvette et de ses différentes zones structurale.

VI.2.1.1 Les résultats de la simulation numérique de l'essai de traction

L'éprouvette à structure homogène

On considère que l'éprouvette a une structure homogène, ce qui signifie que les zones du joint soudé ont le même matériau. On applique les conditions limites précédentes sur l'éprouvette. Les résultats trouvés sont détaillés dans l'annexe IV.

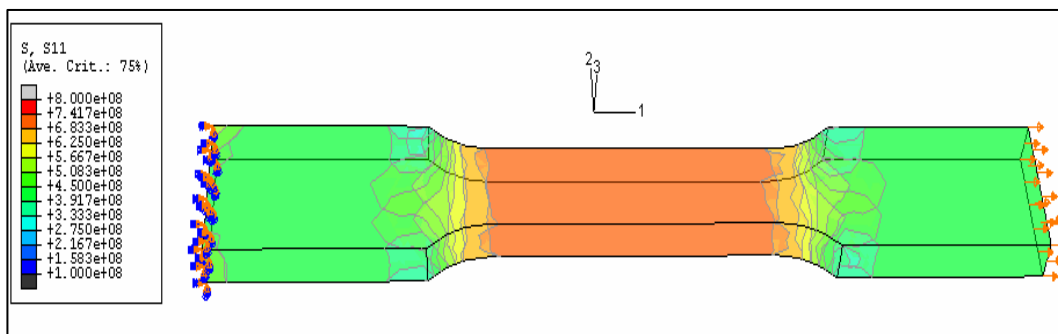


Figure VI-7 : distribution des champs des contraintes σ_{xx} dans l'éprouvette avec $V=15 \text{ mm/min}$.

Nous constatons que le champ de contrainte axiale σ_{xx} est homogène dans la zone utile de l'éprouvette, cela indique que le choix des dimensions de l'éprouvette est bon. Si on pose un critère de réputer, la striction va apparaître dans n'importe quel endroit de la zone utile, par conséquent la prévision de l'endroit de la rupture est un impossible.

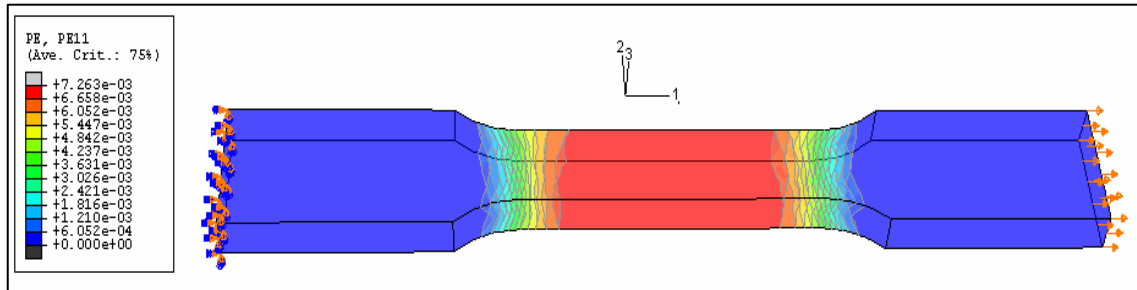


Figure VI-8 : distribution des champs des déformation plastique axiale ε_{p11} dans l'éprouvette avec $V=15 \text{ mm/min}$.

VI.3.1 Approche local

Dans cette approche nous considérons que le jointe soudé est inhomogène. C'est à dire que chaque zone du joint soudé est caractérisé par son comportement. Nous suivons les mêmes étapes de modélisation qui sont employés dans l'approche globale, On utilise aussi les mêmes conditions aux limites qui sont utilisés précédemment, on ajout seulement ces conditions.

- la surface S_1 qui sépare le MB1 et la ZAT1, dans cette surface les deux zones ont les mêmes déplacements axiaux.
- La surface S_2 qui sépare la ZAT1 et la ZF a, dans cette surface les deux zones ont les mêmes déplacements axiaux.
- La surface S_3 qui sépare la ZF et la Ze MB2, dans cette surface les deux zone ont les mêmes déplacements axiaux.

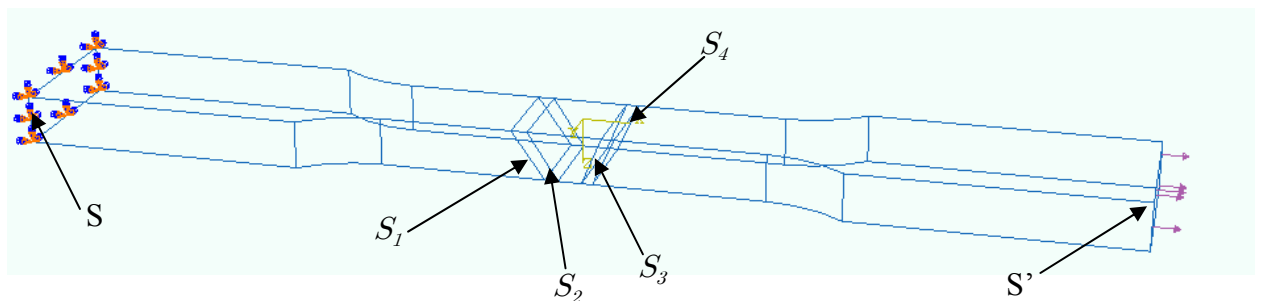


Figure VI-9 : Illustration des surfaces $S, S', S_1, S_2, S_3, S_4$ de l'éprouvette.

Le comportement du joint soudé dans le domaine élastique

On suppose que le matériau dans les différentes parties du joint soudé est isotrope. Le module d'élasticité et le coefficient de Poisson qui caractérise chaque partie du joint est donné par le tableau suivant :

	<i>MB1</i>	<i>ZAT1</i>	<i>ZF</i>	<i>ZAT2</i>	<i>MB2</i>
Module d'élasticité	200GMPa	210GMPa	211GMPa	190GMPa	185GMPa
coefficient de Poisson	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3

Tableau VI-10 : les propriétés mécaniques en élasticité dans différentes parties du joint soudé.

VI.2.2.1 Les résultats de la simulation numérique de l'essai de traction

Nous avons constaté une concentration des déformations plastiques au niveau du MB2, si la force de traction continue de maintenir l'ensemble, les concentration des contraintes continues d'augmenter la région de MB2, cela provoque une augmentation de la déformation plastique dans cette zone. Donc la rupture est possible , ce résultat é est proche de pratique.

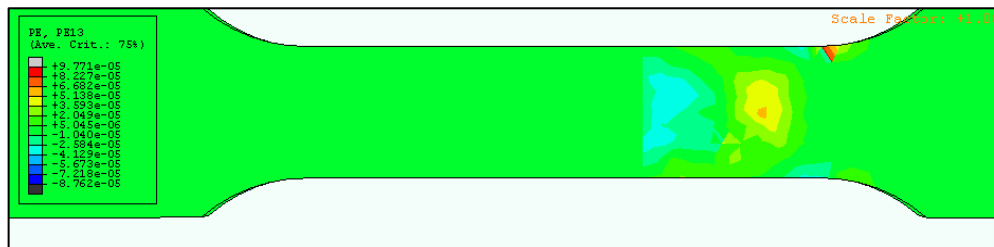


Figure VI-10 : distribution des champs de déformation plastique dans l'éprouvette avec $V=15$ mm/min.

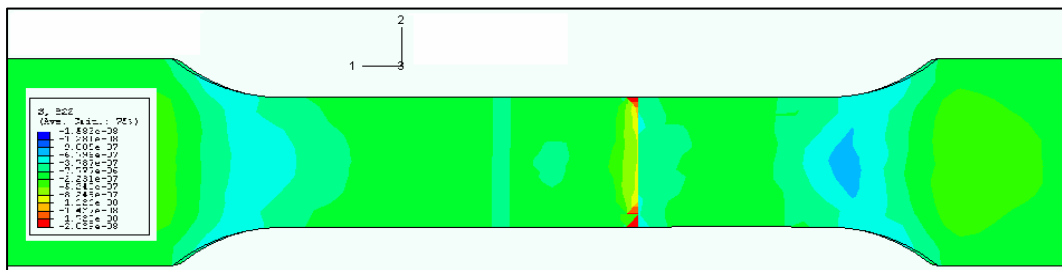


Figure VI-11 : distribution des champs de contrainte dans l'éprouvette avec $V=15$ mm/min.

VI.4 Conclusion

La modélisation de l'essai de traction par le logiciel ABAQUS a permis de visualiser la distribution des champs de contrainte et des déformations dans l'éprouvette. Le modèle identifié dans le chapitre V, donne une distribution homogène des champs de contrainte dans la zone utile. Il respecte le comportement mécanique réel du joint soudé, mais il ne prévoit pas la zone de l'apparition de la striction. Par contre l'approche locale montre qu'il y a :

- inhomogénéité de la répartition des champs des contraintes et des déformations dans la zone utile,
- des contraintes résiduelles à la jonction des zones du joint soudé, à cause de la discontinuité de l'homogénéité structurale du joint soudé.
- des concentrations des contraintes et des déformations dans la zone duplex ; cela prévoit qu'il aura un commencement de striction dans cette zone.

Nous remarquons aussi que chaque fois en raffinant le maillage, dans le cordon de soudure on obtient de bon résultats.

Conclusion générale

L'objectif de cette étude consistait à caractériser une soudure hétérogène dont les matériaux de base sont un acier inoxydable duplex et un acier martensitique en utilisant différentes méthodes de caractérisations métallographiques et mécaniques.

Les deux matériaux de base possèdent des caractéristiques différentes, l'acier inoxydable duplex présente une structure biphasique (ferrite plus austénite) en bandes orientée tandis que l'acier inoxydable martensitique à une structure en aiguilles très fines.

La première étape de la partie expérimentale de notre travail consistait à observer la microstructure des différentes zones (métal de base, zones affectées thermiquement et la zone fondue) tandis que la deuxième concerne les essais mécaniques tels que la dureté et la traction monotone.

La partie expérimentale de notre travail nous a permis en premier lieux de comprendre certains phénomènes se passants lors du soudage d'alliages de différentes nuances, tels que la diffusion des éléments d'alliage d'une zone vers une autre, grâce à la métallographie et l'essai de dureté, ainsi que l'apparition des zones fragiles dans le joint soudé.

Dans la partie numérique nous avons établi une méthode d'identification des coefficients de la lois de Swift pour décrire le domaine plastique de la courbe de traction de notre joint. Le programme d'identification est couplé à un programme d'optimisation sous MATLAB nous permettant de décrire le comportement mécanique de l'assemblage, supposé isotrope et homogène, sous des effort de traction axiale. Enfin une approche locale nous a permis de visualiser une hétérogénéité mécanique et de prévoir la localisation du lieu de la rupture.

En perspectives nous suggérons que ce travail sera poursuivi par des études expérimentales approfondies au niveau local permettant de caractériser chaque zone de l'assemblage soudé. Il est important de signaler la valeur obtenue du module d'Young est très faible, nous suggérons donc que les déplacement Soient mesurés optiquement ou à l'aide des jauges d'extensomètre pour éviter les mesures des glissements.

Bibliographie

- [1] WILLIAM.D ; callister. Jr. Science et génie des matériaux. Édition MoDuLo,2001.
- [2] CUNAT Jean Pierre. Aciers inoxydables, critères de choix et structure. Technique de l'ingénieur, M4540.
- [3] BARRALIS.J, MAEDER. G. précis de métallurgie. Edition NATHAN ,1995
- [4] H.SASSOULAS. Traitement Thermique des aciers inoxydables. Technique de l'ingénieur, M1155.
- [5] CUNAT Pierre Jean .Aciers inoxydables, mise en oeuvre. Technique de l'ingénieur, M4540.
- [6] KLAS weman. Aide mémoire (procédés de soudage). Édition DUNOD, 2003.
- [7] CAZES Roland. Soudage à l'arc. Technique de l'ingénieur, B7730.
- [8] VAVISELLAZ. R. Soudage éléments de conception et de réalisation. Edition DUNOD, 1982.
- [9] RÉGIS bloudeau. Métallurgie et mécanique du soudage. Edition germes lavoisier, 2001.
- [10] B. Jaoul. Etude de la plasticité et application aux métaux. Edition DUNOD, 1965.
- [11] Fiche technique fournie par la société japonaise « SUMITOMO Metal intastging ».
- [12] Fiche technique fournie par la société française « DMV Stainles France ».
- [13] HADDADI.H. Travaux pratique de CMM caractérisation par des essais de traction. Institut galilée France, 2006.
- [14] DOMINIQUE François, ANDRÉ Pineau, ANDRÉ Zaoui. Comportement mécanique des matériaux, Elasticité et Plasticité. Edition HERMES ,1992.
- [15] FORTUNIER Roland. Comportement Mécanique des Matériaux. Ecole Nationale Supérieure des Mines, France.
- [16] Samuel Forest, Michel Amestoy, Sbine Cantournet, Gilles Damamme, Serge Kruch. MECANIQUE DES MILIEUX CONTINUS. Ecole des mine de paris, 2006.
- [17] Jean Philippe Château, Jean Pierre Michel, Tomas Kruml. Contraintes, petites déformation, élasticité. Ecole des mines de NANCY, 2006, France.

- [18] LEMAITRE Jean, CHABOCHE Jean Louis, mécanique des matériaux solides. 1988.
- [19] BELHABIB Sofien. Identification du comportement mécanique à l'aide du couplage entre la mesure de champs cinématiques et la simulation numérique par éléments finis. Thèse de doctorat de l'université de paris. 2007.
- [20] YANN Collette- PATRICK Siarry. Optimisation multiobjectif. Edition EYROLLES.
- [21] ALI KHELFALLAH. Identification des lois de comportement élastoplastiques par essais inhomogènes et simulations numériques. PhD thesis. Ecole Nationale d'Ingénieurs de Monastir, Tunisie. 2004.
- [22] MOHAMED LAMINE Fares. Principes physiques du comportement mécanique des matériaux. Publication de l'université badji mokhetar-annaba.
- [23] MARTIN H, Sadd .Elasticity Theory, Application, and Numerics. Edition Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005.
- [24] Andrea Carpinteri, Manuel de Freitas, Andrea Spagnoli. Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture. Edition ESIS 2003.
- [25] HELP MATLAB.2005.
- [26] HELP ABAQUS.2006.
- [27] Fiche technique fournie par la société japonaise « OISHI HIGH ALLOY MATERIALS».

LES ANNEXES

Annexe I

N° de passe	Métal d'apport					Courant 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.mm	
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

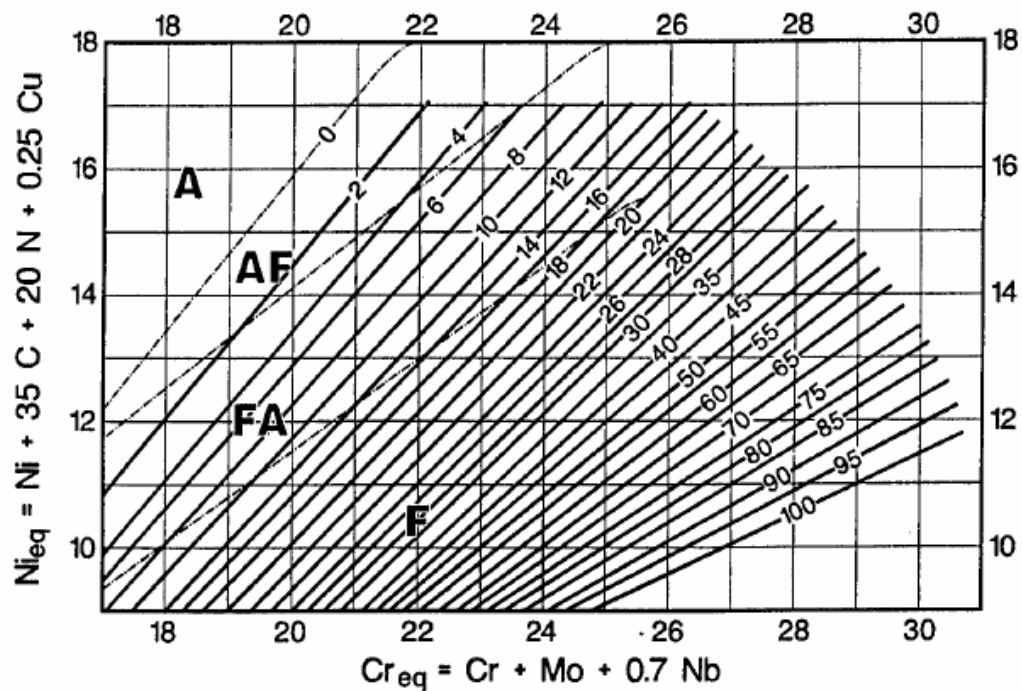
DCSP : direct curent straight polarity

Ar : Argon

Nuance de métal d'apport : DP-3WT

Nr : nombre de baguette utilisées.

Tableau I- principaux paramètres de procédé de soudage employé.



Figur I- Diagramme WRC92 de constitution des aciers inoxydables à l'état brut de soudage.

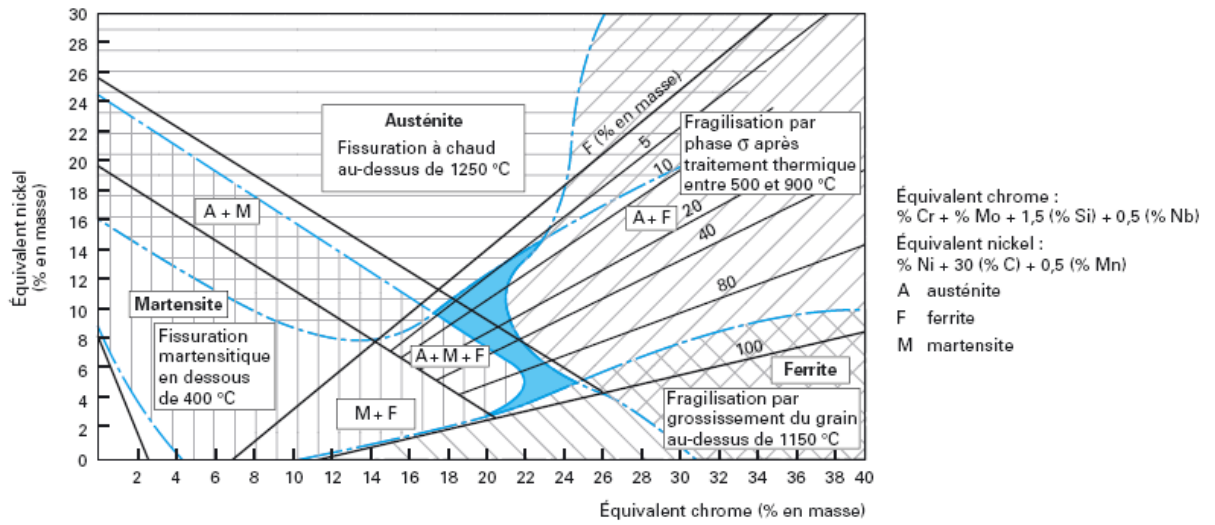


Figure II- *Diagramme de constitution des aciers inoxydables à l'état brut de soudage, d'après Schaeffler.*

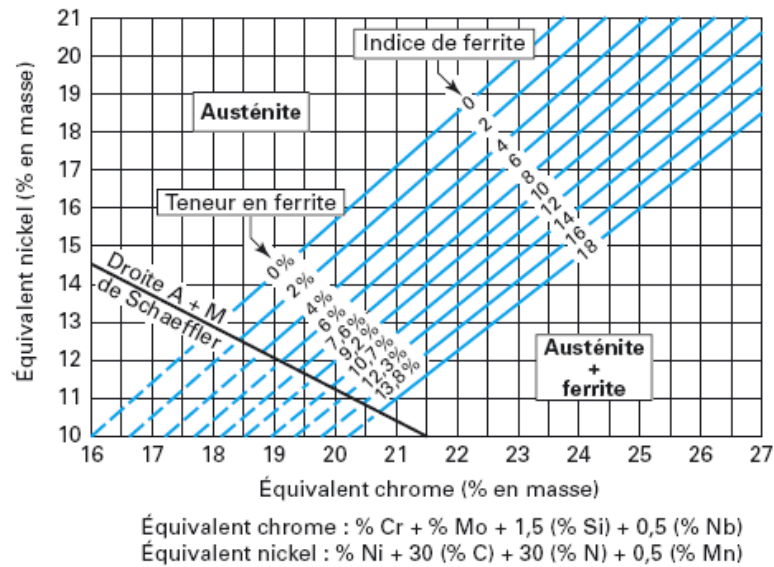


Figure III- *Diagramme de constitution des aciers inoxydables à l'état brut de soudage, d'après Delong*

Annexe II

L'attaque électrolytique

L'attaque électrolytique a pour but de révéler les phases existantes dans les aciers. Elle consiste à submerger un échantillon après finition de polissage dans, une cuve remplie d'une solution chimique. Ensuite, on relie la surface de l'échantillon à l'anode du générateur. Le démarrage du processus de l'attaque électrolytique consiste à mettre la cathode du générateur dans la solution pour créer une différence de potentiel électrique, qui permet l'oxydation des éléments de certaines zones de la surface. Le contrôle du degré de l'oxydation, qui dépend de la tension électrique utilisée se fait par un potentiostat électronique.

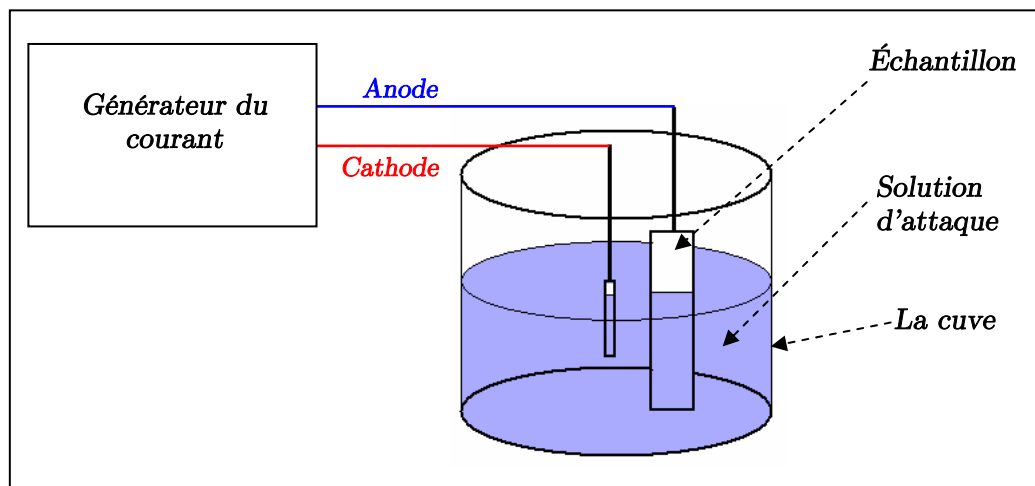


Figure I : l'attaque électrolytique.

Dans notre étude on a utilisé deux types de la solution d'attaque :

1. la solution de l'acide oxalique.
2. la solution de potasse caustique KOH. Cette attaque permet de colorer les phases, la ferrite en jaune, l'austénite en blanc.
- 3.

<i>Solution</i>	<i>concentration</i>	<i>Tension appliquée</i>	<i>Temps d'attaque</i>
KOH	10N	20V	1min
Acide oxalique	10N	20V	5min

Tableau I : les paramètres de l'attaque électrolytique utilisée.

Résultat de la micrographie dans différentes zones du joint soudé

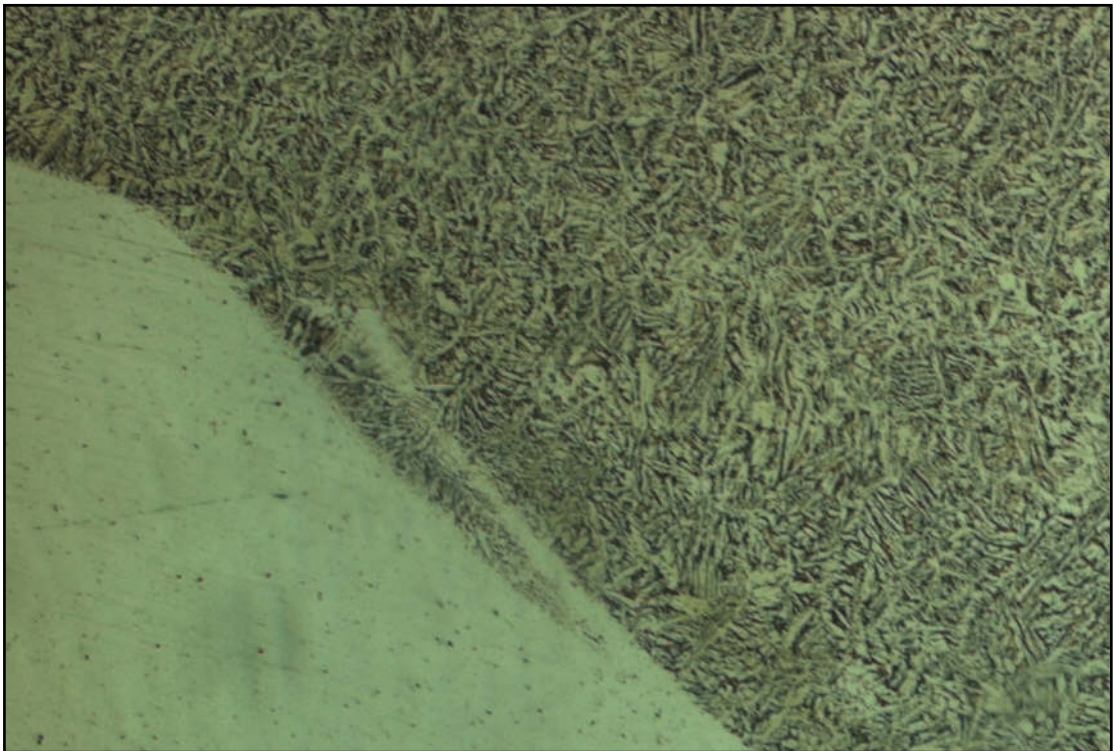


Figure II : micrographie X50 au niveau de la zone de liaisons martensitique.

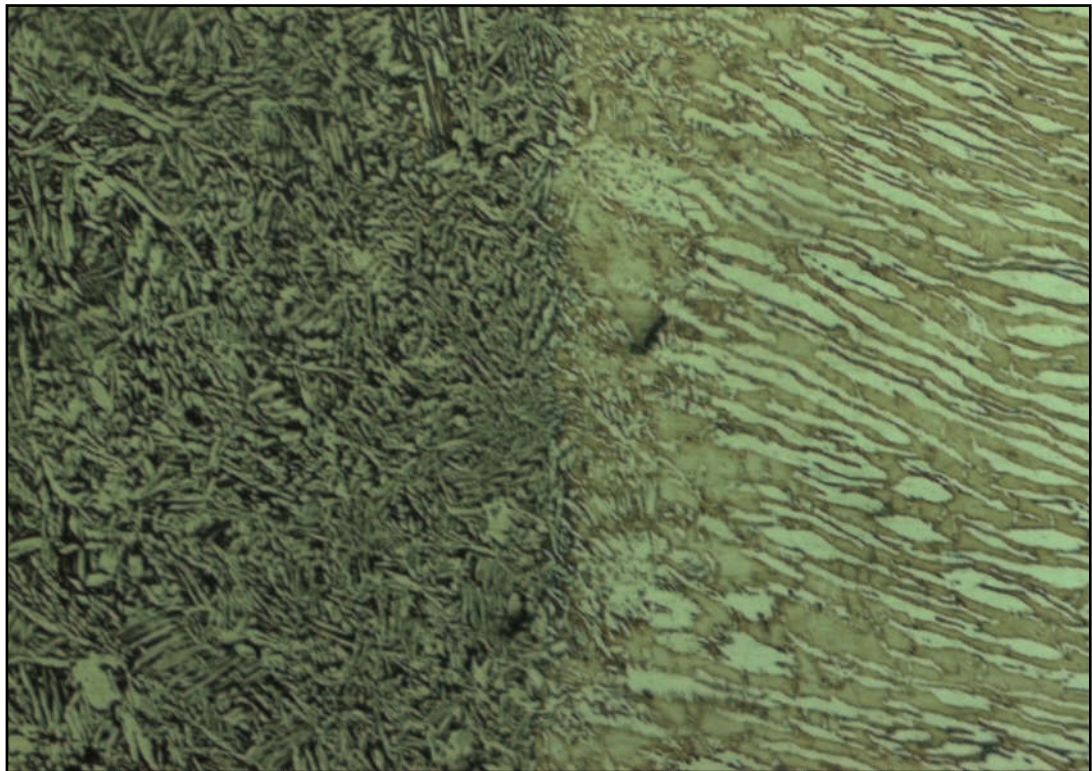


Figure III : micrographie X50 au niveau de la zone de liaisons duplex.



Figure IV : micrographie X50 au niveau de la zone du métal fondu.

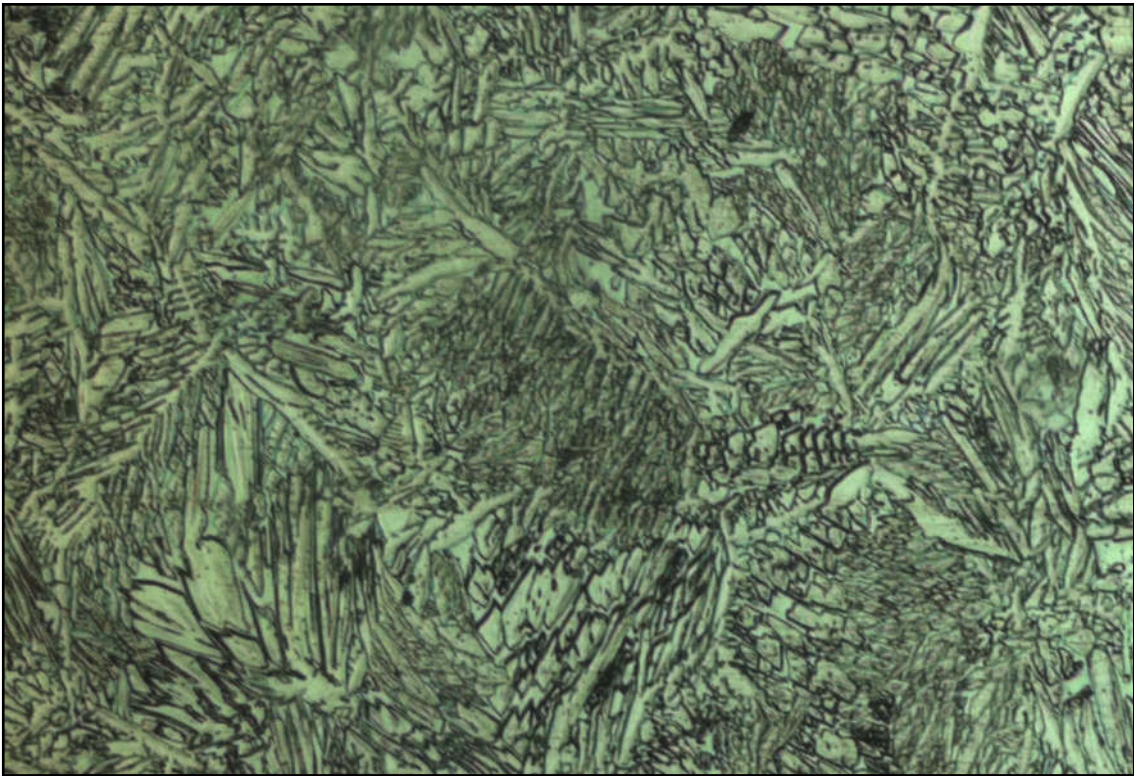


Figure V : micrographie X100 au niveau de la zone du métal fondu.

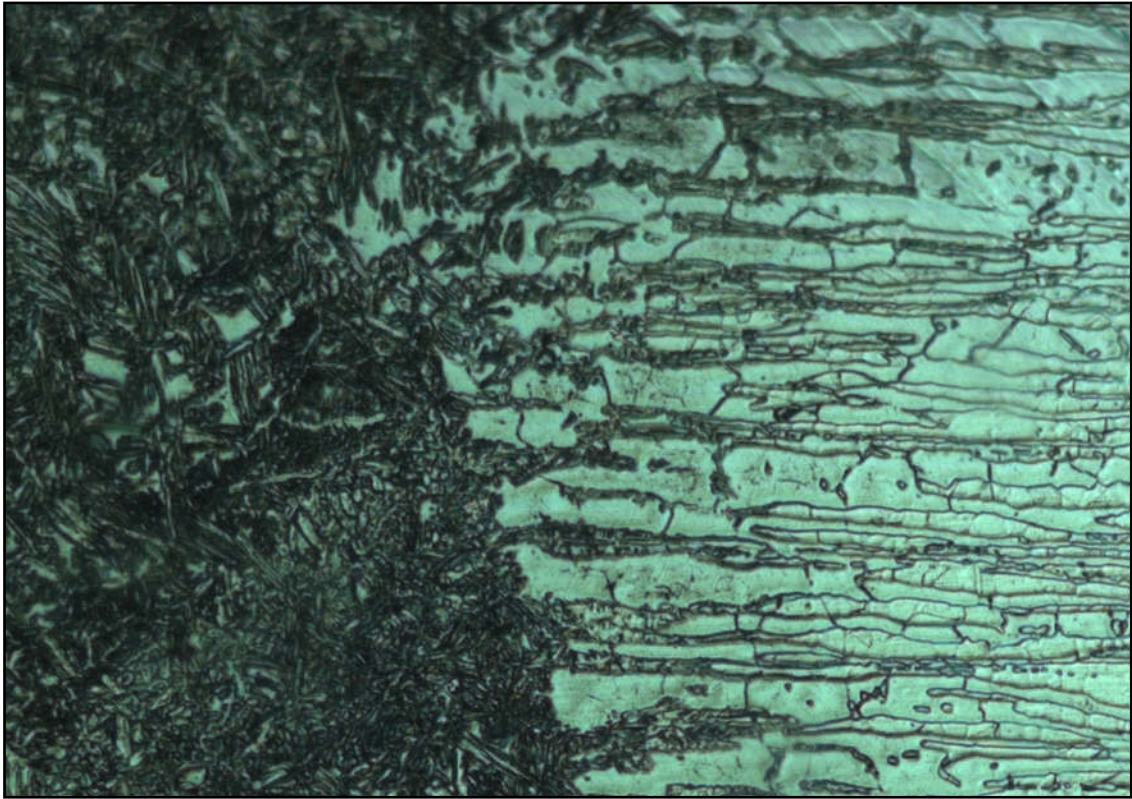


Figure VI : micrographie X100 au niveau de la zone de liaisons duplex.

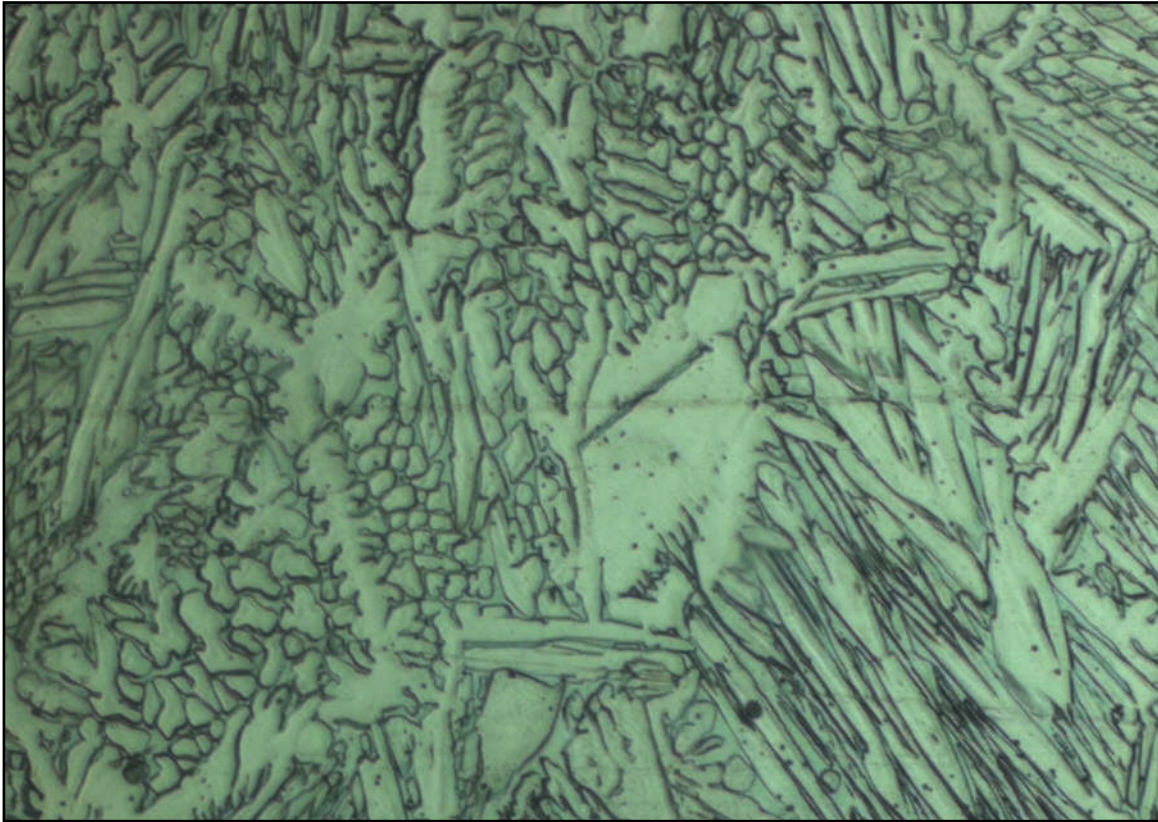


Figure VII : micrographie X200 au niveau de la zone du métal fondu

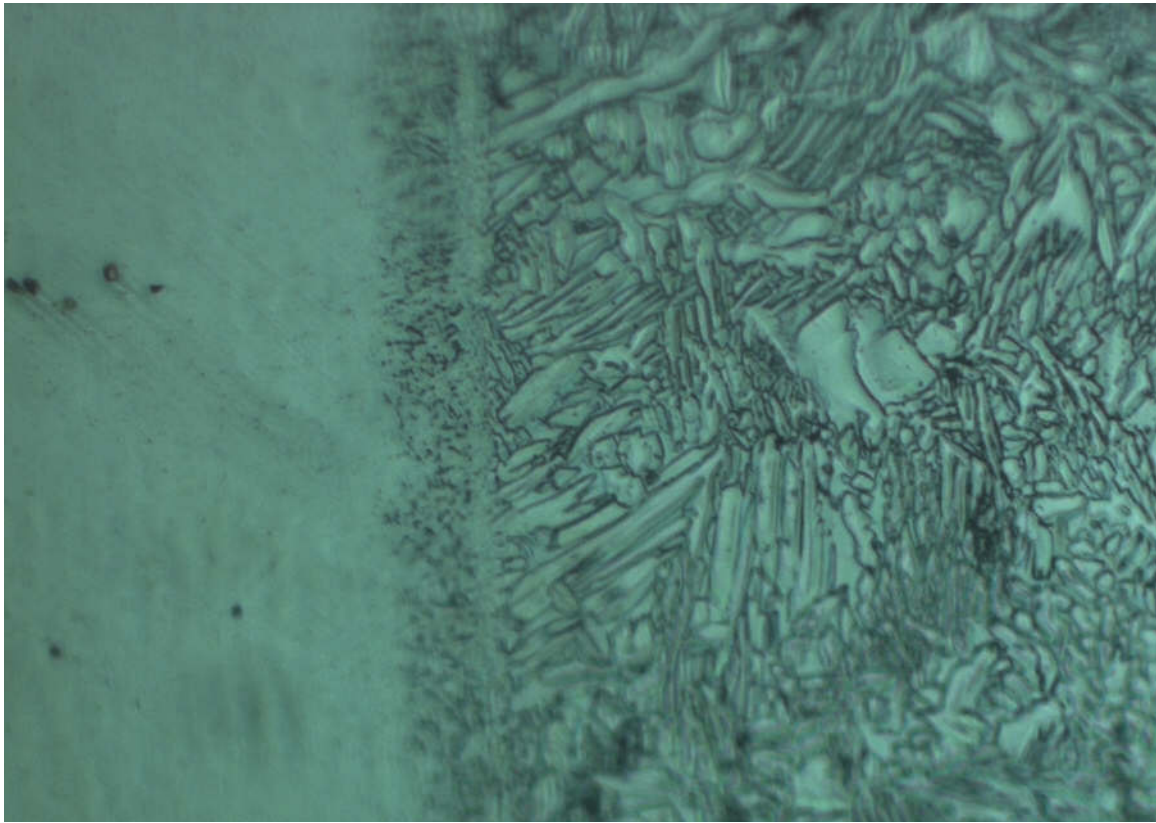


Figure VIII : micrographie X200 au niveau de la zone de liaisons martensitique.

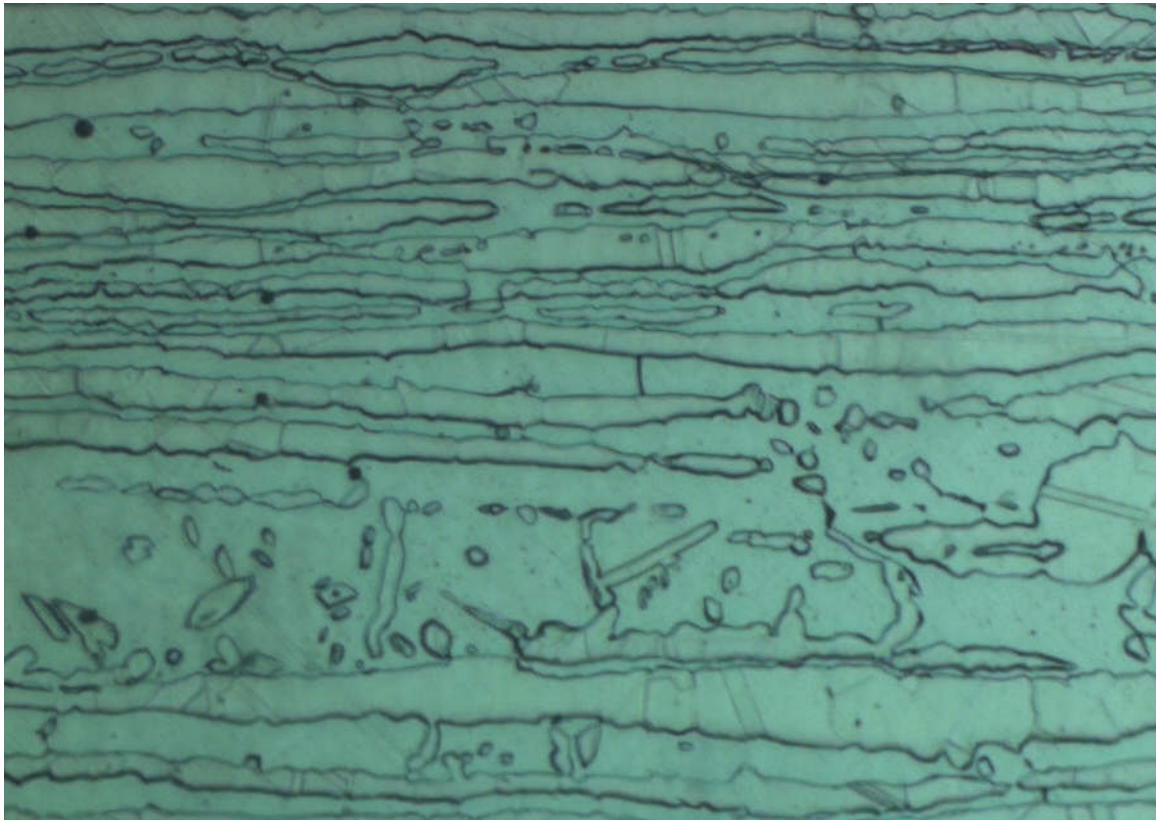


Figure IX : micrographie X200 au niveau du métal de base duplex.

Annexe III

La méthode du Simplexe

Un Simplexe est une forme géométrique non dégénérée (de sommets distincts), construite de $n+1$ sommets dans l'espace des paramètres, pour résoudre un problème d'optimisation de n variables indépendantes. Si le nombre de paramètres à optimiser est deux, le Simplexe aura la forme d'un triangle. Si le nombre de paramètres est trois, le Simplexe est un tétraèdre pas forcément d'être régulier. Une fois que le simplexe initial est construit à partir des valeurs initiales, son évolution s'effectue comme suit :

On prend x_0, x_1, \dots, x_n comme des sommets et $f(x_0), f(x_1), \dots, f(x_n)$ sont les calculs de la fonction objectif aux sommets du Simplexe, telle que $f(x_0) \leq f(x_1) \leq \dots \leq f(x_n)$.

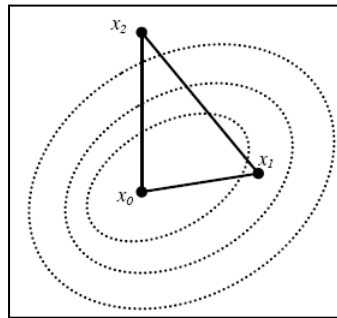


Figure I : Représentation du Simplexe à trois sommets de sorte que $f(x_0) \leq f(x_1) \leq f(x_2)$.

Le sommet x_n correspond à la plus grande valeur de $f(x_n)$ de tous les sommets du Simplexe. Il est préférable de remplacer x_n par un nouveau point où sa fonction objectif est inférieure à celle de x_n . Ce remplacement est effectué par la réflexion du point x_n par rapport au centre de gravité \bar{x} des n sommets restant, telle que $\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=0}^{i=n-1} x_i$. Cette étape permet au Simplexe de s'éloigner de la région des grandes valeurs des fonctions objectif [21,25]. Par exemple on prend deux paramètres à optimiser, les sommets de Simplexe seront x_0, x_1, x_2 de telle sorte qu'on a $f(x_0) \leq f(x_1) \leq f(x_2)$. Le Sommet x_2 a la plus grande valeur de la fonction objectif. Ce sommet a subi une réflexion par rapport au centre du segment $[x_0, x_1]$ vers un autre nouveau sommet x_r . Un nouveau Simplexe est obtenu à partir des sommets x_0, x_1, x_r . De nouveau le calcul de la fonction objectif aux nouveaux sommets du Simplexe est évaluée et par la suite, ces sommets sont ordonnés pour effectuer l'opération de réflexion sur le sommet qui a la plus grande valeur de sa fonction objectif.

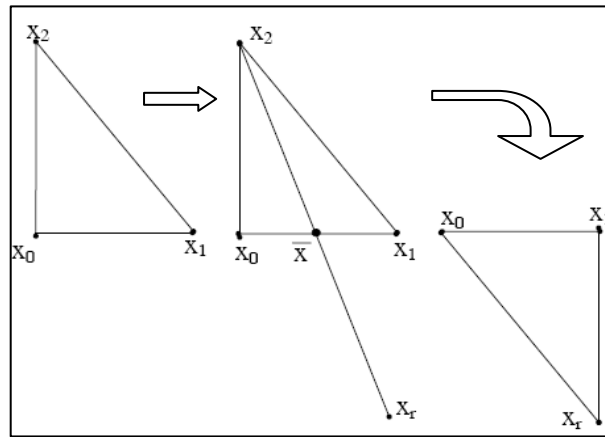


Figure II :L'étape de réflexion et les opérations de base dans la manipulation du simplexe.

Simplexe de Nelder Mead

L'algorithme de Simplexe Nelder Mead est une amélioration de la méthode du Simplexe classique. Cet algorithme apparaît dans la boîte à outils d'optimisation « Optimization tool box » de MATLAB, sous le nom de « fminsearch » [21,25].

On résume les étapes de fonctionnement du Simplexe de Nelder Mead comme suit :

a) Réflexion

La première étape est une opération de réflexion classique.

b) Expansion

Cette étape consiste à refléter les sommets par rapport à \bar{x} , par exemple du point x_2 le point reflété est x_r .

c) Contraction

1. Contraction intérieure : si $f(x_2) \leq f(x_r)$, effectuer une contraction à l'intérieur à partir de \bar{x} vers x_2 pour trouver x_{ci} .
2. Contraction extérieure : si $f(x_2) \geq f(x_r)$, effectuer une contraction à l'extérieur à partir de \bar{x} vers x_r pour trouver x_{ce} .

e) Réduction

Si à une étape quelconque, les transformations précédentes n'apportent aucune amélioration vers la solution optimale où le Simplexe repasse par les points précédents, sa taille doit changer pour mieux progresser vers l'optimum. Il s'agit de réduire de moitié les distances qui relient le sommet x_0 à tous les autres sommets du Simplexe.

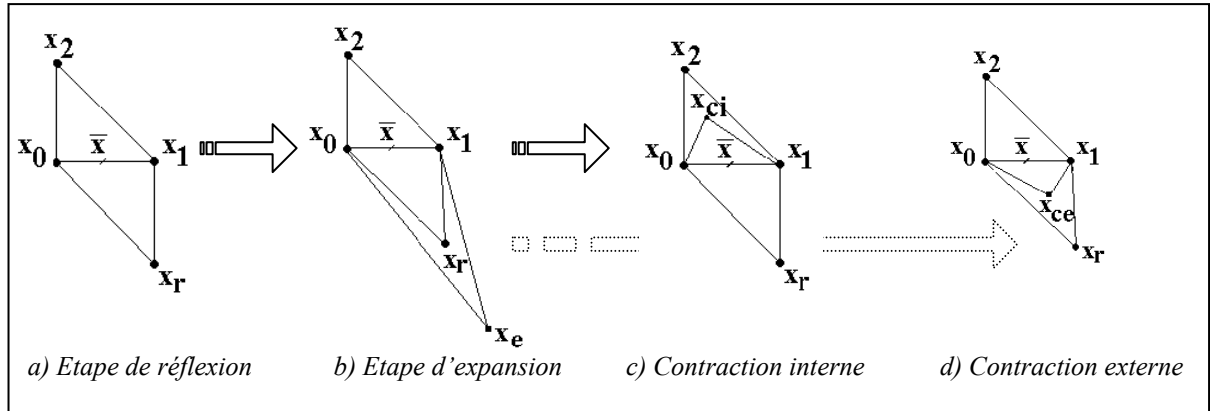


Figure III : Les étapes du Simplexe de Nelder Mead.

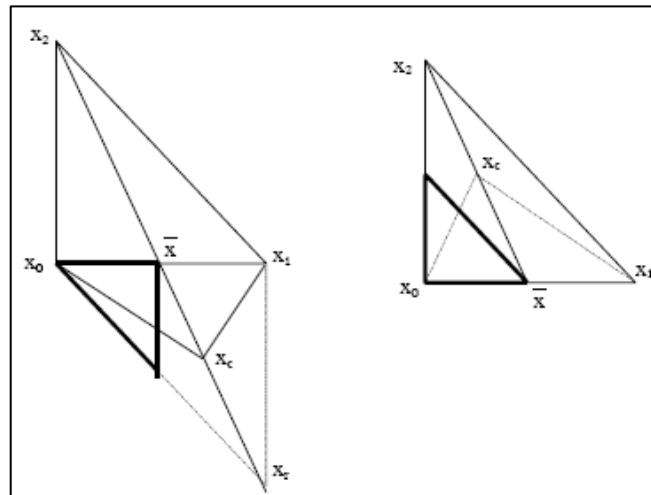


Figure IV : L'étapes de réduction du Simplexe.

d) La condition de convergence

Pour que l'algorithme s'arrête en donnant un résultat avec la précision voulue, on doit définir un critère d'arrêt. Un des critères d'arrêt proposé est de définir une valeur χ qui représente généralement la longueur du plus grand côté du Simplexe. Pendant l'exécution de l'algorithme, le Simplexe continue à se réduire, et χ diminue aussi. Quand χ devient plus petite qu'une constante de tolérance prédéfinie l'algorithme s'arrête [20,21].

Le critère le plus utilisé dans l'algorithme de Nelder Mead est proposé par Avriel, qui consiste à trouver la moyenne $\mu = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n f(x_i)$, l'algorithme s'arrête si la condition de convergence suivante est vérifiée [21] :

$$\sqrt{\frac{1}{n+1} \sum_{i=0}^n [f(x_i) - \mu]^2} < \varepsilon$$

ε : constante prédéfinie

Algorithme du Simplexe de Nelder Mead

1) Initialisation

Commencer avec un simplexe de $n+1$ sommets et calculer les valeurs de la fonction objectif pour chaque sommet. Puis à chaque itération k .

2) Classement

Classement des sommets $x_0^k, x_1^k, \dots, x_{n-1}^k, x_n^k$, de telle sorte que :

$$f(x_0^k) \leq f(x_1^k) \leq \dots \leq f(x_{n-1}^k) \leq f(x_n^k)$$

3) Réflexion

Après avoir calculé le centre de gravité $\bar{x}^k = \frac{1}{n} \sum_{i=0}^{n-1} x_i^k$, calculer le point de réflexion x_r^k

à partir de :

$$x_r^k = \bar{x}^k + \rho(\bar{x}^k - x_n^k)$$

Si $f(x_0^k) \leq f(x_r^k) < f(x_{n-1}^k)$, remplacer x_n^k par x_r^k et aller à l'étape 7.

4) Expansion

Si $f(x_r^k) < f(x_0^k)$, calculer le point d'expansion x_e^k à partir de :

$$x_e^k = \bar{x}^k - \lambda(\bar{x}^k - x_r^k).$$

Si $f(x_e^k) \leq f(x_r^k)$, remplacer x_n^k par x_e^k et aller à l'étape 7, sinon ($f(x_e^k) \geq f(x_r^k)$), remplacer x_n^k par x_r^k et aller à l'étape 7.

5) Contraction extérieure

Si $f(x_r^k) < f(x_{n-1}^k)$, effectuer une contraction entre \bar{x}^k et x_r^k ou x_n^k qui correspond à la plus faible valeur de la fonction objectif.

- *Contraction extérieure* : si $f(x_{n-1}^k) \leq f(x_r^k) < f(x_n^k)$, effectuer une contraction extérieure et calculer $x_{ce}^k = \bar{x}^k - \gamma(\bar{x}^k - x_r^k)$.

Si $f(x_{ce}^k) \leq f(x_r^k)$, remplacer x_n^k avec x_{ce}^k et aller à l'étape 7 ; sinon effectuer une réduction (étape 6).

- *Contraction intérieure* : si $f(x_n^k) \leq f(x_r^k)$ effectuer une contraction intérieure et calculer $x_{ci}^k = \bar{x}^k - \gamma(\bar{x}^k - x_n^k)$

Si $f(x_{ci}^k) < f(x_n^k)$, remplacer x_n^k par x_{ci}^k et aller à l'étape 7 ; sinon effectuer une réduction (étape 6).

6) Réduction

Réduire le simplexe autour de x_0^k en remplaçant x_i^k par $x_i^{k+1} = x_i^k + \frac{1}{2}(x_0^k - x_i^k), i = 1, \dots, n$.

7) Test d'arrêt

Arrêter si la condition de convergence est satisfaite. Sinon, passer à l'itération suivante $k = k + 1$ et revenir à l'étape 2.

Remarque

Les coefficients ρ , λ , γ , sont utilisés dans l'algorithme pour faire l'opération de réduction dans chaque étape, on prend : $\rho = \frac{1}{2}; \lambda = \frac{1}{2}; \gamma = \frac{1}{2}$.

Annexe IV

Programme d'identification de la loi de Swift

```

%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
% Programme trace l'évolution de la loi d'érouissage de Swift
% la loi de Swift peut s'écrire sous la forme:  $\sigma=c(e_0+e_p)^n$ 
% une autre forme possible :  $\sigma=Y_0(1+e_p/e_0)^n$ 
% sigma: la contrainte (seuil de plasticité)
% e0 : déformation
% c : coefficient lié au seuil de plasticité initial par la relation suivante :  $c= Y_0/(e_p^n)$ 
% n : coefficient d'érouissage
% ep : vecteur des valeurs des déformation
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
***** Chargement du jeu de paramètre initial *****
function sigma=FonctionEcrouissage(Y0,e0,n,ep)
***** Calcul de c *****
c=Y0/(e0^n);
***** Calcul de sigma*****
sigma=c.*(e0+ep).^n;
*****Sauvegarde des données dans un fichier SigmaEp.dat*****
sigma_ep=[ep ,sigma ];
save( 'SigmaEp-ModeleSwift.dat' , sigma_ep , -ASCII );
***** Tracé de fonction sigma=f(ep) *****
plot(ep,sigma, -k , LineWidth ,2)
xlabel( '\epsilon^{p} [ ]' , FontSize ,24)
ylabel( '\sigma [MPa]' , FontSize ,24)
set(gca, FontSize ,16)

set(gca, FontSize ,16)
xlim([ep(1) ep(end)])
ylim([0 sigma(end)])
box on
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
% Programme d'identification d'une loi de Swift
% x0 : jeu de paramètres initial

```



```

% Y0=x(1)
% C=x(2)
% n=x(3)
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%

function MainMinimizationFminSearch

***** Définition du jeu de paramètres de départ *****
x0=[1000,0.01, 0.1];
***** Fonction d optimisation Fminsearch de MATLAB basée sur l algorithme *****
***** du Simplexe de Nelder Mead *****
[x,fval,exitflag,output]=fminsearch(@MinimizationFminSearch,x0)
***** Tracé des résultats obtenus *****

figure
load SigmaEp.dat
plot(SigmaEp(:,1),SigmaEp(:,2), -r , LineWidth ,2)
Y0=x(1);
e0=x(2);
n=x(3);
sigmaSwift=FonctionEcrouissage(Y0,e0,n,SigmaEp(:,1));
hold on
plot(SigmaEp(:,1),sigmaSwift, -b , LineWidth ,2)
h = legend( experience , model ,2);
xlabel( '\epsilon^{p} [ ] , FontSize ,24)
ylabel( '\sigma [MPa] , FontSize ,24)
set(gca, FontSize ,16)
set(gca, FontSize ,16)
box on
end

***** Fonction Ecart entre valeurs obtenues avec la loi *****
***** de Swift et les valeurs expérimentales *****
function Equart=MinimizationFminSearch(x)

***** Lecture du fichier des données expérimentales SigmaEp.dat *****
load SigmaEp.dat

```

```

***** Affectation des valeurs de chaque paramètre *****
Y0=x(1);
e0=x(2);
n=x(3);
***** Lecture du vecteur des déformations / contraintes expérimentales *****
ep=SigmaEp(:,1);
sigmaExperience=SigmaEp(:,2);
***** Calcul des contraintes avec la loi de Swift *****
sigmaSwift=FonctionEcrouissage(Y0,e0,n,ep);
***** Calcul de l'écart entre valeurs obtenues avec la loi de Swift *****
***** et les valeurs expérimentales *****
Equart=0;
NombrePoints=0;
nim=size(ep,1);
  for j=1:nim
    Equart=Equart+[(sigmaSwift(j)-sigmaExperience(j))/sigmaExperience(j)]^2;
    NombrePoints=NombrePoints+1;

  End

  Equart=100*sqrt(Equart/(NombrePoints));
End

```