

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

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE D'ALGER
DEPARTEMENT DE GENIE DES MATERIAUX



MEMOIRE DE PROJET DE FIN D'ETUDE

En vue de l'obtention du
Diplôme d'Ingénieur d'Etat en Génie des Matériaux

**Détermination numérique des contraintes résiduelles
dans un acier inoxydable 316L soudé**

Présenté par :

Mr ALLAL Salah Eddine.

Mr DJELTIOUI Abdenour.

Sous la direction de : ***Pr.M.LARIBI*** Enseignant à l'école nationale polytechnique
d'Alger présentée et soutenue publiquement le (20/06/2016)

Composition du jury :

Président	<i>Mr.K.ABADLI</i>	Professeur à l'ENP
Promoteur	<i>Mr.M.LARIBI</i>	Professeur à l'ENP
Examineur	<i>Mr.M.A.DJEGHLAL</i>	Professeur à l'ENP
Examineur	<i>Mr.A.M.KASSER</i>	Docteur à l'ENP

ENP 2016

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

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE D'ALGER
DEPARTEMENT DE GENIE DES MATERIAUX



MEMOIRE PROJET DE FIN D'ETUDE

En vue de l'obtention du
Diplôme d'Ingénieur d'Etat en Génie des Matériaux

**Détermination numérique des contraintes résiduelles
dans un acier inoxydable 316L soudé**

Présenté par :

Mr ALLAL Salah Eddine.

Mr DJELTIOUI Abdenour.

Sous la direction de : ***Pr.M.LARIBI*** Enseignant à l'école nationale polytechnique
d'Alger présentée et soutenue publiquement le (20/06/2016)

Composition du jury :

Président	<i>Mr.K.ABADLI</i>	Professeur à l'ENP
Promoteur	<i>Mr.M.LARIBI</i>	Professeur à l'ENP
Examineur	<i>Mr.M.A.DJEGHLAL</i>	Professeur à l'ENP
Examineur	<i>Mr.A.M.KASSER</i>	Docteur à l'ENP

ENP 2016

المخلص:

الفولاذ الغير قابل للأكسدة (الأستيني) يستعمل لحل المشاكل المتعلقة بالصدأ المتسبب به الخلائط الحديدية. ومنه فهذا الفولاذ مستعمل بشكل كبير في عدة مجالات صناعية. هذا النوع من الفولاذ تلحيمه يكون باستعمال التلحيم التنغستاني. تلحيم هذا الفولاذ يولد ضغوط متبقية في المادة. هذه الأخيرة مسؤولة عن إضطراب البنية للمادة مع حصول تشققات، التعب المادي، تآكل..... الخ وعلى هذا الأساس تأتي دراستنا التي تسمح باستعمال تقنية نزع الطبقات، بتحديد الضغوط المتبقية في عدة طبقات من المادة، موضحة تأثير التلحيم على قيمتها.

الكلمات المفتاحية: الفولاذ الغير قابل للأكسدة الأستيني 316L ؛ التلحيم التنغستاني؛ الضغوط المتبقية؛ تقنية إزالة الطبقات المتتابة؛ النمذجة الرقمية.

Abstract:

The austenitic stainless steels were developed to solve the wet corrosion's problems caused by ferrous alloys. In addition, they are widely used in various industrial fields. They are welded using a conventional method (TIG welding). The welding of these steels generate residual stresses. These last are responsible of instability of the structure and may cause cracks, material fatigue, corrosion...etc

Beyond that, comes our study which allowed us using the layers removal technique, to determinate the residual stresses in different layers of our material and view the impact of welding on their orders of magnitude.

Keywords: austenitic stainless steel 316L; TIG welding; residual stresses; layers removal technique; numerical modelisation.

Résumé:

Les aciers inoxydables austénitiques ont été mis au point pour résoudre les problèmes de corrosion humide posés par les alliages ferreux. Par ailleurs, ils sont largement utilisés dans plusieurs domaines de l'industrie. Ils sont soudables par un procédé conventionnel (soudage TIG). Le soudage de ces aciers génère des contraintes résiduelles. Ces dernières sont à l'origine de l'instabilité de la structure et peuvent causer des fissures, fatigue, corrosion...etc.

De là, vient notre étude qui a permis également, en utilisant la technique d'enlèvement de couches successif, de déterminer les contraintes résiduelles aux différentes couches de notre matériau et voir l'impact du soudage sur leurs ordres de grandeur.

Mot clé : acier inoxydable austénitique 316L ; soudage TIG ; contraintes résiduelles ; technique de l'enlèvement de couches ; modélisation numérique.

DEDICACE

Je dédie ce travail :

A mon cher père et ma tendre mère ;

A mes frères Brahim, Mohamed elbachir ;

A mes enseignants ;

A mon Binôme : Djeltiouï Abdenour ;

A toute ma famille ;

*A tous mes amis, En particulier : Amine
LAKHDARI, Amine GUERBOUKHA, Karim
MEDJOUBI, Fadi KHELFAH, Bilel
BELOUCIF, Amine MELLAH, Yahia
KERDACH, Ramzi BOUNABE, Bilel FILALI.*

SALAH

DEDICACE

Pour

Mon père

Ma mère

Mon frère

Mes sœurs

Mes grands-pères

Ma famille

Tous Mes amis

Mes professeurs

Je dédie ce modeste travail...

Abdenour

REMERCIEMENTS

Nous remercions Dieu le Tout puissant de nous avoir donné patience, santé et volonté tout au long de nos études. On tient à remercier d'abord notre promoteur M.LARIBI d'avoir accepté de nous encadrer et de nous soutenir durant les moments difficiles de ce parcours. Merci pour vos encouragements.

Nous remercions également tous les membres du jury d'avoir accepté de juger notre travail : Messieurs Pr.K.ABADLI, Pr.M.A.DJEGHLAL, Dr.A.M.KASSER. Respectivement président de jury et examinateurs de ce travail. C'est vraiment un grand honneur pour nous. Merci

Nos remerciements s'adressent à toutes les personnes qui ont collaboré à la réalisation de ce travail. Nos amis en particulier : Amine Guerboukha, Amine lakhdari, Karim, Chemsou, Aness, Fadi, Yahia, Bilel. Merci pour votre patience.

Nous exprimons nos reconnaissances à tous les enseignants qui ont contribué de près ou de loin à notre formation.

Table des matières

Résumé

Dédicaces

Remerciement

Table des matières

Liste des figures

Liste des tableaux

Introduction General..... 13

Chapitre 1 Les aciers inoxydables..... 15

1.1. Introduction..... 16

1.2. Description..... 16

1.3. Caractéristiques des différentes microstructures 18

1.4. L'acier inoxydable austénitique 19

1.4.1 Généralités 19

1.4.2 Microstructure 19

1.5. Propriétés des aciers inoxydables austénitiques 21

1.5.1 Généralités..... 21

1.5.2 Les propriétés physiques et mécaniques 21

1.6. Domaines d'emploi 24

1.7. Conclusion 26

Chapitre 2 Soudage des aciers 316L 27

2.1. Introduction..... 28

2.2. Soudabilité du 316L..... 28

2.2.1 Généralités..... 28

2.2.2 Les différentes zones..... 28

2.2.3 Structure de solidification 30

2.2.4 Les modes de solidification..... 31

2.2.5	Influence de la composition chimique	32
2.3.	Soudage des aciers inoxydables austénitiques	34
2.3.1	Généralités.....	34
2.3.2	Soudage TIG	34
2.4.	Cycles thermiques du soudage	35
2.5.	Conclusion	36
Chapitre 3	Les Contraintes Résiduelles.....	37
3.1.	Introduction.....	38
3.2.	Définition	38
3.3.	Origines des contraintes résiduelles	39
3.4.	Les ordres de contraintes résiduelles.....	41
3.4.1	Les contraintes internes du troisième ordre	41
3.4.2	Les contraintes internes du deuxième ordre.....	42
3.4.3	Les contraintes internes du premier ordre	43
3.5.	Contraintes résiduelles dues au soudage.....	45
3.5.1	Estimation des contraintes résiduelles.....	46
3.6.	Méthodes de détermination des contraintes résiduelles	47
3.6.1	Méthodes non destructives.....	47
3.6.2	Méthodes semi destructives	49
3.6.3	Méthodes destructives	51
Chapitre 4	54
Procédure expérimentale	54
4.1.	Introduction.....	55
4.2.	Matériaux d'étude	55
4.2.1	Le métal de base.....	55
4.2.2	Le métal d'apport	56
4.3.	Soudage.....	57
4.3.1	Choix du procédé de soudage	57
4.3.2	Fiche technique du soudage	57

4.4.	Détermination expérimentale des contraintes résiduelles	58
4.4.1	Le dispositif.....	58
4.4.2	Calcul mathématique des contraintes résiduelles.....	61
Chapitre 5	Résultats et discussions	73
5.1.	Introduction.....	74
5.2.	Résultats de la métallographie	74
5.2.1	Structure du métal fondu.....	74
5.2.2	Structure de la zone de liaison	75
5.2.3	Structure de la ZAT.....	75
5.2.4	Structure du métal de base	76
5.3.	Détermination des contraintes résiduelles.....	76
5.3.1	La modélisation numérique.....	76
5.4.	Discussion des résultats.....	80
5.4.1	Pour le cordon de soudure.....	80
5.4.2	Pour la zone affectée thermiquement (ZAT).....	82
5.4.3	Pour le métal de base.....	84
Conclusion générale et perspectives	86	
Conclusion générale.....	87	
Perspectives.....	87	
Références Bibliographiques.....	88	

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 Système Fer-Chrome	16
Figure 1.2 Système Fer-Chrome-Nickel	18
Figure 2.1 Cycle thermique de la zone affectée thermiquement	29
Figure 2.2: Variation de la dureté dans un joint soudé	30
Figure 2.3: Cordon de soudure	30
Figure 2.4 croissance selon le mode cellulaire-dendritique	30
Figure 2.5: Effets du gradient thermique sur la surfusion constitutionnelle].	30
Figure 2.6 Différents modes de solidification primaire	32
Figure 2.7: Illustration du procédé TIG.	35
Figure 2.8 $\theta = f(x)$, répartition de la température dans une soudure	36
Figure 2.9 $\theta = f(t)$, cycle thermique d'un point A d'une soudure	36
Figure 3.1: Schéma de l'introduction des contraintes résiduelles par déformation plastique. ...	39
Figure 3.2 : Origine des contraintes résiduelles. Interdépendance	40
Figure 3.3: Contraintes résiduelles d'origine thermique et mécanique	41
Figure 3.4 : Représentation schématique de déformations.	42
Figure 3.5 : Contraintes résiduelles d'ordre 2 dans un matériau	43
Figure 3.6 : Répartition du champ de contraintes dans un matériau	44
Figure 3.7: Schématisation de l'effet des contraintes sur l'angle de diffraction	48
Figure 3.8: L'effet des contraintes sur les pics de diffraction	48
Figure 3.9 : Schéma de la méthode du trépan	50
Figure 3.10 : Machine d'usinage électrochimique	53
Figure 4.1 Principe du soudage par le procédé T.I.G	57
Figure 4.2 Jauge Extensométrique.	58
Figure 4.3 Dispositif expérimental de détermination des contraintes résiduelles par enlèvement de couche.....	59
Figure 4.4 Schéma explicite du dispositif d'enlèvement de couches et de mesure simultanée des déformations	60
Figure 4.5 Schéma de la géométrie de la pièce	61
Figure 5.1 Microstructure de la ZF (x200).....	74
Figure 5.2 Microstructure de la zone de liaison (x200)	75
Figure 5.3 Microstructure la ZAT (x200).	75
Figure 5.4 Microstructure du métal de base (MB) (x200).	76
Figure 5.5 Organigramme simplifié du modèle	77
Figure 5.6 Fichier CRinterface.fig (interface graphique).....	78

Figure 5.7 Fichier CRinterfaces.m	79
Figure 5.8 : Résultats de la Command Window	79
Figure 5.9 Représentation des contraintes résiduelles pour le cordon de soudure.	81
Figure 5.10 Représentation des contraintes résiduelles pour la ZAT.....	83
Figure 5.11 Representation des contraintes résiduelles pour le metal de base.....	85

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1.1 structures cristallines et compositions des carbures rencontrés dans les aciers inoxydables	20
Tableau 1.2 propriété physique du 316 et 316L	22
Tableau 1.3 Propriétés mécanique de l'acier 316 et 316L	22
Tableau 4.1 Composition chimique du métal de base 316L	55
Tableau 4.2 Caractéristiques mécanique du métal de base 316L.....	55
Tableau 4.3 Composition chimique du métal d'apport 308L.	56
Tableau 4.4 Composition chimique du 308L selon la norme ASTM.	56
Tableau 4.5 Propriétés mécaniques du métal d'apport.	56
Tableau 5.1 Contraintes résiduelles pour le cordon de soudure.....	80
Tableau 5.2 Contraintes résiduelles pour le ZAT.	82
Tableau 5.3 Contraintes résiduelles pour le métal de base	84

Introduction générale

INTRODUCTION

Les aciers inoxydables sont des matériaux qui occupent une place très importante dans le marché et ça grâce à leurs caractéristiques physiques, chimiques, mécaniques, et métallurgiques. Ils sont utilisés dans d'innombrables domaines : vie quotidienne, industrie, nucléaire, pétrolière, mécanique, hydraulique, agroalimentaire, chimie, transports, médecine et chirurgie.

Les aciers inoxydables austénitiques tel que le 316L, possèdent une bonne résistance à la corrosion, accompagnés de bonnes propriétés mécaniques et une forte capacité d'écrouissage et de ductilité. Ils sont soudables par un procédé conventionnel. Ils constituent donc des matériaux de structure particulièrement intéressants et sont très largement employés dans l'industrie chimique et l'industrie de l'énergie.

Cependant, le soudage introduit des contraintes résiduelles qui par définition sont des tensions qui existent dans les systèmes au repos en l'absence de toute force extérieure. Elles interviennent, au même titre que les contraintes d'origine externe, dans tous les phénomènes mettant en jeu la stabilité des structures, la fatigue, la rupture fragile ou ductile, la corrosion.

Pour cela, Il est important de connaître leur grandeur et leur répartition à fin de prévoir leurs influences sur l'utilisabilité de la pièce. Ce qui nous permettra d'exploiter notre matériau judicieusement.

L'objectif de la présente étude consiste à déterminer par la méthode d'enlèvement des couches successives les contraintes résiduelles qui règnent au niveau de la soudure d'un acier inoxydable 316L, après l'application d'un soudage TIG.

Ce travail est organisé selon le plan suivant :

- Le premier chapitre, consacré à la présentation des aciers inoxydables d'une façon globale, leurs caractéristiques physiques, mécaniques, chimiques. Ainsi que les domaines d'application et les grandes familles des aciers inoxydables les plus utilisés.

- Le deuxième chapitre consistera sur le soudage, définition générale et énumération des procédés en précisant les critères de choix du procédé et ces propriétés.
- Le troisième chapitre portera sur les contraintes résiduelles, leurs types, leurs origines et les méthodes de détermination les plus répandues.
- Le quatrième chapitre, est une présentation du procédé expérimental ainsi que le modèle mathématique utilisé pour la détermination des contraintes résiduelles.
- Dans le dernier chapitre, on présente d'abord l'étude métallographique des différentes zones (ZF, ZAT, MB). La deuxième partie est réservée au programme informatique sous MATLAB et son fonctionnement. On présentera ensuite les résultats obtenus et leurs interprétations.
- Le travail sera bien sûr clôturé par une conclusion générale et des perspectives.

Chapitre 1

Les aciers inoxydables

1.1. Introduction

Les aciers inoxydables sont reconnus pour leurs bonnes résistances à la corrosion, spécialement dans les milieux acides ainsi qu'au contact avec l'air et le sol, ces derniers possèdent aussi de bonnes propriétés mécaniques et physiques, ainsi qu'une bonne soudabilité, ce qui leurs confère une bonne place dans le marché des matériaux pour l'emploi et un large domaine d'emploi citant le nucléaire, pharmaceutique, militaire, automobile et bâtiment aussi une variété d'utilisation dans la vie quotidienne, dont l'importance d'étudier ce matériau pour améliorer et faciliter son exploitation.

1.2. Description [1].

Les aciers inoxydables sont des aciers faiblement alliés qui constituent un groupe de matière distinct. Les principaux éléments d'alliages sont le chrome (Cr), le nickel (Ni) et seulement une très petite quantité de carbone. D'autres éléments peuvent être ajoutés dans de faibles proportions afin d'obtenir diverses propriétés spécifiques (usinabilité,...). Les aciers inoxydables ont une résistance élevée aux attaques chimiques. Cette propriété, parfois désignée en tant que passivité, est obtenue à partir de 11 à 13 % de chrome. Un film dense, continu, essentiellement constitué d'oxyde de chrome se forme alors à la surface de l'acier protégeant ainsi sa surface des attaques extérieures. La résistance à la corrosion peut être encore améliorée en augmentant la teneur en chrome et en molybdène, mais aussi en ajoutant du nickel, dont le rôle est essentiellement de former l'austénite. Un acier contenant 18% de chrome et 8% de nickel est résistant dans la plupart des applications.

Le fer pur possède trois formes allotropiques en fonction de la température :

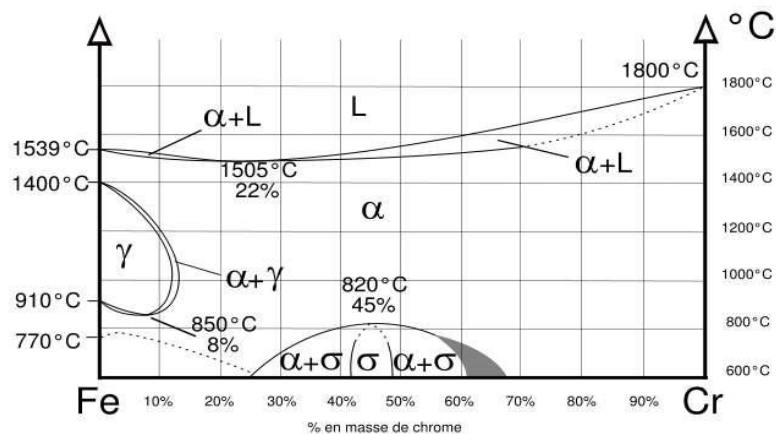


Figure 1.1 Système Fer-Chrome [1]

- Jusqu'à 910°C (point A3) : forme alpha (α), ferrite (cubique centré),
- De 910°C à 1400°C, (point A4) : forme gamma (γ), austénite (cubique face centrée),
- De 1400°C à 1538°C, (température de fusion), forme delta (Δ), ferrite (cubique centré).

Le chrome est un élément dit alphagène, il favorise fortement la forme ferritique. Sur le diagramme de phase Fe-Cr, le domaine austénitique est assez réduit et est représenté par un domaine limité appelé boucle gamma.

Pour les teneurs supérieures à 11,5% de chrome, l'alliage reste ferritique dans toute la plage de température. Il y a disparition de la transformation allotropique alpha - gamma. Entre 10,5 et 11,5% de chrome, l'alliage est biphasé ferrite + austénite dans certaines plages de température. Il subit une transformation ferrite - austénite pour des teneurs inférieures à 10,5%.

On notera, que le chrome entre 0 et 8% abaisse la température A3 et se comporte comme un élément gammagène. Ce comportement s'inverse pour des teneurs supérieures à 8%.

Point à partir duquel, cette température augmente. Pour certaines teneurs de chrome, dans le cadre d'un refroidissement lent, il peut y avoir formation de phase intermétallique sigma (σ) à des températures inférieures à 820°C. Elle précipite au joint de grain ou dans la matrice ferritique entraînant une fragilité.

Le nickel est, à l'opposé du chrome, un élément dit gammagène. Il ouvre le domaine austénitique. Concrètement, l'addition de nickel ouvre la boucle gamma [1].

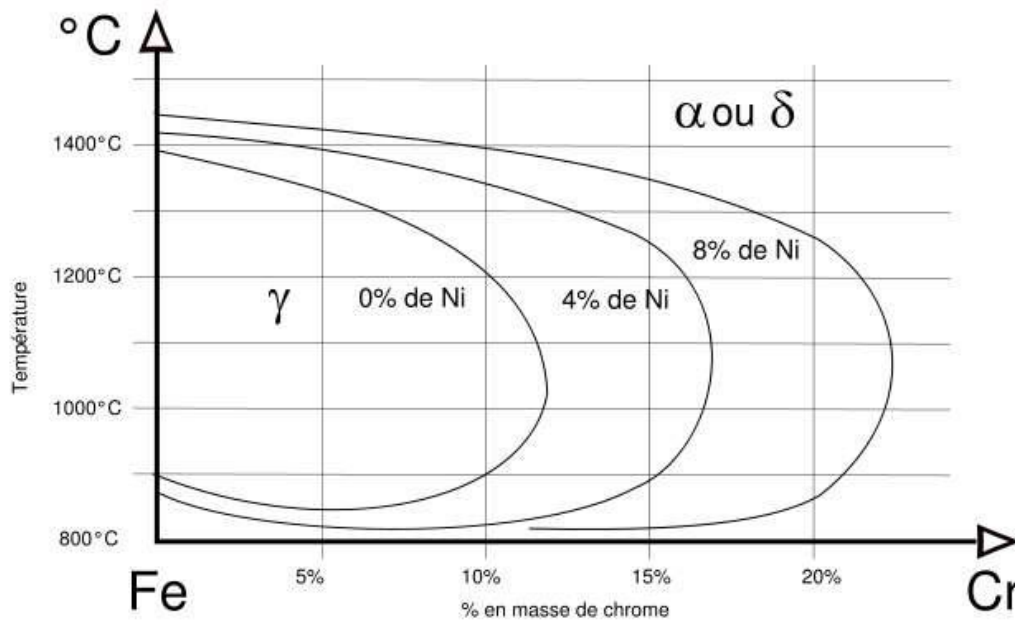


Figure 1.2 Système Fer-Chrome-Nickel [1].

1.3. Caractéristiques des différentes microstructures [1]

La microstructure de l'acier détermine dans une large mesure ses propriétés mécaniques et a en outre son importance pour la résistance à la fissuration par corrosion sous contraintes. Selon leurs différentes microstructures, les aciers inoxydables peuvent être classés comme suit :

- **Les aciers martensitiques** : ils sont utilisés lorsque les caractéristiques de résistance sont importantes. Les plus courants titrent 13% de chrome avec au moins 0,08% de carbone. D'autres nuances sont plus chargées en additions, avec éventuellement un faible pourcentage de nickel.
- **Les aciers ferritiques** : ils ne prennent pas la trempe. Il est possible de trouver dans cette catégorie des aciers réfractaires à haute teneur en chrome (jusqu'à 30%), particulièrement intéressant en présence de soufre.
- **Les aciers austéno-ferritiques** : ils ont des propriétés intermédiaires entre les deux précédentes catégories et parmi eux se trouvent des alliages particulièrement aptes à la soudure et d'autres très résistants à la corrosion intergranulaire.

➤ **Les aciers austénitiques** : ils sont de loin les plus nombreux en raison de leur résistance chimique très élevée, de leur ductilité comparable à celle du cuivre ou du laiton, et aussi de leurs bonnes caractéristiques mécaniques élevées. Des éléments d'addition tournent autour de 18% de chrome et 10% de nickel. La teneur en carbone est très basse et la stabilité améliorée par des éléments tels que le titane ou le niobium [1].

1.4. L'acier inoxydable austénitique

1.4.1 Généralités [2].

Les aciers inoxydables dits austénitiques conservent à température ambiante la structure austénitique des hautes températures.

Les aciers de la série AISI 300 sont les plus répandus. Ils contiennent 16 à 25 % de chrome pour le caractère inoxydable et 8 à 20 % de nickel qui est un élément gammagène garantissant la structure austénitique finale.

D'autres éléments d'alliage (N, Mn, Cu) sont ajoutés pour stabiliser l'austénite à haute température. La présence de titane ou de niobium qui ont plus d'affinités que le chrome pour le carbone, va limiter la formation de carbures du type $Cr_{23}C_6$ aux joints de grain qui peuvent induire de la corrosion intergranulaire. Les autres solutions pour limiter les risques de corrosion intergranulaire sont de diminuer la teneur en carbone ou d'effectuer un traitement d'hypertrempe avec une montée en température supérieure à 900°C.

Les aciers AISI 316L sont préférentiellement utilisés car leur composition permet d'obtenir après solidification une teneur en ferrite résiduelle de quelques pourcents. La présence de ferrite permet la dissolution de certaines impuretés (S, P, Se, Sn...) et ainsi limite la formation de microségrégations (ségrégation interdendritique) qui sont des composés à bas point de fusion et regroupant les impuretés. Ces ségrégations peuvent alors servir de points d'amorce de fissure sous l'effet de contraintes thermiques et de retrait (fissuration à chaud).

Par contre, notamment sous l'effet de vieillissements thermiques, la ferrite a tendance à fragiliser l'alliage.

La présence de molybdène dans ces alliages améliore quant à elle les propriétés mécaniques et permet une meilleure résistance à la corrosion par piqûres.

1.4.2 Microstructure

Les précipitations et les inclusions sont caractéristiques des aciers austénitiques, des carbures peuvent aussi précipiter.

i. Précipitation des carbures [2].

Les aciers austénitiques forgés contiennent généralement plus de 0,25% massique de carbone, alors que certains alliages moules peuvent en contenir plus de 0,75% massique. La solubilité du carbone dans l'austénite décroît rapidement lorsque la température diminue ; aussi une teneur élevée en Ni diminue la solubilité du carbone. Par conséquent, la précipitation des carbures

$M_{23}C_6$, où M représente Cr, Fe, Mo et Ni, est très commune à cette classe d'aciers.

La présence de Mo dans certains alliages peut causer la précipitation de phase, ainsi que des carbures M_6C , où M représente Fe, Mo et Cr. Pour les teneurs usuelles en carbone des aciers inoxydables austénitiques forgés, la précipitation des carbures M_7C_3 , où M représente Cr et Fe, ne se produit pas. Les carbures de type M_3C (M=Fe, Mn, Cr) ne sont pas rencontrés dans les aciers austénitiques.

Dans ce qui suit, le détail des deux types de carbures précipite le plus souvent dans les aciers inoxydables austénitiques à faible taux de carbone.

Tableau 1.1 structures cristallines et compositions des carbures rencontrés dans les aciers inoxydables [2]

Carbure	Structure cristallo-graphique	Atomes par unité cristallo-graphique	Groupe spatial	Paramètres de maille (nm)	Principaux éléments métalliques
$M_{23}C_6$	cfc	116	Fm3m	a=1,057-1,068	Cr, Fe, Mo, Ni
MC	cfc ordonné	8	Fm3m	a=0,4131-0,4698	Ti, Nb, V et/ou Zr
M_6C	cfc	112	Fd3m	a=1,085-1,128	Fe, Mo, Cr
M_7C_3	pseudo hex.	40	Pnma	a=0,6928-0,6963; c=0,4541-0,4511	(Cr,Fe) $_7C_3$

ii. Les inclusions non métalliques [3].

Les inclusions sont inévitables puisque les appareils d'observation ont permis d'observer des « matières étrangères » de plus en plus fines, de quelques millimètres à quelques nanomètres. Les inclusions non métalliques sont des composés chimiques n'ayant pas les propriétés métalliques de la matrice des aciers. Ce sont des composés métal-métalloïde mais leur caractère non métallique varie avec la nature de chaque partenaire.

Tous les oxydes et les sulfures sont des inclusions non métalliques qui sont nettement visibles après polissage fin des surfaces métalliques. Les inclusions peuvent se former avant

ou pendant la solidification ; certaines apparaissent dans le métal solide. Lorsqu'elles se forment à partir des éléments habituels de l'acier, on parle d'inclusions *endogènes*. Si des composés chimiques proviennent de l'extérieur, c'est alors une pollution accidentelle, il s'agit d'inclusions *exogènes* ; ces dernières réagissent au moins en partie avec le métal pour donner des inclusions *mixtes*.

Les inclusions naissent sous des dimensions, formes, états, et en des sites variables avec de nombreux paramètres. Celles qui restent piégées dans le métal solide ont des dimensions de quelques nanomètres à quelques millimètres.

Les inclusions exogènes et mixtes nées de l'entraînement de composés étrangers sont les plus grosses et l'on convient de fixer leurs limites inférieures à 100nm.

Les inclusions très fines, inférieures à 0,1mm peuvent être appelées *précipités* et leur localisation est particulière. La finesse de ces particules est due à leur basse température de formation dans l'acier solide. Elles se situent alors aux joints de grains qui existent à cette température. Leur finesse est de plus fonction directe de celle du grain [3].

1.5. Propriétés des aciers inoxydables austénitiques

1.5.1 Généralités

Les aciers inoxydables possèdent deux types de propriétés, les propriétés appelées volumique qui englobent les propriétés mécaniques et physiques, ainsi que les propriétés surfaciques qui régissent le type d'interactions entre l'acier et l'environnement.

1.5.2 Les propriétés physiques et mécaniques [3].

Les aciers austénitiques ont deux propriétés particulièrement importantes, à savoir, leur conductivité thermique basse et leur coefficient de dilatation thermique élevé. Leur conductivité thermique équivaut à 1/5 de sa valeur pour le fer pur et 1/3 celle de l'acier au carbone AISI 1025. Le coefficient de dilatation thermique des aciers inoxydables est environ 50% plus élevée que pour le fer pur ou pour l'acier AISI 1025.

Les nuances à bas carbone "nuance-L" (exemple, 316L) remédient à la sensibilisation ou à la corrosion intergranulaire. Elles présentent souvent une excellente combinaison entre la résistance à la corrosion, ductilité, dureté et soudabilité. Cependant, pour les nuances

communes leur ténacité, en particulier le module d'Young dans les conditions de recuit, est relativement bas, autour de 200 à 250 MPa.

i. Principales propriétés physique et mécanique du 316 et 316L [3].

Tableau 1.2 propriété physique du 316 et 316L [3].

Propriétés	Valeurs
Densité	7,9
Résistivité électrique	74 $\mu\Omega \cdot \text{Cm}$
Conductibilité thermique	14,6 $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$

Tableau 1.3 Propriétés mécanique de l'acier 316 et 316L [3].

Propriétés	Valeurs
Module de Young	190-200 GPa
Coefficient de Poisson	0,3
Limite élastique	217 MPa
Résistance à la traction	520 - 645 MPa
Allongement à la rupture	40 - 68 %
Coefficient de dilatation thermique moyen de 20 à 1000°C	16,5 – 19,5.10 ⁻⁶ /°C
Dureté	95 HRB ou 136 HV

ii. Propriétés Chimiques [3].

On appelle corrosion la destruction des métaux sous l'action du milieu ambiant. L'attaque corrosive débute par la surface, c'est-à-dire par la limite métal-milieu et se propage progressivement en profondeur. Il est fréquent que les métaux perdent leur éclat métallique et se couvrent de produits de corrosion (se rouillent). Les propriétés mécaniques se dégradent alors brusquement, même lorsque l'aspect extérieur de la surface ne subit aucune modification.

La passivation est en rapport avec l'existence, à la surface de l'acier inoxydable, de films formes essentiellement d'oxyde ferrique hydrate avec une proportion variable de silice, mais sans chrome. Si l'acier contient du Mo, la structure de ces films se rapproche de celle des heteropolyacides, comme l'acide silicomolybdique (le fait qu'on puisse définir un degré de passivation ne pourrait pouvoir être expliqué que par la variabilité des propriétés de ces films d'oxydes, notamment de leur épaisseur et de leur porosité). Cependant il est curieux de noter que la passivité se conserve dans les milieux acides de pH très inférieur à celui à partir duquel $Fe(OH)_3$ est stable. Sans doute faut-il admettre qu'avant formation de la couche d'oxydes, il se produit une chimisorption d'oxygène, favorisée par le défaut de saturation de l'avant-dernière couche (3d) d'électrons dans les atomes de fer et de chrome ; le nombre de places libres dans la couche 3d du chrome étant de 5, une proportion d'un atome de chrome pour 5 de fer permet d'ailleurs d'enlever un électron à chaque atome de fer, ce qui est également favorable à la passivité. En tout état de cause, en deçà de 13% de Cr, la passivité n'est plus assurée. Ainsi, on a observé qu'au cours du recuit à haute température, les tôles minces en acier inoxydable austénitique Ni-Cr du type 18-8 risquaient de s'oxyder rapidement, avec formation d'une couche superficielle très mince (moins de $10\mu\text{m}$ d'épaisseur), ou la teneur en chrome tombe à 10% environ. En pareil cas, l'alliage devient sujet à la corrosion par piqûres par simple exposition à l'atmosphère, même non spécialement agressive, ce qui a conduit à certains déboires dans les applications qu'en a faites l'industrie du bâtiment.

Les aciers austénitiques Ni-Cr ne résistent pas en milieu réducteur, en particulier en milieu chlorhydrique (la corrosion dans l'acide chlorhydrique en l'absence d'oxygène est une corrosion généralisée sensiblement uniforme). L'addition d'un oxydant énergétique, par exemple l'eau oxygénée, transforme le phénomène en une corrosion par piqûres ; ce type de corrosion est généralement observé au voisinage de neutralité en présence d'ions chlore (en solution de chlorure de fer, par exemple).

La sensibilité des aciers inoxydables austénitiques à la corrosion intergranulaire est éliminée par l'addition des éléments stabilisateurs Ti, Nb et V, même en faibles quantités. Ces éléments forment des carbures de type MC très stables, durs et qui ont des potentiels de corrosion élevés.

1.6. Domaines d'emploi

i. Equipement pour l'industrie [4]

Les équipements pour les industries chimiques/pétrochimiques, agroalimentaires et pharmaceutiques sont pour l'essentiel des appareils chaudronnés travaillant généralement à la pression atmosphérique mais qui, dans le cas des réacteurs, peuvent être soumis à des pressions élevées. La résistance à la corrosion de la nuance doit être élevée ce qui justifie, dans certains cas, d'utiliser des alliages austénitiques comportant une addition de molybdène de l'ordre de 2,0 % (X2CrNiMo17-12-2/1.4404) voire de 3,5 % (X2CrNiMoN18-15-4/1.4438). Si l'on craint un possible phénomène de corrosion sous contrainte, l'emploi d'une nuance austénoferritique de type X2CrNiMoN22-5-3/1.4462 est recommandé. A ces considérations de résistance à la corrosion, il faut ajouter qu'il est absolument nécessaire que les matériaux mis en œuvre possèdent une bonne soudabilité opératoire ainsi qu'une bonne soudabilité métallurgique.

ii. Electroménager, ménager coutellerie [4]

Ce vaste domaine du ménager et de l'électroménager (appareils électroménagers, ustensiles ménagers, platerie, couverts) n'est pas homogène en termes de choix de nuance. Par contre, quelle que soit la nuance retenue, elle devra présenter un état de surface permettant un lavage facile afin d'éviter tout risque de rétention d'origine bactérienne. En général, le niveau de résistance à la corrosion peut être qualifié de moyen. Par contre, certaines pièces sont sévèrement embouties. Dans ce cas, le recours à une nuance austénitique (alliage : Fe-Cr-Ni) de type X5CrNi18-10/1.4301 est absolument nécessaire. Pour les éléments peu conformés et assemblés mécaniquement ou par collage, l'emploi de la nuance X6Cr17/1.4016 est généralement suffisant pour résister à la corrosion du milieu environnant. Si les assemblages sont réalisés par soudage, il faut alors utiliser une nuance ferritique stabilisée du type X3CrTi17/1.4510. Dans le domaine de la coutellerie, la qualité de coupe de la lame est l'élément déterminant. Pour ce faire on utilisera un alliage martensitique contenant au moins 0,2 % de carbone (X20Cr13/1.4021) de manière à obtenir, après traitement de trempe, une structure entièrement martensitique dont la dureté est suffisante pour assurer une bonne coupe. Les nuances dont la teneur en carbone est supérieure permettent, à priori, des duretés plus élevées à condition que le traitement thermique de trempe soit parfaitement réalisé.

iii. Industrie automobile [4]

L'utilisation des aciers inoxydables dans l'automobile diffère selon les conditions d'utilisation :

Dans **la ligne d'échappement**, pour des considérations esthétiques relatives aux parties visibles, il est préférable d'utiliser des inox ferritiques de nuance X2CrTi12/1.4512 pour éviter la prise d'une patine (coloration avec le temps).

Pour **la partie chaude** de la ligne d'échappement (c'est-à-dire celle proche du catalyseur et celle voisine du bloc moteur), on utilisera des nuances à 17 % de chrome stabilisées au titane et /ou au niobium.

Pour **le reste des parties chaudes**, la résistance à l'oxydation et au fluage causé par la fatigue thermique, est une question primordiale qui nous impose l'utilisation de l'inox austénitique de nuance X18CrNiSi20-12/1.4828 ou X12CrNi23-13/1.4833.

La **décoration automobile** est du domaine exclusif des nuances ferritiques à 17 % de chrome avec ou sans addition de molybdène et stabilisées au niobium pour les éléments devant être profilés puis cintrés.

Les **tubes destinés au transport du fluide**, sont des parties très sensibles à la corrosion par agression du milieu liquide, pour cela l'utilisation des aciers inoxydables austénitiques de nuance X2CrNi18-9/1.4307 est nécessaire. Pour les milieux à grand degré d'agressivité on utilise les nuances austénitiques X2CrNiMo17-12-2/1.4404, dans certains cas particuliers on utilise l'alliage austéno-ferritique X2CrNiMoN22-5-3/1.4462.

Les **tubes de décoration**, on utilise surtout la nuance X5CrNi18-10/1.4301, sans l'application d'un traitement thermique.

Les **tubes pour applications structurales** sont réalisés à partir de feuillards épais, notamment dans la nuance ferritique X2CrNi12/1.4003.

Il existe une dernière catégorie de **tubes destinés à équiper des échangeurs de chaleur** (condenseurs, réchauffeurs, évaporateurs, etc.). Les alliages ferritiques sont plus préférables que les alliages austénitiques, à cause de leur conductivité thermique qui est 1.7 fois plus élevée que celle des nuances austénitiques. Les deux alliages les plus utilisés sont le X3CrTi17/1.4510 et le X2CrMoTi29-4/1.4592.

iv. Bâtiment [4]

Il s'agit d'un très vaste domaine dans lequel l'acier inoxydable est utilisé aussi bien à l'extérieur (couverture, murs rideaux, entrées d'immeubles, mobilier urbain) qu'à l'intérieur des immeubles (décoration, escaliers mécaniques, cage d'ascenseurs, escaliers). On le trouve

également sous la forme de conduits de fumée rigides ou souples lorsqu'il s'agit de réhabilitation de cheminées anciennes. Dans le domaine de la couverture, on trouve aussi bien des nuances ferritiques (depuis 17 % jusqu'à 29 % de chrome avec ou sans addition de molybdène) que des nuances austénitiques du type X5CrNi18-10/1.4301 mais dans tous les cas, l'aspect du produit doit être mat. Cet aspect est obtenu soit directement au laminage, soit après revêtement d'une fine couche d'étain.

Dans le domaine de la décoration, on trouve une très grande variété d'aspects de surface : brillant, mat, poli, gravé, etc., afin de répondre aux souhaits des architectes.

Malgré sa très remarquable résistance au feu, l'acier inoxydable est encore peu utilisé dans les structures. Il s'agit pourtant d'un domaine où ses caractéristiques mécaniques « à chaud » permettent de l'employer sans avoir recours à des protections thermiques.

1.7. Conclusion

L'acier inoxydable est distingué par ses propriétés chimiques et mécaniques à l'état brut, mais afin de l'exploiter dans l'industrie il est inévitable de passer par des étapes de mise en forme, ce qui inclura le soudage, le profilage....etc.

Ces étapes de mise en forme peuvent bien diminuer et dégrader la qualité des caractéristiques de notre matériau, pour cela il est nécessaire d'étudier ce dernier sous ces conditions afin de maximiser son rendement.

Chapitre 2

Soudage des aciers 316L

2.1. Introduction

Les techniques de soudage sont des techniques d'assemblage principales dans l'industrie métallique, ainsi les procédés diffèrent selon les paramètres d'application. Un procédé de soudage implique un ensemble de paramètres qui doivent s'adapter à chacun des travaux de soudage effectués. Chaque procédé de soudage comporte différents avantages et inconvénients qui déterminent le choix du procédé à utiliser pour un travail donné. Ainsi, après avoir identifié le bon procédé de soudage à utiliser, il reste plusieurs paramètres à déterminer tels que le choix du métal d'apport, l'intensité du courant ou de la tension, le type de courant et de polarité (pour le courant continu – CC (DC)), le choix d'un gaz protecteur (s'il y a lieu), la vitesse de dévidage du fil-électrode (s'il y a lieu), l'élaboration de la séquence de soudage et, enfin, la technique de soudage (mouvement oscillatoire, angle de l'électrode, etc.).

2.2. Soudabilité du 316L

2.2.1 Généralités

La soudabilité est l'aptitude du métal ou d'un alliage à être assemblé, par un procédé de soudage, qui assure effectivement la continuité métallique du matériau [5].

La soudabilité du 316L, comme celle des aciers austénitiques en général, est excellente. Le fait qu'il n'y ait aucune trempe lors du refroidissement ne garantit des soudures ductiles et de bonne qualité. Cependant quelques modifications microstructurales peuvent éventuellement se former lors de la solidification [6].

2.2.2 Les différentes zones

Une soudure d'acier inoxydable austénitique pourra, après son retour à la température ambiante se présenter comme suit :

i. Métal Fondu (MF) [6]

Il se solidifie à l'état austéno-ferritique ou totalement ferritique et sa transformation :

Ferrite (δ) \rightarrow Austénite (γ)

N'est généralement pas complète par suite de la rapidité du refroidissement. Il subsiste donc à la température ambiante une certaine proportion de ferrite (δ) d'autant plus élevée que le

refroidissement à haute température ($> 1250^{\circ}\text{C}$) a été plus rapide. Par suite des ségrégations issues de la solidification, cette ferrite (δ) est à la fois dans les espaces interdendritiques et dans les axes des dendrites. L'austénite par ailleurs ne subit aucune transformation jusqu'à son retour à la température ambiante.

ii. La zone affectée thermiquement

La figure 2.1 représente 3 régions distinctes pour comprendre les phénomènes qui se produisent dans la zone affectée thermiquement [7]:

- Région 1 : transformation de l'austénite en ferrites dissolution des précipités.
- Région 2 : structure entièrement ferritique et grossissement des grains.
- Région 3 : Reformation de l'austénite et réaction de précipitation (carbure et nitrure).

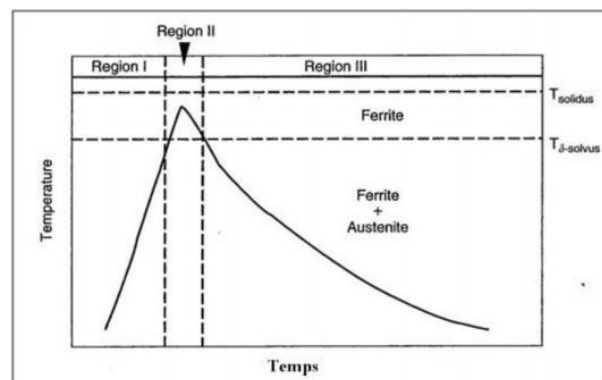


Figure 2.1 Cycle thermique de la zone affectée thermiquement [7].

iii. Métal de base (MB) [8]

C'est le métal des pièces à assembler, ou la partie qui n'a pas été affecté par la chaleur de soudage.

Les figures II-2 et II-3 représentent les différentes zones d'un cordon de soudure et la variation de dureté dans un joint soudé respectivement.

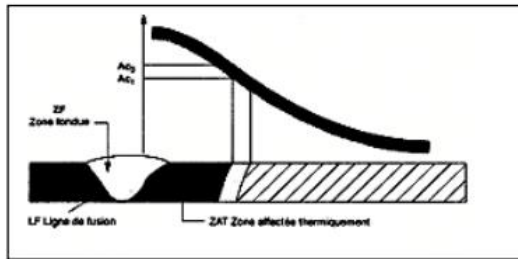


Figure 2.3: Cordon de soudure [8]

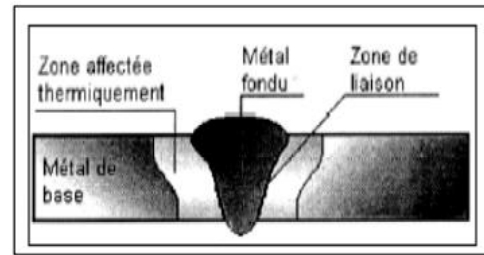


Figure 2.2: Variation de la dureté dans un joint soudé [8]

2.2.3 Structure de solidification [2]

Lors de la solidification d'un alliage, si les conditions d'équilibre sont maintenues, le soluté est rejeté à l'interface solide-liquide et diffuse vers le liquide pour former une couche de diffusion en avant de l'interface. La solidification est alors dite à front plan. Il faut pour cela que la température réelle du liquide soit toujours supérieure ou égale à la température du liquidus. Cela se traduit par un gradient thermique G élevé ($G = \frac{dT_L}{dx}$ avec T_L température du liquide et x distances par rapport à l'interface).

Si le refroidissement est trop rapide, ce qui est généralement le cas pour les soudures en acier austénitique, la diffusion du soluté est limitée. Il y a donc un excédent de soluté au niveau de l'interface qui peut provoquer le phénomène de "surfusion constitutionnelle" : le gradient thermique est suffisamment faible pour que sur une certaine distance x la température réelle du liquide soit inférieure à la température d'équilibre (Figure 2-4). Ces instabilités entraînent une disparition de l'interface plane. La solidification est alors de type cellulaire ou dendritique (Figure 2-5) avec des branches primaires se développant parallèlement à des directions préférentielles associées à la structure cristalline (direction cristallographique pour les cristaux cubiques).

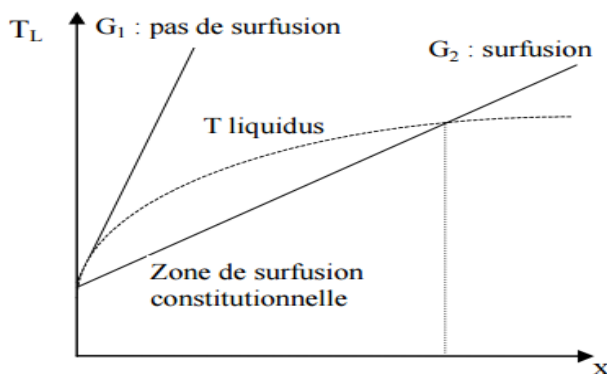


Figure 2.4 croissances selon le mode cellulaire-dendritique [2].

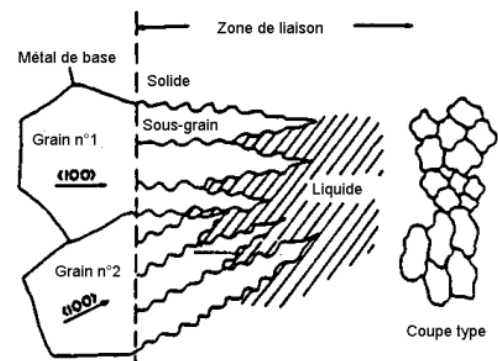


Figure 2.5: Effets du gradient thermique sur la surfusion constitutionnelle [2].

Cette structure dendritique est aussi observée à l'ambiante car, même dans le cas d'un soudage multipasses, les grains d'austénite de la passe refondue ne subissent pas de recristallisation. Par contre, ce type de structure n'apparaît pas dans les soudures d'acier ferritique car, lors du refroidissement, une transformation solide-solide détruit la structure dendritique.

2.2.4 Les modes de solidification

En fonction de la composition du métal d'apport, la solidification peut se produire selon différents modes (Figure 2-6) [9]:

- Mode A : solidification en austénite primaire ;
- Mode AF : solidification en austénite primaire avec apparition de ferrite par réaction eutectique et enrichissement en chrome à la frontière entre deux dendrites ;
- Mode FA : solidification en ferrite primaire puis transformation à l'état solide de la majorité de la ferrite en austénite. Cette transformation s'accompagne d'un enrichissement en chrome et d'un appauvrissement en nickel au niveau des cœurs des dendrites. Il apparaît alors dans ces zones de la ferrite résiduelle dite "squelettique" ou "vermiculaire" (5 à 10%);
- Mode F : solidification en ferrite primaire avec possibilité de nucléation de grains d'austénite au sein de la ferrite (austénite dite de Widmanstätten).

Les cinétiques de disparition du liquide et de formation des différentes phases solides sont très différentes dans chaque cas. De même que la solubilité des impuretés telles que le S et le P qui peuvent contrôler la criquabilité à chaud du métal solidifié. Il est donc important de connaître avec précision les facteurs qui contrôlent la nature du dépôt primaire.

Il a de plus été montré que les modes de solidification pouvaient se déduire d'un rapport noté Cr_{eq}/Ni_{eq} . Les relations suivantes ont ainsi été établies [10]:

$$Cr_{eq} = \% Cr + \% Mo + 1.5 \% Si + 0.5 \% Nb$$

$$Ni_{eq} = \% Ni + 30 \% C + 0.5 \% Mn$$

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

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

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

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

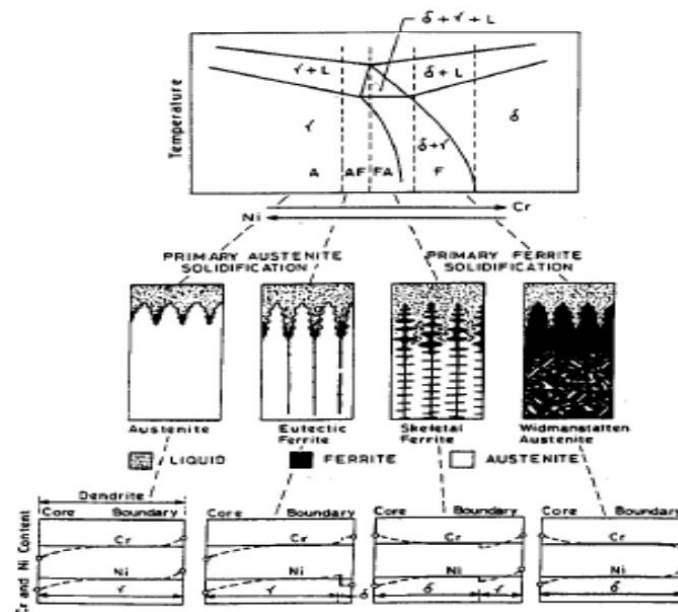


Figure 2.6 Différents modes de solidification primaire [10].

2.2.5 Influence de la composition chimique

i. Influence des éléments d'addition [11]

La connaissance des éléments caractérisant la composition chimique de l'acier de base ou du cordon de soudure est nécessaire pour l'obtention de certaines caractéristiques, ces éléments peuvent avoir un effet négatif ou positif sur tel ou tel aspect de la soudabilité, donc il est important de choisir avec soin les éléments qui composent le métal de base ou d'apport et, dans certains procédés, le flux solide ou l'enrobage des électrodes.

ii. Le rôle des éléments d'aditions [12].

- Le chrome, élément « alphagène », réduit le domaine austénitique qui s'étale entre 1400° et 900°C. Tout le domaine situé au-delà de 13% de chrome est constitué par une seule phase ferritique sans point de transformation ; les aciers de ce domaine ne sont pas susceptibles de prendre trempe. Quand un tel alliage est chauffé au-delà d'une certaine température, les grains grossissent régulièrement par surchauffe, mais ne peuvent être régénérés lors du refroidissement par absence du point de transformation. Le grain ferritique reste donc grossier et le métal devient plus fragile. Des teneurs plus élevées en chrome favorisent l'apparition d'une nouvelle phase σ (45% de chrome), donnant une solution solide entre 42 et 48% ou des phases mixtes $\delta + \sigma$, la phase σ entraîne la fragilisation de l'alliage fer-chrome.

- Le carbone, élément « gammagène », peut donner avec les composés fer-chrome, plusieurs carbures complexes. A partir d'une teneur de chrome de 6%, il y'a apparition du domaine triphasée $\delta + \gamma + \text{carbures}$, qui augmente avec la teneur en chrome.
- Le nickel, comme le carbone, est un élément « gammagène », tend à accroître le pouvoir trempant de l'acier en abaissant la vitesse critique de trempe. Les aciers classiques à 18% de chrome et 8% de nickel, à très bas carbone, sont formés uniquement par la phase austénitique stable ; la présence de carbone tend à précipiter des carbures complexes avec la phase austénitique. La solubilité des carbures augmente avec la concentration en nickel, surtout à partir de 1000°C.
- Le manganèse, élément « gammagène », augmente la stabilité de l'austénite dans les aciers austénitiques au nickel-chrome. Les aciers au chrome-nickel-manganèse sont parfaitement soudables comme ceux au nickel-chrome.
- Le silicium, élément « alphagène », augmente la résistance à l'oxydation des austénites au nickel-chrome. Un excès de silicium augmente la sensibilité à la fissuration des austénites à chaud ; par conséquent sa teneur doit être limitée pour éviter la fissuration de ces aciers pendant l'opération de soudage.
- Le molybdène, élément « alphagène », augmente la résistance chimique à certaines attaques corrosives, augmente la ductilité de l'austénite à hautes températures, par suite une diminution de la sensibilité à la fissuration à chaud.
- Le titane, forme des carbures de titane qui précèdent la formation des carbures de chrome et empêchent ainsi leur précipitation.

iii. Influence des impuretés : Soufre et phosphore [11].

Le soufre et le phosphore sont très défavorables aux joints soudés. En tant qu'impuretés, on peut considérer que leur action est identique : augmentation de la fragilité de l'acier, risque de soufflures ou de criques. En principe, leur teneur doit être inférieure à 0.04% dans les aciers destinés au soudage.

2.3. Soudage des aciers inoxydables austénitiques

2.3.1 Généralités

De nombreux procédés de soudage par fusion peuvent être employés lors de la mise en œuvre des aciers inoxydables : soudage à l'arc avec électrode enrobée, sous flux, MIG, TIG, soudage au plasma, soudage par faisceau d'électrons, par faisceau laser. Ces procédés doivent assurer [13]:

- une bonne continuité géométrique sans défauts de surface qui pourrait constituer des amorces de corrosion ;
- une bonne conservation de la résistance à la corrosion de l'assemblage ; ce résultat sera obtenu si le procédé permet d'éviter tout départ d'élément d'alliage utile (le chrome notamment) et tout apport d'élément nocif tel que le carbone ;
- une bonne tenue mécanique qui sera généralement obtenue si la géométrie de l'assemblage d'une part et la composition chimique du métal fondu sont satisfaisantes, notamment, en ce qui concerne cette dernière, si les conditions nécessaires pour éviter la fissuration à chaud sont satisfaites.

2.3.2 Soudage TIG

i. Principe [14].

Le terme TIG appelé aussi GTAW est l'acronyme de Tungstène Inerte Gaz où le terme Tungstène désigne le métal constitutif de l'électrode et le terme de gaz inerte représente la protection utilisée. Ce procédé rentre dans la catégorie des procédés de soudage à l'arc avec une électrode non fusible.

L'arc se crée entre l'électrode réfractaire et la pièce sous un flux gazeux, de façon générale, il s'agit d'un gaz ou d'un mélange de gaz rares. L'amorçage se fait grâce au gaz circulant dans la buse qui entoure une grande partie de l'électrode.

Le soudage s'effectue en polarité directe (pole - du générateur relié à l'électrode) pour la majorité des métaux et alliages (Aciers, Inox, Cuivreux, Titane, Nickel...) sauf dans le cas des alliages légers d'aluminium ou du magnésium où l'on soude en polarité alternée (pendant un laps de temps, l'électrode est reliée au pôle + du générateur). Il est important de noter que souder de façon continue en polarité directe (pole + relié à l'électrode) détruit cette électrode en la faisant fondre.

ii. Description du procédé

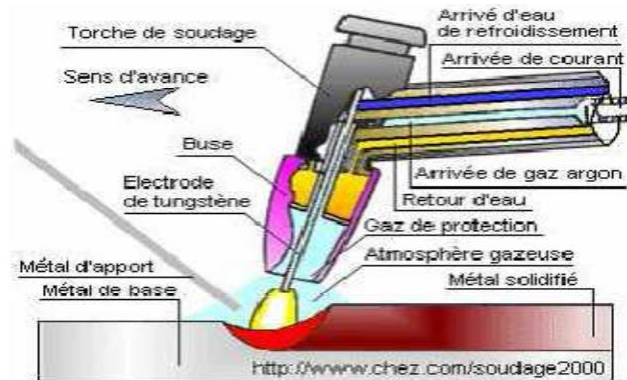


Figure 2.7: Illustration du procédé TIG [14].

Le soudage TIG (**Figure 2-7**) produit une simple fusion caractérisée par sa largeur et sa pénétration. On réalise un apport de métal en introduisant directement dans le bain un fil de même nature que le métal de base. Ce fil qui fait dès son arrivée n'a aucune liaison avec le circuit de soudage. Il n'est pas une électrode et son taux de dépôt est indépendant de la puissance de l'arc.

Ce fait est une des caractéristiques importantes du procédé TIG qui le distingue des procédés à électrodes fusibles. De même que les procédés à fils fusibles, le procédé TIG peut s'automatiser facilement [15].

2.4. Cycles thermiques du soudage

Sur le plan thermique, le soudage est caractérisé par un apport important et localisé de chaleur sur la pièce soudée. La diffusion de l'énergie, ainsi apportée, dans le métal fait du soudage une véritable opération de traitement thermique. Ces effets sont caractérisés par [16]:

- Un chauffage très rapide jusqu'à une température comprise entre la température initiale et la température de fusion du métal.
- Un refroidissement qui succède immédiatement au chauffage et dont la cinétique dépend essentiellement des paramètres de soudage. L'intérêt de la connaissance du cycle thermique (c'est-à-dire la variation de la température en fonction du temps, en tout point de l'assemblage) de soudage est de permettre l'interprétation quantitative des phénomènes

métallurgiques engendrés par cette opération pour déterminer le critère de choix des procédés de soudage et des modes opératoires (Figure 2-8 et Figure 2-9) [12].

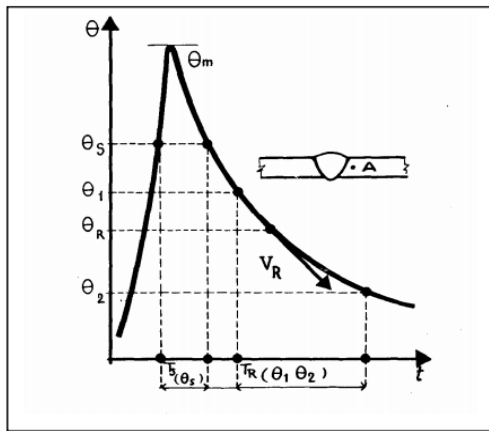


Figure 2.9 $\theta = f(t)$, cycle thermique d'un point A d'une soudure

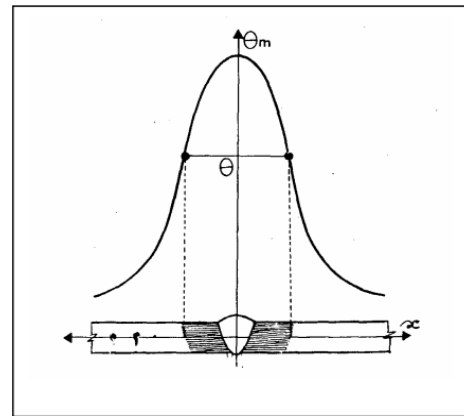


Figure 2.8 $\theta = f(x)$, répartition de la température dans une soudure

2.5. Conclusion

Ces diverses techniques de soudage (et d'autres...) permettent l'assemblage des objets d'une vague gamme de métaux avec diverses performances. Les mesures ponctuelles sont complétées aujourd'hui par des possibilités de mesures de température, énergie de chaleur et même une modélisation des procédés de soudage, mais Les informations apportées sont toujours relatives aux propriétés du matériau. L'avenir permettra peut-être d'accéder à des informations de pointe.

Chapitre 3

Les Contraintes Résiduelles

3.1. Introduction

Dans l'industrie, on rencontre souvent des pièces rompues en services sous des sollicitations très inférieures aux prévisions, parce qu'il existe en leur sein des contraintes, avant même leur intégration dans les machines, sans qu'aucune sollicitation extérieure ne leur soit appliquée. Ces contraintes internes sont appelées « **contraintes résiduelles** ».

Les contraintes résiduelles se produisent suite à un déséquilibre de conditions extérieures et intérieures d'un matériau. Typiquement une déformation plastique ou un changement microstructural dans le matériau empêchant le déchargement des charges externes précédemment appliqués. Cela se produit généralement suite à trois principaux mécanismes à savoir : procédés mécaniques, traitements chimiques et traitements thermiques.

Les contraintes résiduelles peuvent affecter de manière significative les propriétés mécaniques des matériaux et des composantes structurales, notamment la durée de vie en fatigue, la distorsion, la stabilité dimensionnelle, résistance à la corrosion, et la rupture fragile. Ces effets s'accompagnent souvent avec des dépenses considérables en termes de réparations et de maintenance de pièces, d'équipements et de structures.

Pour cette raison, l'analyse des contraintes résiduelles s'avère une étape obligatoire pour la conception de pièces et éléments structurels ainsi que l'estimation de leur fiabilité dans les conditions réelles de service.

3.2. Définition

Les contraintes résiduelles peuvent être définies comme étant des tensions et compressions qui existent dans le matériau suite à un procédé de fabrication et /ou de transformation sans application de forces externes ou des gradients thermique [18].

Le champ de contraintes qui existe au sein d'un matériau lorsque celui-ci n'est soumis à aucune force ni moment extérieur est appelé champ de contraintes résiduelles. Il s'agit d'un champ de contraintes statistiques et multiaxiales dont la répartition est régie par l'équilibre mécanique des forces et des moments de la pièce au repos. Donc les contraintes résiduelles sont des tensions qui existent dans une structure en l'absence de toute force ou sollicitation mécanique extérieure [19].

3.3. Origines des contraintes résiduelles

L'état mécanique d'un matériau est entièrement défini par les sollicitations extérieures auxquelles est ou a été soumise la pièce. On peut distinguer deux mécanismes de création des contraintes résiduelles [20]:

- La sollicitation hétérogène (par exemple une flexion) sur un matériau homogène (par exemple monophasé)
- La sollicitation homogène (par exemple une traction) sur un matériau hétérogène (par exemple polyphasé)

Mais généralement les deux sollicitations surviennent simultanément. Les contraintes induites dans le matériau doivent compenser les forces et les moments extérieurs en respectant les conditions d'équilibre.

En réalité, les matériaux ne sont jamais parfaitement homogènes. Ils présentent toujours des inhomogénéités telles que des joints de grain, des porosités ou des inclusions. A une échelle plus fine, à l'intérieur d'un grain, des discontinuités existent encore : précipités, dislocations, lacunes. Certains de ces défauts peuvent migrer, s'éliminer ou se multiplier au cours de la mise en charge. Les discontinuités de structure, l'irréversibilité des mécanismes microstructuraux liés à la déformation plastique font que les déformations ne sont plus compatibles (ne vérifient plus les équations de compatibilité). Pour valider les équations classiques de la mécanique, on peut décomposer la déformation plastique (dilatation due aux sollicitations thermiques, changement de phase ou déformation plastique due aux sollicitations mécaniques) en 2 parties selon que les déformations vérifient ou non les équations de compatibilité [21].

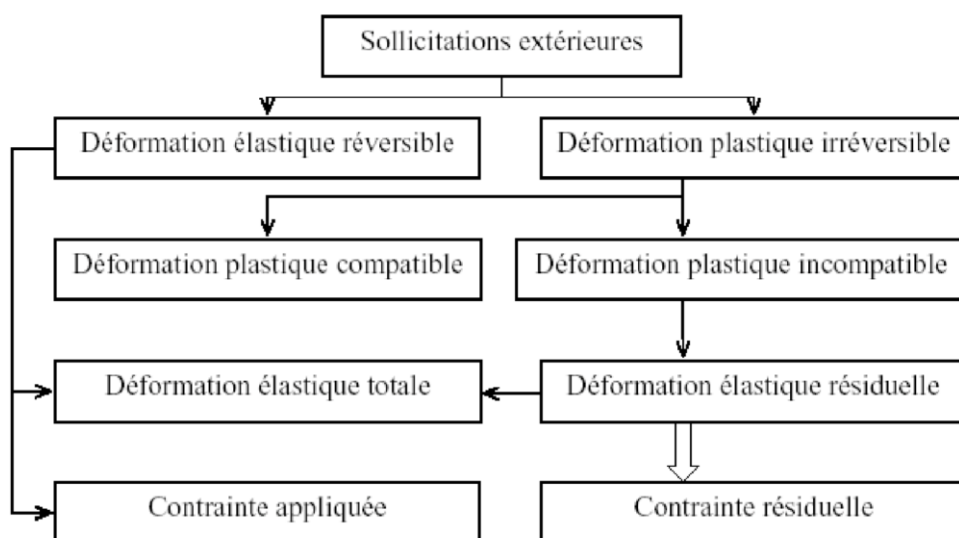


Figure 3.1: Schéma de l'introduction des contraintes résiduelles par déformation plastique [22].

La dernière partie de la déformation plastique est compensée par des déformations élastiques irréversibles, car elles subsistent même en l'absence de toutes sollicitations extérieures. On relie donc ces déformations élastiques irréversibles à des contraintes appelées « contraintes résiduelles» (**Figure 3-1**), qui s'ajoutent aux contraintes dues aux sollicitations extérieures de la pièce appelées « contraintes appliquées ». Ces contraintes résiduelles (CR) expriment les tensions ou les compressions internes liées à la présence des discontinuités structurales du matériau. Il s'agit de contraintes multiaxiales statiques qui existent pour un système isolé non soumis à des forces extérieures et en équilibre mécanique et thermique [22].

Dans la réalité, les divers effets mécaniques, thermiques et métallurgiques sont le plus souvent interdépendants comme le montre la **Figure 3-2**, ce qui rend très complexe la prévision des contraintes résiduelles en fonction des divers traitements [23].

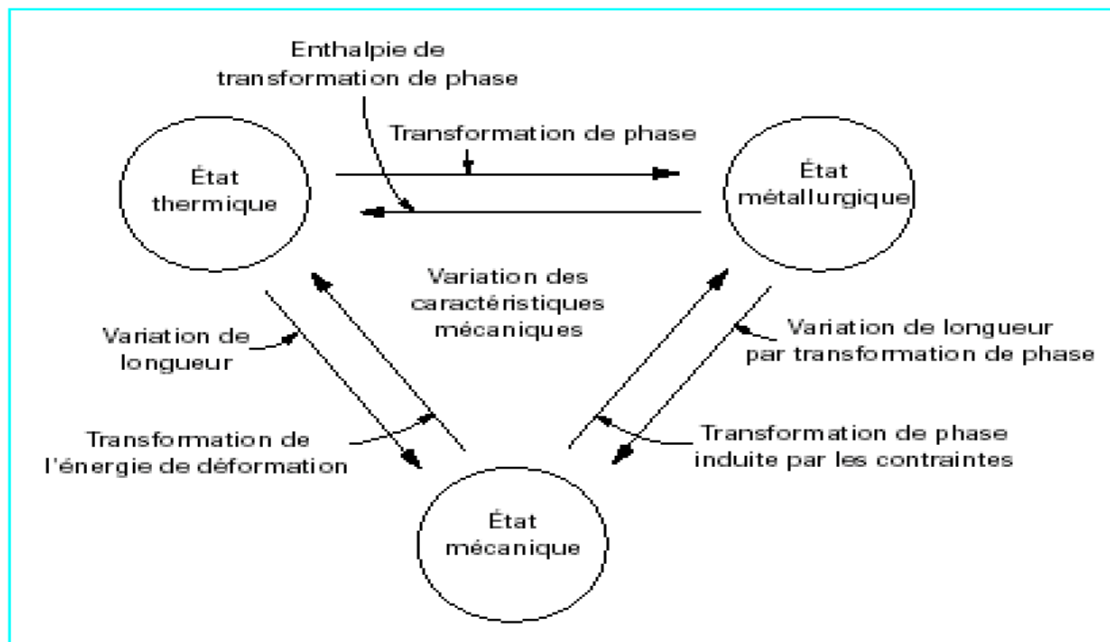


Figure 3.2 : Origine des contraintes résiduelles. Interdépendance [23].

La **Figure III-3** montre un exemple de superposition d'un effet mécanique et d'un effet thermique expliquant la forme de la répartition des contraintes résiduelles après rectification fine d'une pièce en acier non allié, pour trois vitesses d'avance de la meule [23].

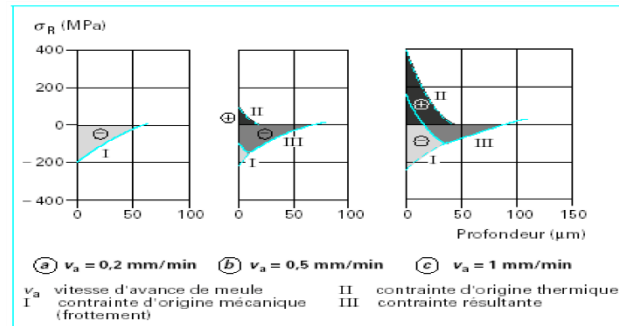


Figure 3.3: Contraintes résiduelles d'origine thermique et mécanique [23].

3.4. Les ordres de contraintes résiduelles

3.4.1 Les contraintes internes du troisième ordre [24].

A l'échelle de la maille, les contraintes internes sont engendrées par les défauts du réseau, tel que les lacunes, les impuretés, les dislocations ou l'arrangement des dislocations.

Par convention, on les appelle **contraintes internes du troisième ordre**. A ce stade. Nous pouvons distinguer, selon la nature et la configuration de ces défauts, deux niveaux de contraintes :

- A «courte distance», au voisinage immédiat des défauts ponctuels (quelques distances interatomiques).
- A «grande distance», autour des défauts linéaires et des précipités cohérents (quelques dizaines ou centaines de distance interatomiques).

Ces contraintes s'équilibrent d'elles-mêmes sur le volume constitué par un cristal. Leur mesure est impossible et l'on cherche le plus souvent, à partir des modèles théoriques appropriés, à avoir un ordre de grandeur qui peut avoisiner, dans certains cas, la limite élastique théorique.

A «grande distance», elles peuvent être estimées par leur action sur la mobilité des dislocations, par les essais de fluage. Elles sont au voisinage de la limite élastique du matériau.

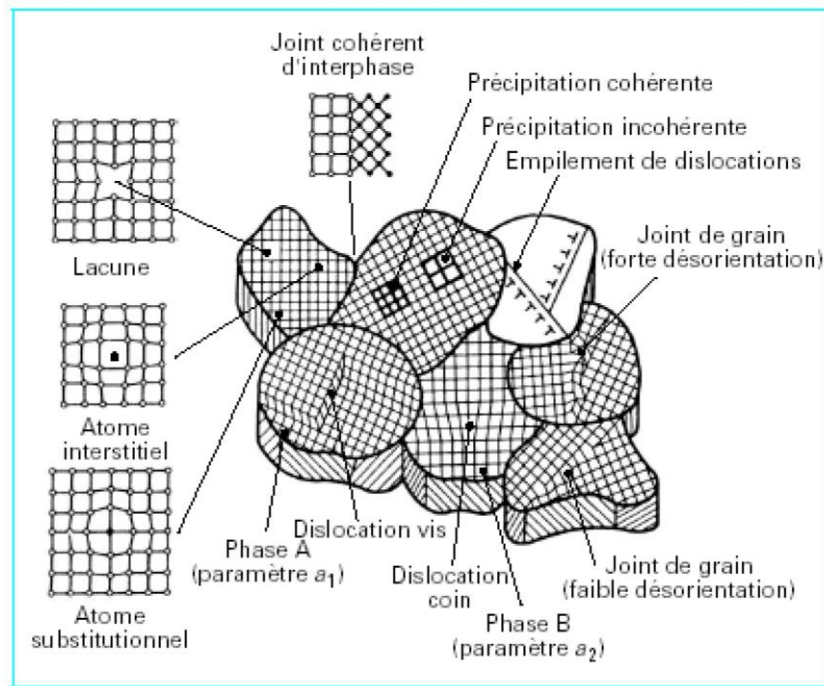


Figure 3.4 : Représentation schématique de déformations [23].

3.4.2 Les contraintes internes du deuxième ordre

Les contraintes résiduelles « mésoscopiques » – d'ordre 2 : elles sont homogènes sur de petits domaines du matériau (un grain ou une phase soit à une échelle de quelques dizaines de micromètres). Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans un assez grand nombre de grains. Des variations dimensionnelles macroscopiques induites peuvent résulter d'une modification de cet équilibre [22].

Ces contraintes sont liées aux problèmes de compatibilité de déformation de grains sous l'action d'une sollicitation.

Lorsque deux grains voisins soumis à une sollicitation, ils se déforment différemment du fait de leurs orientations cristallographiques différentes par rapport à la direction de traction.

Après suppression de l'effort, ils reviennent à une moyenne, il y a alors une accommodation élastique résiduelle au niveau du joint de grain, qui rend compte des incompatibilités de déformation des deux grains qui n'ont pas été résorbée par les déformations plastiques.

C'est cette accommodation de type élastique qui est à l'origine des contraintes internes du deuxième ordre. Celles-ci s'équilibrent à l'échelle de plusieurs grains [24].

Elles sont parfois appelées contraintes résiduelles **microscopiques homogènes**. Le cas où existent des contraintes d'ordre 2 à l'état « pur » est peu nombreux, la **Figure 3-5** en donne un exemple pour un matériau biphasé. Une modification de l'équilibre des forces et des moments associés aux contraintes résiduelles du second ordre peut se traduire par des variations dimensionnelles macroscopiques à l'échelle de la pièce [23].

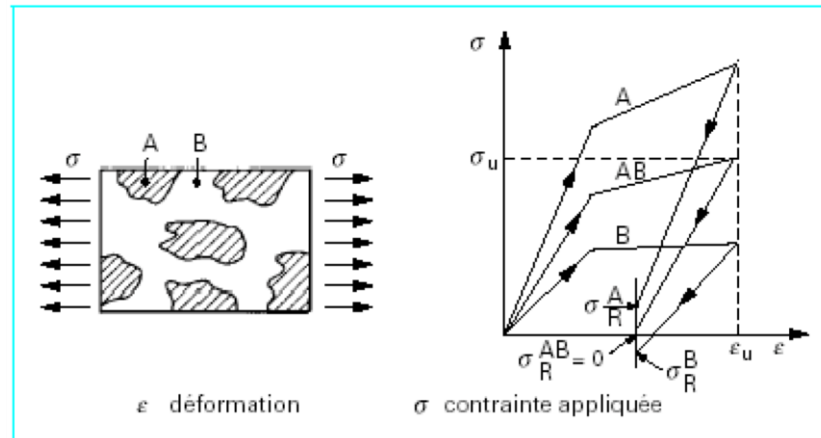


Figure 3.5 : Contraintes résiduelles d'ordre 2 dans un matériau [23].

3.4.3 Les contraintes internes du premier ordre [22] [24].

Elles sont homogènes sur un très grand nombre de domaines du matériau (plusieurs grains soit quelques dixièmes de millimètres à quelques millimètres). Les forces internes liées à ces contraintes sont en équilibre dans chaque section, et les moments liés à ces forces sont nuls autour de tout axe. Des variations dimensionnelles macroscopiques résultent toujours d'une modification de l'équilibre des forces et des moments liés à ces contraintes.

Ces contraintes intéressent un volume relativement important de matière et c'est pour cette raison qu'elles sont parfois **contraintes macroscopiques**.

Elles proviennent d'une répartition non statistique des contraintes internes du deuxième ordre. Cette hétérogénéité est engendrée par l'existence, dans le volume de matière considéré d'un gradient de déformation dont l'origine peut être :

Chimique, conséquence indirecte d'une hétérogénéité de la composition chimique du matériau (cas d'une décarburation superficielle, d'une cémentation,.....)

Physico-chimique, par la présence des différentes phases, de volumes spécifiques différents ou de phases homogènes n'apparaissant pas simultanément en tout point du matériau.

Thermique, un simple gradient thermique peut produire des écarts dilatation incompatibles avec les déformations élastiques du matériau aux températures considérées.

Mécanique, comme conséquence d'un écrouissage hétérogène (laminage, grenailage, étirage,...).

En fait, toute hétérogénéité macroscopique, qu'elle qu'en soit l'origine, est un facteur générateur de contraintes résiduelles.

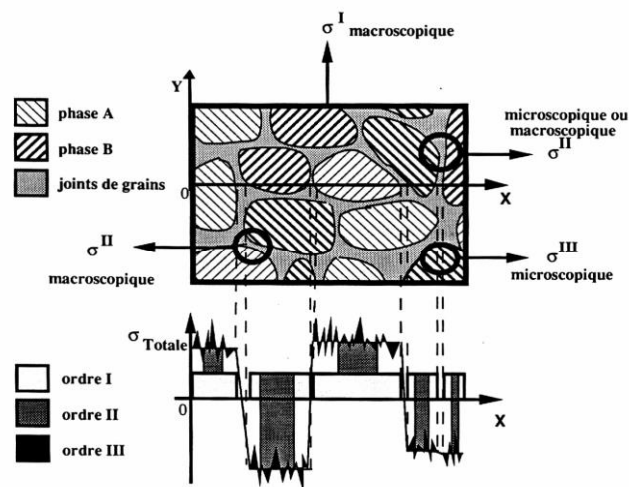


Figure 3.6 : Répartition du champ de contraintes dans un matériau [22].

La **Figure 3-6** suivante illustre le champ de contraintes internes dans un échantillon selon une direction **x** :

Les contraintes d'ordre I s'étendent, par définition, sur plusieurs grains et correspondent à une valeur moyenne dans le matériau.

Les contraintes d'ordre II s'étendent sur un grain et peuvent être considérées comme des variations de contraintes autour de la valeur moyenne représentée par I.

Les contraintes d'ordre III, de la même façon, oscillent autour de la valeur moyenne des contraintes dans un grain, de telle sorte que ces contraintes d'ordre III correspondent à la variation locale de la somme des contraintes d'ordre I et II [22].

$$\sigma^R = \sigma^I + \sigma^{II} + \sigma^{III} \text{ avec}$$

$$\sigma^I = \frac{\int \sigma^R dA}{\int dA} \text{ (plusieurs grains) } d_A = \text{éléments de surface}$$

$$\sigma^{II} = \frac{\int \sigma^R dA}{\int dA} \text{ (un grain)}$$

$$\sigma^{III} = \sigma^R - (\sigma^I + \sigma^{II}) \text{ (un point)}$$

Cette définition propose une séparation très théorique des différents ordres de contraintes, chacune séparation qui n'étant atteinte par aucune méthode de mesure à l'heure actuelle.

Néanmoins, elle a pour intérêt de montrer que toute hétérogénéité de déformation introduite à toutes les échelles dans la structure entraîne la création de CR.

La séparation des différents ordres de contraintes ne peut être effectuée à l'aide d'un seul et unique moyen de contrôle. De plus en plus, les recherches mettant en œuvre différents moyens de mesures complémentaires, dans des domaines complémentaires, peuvent permettre d'une étude complète des CR présentes dans une pièce ou un échantillon à contrôler.

3.5. Contraintes résiduelles dues au soudage.

Le soudage des aciers fait intervenir de nombreux phénomènes physiques, de l'ordre de la thermique (chauffage et refroidissement des matériaux), de la métallurgie (solidification et transformation de phases des matériaux), de la mécanique des fluides (fusion des matériaux) et de la mécanique des solides (apparition de contraintes et déformations résiduelles) [25].

Les contraintes résiduelles s'ajoutent aux sollicitations de service et peuvent, de ce fait, altérer le comportement mécanique d'une construction et notamment diminuer sa résistance à la rupture fragile, à la fatigue et à la corrosion sous tension [25].

L'origine des contraintes résiduelles de soudage est liée à la localisation de la source de chaleur et aux variations des propriétés mécaniques des matériaux en fonction de la température. Très schématiquement, on peut distinguer deux sources de contraintes résiduelles [26]:

Les contraintes résiduelles d'origine purement thermique, qui proviennent du fait suivant : soumis à une élévation de température, un élément de la zone centrale chauffée devrait se dilater. En réalité, cette expansion est très limitée puisque les parties froides avoisinantes jouent le rôle d'éléments de bridage « autobridage ». L'élément est donc soumis à une compression de leur part. La limite d'écoulement étant très faible à haute température, toutes les déformations apparaissent correspondent à des déformations plastiques. Au refroidissement, la situation s'inverse : la zone centrale chauffée ne peut se rétracter librement, et est mis en tension par les zones avoisinantes. Après refroidissement, les zones chauffées (métal fondu et ZAT) seront soumises à des contraintes résiduelles de traction, les zones avoisinantes étant, pour des raisons d'équilibre, en compression. Dans le métal fondu, les contraintes ainsi créés peuvent être très élevées, de l'ordre de grandeur de la limite d'élasticité du matériau à température ambiante.

Les contraintes résiduelles associées aux transformations allotropiques au refroidissement : la transformation de l'austénite s'accompagne toujours d'une expansion plus ou moins marquée. Si celle-ci intervient à température relativement basse (cas de matériaux trempant, de refroidissement rapide...), la déformation associée ne sera plus plastique, mais élastique. L'expansion, contrariée par les zones avoisinantes, se traduit par la formation de contraintes de compression résiduelles. Superposées aux contraintes thermiques, celles-ci peuvent diminuer le niveau des contraintes de traction, voire même conduire à des contraintes globales de compression en ZAC.

3.5.1 Estimation des contraintes résiduelles

Les procédés de soudage induisent des modifications de microstructure et des contraintes et déformations résiduelles qu'il est autant difficile qu'important de maîtriser.

Des contraintes résiduelles élevées combinées à la présence de phases dures peuvent conduire, en effet, à la fragilisation du joint ou encore, les distorsions induites par une soudure peuvent induire des défauts d'alignement des pièces rendant impossible la réalisation d'une séquence de soudage.

Le calcul des contraintes est possible soit par des méthodes analytiques, soit par des méthodes numériques. Toutefois dans la plus part des cas, le bridage des pièces assemblées par le reste de la construction ou par les montages de soudage rend ce calcul difficile [24].

3.6. Méthodes de détermination des contraintes résiduelles

La détermination des contraintes résiduelles peut se faire à l'aide de plusieurs méthodes que l'on classe en trois catégories :

- Les méthodes destructives.
- Les méthodes semi-destructives.
- Les méthodes non-destructives.

3.6.1 Méthodes non destructives

Le prototype de ces méthodes est une technique fondée sur la diffraction des rayons X qui permet de déterminer les déformations du réseau sous un champ de contraintes bi-axiales à la surface d'un solide. Elle est basée sur la mesure des distances inter-réticulaires d'une famille de plans cristallographiques convenablement choisie qui varie en fonction du champ de contraintes imposées.

i. Analyse par diffraction des rayons X

Soit d_{hkl} la distance inter-réticulaire d'une famille de plans $\{h k l\}$ et d_0 sa valeur au repos. Comme il a été précédemment dit, sous l'effet d'une contrainte, la distance d_{hkl} va différer de d_0 d'une distance $\Delta d = d_{hkl} - d_0$. La mesure de la distance inter-réticulaire se fait en utilisant la loi de Bragg :

$$2d_{hkl} \cdot \sin\theta = n \cdot \lambda$$

Avec :

- θ : Angle de diffraction (de Bragg).
- λ : Longueur d'onde des rayons X incidents.
- n : Nombre entier naturel.

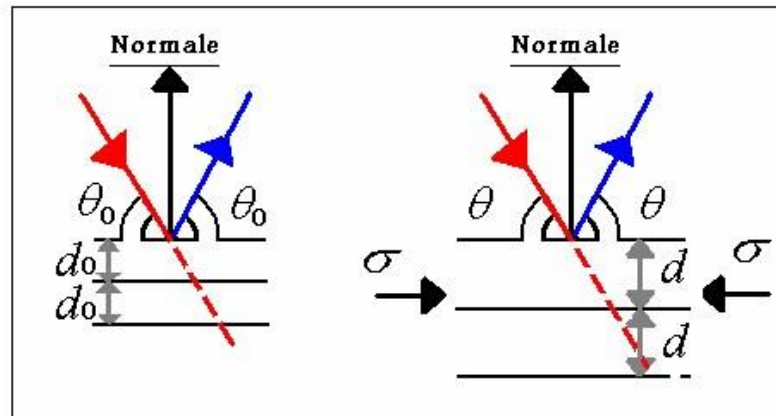


Figure 3.7: Schématisation de l'effet des contraintes sur l'angle de diffraction [24].

Les variations de d_{hkl} ont différents effets sur la déformation des raies de diffractions selon leurs échelles :

- **A l'échelle macroscopique** : La déformation peut être considérée uniforme et il y a effectivement, dans ce cas, une translation uniforme du pic de diffraction ;
- **A l'échelle microscopique** : La déformation n'est plus uniforme et il y a élargissement du pic de diffraction qui peut être caractérisé par la mesure de la largeur de corde à mi-hauteur.

On peut alors déduire les contraintes macroscopiques et microscopiques des déformations correspondantes obtenues des raies de diffraction.

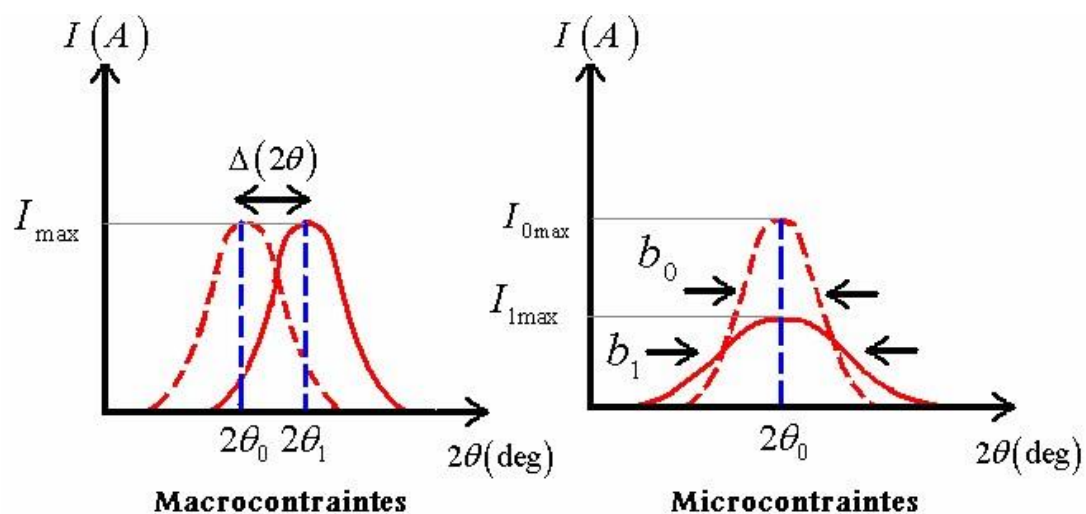


Figure 3.8: L'effet des contraintes sur les pics de diffraction [24].

ii. Autres méthodes [24].

Elles sont pratiquement toutes basées sur la diffractométrie : diffraction des neutrons, méthode par ultrasons, méthode magnétique par effet BARKHAUSSEN et quelques autres méthodes avancées telles que la thermographie, l'interférométrie des ondes thermiques et acoustiques.

3.6.2 Méthodes semi destructives**i. Méthode du trou [27]**

Cette méthode, d'usage courant, consiste à mesurer la relaxation de contraintes survenant à la surface après y avoir percé trou.

Une rosette, constituée de trois jauges d'extensomètre est d'abord fixée est centrée autour du point où l'on veut effectuer la mesure. Celle-ci est reliée à un pont d'extensomètre par une boîte de commutation. On équilibre le zéro des jauges puis on perce un trou au point de mesure et on mesure les déformations obtenues.

Dans la plupart des cas, le trou percé est borgne et sa profondeur est :

- Approximativement égale à son diamètre.
- Faible par rapport à l'épaisseur de la structure.

Malheureusement, la méthode du trou borgne est complexe est nécessite l'introduction de facteurs empiriques dans les équations élastiques. Une solution rigoureuse peut cependant être obtenue dans le cadre du trou débouchant dans une plaque mince dans laquelle les contraintes sont uniformes selon l'épaisseur. Ces résultats pourront ensuite être généralisés au cas du trou borgne.

ii. Méthode de trépan [28].

Le principe de la méthode du trépan consiste à isoler mécaniquement, par une saignée circulaire, un petit élément de volume, dont on désire connaître l'état de contraintes.

La différence :

- Etat initial (avec contraintes résiduelles).
- Etat final (sans contraintes) indique le niveau des contraintes résiduelles.

On supposera que le champ de contraintes est uniforme dans l'élément considéré et que $\sigma_z = 0$, z étant la direction de l'épaisseur.

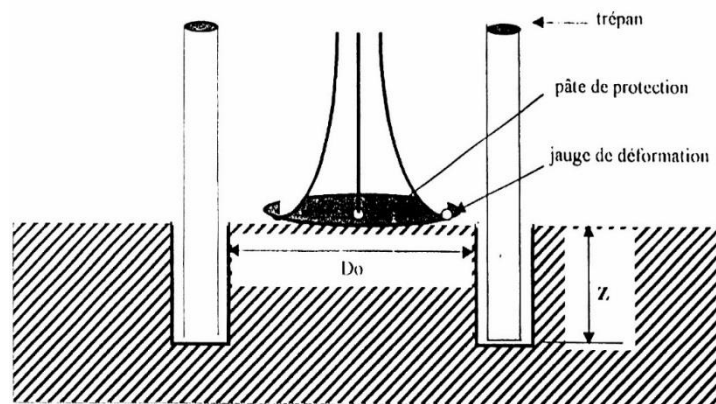


Figure 3.9 : Schéma de la méthode du trépan [28].

Il est important de noter que mesurer une contrainte résiduelle par trépanation consiste à mesurer le retour élastique d'un élément. Ceci implique que l'on peut avoir accès à une précédente déformation plastique éventuelle. De même, la contrainte équivalente ainsi mesurée ne peut excéder la contrainte d'écoulement du matériau.

Dans le cas le plus général, déterminer l'état des contraintes résiduelles revient à déterminer les inconnues suivantes :

- Une direction principale des contraintes, c'est-à-dire une direction où la scission sur la face perpendiculaire est nulle. La direction z étant une direction principale, on en déduit aisément la troisième, orthogonale aux 2 premières.
 - Les deux valeurs des contraintes principales dans le plan de la surface de l'élément.
- Il suffit donc, de mesurer les déformations associées à la trépanation dans 3 directions arbitraires. Ceci se fait habituellement à l'aide de jauges de déformation tri directionnelles.

3.6.3 Méthodes destructives [28].

i. Méthode d'enlèvement de couches successive

Le principe de cette méthode repose sur l'exploitation d'un réarrangement des contraintes qui se produit au sein d'une pièce parallélépipédique lorsqu'on enlève une fine épaisseur en surface.

On peut alors mesurer soit la variation résultante de la courbure de la pièce (méthode de la «flèche»), soit les déformations associées sur la face opposée à l'enlèvement de matière à l'aide de jauges de déformation.

Supposons une pièce parallélépipédique dans laquelle règne un état de contraintes quasi plan, c'est-à-dire qu'en tout point, σ_z est très inférieure à σ_x et σ_y .

De plus, les contraintes σ_x et σ_y sont supposées être uniformes dans tout plan xy.

L'équilibre initial se traduit par la nullité de la résultante des forces et des moments des contraintes résiduelles.

Un enlèvement de couche d'épaisseur Δh provoque un effort normal et un moment de flexion dans l'épaisseur restante, ce qui se traduit par des variations linéaires des contraintes : $\Delta\sigma_x$ et $\Delta\sigma_y$.

La connaissance des déformations principales $\Delta\sigma_x$ et $\Delta\sigma_y$ sur la face opposée à l'enlèvement de couche permet de connaître les expressions $\Delta\sigma_x$, $\Delta\sigma_y$ et les contraintes σ_x et σ_y qui existaient dans la fine couche de matériau enlevé.

Il est alors possible de déterminer les contraintes existant dans toute l'épaisseur de l'échantillon en poursuivant l'opération jusqu'à destruction complète.

➤ Mise en œuvre pratique de la méthode d'enlèvement de couches

Dans le cas le plus général, l'élément parallélépipédique à tester est découpé d'un ensemble plus grand. Ceci entraîne une relaxation partielle qu'il est nécessaire d'enregistrer.

On procède alors de la manière suivante :

Deux jauges de déformation sont placées aux faces inférieure et supérieure de l'élément à isoler. La découpe se traduit par deux variations de contraintes sur chacune des faces.

En supposant que les contraintes qui résultent d'un effort normal ou d'un moment ont une variation linéaire dans l'épaisseur, il est possible de les calculer à tout niveau. Ceci est valable si les dimensions, de la longueur L et de la largeur l , de l'élément sont au moins deux fois égales à son épaisseur h . Il en résulte que la méthode ne devrait s'appliquer qu'aux pièces telles que $L \geq 2h$ et $l \geq 2h$.

On procède ensuite à la phase de rabotage proprement dite (ce qui élimine naturellement une des deux jauges) par pas de 0.5 ou de 1mm. On peut employer des méthodes d'érosion chimique ou mécanique.

L'usinage mécanique est utilisé dans le cas des matériaux non-conducteurs électriques seulement. En effet, il peut générer des contraintes résiduelles mécaniques ou thermiques et fausser les résultats. C'est pour cela qu'on lui préfère **l'usinage électrochimique**, qui ne présente pas cet inconvénient et permet en outre d'enlever des couches d'épaisseur variable et contrôlable (Contrairement à l'attaque chimique).

Dans le cas d'un usinage mécanique, on attend le retour à l'équilibre thermique avant de relever à chaque pas la déformation associée.

Le retour à l'équilibre thermique dépend naturellement des dimensions et de la nature de la pièce et des conditions d'usinage. A titre indicatif, des mesures réalisées par des thermocouples ont démontré qu'un temps minimum d'une heure était nécessaire entre chaque passe.

Le rabotage est arrêté lorsque l'épaisseur enlevée ne devient plus négligeable par rapport à l'épaisseur restante, c'est-à-dire pratiquement entre 5 et 10mm.

On donne, dans la figure suivante, un schéma représentatif d'un banc d'usinage électrochimique.

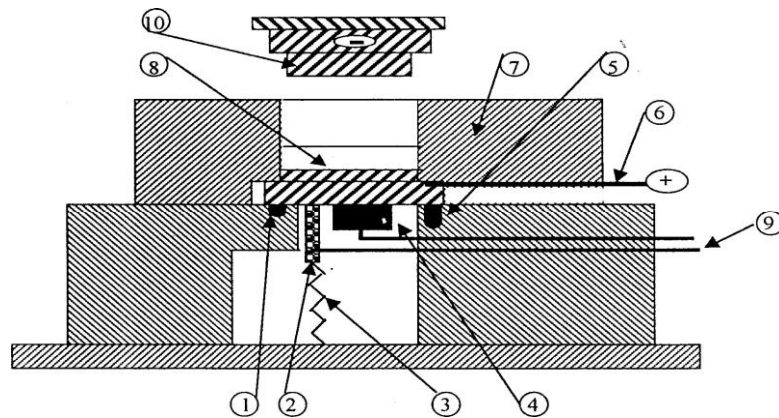


Figure 3.10 : Machine d'usinage électrochimique [28].

- 1) Joint torique pour protéger les capteurs de tout contact avec l'électrolyte.
- 2) Capteur ultrasonore.
- 3) Fil d'alimentation des capteurs.
- 4) Jauges de déformation.
- 5) Vis de pression pour bloquer la plaque contre l'échantillon.
- 6) Plaque en cuivre pour l'amenée du courant.
- 7) Couvercle.
- 8) Pièce.
- 9) Fils d'alimentation des capteurs.
- 10) Electrode outil.

Chapitre 4

Procédure expérimentale

4.1. Introduction

Afin de bien expliquer et simplifier la manipulation effectuée dans ce projet, on présentera dans ce qui suit, les techniques expérimentales effectuées pour la réalisation de cette étude ainsi que les résultats obtenus et leurs interprétations.

On commencera par la description du matériau étudié (le métal de base ainsi que le métal d'apport). On parlera de leurs caractéristiques mécaniques et leurs compositions chimiques ainsi que la technique du soudage utilisé pour la réalisation de l'assemblage. Aussi, le mode d'emploi suivi pour la détermination du profil des contraintes résiduelles par extensomètre et enlèvement de couches par voie électrolytique.

On présentera ensuite le modèle numérique élaboré permettant le passage entre les déformations déterminées expérimentalement et la détermination des contraintes résiduelles existant dans le multi-matériau réalisé.

4.2. Matériaux d'étude

4.2.1 Le métal de base

Le matériau étudié dans ce travail, est le 316L. Un type d'acier inoxydable à matrice austénitique stable de la température ambiante jusqu'à sa température de fusion. Il n'y a donc pas lors du soudage de transformations structurales à l'état solide dans la zone affectée thermiquement (ZAT).

i. Composition chimique : La composition chimique de notre matériau soudé est présentée dans le tableau ci-dessous.

Tableau 4.1 Composition chimique du métal de base 316L.

Elément	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Ti
(%)	0.022	0.46	0.87	0.031	0.001	16.67	10.22	2.0	0.06

ii. Propriétés mécaniques : le métal de base possède les propriétés suivantes.

Tableau 4.2 Caractéristiques mécanique du métal de base 316L.

Rp(0.2) (N/mm ²)	Rp(1%)(N/mm ²)	Rm(N/mm ²)	A(%)	HRB
210	240	410	45	84 à 85

4.2.2 Le métal d'apport

i. Critère de choix du métal d'apport

Nous avons procédé au soudage TIG avec métal d'apport. Les métaux d'apport utilisables pour le soudage des aciers inoxydables austénitiques ne sont pas définis par une norme spécifique mais le métal d'apport que nous avons utilisé, a été choisi selon les critères suivants :

- La composition des baguettes d'apport qui a une influence directe sur la qualité de la homogène.
- L'alliage résultant de la fusion du métal d'apport et du métal de base doit contenir une proportion de ferrite.

La composition du mélange métal d'apport, métal de base, a une influence directe sur la qualité de la soudure. Il est donc nécessaire de bien nettoyer les baguettes et le métal de base afin qu'il n'y ait aucune contamination.

ii. Caractérisation du métal d'apport

- ❖ Analyse chimique du métal d'apport

La composition du métal d'apport d'après l'analyse su SNVI (Tableau 4-3) :

Tableau 4.3 Composition chimique du métal d'apport 308L.

Eléments chimiques	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
Pourcentage massique	0.013	2.0	1.0	18.28	12.76	0.003	0.01

Et selon la norme ASTM, le 308L à la composition suivante (Tableau 4-4) :

Tableau 4.4 Composition chimique du 308L selon la norme ASTM.

Eléments chimiques	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
Pourcentage massique	0.03	2.0	1.0	19-21	10-12	0.045	0.03

Comme pour le métal de base ces résultats ont confirmé ceux de la norme ASTM.

- ❖ Propriétés mécaniques du métal d'apport

Les caractéristiques mécaniques du métal d'apport sont données dans le (Tableau 4-5) :

Tableau 4.5 Propriétés mécaniques du métal d'apport.

Re (MPa)	Rm (MPa)	A (%)
400	560	42

4.3. Soudage

4.3.1 Choix du procédé de soudage

Pour raccorder les tubes, les pièces de forme et les appareils accessoires des tuyauteries en acier, on utilise généralement les procédés de soudage à énergie électrothermique. De nombreux procédés de soudage par fusion peuvent être employés dans la mise en œuvre des aciers inoxydables : soudage à l'arc avec électrode enrobée, sous flux, MIG, TIG, soudage au plasma, soudage par faisceau d'électrons et soudage par faisceau LASER.

Les procédés de soudage utilisables devront assurer une bonne protection du bain de fusion. Ce but est facilement atteint avec les procédés de soudage à l'arc électrique : soit sous atmosphère gazeuse neutre ou réductrice, soit sous laitier apporté par une électrode enrobée.

Dans notre cas, nous avons choisi le soudage TIG manuel. Ce dernier a l'avantage de la réalisation de cordons lisses, ayant un bel aspect, exempts de défauts de surface et possédant une bonne compacité. De plus il est conseillé pour le soudage des épaisseurs minces, d'utiliser le procédé TIG (GTAW). Les propriétés mécaniques de la qualité du joint soudé sont donc excellentes. [29] [30]

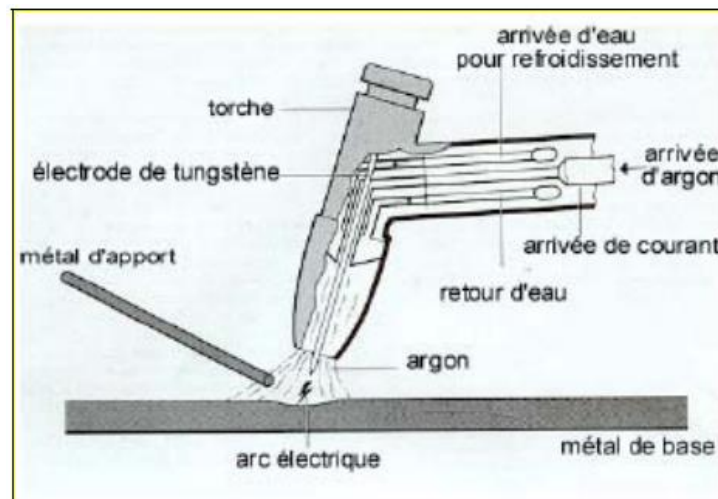


Figure 4.1 Principe du soudage par le procédé T.I.G [8].

4.3.2 Fiche technique du soudage

Cette fiche nous renseigne sur les paramètres utilisés lors de l'exécution de la soudure de notre éprouvette ainsi que les conditions avec lesquelles s'est déroulée l'opération, les spécifications concernant les conditions de soudage.

4.4. Détermination expérimentale des contraintes résiduelles

En réalité, la détermination des contraintes résiduelles au sein des différents échantillons consiste à mesurer expérimentalement des déformations par la méthode extensométrique suivi pas des calculs mathématiques afin d'arriver à déterminer ces contraintes. Les déformations sont les résultats de la destruction (enlèvement des couches) contrôlée par voie électrochimique des échantillons [31].

Ces mesures seront déterminées à l'aide de jauges extensométriques bidirectionnelles placés sur la face opposée de la soudure (la face concernée par l'enlèvement de matière), du côté du substrat (Figure 4-2).



Figure 4.2 Jauge Extensométrique.

4.4.1 Le dispositif

Afin de déterminer les contraintes résiduelles par enlèvement de couche nécessite le dispositif suivant :

- **Un potentiostat** : qui est la source du courant d'électropolissage (enlèvement de couches).
- **Un pont d'extensométrie** : celui utilisé est un pont portatif de précision alimenté par piles et équipé d'un indicateur à cristaux liquides. D'un emploi simple, les différents réglages sont sélectionnés par un clavier à boutons poussoirs.
- **Un commutateur** : de commutation et de rééquilibrage pour le pont d'extensometrie qui comporte 10 voies de mesures commutables a des bornes a poussoir permettant un raccordement rapide et fiable des jauges.
- **Un micromètre** : de grande précision pour la mesure des couches enlevées.
- **Une cellule d'électropolissage** : alimentée en courant à partir du potentiostat, de l'eau de robinet qui sert au refroidissement pour garder un température basse et constante de la cellule

et d'un électrolyte qui circule quand le procédé est en marche en assurant un mélange uniforme et une répartition de concentration homogène.

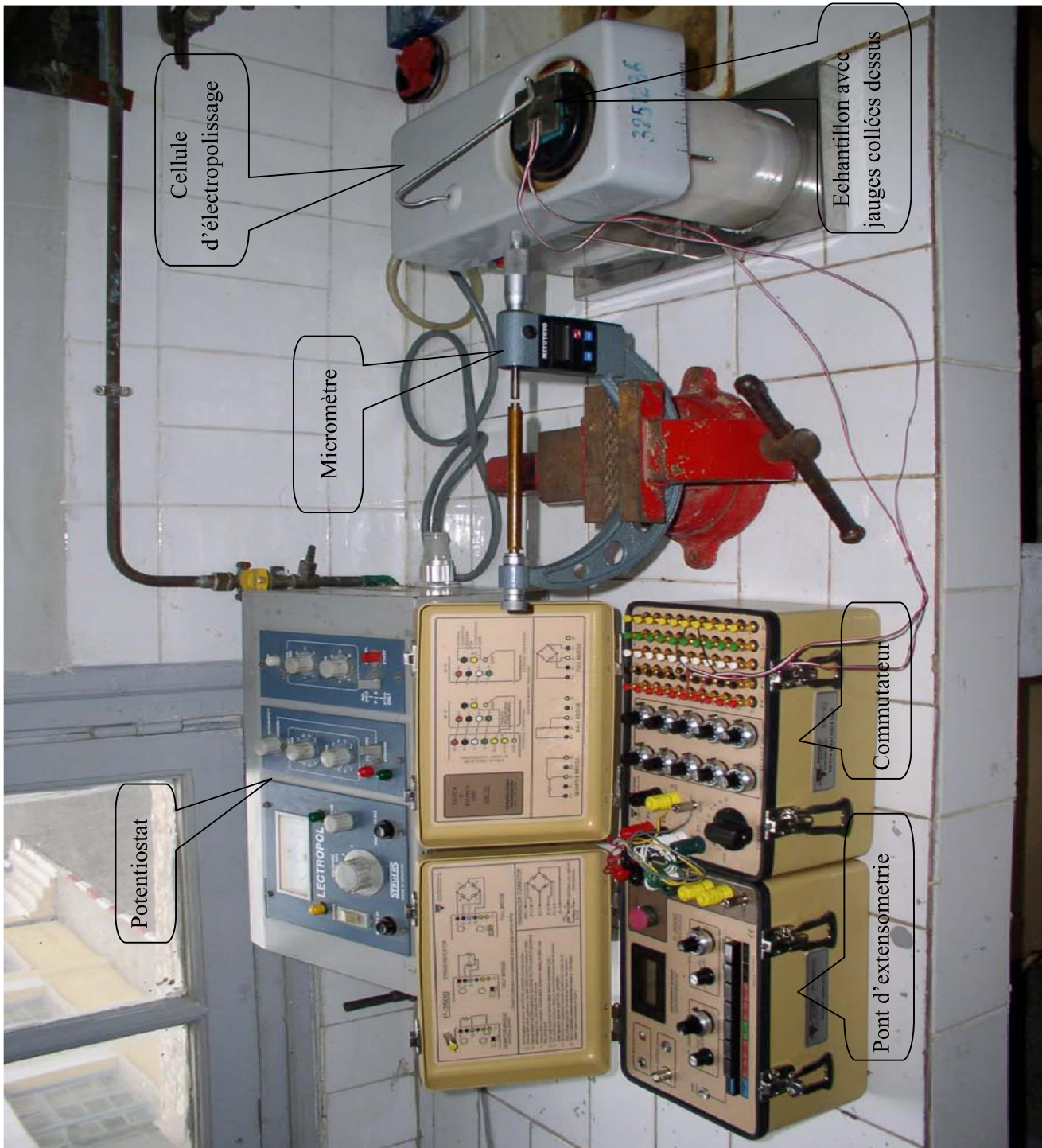


Figure 4.3 Dispositif expérimental de détermination des contraintes résiduelles par enlèvement de couche

La procédure consiste à faire enlever des couches très fines par polissage électrochimique du côté des cordons en basant sur le principe énoncé par ROSENTHAL et NORTON [32] et repris par LE LUAN [33] qui repose sur l'exploitation des réarrangements des contraintes qui se produit au sein du substrat lorsque l'on enlève une fine épaisseur en surface. En effet, ces réarrangements de contraintes causées par l'enlèvement des couches nous permettent de mesurer les déformations longitudinales ϵ_{long} et transversales ϵ_{trans} (en supposant que notre pièce parallélépipédique l'état des contraintes et quasi-plan en tout point) associées sur la face opposé à l'enlèvement à l'aide des jauges collées préalablement.

Pour ce faire, un usinage électrochimique a été effectué en utilisant une solution de NaCl à 50 grammes par litre dont la température est maintenue inférieure à 40°C, afin de ne pas générer de nouvelles contraintes d'origines mécanique ou thermique lors de l'usinage lui-même. Bien évidemment, et comme pour le cas de toute étude expérimentale ; les paramètres tel que la nature de l'électrolyte ; sa concentration ainsi que les autres paramètres du polissage (intensité de courant, tension, vitesse...) ont fait l'objet d'une étude de détermination préalable.

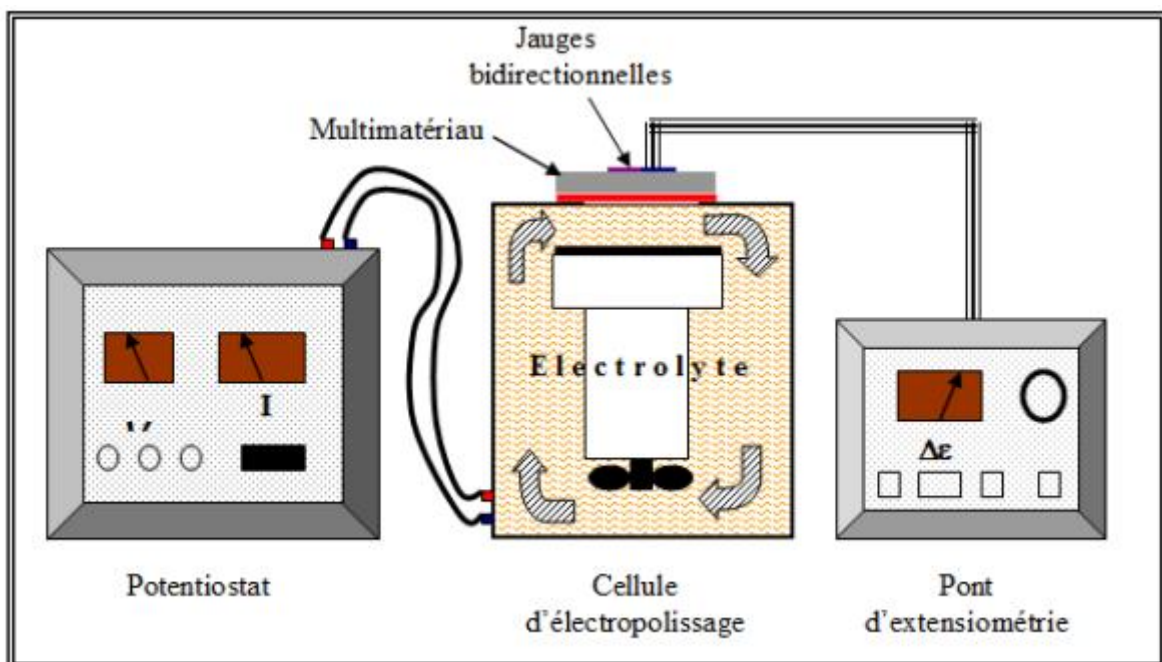


Figure 4.4 Schéma explicite du dispositif d'enlèvement de couches et de mesure simultanée des déformations [31].

La figure montre la circulation continue de l'électrolyte qui assure un mélange uniforme, l'épaisseur des couches enlevées est d'environ $200 \pm 10\mu\text{m}$ pour chaque passe. Celle-ci dépend de deux paramètres le temps et la vitesse de polissage qui est d'environ 15 à 20 $\mu\text{m}/\text{min}$. La mesure réelle de l'épaisseur usinée se fait à l'aide d'un micromètre à affichage digital.

4.4.2 Calcul mathématique des contraintes résiduelles

i. Dans le domaine élastique [31].

Dans ce cas d'étude, supposons que notre échantillon est une pièce parallélépipédique où l'état de contrainte est quasi-plan. Les mesures concerneront que σ_x et σ_y ,

De plus les contraintes σ_x et σ_y sont supposées uniformes sur tout le plan xy. L'équilibre initial est défini par la nullité de la résultante des forces, des moments et des contraintes résiduelles.

L'enlèvement de couche d'épaisseur Δh (figure 4-5) provoque un effort normal et un moment de flexion dans l'épaisseur restante due à la relaxation du métal, ce qui se traduit par des variations linéaires des contraintes $\Delta\sigma_x$ et $\Delta\sigma_y$.

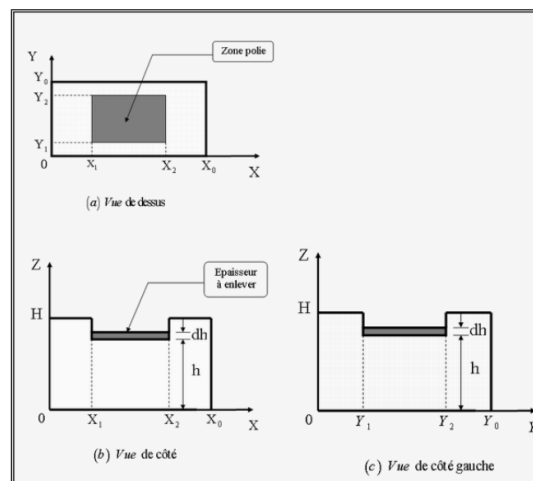


Figure 4.5 Schéma de la géométrie de la pièce [31].

On admet que le matériau étudié est homogène et isotrope, c'est-à-dire présente les mêmes propriétés en tout point et dans toutes les directions issues d'un même point. Il en découle la constance, des paramètres mécaniques (module de Young E , et coefficient de poisson ν).

Le module de Young E , est une mesure de la rigidité du matériau, c'est-à-dire la propriété qu'a le matériau de se déformer de façon élastique réversible sous l'action d'une contrainte.

La loi de Hooke a cependant fait établir une corrélation entre la déformation et la contrainte. C'est ainsi que pour un matériau élastique et isotrope, on a la relation linéaire suivante :

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} \text{ ou bien } \sigma = \varepsilon \times E \quad 4-1$$

Donc La connaissance des déformations principales sur la face opposée à l'enlèvement de la couche permet de connaître les expressions $\Delta\sigma_x$ et $\Delta\sigma_y$ et les contraintes σ_x et σ_y qui existaient dans la couche fine de métal enlevé.

Lorsque le matériau a, dans la zone usinée, une hauteur $h+dh$ (Figure 4-5), il règne à la côte z une contrainte normale de composante $\sigma_x(Z)$ dans la direction x .

Quand la couche dh est enlevée ($dh \ll h$), il y a redistribution des contraintes afin que l'équilibre statique de la pièce soit assuré. Soit $d\sigma_x(Z)$ la variation locale, la nouvelle contrainte à la côte z sera donc :

$$\sigma_x(z) + d\sigma_x(z) \quad 4-2$$

❖ Equilibre des forces et des moments des forces [34].

Si S_x est la section droite de normale, l'axe des x , il faut vérifier l'équilibre des efforts normaux suivant l'axe des X avant l'enlèvement de la couche dh , tel que :

$$\iint_{S_x} \sigma_x(Z) dydz = 0 \quad (\text{équilibre des efforts}) \quad 4-3$$

Avec :

$$\int_0^H \int_0^{Y_0} \sigma_x(Z) dydz = \int_0^H \int_0^{Y_1} \sigma_x(Z) dydz + \int_0^{h+dh} \int_{Y_1}^{Y_2} \sigma_x(Z) dydz + \int_0^H \int_0^{Y_0} \sigma_x(Z) dydz \quad 4-4$$

$\sigma_x(Z)$ n'est pas une fonction à priori et les intégrales sont convergentes, nous pouvons donc écrire :

$$\int_0^H \sigma_x(Z) dz + (Y_2 - Y_1) \int_0^{h+dh} \sigma_x(Z) dz + (Y_0 - Y_1) \int_0^H \sigma_x(Z) dz = 0 \quad 4-5$$

On pose :

$$r = \frac{Y_0}{Y_2 - Y_1} \quad \text{Avec } 1 < r < \infty$$

Puisque, par définition dh est petit, on aura :

$$(r-1) \int_0^H \sigma_x(Z) dz + \int_0^h \sigma_x(Z) dz + \sigma_x(h) \times dh = 0 \quad 4-6$$

Avec les mêmes principes que précédemment, nous pouvons réécrire la dernière équation après enlèvement de la couche dh comme suit :

$$(r-1) \int_0^H (\sigma_x(Z) + d\sigma_x(Z)) dz + \int_0^h (\sigma_x(Z) + d\sigma_x(Z)) dz = 0 \quad 4-7$$

Ou encore :

$$(r-1) \int_0^H \sigma_x(Z) dz + (r-1) \int_0^H d\sigma_x(Z) dz + \int_0^h \sigma_x(Z) dz + \int_0^h d\sigma_x(Z) dz = 0 \quad 4-8$$

Après suppression des termes identiques, l'égalité des équations (4-6) et (4-8) donne :

$$(r-1) \int_0^H d\sigma_x(Z) dz + \int_0^h d\sigma_x(Z) dz = \sigma_x(h) \times dh \quad 4-9$$

Si nous supposons que la relaxation des contraintes suit une loi linéaire de la forme :

$$d\sigma_x(Z) = a \times z + b \quad 4-10$$

Nous pouvons alors résoudre l'équation (4-9) qui devient :

$$(r-1) \left[a \times \frac{H^2}{2} + b \times H \right] + a \times \frac{h^2}{2} + b \times h = \sigma_x(h) \times dh \quad 4-11$$

Soit encore :

$$\left[H^2 (r-1) + h^2 \right] + b \times \left[H (r-1) + h \right] = \sigma_x(h) \times dh \quad 4-12$$

Ecrivons maintenant l'équilibre des moments fléchissant avant l'enlèvement de la couche dh :

$$(r-1) \int_0^H \sigma_x(z) \left[z - \frac{H}{2} \right] dz + \int_0^{h+dh} \sigma_x(z) \left[z - \frac{h+dh}{2} \right] dz = 0 \quad 4-13$$

Que l'on peut développer :

$$(r-1) \int_0^H \sigma_x(z) \left[z - \frac{H}{2} \right] dz + \int_0^h \sigma_x(z) \left[z - \frac{h}{2} \right] dz + \int_0^h \sigma_x(z) \left[-\frac{dh}{2} \right] dz + \sigma_x(h) \frac{h}{2} dh = 0 \quad 4-14$$

Après l'enlèvement de la couche dh, nous aurons :

$$(r-1) \int_0^H [\sigma_x(z) + d\sigma_x(z)] \left[z - \frac{H}{2} \right] dz + \int_0^h [\sigma_x(z) + d\sigma_x(z)] \left[z - \frac{h}{2} \right] dz = 0 \quad 4-15$$

En égalant les relations (4.9) et (4.15) et en simplifiant, on obtient l'équation suivante :

$$(r-1) \int_0^H d\sigma_x(z) \left[z - \frac{H}{2} \right] dz + \int_0^h d\sigma_x(z) \left[z - \frac{h}{2} \right] dz = \sigma_x(h) \frac{h}{2} dh - \frac{h}{2} \int_0^h \sigma_x(z) dz \quad 4-16$$

En multipliant la relation (4-6) :

$$(r-1) \frac{dh}{2} \int_0^H \sigma_x(z) dz + \frac{dh^2}{2} \sigma_x(h) = -\frac{h}{2} \int_0^h \sigma_x(z) dz \quad 4-17$$

On aura donc :

$$(r-1) \int_0^H d\sigma_x(z) \left[z - \frac{H}{2} \right] dz + \int_0^h d\sigma_x(z) \left[z - \frac{h}{2} \right] dz = \sigma_x(h) \frac{h}{2} dh + (r-1) \frac{dh}{2} \int_0^H \sigma_x(z) dz + \frac{dh^2}{2} \sigma_x(h) \quad 4-18$$

Si nous admettons comme précédemment que :

$$d\sigma_x(Z) = a \times Z + b \quad 4-19$$

La relation (4-18) s'écrira alors :

$$(r-1) \frac{dh}{2} \int_0^H \sigma_x(z) dz + \frac{(dh+h)}{2} dh \times \sigma_x(h) = (r-1) \frac{aH^3}{12} + \frac{ah^3}{12} \quad 4-20$$

On pose :

$$(r-1) \frac{dh}{2} \int_0^H \sigma_x(z) dz \cong 0 \quad 4-21$$

On aura alors :

$$a \cong \frac{6\sigma_x(h)(h+dh)dh}{H^3(r-1)+h^3} \quad 4-22$$

$$b \cong \frac{\sigma_x(h)dh}{H(r-1)+h} - \frac{6\sigma_x(h)[H^2(r-1)+h^2]dh}{[H^3(r-1)+h^3][H(r-1)+h]} \quad 4-23$$

Donc :

$$d\sigma_x(z) = \frac{6\sigma_x(h)(h+dh)dh}{H^3(r-1)+h^3} \times z + \frac{\sigma_x(h)dh}{H(r-1)+h} - \frac{6\sigma_x(h)[H^2(r-1)+h^2]dh}{[H^3(r-1)+h^3][H(r-1)+h]}$$

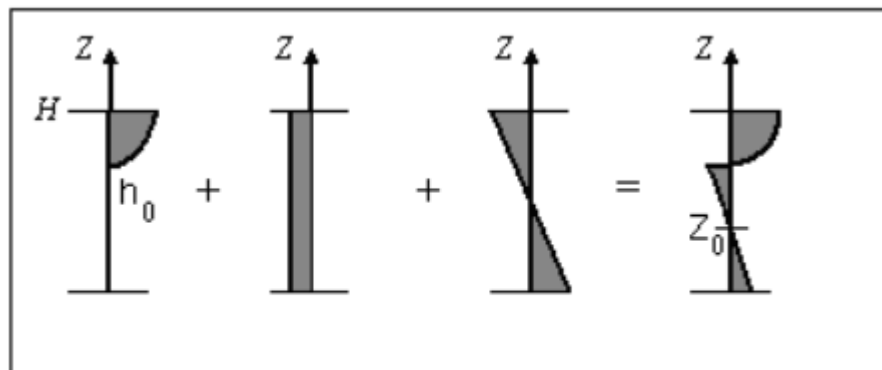
❖ Contraintes prises en compte

Nous adopterons l'expression suivante pour la contrainte vraie ou totale :

$$\sigma_x^V(z) = \sigma_x^R(z) + \sigma_x^N(z) + \sigma_x^F(z) \quad 4-24$$

Avec :

- $\sigma_x^V(Z)$: Contraintes vraies ;
- $\sigma_x^R(Z)$: Contraintes résiduelles ;
- $\sigma_x^N(Z)$: Contraintes normales ;
- $\sigma_x^F(Z)$: Contraintes flexion ;



a) Contraintes Résiduelles.

b) Contraintes Normales.

c) Contraintes de flexion.

d) Contraintes Vraie.

Equations des forces :

$$y_0 \int_{h_0}^H \sigma_x^R(z) dz + y_0 \times H \times \sigma_x^N(z) = 0 \quad 4-25$$

Equations des moments :

$$y_0 \int_{h_0}^H \sigma_x^R(z) \left(z - \frac{H}{2}\right) dz + y_0 \int_0^H \sigma_x^F(z) \left(z - \frac{H}{2}\right) dz = 0 \quad 4-26$$

Et d'après la notion de la résistance des matériaux, l'équation du moment fléchissant est égale :

$$M_y = \int_0^H \sigma_x^F(z) \left(z - \frac{H}{2}\right) dz = - \int_{h_0}^H \sigma_x^R(z) \left(z - \frac{H}{2}\right) dz \quad 4-27$$

$$\sigma_x^F(z) = - \frac{6(2z - H)}{Y_0 \times H^3} \times M_x^R \quad 4-28$$

Donc

$$\sigma_x^F(z) = M_y \frac{\left(z - \frac{H}{2}\right)}{Y_0 \times \frac{H^3}{12}} = M_y \frac{6(2z - H)}{Y_0 \times H^3} \quad 4-29$$

D'après l'équation (4-26), on a :

$$M_y = \int_0^H \sigma_x^F(z) \left(z - \frac{H}{2} \right) dz = - \int_{h0}^H \sigma_x^R(z) \left(z - \frac{H}{2} \right) dz \quad 4-30$$

Donc :

$$\sigma_x^F(z) = - \left[\int_{h0}^H \sigma_x^R(z) \left(z - \frac{H}{2} \right) dz \right] \times \frac{6(2z - H)}{Y_0 \times H^3} \quad 4-31$$

D'après l'équation (4-25), on a :

$$\sigma_x^N(z) = - \frac{1}{H} \int_{h0}^H \sigma_x^R(z) dz \quad 4-32$$

On pose N_X^R et M_Y^R avec :

$$N_X^R = \int_{h0}^H \sigma_x^R(z) dz \quad 4-33$$

$$M_Y^R = \int_{h0}^H \sigma_x^R(z) \left(z - \frac{H}{2} \right) dz \quad 4-34$$

Nous aurons alors :

$$\sigma_x^N(z) = - \frac{1}{H} N_X^R \quad 4-35$$

Et

$$\sigma_x^F(z) = -\frac{6(2z-H)}{Y_0 \times H^3} \times M_Y^R \quad 4-36$$

On pose A_X et B_X telle que :

$$A_X = \int_{h_0}^H \sigma_x^V(z) dz \quad 4-37$$

Et

$$B_X = \int_{h_0}^H \sigma_x^V(z) \left(z - \frac{H}{2} \right) dz \quad 4-38$$

Sachant que $\sigma_x^V(z) = \sigma_x^R(z) + \sigma_x^N(z) + \sigma_x^F(z)$ on aura :

$$\left\{ \begin{array}{l} A_X = \int_{h_0}^H -\frac{1}{H} N_X^R dz + \int_{h_0}^H -\frac{6(2z-H)}{Y_0 \times H^3} \times M_Y^R dz + N_X^R \\ B_X = \int_{h_0}^H -\frac{1}{H} N_X^R \left(z - \frac{H}{2} \right) dz + \int_{h_0}^H -\frac{6(2z-H)}{Y_0 \times H^3} \times M_Y^R \left(z - \frac{H}{2} \right) dz + M_X^R \end{array} \right. \quad 4-39$$

$$\left\{ \begin{array}{l} A_X = \int_{h_0}^H -\frac{1}{H} N_X^R dz + \int_{h_0}^H -\frac{6(2z-H)}{Y_0 \times H^3} \times M_Y^R dz + N_X^R \\ B_X = \int_{h_0}^H -\frac{1}{H} N_X^R \left(z - \frac{H}{2} \right) dz + \int_{h_0}^H -\frac{6(2z-H)}{Y_0 \times H^3} \times M_Y^R \left(z - \frac{H}{2} \right) dz + M_X^R \end{array} \right. \quad 4-40$$

Soit en regroupant et en intégrant :

$$\left\{ \begin{array}{l} A_X = \frac{h_0}{H} \times N_X^R + \frac{6h_0}{H^3} (h_0 - H) \times M_Y^R \end{array} \right. \quad 4-41$$

$$\left\{ \begin{array}{l} B_X = \frac{h_0(h_0 - H)}{2H} \times N_X^R + \frac{(3H^2 \times h_0 - 6H \times h_0^2 + 4h_0^3)}{H^3} \times M_Y^R \end{array} \right. \quad 4-42$$

On pose :

$$\beta = \frac{h_0}{H}, \quad \delta = \frac{6h_0}{H^3}(h_0 - H), \quad \gamma = \frac{h_0(h_0 - H)}{2H},$$

$$\text{Et } \eta = \frac{(3H^2 \times h_0 - 6H \times h_0^2 + 4h_0^3)}{H^3}.$$

Donc :

$$\begin{cases} A_X = \beta \times N_X^R + \delta \times M_Y^R \\ B_X = \gamma \times N_X^R + \eta \times M_Y^R \end{cases}$$

$$N_X^R = \frac{(\eta \times A_X - \delta \times B_X)}{\rho} \quad \rho = \beta \times \eta - \gamma \times \delta$$

$$M_Y^R = \frac{(\beta \times A_X - \gamma \times B_X)}{\rho}$$

On trouve

$$N_X^R = \frac{(\eta \times A_X - \delta \times B_X)}{\rho} \quad 4-43$$

$$M_Y^R = \frac{(\beta \times A_X - \gamma \times B_X)}{\rho} \quad 4-44$$

Avec :

Ceci $\rho = \beta \times \eta - \gamma \times \delta$ permet de calculer aussitôt N_X^R , M_Y^R , A_X et B_X .

Le niveau des contraintes internes dans une couche i avant son usinage s'écrit $\sigma_{X,Y}(z_i)$.

Après usinage, il contribue au rééquilibrage par l'action de l'effort et du moment correspondant à une variation de contrainte $\Delta\sigma_{X,Y}(z_i)$ sur l'épaisseur restante, donc on a :

L'équilibre des forces s'écrit :

$$\sigma_{X,Y}(z_i)\Delta x_i = \int_{x_i}^0 \Delta\sigma_{X,Y}(z_i) dz \quad 4-45$$

L'équilibre des moments des forces s'écrit :

$$\sigma_{X,Y}(z_i)x_i\Delta x_i = \int_{x_i}^0 \Delta\sigma_{X,Y}(z_i)z_i dz \quad 4-46$$

Sous le signe somme des équations (4-45) et (4-46), la variation de contrainte $\sigma_{X,Y}(z_i)$ à la cote z_i d'un matériau (N) provoquée par l'usinage de la i ème couche est remplacée par son expression donnée par la loi de Hooke généralisée écrite ci-dessous :

$$\Delta\sigma_{X,Y}(z_i) = \frac{E(N)}{1-\nu^2(N)} \left[\Delta\varepsilon_{X,Y}(z_i) + \nu(N) \times \Delta\varepsilon_{Y,X}(z_i) \right] \quad 4-47$$

Et nous avons aussi pour les contraintes résiduelles d'après (4.43) et (4.44) :

$$\sigma_X^R(z) = a \times z + b \quad 4-48$$

Tel que :

$$a = \frac{6dh}{-2h^2 + h \times dh + dh^2} \times \frac{E}{1-\nu^2} \left[\Delta\varepsilon_X(z_i) + \nu \times \Delta\varepsilon_Y(z_i) \right] \quad 4-49$$

$$b = \frac{h^2 + h \times dh + dh^2}{-2h^2 + h \times dh + dh^2} \times \frac{E}{1-\nu^2} [\Delta\varepsilon_X(z_i) + \nu \times \Delta\varepsilon_Y(z_i)] \quad 4-50$$

D'où l'équation de la contrainte résiduelle en fonction des déformations l'axe des X, pour z h (côte de la passe) :

$$\Delta\sigma_X^R = \left[\frac{h^2 + 7 \times h \times dh + dh^2}{-2h^2 + h \times dh + dh^2} \right] \times \frac{E}{1-\nu^2} [\Delta\varepsilon_X + \nu \times \Delta\varepsilon_Y]$$

Avec le même raisonnement, on retrouve σ_Y^R :

$$\Delta\sigma_Y^R = \left[\frac{h^2 + 7 \times h \times dh + dh^2}{-2h^2 + h \times dh + dh^2} \right] \times \frac{E}{1-\nu^2} [\Delta\varepsilon_Y + \nu \times \Delta\varepsilon_X]$$

En réalité, ces précautions ne sont, en général, pas très difficiles à prendre, l'essentiel étant surtout de ne pas les oublier.

Une fois que toutes les couches sont retirées et que la répartition des contraintes résiduelles dans toute l'épaisseur de la pièce est obtenue, il est conseillé de faire un test d'équilibre de la répartition des contraintes. En effet une pièce non sollicitée dans laquelle il y a des contraintes résiduelles est en équilibre. L'intégrale des contraintes résiduelles sur l'aire complète d'une section droite doit donc être égale à zéro.

En pratique, il faut que la valeur absolue de ce critère soit inférieure à quelques % de la contrainte résiduelle maximale multipliée par l'aire de la section droite.

Chapitre 5

Résultats et discussions

5.1. Introduction

Ce chapitre concerne l'interprétation de la métallographie des différentes zones étudiées (ZF, ZAT, MB), ainsi que la discussion des résultats de la modélisation numériques et graphique des contraintes résiduelles dans le matériau élaboré par soudage.

5.2. Résultats de la métallographie

Pour la pièce soudée, nous avons effectué différentes observations micrographiques dans des différents endroits (ZF, ZAT, MB) dans le but d'identifier l'état structural du multi-matériau obtenu par soudage.

5.2.1 Structure du métal fondu

La micrographie de la zone fondue est donnée par la figure 5-1. Elle a un aspect conventionnellement appelé microstructure dendritique de solidification. La ferrite δ (en noir) est à la fois dans les espaces interdendritiques et dans les axes dendritiques à cause des ségrégations, et le reste de la matrice (ce qui est en blanc) c'est l'austénite.

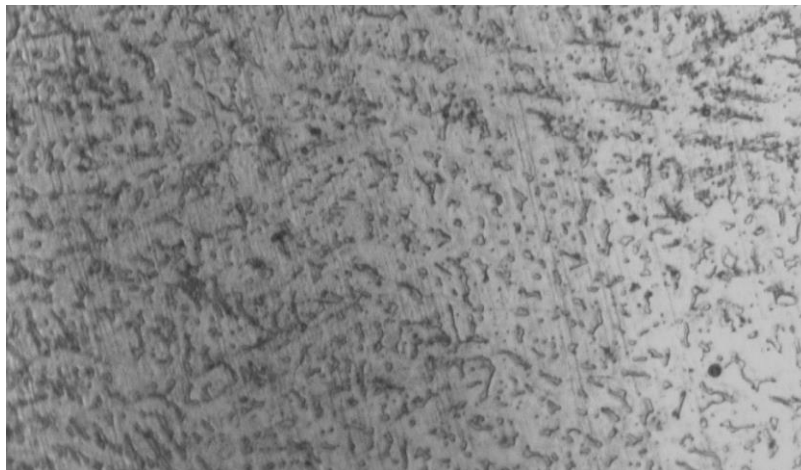


Figure 0.1 Microstructure de la ZF (x200)

5.2.2 Structure de la zone de liaison

Nous constatons la présence de grains de grande taille à côté de grains plus fins. Ce qui traduit la surchauffe importante subite par cette partie au cours de l'opération du soudage.



Figure 0.2 Microstructure de la zone de liaison (x200)

5.2.3 Structure de la ZAT

A proximité de la zone fondue (la zone affectée par la température), la microstructure se révèle comme celle du métal de base, néanmoins la taille des grains a connu un grossissement très significatif sous l'influence de l'élévation de la température apportée par la source de chaleur lors de l'opération du soudage. Cette observation est bien mise en relief dans la Figure 5-3.



Figure 0.3 Microstructure la ZAT (x200).

5.2.4 Structure du métal de base

L'acier possède une structure austénitique granulaire isotrope la taille des grains ne présente pas beaucoup de dispersion, comparée à celle de la ZAT.

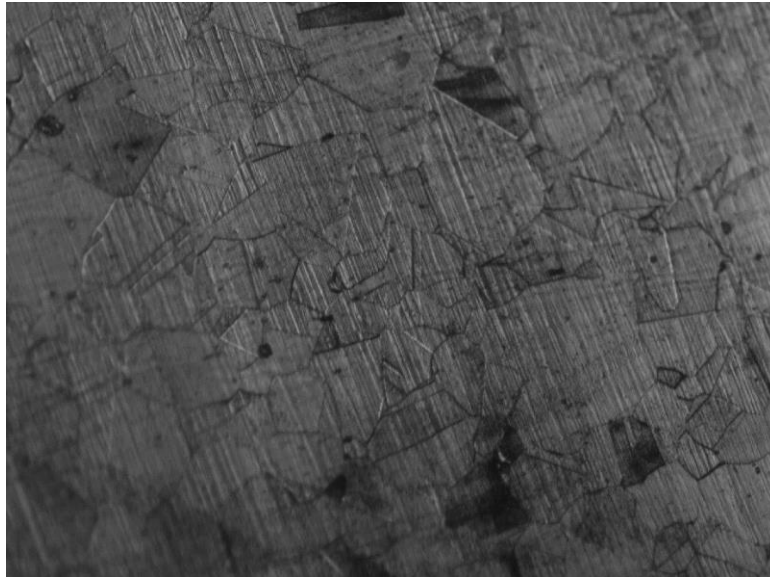


Figure 0.4 Microstructure du métal de base (MB) (x200).

5.3. Détermination des contraintes résiduelles

5.3.1 La modélisation numérique

Les équations ci-dessus nous ont permis d'élaborer le modèle numérique à l'aide de **MATLAB R2014b**. Ce choix s'explique par sa puissance, complète et facile à utiliser. L'approche matricielle de MATLAB permet de traiter les données sans aucune limitation de taille et de réaliser des calculs numériques et symboliques de façon fiable et rapide.

L'exécution du modèle nécessite l'entrée des données telles que les propriétés physiques des matériaux traités (module de Young, coefficient de poisson), l'épaisseur de la pièce après chaque enlèvement de couche et les deux déformations (longitudinale et transversale) pour chaque passe dans les trois zones (métal de base, ZAT, cordon de soudure).

Ces valeurs de déformations sont déterminées par la méthode extensométrique d'enlèvement successif de couches citée précédemment. Les résultats obtenus par le modèle sont les contraintes résiduelles transversales et longitudinales à différents zones allant du cordon de soudage jusqu'au métal de base en passant bien sûr par la zone affectée thermiquement.

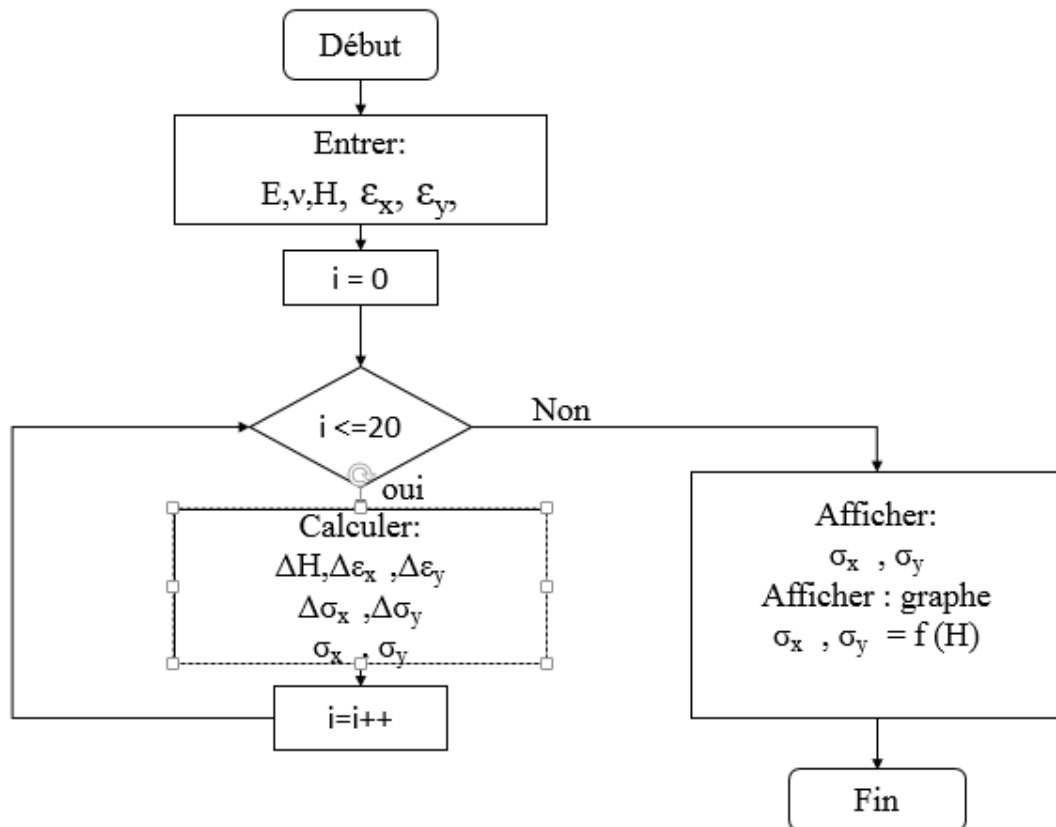


Figure 0.5 Organigramme simplifié du modèle

L'organigramme suivant (**Figure 5-5**) permet de résumer les différentes étapes de déroulement du modèle proposé.

i. Exécution du logiciel

Notre modèle se forme de trois parties (CRinterface.fig, CRinterface.m, Command Window).

Le fichier **CRinterface.fig** est une interface graphique qui se compose d'un bouton « **execute** » qui donne l'ordre d'exécuter le programme, et de trois cases pour l'insertion des valeurs (E, v et H) correspondant aux trois zones (métal de base, ZAT, cordon de soudure).

Le graphe qui s'affiche après l'exécution du programme présente la variation de σ_x et σ_y dans chaque passe sur l'épaisseur de l'échantillon tel que représenté sur la figure suivante.

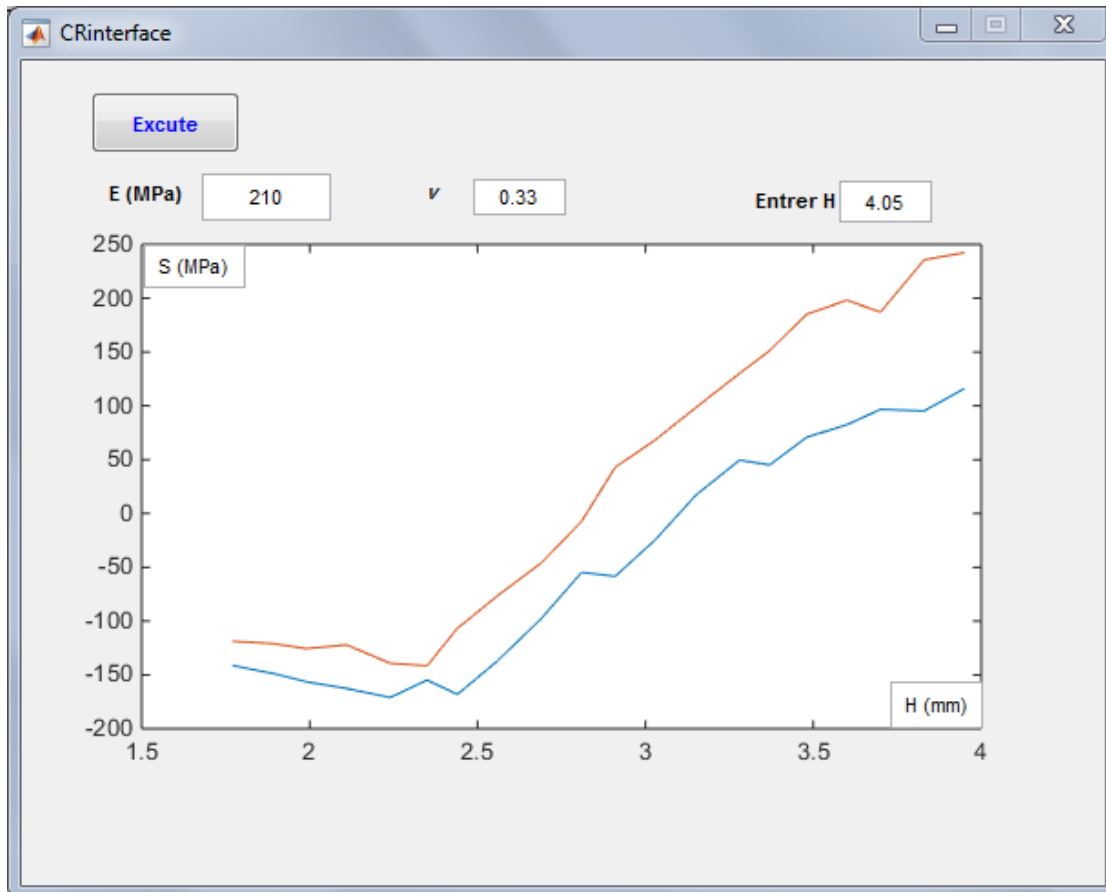


Figure 5.6 Fichier CRinterface.fig (interface graphique)

Le fichier **CRinterface.m** est là où on a écrit le programme. Il doit **obligatoirement** avoir une extension de la forme « .m » (d'où le nom M-file) pour être considéré par MATLAB comme un fichier d'instructions.


```

CRinterface.m x +
34         'gui_Callback', []);
35 -     if nargin && ischar(varargin{1})
36 -         gui_State.gui_Callback = str2func(varargin{1});
37 -     end
38
39 -     if narginout
40 -         [varargout{1:narginout}] = gui_mainfcn(gui_State, varargin{:});
41 -     else
42 -         gui_mainfcn(gui_State, varargin{:});
43 -     end
44     % End initialization code - DO NOT EDIT
45
46
47     % --- Executes just before CRinterface is made visible.
48     function CRinterface_OpeningFcn(hObject, eventdata, handles, varargin)
49     % This function has no output args, see OutputFcn.
50     % hObject    handle to figure
51     % eventdata  reserved - to be defined in a future version of MATLAB
52     % handles    structure with handles and user data (see GUIDATA)
53     % varargin   command line arguments to CRinterface (see VARARGIN)
54
55     % Choose default command line output for CRinterface
56 -     handles.output = hObject;
57

```

Figure 0.7 Fichier CRinterfaces.m

Lorsqu'on clique sur le bouton « execute » de CRinterface.fig, MATLAB fait appel au CRinterface.m qui contient le programme. Ce dernier comprend trois étapes : au début on déclare les tableaux (Ex, Ey et H) d'une taille de 20 pour chacun (20 étant le nombre de passe). La boucle **For** permet de calculer dEx , dEy , dh , $d\sigma_x$, $d\sigma_y$, σ_x , σ_y . Les résultats seront affichés dans la troisième partie de notre modèle qui s'appelle « Command Window » (Figure 5-7). Finalement, on utilise la commande **Plot** pour afficher le graphe dans CRinterface.fig.

```

Command Window
 2.5600    2.4400    2.3500    2.2400    2.1100    1.9900    1.8900    1.7700

Sx =
Columns 1 through 12
116.1000    95.3000    96.7000    82.5000    70.8000    45.1000    49.6000    16.9000   -24.2000
Columns 13 through 20
-136.9000 -168.1000 -154.8000 -171.0000 -162.6000 -156.4000 -148.6000 -141.3000

Sy =
Columns 1 through 12
242.4000    235.7000    187.1000    198.2000    185.0000    151.3000    130.1000    98.4000    68.5000
Columns 13 through 20
-76.4000 -106.7000 -141.5000 -139.2000 -122.1000 -125.6000 -120.9000 -118.7000

fx >>

```

Figure 0.8 : Résultats de la Command Window

5.4. Discussion des résultats

Après l'introduction des paramètres relatifs au matériau étudié que ce soit le MB ou la ZAT ou bien la ZF, et l'insertion dans le programme des valeurs des déformations longitudinales et transversales à différents niveaux d'épaisseurs, on obtient les résultats suivants pour les différentes zones étudiées :

5.4.1 Pour le cordon de soudure

Tableau 0.1 Contraintes résiduelles pour le cordon de soudure

Hauteur H (mm)	Contrainte transversale σ_x (MPa)	Contrainte longitudinale σ_y (MPa)
4,08	415,8	756,3
3,95	390,2	735,4
3,84	382,4	798,7
3,74	387,1	723,1
3,62	356,6	706,4
3,53	324,8	679,3
3,4	331,2	634,8
3,29	305	609,7
3,17	265,4	583
3,05	262,5	541
2,95	221,9	511,9
2,82	207,1	534,6
2,73	201,5	492,1
2,61	167,7	456,3
2,49	122,4	420,7
2,38	127,6	359,5
2,27	105,2	321,1
2,16	86,3	296
2,05	71,6	256,3
1,93	48,2	216,3

Après l'obtention des résultats numériques, notre programme affichera les graphes de variations des contraintes résiduelles en fonction de la profondeur explorée :

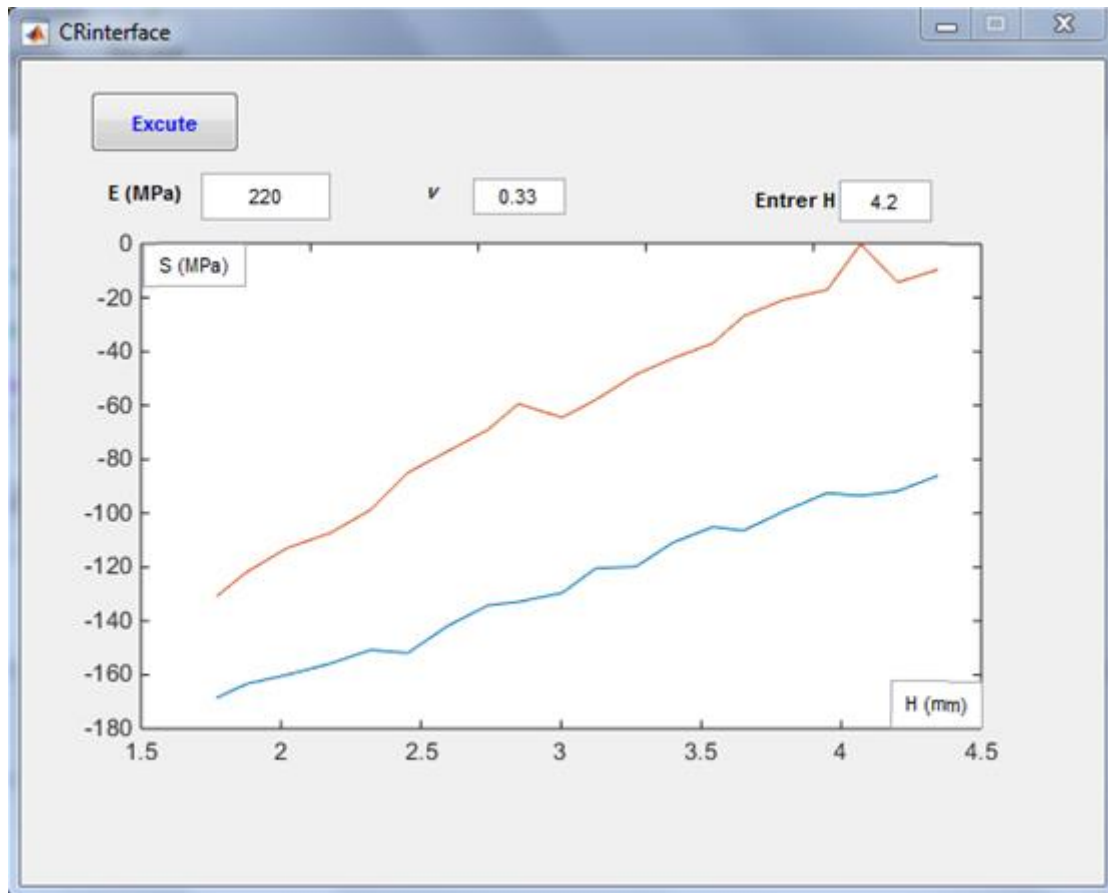


Figure 0.9 Représentation des contraintes résiduelles pour le cordon de soudure.

D'après la courbe ci-dessus, on remarque que les contraintes résiduelles dans le cordon de soudure sont plutôt de nature « tension » qui peuvent atteindre une valeur maximale de 800MPa.

Le niveau des contraintes résiduelles longitudinales (selon le sens du soudage) est plus important que celui des contraintes résiduelles transversales (perpendiculairement au cordon) avec une différence moyenne de 200MPa. Cela est expliqué pas le fait que le métal d'apport lors de sa fusion dans le sens longitudinale trouve de l'espace pour se dilater, alors qu'au sens transversale les deux bouts de la pièce constituent un obstacle qui diminuera la valeur des contraintes résiduelles dans ce sens.

Passant par un pic de l'ordre de 800MPa en couches superficielles, ces contraintes en tendance à diminuer fur et à mesure qu'on pénètre dans le métal du cordon. Cela est expliqué par la forme des deux bouts de la tôle chanfreinés en V (voir la fiche technique du soudage en annexe). Ce qui implique la diminution du volume du métal d'apport dans la profondeur, se traduisant par la relaxation des contraintes résiduelles.

5.4.2 Pour la zone affectée thermiquement (ZAT)

Tableau 0.2 Contraintes résiduelles pour le ZAT.

Hauteur H (mm)	Contrainte transversale σ_x (MPa)	Contrainte longitudinale σ_y (MPa)
3,95	116,1	242,4
3,83	95,3	235,7
3,7	96,7	187,1
3,6	82,5	198,2
3,48	70,8	185
3,37	45,1	151,3
3,28	49,6	130,1
3,15	16,9	98,4
3,03	-24,2	68,5
2,91	-58,4	42,9
2,81	-54,7	-7,3
2,69	-97,6	-45,9
2,56	-136,9	-76,4
2,44	-168,1	-106,7
2,35	-154,8	-141,5
2,24	-171	-139,2
2,11	-162,6	-122,1
1,99	-156,4	-125,6
1,89	-148,6	-120,9
1,77	-141,3	-118,7

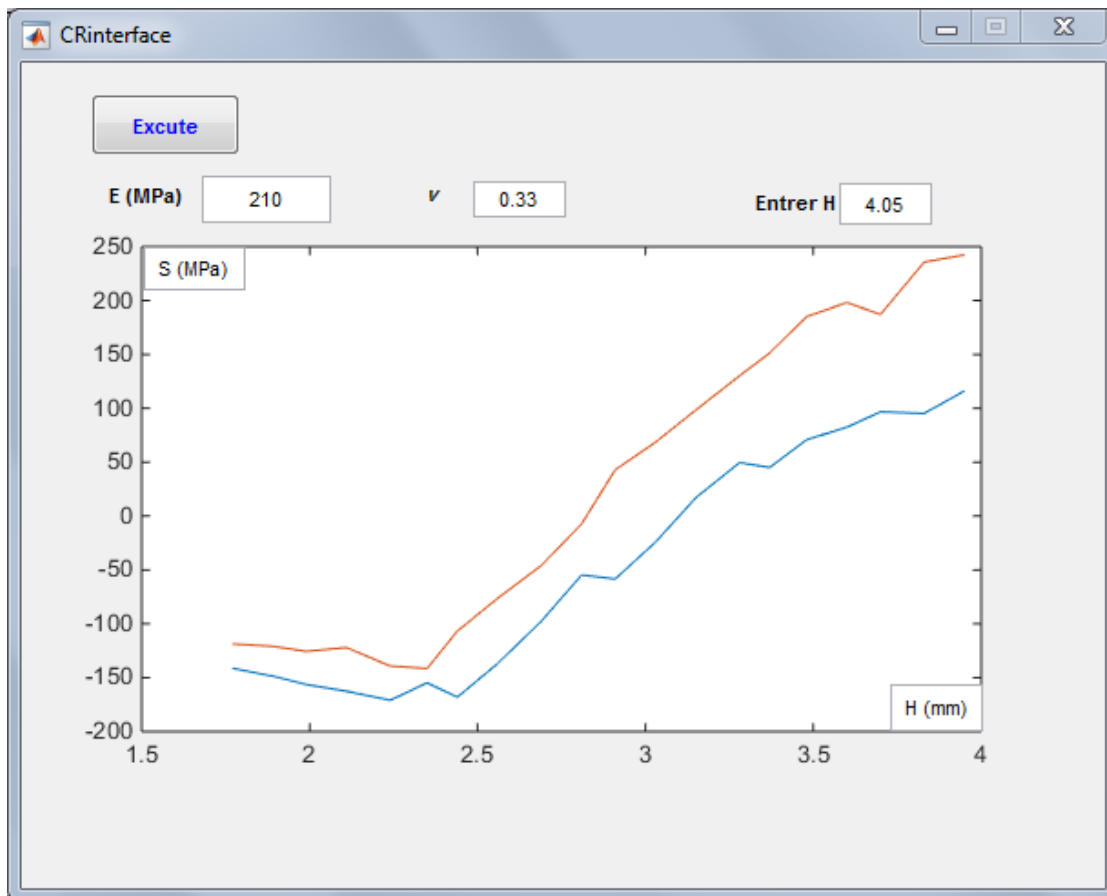


Figure 0.10 Représentation des contraintes résiduelles pour la ZAT.

D'après cette courbe, on remarque que les contraintes résiduelles sont de traction pour les couches supérieures et de compression pour les couches inférieure.

On remarque que l'écart entre les contraintes résiduelles longitudinales et transversales à diminuer pour une valeur moyenne de 50 MPa.

Avec un pic maximal de l'ordre de 250 MPa en superficie, ces contraintes ont tendance à se relaxer au fur et à mesure qu'on pénètre le matériau jusqu'à s'annuler à une profondeur de l'ordre de 1.3mm pour les contraintes longitudinale, et de 1mm pour les contraintes transversale. Pour des profondeurs supérieures à 1.5mm les contraintes sont de nature compression, qui peuvent atteindre une valeur maximale de l'ordre de 170MPa.

5.4.3 Pour le métal de base

Tableau 0.3 Contraintes résiduelles pour le metal de base

Hauteur H (mm)	Contrainte transversale σ_x (MPa)	Contrainte longitudinale σ_y (MPa)
3,87	-152,7	-163,4
3,75	-148,6	-154,3
3,64	-141,3	-146
3,54	-132,9	-138,6
3,41	-126,2	-132,7
3,29	-117,6	-126,8
3,2	-103,5	-112,1
3,08	-92,4	-98,9
2,97	-82,3	-87,5
2,85	-61,9	-71,6
2,75	-52,8	-63,7
2,62	-46,6	-57,9
2,53	-40,1	-57,4
2,41	-36,7	-41,1
2,29	-30,8	-35,4
2,18	-22,6	-26,7
2,06	-17,6	-23,8
1,93	-15,9	-20,5
1,81	-12,3	-19,3
1,72	-8,7	-16,9

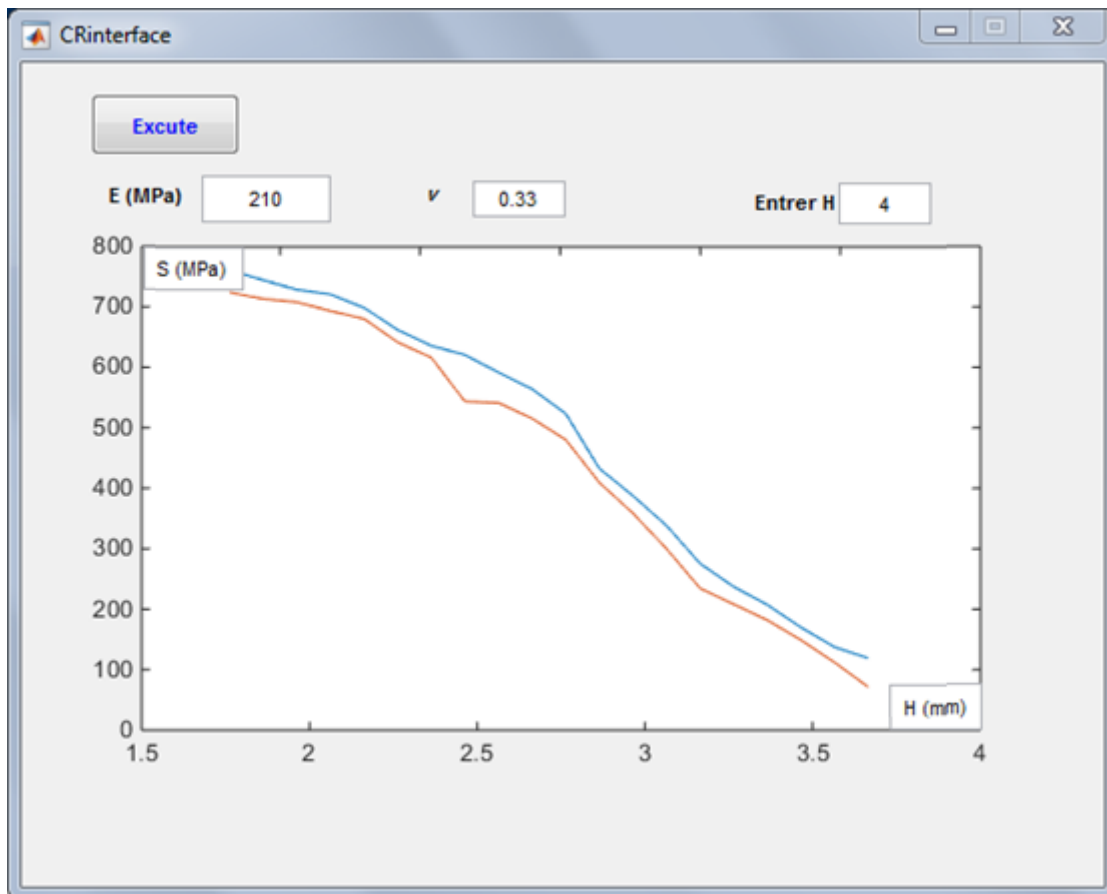


Figure 0.11 Représentation des contraintes résiduelles pour le métal de base

Pour ce cas de figure, on remarque que les contraintes résiduelles dans le métal de base sont de nature compression qui peuvent atteindre une valeur maximale de l'ordre de 150MPa.

On remarque que l'écart entre les contraintes résiduelles longitudinales et transversales est presque négligeable avec une valeur moyenne de 5MPa.

Les contraintes résiduelles de nature compression prennent une valeur maximale de l'ordre de 150MPa à la surface, on tendance à diminuer jusqu'à atteindre des valeurs proche du zéro pour des couches profondes ce qui s'explique par la forme du chanfrein de la pièce soudée.

Conclusion générale et perspectives

Conclusion générale

Ce travail nous a permis de résoudre le problème de la détermination des contraintes résiduelles dans les matériaux soudés. Ceci se fait en utilisant un modèle mathématique permettant le passage de la mesure des déformations à l'obtention des contraintes résiduelles. La mesure des déformations se fait en utilisant un appareillage constitué d'une polisseuse électrochimique, et une jauge extensométrique. Ces deux instruments sont utilisés simultanément afin de permettre la mesure des microdéformations préexistantes dans les couches successives du matériau.

Le programme établi sous la plateforme de MATLAB, nous donne la possibilité d'introduire des informations concernant le module de Young, le coefficient de poisson et l'épaisseur de la pièce. Ce programme permet de calculer les contraintes résiduelles longitudinales et transversales et les présente sous forme graphique en fonction de la profondeur du matériau dans les différentes zones (ZF, ZAT, MB).

A partir des résultats obtenus de l'exécution du programme. On a pu conclure que les contraintes résiduelles de nature (compression/traction) dans la pièce soudée diffèrent d'une zone à une autre, généralement elles sont de nature traction dans la zone fondue et la zone affectée thermiquement, et de nature compression dans le métal de base.

La valeur maximale de la contrainte de traction est de l'ordre de 800MPa atteint dans les couches supérieures de la zone fondue. Concernant la contrainte de compression, elle est de l'ordre de 270MPa, valeur atteinte dans les couches inférieures de la zone affectée thermiquement.

Perspectives

Comme perspectives, Il serait intéressant de :

- Utiliser ce modèle mathématique sur d'autres types de matériaux,
- Réaliser une simulation 3D des contraintes résiduelles dans le domaine plastique.
- Utiliser cette méthode pour la détermination des contraintes résiduelles générées par des phénomènes plus complexes (par exemple : soudage + laminage).

Références Bibliographiques

- [1] F. Valiorgue, Simulation des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L. Nouvelle approche numérique et expérimentale. Mécanique [physicisme-ph]., Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2008.
- [2] B. CHASSIGNOLE, Influence de la structure métallurgique des soudures en acier inoxydable austénitique sur le contrôle non destructif par ultrasons., École doctorale matériaux de Lyon, 2000.
- [3] ROUIBAH Lidya. Corrélation entre les comportements électrochimique et mécanique d'un acier inoxydable austénitique et sa microstructure initiale Année, ECOLE NATIONALE SUPERIEURE POLYTECHNIQUE, 2008.
- [4] P.-J. CUNAT, Acier inoxydable, Critère de choix et structure. Technique de l'ingénieur M4540, Technique de l'ingénieur M4540.
- [5] J. C. BAVAY, Les aciers inoxydables ferritiques à haute teneur de Cr et Mo, Edition de physique.
- [6] V. F. T. J. M. P. M. P. C. F. S. S. M. Tavares, Influence of the microstructure on the toughness of a duplex stainless steel UNS S31803, Journal of Materials Science, 2005.
- [7] G. KRAUSS, STEEL: Processing, structure and performance. ASM International, 2005.
- [8] K. LAZAZI, Etude de comportement en fatigue thermique d'une soudure en acier inoxydable austénitique de nuance AISI 304., Ecole nationale polytechnique, 2008.
- [9] Q. AUZOUX, Fissuration en relaxation des aciers inoxydables austénitiques - influence de l'écrouissage sur l'endommagement intergranulaire, Ecole Nationale Supérieure de Mines de Paris, 2004.
- [10] B. Talha, Caractérisation de l'état de déformation et comportement à la recristallisation des soudures en acier inoxydable 316L, Ecole Nationale Polytechnique d'Alger, 2007.
- [11] S. BELAKOWSKY, Soudage et collage, Paris, 1990.
- [12] D. SEFERIAN, Métallurgie de la soudure, FUNOT, 1982.

-
- [13] ATS-OTUA, Conseil pour le soudage des aciers inoxydables, Paris, 2000.
- [14] C. KOVACH, High performance stainless steel, Technical marketing resources, Pittsburg. PA, USA.
- [15] R. G. a. M. S. M.CHOI, A study of the heat transfer during Arc welding which applications to pure metals or alloys and low or high boiling Temperature materials, Numerical heat transfer, vol.11, PP.477-489, 1987.
- [16] R. VARISSELLAZ, Soudage et éléments de conception, Paris: DUNOD, 1998.
- [17] P.J.CUNAT, Aciers inoxydables: Fabrication, Techniques de l'ingénieur, M4543, Décembre 2000.
- [18] Y. BOUISSA, E. BENFREDJ et M. ZOGHLAMI, techniques de mesures de contraintes résiduelles, 2014.
- [19] V.GUIPONT, Détermination Expérimentales de contraintes Résiduelles au sien d'assemblages Céramique/Métal réalisés par brasage : application au couple nitrure de silicium/acier doux, Ecole centrale de Lyon , 1994.
- [20] R.GAHLIN, A.ALAHELISTEN et S.JACOBSON, The effect of compressive stresses on the abrasion of diamond coatings, 1996.
- [21] Y.NAKAMURA, S.SaKAGAMI, Y.AMAMOTO et Y.WATANABE, Measurement of internal stresses in CVD Diamon Films, 1997.
- [22] J.PENG, Détermination des contraintes résiduelles dans des revêtements par diffraction des rayons X en faible incidence, CER de Paris: ENSAM , juillet 2006.
- [23] T. d. l'ingénieur, M1180.
- [24] J. G.MARDER, Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X, ENSSAM Paris, 1987.
- [25] Y.SPARFEL, Soudage et Techniques connexes, 1992.
- [26] R. BLONDEAU, Métallurgie et mécanique du soudage, lavoisier, 2001.
- [27] V. Micromesures, Mesure des contraintes résiduelles par la méthode du trou 1990., NT47D, 1990.

- [28] D.KAEDER, Les méthodes de mesure de contraintes résiduelles par trépanage et par enlèvement de couches, 1983.
- [29] «traité matériaux métalliques M4,» *Technique de l'ingénieur*.
- [30] «Traité matériaux métalliques BL4,» *Technique de l'ingénieur*.
- [31] M.LARIBI, «Caractérisation et modélisation métallurgique et mécanique de matériaux à gradients fonctionnels réalisés par projection thermique,» *Thèse de Doctorat*, n° %1ENP, Juin 2003.
- [32] D.ROSENTHAL, J.T.NORTON, «A method of measuring triaxial residual stresses in plates,» *journal of American Welding Society* n° 24, 1945.
- [33] A. LUAN, «Etude d'une méthode de détermination de contraintes résiduelles ou contraintes propres,» *Colloque du GAMI*, Octobre 1968.
- [34] V. GUIPONT, «Détermination Expérimentales de contraintes Résiduelles ausien d'assemblages Céramique/Métal réalisés par brasage,» *Ecole Centrale de Lyon*, 1994.