

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
République Algérienne Démocratique et Populaire
وزارة التعليم العالي و البحث العلمي
Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique

Université Mohamed Khieder – Biskra
Faculté des Sciences et de la technologie
Département : Génie Mécanique



جامعة محمد خيضر بسكرة
كلية العلوم و التكنولوجيا
قسم: الهندسة الميكانيكية
المرجع: 2011/

Réf :

Thèse présentée en vue de l'obtention
Du diplôme de
Doctorat en sciences
Spécialité : Génie Mécanique

EFFET DE LA SOUDURE SUR LA STRUCTURE DE L'ACIER

Présentée par :

M^r : Chems-Eddine DERFOUF

Soutenue publiquement le 27 Septembre 2011

Devant le jury composé de :

A. CHALLA	Professeur	<i>Président</i>	Univ. Biskra
Z. BOUMERZOUG	Professeur	<i>Directeur de thèse</i>	Univ. Biskra
K. ZIDANI	Professeur	<i>Examineur</i>	Univ. Batna
A. BELGACEM BOUZIDA	Professeur	<i>Examineur</i>	Univ. Batna
D. BRADAI	Professeur	<i>Examineur</i>	USTHB. Alger

A H'MAMA

Remerciements

Tout d'abord remercions Dieu tout puissant qui nous a guidés vers le droit chemin.

Mes remerciements vont avant tout à mon Directeur de Thèse, Monsieur Zakaria BOUMERZOUG, Professeur à l'Université de Biskra, pour m'avoir accordé son temps et toute sa compétence avec une grande générosité tout au long des quatre années nécessaires à l'aboutissement de ces travaux.

Je remercie également tous les responsables de l'entreprise SNS BAG Batna pour leurs accueils, aides, et efforts particulièrement Madame A. BOUMAARAF qui a effectuée la totalité des prélèvements des échantillons au cours de la production.

Je remercie Monsieur Abd El Wahed CHALLA, Professeur à l'Université de Biskra et Vis Recteur chargé de la formation supérieure, de la formation continue et des diplômes pour l'honneur qu'il m'a fait de bien vouloir accepter la présidence de ce jury.

Je remercie Monsieur Aissa BELGACEM BOUZIDA, Professeur à l'Université de Batna, Kamel ZIDANI, Professeur à l'Université de Batna et Monsieur Djamel BRADAI, Professeur à ENP (Alger) d'avoir accepté de participer à la commission d'examen de cette thèse.

Je tiens plus particulièrement à remercier Monsieur S. JAKANI, manager à ARCELOR METAL Belgique, Monsieur T. BAUDIN, directeur de recherche CNRS à Orsay, pour leurs patiences, contributions et aides dans lors des analyses expérimentales réalisées en France.

J'exprime ma gratitude à Monsieur Y. BOUABA (Chef de service des analyses physico-chimie) dans l'Entreprise des Réalisations Industrielles de Seriana (E.R.I.S) –Batna.

Finalement, je remercie infiniment mon humble et chère épouse, pour son aide précieuse dans la mise en forme finale de la thèse et tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

Sommaire :

INTRODUCTION :.....	1
ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	
Chapitre I / Notions sur les phénomènes métallurgiques du soudage	
I. Introduction :	4
I.1. Notions sur la métallurgie du soudage :.....	4
I.2. Considérations générales :	5
I.2.a. Déformation d'origine thermique :	5
I.3. Caractéristiques de la soudure :	5
I.3. a. Définition :	5
I.3. b. Morphologie de la zone de fusion :	7
I.4. Aspects métallurgique du soudage :	8
I.4.1. Structure globale de solidification :	8
I.4.2. Sous structure de solidification :	9
I.4.2.a. Mécanisme de formation :	9
I.4.2.b. Effet de la vitesse de refroidissement :	11
I.4.2.c. La soudabilité :	13
I.4.2.d. La soudabilité des aciers :	13
Référence :.....	15
Chapitre II / Procédés de soudage	
II. Procédés de soudages :.....	16
II.1. Soudage automatique sous flux solide (arc submergé) :.....	17
II.1.a. Morphologie de la zone de fusion :.....	19
II.2. Processus de solidification des soudures :.....	20
II.3. Calcul de la vitesse de refroidissement en zone de fusion :.....	23
II.3.a. Modèle de ROSENTHAL :	23
II.3.b. Effet des paramètres de soudage :	24
Référence :.....	25
Chapitre III / Soudage des aciers	
III. Introduction :.....	26
III. A. Les Aciers au carbone :.....	26

III.A.1. Éléments α -gènes et γ -gènes :	27
III.A.2. Les aciers non alliés :	28
III.A.3. Constitution à l'état recuit :	29
III.A.4. Microstructures des aciers :	30
III.B.1. Évolution des aciers en fonction des exigences relatives à la soudabilité :	33
III.B.1.a. Evaluation de la qualité d'une soudure :	33
III.B.1.b. Caractéristiques métallurgiques des soudures :	34
III.B.2. Évolution de la composition chimique :	35
III.B.3. Traitements thermiques des soudures d'acier :	37
III.B.3.1. Mise en œuvre des traitements thermiques et classification :	37
III.B.3.2. Traitement comportant une austénisation (Recuit – Normalisation) :	39
III.B.4. Transformations microstructurales des aciers faiblement allié à faible pourcentage en carbone au cours du soudage :	39
III.B.4.1. Classification des microstructures provenant de l'opération de soudage des aciers faiblement allié et à faible pourcentage en carbone :	40
III.B.4.2. Grain de ferrite ou ferrite aliotriomorphe (FG) :	41
III.B.4.2.a. Cristallographie de FG :	41
III.B.4.2.b. Effet du taux de refroidissement sur les dimensions du grain de ferrite : ..	42
III.B.4.3. Ferrite de Widmenstätten (FW) :	42
III.B.4.4.a. Ferrite aciculaire (FA) :	43
III.B.4.4.b. Cristallographie de la ferrite aciculaire :	43
III.B.4.4.c. Germination et croissance de la ferrite aciculaire :	44
III.B.4.5. Bainite supérieure :	48
III.B.4.5.b. Comportement des transformations dans la ZAT :	48
III.B.4.6. Bainite inférieure :	49
III.B.4.7. Martensite (M):	50
III.B.4.7.a. La latte martensitique :	50
III.B.4.7.b. Plaques martensitiques :	51
III.B.4.8. Cinétique de formation de l'austénite :	51
III.B.5. Mécanisme structural de soudage des aciers :	54
III.B.5.a. Pour la Zone affectée thermiquement ZAT :	54

III.B.5.b. Pour la zone fondue ZF :	55
III. C. Etude numérique :	55
III. C.1. Etude numérique du soudage :	56
III. C.1.a. Présentation du problème :	56
III. C.1.b. Prédiction des contraintes résiduelles de soudage :	57
III. C.1.c. Présentation du champ de température au cours du soudage :	58
III. C.1.d. Exemple de maillage pour modélisation numérique de pièces soudées :	59
Référence :	60
ETUDE EXPERIMENTALE	
<i>Chapitre IV/ Présentation de la bouteille à gaz B11/13 Kg et sa fabrication.</i>	
IV/ 1. Processus de fabrication de la bouteille à gaz type B11/13 Kg :	63
IV/ 1.1. Notice technologique pour la fabrication de Bouteille à gaz type 11/13 Kg : ...	63
IV/ 1.2. Constitution de la bouteille :	63
IV/ 1.3. Caractéristiques techniques des bouteilles :	64
IV / 1.3.a. Marquage :	64
IV/ 1.3.b. Dimensions :	64
IV/ 1.4. Caractéristiques des matériaux utilisés :	64
IV/ 1.4.a. Corps:	64
IV/ 1.4.b. Composition chimique:	64
IV/ 1.4.c. Caractéristiques mécaniques :	65
IV/ 1.4.d. Identification technique de la bouteille B11/13 :	65
IV/ 1.4.e. Étapes de fabrication de la bouteille à gaz B11/13 :	66
IV/ 1.4.f. Organigramme du processus de fabrication de la bouteille B11/13 :	67
IV/ 1.5. Préparation de la matière première :	67
IV/ 1.5.1 Emboutissage :	68
IV/ 1.5.1.a Embouti supérieur :	68
IV/ 1.5.1.b Embouti inférieur :	69
IV/ 1.6. Soudage :	69
IV/ 1.6.a. Préparation des éléments :	69
IV/ 1.6.b. Soudage électrique sous flux :	69

IV/ 1.6.c. Soudage électrique :	70
IV/ 1.7. Traitement thermique :	71
IV/ 1.8. Epreuve de pression :	72
IV/ 1.9. Contrôles et essais :	72
IV/ 1.9.a. Contrôle de ressuyage étirage et traction :	72
IV/ 1.9.b. Contrôle de l'élasticité :	73
IV/ 1.9.c. Essais d'étanchéité :	73
IV/ 1.9.d. Essais d'éclatement :	73
IV/ 1.10. Grenailage :	74
IV/ 1.11. Revêtement :	74
IV/ 1.11.a. Peinture antirouille ou métallisation :	74
IV/ 1.11.b. Peinture :	74
IV/ 1.12. Montage robinet :	75
Référence :	75
<i>Chapitre V/ Techniques expérimentales utilisées</i>	
Introduction :	76
V.1. Présentation schématique de la bouteille à gaz et des zones de prélèvement des échantillons étudiées :	76
V.2. Présentation des soudures étudiées :	77
V.3.2. L'attaque chimique :	78
V.4. Moyens d'analyses :	78
V.4.1. Spectrophotométrie par absorption atomique :	80
V.4.1.a. La lampe à cathode creuse :	80
V.4.1.b. Le nébuliseur :	80
V.4.2. Microscope optique :	81
V.4.3. Microscope optique à balayage MEB :	81
V.4.4. Mesures de micro dureté :	82
V.4.4.a. Principe de Mesure :	82
V.4.4.b. Equipement utilisé pour l'essai de micro dureté :	82
V.4.5. La diffraction des rayons X :	83
V.4.5.a: Principes généraux :	83

V.4.5.b: Equipement utilisé pour l'essai de diffraction aux rayons X :	84
V.4.6.a. Définition de la fonction de distribution des orientations cristallines (FDOC) :	85
V.4.7. Mesures des orientations locales dans le Microscope Electronique à Balayage par EBSD (diffraction des électrons rétrodiffusés) :	86
V.4.7.a Préparation des échantillons de mesure :	86
V.5. Essai mécaniques (Traction et micro-dureté) :	90
V.5. Préparation des éprouvettes pour les essais :	91
V.5.a. Essais de traction :	91
V.5.b. Equipement utilisé pour l'essai de traction :	92
Référence	93
<i>Chapitre VI/ Résultats et Interprétations</i>	
Introduction :	95
VI.A. Etude du joint soudé avant le traitement thermique :	95
VI.A.1. Etude macrographique :	95
VI.A.1.a Observation visuelle du joint soudée :	95
VI.A.1.a Observation macrographique de l'échantillon prélevé :	96
VI.A.2. Le métal de base :	97
VI.A.3. Etude du joint soudé :	98
VI.A.3.1. Estimation du taux de ferrite au niveau du cordon de soudure :	100
VI.A.4. Analyse par diffraction des rayons X :	102
VI.A.5. Etude par la micro dureté :	105
VI.A.6. Etude par la E B S D :	107
VI.A.6.1. Métal de base :	107
VI.A.6.2. L'effet de soudage sur les grains :	108
VI.A.7. Variation de la composition chimique :	110
VI.A.8. Essai de traction sur une éprouvette non soudée et soudée:	111
VI.B. Etude du joint soudé après le traitement thermique :	115
VI.B.1. Etude mécanique :	115
VI.B.1. Etude micrographique :	117
Référence :	118
<i>Chapitre VII/ Etude numérique</i>	
VII.1. Etude numérique de la variation de température dans le soudage a l'arc	

électrique sous flux solide :	120
VII.1. 1. Données :	120
VII.1. 1. a. Type d'acier utilisé :	120
VII.1. 1. b. Type et caractéristiques technique du soudage :	120
VII.1. 1. c. Schéma du mode d'assemblage des deux embouts :	121
VII.1.1.d. Formulation numérique de l'étude thermique du soudage :	124
VII.1.1.e. Conditions aux limites :	124
VII.1. 1.f. Conclusion :	127
VII.2. Etude numérique du comportement de la température lors du recuit des pièces en acier à faible pourcentage en carbone assemblés par soudage :	128
VII.2.1. Etude numérique du recuit de la bouteille à gaz :	129
VII.2.1.a. Domaine de calcul :	130
VII.2.1.b. Conditions aux limites :	131
VII.2.1.c. Conditions initiales :	131
VII.2.1.d. Conclusion :	134
Référence:	135
<i>Conclusion générale</i>	136

Introduction

Introduction

Au début de notre thèse, l'idée de faire une investigation dans le domaine du soudage et de ces effets est survenue suite à une proposition par les membres responsables de l'Entreprise SNS BAG Batna qui est une entreprise de fabrication de réservoirs GPL pour les véhicules et des bouteilles à gaz ménagères. Dans cette entreprise et dans la chaîne de fabrication de bouteilles de gaz B11/13, deux défauts techniques ont surgis et qui sont :

- La rupture de la bouteille dans une région voisine du cordon liant les deux embouts sphériques composant le corps de la bouteille au cours de l'essai de pression pour des valeurs moindres que celles habituellement proposées par la normalisation de manière excessive qu'antérieurement prélevée.
- Les déchirures dans le métal après procédé d'emboutissage.

Dans le but de mettre en évidence l'aspect métallurgique du soudage, une étude de l'effet de soudage sur l'acier utilisé dans la fabrication de la bouteille à gaz à été proposée par Monsieur le Professeur Z. Boumerzoug, pour le quel une démarche à été proposée, tracée et suivie.

Une large bibliographie mise en quête dans ce domaine se voyait étalée à table, et après concertation et sélection trois chapitres bibliographiques ont vu le jour.

- Le premier chapitre concerne les phénomènes métallurgiques relatifs aux opérations de soudages ainsi que leurs effets conséquents, avec prise en compte des déformations d'origine thermiques que génèrent tous les procédés de soudage. La déduction des caractéristiques spécifiques aux niveaux des soudures telles que, les différentes zones créées et les mécanismes de déformations des structures et sous structures de solidification sont exposés de manière détaillée.

- Le second chapitre, englobe les différents procédés de soudage connus et spécialement ceux largement utilisés dans le domaine de l'industrie, celui du soudage automatique à l'arc électrique sous flux solide est le plus investi en raison de son utilisation dans

la fabrication de la bouteille à gaz B11/13. Celle-ci était déjà proposée comme exemple pratique de notre étude. Le processus de solidification des soudures avec prise en compte des différents paramètres de soudage représente l'essentiel de ce chapitre.

- Le troisième chapitre est consacré au soudage des aciers et spécifiquement au soudage des aciers faiblement alliés et à faible pourcentage en carbone qui est aussi le type d'acier utilisé dans la fabrication de la bouteille à gaz de notre thème. Les transformations microstructurales et la classification des microstructures provenant de l'opération de soudage de ces aciers sont entièrement explorées dans leurs différentes zones et régions et même une étude numérique de simulation dans ce domaine a été suggérée.

Juste après l'étude bibliographique, plusieurs expérimentations de différents ordres se voyaient être engagées dont une grande partie a aboutie, au cours de la quelle plusieurs techniques et équipements ont été utilisés, ce qui nous à donné l'occasion d'enrichir nos connaissances dans le domaine de l'expertise des matériaux que spécifie l'intérêt de cette thèse.

Parmi ces techniques nous citons :

- ✓ La microscopie optique
- ✓ La spectrophotométrie par émission
- ✓ L'analyse des images numérique des observations optique
- ✓ La diffraction des rayons X
- ✓ La diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD).

Cela n'exclu pas que des tests et essais d'ordre purement mécanique ont été réalisés pour la déduction des différents paramètres mécaniques nécessaires à exploiter tel que :

- ✓ L'essai de traction
- ✓ L'essai de micro dureté

La confrontation et la comparaison des différents résultats obtenues ont permis un éclaircissement des phénomènes métallurgiques subsistants dans le métal BS2, leurs valeurs aussi ont permis la validation avec celles trouvées et publiées dans ce domaine.

Dans la partie expérimentation de notre thèse, on retrouve trois chapitres importants.

- Le quatrième chapitre qui concerne la description détaillée de la bouteille à gaz suscitée et sa fabrication avec la prise de celle-ci comme élément pratique de nos expérimentations, à signaler que les différentes techniques industrielles qui interviennent dans la fabrication de cette bouteille à gaz sont exposées.

- Le cinquième chapitre est réservé à l'exposition des différentes techniques expérimentales utilisées au cours de notre travail.

- Le sixième chapitre est consacré à l'exposition des résultats obtenus au cours de notre cursus de travail ainsi que leurs interprétations.

- Un septième et dernier chapitre comprenant essentiellement une partie de l'expérimentation qui nous a été de grande utilité dans le domaine de la validation numérique du procédé de soudage à l'arc électrique sous flux solide avec prise en compte de toutes les conditions aux limites qui cernent réellement notre cas d'étude, ainsi que du procédé de recuit de normalisation que subit cette bouteille en fin de fabrication, a été aussi réalisée.

Etude Bibliographique

Chapitre I

Notions sur les phénomènes métallurgiques du soudage

Chapitre I / Notions sur les phénomènes métallurgiques du soudage

I. Introduction :

Le soudage peut être défini comme étant un procédé d'assemblage [1], qui a pour but la création de la continuité physique entre deux éléments métalliques de telle sorte que l'assemblage réalisé satisfait en tout point aux exigences relatives à ses propriétés.

En soudage, on peut confronter deux situations :

- La première où les éléments à assembler ont la même composition chimique et le métal d'apport est tel que le cordon aura une composition très voisine de celle du métal de base, on dit alors que le soudage est «*homogène*», c'est le cas le plus fréquent.
- La deuxième où les éléments à assembler n'ont pas la même composition chimique ou, s'ils ont la même composition chimique, celle du métal d'apport est différente, on dit dans ce cas que le soudage est «*hétérogène*».

Pour la continuité physique, celle-ci peut être obtenue avec ou sans la fusion des métaux à assembler. On distingue alors le soudage sans fusion (avec diffusion à l'état solide obtenue avec les procédés de soudage par explosion, par pression ou diffusion apparente obtenue avec le soudage par point, à la molette, par bossage, par induction, par friction, ou ultra-sonique) et le soudage avec fusion obtenu par tous les procédés de soudage aux gaz, à l'arc, par faisceau d'électron, par laser, qui sont ceux utilisés dans la très grande majorité des cas d'application industrielle.

I.1. Notions sur la métallurgie du soudage :

L'étude de la métallurgie nous fait savoir que les caractéristiques des aciers sont fonction de leurs structures (nature, dimension, morphologie, et répartition des constituants) et de leur composition chimique. La structure étant elle-même liée à la composition chimique et aux traitements thermiques que subit l'acier [2].

I.2. Considérations générales :

Le soudage par fusion et le coupage thermique nécessitent un chauffage localisé qui va engendrer des modifications structurales, des déformations et des contraintes qui se manifestent en cours d'opération ou parfois longtemps après.

I.2.a. Déformation d'origine thermique :

Une barre de métal homogène de longueur L , chauffée uniformément se dilate de ΔL proportionnellement à l'élévation de température. Le coefficient de proportionnalité α est appelé coefficient de dilatation linéaire.

L'homogénéité de la barre et le chauffage uniforme assurent la réversibilité de ces déformations, ce qui ne sera pas le cas en soudage où le chauffage est localisé.

D'après le tableau I.1, on constate que plus la température de fusion du métal est élevée plus, le coefficient de dilatation est faible. Ceci s'explique aisément en considérant les forces de liaison entre atomes, plus celle-ci sont élevées plus il faudra d'énergie pour détruire la liaison ou par agitation thermique accroître la distance entre atomes.

Métal	Pb	Zn	Mg	Al	Au	Cu	Ni	Fe	Ti	Mo	W
θ de fusion °C	327	419	650	658	1063	1083	1455	1530	1670	2570	3390
α à 20° C mm/m °C	27	29	25,4	23,2	16,2	16,5	12,5	11,8	8,5	4,9	3,2

Tableau I.1 : Température de fusion de quelques éléments métalliques couramment présent dans les aciers.

I.3. Caractéristiques de la soudure :

I.3.a. Définition :

Le soudage est le procédé qui permet de reconstituer la continuité métallique entre les surfaces des éléments à assembler. Pour activer les surfaces, la fusion est une méthode très efficace qui permet également le nettoyage des surfaces afin d'assurer l'installation de la

liaison métallique. On obtient ainsi, après solidification, un joint homogène de même composition que le métal de base, ou un joint hétérogène dans le cas de métaux différents. Quel que soit le procédé de soudage par fusion, la structure d'une soudure typique d'un alliage est composée de 6 zones principales [3-1][4-9] (Fig.1)

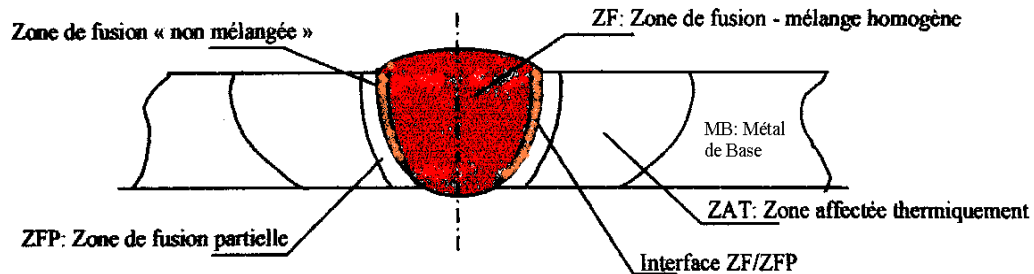


Figure 1 : Variété de microstructures dans un cordon de soudure par fusion [3], [4] et [5].

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 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.

Directement adjacente à l'interface de soudure 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 ou des transformations à l'état solide et pour 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 résiduelles transversales et longitudinales dépendant du degré de rétreint imposé à la soudure.

I.3.b. Morphologie de la zone de fusion :

La forme et la constitution du bain de fusion dépendent de multiples facteurs tels que la nature du matériau à souder, les caractéristiques de l'arc ou du plasma permettant la fusion du métal qui sont liées aux paramètres technologiques du procédé, et les mouvements du bain de fusion.

Les bains de fusion créés lors des opérations de soudage sont le siège de processus thermo physiques très complexes mettant en jeu des phénomènes thermiques, convectifs, chimiques et électromagnétiques interdépendants selon la nature du procédé utilisé [6].

Aux abords immédiats de la zone fondue, le métal de base subit les effets du cycle thermique de soudage qui provoque des transformations liées à la température maximale atteinte et aux conditions de refroidissement du joint soudé. La Figure 2 synthétise ces transformations:

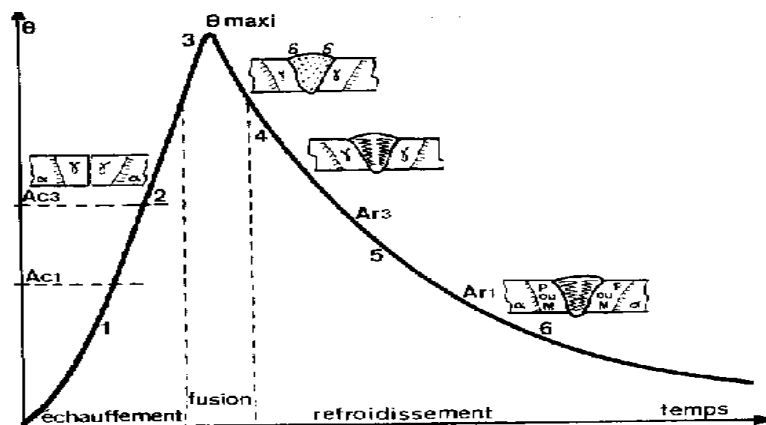


Figure 2. Cycle thermique en soudage et transformations structurales [7].

1. Dilatation, plastification, Ac_1 : cessation des états hors équilibre.
2. Dilatation, plastification, Ac_3 : austénitisation (maille γ).
3. Dans la zone fondue: fusion, dilution du métal d'apport et du métal de base, dissolution de l'hydrogène (maille δ).
4. Solidification, formation des dendrites (maille γ), retrait, contraintes, Ar_3
5. Transformations allotropiques (M ou, M + F + C ou, F + C) diffusion de l'hydrogène, contraintes locales, Ar_1 , avec (M : Martensite, F : Ferrite et C : Cémentite).
6. Fin de transformation, contraction, contraintes résiduelles, dans certains cas, la fissuration à froid et la diffusion de l'hydrogène jusqu'à la température ambiante.

I.4. Aspects métallurgiques du soudage :

I.4.1. Structure globale de solidification :

Au cours du soudage par fusion la structure de solidification en zone de fusion se réalise à partir de la structure du métal solide des zones environnantes. La solidification s'établit à l'interface solide-liquide à partir des grains existant à cette interface, ces grains servent de substrats à partir desquels la croissance débute et se développe selon la direction du gradient maximum de température. Cette direction de croissance est celle de l'avancée du front de solidification afin de dissiper la chaleur latente de solidification vers le métal solide avoisinant.

La structure d'une soudure est fortement influencée par les cycles thermiques du soudage. La taille et la forme d'ancien grain bêta ainsi que les transformations de phase qui se produisent lors du refroidissement sont des caractéristiques essentielles qui définissent les propriétés mécaniques des assemblages.

Selon la nature des métaux de base à assembler et les cycles thermiques appliqués, les microstructures des cordons de soudure, des zones de fusion et des zones affectées thermiquement, vont présenter des différences de morphologie et des caractéristiques mécaniques.

I.4.2. Sous structure de solidification :

I.4.2.a. Mécanisme de formation :

Les conditions de solidification hors équilibre pendant le soudage par fusion impliquent la déstabilisation du front plan solide-liquide avec la formation d'une sous structure de solidification [8].

Chaque grain colonnaire de la structure d'une soudure d'un alliage contient une sous structure de solidification sous forme cellulaire ou dendritique. Même si la composition globale de la soudure est homogène, les sous structures cellulaires ou dendritiques représentent des formes de micro-ségrégations.

La micro ségrégation est caractérisée par une différence de composition entre le cœur et la périphérie des cellules individuelles ou des dendrites cellulaires.

Les cellules sont des protubérances de métal solide microscopiques en forme de crayon qui refroidissent en avant de l'interface solide-liquide. Les dendrites sont plus développées que les cellules et ont une forme d'arbre avec un bras de dendrite primaire et des branches orthogonales appelées bras de dendrite secondaires. Généralement, les paramètres importants contrôlant les sous structures cellulaires ou dendritiques dans les soudures sont :

- Le coefficient de partage à l'équilibre K qui indique le potentiel de ségrégation d'un alliage est :

$$K = C^*_s / C^*_L$$

C^*_s : concentration du soluté à l'interface solide-liquide.

C^*_L : concentration du liquide à l'interface solide-liquide.

- La composition de l'alliage elle-même (C_0).
- Le gradient de température (G) dans le liquide à l'interface (en $^{\circ}\text{C} / \text{mm}$).
- La vitesse de croissance ou vitesse d'avance du front de solidification à l'interface (R) (en mm / s).

Qu'elle soit plane, cellulaire ou dendritique, la sous structure qui se produit au refroidissement est déterminée par G et R qui contrôlent la quantité de surfusion constitutionnelle. La zone de surfusion constitutionnelle est la région du liquide où la

température réelle est inférieure à la température d'équilibre à cause des variations de compositions et des gradients thermiques.

Si une soudure est réalisée à vitesse constante, la vitesse d'avance du front de solidification R est fixe (Fig.3).

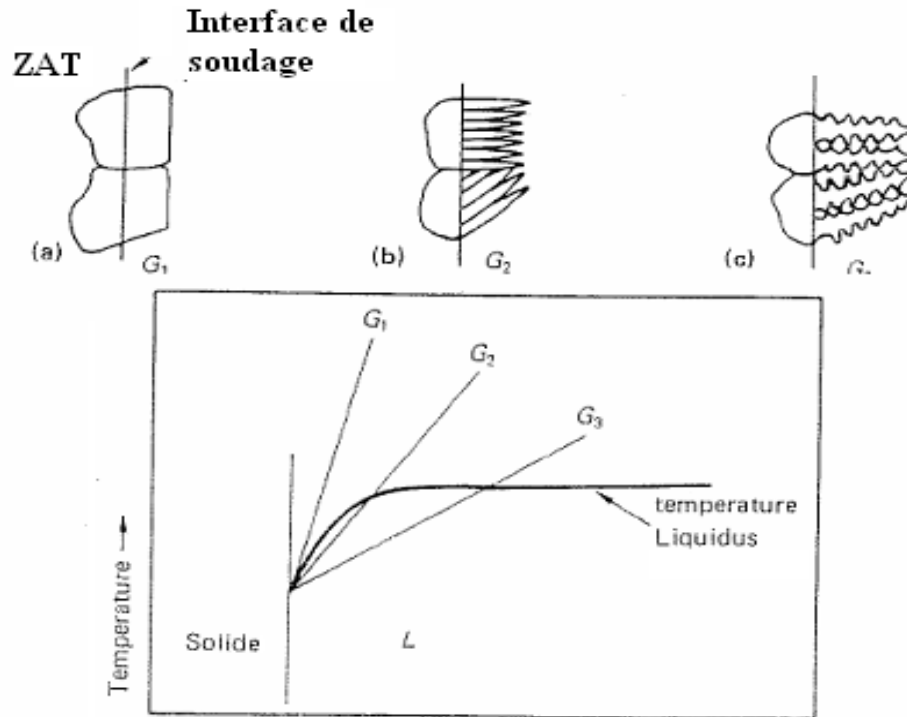


Figure 3 : Effet du gradient de température sur le mode de solidification des soudures pour une vitesse constante [8].

En induisant un gradient de température extrêmement élevé (pente importante) il n'y a pas de surfusion constitutionnelle et la structure de solidification est plane. Quand le gradient décroît légèrement, les protubérances de métal solide à l'interface croissent plus vite que l'interface plate restante car le solide croît dans une zone de liquide en surfusion.

De ce fait les protubérances solides sont présentes à une température en dessous du liquidus de l'alliage. Il en résulte une sous structure cellulaire dans chaque grain à croissance épitaxiale.

Si la valeur du gradient de température décroît encore, la zone de surfusion est si importante que des bras secondaires se forment et une croissance dendritique cellulaire ou dendritique colonnaire est observée.

Dans une sous structure dendritique cellulaire chaque grain contient plusieurs dendrites cellulaires alors que dans une structure dendritique colonnaire, un grain est occupé par une seule dendrite.

Le plus haut degré de ségrégation se produit lors d'une solidification dendritique alors qu'aucune ségrégation mesurable ne se produit lors d'une croissance plane. Un haut pourcentage d'éléments d'alliages associé à des coefficients de partage à l'équilibre différents de l'unité favorisera donc une sous structure dendritique

I.4.2.b. Effet de la vitesse de refroidissement :

L'effet cumulé de G et de R gouverne le mode de croissance et donc la forme de la sous structure de solidification. Le produit $G \times R$ est équivalent à une vitesse de refroidissement exprimé en $^{\circ}\text{C/s}$ et par conséquent plus $G \times R$ sera important et plus les structures cellulaires, dendritiques colonnaires ou même dendritiques équiaxes seront fines, l'espacement entre les bras des dendrites est aussi influencé par la vitesse de refroidissement, une faible vitesse favorisant un espacement plus grand et donc un effet de grossissement de la sous structure.

L'effet du gradient de température G et de la vitesse de solidification R sur la morphologie de la sous structure sont résumés dans le schéma suivant (Fig.4).

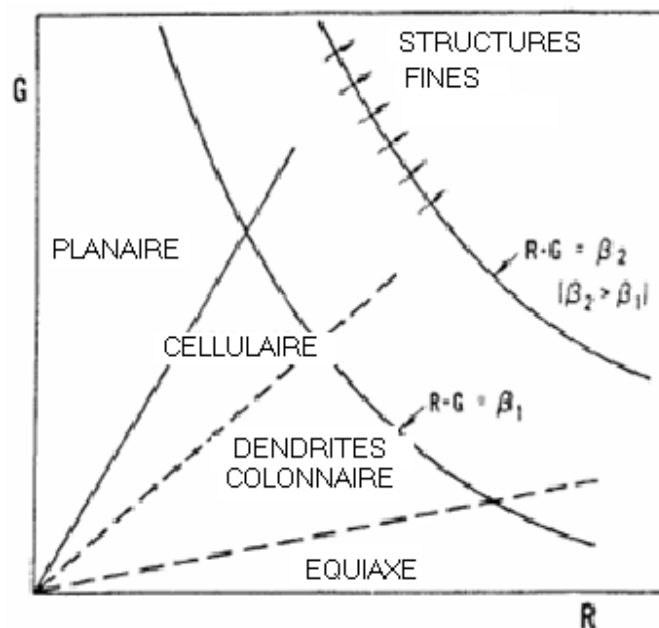


Figure 4 : Schéma du gradient de température en fonction de la vitesse de croissance montrant les modes de solidification possibles [9].

En pratique les sous structures cellulaires et dendritiques cellulaires sont les plus observées fréquemment dans les structures de soudage. De plus il est très difficile de contrôler G et R indépendamment lors du processus de soudage car en règle générale une vitesse de soudage importante, et donc une vitesse d'avance de l'interface R grande, produira un gradient thermique élevé. De ce fait la sous-structure de solidification d'un alliage donné dépendra des concentrations en soluté, du degré de partage à l'équilibre des éléments d'alliage et des paramètres de soudage.

Les diagrammes de transformation au refroidissement continu après soudage (diagrammes TRCS) indiquent le type de structure trouvé dans la zone affectée thermiquement, la dureté moyenne sous cordon et la durée de refroidissement (Fig.5)

Une zone non affectée thermiquement, le métal de base est resté, bien que sa température se soit élevée, en dessous du point de transformation Ac_1 et il y a peu ou pas de modifications des caractéristiques du métal de base.

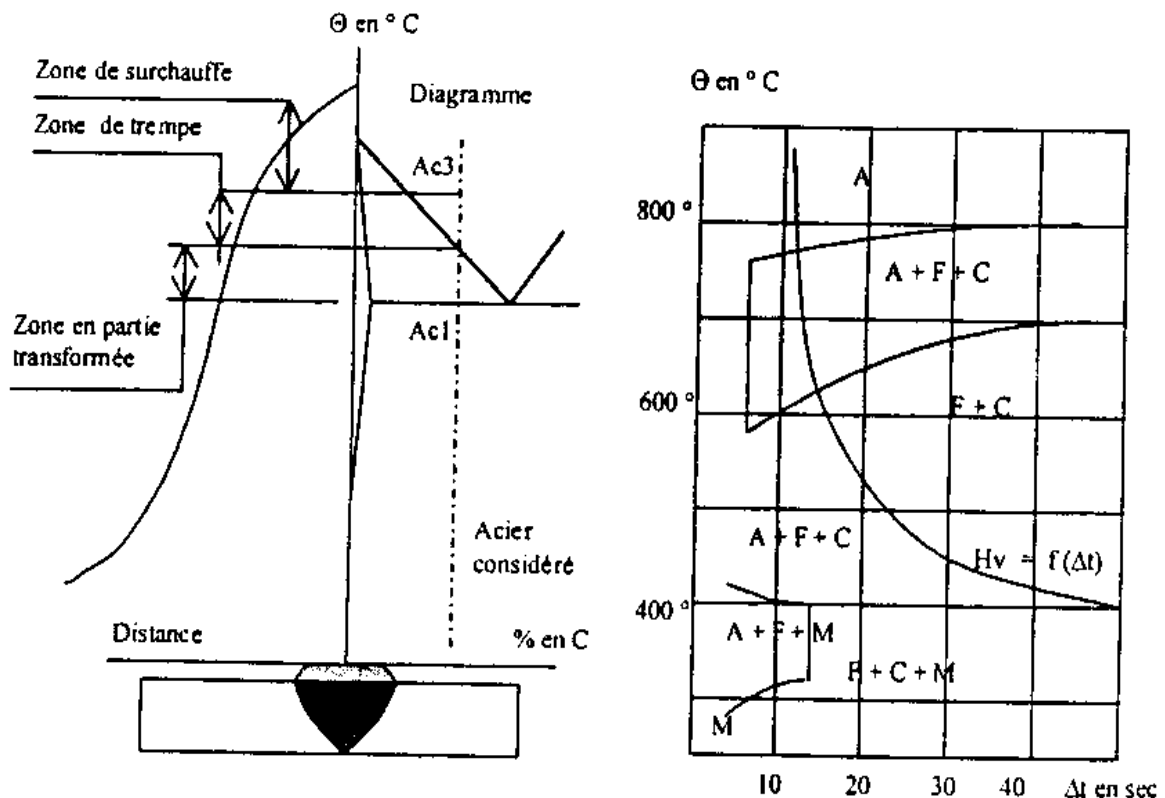


Figure 5 : Différentes zones d'une soudure et diagramme TRCS (Δt 500-800 $^{\circ}\text{C}$) d'un acier XC48 [14].

I.4.2.c. La soudabilité :

En dehors de contraintes relatives au mode opératoire (capacité à assurer la continuité physique du joint) ou à la conception de l'ensemble soudé (répartition des masses, déformations), on appelle soudabilité l'aptitude d'un métal ou d'un alliage à être assemblé par un procédé de soudage qui assure la continuité métallique du matériau.

Comme évoqué précédemment, d'une part sur le plan métallurgique il y a dilution du métal d'apport dans le métal de base mais aussi des effets de l'enrobage des électrodes ou du flux de protection, d'autre part sur le plan thermique l'énergie spécifique de la source et les propriétés thermiques du métal de base définissent l'importance des zones affectées thermiquement, en conséquence la soudabilité dépendra des choix effectués.

I.4.2.d. La soudabilité des aciers :

Elle est étroitement dépendante de la composition chimique de l'acier de base et de la façon dont les éléments présents interviennent (modification des domaines α et γ , formation de précipités...) :

- des éléments favorisent la présence de la ferrite: chrome, silicium, aluminium, vanadium, molybdène, titane, tantale, niobium, bore. Un acier à faible teneur en carbone sera ferritique à toute température dès que la teneur de chrome atteint 13 %.

- des éléments gammagènes c'est-à-dire augmentant le domaine γ : le plus important est le nickel et une concentration de 25 % peut abaisser la courbe de transformation $\gamma \Rightarrow \alpha$ en dessous de l'ambiante. D'autres éléments tels que le manganèse, le cuivre, le cobalt sont gammagènes.

- des éléments sont graphitisants, c'est-à-dire qu'ils favorisent l'apparition de carbone à l'état pur (c'est le cas du silicium, du tungstène).

- des éléments carburigènes qui forment avec le carbone des carbures et influenceront sur la trempabilité comme le tungstène, le vanadium, le molybdène, le titane, le niobium, le tantale.

La présence de ces éléments va donc modifier le comportement et les caractéristiques, par exemple le nickel réduit le coefficient de dilatation et affine le grain de l'acier, le chrome diminue la conductibilité thermique et améliore la résistance à la corrosion, le manganèse fixe

le soufre dans un sulfure de manganèse à haut point de fusion ce qui évite une fragilité des joints de grain, le tungstène et le vanadium améliorent la tenue au revenu...

Plusieurs formules empiriques ont été proposées pour définir la soudabilité des aciers et apprécier l'effet sur la trempabilité, elles permettent de calculer le carbone équivalent par l'équation :

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{4} + \frac{\%Ni}{20} + \frac{\%Cr}{10} + \frac{\%Mo}{5} + \frac{\%Cu}{40} + \frac{\%V}{10} \dots\dots\dots (1.1)$$

Comme exemple, un acier ayant un taux de carbone équivalent inférieur à 0,5 est généralement considéré comme soudable, pour un taux inférieur à 0,4 la sensibilité aux fissures est faible.

Les aciers faiblement alliés sont aisément soudables, pour les aciers fortement alliés dans la zone de dilution, qui présente une composition différente de celles du métal de base ou du métal d'apport, il peut se produire des trempes excessives, une fragilisation ou des fissures.

Le choix du métal d'apport est primordial et dans certains cas il conviendra d'effectuer un préchauffage et (ou) un traitement thermique de revenu.

La fonte blanche, difficilement usinable, est pratiquement non soudable du fait de la grande quantité de cémentite. Les fontes grises n'offrent pas une bonne soudabilité du fait des lamelles de graphite qui constituent des amorces de rupture. Il faudra préchauffer les pièces à 600°C à cause de leur faible ductilité et refroidir lentement pour éviter les contraintes.

Référence :

- [1] : J. G.HICKS « Conception des assemblages soudées » édition Eyrolles année 1981
- [2] : R.VARISELLAZ livre « SOUDAGE éléments de conception et de réalisation. » Edition Dunod, Année 1987.
- [3]: 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.
- [4]: W. F. SAVAGE, C. D LUNDIN, A. HARONSON, «Weld Metal solidification mechanics» Welding Journal Research Supplement 44 (1965), p.175s-181s.
- [5] : C. FERDINAND « Mise en œuvre et caractérisation d'assemblages soudés par procédés TIG et laser de tôles d'alliages de titane réfractaires » thèse doctorale de l'institut national polytechnique de Toulouse, novembre 2005.
- [6] : R. BLONDEAU, «Métallurgie et mécanique du soudage, » Hermès Science publication, Paris (2001), p.50-67.
- [7] : J.BARRALIS et G.MAEDER «Précis de Métallurgie (élaboration- structures-propriétés et normalisation» 5^{ème} Edition Nathan (1990).
- [8]: J. H. DEVLATION, W. E. WOOD, «Principles of joining Metallurgy» Metals Handbook Ninth Edition, vol. 6 (1983), p. 21-49.
- [9]: A. F. GIAMEI, E. H. KRAFT, F. D. LEMKEY, «New trends in Materials Processing, American Society for Metals», Metals Park, OH (1976), p 48.

Chapitre II

Procédés de soudage

Chapitre II / Procédés de soudage

II. Procédés de soudages :

La grande variété des procédés de soudage existants peut être classée en fonction de la nature des énergies mise en œuvre (Fig.6) [10].

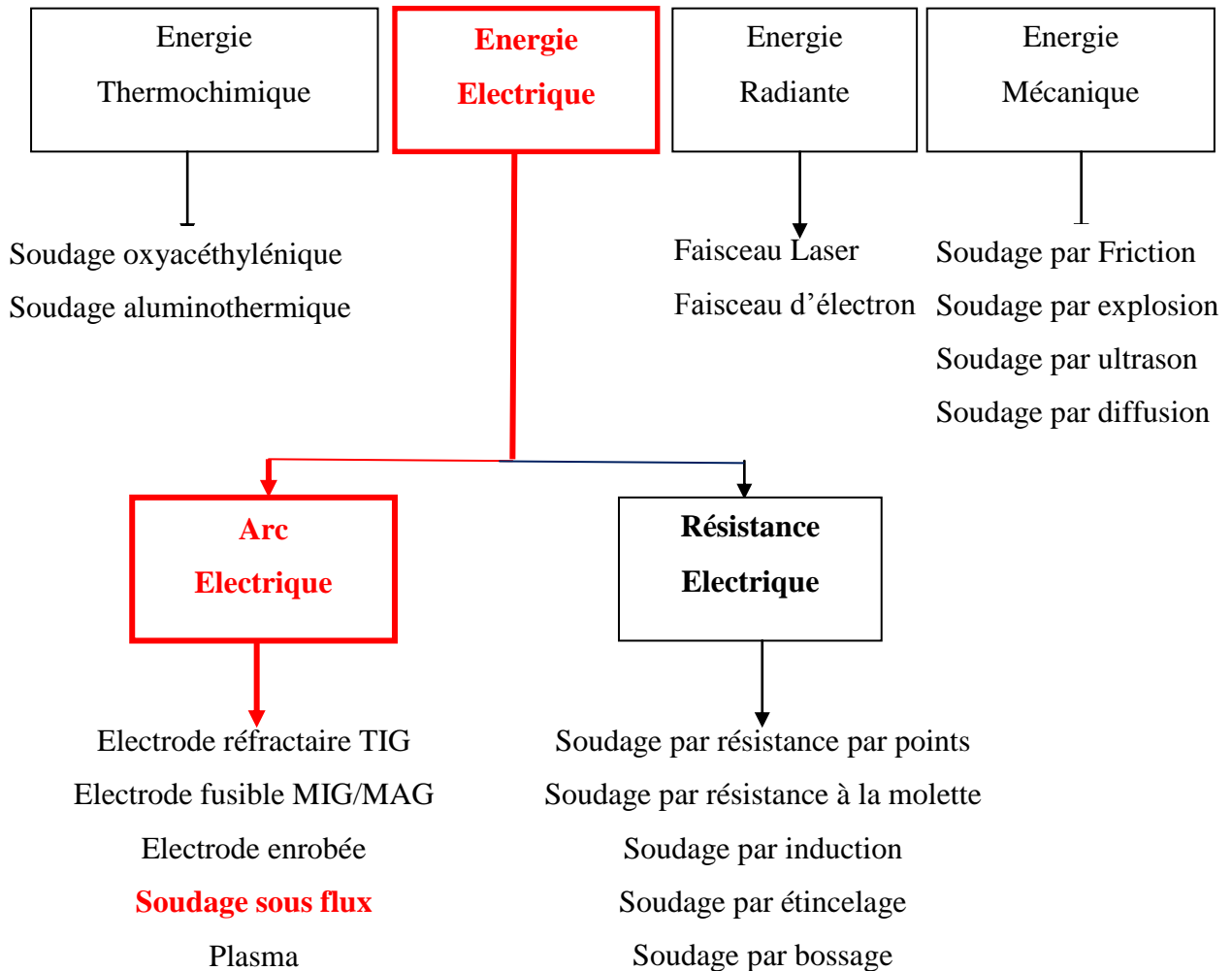


Figure 6 : Procédé de soudage selon les différentes sources d'énergie [5].

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 (Fig.7). 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.

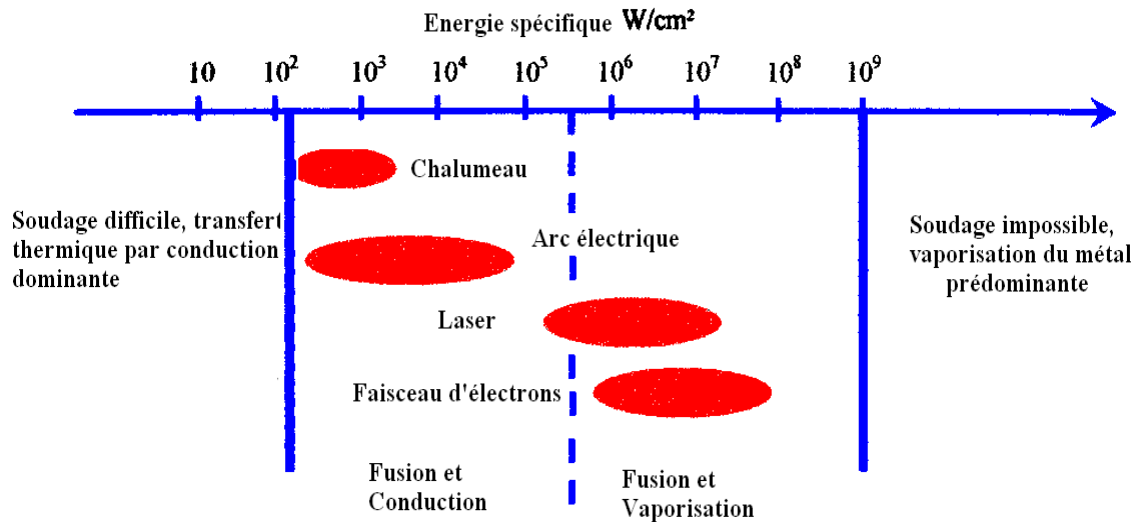


Figure 7 : Energie spécifique des différents procédés de soudage [5].

L'étude faite par Cyrille Ferdinand [5], pour effectuer les soudures bout à bout réalisées en une passe par le procédé de soudage à l'arc électrique sous flux solide avec un métal d'apport de même famille que celui du métal de base sera présenté brièvement.

II.1. Soudage automatique sous flux solide (arc submergé) :

Il s'agit d'un procédé entièrement automatisé dans lequel la tête de soudage se déplace de façon automatique le long du joint (Fig.8) et (Fig.9). L'électrode est constituée d'un fil nu dont l'avancement est commandé par un moteur asservi. Le flux, sous forme de particules, est déposé à la surface du joint.

L'arc électrique est immergé sous la surface du flux dont il fond une partie pour former un laitier qui se solidifie immédiatement après en assurant la protection de la soudure. Le flux non fondu est récupéré et peut être réutilisé pour la soudure suivante. Le soudage à l'arc sous flux en poudre nécessite généralement des intensités comprises entre 400 A et 1 000 A. [10]

La machine de soudage (ou les pièces à souder) se déplace, assurant la vitesse de soudage. L'amenée du fil-électrode se fait automatiquement.

Dans certain cas on utilise deux fils-électrode alimentés soit par le même générateur (arcs jumelés), soit par des générateurs différents. Il s'en suit, pour une même énergie de soudage, un dépôt de métal plus important et une vitesse de soudage plus grande.

Les principaux avantages de ce procédé c'est une énergie très élevée de soudage qui permet une pénétration importante, une vitesse d'exécution supérieure à 2 m / min, qualité du cordon déposé qui est de grande qualité et qui ne nécessite pas d'usinage, très bonne caractéristiques (chimique et mécanique) du joint de soudé, le confort d'utilisation pour l'opérateur et l'entourage du fait que l'arc soit caché, enfin le prix de revient du mètre de soudure est bas, comparativement à d'autre procédés.

Les inconvénients de ce procédé sont :

- L'importance du bain de fusion
- Risque de fissuration à chaud, exige un respect du rapport largeur/profondeur du bain noté (l/p) est de valeur $(l/p < 1.5)$.

Le procédé ne s'applique pratiquement qu'aux soudures en position horizontale (sauf un dispositif particulier), le procédé s'applique pour les aciers exclusivement.

Le coût de l'équipement est assez élevé, d'où la nécessité de travaux en série pour assurer l'amortissement des matériels [2].



Figure 8 : Procédé de soudage automatique électrique à l'arc d'une bouteille à gaz.

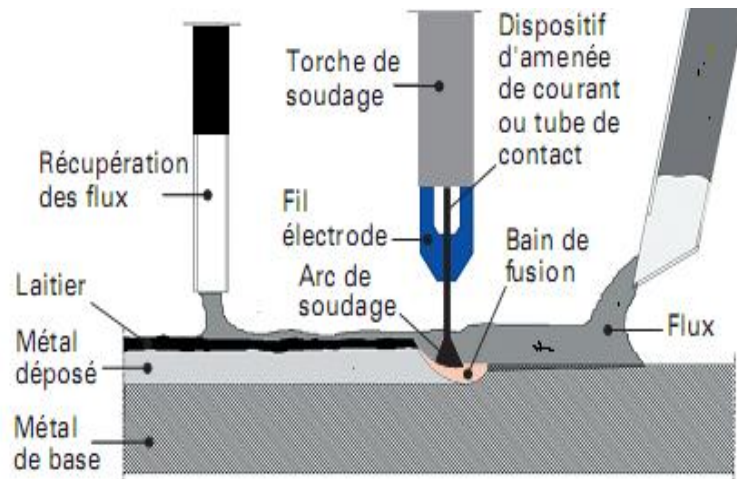


Figure 9 : Procédé de soudage à l'arc électrique sous flux solide [2].

II.1.a. Morphologie de la zone de fusion :

La forme et la constitution du bain de fusion dépendent de multiples facteurs tels que la nature du matériau à souder, les caractéristiques de l'arc ou du plasma permettant la fusion du métal qui sont liées aux paramètres technologiques du procédé, et les mouvements du bain de fusion.

Les bains de fusion créés lors des opérations de soudage sont le siège de processus thermo physiques très complexes mettant en jeu des phénomènes thermiques, convectifs, chimiques et électromagnétiques interdépendants selon la nature du procédé utilisé [2].

Ces mouvements de convection du métal liquide ou gazeux influencent de façon importante la forme du cordon et les transferts de chaleur pouvant induire des hétérogénéités (ségrégations) ou la présence de défauts tels que les inclusions ou porosités. D'une façon globale le bain de fusion est en équilibre sous l'action de forces aux effets variables.

Ces forces d'origine différentes sont: [13]

- Les forces de gravité (ou de flottabilité).
- Les tensions superficielles (les forces de **Marangoni**).
- La pression du plasma ou de l'arc en surface.
- Les forces électromagnétiques (les forces de Lorentz) pour les procédés de soudage à l'arc.

La Figure 10, présente les forces agissant sur la forme du bain de fusion par procédé de soudage TIG, une partie seulement de l'énergie calorifique produite par l'arc sert au soudage, le reste étant perdu par rayonnement, convection et conduction dans le métal adjacent.

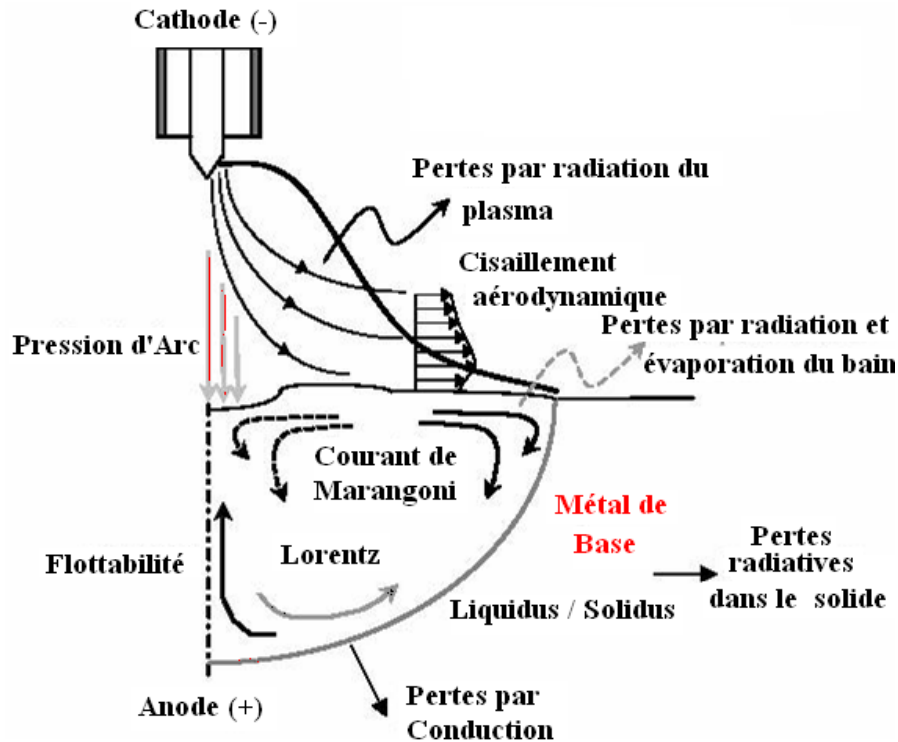


Figure 10 : Forces et courants de convection dans le bain de fusion de soudage [13].

II.2. Processus de solidification des soudures :

Bien que la plupart des théories sur les mécanismes de solidification développées pour les structures de fonderie aient été appliquées avec succès pour les structures de solidification au soudage, la formation des premiers cristaux solides se fait de manière très différente.

Alors qu'en fonderie la solidification s'effectue par un procédé de germination hétérogène et croissante, la solidification des soudures s'effectue par croissance épitaxiale à partir des grains non fusionnés de la zone affectée thermiquement adjacente (zone de fusion partielle).

La croissance des grains progresse parallèlement à la direction du gradient maximal de température produit par le mouvement de la source de chaleur, perpendiculairement au front de solidification. De plus, la distribution thermique dans le métal fondu dépend de la forme du bain de fusion [4].

Notons que la croissance des grains se fait de manière compétitive dans des directions cristallographiques privilégiées et les grains favorablement orientés tendent à croître plus vite que leurs voisins qui seraient défavorablement orientés.

Cette croissance épitaxiale et compétitive va donc être perturbée par les variations du gradient thermique et donc par la forme du bain de fusion.

La forme du bain de fusion dépend principalement de la vitesse de soudage qui influence la cinétique de solidification par le contrôle de la vitesse de croissance du front de solidification. Cette vitesse est décrite sur la Figure 13 et s'exprime par la relation suivante [3] et [15] :

$$R = V_s \cdot \cos\alpha \dots\dots\dots(\text{II.1})$$

R : vitesse de croissance linéaire en tout point du front de solidification (cm / min)

Vs : vitesse de soudage (cm / min).

α : angle entre la direction de soudage et la direction de croissance des cristaux.

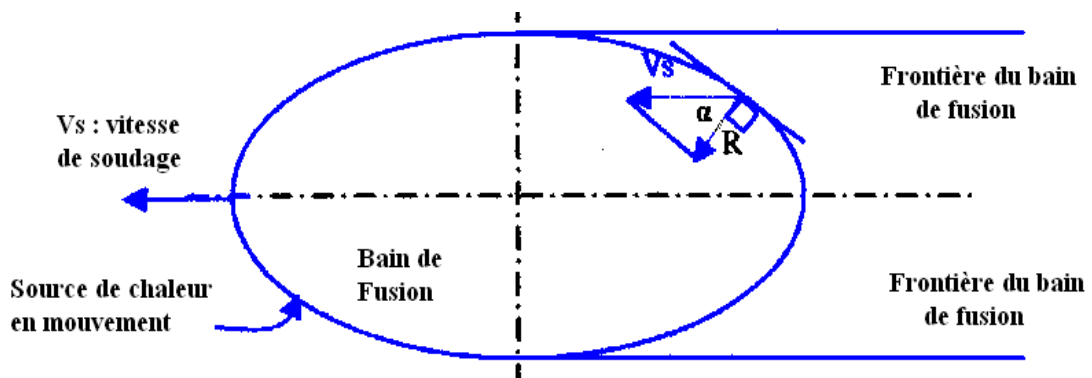


Figure 13 : Représentation schématique de la vitesse de croissance en fonction de la vitesse de soudage dans un bain de fusion elliptique [5].

Pour une vitesse de soudage faible, comme lors du soudage par procédé par exemple TIG, le bain de fusion présente une forme elliptique. Le gradient maximal de température varie continuellement en direction et en intensité.

Il impose de ce fait une variation de la direction et de la vitesse de croissance des grains. Les grains vont s'incurver progressivement lors de la solidification avec une croissance compétitive jusqu'à l'axe de la soudure où ils deviennent parallèles à celui-ci. Pour une vitesse de soudage plus importante, comme pour le soudage par faisceau laser, la forme du bain tend à s'étirer vers l'arrière en créant un front de solidification plan.

De ce fait les grains vont se développer perpendiculairement au front de solidification dans la direction du gradient maximal de température. Ils vont se rejoindre au centre de la soudure en formant une ligne centrale de joints de grains successifs.

Les soudures qui se solidifient avec cette forme étirée présentent une faible résistance à la fissuration à chaud à cause des impuretés et des constituants à bas points de fusion qui vont ségréger au centre de la soudure.

La Figure 14, présente ces différences de structure de solidification.

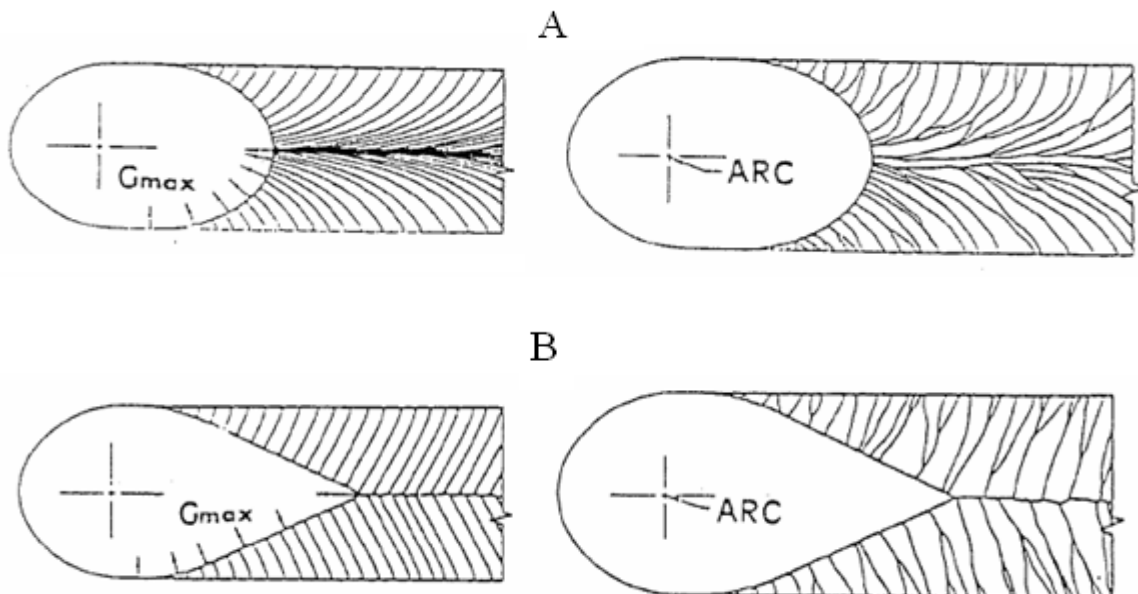


Figure 14 : Comparaison de l'influence du gradient de température sur la croissance des grains en fonction de la forme du bain de fusion [5].

(A) : Bain de fusion elliptique avec variation continue de la direction de croissance des grains.

(B) : Bain de fusion étiré avec une direction de croissance des grains constante.

II.3. Calcul de la vitesse de refroidissement en zone de fusion :

II.3.a. Modèle de ROSENTHAL :

La structure métallurgique finale en zone de fusion ou en zone affectée thermiquement est déterminée par la vitesse de refroidissement (V_R) à partir de la température maximale atteinte durant le cycle de soudage. Cette vitesse influence la finesse de la structure de solidification et l'homogénéité, à la fois de la distribution et de la forme des phases et des constituants de la microstructure, pour les transformations contrôlées par la diffusion.

La détermination de la vitesse de refroidissement en zone de fusion est importante car elle permet, selon la nature du matériau, d'éviter une transformation martensitique (pour le problème de fissuration à froid), d'identifier les réactions métallurgiques dépendant de la vitesse qui peuvent se produire dans la soudure, et d'empêcher un grossissement excessif des dendrites en zone de fusion. [5]

Les vitesses de refroidissement diminuent généralement avec la température de la soudure et sont donc déterminées pour une température bien définie. Ainsi Yung et coll. [16] ont calculé les vitesses théoriques de refroidissement lors du soudage TIG de tôles fines en alliage de titane TA6V (selon les paramètres de soudage) à 1595°C, soit en dessous du point de fusion de l'alliage (1650°C). Dans le cas du soudage de tôles fines induisant une pénétration totale, soit un flux de chaleur à deux dimensions, Adams [14] a montré qu'au centre de la soudure la vitesse de refroidissement était de la forme :

$$V_R = 2 \pi k \rho C (e / H_n)^2 (T_i - T_0)^3 \dots\dots\dots (II.2)$$

Avec: K : conductivité thermique, $J^{-1} \text{ mm}^{-1} \text{ s}^{-1} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$

ρ : densité du matériau, $\text{g}.\text{mm}^{-3}$

C : chaleur spécifique du métal solide, $J^{-1} \text{ g } ^\circ\text{C}^{-1}$

e : épaisseur de la tôle, mm

H_n : énergie réelle déposée, $\text{J}.\text{mm}^{-1}$

T_i : température d'intérêt, $^\circ\text{C}$

T_0 : température initiale de la tôle, $^\circ\text{C}$

II.3.b. Effet des paramètres de soudage :

Les paramètres de soudage contrôlent la forme, les dimensions et les structures des régions chauffées du cordon de soudure. L'énergie nécessaire à la fusion du métal, qui dépend des paramètres puissance et vitesse de soudage, contrôle la vitesse de refroidissement.

La vitesse de soudage régit directement la vitesse de croissance du front de solidification et donc également la forme du bain de fusion.

La structure et le mode de croissance des grains dépendent de l'apport calorifique linéaire. La croissance des grains devient plus rapide et donne lieu à une structure grossière avec un apport calorifique croissant alors qu'une structure fine est obtenue avec une énergie linéaire modérée.

Ces paramètres affectent également les contraintes thermiques induites [5] qui s'appliquent sur la soudure et qui entraînent la formation de contraintes résiduelles et des distorsions géométriques.

Référence :

[2] : R.VARISELLAZ livre « SOUDAGE éléments de conception et de réalisation» Edition DUNOD, Année 1987.

[3] : 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.

[5] : C. FERDINAND « Mise en œuvre et caractérisation d'assemblages soudés par procédés TIG et laser de tôles d'alliages de titane réfractaires » thèse doctorale de l'institut national polytechnique de Toulouse, novembre 2005.

[10] : R. BLONDEAU, « Procédés et applications industrielles du soudage», Hermès Science publication, Paris (2001).

[11] : R.W. MESSLER Jr, « Principles of Welding», John Willey & Sons Edi., New York (1999), p. 50 - 55.

[12] : C. R. HEIPLE, J. R. ROPER, R. T. STAGNER, R. J. ADEN, « Surface Active Element Effect on the Shape of GTA, Laser, and Electron Beam Welds», Welding Journal Research Supplement, March (1983), p.72s - 77s.

[13] : N. PERRY, S. MARYA, « Evolution du Soudage Multi passes des Aciers Inoxydables, Procédé A-TIG », Compte rendu de conférence : 9ièmes Journées d'Etude sur la Technologie des Appareils à Pression, Association Française des Ingénieurs en Appareils à Pression, Paris, Octobre (1998).

[14] : C. M. ADAMS Jr, « Cooling rates and peak temperatures in fusion welding», Welding journal 37 (1958), p.210 - 215.

[15] : W. F. SAVAGE, A. H. ARONSON, « Preferred Orientation in the Weld Fusion Zone», Welding Journal Research Supplement, February (1966), pp. 85s-89s.

[16] : K. C. YUNG, B. RALPH, « An investigation into welding parameters affecting the tensile properties of titanium welds», Journal of Materials Processing technology 63 (1997), p.759 - 764.

Chapitre III
Soudage des aciers

Chapitre III / Soudage des aciers

III. Introduction :

Le fer est un des métaux connus depuis longtemps, on l'extrait et on le travaille depuis des milliers d'années, la production intensive des aciers date du XIXe siècle, à partir des aciers au carbone (qui représentent encore 90 % de la production d'acier), on a développé toute une gamme d'aciers alliés:

- Les aciers faiblement alliés (contenant jusqu'à 5 % de chrome, de nickel etc.),
- Les aciers inoxydables (contenant typiquement 18 % de chrome et 8 % de nickel)
- Les aciers durs pour outillage (fortement chargés en chrome, molybdène, tungstène, vanadium et cobalt).

III.A. Les Aciers au carbone :

Le carbone, étant l'élément le moins cher et le plus efficace pour durcir le fer, il est ajouté au fer dans des proportions variant de 0,04 m% à 4 m% pour faire des aciers à faible, moyenne ou forte teneur en carbone (Fig.15).

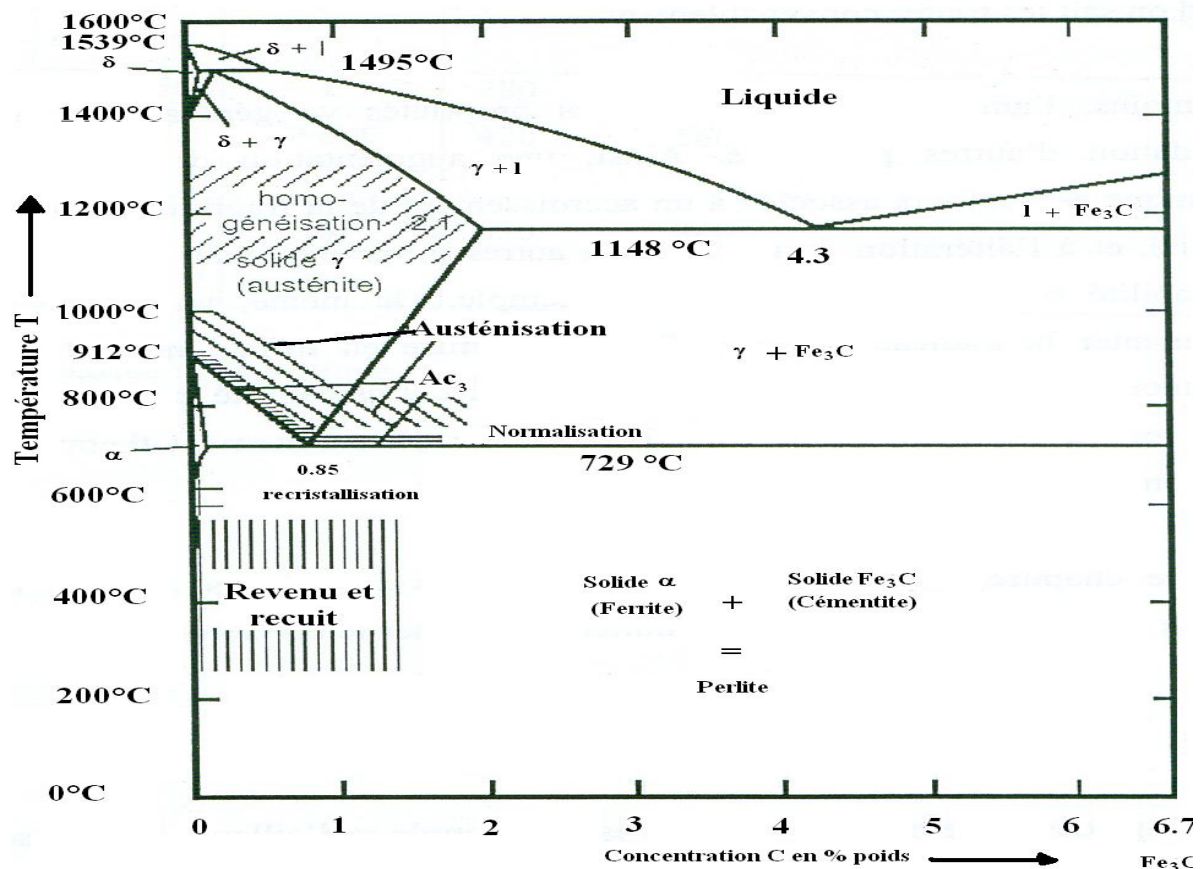


Figure 15 : Diagramme Fer – Carbone [17]

Les propriétés mécaniques dépendent à la fois de la teneur en carbone et du traitement thermique, les aciers et les fontes ont ainsi un très vaste domaine d'application (voir tableau III.1).

Métal	Composition typique (m%)	Utilisation
Acier doux à faible teneur en carbone	Fe + 0,04 - 0,3 C (+ - 0,8 Mn)	Faibles contraintes (aciers de construction, bonne soudabilité)
Acier à moyenne teneur en carbone	Fe + 0,3 - 0,7 C (+ - 0,8 Mn)	Contraintes moyennes (pièces mécaniques, boulons, écrous, arbres, engrenages)
Acier à forte teneur en carbone	Fe + 0,7 - 1,7 C (+ - 0,8 Mn)	Fortes contraintes (ressorts, outils de coupe, de filage)
Acier faiblement allié	Fe + 0,2 C 0,8 Mn 1 Cr 2 Ni	Fortes contraintes: réservoirs de pression, aéronautique...
Acier fortement allié (inoxydable)	Fe + 0,1 C 0,5 Mn 18Cr8Ni	Usage à haute température et anticorrosion, usines chimiques.

Tableau III.1 : Tableau des compositions typiques des aciers au carbone [17].

Nous nous limiterons dans notre étude des aciers, aux aciers au carbone, or nous connaissons un peu les transformations qui se produisent dans les aciers et les microstructures qu'elles génèrent.

Donc, nous essaierons de regrouper ces connaissances et les utiliser pour conférer aux aciers des propriétés mécaniques déterminées.

III.A.1. Éléments α -gènes et γ -gènes :

D'après la Figure 16, la mise en solution solide des éléments d'alliage dans le fer modifie la position des points A_3 et A_4 , cette modification est importante et on a classé les éléments en considérant leur influence sur la position de ces points [17].

Un élément alphagène est un élément qui stabilise la phase CC. Par conséquent il élève la température du point A_3 et abaisse celle du point A_4

Un élément gammagène est un élément qui stabilise la phase CFC.

Par conséquent il abaisse la température du point A₃ et élève celle du point A₄

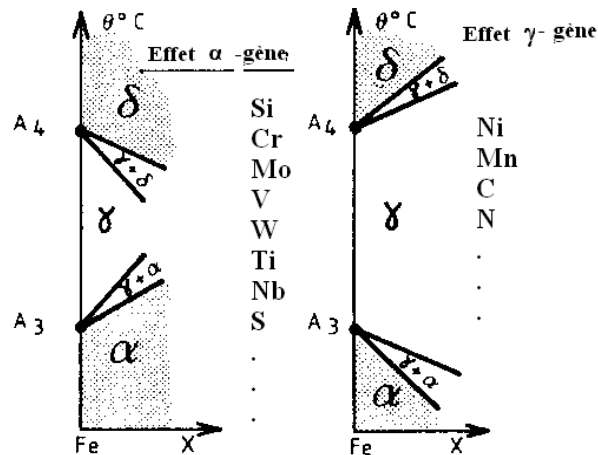


Figure 16 : Effets des éléments alphagène et gammagène [17].

III.A.2. Les aciers non alliés :

Cette famille d'aciers non alliés concerne tous les alliages dont la teneur en Carbone est inférieure à 2 %, on constate aussi que les teneurs en éléments normaux d'élaboration Mn, Si, S, P, Cu, Al ainsi que N et O (quelques millièmes %) sont relativement faibles. Ceci explique qu'on puisse utiliser le binaire Fe-C dont les frontières sont peu déplacées par la présence de ces divers éléments.

Ceux-ci sont soit en solution solide (ex. : P, Si, Mn) soit en combinaison dans des inclusions (ex. : MnS, FeS, SiO₂, FeO, Al₂O₃ etc.).

Malgré leurs basses teneurs, les éléments « résiduels » affectent considérablement le comportement mécanique.

Le Phosphore (P) : diminue ductilité et ténacité, sa ségrégation aux joints de grains ainsi que celle de Sn, Sb, As est la cause principale de la fragilité de revenu de certains aciers.

Le Soufre (S) : sous forme d'inclusions allongées de MnS diminue les propriétés selon le travers court de certains produits.

L'Azote (N) : diminue ductilité et ténacité, sa migration interstitielle vers le cœur des dislocations conduit au vieillissement de certains aciers à température ambiante.

III.A.3. Constitution à l'état recuit :

Le diagramme binaire Fe-C métastable est utilisé pour décrire la constitution des aciers non alliés à l'état recuit, la question qui se pose est pourquoi le recuit est appliqué sur les aciers ?

Parce que c'est le traitement qui a pour but d'amener le métal dans un état proche de l'équilibre. Donc en première approximation, la constitution des aciers non alliés à la température ambiante est particulièrement simple.

La Figure 17 illustre les conclusions du diagramme de phases résumées ci-dessous et le tableau III.2 expose les différentes phases en fonction du pourcentage de Carbone.

Teneur en carbone	Constitution
$0 < \% C < 0,02 (S_1')$	Ferrite + Cémentite
$0,02 < \% C < 0,77(E')$ hypoeutectoïdes	Ferrite proeutectoïde + perlite
$\% C = 0,77(E')$ eutectoïde	Perlite
$0,77 < \% C < 2,11 (S_1)$ hypereutectoïdes	Cémentite proeutectoïde + perlite

Tableau III.2 : Constituant des aciers en fonction des teneurs en carbone [17]

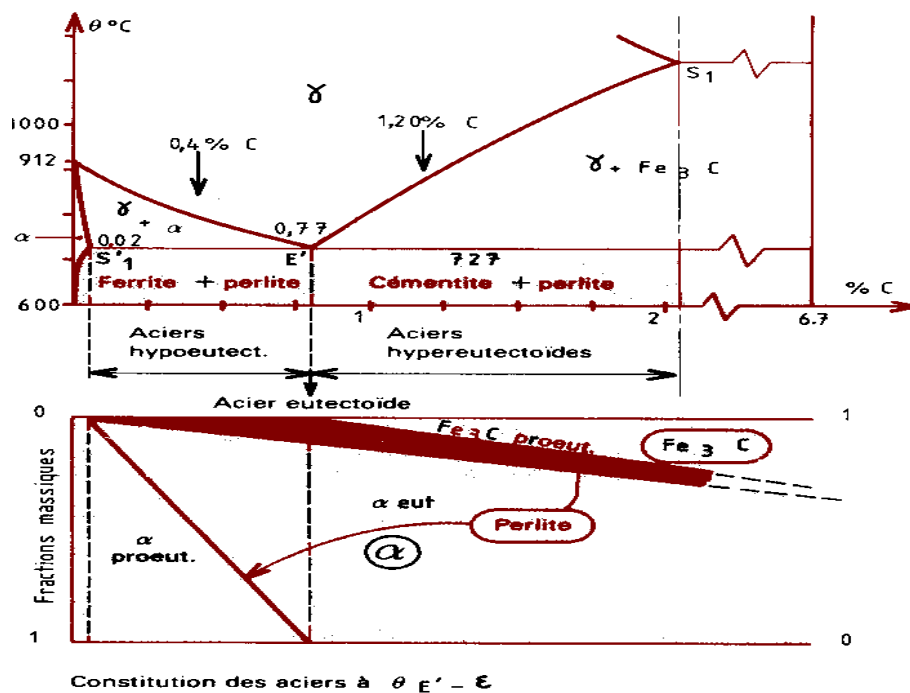


Figure 17 : Constituant du diagramme à l'état recuit [17].

III.A.4. Microstructures des aciers :

Le diagramme de phases permet de déterminer la nature des constituants susceptibles de se former: il ne permet en aucun cas d'en prévoir la morphologie qui définit la microstructure du métal.

Cette microstructure dépend des conditions de germination et de croissance des diverses phases est essentiellement fixée par les conditions de refroidissement [17].

L'augmentation de la vitesse de refroidissement conduit à des structures de plus en plus fines, aussi bien des grains ferritiques (polygonaux équiaxes → polygonaux irréguliers → aciculaires) que perlitiques.

Le contrôle de la vitesse de refroidissement est donc un moyen de contrôler la microstructure de l'acier [17].

La Figure 18 décrit une partie du diagramme fer – carbone plus précisément le cas d'un acier hypoeutectoïde (donc ferrito - perlitique) à 0,4 % C, les considérations suivantes ont été simplifiées.

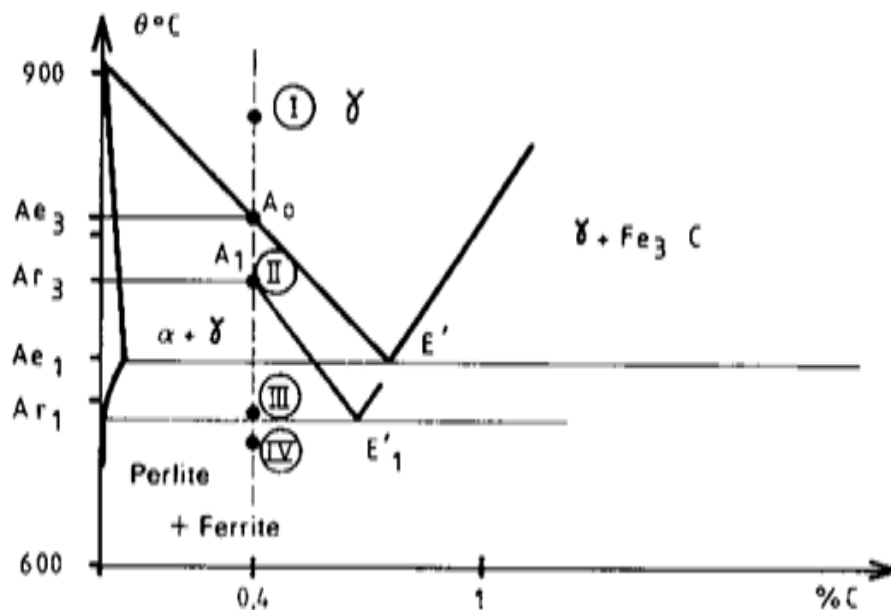


Figure 18: Diagramme microstructural de l'acier au refroidissement [17].

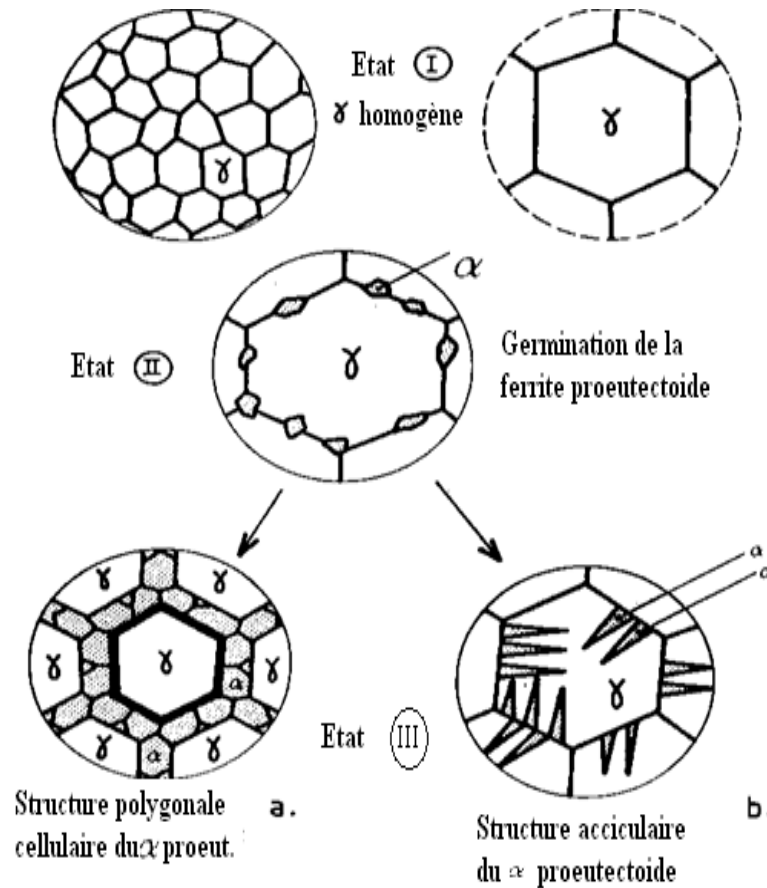


Figure 19 : Mode de changement structural des états I II et III [17].

En (I) dans le domaine austénitique la structure est polycristalline monophasée, caractérisée par une grosseur de grain γ déterminée par les conditions d'austénitisation

En (II) lorsque la température atteint Ar_3 (Ae_3), caractéristique de la vitesse de refroidissement utilisée, la germination de la phase ferritique α commence (Fig.19). Cette **germination** à lieu en général aux joints de grains austénitiques, en effet ce phénomène est énergétiquement favorisé sur une interface déjà existante.

La croissance des cristaux de ferrite proeutectoïde dépend de la vitesse de transfert de l'énergie thermique produite par la transformation ($\gamma \rightarrow \alpha$) et de la vitesse de diffusion du carbone, en excès par rapport à la limite de solubilité dans la ferrite.

Pour des vitesses de refroidissement faibles et des grains austénitiques petits, les cristaux ferritiques pourront prendre la forme polygonale normale et conduire à une répartition cellulaire de la ferrite en (III) a.

Pour des vitesses de refroidissement élevées et des grains austénitiques grossiers, les cristaux ferritiques se développent sous forme de plaquettes qui permettent d'augmenter les vitesses de diffusion thermique et du carbone. En outre la diffusion du carbone est maximale parallèlement à $\{111\} \gamma$, il ya une relation cristallographique entre $\{111\} \gamma$. et $\{110\} \alpha$. Les plaquettes apparaissent donc parallèles à des directions déterminées donnant naissance à une répartition aciculaire ou de Widmenstätten. Les structures aciculaires (III) b sont caractéristiques des zones surchauffées, au voisinage des joints soudés et dans les aciers moulés bruts de moulage.

A la traversée de la ligne eutectoïde Ar_1 , l'austénite restante en (III) subit la transformation perlitique et est remplacée entièrement par des colonies de perlite. (Fig.20)

L'espacement inter-lamellaire Δ dans la perlite dépend de l'écart $(Ae_1 - Ar_1)$, donc de la vitesse de refroidissement. On a mis en évidence une relation du type : $\lg \Delta = a - b / T(Ar_1)$, Montrant que Δ décroît lorsqu' Ar_1 s'abaisse donc lorsque V_r croît. Ainsi Δ : varie de quelques dizaines à quelques centaines de nanomètres.

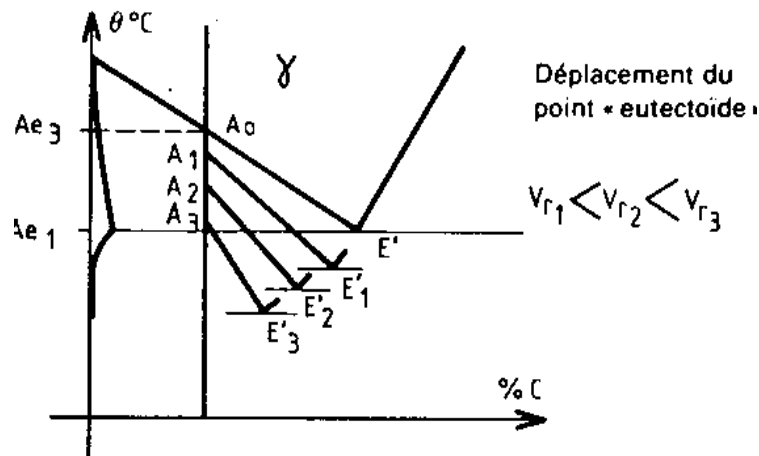


Figure 20: Déplacement du point eutectoïde [17].

Le diagramme ci-dessus correspond à une vitesse de refroidissement déterminée. Au fur et à mesure que V_R , augmente, E'_1 se déplace vers le bas et vers la gauche (c.-à-d.) il y a appauvrissement de la perlite en carbone et diminution de la quantité de ferrite pour un acier donné.

Ce fait rend illusoire toute détermination de la teneur en carbone d'un acier non parfaitement recuit par appréciation micrographique de la fraction surfacique de la perlite.

III.B.1. Évolution des aciers en fonction des exigences relatives à la soudabilité :

La problématique est que dans la construction soudée la phrase suivante « le carbone est l'ennemi du soudeur » apparaît dans la littérature technique comme un adage, en effet, la fragilisation due à la surchauffe ou l'hydrogène motive la fissuration à froid sont les problèmes de soudabilité, ces derniers s'amplifient lorsque la teneur en carbone de l'acier augmente c'est-à-dire, lorsque la limite d'élasticité et la résistance du produit concerné s'élèvent, le rapport résistance / teneur en carbone / soudabilité est inéluctable.

Et si on se fie à ce qu'indique le diagramme fer-carbone pour un même état, qui est généralement l'état recuit, une augmentation de la résistance est obtenu au prix d'une élévation de la teneur en carbone donc d'une aggravation des problèmes de soudabilité [18].

Vu le développement de la construction soudée cela impliqué des spécifications de plus en plus exigeantes concernant la résistance et la ductilité, il a fallu rechercher des solutions compatibles avec les spécifications et les caractéristiques de soudabilité. D'où une évolution concernant d'une part la composition chimique et d'autre part l'état de livraison des produits les solutions proposées s'inspirant de l'une de ces voies ou des deux.

III.B.1.a. Evaluation de la qualité d'une soudure :

D'après Y. Ito, et M. Nakanishi [19], le code ASME, « Boiler and pressure vessels », section IX (qualification de la soudure), détaille les procédures et résultats qui doivent être atteints pour la construction de récipients sous pression. Les essais de pliage mettent particulièrement en évidence les problèmes liés à la ductilité des cordons soudés.

Or, la conservation d'une bonne ductilité est garante de la qualité des assemblages réalisés.

La couleur de la soudure peut aussi être utilisée comme indicateur de la qualité de la protection (elle caractérise le degré d'oxydation de la surface) , des teintes d'interface jaune ou bleu clair peuvent à la rigueur être admises , toute trace d'oxyde blanc doit entraîner l'élimination de la soudure car un rechargement éventuel ne pourrait lui restituer une qualité correcte, l'absorption d'oxygène et d'azote étant irréversible (Tableau III.3).

Couleur de la soudure	Origine du traitement
Jaune paille claire	Oxydation de surface.
Jaune paille foncé	Eliminer par un brossage avec une brosse métallique neuve à fil inox.
Bleu claire	
Bleu foncé	Contamination du métal.
Gris bleu	La soudure doit être entièrement éliminée et refaite après correction des protections gazeuses
Gris	
Blanc (dépôts poudreux)	

Tableau III.3: Indicateur de la soudure [19].

Les essais de dureté comparatifs entre le cordon et le métal de base sont aussi parfois utilisés comme critère de qualité de la soudure. La variation de dureté entre un cordon non contaminé et le métal de base ne doit pas dépasser 30 points sur l'échelle des duretés Vickers ou Brinell (5 points pour Rockwell B).

Le code ASME suggère que si la dureté diffère de plus de 40 points Vickers, il y a une contamination excessive de la soudure, cette dernière doit être complètement supprimée et refaite. Enfin, le code de construction, impose que chaque soudure subisse un ressuage ainsi qu'une analyse radiographique pour détecter la présence de porosités.

III.B.1.b. Caractéristiques métallurgiques des soudures :

Au cours du soudage, la fusion et le possible ajout de métal d'apport modifient l'histoire thermique du métal et donc :

- L'orientation et la grosseur des grains dans la zone fondue et la Z.A.T.,
- Les cinétiques de transformations de phases dans la Z.A.T. et dans les dépôts en soudure multipasse,
- La pollution par des éléments interstitiels.

Tous ces cycles thermiques s'effectuent très rapidement. Or, les connaissances métallurgiques sur les alliages de titane sont basées sur des traitements thermiques longs et lents [20] & [21]. L'affinement de grains étant impossible, la maîtrise de la structure de solidification et la taille des grains créées sont très importantes. L'état structural du métal de

base dans ce processus joue un rôle primordial. En effet, la germination des grains à l'interface solide-liquide s'effectue épitaxialement et leur taille moyenne est régie par la croissance compétitive durant la solidification. Les directions privilégiées de croissance sont celles dont l'axe de croissance [100] est parallèle à la direction d'écoulement de la chaleur, ce qui conduit à une croissance accrue de certains grains. On peut alors indiquer que les procédés à très haute densité d'énergie (Laser, faisceau d'électrons, plasma) favorisent l'obtention de grains fins dans leurs cordons de soudure.

Il faut pour cela utiliser une énergie calorifique minimale et chercher à avoir un bain au rapport P/L élevé [20]. Les structures observées dans la zone fondue et dans la Z.A.T. sont aiguillées, en raison de la traversée du domaine β après soudage. De plus, il y a peu à craindre des problèmes de fissuration de solidification (fissuration à chaud) ou de micro-ségrégation car les principaux éléments d'alliage (V, Mo, Cr, Zr) ont des coefficients de répartition proches de l'unité (c'est-à-dire que leur intervalle de solidification est très faible).

III.B.2. Evolution de la composition chimique :

La recherche de produits qui à résistance égale possède une teneur en carbone plus faible que celle des produits où n'interviennent que le carbone s'est traduite par l'apparition des aciers au (C – Mn) ou (C - Mn – Si).

Pour de tels aciers livrés à l'état normalisé (c'est-à-dire refroidis à l'air après laminage) l'influence des éléments Mn et Si s'exerce d'une part sur la transformation de l'austénite au refroidissement, d'autre part sur la résistance des constituants de sorte que l'addition de ces éléments en quantité modérée permet, à résistance égale, d'abaisser la teneur en carbone.

Mais l'influence du manganèse sur le pouvoir trempant de ces aciers se manifeste aussi lors de leur soudage ce qui a motivé le coefficient attribué à cet élément dans la formulation du carbone équivalent (par exemple $C + Mn/6$), si bien que la teneur maximale en manganèse est demeurée fixée aux environs de 1,2 %.

Pour contourner l'obstacle ainsi rencontré, il fallait faire intervenir un mécanisme de renforcement de l'acier qui remplace partiellement celui que permet le diagramme (Fe – C) tout en n'agissant pas sensiblement sur le pouvoir trempant.

Une solution a été trouvée sous la forme des aciers dits « dispersoïdes » ou « micro-

alliés » qui comportent en très faibles proportions, des éléments d'additions (Al, Nb, V, Ti) dont le plus utilisé est le niobium qui interviennent à des teneurs de quelques centièmes pour cent. Le mécanisme de l'action de ces éléments s'explique par leur affinité pour le carbone ou l'azote, avec lesquels ils forment des composés du type carbures nitrures ou carbonitrures, composés qui sont insolubles dans l'austénite au-dessous de 900°C ainsi que, dans la ferrite.

Cette variation de solubilité rend possible un mécanisme de durcissement de la ferrite d'où un gain de limite d'élasticité, cependant que la quantité de perlite se trouve réduite par rapport à celle que l'on trouve dans un acier ordinaire, pour lequel tout le carbone participe à la transformation de l'austénite au refroidissement. En même temps, ce mécanisme contribue à un affinage du grain, surtout si le produit considéré a été obtenu par laminage contrôlé, ce qui se traduit par une amélioration de la ductilité [18].

Ainsi la présence d'éléments dispersoïdes permet, à limite d'élasticité égale, une moindre teneur en carbone, d'où une meilleure soudabilité, illustrée par l'allure des courbes dureté/temps de refroidissement ou bien à teneur en carbone égale, une limite d'élasticité plus élevée, et ceci sans que la dureté maximale soit affectée, on note seulement une légère augmentation de la trempabilité (Fig.21) [18].

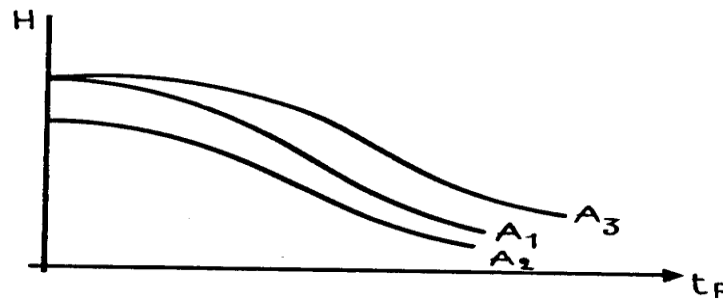


Figure 21 : Allure des limites d'élasticité de quelques aciers au carbone [18].

Le tableau III.4 donne une idée numérique détaillée sur le comportement des courbes de la Figure 21 [18].

Acier	C	Nb	R _e
A ₁	C ₁	sans	R _{e1}
A ₂	C ₂ < 1	avec	R _{e2} = R _{e1}
A ₃	C ₃ = C ₁	avec	R _{e3} > R _{e1}

Tableau III.4 : Variations des limites d'élasticité des aciers au carbone [18].

III.B.3. Traitements thermiques des soudures d'acier :

III.B.3.1. Mise en œuvre des traitements thermiques et classification :

Sachant que l'opération de soudage se traduit par des modifications métallurgiques locales du métal de base et provoque un état de contraintes résiduelles dont la répartition et l'amplitude varient selon la diversité des procédés et des modes opératoires. Ces modifications sont à caractère métallurgique ou thermomécanique et elles sont souvent tolérables vis-à-vis du comportement en service.

Dans certains cas, cependant, il est nécessaire, ou même obligatoire d'intervenir par un traitement thermique après soudage, dont le but est d'améliorer ou d'obtenir des propriétés jugées importantes relativement aux conditions de service (cas de la bouteille à gaz), ou parfois d'éliminer (ou de réduire) les contraintes résiduelles.

Dans le cas des aciers, les types de traitements suivants, sont en vigueur sans pour cela évoquer la nature des sources d'énergie mises en œuvre.

Nous énumérons :

1. Les Traitements de relaxation (ou de détente) et de revenu,
2. Les Traitements de normalisation,
3. Les Traitements de trempe et revenu.

On peut classer et décrire d'après la Figure 22, les traitements thermiques concernant des soudures ou des ensembles soudés.

Le traitement global peut affecter la ou les soudures constitutives de l'ensemble, en même temps que la totalité du métal de base, ce traitement peut être simultanée (A), (tout l'ensemble soudé est soumis en même temps au même cycle de traitement, ou de proche en proche (B), la source de chaleur agit simultanément et selon le même cycle sur la soudure et le métal de base non affecté pour chaque position qu'elle occupe,

Comme exemple de traitement global simultané (A), de la Figure 22 illustre le cas du recuit des bouteilles à gaz liquéfié, qui défilent après soudage dans un four tunnel (A).

Le traitement global de proche en proche (B) est illustré par un schéma emprunté à la fabrication des tubes soudés par résistance ou par induction.

Le traitement local simultané (C) consiste à opérer en même temps sur la totalité d'une soudure et de ses abords et donc sur une partie seulement du métal de base encadrant la zone affectée.

Le traitement se distingue du traitement local de proche en proche (D) en ce sens que ce dernier est pratiqué au moyen d'une source de chaleur se déplaçant par rapport à la soudure ou l'inverse (l'une fixe, l'autre mobile), pour assurer de proche en proche l'effet recherché dans le métal fondu et une partie du métal de base incluant la zone affectée.

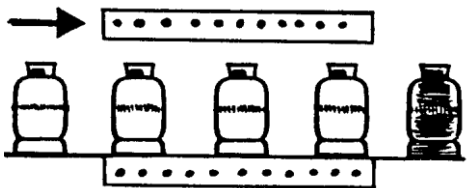
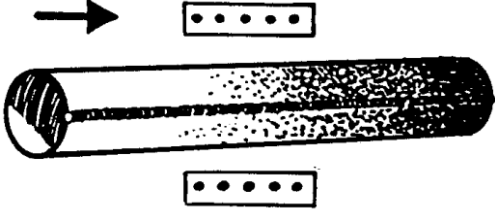
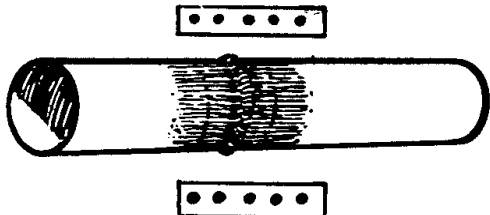
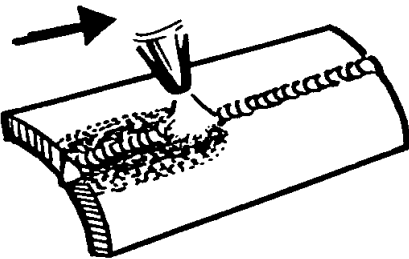
TRAITEMENT GLOBAL	simultané (A)	
	de proche en proche (B)	
TRAITEMENT LOCAL	Simultané (C)	
	de proche en proche (D)	

Figure 22 : Traitement local et global de recuit des éléments soudés [18].

En ce qui concerne les traitements thermiques locaux, qu'ils soient simultanés ou de proche en proche, ils ne peuvent être pratiqués sans inconvénient que moyennant deux

conditions, toutes deux relatives au métal de base, sur lesquelles on reviendra plus loin.

- a) Lors des traitements de normalisation, la vitesse de refroidissement, donc d'éloignement de la source de chaleur, doit être réglée de sorte que la zone traitée, qui est momentanément austénitisée, ne prenne pas la trempe.
- b) Tout traitement thermique local crée sa propre zone affectée qui remplace la ZAT de la soudure que l'on traite du fait de l'inévitable gradient de température qui y règne, cette zone comporte, sur ses bords, une bande où le traitement appliqué n'a pas complètement été réalisé, -mais où il a créé une modification du métal de base par rapport à son état initial, en particulier un adoucissement si le métal de base est lui-même à l'état initial trempé et revenu.

III.B.3.2. Traitement comportant une austénisation (Recuit – Normalisation) :

Pour l'acier, le recuit ou la normalisation ont tous les deux pour but d'obtenir, par un chauffage au dessus du point A_3 , provoquant l'austénitisation complète de la zone ou de la pièce traitée, suivi d'un refroidissement relativement lent, une structure affinée constituée de ferrite et de perlite qui remplace, la constitution et la structure à l'état brut de soudage.

La normalisation, qui comporte un refroidissement moins lent que le recuit, produit une perlite dont l'espace interlamellaire est plus faible, donc plus dure que celle obtenue par le recuit.

III.B.4. Transformations microstructurales des aciers faiblement alliés et à faible pourcentage en carbone au cours du soudage :

Durant l'opération de soudage des aciers faiblement alliés et à faible pourcentage en carbone des changements microstructuraux s'opèrent et plus particulièrement au niveau de la zone fondue et la ZAT, cela affecte automatiquement l'intégrité des propriétés mécaniques.

En générale l'apparition de martensite et de ferrite de Widmanstätten survient au moment des refroidissements et c'est ces formations de microstructures qui viennent perturber les paramètres mécaniques telle que la dureté et même souvent provoquer la fragilité des aciers phénomène nommé « fracture par hydrogène » en anglais « hydrogen cracking »

III.B.4.1. Classification des microstructures provenant de l'opération de soudage des aciers faiblement alliés et à faible pourcentage en carbone :

La classification détaillée des différents constituants existant dans les microstructures obtenues par opération de soudage des aciers faiblement alliés et à faible pourcentage en carbone, survient particulièrement au cours de la transformation de l'austénite en ferrite.

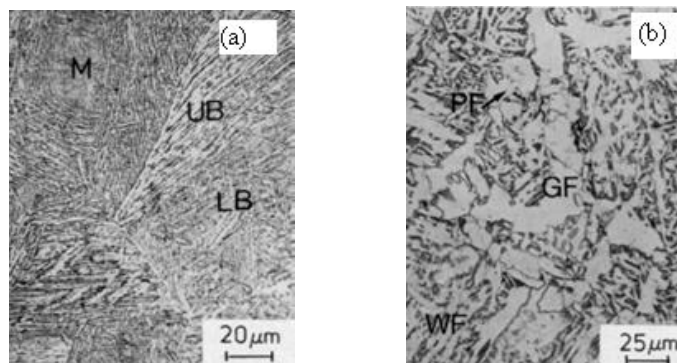
Une large variété de microstructures peuvent se développer et ceux relativement au taux de refroidissement et la composition chimique de l'acier en question.

Normalement la microstructure formée à partir du grain de l'austénite primaire après transformation devient un complexe de mélanges de deux ou plusieurs constituants arrangés approximativement dans un ordre de transformation thermiquement décroissant et bien défini.

Selon O. Grong [25], l'ordre des transformations thermiquement décroissant est comme suit :

1. Grain de Ferrite ou ferrite allotriomorphe notée FG en anglais (GF)
2. Ferrite Polygonale ou ferrite Equiaxe Notée FP en anglais (PF)
3. Ferrite de Widmanstätten notée FW en anglais (WF)
4. Ferrite aciculaire notée FA en anglais (AF)
5. Bainite Supérieure notée BS en anglais (UB)
6. Bainite Inférieure notée BI en anglais (LB)
7. Martensite notée M en anglais (M).

Les micrographies optiques des microstructures citées ci-dessus sont représentées dans la Figure 23.



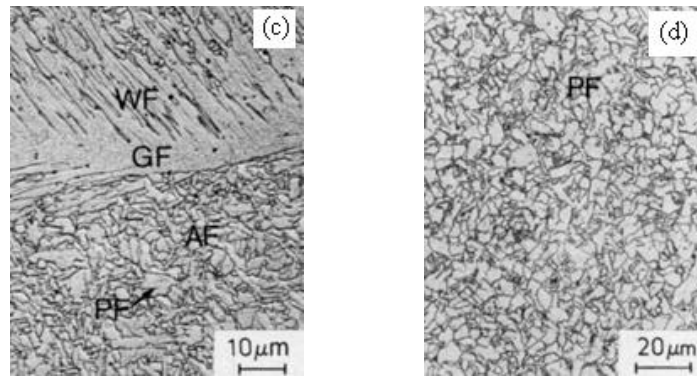


Figure 23 : Micrographies optiques montrant plusieurs constituants microstructuraux trouvés dans les aciers soudés faiblement alliés et à faible pourcentage en carbone [25].

- a) Grain grossier de la ZAT (soudage réalisé à basse chaleur)
- b) Grain grossier de la ZAT (soudage réalisé à haute chaleur)
- c) Dépôts du métal soudé (soudage réalisé à basse chaleur)
- d) Réchauffage du métal soudé (soudage réalisé à basse chaleur)

III.B.4.2. Grain de ferrite ou ferrite aliotriomorphique (FG) :

Selon O. Grong [25], le grain de ferrite ou la ferrite aliotriomorphique notée FG est la première phase qui se forme lors du refroidissement, elle germine préférentiellement dans les coins et les joints du grain de l'austénite d'après la Figure 24, cela raison de la faible énergie que présentent ces sites de l'austénite

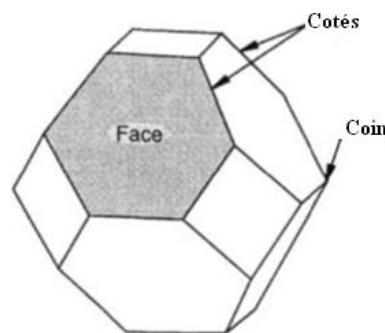


Figure 24 : Croquis d'un grain d'austénite montrant des différents sites de germination de la ferrite [25].

III.B.4.2.a. Cristallographie de FG :

D'après O. Grong [25], le joint de grain de la Ferrite aliotriomorphique notée FG possède une relation d'orientation de type Kurdjumov-Sachs avec un grain d'austénite comme le montre la Figure 25

$$\{111\}_{\gamma\text{-Fe}} // \{110\}_{\alpha\text{-Fe}}$$

$$\langle 110 \rangle_{\gamma\text{-Fe}} // \langle 111 \rangle_{\alpha\text{-Fe}}$$

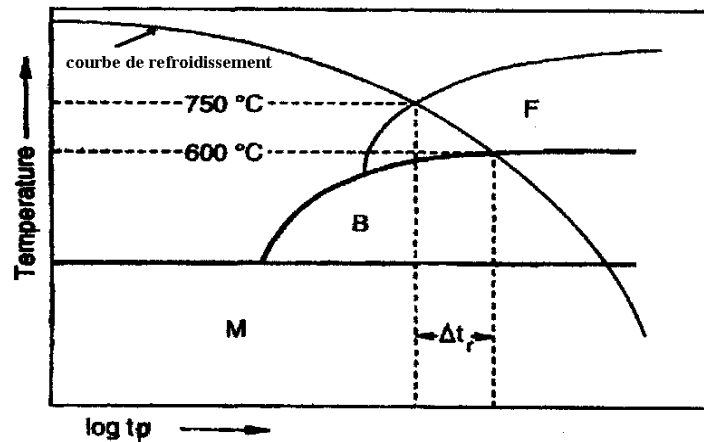


Figure 25 : Conditions de formation de FG dans les aciers faiblement alliés et à faible pourcentage en carbone [25].

III.B.4.2.b. Effet du taux de refroidissement sur les dimensions du grain de ferrite :

En métallurgie des aciers, il est bien connu qu'un accélération du refroidissement affine la dimension du grain de la ferrite, et donc améliore le paramètre mécanique de dureté du matériau.

Si l'austénite peut se permettre de recristalliser avant de se transformer, la dimension du grain de ferrite est en fonction de la dimension du grain de l'austénite antérieure et du taux de refroidissement à travers la gamme de température de la transformation critique pour la formation de la ferrite.

III.B.4.3. Ferrite de Widmenstätten (FW) :

Avec l'élévation du degré de refroidissement des aciers soudés faiblement alliés et à faible pourcentage en carbone, la distribution de carbone devient insuffisante pour maintenir le même mode de croissance planaire de la FG et comme la ferrite ne prend place que dans les interfaces à faible énergie et d'après la relation d'orientation de Kurdjumov-Sachs entre l'austénite et la ferrite, on remarque que celle-ci devient une caractéristique de l'existence de la ferrite de Widmenstätten, ce qui nous permet de dire que la ferrite de Widmenstätten est la

seconde phase de croissance de la ferrite après la saturation de distribution en carbone nécessaire à la germination de grain de ferrite FG.

III.B.4.4.a. Ferrite aciculaire (FA) :

D'après O. Grong [25], simultanément avec ou immédiatement après la formation de la ferrite de Widmenstätten dans les joints des grains austénitiques, la ferrite aciculaire commence à germer intra-granulairement dans les inclusions non métalliques, la fine dispersion des inclusions oxydées crée des sites favorables pour la germination hétérogène de la ferrite aciculaire, et cela signifie qu'une structure constituée par de la ferrite aciculaire possède un optimum de propriétés mécaniques des aciers soudés, par conséquent la formation particulière de micro-constituant a une valeur commerciale importante, ce qui ouvre la porte à beaucoup de travaux de recherche dans le domaine.

III.B.4.4.b. Cristallographie de la ferrite aciculaire :

D'après O. Grong [25], Il est bien établi que la ferrite aciculaire germe dans un intervalle de température de transformation entre la ferrite de Widmenstätten et la bainite inférieure, après usage du MET, la ferrite aciculaire propose une relation d'orientation avec le grain de l'austénite dans le quel sa croissance se fait, cette relation peut être approximativement décrite comme suit :

$$(101) \alpha\text{-Fe} // (111) \gamma\text{-Fe}$$

$$[111] \alpha\text{-Fe} // [110] \gamma\text{-Fe}$$

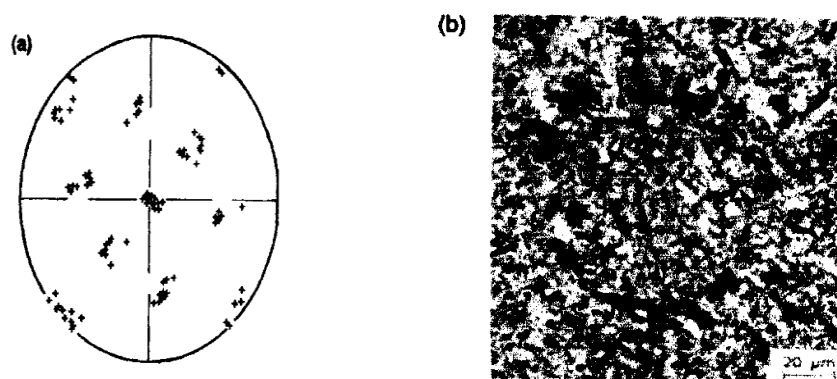


Figure 26 : Le développement de la texture de transformation du dépôt de l'acier soudé contenant de la ferrite aciculaire [25].

a) Figure de pole (200) montrant les orientations cristallographique de la ferrite aciculaire référencié à la direction de croissance originale.

b) Contraste de l'image de la rétrodiffusion des électrons canalisés d'un grain delta ferrite/austénite, (la section métallographique est perpendiculaire à la direction de croissance de la cellule / dendrite).

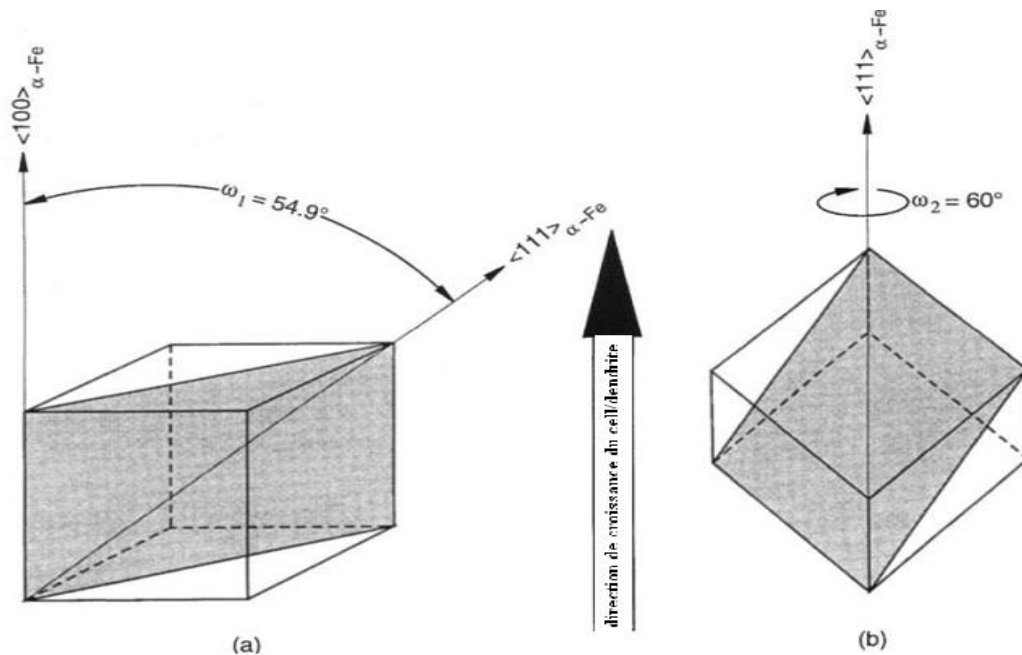


Figure 27 : Diagrammes schématisés montrant les trois principales composantes de la texture de la ferrite aciculaire d'après le rapport d'orientation de Kurdjumov - Sachs [25].

a) La composante de texture $\langle 100 \rangle$

b) La deuxième composante complémentaire de texture $\langle 111 \rangle$.

III.B.4.4.c. Germination et croissance de la ferrite aciculaire :

D'après O. Grong [25], la ferrite aciculaire, une fois germinée, grandit dans la phase de l'austénite jusqu'à ce qu'elles se heurtent physiquement avec d'autres voisins.

Actuellement il n'existe pas de modèles permettant de calculer la contenance de la ferrite aciculaire et la raison pour ceci est assez évidente, parce que la transformation microstructurale du métal soudé, généralement dépend de plusieurs variables complexes différentes qui interagissent entre elles, dont on peut citer :

1. Le contenu total de l'alliage.
2. La concentration, la composition chimique, et la dimension de la distribution des inclusions non-métalliques,
3. La solidification de la microstructure
4. La dimension antérieure du grain de l'austénite,
5. Le cycle thermique du soudage.

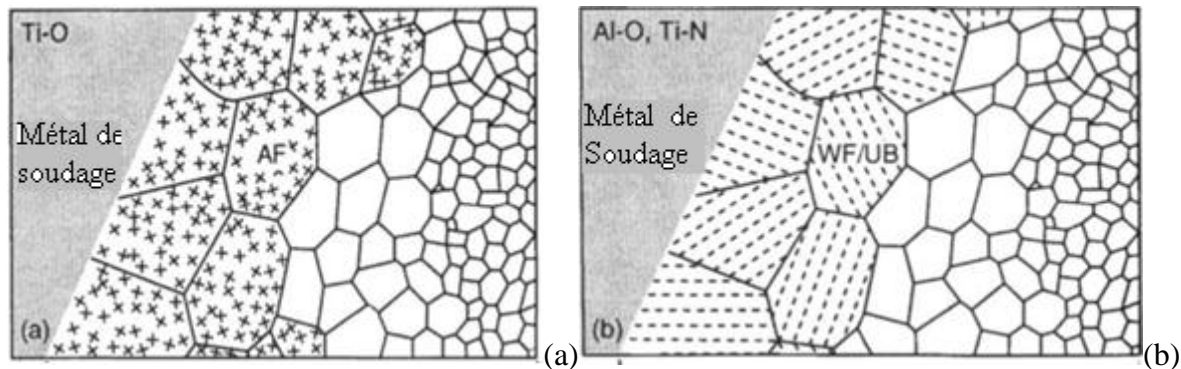


Figure 28 : Illustration schématique du comportement des transformations dans la ZAT au cours d'un soudage à grande chaleur comme donnée [25].

(a) acier qui contient Ti-Oxide, (b) acier faiblement allié contenant conventionnellement de l'Al-Ti

Les microstructures Bainitiques sont fréquemment observées pendant le soudage, en particulier dans le ZAT des aciers faiblement allié et à faible pourcentage en carbone. Mais aussi dans la région de fusion de la soudure et si les conditions de germination sont favorable, deux formes principales de Bainite peuvent être identifiées, (Bainite supérieur et Bainite inférieur).

L'importance de la microstructure de la ferrite aciculaire a été identifié vis-à-vis de la force et de la dureté [26] et [27].

Depuis lors, la recherche s'est étendue sur la formation de la ferrite aciculaire et de sa relation avec les inclusions de l'oxyde sur les duretés du métal de la soudure et des conditions de refroidissement. (Fig.29) et (Fig.30) [20], [26] et [24].

D'après S.H. Sudarsanam [26], un aperçu global sur les changements de phases à haute température qui se produisent dans le métal de la soudure des aciers est présentée (Fig.29) celle-ci décrit la formation de la ferrite aciculaire dans le contexte de l'évolution totale de la microstructure.

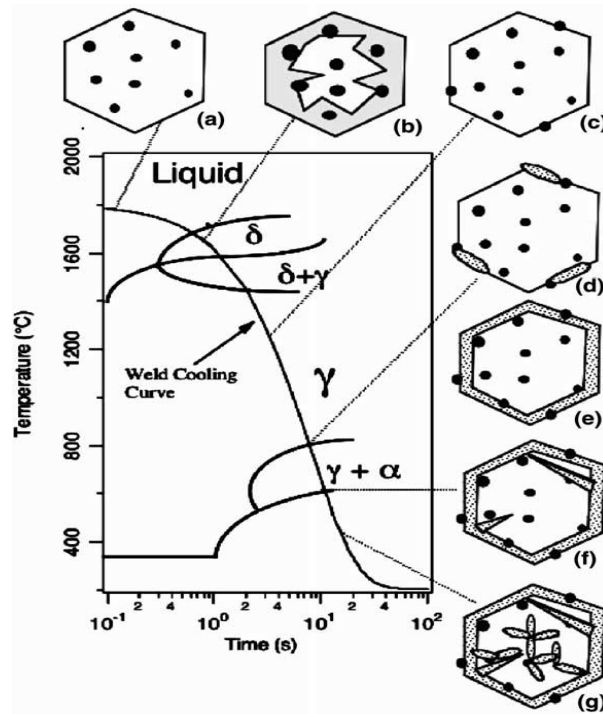


Figure 29 : Illustration schématique du métal de la soudure avec courbe de refroidissement et diagramme de la transformation continue du refroidissement montrant les différentes transformations de phases qui peuvent se produire dans le métal soudé et refroidit [26].

D'après S.A. David [22], la microstructure du métal soudé est affectée lors de la fusion par la dissolution du gaz, par la solidification et les états de transformations solides. Depuis la région de la Zone fondue de la soudure chauffée à haute températures jusqu'à 2230 °C, l'acier liquide dissout l'oxygène et l'ampleur de cette dissolution d'oxygène dépend des propriétés thermodynamiques de métal à l'état liquide et à l'état gaz.

Lorsque le métal soudé liquide refroidi dans un intervalle de température :

- (i) Entre 1700 °C et 200°C : l'oxygène déjà dissout et les éléments désoxydés dans le métal liquide réagissent pour former des inclusions oxydes complexes dont la taille varie dans un intervalle de 0,1 et 1 μm (Fig.29 a).
- (ii) Entre 1700 °C et 1600 °C : la solidification de la ferrite δ (phase CC) commence et enveloppe les inclusions oxydées et cette ferrite δ se transforme en austénite (phase CFC). (Fig.29 b).
- (iii) Entre 1600°C et 800°C la croissance des grains d'austénite commence à se produire (Fig.29 c).

- (iv) Entre 800°C et 300°C (Fig.29 d) jusqu'à (Fig.29 g), la décomposition de l'austénite en ferrite commence avec la formation de la ferrite allotriomorphe α dans les frontières γ - γ et couvre éventuellement toutes ces frontières.
- (v) Avec la continuation du refroidissement (Fig.29 f), la ferrite de Widmenstätten germe dans les joints de α / γ et s'étend à l'intérieur du grain de l'austénite non transformé
- (vi) Pour un refroidissement plus poussé (Fig.29 g), la ferrite aciculaire germe dans les inclusions.

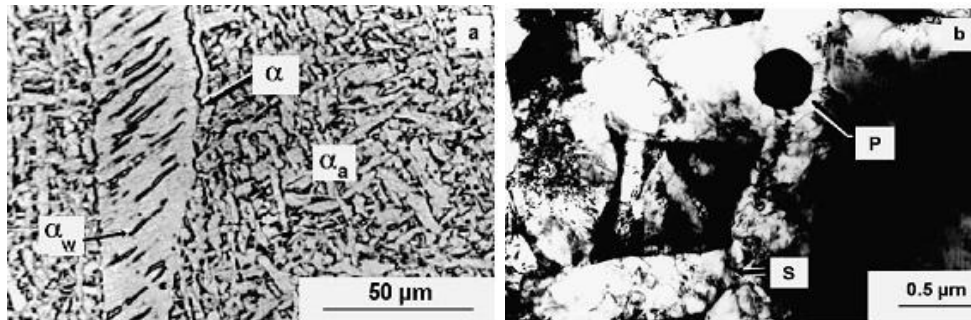


Figure 30 : Microstructure typique de la ferrite aciculaire (α_a) dans un acier faiblement allié (0.06 % C, 0.51% Si, 1.11% Mn, 0.48% Cr), métal de soudure avec des additions minimales de Titane d'Oxygène et d'Aluminium, [25].

- (a) : micrographie optique montrant la présence des frontières des grains α avec celle de la ferrite de Widmenstätten (α_w) coexistant avec la ferrite aciculaire α_a .
- (b) : Micrographie électronique à transmission montrant la germination de la ferrite aciculaire primaire plate notée P dans une inclusion d'oxyde et de la ferrite aciculaire secondaire notée S dans la ferrite déjà existante.

La ressemblance entre les transformations de la bainite et de la ferrite aciculaire est accablante, la germination de la ferrite aciculaire peut être décrite soit par l'utilisation des inclusions soit par l'auto catalytique germination dans les lattes ferritiques préexistantes.

Vraisemblablement les mécanismes de la germination de la ferrite aciculaire dans les inclusions sont dus à la génération des tensions thermiques dans l'austénite ou dans les régions soluté-épuisées.

Les caractérisations expérimentales mettant en cause la croissance de la ferrite aciculaire sous les tensions élastiques et plastiques extérieurement imposées ont illustré

l'interaction complexe entre les paramètres mécaniques, thermiques, chimique et cristallographiques. [24], [26].

III.B.4.5.a. Bainite supérieure (BS):

D'après O. Grong [25], la morphologie de la bainite supérieure a une ressemblance très proche à celle de la ferrite de Widmenstätten, sachant que sa cristallographie est la même que celle de la martensite des aciers à faible pourcentage en carbone (le rapport d'orientation Kurjumov-Sachs est habituellement moins précis que pour la Ferrite de Widmenstätten). Structure avec des faces ressemblantes par contre sa cristallographie est celle de la martensite à faible pourcentage en carbone.

III.B.4.5.b. Comportement des transformations dans la ZAT :

Le comportement de la transformation dans la ZAT Comme le montre la Figure 31 (a), la bainite supérieure est fréquemment observée dans le grain grossier de la ZAT des aciers faiblement alliés à faible pourcentage en carbone. Les germes de la bainite germinent préférentiellement aux joints de grain de l'austénite et par la suite grandissent à l'intérieur des grains jusqu'à ce qu'ils se heurtent physiquement avec les autres produits de la transformation tel que la martensite ou la ferrite de Widmenstätten.

À cause de ces germinations compétitives et le processus de croissance, les plus grandes fractions volumiques de la bainite supérieure sont normalement atteintes avec un taux de refroidissement intermédiaire, comme indiqué dans les Figures 31 et 32.

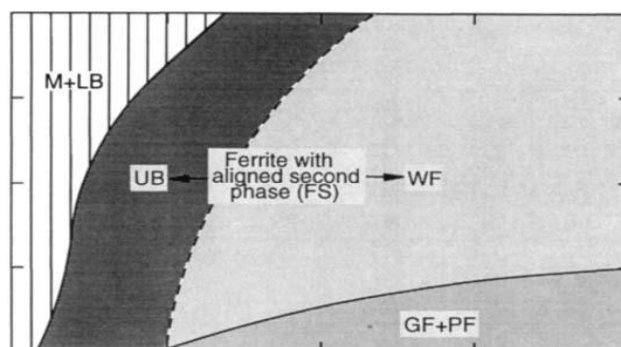


Figure 31 : Effet du temps de refroidissement, $Af_{8/5}$, sur le comportement de la transformation du grain grossier de la ZAT (simulation de cycles de soudage à une température $T_p \ll 1350 \text{ °C}$). [25]

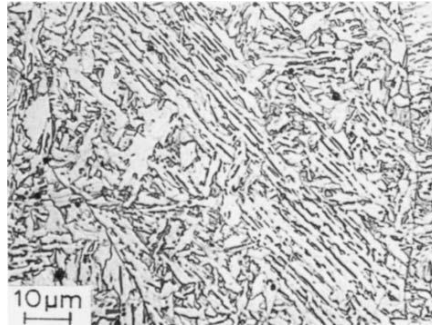


Figure 32 : Micrographie optique montrant la formation de bainite supérieur dans la région du grain colonnaire d'un acier soudé. [25]

III.B.4.6. Bainite inférieure (BI):

D'après O. Grong [25], un refroidissement plus rapide donne comme résultat de la bainite inférieure et au microscope optique la bainite ressemble beaucoup à la martensite à faible pourcentage en carbone et peut ne pas être lisiblement identifié c'est pour cela qu'il faut faire recours à la MET qui montre aisément que les lattes de la bainite sont identiques à celle de la bainite supérieure mais leurs cristallographies sont clairement différentes et complexes. Figures 33 et 34.

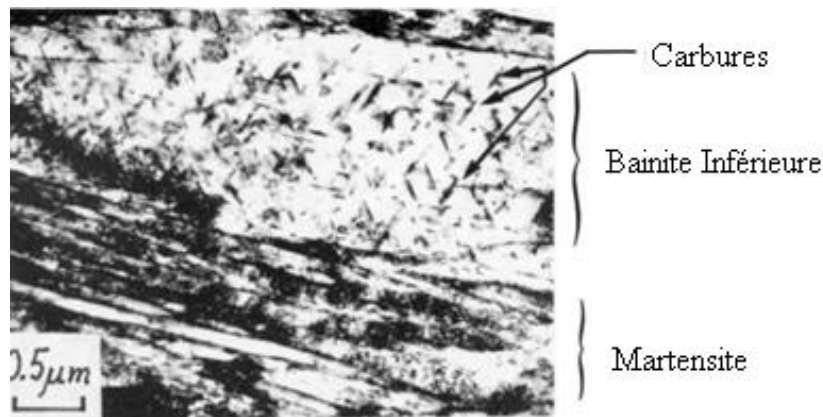


Figure 33 : Micrographie MET montrant la formation de bainite inférieure dans le ZAT d'un acier faiblement allié à faible pourcentage en carbone. [25]

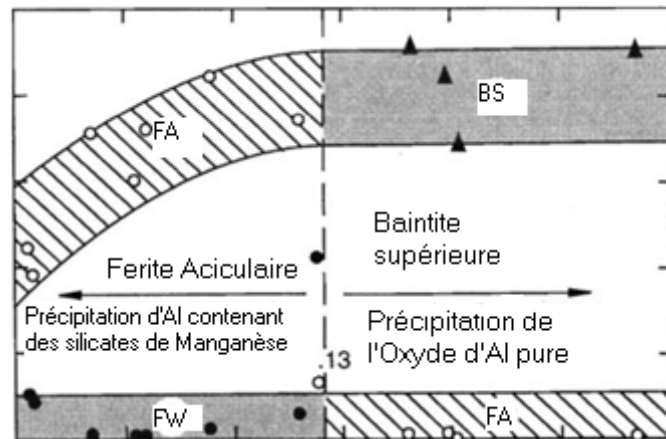


Figure 34 : Comportement de transformation de l'effet de désoxydation pratique sur le cordon de soudure du métal pour le soudage à l'arc électrique. [25]

III.B.4.7. Martensite (M):

Aussi d'après O. Grong [25], pour une vitesse de refroidissement encore plus rapide, l'austénite se décompose en martensite par l'approche des contraintes planes de déformations cela implique que la composition chimique de l'acier reste inchangée, le produit obtenu sera des lattes martensitiques ou des plaques martensitiques (jumelées) selon le niveau de l'élément allié.

Les lattes martensitiques sont généralement trouvées dans les aciers ordinaires au carbone (0.5 wt % C) faiblement allié, mais quand le pourcentage de carbone dépasse ce seuil, la transformation de la martensite se produit plutôt par formation de plaques jumelées par déformation.

La structure du cristal de la plaque martensitique est TC (tétraogonale - centrée), mais la latte martensitique révèle une structure CC (cubique - centrée). Les deux produits de la transformation exposent le rapport d'orientation caractéristique de Kurdjumov-Sachs avec l'austénite, mais ce rapport a tendance à être moins précis pour les grands pourcentages de carbone.

III.B.4.7.a. La latte martensitique :

La latte martensitique est fréquemment observée dans le grain grossier de la ZAT pour des chaleurs de soudage moindre dans les aciers faiblement allié.

Généralement la dureté de la martensite formée est au-dessous de 400 HV, valeur qui est considérablement inférieure à la valeur correspondante du à la trempe à l'eau et cela veut dire qu'une considérable trempe s'opère automatiquement durant le refroidissement.

III.B.4.7.b. Plaques martensitiques :

Dans la ZAT (c.-à-d.) dans la partie de la région transformée, l'austénite qui est riche en carbone est formée par la décomposition de la perlite ou par isolation des carbures qui se transforment en martensite jumelé au cours du refroidissement pour de grand pourcentage en carbone.

III.B.4.7.c. Mécanisme de formation de la martensite :

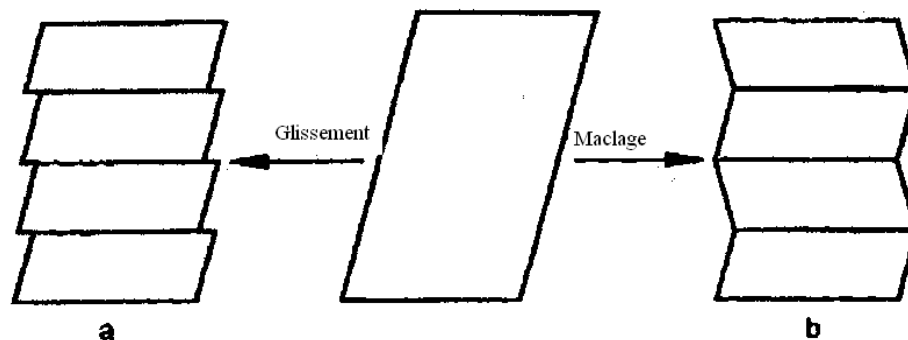


Figure 35 : Mécanismes schématique de la formation de martensite dans les aciers. [25]

- a) Glissement le long des plans parallèles
- b) Maillage et génération des déformations.

III.B.4.8. Cinétique de formation de l'austénite :

En général, la formation de l'austénite durant la température de recuit des aciers faiblement alliés à faible pourcentage en carbone peut être séparée en trois principales étapes :

- (i) Croissance rapide de l'austénite dans la perlite jusqu'à ce que le processus de dissolution soit complété.
- (ii) Une augmentation plus lente de l'austénite dans la ferrite à un taux contrôlé se passant par diffusion du carbone dans l'austénite ou par diffusion des éléments de

substitutions telle que le manganèse dans la ferrite et ce, selon la température de recuit appliquée.

- (iii) Très lente dernière équilibration de la concentration du soluté dans l'austénite ou dans la ferrite au cours des diffusions.

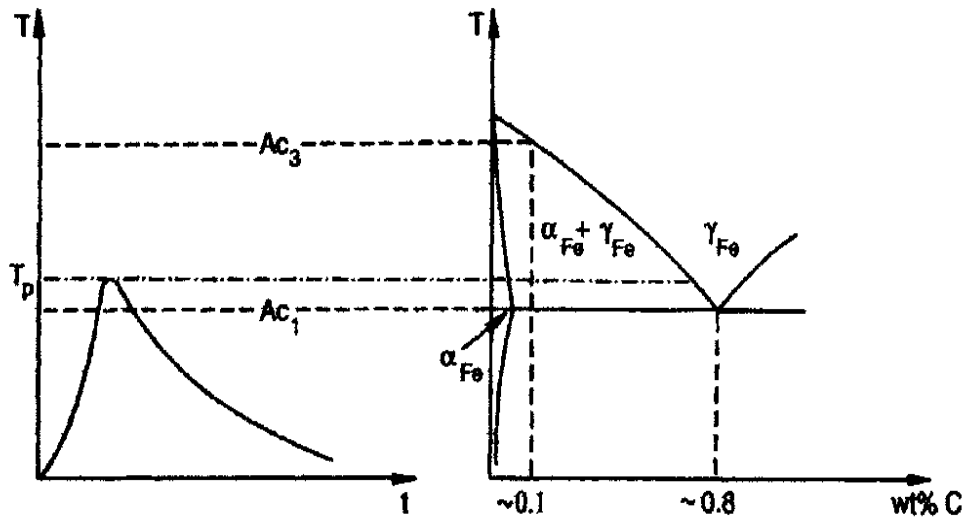


Figure 36 : Illustration schématique de la formation de la martensite en plaques jumelées dans la ZAT des aciers faiblement alliés à faible pourcentage en carbone [25].

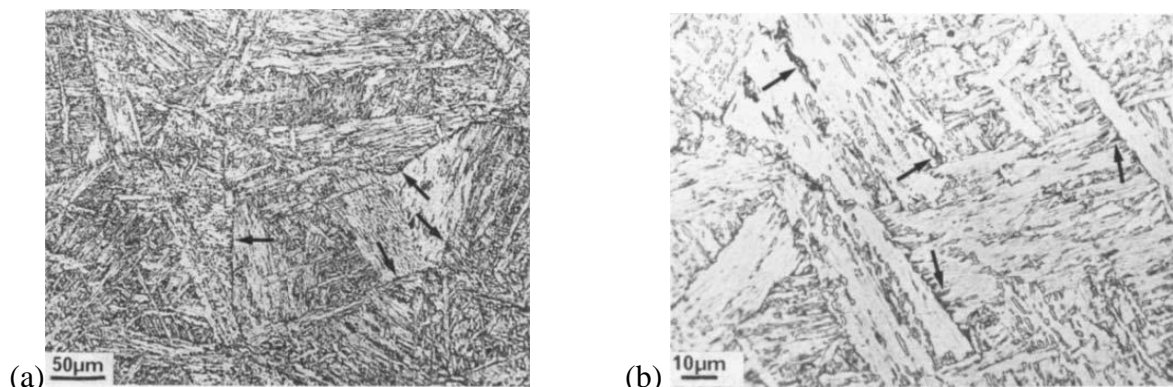


Figure 37 : Micrographies optiques montrant des sites favorables pour la formation de l'austénite pendant deux passes de soudure [25].

Pour la simulation thermique.

Le premier cycle: $T_p \ll 1350 \text{ }^\circ\text{C}$, $A_{t_m} \ll 12 \text{ s}$ et le deuxième cycle: $T_p \ll 775 \text{ }^\circ\text{C}$, $A_{t_m} \ll 12 \text{ s}$,

(a) Inter granulaire, (b) Intra granulaire.

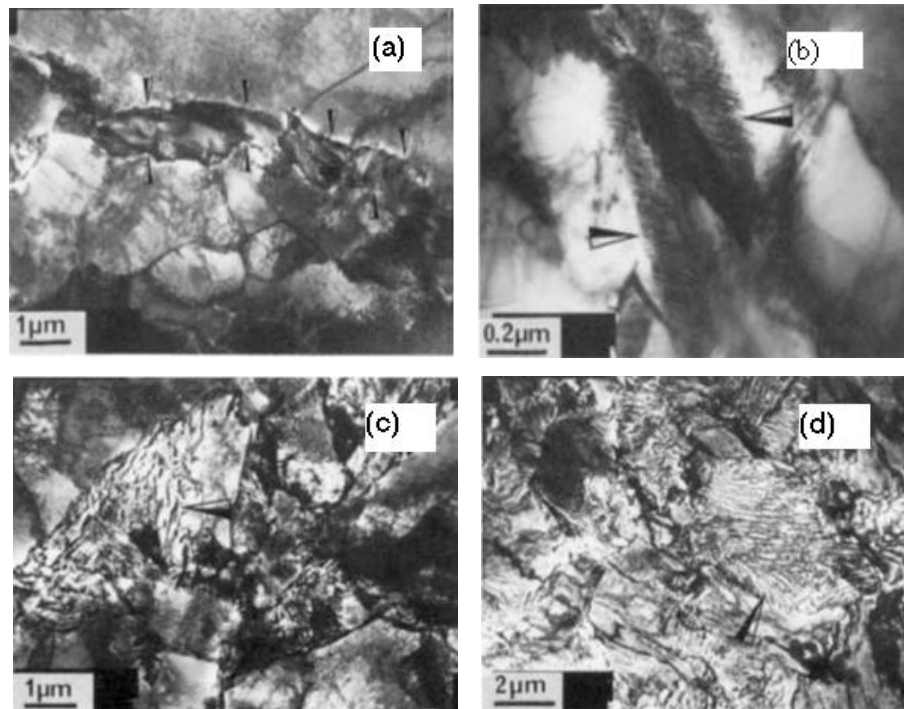


Figure 38 : Les exemples de produits formé après cycles thermique inter critique de la transformation d'une microstructure initiale ferritique / perlitique à une température maximum de 775 °C [25].

- (a) M –A îlots (régions noires) a entouré par de la ferrite ($\Delta t_{6/4} \sim 5$ s),
- (b) Gros plan de martensite jumelé dans un M –A îlots ($\Delta t_{6/4} \sim 5$ s),
- (c) colonie de perlite Isolée formée pour un taux refroidissement intermédiaire ($\Delta t_{6/4} \sim 12$ s),
- (d) les colonies perlitiques sont formé pendant le refroidissement lent ($\Delta t_{6/4} \sim 35$ s).

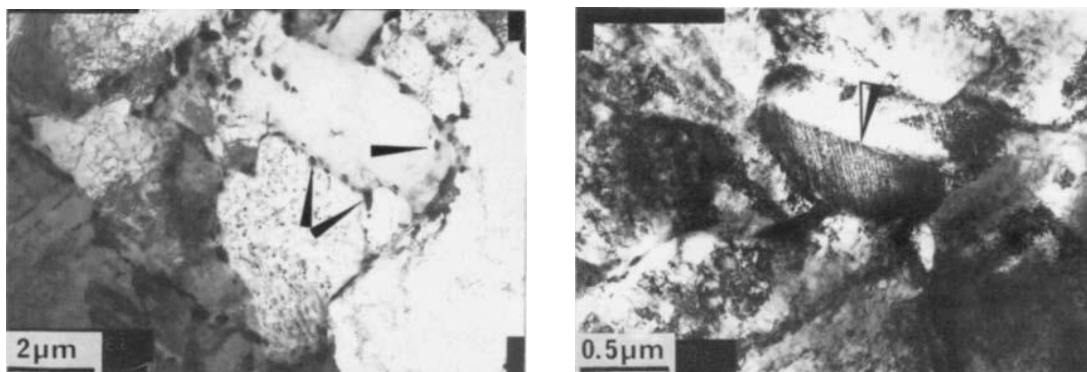


Figure 39 : Conditions de formation de la martensite dans la ZAT pour un acier refroidi rapidement contenant du cuivre et nickel, [25]

- (a) micrographie MET de la distribution du carbure de la plaque basse initiale,
- (b) les micrographies MET montrent évidemment de la martensite jumelé dans un μ m une grande colonie d'austénite celle-ci formé pendant le cycle thermique à T 775°C ($\Delta t_{6/4} \sim 35$ s).

III.B.5. Mécanisme structural de soudage des aciers :

D'après S.S. Babu, J.W. Elmer [27], les mesures de diffraction par rayons X sur un acier de composition chimique (C 0,149%, Mn 0,64%, Si 0,30%, Al 0,53%, Ni 0,01%, Ti 0,058%, O 0,03% et N 0,033%) dans les zones soudées sont comme suit :

III.B.5.a. Pour la Zone affectée thermiquement ZAT :

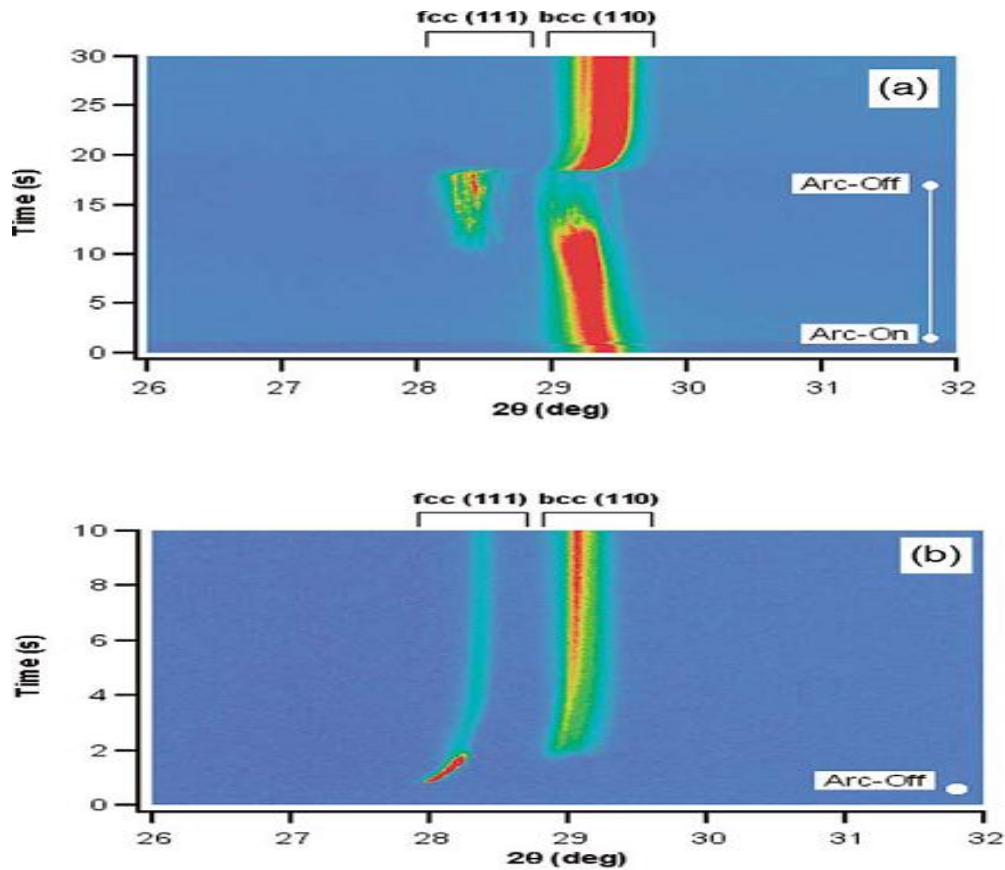


Figure 40 : Représentations de l'image des données de la diffraction de :

(a) La région ZAT, (b) La région ZF d'un acier montrés pour les conditions du refroidissement rapides, Les données de la diffraction de la haute intensité sont représentées en rouge, l'intensité de l'origine (background) en bleu. [27]

La Figure 40 (a et b) montrent que les pics provenant de la phase ferritique ont été observés, après la pose de l'arc et le développement de l'énergie de chauffage le changement de phase de la ferrite s'opère dans le système CC (110) pour des valeurs faibles de 2θ , après peu de secondes de soudage la diffraction de la phase austénite apparaît dans le système CFC pour des pics (111) et après fin de soudage, l'austénite se transforme rapidement en ferrite comme le montrent la décroissance de l'intensité de diffraction système CFC des pics (111) et

correspond à l'augmentation de l'intensité de diffraction de la ferrite système CC des pics (110), il est notamment important de confirmer que les mesures de diffractions montrent toujours la présence de pics (110) système CC à travers le cycle et de chauffage et de refroidissement dans le soudage indiquant l'incomplète transformation de l'austénite.

III.B.5.b. Pour la zone fondue ZF :

Les mesures de DRX sur le même acier ont montrées que lorsque l'arc est en action la phase liquide est la seule phase stable existante comme le prouve l'absence de pics de diffractions, après le passage de l'arc et au début de la solidification la phase austénite apparaît toujours prouvé par les pics (111) système CFC et après solidification, on observe que la ferrite coexiste avec l'austénite comme le montre l'apparence des pics (110) du système CC.

La Figure 41 spécifie les relevés optiques des zones traitées par DRX.

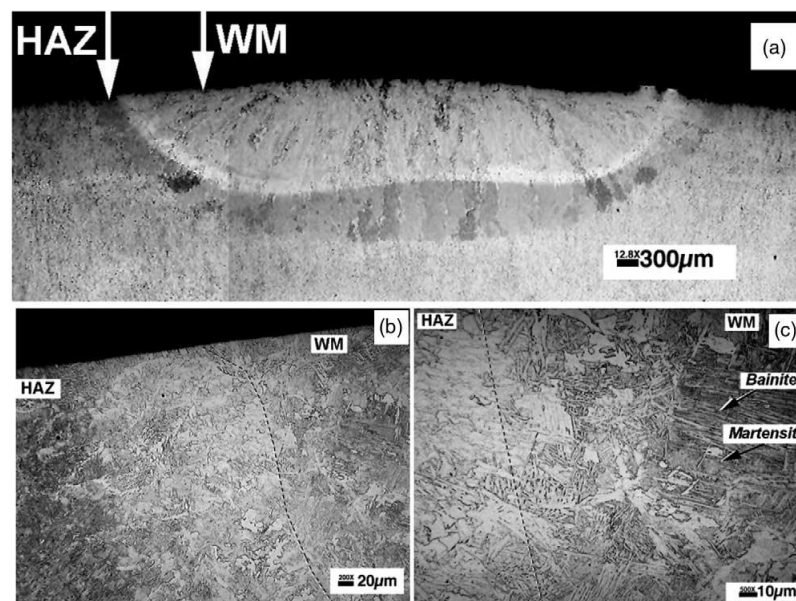


Figure 41 : Relevés optiques des zones traitées par DRX [27]

- (a) : La macrographie optique d'une soudure statique faite sur acier qui montre l'emplacement de l'observation DRX.
- (b) : La micrographie de bas grossissement de la limite ZAT – ZF (la ligne pointillée).
- (c) : La micrographie de plus haut grossissement dans le métal soudé qui montre la présence de bainite et de martensite et de manière prédominante de la ferrite dans la ZAT. La ligne pointillée montre l'emplacement de la limite de la fusion approximatif.

III. C. Etude numérique :

III. C.1. Etude numérique du soudage :

Dans la littérature des études numérique du soudage,[28 - 36], toutes les données sont relatives au métal de base, d'apport et au procédé de soudage), celui-ci subit un cycle thermique rapide lors du soudage de la température ambiante jusqu'à la température de fusion. Et c'est le comportement thermomécanique du métal qui doit être modélisé [37].

À température ambiante, le comportement des aciers est généralement élasto-plastique et à température élevée, le comportement est viscoplastique [37]. Le modèle choisi est donc viscoplastique. Une prise en compte des phénomènes thermiques transitoires est également nécessaire pour étudier l'échauffement local provoqué par le dépôt du métal d'apport et le refroidissement global de la pièce.

III. C.1.a. Présentation du problème :

Lors d'une opération de soudage, trois types de phénomènes sont couplés : des phénomènes thermiques, mécaniques et métallurgiques. Les conséquences thermomécaniques des transformations de phases métallurgiques sont principalement ; conséquences liées aux différences de compacité et de coefficients de dilatation des phases, plasticité de transformation, comportement multi-phase, restauration d'écrouissage et chaleurs latentes de transformation.

De nombreuses équipes de recherche, notamment celle de Inoue et al. 1978 [38], Leblond et al. 1986 [39], et Denis et al. 1987[40], ont proposé divers modèles qui rendent compte de tout ou partie de ces phénomènes. Cependant, le couplage de la métallurgie avec la mécanique et la thermique reste un problème encore largement ouvert. Des études théoriques existent dans ce domaine mais le calcul du comportement thermo-mécano-métallurgique d'un matériau multi-phase nécessite le plus souvent des hypothèses simplificatrices fortes et la convergence du modèle éléments finis reste délicate en raison des couplages forts entre les phénomènes simulés.

De plus, les modèles proposés nécessitent un travail expérimental conséquent. En effet, il est nécessaire d'identifier de nombreux paramètres matériau (dont beaucoup sont fonction de la température) ainsi que le diagramme TTT.

Certains de ces paramètres nécessitent une machine dilatomètre sous contrainte non standard, celle-ci à été développée dans un laboratoire de recherche par l'équipe d'Aeby-Gautier 1985 [41], celle de Cavallo 1998 [42] et Coret 2001[43].

Il est également nécessaire de valider expérimentalement le modèle éléments finis ainsi identifié. Il s'agit alors de simuler expérimentalement une opération de soudage simplifiée : par exemple, le dispositif expérimental développé par N. Cavallo [42], avec lequel un disque mince est chauffé en son centre à l'aide d'une source laser. Ce dispositif permet de réaliser un chargement thermique axisymétrique au centre d'un disque engendrant des transformations métallurgiques lors du refroidissement.

III. C.1.b. Prédiction des contraintes résiduelles de soudage :

Lors d'une opération de soudage, chaque point de la zone soudée et son voisinage immédiat subissent un cycle thermique ; un échauffement rapide suivi d'un refroidissement plus lent [37].

Les gradients thermiques dans le cordon et autour, lors de l'opération de soudage, génèrent des gradients de contrainte dans la pièce. Ainsi, des déformations viscoplastiques sont induites dans la structure principalement au voisinage du cordon de soudure. Le déplacement de la source de chaleur lors de l'opération de soudage, puis le refroidissement génèrent un état de contraintes résiduelles et de déformations (distorsions de soudage) dans la pièce [37].

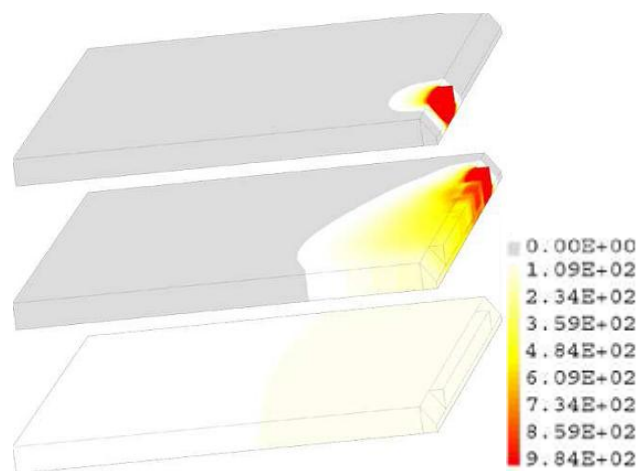


Figure 42 : Simulation du soudage bout-à-bout avec illustration à trois instants au cours du soudage, la température est en degré Celsius [37].

III. C.1.c. Présentation du champ de température au cours du soudage :

Sachant que le soudage consiste à fondre de la matière dans un intervalle de temps approprié afin de réaliser un collage intime par le biais d'une source de chaleur qui se déplace le long d'une trajectoire qui n'est que le cordon de soudure, une simulation numérique dans un intervalle de temps variable s'avère très explicative celle-ci est proposée par P.H. Chang, T.L. Teng [29].

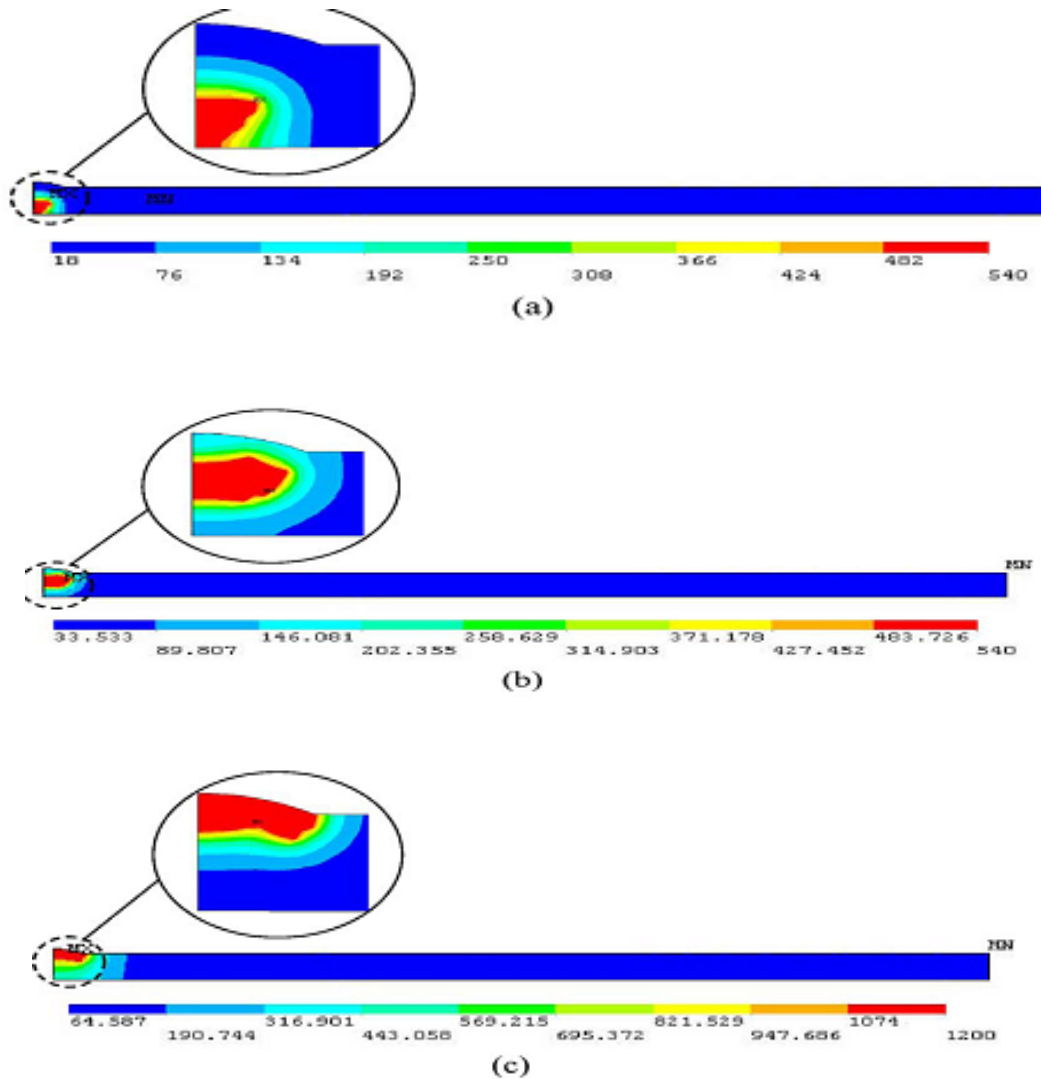


Figure 43 : Simulation numérique du soudage : [29]

- (a) Champs de température dans le soudage bout à bout du joint après le soudage à $t = 01$ s.
- (b) Champs de température dans le soudage bout à bout du joint après le soudage à $t = 330$ s.
- (c) Champs de température dans le soudage bout à bout du joint après le soudage à $t = 661$ s.

III. C.1.d. Exemple de maillage pour modélisation numérique de pièces soudées :

Vu la taille des grains, les transformations causées par la source de chaleur lors du soudage le maillage adéquat s'avère très important pour une prédiction correcte de la zone soudée, un exemple proposé par D.M. Rodrigues, L.F. Menezes, A. Loureiro [44], nous donne une idée sur la manière de concevoir le raffinement de maillage dans les parties soudé dans un ensemble soudé.

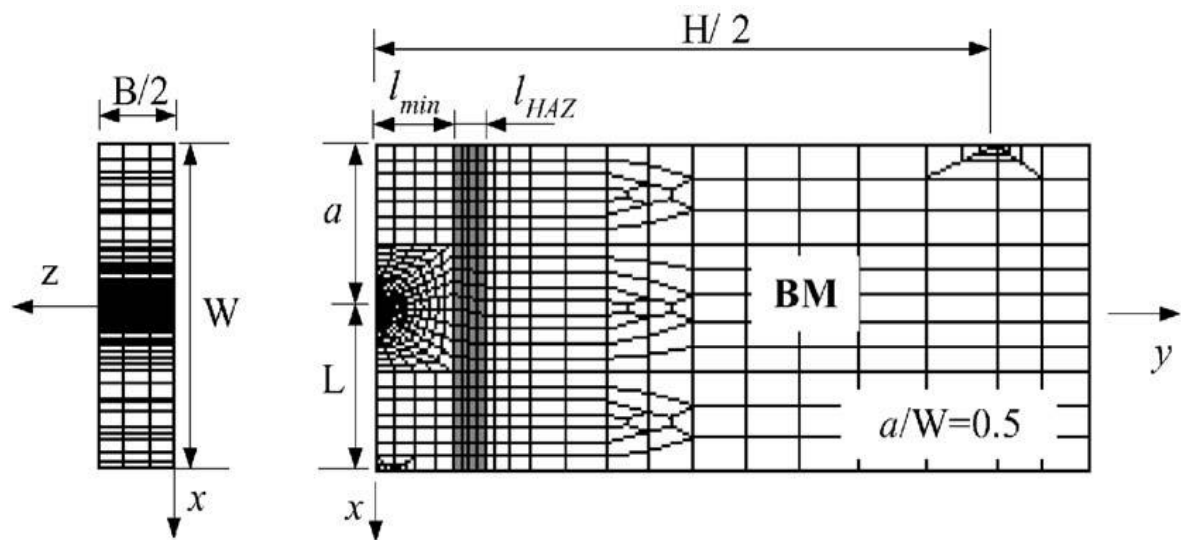


Figure 44 : Maillage par éléments finis utilisé pour la simulation numérique de pièces soudées. [44].

Référence :

[17] : J.BARRALIS & G.MAEDER «Précis de métallurgie (élaboration, structure / propriétés et normalisation) » 5^{ème} édition Nathan année 1990.

[18] : H.GRANGON « Bases métallurgiques du soudage » édition Eyrolles année 1979.

[19] : Y. ITO, M. NAKANISHI, «Study on Charpy impact properties of weld metals with submerged arc welding» Sumitomo Search 1976, 15, p: 42–62.

[20] : X.A. BAESLACK, J.R. DAVIS, C.E. CROSS, «Selection and Weldability of Conventional Titanium Alloys», ASM HANDBOOK « Welding, Brazing and Soldering », Volume 6, December, ISBN 0-87170- 382-3, pp.524-527, 1993 December, ISBN 0-87170-382-3, p: 504-523, 1993.

[21] : S. MARYA, F. LE MAITRE, « Aspects métallurgiques du soudage du titane et de ses alliages - Etat de l'art, Soudage et Techniques Connexes », vol.43, p : 63-68, November - December. 1989.

[22] : S.A. DAVID, T. DEB ROY «Current issues and problems in welding science». Science 1992, 257; p: 497–502.

[23] : G. MURRY, «Aide Mémoire METALLURGIE (Métaux – alliages - propriétés) » édition DUNOD année 2004 ISBN 2 10 0075599 3

[24] : A. DJ, PARGETER RJ. «Factors influencing as-deposited strength, microstructure, and toughness of manual metal arc welds suitable for C – Mn steel fabrications». International Metallurgy Revue 1986, 31, p: 141–94.

[25]: O. GRONG, DK. MATLOCK. «Microstructural development in mild and low alloy steel weld metals». Int Met Rev 1986, 31, p: 27–48.

[26] : S. S. BABU «The mechanism of acicular ferrite in weld deposits», Current Opinion in Solid State and Materials Science 8 (2004), p: 267–278.

- [27] : S.S. BABU, J.W. ELMER, J.M. VITEK, S.A. DAVID «Time-resolved X-ray diffraction investigation of primary weld solidification in Fe-C-Al-Mn steel welds», *Acta Materialia* 50 (2002), p: 4763–4781.
- [28] : B. TALJAT, B. RADHAKRISHNAN, T. ZACHARIA «Numerical analysis of GTA welding process with emphasis on post-solidification phase transformation effects on residual stresses », *Materials Science and Engineering A246* (1998), p: 45–54
- [29] : P.H. CHANG, T.L. TENG «Numerical and experimental investigations on the residual stresses of the butt-welded joints», *Computational Materials Science* 29 (2004), p: 511–522
- [30] : M. ABID, M. SIDDIQUE « Numerical simulation to study the effect of tack welds and root gap on welding deformations and residual stresses of a pipe-flange joint», *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 82 (2005), p: 860–871
- [31] : B.H. CHANG, Y. ZHOU «Numerical study on the effect of electrode force in small-scale resistance spot welding», *Journal of Materials Processing Technology* 139 (2003), p: 635–641
- [32] : S. FRICKE, E. KEIM, J. SCHMIDT «Numerical weld modeling - a method for calculating weld-induced residual stresses», *Nuclear Engineering and Design* 206 (2001), p: 139–150
- [33] : V. GAFFARD « Etude expérimentale et modélisation, du comportement, de l'endommagement et de la rupture en fluage à haute température de joint soudés en acier 9Cr1Mo-NbV », thèse doctorale Centre des Matériaux P.M. Fourt de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, soutenu Le 13 décembre 2004.
- [34] : A. D. JORDAN, O. N. C. UWAKWEH, P. J. MAZIASZ, and R. W. REED «Weld thermal Simulation and Its Effect Upon the Microstructure of As-Cast FeAl-Based Materials» Elsevier Science Inc. *materials characterization* 43, p: 227–233 (1999)
- [35] : W. ZHANG a, J.W. ELMER , T. DEBROY «Modeling and real time mapping of phases during GTA welding of 1005 steel »*Materials Science and Engineering A333* (2002); p: 320–335.

- [36] : W. ZHANG, T. DEBROY, T.A. PALMER, J.W. ELMER «Modeling of ferrite formation in a duplex stainless steel weld considering non-uniform starting microstructure», *Acta Materialia* 53 (2005), p: 4441–4453.
- [37] : G. LECLERE, S. GOAS, G. BLÈS, A. NEME & J.Y. COGNARD. « Modélisation de la rupture dynamique d'assemblages de plaques soudées », *Journées AUM AFM 2004 Brest*, 2-3 septembre 2004.
- [38] : T. INOUE, & B. RANIECKI, 1978 «Determination of thermal-hardening stress in steels by use of thermal plasticity theory» *Jal. Mech. Sol.* 26, no2, p: 187–212.
- [39] : J.B LEBLOND, G. MOTTET, & J.C DEVAUX, 1986 «A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations I derivation of general relations » *Jal. Mech. Phys. Solids* 34, N°4, p: 395–409.
- [40] : S. DENIS, E.GAUTIER, , & S. SJOSTROM, 1987 «Influence of stresses on the kinetics of pearlitic transformation during continuous cooling». *Acta. Metall.* 35, p : 1621-1632.
- [41] : A.E. GAUTIER, « Transformation perlitique et martensitique sous contraintes de traction dans les aciers » *Thèse de doctorat*, Institut National Polytechnique de Lorraine. 1985
- [42] : N. CAVALLO, « Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage ». *Thèse de doctorat*, INSA Lyon. 1998
- [43] : M. CORET, « Etude expérimentale et simulation de la plasticité de transformation et du comportement multi phase de l'acier de cuve 16MND5 sous chargement multiaxial anisotherme ». *Thèse doctorale*, ENS CACHAN. 2001
- [44] : D.M. RODRIGUES, L.F. MENEZES, A. LOUREIRO « Modeling the effect of HAZ under matching on the crack-tip stress distribution in idealized welds» *International Journal of Mechanical Sciences* 46 (2004), p: 1481–1488.

Etude Expérimentale

Chapitre IV

Présentation de la bouteille à gaz $B_{11/13}$ Kg et sa fabrication.

Chapitre IV/ Présentation de la bouteille à gaz B_{11/13} Kg et sa fabrication.

IV/ 1. Processus de fabrication de la bouteille à gaz type B_{11/13} Kg :

IV/ 1.1. Notice technologique pour la fabrication de Bouteille a gaz type B_{11/13} Kg :

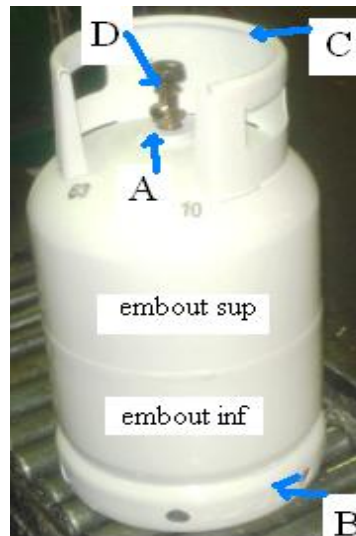


Figure 45 : La bouteille à gaz type B_{11/13}.

La notice technique qui suivra est destinée à préciser les caractéristiques techniques employées pour la fabrication des bouteilles à gaz mixte B_{11/13} (11Kg propane et 13Kg Butane) avec collier de protection, et conforme à la spécification de construction de la bouteille standard de l'entreprise BAG / Batna et aux Normes NF EN 1442 et ISO 4706.

IV/ 1.2. Constitution de la bouteille :

La bouteille est constituée selon la fiche descriptive et comme l'indique la Figure 45 de :

1. Deux emboutis cylindriques à fond semi elliptique dont l'assemblage se fait par soudure automatique à l'arc électrique sous émergence de flux solide, nommé respectivement embout supérieur et embout inférieur.
2. Une collerette en acier XC18 S forgée tournée et taraudée pour admettre la queue du robinet (A).
3. Un pied en tôle d'acier soudable (B).
4. Un collier en tôle d'acier soudable (C).
5. Un robinet en laiton selon norme NF 51105, à deux joints toriques et goupilles d'arrêt (D).

IV/ 1.3. Caractéristiques techniques des bouteilles :

IV/ 1.3.a. Marquage : Sur embouti supérieur

Le tableau IV.1 décrit les prescriptions technico-administratives que doit porter le marquage des bouteilles [45].

Nom du constructeur / Client	Année de fabrication	Tare	Butane	Propane	Capacité	Pression d'épreuve
BAG/B/ (nom du client)		15Kg	11 Kg	13Kg	26,5 litres	30 Bars

Tableau IV.1 : Prescriptions technico-administratives de marquage [45].

IV/ 1.3.b. Dimensions :

Le tableau IV.2 comporte les cotations dimensionnelles de la bouteille à gaz.

Diamètre extérieur	Hauteur Totale	Epaisseur min de la paroi	Diamètre extérieur du pied	Pression d'épreuve
$300^{+0,3}_{-0,1}$ mm	avec collier 580 mm	02 mm mini	304^{+1}_0 mm	30 Bars

Tableau IV.2 : Cotations dimensionnelle de la bouteille à gaz type B 11/13 [45].

IV/ 1.4. Caractéristiques des matériaux utilisés :

IV/ 1.4.a. Corps:

Le corps de la bouteille est fabriqué en tôle d'acier de qualité commerciale BS2 de nomenclature 5 P245 NB Défini par la norme (NF.A.36.211) et (NF/EN 1020).

IV/ 1.4.b. Composition chimique:

Le tableau IV.3 définit les valeurs de coulé et de produit des composés chimiques constituant la tôle de la bouteille à gaz de type B11/13 dont le corps de la bouteille à gaz est conçu [45].

Qualité	C % max		Mn%	S % max		P % max		Si % max	
	coulée	produit	coulée	coulée	produit	coulée	produit	coulée	produit
BS2	0.19	0.21	0.4	0.015	0.04	0.025	0.04	0.25	0.25

Tableau IV.3 : Valeur de coulée et de produit spécifiant les principaux éléments alliés qui compose la BS2.

IV/ 1.4.c. Caractéristiques mécaniques :

A chaque livraison de rouleaux de tôles d'aciers acquis pour la fabrication de la bouteille à gaz de type B 11/13 une identification mécanique bien détaillé par le fournisseur doit toujours accompagner son produit voir annexe et la résistance moyenne à la traction à l'état normalisée doit être comprise entre $R = 410$ à 500 N/mm^2 avec un allongement minimum de $A = 24\%$, comme le montre le tableau IV.4 [45].

Qualité	R_e mini en Kg / mm^2	R en Kg / mm^2	A % min
BS2 (P265nb)	27	24 à 50	24

Tableau IV.4 : Données des paramètres mécaniques des tôles d'aciers BS2 [45].

IV/ 1.4.d. Identification technique de la bouteille B13 :

L'identification technique de la bouteille à gaz B11/13 est résumée dans le tableau IV.5 par une fiche signalétique des principaux paramètres qui caractérise cette bouteille.

Désignation	Appellation commerciale BAG11/13 Kg
Matériau	Acier BS2
Poids en Kilogramme	14,203
Charge maxi de propane	11
Charge maxi de butane	13
Couleur	Bleu / Blanc / Vert / Gris
Diamètre nominal en millimètre	300
Diamètre du socle en millimètre	303
Epaisseur de la paroi en millimètre	2,2
Hauteur totale en millimètre	470
Température de service °C	0 à 60°C

Fluide contenu	Propane / Butane
Pression maxi de service en Bar	20
Pression d'épreuve en Bar	30
Position en service	Verticale

Tableau IV.5 : Fiche technique de la bouteille B11/13 [45].

IV/ 1.4.e. Étapes de fabrication de la bouteille à gaz B11/13 :

Ces étapes sont au nombre de 17

1. Découpe des deux disques de la tôle de base qui sont destinés à réaliser les fonds supérieur et inférieur de la bouteille.
2. Le pied est découpé, roulé et soudé.
3. Les emboutis sont formés à partir des disques découpés lors de la première étape.
4. Les pièces sont lessivées avant soudage.
5. Le pied est soudé sur le fond inférieur.
6. La collerette est soudée sur le fond supérieur.
7. Les deux fonds sont soudés entre eux.
8. Puis c'est le traitement thermique...
9. ...suivi de l'épreuve hydraulique...
10. ... du grenailage
11. ... de la métallisation...
12. ... et de la peinture de la bouteille
13. Une étape essentielle : le gazage.
14. Puis vient le moment du tarage : une pastille est posée sur le robinet de la bouteille, elle indique sa masse totale, le millésime du prochain contrôle périodique qu'elle doit subir.
15. Le robinet est vissé...
16. ... le chapeau aussi.
17. Dernière étape : la bouteille terminée est mise en palette.

IV/ 1.4.f. Organigramme du processus de fabrication de la bouteille B13 :

Cet organigramme illustre le processus de fabrication de la bouteille depuis la tôle de base à son état livrée jusqu'à la finition de la bouteille [45].

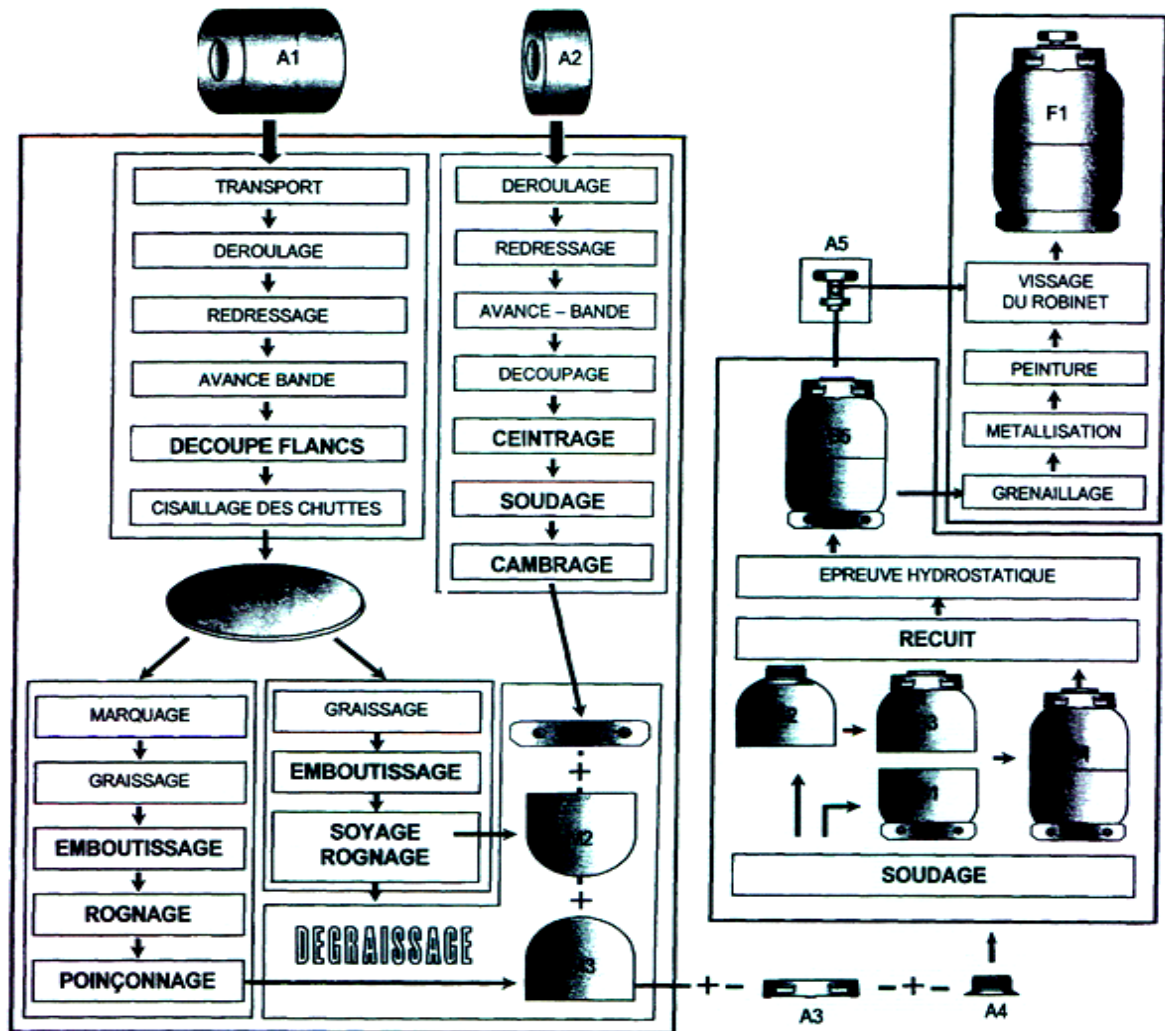


Figure 46 : Organigramme du processus de fabrication de la bouteille à gaz B11/13 [45].

IV/ 1.5. Préparation de la matière première :

Le processus de fabrication commence par l'introduction de la bobine dans une ligne entièrement automatisée après redressement de la tôle entre des rouleaux, cette dernière avance automatiquement vers une presse munie de deux outils de coupe qui assure le découpage de la tôle en flancs (forme de circulaire), ces derniers seront stockés dans des magasins.

IV/ 1.5.1 Emboutissage :

Cette opération commence par l'introduction des flans stockés dans deux lignes d'emboutissages (une ligne pour l'embouti supérieur et une autre ligne pour l'embouti inférieur, comme le montre le défilement des Figures 47 : (a, b c et d).

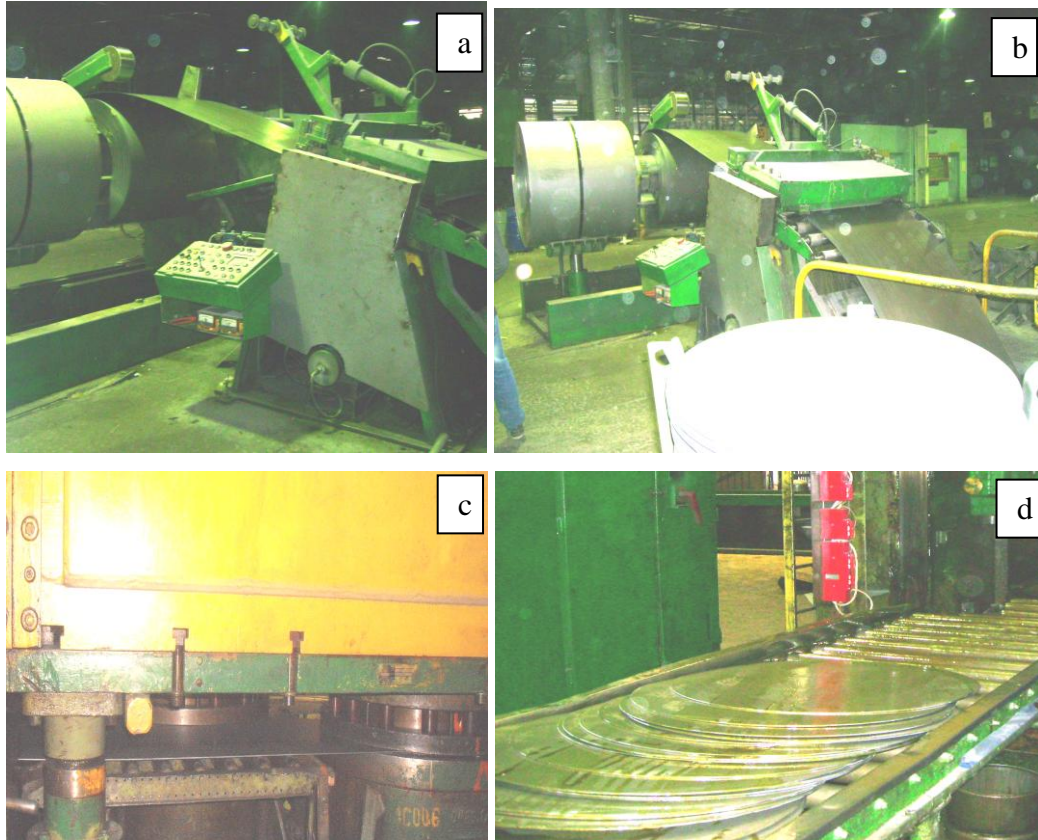


Figure 47 : Défilement de la tôle BS2 pour le procédé d'emboutissage

a,b : Défilement des flancs de la tôle BS2 pour les lignes d'emboutissage

c : Presse de coupage des lotes BS2 pour emboutissage.

d : Formes des tôles découpés par presse destiné à l'embouti supérieur et l'embouti inférieur

IV/ 1.5.1.a Embouti supérieur :

L'hierarchie de cette étape est comme suit :

- On introduit les flancs dans une presse munit d'un outil de marquage ou empreinte ou figure une écriture en creux dite carte d'identification de la bouteille.
- Après cette opération les flancs poursuivront le chemin sur des transporteurs vers une station de graissage ou ils seront graissés.
- Ensuite vert une pesse munit d'un outil d'emboutissage ou ils seront embouti. (Fig.47.b)

- Les emboutis passe dans une machine automatique qui fait le souillages des emboutis avec mise à la cote les hauteurs des emboutis.
- Enfin l'acheminement se poursuit vers une presse munit d'un outil de perçage ou les emboutis seront poinçonnés d'un trou pour admettre la collerette.

IV/ 1.5.1.b Embouti inférieur :

L'hérarchie de cette étape est comme suit :

- En introduit les flancs dans une station de graissage ou ils seront graissés.
- Ensuite vers une presse munit d'un outil d'emboutissage ou ils seront embouti (Fig.47.c)
- Les emboutis passe dans une machine automatique qui fait le souillage et le rognage des deux emboutis avec mise à la cote des hauteurs de ceux ci. (Fig.48)

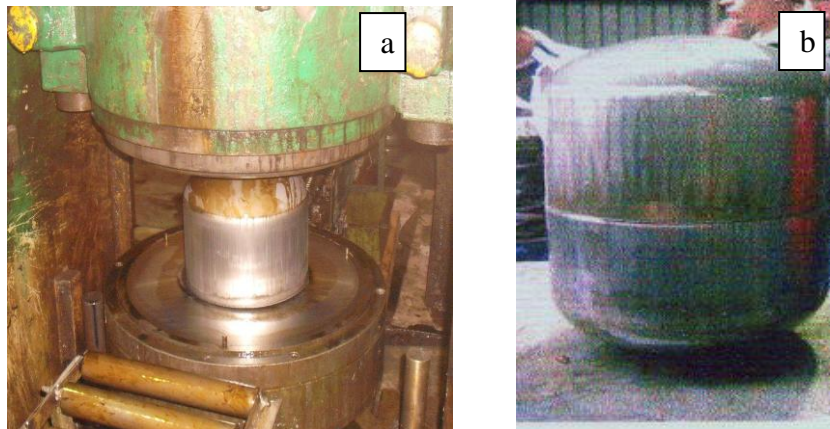


Figure 48 : Formes des emboutis

a : Forme de l'embouti inférieure et supérieure après l'opération d'emboutissage

b : Assemblage de l'embouti inférieure et supérieure après l'opération d'emboutissage

IV/ 1.6. Soudage :

IV/ 1.6.a. Préparation des éléments :

Les emboutis sont complètement dégraissés avant soudure, ils sont aussi parfaitement dressés cylindriques et exactement de même diamètre pour que les bords assemblent soient au même niveau et sans aucun décalage d'épaisseur, la préparation et l'exécution des soudures se fait de manière à éviter toute contrainte et tout risque de corrosion ultérieur.

IV/ 1.6.b. Soudage électrique sous flux :

L'assemblage des deux emboutis est réalisé par soudage et les soudures du corps des

bouteilles et celles des collerettes sur les fonds supérieures sont faites bout à bout et bien centrées. Fig.49 : (a b et c)

IV/ 1.6.c. Soudage électrique :

Les soudures du collier et du pied sont exécutées à l'arc électrique sous flux gazeux.

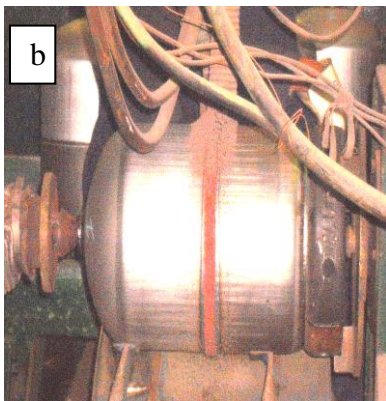
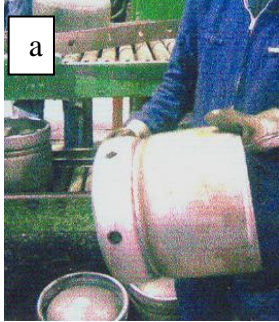


Figure 49 : Dressage et soudage des deux embouts et de la collerette.

a : Dressage des emboutis avant soudage.

b : Le soudage des deux emboutis.

c et d : Le soudage de la collerette.

Le métal d'apport est un acier de composition chimique (Tableau VI.6)

	C %	Mn%	Si%	S%	P%
Minimum	0,06	0,40	-	-	-
Maximum	0,12	0,60	0,01	0,025	0,025

Tableau IV.6 : Composition chimique du métal d'apport selon son certificat de conformité

Les paramètres de soudage sont comme suit :

Procédé de soudage	: Semi automatique
Position de soudage	: 1G
Courant et polarité	: (+) lance de soudage
Métal d'apport	: S& traité thermiquement (1,6 mm)
Ampérage	: 500 A
Voltage	: 30 V
Temps de soudage	: 58 Secondes
Vitesse de rotation de la bouteille	: 16 mm / Seconde.

IV/ 1.7. Traitement thermique :

Toutes les bouteilles seront soumises après soudage à un traitement thermique de recuit de normalisation, comprenant le maintien du métal à 930 °C, pendant le temps suffisant pour obtenir une recristallisation du métal en tous points.

Et comme le montre la Figure 50 elles séjourneront ensuite dans une chambre de refroidissement dans une atmosphère calmée de telle sorte que la température n'atteigne pas 300 °C à la sortie du four, les bouteilles sont manipulées avec soin sans heurts ni chocs, jusqu'à ce qu'elles soient refroidies.

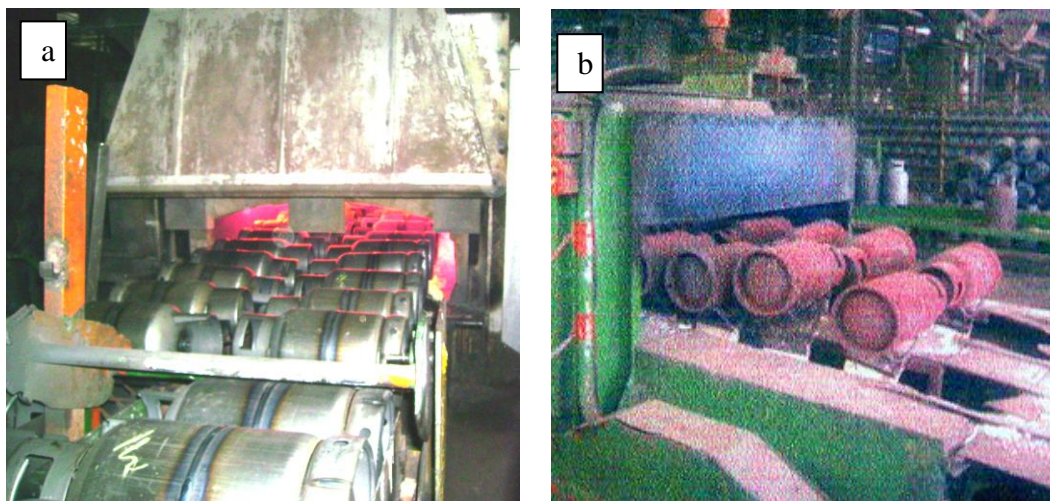


Figure 50 : Parcours du traitement thermique de recuit dans le four.

- a) Entrée des bouteilles à gaz dans le four
- b) Sortie des bouteilles à gaz du four

IV/ 1.8. Epreuve de pression :

Toutes les bouteilles sont éprouvées à la pression hydraulique de 30 bars. Comme le montre la Figure 51. Après cette opération, elles doivent être soigneusement vidées et séchées.



Figure 51 : Contrôle à la pression hydraulique de 30 bars

IV/ 1.9. Contrôles et essais :

Plusieurs contrôles et essais sont mis en évidence tel que :

IV/ 1.9.a. Contrôle de ressuyage étirage et traction :

La Figure 52 montre les modes d'essais et de contrôle d'étirage de ressuyage et de traction qui se déroule dans le laboratoire de contrôle de l'entreprise SNS BAG.

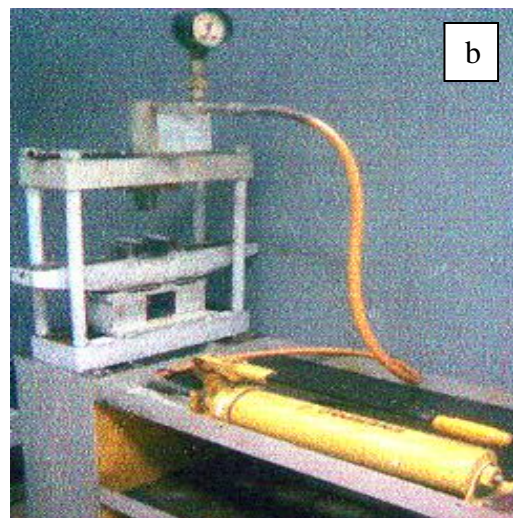




Figure 52 : Contrôle et test du métal de la bouteille à gaz.

- a) Contrôle de ressuyage.
- b) Test d'étirage.
- c) Test de traction.

IV/ 1.9.b. Contrôle de l'élasticité :

L'essai d'élasticité comprend la comparaison de trois mesures de la longueur de la circonférence de la bouteille effectuée:

- Le premier avant toute mise en pression.
- La seconde après mise en pression à 44 bars.
- La troisième après retour à zéro.

IV/ 1.9.c. Essais d'étanchéité :

L'étanchéité est vérifiée par augmentation progressive de la pression jusqu'à 65.bars

IV/ 1.9.d. Essais d'éclatement :

L'essai d'éclatement est exécuté à la suite de l'essai d'étanchéité sous pression hydraulique augmentée progressivement jusqu'à éclatement de la bouteille la pression minimale d'éclatement est fixée à 84 bars et l'augmentation relative minimale du volume est fixée à 15%, comme le montre la Figure 53.



Figure 53: Echantillons de bouteilles éclatés après test d'éclatement.

IV/ 1.10. Grenailage :

Les bouteilles après recuit et épreuve sont séchées puis décapées à sec au jet, de grenailles jusqu'à ce qu'en tous points de sa surface le métal soit mis à nu.

IV/ 1.11. Revêtement :

IV/ 1.11.a. Peinture antirouille ou métallisation :

Aussitôt après grenailage et dans un délai ne dépassant pas (02) heures, les bouteilles sont peintes d'une couche de peinture antirouille répartie uniformément sur tous les points et dont l'épaisseur sera de 0.04 mm au minimum.

IV/ 1.11.b. Peinture :

Après impression antirouille, il est appliqué sur les bouteilles une couche de peinture (finition) dont l'épaisseur est de 0,40 mm l'application, de la peinture se fait au pistolet, elles passent ensuite dans un tunnel de la polymérisation à chaud ou la laque est cuite. (Fig.54).



Figure 54 : Chaîne de peinture et de la polymérisation a chaud

IV/ 1.12. Montage robinet :

Le blocage des robinets devra être fait avec un couple de serrage assez important (Fig.55)

Le numéro de matricule de la bouteille sera marqué en creux, ainsi que :

- L'épreuve et le poinçon du service des mines.
- Le constructeur à sa première commande commencera l'immatriculation par un numéro constitué de cinq chiffres et une lettre qui sera à la commande.
- Les numéros des bouteilles éclatées aux essais ne doivent jamais être repris.



Figure 55 : Montage robinet.

Référence :

[45]: Documents techniques de fabrication de la bouteille à gaz B11/13 SNS BAG Batna.

Chapitre V
Techniques expérimentales
Utilisées

Chapitre V/ Techniques expérimentales utilisées

Introduction :

Dans cette partie de ce chapitre, le but est de présenter les différentes techniques expérimentales utilisées pour l'étude des soudures et de comparer les caractéristiques mécaniques et physiques des structures métallurgiques obtenues.

Diverses techniques ont été mises en œuvre pour caractériser nos structures telles que : les observations métallographiques, la diffraction des rayons X, des caractérisations de diffraction des électrons rétro diffusés (EBSD), les mesures de dureté et ainsi que des essais purement mécanique de traction.

V.1. Présentation schématique de la bouteille à gaz et des zones de prélèvement des échantillons :

la Figure 56 montre clairement la zone de prélèvement dans la bouteille de nos échantillons.

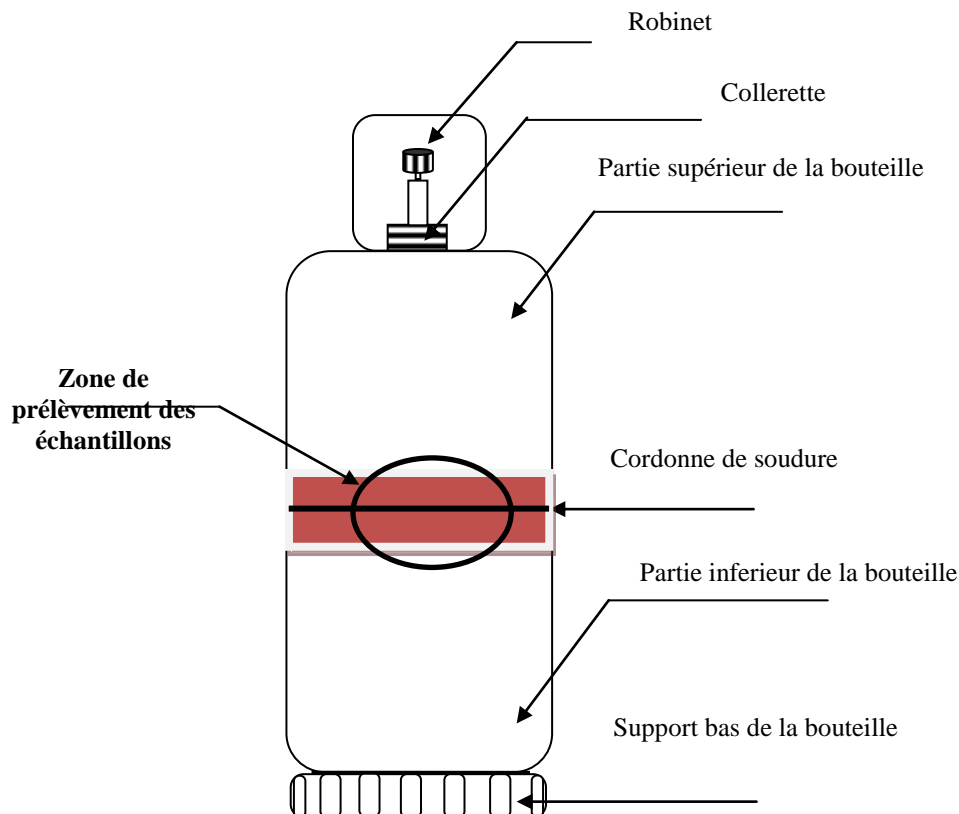


Figure 56 : Schéma de la bouteille spécifiant la zone de prélèvement des échantillons.

V.2. Présentation des soudures étudiées :

Les soudures étudiées le long de toutes les expérimentations engagées dans ce présent manuscrit ont été réellement réalisées selon le repère de la Figure 57.

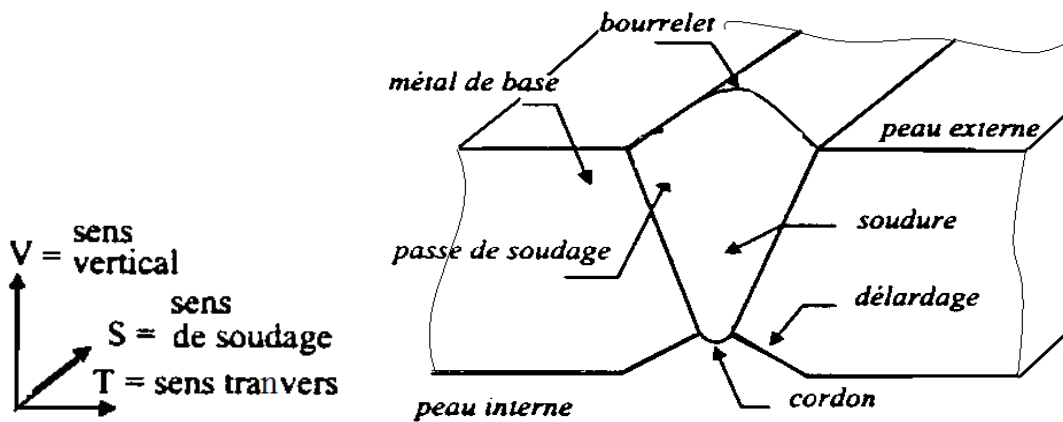


Figure 57 : Repère de référence

V.3. Préparation métallographique des échantillons :

V.3.1. Découpage et polissage :

Le prélèvement des échantillons est effectué à chaque étape du processus de fabrication de la bouteille à gaz. Dans le but d'avoir le maximum de détails, les échantillons sont découpés de manière transversales (échantillon soudé avec et sans recuit) de longueur approximative (8 à 12) cm Fig.58.



Figure 58 : Type d'échantillon prélevé de la bouteille à gaz B11/13.

Les échantillons sont polis mécaniquement aux papiers abrasifs de désignation : 120, 180, 240, 320, 800, 1200 et 2000 puis au papier feutre couvert d'une pâte diamantée (3 μ m et 1 μ m), sous lubrifiant approprié.

V.3.2. L'attaque chimique :

Pour révéler la microstructure, l'échantillon est attaqué par un réactif d'attaque très utilisé pour les aciers qui est le **Nital**. C'est une solution composée de 96% d'éthanol et de 4% d'acide nitrique, la durée d'attaque varie entre 20 et 45 secondes, et ceci selon l'état de l'échantillon (soudé ou soudé recuit).

V.4. Moyens d'analyses :

Les techniques de caractérisation utilisées pour suivre l'évolution des changements survenus à l'échantillon, sont :

V.4.1. Spectrophotométrie par absorption atomique :

Afin de mieux identifier et vérifier la composition chimique réelle de la tôle BS2 utilisée pour la fabrication de la bouteille ainsi que d'établir les proportions d'éléments d'alliage se trouvant de part et d'autre de la zone soudée des deux embouts (inférieure et supérieure) après soudage et même après traitement thermique de recuit de normalisation. [46]

Les principales techniques mettant en jeu la spectroscopie atomique utilisée en analyse chimique sont :

- l'émission d'arc ou d'étincelle (analyse qualitative préalable),
- l'émission de flamme et l'absorption atomique (analyse quantitative des éléments à faibles teneurs).

Son principe schématisé sur la Figure 59, se base sur l'absorption des radiations électromagnétiques des régions visibles et Ultra Violet (UV) du spectre par les atomes libres résulte d'un changement dans la structure électronique. On l'observe lorsque la radiation caractéristique (de résonance en général) d'un élément passe dans un nuage de vapeur atomique de l'échantillon. L'échantillon est vaporisé par aspiration de la solution dans une flamme ou par évaporation d'une surface chauffée électriquement.

L'intensité de l'absorption dépend directement du nombre de particules absorbant la lumière selon la **loi de Beer Lambert** selon laquelle l'absorbance est proportionnelle au coefficient d'absorption spécifique a , au trajet optique b et à la concentration c .

$$A = a.b.c \dots\dots\dots(V-1)$$

Où: $A = \log I_0/I \dots\dots\dots(V-2)$

I : intensité après absorption par les atomes

I_0 : intensité initiale de la source lumineuse.

Cependant en pratique, cette relation n'est pas toujours vérifiée. On n'obtient pas toujours une droite d'étalonnage. C'est le cas si la concentration devient trop élevée.

La gamme de dosage est le domaine dans lequel la droite d'étalonnage est pratiquement une droite. Il est limité pour les faibles concentrations par la limite de détection et pour les fortes concentrations par l'erreur sur la fidélité : à une très forte variation de la concentration correspond une faible variation de l'absorbance.

La gamme de dosage est généralement donnée par le constructeur. Elle dépend de la raie de dosage utilisée.

Les erreurs ou les perturbations peuvent entacher les résultats obtenus ceux-ci sont dues à un certain nombre de phénomènes d'erreurs, le nom donné de perturbations (ou interférences ou interactions), ils sont classer en perturbations (spectrales, physiques, chimiques, d'absorption non spécifique).

Le dispositif expérimental utilisé en absorption atomique se compose d'une source, la lampe à cathode creuse (01), d'un brûleur et un nébuliseur (02), d'un monochromateur (03) et d'un détecteur (04) relié à un amplificateur et un dispositif d'acquisition.

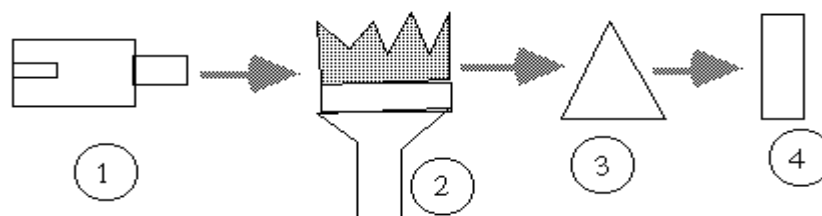


Figure 59 : Schéma de principe du fonctionnement de la spectrophotométrie par absorption atomique [46]

V.4.1.a. La lampe à cathode creuse :

La lampe à cathode creuse est constituée par une enveloppe de verre scellée et pourvue d'une fenêtre en verre ou en quartz contenant une cathode creuse cylindrique et une anode, la cathode est constituée de l'élément que l'on veut doser, un vide poussé est réalisé à l'intérieur de l'ampoule qui est ensuite remplie d'un gaz rare (argon ou néon) sous une pression de quelques mm d'Hg.

Lorsqu'on applique une différence de potentiel de quelques centaines de volts entre les deux électrodes, une décharge s'établit, le gaz rare est alors ionisé et ces ions bombardent alors la cathode, arrachant des atomes à celle-ci, ces atomes sont donc libres et sont excités par chocs, il y a émission atomique de l'élément constituant la cathode creuse.

La particularité du rayonnement ainsi émis est qu'il est constitué de raies très intenses et très fines.

V.4.1.b. Le nébuliseur :

L'échantillon à analyser est en solution, celle-ci est aspirée au moyen d'un capillaire par le nébuliseur, à l'orifice du nébuliseur, du fait de l'éjection d'un gaz à grande vitesse, il se crée une dépression (effet Venturi).

La solution d'analyse est alors aspirée dans le capillaire et à la sortie, elle est pulvérisée en un aérosol constitué de fines gouttelettes.

Cet aérosol pénètre alors dans la chambre de nébulisation dont le rôle est de faire éclater les gouttelettes et d'éliminer les plus grosses, ce brouillard homogène pénètre alors dans le brûleur.

Parmi les applications de la spectrométrie d'absorption atomique permet le dosage de nombreux matériaux inorganiques (roches et minerais, métaux et alliages...

Elle est donc très adaptée à l'étude du matériel archéologique et notamment en métallurgie : l'analyse des altérations du bronze, l'effet des produits de nettoyage de l'argent

V.4.2. Microscope optique :

La microscopie optique est la technique de base dans notre étude. Cette technique nous permet d'observer les différentes compositions des aciers. L'appareil utilisé, est un microscope optique qui atteint des grossissements de 1000 fois de type (**Olympus BX J1M**).Fig.60.



Figure 60 : Microscope optique de type (Olympus BX J1M).

V.4.3. Microscope optique à balayage MEB:

C'est une technique de microscopie électronique capable de visualiser des images en haute résolution de la surface d'un échantillon en utilisant le principe des interactions électrons / matière, un faisceau d'électrons balai la surface de l'échantillon à analyser qui en réponse, réémet certaines particules, différents détecteurs permettent d'analyser ces particules et de reconstruire l'image de la surface, dans la pratique les microscope électronique à balayage actuels les plus conventionnels, c'est-à-dire équipés de détecteurs d'électrons secondaires permettent d'atteindre une résolution de l'ordre de 20 nm et un grossissement qui peut aller jusqu'à 300000 fois.

Nous avons utilisé une microscopie électronique de type (**JEOL JSM-6390 LV**) lié à un micro-ordinateur pour enregistrer les images obtenues. Fig.61.



Figure 61:Microscopie électronique à balayage (MEB).

V.4.4. Mesures de micro durezza :

V.4.4.a. Principe de Mesure :

La micro durezza est une technique nécessaire à déduire le type et le classement d'un acier.

La durezza de Vickers est définie par :

$$H_v = \frac{F}{S} \dots\dots\dots(V-3)$$

Où : F est la charge appliquée en kgf, et S la surface de l'empreinte en mm². La valeur S s'obtient à partir de la mesure de la diagonale d en mm.

$$\text{Soit } S = \frac{d^2}{2 \cos 22^\circ} \dots\dots\dots(V-4)$$

$$H_v = \frac{1,8544F}{d^2} \dots\dots\dots(V-5)$$

Lors de notre étude la charge appliquée était de 2 Kg pour un temps constant de 15 secondes, afin de poursuivre les fluctuations de cette propriété mécanique avant et après soudage ainsi qu'avant et après traitement thermique de recuit.

V.4.4.b. Equipement utilisé pour l'essai de micro durezza :

C'est l'appareil qu'on utilise dans les essais de micro-durezza, qui sont fait sous très faible charges, il permet des mesures très localisé (sur environ 100 µm²). Grâce à cet appareil on peut par exemple déterminer la durezza d'une phase donnée dans un échantillon polyphasé ou celle d'un échantillon très fragile et mince Fig.62.



Figure 62: Micro-duromètre de type (DM-2Auto).

V.4.5. La diffraction des rayons X :

V.4.5.a: Principes généraux:

La méthode de diffractométrie X (diffraction des rayons X) est largement utilisée pour caractériser la structure cristallographique des matériaux cristallins, ainsi que la texture et la microstructure associée grâce à cette technique non destructive, locale, sélective et quantitative [47], [48], [49] et [50]. En parallèle, la diffraction des rayons X permet d'analyser l'état mécanique par la détermination des contraintes internes à différents échelles: macroscopique (déformations et contraintes résiduelles de la pièce mécanique), mésoscopique (contraintes dans la phase métallurgique ou dans un grain) et/ou microscopique (champs de déformations et contraintes à l'échelle du réseau cristallin). [51]

Dans l'intérêt des applications industrielles, les concentrations de contraintes et les hétérogénéités de déformation doivent être évitées afin d'augmenter la durée de vie des pièces mécaniques.

Généralement, il est impossible de prendre en compte le comportement de chaque grain ce qui explique la nécessité de développer des modèles macroscopiques qui déterminent le comportement moyen de l'ensemble des grains. L'analyse des contraintes résiduelles par DRX peut être qualifiée de standard lorsque le matériau est homogène, macroscopiquement isotrope, composé de grains fins et que la pièce est localement plane et ne présente aucun gradient dans l'épaisseur de mesure [52], [53] et [54]. Lorsque la taille de grain augmente (>200 µm par exemple), les comportements mécaniques présentent largement un caractère hétérogène à cause de l'anisotropie des grains et de la variation de leurs orientations [55]. Des grains avec la même orientation cristallographique peuvent avoir, à cause de l'effet de voisinage, des comportements très différents [56].

Lorsqu'un faisceau de rayons X monochromatiques (de longueur d'onde λ) tombe sur un matériau métallique, une partie du faisceau est diffusée par les atomes du cristal, c'est-à-dire réémise sous forme d'un rayonnement X de même longueur d'onde, pour que l'intensité du rayonnement X réémis soit observable, il faut que les rayonnements diffusés par les différents atomes du cristal soient en phase et forment ainsi un faisceau diffracté, cette condition de diffraction est illustrée sur la figure suivant et connue sous le nom de **loi de Bragg** qui s'exprime sous la forme

$$2 d_{(hkl)} \sin\theta = n \lambda \dots\dots\dots(VI-6)$$

Avec: d : distance entre deux plans réticulaires consécutifs,

θ : angle des rayons X incidents ou diffractés avec le plan réticulaire,

n : nombre entier appelé ordre de la réflexion.

Cette loi montre que, pour un matériau donné et un faisceau de rayons X monochromatiques, il n'y aura diffraction des rayons X que pour des angles d'incidence θ bien déterminés, ces angles sont en relation avec les distances entre les plans réticulaires produisant les réflexions. La relation de Bragg comporte trois paramètres: d_{hkl} , θ , et λ , le terme d_{hkl} est déterminé par la nature du cristal, pour réaliser les conditions de diffraction sur une famille de plans (hkl), un seul des deux autres paramètres restants θ et λ peut être arbitrairement fixé, l'autre étant nécessairement variable, le choix du paramètre variable détermine deux groupes de méthodes de diffraction des RX.

- ✓ Pour θ fixe donc λ est variable c'est la méthode de **LAUE**.
- ✓ Et l'inverse pour λ fixe, θ est variable, c'est la méthode du cristal tournant et la méthode des poudres.

V.4.5.b : Equipement utilisé pour l'essai de diffraction aux rayons X :

Nous avons utilisé le diffractomètre automatisé (D8 ADVANCE08), lié à un micro-ordinateur, celui-ci est caractérisé par la source de radiation $\text{CuK}\alpha$, ayant une longueur d'onde de $1,541838 \text{ \AA}$, avec une tension de 40 KV, un courant de 40 mA et une anticathode de cuivre en filtre de Nickel.
Fig.63.



Figure 63: Diffractomètre automatisé de type **ADVANCE 08**

Pour dédire la distance interatomique a, de (V.6) et pour n=1, on trouve que :

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \dots\dots\dots(V.7)$$

Donc déduit de : $a = \frac{\lambda \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}{2 \sin \theta} \dots\dots\dots(V.8)$

Les plans (hkl), sont déduits par la relation suivante : $N = \frac{4 \sin^2 \theta a^2}{\lambda^2} \dots\dots\dots(V.9)$

Après avoir trouvé N on choisit l'angle le plus grand pour calculée la distance interatomique a.

V.4.6. Mesures des orientations locales dans le Microscope Electronique à Balayage par EBSD (diffraction des électrons rétrodiffusés) :

V.4.6.a Préparation des échantillons de mesure :

Les observations relatives aux mesures d'orientations locales par technique EBSD demandent une préparation plus raffinée et plus soignée de la surface des matériaux concernés. Un polissage mécanique par du papier de granulométrie (1200,2000 et 4000) suivie d'un polissage à pâte diamantée (3µm et 1µm) et d'un électro-polissage (Fig.64), nous permet de disposer d'échantillons destinés à ces types de mesures.

Pour ce qui est de l'électro-polissage, son principe consiste à placer l'échantillon en tant qu'anode dans une cellule d'électrolyse, la cathode est en acier inoxydable. Pour les aciers, le bain électrolytique [57] est constitué de 235 ml d'acide acétique, de 25 ml d'acide perchlorique et de 250 ml d'éther mono butylique de l'éthylène glycol. La tension appliquée est de 43 V et la température de polissage est de - 2 °C durant 02 minutes.

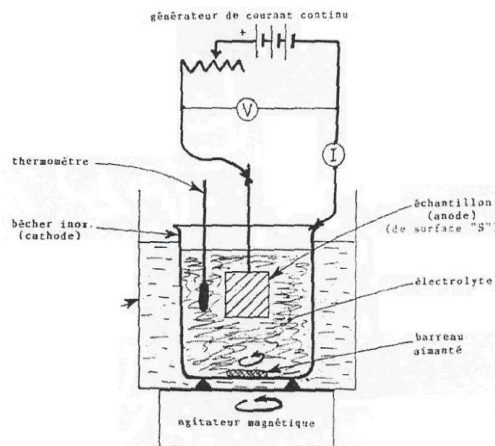


Figure 64 : Dispositif de polissage électrolytique [57]

V.4.6.b Principe de mesure :

La technique de la **diffraction des électrons rétro diffusés** EBSD est installée sur un microscope électronique à balayage : (EBSD dans un MEB Zeiss 940 équipé du logiciel OIMTM), pour caractériser l'orientation des grains. Elle présente l'avantage de donner une corrélation entre la microstructure et la texture. Cette technique nous permet de caractériser les microstructures de déformation, les premiers germes de recristallisation (à l'échelle de la technique) ainsi que les états complètement recristallisés. La reconstruction de la microstructure est fondée sur l'indexation de diagrammes de Kikuchi. Le principe physique de la formation des diagrammes de Kikuchi [58], [59] est le même que celui de la microscopie électronique en transmission (Fig.66). Le faisceau incident est initialement diffusé dans un large domaine angulaire, ainsi les électrons divergents à partir d'une source ponctuelle située à proximité de la surface de l'échantillon. Dans le cas où la condition de Bragg est satisfaite, les électrons sont alors diffractés par les plans cristallins selon des cônes (chaque cône correspond à une famille de plans). L'intersection de ces cônes avec un plan d'enregistrement donne un ensemble de paires de lignes parallèles (appelées bandes de Kikuchi). Les lignes de Kikuchi obtenues par EBSD sont plus larges et plus intenses que celles obtenues en microscopie électronique en transmission.

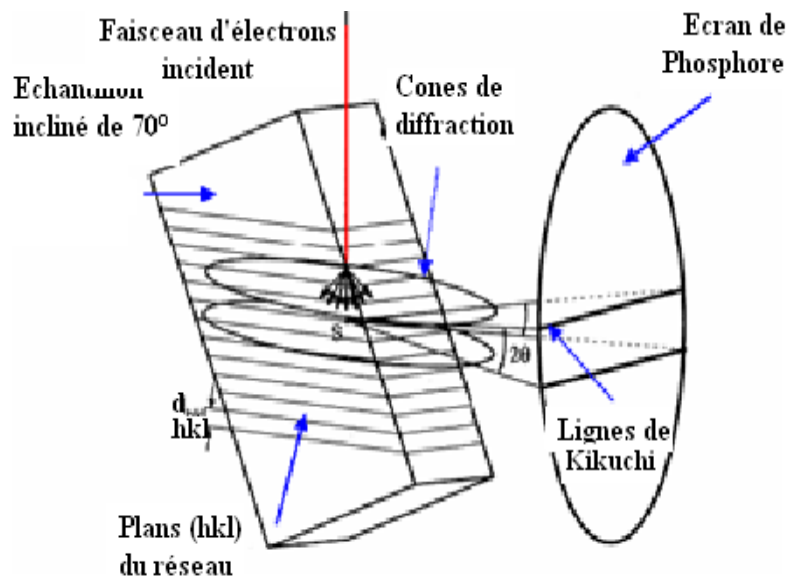


Figure 65 : Principe de la formation des diagrammes de Kikuchi [58].

Le traitement des données est effectué à l'aide du programme OIMTM (Orientation Imaging Microscopy) de la compagnie TSL, qui indexe automatiquement les diagrammes de diffraction.

Un code de couleurs est défini sur le triangle standard ce qui permet la représentation de cartographies en IPF (Inverse Pole Figure) visualisant directement le plan ou la direction de chaque cristal dans la matrice. Le logiciel permet aussi d'associer à chaque diagramme de diffraction plusieurs paramètres tels que l'indice de qualité. L'indice de qualité (q) est relié à la netteté des diagrammes de Kikuchi.

La Figure 66 donne des exemples de diagrammes de Kikuchi : le premier diagramme correspond à la diffraction d'une zone recristallisée (*valeur élevée de l'indice de qualité*) et le second à la diffraction d'une zone écrouie (*faible valeur de l'indice de qualité*).

Il est alors possible de séparer à partir des cartographies EBSD les grains recristallisés de la matrice déformée, cela permet de déterminer facilement la fraction des grains recristallisés ainsi que leurs orientations

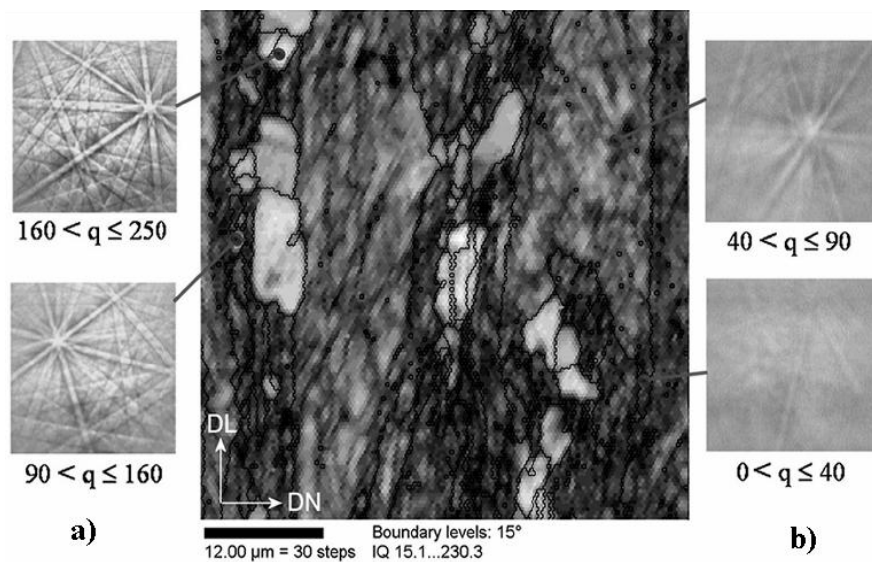


Figure 66 : Cartographie EBSD en indice de qualité et diagrammes de Kikuchi observés sur différentes zones de la microstructure : a) Grains recristallisés, b) Grains déformés [60].

A partir de cet indice de qualité, il est alors possible de construire une cartographie de la microstructure en niveaux de gris : la couleur blanche correspond à des grains recristallisés et les niveaux de gris dépendent de l'état de restauration ou d'écrouissage du grain à indexer. Un exemple de microstructure reconstruite à partir de l'indice de qualité est donné sur la Fig.67.

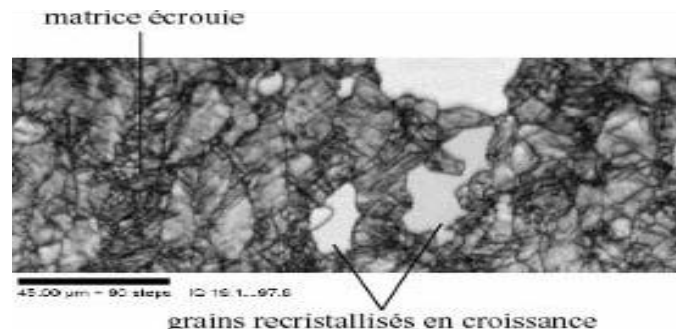


Figure 67 : Reconstruction de la microstructure à partir de l'indice de qualité [60].

Cette technique nous a permis d'identifier par le biais de l'indice de qualité les premiers sous-grains recristallisés. Alors que l'observation des échantillons au MEB et en microscopie optique ne révèle pas de différences pour les premiers stades de recristallisation entre les zones écaillées et les zones recristallisées (à cause du faible taux de déformation appliqué). Les mesures ont été réalisées sur une grille hexagonale permettant une meilleure reconstruction de la microstructure. L'acquisition des données est faite avec un pas de $0,5\mu\text{m}$ (mesure d'environ 185000 points) pour les états déformés et partiellement recristallisés, et de $1\mu\text{m}$ (50000points) pour les états complètement recristallisés, sur une zone de $200\mu\text{m} \times 200\mu\text{m}$. Les cartographies ont été mesurées par EBSD au laboratoire (LPCES-CNRS-Orsay –Paris sud).

V.4.7.a. Définition de la fonction de distribution des orientations cristallines (FDOC) :

Dans un échantillon polycristallin, tous les grains qui se déduisent les uns des autres par une rotation autour de la normale au plan diffractant, diffractent en un même point des Figures de pôles.

Ces dernières ne permettent donc pas de décrire quantitativement la texture, il est alors nécessaire de déterminer la fonction de distribution des orientations cristallines (FDOC).

La FDOC, $F(g)$, donne la densité volumique des cristallites qui possèdent l'orientation g , g étant caractérisée par les angles $(\varphi_1, \varphi, \varphi_2)$ est définie par l'expression suivante :

$$\frac{dV}{V} = F(g)dg \dots\dots\dots (V-10)$$

Où : V est le volume total d'orientations et dV est la fraction volumique de cristallites possédant l'orientation g .

Le principe du calcul de la FDOC consiste à résoudre l'équation fondamentale qui lie la fonction $F(g)$ aux densités de pôles expérimentales :

$$q(\chi, \varphi) = K \int_0^{2\pi} F(g) d\gamma \dots\dots\dots (V-11)$$

où $q(\chi, \varphi)$ est la densité de pôles en un point défini par ses coordonnées sphériques radiale χ et azimutale φ sur la Figure de pôle $\{h\ k\ l\}$ et $d\gamma$ est l'élément différentiel de rotation autour de la normale au plan diffractant.

La FDOC donne alors une description complète et quantitative de la texture. Le calcul de la FDOC peut être réalisé en utilisant différentes approches comme la méthode harmonique ou les méthodes discrètes. La méthode harmonique utilise le développement en série sur des bases d'harmoniques.

Elle a été proposée dans les années 1960 par Wiglin, (1960) [61], Roe, (1965) [62] et Bunge, (1969) [63]. L'ordre de développement est imposé par le nombre de Figures de pôles expérimentales. Cette transformation mathématique peut entraîner des erreurs de troncature qui s'ajoutent aux erreurs expérimentales. C'est en partie pour cette raison qu'une seconde méthode a été proposée par Williams, (1968) [64], Ruer et Baro, (1977) [65] et Vadon, (1981) [66], elle consiste à associer un point (ou un ensemble de points) de l'espace des pôles à un point de l'espace des orientations après avoir discrétisé ces deux espaces. Notons que le choix du mode de discrétisation des espaces a conduit au développement de différentes méthodes discrètes ADC (Arbitrarily Defined Cells) Pawlik et al, (1988) [67] et WIMV (Williams - Imhoff - Matthies - Vinel).

V.5. Essai mécaniques (Traction et micro-dureté) :

V.5. Préparation des éprouvettes pour les essais :

V.5.a. Essais de traction :

La disposition proposée pour l'essai de traction d'assemblages plans comportant une soudure par fusion est celle qui consiste à prélever une éprouvette perpendiculaire à la soudure qui se trouve au milieu de la partie calibrée, la surépaisseur étant arasée au niveau du métal de base (1). Lorsqu'une telle éprouvette est soumise à l'essai de traction jusqu'à rupture. [68]

On observe (Fig.68) que la cassure apparaît soit dans la zone fondue (cas a) soit dans le métal de base (cas b). Si la cassure a lieu dans la zone fondue, on peut noter une charge de rupture, mais la valeur de cette charge dépend pour une épaisseur a d'éprouvette donnée et de l'épaisseur l de la zone fondue. Par un effet de consolidation dû au métal de base voisin.

La déformation diminue et la charge augmente lorsque l'épaisseur de la zone fondue diminue (2).

D'autre part, la mesure de l'allongement est impossible car l'étendue de la zone déformée est insuffisante pour qu'un résultat significatif puisse être noté. Si la cassure a lieu dans le métal de base (cas b), on peut évidemment noter une valeur de la charge de rupture de ce dernier, cependant que la mesure de l'allongement est douteuse en raison du raidissement créé par le cordon de soudure dans le palier calibré de l'éprouvette.

Quant à la zone fondue, on n'apprend rien sur son compte. Notons enfin qu'on peut observer un commencement de striction dans le métal de base du côté non rompu symétrique de la zone rompue par rapport au métal fondu.

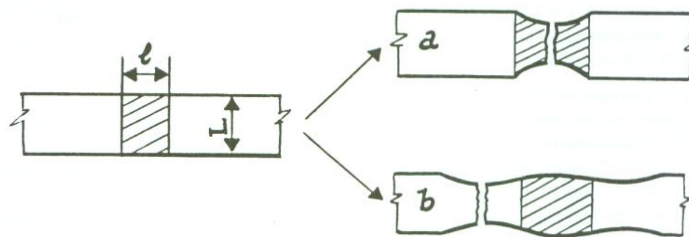


Figure 68 : Mode de rupture rencontré aux niveaux des cordons des échantillons soudés [68].

Ces commentaires restreignent fortement la portée de l'essai de traction transversal et expliquent la discrétion du texte de la Norme A89-200 qui s'y rapporte où l'on prescrit simplement de relever la charge de rupture et de noter la position de la cassure.

En présence de ces inconvénients, on pouvait aussi penser, toujours pour des assemblages plans (cas de la bouteille à gaz B13) à prélever et essayer des éprouvettes de traction dans lesquelles la soudure serait disposée suivant l'axe longitudinal de l'éprouvette.

Ainsi lors de l'essai tous les points d'une même section de la partie calibrée sont soumis au même allongement.

Mais cette homogénéité de plastification ne se maintient que jusqu'au moment où s'amorce une rupture en un point de la section par exemple dans la soudure (Fig.69) rupture qui entraîne un déchirement des zones voisines avec une déformation différente.

C'est pourquoi l'éprouvette longitudinale n'est pas habituellement utilisée pour l'essai de traction. Toutefois, l'essai exécuté sans élimination de la surépaisseur (ou de la latte support) rend compte du comportement pratique de soudures travaillant principalement dans le sens longitudinal.

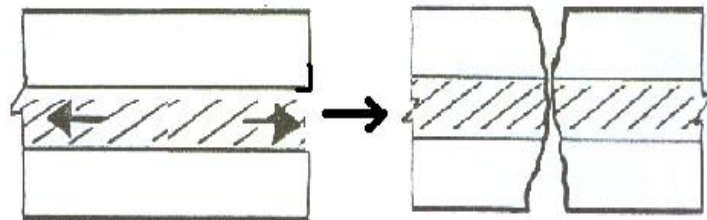


Figure 69 : Déchirement des zones voisines avec une différente déformation [68]

Finalement, la seule utilisation qui puisse être faite de l'essai de traction fournissant les grandeurs qui peuvent normalement en être attendues (résistance, limite d'élasticité, allongement et striction a lieu sur éprouvette prélevée longitudinalement dans le métal fondu. Cette application de l'essai de traction ne doit pas être confondue avec celle qui est faite pour la spécification des produits d'apport de soudage à l'arc et qui porte sur un dépôt de métal exécuté dans des conditions conventionnelles, donc non représentatives d'un assemblage réel, comme c'est le cas ici.

Tous les essais de traction sont réalisés sur Machine d'Essais de traction des matériaux de marque **ZWICK ROELL Z 050** avec PC Fig.70.

V.5.b. Equipement utilisé pour l'essai de traction :

Dans ce qui suit, une présentation des paramètres techniques que concerne la machine de traction utilisée lors de notre expérimentation. (Fig.70).

Modèles	Z050
Version du bâti de charge	Sol
Capacité en kN	50
Espace de travail haut., mm	1812
largeur, mm	630/1030
profondeur, mm	-
Course traverse maxi., mm ¹⁾	1622
Résol. course traverse, μm	0,02/0,25
Vitesse d'essai maxi., mm/min	400/2000
Puissance maxi., kVA	1,6/6,8



Figure 70 : machine de traction ZWICK ROELLZ050 avec tableau des caractéristiques.

Référence :

- [46] : F. DANIEL « Documents pour usage de laboratoires » Centre de recherches sur la conservation des documents graphiques (CRCDG) année 2006.
- [47]: M. VON. LAUE. Z. KRISTALLOGR. (1926)(6), pp.115.
- [48]: W L. BRAGG, MACMILLAN. New York (1934), (1), pp.18.
- [49] : CS. BARRETT, « Structure des métaux » DUNOD, Paris (1957), pp.397.
- [50]: V. HANK & Ch. GENZEL «Structural and Residual Stress Analysis by Non destructive Methods», Elsevier (1997), pp.435.
- [51] : W. HUANG thèse doctorale de l'école nationale des arts et métiers ENSAM Paris « Contribution à l'analyse par diffractométrie X des déformations et contraintes à l'échelle des grains ».mars 2007.
- [52] : JI. VINCENT. Habilitation à Diriger des Recherches (2003).
- [53]: J.M. SPRAUEL, thèse de doctorat d'état Université paris VII (1988).
- [54]: F. CONVERT, « Mesure des déplacements des pics de diffraction très larges dans l'analyse des contraintes par diffractométrie x». Revue Française de Mécanique (1993) (1), pp.81-92
- [55]: F. EBERL « Second Order Heterogeneities in a multi crystal », Thèse Doctorale de l'ENSAM (1999).
- [56]:V. BARBE, Decker, L, L, JEULIEN, D. & CAILLETEAUD, G, « Intergranular and Transgranular behaviour of polycrystalline agregate Part 1: Generation of the F.E. Model in plasticity» (2000).
- [57] : J.L. POUCHON, A. FERRINI, A. DENQUIN, D. BOIVIN, Y. RENOLLET et C. GALLAIS, L'analyse EBSD « Principe et application », Chap.2, Publication du Groupement National de MEB et Microanalyse, Ed. J.L. Pouchou, Université Paris-VI (Jussieu), Réunion thématique de décembre (2002).

- [58]: O ENGLER, C. Escher and G. Gottstein, «Textures and Microstructures» Vol.26-27, p.33 (1996).
- [59]: D.J. DINGLEY and V. RANDLE, Mater. Sci, Vol.27, p.4545. (1992).
- [60] : S. ZIDANI thèse de doctorat année 2006 « tréfilage des aciers ferrito-perlitiques »
- [61]: A. S. WIGLIN, Soviet. Phys. Solid. State, Vol.1, p. 229(1960)
- [62]: R.J. ROE, J. Appl. Phys., Vol.36, p. 4329(1965).
- [63]: H.J. BUNGE, Mathematische Methoden der Texture analyse, Akademie-Verlag» Berlin (1969)
- [64]: R.O. WILLIAMS, J. Appl. Phys, Vol.39, p.4329 (1968)
- [65]: D. RUER and R. BARO, Adv. X-Ray Anal., Vol.20, p. 187 (1977)
- [66]: K., PAWLIK, J. POSPIECH and K. LÜCKE, ICOTOM 8, p: 105. Mexique, TMS Warrendale. (1988)
- [67]: K. PAWLIK, J. POSPIECH and K. LÜCKE, Textures and Microstructures Vols. 14-18, p. 25 (1991).
- [68] : H.GRANGON « Bases métallurgiques du soudage » édition Eyrolles année 1979.
- [69] : A. VADON, Thèse de doctorat, Université de Metz (1981).
- [70] : V.A. VENABLES and C.J. Harland, Phil. Mag, Vol. 27, p.1193 (1973).
- [71] : R. GUINEBRETIERE. « Diffraction des rayons X sur échantillons polycristallins ». LAVOISIER (2002), pp. 27-37.

Chapitre VI

Résultats & Interprétations

Chapitre VI/ Résultats et Interprétations

Introduction :

Dans ce chapitre, sera présentée les résultats de l'étude du joint soudé avant et après le traitement thermique de recuit de normalisation que subit la bouteille au cours de son processus de fabrication.

VI.A. Etude du joint soudé avant le traitement thermique :

VI.A.1. Etude macrographique :

Pour mettre en évidence l'influence du procédé de soudage, ou plus précisément de l'énergie de soudage mise en jeu, une comparaison est effectuée entre les structures des différentes soudures. Les macrographies sont réalisées dans les plans (TV). (Fig.71).

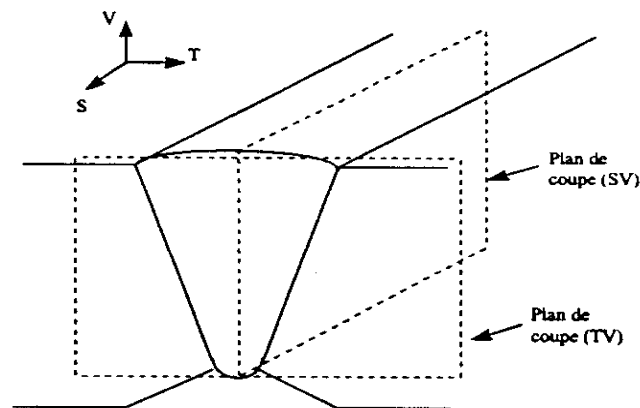


Figure 71 : Définition des deux plans de coupe pour les observations macrographiques.

VI.A.1.a Observation visuelle du joint soudée :

La Figure 68 montre la partie soudée de la bouteille à gaz avant le traitement thermique (Fig.68a) et après le traitement thermique (Fig.68b), nous signalons que la zone de fusion ainsi que la zone affectée thermiquement prennent des couleurs différentes laissant des traces qui donnent l'impression de la délimitation et pour la zone fondue ZF et pour la zone affectée thermiquement ZAT (Fig.72a et Fig.72b).

Nous notons aussi que le traitement thermique provoque une certaine homogénéisation de couleur grise sur toute la bouteille (Fig.72c).

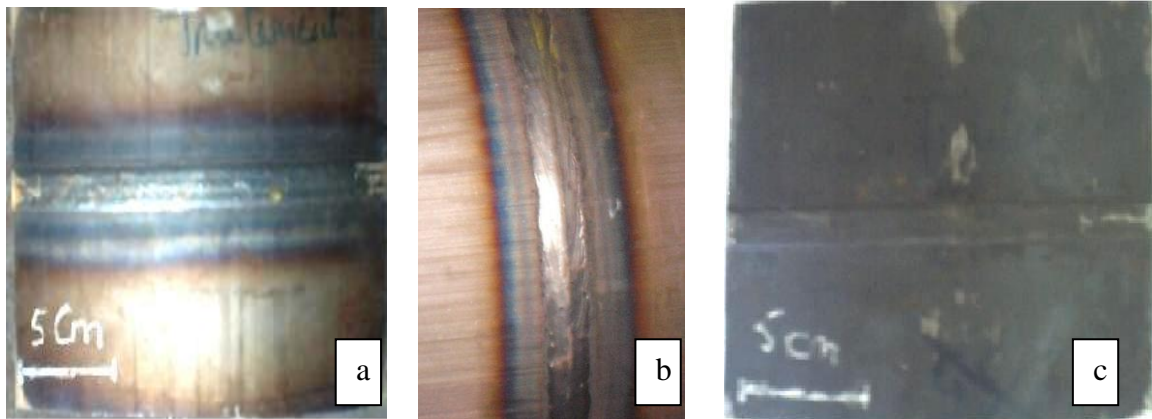


Figure 72 : Photographie de la tôle soudée (a), (b) avant et après (c) le traitement thermique de recuit de normalisation à la température de 930 °C pour une durée de maintien de 20 minutes.

VI.A.1.a Observation macrographique de l'échantillon prélevé :

L'intérêt de cette analyse est de révéler avec un bon contraste la structure avec les différents constituants de celle-ci, ainsi que les phases existantes dans la zone soudée et la ZAT. Sachant que chaque zone révélée en macrographie est traduite par un contraste particulier, correspondant à un ensemble de grains et présentant une orientation commune. (Fig.73).

En attaquant chimiquement l'échantillon prélevé par le Nital, il révèle globalement l'étendue de la zone soudée et aussi la zone affectée thermiquement.

D'autre part, le métal de base non affecté thermiquement est situé de part et d'autre de la ZAT.

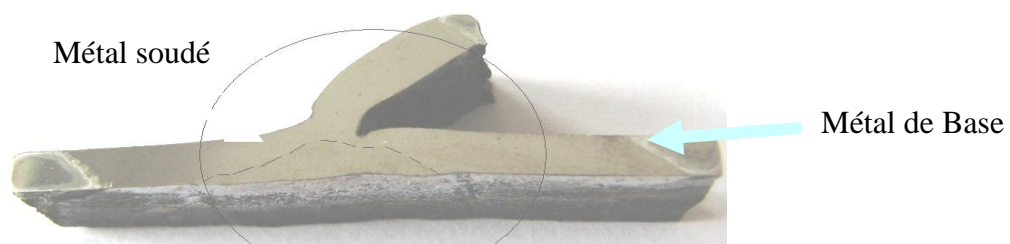


Figure 73 : Micrographie de l'échantillon montrant la zone soudée et le métal de base.

Nous rappelons que le cycle thermique de soudage induit des transformations métallurgiques complexes au niveau du cordon de soudure. Ces transformations engendrent une hétérogénéité structurale importante dans cette zone. Cette évolution structurale dans le

cordon de soudure varie d'un acier à un autre en fonction de la composition chimique et de la vitesse de refroidissement.

D'une manière générale, les zones constituant les soudures d'aciers faiblement alliés et à faible pourcentage en carbone sont les mêmes que celles rencontrées dans les soudures d'autres types d'alliages métalliques à savoir la zone fondue et la ZAT. Une illustration schématique de ces différentes zones est représentée dans le chapitre I dans la Figure 1.

VI.A.2. Le métal de base :

Le métal de base est un acier hypoeutectoïde de composition chimique Tableau VI.1.

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al %	Ni %	Mo %	Ti %
0.19	0.25	0.40	0.025	0.015	0.02	0.009	0.050	0.03

Tableau VI.1 : Composition Chimique du métal de base sous forme de bobines BS2 Laminées à Chaud, Décapées, Huilées 1^{er} Choix Selon EN 10120. Voir Annexe.

L'observation microscopique (Fig.74), montre bien une matrice ferritique avec des petites colonies de perlite. Cependant, dans la Figure 70, nous pouvons observer les bandes de région de perlite-riche, ce phénomène de macro ségrégation qui a appelé bande est dû à la présence de grand pourcentage de Mn (0.4-0.5%) dans ces zones. Cependant, dans éléments alliés existant dans la soudure tels que le Chrome et Molybdène peut être aussi trouvé de manière séparé dans ces régions. [72].

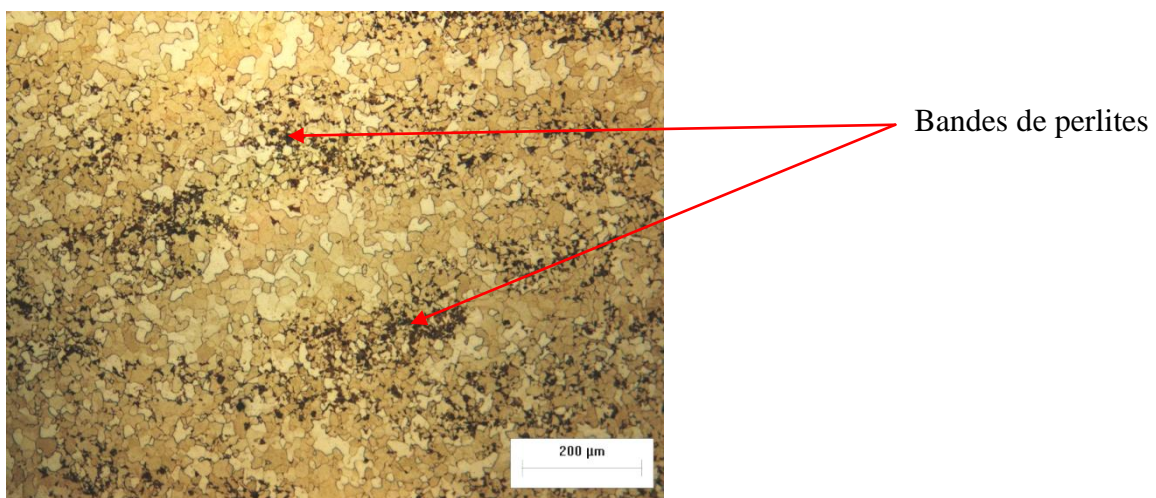


Figure 74 : Microstructure de l'acier industriel BS2 (acier faiblement allié et à faible pourcentage de carbone) (0, 19 wt. % C).

D'autre part les caractéristiques mécaniques sont rassemblées dans le tableau VI.2.

R_{eH} N / mm ²	R_m N / mm ²	A %
265	410-500	24

Tableau VI.2 : Caractéristique mécanique du métal de base.

VI.A.3. Etude du joint soudé :

L'étude de la structure métallurgique des soudures des aciers est d'une importance primordiale dans la maîtrise des propriétés de tels assemblages. Dans le cas du soudage le cycle thermique conduit la transformation dans le sens de celui-ci.

Les analyses de la microstructure des joints soudés montrent que la proportion de chaque phase est fonction de la composition chimique, de la température maximale atteinte lors de l'opération de soudage, et de la vitesse de refroidissement depuis cette température

Dans la zone fondue, la microstructure peut être contrôlée en équilibrant les effets de la composition du métal d'apport et de la vitesse de refroidissement du joint soudé. Dans la zone adjacente (zone affectée thermiquement ZAT),

Dans cette partie de chapitre nous présentons les différents états de structure du joint de soudure suite à l'opération de soudage et au traitement thermique de recuit.

L'observation microscopique, (Fig.75) de la zone affectée thermiquement ZAT de l'acier soudé a révélé les phases suivantes :

- ✓ Des gros grains ferritiques α .
- ✓ De la ferrite de Widmenstätten.
- ✓ Des petites colonies de perlite.

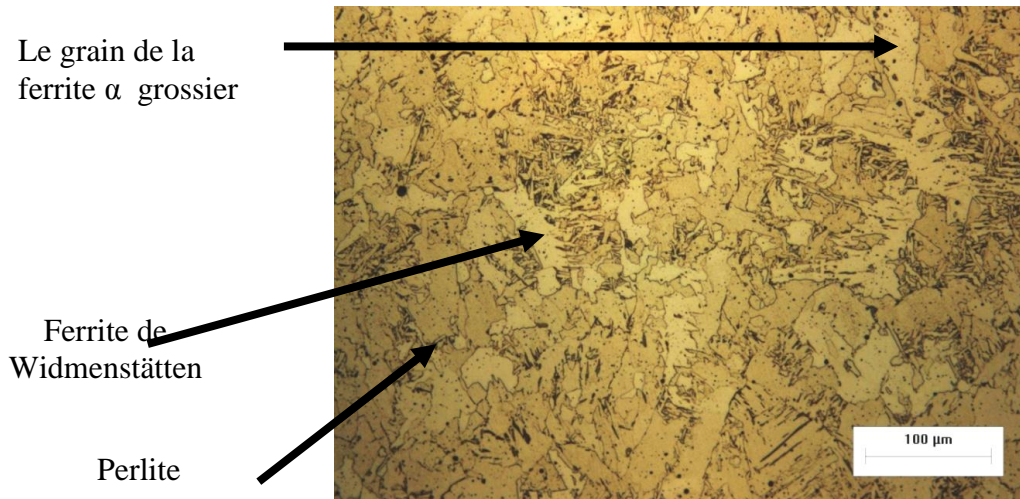


Figure 75 : Microstructure de l'acier industriel BS2 après soudage dans la ZAT. D'autre part, l'observation du centre de cordon de la soudure montre une structure (Fig.76).

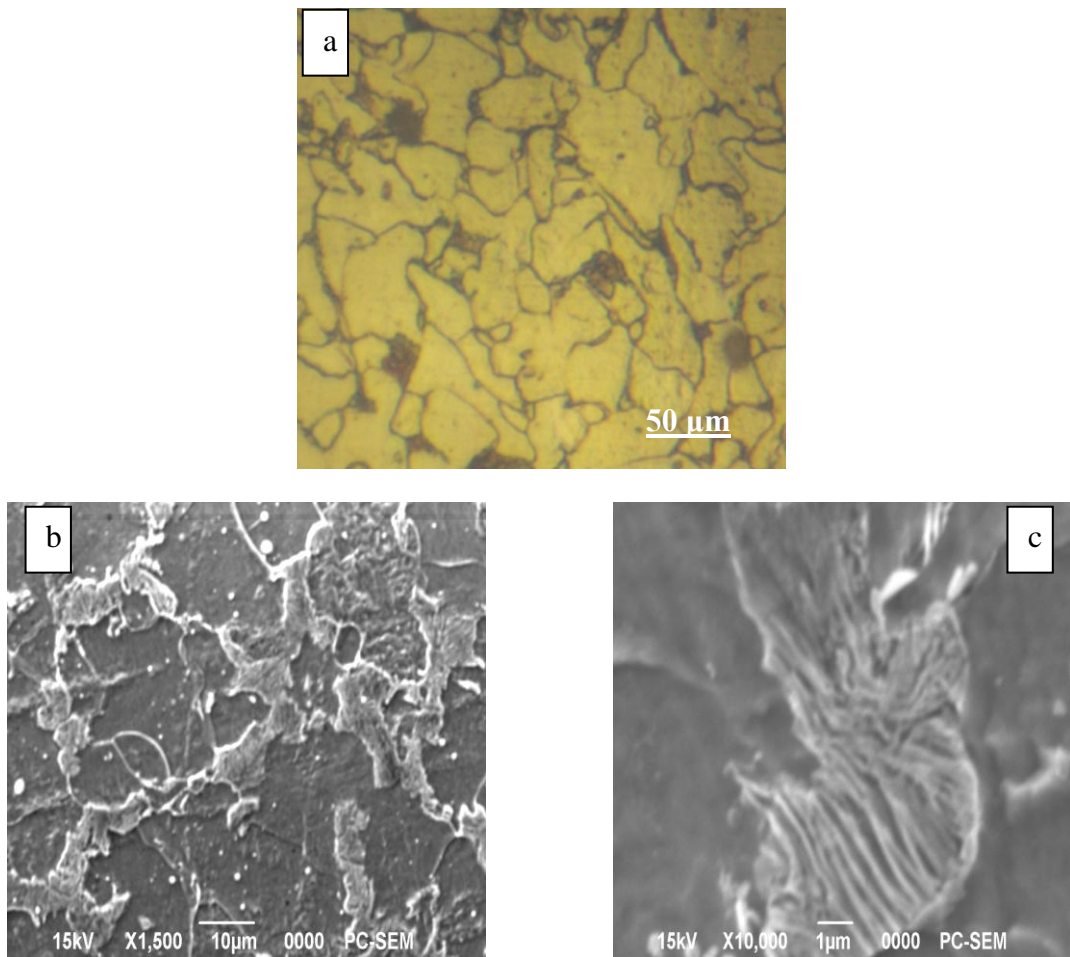


Figure 76 : Microstructure du centre de cordon de soudure. (a) Micrographie optique, (b etc) Micrographie électronique à balayage (MEB).

Il à été trouvé qu'en fonction de la quantité de carbone équivalent et de la vitesse de refroidissement, nous pouvons voir dans un joint soudé :

- ✓ Des grains ferritiques,
- ✓ De la ferrite de Widmanstatten,
- ✓ De la ferrite aciculaire,
- ✓ Quelques quantité de martensite, légère quantité d'austénite non transformée et un peu de colonies de perlite [73-76].

VI.A.3.1. Estimation du taux de ferrite au niveau du cordon de soudure :

Après avoir présenté la structure de solidification des soudures des aciers, la structure de la ZAT, il est d'une grande importance de faire une estimation quantitative du taux de ferrite dans chacune des zones décrites précédemment.

Ces mesures sont faites dans le métal fondu, dans les différentes parties de la ZAT et dans le métal de base, comme le schématise la Figure 77.

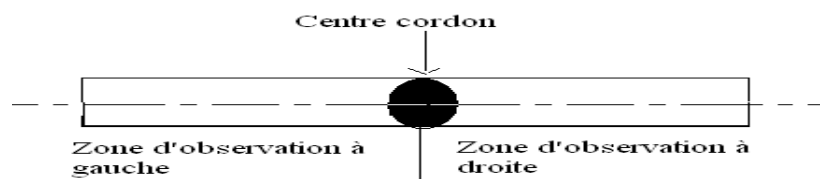


Figure 77 : Schéma descriptif des zones d'observation concernées par le traitement d'imagerie des fractions ferritiques et perlitiques.

Lors de l'utilisation du microscope optique équipé d'une caméra numérique avec logiciel (permettant l'acquisition et la sauvegarde des différentes images), l'estimation des proportions des différentes phases peu être déduites.

Les étapes suivies pour obtenir une image binaire servant à l'estimation du pourcentage de phases regroupés dans une observation optique en agissant de manière à :

- Transformée l'image en nuances de gris.
- Ajustement de la luminosité et du contraste de l'image permet d'obtenir une image finale binaire, sur la quelle apparaît la phase choisi dans la couleur que l'on désire, le reste de la matrice demeurant en une autre couleur différente de celle déjà choisie

Un exemple de micrographies obtenues par cette technique dans le métal de base est représenté dans la Figure 78.

Les performances de ce mode opératoire nous ont facilité la tâche dans l'estimation du taux de ferrite au moyen de la technique de traitement d'image.

La Figure 78, montre un exemple de micrographie obtenue dans le centre du cordon pour l'estimation du taux de ferrite et de perlite.

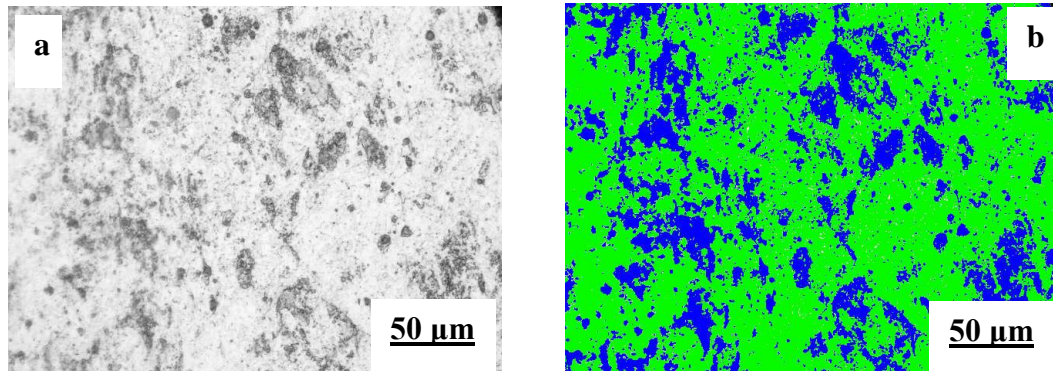


Figure 78 : Image réelle (a) et image traitée (b) du centre de cordon de l'acier soudé.

La Figure 79, montre le résultat de traitement d'image à 16 mm du centre du cordon, ou on constate la réduction de l'aire qu'occupe la ferrite en contre partie on remarque l'augmentation de la quantité de perlite.

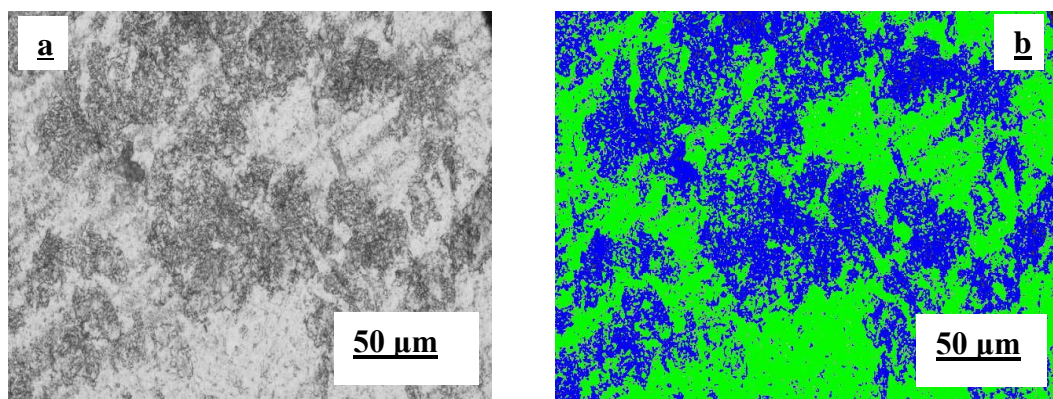


Figure 79 : Image réelle (a) et image traitée (b) à la distance de 16 mm du centre du cordon de soudure de l'acier 0,19 % C.

VI.A.4. Analyse par diffraction des rayons X :

Dans cette partie d'étude, nous avons essayé d'effectuer des analyses par diffraction des rayons X dans certaines zones de notre échantillon soudé (métal de base, ZAT et centre du cordon), comme le montre la Figure 80.

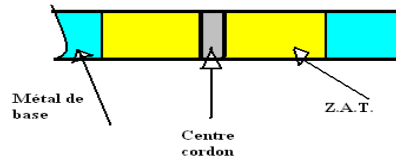


Figure 80 : Schéma des zones étudiées par la DRX.

La Figure 81 représente le spectre de raies de l'acier BS2 du métal de base :

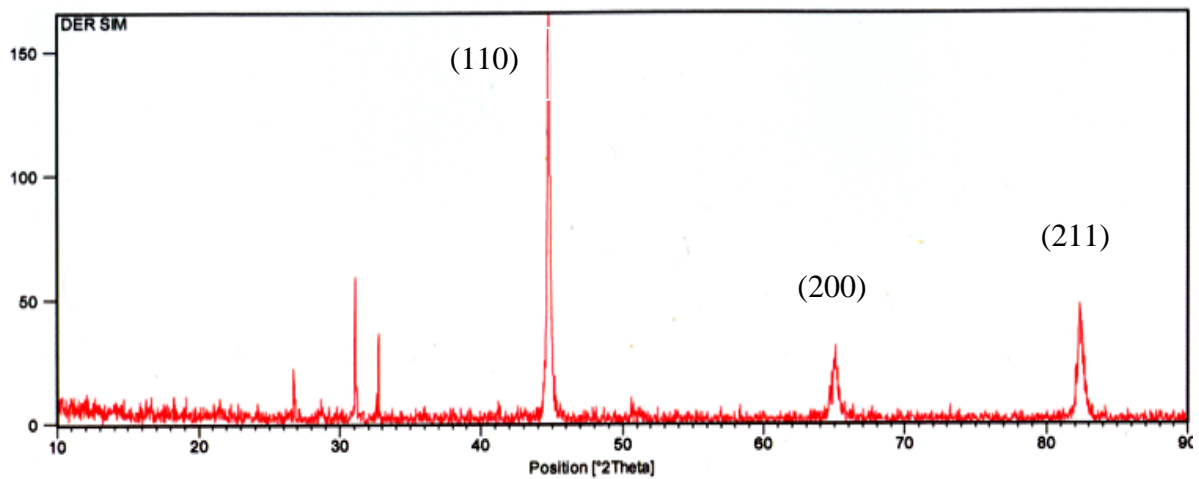


Figure 81 : Diffractogramme de la tôle BS2 à l'état livré.

La Figure 82 représente le diffractogramme de l'acier BS2 du métal de base après emboutissage :

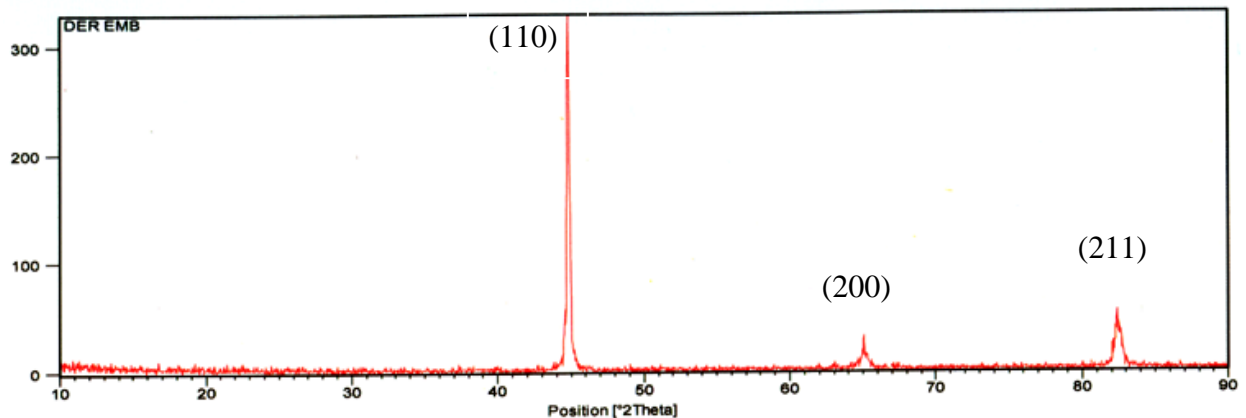


Figure 82 : Diffractogramme de la tôle BS2 après emboutissage.

La Figure 83 représente la superposition des diffractogrammes de l'acier BS2 à son état livré et après procédé d'emboutissage :

Plan (hkl)	Intensité (I)	2Theta (°)
(110)	359	44.947
(200)	19	65.109
(211)	57	82.631

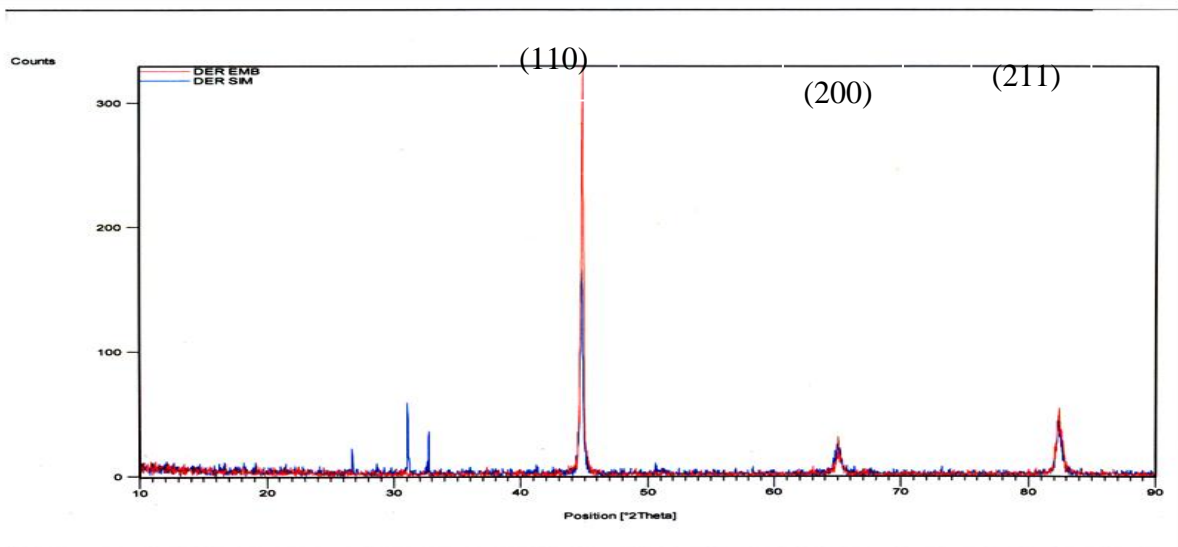


Figure 83 : superposition des diffractogrammes de la tôle BS2 à l'état livré et après emboutissage.

La Figure 84 rassemble ces spectres de raies par diffraction aux rayons X obtenues dans les différentes zones.

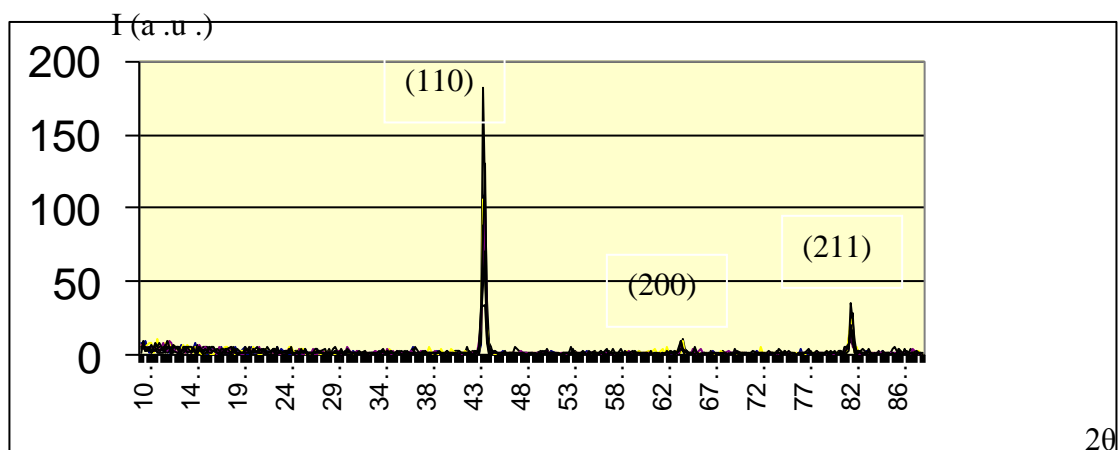


Figure 84 : Diffractogramme de l'échantillon après soudage (ZAT + métal soudé).

Nous remarquons une grande différence entre les différents spectres de raies surtout pour le spectre de raies de la ZAT, où des petits pics sont plus apparents par rapport au centre du cordon, cette différence est due à la différence de microstructure qui a été déjà observée par le biais de la microscopie optique et MEB

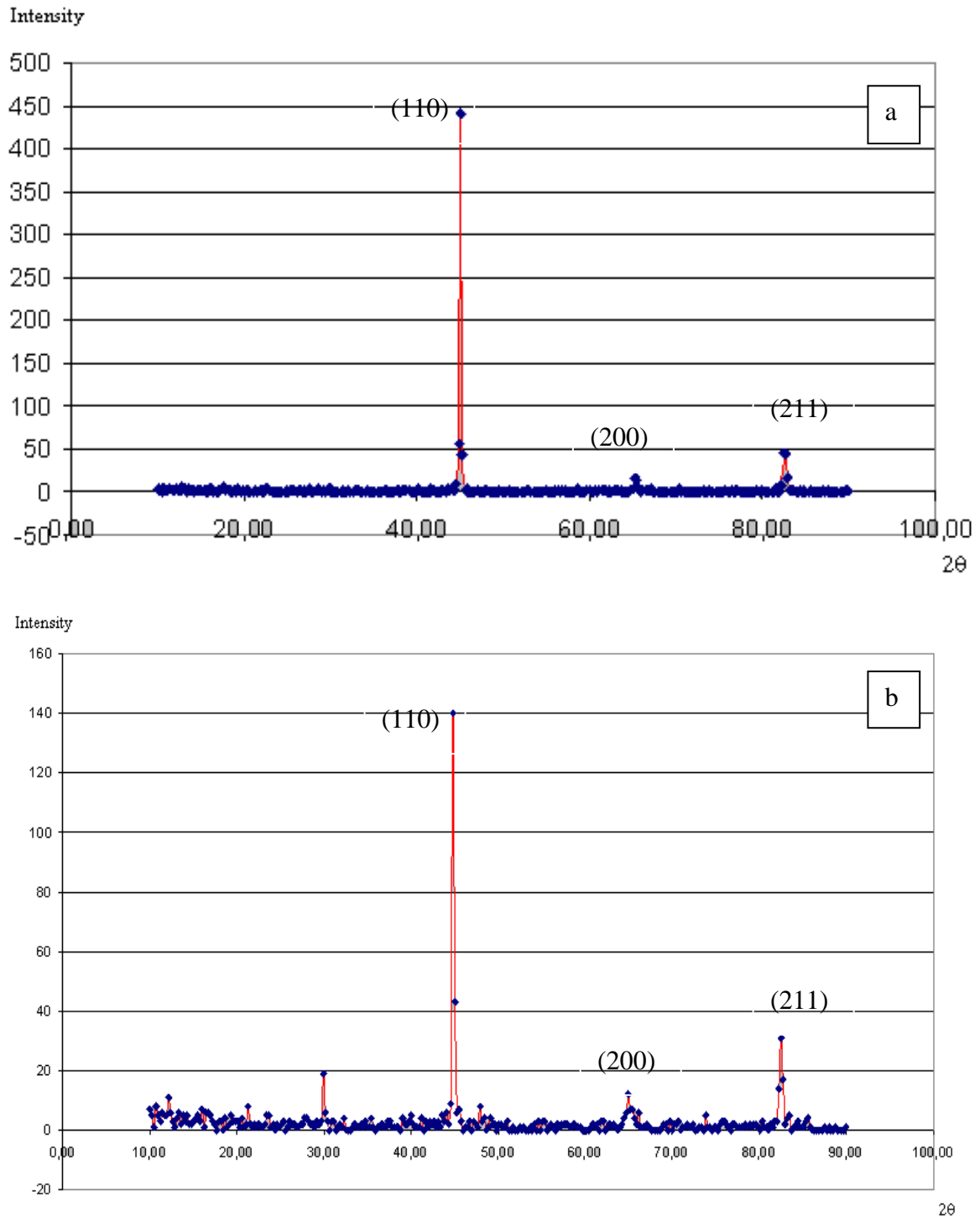


Figure 85 : Diffractogramme dans (a) ZF, (b) ZAT et métal de base de l'acier à 0,19% C.

Les résultats obtenus par rayons X

- échantillon 1 (930°C) [Tps=20min], {a=2.86 Å}

Plan (hkl)	Intensité (I)	2Theta (°)
(110)	286	44.672
(200)	13	65.075
(211)	44	82.391

Tableau III.03. Les caractéristiques de spectre de l'échantillon 01 (voir la figure III.10).

D'après les travaux de S.S. BABU [89], les mesures des rayons X montrent que dans les régions de la ZAT la formation incomplète de l'austénite se fait durant le cycle de chauffage, la présence de quelque ferrite même aux plus hautes températures et la transformation de l'austénite en ferrite ou même autres produits pendant le refroidissement de la soudure.

Les résultats DRX résultant des régions ZF de soudures statiques qui sont rapidement refroidies montrent la transition de la solidification de la ferrite fondamentale à partir de l'austénite fondamentale, cette transition se produit en présence de ferrite existant à haute température. Cette transition est attribuée à la solidification de la soudure pour un taux de refroidissement rapide.

La caractérisation de la microscopie optique des soudures a confirmé la présence de la martensite dans la région ZF et de la ferrite δ aux limites ZAT – ZF [89]

VI.A.5. Etude par la micro dureté :

Concernant les effets de soudage sur les différentes régions des aciers soudés, il à été reporté que les essais de dureté représentent une approche fiable sur les propriétés mécaniques de ces différentes zones, mais l'information obtenue est limitée [77]. Dans d'autres recherches le test de dureté est le chemin simple et rapide pour l'obtention des informations importantes des propriétés mécaniques de l'acier soudé [78].

Concernant notre acier la distribution de la dureté dans les différentes zones est montrée dans la Figure 86. Ces valeurs varient entre 178-250 HV, En effet ces résultats sont en accord avec la littérature. La dureté maximale se trouve dans la ZAT. Mais dans la présente étude, la variation des propriétés mécaniques à travers la soudure peut être attribuée à

plusieurs facteurs, principalement aux contraintes internes résiduelles piégés au cours du soudage. D'autre part, GUL. et al. [79], a trouvé que les valeurs de la dureté mesurées sont maximales dans la région de soudure (ZF).

Cependant, d'autres facteurs peuvent contribuer à cet augmentation de valeur de dureté tel que, les dimensions des grains, la composition de la phase et les inclusions métalliques.

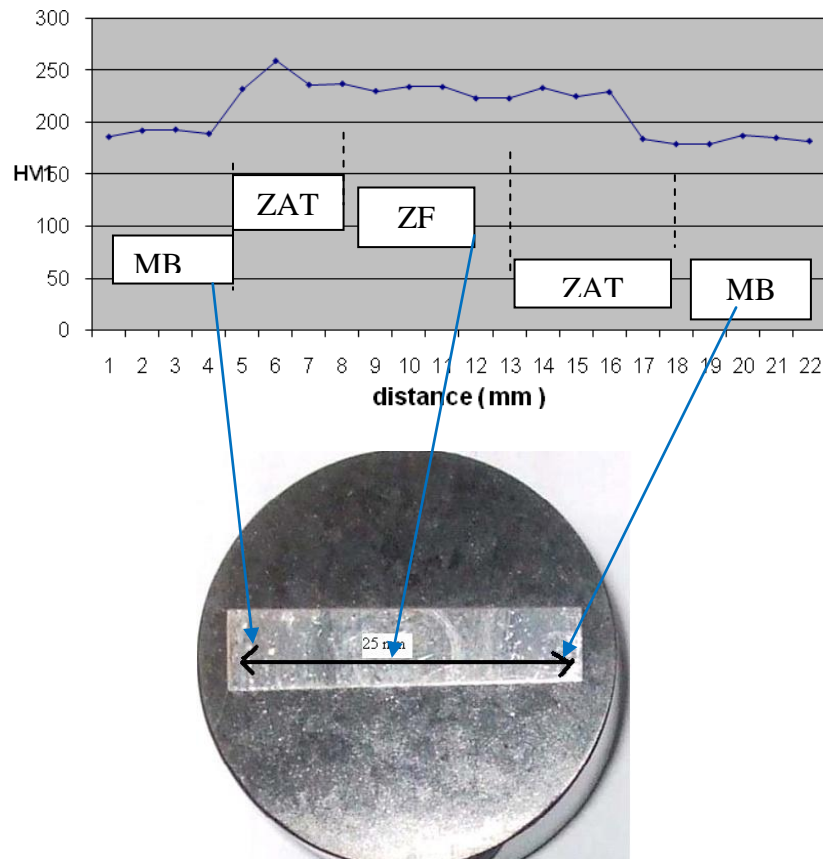


Figure 86 : Courbe (a) de micro-dureté de la tôle soudée.

Certains auteurs ont trouvé la même allure de la variation de la dureté le long du joint soudé. Par exemple, FUNIMARU et Al [80] ont trouvé une courbe semblable pour un acier Bainitiques à très faible pourcentage en carbone pour de nouveaux produits destinés au domaine de la construction. (Fig.87)

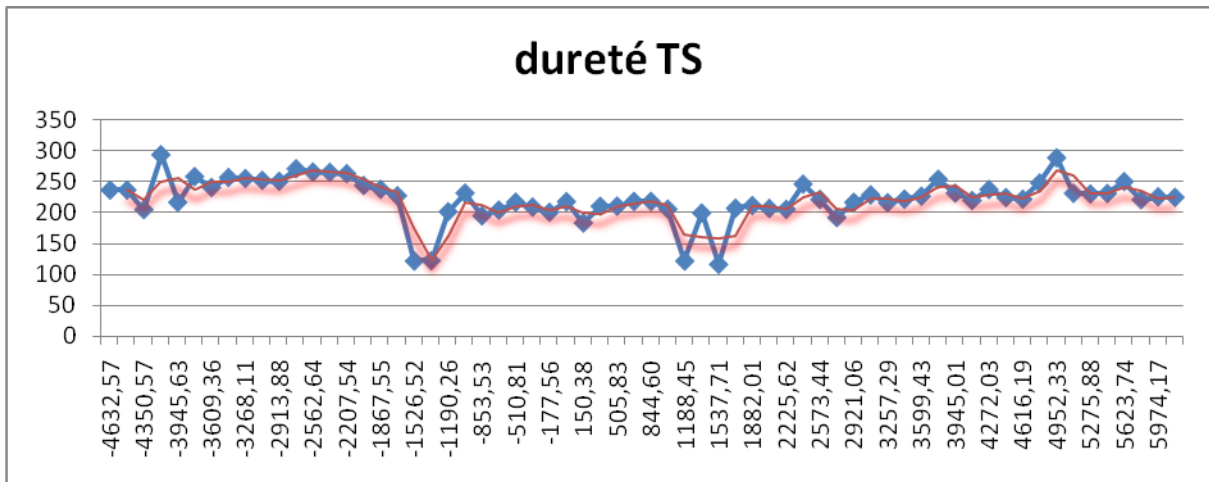


Figure 87 : Courbe A de micro dureté de la tôle soudée.

VI.A.6. Etude par la E B S D :

VI.A.6.1. Métal de base :

La Figure 88 représente les cartographies EBSD d'orientation de l'acier BS2 à son état de livraison prises sur le plan (RD-TD). La différence de morphologie des grains dans cette cartographie, reflète le processus de fabrication de ces tôles lors des processus de déformation à chaud (laminage à chaud).

A noter que seule la ferrite a été estimée. Nous n'avons pas cherché à caractériser la perlite qui est composée de phase α indissociable de la ferrite et de lamelles de cémentite trop fines pour être caractérisées.

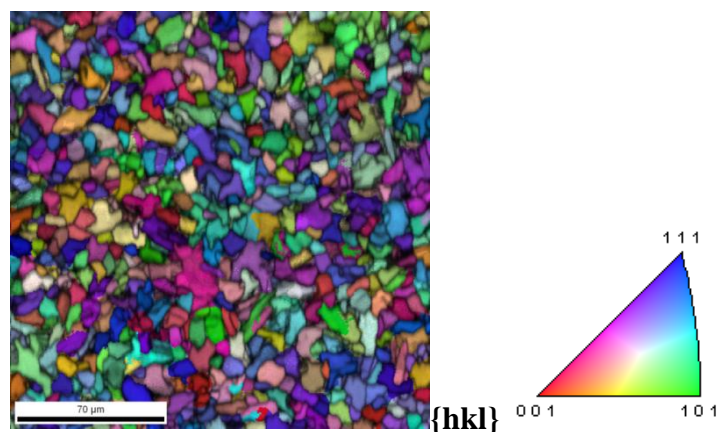


Figure 88 : Cartographies EBSD d'orientation $\langle hkl \rangle // z$ superposé au modèle facteur qualité **Kikuchi** avec Code couleur, FPI (001) dans le métal de base.

La Figure 89 de la cartographie EBSD montre que le métal de base BS2 est largement composé de grains de ferrite equiaxes dont leurs diamètres moyens est de l'ordre de 10 μm .

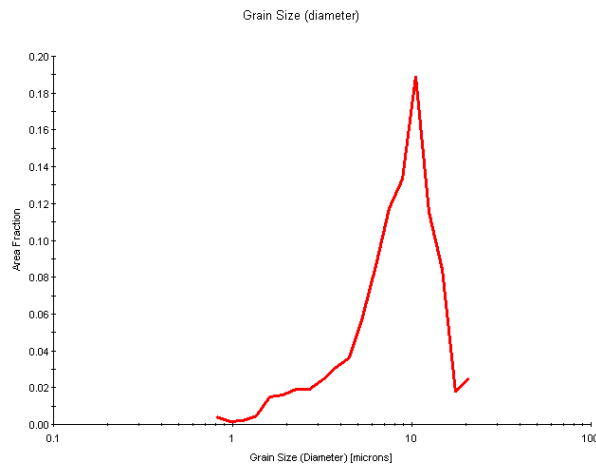


Figure 89 : Histogramme de taille de grains de la tôle BS2 à son éta de livraison

VI.A.6.2. L'effet de soudage sur les grains :

La cartographie EBSD près de la région de ZAT dans la Figure 90 montre l'effet de direction de l'écoulement de la chaleur sur le grossissement des grains de ferrite, BAYRAKTAR et al. [81], a observé dans les aciers interstitiels que les joints soudés sont caractérisés par la présence de gros grains près de la ligne de la fusion et ces grains sont orientés le long des directions du flux de la chaleur.

Cette orientation forcée est très semblable à certain aspects de solidification de microstructures dont la morphologie dépend de la direction du flux de la chaleur. D'autre part, il a été déduit que cette théorie de solidification peut être appliquée sur le soudage [82], [83].

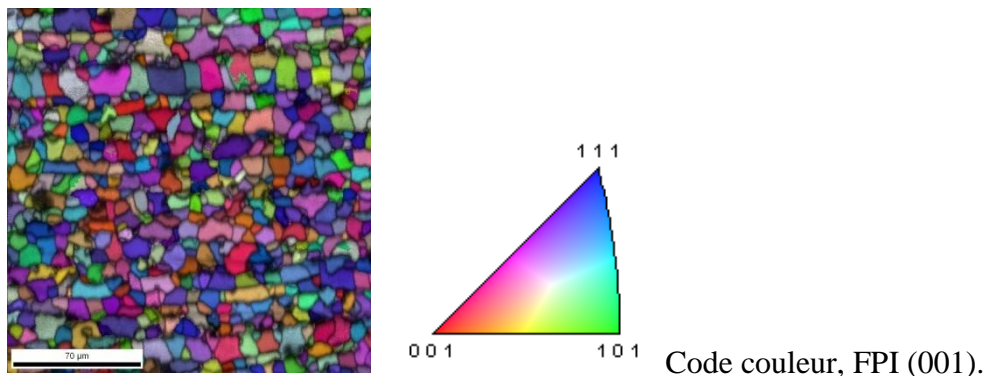


Figure 90 : Cartographies EBSD d'orientation superposé au model facteur qualité **Kikuchi** dans le métal après soudage.

En revanche, dans la cartographie EBSD de la Figure 90 nous pouvons observer clairement la différence microstructural entre les zones du métal de la soudure et la ZAT.

Cette zone de la transition est caractérisée par les bandes de grains grossiers où chaque bande de grains a complètement la même orientation Figure 91. Dans cette zone à gros grain, il paraît que les grains ont tendance à grossir le long d'une certaine direction cristallographique privilégiée.

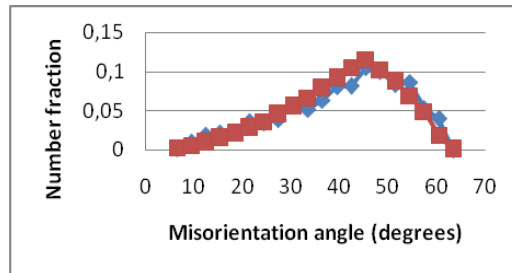


Figure 91 : Angle de désorientation

La Figure 91 montre la distribution des mésorientations (en bleu) qui est proche de celle d'un matériau isotrope (en rouge).

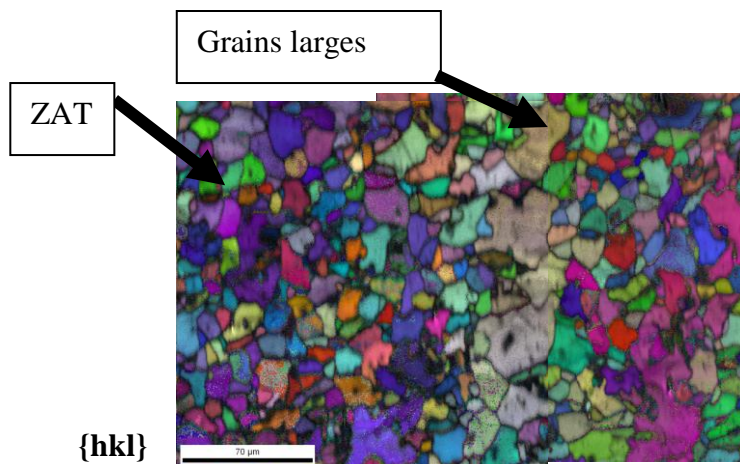


Figure 92 : Cartographie EBSD de l'acier soudé superposé au modèle facteur qualité **Kikuchi** dans la zone de la transition (4mm du centre de cordon de soudure).

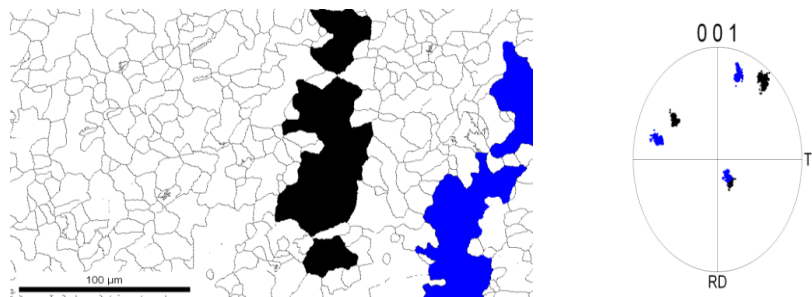


Figure 93 : Analyse de la cartographie EBSD de la Figure 83 et la Figure de pole correspondante des grains coloriés

A noter que les joints qui sont traces on une désorientation supérieure ou égale à 15° .

D'après certains travaux de recherche [84-88], les aciers faiblement allié et à faible pourcentage en carbone qui ont subit le soudage, on retrouve une zone à gros grains (grains coalescés) et qui est la ZAT représentent des zones de localisation des fissures, la cause de cela est la présence de ferrite de Widmenstätten [84, 85 et 87].

On effet, la fusion provoqué par le soudage provoque à son tour un recuit local du métal de base à ce point de fusion, ce qui donne la formation des gros grains situé entre le métal fondu et le métal non fondu.

De plus, on doit admettre que c'est la vitesse de refroidissement du métal soudé qui détermine le type de transformation de phases qui s'opère.

Généralement, les phases solides apparaissent dans les conditions hors équilibre. C'est pourquoi le recours au diagramme CCT (Continuous Cooling Time) est le plus approprié pour ce genre de situations.

VI.A.7. Variation de la composition chimique :

Il est clair que le soudage à l'arc électrique par addition de métal d'apport à l'état liquide provoque l'introduction et l'évaporation des éléments chimiques que compose ce métal. Pour cela nous avons effectué des prises de composition chimiques le long du joint soudé de quelques éléments et dans trois zones (Fig.94).

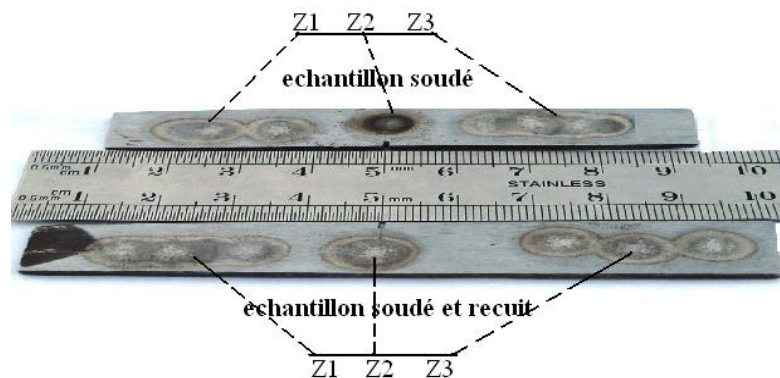


Figure 94 : Zones concernées par la spectrophotométrie par émission atomique des échantillons de l'acier 0,19 % C (soudé et soudé recuit) avec précision de l'échelle.

Le Tableau VI.3 rassemble le résultat de cette analyse, la première remarque que l'on peut déduire est la diminution du pourcentage de carbone par rapport au métal de base estimé à 0,19 % C.

N° elt	Nom chimique	Echantillon soudé		
		Z1	Z2	Z3
01	C	0,171	0,1264	0,1583
02	Si	0,0236	0,1758	0,1089
03	Mn	0,825	0,682	0,601
04	P	0,0087	0,0093	0,0054
05	S	0,006	0,0173	0,0063
06	Cr	< 0,005	< 0,005	< 0,005
07	Mo	< 0,001	< 0,001	< 0,001

Tableau VI.3 : Composition des éléments chimiques des échantillons soudés de l'acier à 0,19 % C.

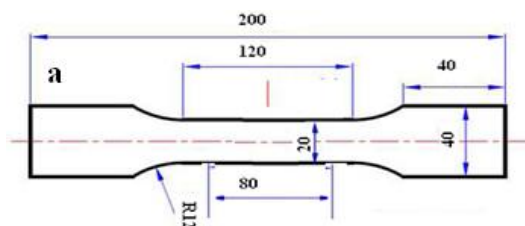
VI.A.8. Essai de traction sur une éprouvette non soudée et soudée:

Nous avons vu précédemment que les joints soudés en acier sont caractérisés par une hétérogénéité structurale importante, cette investigation microstructurale reste insuffisante pour décider de la qualité du joint de soudure si ses propriétés mécaniques ne sont pas investies.

Cette nouvelle répartition microstructurale à travers le joint soudé affecte ses propriétés mécaniques. Dans ce qui suit on présente l'évolution de quelque paramètre mécanique en fonction de deux tests de traction, le premier concerne une éprouvette non soudée et le second une éprouvette soudée.

A signaler que l'éprouvette de traction utilisée est non proportionnelle (épaisseur < à 3 mm, d'après la Norme EN10002-1)

L'essai se fait en une passe avec une vitesse de 16 mm/secondes et l'éprouvette considérée est de dimensions normalisées Figure 95.



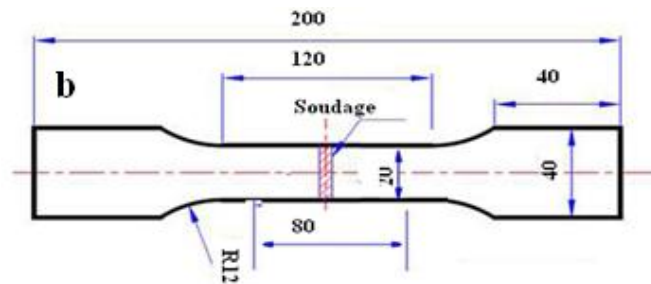


Figure 95 a : Eprouvette de traction du métal de base.
b : éprouvette de traction d'éléments soudés

L'essai de traction sera mené avec les conditions suivantes (Pré charge = 3 N/mm^2 , la vitesse de la limite d'élasticité = $30 \text{ N/mm}^2\text{s}$, la vitesse du module = 30 N/mm^2 et la vitesse d'essai = 0.008 1/s).

La Figure 96 illustre la courbe de traction obtenue sur un échantillon non soudé (tôle simple). Cette courbe montre une courbe type avec les deux principaux domaines (élastique OA et plastique AB) terminé par un point C de rupture.

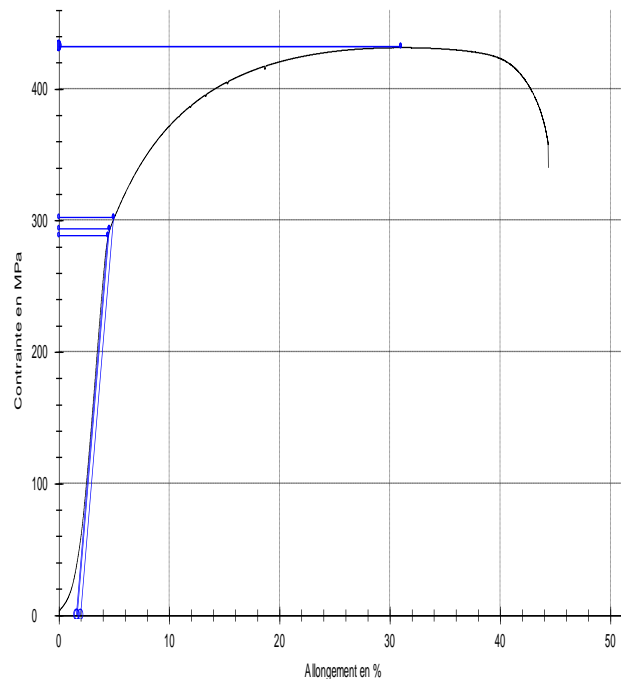


Figure 96 : Courbe de traction de la tôle d'acier à 0,19 % C.

Pour le point de rupture, la Figure 97 montre clairement que la zone de rupture se trouve au centre de l'éprouvette.



Figure 97 : Epreuve de traction avant (a) et après (b) essai de traction de la tôle d'acier à 0,19 % C.

Le Tableau VI.4 résume les différents paramètres mécaniques qui caractérisent notre tôle d'acier à 0,19 % C.

Nr	Rp0.1 MPa	Rp0.2 MPa	Rp0.5 MPa	Agt(coor) %	A5.56 %	A11.3 %	L ₀ mm	a ₀ mm	b ₀ mm	S ₀ mm ²	Fm KN	Rm N/mm ²	A80 %
01	288	293	302	29.5	53.5	39.5	80	2.58	20	51.60	22.27	4.32e+002	39.5

Tableau VI.4 : Valeurs des différents paramètres mécaniques de l'acier à 0,19 % C.

Concernant l'éprouvette de la tôle soudée de la Figure 98, l'allure de la courbe obtenue est toujours la même à défauts que toutes les valeurs des propriétés mécaniques ont changées, comme le montre le tableau VI.5.

Nr	Rp0.1 MPa	Rp0.2 MPa	Rp0.5 MPa	Agt(coor) %	A5.56 %	A11.3 %	L ₀ mm	a ₀ mm	b ₀ mm	S ₀ mm ²	Fm KN	Rm N/mm ²	A80 %
03	244	246	250	28	36	28.5	80	2.61	20	52.20	20.48	3.92 _e +002	28.5

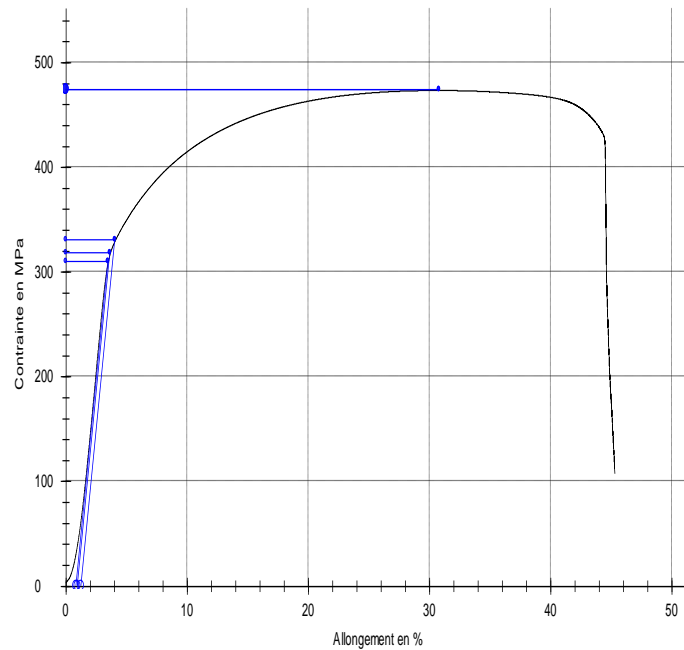


Figure 98 : Courbe de traction de la tôle d'acier soudé à 0,19 % C.

La Figure 89 illustre la courbe de traction obtenue sur un échantillon soudé. Cette courbe montre une courbe type avec les deux principaux domaines (élastique OA et plastique AB) terminé toujours par un point C de rupture.

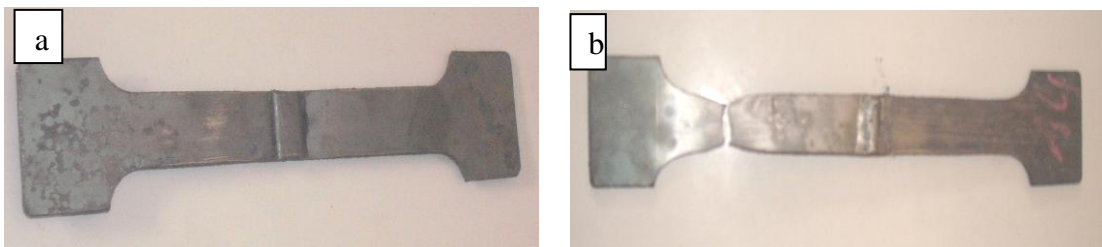


Figure 99 : Eprouvette de traction soudée avant (a) et après (b) essai de traction de la tôle d'acier à 0,19 % C.

Mais dans ce cas, nous remarquons que le palier plastique est plus étendue que dans le cas de la tôle simple, ce qui explique que le soudage à provoqué cet effet.

Nous signalons aussi que dans tous les cas d'essais réalisés la rupture se localise dans la partie du métal de base en dehors de la ZF et même de la ZAT, qui après procédé de soudage se retrouve très résistant par rapport à la zone du métal de base, comme le montre la Fig.99.

VI.B. Etude du joint soudé après le traitement thermique :

On doit rappeler que le traitement thermique après soudage de l'acier à 0,19 % C proposé et effectué sur la bouteille à gaz B 11/13 est un traitement de recuit de normalisation isotherme à 930°C avec une durée de maintien de 20 minutes.

Dans cette partie d'étude, nous présentons la différence entre un échantillon d'éprouvette soudée et traitée ainsi que celle soudée non traitée.

VI.B.1. Etude mécanique :

Les courbes de l'éprouvette soudée non traité thermiquement et celle soudée etb traitée thermiquement sont illustrées dans la Figure 100, la courbe de l'acier à 0,19 % C du métal de base et prise comme référence.

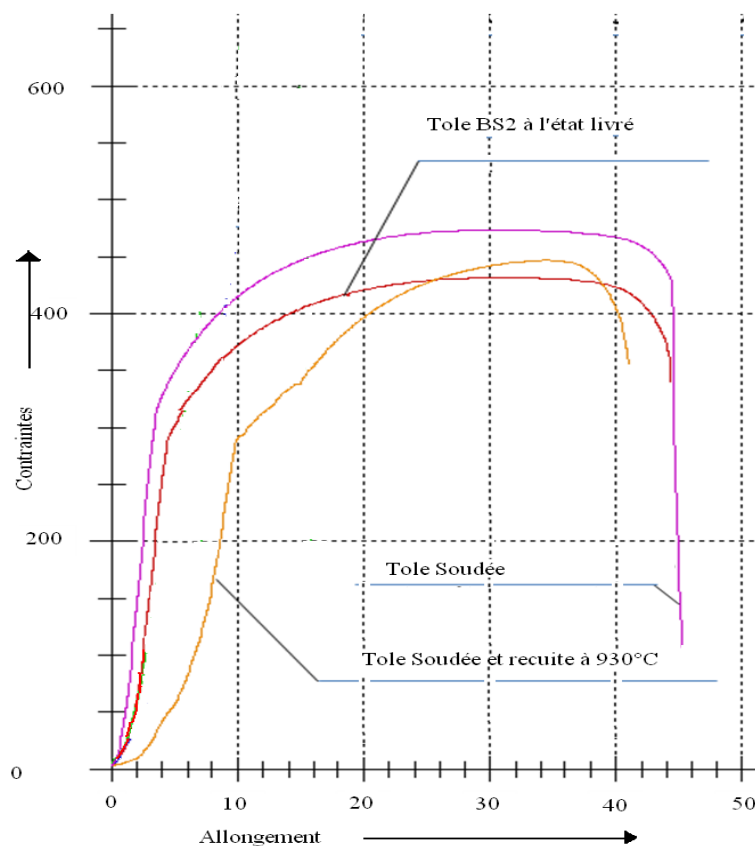


Figure 100 : Superposition des courbes de traction de la tôle simple, tôle soudée non traitée et la tôle soudée et traitée thermiquement à 930°C.

On note que plusieurs études ont signalé l'augmentation de la résistance mécanique après soudage des aciers faiblement alliés et à faible pourcentage en carbone. Par conséquent, il a été pratiquement recommandé un recuit après le soudage afin d'éliminer les contraintes résiduelles à l'intérieur de la ZAT.

d'après les résultats des essais de tractions obtenus, on peut dire que la fluctuation et le changement du paramètre mécanique de résistance qui s'est manifesté sur le métal BS2 de la bouteille au cours du processus de fabrication de celle-ci se traduit par un changement structural reflété par une restauration non complète justifiée par l'allure des courbes de traction superposées, mais malgré le rapprochement de la courbe de traction de la tôle recuite à celle de la tôle simple, la restauration des paramètres n'a pu être totale ce qui explique que des contraintes résiduelles existent toujours au sein du métal soudé.

Les mesures de micro dureté montrent bien la disparition de l'hétérogénéité due à la soudure. Car la courbe obtenue pour l'échantillon soudé et recuit (Fig.101), montre des valeurs très proches. De plus, on remarque l'adoucissement du matériau.

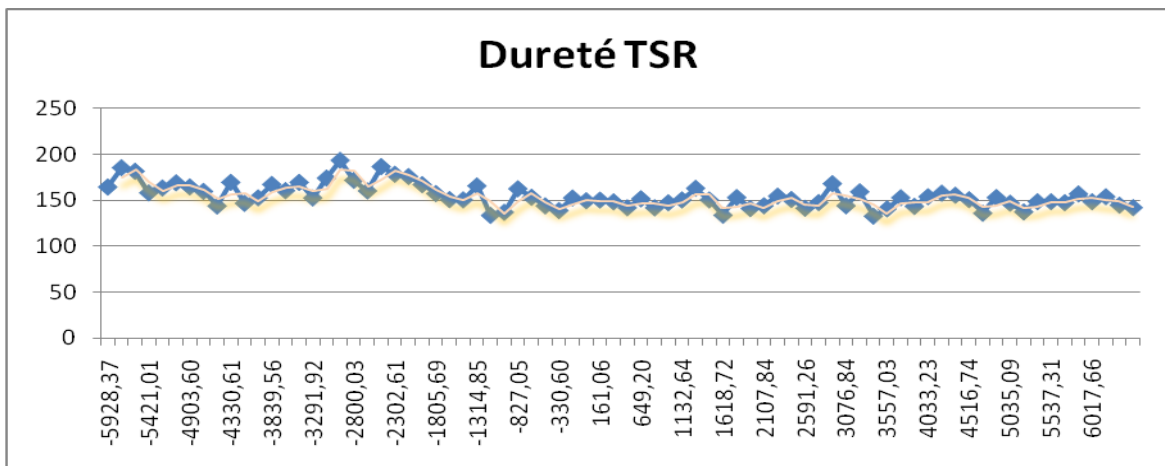


Figure 101 : Courbe de micro-dureté de la tôle soudée et recuite (TSR).

Le traitement thermique à 930 °C pour une durée de maintien de 20 minutes du métal BS2 n'entraîne pas d'augmentation de dureté en métal de base. Au contraire, la dureté moyenne en ZAT et en ZF (425Hv) est légèrement supérieure à celle du cordon brut de soudage (dureté en ZF de 410Hv).

VI.B.1. Etude micrographique :

La Figure 102 montre la variation de la microstructure dans le joint soudé, on remarque bien qu'il y'a une recristallisation et une homogénéisation dans la tailles des grains dans chaque zone (ZF et ZAT).

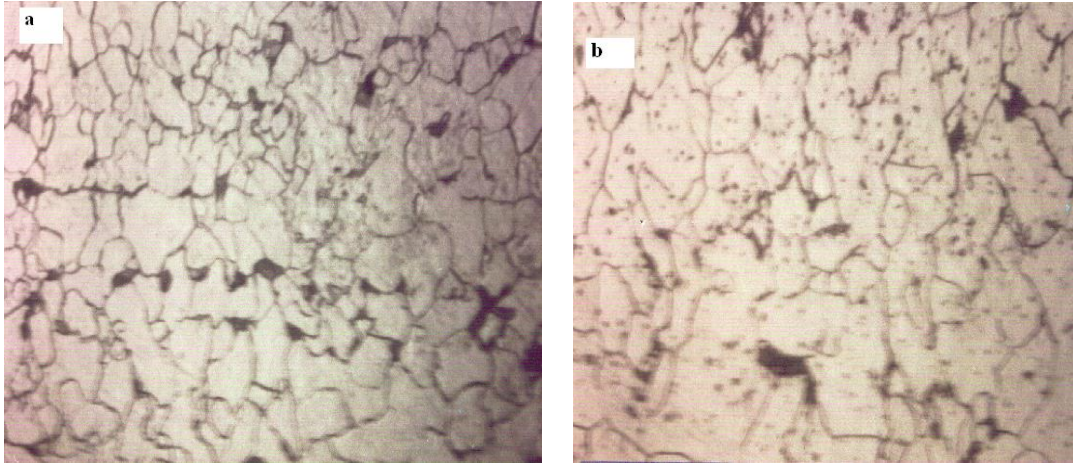


Figure 102 : microstructures dans le joint soudé. a) Métal fondu et b) ZAT de l'acier 0,129 %C recuit à 930°C pendant 01 heure.

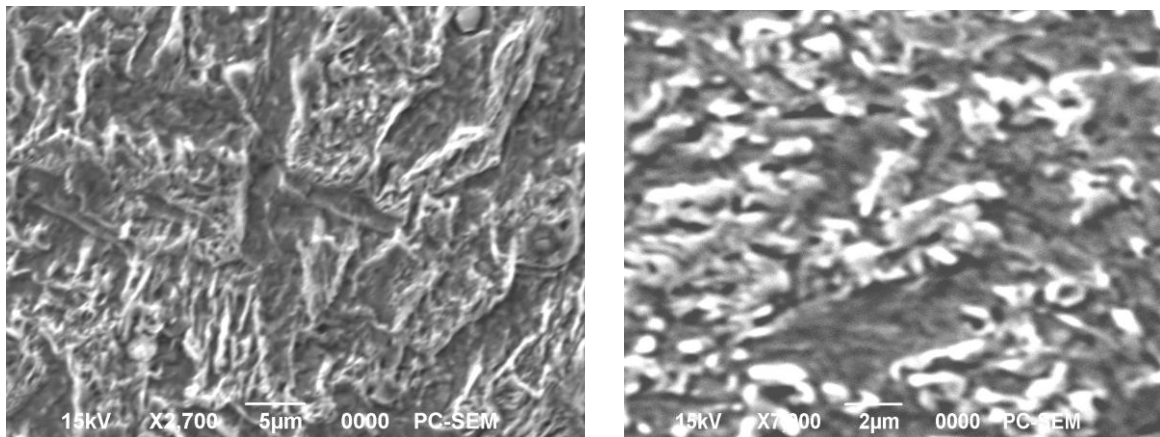


Figure 103 : microstructures dans la zone fondue du joint soudé de l'acier 0,19 %C recuit à 930°C pendant 20 min.

Référence :

[72]: S. LARS-ERIC, «Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds», Library of Congress Cataloging-in-Published Data, 1994.

[73]: GR. SPEICH., MILLER RL.In. KOT RA. MORRIS JW editions «Structure and proprieties of dual-phase steels» Warrendale, PA, 1979.

[74]: LE. LEE, SC. LANG, GH. CHENG «transformation process and products for C-Mn Steels during cooling», Mater Sciences Technologies 1989 S: 674-81.

[75]: HKDH. BHDESHIA «Austenite grain structure of low alloy steel welds deposits» J Matter Sci; 21: 3974-51.

[76]: GM. EVAN «Effect of heat input on the microstructure and proprieties of C-Mn all-weld deposits» weld J. 1982, 61 125-31.

[77] : G. R. STEWART, A. M. ELWAZRI, R. VARANO, N. POKUTYLOWICZ, S. YUE and J. J. JONAS, «Shear Punch Testing of Welded Pipeline Steel» Materials Science and Engineering A, Vol. 420, No. 1-2, 2006, pp. 115-121.

[78] : S. LARS-ERIC, «Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds» Library of Congress Cataloging-in-Published Data, British, 1994.

[79] : A. GÜRAL, B. BOSTAN and A. T. ÖZDEMİR, «Heat Treatment in Two Phase Region and its Effect on Welding of a Low Carbon steel» Materials and Design, Vol.28, No. 3, 2007, pp. 897-903.

[80]:K. FUNIMARU, H. TOSHIYUKI, A. KENITI Revue de métallurgie CIT Octobre 2000.

[81] : E. BAYARAKTAR, D. KAPLAN, L. DEVILLERS and J. P. CHEVALIER, «Grain Growth Mechanism during the Welding of Interstitial Free (IF) Steels» Journal of Materials Processing Technology, Vol. 189, No. 1-3, 2007, pp. 114-125.

[82] : E. BAYARAKTAR, «IF-steels and Weldability Research Reports Series III» IRSID ARCELOR) IRSID-MPM 99/20152/1, 2002.

- [83] : O. GRONG, «Metallurgical Modelling of Welding» The Institute of Materials, England, 1994.
- [84]: C.THANLOW, A.J. PAAUW, A. GUNLEIKSRUD, O.J. NAESS, Met Constr. 17(1985) pp: 94-99.
- [85]: R.E. DOLBY, Welding J, S8 (1979) p: 225-238
- [86]: O.M. AKSELSSEN, O. GRONG, P.E. KVAALE, Met trans A17 (1986), S29 – 1536.
- [87]: O, GRONG, O.M. AKSELSSEN, Met constr, 18 (1986) p: 557-562.
- [88]: O.M. AKSELSSEN, O, GRONG, S.K. SOLBERG, Mater Sci Techno. 3 (1987) p: 649 - 655.
- [89]: J.W. ELMER, J.M. VITEK, S.A. DAVID «Time-resolved X-ray diffraction investigation of primary weld solidification in Fe-C-Al-Mn steel welds», Acta Materialia 50 (2002) 4763–4781.

Chapitre VII

Etude numérique

Chapitre VII/ Etude numérique

VII.1. Etude numérique de la variation de température dans le soudage à l'arc électrique sous flux solide :

L'étude numérique entamée à pour but la poursuite de l'énergie générée par le phénomène de soudage sur les parties soudées et l'étude du comportement de la variation de température durant le procédé de soudage (Fig. 104).

VII.1. 1. Données :

VII.1. 1. a. Type d'acier utilisé :

L'acier utilisé pour notre étude est celui de la bouteille à gaz ménagère B11/13 (Fig.104) celui-ci est un acier doux considéré comme parfaitement soudable et à faible pourcentage de carbone, sa composition chimique est très proche de celle du métal d'apport utilisé pour cette opération. Tableaux VI.1 et VI.2

VII.1. 1. b. Type et caractéristiques technique du soudage :

Dans cette étape de fabrication des bouteilles à gaz le type du soudage pratiqué est le soudage à l'arc électrique automatique immergé sous flux solide.

Les paramètres de soudage sont comme suit :

- ✓ Procédé de soudage : Semi automatique
- ✓ Position de soudage : 1G
- ✓ Courant et polarité : (+) lance de soudage
- ✓ Métal d'apport : S & traité thermiquement (1,6 mm)
- ✓ Ampérage : 500 A
- ✓ Voltage : 30 V
- ✓ Temps de soudage : 58 Secondes
- ✓ Vitesse de rotation de la bouteille : 16 mm / Seconde.
- ✓ Vitesse de soudage = $5,6 \times 10^{-2}$ m/s

Point fort de cette étude, c'est la délimitation physique de la Zone Affectée Thermiquement (ZAT) et elle nous donne aussi un suivi de valeurs de la température en tout point des deux bouts soudées au cours du soudage.

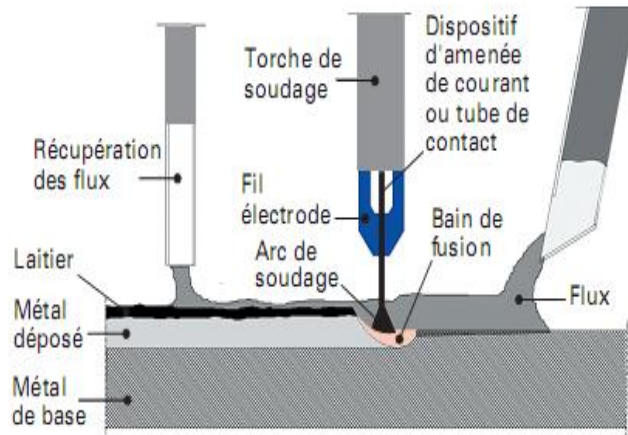


Figure 104 : Procédé de soudage à l'arc électrique sous flux solide

VII.1. 1. c. Schéma du mode d'assemblage des deux embouts :

La Figure 105 montre les différentes zones composant notre échantillon au cours de notre étude et le mode d'assemblage des deux bouts de l'acier à 0,19%C.

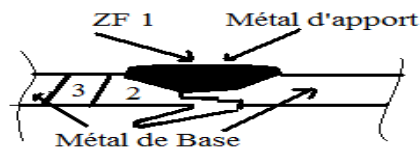


Figure 105 : Mode d'assemblage du joint soudé des deux embouts du corps de la bouteille à gaz.

VII.1.1.d. Formulation numérique de l'étude thermique du soudage :

Q soudage représente la somme de tous les flux agissants dans le soudage

$$Q_{\text{soudage}} = q_1 + q_2 + q_3 + q_4 \dots \dots \dots (VII.1)$$

Ou : q_1 : flux par conduction

$$q_1 = \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) \dots \dots \dots (VII.2)$$

q_2 : flux par convection

$$q_2 = h (T - T_\infty)$$

Avec h : coefficient d'échange par convection

q₃ : flux par rayonnement

$$q_3 = \varepsilon \sigma (T_{\text{gaz}}^4 - T_{\text{surf ext}}^4)$$

Avec ε : émissivité et σ : constante de Boltzmann

q₄ : flux d'enthalpie de fusion absorbée au cours du soudage

Les flux q₂, q₃ et q₄ sont négligés du faite que le soudage se fait par convection.

En tenant compte de la symétrie de la bouteille au niveau du cordon de soudage et des deux embouts à souder, la distribution de la température sera calculée sur la moitié du domaine de soudage. (Fig.106)

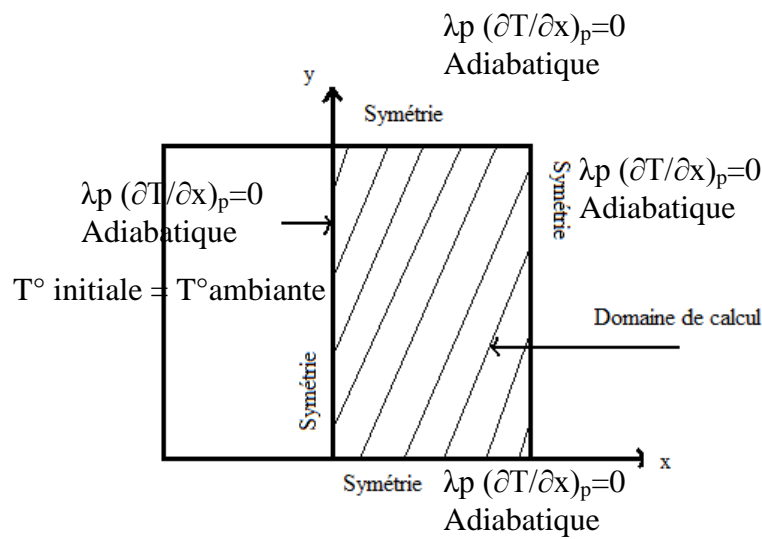


Figure 106 : Modèle discrétisée du soudage de la bouteille à gaz

Le domaine de soudage est présenté sur la Figure ci-dessous

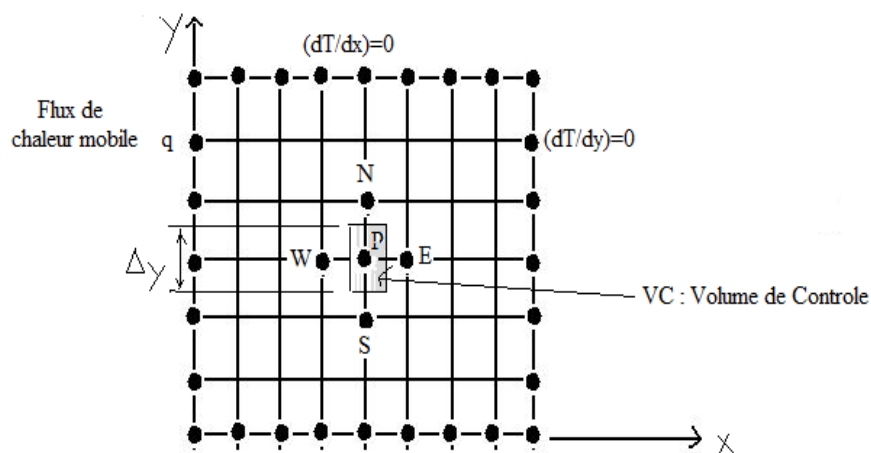


Figure 107 : Maillage et disposition du modèle d'étude de la bouteille et disposition du volume de contrôle.

On considère un maillage régulier $\Delta x = \Delta y$ et $\Delta z = 1$

L'équation différentielle qui gouverne le régime transitoire de la diffusion de chaleur est la suivante :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) \dots \dots \dots (VII.3)$$

Avec $\frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) = 0 \dots \dots \dots (VII.4)$

Donc : $\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) \dots \dots \dots (VII.5)$

ρ, C_p et λ : Caractéristiques du matériau supposé constants

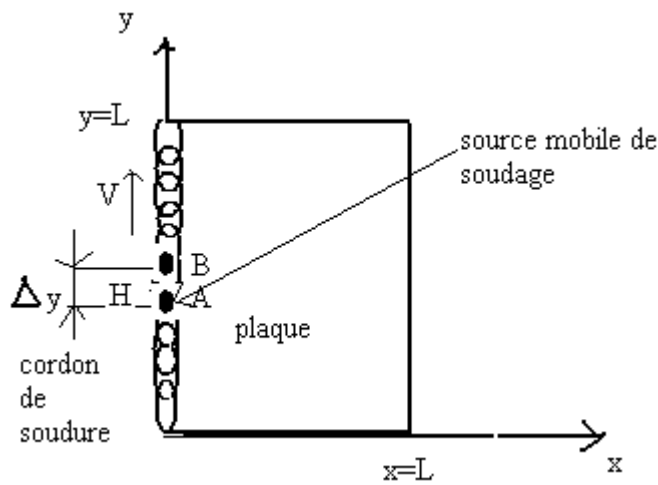


Figure 108 : Partie concernée par l'étude numérique du soudage

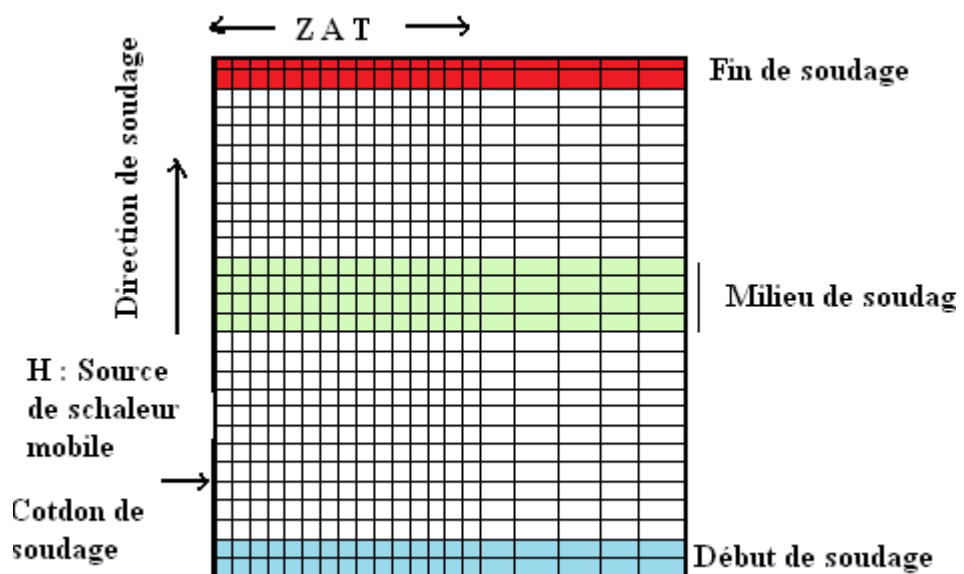


Figure 109 : Maillage numérique de la partie soudée.

Sur la face correspondante du cordon est imposée la source de chaleur qui la source de soudage de la Figure 108 et qui se déplace le long de cette face, cette source est notée q .

En utilisant la méthode de PATANKAR [91], est qui consiste à écrire l'équation différentielle (VII.3) sous forme algébrique discrétisée pour un nœud du domaine de calcul Figure 109, après intégration sur le volume de contrôle (avec la supposition que $\Delta z=1$) entourant le nœud, en utilisant le schéma totalement implicite recommandé par PATANKAR [91].

On obtient l'équation :

$$a_P T_P = a_W T_W + a_E T_E + a_S T_S + a_N T_N + b \dots \dots \dots \text{(VII.6)}$$

a_P, a_W, a_E, a_S, a_N et b : coefficients de l'équation discrétisée et le terme source étant nulle dans ce cas.

VII.1.1.e. Conditions aux limites :

Sur toutes les faces :

$\frac{dT}{dx}$: par rapport à la direction x et $\frac{dT}{dy}$ par rapport à la direction y , correspondant à

l'adiabatique du fait de la symétrie, seule sur la face du cordon ou est imposée une source de

chaleur q mobile $q = \lambda_p \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)_p$

Sur la frontière et en tenant compte des CAL : $\frac{\partial T}{\partial x} = 0$, $\frac{\partial T}{\partial y} = 0$ ou $q = \lambda_p \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)_p$

En supposant la variation de température linéaire et en utilisant le schéma implicite pour l'intégration dans le temps (recommandé par PATANKAR [91]), on obtient la forme générale de l'équation (VII.6) résolue par l'application de l'algorithme de Thomas aux problèmes 02 dimensions, la résolution incrémentale itérative combinée entre la méthode de Newton et celle de Gauss Seidel, nous donne les courbes relatives aux différents temps de soudage suivantes :

Au début de soudage soit à $t = 0,3$ seconde. (Fig.110).

Au milieu du soudage

à $t = 07$ secondes (Fig.111)

à $t = 15$ secondes (Fig.112)

Et à la fin de soudage (Fig.113)

Enfin une courbe spécifique expliquant le comportement du flux de température juste après l'opération de soudage. (Fig.114)

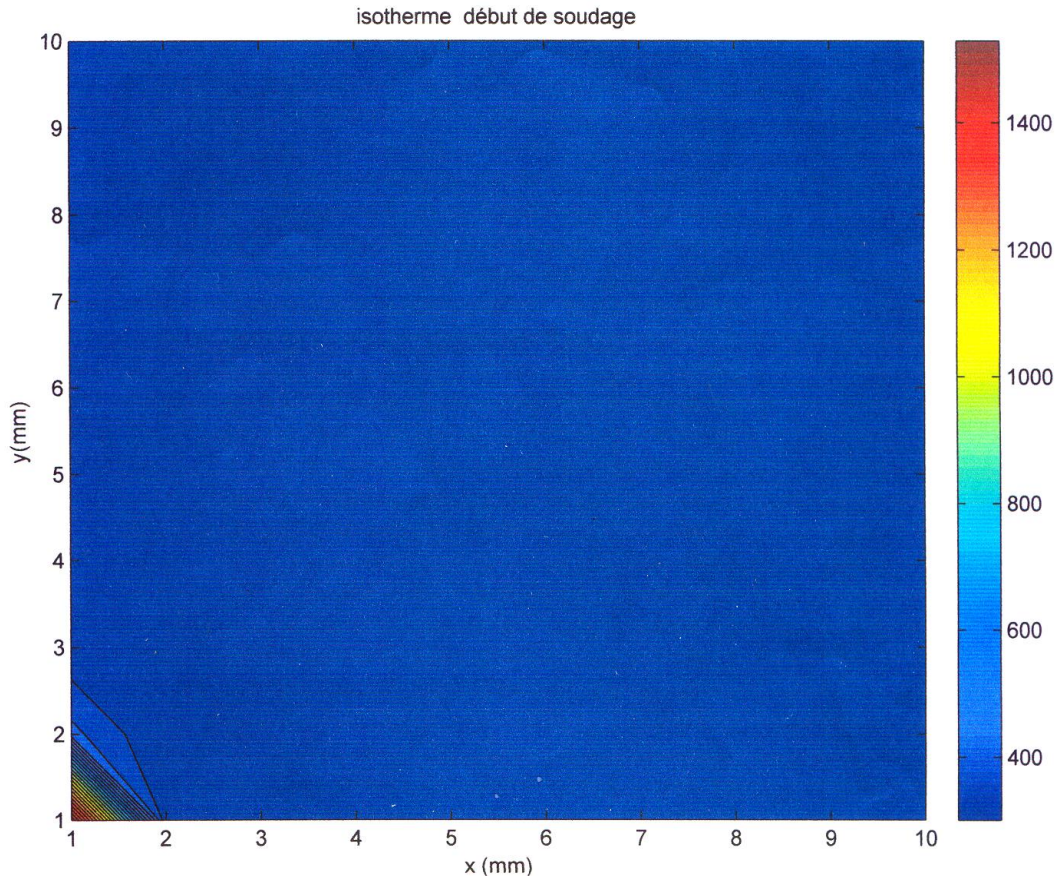


Figure 110 : Courbe de variation de température du soudage à $t = 0.3$ seconde (début de soudage)

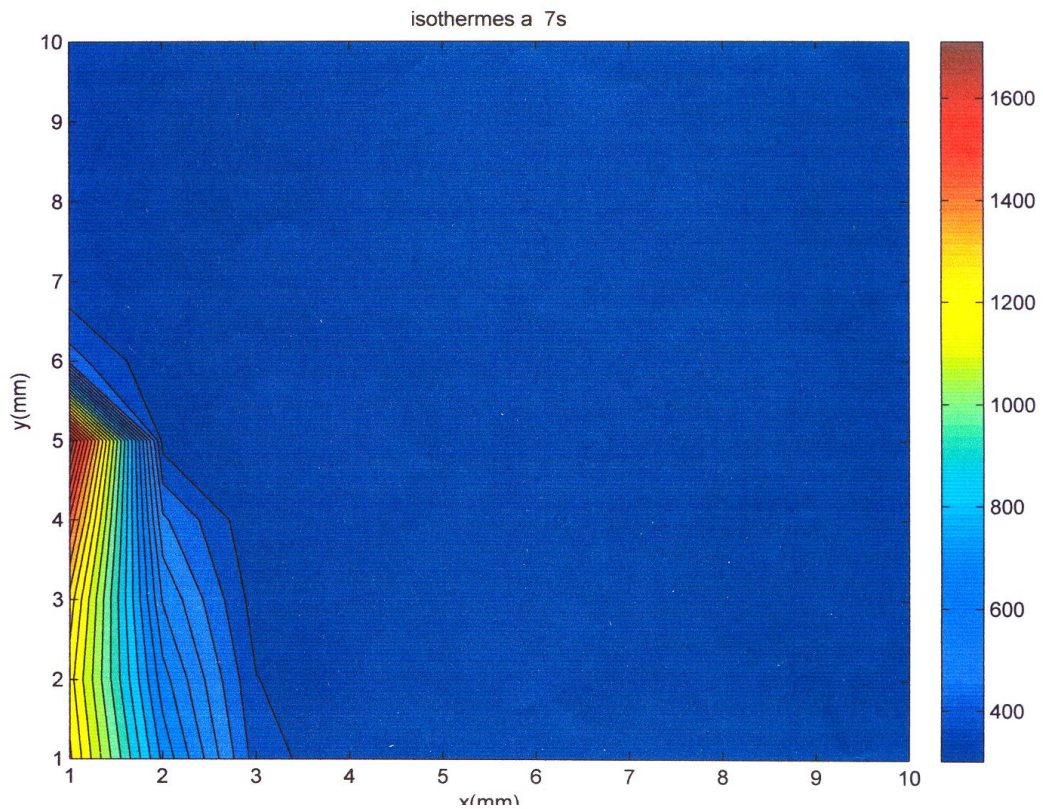


Figure 111 : Courbe de variation de température du soudage à $t = 07$ secondes (milieu de soudage)

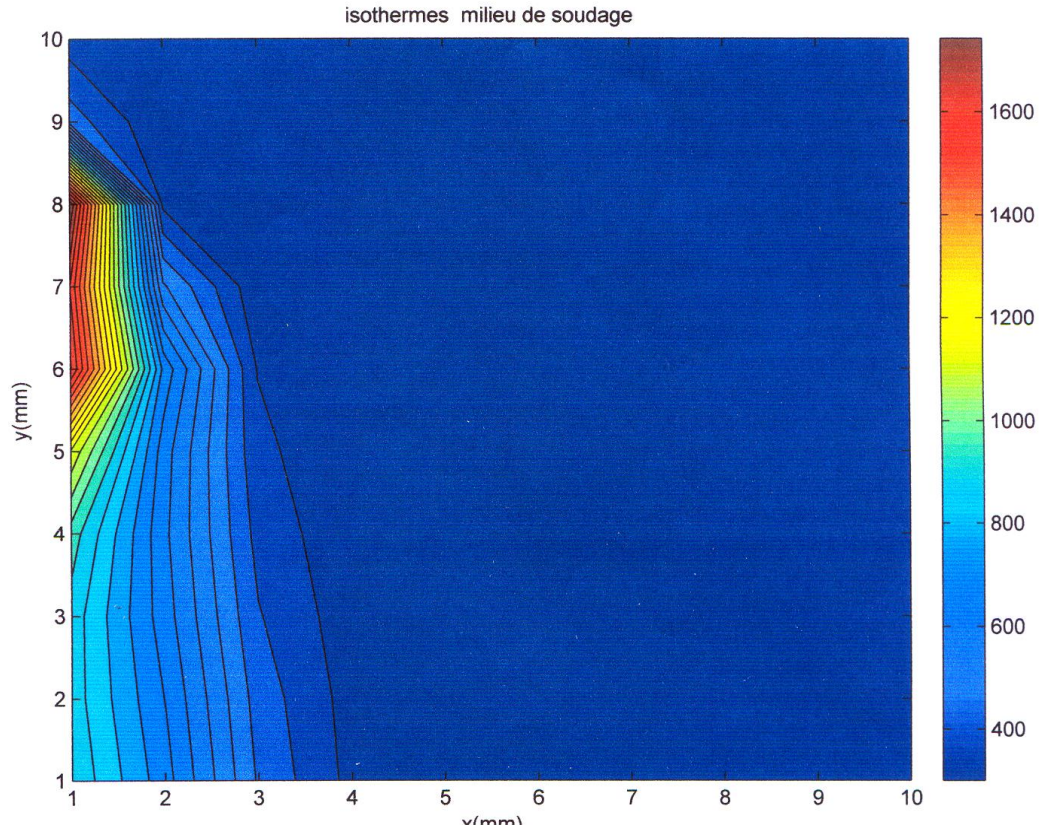


Figure 112 : Courbe de variation de température du soudage à t = 15 secondes (milieu de soudage)

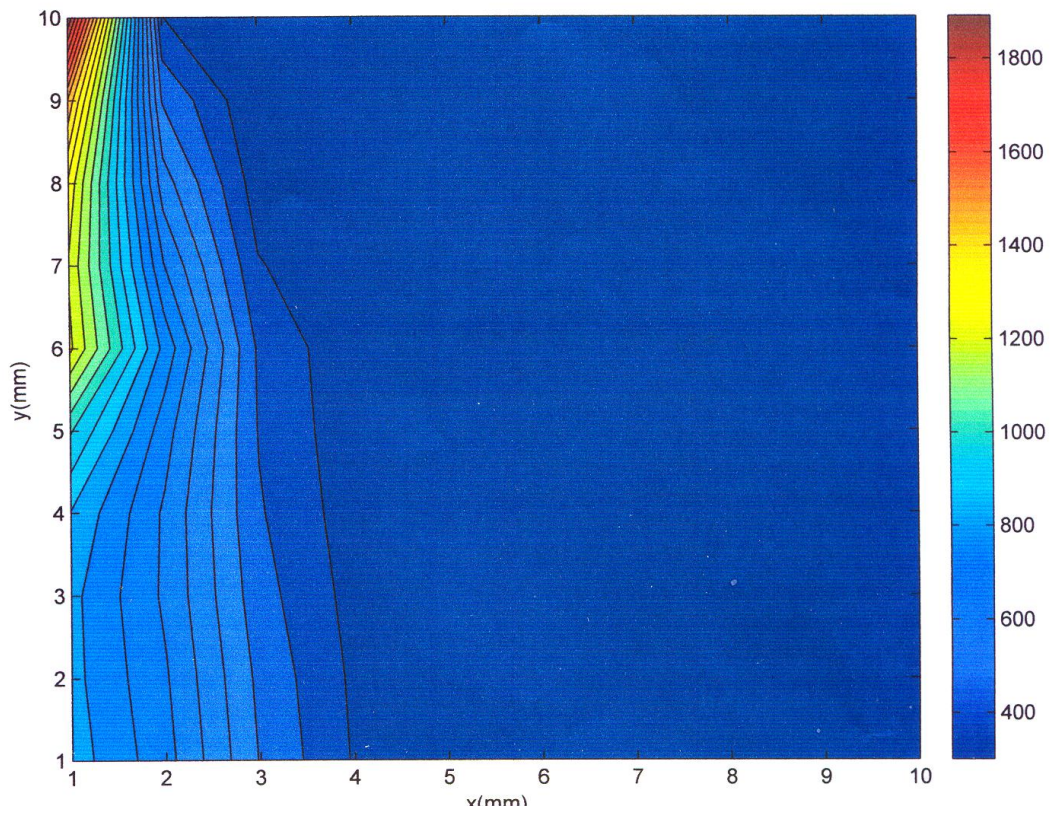


Figure 113 : Courbe de variation de température du soudage à t = 25 secondes (fin de soudage).

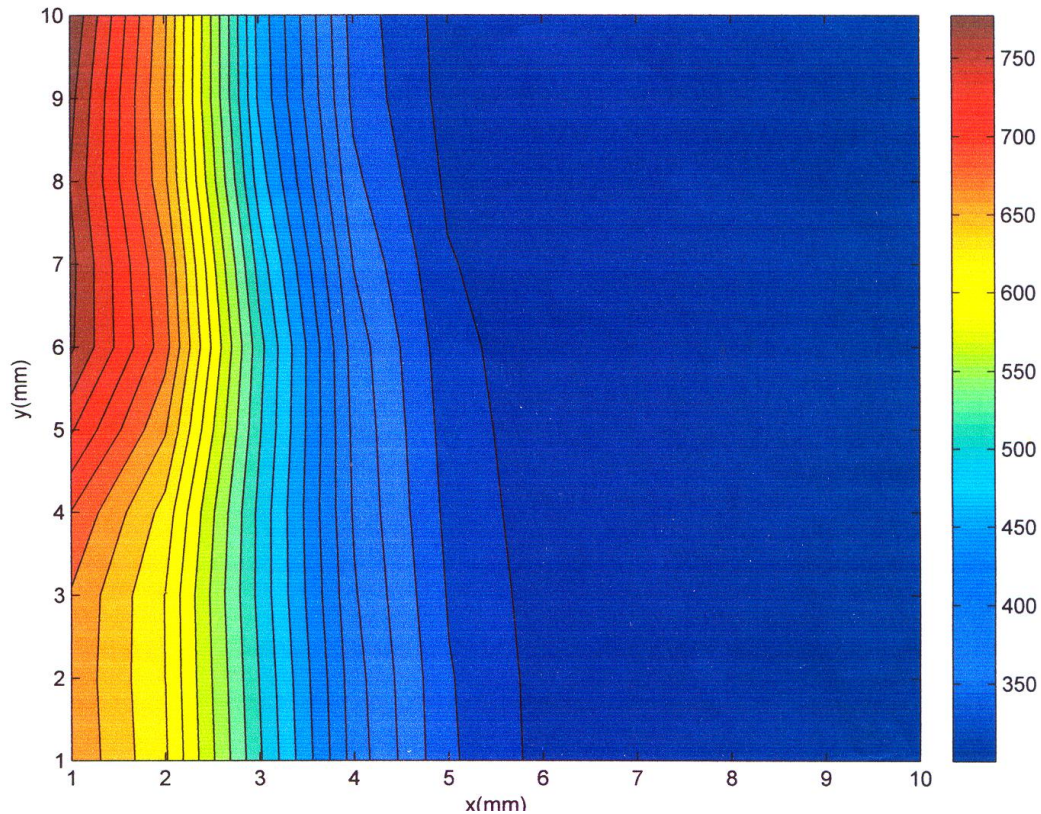


Figure 114 : Courbe de variation de température après le soudage.

La courbe de la Figure 114 montre l'allure de variation de température de soudage juste après le cycle de soudage, ou autrement dit lors du refroidissement cela provoque la création de la Z.A.T identifiée par le code couleur de température et représentant la diffusion de la température dans le métal. [90]. [91]

VII.1. 1.f. Conclusion :

En grande partie l'étude entamée à pu nous donner une idée claire sur :

- La variation du flux de température du à la source de chaleur de soudage durant tout le temps de l'assemblage des deux embouts (supérieur et inférieur) de la bouteille à gaz.
- L'identification physique de la zone affectée thermiquement ZAT durant et après l'opération de soudage.
- Prédiction et localisation du comportement métallurgique et mécanique des différentes zones affectées par le soudage des deux éléments assemblés de la bouteille à gaz.
- Existence d'une variation de valeur physique des propriétés mécaniques et probablement aussi de la composition chimique des différentes zones de la ZAT.

VII.2. Etude numérique du comportement de la température lors du recuit des pièces en acier à faible pourcentage en carbone assemblés par soudage :

Généralement après l'assemblage de pièces par soudage, un changement structurel s'opère dans le joint soudé ainsi qu'aux abords des frontières proches du cordon, cette zone est thermiquement affectée par l'énergie de soudage et est appelée Z.A.T.

Ce changement est dû à la grande température de soudage nécessaire à la fusion des métaux, or celle-ci provoque une perturbation des paramètres mécaniques, spécialement dans la ZAT des aciers soudés, ce qui nécessite pour des raisons d'emploi le recours à un traitement thermique des pièces soudées, afin de réajuster ces paramètres mécaniques, essentiellement un recuit de normalisation.

Cette pratique de recuit de normalisation est celle du traitement thermique appliqué pour le cas du soudage de la bouteille à gaz ménagère B11/13 conçu par la SNS BAG de Batna, l'acier de cette bouteille est à faible pourcentage de carbone, de nomenclature BS2.

Une étude numérique portant sur le comportement de la température fera l'objet de la simulation du recuit de normalisation à la température de 930°C pour une période de maintien de 20 minutes pratiquée sur la bouteille.

Cette étude nous montre les effets de la température sur la composition des phases de la structure de l'acier, sur la taille des grains correspondantes et la fluctuation des valeurs de quelques paramètres mécaniques avant et après traitement thermique de recuit.

Cette étude numérique est une modélisation du traitement de recuit qui vient immédiatement après le procédé de soudage de la bouteille considérée

Cette étape d'assemblage du corps de la bouteille est suivie d'un traitement thermique de normalisation à la température de 930°C pour une période de 20 minutes de maintien afin de réajuster les paramètres mécaniques perturbés lors du soudage au voisinage du cordon et de la zone affectée thermiquement dite ZAT.

Le passage dans le four de recuit à combustion gaz se fait en quatre (04) étapes. (Fig.115)

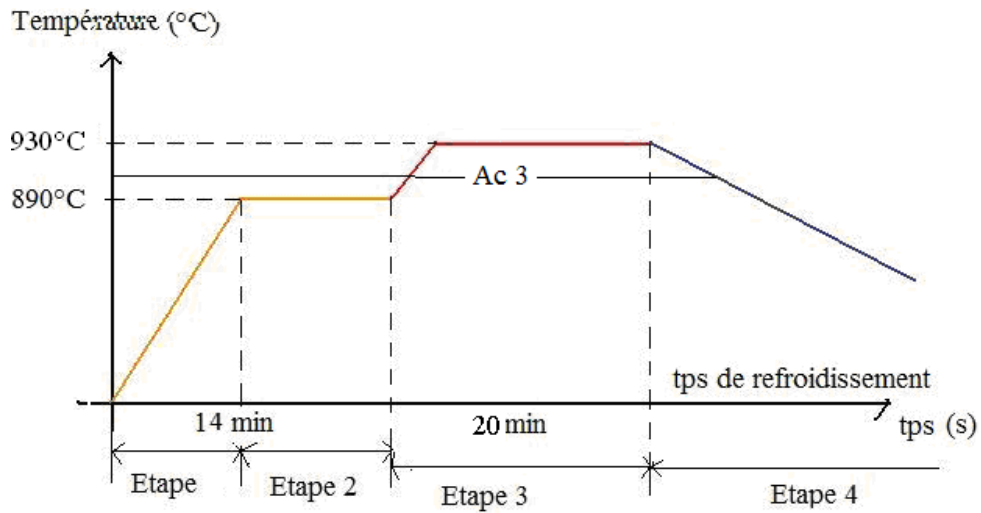


Figure 115 : Courbe représentative de la température en fonction du temps du procédé de recuit de normalisation de la bouteille B11/13.

Etape 1 : Zone d'entrée dans le four à la température de 890 °C.

Etape 2 : Maintien de 14 minutes dans l'ambiance de 890 °C.

Etape 3 : Pénétration de la bouteille dans la zone de 930 °C pour un maintien de 20 minutes.

Etape 4 : Refroidissement calmé à l'air libre.

VII.2.1. Etude numérique du recuit de la bouteille à gaz :

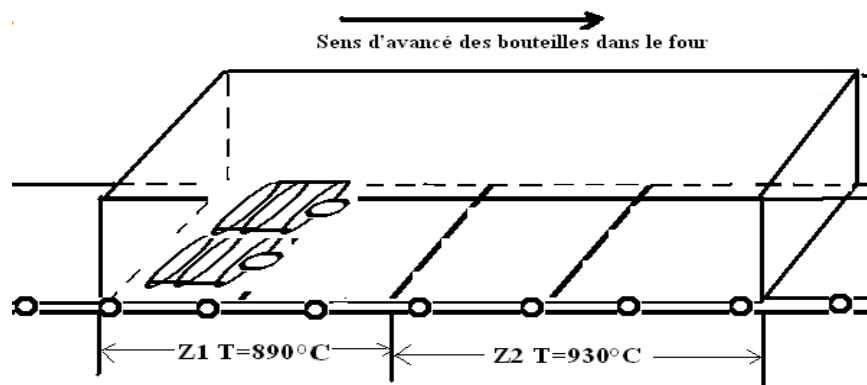


Figure 116 : Schéma du four de recuit de normalisation à 930 °C pour une durée de 20 min

Le procédé de chauffage de la bouteille dans le four comporte 02 phases (la première à une température de 890 °C et la deuxième à une température de 930°C. grâce aux tapis roulants la bouteille passe d'un compartiment l'autre du four avec des durées suffisantes pour uniformiser la température dans toute l'épaisseur de la tôle.

VII.2.1.a. Domaine de calcul :

La coupe du matériau de la bouteille sera considérée selon l'épaisseur. Fig.117

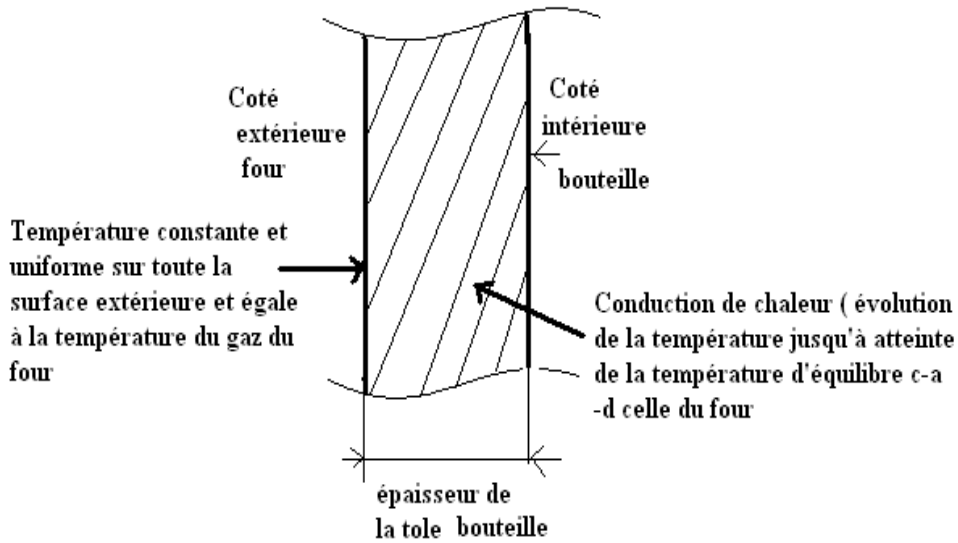


Figure 117 : Schéma de coupe du matériau de la bouteille lors du recuit.

Sur la surface extérieure de la bouteille le gaz du four maintien à la température constante qui est celle du compartiment du four considéré. Par conduction de chaleur dans le matériau de la bouteille, la température s'uniformise dans toutes les directions de la tôle jusqu'à ce que la température de la surface intérieure soit égale à celle de la surface extérieure c'est-à-dire atteindre l'équilibre. (Fig.118) [92].

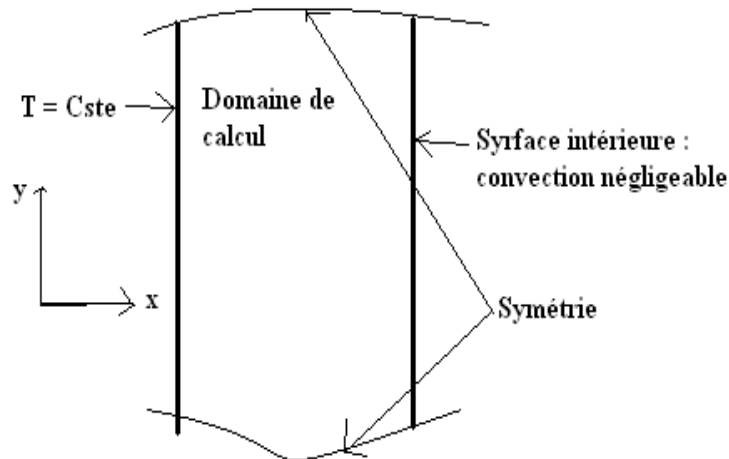


Figure 118 : délimitation du domaine de calcul numérique de la bouteille.

L'équation différentielle qui gouverne le régime transitoire de la diffusion de chaleur est :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) \dots\dots\dots(VII.3)$$

Avec

On considère le cas bidimensionnel $\frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) = 0$ (VII.4)

Donc

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) \text{(VII.5)}$$

ρ , C_p et k : caractéristiques du matériau supposé constant.

VII.2.1.b. Conditions aux limites : Fig.117 et Fig.118

e : épaisseur de la tôle

H : hauteur de la bouteille

Surface extérieure : $x = 0$ et $0 \leq y \leq h$ $T(x,y) = T_g$: température du gaz du four

Surface intérieure : $x = e$ et $0 \leq y \leq h$ $\frac{\partial T}{\partial x} = 0$ du faite que la convection est négligée.

Surfaces de symétries : $y = 0$ et $0 \leq y \leq e$

$$y = h \text{ et } 0 \leq x \leq e \text{ et } \frac{\partial T}{\partial y} = 0$$

VII.2.1.c. Conditions initiales :

On suppose qu’au début du traitement thermique que la température du matériau est complètement uniforme, est celle de l’équilibre avec l’air ambiant = 300 ° K soit 27 °C.

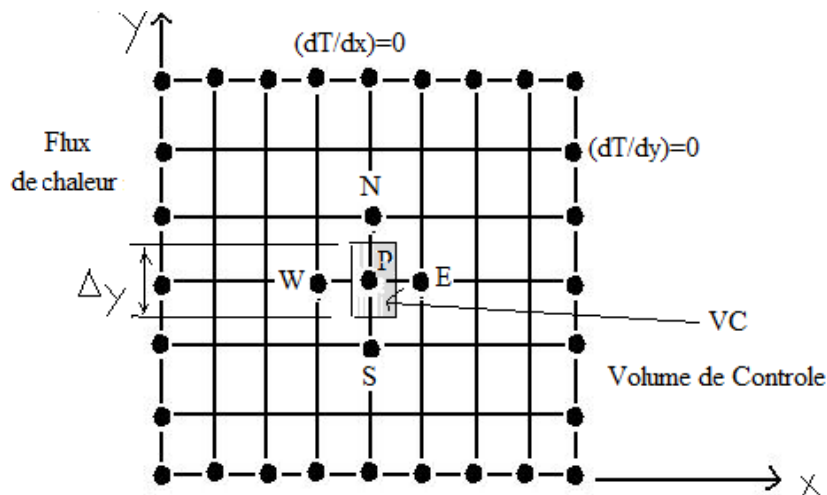


Figure 119 : Maillage et disposition du modèle d’étude de la bouteille et disposition du volume de contrôle.

On considère un maillage régulier $\Delta x = \Delta y$ et $\Delta z = 1$

En utilisant la méthode de PATANKAR [91], est qui consiste à écrire l'équation différentielle (VII.3) sous forme algébrique discrétisée pour un nœud du domaine de calcul après intégration sur le volume de contrôle (avec la supposition que $\Delta z=1$) entourant le nœud, en utilisant le schéma totalement implicite recommandé par PATANKAR [91].

On obtient l'équation :

$$a_P T_P = a_W T_W + a_E T_E + a_S T_S + a_N T_N + b \dots\dots\dots (4)$$

$a_{P,W,E,S,N}$ et b : coefficients de l'équation discrétisée et le terme source étant nulle dans ce cas.

En supposant la variation de température linéaire et en utilisant le schéma implicite pour l'intégration dans le temps (recommandé par PATANKAR [91]), on obtient la forme générale de l'équation (VII.6) résolue par l'application de l'algorithme de Thomas aux problèmes 02 dimensions, la résolution incrémentale itérative combinée entre la méthode de Newton et celle de Gauss Seidel, nous donne les courbes relatives aux différents temps de recuit suivants : [93] [94] et [95]

Au début de recuit soit de $t = 0$ jusqu'à $t = 200$ secondes (Fig.120)

De $t = 100$ jusqu'à $t = 300$ secondes (Fig.121)

La simulation numérique graphique du début de recuit (Fig.122)

La simulation numérique graphique à mi-temps de recuit (Fig.123)

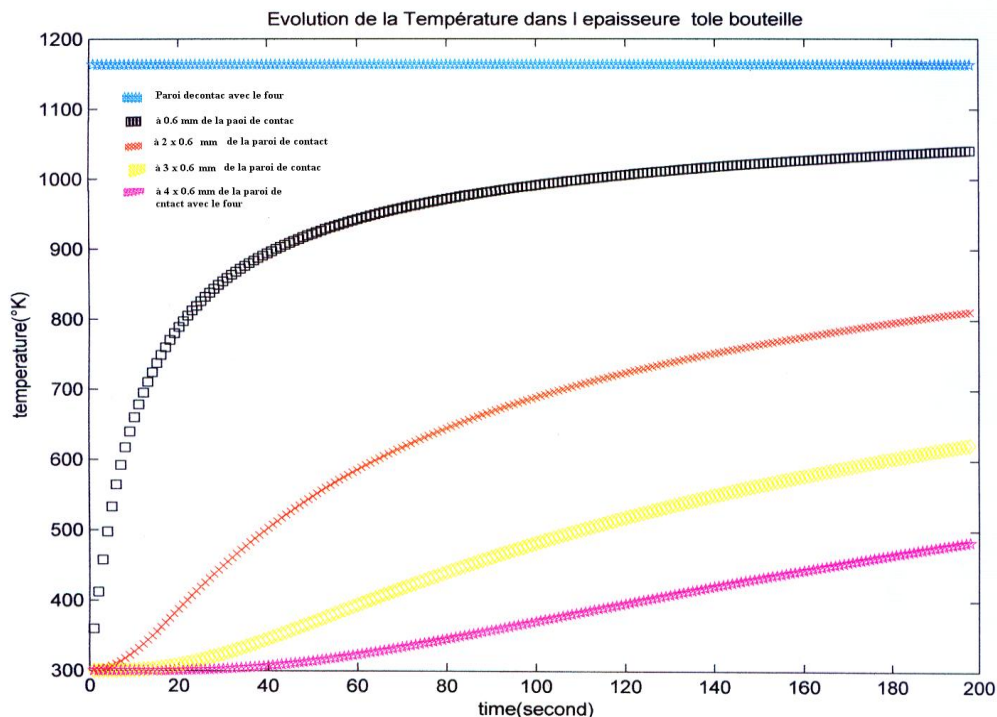


Figure 120 : Allure de dissipation de chaleur dans la tôle au début du recuit (de $t = 0$ s jusqu'à $t = 200$ s).

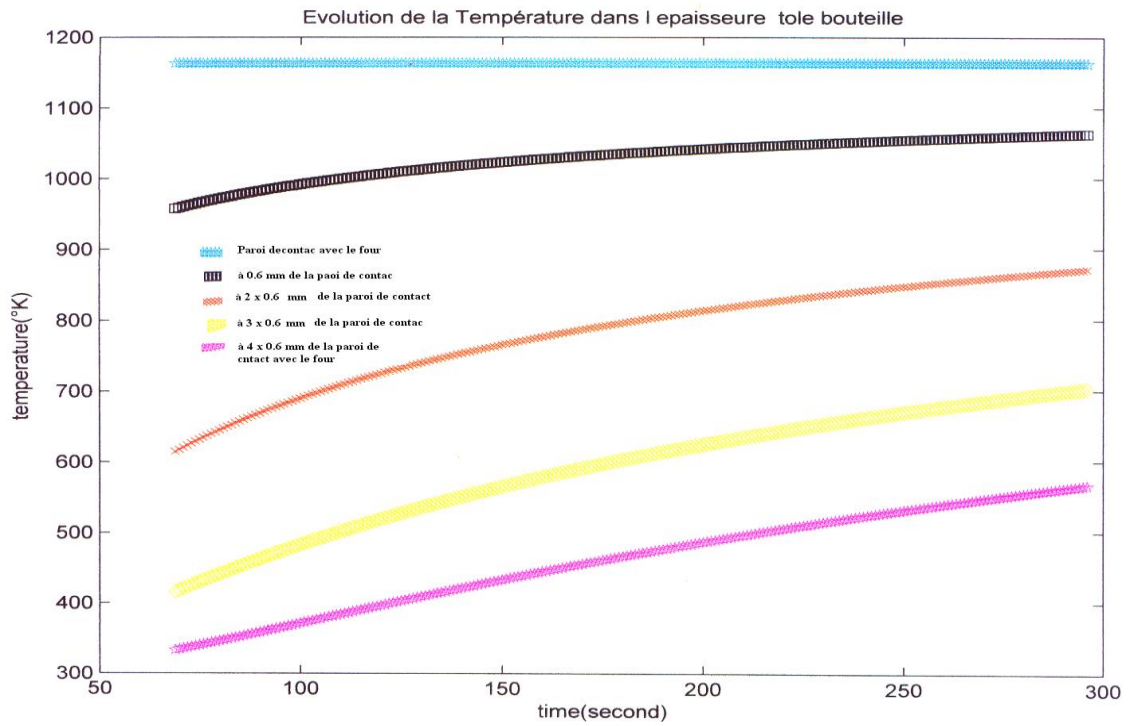


Figure 121 : Allure de dissipation de chaleur dans la tôle au début du recuit (de $t = 100s$ jusqu'à $t = 300 s$)

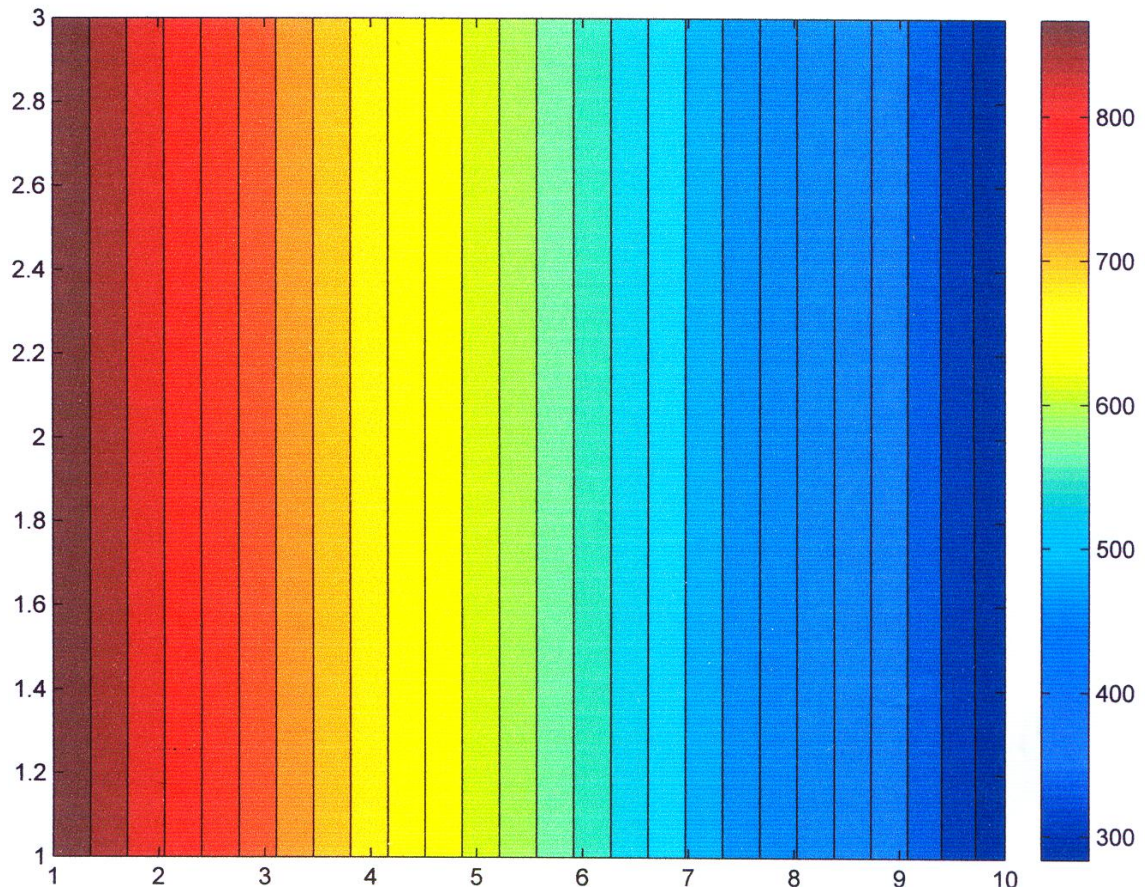


Figure 122 : La simulation numérique graphique du début de recuit

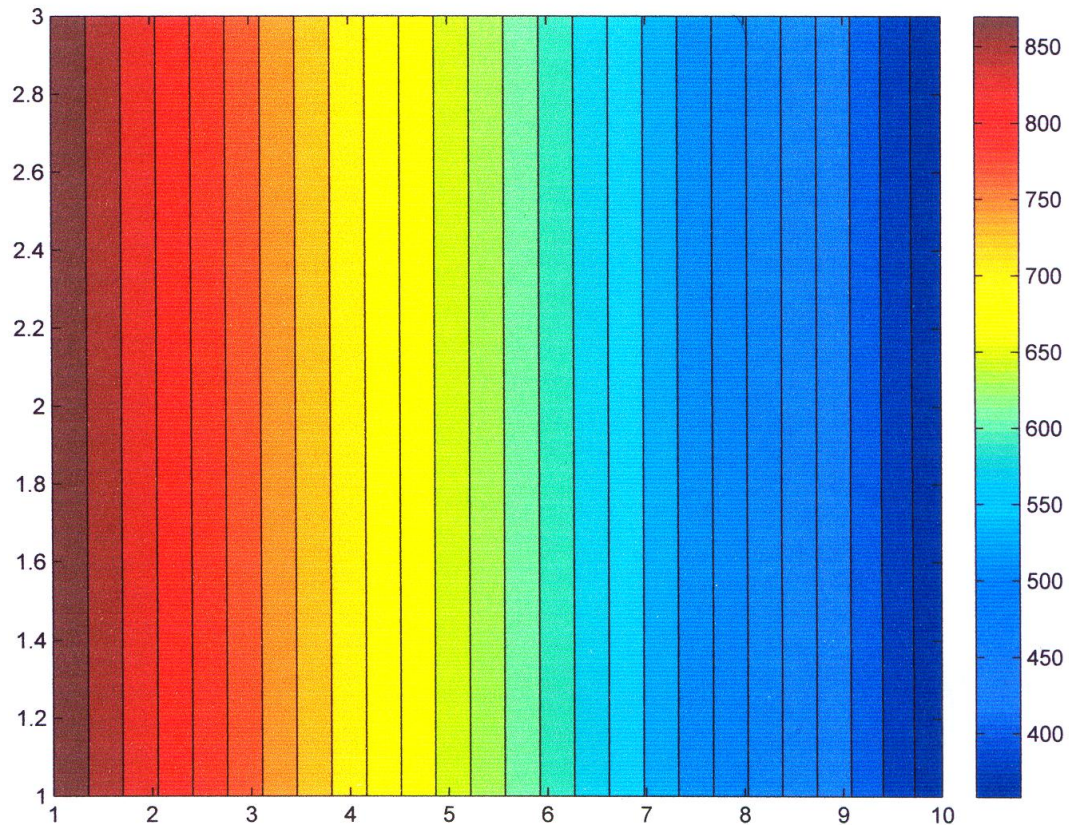


Figure 123 : La simulation numérique graphique à mi-temps de recuit

VII.2.1.d. Conclusion :

1. Du fait de la symétrie (voir C.A.L), l'évolution de température se fait d'une manière identique par couche parallèle.
2. Suivant la valeur de conductivité thermique du matériau, le chauffage se fait de manière décalée dans le temps (avec un retard d'évolution).
3. La température de toutes les couches du matériau converge vers la valeur de la température d'équilibre imposée par celle de la température du gaz du four sur la face extérieure.

Référence:

[90] : B. TALJAT, B. RADHAKRISHNAN, T. ZACHARIA «Numerical analysis of GTA welding process with emphasis on post-solidification phase transformation effects on residual stresses », Materials Science and Engineering A246 (1998) 45–54

[91] : V. SUHAS, PATANKAR «Numerical heat transfer and fluid flow», Année 1980, Hemisphere Publishing Corporation.

[92] : R.VARISELAZ « Soudage élément de conception et réalisation » 2 édition

[93] : Y. SHI, Z. HAN «Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800MPa grade high strength low alloy steel» December 2007

[94] : Y. SHI et Z. HAN «Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800MPa grade high strength low alloy steel» journal of materials processing technology (2008)

[95] : K.E. EASTERLING, «Predicting heat affected zone microstructures and properties in fusion welds», in: S.A. David (Ed.) proceedings of international Conference on Trends in Welding Research, Galinburg, TN, ASM Int., 1986, pp. 177-185.

Conclusion Générale

Conclusion Générale

Le travail présenté dans ce thème, traite essentiellement et sous différents aspects, le comportement mécanique et métallurgique d'un acier faiblement allié à faible pourcentage en carbone (0,19 %C) après son soudage par le procédé du soudage automatique à l'arc électrique sous flux solide avec l'usage d'un métal d'apport de composition chimique relativement proche à celle du métal. Et après un traitement thermique de recuit à température de 930 °C pour une durée de maintien de 05 minutes appliqué juste après l'opération de soudage de ce métal au sein de l'entreprise SNS BAG BATNA.

La succession de ces deux procédés (soudage et traitement thermique) représente une partie de l'hierarchie de fabrication de la bouteille à gaz ménagère B11/13, que subit le métal suscité à son état livré et dont la nomenclature commerciale est BS2.

Dans ce cadre, plusieurs techniques de caractérisations ont été utilisées afin d'investiguer le comportement de ce métal.

L'analyse des résultats expérimentaux obtenus a permis de tirer certains commentaires dont le plus important est cité ci après.

Après procédé de soudage, une zone visiblement détectable est créée, celle-ci s'appelle la Zone Affectée Thermiquement (ZAT), retrouvée dans toute la littérature du soudage, les paramètres mécaniques de celle-ci se comporte de manière très fluctuante, l'essai de micro dureté à dévoiler les effets du soudage dans cette zone ainsi que dans la Zone Fondue ZF de part et d'autre du joint soudé.

Les valeurs obtenues montrent, qu'au centre de la Zone de Fusion (ZF) ou cordon de soudure, ces valeurs sont maximales et elles décroissent proportionnellement et de manière relativement symétrique par rapport au centre du cordon de soudure dans la ZAT jusqu'à reprendre les valeurs initiales dans la zone du Métal de Base MB (c'est la région qui n'a pas subi les conséquences du flux d'énergie de la chaleur du soudage).

Cette variation de dureté se voit reflétée aussi par les observations optiques réalisées, et qui montrent clairement plusieurs zones différentes de part et d'autres de la ZF avec des

proportions de phases différentes dans les quelles nous constatons la présence des gros grains ferritiques α , de la ferrite de Widmenstätten et des petites colonies de perlite.

La spectrophotométrie par émission à aussi permis de donner une idée du comportement de migration des éléments chimiques dans cette zone et la remarque essentielle est que le carbone (C), le Nickel (Ni) et la Manganèse (Mn) s'orientent en grande proportion de la ZF vers la ZAT, ce qui explique globalement l'augmentation de dureté dans cette zone.

La caractérisation EBSD montre l'effet de la direction de l'écoulement de chaleur sur le grossissement des tailles des grains de la ferrite et confirme que les joints soudés sont caractérisés par la présence de gros grains près de la ligne de fusion et que ces gros grains sont orientés vers les directions du flux de chaleur causé par l'énergie de soudage.

Aussi dans la région de la ZAT, les grains sont plus gros que ceux du métal de base et la structure des grains dans la ZF sont moins homogène que celle du métal de base ou dans la ZAT, en raison du taux de refroidissement après le soudage.

Nous remarquons que l'hétérogénéité de température due à l'apport ponctuelle de chaleur de soudage provoque une hétérogénéité microstructurale le long du cordon de soudure dans la ZF, celle-ci affecte malheureusement de manière nocive les propriétés mécaniques de ce dernier.

Après procédé de traitement thermique de recuit de normalisation que suggère et impose la chaîne de production des bouteille à gaz B11/13 à température de 930 °C et un maintien de 20 minutes, à noter que cette température est choisie juste supérieure à 910 °C (A_{c3} : températures des recuits des aciers) de quelques degrés pour accélérer l'homogénéité de la température du four dans tous le métal, en même temps d'altérer les contraintes internes résiduelles qui se voient piégées dans le métal lors du procédé de soudage.

Le maintien de 20 minutes permet l'accomplissement de la normalisation du recuit et un refroidissement à l'air calmé à température de 300 °C est prévu, de cette manière les ségrégations chimiques dues à la solidification rapide lors du procédé de soudage sont éliminées et les propriétés mécaniques dans la ZAT et le métal fondu telles que (dureté, ductilité et en traction aussi) deviennent relativement similaire à ceux du métal de base.

Par le biais de l'étude numérique, nous avons pu déduire la direction du flux de la chaleur de l'énergie de soudage et voir son effet sur la ZAT de notre cas d'étude.

La conformité de la majorité des résultats obtenus après les caractérisations réalisées, nous à encouragé à poursuivre d'autres caractérisations plus complexes dont la caractérisation Neutrons.

Cela nous permettra de voir plus claire les textures existantes dans les régions des soudures avant et après traitement thermique de recuit, ainsi que les plans et les directions d'orientations privilégier de ces derniers.

C'est ce que nous projetons d'accomplir dans le proche futur dans ce domaine de recherche.

Résumé des travaux de la thèse

Les effets conséquent du procédé de soudage automatique à l'arc électrique sous flux solide utilisé dans la chaîne de production des bouteilles à gaz de l'entreprise SNS BAG BATNA sur l'acier faiblement allié et à faible pourcentage en carbone (0,19 %C), avec ajout du métal d'apport relativement de même composition chimique que celui du métal considéré ont fait l'objet d'une large investigation dans l'aspect mécanique et métallurgique.

Une multitude de caractérisations ont été réalisées pour cet objectif, de la microscopie optique, de la MEB, de l'EBS, de la DRX, de la micro dureté et des essais de traction ont révélé ces effets.

L'identification de différentes zones de part et d'autre du joint soudée telle que la Zone Fondue et la Zone Affectée Thermiquement créées suite au procédé de soudage. Il à été clairement remarqué et un suivi de la fluctuation des valeurs des paramètres mécaniques et des différentes structures métalliques dans ces zones à révélé que la taille des grains, leurs directions privilégiées et la composition chimique de ces zones sont affectées par le flux de l'énergie de soudage et une étude numérique simulant ce flux à été réalisée.

A signaler qu'au cours de la fabrication de la bouteille à gaz, un traitement thermique succède l'opération de soudage. Une étude sur les effets du traitement thermique de recuit à 930°C que subit cette bouteille a aussi fait l'objet de notre étude par l'ensemble des caractérisations suscitées et une analyse et une étude numérique ont été faites.

ملخص الأطروحة:

- في هذه الأطروحة تم دراسة تأثيرات نتائج التلحيم الآلي باستعمال القوس الكهربائي تحت تأثير تدفق صلب، أثناء صناعة قارورة الغاز بمؤسسة قارورات الغاز باتنة على فولاذ ضعيف التشبع بعناصر أخرى ويحتوي على 0.19 بالمائة من الكربون بإضافة معدن تلحيم له نسبيا نفس العناصر المكونة كيميائيا. كل هذا كان هدف دراسة ميكانيكية و معدنية.

- تم استعمال عدة تقنيات مخبرية للوصول إلى هدفنا و هي المجهر الضوئي، والمجهر الإلكتروني وتقنية الأشعة السينية، والصلادة، وتجارب الجذب.

- من نتائج هذه الدراسة، تم التعرف على المناطق المكونة لمكان التلحيم كالمناطق المذابة و المنطقة المتأثرة حراريا الناتجة عن التلحيم، تم كذلك ملاحظة عدة بنيات في هذه المناطق مثل اختلاف حجم الحبيبات، كما تم كذلك عرض دراسة عديدة باستعمال الإظهار في منطقة التلحيم.

- نذكر كذلك أننا درسنا تأثير المعالجة الحرارية في درجة 930 ° مئوية على منطقة التلحيم.