

Département de Métallurgie

Laboratoire de Sciences et Génie des Matériaux

Mémoire de Magister

Présenté par : Mr SELLIDJ Zoheir, Ingénieur d'état en Métallurgie

Proposé et dirigé par Mr LARIBI Merzak, Professeur à l'ENSP

THEME

**DETERMINATION DES CONTRAINTES
RESIDUELLES DANS LES CORDONS
DE SOUDURE EN ACIER INOXYDABLE**

Devant le jury composé de :

Mr M. BOUABDALLAH	Président	Professeur à l'ENSP
Mr K. NECIB	Examineur	Maître de conférences à l'EMP
Mr M.E. DJEGHLAL	Examineur	Maître de conférences à l'ENSP
Mr A. KASSER	Examineur	Chargé de Cours à l'ENSP
Mr M. LARIBI	Promoteur	Professeur à l'ENSP

Année Universitaire : 2008 - 2009

A mes parents.

A mes frères et sœurs.

A ma grande famille.

Aux êtres qui me sont les plus chers.

Remerciements

Je tiens, tout d'abord, à s'incliner au dieu le tout puissant, lui remercie de m'avoir donné la foi ; la volonté et la patience afin de mener ce travail à ce terme.

Je tiens à témoigner de mon plus profond respect et reconnaissance à Mr M.Laribi, Maître de conférences à l'ENSP, directeur de thèse, qui m'a fait don de ces compétences, par ces conseils enrichissants et orientations tout au long de ce travail.

Je souhaiterais adresser un sincère remerciement à Mr M.Bouabdellah, Professeur à l'ENSP; K.Nacib, Maître de conférences à l'EMP ; M.E.Djeghlal, Maître de conférences à l'ENSP et Mr A.Kasser, Chargé de Cours à l'ENSP pour avoir consenti à être membres de mon jury.

J'exprime ma profonde gratitude à tous les enseignants du département métallurgie de l'ENSP qui ont contribué à ma formation durant mes années d'études à l'ENSP.

Je remercie vivement Mr K.Nacib, Maître de conférences à l'EMP de m'avoir aidé à faire le découpage des échantillons au niveau de l'Ecole Militaire Polytechnique.

Mes chaleureux remerciements à tous les membres de l'équipe du laboratoire de mécanique au niveau du Centre de Soudage et Control CSC, pour leurs conseils et leur aide, plus particulièrement Kheireddine et S.Oualem.

Un grand merci à tous ceux qui m'ont soutenu et aidé, dans la mesure de leur moyen, tout au long de cette thèse.

ملخص :

إن تجميع المواد عن طريق التلحيم تحتل مكانا هاما في عالم الصناعة، على وجه التحديد إستعمال الفولاذ المقاوم للصدأ وذلك لجودة التلحيم لهذا الفولاذ في جميع عمليات التلحيم التقليدية. وبناء على ذلك ، فإن تدرجات درجة الحرارة التي نشأت خلال اللحام تنتج عنها قوى داخلية كبيرة. ومن خلال هذا العمل ، إستعملنا طريقة إزالة الطبقات المتعاقبة التي استخدمت لإيجاد و حساب القوى الداخلية على مستوى مختلف الطبقات. أيضا سوف نرى حاجة القيام بالمعالجة الحرارية بعد التلحيم لأجل الوصول إلى إسترخاء هذه القوى الداخلية. كلمات المفاتيح: تلحيم؛ قوى داخلية؛ طريقة إزالة الطبقات المتعاقبة.

RESUME :

L'assemblage des matériaux par soudure occupe une place importante dans l'univers de l'industrie. Bien précisément les aciers inoxydables sont plus utilisables vu leur bonne soudabilité par tous les procédés conventionnels. En conséquence, les gradients thermiques se manifestant lors du soudage conduit inévitablement à la création des contraintes résiduelles. Par le biais de ce travail, la technique d'enlèvement de couches successif a été utilisée pour déterminer les contraintes résiduelles aux différentes couches d'une soudure et voir l'impact de l'un des paramètres de soudage (intervalle entre les passes) sur leurs ordres de grandeur. Aussi, l'étude de l'influence d'un traitement thermique a montré l'importance de ce dernier sur la relaxation des contraintes résiduelles.

Mots clé: soudage, aciers inoxydables, contraintes résiduelles, technique d'enlèvement de couches successif.

ABSTRACT:

Materials welding assembly occupies an important place in the world of industry. precisely stainless steels are more usable because of their good weldability by all conventional processes. Accordingly, the temperature gradients created during welding cause inevitably the creation of residual stresses.

Through this work, the successive layers removing technique was used to calculate the residual stresses at different weld layers and see the impact of one of welding parameters (interval between passes) on their order of magnitude. Also we assist to see the necessary to make a heat treatment in order to relax these residual stresses.

Keywords: welding, stainless steel, residual stresses, successive layers removing technique.

SOMMAIRE

INTRODUCTION	1
I. LES ACIERS INOXYDABLES	3
I.1. Introduction	3
I.2. Influence des éléments d’alliage sur la structure et les diagrammes d’équilibre.....	3
I.2.1. Les binaires Fe-Cr.....	3
I.2.2. Les binaires Fe-Ni.....	4
I.2.3. Les ternaires Fe-Ni-C.....	5
I.2.4. Action des autres éléments d’alliages.....	6
I.3. Les diverses catégories d’aciers inoxydables.....	7
I.3.1 Les aciers martensitiques.....	7
I.3.2. Aciers inoxydables ferritiques.....	8
I.3.3. Aciers inoxydables austénitiques.....	8
I.3.4. Aciers inoxydables austéno-ferritique (duplex).....	8
I.4. Les aciers inoxydables austénitiques.....	9
I.4.1. Généralités	9
I.4.2. Métallurgie du soudage des aciers inoxydables austénitiques.....	10
I.4.2.1. Généralités.....	10
I.4.2.2. Solidification dans les soudures en acier austénitique.....	10
I.4.2.2.1. Structures de solidification	10
I.4.2.2.2. Modes de solidification.....	12
I.4.2.2.3. Croissance par épitaxie et croissance sélective.....	14
I.4.2.3. Influence des paramètres de soudage	15
I.4.2.3.1 Energie de soudage.....	15
I.4.2.3.2 Influence de la vitesse de soudage sur la vitesse de solidification.....	15
I.4.2.3.3. Influence de la position de soudage et de l’enchaînement des passes.....	17
I.4.3. Traitement thermiques des aciers inoxydables austénitiques après soudage.....	18
I.4.4. Détensionnement des aciers inoxydables austénitiques.....	19
II. LES CONTRAINTES RESIDUELLES	22
II.1. Origines des contraintes résiduelles	22
II.2. Les 3 ordres de contraintes résiduelles.....	25
II.2.1. Les contraintes internes du premier ordre ou macroscopiques	25
II.2.2. Les contraintes internes du deuxième ordre ou mésoscopiques.....	26

II.2.3. Les contraintes internes du troisième ordre ou microscopiques	27
II.3. Méthodes de détermination des contraintes résiduelles.....	31
II.3.1.1. Méthodes non-destructives.....	31
II.3.1.1.1 Détermination des contraintes par diffraction des rayons X.....	31
II.3.1.1.2. Autres méthodes.....	34
II.3.1.2. Méthodes semi-destructives.....	35
II.3.1.2.1. La méthode du trou.....	35
II.3.1.2.2. La méthode du Trépan	35
II.3.1.3. Méthodes destructives	37
I.3.2. Méthodes mathématiques	40
II. PARTIE EXPERIMENTALE.....	41
II.1. Introduction.....	41
II.2. Matériaux d'étude.....	41
II.2.1. Matériau du métal de base.....	41
II.2.2. Matériau d'apport.....	42
II.2.3. Réalisation du soudage.....	42
II.3. Analyse métallographique.....	45
II.4. Essais de dureté.....	46
II.5. Détermination expérimentale des contraintes résiduelles.....	48
II.5.1. Calculs mathématiques de contraintes résultantes.....	52
III.5.1.1. Equilibre des forces et des moments des forces.....	54
II-5.2. Modélisation numérique	63
III.5.2.1. Exécution du logiciel	65
III. RESULTATS ET DISCUSSIONS	68
IV.1. Structure de la soudure.....	68
IV.1.1.1 Structure de la zone fondue de l'échantillon Ech-A.....	68
IV.1.1.2. Structure de la zone affectée thermiquement (ZAT)	69
IV.1.1.3. Structure du métal de base.....	69
IV.1.2.1 Structure de la zone fondue de l'échantillon Ech-A-Th.....	70
IV.1.2.2 Structure de la zone affectée thermiquement (ZAT)	70
IV.1.2.3. Structure du métal de base	71
IV.1.3. Structures des zones de l'échantillon Ech-B	71
IV.1.4. Structures des zones de l'échantillon Ech-B-Th	72

IV.2. dureté Vickers.....	73
IV.3. Contraintes résiduelles	76
IV. CONCLUSION GENERALE.....	81
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	82

INTRODUCTION

Introduction

Les aciers inoxydables austénitiques possèdent d'une part une bonne résistance à la corrosion, et de l'autre part de bonnes propriétés mécaniques. Ils sont soudables par tous les procédés conventionnels et constituent des matériaux de structure particulièrement intéressants qui sont très largement employés dans l'industrie des transports et les industries pétrolières, agroalimentaires, pharmaceutiques et chimiques.

En effet, l'utilisation de ces aciers comme matériaux de structure sur les installations industrielles requiert l'assemblage de composants métalliques fréquemment par l'application du soudage. Celui-ci conduit à des modifications microstructurales qui peuvent avoir une influence très importante sur les propriétés mécaniques du matériau ainsi réalisé.

Cependant, les gradients thermiques se manifestant lors du soudage engendrent inévitablement des dilatations locales qui ont pour conséquence l'apparition de champs de déformations et de contraintes non uniformes dans le matériau tels que l'auto-équilibrage des contraintes résiduelles qui subsistent après retour à la température ambiante. Ces contraintes résiduelles sont par définition les 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..... [1].

Il importe donc souvent de connaître leur ordre de grandeur et leur répartition afin de prévoir au mieux leurs influences éventuelles, de choisir les traitements destinés à les atténuer, ou même de les exploiter judicieusement [2].

L'objectif de la présente étude consiste d'une part à déterminer par la méthode d'enlèvement des couches successif les contraintes résiduelles qui règnent au niveau des cordons de soudure après l'application d'un soudage à l'Arc, et d'autre part l'étude de l'impact d'un traitement thermique de détensionnement sur la relaxation de ces contraintes.

Ce travail est organisé selon le plan suivant :

- Le premier chapitre est consacré à la présentation générale sur les aciers inoxydables en montrant l'influence des éléments d'alliage sur la structure de l'acier, puis une illustration des différents types d'aciers inoxydables en se focalisant avec un peu de détail notamment sur les propriétés physiques, mécaniques, métallurgie de soudage et traitements thermiques de l'acier inoxydable austénitique qui est le matériau sur lequel l'étude a été faite.
- Le deuxième chapitre concerne essentiellement les contraintes résiduelles, leurs origines, leurs ordres (ou niveaux) et les différentes méthodes de leur détermination.
- Le troisième chapitre est réservé aux techniques expérimentales effectuées pour la réalisation de cette étude. On présentera le matériau (composition chimique, propriétés physiques), la technique de soudage utilisée pour la réalisation des cordons ainsi que les méthodes de caractérisation métallographique. Aussi, la conduite de la méthode de détermination du profil des contraintes résiduelles par extensiométrie et enlèvement successif de couches par voie électrolytique sera expliquée. On présentera le modèle numérique élaboré permettant le passage entre les déformations déterminées expérimentalement et les contraintes résiduelles existant dans les matériaux réalisés.
- Les résultats expérimentaux et leurs interprétations feront l'objet du quatrième chapitre. L'étude métallographique, les profils de dureté HV, ainsi que l'évolution des contraintes résiduelles au sein des cordons en se référant à des images qui seront justement discutés dans ce chapitre.
- Le travail sera bien sûr clôturé par une conclusion générale et des perspectives.

CHAPITRE I : LES ACIERS INOXYDABLES

I. LES ACIERS INOXYDABLES

I.1. Introduction :

Les aciers inoxydables comprennent un ensemble de familles d'alliages à base de fer, dont la principale propriété est la résistance à la corrosion généralisée. Toutefois, bien qu'on les qualifie "d'inoxidables", ces aciers ne sont pas dans tous les cas totalement exempts d'une possibilité de corrosion. Le chrome est l'élément essentiel qui, à des teneurs supérieures à 13%, rend l'acier inoxydable en favorisant, en milieu oxydant, la formation d'un film passif à sa surface.

La structure des diverses nuances d'aciers permet de comprendre la dénomination des différentes classes d'aciers inoxydables à savoir: les aciers ferritiques (13% < Cr < 20%), les aciers martensitiques, les aciers austénitiques, les aciers austéno-ferritiques, les aciers super-ferritiques à haute teneur en chrome (>20%), les aciers durcis par précipitation.

I.2. Influence des éléments d'alliage sur la structure et les diagrammes d'équilibre [3] :

Les aciers inoxydables sont essentiellement des alliages Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni à teneur en carbone variant de 0,02 à 1% selon les nuances, bien que certains autres éléments (Mo, Cu, Ti, Nb, Si, S, N...) soient ajoutés pour améliorer la tenue à la corrosion ou les propriétés mécaniques pour des alliages particuliers. L'essentiel des propriétés de ces aciers est lié à la connaissance des diagrammes de phases et des courbes TRC des alliages ternaires Fe-C-Cr ou quaternaires Fe-C-Cr-Ni.

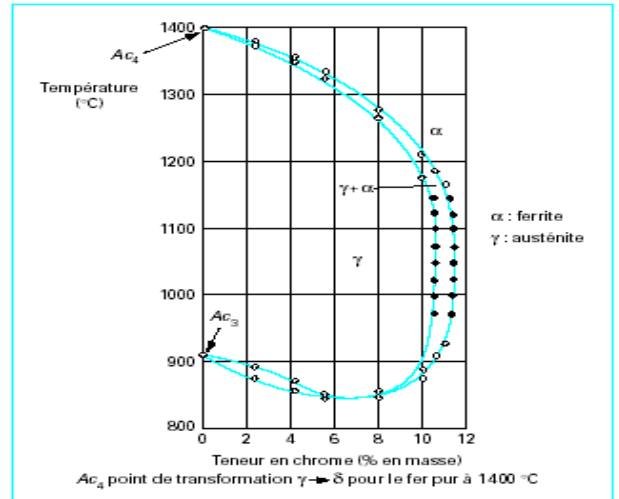
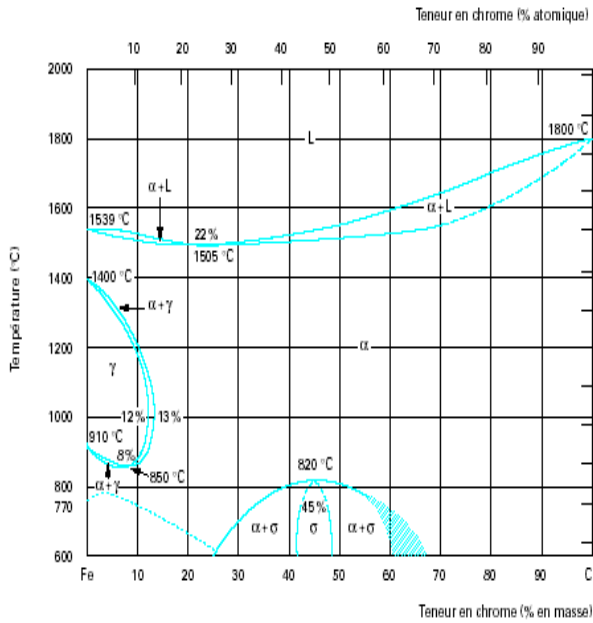
I.2.1. Les binaires Fe-Cr

Le chrome (Cr) est un élément alphagène: il favorise l'extension du domaine ferritique comme le montre l'existence de la "boucle γ " sur le diagramme Fe-Cr (**figure I.1**). En contournant cette boucle, on peut passer continûment de la ferrite α à l'austénite γ . En l'absence de carbone (%C = 0), on peut délimiter deux régions du diagramme d'équilibre:

- **0% < Cr < 13%**: ces alliages sont susceptibles de subir des traitements thermiques par chauffage en domaines δ , γ ou $\alpha + \gamma$, suivis d'une trempe à 20°C, ce qui donne des structures hors équilibre de caractère martensitique du point de vue microstructural

- **13% < Cr < 100%** : ces alliages sont toujours ferritiques α entre la température ambiante et celles du solidus et de ce fait ne peuvent pas subir de trempe martensitique. Les alliages ferritiques

Fe-Cr purs sont très sensible au grossissement du grain par chauffage prolongé aux plus hautes températures du domaine δ (ou α). Autour de la composition 50/50 (entre 45 et 55% Cr), peut apparaître une phase σ , dure et fragile, dont la cinétique de formation est assez lente pour qu'elle ne puisse pas se former pour des alliages à teneur inférieure à 25 - 30% Cr au cours de traitements thermiques de courte durée.



Le détail de la boucle gamma

Figure I.1: diagramme Fe- Cr [4].

I.2.2. Les binaires Fe-Ni

Le nickel, de structure cubique à faces centrées, favorise au contraire la formation d'une solution solide austénitique c.f.c. étendue aux dépens de la structure c.c. ferritiques α . Par conséquent ; l'addition du nickel aux alliages Fe-Cr élargi la bouche austénitique du diagramme Fe-Cr (**figure I.2**) [5].

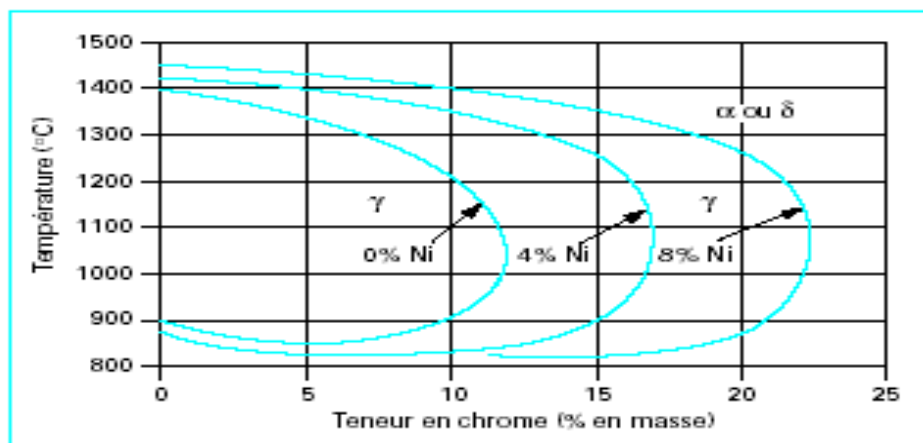


Figure I.2: l'influence du Ni sur la boucle γ [4].

Aussi aux fortes teneurs en nickel, les alliages sont austénitiques c.f.c; à la température ambiante alors qu'aux faibles teneurs en Ni (< 5 à 6%) ils peuvent être ferritiques c.c. Aux teneurs intermédiaires, les alliages Fe-Ni par refroidissement lent depuis le domaine γ se transforment en $\alpha + \gamma$, mais par trempe la structure austénitique hors équilibre peut être obtenue à la température ambiante, du moins pour les plus fortes teneurs en Ni.

I.2.3. Les ternaires Fe-Ni-C

Le fait d'ajouter du carbone qui est un élément gamagène a un alliage binaire Fe-Cr, le domaine d'existence de la phase austénitique γ s'élargit considérablement en température et en concentration. On constate bien que la tangente verticale à la bouche γ du binaire Fe-Cr se déplace vers les teneurs croissantes en chrome d'autant plus que la teneur en carbone est plus élevée (voir Figure I.3) [5].

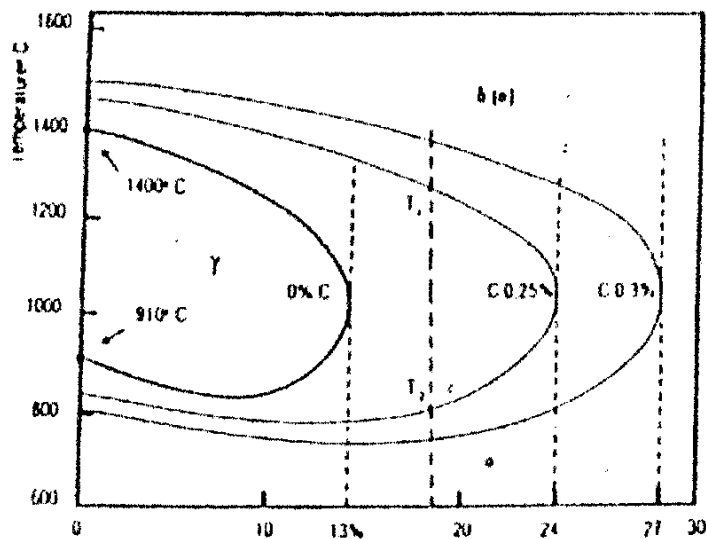


Figure I.3: l'influence du C sur la boucle γ [3].

En conséquence, par addition d'une teneur en carbone suffisante on peut obtenir une structure hors équilibre de type martensitique lorsqu'un traitement d'austénitisation entre T_1 et T_2 pour un alliage par exemple a 17% Cr, qui est avant le traitement se trouve dans un état ferritique dans tout le domaine de température, et peut être austénitique entre T_1 et T_2 [3].

I.2.4. Action des autres éléments d'alliages [6,7]:

A - Action du manganèse :

C'est un élément gammagène stabilisateur il assure aussi:

- l'augmentation de la résistance à la fissuration à chaud lors de solidifications rapides ;
- formation des sulfures améliorant l'usinabilité ;
- posséder un pouvoir carborigène supérieur à celui du fer et le chrome également ;
- Durcit légèrement la ferrite ;
- Améliorer les propriétés mécaniques des aciers.

B- Action du l'azote :

Elément gammagène qui :

- contribue également à stabiliser l'austénite ;
- Permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intragranulaire ;
- Agit avec le carbone sensiblement sur la résistance à la corrosion du fait de leurs faibles solubilités dans la matrice ferritique des aciers.

C- Action du silicium :

C'est un élément alphagène

- Il améliore les propriétés d'emploi à haute température ;
- Il diminue la résistance à la fissuration lors d'un soudage ;
- Il ne forme pas de carbures ;
- Il accroît la fragilité des aciers ;
- Il améliore la résistance à l'oxydation à chaud.

D- Action du soufre :

- Il améliore l'usinabilité mais remet en cause la résistance à la corrosion.

E- Action du phosphore :

- il augmente la résistance des aciers à bas carbone.
- Il garde la plasticité à son niveau maximum.

F- Action du molybdène :

C'est un élément alphasène qui :

- améliore la résistance à la corrosion ;
- Améliore la résistance du film passif ;
- Rétrécit le domaine austénitique ;
- Il a tendance à former des carbures nettement plus élevés que le Cr.

G- Action du titane :

- Il fixe le carbone afin d'éviter que l'austénite soit trop chargée en carbone et qu'elle se transforme en martensite après l'opération de soudage.

I.3. Les diverses catégories d'aciers inoxydables :

La classification des aciers inoxydables dépend essentiellement de leur structure puisque leurs domaines d'applications et leurs propriétés mécaniques sont en corrélation directe avec celle-ci.

Remarquons que du point de vue de la corrosion, les structures les plus favorables sont celles qui ne présentent qu'une seule phase homogène (ferrite, austénite) car la présence de deux constituants dans un acier placé dans un milieu de corrosion peut donner naissance à des effets de piles. Cependant, l'utilisation en milieu corrosif des aciers inoxydables, ayant des structures homogènes à plusieurs phases (austénite + ferrite, martensite + ferrite), n'est surtout pas à négliger. Quatre grandes familles d'aciers inoxydables peuvent être distinguées.

I.3.1 Les aciers martensitiques [8]:

Les aciers qui peuvent être austénitiques à haute température puis être le siège, au refroidissement, d'une transformation martensitique, font partie de la famille des aciers inoxydables martensitiques. La teneur en chrome des alliages de cette famille est comprise entre 12 et 17%. La teneur en carbone peut aller jusqu'à 1% environ. Comme dans les autres nuances, les éléments d'alliages tels que Mo, Ni, Ti, Nb, etc... et la teneur en carbone permettent de diversifier les applications (construction mécanique, outillage, coutellerie, usages à chaud...), en offrant des propriétés différentes.

Les propriétés d'emploi des aciers martensitiques au chrome qui les différencient de tous les autres groupes d'aciers inoxydables par leurs haute dureté et leurs valeurs de résistance élevées dépendent fortement de l'état structural obtenu après traitement thermique.

I.3.2. Aciers inoxydables ferritiques :

Avec une structure identique à celle du fer (cubique centré), les aciers inoxydables ferritiques ont une teneur élevée en éléments alpha-gènes (la ferrite) tel que ; Cr, Mo, Si, Ti, ou Nb ; le domaine austénitique est fortement rétréci.

La transformation $\alpha \Rightarrow \gamma$; où $\gamma \Rightarrow \alpha$ n'affecte qu'une seule partie, la transformation est pratiquement impossible ; la structure est exempte de précipitation et consiste en un assemblage de grains polyédriques [3].

I.3.3. Aciers inoxydables austénitiques :

Les aciers inoxydables austénitiques ont à la température ambiante une structure cubique à faces centrées (c.f.c) . Cet état est obtenu par addition d'éléments gamma-gènes (Ni, C, Mn) ;

I.3.4. Aciers inoxydables austéno-ferritique (duplex) :

Les propriétés des aciers inoxydables duplex sont encore mal connues. Ils sont constitués de deux phases : L'austénite et la ferrite

Grâce à leur haute teneur en chrome, les aciers duplex ont une très bonne résistance à la corrosion. La nature biphasée leur donne une haute limite d'élasticité associée à un allongement à rupture important.

Leurs teneurs en élément alpha-gènes et gamma-gènes sont en équilibre de sorte que la structure à haute température (1050-1150 °C) est mixte ($\alpha+\gamma$) Par hypertrempe, cette structure est maintenue métastable à la température ambiante.

Ils contiennent en générale entre 30 et 60% de la phase α ; ces aciers sont caractérisés par des caractéristiques mécaniques supérieures que celles des aciers austénitiques ; une résistance à la corrosion meilleure que les austénitiques ; un très bon comportement au soudage. Ces aciers contiennent un pourcentage de chrome variant de 22 à 27% et environ 4 à 8 %Ni ; outre le chrome et le Nickel, les aciers austéno-ferritiques peuvent comporter des additions de Mo, de Cu et/ou de l'Azote [3].

I.4. Les aciers inoxydables austénitiques:

I.4.1. Généralités :

Les nuances austénitiques cristallisent dans le système cubique à faces centrées. Puisque le nickel est un élément gammagène, il a tendance à stabiliser l'austénite. Selon leur teneur en chrome, en Nickel et en carbone, ces aciers peuvent conserver la structure austénitique (cfc), Même à des températures inférieures à la température ambiante, et ils présentent l'avantage d'une ductilité remarquable.

En effet ces aciers ne présentent pas de point de transformation. Ils ne peuvent pas être durcis par trempe à la température ordinaire, du fait que l'austénite ne se transforme pas en martensite quelle que soit la vitesse de refroidissement il ne peut être durcis que par écrouissage. Ils sont sensibles au grossissement de grains lors d'un maintien prolongé à haute température, mais grâce à leur structure (cfc) ils restent ductiles [3].

A. Propriétés mécaniques:

Nuance	Limite d'élasticité (Mpa)	Charge de rupture (Mpa)	Ductilité (%)
Acier inoxydable austénitique	$180 < R_{p0.2}$	$440 < R_m < 950$	$33 < A\% < 45$

Tableau I.1: Propriétés mécaniques des aciers austénitiques [9].

B. Propriétés physiques:

Les nuances austénitiques se caractérisent par trois différences importantes:

Coefficient de dilatation élevé, conductivité thermique faible, amagnétique. Les principales valeurs sont indiquées dans le **tableau I.2:**

Masse Volumique Kg/dm ³	Modules d'élasticité GPa	Coefficient de dilatation à 100°C En 10 ⁻⁶ k ⁻¹	conductivité thermique à 20°C W.m ⁻¹ .k ⁻¹	Capacité thermique J.kg ⁻¹ k ⁻¹	Résistivité μ.Ω.cm	Perméabilité relative
7.9 à 8	193	16.5	14.6	500	72 à 74	1.02

Tableau I.2: Caractéristiques physiques des aciers austénitiques [9].

I.4.2. Métallurgie du soudage des aciers inoxydables austénitiques:

I.4.2.1. Généralités:

Les aciers inoxydables austénitiques conservent à température ambiante la structure austénitique (structure γ) 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_2C_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.

I.4.2.2. Solidification dans les soudures en acier austénitique:

I.4.2.2.1. Structures de solidification :

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

Si le refroidissement est trop rapide, ce qui est généralement le cas pour les soudures en acier austénitique, la diffusion du soluté est limitée. Il y a donc un excédent de soluté au niveau de l'interface qui peut provoquer le phénomène de "surfusion constitutionnelle" : le gradient thermique est suffisamment faible pour que sur une certaine distance x la température réelle du liquide soit inférieure à la température d'équilibre (**Figure I.4**).

Ces instabilités entraînent une disparition de l'interface plane. La solidification est alors de type cellulaire ou dendritique (**Figure I.5**) avec des branches primaires se développant parallèlement à des directions préférentielles associées à la structure cristalline (direction cristallographique $\langle 100 \rangle$ pour les cristaux cubiques).

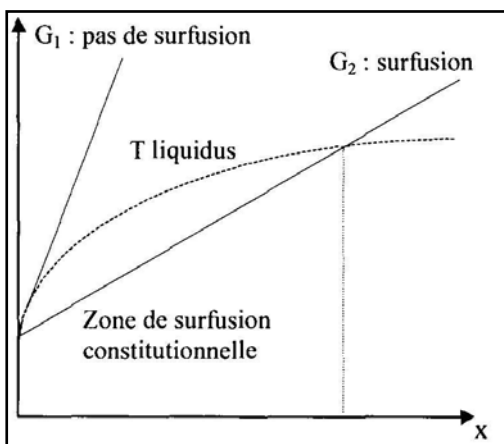


Figure I.4: Effets du gradient thermique sur la surfusion constitutionnelle

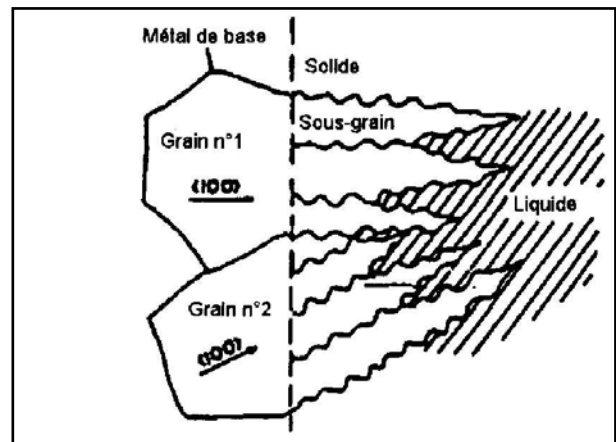


Figure I.5 : croissance selon le mode cellulaire-dendritique [10].

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.

En général, le degré de surfusion constitutionnelle est inversement proportionnel au rapport $D * G / \sqrt{R}$ (G : gradient de température ; R : vitesse de solidification ; D : coefficient de diffusion de l'élément d'alliage dans le liquide) et proportionnel à la concentration C_L en soluté dans le liquide à l'interface liquide/solide.

Les différents modes de solidification pouvant être obtenus en fonction de ces deux paramètres sont indiqués sur la **Figure I.6**.

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

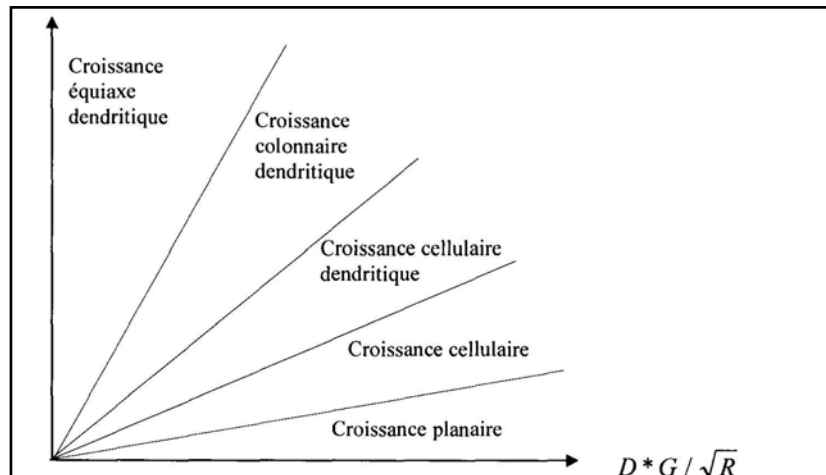


Figure I.6 : Types de solidifications en fonction des valeurs de C_L et de $D * G / \sqrt{R}$ [10]

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

I.4.2.2.2. Modes de solidification:

En fonction de la composition du métal d'apport, la solidification peut se produire selon différents modes (**Figure I.7**):

- 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 coeurs 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).

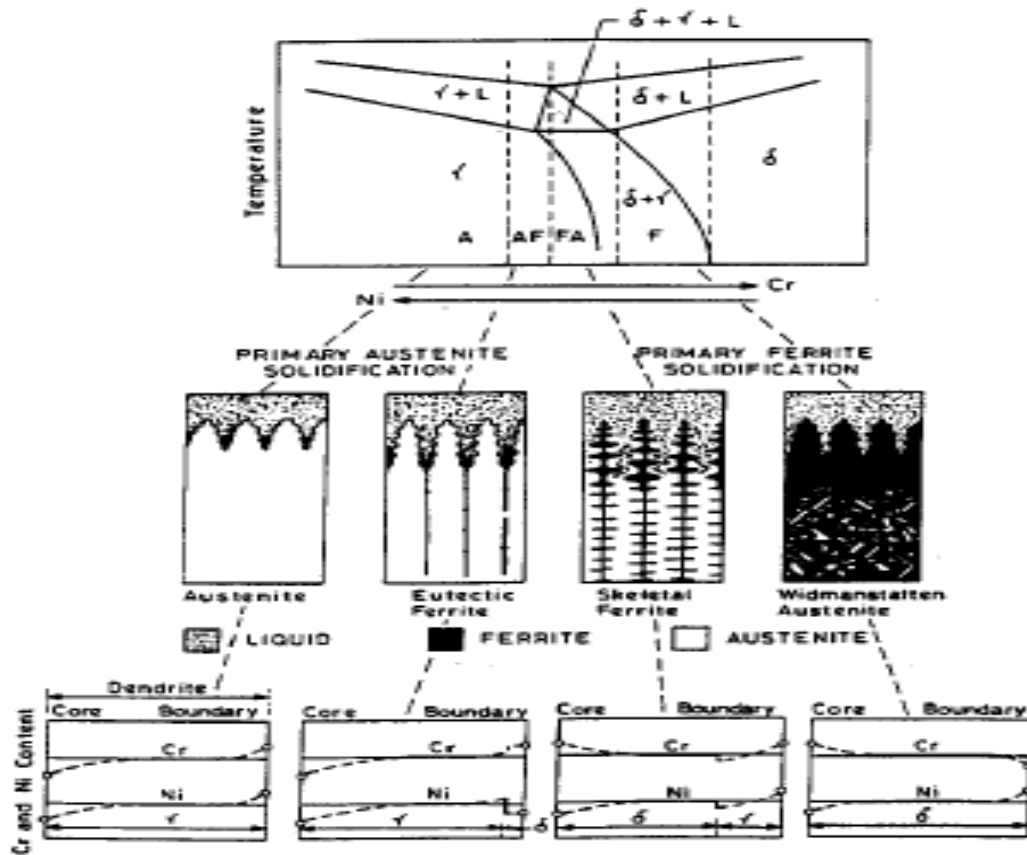


Figure I.7 : différents modes de solidification primaire [12].

Remarques

- dans le cas du mode FA, si le rapport Cr/Ni augmente, la morphologie de la phase ferritique évolue et prend un aspect “en lattes” bidimensionnelles, parallèles et régulièrement espacées;
- dans le cas du mode AF, la ferrite a aussi un aspect squelettique mais elle est interdendritique dans ce cas. Il est toutefois difficile de distinguer les deux types de ferrite en micrographie. Plus que l’observation de la morphologie, ce sont donc les profils de composition dans les cellules dendritiques qui permettent de conclure quant à un mode et à une séquence de solidification [13].

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 [14].

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

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

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

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

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

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

De nombreux aciers de la classe AISI 300 contenant 60 à 70 % de fer sont proches de la frontière entre les modes FA et AF correspondant au rapport $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1.5$. Il est alors difficile d'interpréter les microstructures.

Or il est important de déterminer si la solidification se produit en mode FA présentant la meilleure résistance à la fissuration à chaud ou en mode AF qui, tout comme le mode A, est plus sensible à ce type de fissuration [13].

I.4.2.2.3. Croissance par épitaxie et croissance sélective:

Lors d'un soudage, si le refroidissement est suffisamment lent (compatible avec la vitesse limite de solidification), des lignes de solidification orientées selon certaines directions apparaissent alors. Elles sont dues aux phénomènes suivants (**Figure I.8**) [15]:

- au niveau de l'interface entre deux passes successives, et à condition que le réchauffage dû à une passe ne provoque pas de recristallisation dans la passe précédente, les cristaux du solide en formation adoptent l'orientation des cristaux sur lesquels ils reposent : la cristallisation se fait suivant le mode épitaxial. Ce phénomène d'épitaxie est observé même lors de changements de directions de la ligne de fusion ou lorsque les grains ont des tailles différentes.
- les grains colonnaires dont la direction cristallographique $\langle 100 \rangle$ correspond à la trajectoire de solidification (perpendiculaire aux isothermes), auront tendance à se développer préférentiellement. Ces grains dont la vitesse de croissance est maximale se développent au dépens des autres, donnant lieu au phénomène dit de "croissance sélective".

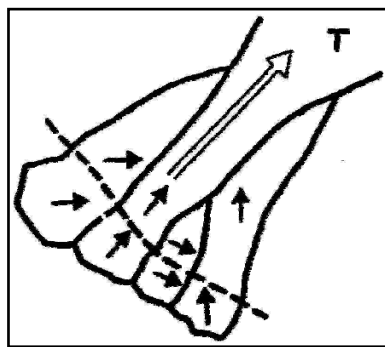


Figure I.8 : Croissance épitaxiale et sélective pour une trajectoire de solidification T donnée [15].

La combinaison de ces deux phénomènes résulte alors en une texture marquée et donc en une anisotropie du matériau à une échelle macroscopique. Toutefois, alors que la trajectoire de solidification peut être considérée comme homogène dans un revêtement, elle évolue progressivement au sein d'une soudure avec chanfrein en V : elle est d'abord quasi-perpendiculaire au chanfrein sur les bords de la zone soudée pour finir proche de la verticale au centre.

Dans le cas des aciers austénitiques moulés, le phénomène de solidification est similaire à celui des soudures, mais la taille des grains colonnaires dendritiques est plus grande.

I.4.2.3. Influence des paramètres de soudage :

De nombreux paramètres vont influencer sur la structure métallurgique finale des soudures austénitiques : l'énergie et la vitesse de soudage, le chevauchement des passes, la position de soudage ou encore la géométrie de la soudure (dimensions du joint et inclinaison des chanfreins).

I.4.2.3.1 Energie de soudage:

L'énergie de soudage E , ramenée à une unité de longueur, est déterminée par l'équation:

$$E = \frac{UI}{V}$$

U , I et V sont respectivement la tension, l'intensité et la vitesse de soudage. Elles sont liées aux procédés de soudage

C'est le régime thermique produit, dépendant entre autres de l'énergie fournie, qui va agir sur la vitesse de solidification.

En principe, une forte énergie de soudage entraîne une plus forte pénétration des passes et donc une plus grande hétérogénéité de la structure.

I.4.2.3.2 Influence de la vitesse de soudage sur la vitesse de solidification:

Considérons une passe de soudage avec l'hypothèse d'un régime de solidification 2D dans le plan comprenant les sens travers et de soudage. La forme du bain de fusion correspond alors à celle schématisée sur la **Figure I.9**.

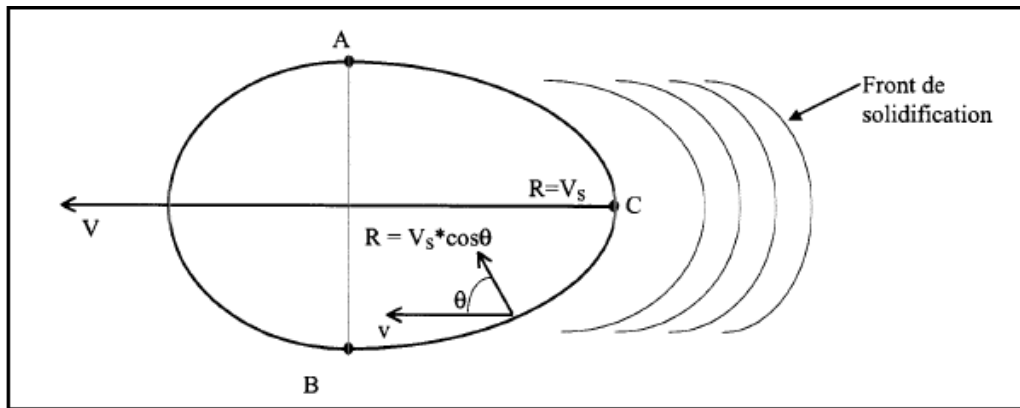


Figure I.9 : forme du bain de fusion [11].

La vitesse de solidification R est reliée à la vitesse de soudage V_S par la relation :

$$R = V_S * \cos \theta \quad (1.2)$$

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

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

Toutefois il existe une vitesse limite de solidification R_L . Tant que R est inférieure R_L (vitesse de soudage lente et bain arrondi) les grains se développent bien perpendiculairement aux isothermes et leur direction d'élongation est parallèle au sens de soudage dans le centre du bain (cas (a) de la **Figure I.10**).

Si la vitesse de soudage augmente mais reste inférieure à R_L , la forme du bain de fusion est plus allongée et les grains se développent jusqu'à la partie centrale quasi-transversalement par rapport à la direction de soudage (cas (b) de la **Figure I.10**).

Enfin pour une vitesse de soudage encore plus importante (30-100 cm/min) qui devient supérieure à R_L , la solidification orientée perpendiculairement aux isothermes n'est plus possible et la cristallisation se fait alors d'une manière équiaxe (cas (c) de la **Figure I.10**).

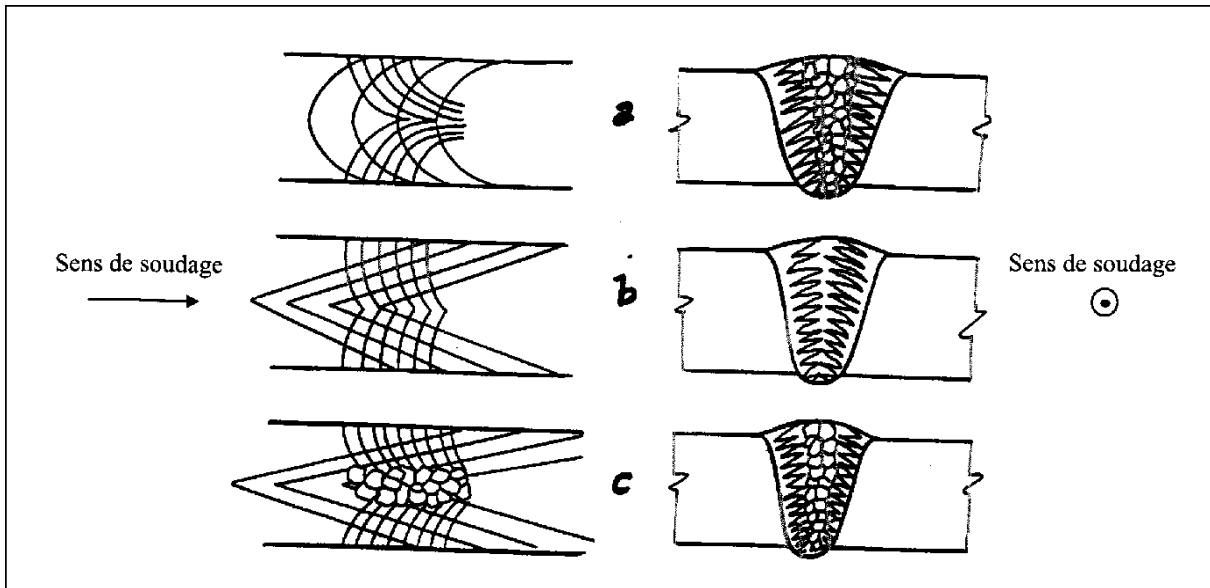


Figure I.10 : Principaux aspects de la structure de solidification en fonction de la vitesse de soudage : vues en plan et coupes transversales [15] - a : $V < R_L$ - b : $V \approx R_L$, c : $V > R_L$.

I.4.2.3.3. Influence de la position de soudage et de l'enchaînement des passes:

Des investigations ont montré l'influence de la position de soudage sur la structure obtenue. Sur la **Figure I.11**, pour une soudure en position horizontale-verticale (soudage horizontal et couches verticales), les grains vont s'orienter à environ 30° de l'horizontale. En effet, comme la passe en cours est déposée sur le coin formé par la passe et la couche précédentes, la chaleur sera donc dissipée selon les directions \vec{H}_x et \vec{H}_y indiquées sur le schéma.

Dans le cas d'un soudage à plat (soudage et couches horizontaux), la profondeur de la passe étant moins importante et les passes étant enchaînées de la gauche vers la droite, les grains s'orientent cette fois-ci à 15° de la verticale (voir **Figure I.12**).

Pour une soudure reliant deux tubes horizontaux coaxiaux, les positions de soudage évoluent sur toute la circonférence (soudage en position horizontale verticale en sommet, en position verticale sur les côtés et en position plafond en dessous). Dans le cas d'un contrôle ultrasonore, qu'il se fasse axialement ou radialement aux tubes, l'angle entre le faisceau et les grains colonnaires variera alors selon la position sur la circonférence. Cela affectera donc la propagation des ondes ultrasonores.

Tomlinson propose alors d'incliner le plan des couches (voir **Figure I.13**) d'un angle de 55° , pour que l'angle faisceau/grains varie peu et soit surtout proche d'une valeur de 45° qui correspond

à des conditions de contrôle favorables dans ce genre de matériau comme nous le verrons dans les paragraphes suivants.

Ces conclusions ne tiennent toutefois pas compte d'une inclinaison des grains dans le sens de soudage (composante H_z du flux thermique), en particulier en positions verticale et plafond.

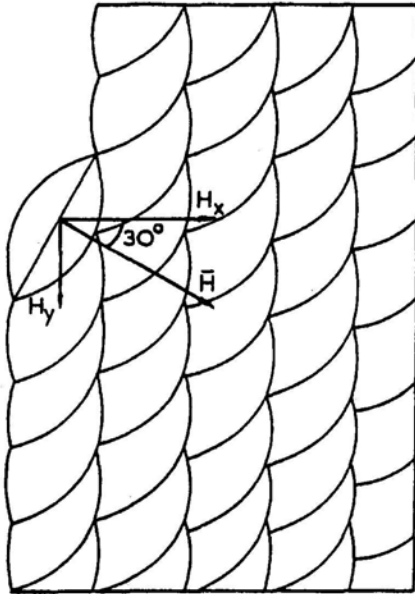


Figure I.11 : Direction du flux thermique pour une soudure horizontale-verticale [16].

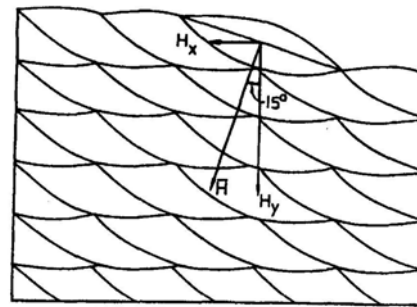


Figure I.12: Direction du flux thermique pour une soudure à plat [16].

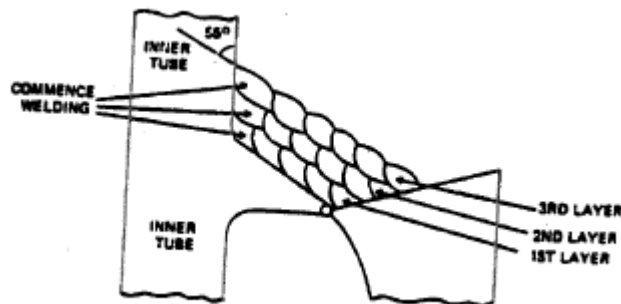


Figure I.13 : Soudure en corniche - couches déposées à 55° de l'axe des tubes [16].

I.4.3. Traitement thermiques des aciers inoxydables austénitiques après soudage [17]:

Les aciers austénitiques à teneur en carbone importante ($> 0,030\%$) et non stabilisés peuvent être sensibilisés à la corrosion intergranulaire en ZAT, selon les conditions de soudage. Si cette sensibilisation ne peut être acceptée, seul un traitement d'hypertrempe de l'ensemble de la pièce pourra la retirer avec le risque de provoquer des déformations intolérables. Ces nuances ne sont donc pas soudables sans étude préalable.

Pour limiter les contraintes résiduelles dues au soudage, et cela pour toutes les nuances, on pourra être amené à pratiquer des traitements de détensionnement de l'ensemble de la pièce.

I.4.4. Détensionnement des aciers inoxydables austénitiques [17]:

Les contraintes résiduelles sont le système de contraintes élastiques existant dans une pièce en l'absence de toute sollicitation extérieure. Elles sont par conséquent auto-équilibrées : l'existence d'une zone en tension implique par exemple l'existence d'une zone en compression en un autre point de la pièce (**figure I.14**).

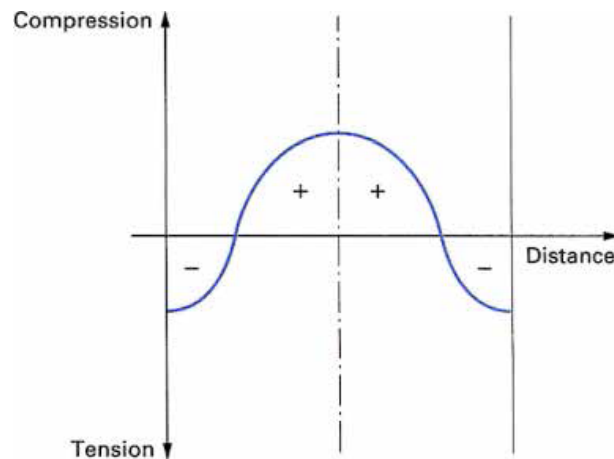


Figure I.14 – Répartition des contraintes résiduelles à l'intérieur d'une barre étirée

Ces contraintes ont pour origine soit des opérations de mise en forme à froid, soit les gradients thermiques apparus lors de traitements thermiques. Les aciers inoxydables austénitiques sont particulièrement sensibles à cette seconde source de contraintes résiduelles pour deux raisons : leur faible conductivité thermique qui augmente les gradients thermiques au cours des traitements et leur fort coefficient de dilatation thermique qui augmente les déformations dues à ces gradients. Dans bien des cas, les contraintes résiduelles sont voisines de la limite d'élasticité du métal en certains points de la pièce (pics localisés de contrainte résiduelle).

Les contraintes résiduelles, et en particulier les pics de contrainte résiduelle, introduisent les risques suivants :

- en s'ajoutant aux sollicitations mécaniques en service que subit la pièce, ils accroissent les risques de fissuration en fatigue, de corrosion sous contrainte, et de fatigue-corrosion ;
- lors d'opérations d'usinage enlevant des zones où existent des contraintes résiduelles, le rééquilibrage du système de contraintes élastiques dans la pièce provoque des déformations imprévues, donc gênantes.

Les contraintes résiduelles doivent donc être éliminées dans la mesure du possible, à moins que le système des contraintes élastiques puisse être modifié dans un sens favorable à la tenue en service de la pièce par une déformation plastique volontaire.

L'élimination des contraintes résiduelles est réalisée lors d'un maintien à chaud par deux phénomènes complémentaires :

- la diminution de la limite d'élasticité du métal avec la température écrête les contraintes résiduelles à la valeur de la limite élastique à la température de maintien ;
- le phénomène de fluage peut abaisser les contraintes résiduelles à zéro (on parle alors de relaxation des contraintes) ; pour que le fluage agisse en un temps industriellement raisonnable, la température de maintien devra être suffisamment élevée : par exemple 550° C pour un acier austénitique.

Dans tous les cas, le pourcentage de contraintes résiduelles éliminées est fonction croissante de la température. Le **tableau I.3** quantifie approximativement cet effet.

Température de maintien (°C)	Contraintes résiduelles éliminées (%)	Remarques
950 à 1 050	95 à 100	Le traitement s'apparente à une hypertrempe, sauf en ce qui concerne le refroidissement
850 à 950	80 à 85	Permet la coalescence des carbures et une réhomogénéisation de la teneur en chrome
550 à 650	≈35	Améliore la stabilité dimensionnelle
200 à 400	5	Élimine essentiellement les pics de contrainte résiduelle

Le temps de maintien à température maximale doit être suffisant et on peut préconiser 2,5 minutes par millimètre d'épaisseur pour les traitements au-dessus de 850° C et 10 minutes par millimètre d'épaisseur pour les autres.

On évitera bien évidemment un refroidissement trop brutal ou hétérogène qui réintroduirait dans la pièce les contraintes résiduelles que l'on vient d'éliminer.

Les traitements de détensionnement, à l'exception de ceux pratiqués au-dessous de 400° C, sont susceptibles d'entraîner des conséquences métallurgiques dommageables.

- **Fragilisation** par formation de phase σ ou autre phase intermétallique : aucune précipitation n'est à craindre dans la plupart des cas et l'on ne songera à prendre des précautions que dans les cas extrêmes où l'on a à la fois un temps de maintien très long, présence de ferrite et/ou de molybdène, et un écrouissage à froid du métal.

- **Sensibilisation à la corrosion intergranulaire** par précipitation de carbures de chrome : si l'on est contraint, pour prévenir la corrosion sous tension, de pratiquer un traitement de détensionnement, on choisira une nuance stabilisée ou à bas carbone plus azote, car celle-ci ne sera pas sensibilisée ou très peu (dans ce cas par la faible proportion de carbone ou d'azote libres). Tous les traitements de détensionnement efficaces provoqueront, sur une nuance non stabilisée et à carbone plus azote supérieur à trente millièmes, une sensibilisation. En effet, les maintiens de 550 à 950° C provoqueront la précipitation de carbures de chrome, et après les maintiens au-dessus de 950° C, les carbures précipiteront au refroidissement qui ne peut être que lent. Si l'on tient à détensionner au-dessus de 550° C une telle nuance, on optera plutôt pour la plage 850-950° C qui permettra une certaine coalescence des carbures formés et une certaine réhomogénéisation du métal autour des carbures (apport de chrome en provenance de la matrice dans les zones déchromées entourant les carbures).

CHAPITRE II

LES CONTRAINTES RESIDUELLES

II. LES CONTRAINTES RESIDUELLES

II.1. 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 (CR): [18]

- 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: [19]

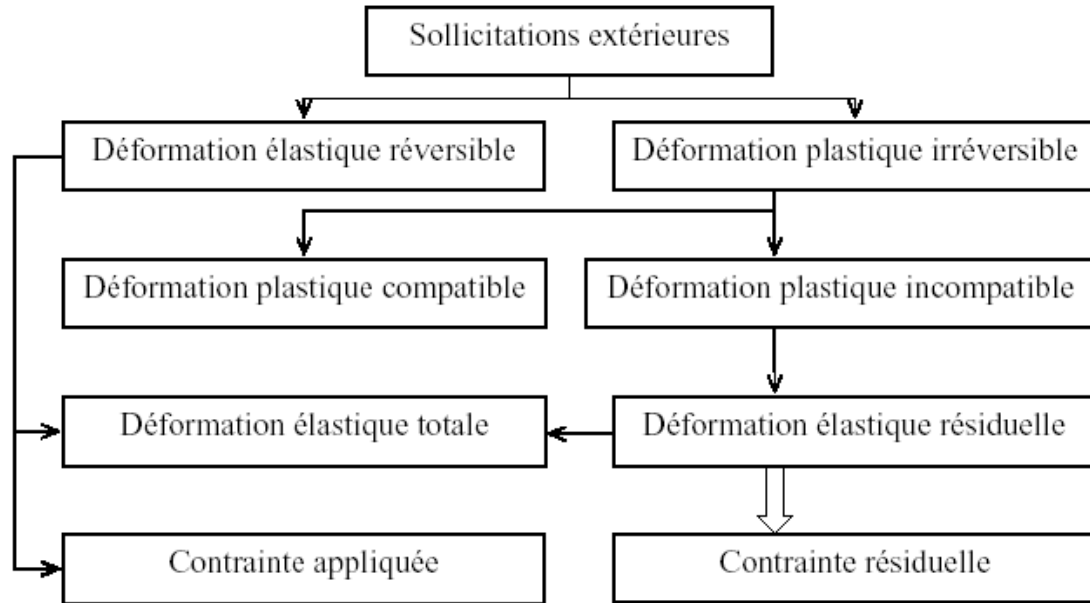


Figure II.1: Schéma de l'introduction des contraintes résiduelles par déformation plastique

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 II.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 [20].

Dans la réalité, les divers effets mécaniques, thermiques et métallurgiques sont le plus souvent interdépendants comme le montre la **Figure II.2**, ce qui rend très complexe la prévision des contraintes résiduelles en fonction des divers traitements [21].

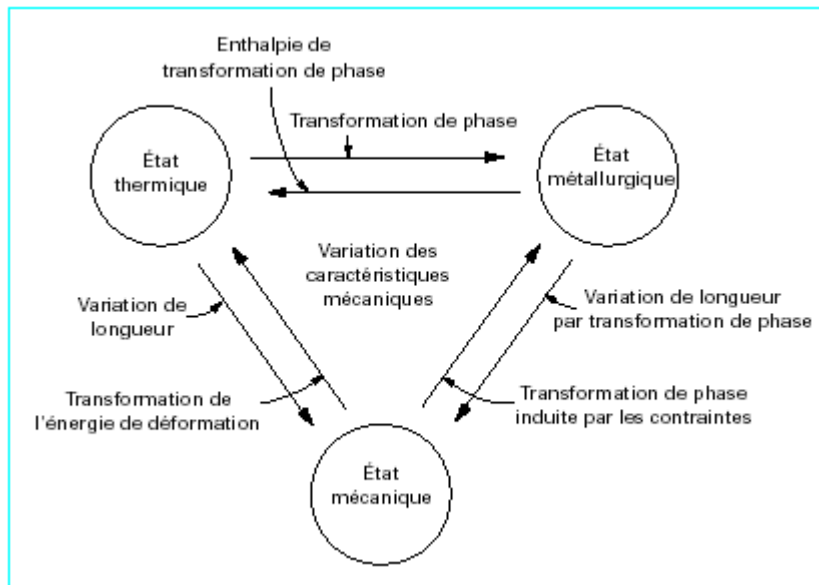


Figure II.2 – Origine des contraintes résiduelles. Interdépendance entre les différents états du matériau

La **Figure II.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.

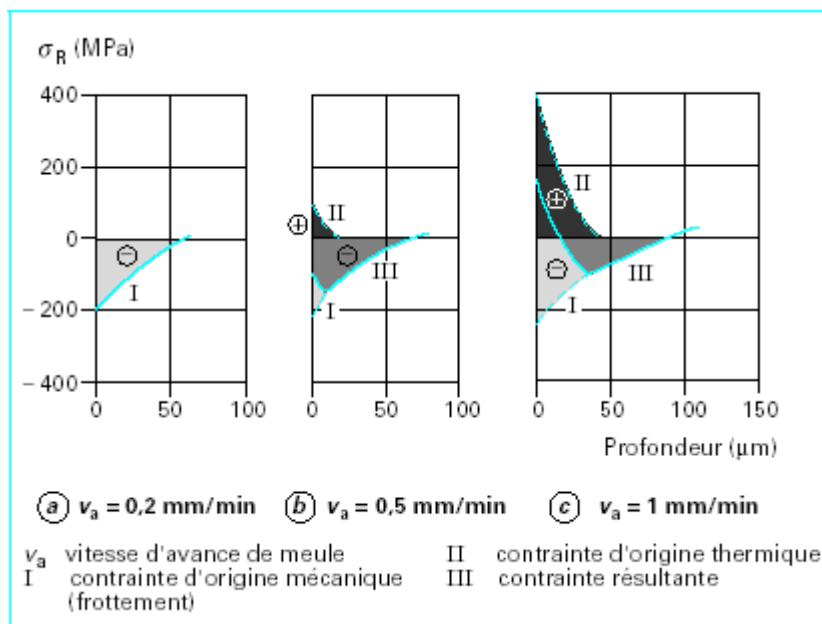


Figure II.3 – Contraintes résiduelles d'origine thermique et mécanique

II.2. Les 3 ordres de contraintes résiduelles

A cause du caractère polycristallin et hétérogène des matériaux, les sources de CR peuvent provenir des déformations aux échelles macroscopiques, mésoscopiques (à l'échelle du grain) et microscopiques [22,23].

Un matériau est, dans la plupart du temps, constitué de plusieurs phases qui sont, elles mêmes, composées d'une multitude de grains. Généralement, pour un matériau polyphasé, les propriétés mécaniques des phases et des constituants ne sont pas les mêmes. Le comportement sous une sollicitation extérieure est alors une moyenne des comportements des phases constituant le matériau. Dans une phase non soumise à des sollicitations externes, un grain est considéré comme un monocristal. Lors d'un chargement extérieur suffisamment élevé pour induire des déformations plastiques, des sous joints de grains et des dislocations peuvent apparaître dans le matériau. Ceux-ci sont le résultat des interactions et des réarrangements des dislocations au cours de la déformation. Les grains seront alors divisés par ces discontinuités du réseau cristallin.

Quelle que soit l'échelle à laquelle on considère le matériau, on peut mettre en évidence des CR associées à des déformations élastiques assurant la continuité du matériau. Une classification des CR en trois ordres, liés à l'échelle à laquelle on considère le matériau, a été proposée il y a quelques années. Ces trois ordres seront définis en s'appuyant sur les schémas suivants: [20]

II.2.1. Les contraintes internes du premier ordre ou macroscopiques :

Les CR macroscopiques - d'ordre I (σ_I): 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 [20].

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 de dilatation incompatibles avec les déformations élastiques du matériau aux températures considérées.
- **Mécanique**, comme conséquence d'un écrouissage hétérogène (laminage, grenailage, étirage, ...) [24].

II.2.2. Les contraintes internes du deuxième ordre ou mésoscopiques

Les CR mésoscopiques – d'ordre II (σ_{II}) : 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 [20].

Elles sont parfois appelées contraintes résiduelles **microscopiques homogènes**. Le cas où existent des contraintes d'ordre 2 à l'état « pur » sont peu nombreux, la **Figure II.4** 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 [21].

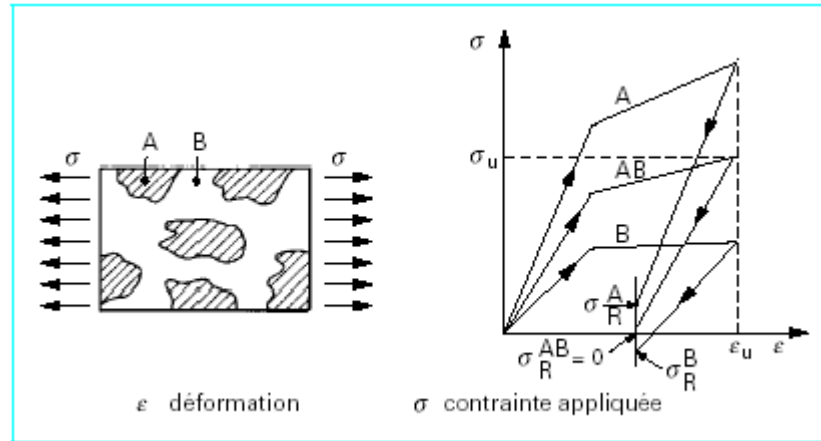


Figure II.4 – Contraintes résiduelles d'ordre 2 dans un matériau

II.2.3. Les contraintes internes du troisième ordre ou microscopiques :

Les CR microscopiques – d'ordre III (σ_{III}) : elles sont inhomogènes sur les plus petits domaines du matériau (quelques distances interatomiques, soit de l'ordre de quelques dizaines de nanomètres. [20]

Elles sont parfois appelées contraintes résiduelles **microscopiques hétérogènes**. Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans ces très petits domaines. Une modification de l'équilibre des forces et des moments associés aux contraintes résiduelles du troisième ordre ne se traduit par aucune variation dimensionnelle macroscopique. La **Figure II.5** est une représentation schématique des déformations à l'origine des contraintes résiduelles d'ordre 3. [21]

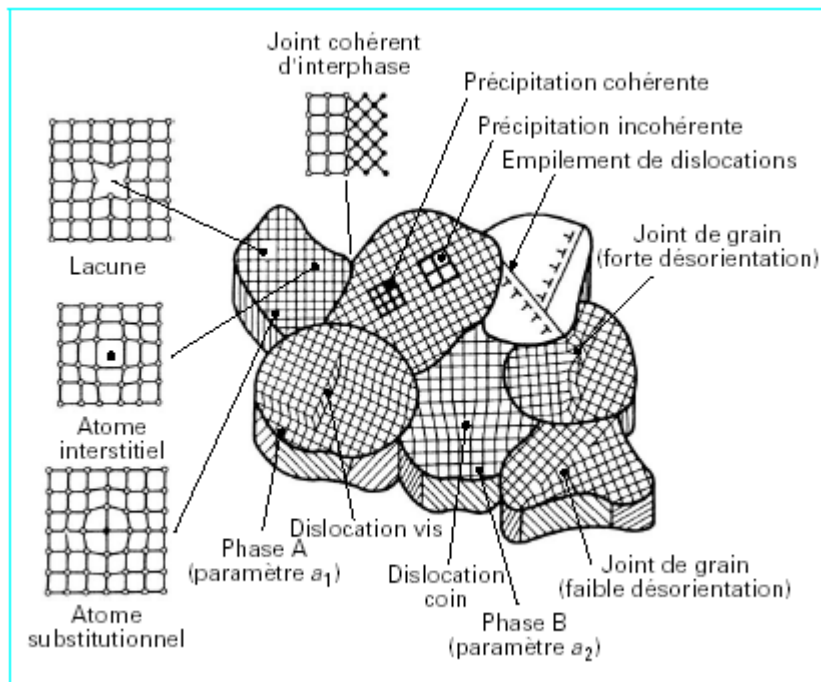


Figure II.5 – Représentation schématique de déformations

Cette classification proposée pour les contraintes internes a un aspect pour l'instant théorique, car la séparation effective des différents ordres de contraintes n'est atteinte par aucune méthode de calcul ou de mesure. Cependant, elle a pour intérêt de montrer que *toute hétérogénéité de déformation introduite à toute échelle de la structure entraîne l'existence de contraintes résiduelles* [24].

La **Figure II.6** suivante illustre la répartition du champ de contraintes internes pouvant exister dans un échantillon selon la direction x , par exemple :

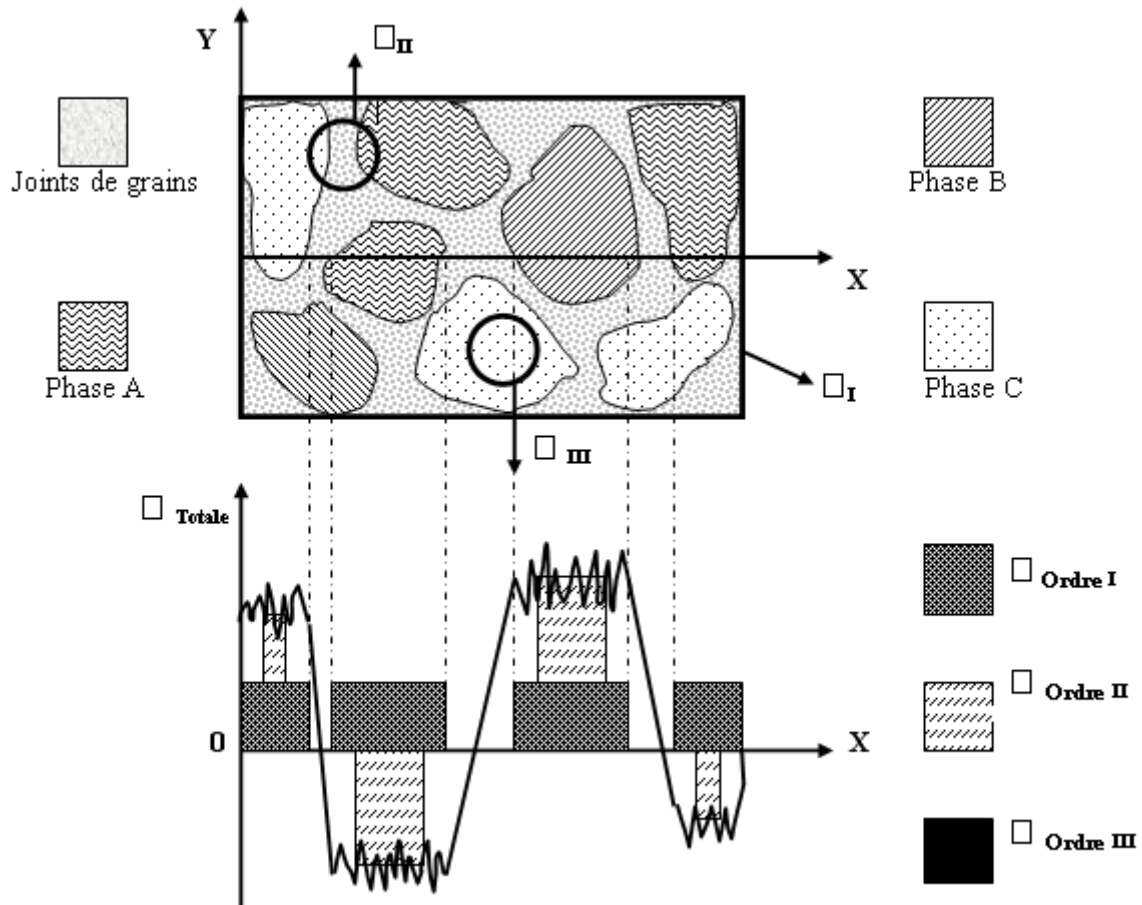


Figure II.6 : Répartition du champ de contraintes dans un matériau [24]

Sur ce schéma, la courbe des contraintes est représentée par la contrainte dans la direction de mesure en fonction de l'abscisse x traversant plusieurs grains.

- 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 σ_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. [20]

On peut donc écrire que la contrainte σ_p en un point est égale à :

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

Avec

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

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

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

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

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.

II.3. Méthodes de détermination des contraintes résiduelles:

Plusieurs méthodes ont été développées pour la détermination des contraintes résiduelles ; dont l'aspect de mesure se bascule entre outils expérimentaux et outils mathématiques (modélisation).

II.3.1. Méthodes expérimentales :

Selon l'état final de la pièce soumise aux manipulations; on peut citer trois grandes catégories de méthodes expérimentales :

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

II.3.1.1. Méthodes non-destructives:

II.3.1.1.1 Détermination des contraintes par diffraction des rayons X :

Un matériau est en général un polycristal formé d'une multitude de grains, chacun d'entre eux étant en fait un monocristal (peut être non parfait) constitué d'un empilement régulier d'atomes. Cet empilement peut être décrit par des ensembles de plans cristallins définis par une distance interréticulaire d_{hkl} en fonction des indices de MILLER hkl . Cette distance d_{hkl} est mesurable par diffraction des rayons X (DRX) grâce à la loi de BRAGG.

La détermination des contraintes par DRX se fait comme pour la plupart des autres méthodes par la mesure des déformations et le calcul des contraintes à partir des équations de la mécanique [20].

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.

Soit d_{hkl} la distance interréticulaire d'une famille de plans $\{hkl\}$ et d_0 sa valeur au repos. 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

déformation $\varepsilon = \frac{\Delta d_{hkl}}{d_0}$ résultante est reliée par la loi de Bragg à la mesure du déplacement $\Delta 2\theta$.

Sachant que : $2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin \theta = n \cdot \lambda$ (1)

Avec :

- θ : angle de diffraction (de Bragg).
- λ : longueur d'onde des rayons X incidents.
- n : nombre entier naturel.

Si l'on différencie en d_0 cette relation, on obtient :

$$\Delta d_{hkl} = -n \cdot \lambda \cdot \frac{\cos \theta_0}{\sin^2 \theta_0} \cdot \Delta \theta \quad (2),$$

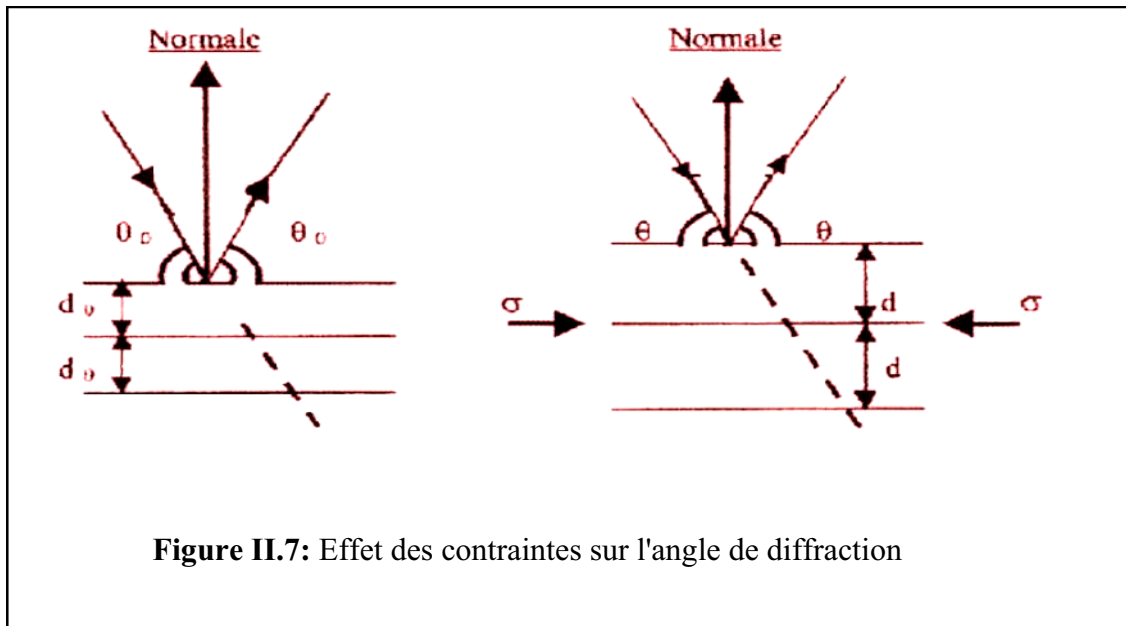
ou bien $\frac{\Delta d_{hkl}}{d_0} = -\cot \theta_0 \cdot \Delta \theta$ après division par d_0 (3)

La variation totale de l'angle de diffraction et par conséquent la déformation ε s'écrit :

$$\varepsilon = \frac{\Delta d_{hkl}}{d_0} = -\frac{1}{2} \cot \theta_0 \cdot \Delta 2\theta \quad (4)$$

Du fait de la présence du facteur $\cot \theta$ dans la formule, on utilisera dans la pratique les plus grands angles de Bragg ($2\theta > 140^\circ$) pour augmenter la précision.

La **Figure II.7** montre l'effet de la contrainte sur l'angle de diffraction.

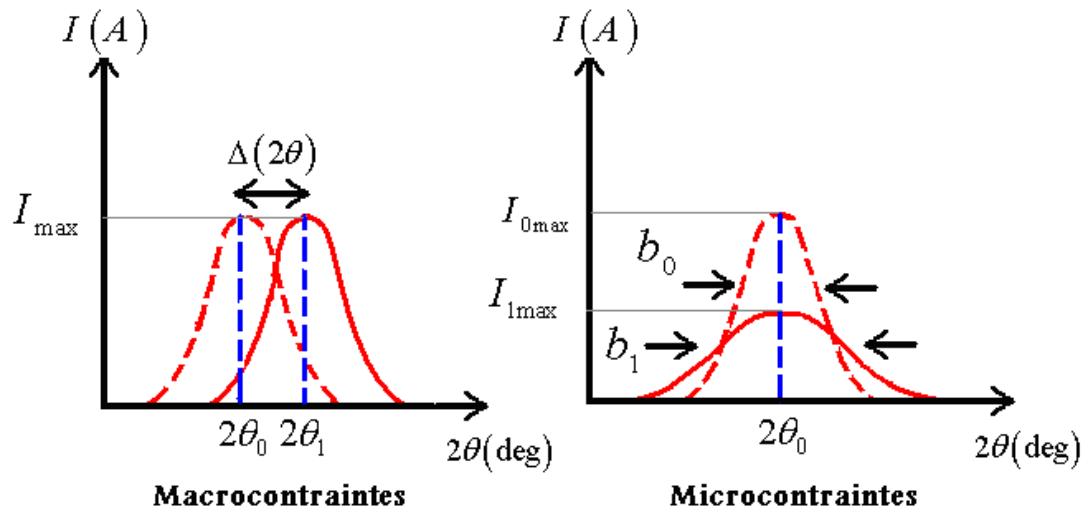


Les variations de d_{hkl} ont différents effets sur la déformation des raies de diffraction selon leurs échelles.

- **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 donc déduire les contraintes macroscopiques et microscopiques des déformations correspondantes obtenues des raies de diffraction [24].

La **Figure II.8** montre l'effet de la contrainte sur le pic de diffraction.



(a) : Translation du pic de diffraction. (b) : Elargissement du pic de diffraction.
 (Contraintes du premier ordre) (Contraintes du second et troisième ordre)

Figure II.8 : L'effet des contraintes sur les pics de diffraction. [2]

II.3.1.1.2. Autres méthodes:

- Méthode synchrotron: avec une très haute énergie des rayons X, la profondeur de pénétration est plus élevée, ce qui donne plus de détails sur la carte des déformations existant dans le matériau.
- Méthode magnétique : lors de l'utilisation de cette méthode, les paramètres intrinsèques du matériau (dureté, structure, taille des grains ...), peuvent influencer sur les mesures des contraintes à cause de la forte sensibilisation à l'état de contraintes internes des propriétés ferro-magnétiques des alliages ferreux. Pour cela la méthode magnétique est peu utilisée.
- Méthode aux ultra-sons : Cette technique peut servir pour mesurer des contraintes résiduelles d'origines différentes (mécanique, chimique...).

C'est une méthode nouvelle de détermination des contraintes. Le principe de cette technique repose sur le calcul de l'état de contraintes à partir de la détermination de l'état de déformation. L'évaluation de ces contraintes nécessite la connaissance des constantes acoustoélastiques qui sont déterminés au moyen des tests de traction sur des échantillons représentatifs [25].

- Méthode piezo-spectroscopique « de Raman » : L'effet Raman est basé sur l'interaction de la lumière avec la matière. Elle est réservée aux matériaux transparents tels le saphir, quelques céramiques ainsi que les fibres optiques.

II.3.1.2. Méthodes semi-destructives:

II.3.1.2.1. La méthode du trou: [26]

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 :

- a) Approximativement égale à son diamètre.
- b) Fiable 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.3.1.2.2. La méthode du Trépan : [27]

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

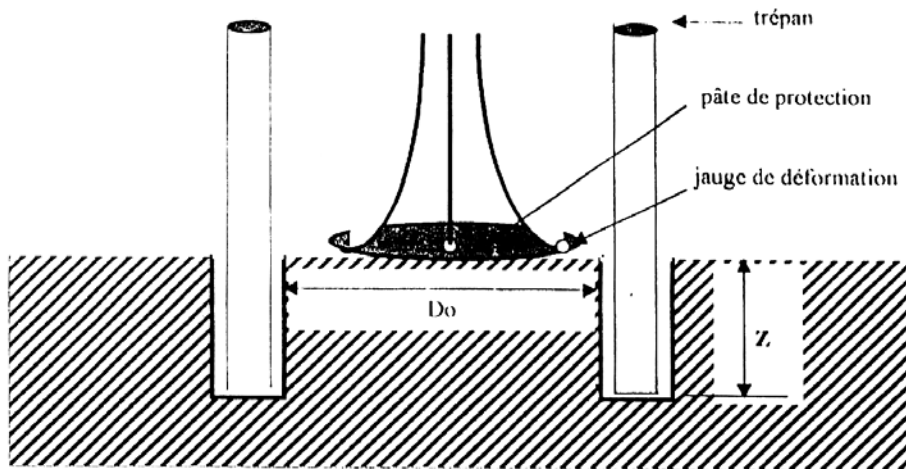


Figure II.9 : Schéma de la méthode du trépan.

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 tridirectionnelles.

II.3.1.3. Méthodes destructives :

II.3.1.3.1. Méthode d'enlèvement de couches successive :

On traite ici un exemple qui est l'enlèvement de couches successives : [27]

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 $\Delta\varepsilon_x$ et $\Delta\varepsilon_y$ 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 : [27]

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. Comme l'ont démontré ROSENTHAL et NORTON [28] ou FRICK et AL [29], 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

$$L \geq 2h \text{ et } l \geq 2h .$$

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 1 mm. 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.

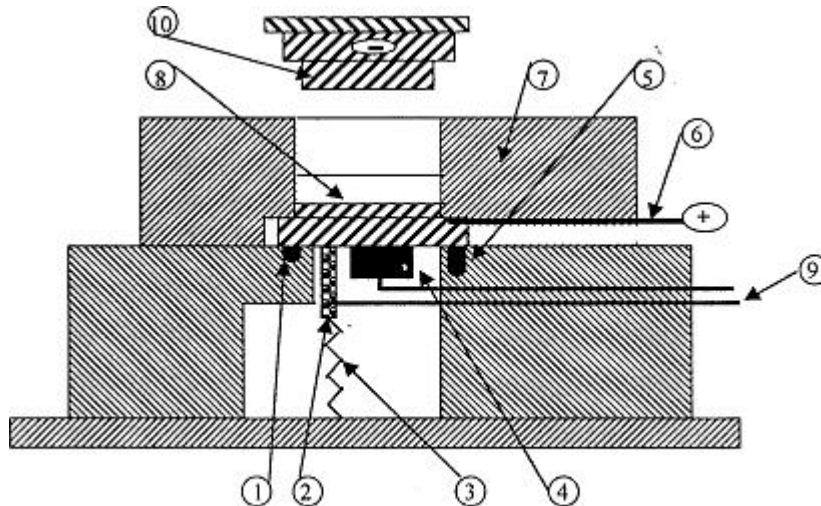


Figure II.10 : Machine d'usinage électrochimique. [30]

- 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 captions.
- 10) Electrode outil.

I.3.2. Méthodes mathématiques :

Avec le développement des ordinateurs et de l'informatique moderne, les phénomènes liés aux procédés ou aux matériaux utilisés, ont été pris en considération donnant lieu à des modèles numériques plus complets.

Le calcul des contraintes résiduelles nécessite le calcul du champ de température dans la pièce. Le calcul des déformations liées à ces gradients thermiques, celles dues aux évolutions métallurgiques et à celles relatives à la réponse mécanique des matériaux en présence est également indispensable. La déformation totale sera donc exprimée par :

$$\varepsilon^{\text{Tot}} = \varepsilon^{\text{El}} + \varepsilon^{\text{Pl}} + \varepsilon^{\text{Fl}} + \varepsilon^{\text{Th}} + \varepsilon^{\Phi}$$

Où: ε^{El} : Composante élastique de la déformation

ε^{Pl} : Composante plastique de la déformation

ε^{Fl} : Déformation due au fluage

ε^{Th} : Déformation due à l'expansion thermique

ε^{Φ} : Déformation due aux changements de phases.

La modélisation mathématique doit être basée sur les différentes équations régissant ces phénomènes (thermique, métallurgique et mécanique) ainsi que l'établissement des conditions initiales et aux limites. La nécessité de maîtriser certains paramètres physiques ainsi que pour la comparaison des résultats, font que la modélisation est souvent entreprise en étroite liaison avec un travail expérimental.

Aussi, a-t-on recours aux logiciels développés tels que Matlab, Mapple, Ansys, Sysweld, Systus..., basés sur les méthodes mathématiques connues telles que les éléments finis, les différences finies..., en les adaptant au problème spécifique dont on veut connaître les contraintes résiduelles.

CHAPITRE III
PARTIE EXPERIMENTALE

III. PARTIE EXPERIMENTALE

III.1. Introduction :

Pour des raisons de commodité et de simplicité, 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 présenter le matériau (composition chimique, propriétés physiques), la technique de soudage utilisée pour la réalisation des cordons ainsi que les méthodes de caractérisation métallographique. Aussi, la conduite de la méthode de détermination du profil des contraintes résiduelles par extensiométrie et enlèvement successif de couches par voie électrolytique sera expliquée. On présentera brièvement le modèle numérique élaboré permettant le passage entre les déformations déterminées expérimentalement et les contraintes résiduelles existant dans les matériaux réalisés.

La deuxième partie concerne les différents résultats de caractérisation métallurgique et des profils de contraintes résiduelles pour les différents types de matériaux élaborés par soudage.

III.2. Matériaux d'étude :

III.2.1. Matériau du métal de base :

Le matériau du métal de base sur lequel a été réalisé le soudage est un acier inoxydable austénitique type 316Ti selon la norme AISI et Z6CNDT17-12 selon la norme AFNOR.

Une analyse de sa composition chimique par spectrométrie de fluorescence des rayons X (réalisée au niveau du Centre de Recherche Nucléaire de Draria) a révélé la composition chimique illustrée dans le **Tableau III.1** :

Elément	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Ti
(%)	0,077	0,31	1.2	0,040	0,0042	17,1	2.32	10,2	0.74

Tableau III.1 : Composition chimique du 316Ti.

Aussi, certaines de ses caractéristiques mécaniques sont récapitulées dans le **Tableau III.2** ci-dessous:

Nuance	AISI 316Ti
Résistance à la traction (N/mm ²)	500-750
0,2% de fluage (N/mm ²)	225
1% de fluage (N/mm ²)	265
Module d'élasticité (kN/mm ²)	200
Conduction thermique (W/m x°C)	15
Coefficient de dilatation (Entre 20 °C et 100 °C)	16,5
Densité (kg/dm ³)	7,95

Tableau III.2: Caractéristiques mécaniques de l'acier inox 316Ti.

III.2.2. Matériau d'apport :

Afin de maintenir la continuité métallique et d'éviter que le métal fondu ne puisse constituer l'anode d'un couple galvanique avec le matériau du substrat, le choix du métal d'apport s'est porté également sur un acier inoxydable austénitique de nuance 308L très utilisé au Centre de soudage et de Contrôle de Chéraga.

Sa composition chimique est résumée dans le **Tableau III.3** suivant :

Les éléments	C	P	Mn	Si	S	Cr	Ni
Métal d'apport (308L)	0.03	0.045	2.00	1.00	0.03	18.28	11

Tableau III.3 : Composition chimique du métal d'apport (308 L).

III.2.3. Réalisation du soudage

Le dépôt des cordons de soudure a été réalisé moyennant le soudage à l'arc électrique. Ce procédé consiste à faire fondre une baguette métallique (d'acier 308L, composition chimique proche du métal de base) qui représente l'électrode au moyen d'un arc électrique sur le métal de base.

Pour le but de cette étude, ce soudage consiste à faire déposer des cordons de soudure l'un à côté de l'autre sur la surface plane du métal de base. En raison des objectifs de l'étude et de la méthode de détermination des contraintes résiduelles utilisée, la forme des échantillons utilisés est parallépipédique avec les dimensions (40 x 40 x 4) mm³ sans réalisation préalable de chanfrein. (**Figure III.1**)

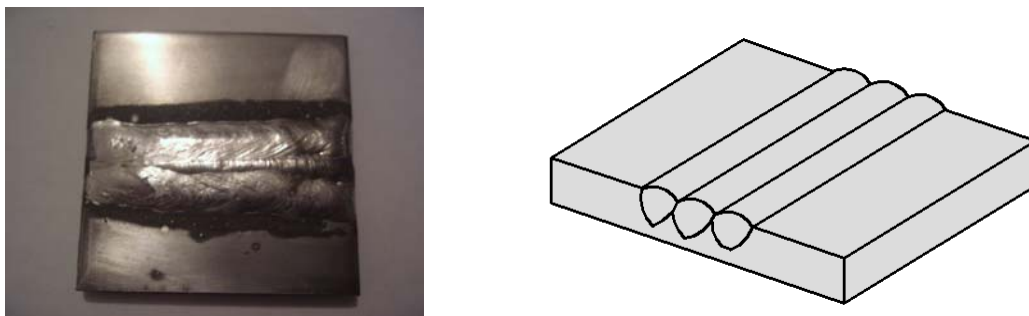


Figure III.1 : Réalisation des cordons de soudage

Deux paramètres essentiels ont été pris en compte lors de la détermination des contraintes résiduelles dans les matériaux réalisés. Il s'agit de l'influence :

- *De l'intervalle de temps entre deux cordons consécutifs*
- *D'un post traitement thermique de relaxation à 870°C pendant ¾ d'heure suivi d'un refroidissement à l'air ambiant.*

L'influence individuelle ou simultanée de ces deux paramètres permet de constater leurs effets sur le niveau des contraintes résiduelles ainsi que leur influence sur leur relaxation.

Il en découle ainsi l'obtention de quatre lots d'échantillons selon qu'il y'ait un temps entre les dépôts des cordons ou pas et selon que les échantillons soient post traités ou pas.

Les quatre lots d'échantillons sont représentés sur le **Tableau III.4** ci-dessous :

Echantillon	Soudage	Traitement thermique
Ech A	Dépôt de cordons sans intervalles de temps entre les passes	Sans traitement thermique
Ech A-Th	Dépôt de cordons sans intervalles de temps entre les passes	Avec traitement thermique à 870° C
Ech B	Dépôt de cordons avec une minute d'intervalle de temps entre les passes	Sans traitement thermique
Ech B-Th	Dépôt de cordons avec une minute d'intervalle de temps entre les passes	Avec traitement thermique à 870° C

Tableau III.4 : Types d'échantillons étudiés


Les autres paramètres de soudage sont résumés dans la fiche technique de soudage (F.T.S) suivante :

FICHE TECHNIQUE DE SOUDAGE

PROCEDE DE SOUDAGE : ARC

F.T.S N°1

ATELIER : soudo-mécanique
POSTE DE SOUDAGE :S.A.F
 C.S.C Chéraga

<p>METAL DE BASE</p> <p>Nuance : 316 Ti (selon AISI) Fournisseur :</p>	<p>METAL D'APPORT</p> <p>Nuance : en acier inoxydable Baguette : 308 L (Z2CN 19 -10)</p>
<p>JOINT</p> 	<p>POSITION :</p> <p>Soudage horizontal Courant continu et polarisation positive.</p>

Chanfrein : sans.

Dimensions des échantillons : des plaques de dimensions : longueur 40 mm ; largeur 40mm ; épaisseur 4 mm.

Traitement avant soudage

Préchauffage (métal de base) : Non.

Paramètres de soudage

Procédé	Intensité (A)	Tension (V)	Temps de soudage (mn)	Diamètre de la baguette (mm)	Protection
ARC	50-80	55	-	2.5	Sans

III.3. Analyse métallographique

Pour pouvoir connaître l'état structural du matériau soudé obtenu après chaque cas d'étude, nous avons procédé à un examen métallographique sur des éprouvettes prélevées à partir des échantillons décrits auparavant. Le découpage a été effectué perpendiculairement aux cordons de soudure à l'aide d'une microtronceuse sous lubrification afin d'éviter toutes sollicitations thermo-mécaniques (**Figure III.2**). Ces éprouvettes dont la surface d'observation est d'environ 40mm x 5mm vont par la suite être enrobées à froid pour faciliter le polissage effectué en utilisant du papier abrasif de granulométrie croissante de 120, 400, 600, 1000 et 1200 jusqu'à la phase finition par feutre.

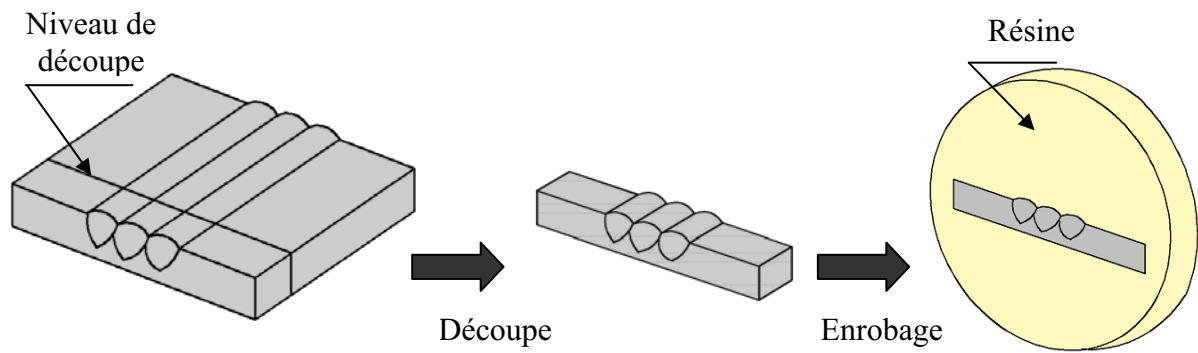


Figure III.2 : Etapes de réalisation des échantillons destinés à l'analyse métallographique, découpe et enrobage à froid des échantillons destinés aux métallographies

Une fois le polissage finalisé, nous avons procédé une attaque électrolytique en utilisant l'acide oxalique aqueux à 10% en poids sous une tension électrique de 5 V. Les éprouvettes qui sont immergées dans l'acide, représentant dans ce cas l'électrode de la cellule, ont subi une attaque de durée d'environ 2 minutes (**Figure III.3**).

La figure ci-dessous schématise d'une manière simple la cellule électrolytique utilisée pour l'attaque chimique.

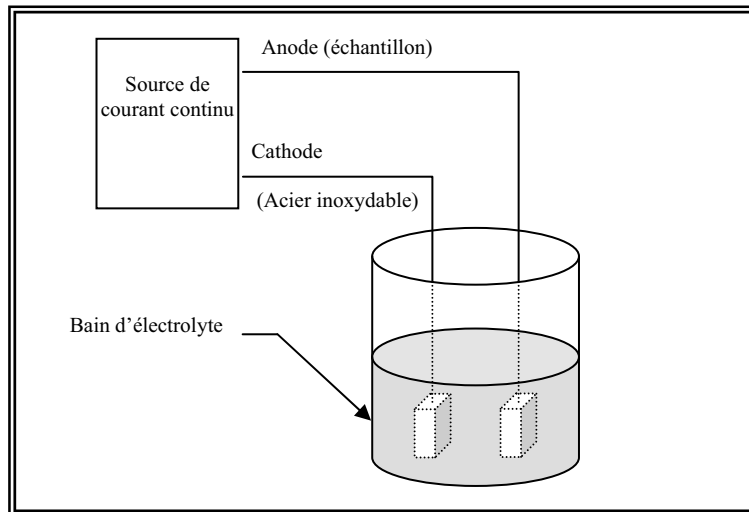


Figure III.3: Principe de l'attaque chimique réalisée dans

Une fois que l'attaque est réussie, les micrographies sont prises puis stockées numériquement à l'aide d'un microscope optique muni d'une caméra et d'un micro-ordinateur.

III.4. Essais de dureté:

Les changements microstructuraux résultants de la soudure et le traitement thermique ont un impact direct sur les valeurs de la dureté [31]. De ce fait, nous avons procédé à des mesures de dureté Vickers (HV) afin de mettre en évidence les différentes zones de soudage et de voir aussi la nécessité de faire un traitement thermique après un soudage.

Les tests de dureté ont été effectués à l'aide d'une charge F de 200g avec un temps de maintien de charge entre 10 à 15 secondes. Le pénétrateur est de forme pyramidale droite à base carrée et d'angle au sommet de 136° (**Figure III.4**). On mesure les diagonales " d " de l'empreinte et on détermine la dureté Vickers en utilisant la relation classique :

$$HV = 0.189 \times (F / (d \times d))$$

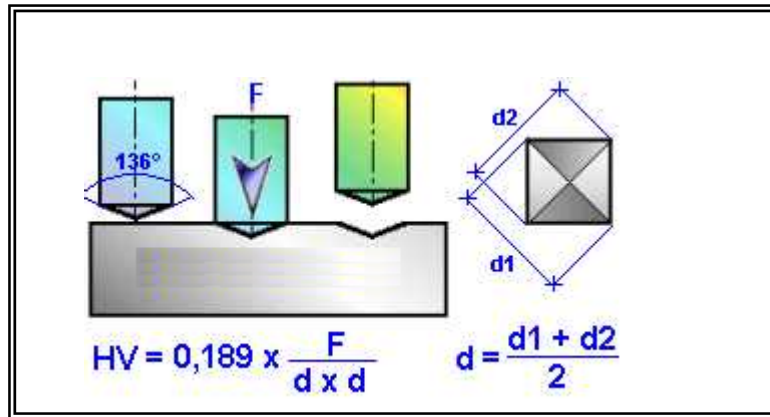


Figure III.4 : Principe de l'essai dureté.

Le balayage des empreintes s'effectue pour chaque cordon selon la direction de pénétration du cordon allant du métal fondu passant par la zone affectée thermiquement et enfin arrivant au métal de base comme le montre le schéma (**Figure III.5**) ci-dessous :

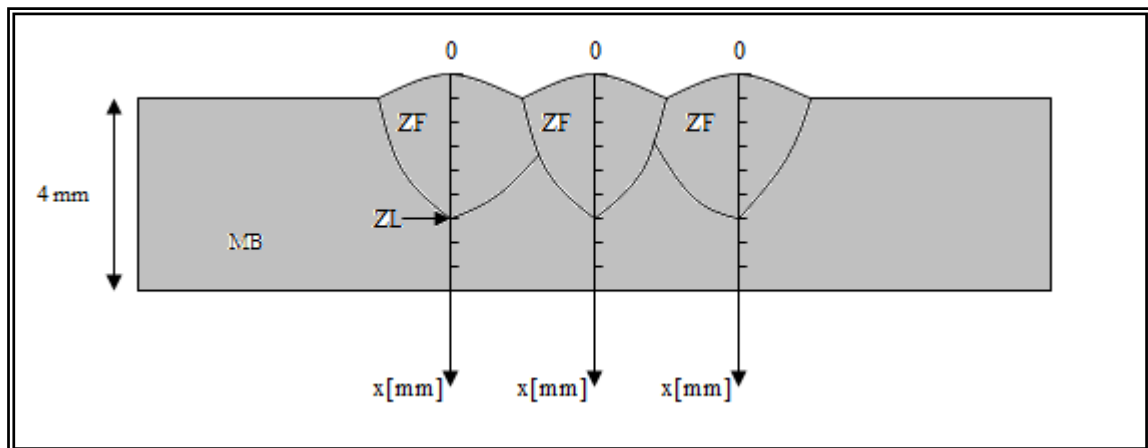


Figure III.5 – Mode de balayage pour la mesure du profil de dureté Vickers.

III.5. 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 [24]

Ces mesures de microdéformations peuvent être déterminées à l'aide de jauges extensométriques bidirectionnelles placées sur la face opposée des cordons de soudure, du côté du substrat (**Figure III.6**).

En tenant compte de l'hypothèse de contraintes planes et de la symétrie des échantillons, il suffit de mettre en œuvre des rosettes à deux jauges perpendiculaires qui seront collées selon les directions principales x et y.

Pour avoir un bon contact entre les jauges et le substrat et éviter toute influence néfaste sur les résultats obtenus causé par la saleté (graisse ; poussière...) du substrat, la surface de contact a subie un nettoyage rigoureux pour éliminer toute substance parasite en utilisant en premier lieu un dissolvant dégraissant (Connu commercialement par CSM-1A) suivi par l'application d'un dissolvant conditionneur et pour finir l'emploi d'un dissolvant neutralisant afin d'arriver a une surface de contact bien soignée.

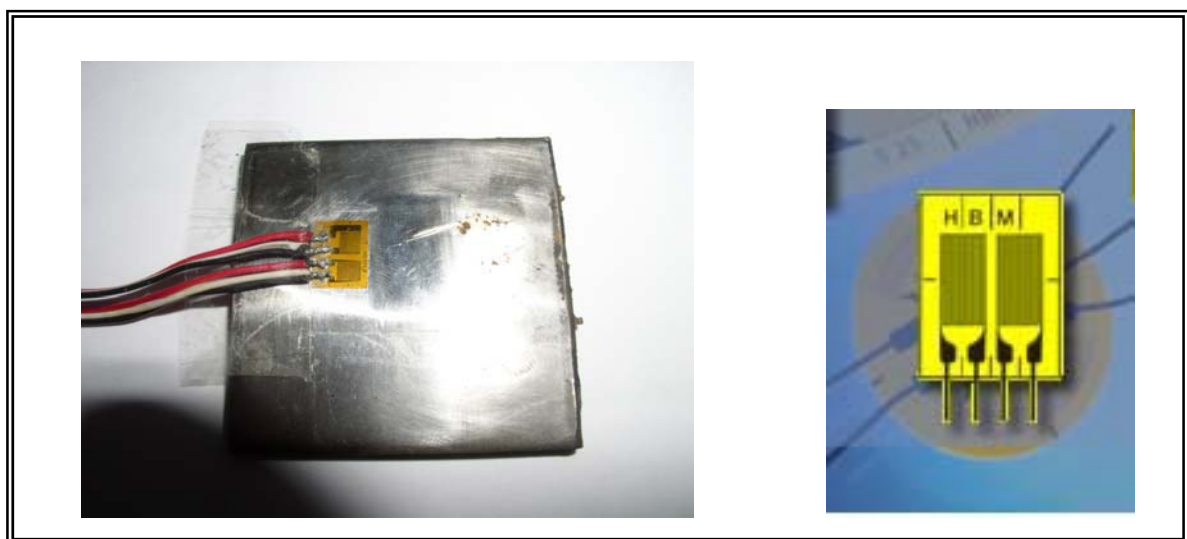


Figure III.6 : Jauge Extensométrique

La détermination des contraintes résiduelles par enlèvement des couches nécessite un dispositif d'appareils comprenant (**Figure III.7**) :

- **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'extensométrie qui comporte 10 voies de mesures commutables à des bornes à 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 une 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.

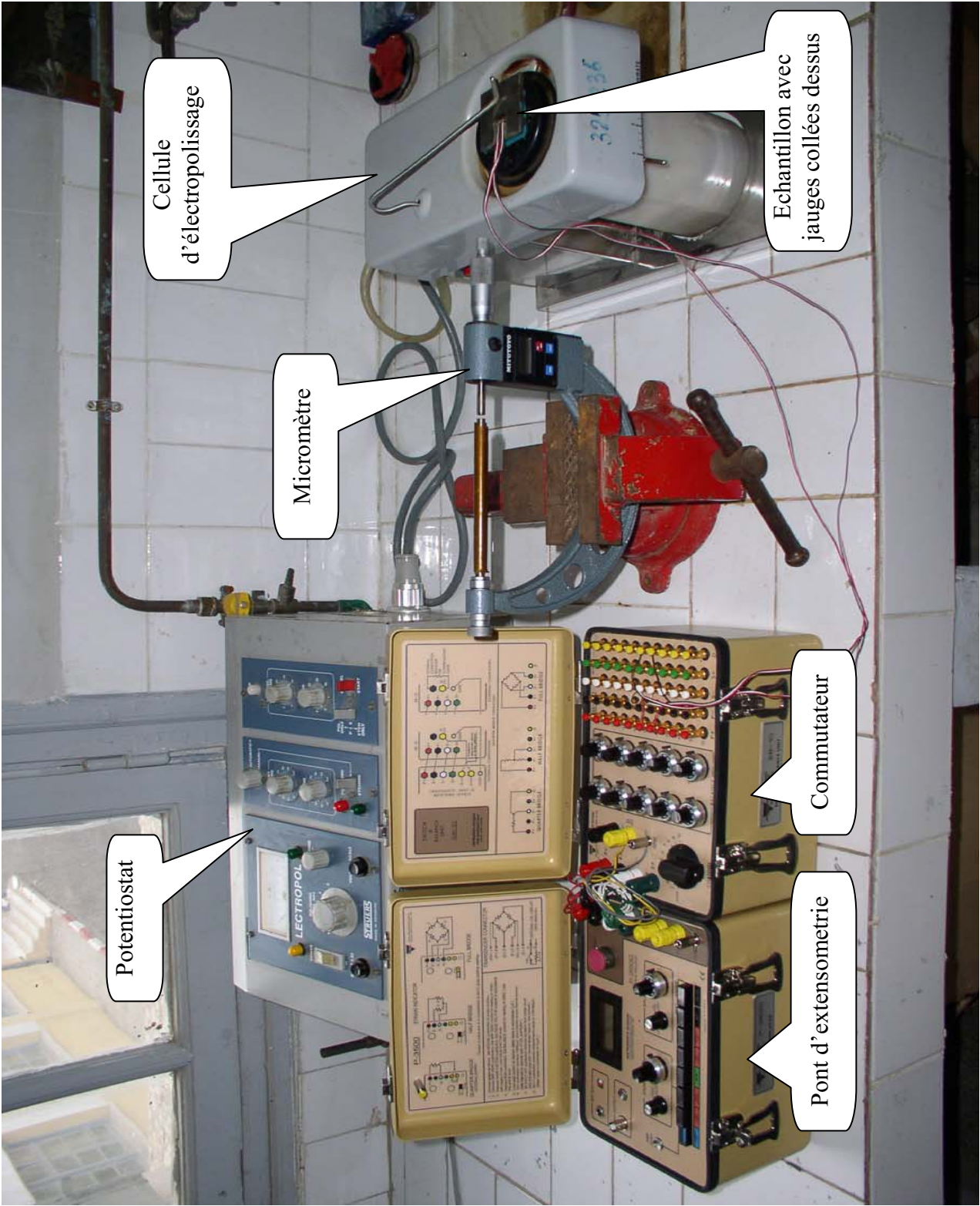


Figure III.7 : Dispositif expérimental de détermination des contraintes résiduelles par enlèvement de couches

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 $\varepsilon_{\text{Long}}$ et transversales $\varepsilon_{\text{Trans}}$ (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.

La circulation continue de l'électrolyte (**Figure III.8**) qui a assuré un mélange uniforme et une répartition de concentration homogène nous a permis de réaliser un usinage uniforme (**Figure III.9**). L'épaisseur des couches enlevées est d'environ $200 \pm 10\mu\text{m}$ pour chaque passe. Celle-ci dépend bien sûr du temps et de 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.

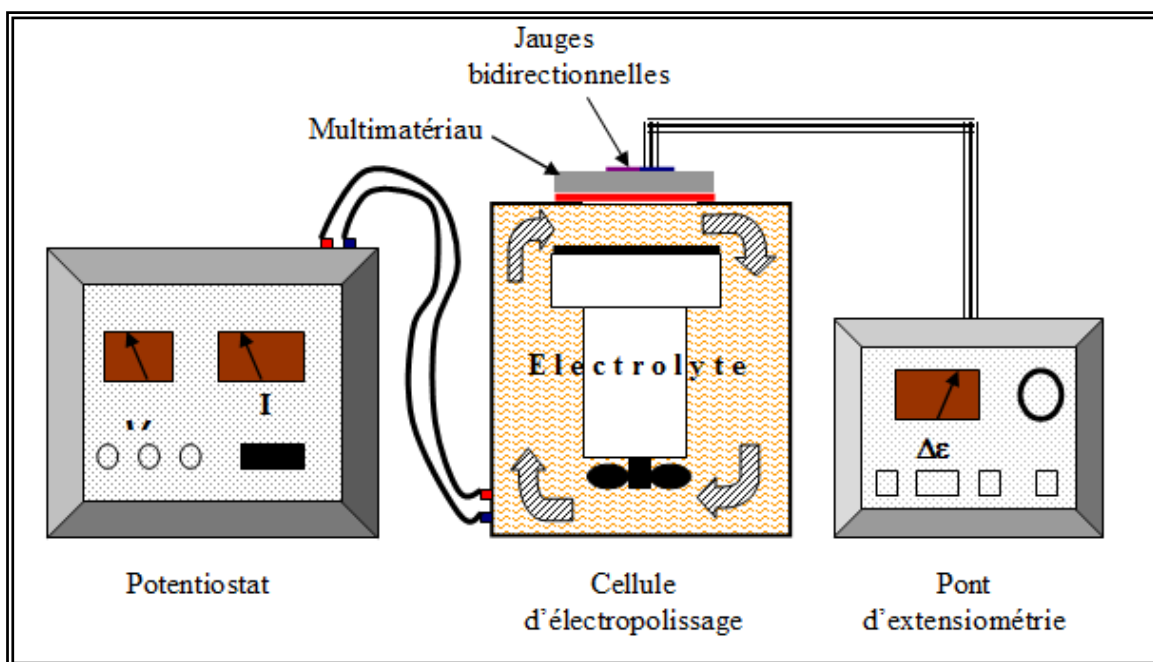


Figure III.8 : Schéma explicite du dispositif d'enlèvement de couches et de mesure simultanée des déformations.



Figure III.9 : Echantillon après usinage par polissage électrolytique

III.5.1 Calculs mathématiques des contraintes résultantes :

Supposons q'une pièce parallélépipédique (notre échantillon), dans laquelle règne un état de contrainte quasi-plan, c'est-à-dire qu'en tout point σ_z est très inférieur 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 (**Figure III.10**) 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 $\Delta\sigma_y$ [1].

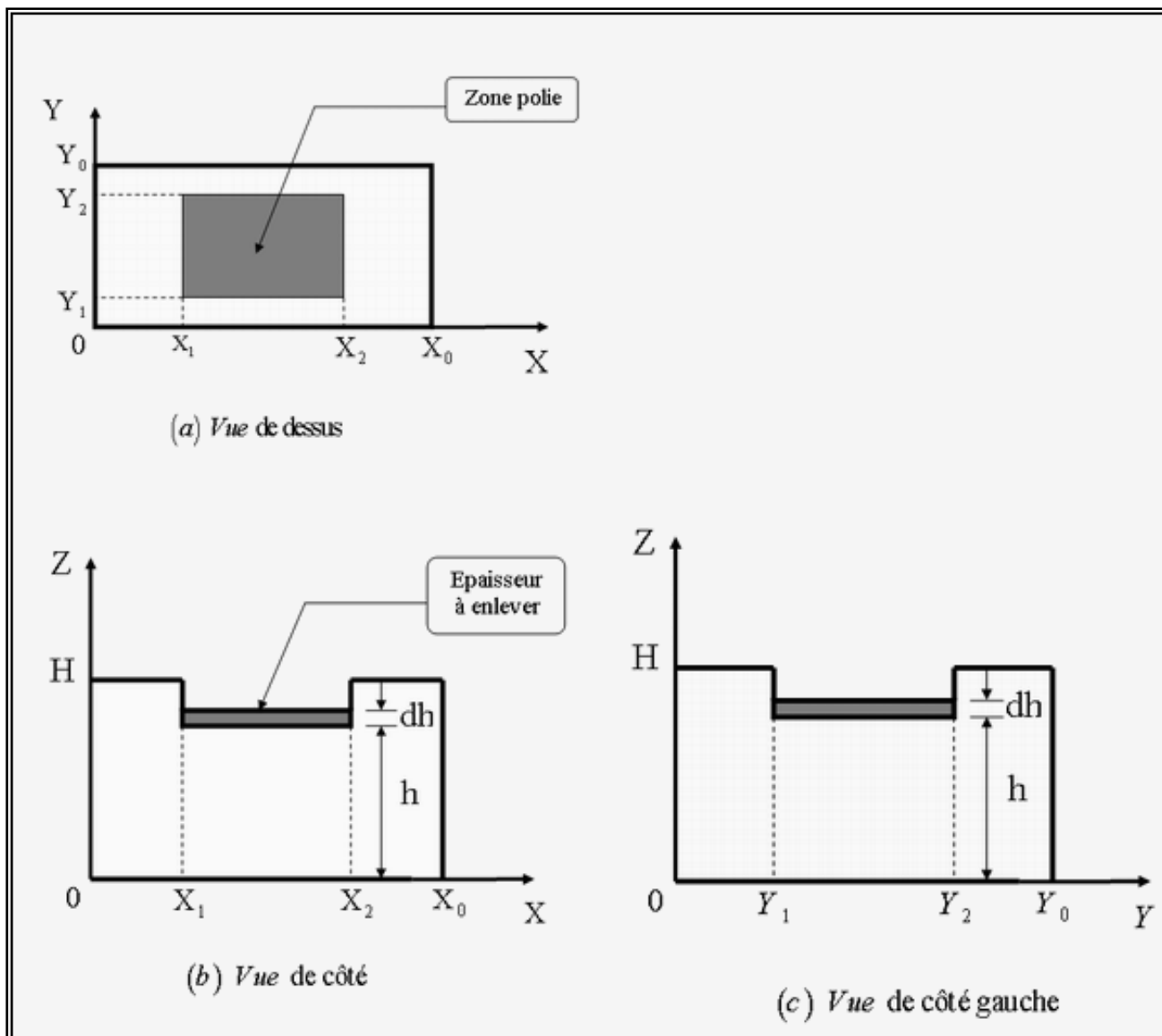


Figure III.10 : Schéma de la géométrie de la pièce.

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).

La constante de proportionnalité E , appelé module de Young, est une mesure de la rigidité du matériau, c'est à dire de 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 :

$$\varepsilon = \frac{1}{E} \times \sigma \quad \text{ou bien} \quad \sigma = \varepsilon \times E \quad \text{III.5}$$

Donc La connaissance des déformations principales sur la face opposée a 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 [1].

Lorsque le matériau a, dans la zone usinée, une hauteur $h+dh$ (**Figure III.10**), 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 :

$$\sigma_x(z) + d\sigma_x(z) \quad \text{III.6}$$

III.5.1.1. 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 :

$$\iint_{S_x} \sigma_x(Z) dydz = 0 \quad (\text{Équilibre des efforts}) \quad \text{III.7}$$

Avec :

$$\int_0^H \int_0^{Y_0} \sigma_x(Z) dydz = \int_0^H \int_0^{Y_1} \sigma_x(Z) dydz + \int_0^{h+dh} \int_{Y_1}^{Y_2} \sigma_x(Z) dydz + \int_0^H \int_{Y_2}^{Y_0} \sigma_x(Z) dydz \quad \text{III.8}$$

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

$$\int_0^H \sigma_x(Z) dz + (Y_2 - Y_1) \int_0^{h+dh} \sigma_x(Z) dz + (Y_0 - Y_1) \int_0^H \sigma_x(Z) dz = 0 \quad \text{III.9}$$

On pose :

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

Puisque, par définition dh est petit, on aura :

$$(r-1) \int_0^H \sigma_x(Z) dz + \int_0^h \sigma_x(Z) dz + \sigma_x(h) \times dh = 0 \quad \text{III.10}$$

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

$$(r-1) \int_0^H (\sigma_x(Z) + d\sigma_x(Z)) dz + \int_0^h (\sigma_x(Z) + d\sigma_x(Z)) dz = 0 \quad \text{III.11}$$

Ou encore :

$$(r-1) \int_0^H \sigma_x(Z) dz + (r-1) \int_0^H d\sigma_x(Z) dz + \int_0^h \sigma_x(Z) dz + \int_0^h d\sigma_x(Z) dz = 0 \quad \text{III.12}$$

Après suppression des termes identiques, l'égalité des équations (III.10) et (III.12) donne :

$$(r-1) \int_0^H d\sigma_x(Z) dz + \int_0^h d\sigma_x(Z) dz = \sigma_x(h) \times dh \quad \text{III.13}$$

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

$$d\sigma_x(Z) = a \times z + b \quad \text{III.14}$$

Nous pouvons alors résoudre l'équation (III.13) qui devient :

$$(r-1) \left[a \times \frac{H^2}{2} + b \times H \right] + a \times \frac{h^2}{2} + b \times h = \sigma_x(h) \times dh \quad \text{III.15}$$

Soit encore :

$$\left[H^2 (r-1) + h^2 \right] + b \times \left[H (r-1) + h \right] = \sigma_x(h) \times dh \quad \text{III.16}$$

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

$$(r-1) \int_0^H \sigma_x(z) \left[z - \frac{H}{2} \right] dz + \int_0^{h+dh} \sigma_x(z) \left[z - \frac{h+dh}{2} \right] dz = 0 \quad \text{III.17}$$

Que l'on peut développer :

$$(r-1) \int_0^H \sigma_x(z) \left[z - \frac{H}{2} \right] dz + \int_0^h \sigma_x(z) \left[z - \frac{h}{2} \right] dz + \int_0^h \sigma_x(z) \left[-\frac{dh}{2} \right] dz + \sigma_x(h) \frac{h}{2} dh = 0 \quad \text{III.18}$$

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

$$(r-1) \int_0^H [\sigma_x(z) + d\sigma_x(z)] \left[z - \frac{H}{2} \right] dz + \int_0^h [\sigma_x(z) + d\sigma_x(z)] \left[z - \frac{h}{2} \right] dz = 0 \quad \text{III.19}$$

En égalant les relations (III.13) et (III.19) et en simplifiant, on obtient l'équation suivante :

$$(r-1) \int_0^H d\sigma_x(z) \left[z - \frac{H}{2} \right] dz + \int_0^h d\sigma_x(z) \left[z - \frac{h}{2} \right] dz = \sigma_x(h) \frac{h}{2} dh - \frac{h}{2} \int_0^h \sigma_x(z) dz \quad \text{III.20}$$

En multipliant la relation (III.10) :

$$(r-1) \frac{dh}{2} \int_0^H \sigma_x(z) dz + \frac{dh^2}{2} \sigma_x(h) = -\frac{h}{2} \int_0^h \sigma_x(z) dz \quad \text{III.21}$$

On aura donc :

$$(r-1) \int_0^H d\sigma_x(z) \left[z - \frac{H}{2} \right] dz + \int_0^h d\sigma_x(z) \left[z - \frac{h}{2} \right] dz = \sigma_x(h) \frac{h}{2} dh + (r-1) \frac{dh}{2} \int_0^H \sigma_x(z) dz + \frac{dh^2}{2} \sigma_x(h) \quad \text{III.22}$$

Si nous admettons comme précédemment que :

$$d\sigma_x(Z) = a \times z + b$$

La relation (III.22) s'écrira alors :

$$(r-1) \frac{dh}{2} \int_0^H \sigma_x(z) dz + \frac{(dh+h)}{2} dh \times \sigma_x(h) = (r-1) \frac{aH^3}{12} + \frac{ah^3}{12} \quad \text{III.23}$$

On pose :

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

On aura alors :

$$a \cong \frac{6\sigma_x(h)(h+dh)dh}{H^3(r-1)+h^3} \quad \text{III.24}$$

$$b \cong \frac{\sigma_x(h)dh}{H(r-1)+h} - \frac{6\sigma_x(h)[H^2(r-1)+h^2]dh}{[H^3(r-1)+h^3][H(r-1)+h]} \quad \text{III.25}$$

Donc :

$$d\sigma_x(z) = \frac{6\sigma_x(h)(h+dh)dh}{H^3(r-1)+h^3} \times z + \frac{\sigma_x(h)dh}{H(r-1)+h} - \frac{6\sigma_x(h)[H^2(r-1)+h^2]dh}{[H^3(r-1)+h^3][H(r-1)+h]} \quad \text{III.26}$$

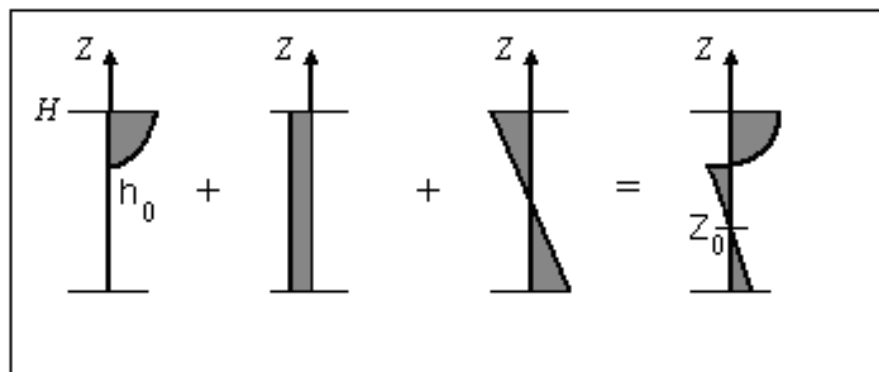
Contraintes prises en compte : [8]

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

$$\sigma_x^V(z) = \sigma_x^R(z) + \sigma_x^N(z) + \sigma_x^F(z) \quad \text{III.27}$$

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.

Figure III.11 : Schéma de calcul des contraintes.

D'après la figure précédente, on peut écrire les équations ci-après :

Equations des forces :

$$y_0 \int_{h_0}^H \sigma_x^R(z) dz + y_0 \times H \times \sigma_x^N(z) = 0 \quad \text{III.28}$$

Equations des moments :

$$y_0 \int_{h_0}^H \sigma_x^R(z) \left(z - \frac{H}{2} \right) dz + y_0 \int_0^H \sigma_x^F(z) \left(z - \frac{H}{2} \right) dz = 0 \quad \text{III.29}$$

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

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

$$\sigma_x^F(z) = - \frac{6(2z - H)}{Y_0 \times H^3} \times M_x^R \quad \text{III.30}$$

Donc :

$$\sigma_x^F(z) = M_y \frac{\left(z - \frac{H}{2} \right)}{Y_0 \times \frac{H^3}{12}} = M_y \frac{6(2z - H)}{Y_0 \times H^3} \quad \text{III.31}$$

D'après l'équation (III.29), on a :

$$M_y = \int_0^H \sigma_x^F(z) \left(z - \frac{H}{2} \right) dz = - \int_{h_0}^H \sigma_x^R(z) \left(z - \frac{H}{2} \right) dz \quad \text{III.32}$$

Donc :

$$\sigma_x^F(z) = - \left[\int_{h_0}^H \sigma_x^R(z) \left(z - \frac{H}{2} \right) dz \right] \times \frac{6(2z - H)}{Y_0 \times H^3} \quad \text{III.33}$$

D'après l'équation (III.28), on a :

$$\sigma_x^N(z) = - \frac{1}{H} \int_{h_0}^H \sigma_x^R(z) dz \quad \text{III.34}$$

On pose N_X^R et M_Y^R avec :

$$N_X^R = \int_{h_0}^H \sigma_x^R(z) dz \quad \text{III.35}$$

$$M_Y^R = \int_{h_0}^H \sigma_x^R(z) \left(z - \frac{H}{2} \right) dz \quad \text{III.36}$$

Nous aurons alors :

$$\sigma_x^N(z) = - \frac{1}{H} N_X^R \quad (\text{indépendant de } z) \quad \text{III.37}$$

Et

$$\sigma_x^F(z) = - \frac{6(2z - H)}{Y_0 \times H^3} \times M_Y^R \quad (\text{fonction linéaire de } z) \quad \text{III.38}$$

On pose A_X et B_X telle que :

$$A_X = \int_{h_0}^H \sigma_x^V(z) dz \quad \text{III.39}$$

Et

$$B_X = \int_{h_0}^H \sigma_x^V(z) \left(z - \frac{H}{2} \right) dz \quad \text{III.40}$$

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

$$\begin{cases} A_X = \int_{h_0}^H -\frac{1}{H} N_X^R dz + \int_{h_0}^H -\frac{6(2z-H)}{Y_0 \times H^3} \times M_Y^R dz + N_X^R & \text{III.41} \\ B_X = \int_{h_0}^H -\frac{1}{H} N_X^R \left(z - \frac{H}{2} \right) dz + \int_{h_0}^H -\frac{6(2z-H)}{Y_0 \times H^3} \times M_Y^R \left(z - \frac{H}{2} \right) dz + M_X^R & \text{III.42} \end{cases}$$

Soit en regroupant et en intégrant :

$$\begin{cases} A_X = \frac{h_0}{H} \times N_X^R + \frac{6h_0}{H^3} (h_0 - H) \times M_Y^R & \text{III.44} \\ B_X = \frac{h_0(h_0 - H)}{2H} \times N_X^R + \frac{(3H^2 \times h_0 - 6H \times h_0^2 + 4h_0^3)}{H^3} \times M_Y^R & \text{III.43} \end{cases}$$

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

$$N_X^R = \frac{(\eta \times A_X - \delta \times B_X)}{\rho} \quad \text{III.45}$$

$$M_Y^R = \frac{(\beta \times A_X - \gamma \times B_X)}{\rho} \quad \text{III.46}$$

Avec : $\rho = \beta \times \eta - \gamma \times \delta$

Ceci 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 :

$$\sigma_{X,Y}(z_i) \Delta x_i = \int_{x_i}^0 \Delta\sigma_{X,Y}(z_i) dz \quad \text{III.47}$$

L'équilibre des moments des forces s'écrit :

$$\sigma_{X,Y}(z_i) x_i \Delta x_i = \int_{x_i}^0 \Delta\sigma_{X,Y}(z_i) z_i dz \quad \text{III.48}$$

Sous le signe somme des équations (III.47) et (III.48), 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 :

$$\Delta\sigma_{X,Y}(z_i) = \frac{E(N)}{1-\nu^2(N)} \left[\Delta\varepsilon_{X,Y}(z_i) + \nu(N) \times \Delta\varepsilon_{Y,X}(z_i) \right] \quad \text{III.49}$$

Et nous avons aussi pour les contraintes résiduelles d'après (III.45) et (III.46) :

$$\sigma_X^R(z) = a \times z + b$$

Tel que :

$$a = \frac{6dh}{-2h^2 + h \times dh + dh^2} \times \frac{E}{1-\nu^2} \left[\Delta\varepsilon_X(z_i) + \nu \times \Delta\varepsilon_Y(z_i) \right] \quad \text{III.50}$$

$$b = \frac{h^2 + h \times dh + dh^2}{-2h^2 + h \times dh + dh^2} \times \frac{E}{1-\nu^2} \left[\Delta\varepsilon_X(z_i) + \nu \times \Delta\varepsilon_Y(z_i) \right] \quad \text{III.51}$$

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

$$\Delta\sigma_X^R = \left[\frac{h^2 + 7 \times h \times dh + dh^2}{-2h^2 + h \times dh + dh^2} \right] \times \frac{E}{1-\nu^2} \left[\Delta\varepsilon_X + \nu \times \Delta\varepsilon_Y \right] \quad \text{III.52}$$

Avec le même raisonnement, on retrouve σ_Y^R :

$$\Delta\sigma_Y^R = \left[\frac{h^2 + 7 \times h \times dh + dh^2}{-2h^2 + h \times dh + dh^2} \right] \times \frac{E}{1-\nu^2} \left[\Delta\varepsilon_Y + \nu \times \Delta\varepsilon_X \right] \quad \text{III.53}$$

III.5.2. Modélisation numérique :

Les équations ci-dessus nous ont permis d'élaborer le modèle numérique qui est écrit sous langage **Visual Basic** avec ses différentes instructions (read, input, for, next....)

L'exécution du modèle nécessite l'entrée des données telles que les propriétés physiques des matériaux traités (E_i , ν_i), l'épaisseur de la couche enlevée et les deux déformations (longitudinale et transversale) pour chaque passe. 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 niveaux du substrat soudé allant du cordon de soudage jusqu'au métal de base en passant bien sur par la zone fondue.

L'organigramme suivant (**Figure III.12**) permet de résumer les différentes étapes de déroulement du modèle proposé.

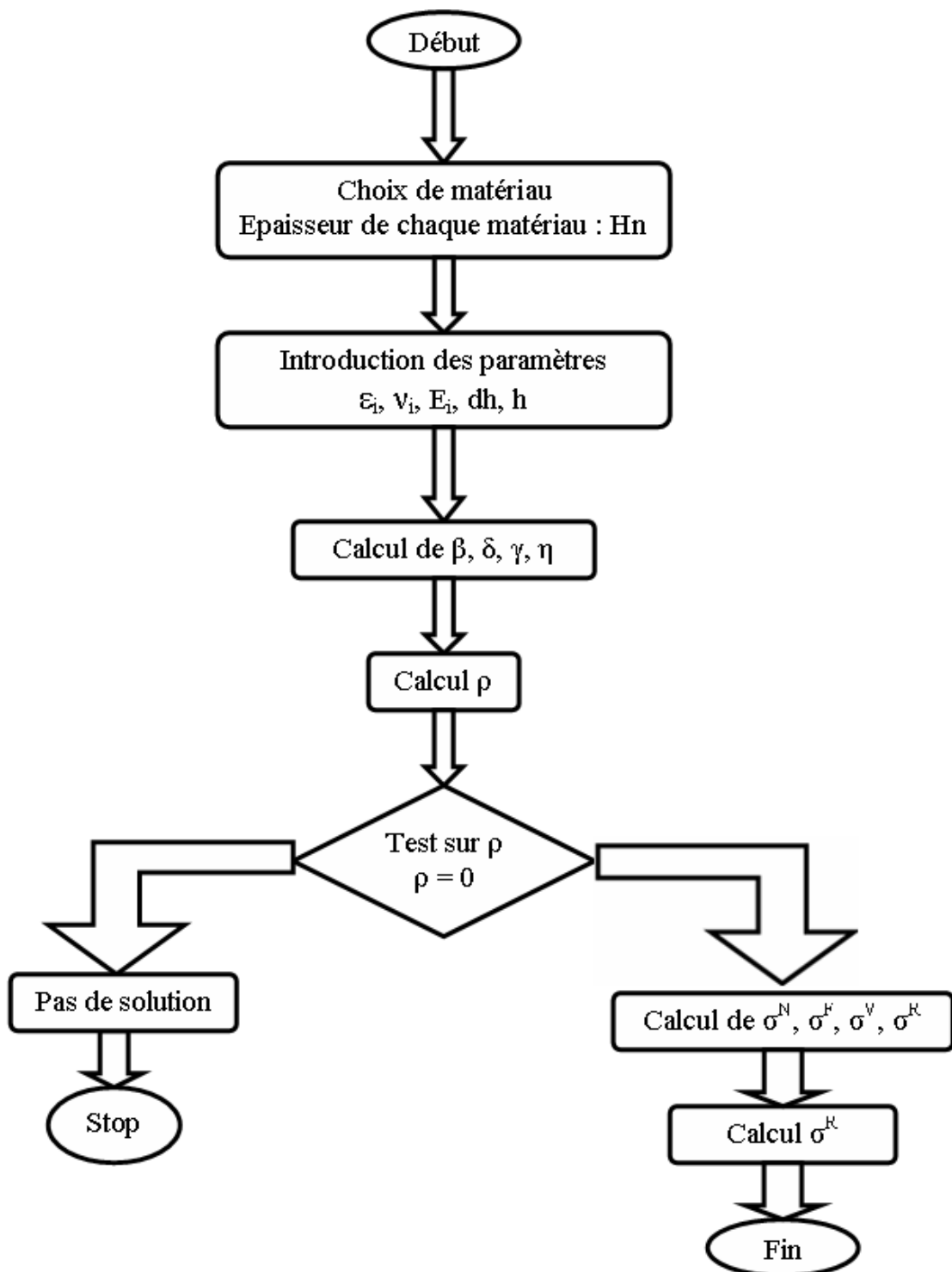
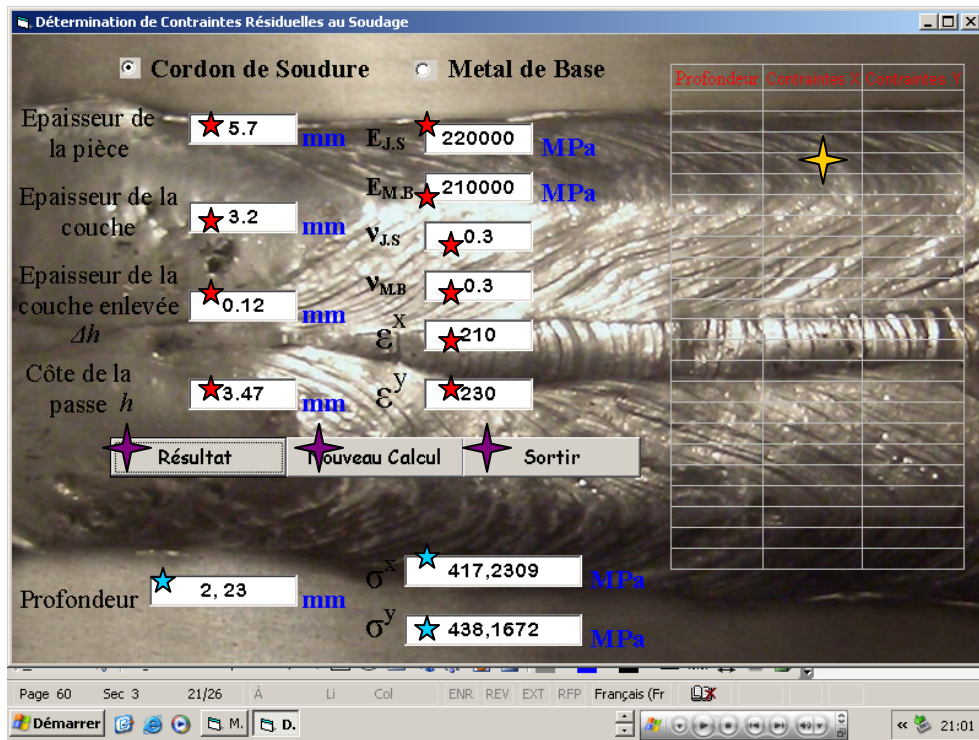


Figure III.12 : Organigramme simplifié du modèle.

III.5.2.1. Exécution du logiciel :

Le logiciel est facile à l'application sous n'importe quelle version de Windows en affichant une fenêtre comprenant : les champs de données, des résultats de chaque passe et un tableau récapitulatif de tous les résultats de chaque échantillon (**Figure III.13**).

Une fois les données sont introduites en assurant bien sur que les champs de la zone (cordon de soudure ou métal de base) où se trouve ce niveau enlevé est coché, un simple clique sur « RESULTAT » nous permet d'afficher les résultats obtenus tel que la profondeur totale de la couche enlevée et les valeurs des contraintes résiduelles longitudinales et transversales. Ces résultats sont par la suite injectés automatiquement dans le tableau de droite.



- ★ : Les Données
- ★ : Les Résultats
- ★ : Les touches
- ★ : Tableau des résultats

Figure III.13 : Interface du Modèle numérique réalisé.

Le calcul des contraintes et de la profondeur pour chaque épaisseur nécessite la même exécution. Ainsi, pour une nouvelle opération de calcul, on clique sur la touche "Nouveau calcul". Après l'enregistrement *Ctrl + S*, la touche "Sortir" permet de quitter le programme.

Pendant l'exécution du logiciel et dans le cas de fausse manipulations, des fenêtres d'alertes apparaissent (Figure III.14) en indiquant le type d'erreurs (Exemple : « entrer la côte de passe » ou « vérifier l'épaisseur de la pièce et la côte de la pièce »).

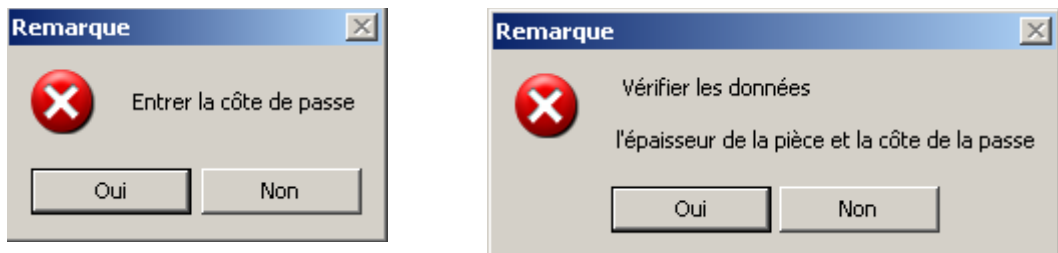


Figure III.14 : messages d'alertes.

A la fin de l'exécution, les résultats sont récapitulés sous forme d'un tableau Excel mené d'une feuille de graphe qui développe les courbes des contraintes résiduelles longitudinales et transversales en fonction de la profondeur (Figure III.15 et Figure III.16).

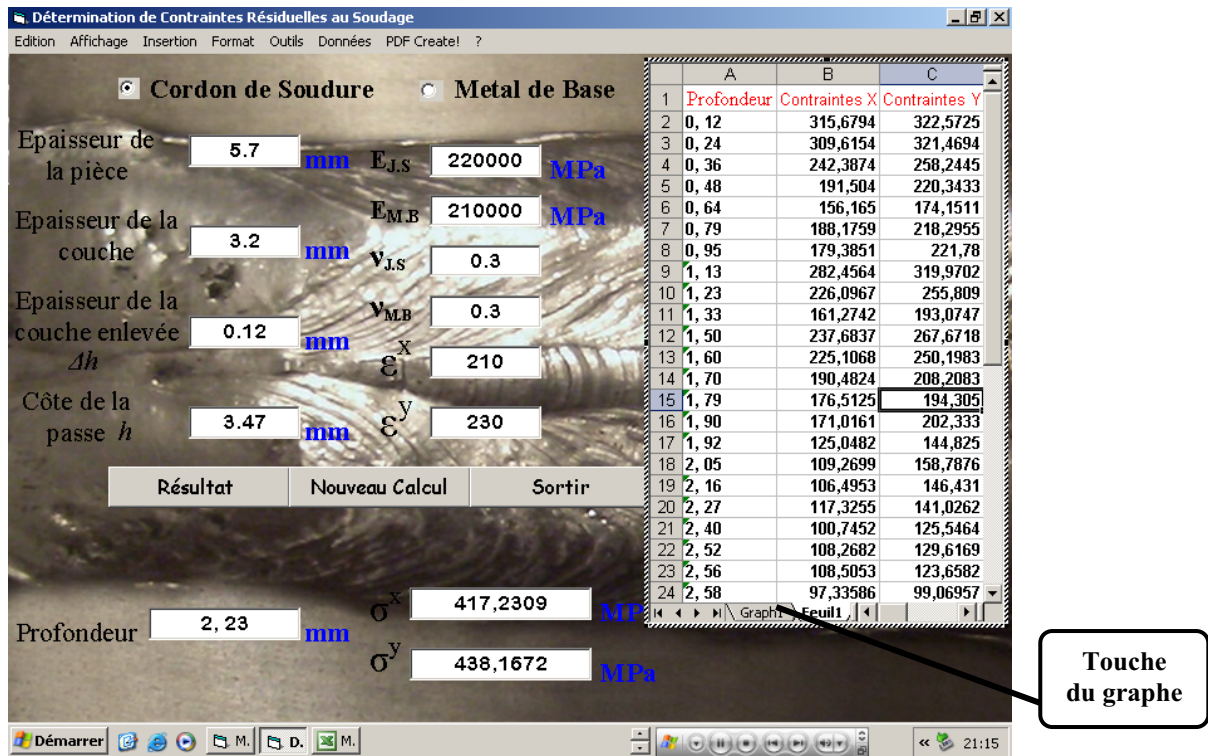


Figure III.15: Interface et affichage de tableau des résultats

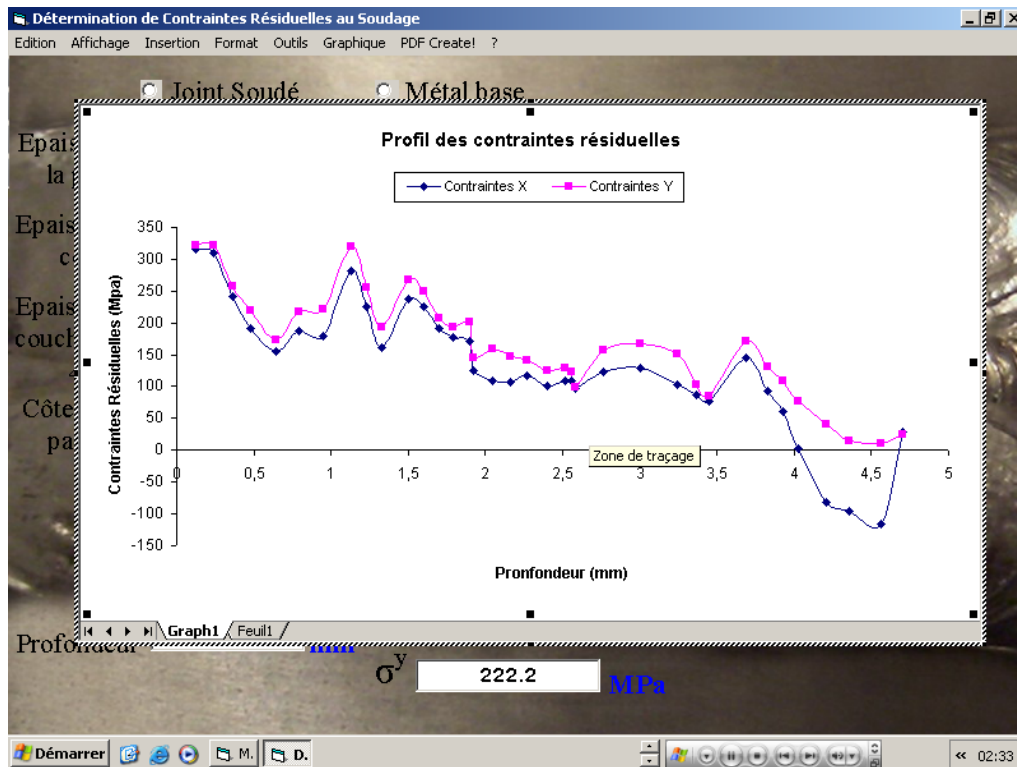


Figure III.16: courbes des résultats.

Rappelons que le matériau de base étudié est un acier inoxydable type 316Ti alors que la baguette de soudage est constitué d'un acier inox type 308 L dont les caractéristiques sont :

- **Métal base : acier inoxydable 316 Ti**
 Module Young : 220.000 MPa
 Coefficient de poisson : 0.3
 Epaisseur de métal : 4 mm

- **Cordon de soudage : acier inox 308 L**
 Module Young : 210.000 MPa
 Coefficient de poisson : 0.3
 Epaisseur : 2.5 mm

CHAPITRE IV

RESULTATS ET DISCUSSIONS

IV. RESULTATS ET DISCUSSIONS

L'étude de la relaxation des contraintes résiduelles de la soudure en acier inoxydable austénitique de type 316Ti au sein des différents échantillons (différents paramètres) peut se faire en se référant à l'échantillon Ech-A qui n'a subi aucun traitement thermique après le soudage.

IV.1. Structure de la soudure

La soudure présente trois zones : la zone fondue, la zone intermédiaire (zone thermiquement activée) et enfin, le métal de base.

IV.1.1.1 Structure de la zone fondue de l'échantillon Ech-A :

Dans cette zone, la structure est biphasée composée d'austénite et de ferrite à cause du mode de solidification et de la transformation de la ferrite en austénite qui n'est pas complète par suite de la rapidité du refroidissement.

Par suite de ségrégations issues de la solidification, cette ferrite se présente sous forme de fines dendrites orientées perpendiculairement à la frontière zone fondue-zone affectée thermiquement. L'austénite occupe les espaces interdendritiques (figure IV.1). On constate une orientation de la ferrite ce qui traduit une tendance à la croissance épitaxiale entre l'austénite et la ferrite.



Figure IV.1 : Ech-A - Structure du cordon de soudure (G=200).

IV.1.1.2. Structure de la zone affectée thermiquement (ZAT) :

La zone affectée thermiquement (ZAT) a une structure granulaire isotrope. La taille des grains de l'austénite est variable : nous constatons la présence de grains de grande taille à côté de grains plus fins. Ce qui traduit la surchauffe importante subie par cette partie au cours de l'opération de soudage car la température atteinte peut dépasser 1000 °C (Figure IV.2).

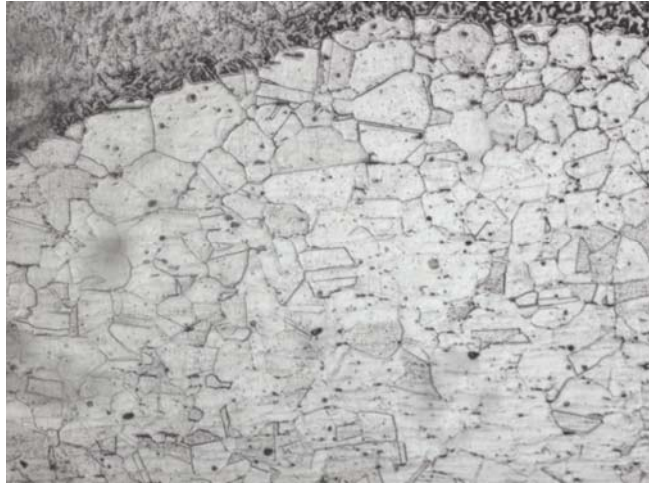


Figure IV.2 : Ech-A - Structure de la zone affectée thermiquement (G=200).

IV.1.1.3. Structure du métal de base

L'acier possède une structure austénitique granulaire isotrope et la taille des grains ne présente pas beaucoup de dispersion, comparée à celle de la ZAT. Nous constatons la présence de macles thermiques typiques des structures cubiques à faces centrées (Figure IV.3).

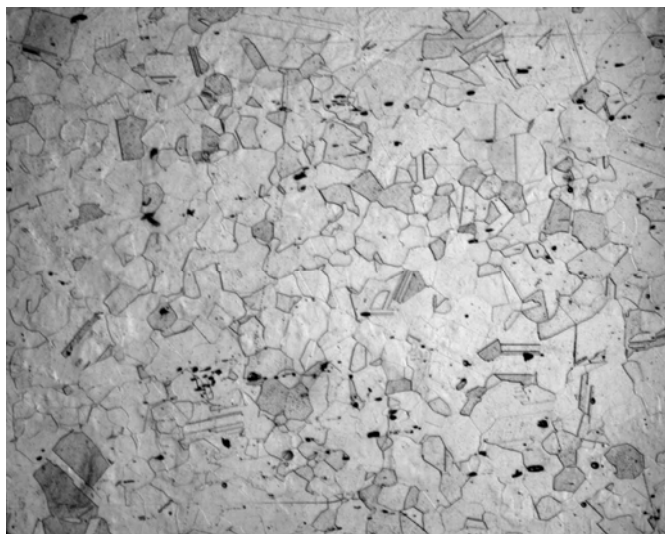


Figure IV.3 : Ech-A - Structure du métal de base (G=200).

IV.1.2.1 Structure de la zone fondue de l'échantillon Ech-A-Th :

Remarquons que la structure de la zone fondue garde sa forme dendritique pour cet échantillon qui a subi un traitement thermique à une température de 870°C. On peut constater aussi que le degré de noircissement (Figure IV.4) est plus marqué que l'échantillon précédent (Ech-A) qui n'a pas subi de traitement après le soudage. Ce noircissement est dû forcément à une précipitation des carbures de titane TiC qui sont plus stables que les carbures de chrome Cr₂₃C₆ en empêchant la corrosion intergranulaire par appauvrissement en chrome. Aussi, la teneur en molybdène (2.32%) de cette nuance améliore très sensiblement la tenue à la corrosion intergranulaire.

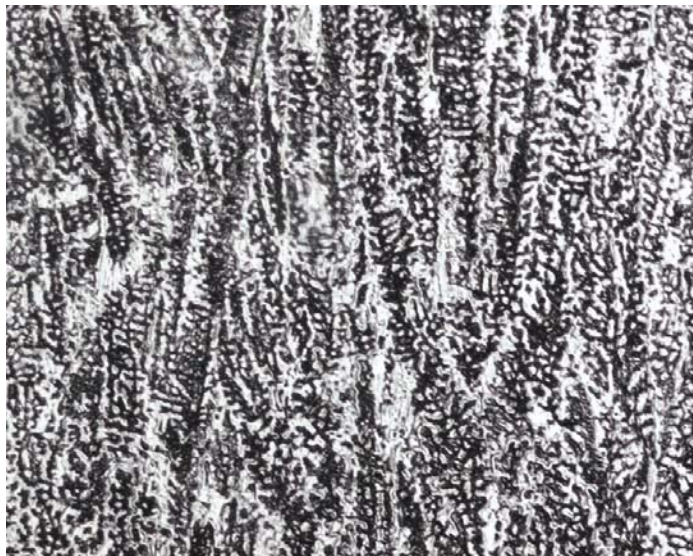


Figure IV.4 : Ech-A-Th - Structure du cordon de soudure (G=200).

IV.1.2.2 Structure de la zone affectée thermiquement (ZAT) :

Avec toujours la présence de grains de grande taille à côté de grains plus fins. Le degré de noircissement dû à la précipitation des carbures de titane est remarquable (Figure IV.5)

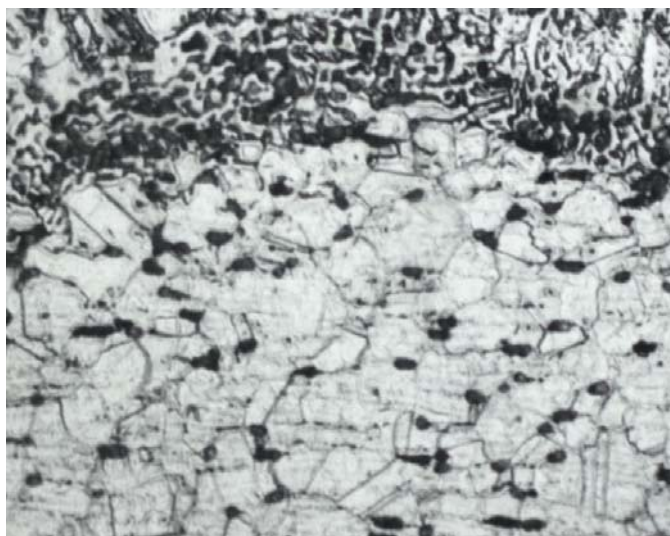


Figure IV.5 : Ech-A-Th - Structure de la zone affectée thermiquement (G=200).

IV.1.2.3. Structure du métal de base :

Vu que la température du traitement (870°C) n'est pas assez suffisante pour provoquer un grossissement des grains (pour les aciers inoxydables, le grossissement des grains se manifeste au delà de 1050°C), le métal de base garde sa taille des grains. Le noircissement est toujours marqué.

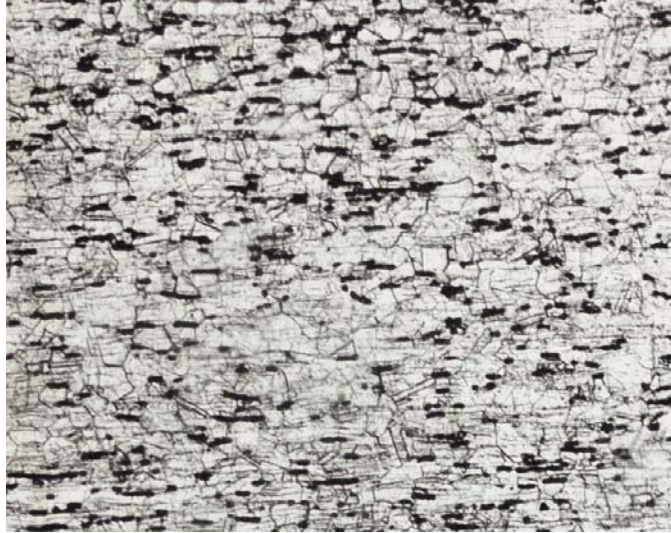


Figure IV.6 : Ech-A-Th -Structure du métal de base (G=200).

IV.1.3. Structures des zones de l'échantillon Ech-B :

Ici, l'intervalle du temps entre les passes est en évidence par rapport à l'échantillon Echa-A. Les micrographies de cet échantillon nous ne permettent pas de révéler les changements dus à ce paramètre. On verra par la suite dès qu'on entamera l'étude de la dureté et contraintes résiduelles l'effet de ce paramètre.



Figure IV.7 : Ech-B - Structure du cordon de soudure (G=200).



Figure IV.8 : Ech-B - Structure de la zone affectée thermiquement (G=200).



Figure IV.9 : Ech-B - Structure du métal de base (G=200).

IV.1.4. Structures des zones de l'échantillon Ech-B-Th :

Le noircissement est marqué dans les différents zones qui se traduit par la précipitation des carbures de titane du au traitement thermique effectué à cet échantillon.



Figure IV.10 : Ech-B-Th - Structure du cordon de soudure (G=200).

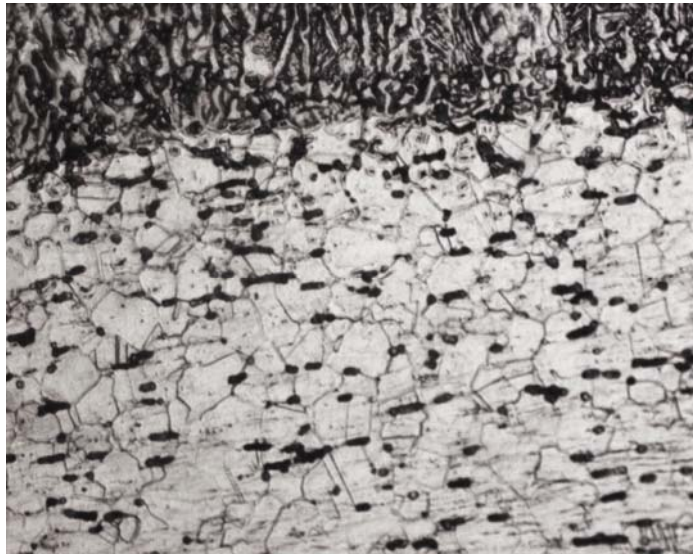


Figure IV.11 : Ech-B-Th - Structure de la zone affectée thermiquement (G=200).

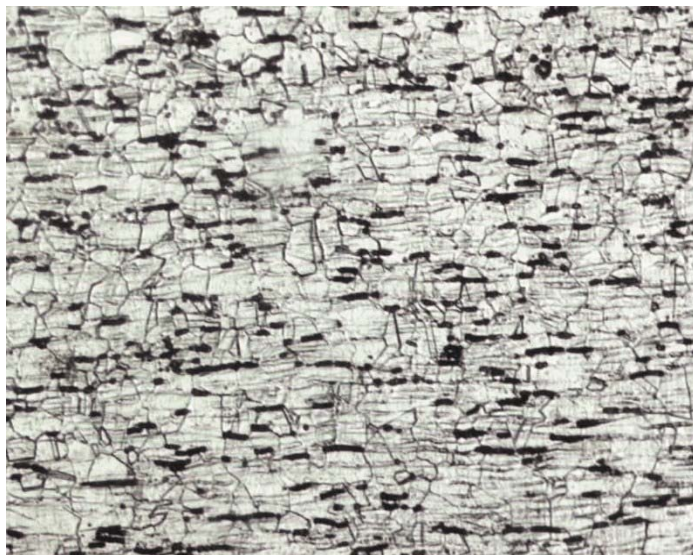


Figure IV.12 : Ech-B-Th - Structure du métal de base (G=200).

IV.2. Dureté Vickers

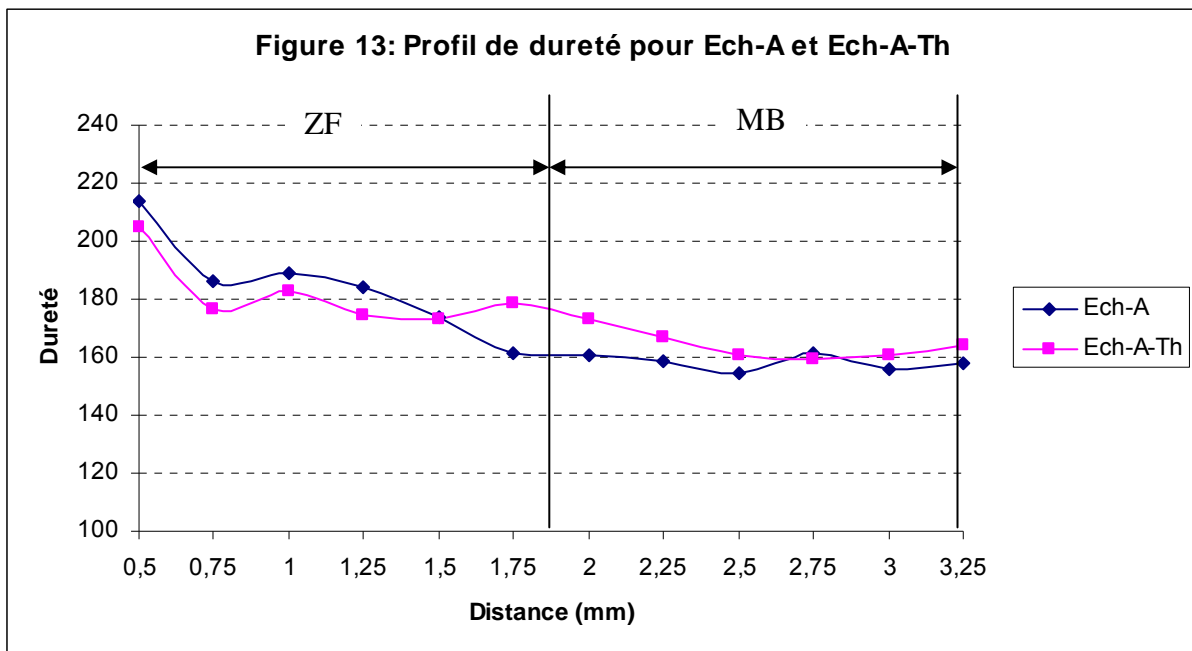
Les valeurs de la dureté moyenne HV dans les trois zones de la soudure sont présentés dans le tableau IV.1 .

Echantillon	Ech-A	Ech-A-Th	Ech-B	Ech-B-Th
-------------	-------	----------	-------	----------

Traitement thermique		Non	Oui	Non	Oui
Intervalle entre passes		Non	Non	Oui (1 min)	Oui (1 min)
Distance (mm) Par rapport a l'extrémité de cordon	0,5	213,97	204,80	188,85	194,75
	0,75	186,17	176,80	190,90	179,60
	1	189,07	182,67	189,23	181,30
	1,25	183,87	174,27	198,05	173,33
	1,5	173,77	173,03	197,58	165,05
	1,75	161,63	178,63	193,95	156,30
	2	160,70	173,27	199,15	165,53
	2,25	158,73	166,80	186,83	166,40
	2,5	154,23	160,73	186,60	169,50
	2,75	161,50	159,20	185,75	171,43
	3	156,00	161,00	183,37	173,00
	3,25	158,00	168,13	189,80	171,78

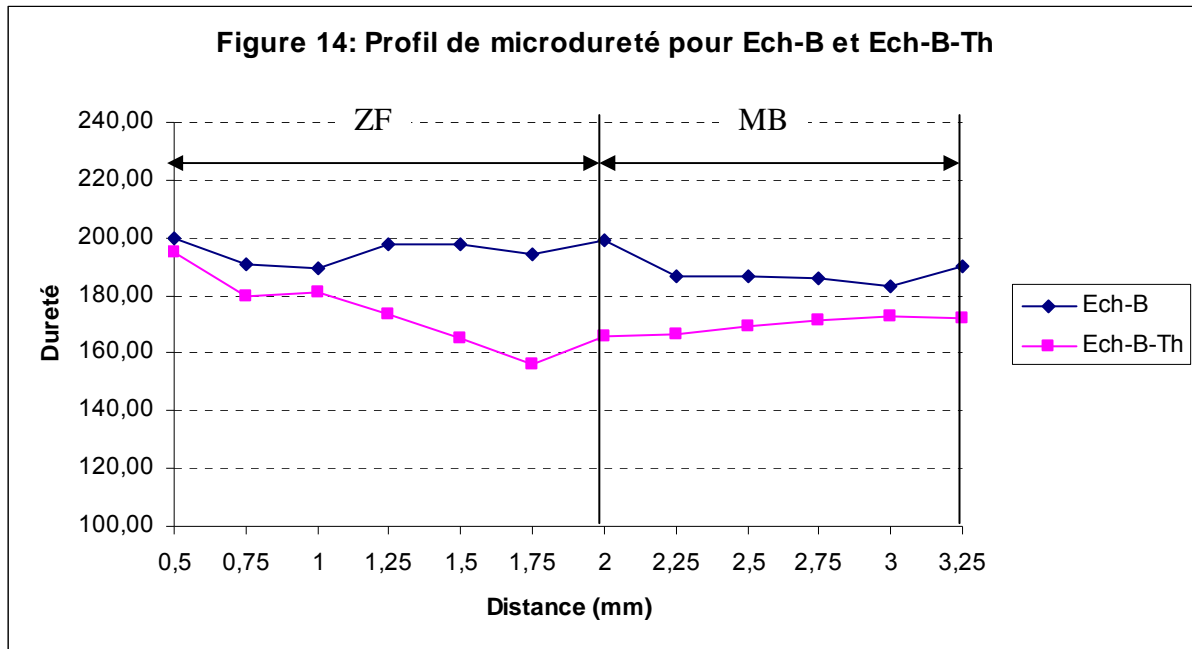
Tableau IV.1 : Répartition de la dureté

Ces résultats sont illustrés sur les graphes ci-dessous :



En analysant les courbes (**Figures IV.13 et IV.14**) des profils de dureté des différents échantillons, on peut remarquer :

- Une diminution de la dureté en allant de la zone fondue jusqu'au métal de base. Ceci est confirmé par la théorie qui nous renseigne que la dureté décroît en fonction de la température maximale atteinte.



- La dureté se stabilise à partir d'une distance de 2.75 mm environ dans l'ensemble des cas. Cette stabilité est due à l'état non affecté (structure à grains fins relativement à la ZAT) qui correspond au métal de base.

- La diminution de la valeur de dureté du cordon vers la zone de liaison est due à la diminution du taux de ferrite qui est plus important au niveau du cordon qu'au niveau de la zone de liaison. L'augmentation de la dureté de la zone de liaison vers le métal de base est due à la diminution de la taille des grains (augmentation du taux des joints de grains donc augmentation de défauts).

Pour les échantillons dont le dépôt de cordons de soudure a été réalisé sans intervalle de temps entre les passes (Ech-A et Ech-A-Th), les duretés sont moins importantes au niveau de la zone fondue pour l'échantillon qui a subi un traitement thermique (Figure IV.13). Cela s'explique par la relaxation des contraintes résiduelles résultantes du traitement thermique qui engendré la diminution de dureté. Par contre, au niveau de la zone affectée thermiquement et du métal de base, elle est plus importante et peut s'expliquer par la fragilisation due à la précipitation des carbures de titane.

D'autre part, le traitement thermique a fait diminuer les duretés (Figure IV.14) aux différentes zones pour l'échantillon dont le dépôt de cordons de soudure a été réalisé avec intervalle de temps entre les passes (Ech-B et Ech-B-Th). C'est le résultat de relaxation des contraintes après le traitement thermique.

Constatons aussi que les duretés sont plus importantes pour les échantillons qui ont subi un soudage avec un intervalle de temps entre les passes que pour les échantillons où le dépôt a été réalisé sans intervalle. Cela s'explique par le gradient thermique important qui règne au cours du soudage pour les échantillons avec intervalle de temps entre les passes.

IV.3. Contraintes résiduelles :

Après introduction des données et paramètres relatifs au matériau étudié, les valeurs trouvées des contraintes transversales et longitudinales à différents niveaux sont présentées dans les tableaux suivants :

Profondeur (mm)	Contraintes longitudinales	Contraintes transversales	Profondeur (mm)	Contraintes longitudinales	Contraintes transversales
	σ_X (Mpa)	σ_Y (Mpa)		σ_X (Mpa)	σ_Y (Mpa)
0,17	410	523	0,42	111	211,23
0,43	380	537	0,69	96	194,83
0,62	380	586,3	0,91	83	141,59
0,8	290	490,2	1,12	76	161,53
1,04	190	532	1,29	45	125
1,14	90	462,7	1,51	34	75,7
1,35	5,5	276	1,7	78	36,18
1,5	-20	286,3	1,91	32	44,12
1,67	-36,3	296,6	2,09	34	35,3
1,81	-95	223,6	2,26	42	48,97
2,03	-180	210,6	2,48	51	62,04
2,15	-217	78,7	2,61	23	-170,3
2,29	-248,5	56,3	2,79	7	-124,81
2,48	-70,6	-3,2	3	-67	-112,14
2,79	-102,9	-32,8	3,15	-53	-142,85
2,91	-79,7	-26	3,34	-43	-72,52
3,05	-102,2	-51,4	3,53	-76	-57,35
3,22	-101,8	-69,8	3,69	-52	-74,42
3,33	-97,7	-77,7	3,82	-43	-71,85
3,6	-156,6	-119,1	4,04	13	-25,4
3,68	-303,9	-220,3	4,1	24	-45,27
3,89	-115,9	-119,7	4,3	3	-7,38
3,95	-92,2	-126,9	4,38	23	-35
4,07	-121,4	-167	4,51	11	11,34
4,23	-125,8	-193,4	4,63	2	7,07
4,37	-167,2	-207,2			

(a) contraintes pour Ech-A

(b) contraintes pour Ech-A-Th

Tableau IV.2 : Valeur des contraintes longitudinales et transversales (échantillon sans intervalle de temps entre passes)

Profondeur (mm)	Contraintes longitudinales	Contraintes transversales	Profondeur (mm)	Contraintes longitudinales	Contraintes transversales
	σ_X (Mpa)	σ_Y (Mpa)		σ_X (Mpa)	σ_Y (Mpa)
0,22	456,1	782,7	0,22	77,24	300,79
0,39	526,6	710,5	0,44	95,32	252,47
0,53	338,4	735	0,63	45,42	230,97
0,7	267,2	669,9	0,85	84,76	248,94
0,89	333,9	697,5	1,1	62,9	205,67
1,06	229	570,9	1,35	67,88	191,4
1,28	225,6	676,8	1,52	38,84	159,97
1,5	258,9	534,4	1,72	113,12	197,15
1,73	205,2	468,7	1,92	98,72	184,68
1,92	-19,3	362,3	2,16	156,14	221,81
2,12	-93,8	262,6	2,38	109,22	195,47
2,31	-206,6	136,2	2,45	69,06	147,04
2,47	-345,4	-222	2,6	104,72	192,19
2,66	-319,2	-215,7	2,71	39	151,17
2,85	-285,1	-195,5	2,87	61,32	181,04
2,97	-224,5	-237,3	3,11	36,54	193,02
3,24	-248,7	-284,6	3,3	-15,08	159,53
3,34	-191,8	-147,5	3,42	-21,84	112,09
3,54	-54,3	-196,3	3,53	-47,47	40,91
3,67	-43,1	-153,9	3,73	-47,26	83,57
3,77	-16,7	-50,6	3,88	-46,37	93,65
3,86	0	0	4,07	24,39	43,2
3,98	56,5	16,9	4,21	20,28	39,16
4,13	87,2	26,2	4,37	-25,74	30,59
			4,56	-1,14	41,07
			4,87	-16,2	-20,2

(a) contraintes pour Ech-B

(b) contraintes pour Ech-B-Th

Tableau IV.3 : valeur des contraintes longitudinales et transversales (échantillons avec intervalle de temps entre passes)

Afin d'illustrer les séries de résultats obtenus, nous avons réalisé les graphes de variations des contraintes résiduelles en fonction de la profondeur explorée des différents échantillons :

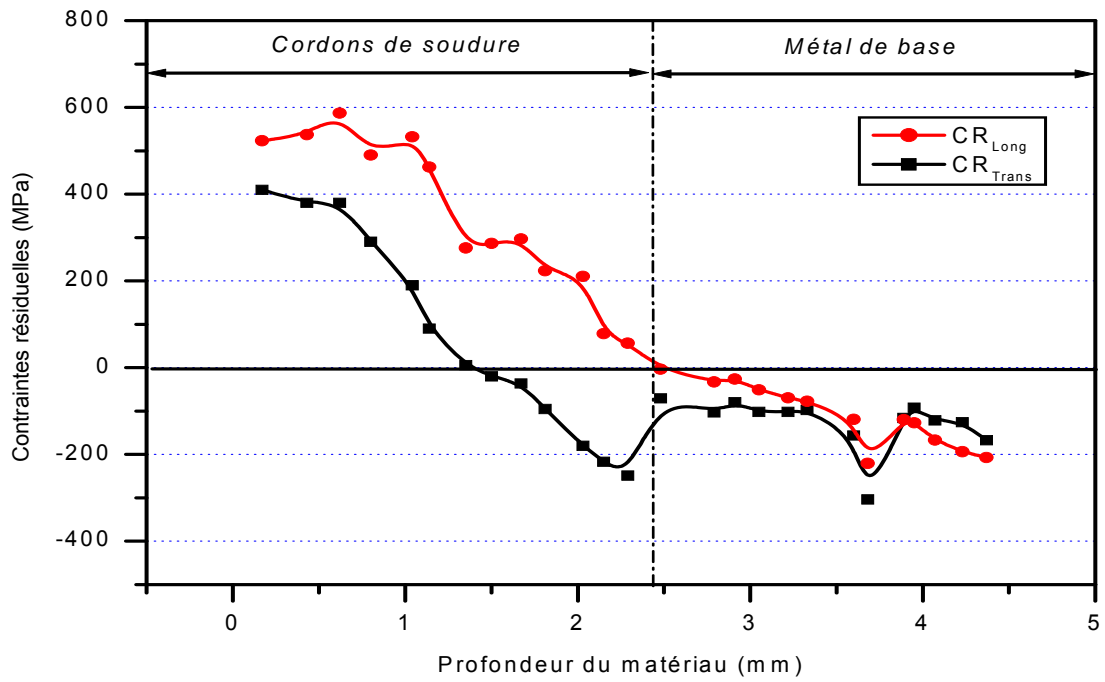


Figure IV.15 : Profil des contraintes résiduelles dans le matériau A

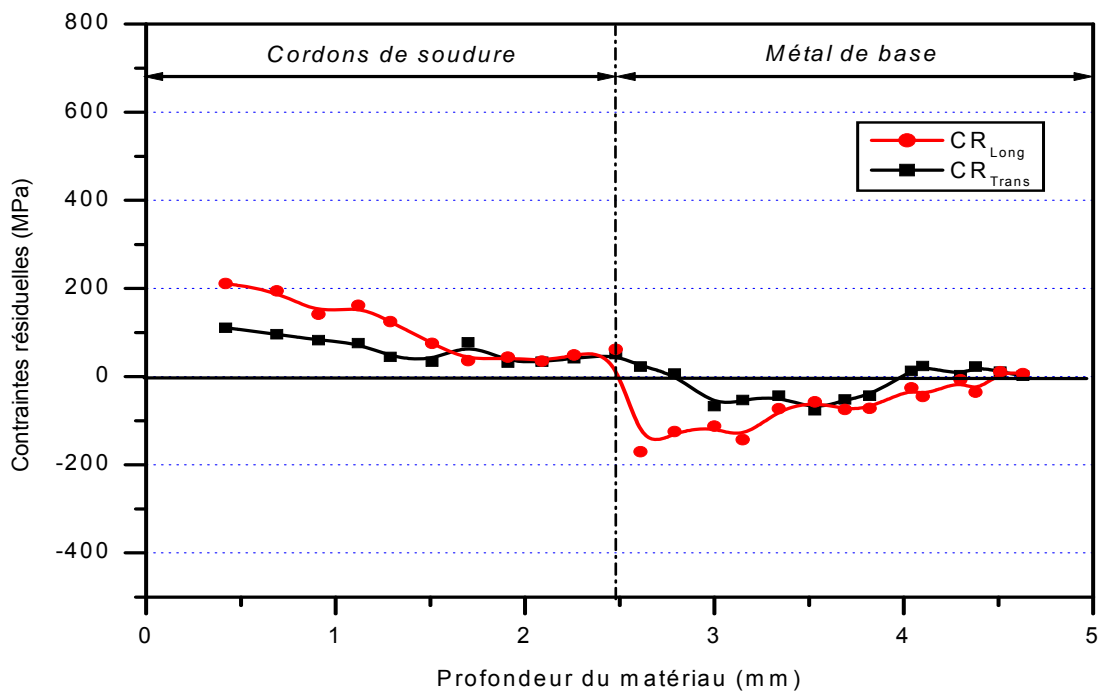


Figure IV.16 : Profil des contraintes résiduelles dans le matériau A-Traité

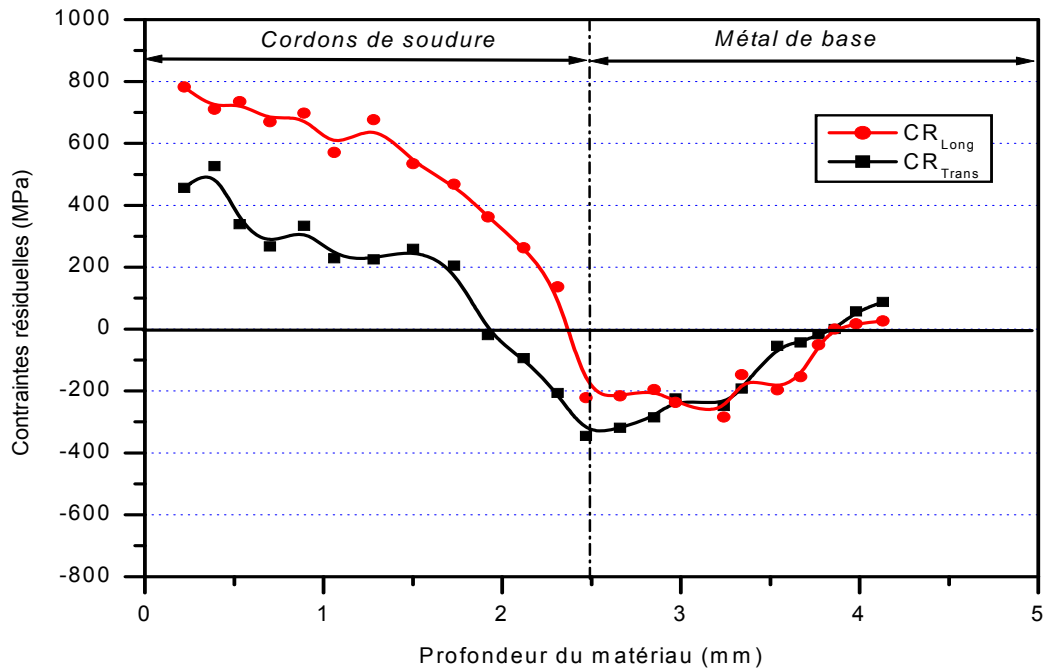


Figure IV.17 : Profil des contraintes résiduelles dans le matériau B

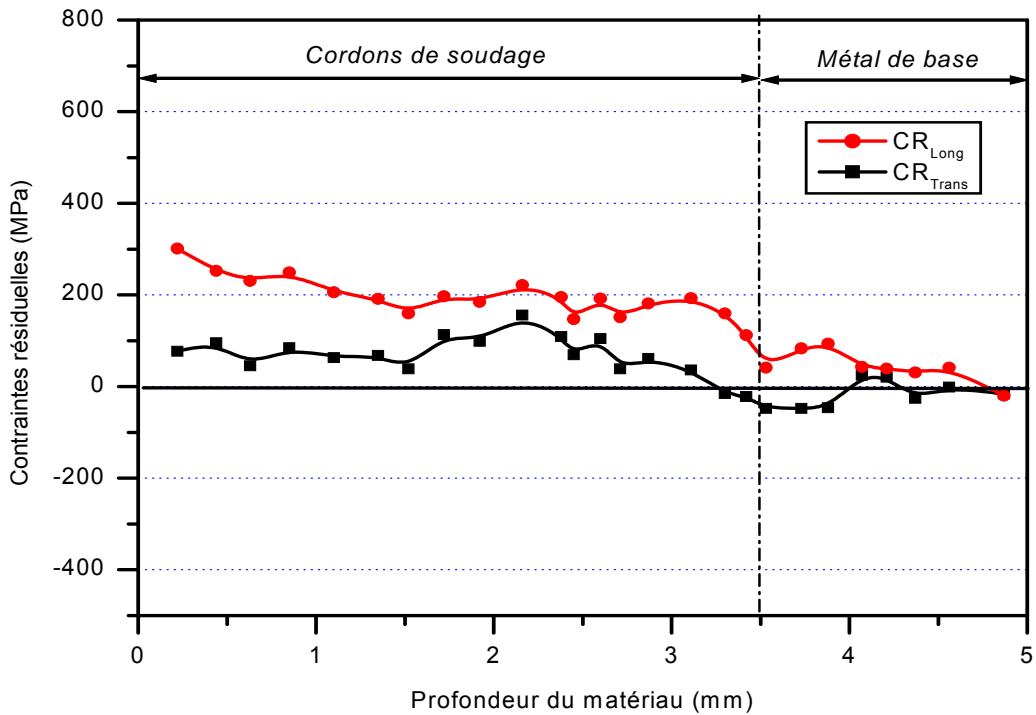


Figure IV.18 : Profil des contraintes résiduelles dans le matériau B-Traité

D'après les courbes précédentes, on constate qu'en général les contraintes sont plutôt de tension dans la zone fondue et de compression dans la zone affectée thermiquement ainsi que dans le métal de base.

Le niveau des contraintes résiduelles longitudinales (selon le sens du soudage) est plus important que celui des contraintes résiduelles transversales (perpendiculairement au cordon).

Avec un pic maximal de l'ordre de 870 MPa en superficie, la zone fondue est le siège des contraintes résiduelles les plus élevées. Ces contraintes ont tendance à se relaxer au fur et à mesure qu'on pénètre dans le métal de base.

La comparaison des courbes des figures IV.15 à IV.17 montre que les contraintes résiduelles résultantes dans l'échantillon **Ech-B** dont le dépôt des cordons de soudure s'est fait avec un intervalle de temps d'une minute sont plus importantes que celles résultantes dans l'échantillon **Ech-A** où le dépôt a été réalisé sans intervalle de temps entre les passes. Cela s'explique par l'important gradient thermique qui se produit lors du soudage avec intervalle de temps entre les passes en provoquant des contraintes plus importantes.

Une importante relaxation des contraintes résiduelles dans les deux cas (avec et sans intervalle de temps entre les passes) s'est produite après le traitement thermique appliqué (figures IV.16 & IV.18). Ce constat montre la nécessité d'appliquer un traitement thermique qui permettra de relaxer (diminuer considérablement) les contraintes résiduelles dues au soudage et ainsi de limiter les possibilités de création de zones sensibles pouvant conduire à des microfissures.

A la fin, on peut dire que l'ordre de grandeur et la nature des contraintes résiduelles lors du soudage dépend de plusieurs paramètres tels que la nature chimique des matériaux, leurs propriétés physiques, ainsi que les paramètres de soudage utilisés. L'application d'un post traitement de relaxation est très bénéfique car permettant de réduire considérablement le niveau des contraintes et limite par conséquent les endommagements possibles pouvant être dus à des concentrations localisées de contraintes.

CONCLUSION

V. CONCLUSION GENERALE

Ce travail nous a permis de montrer l'efficacité de la chaîne expérimentale de détermination des contraintes résiduelles montée au département de métallurgie. Celle-ci est constituée de la partie des mesures des micro-déformations au moyen des jauges extensométriques et de la partie permettant le polissage électrolytique. Ces deux instruments sont utilisés simultanément afin de permettre la mesure des microdéformations préexistantes dans les couches successives du matériau.

Il a également permis de mettre au point un modèle mathématique permettant le passage entre les microdéformations mesurées et les contraintes résiduelles correspondantes au sein des différents niveaux des cordons de soudure voire dans le métal de base.

Les résultats obtenus ont montré que la nature (compression ou tension) et l'ordre de grandeur des contraintes résiduelles ne sont pas uniformes dans les différentes zones des cordons de soudure. Généralement, elles sont de tension (positives) dans la soudure et de compression (négatives) dans la zone thermiquement affectée voire même dans le métal de base où elles tendront à s'annuler.

Leur niveau est assez élevé dans la soudure surtout en surface. Pour les échantillons type A, le niveau en surface avoisine les 800 MPa puis diminue progressivement pour s'annuler à l'interface. Dans le métal de base, leur valeur est de - 200 MPa suivie d'un affaiblissement graduel. Lorsqu'un temps de pause alterne les différentes passes, l'allure des contraintes est similaire à la première catégorie d'échantillons mais d'un niveau plus faible à cause du plus faible gradient thermique impliqué par les passes déposées successivement.

L'effet du post traitement thermique est plus que bénéfique car il a permis de réduire considérablement le taux des contraintes à tous les niveaux des matériaux et par conséquent de relaxer globalement les matériaux et de les utiliser avec confiance.

Il serait intéressant de pouvoir comparer les résultats obtenus par l'utilisation d'autres types matériaux et moyennant également d'autres techniques expérimentales de détermination des contraintes résiduelles telles que la diffraction des rayons X.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES :

- [1] : D.KALPAN, les méthodes de mesure des contraintes résiduelles par trépanage et par enlèvement des couches, Juin 1983
- [2] : G.MARDER, J.L.LEBRUN, Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X, Edition ENSSAM Paris 1987.
- [3] : LACOMBE, G. BERANGER, ' structures et diagrammes d'équilibre des diverses nuances des aciers inoxydables. Conséquences sur les traitements thermiques', édition de physique, les Ulis, 1990.
- [4] : Technique de l'ingénieur : Les aciers inoxydables : critère et choix M 4540.
- [5] : PUBLICATIONS CETM, 'Choix et mise en œuvre des aciers inoxydables', volume. 1, 1996.
- [6] : C.CHANUSSIN, G.HILLY, 'Métallurgie : alliages métalliques', tome 1, 10^{ème} édition 1976
- [7] : J.BARALIS, 'Précis de métallurgie', 5^{ème} édition, NATHA, 1990
- [8] : P.LACOMBE, B.BAROUX, G.BRANGER, 'Les aciers inoxydables martensitiques', dans Les aciers inoxydables, édition de physique. Les Ulis, 1990
- [9] : Technique de l'ingénieur : traité matériaux métallique, M4.
- [10] : P.JEONG, Ultrasonic Characterization of centrifugally Cast Stainless Steel, Electric Power Research Institute, California, 1987, Report NP-5246
- [11] : J.A.BROOKS, K.W.MAHIN, Solidification and structure of welds, Materials Processing, Theory and Practices, 1990, Vol 8.
- [12] : BERTRAND.CHASSIGNOLE : influence de la structure métallurgique des soudures en acier inoxydable austénitique sur le contrôle non destructif par ultrason / Thèse de doctorat Lyon 2000.
- [13] : J.A.BROOKS, A.W.THOMPSON, Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds, international Materials Reviews, 1991, Vol 36 .
- [14] : K.RAJASEKHAR, Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals : a color metallographic and electron microprobe analysis study, Materials Characterization, 1997, Vol 38.
- [15] : H.GRANJON, Bases métallurgiques du soudage, Publication du Soudage et de Ses Applications, 2^{ème} édition, Paris 1995.

- [16] : J.R.TOMLINSON, A.R.WAGG, M.J.WHITTLE, Ultrasonic inspection of austenitic welds, British Journal of NDT, 1980, Vol 22.
- [17] : Technique de l'ingénieur : traitements thermiques des aciers inoxydables, M1155.
- [18] : R.GAHLIN, A.ALAHELISTEN, S.JACOBSON, The effects of compressive stresses on the abrasion of diamond coatings, Wear 196, 1996
- [19] : Y.NAKAMURA, S.SAKAGAMI, Y.AMAMOTO, Y.WATANABE, Measurement of internal stresses in CVD Diamond Films, 1997
- [20] : J.PENG, Détermination des contraintes résiduelles dans des revêtements par diffraction des rayons X en faible incidence, ENSAM, CER de Paris, juillet 2006.
- [21] : Technique de l'ingénieur , M1180.
- [22] : I.C.NOYAN, Determination of the Elastic Constants of Inhomogeneous Materials with X-ray Diffraction, Mat Sci eng, Vol 75,1985.
- [23] : B.EIGENMANN, E.MACHERAUCH, Determination of inhomogeneous residual stress states in surface layers of machined engineering ceramics by synchrotron X-ray, Nuclear Instruments & Methods in physics research (B) 97, 1995
- [24] : M.LARIBI, Caractérisation et modélisation métallurgique et mécanique de matériaux à gradients fonctionnels réalisés par projection thermique, Thèse de Doctorat, Juin 2003, ENP d'Alger
- [25] : E.SCHNEIDER, K.GOEBBELS :Nondestructive Evaluation of Residual Stress States Using Ultrasonic Techniques. Residual stresses, Oberusel 1986,
- [26] : VISHAY Micromesures, « Mesure des contraintes résiduelles par la méthode du trou». NT47D, 1990.
- [27] : D.KAEDER, « Les méthodes de mesure de contraintes résiduelles par trépanage et par enlèvement de couches ». Edition IRSID.RE.1164, 1983.
- [28] : J.HERNANDEZ, Etude de structure bimétalliques réalisées à l'aide de faisceaux de hautes énergie (PLASMA PTA, LASER), Détermination et modélisation des contraintes résiduelles, INSA de Lyon, 1986.
- [29] : I.RCKEY, R.EVANS, Introduction à la méthode des éléments finis, Edition Eyrolles. Paris 1988
- [30] : R.P.FRICK, G.A.GURTMAN, H.D.MERIWETHER, « Experimental determination of residual stresses in orthotropic materials ». Journal of Materials, 1967.
- [31] : H. GRANJON, Bases métallurgiques de soudage, 2^{ème} édition, Publication du soudage et de ses applications, Paris 1995.

[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.LE LUAN, Etude d'une méthode de détermination de contraintes résiduelles ou contraintes propres, Colloque du GAMI, Octobre 1968

[34] : V. GUIPONT, Thèse : « Détermination Expérimentales de contraintes Résiduelles au sein d'assemblages Céramique/Métal réalisés par brasage : application au couple nitrure de silicium/acier doux ». Ecole Centrale de Lyon 1994.