



République Algérienne Démocratique et populaire  
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique



Université Ammar Thelidji – Laghouat  
Faculté de Technologie  
Département de Génie Mécanique

## **THÈSE**

Présentée pour l'obtention du diplôme de

**Doctorat 3<sup>ème</sup> Cycle**

**Spécialité Science des Matériaux**

Par

HAMDI Mostapha

# **Etude et Caractérisation des Contraintes Internes dans le Cordon de Soudure de l'Acier X70**

Soutenu publiquement le :13/12/2018

### **Devant le jury**

Mr Ahmed. BENCHATTI	Professeur	U. A. T. Laghouat	Président
Mr Omar ALLAOUI	Professeur	U. A. T. Laghouat	Examineur
Mr Ibrahim Elkhalil HACHI	Professeur	U.Z.A Djelfa	Examineur
Mr Mohammed AZZAZ	Professeur	USTHB Bab Ezzouar Alger	Examineur
Mr Sami ZIDELMEL	MCA	U. A. T. Laghouat	Examineur
Mr Hadj Aissa BENHORMA	Professeur	U. A. T. Laghouat	Rapporteur

Année universitaire 2018/2019

# REMERCIEMENTS

Au terme de ce travail, je tiens à remercier l'ensemble des personnes ayant contribué à son bon déroulement sur tous l'ensemble d'atelier soudage DML-SONATRACH Laghouat et ALFA PIPE Ghardaïa.

Je tiens tout d'abord à exprimer ma gratitude à mon directeur de mémoire, le Professeur BEN HORMA Hadj Aissa, pour son soutien et sa confiance, et pour la grande disponibilité qu'il a manifestée. J'ai beaucoup apprécié ses conseils, ses encouragements et son amitié et pour avoir accepté de veiller sur la qualité de ce travail. Il m'a permis de mener à bien cette étude.

Mes remerciements vont également à l'ensemble des membres du Jury pour l'intérêt qu'ils ont accordé à cette étude.

Il est possible que j'oublie injustement certaines personnes, c'est pourquoi, pour finir, j'exprime mes remerciements à toutes celles et à tous ceux que j'ai été amené à rencontrer lors de ce travail et qui ont contribué au bon déroulement de celle-ci.

Enfin, j'adresse un grand merci à ma Mère, Mère, et concoure ma Mère par l'encouragement leurs prières pour moi pour son cœur blanche et son oublier ma conjointe qui a toujours été présente par son soutien.

# Sommaire

RESUME .....	
LISTE DES FIGURES .....	
LISTE DES TABLEAUX .....	
LISTE DE NOMENCLATURE ET ABREVIATION .....	
<b>INTRODUCTION.....</b>	<b>1</b>
<b>CHAPITRE I: PROCEDES DE SOUDAGE.....</b>	<b>3</b>
I.1. INTRODUCTION .....	3
I.2. SOUDAGE A L'ARC PAR ELECTRODE ENROBEE.....	5
I.3. LE SOUDAGE TIG (TUNGSTEN INERT GAS).....	6
<i>I.3.1 Principe</i> .....	6
I.4. LE SOUDAGE A L'ARC PLASMA .....	7
<i>I.4.1 Technique de soudage</i> .....	8
I.5. LE SOUDAGE MIG (METAL INERT GAZ).....	9
<i>I.5.1 Principe</i> .....	9
I.6. LE SOUDAGE LASER .....	9
<i>I.6.1 Principe soudage laser</i> .....	10
I.7. LE SOUDAGE PAR POINTS .....	10
<i>I.5.1 Principe</i> .....	11
I.8. CONCLUSION .....	11
<b>CHAPITRE II: NOTIONS ET GENERALITES SUR LE SOUDAGE D'ACIER .....</b>	<b>12</b>
II.1. INTRODUCTION.....	12
<i>II.1.1 Soudabilité d'acier</i> .....	12
<i>II.1.2 Continuité métallique d'acier</i> .....	13
II.2. LES ACIERS AU CARBONE.....	13
<i>II.2.1 Types d'aciers</i> .....	14
II.3. STRUCTURE D'UNE SOUDURE .....	15
<i>II.3.1 La zone du métal de base</i> .....	15
<i>II.3.2 La zone affectée thermiquement</i> .....	15
<i>II.3.3 Zones fondues</i> .....	15
<i>II.3.3.1 La zone de liaison</i> .....	15
<i>II.3.3.1 La zone fondue</i> .....	15
II.4. CARACTERES GENERAUX DE L'OPERATION DE SOUDAGE.....	16
<i>II.4.1 Aspect Thermique</i> .....	16
<i>II.4.2 Aspect Chimique</i> .....	16
<i>II.4.3 Aspect Thermomécanique</i> .....	17
<i>II.4.4 Aspect Métallurgique</i> .....	17
<i>II.4.5 Couplage thermique, métallurgique et mécanique</i> .....	19
<i>II.4.5.1 L'état thermique</i> .....	19
<i>II.4.5.2 L'état métallurgique</i> .....	19
<i>II.4.5.3 L'état mécanique</i> .....	19
II.5. CNCLUSION .....	21

<b>CHAPITRE III: LES CONTRAINTES INTERNES .....</b>	<b>22</b>
III.1. INTRODUCTION .....	22
III.2. DEFINITION .....	22
III.2.1 <i>Classe des contraintes Interne</i> .....	24
III.2.2 <i>Origines des contraintes résiduelle</i> .....	25
III.3.CONTRAINTES RESIDUELLES DUES AU SOUDAGE .....	27
III.3.1 <i>Source Des Contraintes Résiduelles Relatives Au Soudage</i> .....	27
III.3.2 <i>Effet de la traitement thermique de relaxation des contraintes internes dans les cordons de soudure</i> .....	29
III.3.2.1. <i>Cycles thermiques</i> .....	29
III.3.3 <i>État des contraintes résiduelles introduites par soudage</i> .....	31
III.4.METHODES DE MESURE DES CONTRAINTES RESIDUELLES .....	33
III.4.1 <i>Perçage de trous</i> .....	33
III.4.2 <i>Courbure et enlèvement de la couche</i> .....	33
III.4.3 <i>Méthodes ultrasoniques</i> .....	34
III.4.3.1. <i>Vitesse de propagation des ondes sonores</i> .....	34
III.4.4 <i>Diffraction des rayons X</i> .....	35
III.4.5 <i>Diffraction des neutrons</i> .....	35
III.5. LA METHODE DE DIFFRACTION PAR RAYON-X (DRX) ET TECHNIQUE D'EVALUATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES .....	37
III.5.1 <i>Diffraction Rayon X (DRX)</i> .....	37
III.5.1.1 <i>Détermination de la distance inter-réticulaire de référence</i> ...	39
III.5.2 <i>Méthode du <math>\sin^2 \Psi</math> pour la mesure des contraintes</i> .....	40
<b>CHAPITRE IV: TECHNIQUES EXPERIMENTALES ET ANALYSE DES CONTRAINTES INTERNES.....</b>	<b>43</b>
IV.1. MATERIAUX ETUDIES .....	43
IV.2. PREPARATION DES ECHANTILLONS .....	44
IV.3. TRAITEMENT THERMIQUE .....	45
IV.4. PHASE DE POLISSAGE ET ATTAQUE CHIMIQUE .....	46
IV.5. EXAMEN METALLOGRAPHIQUE .....	47
IV.6. ESSAI MECANIQUE DE MICRO DURETE .....	47
IV.6.1 <i>Préparation échantillon Essai mécanique de dureté e</i> .....	48
IV.7. ANALYSE PAR DIFFRACTION DES RAYONS X .....	49
IV.7.1 <i>Calcul Expérimentale Des Contraintes Résiduelles</i> .....	49
IV.7.1.1 <i>Principe de calcul</i> .....	49
IV.8. ANALYSE NUMERIQUE DES CONTRAINTES INTERNES .....	51
IV.8.1 <i>Méthode <math>\sin^2 \psi</math></i> .....	51
IV.8.1 <i>Outils de simulation Programmation en VBA</i> .....	52
IV.9. EFFET DU TRAITEMENT THERMIQUE .....	54
IV.10. SIMULATION NUMERIQUE DES CONTRAINTES INTERNE A L'AIDE D'ABAQUS ..	54
IV.10.1 <i>Evolution des contraintes en fonction de déplacement influencé par la température</i> .....	55
IV.10.2 <i>Effet du traitement thermique des contraintes résiduelles</i> .....	55
IV.10.2.1 <i>Maillage de l'éprouvette</i> .....	56
IV.10.2.2 <i>Les conditions aux limites et le chargement appliqué</i> .....	57

<b>CHAPITRE V: ANALYSE ET DISCUSSION DES RESULTATS .....</b>	<b>58</b>
V.1. CARACTERISATION METALLURGIQUE.....	58
V.2. RESULTAT DE LA MICRO DURETE .....	60
V.3. MESURE EXPERIMENTALES DU TAUX DES CONTRAINTES INTERNES .....	61
V.4. RESULTATS ET ANALYSE PAR LA METHODE DRX-SIN <sup>2</sup> Ψ .....	64
V.5. DISCUSSION DES RESULTATS NUMERIQUE .....	72
V.6. COMPARAISON DES METHODOLOGIES ADOPTEES .....	73
V.7. RESULTAT DES EFFETS THERMIQUE .....	74
V.8. RESULTAT SIMULATION NUMERIQUE DES CONTRAINTE INTERNE A L'AIDE D'ABAQUS .....	75
<b>CONCLUSION.....</b>	<b>77</b>
<b>REFERENCE THESE.....</b>	<b>78</b>
<b>ANNEXES .....</b>	<b>82</b>

## دراسة وتوصيف الإجهاد الداخلي لوصلة لحام فولاذية لمعدن X70

### ملخص

تصاحب عمليات اللحام الصلب الظواهر الحرارية والمعدنية والميكانيكية. غالبًا ما تؤدي أنماط التدفئة والتبريد دائمًا إلى تعديل بنيوي ومورفولوجي يؤثر بشكل مباشر على معدل ومعدل الضغوط الداخلية وفوق كل الضغوط الداخلية (الاضطرابات). حالة حبة اللحام وتحديدتها بشكل عام عن طريق التجانس الهيكلي ومعدل الإجهاد الداخلي. إن تأثيرات المعالجات الحرارية (التجانس والاسترخاء) وتؤدي إلى انتشار وتشتيت العناصر الموجودة في الحل الأزواج لعلاقة الإجهادات الداخلية لها عملية مهمة على الخواص الميكانيكية لدرزة اللحام.

الكلمات الرئيسية: لحام ، لحام التماس ، الإجهاد الداخلي ، الصلب X70 .

### Etude et caractérisation de contrainte internes d'un cordon de soudure de l'acier X70

#### Résumé

Les opérations de soudage d'aciers s'accompagnent par des phénomènes thermiques, métallurgiques, et mécaniques. Souvent les modes de chauffage et refroidissement induisent toujours une modification structurale, et morphologique qui influe directement sur l'introduction et le taux de contraintes internes et surtout les contraintes internes (dislocations). L'état du cordon de soudure et généralement définie par l'homogénéisation structurale et le taux des contraintes internes. Les effets des traitements thermiques (homogénéisation, relaxation) conduisent à la diffusion et rétrodiffusion des éléments en solution couples à la relation des contraintes internes ont une opération importance sur les propriétés mécanique du cordon de soudure.

**Mots clé:** Soudage, cordon soudure, contrainte interne, Acier X70.

### Study and characterization of internal stress of an X70 steel weld bead

#### Abstract

Steel welding operations are accompanied by thermal, metallurgical and mechanical phenomena. Often the modes of heating and cooling always induce structural and morphological modification which directly influences the introduction and the rate of internal stresses and above all the internal stresses (dislocations). The state of the weld bead and generally define by the structural homogenization and internal stress rate. The effects of heat treatments (homogenization, relaxation) and lead to the diffusion and backscattering of the elements in solution couples to the relationship of internal stresses have an important operation on the mechanical properties of the weld seam.

**Key words:** Welding, weld seam, internal stress, X70 steel.

# **LISTE DES FIGURES**

*Chapitre 1*

<b>Figure I.1.</b> Variété de microstructures dans un cordon de soudure par fusion	3
<b>Figure I.2.</b> Energies spécifiques des différents procédés de soudage par fusion	5
<b>Figure I.3.</b> Arc Electrode Enrobée	5
<b>Figure I.4.</b> Principe du procédé de soudage TIG simple flux	7
<b>Figure I.5.</b> Forme de l'arc électrique de soudage TIG	7
<b>Figure I.6.</b> Torche à plasma	8
<b>Figure I.7.</b> Schéma de principe du soudage MIG	9
<b>Figure I.8.</b> Schéma de principe du soudage laser	10
<b>Figure I.9.</b> Schéma de principe et phases successives du procédé de soudage par points	11

*Chapitre 2*

<b>Figure II.1.</b> Présenter Zones de soudage	15
<b>Figure II.2.</b> Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint soudé	18
<b>Figure II.3.</b> Diagramme T.T.T (gauche) et T.R.C (droite) de l'acier 41Cr4	18
<b>Figure II.4.</b> Couplages Thermique, Métallurgique et Mécanique induits par soudage	19

*Chapitre 3*

<b>Figure III.1.</b> Catégorisation des contraintes résiduelles	23
<b>Figure III.2.</b> Schématisation des 3 ordres de contraintes	24
<b>Figure III.3.</b> Schéma des contraintes résiduelles par déformation Plastique	26
<b>Figure III.4.</b> Origine des contraintes Interne	26
<b>Figure III.5.</b> Changements de température et de contraintes longitudinales pendant le soudage	28
<b>Figure III.6.</b> Distribution des contraintes résiduelles transversales en plaques soudées bout à bout	28
<b>Figure III.7.</b> Schéma des enregistrements des cycles thermiques de soudage	30
<b>Figure III.8.</b> Schémas de différentes coupes du solide thermique	31
<b>Figure III.9.</b> Zone affectée thermiquement d'un cordon de soudure	31
<b>Figure III.10.</b> Autres Moyennes pour mesures les contraintes internes « pipe line »	36
<b>Figure III.11.</b> Diffractogramme	37
<b>Figure II.12.</b> Variation des sommets de courbe de mesure des contraintes	38
<b>Figure III.13.</b> Représentation de pic à un plan atomique imaginaire	38
<b>Figure III.14.</b> Système des axes	38

**Figure III.15.** Transformation des coordonnées du laboratoire à celles de l'échantillon (a) géométrie de la diffraction (b) dans la méthode  $\sin^2\psi$  40

#### *Chapitre 4*

<b>Figure IV. 1.</b> La forme du cordon	44
<b>Figure IV.2:</b> Tronçonneuse pour découpage	45
<b>Figure IV.3 :</b> Présentation du protocole des traitements thermiques	45
<b>Figure IV.4 :</b> Four de traitement thermique maxi 1000°C	46
<b>Figure IV.5:</b> Polisseuses (laboratoire de mécanique)	46
<b>Figure IV.6 :</b> microscope optique (laboratoire de mécanique)	47
<b>Figure IV.7:</b> Microduromètre Vickers.	48
<b>Figure IV.8 :</b> Mode opératoire de l'essai de microdureté	48
<b>Figure IV.9.</b> Tronçonneuse découpage	48
<b>Figure IV.10:</b> Points de mesure de dureté	48
<b>Figure IV.11.</b> ensemble des échantillons acier X70 soudée	49
<b>Figure IV.12.</b> Diffraction de rayon X-DRX sur l'échantillon et les composants de contraintes internes	50
<b>Figure IV.13.</b> Un graphe linéaire de $d$ contre $\sin^2\psi$ ajusté aux données de diffraction avec une pente négative	50
<b>Figure IV.14.</b> Démarche de Programme VBA	53
<b>Figure IV.15 :</b> le maillage du modèle géométrique	56
<b>Figure IV.16 :</b> Illustration géométrique des surfaces conditionnées par les conditions aux limites selon la structure imposée dans cette approche	57

#### *Chapitre 5*

<b>Figure V.1.</b> Microstructure de l'acier X70 du cordon de soudure (Zone MB)	58
<b>Figure V.2.</b> Microstructure de l'acier X70 du cordon de soudure (Zone MF)	59
<b>Figure V.3.</b> Microstructure de l'acier X70 du cordon de soudure (Zone ZAT)	59
<b>Figure V.4.</b> Résultats de dureté d'éprouvette API 5L X70 soudée	60
<b>Figure V.5.</b> Graphe de la distance inter-réticulaire $d$ par rapport au $\sin^2\psi$ dans le cas $\psi = 0^\circ$	61
<b>Figure V.6.</b> Graphe de la distance inter-réticulaire $d$ par rapport au $\sin^2\psi$ dans le cas $\psi = 15^\circ$	62
<b>Figure V.7.</b> Graphe de la distance inter-réticulaire $d$ par rapport au $\sin^2\psi$ dans le cas $\psi = 30^\circ$	62
<b>Figure V.8.</b> Graphe de la distance inter-réticulaire $d$ par rapport au $\sin^2\psi$ dans le cas $\psi = 45^\circ$	63
<b>Figure V.9.</b> Menu principal d'application (Programme de Calcul des CI)	64
<b>Figure V.10.</b> Partie Résulta Expérimental	65
<b>Figure V.11.</b> Calcul $\sin^2\psi$ en fonction $d(A^\circ)$ dans le cas $\psi = 0^\circ$	65
<b>Figure V.12.</b> Trace Graphe $\sin^2\psi$ en fonction $d(A^\circ)$ dans le cas $\psi = 0^\circ$	66
<b>Figure V.13.</b> Calcul $\sin^2\psi$ en fonction $d(A^\circ)$ dans le cas $\psi = 15^\circ$	66
<b>Figure V.14.</b> Trace Graphe $\sin^2\psi$ en fonction $d(A^\circ)$ dans le cas $\psi = 15^\circ$	67
<b>Figure V.15.</b> Calcul $\sin^2\psi$ en fonction $d(A^\circ)$ dans le cas $\psi = 30^\circ$	67

<b>Figure V.16.</b> Trace Graphe $\text{Sin}^2\psi$ en fonction $d(A^\circ)$ dans le cas $\psi=30^\circ$	68
<b>Figure V.17.</b> Calcul $\text{Sin}^2\psi$ en fonction $d(A^\circ)$ dans le cas $\psi=45^\circ$	68
<b>Figure V.18.</b> Trace Graphe $\text{Sin}^2\psi$ en fonction $d(A^\circ)$ dans le cas $\psi=45^\circ$	69
<b>Figure V.19.</b> Partie de résultats numérique	69
<b>Figure V.20.</b> Calcul et graphe des contraintes en fonction de la distances	70
<b>Figure V.21.</b> Calcul et graphe des contraintes en fonction des profondeurs	70
<b>Figure V.22.</b> Calcul et graphe des contraintes Expérimental et Méthode DRX- $\text{Sin}^2\psi$	71
<b>Figure V.23.</b> Calcul et graphe des contraintes avant et après traitement thermique (HT)	71
<b>Figure V.24.</b> les contraintes résiduelles après le soudage	72
<b>Figure V.25.</b> Les contraintes résiduelles longitudinales après le soudage	73
<b>La Figure V.26.</b> Montre la différence entre les valeurs des deux méthodes	74
<b>Figure V.27.</b> Comparaison de la contrainte résiduelle par diffraction des rayons X sans et avec traitement thermique.	74
<b>Figure V.28:</b> Distribution de champs de contraintes dans l'éprouvette sous les chargements appliqués selon critère S.MISES	75
<b>Figure V.29:</b> Distribution de champs de contraintes dans l'éprouvette sous les chargements appliqués selon critère S.TRESCA	75
<b>Figure V.30:</b> les contraintes résiduelles avant et après procédure de relaxation avec des durées différentes pour le composant x70.	76

# **LISTE DES TABLEAUX**

*Chapitre 3*

<b>Tableau III.1.</b> Méthodes de mesure usuelles	33
---	----

*Chapitre 4*

<b>Tableau IV.1.</b> Composition chimique de l'acier X70	43
<b>Tableau IV.2.</b> Composition chimique du métal d'apport E8018	43
<b>Tableau IV.3:</b> Propriété mécanique d'acier étudié selon les normes standards (état brut)	43

# **LISTE DE NOMENCLATURE ET ABREVIATION**

*Nomenclature*

T désigne la température

k est la conductivité thermique

C est la chaleur spécifique

$\rho$  est la densité

t représente le temps de traitement thermique

z représente la direction de soudage

x dans la direction transversale

y est la direction de l'épaisseur.

$\lambda$  longueur d'onde

$\theta$  est l'angle de diffraction X

d distance interarticulaire

$d_{hkl}$  distance interarticulaire suivant plan (h k l)

$d_{\phi\psi}$  distance interarticulaire suivant plan (h k l) (plan de contrainte  $\sigma_{\phi\psi}$ )

$d_0$  distance interarticulaire sans contrainte interne

$\theta_0$  angle réfractée rayon X sans contrainte interne

$\psi$  angle d'orientation d'échantillon

$\omega$  angle de rotation d'échantillon

E module de Young

$\varepsilon$  la déformation

$\varepsilon_{\phi\psi}$  la déformation selon la direction  $\phi$

$\mu$  module

$\eta$  module de poisson

A : courant en ampère

V : tension

T : temps en s

Q : emitted chaleur watts/sec

Tm: température maximale

Re : limite d'élasticité [MPa].

Rm : résistance à la rupture [MPa].

P : charge appliquée

d : moyenne des deux diagonales de l'empreinte ( $\mu\text{m}$ )

m pont de graphe ( $d$  vs  $\sin^2\psi$ )

$\varepsilon_{\phi\psi}$  La déformation mesurée selon la direction  $\phi$

$n$  est un nombre entier

$\theta_d$  est l'angle de diffraction dans une condition sans contrainte

$\sigma$  la constraint

$\phi$  est l'angle entre l'échantillon normal et le plan de diffraction normal

$M$  gradient de la ligne de régression de données représentant les résultats de contrainte pour divers  $\psi$  angles.

$K$  est une constante élastique pour la mesure de la contrainte aux rayons X.

### ***Abréviation***

NDT: Méthode non destructive

ZAT: Zone Affectée thermiquement

MB: Zone Métal de Base

MF: Métal fondu

DRX: Diffractomètre par Rayon X

HT : traitement thermique

VBA (Visual Basic Application) :

BASIC : « Beginner's All purpose Symbolic Instructions Code»

# **INTRODUCTION**

## **Introduction Générale**

Grace au développement de l'industrie de la construction mécanique, le monde a connu un développement industriel à pas géant. Parmi ces développements, le choix judicieux des matériaux et leur maîtrise ainsi que leurs techniques de mise en œuvre.

Depuis les années 30, et surtout après la 2<sup>ème</sup> guerre mondiale, la construction mécano-soudure a donné un élan très rapide pour l'industrie navale (civil et militaire), ferroviaire, automobile, génie civil, aéronautique ainsi que l'industrie pétrolière.

L'assemblage par soudage occupe une place importante dans le monde de la construction mécanique, particulièrement dans la construction des bateaux, trains, avions, fusées, automobiles, ponts, pipes, réservoirs et tant d'autres produits qui ne sauraient être construits sans le recours au soudage. Les procédés de soudage opèrent dans leur majorité des cas par la mise locale des pièces à souder à de températures de soudage (températures de fusion dans la plupart du temps) au niveau de leur jonction. Cette mise à température de soudage s'effectue soit progressivement, soit globalement dans l'espace et dans le temps, au moyen d'une source de chaleur pouvant être associée, pour certains d'entre eux, à un dispositif de pression mécanique s'exerçant pendant le processus de formation de la liaison. L'existence d'une zone fondue est à l'origine de la modification radicale de l'état interne de la zone soudée (changement de la microstructure et du taux des contraintes internes).

Après assemblage par soudage, les différentes zones du cordon de soudure subissent des modifications structurales (évolution des phases coexistant) et mécanique (introduction et/ou élimination des contraintes internes), toutes les cause, conduisent au changement des propriétés mécaniques à l'échelle microscopique et macroscopique (variation du module de Young et Poisson etc..) qui sont liés directement à la taille des grains ainsi que au taux des contraintes internes. La fiabilité de telle construction mécanique par soudage est liée étroitement à la présence des défauts linéaires autrement dit au taux des contraintes résiduelles ainsi que à la structure micrographique.

La technique de mesure des contraintes internes par différentes méthodes et en particulier DRX- $\sin^2\psi$  fait l'objet d'estimée les propriétés mécanique, locale dans un matériau sur tous dans les zones soudées.

L'objectif de notre étude est basé sur la simulation des taux des contraintes résiduelles en utilisant la méthode DRX- $\sin^2\psi$ , tout en basant nos conditions initiales sur des données réalisées par la méthode expérimentale en faisant le lien direct entre les variations  $\Delta\theta$  et  $\psi$  dans les diffractions des matériaux à l'état parfait et ceux chargés par des contraintes résiduelles. A l'échelle macroscopique on utilise la méthode de mesure de la micro-dureté qui a un lien étroit avec l'évolution du taux des contraintes internes et le module de Young.

Dans notre étude on propose de faire la caractérisation par la méthode de DRX des contraintes internes dans les différentes zones du cordon de soudure de l'acier X70 API destiné à l'industrie du transport et stockage des hydrocarbures.

En premier lieu, dans un 1<sup>er</sup> Chapitre on présente les différentes techniques de soudage ainsi qu'une recherche bibliographique sur le domaine, suivi d'un autre chapitre dans lequel on présente l'application de la méthode de la technique DRX- $\sin^2\psi$ . Dans la suite du travail on présente dans un chapitre la mise-en-œuvre des techniques expérimentales de préparation des éprouvettes, la mesure de  $2\theta$  par DRX et la mesure de la micro dureté. Et en fin dans un chapitre on présente la collecte des résultats qui sera suivie d'une analyse et en fin on termine par une conclusion.

# **CHAPITRE I: PROCÉDES DE SOUDAGE**

## I.1. INTRODUCTION

Le soudage est le procédé qui permet de reconstituer la continuité métallique entre les surfaces des éléments à assembler ; donc son but est d'assembler deux pièces métalliques par création entre elles. Une liaison, dont la composition et la structure soient identiques ou très voisines.

Pour assembler les surfaces, la fusion est une méthode très efficace, afin d'assurer une bonne liaison métallique. On obtient ainsi, après solidification, un joint plus au moins homogène de composition proche que le métal de base, ou un joint hétérogène dans le cas de métaux différents.

Il y a plusieurs moyens pour obtenir la continuité métallique. Dans la majorité des cas, elle est obtenue par fusion locale. Elle peut aussi être obtenue par diffusion, friction, ...etc.

Les procédés de soudage sont nombreux et peuvent être classés suivant la façon de transférer de l'énergie [1]:

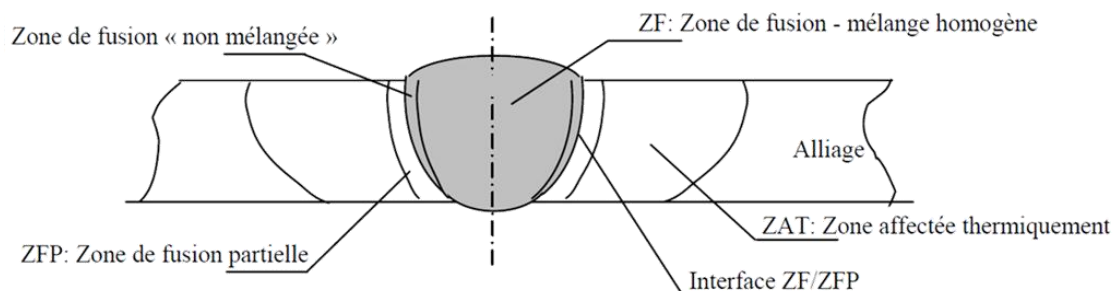
✚ Par fusion des pièces à souder (métal de base) avec un métal d'apport:

- soudage homogène (autogène): les pièces à souder et le métal d'apport sont de même nature, ou de composition voisine.
- soudage hétérogène: les pièces à souder et le métal d'apport sont de natures différentes.

La formation du joint ou cordon est assurée par la seule intervention du métal d'apport qui agit comme une colle. La température de fusion du métal d'apport est inférieure à celles des matériaux à souder qui peuvent être de nature différentes.

✚ Par fusion, seule, des pièces à souder sans métal d'apport : soudage autogène

Quel que soit le procédé de soudage par fusion, la structure d'une soudure typique d'un alliage est composée de 6 zones principales (figure I.1).



**Figure I.1.** Variété de microstructures dans un cordon de soudure par fusion

La zone de fusion (ZF) est la région chauffée au-dessus de la température du Liquidus. La structure du métal de base initiale est changée par les processus de fusion et solidification, et la composition peut également varier par évaporation de certains éléments de l'alliage. Un mélange complet des éléments est obtenu par les mouvements de convection forcés. La zone étroite à l'extrémité du bain de fusion est la zone « non mélangée », dans cette zone les forces de convection étant inférieures aux forces de friction des fluides, la composition chimique est identique à celle du métal de base. Même si cette zone est présente dans toutes les soudures, elle n'est pas facilement visible que dans les soudures utilisant un métal d'apport de composition chimique différente du métal de base. Le bain de fusion est délimité par l'interface de soudure qui est la surface formant clairement la frontière entre le métal de base non fusionné et le métal de la soudure solidifiée.

La largeur de la ZF/ZEP dépend de la température de fusion du métal et celle de l'arc à l'interface de soudure ou se trouve une zone de fusion partielle (ZFP); le cycle thermique de soudage s'opère dans cette zone à des températures comprises entre le Liquidus et le solidus de l'alliage. Dans certains alliages contenant des inclusions et des impuretés à bas points de fusion, ou des ségrégations d'éléments d'alliages aux joints de grain, la liquation de ces régions microscopiques peut se produire et s'étendre de l'interface de soudure à l'intérieure de la zone de fusion partielle. La vraie zone affectée thermiquement (ZAT) est la zone où la température est comprise entre le solidus et une température plus basse, mais suffisamment élevée pour permettre des réactions chimiques ou des transformations de phases à l'état solide et modifier la structure du métal de base. Finalement la seule partie de la pièce qui ne subit pas de modifications microstructurales est le métal de base non affecté. Bien que métallurgiquement inchangé, le métal de base, tout comme le joint de soudure global, est un lieu de concentration des contraintes internes transversales et longitudinales dépendant qui sont dues au frottement des réseaux cristallographiques, suite à un gradient de température plus au moins élevée. [2].

Les procédés de soudage par fusion peuvent aussi être classés suivant l'intensité de la source d'énergie qui induit des différences de caractéristiques importantes sur les cordons de soudure (Figure I.2). L'énergie spécifique de chaque procédé agit sur la pénétration, qui est le rapport de la profondeur de la soudure sur la largeur, et sur les caractéristiques mécaniques des cordons de soudure.

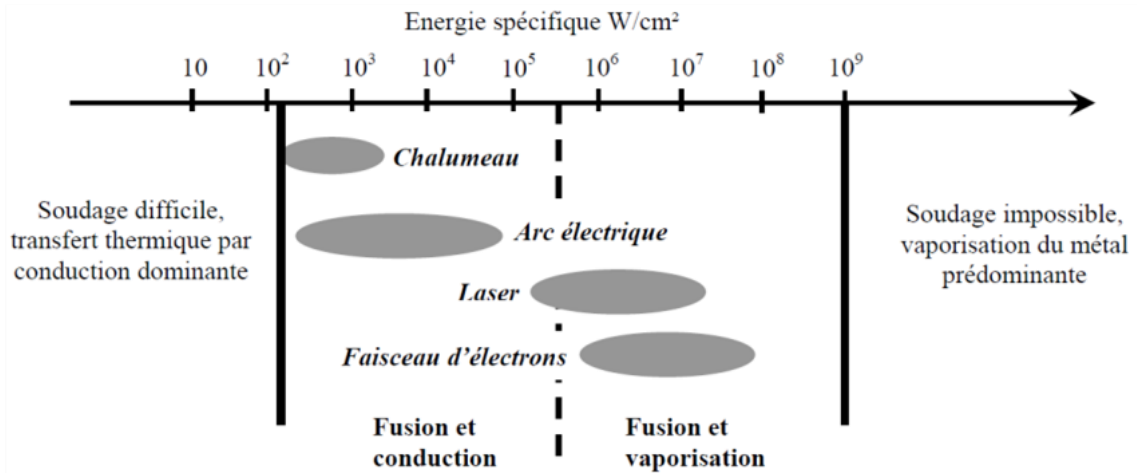


Figure I.2. Energies spécifiques des différents procédés de soudage par fusion [3].

### I.2. SOUDAGE A L'ARC PAR ELECTRODE ENROBEE

Ce soudage est réalisé sans apport de gaz, l'arc électrique est obtenu entre une électrode (cathode en général), maintenue par l'intermédiaire d'un porte-électrode relié par un câble au poste de soudage, les pièces à souder étant reliées à l'autre électrode dite « masse » (anode en général), la tension entre électrodes: est environ 50V, courant continu ou alternatif. La tension « à vide » peut atteindre 100 volts. La température d'arc au service est environ (3 500°C- 4 000°C). La température très élevée par rapport à celle de la température de fusion fait fondre très localement la pièce à souder. Procédé très employé: environ 45% par le soudage manuel.

- Les Electrodes enrobées sont caractérisées par : (Diamètre, longueur, Composition du métal de l'âme, Nature de l'enrobage et sa dimension).
- L'arc de l'électrode a deux rôles : (du réalise en fusion locale et de fondre le métal d'apport).

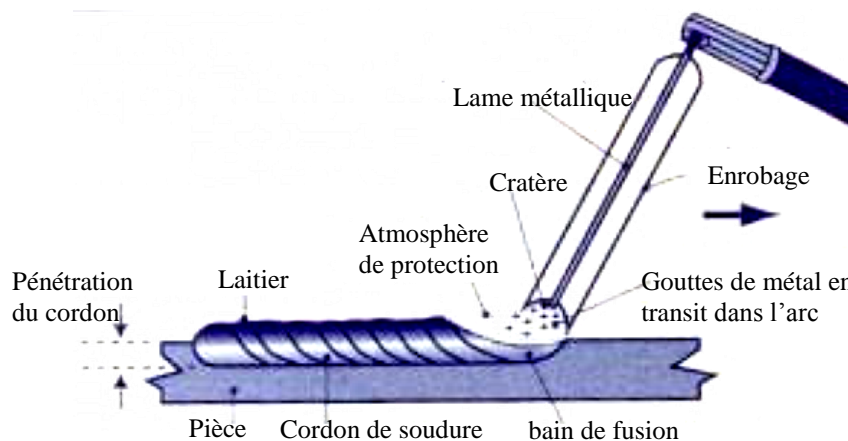


Figure I.3. Arc Electrode Enrobée [1].

**Différents Types D'enrobage:** La composition de l'enrobage varie en fonction des caractéristiques opératoires et des propriétés mécaniques souhaitées, et l'électrode d'enrobage représente par les symboles suivants:

✓ Acide : A	✓ Rutile : R
✓ Basique : B	✓ Autre : S
✓ Cellulosique : C	✓ Oxydant : O

### I.3. LE SOUDAGE TIG (TUNGSTEN INERT GAS)

Les procédés de soudage par fusion qui utilisent un arc électrique comme source de chaleur sont appelés « procédés de soudage à l'arc ». C'est la source d'énergie la plus utilisée car la chaleur de fusion peut être facilement et rapidement produite, dont elle est concentrée et contrôlée. Le procédé de soudage TIG, également appelé GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) aux Etats-Unis, est le procédé le plus souple des procédés de soudage à l'arc, car il ne nécessite pas obligatoirement de métal d'apport pour transmettre la chaleur à la pièce à souder, contrairement au soudage à électrode fusible ou enrobée.

La simplicité technologique du dispositif et l'absence de projection au soudage en font un procédé de soudage de haute qualité, facilement automatisable pour des joints de petites dimensions et faciles d'accès.

Ce procédé est associé à des énergies de soudage importantes et de faibles vitesses, mais permet une grande flexibilité d'application facilité de travail. Les dispositifs de soudage TIG sont peu encombrants, ils nécessitent peu d'investissements et ils sont plus facilement adaptables à une grande variété de configurations d'assemblage. De plus, selon les contraintes de mise en œuvre, le soudage automatique ou manuel peut être utilisé dans de larges applications. Cependant les distorsions géométriques importantes nécessitent souvent des reprises mécaniques post soudage (calibrage) ou des traitements thermiques de relaxation des contraintes internes [2].

#### I.3.1. Principe

L'arc électrique est créé entre la pièce sous tension et une électrode réfractaire en tungstène pur ou « dopé » avec de l'oxyde de thorium, du cérium ou du lanthane. Le métal d'apport est introduit par une baguette tenue autrement sans une atmosphère inerte, produite par une veine de gaz qui sort de la torche de soudage, (enveloppe le bain de fusion et protège le métal de l'oxydation de l'air).

A l'aide d'un courant électrique, on fait jaillir dans une veine d'argon un arc électrique entre une électrode infusible de tungstène et la pièce à souder de polarité opposée (Figures I.4 et I.5). Cet arc électrique engendre un champ magnétique auto induit qui crée à son tour des forces de Lorentz qui vont entraîner le gaz en projection vers la surface de la pièce. L'énergie calorifique provenant du

plasma constitué des particules d'ionisation du gaz de protection, des électrons de l'arc électrique et d'éléments métalliques vaporisés, permet de faire fondre localement la pièce formant ainsi le joint soudé après refroidissement [5].

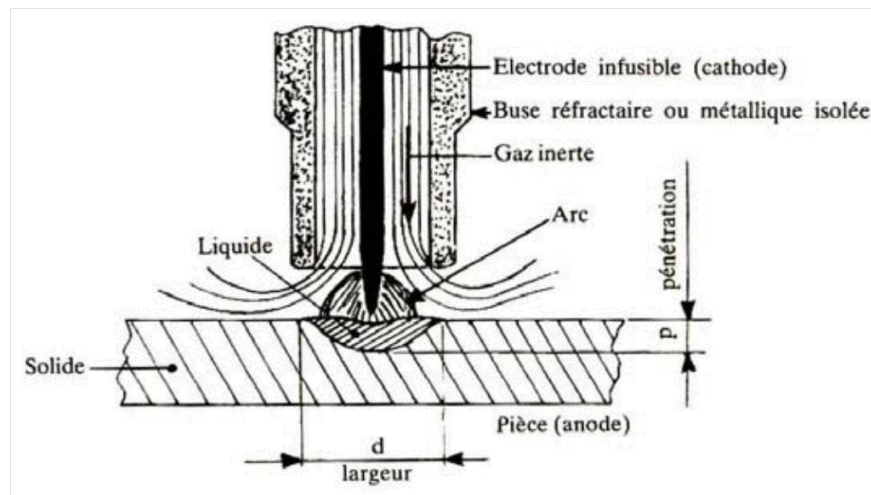


Figure I.4. Principe du procédé de soudage TIG simple flux [5]

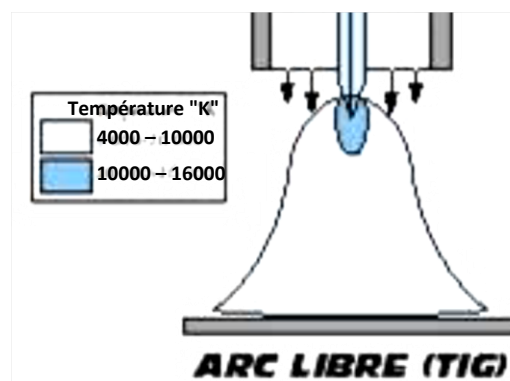


Figure I.5. Forme de l'arc électrique de soudage TIG [5].

#### I.4. LE SOUDAGE A L'ARC PLASMA

Le Soudage à l'Arc Plasma en Anglais (*Plasma Arc Welding*) est maintenu entre une électrode non fusible en tungstène et la pièce à souder. L'arc plasma se caractérise par un faisceau d'électrons concentré, orientable et de meilleure productivité. L'arc plasma est utilisé en soudage, découpage, dont la densité d'énergie et la vitesse d'éjection du plasma sont très importantes, ainsi que la puissance volumique est grande, ce qui fait que les arcs de plasma peuvent atteindre des températures allant jusqu'à 24000°C. D'autre part, il est possible d'obtenir des vitesses de soudage plus élevées, selon le montage du procédé et la géométrie des pièces à souder.

En cas de besoin d'un métal d'apport, celui-ci est apporté dans le bain de fusion manuellement (baguette d'apport) ou mécaniquement (bobine de fil d'apport). Le soudage plasma aussi est un T.I.G. « amélioré » [6].

Les plasmas sont produits par des générateurs à arc appelés *torches à plasma* ou *chalumeaux à plasma*. Ces générateurs sont constitués de deux électrodes alimentées en courant continu ou alternatif. Ils refroidies à l'eau (l'appareillage est représenté sur la (figure I.6) [5].

Le procédé de soudage plasma nécessite deux flux de gaz :

- Gaz central (pour la construction de l'arc);
- Gaz extérieur (un gaz de protection).

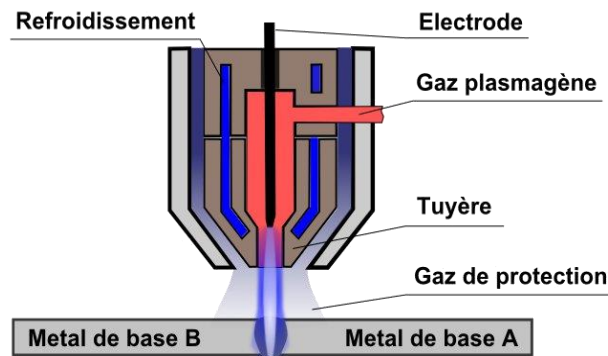


Figure I.6. Torche à plasma [5].

#### I.4.1. Technique de soudage

Technique de soudage à l'arc avec une électrode réfractaire en tungstène (cathode) sous atmosphère gazeuse: gaz plasmagène.

- ✓ Le métal d'apport est amené en continu.
- ✓ La pièce à souder constitue l'anode.
- ✓ L'arc est plus rigide et plus énergétique grâce à une tuyère (canal de sortie) et une protection par un gaz auxiliaire servant à protéger le bain de fusion et augmenter la pénétration.
- ✓ Les températures atteintes peuvent avoisiner les 20 000°C
- ✓ La torche de soudage est alimentée par une source de courant continu.
- ✓ Le gaz plasmagène est le milieu qui forme le **Plasma** (gaz fortement ionisé) entre l'électrode et la pièce à souder.
- ✓ On utilise de l'argon ou des mélanges argon -hydrogène ou argon-hélium-azote pour les aciers inoxydables et des mélanges argon-hélium pour les métaux non ferreux.
- ✓ Le gaz de protection est identique ou différent du gaz plasmagène.

Tous les métaux soudables avec le procédé T.I.G. peuvent être soudés avec une torche plasma, sauf l'aluminium, c'est un soudage coûteux qui nécessite une Haute Qualification.

## I.5. LE SOUDAGE MIG (*Metal Inert Gaz*)

Soudage semi-automatique sous protection d'un gaz inerte en Anglais (*Metal Inert Gaz*) **MIG**. Un arc électrique éclate entre un métal d'apport constitué d'un fil-électrode nu qui se dévide mécaniquement et la pièce à souder, l'arc et le bain de fusion étant environnés d'une atmosphère protectrice chimiquement inerte d'argon ou d'hélium.

### I.5.1. Principe

La (figure I.7) illustre le principe de soudage semi-automatique sous protection gazeuse. La chaleur nécessaire à la fusion des pièces à souder est fournie par un arc électrique libre qui jaillit entre le fil-électrode et les pièces. La protection de l'arc et du bain de fusion est assurée par un gaz inerte Argon qui donne le nom du procédé MIG (*Métal Inert Gaz*).

En fonction des conditions d'alimentation de l'arc, le transfert du métal se fait soit par pulvérisation, soit sous forme de grosses gouttes obtenues par courts-circuits progressifs entre l'extrémité du fil d'apport électrode et le bain de fusion. Selon le mode de transfert, la composition chimique du métal déposé par rapport à celle du métal d'apport évolue plus au moins par volatilisation ou réaction diverses; il est nécessaire d'enrichir les apports pour compenser les pertes. Du point de vue cycle thermique, le procédé MIG est comparable au soudage à l'arc avec électrode enrobée. Il se prête à l'automatisation complète.



Figure I.7. Schéma de principe du soudage MIG [5]

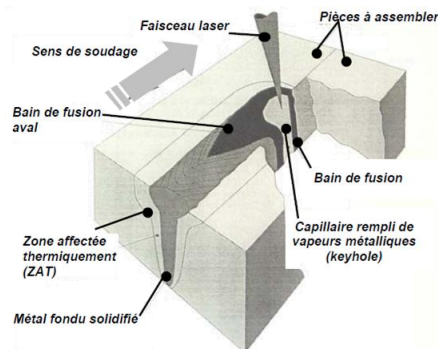
## I.6. LE SOUDAGE LASER

Depuis la fin des années 80, l'usage du soudage laser est passé du stade du développement en laboratoire de recherche à l'étape de mise en œuvre sur les sites de production industriels notamment dans le secteur automobile. Le soudage par faisceau laser offre de faibles déformations, très faible modification des propriétés mécaniques associées à la qualité d'aspect et aux faibles dimensions des cordons de soudure. Ce procédé devient donc une alternative très intéressante pour l'assemblage de structures, qui soumises à des contraintes croissantes, nécessitent une réduction de leur masse associée à une haute résistance mécanique [2].

Ce procédé s'avère être plus approprié pour le soudage de pièces actuellement assemblées par faisceau d'électrons ou par procédé de soudage TIG. De plus, les besoins industriels ont nécessité des recherches appliquées sur l'établissement des paramètres de soudage laser, pour des applications spécifiques en soudage bout à bout ou par recouvrement et pour une large gamme d'épaisseur. Les développements actuels se concentrent également sur l'assemblage laser, comme les intermétalliques TiAl, pour des applications à haute température [2].

### I.6.1. Principe du soudage laser

A la différence du soudage à régime de conduction thermique comme le soudage TIG, le soudage par faisceau laser fait partie des procédés de soudage dits à haute énergie (densité de puissance entre  $10^{10}$  et  $10^{13}$  W/m<sup>2</sup> contre  $5 \times 10^6$  à  $5 \times 10^8$  W/m<sup>2</sup> pour les procédés de soudage à l'arc). La source de chaleur est une énergie électromagnétique sous la forme de photons qui forment un faisceau de très haute intensité. Lorsque les photons entrent en collision avec la pièce à souder, leur énergie cinétique se transforme en chaleur, ce qui engendre les phénomènes de fusion et de vaporisation (effet Keyhole). Cette vaporisation crée localement une dépression dans le métal en fusion, et les gradients de température introduisent des mouvements de convection qui entraînent le fluide vers l'arrière du bain. Ce sont ces deux phénomènes qui permettent de former une cavité appelée capillaire autour du faisceau, avec des parois composées de métal liquide en fusion. Ce bain de fusion ainsi créé est entretenu puis déplacé entre les pièces à assembler. Le métal se solidifie après passage du faisceau, assurant l'assemblage des pièces suivant le schéma de principe décrit sur la (figure I.9).



**Figure I.8.** Schéma de principe du soudage laser [2].

## I.7. LE SOUDAGE PAR POINTS

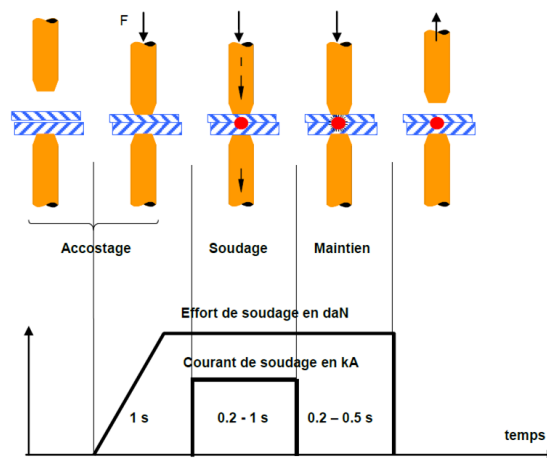
Le soudage par points appartient à la famille des procédés de soudage par résistance. Il est utilisé pour assembler deux tôles (ou plus) dont l'épaisseur est typiquement comprise entre 0,5 et quelques mm.

L'idée du soudage par résistance est attribuée à l'américain Elihu THOMSON en 1877. Elle consiste à faire circuler un courant électrique de forte intensité entre les deux parties métalliques à assembler et à utiliser l'effet joule et la résistance de contact pour amener la matière à la fusion.

Le soudage par points est un procédé d'assemblage très couramment utilisé dans l'industrie automobile. Il présente l'avantage d'être à la fois rapide, économique et adapté au soudage des aciers, principaux matériaux utilisés dans les structures de caisse en blanc automobiles. Un véhicule contient typiquement entre 3000 et 5000 points soudés. Les aciers à Haute Résistance (HR) sont de bons candidats pour les applications automobiles, avec un compromis intéressant entre résistance et masse volumique, un coût de fabrication raisonnable et une bonne aptitude au soudage par points [8,9].

### I.7.1. Principe

Un schéma de principe du soudage par points est présenté (figure I.10); les deux tôles soudées par points peuvent avoir des caractéristiques différentes (composition chimique, revêtement) et n'ont pas forcément la même épaisseur. On parle de soudage par points homogène lorsque les deux tôles soudées sont identiques.



**Figure I.9.** Schéma de principe et phases successives du procédé de soudage par points [8]

## I.8. CONCLUSION

A la fin du chapitre que en fait une présentation théorique sur le phénomène de soudage et précisément le soudage des métaux est une technique d'assemblage permanent qui établit la continuité métallique entre les pièces soudées, ensuite les divers procédés des soudages tel que (le soudage par points, le soudage à l'arc plasma, le soudage laser, le soudage MIG (*Metal Inert Gaz*), le soudage TIG (Tungsten Inert Gas), le soudage à l'arc par électrode enrobée) leur principe et technique des soudages.

# **CHAPITRE II: NOTIONS ET GENERALITES SUR LE SOUDAGE D'ACIER**

## **II.1. INTRODUCTION**

Le soudage d'acier est un processus qui consiste à assembler deux pièces pour les rendre solidaires l'une à l'autre, et cela on les rapprochant et on réchauffant l'endroit de leur contact jusqu'à l'état de fusion avec ou sans métal d'apport, cette opération est caractérisée par trois aspects à savoir aspect thermique, aspect chimique, et aspect thermomécanique.

### **II.1.1. Soudabilité d'acier**

on considère qu'un acier est soudable à un degré donné par un procédé et pour un type d'application donné, lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'assurer la continuité métallique par la constitution de joints soudés qui par leurs caractéristiques locales et les conséquences globales de leur présence, satisfont aux propriétés requises et choisies comme base de jugement [10].

Les aciers pour les constructions soudées sont généralement des hypoeutectoïdes et leur teneur en carbone environ la valeur 0,40%, en poids de carbone. Nous trouvons toujours dans l'acier quelques éléments inévitables, tel que le Manganèse, le Silicium, le Soufre et le phosphore...etc; dont la présence est due au processus de fabrication.

L'opération de soudage se distingue des opérations métallurgiques classiques par le fait que les vitesses d'échauffement sont très élevées, que les températures maximales des différents points des pièces varient avec leurs distances au joint de soudure et que les durées de maintien à ces températures sont très faibles; de plus les transformations métallurgiques qui apparaissent lors du refroidissement, dans la zone thermiquement affectée du joint soudé, s'accompagnent par des traitements thermo mécaniques. L'expérience montre, en fait que la structure métallurgique finale en tout point de la ZAT ne dépend pratiquement que de la température maximale atteinte en ce point, et du mode de refroidissement [10].

Qui dit soudure, dit chauffage intense et fusion des bords à assembler. Il faut toujours considérer dans toute application des divers procédés de Soudage que:

- Le matériau à souder va obligatoirement passer par un cycle thermique imposé dont les conséquences peuvent entraîner un changement de ses propriétés métallurgiques et mécaniques initiales.
- La zone de métal fondu peut comporter des imperfections de continuité telles que la présence des cavités et inclusions du aux impuretés sans (Si, Ga, Ar) le matériau même à l'échelle PPM (Le cordon de soudure doit assurer la continuité de la matière dans ses caractéristiques mécaniques et métallurgiques.

- Pour obtenir ce résultat il est nécessaire et de faire toujours utile de vérifier et de contrôler soudures par les moyens appropriés des essais CND de contrôle mécanique et physique (DRX, et autres contrôles non destructifs).

### II.1.2. Continuité métallique d'acier

Cette exigence implique la mise en jeu, entre les éléments à assembler, de forces de liaison interatomiques; l'intervention de ces dernières exige l'absence de tout corps étranger susceptible de constituer une barrière à leur assemblage [10].

Les opérations de soudage d'aciers s'accompagnent de phénomène thermique métallurgique et mécanique. Ces phénomènes induisent inévitablement des champs de contraintes internes dans le rôle peut être déterminant sur la qualité et la tenue mécanique des structures soudées.

## II.2. LES ACIERS AU CARBONE

Les aciers sont des alliages à base de fer qui titrent de moins de 2 % de carbone, contrairement aux fontes qui en contiennent plus de 2 %, rappelons que la structure du fer change avec la température, à 20°C, la structure est cubique centrée CC (fer  $\alpha$ ) à partir de 912°C, apparaît la forme cubique à faces centrées CFC (fer  $\gamma$ ), cette forme est stable jusqu'à 1394°C, où le fer redevient cubique centré (fer  $\delta$ ) jusqu'à la fusion à 1538°C.

La solubilité du carbone varie avec la température, la solution solide de carbone dans le (fer  $\gamma$ ) s'appelle austénite, celle formée dans le (fer  $\alpha$ ) s'appelle ferrite, rappelons que le carbone est très peu soluble dans le fer  $\alpha$ , du fait des variations de solubilité du carbone en fonction de température, ce dernier est mis en solution dans le fer  $\gamma$ , lors du refroidissement le carbone trouve rejeté sous forme de précipités de Fe<sub>3</sub>C appelé cémentite ou carbure de fer qui est très dur; cette précipitation dépend de la température et du temps, le diagramme d'équilibre présente deux domaines, (fer  $\alpha$  + fer  $\gamma$ ) et (fer  $\gamma$  + cémentite) qui ont en commun un point correspondant à 727°C et 0,77 % de C (en poids); un tel alliage subit à 727°C une transformation eutectoïde. Les grains de ferrite et cémentite qui se forment sont petits grains et étroitement liés; ils constituent un agrégat eutectoïde appelé perlite.



Les conditions dans lesquelles l'austénite se transforme en ferrite sont très importantes pour l'obtention des caractéristiques mécaniques des alliages :

- à 727 °C, si la teneur de l'alliage Fe<sub>3</sub>C est inférieure à 0,77 %, l'austénite qui reste se transforme en perlite.

- à 20°C, l'alliage est constitué de ferrite et de perlite, ses propriétés sont intermédiaires entre la faible résistance due aux gros grains de ferrite et la résistance plus élevée de la perlite.

Si la teneur est supérieure à 0,77 % de C, l'alliage à température ambiante est constitué de ferrite et de cémentite et éventuellement de perlite et de graphite, ses propriétés sont celles de la perlite fragilisée par les carbures. Lors du refroidissement dans des conditions industrielles, qui sont hors équilibre, car le refroidissement est plus aux moins rapide, le déroulement de ces transformations est perturbé et peut être même impossible. On utilise alors un diagramme de refroidissement ou de transformation en continu (diagrammes dits TRC) qui décrit les transformations effectuées dans ces conditions. L'austénite peut se transformer en un mélange de petits grains de ferrite et de cémentite (la bainite). Il existe un domaine, au dessus de 310°C pour l'acier, dans lequel l'austénite se transforme en fer dont la structure est déformée par les atomes de carbone n'ayant pas eu le temps de se précipiter sous forme de carbures. Elle donne à l'alliage sa dureté mais peut provoquer une fragilisation de l'acier, si  $C > 0,1\%$ . Une transformation thermique redonne une certaine ductilité en réalisant la relaxation de contrainte interne, la formation des carbures  $Fe_3C$  ou  $SiC$ . Ces deux phénomènes dont les propriétés mécaniques qui s'opposent. Les éléments d'alliage modifient les conditions d'équilibre et les états d'équilibre [11]. En effet, ils peuvent modifier la température d'apparition de la perlite et on distingue :

- les éléments gamma-gènes qui abaissent cette température (Ni, Mg)
- les éléments alpha-gènes qui l'élèvent (Cr, Si, W, Ti, Mo)
- ils peuvent aussi modifier la composition de la perlite par la formation de carbures en se substituant à une partie de fer de la cémentite (Mn, Cr, Mo) ou en formant leurs propres carbures (Ti, Nb, V) ou des carbures dans lesquels le fer peut partiellement se substituer à ces composants (Cr, Mo, W).

### II.2.1. Types d'aciers

Les aciers ont été classés en fonction de deux critères; la composition et le niveau de qualité. Ainsi on distingue les aciers non alliés (<1% d'alliage), peu alliés (teneur de chaque élément d'alliage < 5 %) ou très alliés  $\geq 5\%$ . Sont en fonction de la garantie donnée aux propriétés d'usage, les aciers de base, de qualité ou les aciers spéciaux. Ces derniers sont placés dans trois familles :

- les aciers de construction mécanique (peu ou non alliés)
- les aciers à outils (peu ou très alliés)
- les aciers inoxydables.

## II.3. STRUCTURE D'UNE SOUDURE

L'opération de soudage est assimilable à une opération locale d'élaboration métallurgique. L'effet local du cycle thermique (fusion des métaux de base et d'apport) provoque une modification de la structure cristalline qui dépend à la fois de la composition chimique (pourcentage de carbone, de chrome, de silicium,...) et de la vitesse de refroidissement, la soudure ainsi réalisée comporte plusieurs zones (figure II.1).

### II.3.1. La zone du métal de base

Le métal n'a pas été porté à une température suffisante pour subir une quelconque transformation de structure, l'opération de soudage n'a aucune conséquence métallurgique sur cette zone.

### II.3.2. La zone affectée thermiquement

ZAT se trouve en bordure de la zone fondue, sur une largeur plus ou moins importante, la ZAT a été soumise à l'élévation de température sans être portée à fusion, la vitesse de refroidissement conditionne la structure cristalline de cette zone.

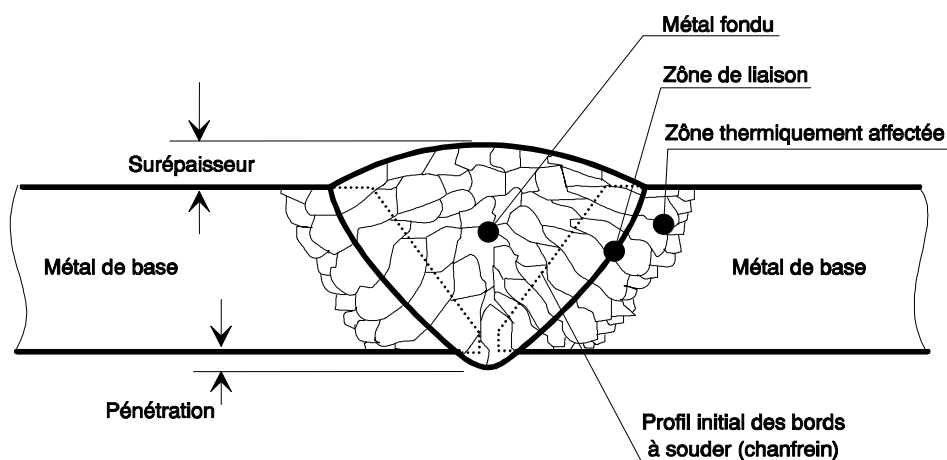
### II.3.3. Zones fondues

#### II.3.3.1. La zone de liaison

Partie du métal de base participant à la réalisation du joint. Son volume détermine le taux de dilution.

#### II.3.3.2. La zone fondue

Zone de remplissage dont la section dépend directement de la nature du chanfrein et de l'épaisseur à souder.



La Figure II.1. Présenter Zones de soudage [10]

## II.4. CARACTERES GENERAUX DE L'OPERATION DE SOUDAGE

Pour présenter les caractères généraux de l'opération de soudage, il faut en examiner quatre aspects, à savoir :

- ✚ l'aspect thermique.
- ✚ l'aspect chimique.
- ✚ l'aspect thermomécanique.
- ✚ l'aspect métallurgique.

### II.4.1. Aspect thermique

La grande majorité des procédés de soudage est caractérisée par l'intervention d'une source de chaleur le plus souvent en mouvement parfois immobile (par exemple le soudage par points), dont la nature et la puissance spécifique qu'elle peut atteindre déterminent les possibilités pratique d'utilisation. Une intéressante représentation comparative de ces possibilités appelée « tache de chauffe », dont l'étendue rend compte pour les puissances mises en jeu dans l'emploi des diverses sources de chaleur, de la plus ou moins grande concentration qui caractérise ces sources. Quoiqu'il en soit, la localisation qui caractérise l'ensemble des procédés de soudage et dont résultent à des degrés divers, les conséquences suivante :

- a) Le soudage comporte, là ou il intervient, des échauffements rapides, dans de nombreux cas plus rapides que ceux qui correspondent à l'état d'équilibre en phase solide des alliages concernés.
- b) L'effet d'un échauffement rapide est accusé par la brièveté du séjour à la température maximale, température qui avoisine la température de fusion.
- c) Enfin, le gradient de température qui résulte de la localisation de l'échauffement entraîne une vitesse de refroidissement en générale élevée, qui est elle même fonction, pour chaque matériau, non seulement du procédé de soudage utilisé, mais aussi du mode opératoire pour l'application de ce procédé.

### II.4.2. Aspect chimique

C'est à juste titre que, aux différences près dues à la brièveté de l'opération de soudage, à tout le moins le soudage par fusion, a pu être comparé à une opération d'élaboration, en raison de l'évolution qui se produit dans la composition chimique du métal fondu. On peut citer les causes d'évolution de la composition chimique du métal fondu soit par le comportement de ses éléments constitutifs soit au contact du milieu qui l'environne (gazeux ou liquide) soit encore en présence du milieu solide constitué par le métal de base lui même.

### II.4.3 Aspect thermomécanique

Le caractère localisé de l'opération de soudage et le passage par l'état fondu suivi d'une solidification font intervenir deux comportements physiques importants à savoir le retrait à la solidification et la dilatation thermique qui agissent simultanément pour engendrer déformations et contraintes au niveau des joints soudés; la prévention des déformations globales provoquées par le soudage et qui sont associées au retrait à la solidification et au refroidissement, pose des problèmes technologiques, mais il faut noter que tout empêchement à la déformation se traduit par la naissance de contraintes résiduelles supplémentaires.

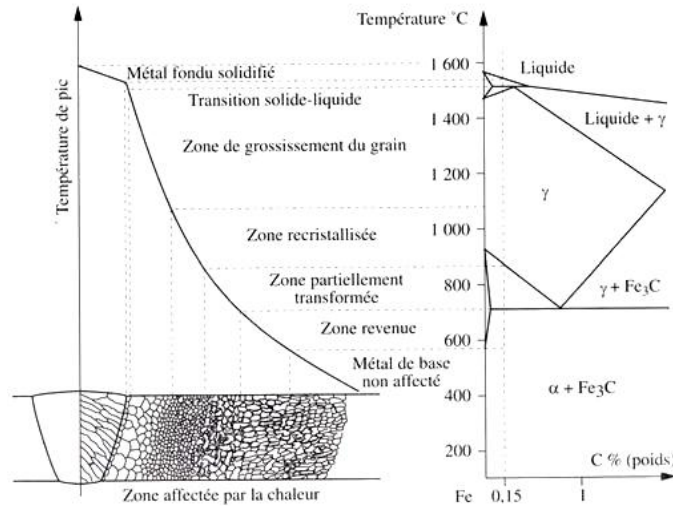
Quant aux contraintes résiduelles, qui naissent au niveau des zones localement déformées à chaud, c'est-à-dire plastiquement, elles s'établissent au cours de refroidissement, affectent un métal redevenu élastique, ce qui leur assigne une valeur maximale égale à la limite d'élasticité de ce métal [11]. D'autre part, mais ceci ne concerne que certains aciers particulièrement trempant, il y a lieu de tenir compte des contraintes associées à la déformation martensitique.

### II.4.4. Aspect Métallurgique [12]

Lors d'une opération de soudage, en terme métallurgique, tout est remis en question ; les structures des pièces à assembler tendent à évoluer lors du soudage. En effet, dans la plupart des cas chauffés puis refroidis par la structure de chaleur de soudage, les matériaux assemblés subissent un nouveau traitement thermique; en plus il s'agit de soudage par fusion, d'une part, les matériaux assemblés peuvent prendre d'une nouvelle composition chimique différente par exemple celle du métal d'apport. Et dans tous les cas, ils quittent la structure du métal de base pour passer (au moins dans un premier temps), par une structure brute de solidification de type produit moulé (dans la région où ils sont fondus puis à nouveau solidifiés).

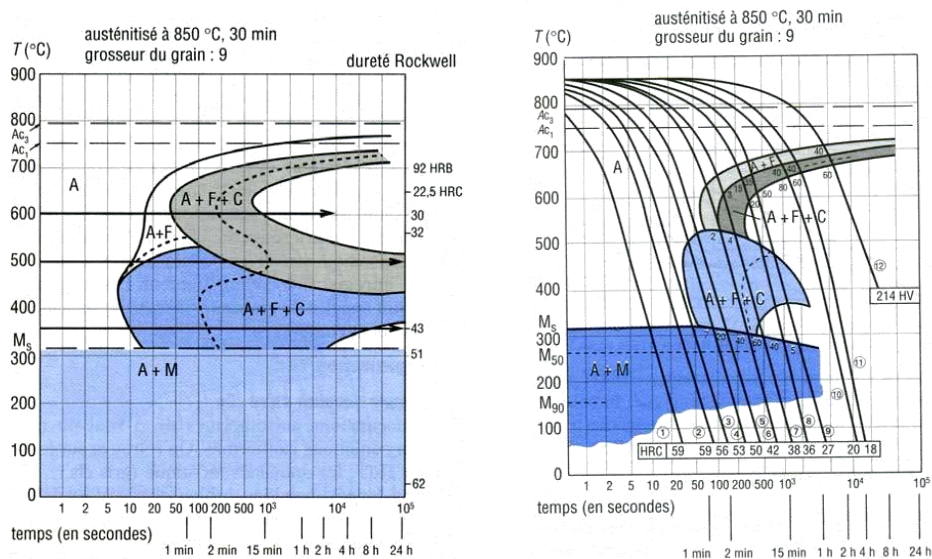
En se rapprochant de la zone fondue, on rencontre successivement les zones suivantes (figure II.2.) :

- ❖ Le métal de base ne subit aucune transformation microstructurale, la température maximale atteinte dans cette zone est inférieure à la température de début de l'austénitisation  $Ac1$ .
- ❖ Une zone affectée thermiquement (ZAT) pour laquelle la température maximale atteinte en chaque point est supérieure à la température  $Ac1$ . Dans la zone de transformation partielle, la température maximale en chaque point est inférieure à la température de fin de l'austénitisation  $Ac3$ .
- ❖ Le métal fondu pour lequel la température maximale en chacun de ses points est supérieure à la température de fusion. Cette zone possède une structure totalement austénitisée



La Figure II.2. Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint soudé [12]

**Transformation au refroidissement :** Pour les transformations isothermes, il s'agit des diagrammes T.T.T (Transformation Temps-Température) qui permettent de décrire la transformation de l'austénite en fonction du temps à une température donnée. Mais en réalité, la condition an-isotherme est souvent dominante dans les opérations industrielles, les diagrammes T.R.C (Transformation en Refroidissement Continu) sont ainsi très souvent utilisés pour décrire la décomposition de l'austénite au refroidissement. Ces diagrammes sont généralement établis à partir d'essais dilatométriques (dilatomètre absolue) pour différentes vitesses de refroidissement en s'appuyant sur les anomalies apparues sur les courbes dilatométriques dues aux changements de volume spécifique lors de transformations de phases, par exemple, le diagramme T.T.T et le diagramme T.R.C de l'acier 41Cr4 sont présentés sur la (figure II.3).



La Figure II.3. Diagramme T.T.T (gauche) et T.R.C (droite) de l'acier 41Cr4, (A : austénite, F : ferrite, C : cémentite, M : martensite). [12]

**II.4.5. Couplage thermique, métallurgique et mécanique [12]**

Lors d'une opération de soudage, les phénomènes physiques peuvent être répertoriés dans trois catégories :

- ✚ thermique : apport de chaleur, conduction et convection;
- ✚ métallurgie : transformations allotropiques, évolutions microstructurales (diffusion et rétrodiffusion des éléments d'additions);
- ✚ mécanique : contraintes et déformations résiduelles induites lors du soudage, formation et relaxation contrainte interne plus frottement du réseau.

Les interactions entre ces trois phénomènes sont souvent représentées par la (figure II.2).

**II.4.5.1. L'état thermique**

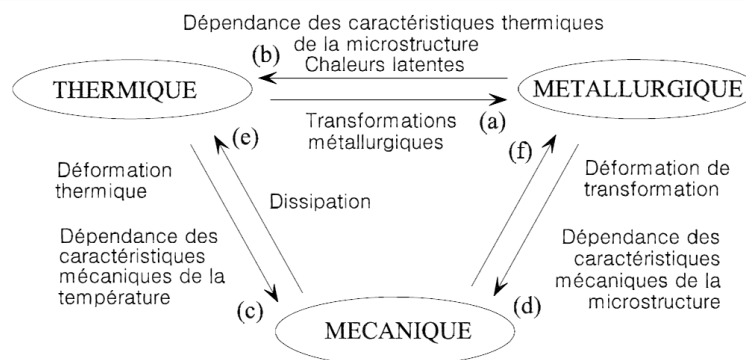
Lors de la simulation numérique d'une opération de soudage, le calcul thermique permet de simuler le champ de température dans la pièce, ce calcul nécessite la connaissance des caractéristiques thermiques, le comportement thermique du matériau ainsi que la quantification de l'apport de chaleur, ce calcul est généralement à la base des calculs métallurgiques et mécaniques.

**II.4.5.2. L'état métallurgique**

L'état métallurgique est ensuite obtenu à partir du champ de température, de l'état métallurgique du matériau de base et des cinétiques de transformation de phase pour chaque histoire thermique du soudage.

**II.4.5.3. L'état mécanique**

L'état mécanique est ensuite déterminé à partir de la loi de comportement et des chargements appliqués à la structure (chargement thermique, chargement mécanique). Il dépend très fortement des états thermiques et métallurgiques précédemment traités.



**Figure II.4.** Couplages entre les phénomènes thermique, métallurgique et mécanique induits lors d'une opération de soudage [12]

Généralement, les interactions entre ces différents phénomènes peuvent être classées en six catégories :

a- Le premier type d'interaction représente l'influence de la température sur la microstructure de l'acier. Pour les aciers, il décrit l'effet de la température sur la cinétique de transformation de phase à l'état solide et le changement d'état liquide-solide.

b- Le deuxième type d'interaction couvre l'influence de l'état métallurgique sur l'état thermique, il est caractérisé par les chaleurs latentes de transformation d'état liquide-solide et de transformations de phase à l'état solide, introduction contrainte interne lors de la transformation de phase en état hors équilibre.

c- Le troisième type d'interaction représente l'influence de la température sur l'état mécanique du matériau. Il provient de la dépendance des caractéristiques mécaniques de la température et de la dilatation thermique du matériau.

d- Le quatrième type d'interaction représente l'influence de l'état métallurgique sur l'état mécanique, il décrit la dépendance du comportement du matériau par rapport à l'évolution de la microstructure et permet d'obtenir une déformation de transformation (TRIP - TRansformation Induced Plasticity).

e- Le cinquième type d'interaction décrit l'influence de l'état mécanique sur l'état thermique par la prise en compte des dissipations contrainte interne dues aux mécanismes irréversibles.

f- Le sixième type d'interaction concerne l'influence de l'état mécanique sur les cinétiques de transformation métallurgique du à l'équilibre thermodynamique.

$\Delta G = \Delta H - T\Delta S + \Delta Q$  (l'énergie supplémentaire dans le système qui est due à la présence de tension de surface (énergie interfaciale plus énergie contrainte interne).

## **II.5. CONCLUSION**

dans ce chapitre on a donné une image sur la soudabilité d'acier généralement, en bref un matériau métallique est soudable à un degré donné par un procédé et pour un type d'application donné, lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'assurer la continuité métallique (exigence implique la mise en jeu, entre les éléments à assembler, de forces de liaison interatomiques de type métallique), l'intervention de ces dernières exige l'absence de tout corps étranger susceptible de constituer une barrière à leur action. En suite généralité sur acier au carbone et les types d'aciers au carbone, la structure soudée est divers constitutions tel que (ZAT: Zone affectée thermiquement, MB: métal de basse, MF: métal fondue) à la fin les aspects d'opération de soudage d'acier (aspect thermique métallurgique et mécanique), est le couplage entre eux.

**CHAPITRE III:**  
**LES CONTRAINTES INTERNES**

### III.1. INTRODUCTION

Les contraintes Internes sont contraintes enfermées dans un composant et existent sans aucune charge externe. Ils peuvent se présenter à n'importe quel moment au cours de la durée de vie des composants apparaissent toujours dans une certaine mesure au cours des opérations de fabrication telles que le moulage, laminage ou le soudage. Les contraintes internes sont toujours équilibrées au sein d'un composant ou un assemblage avec des contraintes de compression à certains endroits et de traction à d'autres, selon le mode d'application des contraintes externes. Quand une partie est comprimée suivant une direction  $x$  alors elle est en extension suivant  $y$  et  $z$ . Cependant, les contraintes internes travaillées en mode tridimensionnel. Parfois contraintes résiduelles de compression peuvent être introduits intentionnellement pour renforcer les éléments, mais les contraintes résiduelles de traction peut réduire considérablement la durée de vie du composant. La multiplication et l'empilement des contraintes internes (densité des dislocations très élevées) manifeste par le développement des micros fissures sous l'effet des contraintes externes (effet de cisaillements) à l'échelle  $dv$  toute contraintes externes se réduit à un cisaillement dont  $\tau = \sigma \cos \alpha \sin \beta$ .

L'une des causes très importantes introduisant les contraintes résiduelles dans les matériaux est le soudage. Par l'effet fusion local (soudage) suivi d'une refroidissement plus aux moins rapide (déception de chaleur par la zone affectée thermiquement ZAT et Métal de base MB et dans l'air) le matériau se solidifié en mode thermodynamique hors équilibre, se produit un frottement de réseau cristallin par l'effet de transformation de phase, donc en la fin du refroidissement les contraintes internes apparaissent sous forme d'empilement de dislocations.

En choisissant les matériaux, les conditions de soudage ainsi que les paramètres des contraintes internes peuvent aboutir à l'introduction (inévitable) des contraintes internes qui sont difficilement mesurable surtout dans la destruction du composant en question. Cela peut être fait par des méthodes calculs numériques, difficile.

### III.2. DEFINITION

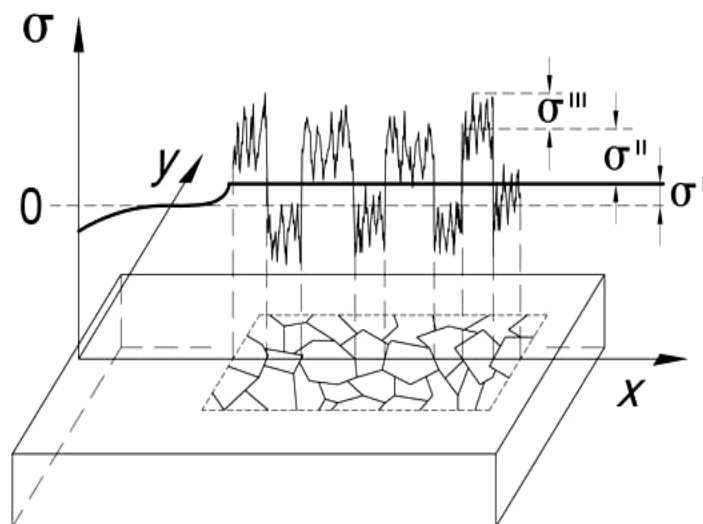
Les contraintes résiduelles peuvent être définies comme étant les contraintes internes dans un matériau ou organisme après l'étape de production. Ces contraintes internes sont à l'origine d'une déformation plastique du matériau ou par l'effet d'un gradient thermique rapide. Les contraintes internes mécaniquement s'oppose toujours au contrainte externe et elles ont un effet direct sur les valeurs mesurées du module de Young et le coefficient de Poisson.

Les contraintes résiduelles peuvent être définies comme macro ou micro-contraintes, la macro contraintes résiduelles, qui sont souvent appelés type I, souligne varier dans le corps du composant sur une plage beaucoup plus grande que la taille de grain, le micro contraintes résiduelles qui résultent de différences dans la microstructure d'un matériau, peuvent être classés en tant que type II ou III, type de contraintes résiduelles II sont des micro-contraintes résiduelles opèrent au niveau granulométrie; Type III sont générés à l'échelle atomique (Figure III.1).

On peut classer les contraintes internes en deux catégories :

1<sup>ère</sup> catégories contraintes internes inter granulaire (empilement de dislocations dans les plans de joints de grains).

2<sup>ème</sup> catégorie contraintes internes inter granulaire (empilement de dislocations dans les plans de joints de grains les plus de ses atomiquement).

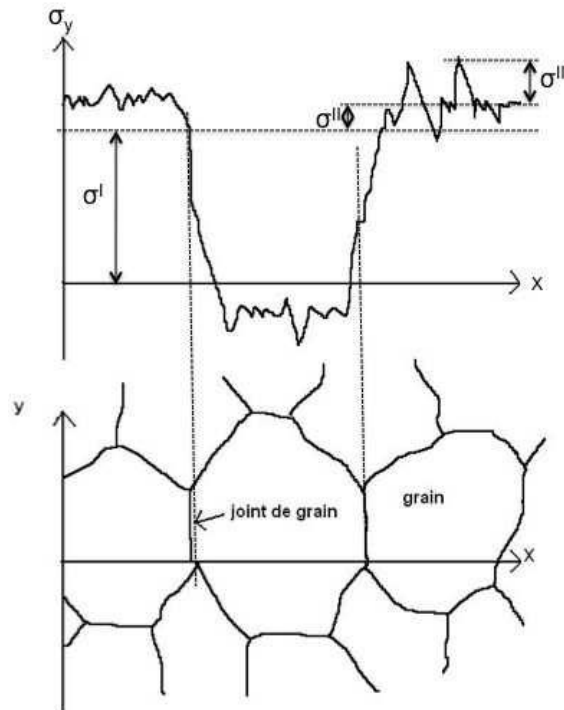


**Figure III.1.** Catégorisation des contraintes résiduelles [13]

Le micro contraintes résiduelles résultent souvent de la présence des différentes phases ou constituants dans un matériau. Ils peuvent changer de signe et / ou amplitude sur des distances comparables à la taille des grains du matériau en cours d'analyse.

### III.2.1. Classes des contraintes Internes

Les matériaux métalliques présentent un caractère hétérogène polycristallins dont les contraintes et déformations internes dépendent de l'historique de chargement [14]. L'état final du champ de contraintes et de déformation peut alors être décrit selon 3 échelles : macroscopique, mésoscopique et microscopique [15] (figure 2.2).



**Figure III.2.** Schématisation des 3 ordres de contraintes [15].

Macroscopiquement, certaines zones d'une même pièce peuvent atteindre localement un état de contraintes de grande intensité. Ces états apparaissent sous sollicitations mécaniques particulières, comme le grenailage. Ces macrocontraintes du 1er ordre  $\sigma^I$  (Figure III.2) sont homogènes sur un grand nombre de domaines du matériau (plusieurs grains, donc une échelle de quelques dixièmes de millimètres à quelques millimètres). Elles correspondent à la moyenne des contraintes d'ordre II. A une échelle mésoscopique, on rencontre les microcontraintes homogènes d'ordre II  $\sigma^{II}$  (Figure III.2) dues à la structure granulaire du polycristal. A cause des désorientations cristallines entre les grains et du glissement plastique, la déformation plastique est incompatible de grain à un autre, cette configuration est responsable de contraintes internes [16], dont l'entourage des joints devient en site très déformé plastiquement à l'échelle microscopique par empilements des dislocations qui se bloquent par l'effet de désorientation des grains. Les contraintes résiduelles du 2eme ordre seront alors considérées comme homogènes seulement sur des petits domaines du matériau, c'est-à-dire un grain ou une phase (quelques microns). Elles moyennent les contraintes d'ordre III.

Enfin, à l'échelle microscopique, on trouve des microcontraintes hétérogènes d'ordre III  $\sigma_{III}$  (Figure III.2) la déformation plastique n'est plus uniforme au sein même d'un grain. il existe en effet des discontinuités microscopiques comme les bandes de glissement à cause de l'existence des atomes de substitution, lacunes ou même des précipités présentés en obstacle de mobilité des dislocation. Celles-ci vont engendrer des champs de contraintes très variables localement (à l'échelle atomique).

Quelle que soit l'échelle à laquelle on considère le matériau, on peut donc mettre en évidence des contraintes résiduelles ayant pour origine des déformations élastiques et plastiques assurant la continuité du matériau. Or, dans le cas d'un polycristal multiphasé, le matériau n'est plus continu car il peut exister des anisotropies élastiques entre les cristaux et des interactions entre ces cristaux. Le comportement plastique du volume discontinu que constitue une phase est donc en général différent de celui d'un matériau monophasé de même nature [17]. L'analyse des pics et des distances interréticulaires peut donc devenir complexe suivant l'état mécanique du polycristal, ou même monocristal à cause de l'anisotropie mécanique ou matériaux.

### III.2.2. 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:

- La sollicitation hétérogène (par exemple une flexion) sur un matériau homogène (par exemple monophasé) en mode plastiques
- La sollicitation homogène (par exemple une traction) sur un matériau hétérogène (par exemple polyphasé) [7]

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, à 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, changement de phase ou déformation plastique) en 2 parties selon que les déformations vérifient ou non les équations de compatibilité:

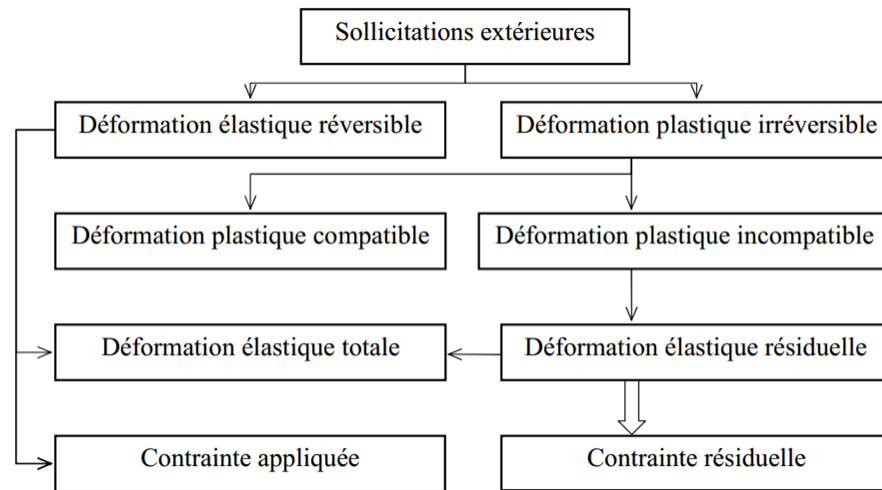


Figure III.3. Schéma des contraintes résiduelles par déformation Plastique [13]

La partie de la déformation plastique est compensée par des déformations élastiques réversibles et un autre irréversible. On relie donc ces déformations élastiques irréversibles à des contraintes appelées « contraintes résiduelles » (Figure III.3), 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 thermodynamique.

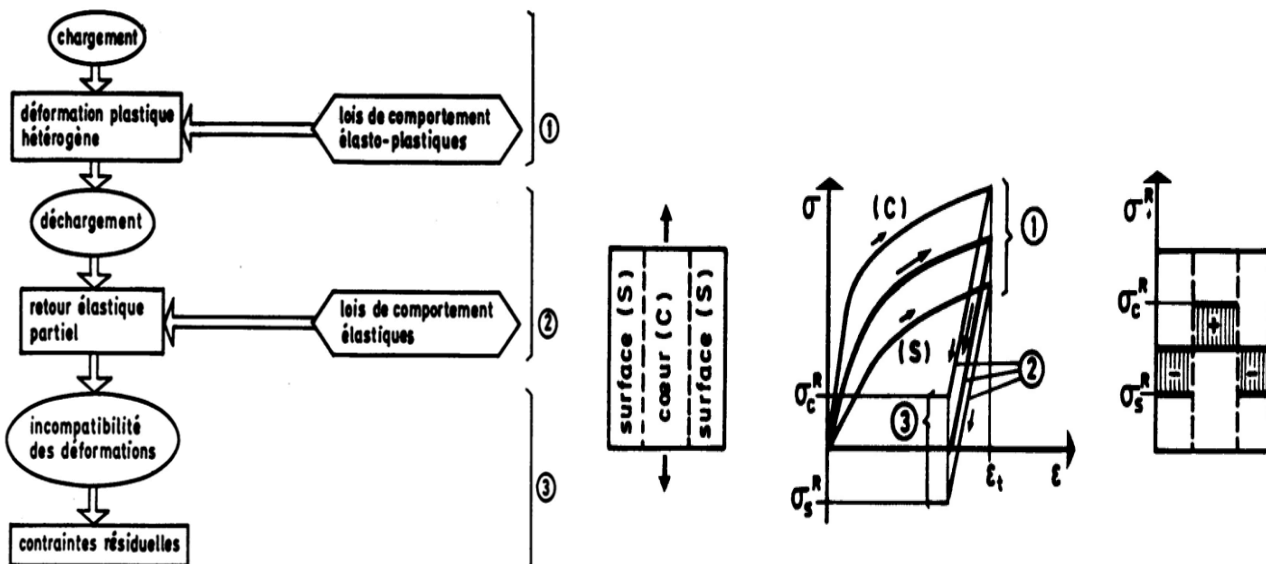


Figure III.4. Origine des contraintes Internes [13]

### III.3. CONTRAINTES INTERNES DUES AU SOUDAGE [18]

#### III.3.1. Source Des Contraintes Résiduelles Relatives Au Soudage

Le chauffage local non uniforme et le refroidissement ultérieur, qui aura lieu au cours d'une opération de soudage ainsi que, les causes complexes des contraintes thermiques conduisent à des contraintes résiduelles. Les contraintes résiduelles et la distorsion doivent être une cause de préoccupation majeure pour le concepteur, car ils sont généralement préjudiciables, directement ou indirectement, à l'intégrité et le comportement du service d'une structure soudée. la résistance à la traction des contraintes résiduelles dans la région proche de la soudure pourrait favoriser la rupture fragile, changer la résistance à la fatigue, sous des conditions environnementales adéquates, la corrosion sous contrainte, les contraintes résiduelles de compression, combinées avec une distorsion initiale peut réduire la résistance au flambage de la structure tandis que la distorsion excessive peut empêcher directement la structure de l'accomplissement de sa tâche prévue.

Trois sources de contraintes résiduelles de soudage sont généralement identifiées dans la littérature, l'une est la différence de retrait des zones différemment chauffés et refroidis d'une soudure, le métal de soudure, initialement soumis à des températures plus élevées, lors du refroidissement de plus de toutes les autres zones, ce qui entraîne la formation de fortes contraintes longitudinales dans le métal de soudure, et d'équilibrage des contraintes de compression dans le reste du matériel de base, les pics des contraintes résiduelles sont souvent plus élevés que la limite d'élasticité du métal soudé. Une représentation schématique des changements de température et de contrainte longitudinale lors du soudage est donnée dans (figure III.5), de même les contraintes résiduelles dans le développement de soudure dans la direction transversale, mais ils sont tout à fait plus petit en valeur absolue (Figure III.6).

Une deuxième source des contraintes résiduelles est le refroidissement inégal dans le sens de l'épaisseur de la soudure, les couches de surface se refroidissent plus rapidement que les intérieurs, en particulier dans les plaques épaisses, cela donne lieu à des contraintes thermiques qui peuvent entraîner des déformations plastiques non uniforme et donc de contraintes résiduelles de compression, à la surface et ceux de traction à l'intérieur.

Enfin, les contraintes résiduelles peuvent se produire à partir de la transformations des phases qui pourraient survenir au cours du refroidissement, ces transformations s'accompagnent d'une augmentation du volume spécifique du matériau en cours de transformation.

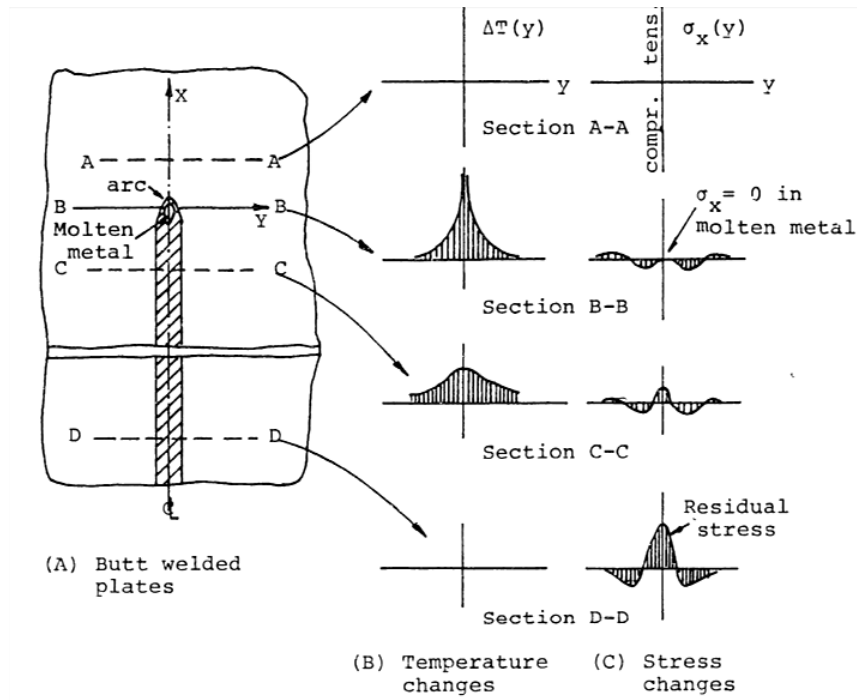


Figure III.5. Représentation schématique des changements de température et de contraintes longitudinales pendant le soudage [18].

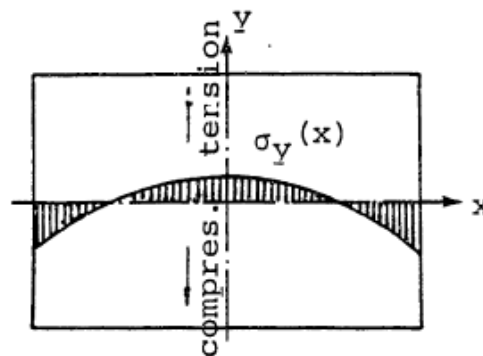


Figure III.6. Distribution typique des contraintes résiduelles transversales en plaques soudées bout à bout [18].

Parfois, être maintenus dans des limites acceptables en sélectionnant les paramètres de conception et de fabrication et les propriétés des matériaux appropriés, ces paramètres de conception comprennent la géométrie de la structure, l'épaisseur de la plaque et les types communs qui sont utilisés, paramètres de fabrication comprennent le type de procédés de soudage utilisés, les paramètres de la procédure réels, séquence de soudage, ...etc. Quant à l'effet des propriétés des matériaux, le concepteur doit se préoccuper à la fois la base et le métal d'apport de sélection, malgré les précautions prises, les contraintes résiduelles et les déformations ne surviennent généralement lors de la fabrication d'une structure soudée, ceux-ci peuvent être intentée en vertu des limites acceptables par une sorte de processus de relaxation des contraintes.

Traitement thermique après soudage est fréquemment spécifié par les codes comme il peut réduire le niveau des contraintes internes et aussi changer la microstructure, cependant, ce dernier effet est parfois un inconvénient et c'est pourquoi les méthodes mécaniques et vibratoires sont aussi souvent utilisées pour soulager les contraintes, les mécanismes qui sous-tendent seront examinées et les problèmes liés à leur application seront mis en évidence.

### III.3.2. Effet de la traitement thermique de relaxation des contraintes internes dans les cordons de soudure

#### III.3.2.1. Cycles thermiques

L'apport de chaleur localisé est, souvent, brutal qui est mis en œuvre pour réaliser une soudure crée un champ thermique dont on peut apprécier simplement les effets en enregistrant les évolutions de la température en fonction du temps, en mettant en place des thermocouples lors de la préparation des pièces à assembler. S'ils ont été judicieusement disposés, on peut enregistrer à partir de chacun d'eux la courbe de température et temps. C'est-à-dire la courbe que l'on appelle le « *cycle thermique de soudage* » qui correspond au volume de métal voisin de la soudure chaude, les résultats obtenus prennent les formes schématisées sur (la Figure III.7).

On voit déjà que le métal est soumis à :

— un chauffage très rapide jusqu'à une température maximale ( $T_m$ ) variant, suivant la distance entre le point considéré et la zone fondue, depuis la température initiale du métal (au plus loin du métal fondu) jusqu'à la température de début de fusion de celui-ci (au plus près du métal fondu);

— un refroidissement généralement rapide qui succède immédiatement à l'arrêt du chauffage.

Une description spatiale de l'état thermique à un instant donné au cours de l'exécution d'une soudure est apportée par le solide thermique c'est une représentation de l'état des différentes isothermes dans le métal de base et dans le métal fondu à l'instant où la source de chaleur passe au droit de l'origine des coordonnées ; (la Figure III.8) on donne des coupes simplifiées; au cours du soudage en régime établi, ce solide thermique reste identique à lui-même et l'évolution thermique de l'ensemble de métal de base et du métal fondu est décrite par sa translation, à la vitesse de soudage, selon la direction de soudage.

Il faut remarquer que ce solide thermique, dissymétrique par rapport au plan ( $Y\hat{O}Z$ ) (Figure III.8), résulte de la déformation, par la translation de la source de chaleur, du solide thermique, symétrique selon ( $Z\hat{O}Z'$ ), correspondant à un chauffage ponctuel avec une source de chaleur immobile; l'introduction de la composante parallèle à la direction de soudage explique en partie, comme l'illustre la (Figure III.7), la déformation des isothermes axisymétriques, en

effet, la composante liée au déplacement change en chaque point l'orientation mais aussi l'intensité du flux, ce qui modifie donc le gradient local de température et, par voie de conséquence, la répartition des isothermes; l'introduction de cette composante est, à un instant donné, équivalente à un déplacement fictif de la source de chaleur selon un vecteur de même direction mais de sens opposé au mouvement de la source de chaleur, en admettant que toute la chaleur reste dans le métal et donc que le flux de chaleur est en tout point, inversement proportionnel au carré de la distance entre ce point et la position fictive de la source de chaleur, on constate que le module du vecteur définissant ce déplacement fictif est proportionnel au cube du rayon de l'isotherme axisymétrique initiale considérée (plus la température correspondant à l'isotherme initiale est élevée, plus son rayon est faible et donc plus son décalage est petit); ainsi s'explique, en partie aussi, le tassement des isothermes en aval de la source de chaleur et au contraire leur écartement en amont (Figure III.8).

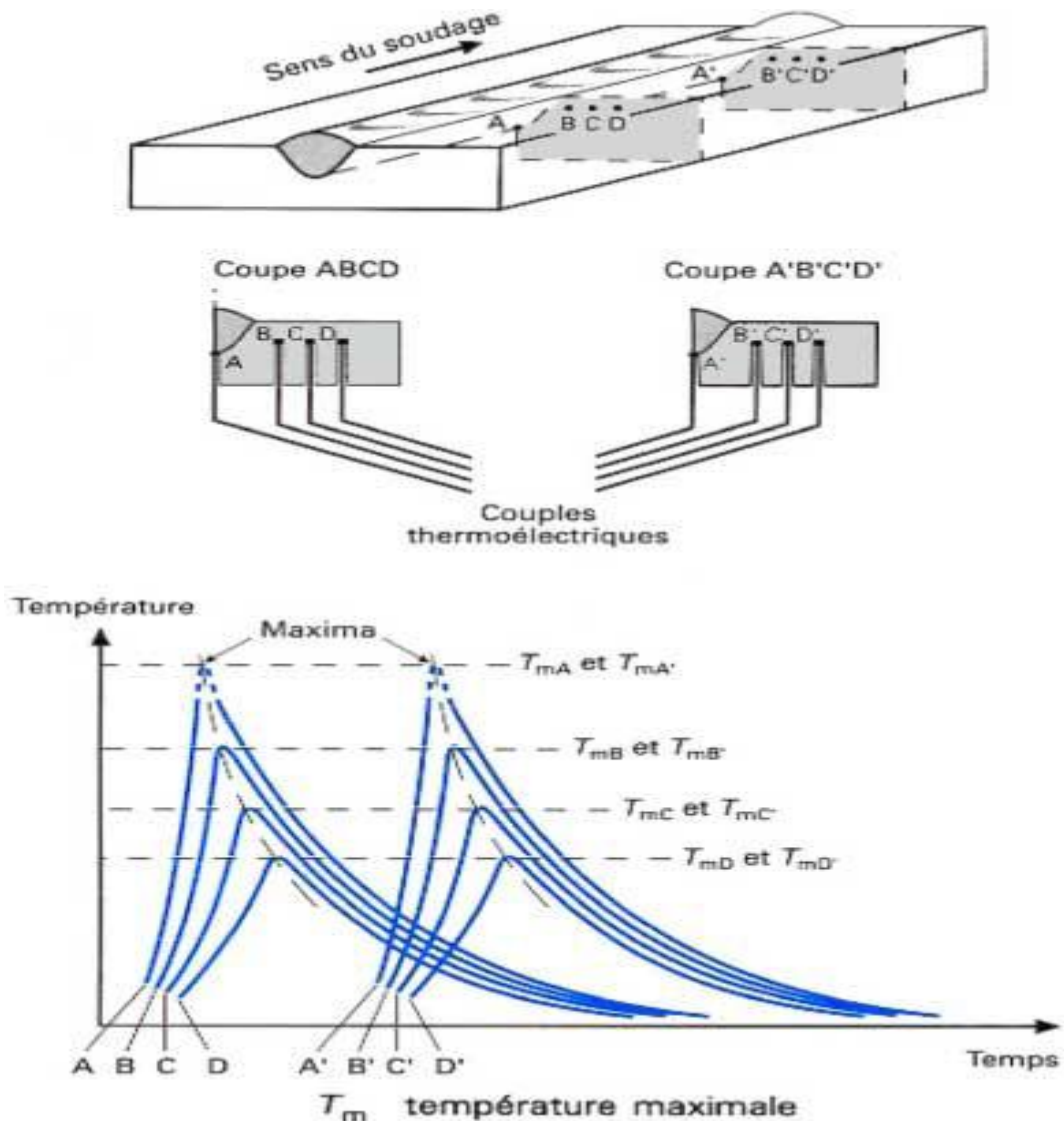


Figure III.7. Schéma des enregistrements des cycles thermiques de soudage [18]

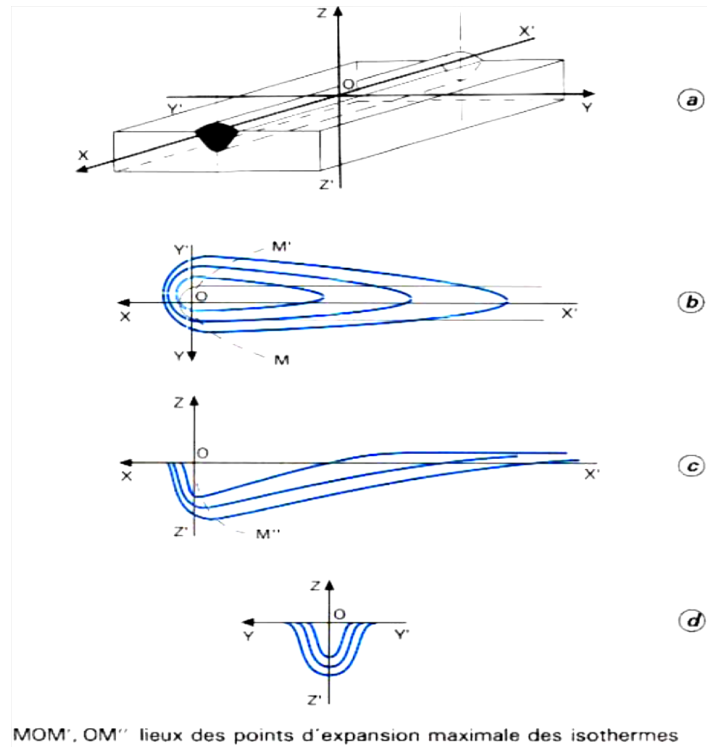


Figure III.8. Schémas de différentes coupes du solide thermique [18]

III.3.3. État des contraintes résiduelles introduites par soudage [19]

Il est important de rappeler quel rôle important joue la taille de la zone de fusion et la taille de la zone affectée thermiquement (ZAT) dans les assemblages soudées, ces zones contiennent les défauts qui constituent le point de départ de tout problème dans les joints soudés. L'énergie mise à contribution pour la fusion du métal et le cycle thermique qui s'ensuit (avec une solidification rapide) viennent modifier la microstructure du matériau dans la région du cordon de soudure, cette région environnant la soudure et englobant la zone du métal de base, dont la microstructure a été influencée par la soudure, dans les aciers, être divisée en plusieurs zones; ces zones, qui se trouvent entre le métal de base (où la température ne dépasse pas 600°C) et le métal d'apport (lieu de fusion puis de resolidification du métal) peuvent être définies comme suit :

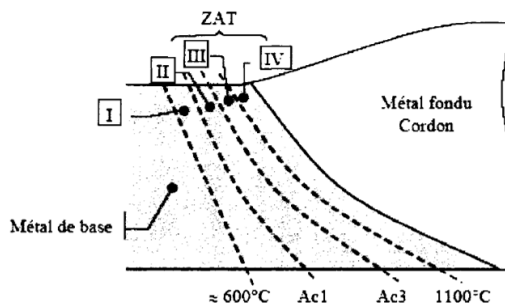


Figure III.9. Zone affectée thermiquement d'un cordon de soudure [19].

Zone I : Zone où la température est comprise entre 600°C et Ac1 ; il peut y avoir précipitation, revenu ou globularisation, suivant l'état initial de l'acier; Ac1 serait ici la température de début de la transformation austénitique, soit autour de 720°C pour les aciers au carbone (ferritiques).

Zone II : Zone où la température est comprise entre Ac1 et Ac3 (Ac3 serait ici la température de fin de transformation austénitique) les modifications y sont importantes; l'austénitisation partielle peut conduire à un affinement de la taille du grain au refroidissement, ceci correspondrait au début de la zone affectée thermiquement (ZAT).

Zone III : Zone où la température est comprise entre Ac3 et 11000°C, après refroidissement, on obtient des microstructures normalisées ou plus grossières selon la température maximale atteinte.

Zone IV : Zone où la température est comprise entre 11000°C et la température de fusion; le grossissement du grain austénitique est tel que la trempabilité du métal est considérablement augmentée et les microstructures obtenues dans cette zone après refroidissement varient de microstructures ferrito-perlitiques aciculaires très grossières, pour des refroidissements modérément rapides, à microstructures bainitiques ou martensitiques, pour les vitesses de refroidissement les plus élevées.

Ainsi, dans la ZAT, les gradients thermiques élevés introduits par le procédé de soudage engendrent des contraintes résultant des changements volumétriques et de la plasticité, en effet soumis à une forte élévation de la température; le matériau subit des transformations de phases à l'état solide, ce qui occasionne une incompatibilité des déformations à une échelle localisée ainsi que de forts gradients de contraintes, notamment à cause des différences de propriétés physiques des diverses phases ou constituants métallurgiques; mentionnons aussi que la déformation plastique survient préférentiellement dans la zone la plus chaude de la soudure, ce qui donne lieu à des contraintes résiduelles importantes lors du refroidissement.

Les transformations de phase qui s'opèrent avec une grande variation volumétrique, celles pour lesquelles les phases « fille » et « mère » ont des réseaux cristallins traduisant un grand écart de leur paramètre de maille ont de plus lourdes conséquences sur le plan thermomécanique; de plus, ces phases ont des coefficients d'expansion thermique différents, ce qui augmente davantage les contraintes thermomécaniques, de façon générale, le caractère multi-phasé de la région soudée se traduit par des différences importantes; des autres propriétés thermomécaniques tels les modules d'élasticité, la capacité thermique et la limite d'élasticité.

### III.4. METHODES DE MESURE DES CONTRAINTES RESIDUELLES

Plusieurs méthodes de mesure des contraintes résiduelles ont été inventées au cours des 80 dernières années. Les méthodes de mesure des contraintes résiduelles peuvent être décomposées en deux catégories. Les méthodes dites " destructives " et les méthodes dites " non destructives " (voir Tableau III.1).

Méthodes destructives (Méthodes mécaniques)	Méthodes non destructives (Méthodes physiques)
Méthode du trou (RS200)	Méthode par diffraction des rayons X (XRD)
Méthode de déflexion	Méthode par diffraction de neutrons
Méthode par découpage	Méthodes magnétiques
	Méthodes ultrasoniques.

**Tableau III.1.** Méthodes de mesure usuelles [19].

Le principe des méthodes basées sur la première catégorie est de détruire l'équilibre initial des contraintes résiduelles et de mesurer les conséquences de cette relaxation (déplacements, déformations, etc.). Les contraintes résiduelles sont ainsi déduites, aux points de mesure, par des méthodes analytiques et numériques. [19]

#### III.4.1. Perçage de trous

Le perçage est l'une des techniques les plus utilisées pour mesurer la contrainte résiduelle, il est relativement simple et pas cher à réaliser. La technique peut être appliquée à une large gamme de matériaux et de composants. Le principe de la technique consiste à l'introduction d'un petit trou dans un composant contenant des contraintes résiduelles. En pratique, un trou est percé dans l'élément au centre d'une jauge de contrainte rosette; à proximité de l'orifice, la décharge de traction est presque complète. Cette technique souffre de sensibilité des souches limitée et des erreurs potentielles et les incertitudes liées aux dimensions de l'orifice (diamètre, profondeur...etc.) et la préparation des échantillons, est le principal problème de la technique de perçage est l'hypothèse d'un état de contrainte uniforme, seulement près de la surface qui jusqu'à 2 mm de profondeur peut être évaluée. La composants soudés est donc très limité en tant que gradient de contrainte élevé se trouve près de la soudure peut être mesurée. [13]

#### III.4.2. Courbure et enlèvement de la couche

Les techniques d'élimination de la courbure et l'élément de la couche sont souvent utilisées pour mesurer la présence de contraintes résiduelles dans une éprouvette de simple géométrie. La méthode est généralement rapide et ne nécessitent qu'un simple calcul de la courbure des valeurs des contraintes résiduelles.

Lorsque les couches sont enlevées à partir d'un côté d'une plaque plate qui contient des contraintes résiduelles, celles-ci deviennent déséquilibrés par le coude plaque. La courbure dépend de la répartition des contraintes d'origine présente dans les couches qui ont été retirées et les propriétés élastiques de la plaque reste inchangés. En effectuant une série de courbure mesures après le transfert des couches successives de la répartition des contraintes dans la plaque originale peut être déduite par la méthode (microscope optique, microscope à balayage laser ou jauges) des contraintes, en fonction de la résolution et la portée de l'instrument de mesure, donc l'application de cette méthode à éléments soudés est très limitée.

### III.4.3. Méthodes ultrasoniques [13]

Méthodes ultrasonores utilisent les sensibilités de la vitesse des ondes ultrasons circule à travers un solide aux niveaux des contraintes au sein de celui-ci; changements dans la vitesse des ondes ultrasonores dans un matériau sont directement affecté par l'amplitude et la direction des contraintes présentes, parce que les changements de vitesse sont de petite taille et sont sensibles à la texture du matériau (alignement des grains), il est souvent plus pratique de mesurer le temps de transit que la longueur du trajet ultrasonore n'est généralement pas connue avec une précision suffisante, parce que les changements de vitesse dépendent du champ des contraintes sur tout le trajet ultrasonore, la résolution spatiale est faible; les coefficients acoustoélastique nécessaires pour les analyses sont généralement calculés par des tests d'étalonnage. Tandis que la méthode ultrasonique donner un mesurer des contraintes résiduelles macro sur un grand volume du matériau, la présence de la texture dans le matériau limite souvent leur spéciale résolution; néanmoins, ils ont l'avantage d'être en mesure la masse du matériau et sont donc bien adaptés à opérations d'inspection, l'application à des composants soudés est très limitée, car les résultats sont influencés par la texture du matériau.

#### III.4.3.1. Vitesse de propagation des ondes sonores

$$C = \sqrt{\frac{K}{\rho}} \text{ ou } K \text{ le module d'élasticité volumique } \quad \rho: \text{ la densité}$$

$$K = \frac{E}{3(1-2\mu)} \quad E: \text{ module de Young } \quad \mu: \text{ coefficient de Poisson}$$

dans un milieu homogène solide la vitesse des ondes transversale

$$C_1 = \sqrt{\frac{G}{\rho}} \text{ ou } G: \text{ le module de cisaillement.}$$

$$C_2 = \sqrt{\frac{E\mu}{\rho(1+\mu)(1-2\mu)} + \frac{2G}{\rho}} = \sqrt{\frac{E(1-\mu)}{\rho(1+\mu)(1-2\mu)}}$$

dans les milieux solides la vitesse des ondes longitudinale est supérieur à l'onde transversale.

dans le cas de barre mince dont  $e \ll \lambda$   $C_2 = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$

dans le cas d'un fil en câble l'onde transversale  $C_1 = \sqrt{\frac{\sigma}{\rho}} = \sqrt{\frac{F}{\rho S}}$

#### III.4.4. Diffraction des rayons X

La mesure des contraintes internes par Diffraction des rayons X, s'appuie sur les mesure des déformations plastiques dans un matériau poly-cristallin ou monocristallin. Les déformations provoquent des changements dans l'espacement des plans réticulaires de leur position d'équilibre à une nouvelle valeur des contraintes appliquées. Ce nouvel espacement selon le taux de déformation microscopique crée un champs de contrainte par l'effet d'empilement des dislocations, par rapport à la contrainte appliquée et le réseau cristallin. La mesure elle-même est relativement simple par des équipements facilement disponible. La méthode de mesure par DRX consiste à évaluer  $\Delta\theta$  (écart de la valeur réelle à celle théorique) par l'application de la loi de Bragg (équation III.1)

$$\lambda = 2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin\theta_{hkl} \quad (\text{III.1})$$

Avec  $\lambda$  étant la longueur d'onde des rayons X,  $d_{hkl}$  est la distance entre le plan (distance inter-réticulaire) du réseau et  $\theta_{hkl}$  l'angle de diffraction. Un détecteur, qui se déplace autour de l'échantillon pour détecter les positions angulaires par rapport au rayons X diffractés, enregistre l'intensité des rayons X diffractés autrement dit c'est la mesure des pics du faisceau diffractés. L'emplacement des pics permet à l'utilisateur d'évaluer les contraintes à l'intérieur du composant quel que millimètre de profondeur. Seules les contraintes proches de la surface peuvent être mesurées, il peut être appliqué à de composant soudées ou autres. Des précautions particulières doivent être prises pour déterminer l'état des contraintes, la distance entre les plans du réseau à l'intérieur de la soudure en raison de la microstructure différente.

#### III.4.5. Diffraction des neutrons

Comme diffraction des rayons X, la diffraction des neutrons technique repose sur la déformation élastique dans un matériau poly-cristallin qui provoque des changements dans l'écartement des plans réticulaires de leur valeur de contrainte libre; les mesures sont effectuées à peu près de la même manière qu'avec diffraction des rayons X, avec un détecteur de

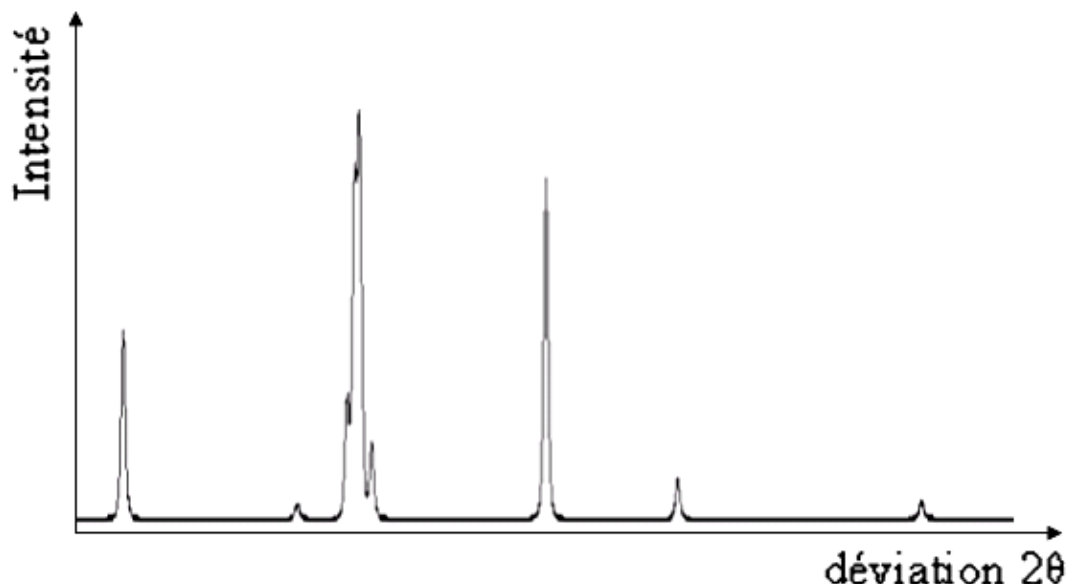
mouvement autour de l'échantillon, repérer les positions des faisceaux d'intensité diffractés, le plus grand avantage la méthodes des neutrons est la profondeur de pénétration très importante, ce qui les rend capables de mesurer des profondeurs proches de la surface d'environ 0,2 mm à travers l'épaisseur, des mesures jusqu'à 100 mm en aluminium ou en acier de 30 mm; avec une haute résolution spatiale, diffraction de neutrons peut fournir des cartes complètes de déformation en trois dimensions. Ceci est réalisé par translation et le mouvement de rotation du composant; cependant, par rapport à d'autres techniques de diffraction telles que diffraction aux rayons X, mais l'inconvénient est le coût relatif beaucoup plus élevé par rapport au méthode DRX par rayons X.

## III.5. LA METHODE DE DIFFRACTION PAR RAYON-X (DRX) ET TECHNIQUE D'EVALUATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES

### III.5.1. Diffraction Rayon X (DRX) [20]

Depuis environ 30 ans, la technique de détermination des contraintes par diffraction n'a pas cessé de progresser aussi bien sur le plan fondamental qu'au niveau des performances techniques. Dans des nombreuses études des caractérisations des matériaux touchent la conception et l'amélioration du comportement en service des installations industrielles, la diffraction de rayon X s'impose, dernièrement, cette technique de diffraction des rayons X a occupé une place dans le contrôle qualité, dans différents secteurs industriels (métallurgie, automobile, aéronautique, transport hydrocarbure, maritime,...etc.).

La mesure de contrainte résiduelle par la méthode de diffraction par rayon X est une méthode de mesure non destructive. En générale elle consiste à bombarder l'échantillon par des rayons X, et à regarder l'intensité monochromatique et qui mesure l'angle  $2\theta$  par pics du faisceau diffractés qui présente une intensité relativement forte. En suite, on compare les valeurs réelles au celles des valeurs théoriques en utilisant la loi de BRAGG(équation III.1). On enregistre l'intensité détectée en fonction de l'angle de déviation  $2\theta$  du faisceau. La courbe obtenue s'appelle "*le diffractogramme*" (Figure III.11); lorsqu'un faisceau des rayons X arrive sur un matériau monocristallin.



La Figure III.11. Diffractogramme [20].

Les contraintes internes entraînent une variation de la position des sommets du diffractogramme par rapport au valeurs théorique. Cette variation sert à déterminer la contrainte résiduelle (Figure III.12).

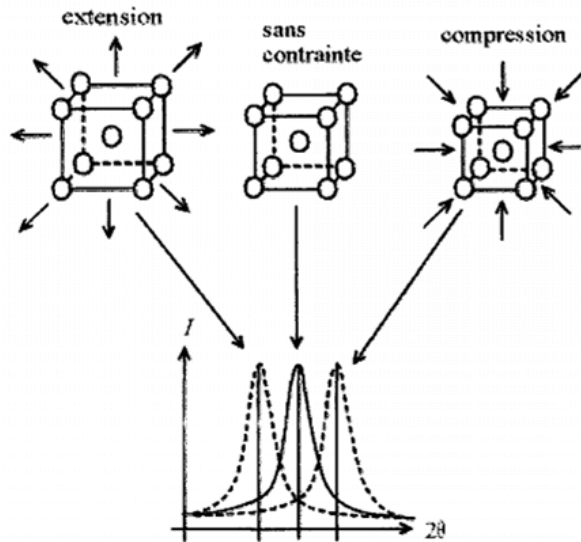


Figure II.12. Variation des sommets de courbe de mesure des contraintes [20]

De la loi de Bragg (équation III.1), on peut associer chaque pic à une famille des plans atomiques imaginaire (voir Figure III.13), ces plans peuvent être désignés par des indices de Miler ( $hkl$ ), on peut donc de même associer ces indices ( $hkl$ ) aux pics de diffraction, on parle d'«indexation des pics».

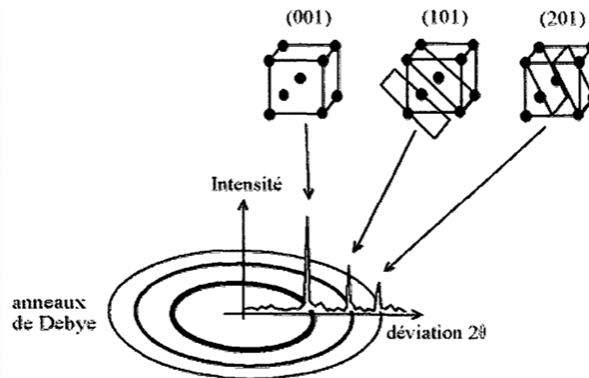
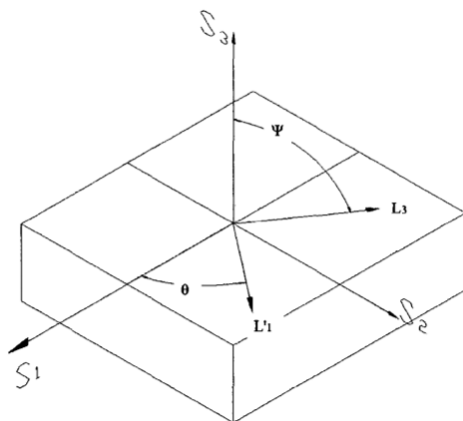


Figure III.13. Représentation de pic à un plan atomique imaginaire [6].



$S_1, S_2, S_3$  : système d'axe relatif.  
 $L'_1$  : mesure de la déformation  $\varepsilon_\theta$   
 $L_3$  : mesure de la déformation  $\varepsilon_{\theta\Psi}$ .  
 $\Psi$  : Angle entre  $S_3$  et  $L_3$

Figure III.14. Système des axes [20].

Les déformations maximales sont obtenues pour les angles de  $\theta$  et  $\Psi$  donnant des sommets au diffractogramme mesuré selon les plans "hkl".

On obtient la déformation maximale selon l'axe  $S_3$  avec la relation (équation III.2):

$$\varepsilon_{\theta\Psi} = \frac{d_{\theta\Psi} - d_{0\theta\Psi}}{d_{0\theta\Psi}} \quad (\text{III.2})$$

$\varepsilon_{\theta\Psi}$ : Déformations maximales mesurées.

$d_{\theta\Psi}$ : Distance inter-réticulaire initiale.

$d_{0\theta\Psi}$ : Distance inter-réticulaire sous l'effet des contraintes.

La contrainte maximale est calculée à un angle  $\theta = 0^\circ$  avec (l'équation III.3).

$$\sigma_\theta = \frac{E}{(1+\nu)} \frac{1}{\sin^2\Psi} \frac{d_{\theta\Psi} - d_{0\theta\Psi}}{d_{0\theta\Psi}} \quad (\text{III.3})$$

La méthode par diffraction de rayon X, a une profondeur de mesure variant de 2 à 50 mm et une précision de mesure de  $\pm 30$  MPa.

D'autre part si on utilise la loi de Bragg (équation III.1)

$$\varepsilon_{hkl} = \frac{d_{hkl} - d_0}{d_0} = \frac{\frac{1}{\sin \theta_{hkl}} - \frac{1}{\sin \theta_0}}{\frac{1}{\sin \theta_0}} = \frac{\sin \theta_0}{\sin \theta_{hkl}} - 1 \quad (\text{III.4})$$

On exprime la déformation  $\varepsilon_{hkl}$  en fonction des angles  $\theta_{hkl}$ . En appliquant la différentiation de la loi de Bragg (équation III.1) et en supposant la longueur d'onde constante nous obtenons :

$$\varepsilon_{hkl} = -\cotg \theta_0 \Delta \theta_0 \quad (\text{III.5})$$

(L'équation III.4) nous indique que pour avoir la meilleure résolution possible, il est nécessaire que le terme  $\Delta \theta$  soit le plus grand possible, la déformation étant imposée au matériau par une action extérieure, une bonne résolution est atteinte en réduisant le terme  $\cotg \theta_0$ , c'est à dire en augmentant  $2\theta_0$ .

### III.5.1.1. Détermination de la distance inter-réticulaire de référence

Il est difficile de réaliser la détermination la distance inter-réticulaire de référence  $d_0$ , car elle correspond à la valeur dans un matériau libre de toutes les contraintes (matériau parfait); par diffraction, il est nécessaire de déterminer cette valeur dans les mêmes conditions expérimentales que l'expérience en elle-même (position d'échantillon, angle de diffraction, la même longueur d'onde, ...etc.).

Les différentes manières et techniques d'atteindre la valeur de  $d_0$  sont principalement :

- Le traitement thermique qui permet la relaxation des contraintes internes du matériau considéré est le recuit de relaxation (élimination partielle des contraintes internes), cette technique consiste à maintenir l'échantillon à une température plus au moins proche de la moitié de sa température de fusion quelques heures avant un refroidissement lent, sachant que la relaxation des contraintes internes c'est la réduction des dislocations par l'effet d'annulation  $\vec{b} \vec{L}_1 = -\vec{b} \vec{L}_2$  et la pénétration dans les joints de grain ou la sortie de la surface. La valeur de cisaillement d'une dislocation  $|\vec{\tau}| = \mu \vec{b} \vec{L}$  avec une vitesse mobilité  $V = \alpha \cdot \exp\left(\frac{-\Delta H_L}{KT}\right)$ . Le traitement thermique pouvant avoir des effets sur la structure du matériau (changement de phase par diffusion ou rétrodiffusion des éléments d'additions). Il est préférable de mesurer la référence dans différentes directions et de considérer alors la moyenne. On suppose que les contraintes macroscopiques sont en moyenne quasi nulles, il est possible d'évaluer la référence  $d_0$  en tenant compte d'une zone non affectée par un quelconque procédé de fabrication (traitements thermiques, mécaniques ou autres).
- L'utilisation d'une poudre obtenue à partir de l'échantillon permet d'accéder à la valeur de  $d_0$ , les grains sont suffisamment petits pour que l'on puisse considérer que les effets de la relaxation conduisent à une poudre sans contraintes, dans ce cas, les mesures sont généralement réalisées dans une seule direction.

III.5.2. Méthode du  $\sin^2\Psi$  pour la mesure des contraintes [21]

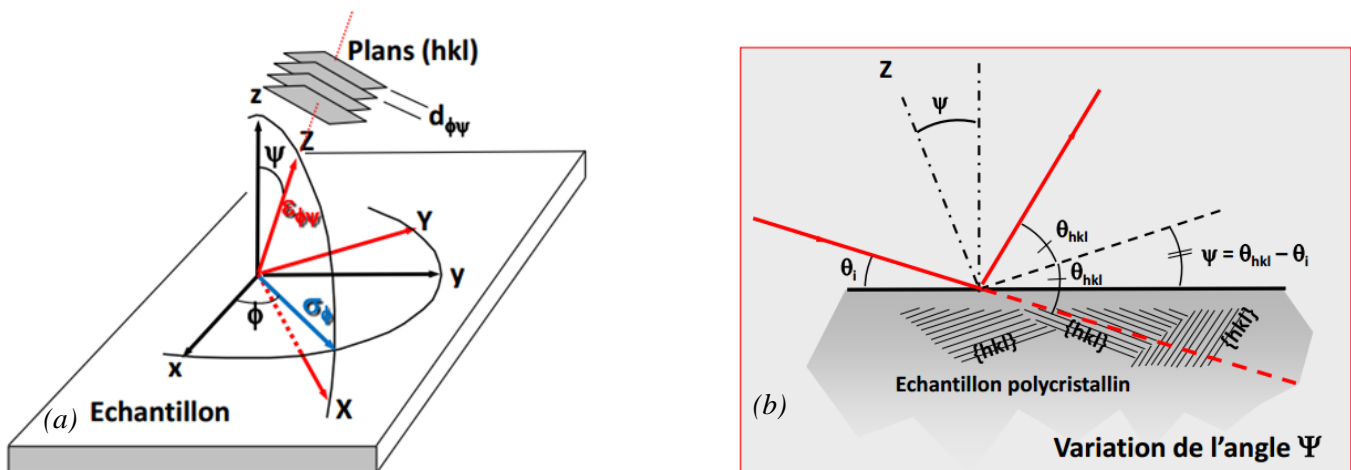


Figure III.15. Transformation des coordonnées du laboratoire à celles de l'échantillon

(a) géométrie de la diffraction (b) dans la méthode  $\sin^2\Psi$  [21]

Le principe de la méthode est d'utiliser la distance inter-réticulaire comme jauge de contrainte, en faisant varier l'angle  $\Psi$  entre la normale à la surface de l'échantillon et la normale aux plans diffractants ( $hkl$ ). Il est possible de mesurer la dilatation (ou la contraction) au sein d'un matériau poly cristallin et pour une même direction  $\langle hkl \rangle$ .

La déformation est mesurée par:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{(d_{\phi\psi} - d_0)}{d_0} \quad (\text{III.6})$$

où  $d_{\phi\psi} = d_{hkl}$  est la distance inter-réticulaire associée par deux angles  $\phi$  et  $\psi$  et  $d_0$  où  $d_0$  est la distance équivalente en l'absence de contrainte, partant d'un repère orthogonal ( $x, y, z$ ) dit d'échantillon, pour aller vers un repère ( $X, Y, Z$ ) dit d'instrument, il suffit de procéder à une rotation de l'angle  $\phi$  autour de  $z$  suivie d'une rotation orthogonale d'un angle  $\psi$  autour de  $Y$ . les axes  $x$  et  $y$  sont dans le plan de l'échantillon et correspondent à des orientations particuliers en relation avec le procédé de mise en forme (laminage, tréfilage...); dans une déformation de l'élasticité isotrope et en condition de déformation homogène, la déformation dans la direction  $Z$  est reliée aux composantes  $\sigma_{ij}$  du tenseur des contraintes par la relation :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \{ \sigma_{xx} \cos^2 \phi + \sigma_{xy} \sin 2\phi + \sigma_{yy} \sin^2 \phi - \sigma_{zz} \} \sin^2 \psi + \frac{1+\nu}{E} \sigma_{zz} - \frac{\nu}{E} [ \sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz} ] + \frac{1+\nu}{E} \{ \sigma_{xz} \cos \phi + \sigma_{yz} \sin \phi \} \sin 2\psi \quad (\text{III.7})$$

Où  $E$  est le module de YOUNG ;  $\nu$  le coefficient de POISSON compris entre 0 et 0.5 mais souvent proche de 0.3 sur les aciers.

La profondeur d'analyse mise en cause dans la mesure des contraintes par diffraction X est relativement limitée. Il est alors envisageable d'admettre l'hypothèse d'une déformation plane, à savoir que les contraintes ayant une composante normale à la surface sont négligeables (exactement nulles à la surface). (La relation III.7) se ramène alors à :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \{ \sigma_{xx} \cos^2 2\phi + \sigma_{xy} \sin 2\phi + \sigma_{yy} \sin^2 \phi \} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} [ \sigma_{xx} + \sigma_{yy} ] \quad (\text{III.8})$$

Or la contrainte dans le plan d'échantillon et dans la direction écartée de  $\phi$  par rapport à l'axe  $x$  (Figure III.15) valant :

$$\sigma_{\phi} = \sigma_{xx} \cos^2 \phi + \sigma_{yy} \sin^2 \phi \quad (\text{III.9})$$

Il vient:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \{ \sigma_{\phi} + \sigma_{xy} \sin 2\phi \} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} [ \sigma_{xx} + \sigma_{yy} ] \quad (\text{III.10})$$

Si de plus, par hypothèse ou en raison du mode d'élaboration de l'échantillon, on postule pour que la contrainte de cisaillement  $\sigma_{xy}$  est faible, la relation (équation III.7) se résume à :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (\text{III.11})$$

La méthode dite du  $\sin^2 \psi$  consiste à mesurer la distance inter-réticulaire (ou des paramètres) hors contrainte  $d_0$ , laquelle n'est pas toujours aisément accessible, une expression équivalente de la déformation  $\varepsilon_{\phi\psi}$  peut être donnée en remarquant que l'écart entre la distance inter-réticulaire sous ou sans contrainte, est faible, cette remarque est à rapprocher du fait que la déformation à mesurer est celle du domaine élastique, elle ne s'étend guère au-delà de quelques dixièmes de pourcent en général.

Comme :  $d_{\phi\psi} = d_0(1 + \varepsilon_{\phi\psi})$  avec  $\varepsilon_{\phi\psi} \ll 1$ , alors :  $\text{Ln}(d_{\phi\psi}/d_0) = \text{Ln}(1 + \varepsilon_{\phi\psi}) \approx \varepsilon_{\phi\psi}$

L'expression (équation III.11) laisse place à la relation (équation III.12) :

$$\text{Ln}(d_{\phi\psi}) = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) + \text{Ln}(d_0) \quad (\text{III.12})$$

La mesure de la contrainte interne ne nécessite plus la connaissance de  $d_0$  il suffit en effet de tracer  $\text{Ln}(d_{\phi\psi})$  en fonction de  $\sin^2 \psi$  pour atteindre la valeur de  $\sigma_{\phi}$ .

La (Figure III.15.b) montre la géométrie de la diffraction: pour famille choisie de plans  $\{d_{hkl}\}$  et une longueur d'onde donnée, l'angle  $\psi$  est égale à la différence entre l'angle de BRAGG  $\theta_{hkl}$  de cette famille et l'angle d'attaque de faisceau sur la surface de l'échantillon. Ainsi il est possible de suivre le déplacement des pics de diffraction en relation avec les contraintes macroscopiques sous réserve de précaution opératoires, les ou les pics choisis pour la mesure doivent se situer le plus possible aux grands angles afin de bénéficier d'une bonne précision; les plans des diffractions ne sont plus parallèles à la surface de l'échantillon : il peut y avoir un problème de focalisation qui sera réduit par l'emploi.

**CHAPITRE IV: TECHNIQUES  
EXPERIMENTALES ET ANALYSE  
DES CONTRAINTES INTERNES**

**IV.1. Matériaux étudiés**

Nous avons entamer notre travail par la réalisation des échantillons pour la campagne expérimentale par la confection des échantillons de l'acier X70 soudé (ZF: Zone Fondue, ZAT: Zone affectée thermiquement, MB: Métal de base). Sachant bien que ce type d'acier à une large application notamment : (l'industrie mécanique, en particulier l'industrie ferroviaire, navale et surtout l'industrie pétrolière, transport par pipeline et stockage des hydrocarbures dans les bacs). Cet acier a été classé dans le standard API 5L (Institut Américain du Pétrole Spécifie pour le pipeline)[22]

La composition et les propriétés mécaniques d'aciers sélectionné sont données dans le Tableau IV.1 ainsi que le matériau d'apport Tableau IV.2.

**Tableau IV.1.** Composition chimique de l'acier X70

<i>Code</i>	<i>Teneur des éléments en % massique</i>										
<i>X70</i>	<i>C</i>	<i>Mo</i>	<i>Cu</i>	<i>Ni</i>	<i>Cr</i>	<i>P</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>V</i>	<i>S</i>	<i>Fe</i>
	0.075	0.016	0.162	0.031	0.055	0.016	0.335	1.500	0.010	0.0048	97.795

**Tableau IV.2.** Composition chimique du métal d'apport E8018 (*Annexe*)

<i>Code</i>	<i>Teneur des éléments en % massique</i>								
<i>E8018</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Cu</i>	<i>Ni</i>	<i>Cr</i>	<i>P</i>	<i>Si</i>	<i>Mo</i>	<i>S</i>
	0.07	0.8	<0.1	2.37	1.25	0.015	0.4	0.55	0.012

Les propriétés mécaniques de notre acier sont mesurées par le constructeur (Tableau IV.3).

**Tableau IV.3:** Propriété mécanique d'acier étudié selon les normes standards (état brut)

<b>Acier</b>	<b>Re [MPa]</b>		<b>Rm [MPa]</b>	
	<b>min</b>	<b>max</b>	<b>min</b>	<b>Max</b>
<b>X70(1)</b>	<b>483</b>	<b>621</b>	<b>566</b>	<b>758</b>

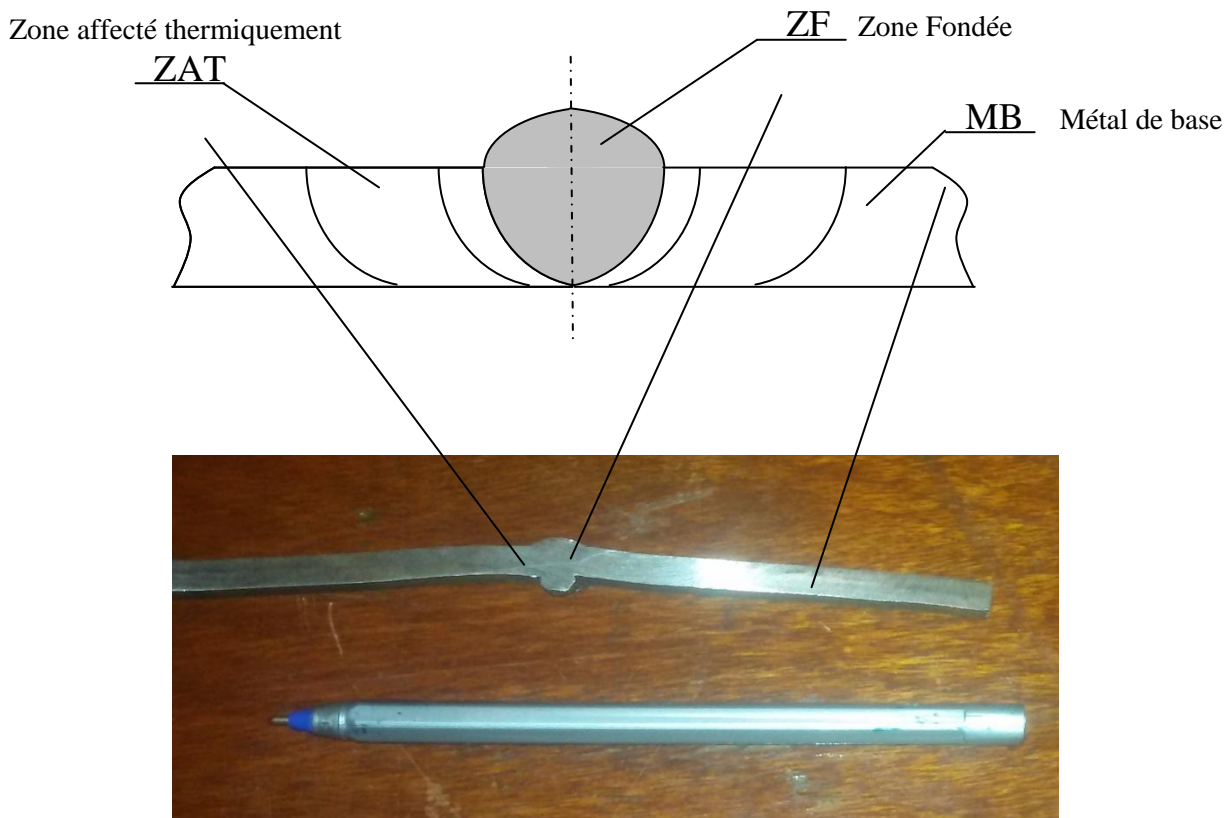
(1) selon la norme standard API 5 L

Re : limite d'élasticité [MPa].

Rm : résistance à la rupture [MPa].

**IV.2. Préparation des échantillons :**

La zone étudiée est celle illustrée par la (Figure IV.1). Les échantillons utilisés sont confectionnés à partir d'un acier X70 (API 5L) utilisé par l'industrie après toutes les opérations et les étapes de soudage dans les ateliers SONATRACH (DMN), on découpe des zones de part et d'autre d'un cordon du soudure, tout en respectant la précaution de prise d'échantillonnage. dans le laboratoire de mécanique de l'Université de LAGHOUAT, on a découpé des éprouvette dont les dimension sont 100 x 40 x 5,7 mm, on appliquant plusieurs processus de découpage à l'aide d'une tronçonneuse refroidie par un jet d'eau a fin d'éviter la modification de l'état de la microstructure (Figure IV.2), pour éviter l'échauffement des éprouvettes, dont le but est de ne pas modifier les propriétés structurales et mécaniques et traitement de surface et traitement thermique afin de prépare à la visualisation microscopique et la préparation DRX, le processus de relaxation a été effectué à 600°C pendant (0.5, 2, 3) heures puis l'échantillon a été laissé pour le refroidissement à l'air, on suppose que le contrainte internes au niveau de Zone Matière de base (MB) est négligeable et on le prend comme référence.



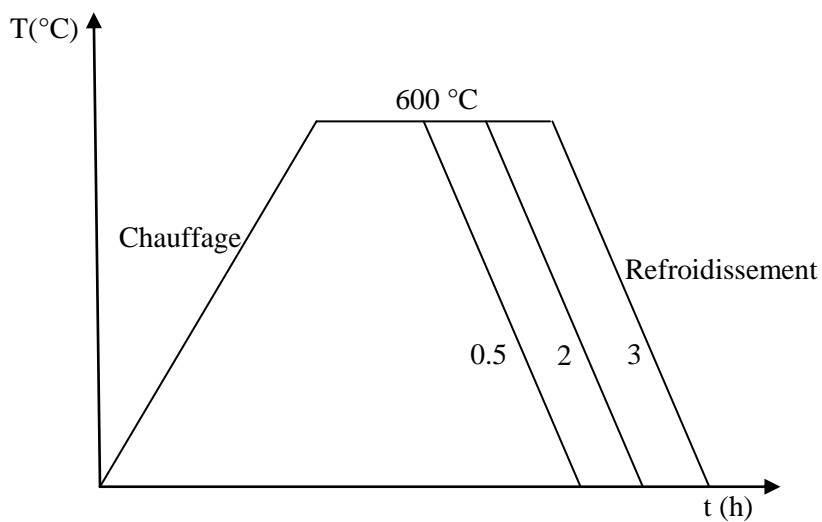
**Figure IV. 1. La forme du cordon**



**Figure IV.2:**Tronçonneuse pour découpage

### **IV.3.Traitement thermique:**

Du fait que notre acier est faiblement allié et le taux de carbone environne 0,075% en masse, on peut considérer l'alliage en question comme étant un acier hypoeutectoïde. Donc le protocole des traitements thermiques est basé sur cette considération.



**Figure IV.3 :** Présentation du protocole des traitements thermiques.

Trois échantillons (MB, ZAT, ZF), à l'état brut, ont été gardés comme état de référence; le reste des échantillons ont été soumis à un traitement thermique dont le temps de maintien est 0.5, 2 et 3 heures avec une température de 600°C suivi d'un refroidissement lent à l'air libre.



**Figure IV.4 :** Four de traitement thermique maxi 1000°C

#### **IV.4.Phase de polissage et Attaque Chimique:**

A fin d’avoir des observations métallographiques de qualité, il faut réaliser un polissage, soigneusement effectué, sur la totalité de nos échantillons.

-la polissage grossier a été réalisé sur une polisseuse de marque *Struers Knuth-Rotor-3* avec utilisation de papier abrasif a grain de Sic allant de 120 à 1200 (grains/mm<sup>2</sup>) ; ce polissage grossier est suivi par un autre polissage de finition en utilisant Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> à 0,3 µm de granulométrie sur une polisseuse à commande numérique de marque *Presi*; à fin de révéler la morphologie de la microstructure des échantillons. On procède à l’application d’une attaque chimique pendant 5 seconde par la solution de Nital dont le but de bien révéler la morphologie structurale de nos échantillons.



**Figure IV.5:** Polisseuses (laboratoire de mécanique)

Une solution aqueuse de Nital (4% d'acide nitrique et 96% d'éthanol) a été préparé au laboratoire de mécanique, pour effectuer une attaque chimique, pendant environ 5 à 10 secondes, selon la nature de l'échantillon (cordon de soudure, ZAT ou MB). Toutes les éprouvettes, sur lesquelles a été réalisées une attaque chimique, sont par la suite, nettoyées par rinçage à l'eau distillée et séchées par un jet d'air.

#### **IV.5.Examen métallographique :**

L'examen métallographique a pour but, surtout la révélation de la morphologie structurelle des alliages du point de vue homogénéité, textures et répartitions des grains. Les observations métallographiques ont été réalisées au laboratoire de mécanique à l'aide d'un microscope optique *MEJITE CECHNO, W, LTD* de grossissement allant de 50 à 500 fois, avec prise de photo par système optique liés un dispositif numérique performant qui garde une excellente résolution et haute définition.



**Figure IV.6 :** microscope optique (laboratoire de mécanique)

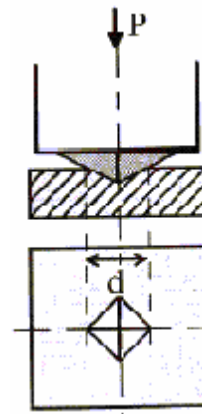
#### **IV.6. Essai mécanique de micro dureté**

Essai de la dureté est fait au laboratoire mécanique (ALFAPIPE) Ghardaïa à l'aide de microdureté (Figure IV.7), on utilise pour cette essai un diamant en forme de pyramide, à base carré angle au sommet entre faces opposées 136°; profondeur de pénétration égale à 1/7 de la diagonale de l'empreinte (Figure IV.8).

$$\text{Dureté Vickers : } HV = \frac{1854,4.P}{d^2}$$

*P* : charge appliquée égale à 1kg F.

*d* : moyenne des deux diagonales de l'empreinte (μm)



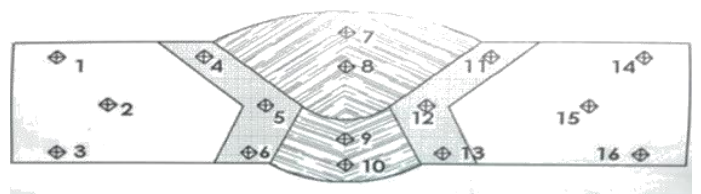
**Figure IV.7:** Microduromètre Vickers. **Figure IV.8 :** Mode opératoire de l’essai de microdureté [22]

**IV.6.1. Préparation échantillon Essai mécanique de dureté**

Les mesures de dureté sont effectuées sur des surfaces du plaques qui à été préparé à l'atelier mécanique usine pipeline (ALFAPIPE) Ghardaïa en coupe l'échantillon avec une Tronçonneuse découpage (Figure IV.9) avec une dimension (45mm x 10mm x 1,5mm). Les mesures fait sur 16 points différents comme indiqué sur la (Figure IV.10).



**Figure IV.9.** Tronçonneuse découpage



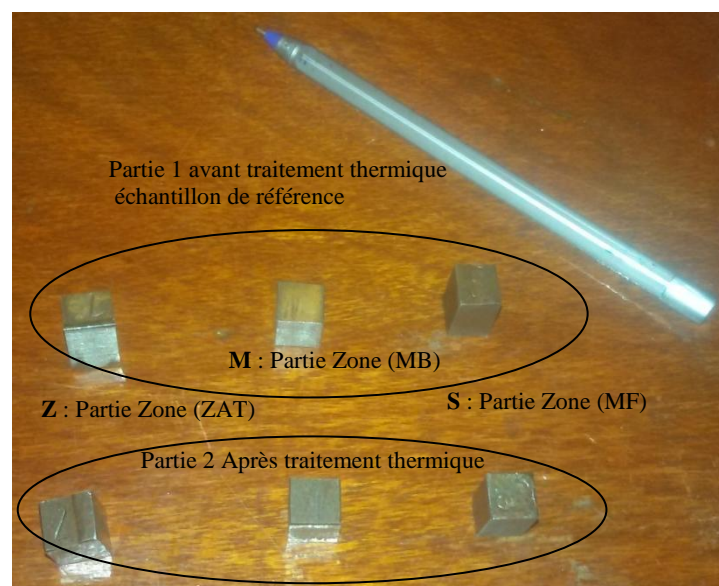
**Figure IV.10:** Points de mesure de dureté

### **IV.7. Analyse par diffraction des rayons X :**

La mesure des contraintes par rayons X est effectuée par le procédé fixe (la méthode  $\psi$ ,  $\psi$ -diffractomètre). La taille des échantillons pour la DRX est (10X10X14,3) mm (Figure IV.11), en tenant compte de la taille des grains grossiers par l'augmentation de la température de la zone soudée.

Le diffractomètre utilisé est de la marque Philips, il est composé d'une source de rayons X monochromatique, un porte-échantillon et un détecteur de rayons X qui enregistre l'intensité de lumière diffractée en fonction de l'angle de diffraction de rotation spinale autour d'axe parallèle au plan de plateau. L'acquisition des données est enregistré dans un ordinateur grâce à un logiciel puis analysées selon la banque de donnée de 1M°.

Les rayons X sont émis à partir d'une anode de Cu  $k\alpha = 1.54\text{Å}$ . Les paramètres du procédé pour l'ensemble échantillon sont 40 KV et 50 mA avec un pas de  $0,02^\circ$  et une vitesse de déplacement d'une seconde pour chaque pas.



**Figure IV.11.** ensemble des échantillons acier X70 soudée.

#### **IV.7.1. Calcul Expérimentale Des Contraintes Résiduelles**

##### **IV.7.1.1. Principe de calcul**

Plan de diffraction est (211) -  $2\theta=256^\circ$ ;

$\sin^2\psi$  et en utilisant 4 Angles  $\psi = (0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 45^\circ)$ ;

3 Angles d'orientation  $\phi = (0^\circ, 45^\circ, 90^\circ)$ , ou  $\phi = 0^\circ$  perpendiculaire au soudage (Transversale);

et  $\phi = 90^\circ$  parallèle au soudage (longitudinale);

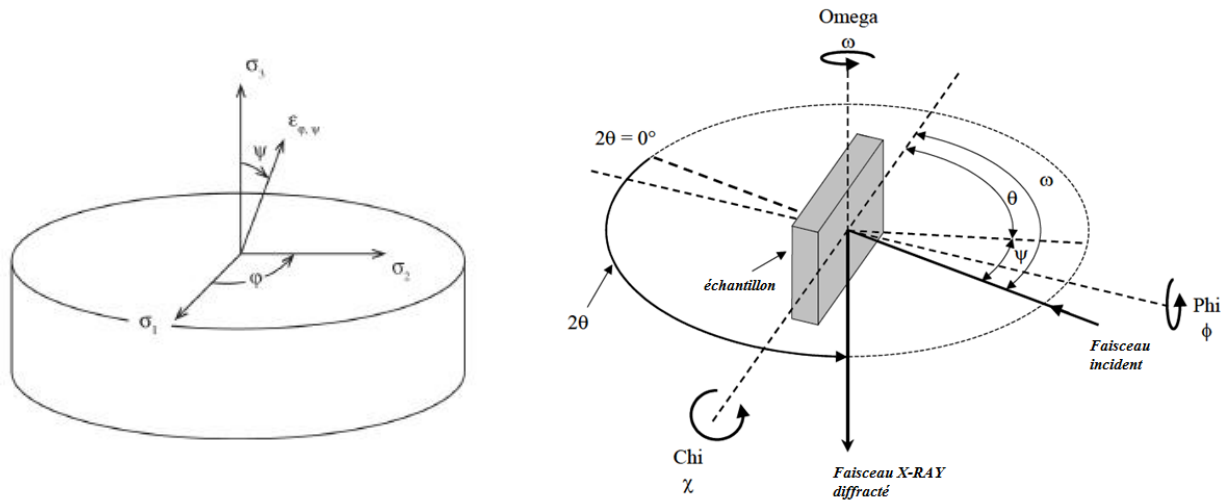


Figure IV.12. Diffraction de rayon X-DRX sur l'échantillon et les composants de contraintes internes [21]

Compte tenu de l'épaisseur du matériau, une analyse de contrainte biaxiale a été réalisée.

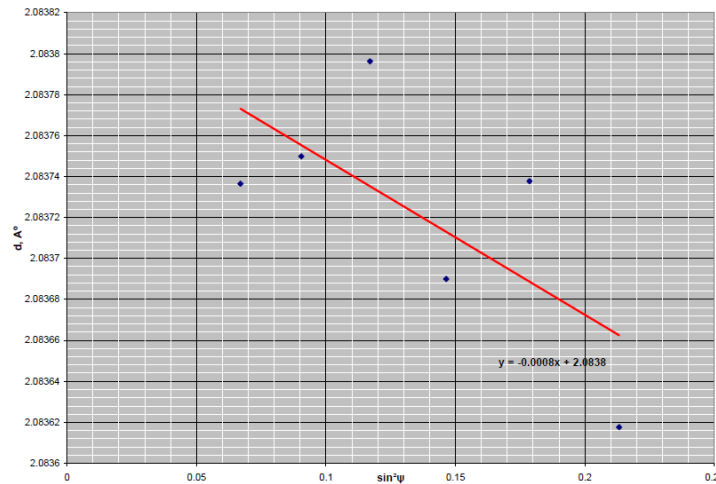


Figure IV.13. Un graphe linéaire de d contre sin<sup>2</sup>ψ ajusté aux données de diffraction avec une pente négative [22].

Figure IV.13 montre une ligne des moindres carrés ajustée aux données obtenues à partir de la diffraction des rayons X. La Figure IV.12 présente un comportement d vs sin<sup>2</sup>ψ c'est un peu optimiste, ce qui suggère la simplification de l'équation suivant (équation IV.1).

$$\frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (IV.1)$$

Cette équation peut être modifiée en

$$d_{\phi\psi} = d_0 \frac{1 + \nu}{E} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - d_0 \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) + d_0 \quad (IV.2)$$

Le multiplicateur du terme sin<sup>2</sup>ψ est la pente du graphique d vs sin<sup>2</sup>ψ. L'équation IV.1 peut être réarrangé pour la pente m.

$$m = d_0 \frac{1+\nu}{E} \sigma_\phi \quad (IV.3)$$

L'équation IV.3 peut être encore modifiée pour donner les contraintes,

$$\sigma_\phi = \frac{m (1+\nu)}{d_0 E} \quad (IV.4)$$

Finalement on a une simple équation (équation IV.4) pour mesurer expérimentalement les valeurs des contraintes internes à l'aide de pontes  $m$  de graphe ( $d$  vs  $\sin^2\psi$ ) que présente une ligne droite après moyennage.

## IV.8. Analyse Numérique Des Contraintes Internes

### IV.8.1. Méthode $\sin^2\psi$ :

La Méthode de  $\sin^2\psi$  est élaborée d'après l'expression de la loi de Bragg (Chapitre III), qui utilise comme facteur la distance interréticulaire ( $d$ ) des plans (hkl) sur lesquels est effectuée la mesure de DRX est reliée à la position angulaire  $2\theta$  de la raie de diffraction. Pour chaque orientation un pic injecte sur la structure d'un matériau transmis, dans tel phase représente une famille de plan à une distance interréticulaire ( $d$ ), la différence entre cette distance  $\Delta d$  signifie la quantification des contraintes internes avec une fraction  $((d-d_0)/d_0)$  présente la déformation  $\varepsilon$  généralement :

$$\varepsilon_{ij} = \frac{d_{ij}-d_0}{d_0} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \delta_{ij} (\sigma_{kk}) \quad (IV.5)$$

La déformation mesurée  $\varepsilon_{\phi\psi}$  selon la direction  $\phi$  avec l'angle variable  $\psi$  s'exprime alors :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{11} \cos^2\phi + \sigma_{12} \sin^2\phi + \sigma_{22} \sin^2\phi - \sigma_{33}) \sin^2\psi + \frac{1+\nu}{E} \sigma_{33} - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) + \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{13} \cos\phi + \sigma_{23} \sin\phi) \sin^2\psi \quad (IV.6)$$

Dans notre cas on s'est basé sur l'hypothèse suivante :

1. Matériaux homogène et isotrope ;
2. Déformation élastique ;
3. Analyse en surface.

Et les contraintes  $\sigma_{12} = \sigma_{13} = \sigma_{23} = \sigma_{33} = 0$  donc l'équation (IV.6) simplifier en :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{11} \cos^2\phi + \sigma_{22} \sin^2\phi) \sin^2\psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (IV.7)$$

Ou :  $\sigma_\phi = (\sigma_{11} \cos^2\phi + \sigma_{22} \sin^2\phi)$

Dans la partie numérique des contraintes résiduelles on a d'abord notée que la profondeur de pénétration liée à l'épaisseur de la couche d'échantillons étudiées (MB, ZAT, MF), et liée avec

l'inclinaison  $\psi$  et l'orientation  $\phi$  est calculée à partir de l'équation IV.7. Pour l'inclinaison de l'échantillon  $\psi$ , il est préférable de choisir autant de directions que possible en considérant les limites physiques et géométriques du goniomètre:

- ✓ La vitesse de déplacement des moteurs n'étant pas infinie, il existe un temps mort minimum par pic correspondant au déplacement d'une direction à l'autre ainsi qu'aux oscillations éventuelles;
- ✓ Il est nécessaire d'avoir un pic avec une hauteur nette minimale pour que le pic présente une définition statistiquement suffisante et que le logiciel puisse le localiser avec une précision raisonnable et acceptable;

#### **IV.8.2. Outils de simulation Programmation en VBA:**

L'EXCEL est un outils de Microsoft Office® pour les besoin mathématique statistique et représentation graphique tel que (histogramme, souligne,...etc.). Donc généralement réponde aux nombreux besoins mais les besoins particuliers qui nécessitent l'utilisation du programmation, il faut alors programmer ses propres fonction intégration entre programmation informatique et outils EXCEL.

VB + EXCEL = VBA sous EXCEL

Donc pour programmer sous EXCEL nous allons utiliser VBA (Visual Basic Application) :

- Visual : car c'est Une programmation Visual ;
- BASIC : « Beginner's All purpose Symbolic Instructions Code » où « code d'instruction symbolique à tout faire pour débutant ».
- Application : car ce langage de programmation sera commun à l'outils Microsoft tel que « EXCEL, WORD, ACCESS, POWER POINT, OUTLOOK).

On utilise la plateforme macro pour saisir la syntaxe du programme qui se base sur l'instruction et commande de langage VB (Visual Basic). Premièrement on a fait entrer les données sur la page EXCEL Sheet1 ou Feuill qui présente les données du programme VBA après l'exécution du programme les résultats affichent sur la page EXCEL (Feuill) avec les présentations graphique (Figure IV.14).

**Entrée les données sous EXCEL (Feuil1)**



```
Sub ContrainteInt()  
Dim N As Integer  
Dim I As Integer  
Range("C6").Select  
ActiveCell.FormulaR1C1 = "=COUNT(R{4}C[-2]:R{18}C[-2])"  
N = Cells(6, 3).Value  
Range("I9:I24,E6").Select  
Selection.Clear  
Range("G1:G4,D10:G24").Select  
Selection.Clear  
Pi = 3.14159265358979  
Range("D6:E6").Select  
With Selection  
HorizontalAlignment = xlCenter  
End With  
Selection.NumberFormat = "0.000"  
Range("B6").Select  
With Selection  
HorizontalAlignment = xlCenter  
End With
```

**Page syntaxe de Programme VBA**



**Résultat Numérique et Graphique à EXCEL (Feuil1)**

**Figure IV.14. Démarche de Programme VBA**

### **IV.9. Effet Du Traitement Thermique**

En analysant les résultats de la structure cristallographique et de la microstructure, obtenus respectivement par diffraction des rayons X et microscopie optique, on a observé une faible intensité de la fonction de distribution et une petite taille des grains des échantillons. **Comme indiqué par Cullity (1978)**, il a observé que les deux paramètres ne devraient pas affecter de manière significative la mesure de contrainte résiduelle par diffraction des rayons X. Comme les échantillons ne présentaient pas une modification de structure forte, ils n'ont pas donc provoqué aucun changement significatif dans la ligne de diffraction dans le cas de petite taille de grain, la ligne de diffraction reste régulière avec une position bien définie.

une autre conséquence de l'application de cycles thermiques réside dans les déformations et les contraintes internes. Les déformations sont dues à la différence de dilatation entre le métal chaud et le métal refroidi. Cette dilatation négative, ou retrait, est directement proportionnelle au coefficient de dilatation du matériau. L'empêchement de retrait, ou bridage, provoque des contraintes internes.

Le retrait se présente sous deux formes:

le retrait longitudinal qui engendre des déformations (ou des contraintes) dans l'axe de la soudure.

le retrait transversale qui s'exerce perpendiculairement à l'axe de la soudure. Le retrait longitudinal provoque toujours des contraintes de l'ordre de la limite d'élasticité du matériau de base. Les effets du retrait transversal sont plus complexes: ils dépendent de l'écartement des bords, de l'épaisseur, de la forme du chanfrein, du mode de pointage, du mode de soudage (fonctionnement, sens d'exécution de chaque passe,...)[23].

### **IV.10. Simulation Numérique des Contraintes Internes à l'aide d'ABAQUS**

Pour connaître bien l'évolution de la contrainte interne au cours d'opération de soudage, nécessite une étude de la variation de la température (effet thermique), donc besoin l'évaluation de la contrainte interne en fonction de la température par la méthode des Eléments Fini (FE) avec logiciel ABAQUS que fait un représentation graphique de la distribution de chaleur sur une pièce soudée ainsi que le calcul des contraintes internes finalise par trace la courbe (contrainte, temps, température)

L'interprétation des phénomènes résultant d'un effet thermique requiert, comme condition nécessaire, la connaissance de la température atteinte. La température s'ajoutent une ou plusieurs conditions de temps, qu'il s'agisse de l'échauffement, du séjour à température ou du refroidissement.

Pour interpréter les phénomènes qui prennent naissance, durant l'opération de soudage, en un point donné de l'assemblage, il faut donc connaître **le cycle thermique de soudage**, c'est-à-dire la variation de la température  $T^\circ$  en fonction du temps.

### **IV.10.1. Evolution des contraintes en fonction de déplacement influencé par la température**

L'intégration de la température comme variable induit une légère évolution des valeurs de déformation, ce qui est logique vu que les paramètres d'entrée contenant le coefficient de dilatation en fonction de la température.

Cette approche-là est introduite, on considère que lors de la circulation d'un fluide dans le tube crée un champ des contraintes, et aussi un apport de chauffage des parois dû à l'interaction fluides solide (parois interne de tube). On considère que la partie la plus sensible à cette force extérieure est celle proche de la soudure elle-même, dont la simulation de l'évolution de la contrainte résiduelle en fonction de déplacement suivant les trois directions:

- Sur l'axe perpendiculaire au cordon de soudure, les contraintes résiduelles sont de compression due à la contraction de la matière avec une évolution plutôt négligeable.
- Sur l'axe de pénétration au cœur des déplacements importants apparaissent à l'extrémité du cordon de soudure
- Sur l'axe de cordon de soudure une relaxation des contraintes est remarquable en fonction de l'augmentation de la température.

### **IV.10.2. Effet du traitement thermique des contraintes résiduelles**

Dans cette partie, la méthode des éléments finis utilise l'équation de la conduction thermique. L'équation IV.8 décrit les variations de température dans les procédés de traitement thermique selon les 3 direction en fonction du temps:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \rho C \frac{1}{2} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (\text{IV.8})$$

où T désigne la température, k est la conductivité thermique, C est la chaleur spécifique, ρ est la densité, t présente le temps de traitement thermique, z représente la direction de soudage, x direction transversale et y est la direction de l'épaisseur.

sur la base des gradients thermiques donnés par l'équation (IV.8), les contraintes résiduelles basées sur les déformations causées par les gradients peuvent être déterminées en fonction de:

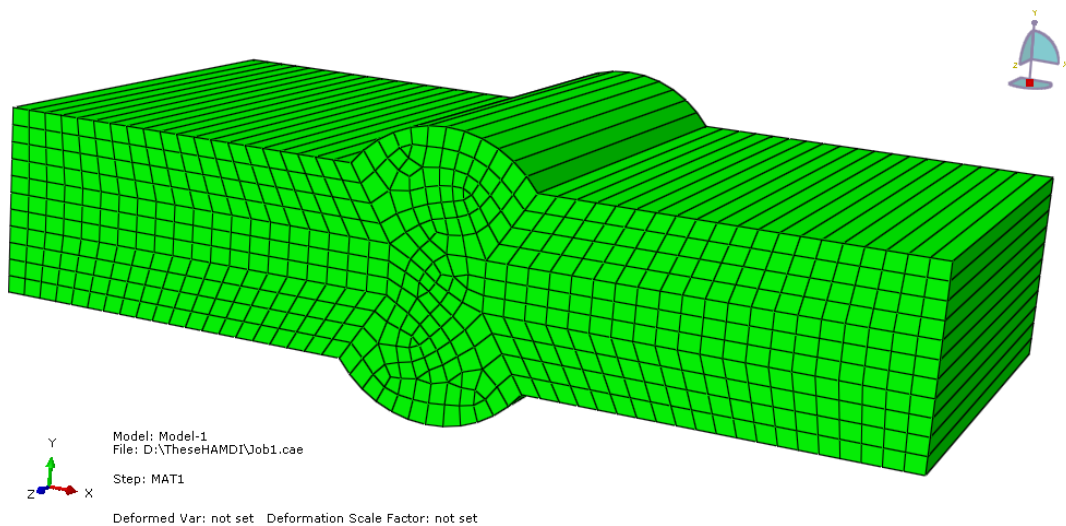
$$\sigma = \delta_v \lambda \varepsilon_{kk} + 2\mu \varepsilon_v - \delta_v (3\lambda + 2\mu) \alpha T [1] \quad (\text{IV.9})$$

où  $\lambda$  et  $\mu$  sont les constantes Lamé,  $\varepsilon_{kk}$  représentent les composants de la déformation du matériau en raison de la température et sont liés au module d'élasticité du matériau  $E$  et au coefficient de Poisson  $\nu$ . la variable est liée à la déformation et au déplacement selon:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (IV.10)$$

#### **IV.10.2.1. Maillage de l'éprouvette**

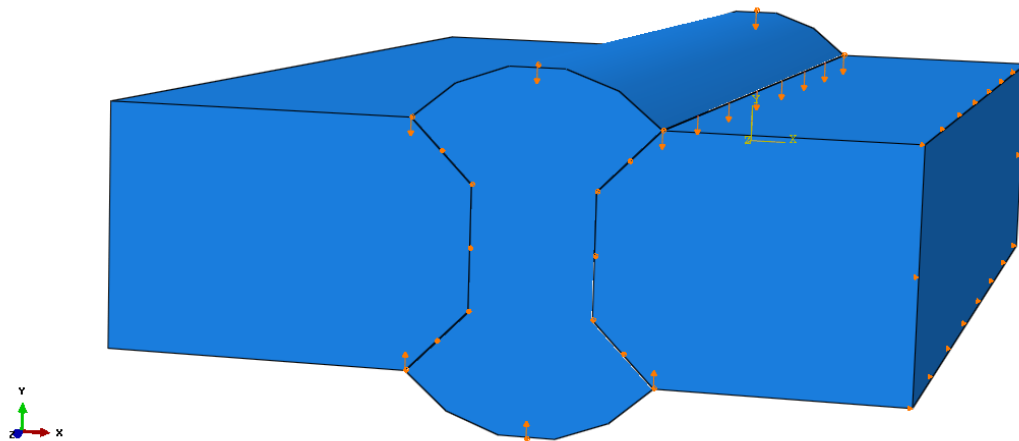
Pour faire une bonne présentation et une précision des calculs à l'aide ABAQUS il faut discrétiser le modèle géométrique en petits éléments volumiques. En prenant les éléments quadratiques avec des fonctions d'interpolation quadratiques comme le montre la Figure. IV.15. L'ordre de grandeur des tailles raisonnables d'un élément de volume représentatif pour notre cas est donné par  $1 \times 1 \times 1 \text{ mm}$  pour donner un sens physique aux contraintes à étudier.



**Figure IV.15** : le maillage du modèle géométrique

**IV.10.2.2. Les conditions aux limites et le chargement appliqué**

On considère dans ce cas l'équation IV.8, qui signifie le bilan thermique sur l'ensemble de la structure tridimensionnelle donc il est nécessaire de définir le mouvement de la source de chaleur sur ce domaine, comme une condition aux limites (ou bien une source interne de chaleur) en mouvement sur le maillage; la résolution fait alors intervenir une discrétisation temporelle, en plus d'une discrétisation spatiale correspondant au maillage dans le cas d'une analyse transitoire tridimensionnelle, les gradients de températures très extensives au voisinage de la source de chaleur; l'une des difficultés rencontrée est alors de concilier un maillage qui soit suffisamment fin autour de la source de chaleur, avec des temps de calcul et des capacités mémoires qui restent du domaine du raisonnable. Une méthode parfois utilisée pour palier aux temps de calcul trop exagéré est la technique du maillage adaptatif, qui consiste à raffiner automatiquement le maillage autours de la source de chaleur et à mesurer de l'avancée de celle-ci, et à regrossir le maillage après son passage. Il est alors nécessaire, pour mettre en œuvre cette méthode, d'assurer d'une part la compatibilité des maillages, et d'autre part de disposer d'algorithmes de transport des grandeurs physiques entre deux maillages. C'est essentiellement au niveau mécanique que des problèmes peuvent se poser : lorsque le maillage est déplacé, l'état de contrainte résiduel est réduit sur l'échelle grossière, ce qui entraîne une certaine perte d'information. En l'absence d'une telle technique, les principaux inconvénients du calcul transitoire complet, bien qu'il s'agisse de la simulation la plus réaliste, sont les temps de calcul et les capacités mémoires trop importants, essentiellement si on considère le calcul aval mécanique.



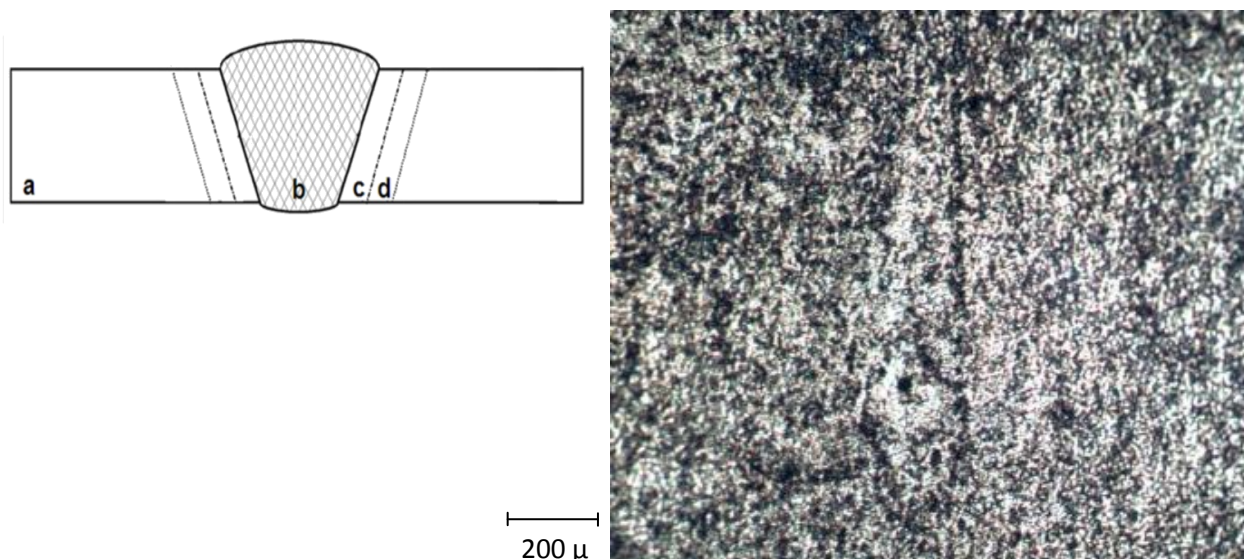
**Figure IV.16 :** Illustration géométrique des surfaces conditionnées par les conditions aux limites selon la structure imposée dans cette approche

# **CHAPITRE V: ANALYSE ET DISCUSSION DES RESULTATS**

## V.1. Caractérisation métallurgique

L'observation métallographique a pour but de caractériser la microstructure de plaque soudée de l'acier X70, dans les différentes zones (ZAT, MB, MF). Le métal de base (Figure V.1) est une structure ferrito-perlitique avec une taille de grain environ 10 à 15  $\mu\text{m}$ . La région de soudure (Figure V.2) est composée de la phase de ferrite aciculaire avec taille grain environ 3 à 5  $\mu\text{m}$ . La zone ZAT se diviser en deux parties, dans la partie à gros grains (Figure V.3.a) dont la taille moyenne des grains est environ de 15 à 20  $\mu\text{m}$ . Alors que celui de la zone ZAT à grains fins (Figure V.3.b), la taille des celui à environ de 5  $\mu\text{m}$ . Suite par l'effet de soudage (de fusion) la zone ZAT marque que une augmentation de la taille de grain par rapport à celle du MB, qui a pour conséquence conduit à la réduction des contraintes internes par dissipation.

L'observation par microscopie optique d'une coupe transversales du cordon de soudure (après attaque au Nital: 4% d'acide nitrique et 96 d'éthanol), nous a permis de mettre en évidence ses microstructures (Figure V.1). La zone fondue (ZF) est totalement trompée à l'air avec un taux de martensite plus ou moins important, ce qui explique une dureté très élevés dans la zone (C). Du point de vie structurale, la zone affectée thermiquement (ZAT) est clairement délimité. Tout en subissant une recristallisation qui rend la zone (ZAT), ici le métal a subi une altération métallurgique à cause de l'élévation de température liée au procédé de soudage. La microstructure de la (ZAT) subit une diminution de la taille de grain quand elle devient proche du métal de base, ce dernier est distingué par une structure ferrito-perlitique moins dure avec un taux de ferrite plus important.



**Figure V.1.** Microstructure de l'acier X70 à partir du cordon de soudure (Zone MB).

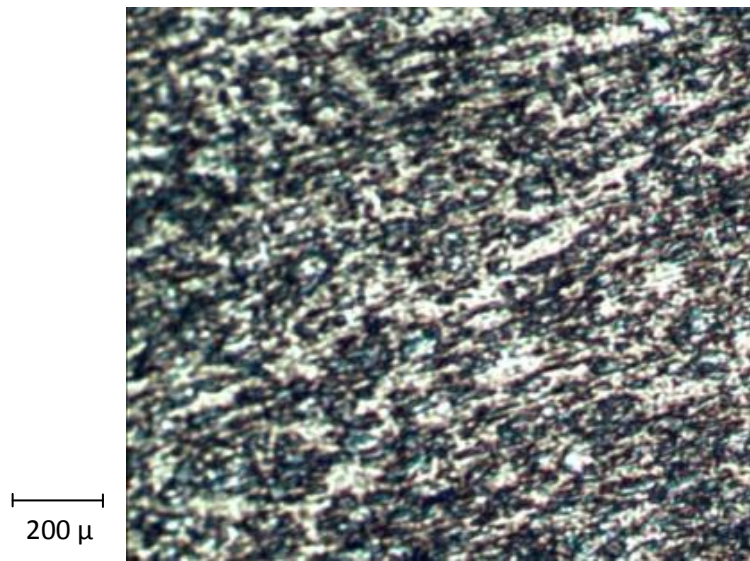


Figure V.2. Microstructure de l'acier X70 à partir du cordon de soudure (Zone ZF).

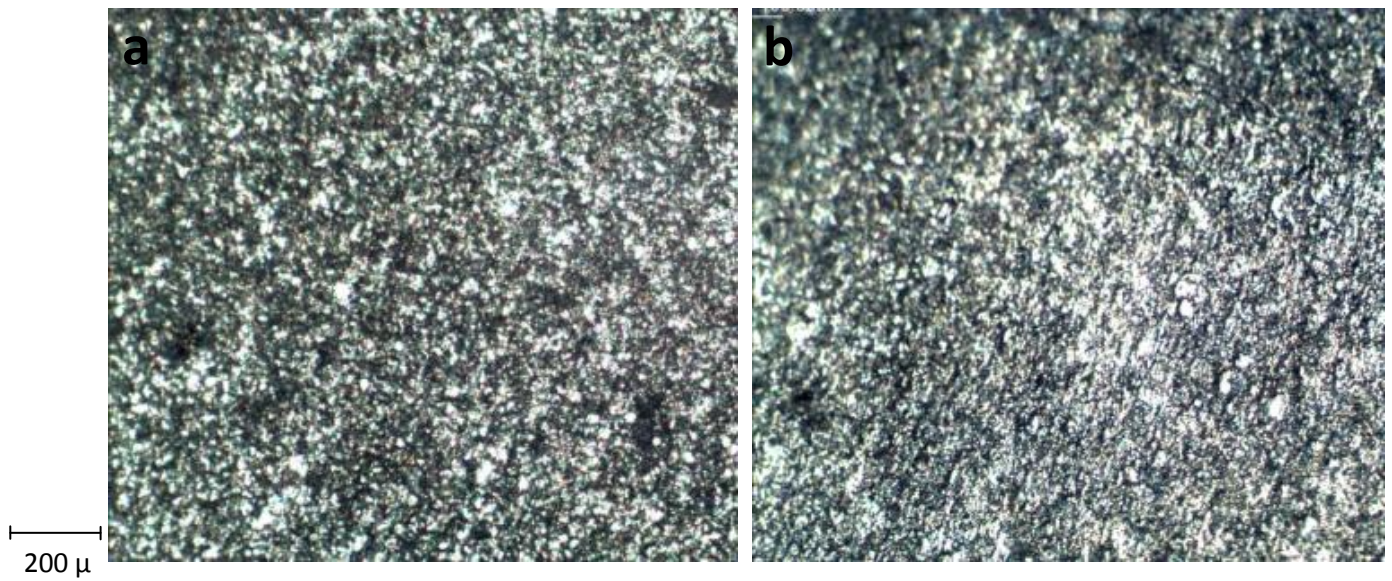
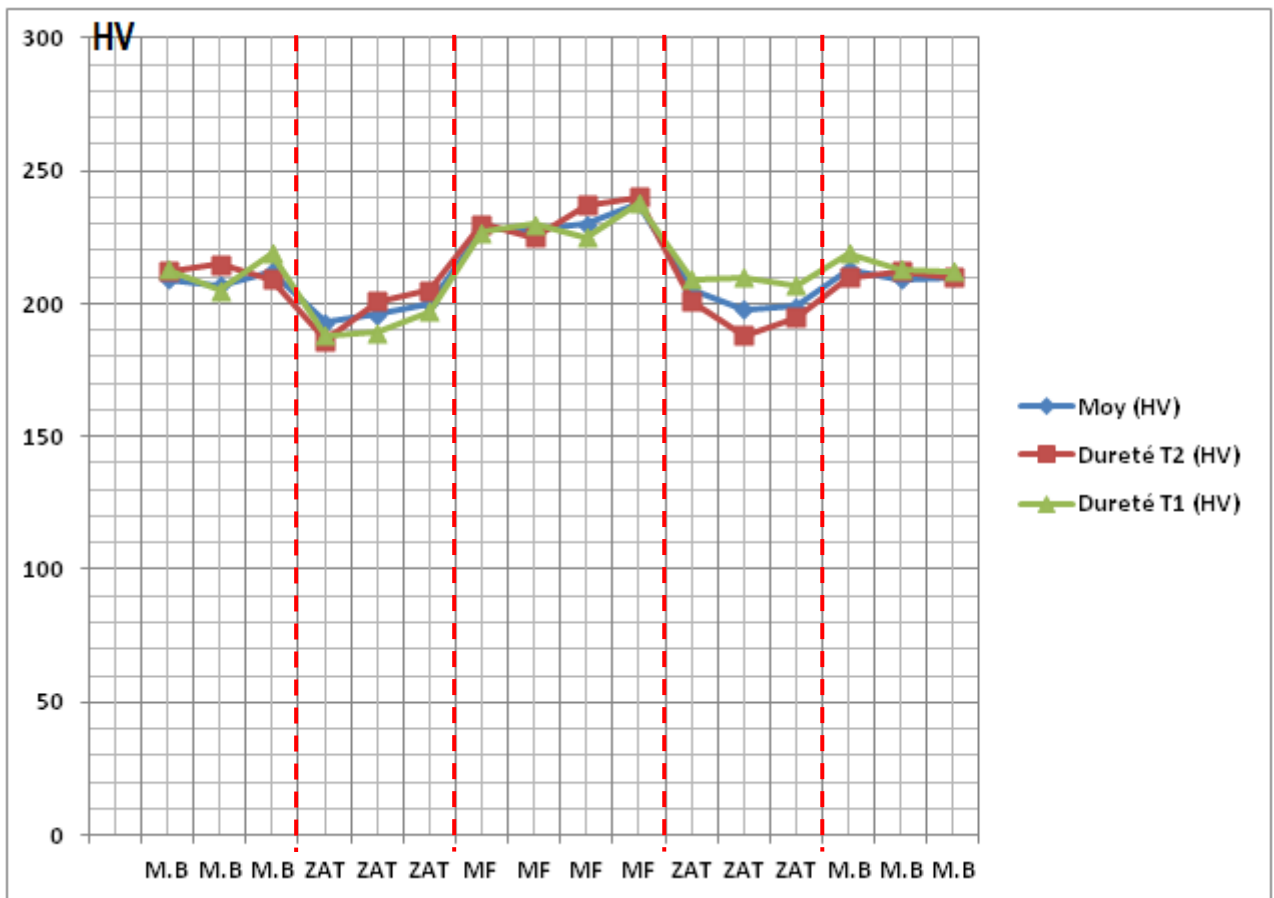


Figure V.3. Microstructure de l'acier X70 à partir du cordon de soudure (Zone ZAT).

**V. 2. Résultat de la micro durezza:**

Les mesures des micro duretés réalisées transversalement sur le cordon de soudure de l'acier X70 (Figure IV.10) présentent des valeurs relativement variées selon les zones de prise de mesure. Tout en gardant la même charge lors de la prise de la mesure de la micro dureté. Sur la zone (ZF) les mesures de micro dureté représentant de valeurs variant entre 228 HV à 238 H, alors que celles prises dans la zone (ZAT) variée entre 188 à 200HV et ceux de la zone (MB) varient entre 207 à 219HV comme présente à la graphie (Figure V.4).



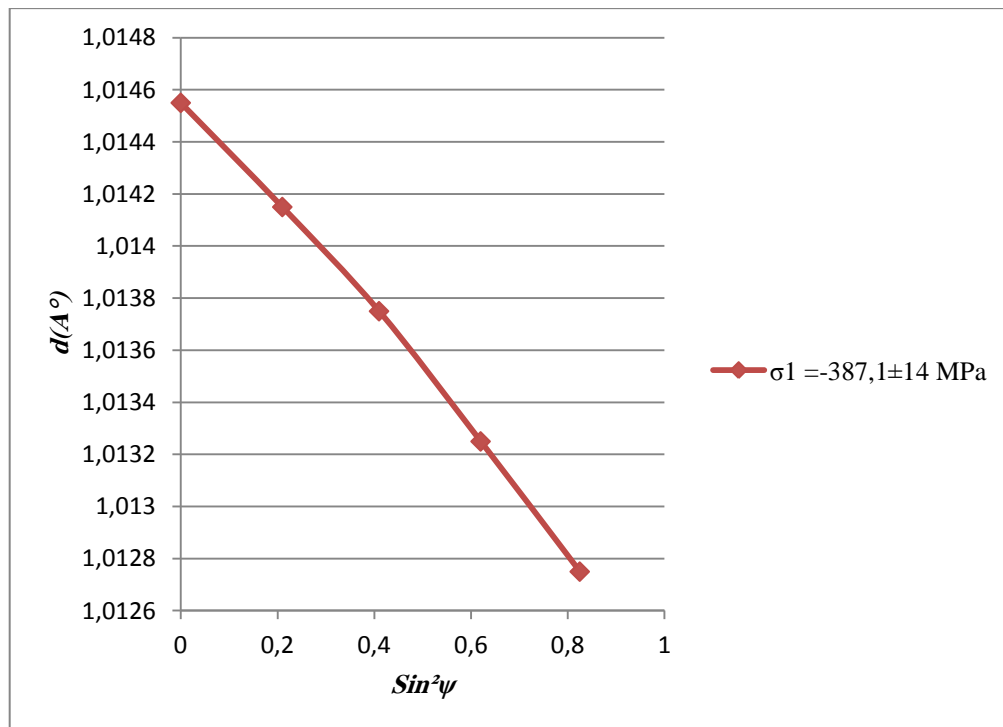
**Figure V.4.** Résultats de dureté d'éprouvette API 5L X70 soudée.

**V.3. Mesure expérimentales du taux des contraintes Internes:**

Les mesure de  $d_{hkl}$  réalisées à partir de diffractogrammes sur la cordon de soudure X70 sont présent comme suite:

- ✓ Plan de diffraction est (211) -  $2\theta=256^\circ$ ; l'angle de fuseau au tour d'axe Y.
- ✓ 4 Angles pour  $\psi=(0^\circ,15^\circ,30^\circ,45^\circ)$ ; l'angle d'orientation d'éprouvette au tour d'axe Y.
- ✓ 3 Angles d'orientation  $\phi=(0^\circ,45^\circ,90^\circ)$ , ou  $\phi=0^\circ$  perpendiculaire (Transversale) avec le soudage; et  $\phi=90^\circ$  parallèle (longitudinale) avec le soudage; l'angle d'orientation d'éprouvette au tour d'axe Z.
- ✓ On suppose que les valeurs des contraintes internes sur l'axe Z soient nulles ( $\sigma_3=\sigma_z=0$ ).

Les Figures (Figure V.5, Figure V.6, Figure V.7 et Figure V.8) montrent la distance inter réticulaire  $d$  par rapport au  $\sin^2\psi$  résultant de la mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X des éprouvettes. Pour obtenir les courbes ( $d-\sin^2\psi$ ), nous avons supposes que le matériaux est isotrope, car il y a un plus grand ajustement de la ligne par rapport aux points, ce qui donne une erreur de mesure la plus faible possible. Un autre élément qui a été effectué c'est la finesse de l'alignement du faisceau tout en utilisant les données d'un échantillon proche de parfait. La zone du MB (Métal de Base) est prise comme référence en taux de contraintes internes. Tous les échantillons ont des contraintes résiduelles de compression. Ce résultat est donne par la valeur sur les graphiques, où les contraintes présentent des valeurs négatives, avec lesquelles la courbe générée devient décroissante. Ce résultat est prouvé très proche par la forme linéaire des courbes.



**Figure V.5.** Graphe de la distance inter-réticulaire  $d$  par rapport au  $\sin^2\psi$  dans le cas  $\psi^\circ=0^\circ$

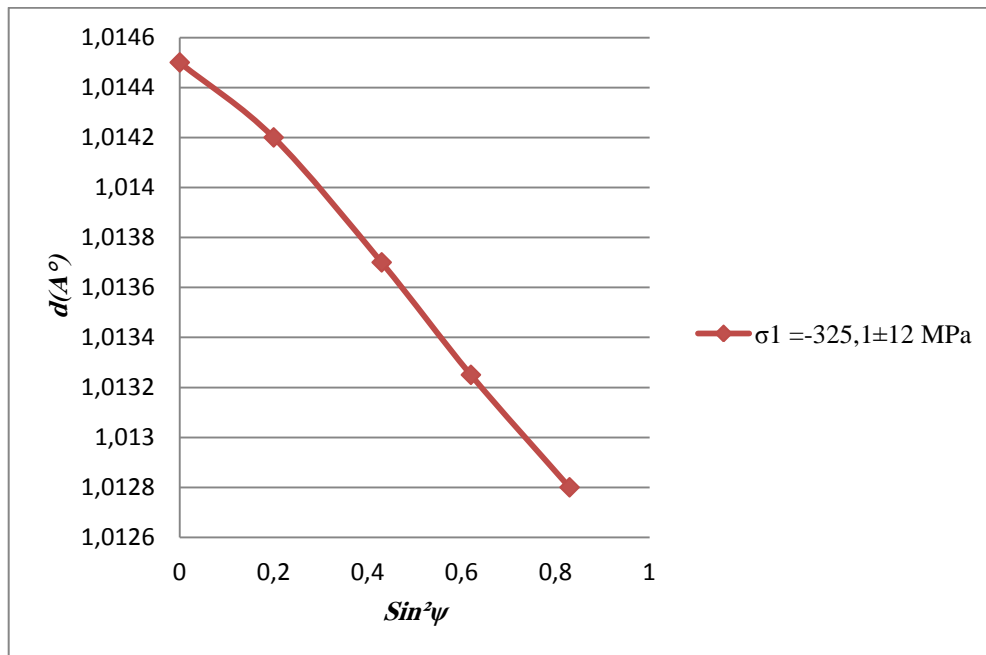


Figure V.6. Graphe de la distance inter-réticulaire d par rapport au  $\sin^2\psi$  dans le cas  $\psi = 15^\circ$

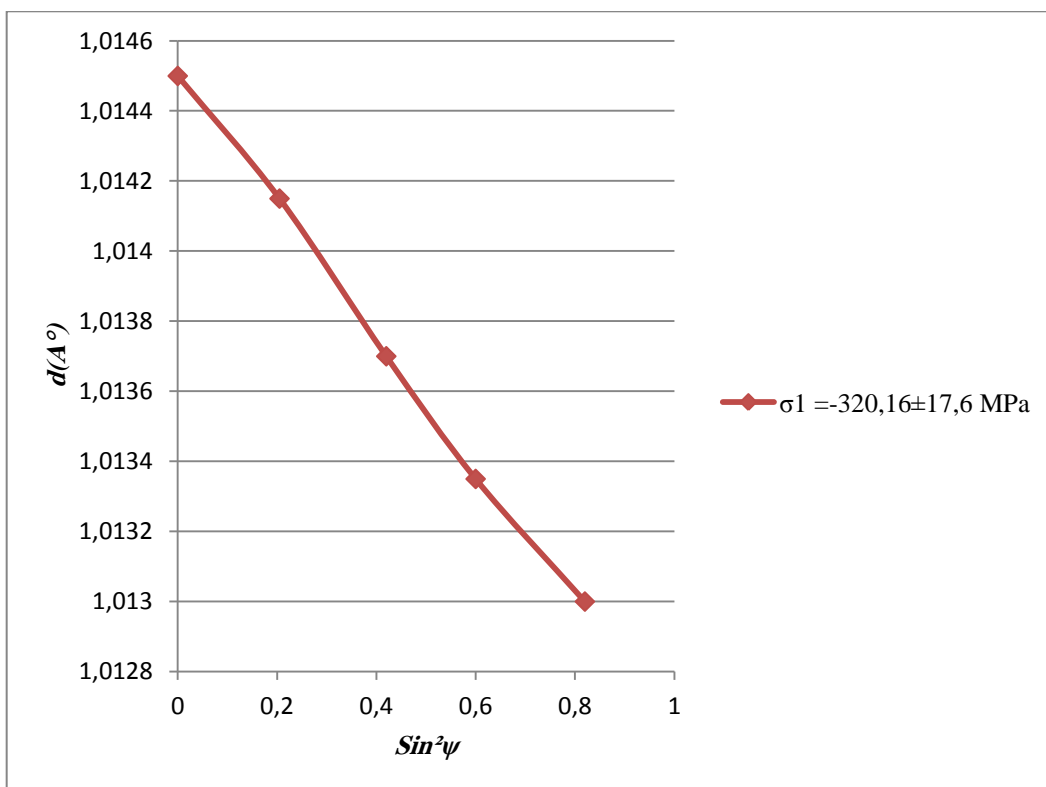


Figure V.7. Graphe de la distance inter-réticulaire d par rapport au  $\sin^2\psi$  dans le cas  $\psi = 30^\circ$

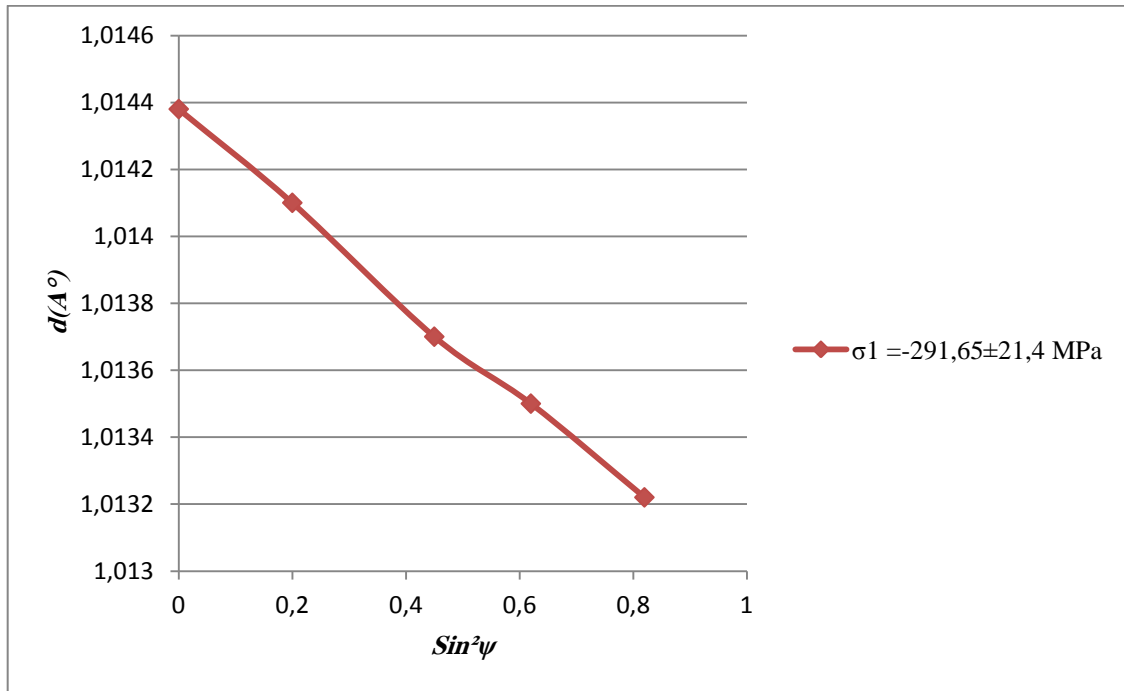


Figure V.8. Graphe de la distance inter-réticulaire  $d$  par rapport au  $\sin^2\psi$  dans le cas  $\psi = 45^\circ$

V.4. Résultats et analyse par la Méthode DRX-Sin<sup>2</sup>ψ:

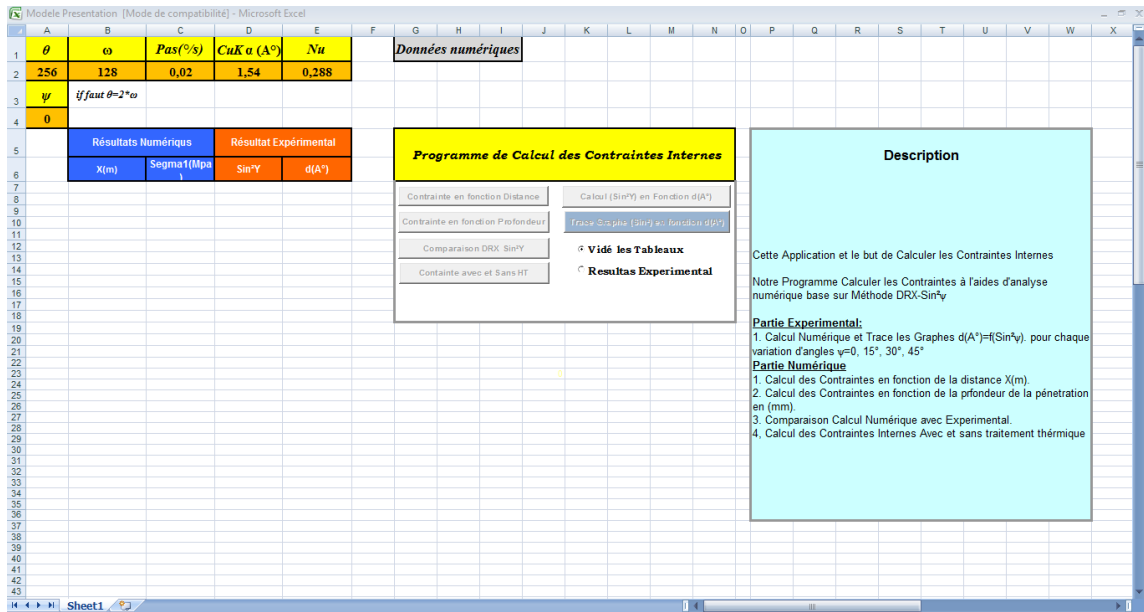


Figure V.9. Menu principal d'application (Programme de Calcul des CI).

La figure V.9 présente la façade principal de la programme sous VBA (Programme de calcul des contraintes internes, une partie des donnes numérique (2θ = 256°, ω = 128°, pas (0,02 °/s), CuKa=1,54 A°, ν = 0,288) et valeur ψ = 0°, 15°, 30° et 45°

**1ère Partie manipulation, il contient des combo box de choix:**

1. vidé les tableaux: pour vider les tableaux côtes d'affichage des résultats.

2.Introduction résultats expérimental dans le logiciel VBA:

si on choisit le combo box (menu logiciel) **Résultats expérimentales** les boutons du côté à droite active les deux boutons (**Calcul Sin<sup>2</sup>ψ en fonction d(A°)** et **Graphe Sin<sup>2</sup>ψ en fonction d(A°)**), en suite saisit les valeurs des ψ=(0°, 15°, 30° et 45°) pour chaque valeur le programme calcul Sin<sup>2</sup>ψ en fonction d(A°) à l'aide de bouton **Calcul Sin<sup>2</sup>ψ en fonction d(A°)** côté droit, et ensuite on appuyée sur le bouton **Graphe Sin<sup>2</sup>ψ en fonction d(A°)** côte droite pour trace le graphe Sin<sup>2</sup>ψ en fonction d(A°) côté gauche.

3. Obtention des résultats numériques à partir du VBA:

Le choix de combo box, **Résultats numérique** active les boutons côté gauche (**contraintes en fonction de la distance**, **contraintes en fonction des profondeurs**, **comparaison DRX sin<sup>2</sup>ψ**: comparaison des contraintes expérimentaux et numérique. Finalement le bouton **fermé les graphes** pour fermé les graphes présenter dans l'écran ).





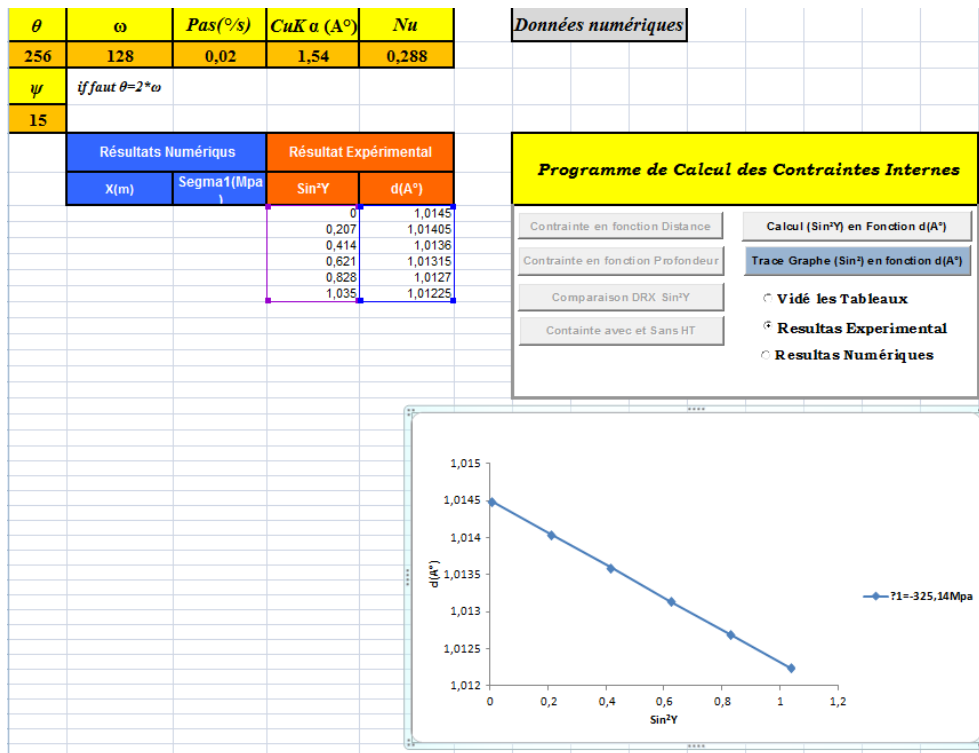


Figure V.14.Trace Graphe Sin²ψ en fonction d(A°) dans le cas ψ=15°.

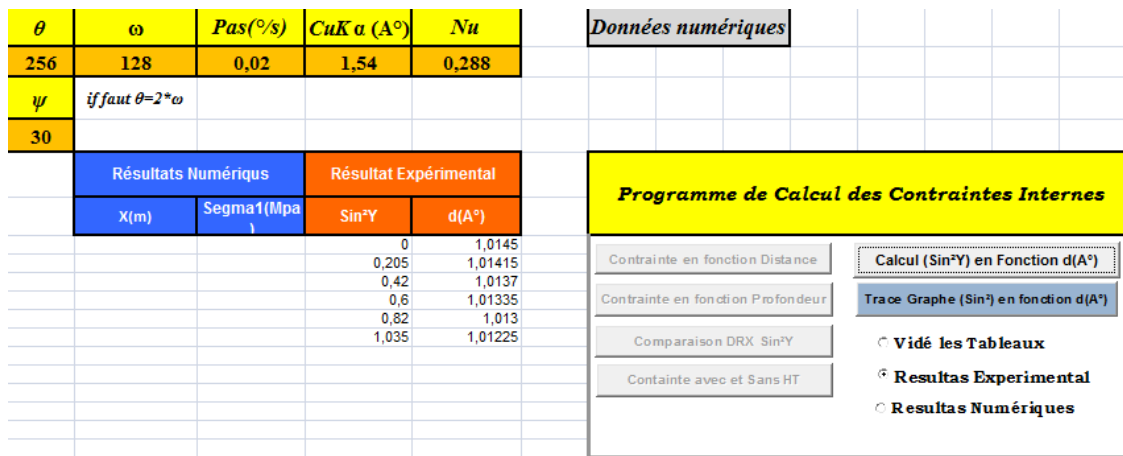


Figure V.15.Calcul Sin²ψ en fonction d(A°) dans le cas ψ=30°.

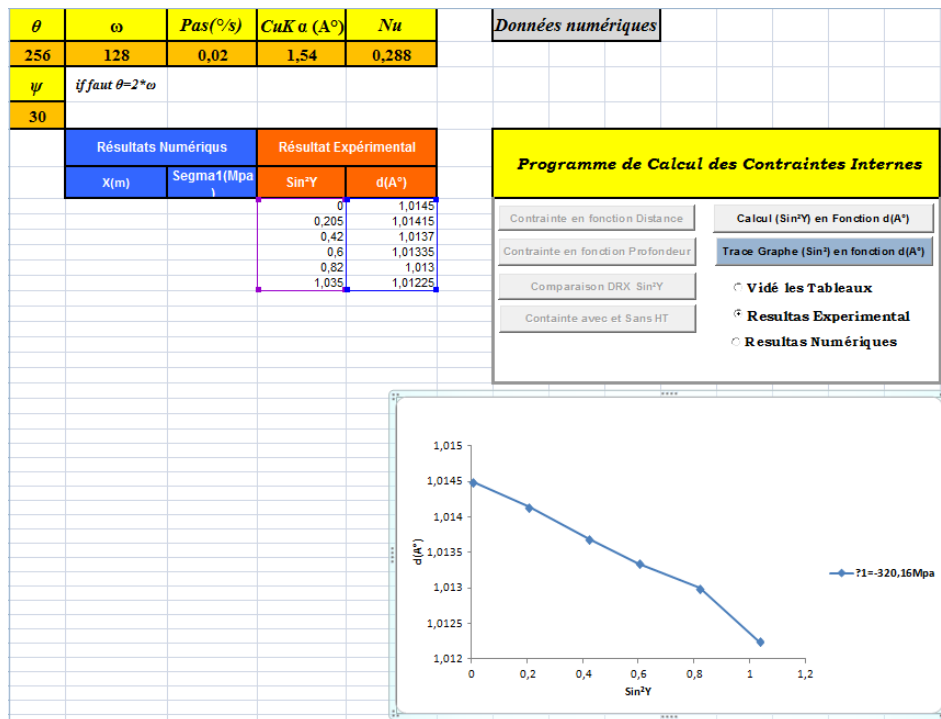


Figure V.16.Trace Graphe Sin<sup>2</sup>ψ en fonction d(A°) dans le cas ψ=30°.

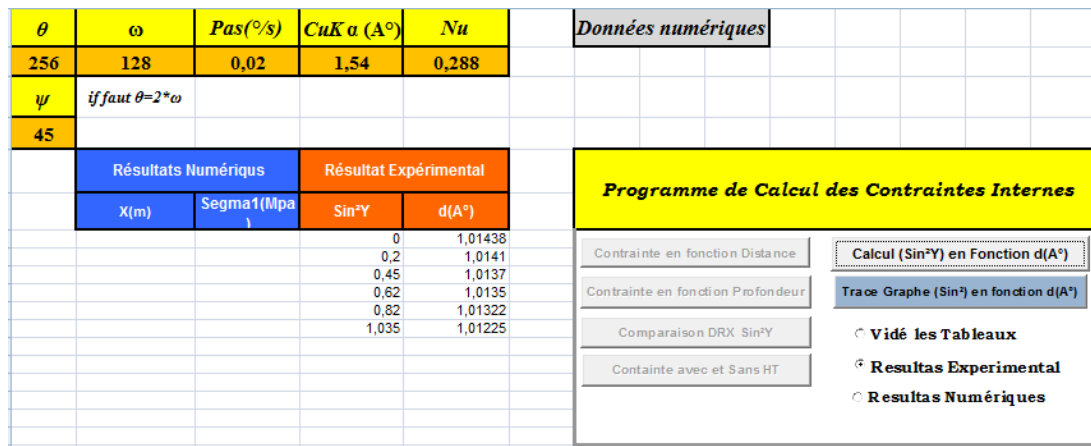


Figure V.17.Calcul Sin<sup>2</sup>ψ en fonction d(A°) dans le cas ψ=45°.



4. Application VBA au résultats expérimentaux:

Dans la suite du travail en injecte les données tirés à partir des opérations expérimentales a fin de vérifier l'application du VBA par les mesures expérimentales qui vont nous conduire à la validation des valeurs.

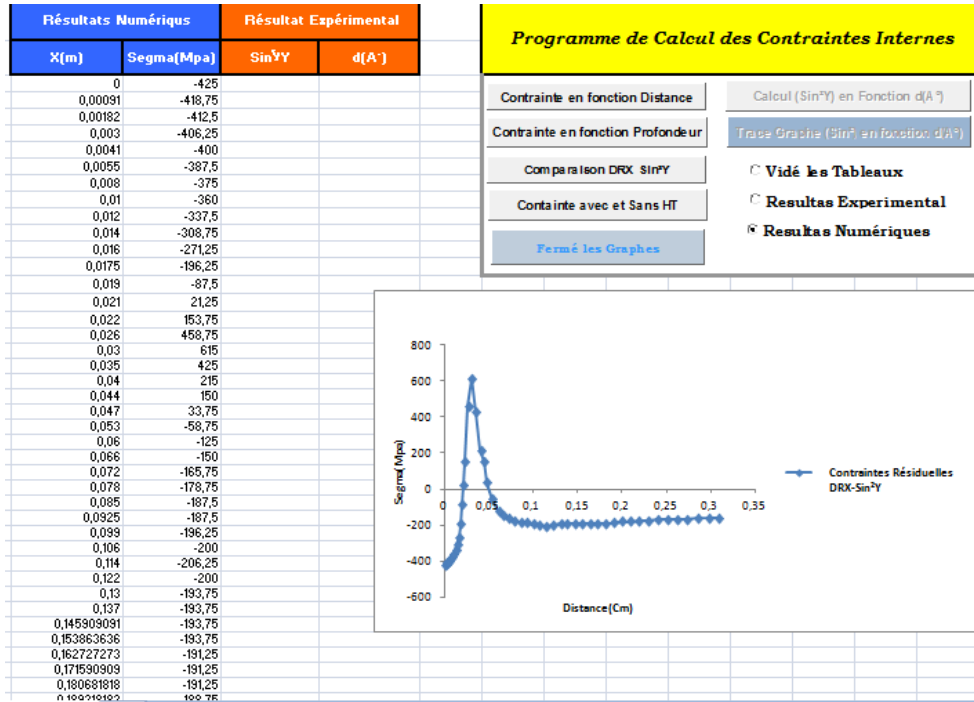


Figure V.20. Calcul et graphe des contraintes en fonction de la distances

même chose pour les restes boutons **contraintes en fonction de profondeur** (Figure V.21), **bouton Comparaison contrainte DRX Sin<sup>2</sup>ψ** (Figure V.22) et **bouton Contraintes avec et sans HT** (Figure V.23).

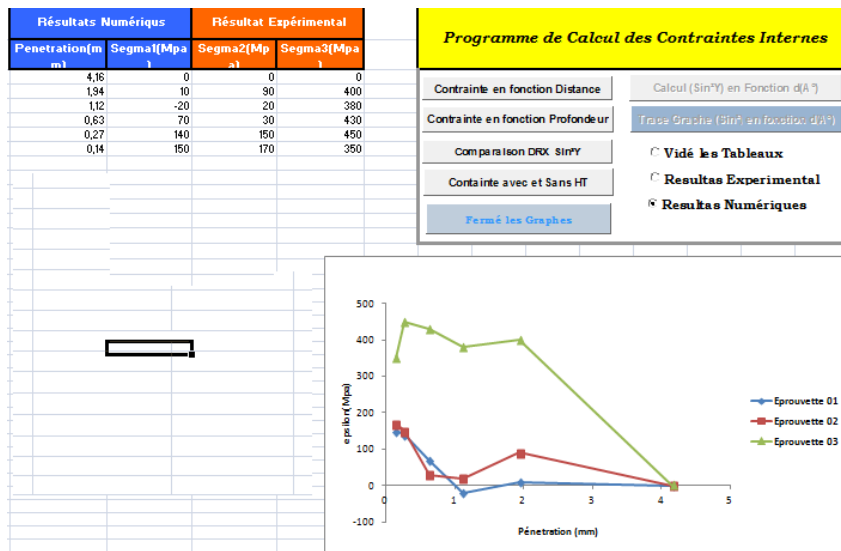


Figure V.21. Calcul et graphe des contraintes en fonction des profondeurs

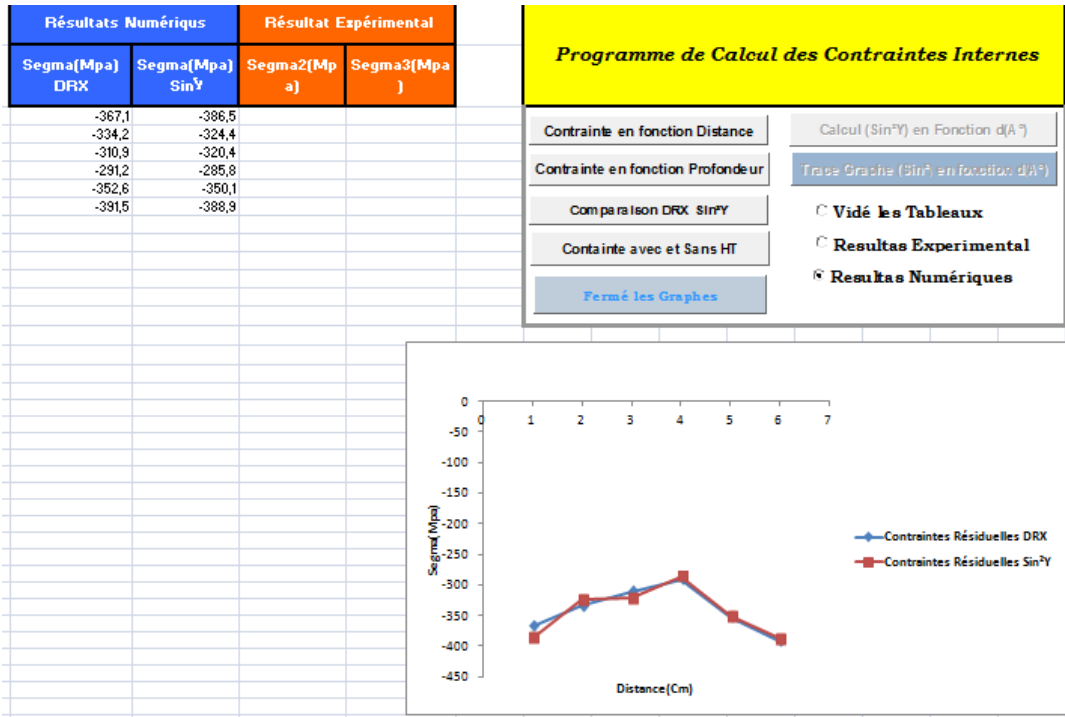


Figure V.22. Calcul et graphe des contraintes Expérimental et Méthode DRX-Sin<sup>2</sup>ψ

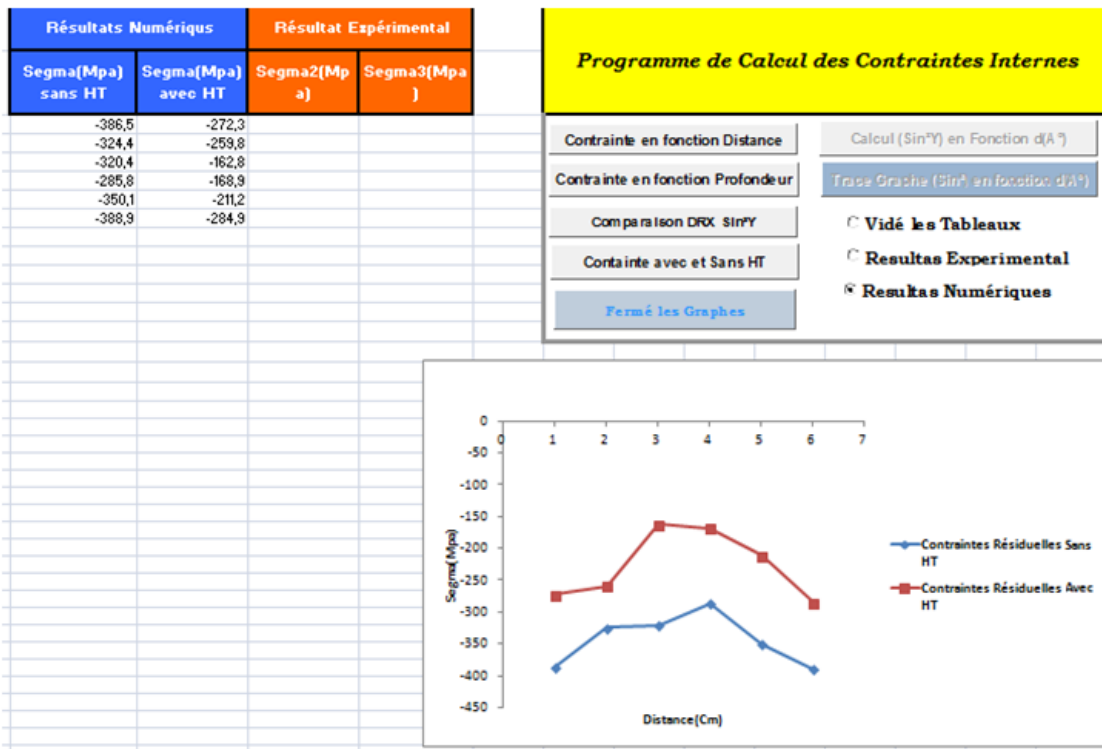


Figure V.23. Calcul et graphe des contraintes avant et après traitement thermique (HT)

V.5. Discussion Des Résultats Numériques

Les contraintes mesurées sont donnés par la Figure.24 montre que la contrainte maximale est d'environ 615 MPa dans ZF. Les contraintes dans BM sont relativement faibles un décroissance des contraintes commence par la valeur 21,25 MPa. Une contrainte de 200 MPa se trouve dans le ZAT avec renflement de la formation où changé peut-être due à l'assemblage forcé.

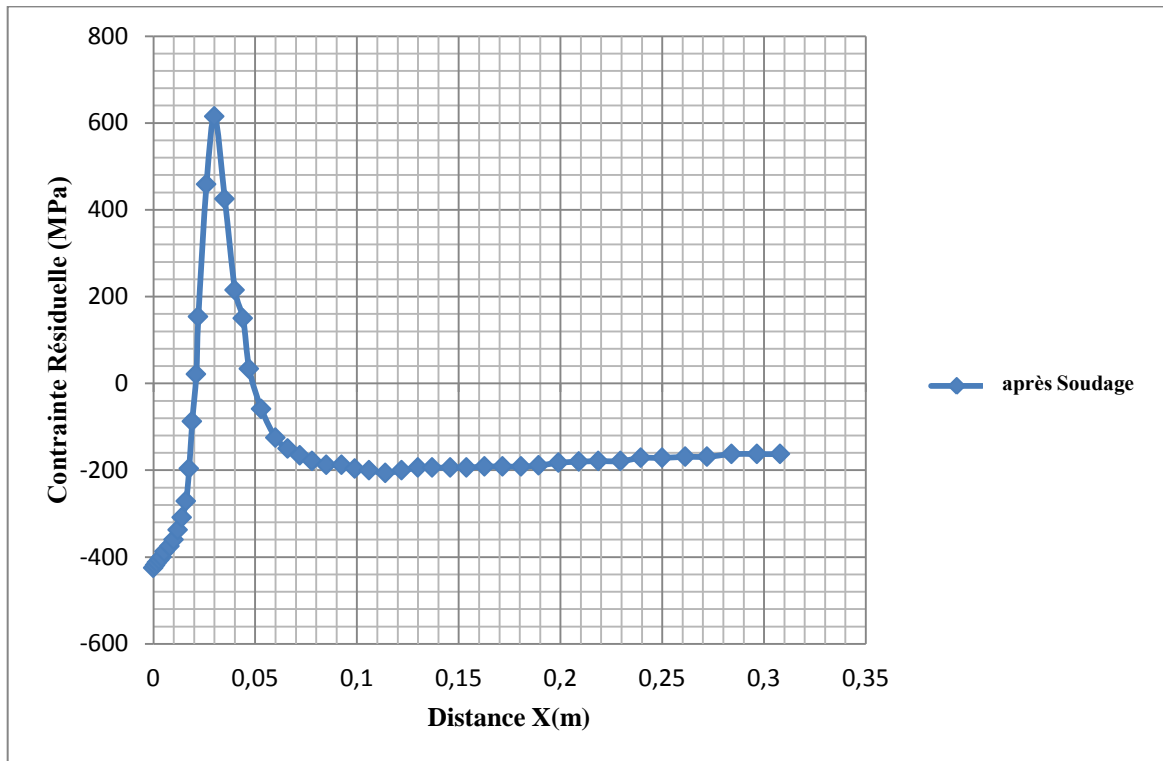


Figure.V.24. les contraintes résiduelles après le soudage

Les valeurs des Contraintes résiduelles longitudinale obtenues dans le métal de base sont données par Figure.25. La diminution des contraintes loin du cordon de soudure peut s'expliquer par le grossissement de grain et par l'effet de coalescence qui engendre la diminution des surfaces des joints des grains qui sont des obstacles à la mobilité des dislocations qui par la suite réduit les contraintes internes. Ainsi que de la ZAT devrait donner des valeurs différentes de contraintes résiduelles selon l'approximité de ZF. La Figure.V.25. montre les résultats de la méthode  $\sin^2\psi$  une variations des grandeurs contraintes résiduelles par une valeurs max (ZF) par rapport à ceux de la zone à (MB), qui ont été obtenus. Par conséquent, selon l'effet de la microstructure sur (MB), les valeurs de contraintes résiduelles déterminées par des mesures (MB) ne peut pas montrer les écarts valeurs exactes employés.

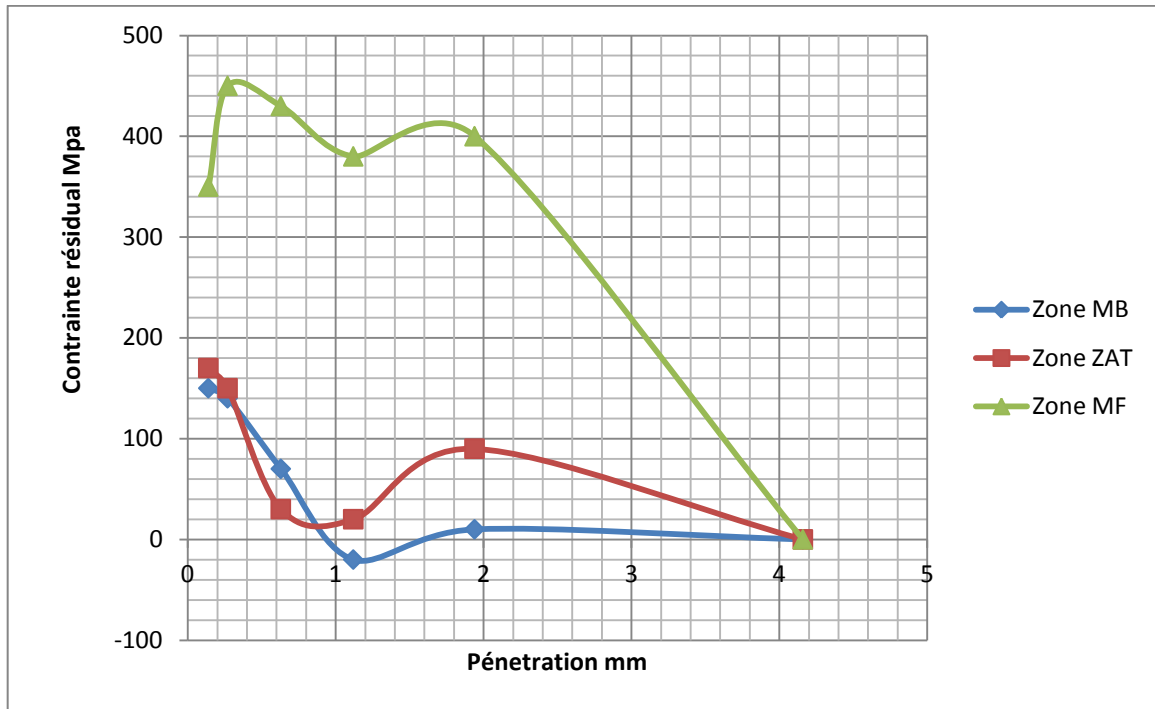
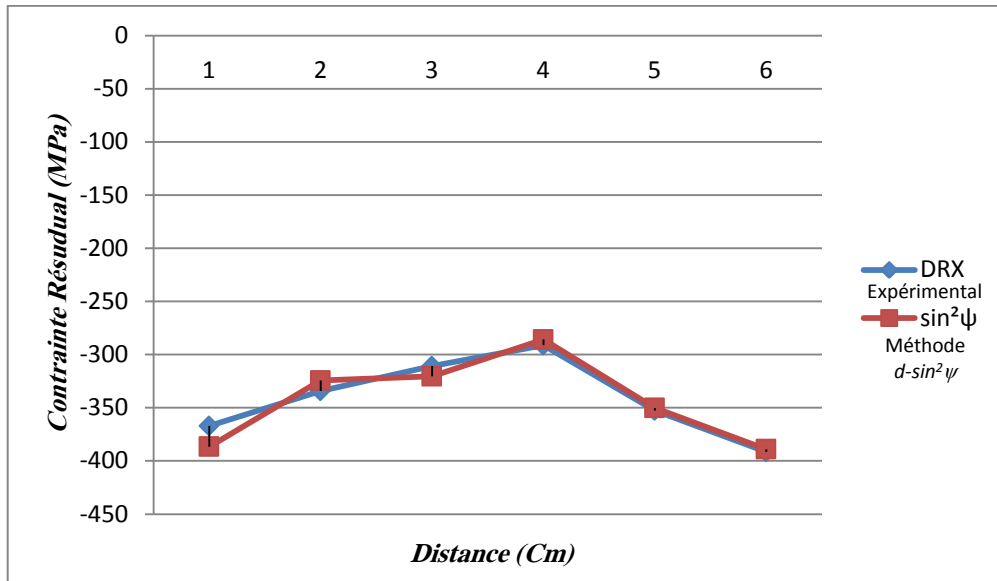


Figure V.25. Les contraintes résiduelles longitudinales après le soudage

### V.6. Comparaison Des Méthodologies Adoptées

Les résultats observés de la Figure V.26. Présente la simultanément entre la technique expérimentale de la diffraction des rayons X et la méthode  $\sin^2\psi$ , c'est-à-dire qu'ils expliquent la répartition des contraintes résiduelles à travers l'alignement entre les trois zones (MB, ZAT, MF) qui est présente avec le graphe de la Figure V.26 (variation du  $\sigma$  en fonction de la distance transversale) autrement dit ont les valeurs des contraintes internes sont presque des mêmes valeurs en comparant les deux techniques, via la précision considérable de la méthode  $\sin^2\psi$  présentant les contraintes résiduelles, qui présente les valeurs des contraintes internes mesurées pratiquement par la méthode (DRX) avec l'équation classique (Equation IV.10). Mais par contre on utilise la simulation d'équation de la méthode  $\sin^2\psi$  par compilateur VB (Visual Basic) La différence de valeur peut expliquer la convergence des valeurs mesurées par l'expérience ou par la simulation.



La Figure V.26. Montre la différence entre les valeurs des deux méthodes

### V.7. Résultat Des Effets Thermiques

Les contraintes résiduelles subissent une baisse considérable des valeurs lors d'un traitement thermique, comme le montre la Figure V.27. Cela est dû au mode de refroidissement, engendrant une dislocations. Même avec la croissance des grains suite aux traitements thermiques. Les échantillons présentant une structure dont le taux des contraintes internes plus au moins faible, ces deux paramètres n'ont pas affecté la mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.

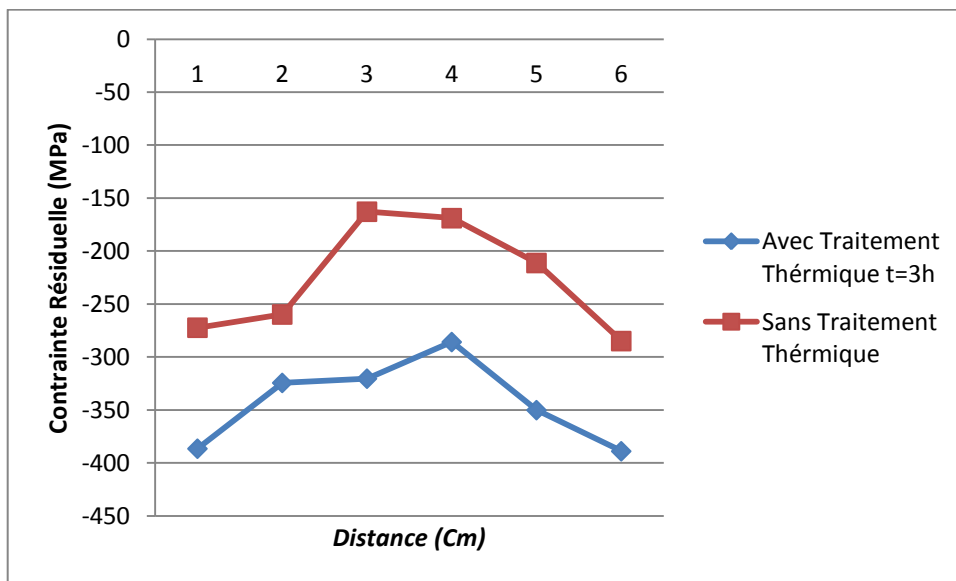


Figure V.27. Comparaison de la contrainte résiduelle par diffraction des rayons X sans et avec traitement thermique.

V.8.Résultat Simulation Numérique des Contrainte Interne à l'aide d'ABAQUS

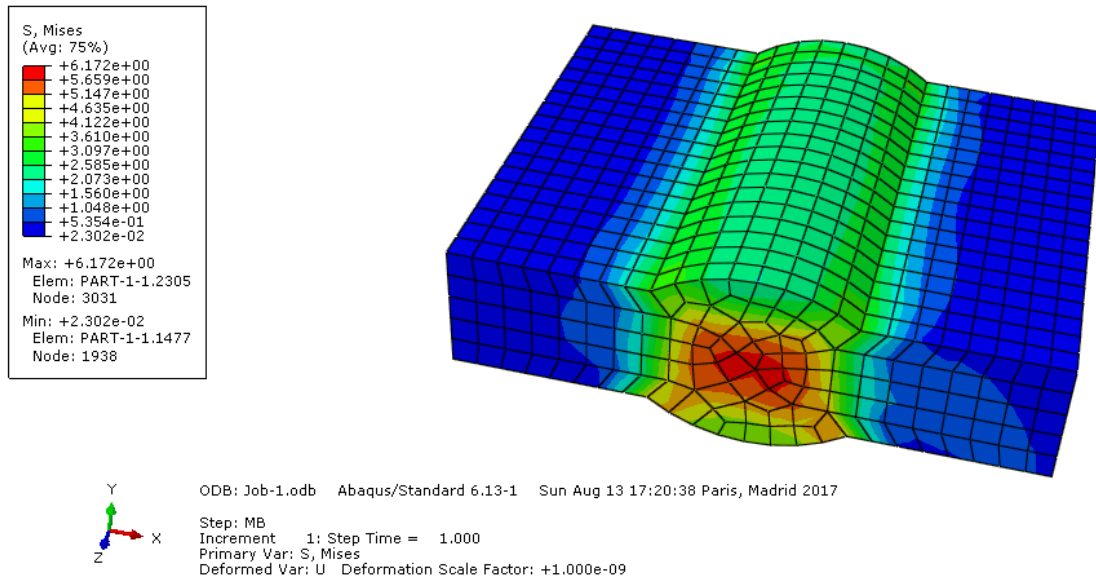


Figure V.28: Distribution de champs de contraintes dans l'éprouvette sous les chargements appliqués selon critère V.MISES

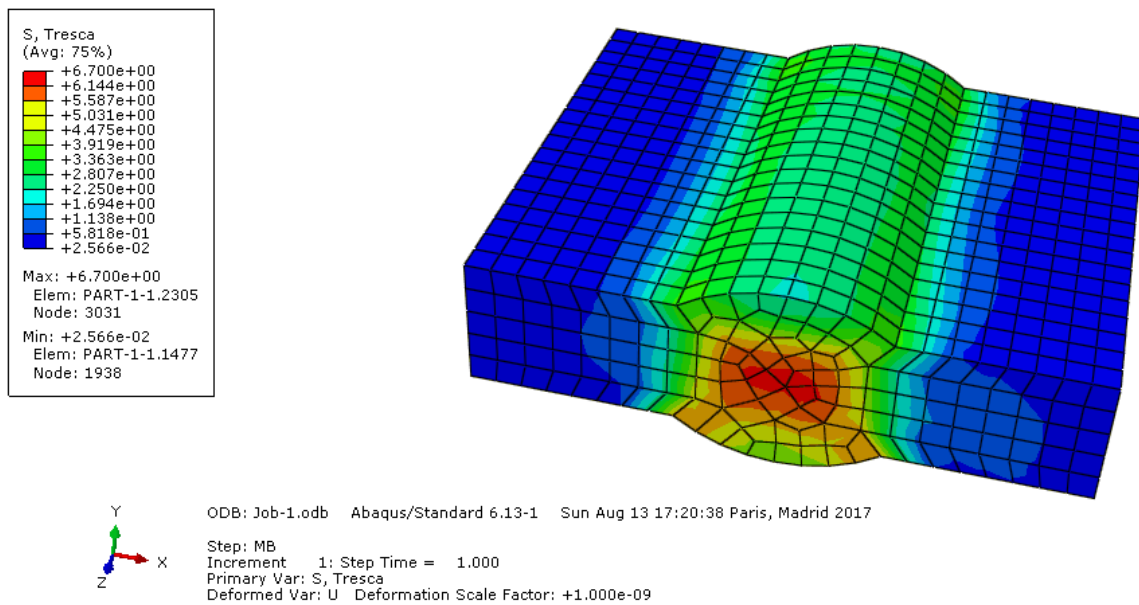


Figure V.29: Distribution de champs de contraintes dans l'éprouvette sous les chargements appliqués selon critère S.TRESCA

les courbes de la Figure V.30. présente une comparaison des valeurs des contraintes internes dans les différentes zones du cordon de soudure en fonction de traitement thermique réalisés sur les échantillons en questions à partir de ces courbes on peut déduire les valeurs des contraintes résiduelles.

Les traitements thermiques, ont été réalisés dans un four électrique chauffant avec un système de programmation de cycle de température. Le contrôle de la température est effectué par régulation électronique. Les échantillons comprenant le métal de base et le joint soudé ont été traités à 600 C° avec un maintien de (0,5,2 et 3 heures) à cette température. Dans la Figure V.13. La valeur maximale de la contrainte résiduelle est d'environ 146,67 N / mm<sup>2</sup> après relaxation et d'environ 96 N / mm<sup>2</sup> après relaxation à 0,5 h et 50 N / mm<sup>2</sup> à 2 h. Ces résultats indiquent qu'il existe un effet important sur la réduction de la contrainte résiduelle en appliquant le HT avec une durée différente pour ce type de composant soudé.

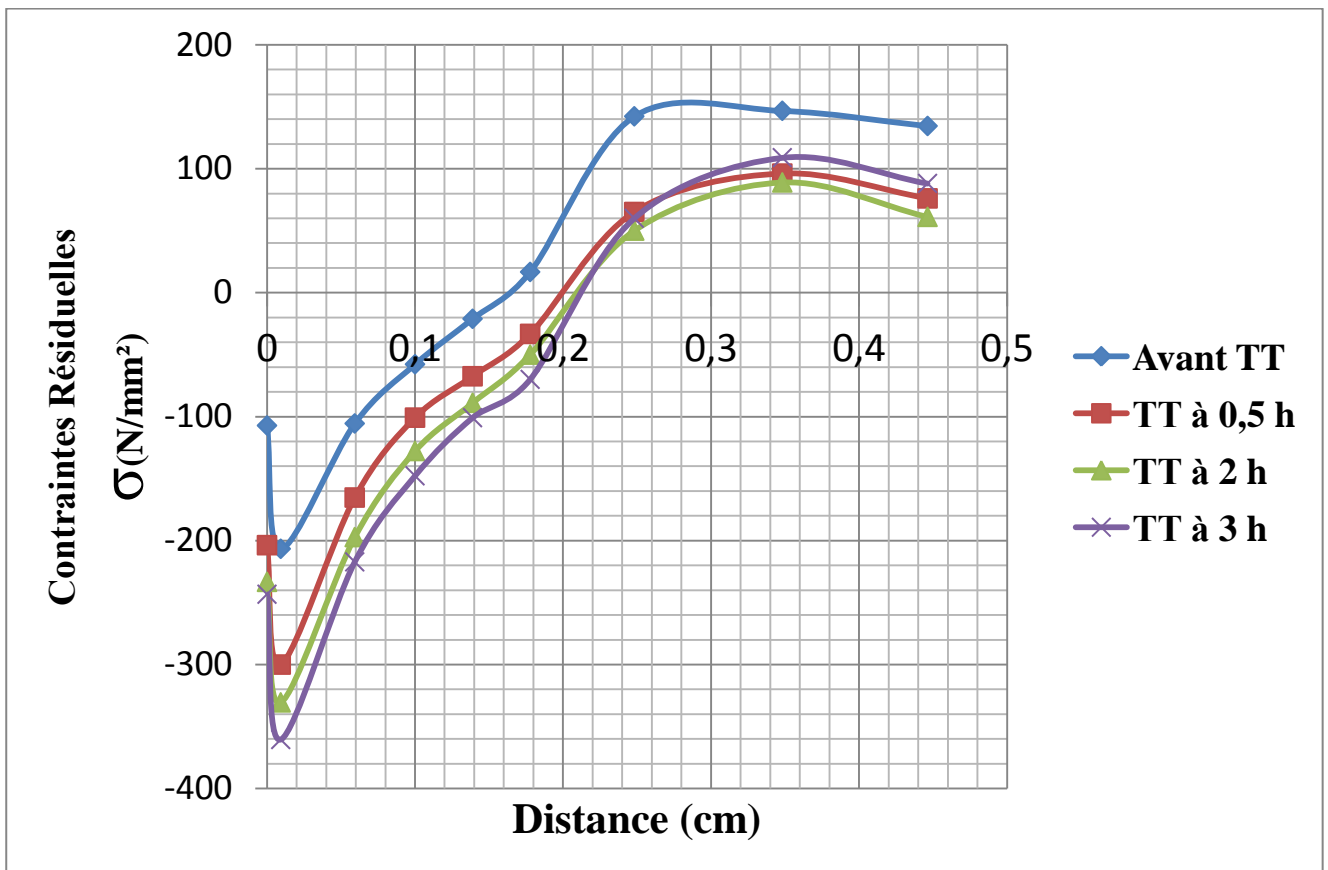


Figure V.30: les contraintes résiduelles avant et après procédure de relaxation avec des durées différentes pour le composant x70.

# **CONCLUSION**

## **Conclusion**

La mesure du taux des contraintes internes dans les matériaux cristallins par la méthode DRX- $\sin^2\psi$  se révèle largement fiable dans le domaine de mesure de l'écart  $\Delta\theta$  mesuré sur les diffractogrammes.

L'application d'une série de mesure de l'écart  $\Delta\theta$  sur les diffractogrammes de diffraction des rayons X sur une série d'éprouvettes de cordon de soudure sans traitement thermique et avec traitement thermique à 600°C pendant (0.5h, 2h et 3h) a montré clairement l'évolution du taux des contraintes internes dans les différentes zones du cordon de soudure (MB, ZF, ZAT). Par l'application de la simulation DRX- $\sin^2\psi$  en utilisant la technique de mesure par  $\Delta\theta$  et la mesure de micro-dureté ainsi que le programme BV l'estimation du taux des contraintes résiduelles se révèle fiable.

Pour la surface de pipe d'acier X70 API5L les profils des contraintes résiduelles de la plaque soudée ont été déterminés par une mesure de diffraction des rayons X (DRX). Les résultats des mesures de diffraction des rayons X ont été mesurés en utilisant le calcul par le procédé  $\sin^2\psi$  et  $\Delta\theta$ . Suite aux résultats obtenus, on en conclue que la technique de diffraction des rayons X est une technique prometteuse pour la prédiction non destructive des contraintes résiduelles sur la surface de plaques d'acier soudées en utilisant la méthode de simulation par le programme VB avec utilisation des données de mesure de l'écart  $\Delta\theta$  (écart de mesures  $2\theta$  entre matériau parfait, sans contraintes résiduelles et un autre avec contraintes résiduelles) .

En perspective on se propose de développer d'avantage la maîtrise de cette méthode (DRX- $\sin^2\psi$ ) et la simulation par programme VB utilisant les traitements thermiques de relaxation et le suivi de la micrographie autrement dit le couplage entre la microstructure (taille des grains, microprécipité) et le taux des contraintes internes

**REFERENCE THESE**

## Références thèse

- [1] N. T. TRINH, « *Sur la Modélisation du Comportement Thermomécanique et Métallurgique des Aciers* », Thèse Doctorat en Mécanique et Matériaux L'école Polytechnique Paris Tech (2008).
- [2] A.T. MOUSSAI, « *Influence des traitements thermiques sur la rupture fragile des cordons de soudure* », Thèse magister Génie Mécanique Université Med Boudiaf de M'sila (2004).
- [3] M. NOUREDDINE, « *évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques de l'acier hslax70 lors des réparations par soudage* », Thèse magister en Métallurgie Ecole Nationale Polytechnique (2009).
- [4] G. MURRY, Technique de l'ingénieur, «Soudage et soudabilité métallurgique des métaux», M715.
- [5] W. F. SAVAGE, E. F NIPPES, *A Study of Weld Interface Phenomena in a Low Alloy Steel*, Welding Journal Research Supplement (1976), p. 260s-268s. [1]
- [6] F. CYRILLE, « *Mise en œuvre et caractérisation d'assemblages Soudés par procédés TIG et Laser de tôles d'alliages de Titane réfractaires* », Thèse doctorat SDM INST. Polythèque de Toulouse 2005
- [7] L. S. SMITH, P. THREADGILL, M. GITTOS, *Welding Titanium- A designer and user handbook*, TWI Report, Cambridge, UK (1999), p. 1-15.
- [8] L. FAIRON <sup>(1)</sup>, *Introduction au soudage*, Support de cour (TECHNIFUTUR ASBL Centre de Compétence) - Seraing – Belgique
- [9] Dr. J.P. BAUD, P.REBAUD, *Travaux de Soudage*, O.P.P.B.T.P. CR CENTRE-EST (2006).
- [10] H. DAOUI, « *Contribution à l'étude du comportement fluide de plasma lors de l'interaction des torches à plasma avec les métaux* », Thèse magister Physique Université Ouargla (2008).
- [11] S. DANCETTE, « *Comportement mécanique des soudures par points : mécanismes et stratégies de prédiction dans le cas des tôles en acier pour automobile* », Thèse doctorat Institut National des Sciences Appliquées de Lyon (2009).
- [12] J.L. FANCHON, « *Guide des Sciences et Technologies Industrielles* », Edition NATHAN (2001).

- [13] L. GRÜNITZ, "Evaluation of the Welding Residual Stress State in a thick HY-80 Steel Plate" (*Proceedings of The Thirteenth (2003) International Offshore and Polar Engineering Conference Honolulu, Hawaii, USA, May 25–30, 2003*).
- [14] R. DAKHLAOUI. Analyse du comportement mécanique des constituants d'un alliage polycristallin multiphasé par diffraction des rayons X et neutronique. Sciences et métiers de l'ingénieur, ENSAM, 2006.
- [15] E. MACHERAUCH, H. WOHLFAHRT, and U. WOLFSTIEG. Zur zweckmäßigen definition von eigenspannungen. *Härt. Tech. Mitt.*, 28 :201–211, 1973.
- [16] L.CASTEX, J.L. LEBRUN, G. MAEDER, and J.M.SPRAUEL. Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. Publications scientifiques et techniques, ENSAM, 1981.
- [17] J.M. SPRAUEL. Evaluation des contraintes résiduelles dans les matériaux polyphasés. In A. Lodini and M. Perrin, editors, *Analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X et des neutrons*, pages 185–202. C.E.A., C.E.A., 1994.
- [18] J. E. AGAPAKIS, « *Welding Of High Strength and A Study on Weld Metal and Stress Relieving* », Mémoire Maitrise En Génie Mécanique. Institut de technologie du Massachusetts Cambridge USA, (1982)
- [19] H. NASRI, , « *Mesure De Contraintes Résiduelles Dues Au Soudage Et Au Soudage-Martelage Par Micro-Profil De Surface* », Ecole De Technologie Supérieure Université Du Québec 2007, MAITRISE EN GÉNIE MÉCANIQUE.
- [20] M. JEYAKUMAR, T. CHRISTOPHER, R. NARAYANAN & B. NAGESWARA Rao, « *Residual stress evaluation in butt-welded steel plates* », ArtN°425 Indian Journal of Engineering & Materials Sciences Dec 2011.
- [21] B. GU, «*Mechanistic Studies on Stress Corrosion Cracking of Pipeline Steel in Near-neutral PH Environment*», theses the degree of doctor of philosophy The University Of Calgary CANADA 1999.
- [22] J. A. DA NÓBREGA, D. S. DINIZ, A. SILVA, T. M. MACIEL, V. HUGO C. de Albuquerque and João Manuel R. S. Tavares. Numerical Evaluation of Temperature Field and Residual Stresses in an API 5L X80 Steel Welded Joint Using the Finite Element Method. *Metals* 2016, 6, 28., 28 : 1–24, 2016.
- [23] B. REGIS, "métallurgie et mécanique du soudage", ed. Lavoisier, Paris, Hermès Sciences Publications, 2001.

# **ANNEXES**

Special issue of the 3rd International Conference on Computational and Experimental Science and Engineering (ICCESEN 2016)

# Residual Stresses Measurement in the Weld Seam of X70 Steel, Analyzed by XRD

M. HAMDI<sup>a,\*</sup>, H.A. BENCHORMA<sup>a</sup>, A. HADJAJ<sup>b</sup> AND A. BENCHATTI<sup>c</sup><sup>a</sup>University of Amar Thelidji, Department of Genie Mechanic, Laghouat, Algeria<sup>b</sup>University of Amar Thelidji, Laboratory LACOSER of Genie Electric, Laghouat, Algeria<sup>c</sup>University of Amar Thelidji, Laboratory of Genie Mechanic, Laghouat, Algeria

Determination of residual stresses in the welded areas of metal structures is a very important operation in the mechanical construction and other fields, for the reliability and sustainability of these metal structures [J.B. Ju, S.K. Lee, J. Jang, W.S. Kim, D. Kwon, *Int. J. Press. Vessels Piping* **80**, 641 (2003)]. Over the past few years, a significant number of studies have been carried out in order to understand the influence of residual stresses on the assembly by welding, from the standpoint of mechanical properties and corrosion resistance [E. Macherauch, K.H. Kloos, *Residual Stresses in Science and Technology*, DGM Inform. Verlag, 1987, p. 3; P.J. Withers, H.K.D.H. Bhadeshia, *Master Sci. Technol.* **17**, 366 (2001)]. Several studies have been carried out for the purpose of finding non-destructive methods for the evaluation of the residual stress [H. Nasri, *Mesure De Contraintes Résiduelles Dues Au Soudage Et Au Soudage-Martelage Par Micro-Profil De Surface*, Ecole De Technologie Supérieure Université Du Québec, 2007; C. Balasingh, A.K. Singh, *Metals Materials Proc.* **12**, 269 (2000)]. One of the methods that proved important, it is that of  $\sin \psi^2$ . In this work we have applied this method in the assessment of the residual stress in the welded X70 steel.

DOI: [10.12693/APhysPolA.132.866](https://doi.org/10.12693/APhysPolA.132.866)PACS/topics: welding, residual-stresses, HAZ, steel-X70,  $\sin \psi^2$ -method

## 1. Introduction

In this study, the residual stress in the welded X70 steel plates was measured by XRD scanning based on  $\sin \psi^2$  method, which was developed for the measurement of residual stresses (RS) in small welded or plastically deformed zones. This method takes into account the crystallographic orientations, the geometry of the measurement (the angle of incidence and angles of inclination) in order to know the depth of weld penetration and heat affected zone (HAZ). Each generated constraints mechanism has its own effects on the distribution of these residual stresses, and, depending on the system, shifts the dislocations in the most favorable crystallographic planes [1, 2].

## 2. Welding residual stresses

The residual stresses, due to substantial thermal shifts, cause micro deformations and thermo-mechanical concentration unbalance, at significant variations of temperature. These stresses, also known as thermal stresses, disappear after applying a softening heat treatment, due to the shear effect on the lines of dislocations, which disappear by cancellation in the joints of the grains or by the migration of these dislocations to the surface of the material [3].

When the cooling speed is high, plastic deformation occurs. During the process of welding, the welded area

is greatly heated, compared to the peripheral zone, and then merged locally; the material expands accordingly. The thermal expansion affects the surrounding area, which is colder, giving rise to thermo-mechanical and plastoelastic stresses, due to the expansion and friction of lattice and due to phase transformations. Therefore, a high concentration of residual stress in different grains of the material is formed.

## 3. Residual stresses measurement techniques

The  $\sin \psi^2$  method of measurement of the residual stress in crystalline materials has been developed using the value  $\Delta \theta$  (diffraction difference, in comparison to the theoretical value of the Bragg's law)

$$n\lambda = 2d \sin \theta, \quad (1)$$

where  $n$  is diffraction order (an integer number),  $\theta$  is the diffraction angle,  $d$  is the interplanar spacing of the family of the diffracted planes and  $\lambda$  is the wavelength.

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = \cot \theta_d \Delta \theta, \quad (2)$$

where  $\varepsilon$  is the deformation rate,  $\theta_d$  is the diffraction angle without the internal stresses. The applied stress  $\sigma$  is then calculated from the following expression

$$\sigma = \frac{E}{1 + \nu} \frac{\partial(\varepsilon)}{\partial(\sin^2 \psi)} = -\frac{E \cot \theta_d}{2(1 + \nu)} \frac{\partial(\theta)}{\partial(\sin^2 \psi)} = KM, \quad (3)$$

where  $\psi$  is the angle between the normal at the sample surface and that of the diffracting planes. The above equation may be expressed as a product of the constant

\*corresponding author; e-mail: [asmosoft@gmail.com](mailto:asmosoft@gmail.com)

$K$  (elastic constant for measuring stresses by X-rays) and  $M$ , the gradient of the regression line of the data, representing the results of the stresses for the different values of angle  $\psi$ . It can be calculated from three and more points, the coordinates of which are  $(2\theta\psi x, \sin\psi^2)$ , by using Eq. (3). There is a linear relationship between  $2\theta$  and  $\sin\psi^2$  [4].

#### 4. Experimental study

The studied material is the steel X70 of the norm API 5L. Its chemical composition is presented in Table I. The welded zone is shown in Fig. 1. The dimensions of the samples were  $100 \times 40 \times 5.7 \text{ mm}^3$ .

TABLE I

Chemical composition of the steel X70 (weight %, max).

C	Si	Mn	Ni	Al	Cu	Cr	Ti	Nb
0.04	0.39	1.48	0.08	0.31	0.16	0.03	0.02	0.05

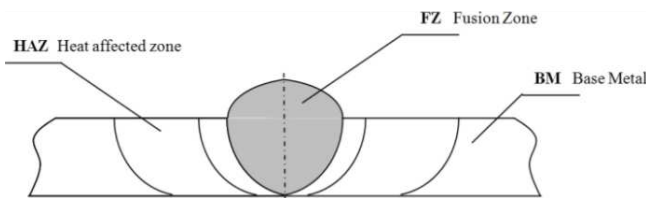


Fig. 1. Scheme of the weld seam.

The measurement of stresses by X-ray was performed by the fixed process (method  $\psi$ ,  $\psi$ -diffractometer). The size of the beam of X-rays was of the order of  $4 \times 4 \text{ mm}^2$ , taking into account the size of coarse grains in the welded area. The employed Philips diffractometer is composed of a monochromatic X-ray source, a sample holder and a detector of x-rays. The latter records the intensity of the diffracted light, based on the angle of diffraction. The acquired data is saved in a computer and then analyzed in accordance with the database.

The X-rays are emitted from a cathode  $\text{Cu K}\alpha = 1.54 \text{ \AA}$ . The parameters of the process for all samples are 40 kV and 50 mA with a step size of 0.020 and a counting time per step of one second. The angle of orientation of the sample and the normal to the surface of sample was changed between  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  and  $90^\circ$ , in the experiments. Diffraction peak (211) for X70 steel, for  $\text{Cu K}\alpha$ , is located at  $2\theta = 156^\circ$ .

The values of residual stresses of the welding zone have been obtained by analysis and calculation, using the method of  $\sin\psi^2$  and a Visual Basic program.

#### 5. Results and analysis

The measured stresses are given in Fig. 2, which shows the value of the maximum stress of approximately 615 MPa in FZ. The stresses in BM are relatively

low, of the order of 21.25 MPa, whereas in the HAZ, the value is approximately 200 MPa.

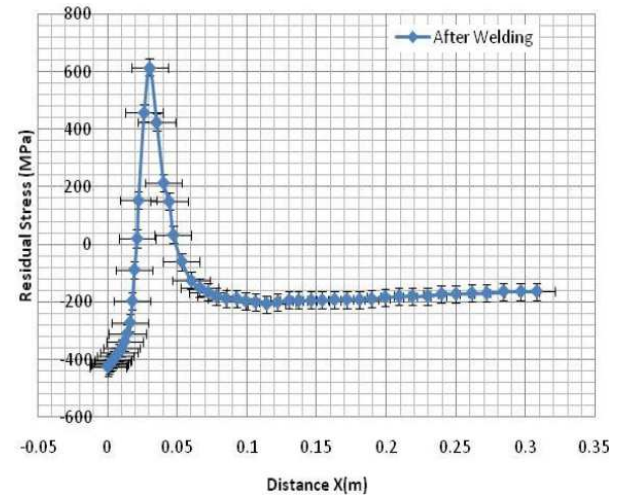


Fig. 2. Residual stresses after welding.

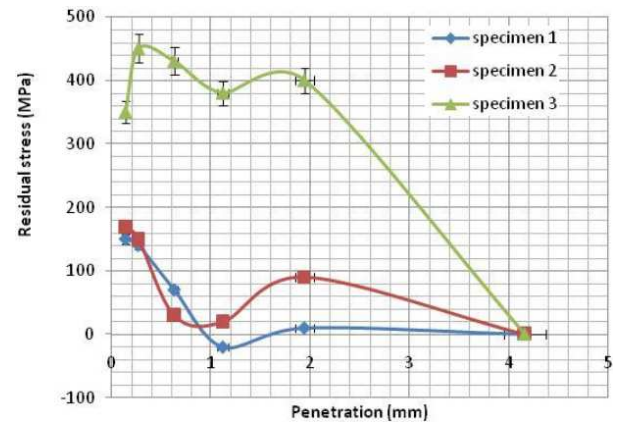


Fig. 3. Longitudinal residual stresses after welding.

The values of longitudinal residual stresses obtained in the base metal (specimen 1) are given in Fig. 3. The decrease of stresses, away from the weld seam, can be explained by the grains growth, due to the effect of coalescence, which causes the reduction of surfaces of the grains joints, which subsequently minimizes the internal stresses. In the HAZ (specimen 2), the values of residual stresses decrease to value of 180 MPa, depending on the proximity of the regions in the FZ (specimen 3). Figure 3 shows the variation of residual stress up to 460 MPa, at 0.3 mm, along the normal to the surface, calculated using the  $\sin\psi^2$  method, in three zones (FZ, BM and HAZ). Thus, we can say that in the area of BM the evolution of residual stresses is not well marked because the area of BM is not thermally deformed.

#### 6. Conclusions

The profiles of residual stresses in welded X70-API5L plates were determined using  $\sin\psi^2$  method, by measurement of the X-ray diffraction. In conclusion, both the

X-ray diffraction method and the application of the  $\sin \psi^2$  method have proved to be reliable in assessing the rates of residual stress in the depth of the weld, as well as the remains of the adjacent areas. On the basis of analysis we underline, that the residual stress is concentrated in the fusion zone, which is a mechanically vulnerable site, due to the spread of micro-cracks that develop into the macro cracks.

### References

- [1] A. Castrataro, Ms. Sc. Thesis, Université Du Québec, 2006.
- [2] C.H. Gür, *Prediction of surface residual stresses in butt-welded steel plates by magnetic barkhausen noise analysis*, in: *10th European Conference on NDT*, Moscow 2010.
- [3] J. Peng, Ph.D. Thesis, ENSAM, Paris 2006.
- [4] R. Ahmed, M. Hadfield, *Wear* **209**, 84 (1997).

## The relaxation effect on residual stress value in butt-welded X70 steel

Mostapha Hamdi<sup>1\*</sup>, Hadj A. Belhorma<sup>1</sup>, Ahmed Benchatti<sup>2</sup>, Mohamed Souici<sup>2</sup>, Belkacem Boutassouna<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Département de Geni Mécanic, University of Amar thlidji, Laghouat 03000, Algeria

<sup>2</sup> Laboratoire Génie Mécanic, Université de Laghouat BP37G, Laghouat 03000, Algeria

<sup>3</sup> Laboratoire Génie des Procédés, Université de Laghouat BP37G, Laghouat 03000, Algeria

Corresponding Author Email: [AsmoSoft@Gmail.com](mailto:AsmoSoft@Gmail.com)

<https://doi.org/10.18280/mmep.050315>

### ABSTRACT

**Received:** 14 November 2017

**Accepted:** 4 September 2018

#### Keywords:

welding, residual stresses, relaxation, steel X70,  $\text{Sin}\psi^2$  method

This paper reviews the interpretation of phenomena resulting from a thermal effect requires, as a necessary condition, knowledge of the temperature reached. The temperature is added one or more time conditions, whether it is the heating, the temperature stay or the cooling. So can say that the relationship between the heat entering the metal during welding obtain the temperature distribution, the thermal and residual stress. In this work we have measured and calculated the residual stress of the X70 steel welding procedure by the DRX- $\text{sin}\psi^2$  method before and after relaxation operation on the samples chosen after the estimation of this constraint by the finite element method. Solver, ABAQUS, the result indicates value of residual stress is about 146.67N/mm<sup>2</sup> after relaxation and about 96 N/mm<sup>2</sup> after relaxation at 0.5h and 50N/mm<sup>2</sup> AT 2h.

## 1. INTRODUCTION

The interpretation of phenomena resulting from a thermal effect requires, as a necessary condition, information of the temperature reached. the temperature is added one or more conditions of time, be it heating, temperature stay or cooling. It is necessary to know the thermal welding cycle, that is to say the variation of the temperature T as a function of the time.

In the case of welding of carbon steels, four zones can be distinguished in the joints, according to the maximum temperatures reached:

The melted zone, for which the maximum temperature is greater than or equal to the melting temperature;

The fully austenitic zone, for which the maximum temperature is between the melting temperature TF and the temperature Ac3;

The partially austenitic zone, for which the maximum temperature is between the temperatures Ac3 and Ac1;

The influenced zone, not austenitized, for which the maximum temperature is lower than Ac1.

This phenomena cause elaboration of residual stress. The residual stresses in areas near the weld cause fracture under certain condition. [4]

Many researches to better understand the effect of temperature on welded structure such as, X.K. Zhu, Y.J. Chao [7], Chiaki Shiga and al [8], Mehmet T. Pamuk and al [9], heat treatment influence on welded X70 steel, Kelthoum Digheche et al [10], BENLAMNOUAR Mohamed Farid, BADJI Riad, HADJI Mohamed [11] as well as the variation and the distribution of the residual stress, Paddea S et al [12] et Wenquan Sun and al [2] constraint evaluation either by DRX as, Z. Boumerzoug and al [13], Dhas & Kumanan [14].

## 2. RESIDUAL STRESS DUE TO WELDING

Welding is defined as "a joining process that produces coalescence of materials by heating them to the welding [1].

The heat input to the material being welded. As a result of non-uniform heat distribution and phase transformations occur on the material. These changes generate different residual stress patterns for weld region and also in the heat affected zone (HAZ). [5]

For evaluated the residual stress due to welding we choose the model according to the geometry of the sample studied, and which has undergone various mechanical tests and by numerical approach we will study the thermo mechanical behavior of materials under the effect of welding. The first step is to create a model, the geometry is considered as two thick plates chamfered in opposite V subjected to welding in double pass inner and outer.

## 3. RESIDUAL STRESSES MEASUREMENT TECHNIQUES

The method  $\text{Sin}\psi^2$  to measure the residual stress in crystalline materials has been developed using the value  $\Delta\theta$  (difference of diffraction in comparison to the theoretical value of the Bragg's law in crystalline materials)

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (1)$$

Where n diffraction order is a whole number,  $\theta$  is the diffraction angle, d is the interplanar spacing of the family of the diffracted planes and  $\lambda$  is the wavelength.

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = \cot \theta_d \Delta \theta \quad (2)$$

where  $\varepsilon$  is the deformation rate,  $\theta_d$  is the diffraction angle in perfect state (no internal stresses). The applied stress ( $\sigma$ ) is then calculated from the following expression:

$$\sigma = \frac{E}{1+\nu} \frac{\partial(\varepsilon)}{\partial(\sin^2\psi)} = -\frac{E \cot \theta_d}{2(1+\nu)} \frac{\partial(\theta)}{\partial(\sin^2\psi)} \quad (3)$$

where  $\psi$  is the angle between the normal at the sample surface and that of the diffracting planes. The above equation may be expressed as a product of the constant K (elastic constant for measuring stresses by X-rays) and M is the gradient of the regression line of the data representing the results of the stresses of the different angles  $\psi$ , by using the equation:

$$\sigma_x = KM \quad (4)$$

With  $K = -\frac{E}{2(1+\nu)} \cdot \frac{\pi}{180} \text{ctg } \theta_0$  and

$$M = \frac{\partial(2\theta_{\psi x})}{\partial(\sin^2\psi)}$$

where  $\theta_0$  is the diffraction angle when  $\sigma$  is 0, K is a constant of stress measurement, M is a stress measurement factor and  $\sigma_x$  is stress in x direction [16].

There is a linear relationship between  $2\theta$  and  $\sin^2\psi$ . The slope M can be calculated from three points and more whose coordinates ( $2\theta_{\psi x}$ ,  $\sin^2\psi$ ) based on the determination of these points. The calculation of stresses  $\sigma_x$ , based on the latter, is exported by measuring the different  $\theta_{\psi x}$ .

The heat treatment Residual Stresses

In this part, the finite-element method uses the equation of heat conduction. Equation .5 describe the temperature variations in heat treatment processes:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \rho C \frac{1}{2} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (5)$$

where  $T$  denotes the temperature,  $k$  is the thermal conductivity,  $C$  is the specific heat  $\rho$  is the density  $t$  represent the heat treatment time,  $z$  represents the welding direction,  $x$  in the transverse direction and  $y$  is thickness direction. in addition, convection-conduction boundary conditions

The Heat treatment generates a non-linear thermal gradient and the thermal and mechanical changes arising from the heat source promote thermal stresses and distortions. Therefore, based on the thermal gradients given by Equation (5), The residual stresses based on the deformations caused by the gradients can be determined according to:

$$\sigma = \delta_v \lambda \varepsilon_{kk} + 2\mu \varepsilon_v - \delta_v (3\lambda + 2\mu) \alpha T \quad (6)$$

where  $\lambda$  and  $\mu$  are the Lamé constants, which represent the components of the material deformation due to the temperature and are related to the material elasticity modulus E and Poisson's ratio  $\nu$ . The  $\varepsilon_v$  variable is linked to the deformation and displacement according to:

$$\varepsilon_v = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (7)$$

#### 4. EXPERIMENTAL STUDY

The studied material is the steel X70 of the norm API 5L. Its chemical composition is presented in Table 1.

**Table 1.** Chemical composition of the steel x70 (weight %, max) [6]

C	Si	Mn	Ni	Al	Cu	Cr	Ti	Nb
0.04	0.39	1.48	0.08	0.31	0.16	0.03	0.02	0.05

Tacked small sample size by the cutting machine (Figure 1), a specimen size 18X10X9 m<sup>3</sup> (Figure 2) from 5 API-X70 welded, the surface preparation is very important. for the stress value determined by x-rays may not true stress [15] after chemical etching by Nital of the weld material has revealed the microstructures of different zones, i.e, weld seam, heat affected zone (HAZ) and base metal [13]. Heat treatments were applied on welded specimens by isothermal annealing at 550°, 600 and 650 °C during (0.5, 2 and 3 hour).



**Figure 1.** Chainsaw for cutting (struers labotom)



**Figure 2.** The Photo of Samples cut



**Figure 3.** Philips X-ray diffractometer photo

You can choose the X-ray diffract (Figure 3) for the residual stress to avoid the influence of the mechanical stress caused by the overflow and using DRX- $\sin^2\psi$  to estimate the value of the stress before and after the procedure of the relaxation to

according to the results, residual stress is achieved. Calculated by FEM and measured by X-ray diffract [2].

The angle of orientation of the sample and the normal to the surface of sample was changed between 0°, 45° and 90°, in the experiments. Diffraction peak (211) for X70 steel, for Cu K $\alpha$ , is located at  $2\theta = 156^\circ$  [3].

### 5. RESULT AND ANALYSIS

The effect of repeated thermal cycles, such as the zones whose temperature exceeds the Ac3 undergo a structural regeneration phenomenon, by the transition to the austenitic state on heating, followed by a new transformation on cooling, which erases and replaces the previous structure. The same phenomenon occurred in the ZAT, for estimate the value of residual stress we need based on the components the material parameters and be considered in different temperature by interpolation calculation in ABAQUS [2].

In this model numerical domain is meshed, using tetrahedral with function interpolation quadratic as shown in Figure 4. the

gradient of volume elements used 1x1x1mm and 0.1x0.1x0.1mm.

Figure.5-6. present Distribution of stress fields in the specimen under loadings applied according to S.MISES/ S.TRESCA criteria after HT.

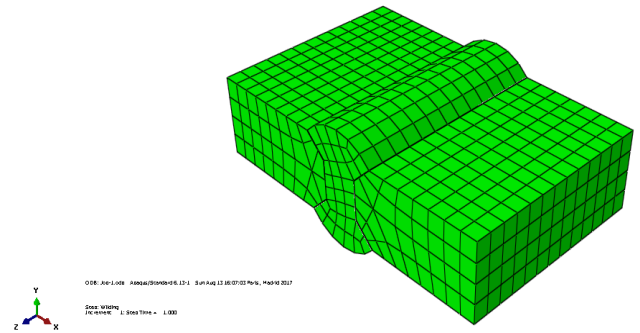


Figure 4. Mesh grid presentation in the specimen

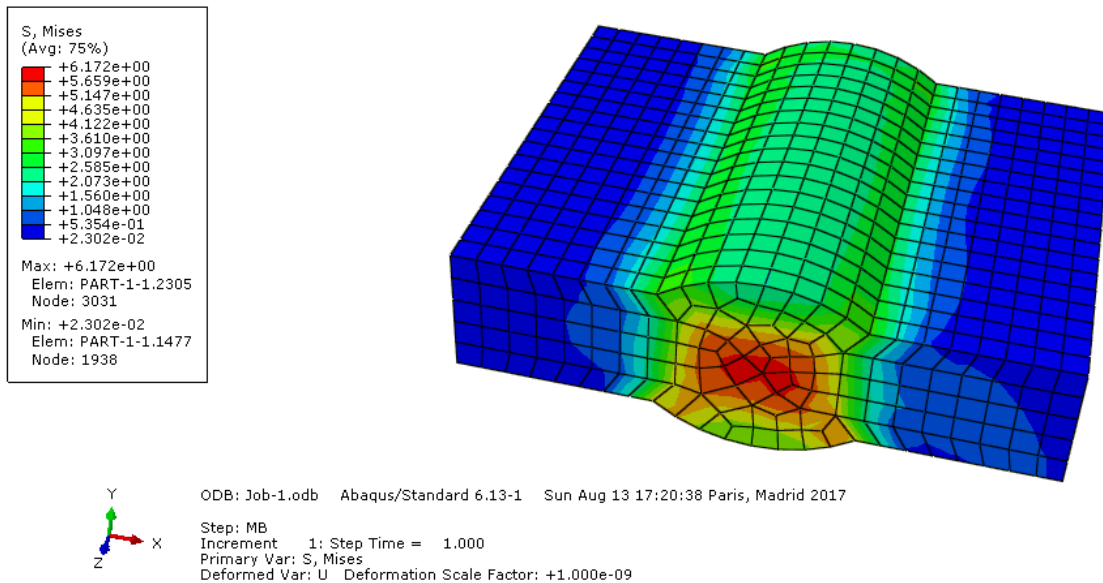


Figure 5. Distribution of stress fields in the specimen under loadings applied according to S.MISES criteria

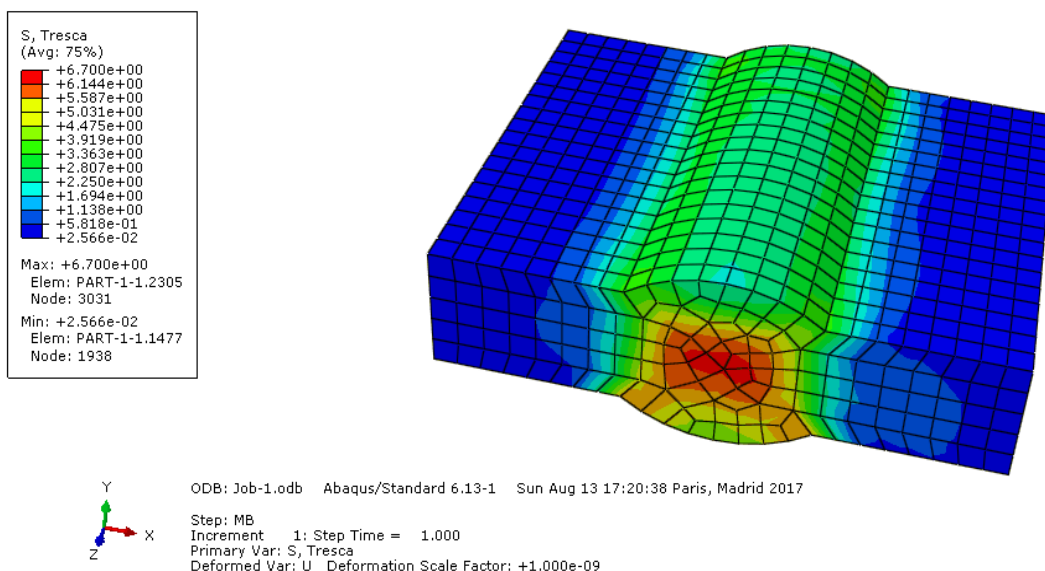
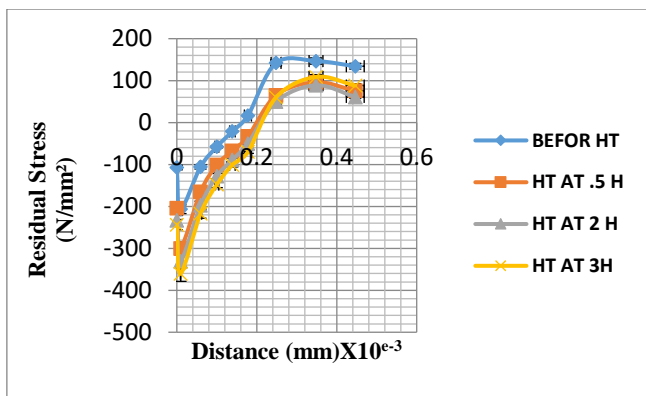


Figure 6. Distribution of stress fields in the specimen under loads applied according to S.TRESCA criteria

The treatment was carried out in an electric heating oven with a programming system of temperature cycle. The temperature control is done by electrical regulation. Specimens comprising the base metal and the welded joint were treated at three temperatures, namely 550°, 600° and 650 ° with a hold of (0.5, 2 and 3 hour) at this temperature. A heating rate of 185-200C °/h has been applied, as well as the same cooling rate up to 300°, then in the open air of 300 ° to the ambient temperature. The relaxation of the stresses is obtained by the creep of the material, a duration sufficient treatment is required to homogenize the temperature of the welded joint and this, to avoid the creation of new CR at cooling, keeping the temperature of treatment is also essential to ensure the creep relaxation of regions where stress peaks.

In Figure.8. show the maximum value of the residual stress is about 146.67 N/mm<sup>2</sup> after relaxation and about 96 N/mm<sup>2</sup> after relaxation AT 0.5 h and 50N/mm<sup>2</sup> AT 2h. These results point out that there is a substantial effect on reducing the residual stress by applying HT with different time duration for this type of welded component [4].



**Figure 7.** The residual stresses before & after procedure of relaxation with different durations for x70 component

## 6. CONCLUSIONS

The heat treatments carried out at 550 °, 600 ° and 650 ° produce a very remarkable reduction in the residual stress value, knowing well the role of the relaxation for the improvement of the seal quality, for this steel for the best results obtained in terms of relaxation. showed to be consistent. Therefore, the results of thermal analysis obtained in this simulation were satisfactory and close to the results obtained experimentally with errors ranging from less than 5% to 13%, which are similar in range to these errors found in the literature.

## REFERENCES

[1] American Society of Welding Website ([www.aws.org](http://www.aws.org)).  
 [2] Sun WQ, Shao J, He AR, Zhao HS, Zhou J. (2015). Research on residual stress quantitative reduction in laminar cooling on hot strip mill. *International Journal of Heat and Technology* 33(4): 19-24. <http://dx.doi.org/10.18280/ijht.330403>  
 [3] Hamdi M. (2017). Residual stresses measurement in the weld seam of X70 Steel. Analyzed by XRD *Acta Physica Polonica A* 132(3-II): 866-868. <http://doi.org/10.12693/APhysPolA.132.866>

[4] Al-olabi AG. (1994). Residual stresses and heat treatments for metallic welded components. Ph.D Theses, Dublin City University.  
 [5] Masubuchi K. (1983). Residual Stress and Distortion. *Metals Handbook. Welding, Brazing and Soldering*, ASM 6.  
 [6] Gür CH. (2010). Prediction of surface residual stresses in butt-welded steel plates by magnetic barkhausen noise analysis. In 10th European Conference on NDT, Moscow.  
 [7] Zhu XK, Chao YJ. (2002). Effects of temperature-dependent material properties on welding simulation, *Computers and Structures* 80: 967-976.  
 [8] Shiga C. (2010). Effect of Ms temperature on residual stress in welded joints of high-strength steels. *Wilding in the World March* 54(3-4): R71-R79. <https://doi.org/10.1007/BF03263490>  
 [9] Pamuk MT. (2018). Numerical simulation of transient heat transfer in friction-stir welding. *IJHT Journal* 36(1). <https://doi.org/10.18280/ijht.360104>  
 [10] Digheche K. (2017). Influence of heat treatments on the microstructure of welded Api X70 Pipeline Steel. *Acta Metallurgica Slovaca* 23(2): 72-78. <https://doi.org/10.12776/ams.v23i1.879>  
 [11] Benlammouar MF. (2012). The influence of relaxation treatments on residual stresses in welded pipe API 5L-X70, METAL2012. Brno, Czech Republic, EU 5:23-25.  
 [12] Paddea S. (2012). Residual stress distributions in a P91 steel-pipe girth weld before and after post weld heat treatment. *Materials Science and Engineering* 534: 663-672. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2011.12.024>  
 [13] Boumerzoug Z. (2014). X-Ray analysis of residual stress in weld region of X70 pipeline steel. *Advanced Materials Research* 936: 2011-2016. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.936.2011>  
 [14] Dhas JER. (2011). Weld residual stress prediction using artificial neural network and Fuzzy logic modeling. *Indian Journal of Engineering & Materials Sciences* 18(10): 351-360.  
 [15] Balasingh C, Singh AK. (2000). Residual stresses and their measurements by X-Ray diffraction methods. *Metals Materids And Processes* 2-3: 269-280.  
 [16] Gou RB. (2011). Residual stress measurement of new and in-service X70 pipelines by X-ray diffraction method. *NDT & E International* 44: 387-393. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ndteint.2011.03.003>  
 [17] Shigeru A. (2013). Probabilistic evaluation of a method for reduction of residual stress in welded structure using vibration. *Chemical Engineering Transactions* 33: 1087-1092. <http://dx.doi.org/10.3303/CET1333182>  
 [18] Yuan JW. (2017). Research and implementation of artificial intelligence in welding process design. *Chemical Engineering Transactions* 62: 649-654. <http://dx.doi.org/10.3303/CET1762109>

## NOMENCLATURE

$K$	is an elastic constant for the X-ray stress measurement.
$M$	gradient of the data regression line representing the stress results for various angles.
$T$	the temperature °C

$k$	thermal conductivity, $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$
$C$	is the specific heat
$t$	represent the heat treatment time s
$z$	represents the welding direction
$x$	in the transverse direction
$y$	is thickness direction.
$d$	is inter-planar spacing of two crystal lattices $\mu^\circ$

#### Greek symbols

$\rho$	is the density $\text{g}/\text{m}^3$
$n$	is an integer
$\theta$	is diffraction angle rad
$\lambda$	is the wavelengths 1/s

$\varepsilon$	is the quantity of strains $\text{N}/\text{m}^2$
$\theta_d$	is the diffraction angle in a stress free condition rad
$\sigma$	The stress Mpa
$\psi$	is the angle between the sample normal and diffraction plane normal rad

#### Subscripts

NDT	non destructive method testing
BM	base metal
HAZ	zone heat made
ZM	molten zone
VB	Visual Basic

# CHROMET 1



AWS A5.5 E 8018-B2  
BS EN ISO 3580-A E CrMo 1 B 3 2

**Electrode à enrobage basique conçue pour le soudage toutes positions des aciers à 1.25% de Cr et 0.5% de Mo résistant au fluage.  
Conçus pour une température de service prolongé jusqu'à 550°C.  
Bonnes caractéristiques mécaniques avec ou sans TTAS.  
Soudage en DC recommandé.**

## Applications principales

Centrale thermique - Générateur de vapeur - Raffinerie  
25 CD 4 - 13 CD 4-5 - 16 MnCr 5 - A335 P11/12 - A387 Gr11/12

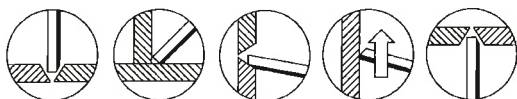
## Analyse chimique type du métal déposé

C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Cu
0.07	0.8	0.4	0.015	0.012	1.25	0.55	<0.1

## Propriétés mécaniques type du métal déposé

	Charge Rupt.	Limite Élast.	Allongement	Résilience	Temp. D'essai	Dureté
	Rm N/mm <sup>2</sup>	Rp (0.2) N/mm <sup>2</sup>	A5d%	J	°C	HV
TTAS 690°C/1h	650	570	21	160	+ 20	210
				100	- 10	

## Positions de soudage



## Nature du courant

AC  
DC +

## Etuvage

300°C \*  
1-2h

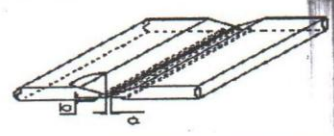

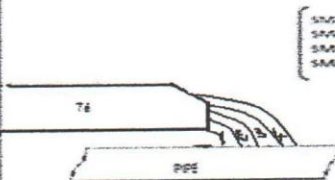
Préchauffage à 200 – 300°C. TTAS 690°C fortement recommandé, temps en fonction de l'épaisseur.

## Approbations

## Conditionnements et intensités de soudage

Diamètre (mm)	Long. (mm)	Référence	Electrodes/Etui	Poids (kg)	Etuis/Carton	Intensité (A)
2.5	350	9646-2525	209	4.2	3	70-110
3.2	380	9646-2532	124	5.0	3	80-140
4.0	450	9646-2533	81	5.6	3	100-180
5.0	450	9646-2534	53	5.8	3	140-240
6.0	450	9646-2536	37	5.8	3	200-300

\*Etuis sertis hermétiquement pour une durée de vie illimitée. A l'ouverture de l'étui, les électrodes peuvent être utilisées sans étuvage pendant plus de 8h.

TITRE	SOUDAGE SUR CANALISATION EN SERVICE																																														
<p><b>Procédé (s) de soudage</b> Soudage à l'arc avec électrode enrobée (SMAW)</p> <p><b>Raccord</b> <b>Joint Longitudinal (Soudure bout à bout)</b></p> <p>P355 NL1 EN 10028-3 ép=12mm Diam=20 pouces CEIW= 0,415 Limite Elastique Min 369 Mpa</p> <p><b>Métaux de base</b> <b>Joint circconférentiel (Soudure d'angle)</b> Matière: API 5L X60 Diam=20 pouces; CEIW = 0,350 ép.= 8.74 mm Limite Elastique Min 455 Mpa</p> <p>Autres : * ASTM ou Norme équivalente ** Tous les aciers API 5L (y compris X70) *** Soudures d'angle (filet) : Tous les diamètres et toutes les épaisseurs.</p>																																															
<p><b>Métaux d'apport : (Selon AWS - ASTM)</b></p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>PASSES</th> <th>Pénétr</th> <th>2ème passe</th> <th>Bourrage</th> <th>Finition</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Type</td> <td>E 8018 1</td> <td>E 8018 1</td> <td>E 8018 1</td> <td>E 8018 1</td> </tr> <tr> <td>AWS-SFA</td> <td>5,5</td> <td>5,5</td> <td>5,5</td> <td>5,5</td> </tr> <tr> <td>Groupe (API)</td> <td>3</td> <td>3</td> <td>3</td> <td>3</td> </tr> <tr> <td>Dimension</td> <td>2,5 - 3,2</td> <td>3,2 - 4</td> <td>3,2 - 4</td> <td>3,2 - 4</td> </tr> </tbody> </table> <p><b>Joints circconférentiels</b> * 6,4mm &lt; ép. &lt; 12,7 mm. Diam de l'électrode doit être de 2,5 mm et 3,2 mm.</p> <p>Autres : Étuvage des électrodes : 300 - 350°C pendant 2h.</p> <p><b>Position de soudage :</b></p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>PASSES</th> <th>Pénétr</th> <th>2ème passe</th> <th>Bourrage</th> <th>Finition</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Position</td> <td>45°</td> <td>45°</td> <td>45°</td> <td>45°</td> </tr> <tr> <td>Rot / Fixe</td> <td>Fixe</td> <td>Fixe</td> <td>Fixe</td> <td>Fixe</td> </tr> <tr> <td>Progres</td> <td>Mont</td> <td>Mont</td> <td>Mont</td> <td>Mont</td> </tr> </tbody> </table> <p><b>Note :</b> Cette position d'essai qualifie le mode opératoire pour toutes les positions.</p>			PASSES	Pénétr	2ème passe	Bourrage	Finition	Type	E 8018 1	E 8018 1	E 8018 1	E 8018 1	AWS-SFA	5,5	5,5	5,5	5,5	Groupe (API)	3	3	3	3	Dimension	2,5 - 3,2	3,2 - 4	3,2 - 4	3,2 - 4	PASSES	Pénétr	2ème passe	Bourrage	Finition	Position	45°	45°	45°	45°	Rot / Fixe	Fixe	Fixe	Fixe	Fixe	Progres	Mont	Mont	Mont	Mont
PASSES	Pénétr	2ème passe	Bourrage	Finition																																											
Type	E 8018 1	E 8018 1	E 8018 1	E 8018 1																																											
AWS-SFA	5,5	5,5	5,5	5,5																																											
Groupe (API)	3	3	3	3																																											
Dimension	2,5 - 3,2	3,2 - 4	3,2 - 4	3,2 - 4																																											
PASSES	Pénétr	2ème passe	Bourrage	Finition																																											
Position	45°	45°	45°	45°																																											
Rot / Fixe	Fixe	Fixe	Fixe	Fixe																																											
Progres	Mont	Mont	Mont	Mont																																											
<p><b>Croquis de la conception du joint</b></p> <p><b>A - Joint longitudinal</b></p>  <p>Sequene de soudage longitudinal</p>  <p>Type chanfrein V Angle 35° +/- 5° Talon b=1,6+/- 0,6 Écartement a=1,6 +/- 1,6 Support envers. Nature : lame métallique Forme : plat Dimensions: 1-2 mm</p> <p><b>B - Joint circconférentiel (Soudure d'angle)</b></p>  <p>Type chanfrein V Angle 90° +/- 5° partie inférieure Angle 60° +/- 5° partie supérieure <b>Préparation:</b> Les bords à souder sont préparés d'origine. Ils sont débarrassés de tout excès de dioxyde, rouille, graisse ou peinture. Les passes sont seulement schématisées. Les dispositions exactes des passes dépendent des paramètres de soudage.</p> <p><b>Fixation:</b> Méthode de fixation: Serrage et puis pointage Durée de fixation: définitive</p>																																															

TITRE	SOUDAGE SUR CANALISATION EN SERVICE																																																																																																																																																																																					
<p><b>Technique d'exécution du joint et caractéristiques électriques</b> <b>Soudure Bout à Bout</b></p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>PASSES</th> <th colspan="2">Pénétration</th> <th colspan="2">2ème Passe</th> <th colspan="2">Bourrage</th> <th colspan="2">Finition</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Procédé soudage</td> <td colspan="2">SMAW</td> <td colspan="2">SMAW</td> <td colspan="2">SMAW</td> <td colspan="2">SMAW</td> </tr> <tr> <td>Position soudage</td> <td colspan="2">45°</td> <td colspan="2">45°</td> <td colspan="2">45°</td> <td colspan="2">45°</td> </tr> <tr> <td>Courant et Polarité</td> <td colspan="2">CC (+)</td> <td colspan="2">CC (+)</td> <td colspan="2">CC (+)</td> <td colspan="2">CC (+)</td> </tr> <tr> <td>Métal Apport</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> </tr> <tr> <td>Ø Electrode (mm)</td> <td colspan="2">2,5 - 3,2</td> <td colspan="2">2,5 - 3,2</td> <td colspan="2">3,2 - 4</td> <td colspan="2">3,2 - 4</td> </tr> <tr> <td>Ampérage (A)</td> <td>80</td> <td>120</td> <td>80</td> <td>120</td> <td>110</td> <td>180</td> <td>110</td> <td>180</td> </tr> <tr> <td>Voltage (V)</td> <td>22</td> <td>25</td> <td>22</td> <td>25</td> <td>22</td> <td>26</td> <td>22</td> <td>26</td> </tr> <tr> <td>Vitesse de soudage (mm/min)</td> <td>49</td> <td>80</td> <td>49</td> <td>80</td> <td>80</td> <td>100</td> <td>80</td> <td>100</td> </tr> <tr> <td>Apport calorifique (KJ/mm)</td> <td>2,16</td> <td>3,67</td> <td>2,16</td> <td>3,67</td> <td>1,82</td> <td>3,51</td> <td>1,82</td> <td>3,51</td> </tr> </tbody> </table> <p><b>Soudure d'Angle</b></p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>PASSES</th> <th colspan="2">Pénétration</th> <th colspan="2">2ème Passe</th> <th colspan="2">Bourrage</th> <th colspan="2">Finition</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Procédé soudage</td> <td colspan="2">SMAW</td> <td colspan="2">SMAW</td> <td colspan="2">SMAW</td> <td colspan="2">SMAW</td> </tr> <tr> <td>Position soudage</td> <td colspan="2">45°</td> <td colspan="2">45°</td> <td colspan="2">45°</td> <td colspan="2">45°</td> </tr> <tr> <td>Courant et Polarité</td> <td colspan="2">CC (+)</td> <td colspan="2">CC (+)</td> <td colspan="2">CC (+)</td> <td colspan="2">CC (+)</td> </tr> <tr> <td>Métal Apport</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> </tr> <tr> <td>Ø Electrode (mm)</td> <td colspan="2">2,5 - 3,2</td> <td colspan="2">2,5 - 3,2</td> <td colspan="2">3,2 - 4</td> <td colspan="2">3,2 - 4</td> </tr> <tr> <td>Ampérage (A)</td> <td>80</td> <td>150</td> <td>80</td> <td>150</td> <td>100</td> <td>180</td> <td>100</td> <td>180</td> </tr> <tr> <td>Voltage (V)</td> <td>22</td> <td>26</td> <td>22</td> <td>26</td> <td>22</td> <td>26</td> <td>22</td> <td>26</td> </tr> <tr> <td>Vitesse de soudage (mm/min)</td> <td>60</td> <td>100</td> <td>60</td> <td>100</td> <td>60</td> <td>100</td> <td>60</td> <td>100</td> </tr> <tr> <td>Apport calorifique (KJ/mm)</td> <td>1,06</td> <td>3,90</td> <td>1,06</td> <td>3,90</td> <td>1,32</td> <td>4,68</td> <td>1,32</td> <td>4,68</td> </tr> </tbody> </table> <p>Les essais d'homologation de la procédure son API 1104 (Annexe B Soudage en Service)</p> <p>Les pratiques de soudage doivent suivre les restrictions du code: API 2201</p>			PASSES	Pénétration		2ème Passe		Bourrage		Finition		Procédé soudage	SMAW		SMAW		SMAW		SMAW		Position soudage	45°		45°		45°		45°		Courant et Polarité	CC (+)		CC (+)		CC (+)		CC (+)		Métal Apport	E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1		Ø Electrode (mm)	2,5 - 3,2		2,5 - 3,2		3,2 - 4		3,2 - 4		Ampérage (A)	80	120	80	120	110	180	110	180	Voltage (V)	22	25	22	25	22	26	22	26	Vitesse de soudage (mm/min)	49	80	49	80	80	100	80	100	Apport calorifique (KJ/mm)	2,16	3,67	2,16	3,67	1,82	3,51	1,82	3,51	PASSES	Pénétration		2ème Passe		Bourrage		Finition		Procédé soudage	SMAW		SMAW		SMAW		SMAW		Position soudage	45°		45°		45°		45°		Courant et Polarité	CC (+)		CC (+)		CC (+)		CC (+)		Métal Apport	E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1		Ø Electrode (mm)	2,5 - 3,2		2,5 - 3,2		3,2 - 4		3,2 - 4		Ampérage (A)	80	150	80	150	100	180	100	180	Voltage (V)	22	26	22	26	22	26	22	26	Vitesse de soudage (mm/min)	60	100	60	100	60	100	60	100	Apport calorifique (KJ/mm)	1,06	3,90	1,06	3,90	1,32	4,68	1,32	4,68
PASSES	Pénétration		2ème Passe		Bourrage		Finition																																																																																																																																																																															
Procédé soudage	SMAW		SMAW		SMAW		SMAW																																																																																																																																																																															
Position soudage	45°		45°		45°		45°																																																																																																																																																																															
Courant et Polarité	CC (+)		CC (+)		CC (+)		CC (+)																																																																																																																																																																															
Métal Apport	E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1																																																																																																																																																																															
Ø Electrode (mm)	2,5 - 3,2		2,5 - 3,2		3,2 - 4		3,2 - 4																																																																																																																																																																															
Ampérage (A)	80	120	80	120	110	180	110	180																																																																																																																																																																														
Voltage (V)	22	25	22	25	22	26	22	26																																																																																																																																																																														
Vitesse de soudage (mm/min)	49	80	49	80	80	100	80	100																																																																																																																																																																														
Apport calorifique (KJ/mm)	2,16	3,67	2,16	3,67	1,82	3,51	1,82	3,51																																																																																																																																																																														
PASSES	Pénétration		2ème Passe		Bourrage		Finition																																																																																																																																																																															
Procédé soudage	SMAW		SMAW		SMAW		SMAW																																																																																																																																																																															
Position soudage	45°		45°		45°		45°																																																																																																																																																																															
Courant et Polarité	CC (+)		CC (+)		CC (+)		CC (+)																																																																																																																																																																															
Métal Apport	E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1																																																																																																																																																																															
Ø Electrode (mm)	2,5 - 3,2		2,5 - 3,2		3,2 - 4		3,2 - 4																																																																																																																																																																															
Ampérage (A)	80	150	80	150	100	180	100	180																																																																																																																																																																														
Voltage (V)	22	26	22	26	22	26	22	26																																																																																																																																																																														
Vitesse de soudage (mm/min)	60	100	60	100	60	100	60	100																																																																																																																																																																														
Apport calorifique (KJ/mm)	1,06	3,90	1,06	3,90	1,32	4,68	1,32	4,68																																																																																																																																																																														