

République algérienne démocratique et populaire

Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique



Ecole nationale polytechnique

Ecole doctorale matériaux et mécanique productique

Département de métallurgie

Laboratoire des génies de surfaces

Mémoire de Magister en Métallurgie

Option : Génie des Surfaces

Présenté par :

Zergui hamza

Ingénieur d'état en métallurgie de l'ENP

Intitulé

Effet de la texture sur les propriétés mécaniques et métallographiques d'une soudure à l'arc électrique d'une tôle

Soutenu publiquement le 30/09/2012 devant le jury composé de :

MR. M.E DJEGHLAL	PROFESSEUR (ENP)	PRESIDENT
MR. E. SALHI	PROFESSEUR (ENP)	PROMOTEUR
MR.M.LARIBI	PROFESSEUR (ENP)	EXAMINATEUR
MR. M. BOUABDALLAH	PROFESSEUR (ENP)	EXAMINATEUR
MR. N. MESRATI	PROFESSEUR (ENP)	EXAMINATEUR
MR.M. kASSER	MAC (ENP)	EXAMINATEUR

ENP 2012

Ecole Nationale Polytechnique (ENP)

10, avenue des frères Oudec, Hassen badi, BP.182, 16200 El Harrach, Alger, Algérie

www.enp.edu.dz

ملخص:

يهدف عملنا الى دراسة مقارنة بين نتائج التجارب الميكانيكية (اللي و الجذب) على عملية التلحيم لصفائح من الفولاذ (XC12) تم تلحيمها في الاتجاه الطولي و العرضي باستعمال القوس الكهربائي و لقد استعملنا صفائح ذات سمك مختلف و لقد توصلنا لنتائج،فيما يخص اللي لم نلاحظ اي اختلاف اما فيما يخص الجذب فلقد لاحظنا اختلاف طفيف
الكلمات المفتاحية : الطي، الجمع، المد،دراسة التركيب المعدني

Résumé :

Notre travail est consacré à effectuer une étude comparative entre les résultats d'essais mécaniques (tractions, pliage) sur des soudages à l'arc électrique réalisés d'une manière longitudinale et transversale sur des tôles d'acier (XC12) laminées. Ces dernières possèdent plusieurs épaisseurs. Les résultats d'essais concernant le pliage ne montrent aucune différence pour les deux types de soudage. Cependant, une petite distinction a été constatée au niveau des résultats obtenus dans le cas des essais de traction.

Mots clé : allongement, laminage, assemblage, métallographie.

Abstract:

Our work is devoted to a comparative study between the mechanical tests results (tensile, bending) on welding arc carried out on steel plates (XC 12) rolled in longitudinal and transvers manner. These plates have several layers. The test results on the bending show no difference for the two types of welding. However, a small difference was found in the results obtained in the case of tensile tests.

key words: lengthening, rolling, assembly, metallography.

Dédicaces

Je dédie ce travail à :

Mes très chers parents ;

Ma chère femme ;

Mes frères ;

Mes sœurs

Toute ma famille ;

Tous mes amis et mes collègues ;

Tous ceux que j'aime.

Hamza zergui

Remerciements

Je remercie tout d'abord Dieu le tout puissant de m'avoir donné la volonté et le courage afin d'arriver à finir ce modeste travail.

J'exprime toute ma gratitude à mon Promoteur, Monsieur E. SALHI pour l'aide précieuse et les conseils éclairés au cours de ce travail.

Je suis honoré que Monsieur M.E. DJEGHLAL, M. ait accepté de présider mon jury. Je tiens à exprimer ma gratitude à Messieurs BOUABDALLAH et M.LARIBI et N. MESRATI , et M. KASSER, qui ont accepté d'examiner et d'évaluer mon mémoire.

Je voudrais aussi remercier tous les enseignants du département de métallurgie qui ont participé à ma formation et tous les employés de l'ENP.

Merci

Sommaire

Introduction.....	1
-------------------	---

CHAPITRE I

I. Produits plats.....	2
I.1 Définition des produits plats.....	2
II Propriétés d'emploi des tôles.....	3
II.1 Propriétés mécaniques.....	3
II.2 Tolérances dimensionnelles.....	3
II.3 Etat de surface.....	4
II.4 Aptitude au formage.....	6
II.5 Aptitude a l'assemblage.....	6
III Spécification des tôles par l'utilisateur.....	8
IV. Principes généraux gouvernant les propriétés mécaniques des tôles.....	8
IV.1 Propriétés des structures ferrito-perlitiques.....	9
IV.2 Effet de la taille de grain sur les propriétés.....	10
IV.3 Effet des éléments en solution solide dans la ferrite.....	11
IV.4 Effet des particules de seconde phase.....	13
IV.4.1 Perlite et cémentite.....	13
IV.5 Précipite.....	14
V. Propriétés des structures formées a basse température.....	15
V.1 Rappel des mécanismes de transformation de l'austénite	15
V.2 Propriété de la bainite	16
V.3 Propriété de la martensite.....	18
VI. Tôles laminées a chaud.....	19

VI.1 Les grandes familles de tôles laminées a chaud	19
VI.2 Effets métallurgiques des différentes opérations de fabrication.....	21
VII Laminage a froid.....	21
VII.1 Élément en solution solide.....	22
VII.2 Mécanismes fondamentaux.....	22
VII.3 Taille des grains recristallisent.....	23
VII.4 Texture.....	23
VII.5 Texture de recuit.....	24

CHAPITRE II

I. Généralités	25
I.1 Accostage	25
I.2 Maintien des pièces pendant soudage.....	25
I.3 Déformations provoquées par le soudage.....	26
I.3.1 Retrait longitudinal.....	27
I.3.2 Retrait transversal.....	28
I.4 Raboutage de tôles fines.....	29
I.4.1 Accostage précis.....	29
I.4.2 Bridage pendant le soudage	29
I.4.3 Raboutage de tôles moyennes et épaisses.....	30
II. Le soudage à l'arc.....	31
II.1 Soudage à l'électrode enrobée.....	32
II.1.1 Caractères principaux.....	32
II.2.2 Description du procédé.....	32
II.2.3 L'électrode enrobée.....	32
III Les cycles thermiques	33
III.1 Paramètre de refroidissement en ZAT.....	35
IV. Le soudage des aciers au carbone.....	37

IV.1 Transformations en ZAT lors du chauffage.....	38
IV.2 Transformations en ZAT lors du refroidissement	41
IV.3 Le module de young.....	42
IV.3 Contraintes résiduelles associées au soudage.....	43

CHAPITRE III

I. Les matériaux.....	45
I.1 Les pièces assemblées.....	45
I.1.1. Composition chimique et caractéristiques mécaniques	
I.2 Les électrodes de soudage.....	45
II. Procédés de soudage.....	46
II.1 Préparation des échantillons.....	46
III. Essai mécanique de traction	47
III.1 Préparation des éprouvettes.....	47
III.2 Mode de traction.....	48
IV. Essai mécanique de pliage.....	49

CHAPITRE IV

I. Résultats et interprétations.....	56
I.1 Les résultats de l'essai de traction.....	56
I.2 Observations Macrographiques.....	57
I.3 Microstructure.....	58
I.4 Déformation à la rupture et la limite d'élasticité.....	72

II. Essai mécanique de pliage.....	75
Conclusion.....	77
Conclusion générale	78

INTRODUCTION

Les produits métallurgiques obtenus par laminage se classent en deux grandes catégories:

- les produits longs (fils, barres, rails, profilés, etc.) ainsi dénommés car leur largeur et leur épaisseur sont du même ordre de grandeur et sont petites devant leur longueur. Ces produits sont laminés sur des trains équipés de cylindres creusés de cannelures ou de galets.

- les produits plats (tôles fortes, tôles minces laminées à chaud et à froid, etc.) dont l'épaisseur est faible devant les autres dimensions et qui sont laminés entre des cylindres à génératrices sensiblement rectilignes. C'est à ces derniers que la présente étude est consacrée.

Les aciers extra-doux non alliés ou faiblement alliés constituent pour l'essentiel, la matière première utilisée pour la fabrication des produits plats. C'est donc dans la métallurgie du fer que nous allons chercher les exemples susceptibles d'illustrer les phénomènes métallurgiques rencontrés au cours de la fabrication des tôles, mais beaucoup de ces phénomènes sont très similaires, dans leurs mécanismes, à ceux qui caractérisent les tôles de métaux non ferreux.

La partie théorique de ce travail est constituée de deux chapitres, le premier sert à définir les tôles laminées et le deuxième chapitre est consacré aux rappels de quelques notions métallurgiques pour le soudage des tôles et leurs propriétés. Les techniques expérimentales utilisées pour la réalisation de ce travail sont présentées dans le troisième chapitre. Ces techniques qui sont des soudures à l'arc électrique ont été effectuées sur des tôles à différentes épaisseurs dans les deux sens du laminage longitudinal et transversal. Des essais mécaniques de traction et de pliage seront réalisés, une étude métallographique est faite sur le soudage des tôles sera réalisée,

Le quatrième chapitre est dédié à la présentation de nos résultats et interprétations, et à une étude comparative entre les deux sens de laminage longitudinal et transversal.

Chapitre I

Métallurgie des tôles laminées

I.PRODUITS PLATS

I.1 définition des produits plats

Les principales normes françaises qui définissent les produits plats en acier obtenus par laminage continu sont répertoriées et passées en revue en attachée à ce chapitre. Il convient cependant, de se référer en premier lieu à la norme française, qui a pour but de définir les produits en acier d'après :

Leur forme et leurs dimensions

Leur aspect et leur état de surface

Dans l'ensemble des produits plats, cette norme distingue

- les produits plats non revêtus (laminés à chaud ou laminés à froid)
- les aciers magnétiques
- les produits plats destinés à l'emballage
- les produits plats revêtus laminés à chaud ou à froid
- les tôles profilées
- les produits composites (tôles et bandes plaquées, tôles sandwiches, panneaux sandwiches).

[1,2,3]

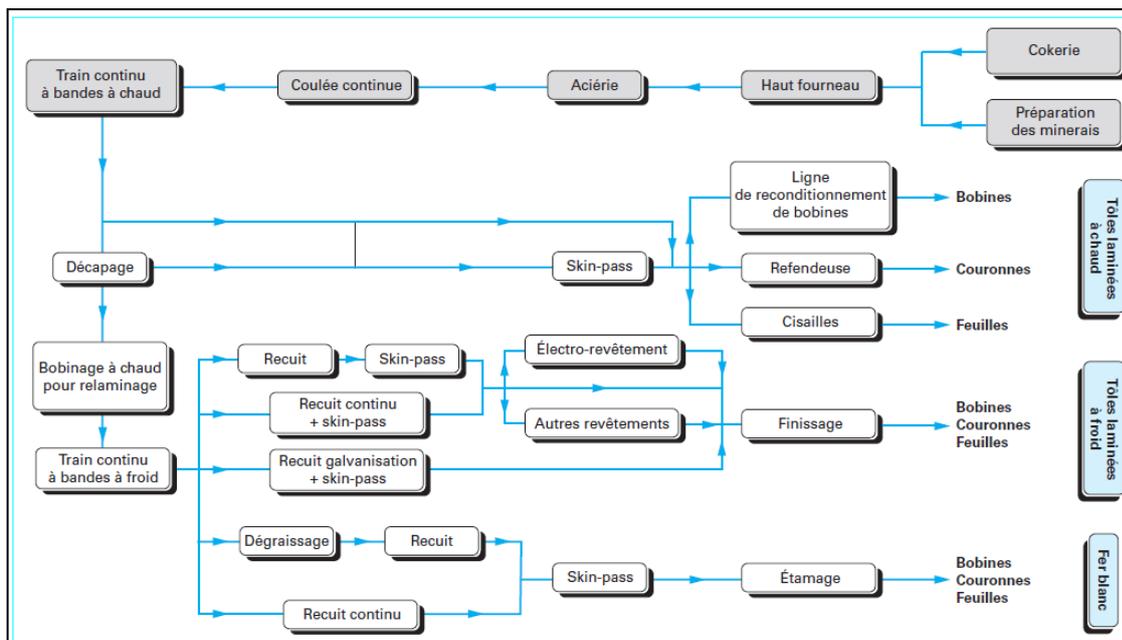


Figure I.1: Circuit de fabrication des tôles laminées en bande [4,5].

II Propriétés d'emploi des tôles

Suivant quels critères l'utilisateur juge-t-il de la qualité des tôles qui lui sont proposées ? on peut en énoncer sept principaux :

- les propriétés mécaniques
- les tolérances dimensionnelles (y compris la planéité)
- l'état de surface (aspect et finition)
- l'aptitude au formage
- l'aptitude aux assemblages
- l'aptitude aux revêtements

Le poids accordé à chacun de ces critères dans un jugement global de la qualité dépend évidemment beaucoup de l'usage final auquel la tôle est destinée. [1-2-3].

II.1 Propriétés mécaniques

Il en sera abondamment question dans les paragraphes suivants, ces propriétés sont mesurées à l'aide d'essais dont les modalités sont normalisées avec précision les plus couramment utilisés sont les essais de dureté, de pliage et de résilience [6].

II.2 tolérances dimensionnelles

Les tôles sont commandées en dimensions nominales autour desquelles une certaine dispersion est admise, une tôle livrée trop au-dessous des dimensions nominales risque d'être inutilisable parce que le format de la pièce n'y serait plus inscriptible ou parce que la pièce n'aurait pas la résistance mécanique spécifiée, À l'inverse, une tôle surdimensionnée donne des chutes ou un poids mort excessifs, la tendance naturelle des utilisateurs est donc de chercher à obtenir des tolérances dimensionnelles faibles.

Pour satisfaire cette tendance, les producteurs doivent utiliser au mieux les dispositifs fixant ou corrigeant de façon automatique les dimensions des produits dont sont équipés les outils de production. Ces dispositifs se sont particulièrement développés au cours des dernières années, au stade du laminage à chaud et aussi du laminage à froid pour les tôles minces généralisation de la régulation automatique d'épaisseur et des systèmes automatiques de préréglage à l'engagement,

développement d'outils de régulation de largeur dans les dégrossisseurs des trains à bandes à chaud et des procédures d'égalisation optimale pour les tôles épaisses.

Il peut cependant, être nécessaire d'éliminer au stade du parachèvement les feuilles ou les fractions de bobines trop éloignées des valeurs nominales, cette pratique est évidemment coûteuse, de sorte que la fixation des tolérances dimensionnelles dites normales résulte d'un compromis.

Des tolérances dites spéciales, plus serrées, peuvent être demandées pour certains produits, mais font alors l'objet d'un surprix en relation avec la sévérité de la demande.

Les exigences de planéité peuvent se discuter en des termes analogues, les laminoirs, convenablement exploités (choix des bombés des cylindres, des taux de réduction par cage, ajustement de la lubrification, etc.) permettent de produire des tôles satisfaisant les exigences courantes en matière de planéité.

Des garanties plus sûres peuvent être obtenues à l'aide des dispositifs de correction de la planéité dont sont équipés les laminoirs modernes. Pour les produits laminés en bandes, on a assisté, au cours des vingt dernières années, à la généralisation des dispositifs de contreflexion des cylindres de travail des laminoirs à chaud et à froid et au développement de nouvelles technologies de cages de laminoirs conçues pour une meilleure maîtrise de la planéité (cages dites « sexto », cages à cylindres croisés, cylindres à frette gonflables hydrauliquement...). Ces actionneurs peuvent être utilisés en régulation grâce au développement parallèle de jauges de mesure de la planéité en ligne au défilé.

Pour les tôles épaisses, on a assisté également à la généralisation du planage à chaud en ligne après laminage, en relation notamment avec le développement des procédés de refroidissement accéléré dans la chaude de laminage.

Pour répondre à des exigences très serrées, il peut être cependant nécessaire de procéder, au niveau des parachèvements, à des opérations de replanage à froid et de tri. Ces opérations ont un caractère systématique pour certaines catégories de produits (fer blanc, par exemple)

[1-2-3].

II.3 état de surface

Pour les tôles laminées à chaud décapées et les tôles laminées à froid, diverses finitions superficielles peuvent être demandées, variant du lisse au rugueux, quand le formage de la tôle fait intervenir un frottement entre matrice et serre-flan d'un outil d'emboutissage, une certaine rugosité superficielle est nécessaire pour que ce frottement soit contrôlable sans

grippage, par contre, quand la pièce doit subir un revêtement mince et brillant (un chromage, par exemple), une surface lisse est souvent demandée.

Le fini est obtenu par un choix adapté de la micro géométrie de surface des cylindres de la ou des dernières cages de laminoir (skinpass notamment) qui travailleront la tôle, c'est en effet cette microgéométrie qui s'imprimera plus ou moins complètement dans la tôle selon l'effort et les tractions de laminage qui lui seront alors appliqués. De nouveaux procédés de gravage des cylindres sont apparus récemment (gravage par micro-impacts laser, par électroérosion par faisceau d'électrons) et tendent à se substituer au procédé classique par grenailage.

Le choix de la finition est donc une opération délicate supposant une bonne connaissance de l'emploi final de la tôle, les appareils et les méthodes de mesure de la microgéométrie superficielle des tôles ne font, à l'heure actuelle, l'objet d'aucune normalisation spécifique aux tôles, les mesures sont en effet très délicates et les relations entre leurs résultats, d'une part, et les propriétés d'emploi des tôles, d'autre part, ne sont pas clairement établies, les spécifications concernant le fini des tôles sont donc définies par conventions particulières entre le producteur et son client.

L'aspect de surface des produits plats et surtout des tôles laminées à froid pour pièces visibles, est un paramètre fondamental de leur qualité, en effet si, pour les tôles épaisses, des réparations locales (par meulage) sont admises pour autant que l'épaisseur ne soit pas trop entamée, les tôles fines qui reçoivent des revêtements, destinés tout à la fois à protéger le métal de la corrosion et à améliorer l'esthétique des pièces, doivent être pratiquement exemptes de défauts de surface, au moins sur la face visible.

En effet, ces revêtements minces et brillants, loin de masquer les défauts, révèlent au contraire les plus infimes irrégularités de surface.

Les défauts à craindre peuvent se ranger en quelques grandes catégories :

- défauts d'origine aciérie, qui se combattent par des soins appropriés au stade de l'élaboration et de la coulée du métal, et qui peuvent être corrigés, s'ils ne sont pas trop profonds, au stade de l'écricquage de la brame,
- défauts d'origine thermique (calamine incrustée, collage au cours du recuit) qui sont justiciables d'une surveillance étroite des températures et des atmosphères auxquelles est soumis le métal,
- rouille qui se développe aisément en cas de condensation de l'humidité atmosphérique ou de mouillage accidentel, tant que le métal n'est pas protégé par une huile appropriée,

- défauts d'origine mécanique (rayures, empreintes, brisures, etc.) qui existent de façon endémique dans toutes les usines à produits plats et dont la fréquence doit être réduite, dans des limites acceptables, par une action incessante sur l'état mécanique et la propreté des installations et par la vigilance des opérateurs [1-2-3].

II.4 Aptitude au formage

L'aptitude des tôles aux opérations de formage simples telles que le pliage ou le cintrage peut être estimée à partir des propriétés mécaniques couramment mesurées sur ces produits [1-2-3]. Pour les tôles à chaud, exemptes de texture si elles sont laminées dans le domaine austénitique, ce coefficient est en général voisin de 1. Par contre, il peut atteindre des valeurs supérieures à 2 pour les tôles à froid laminées et recuites qui présentent une texture favorable. Pour les zones de la pièce qui sont déformées en expansion, la texture a peu d'influence sur l'emboutissabilité, Par contre, une valeur élevée du coefficient d'écrouissage, noté n , est favorable à la réalisation de déformations importantes sans localisation de la déformation. Pour les aciers extra-doux, la valeur de n dépend principalement de la taille du grain dont elle est une fonction croissante. Les aciers multiphasés, notamment les aciers ferrito-martensitiques « double phase » qui présentent un vaste domaine d'écrouissage ont également un excellent comportement en expansion [7-8].

II.5 Aptitude a l'assemblage

Le mode d'assemblage le plus fréquemment appliqué aux tôles est actuellement le soudage sous toutes ses formes, la soudabilité est un sujet très vaste, qui fait l'objet d'un développement séparé dans l'article [9].

Nous nous bornerons à donner ici quelques idées très schématiques.

Les aciers extra-doux non alliés ou faiblement alliés [10] sont, de par leur analyse, toujours réputés soudables. les besoins des utilisateurs vont en fait plus loin que cette notion d'aptitude générale au soudage. en effet, l'utilisateur apprécie les matériaux qui peuvent être soudés à très grande cadence, avec de larges plages de réglage des paramètres de soudage, des précautions particulières (préchauffage, détentionnement) réduites, et qui garantissent néanmoins l'obtention d'un joint soudé résistant et tenace. ces souhaits conduisent le producteur à sélectionner des basses teneurs en éléments qui accroissent la trempabilité et la fragilité de l'acier (principalement le carbone et les impuretés interstitielles). d'autres modes d'assemblages tels que sertissage, agrafage, etc surtout appliqués aux produits minces,

requièrent des propriétés de ductilité qui sont les mêmes que celles définissant l'aptitude au formage du matériau. Signalons néanmoins deux évolutions récentes qui ont justifié des adaptations du couple « tôle/procédé de soudage »

- le développement de procédés à très haute énergie, soudage laser notamment, qui a accru les possibilités d'assemblage des produits minces

- l'utilisation, de plus en plus fréquente, de l'assemblage par collage, essentiellement dans l'industrie automobile, l'aptitude au collage fait appel à des propriétés de surface, principalement la composition chimique de l'extrême surface, qui doit favoriser les liaisons avec les composants organiques des colles adhérence du revêtement au support implique la livraison d'une surface propre et non oxydée.

Des traitements de conversion tels que la phosphatation et la chromatisation sont effectués avant l'application de revêtements organiques, Les caractéristiques superficielles des tôles (physicochimie notamment) sont à prendre en compte pour optimiser la qualité des couches de conversion.

La galvanisation à chaud met en jeu des phénomènes de diffusion dans le système fer-zinc. Ces phénomènes sont gouvernés par les températures du bain de zinc et de la tôle, la durée d'immersion, la composition du bain de zinc, en particulier sa teneur en aluminium et, aussi, par l'analyse du métal à revêtir, les caractéristiques des revêtements galvanisés dépendent également des conditions d'essorage à la sortie du bain de zinc et, éventuellement (cas de la fabrication des alliages fer-zinc), des conditions de traitement thermique d'alignement.

L'électrozingage fait appel à des phénomènes de germination et de croissance des dépôts de zinc ou d'alliages à base de zinc. Les paramètres à prendre en compte sont les propriétés de surface de la tôle (propriété, par exemple), la composition chimique et la température du bain, les paramètres électrochimiques (densité courant) et le régime hydrodynamique des solutions.

L'aptitude à l'étamage fait intervenir les mêmes familles de paramètres, le dépôt électrolytique est suivie d'un chauffage très court, de l'ordre d'une seconde, qui provoque la fusion du revêtement [11].

III. Spécification des tôles par l'utilisateur

À la lumière de ce qui précède, il est aisé de dégager les principes suivant lesquels un utilisateur doit exprimer ses besoins au producteur.

Il doit les exprimer en termes de propriétés d'emploi, quand il s'agit des propriétés mesurables, faisant l'objet d'une normalisation solide. Le recours aux désignations normalisées s'impose, quand les critères définissant certaines propriétés sont moins établis des conventions particulières peuvent être discutées, enfin, l'utilisateur obtient toujours un meilleur service s'il indique de surcroît, de façon détaillée, les diverses phases de la mise en œuvre du matériau commandé.

Le choix des moyens de production et des consignes de fabrication est du ressort du producteur, car il est clair que, suivant le lieu et le temps, des circuits et des procédés différents peuvent donner des produits présentant des propriétés finales équivalentes. L'utilisateur doit être informé, à sa demande, des caractéristiques principales du schéma retenu et subordonner son accord aux résultats d'essais convenus conduisant à l'agrément du circuit de fabrication défini par le producteur [1-2-3].

IV. Principes généraux gouvernant les propriétés mécaniques des tôles

Les propriétés de mise en œuvre des tôles vont dépendre en grande partie de la microstructure obtenue après laminage, il existe des relations entre certains paramètres descriptifs de la microstructure et les grandeurs simples caractérisant les propriétés de l'acier à partir des essais de traction et de résilience, [12]. Ces relations, complexes, doivent tenir compte de phénomènes d'interaction très nombreux, ce paragraphe se propose de décrire les relations microstructure-propriétés les mieux connues qui constituent la « boîte à outils » du métallurgiste et dont on trouvera des exposés plus détaillés dans les références [1]. La très grande majorité des aciers au carbone laminés sur train à bandes est produite à partir de nuances faiblement alliées. En première approche, on peut dire que les structures des bandes à chaud vont de la structure entièrement ferritique, pour les aciers à ultrabas carbone, à une structure constituée d'un agrégat de différentes phases cristallines : ferrite, cémentite, perlite, bainite, martensite. Au sein de cette matrice, on trouvera en outre les éléments en solution solide : Mn, Si, P, S, N, C, B, H

les précipités : carbures et nitrures formés à partir d'éléments de microalliage (AlN, TiN, BN, VN, NbN, BC, VC, NbC). Ceux-ci sont souvent associés sous forme plus complexes de carbonitrures ou carbosulfures les inclusions : oxydes métalliques (Al_2O_3 , TiO_2 ...) et sulfures (MnS, CaS...) [12].

IV.1 Propriétés des structures ferrito-perlitiques

La figure I.2 montre une micrographie type d'une structure ferriteperlite.

On y distingue :

la phase ferritique claire : structure polycristalline de fer,

la phase perlitique sombre : agrégat lamellaire de carbures Fe_3C et de ferrite,

la cémentite tertiaire : carbure Fe_3C formé par expulsion du carbone de la ferrite vers les joints de grains lors du refroidissement après laminage à chaud.

La phase ferritique peut être caractérisée par deux paramètres principaux, sa proportion en fraction (ou pourcentage) de surface et la taille moyenne des grains ferritique, une description complète des méthodes de détermination de ces paramètres est donnée dans l'article de ce traité [13].

On retiendra que la taille moyenne des grains ferritiques peut être décrite par un diamètre moyen D (mm) lié au nombre de grains par unité de surface N (mm^2) par la relation

$$D = N^{1/2}$$

La taille de grain est souvent donnée par un indice G lié à N par la relation :

$$N = 2^{G+3} \quad [1-2-3].$$

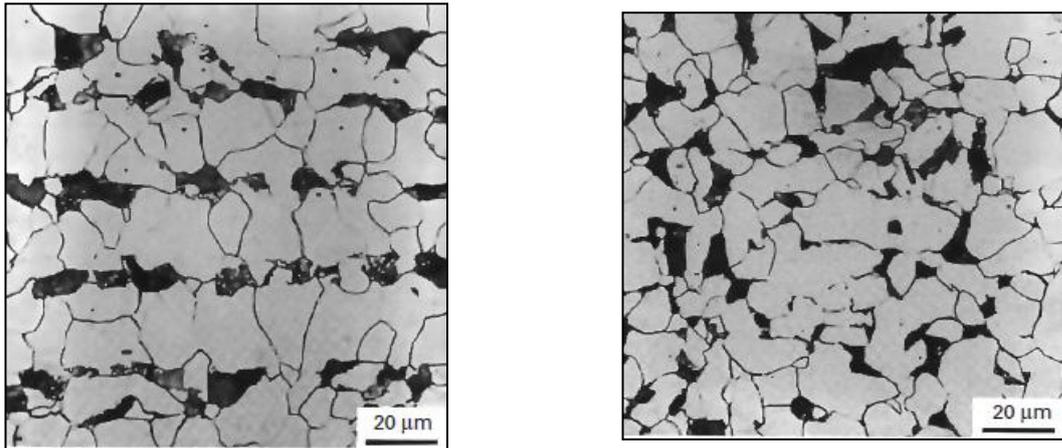


Figure I.2: Micrographie optique montrant la microstructure ferritoperlitique d'un acier à 0,3 % de carbone [1-2-3]

IV.2 Effet de la taille de grain sur les propriétés

La taille de grain est le premier paramètre que l'on cherche à contrôler lors de l'étape de laminage, son influence sur les propriétés est fondamentale et unique, c'est en effet le seul paramètre qui, de manière directe, permet d'améliorer à la fois la résistance et la résilience. Cet effet est décrit respectivement par les lois de Hall-Petch et Cottrell-Petch données ci-dessous [1-2-3].

$$R_{p0,2} = R_{p0} + K_d d^{1/2} \quad (I.1)$$

$$\ln TK = \ln TK_0 + mD^{1/2} \quad (I.2)$$

avec $R_{p0,2}$ limite d'élasticité,

TK température de transition de la résilience,

R_{p0} et TK_0 constantes qui dépendent de la composition et de la microstructure de l'acier

[1-2-3].

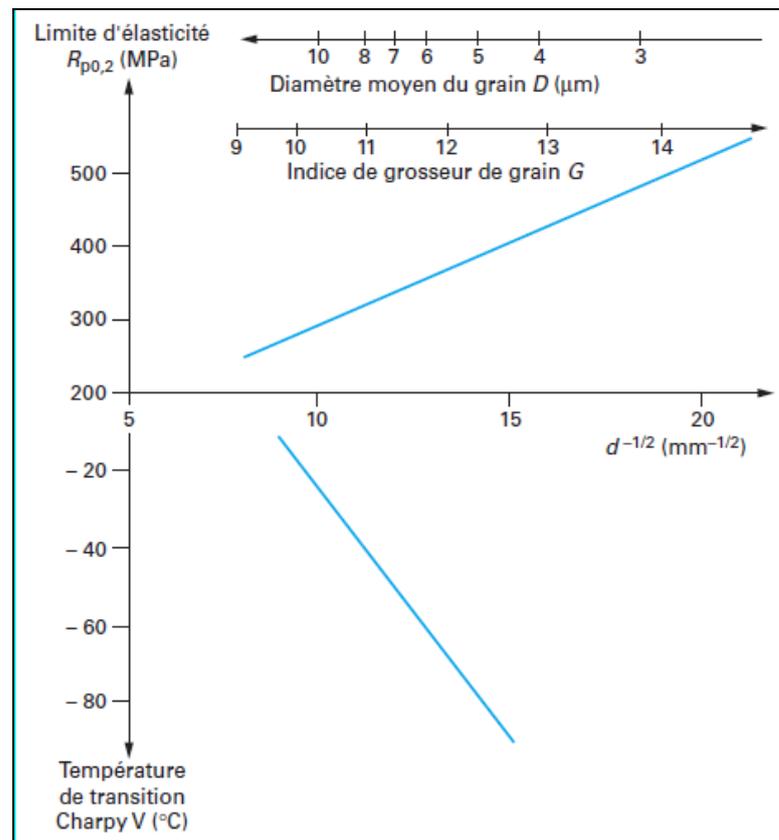


FIGURE I.3: Lois de Petch appliquées à un acier extra-doux laminé à chaud [1-2-3].

Ces deux lois sont illustrées par la figure 3. La pente k de la loi de Hall-Petch varie selon la composition de l'acier, de $18 \text{ MPa}/\text{mm}^{1/2}$ pour les aciers doux et microalliés à $22 \text{ MPa}/\text{mm}^{1/2}$ pour les aciers doux, la résistance à la traction suit également une loi de même type, mais avec un coefficient k de l'ordre de $10 \text{ MPa}/\text{mm}^{1/2}$.

IV.3 Effet des éléments en solution solide dans la ferrite

Les éléments en solution solide sont soit ajoutés volontairement comme élément d'alliage ou de microalliage, soit présents comme éléments résiduels liés au procédé d'élaboration de l'acier.

On les classe en deux catégories :

Les éléments en substitution (gros atomes prenant la place d'un atome de fer dans la maille cristalline). C'est le cas de Mn, Si, Cr, Ni, P et S ;

Les éléments en insertion (petit atome trouvant place dans des sites préférentiels entre les atomes de fer). les atomes en insertion sont l'hydrogène, le carbone, l'azote et l'oxygène.

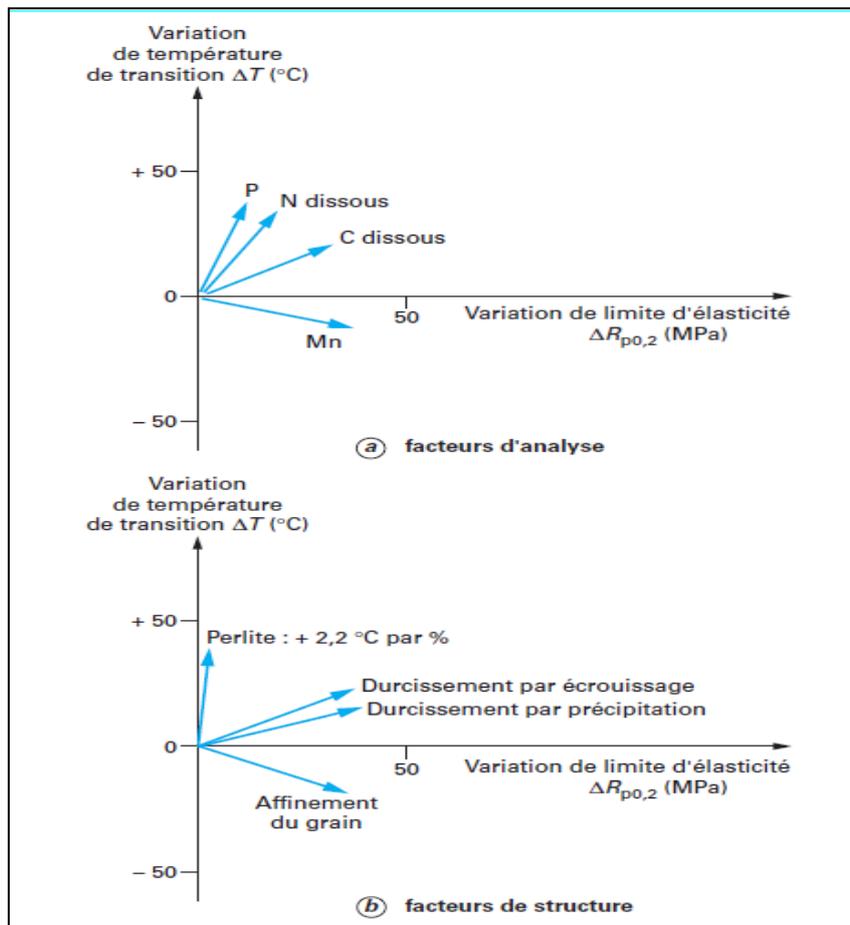


FIGURE I.4: Variations concomitantes de la limite élastique et de la température de transition ductile-fragile d'acier extra-doux en fonction des paramètres d'analyse et de structure [1-2-3]

Les atomes en solution solide ont un effet durcissant inversement proportionnel à leur taille. L'effet le plus important, ainsi que le montre la figure I.4 est obtenu avec le carbone et l'azote. On observe également sur cette figure que les éléments de petite taille ont un rôle néfaste sur la résilience. Par contre, le manganèse, le nickel et l'aluminium ont un effet favorable, les deux premiers grâce à un effet d'abaissement du point de transformation austénite- ferrite A_{r3} , ce qui entraîne un affinement de la taille de grain. L'aluminium à faible teneur permet de fixer l'azote en solution sous forme de précipités AlN, ce qui, d'une part, efface le rôle néfaste de l'azote libre et, d'autre part, entraîne également un affinement

bénéfique du grain, pour les structures de ferrite polygonale, on pourra retenir les relations suivantes [1-2-3].

$$R_{p0,2} = 25 + 5\,000 (\% \text{ Cs} + \% \text{ Ns}) + 80 (\% \text{ Mn} + \% \text{ Cu}) + 60 (\% \text{ Si} + \% \text{ Cr}) + 45 (\% \text{ Ni}) + 500 (\% \text{ P}) + 300 (\% \text{ Per} + \% \text{ Cem}) + 20 D^{-1/2}$$

$$TK = 19 + 44(\% \text{ Si}) + 700(\% \text{ Ns}) - 11,5D^{-1/2} + 2,2(\% \text{ Per}) \quad [1-2-3].$$

Avec :

% Cs et % Ns : teneurs en carbone et en azote en solution dans la ferrite,

% Cem et % Per : teneurs en carbone sous forme respectivement de cémentite et de perlite,

D : taille du grain ferritique (mm) [1].

IV.4 Effet des particules de seconde phase

IV.4.1 Perlite et cémentite

Les propriétés de la perlite vont varier en premier lieu avec la proportion de cette phase. La figure I.5 a montre l'évolution des courbes de traction d'aciers à teneur croissante en carbone et donc en perlite. La limite d'élasticité augmente avec la teneur en perlite, mais moins vite que la résistance à la traction. Sur la figure I.5 b, on peut voir qu'une augmentation de la teneur en carbone diminue l'énergie de rupture ductile et élève la température de la transition ductile-fragile [14].

Ces effets du premier ordre peuvent être modulés par les paramètres de morphologie de la perlite : grosseur des colonies et espacement interlamellaire, la dureté de la perlite, et donc celle du mélange ferrite-perlite, augmentent lorsque la distance interlamellaire diminue selon une loi identique à celle de Hall-Petch. Inversement, on pourra augmenter fortement la ductilité de la perlite avec un traitement de globularisation, la résilience des aciers à forte teneur en perlite peut être, quant à elle, améliorée par un affinement de la taille des colonies de perlite. La cémentite tertiaire a un faible rôle sur la résistance des tôles à chaud, c'est surtout la résilience qui peut être fortement détériorée par une précipitation grossière et continue le long des joints de grain. Le rôle de cette cémentite tertiaire devient très important lorsque la tôle est destinée à être relaminée à froid et recuite, les propriétés finales dépendent alors de la quantité et de la taille des particules de cette cémentite

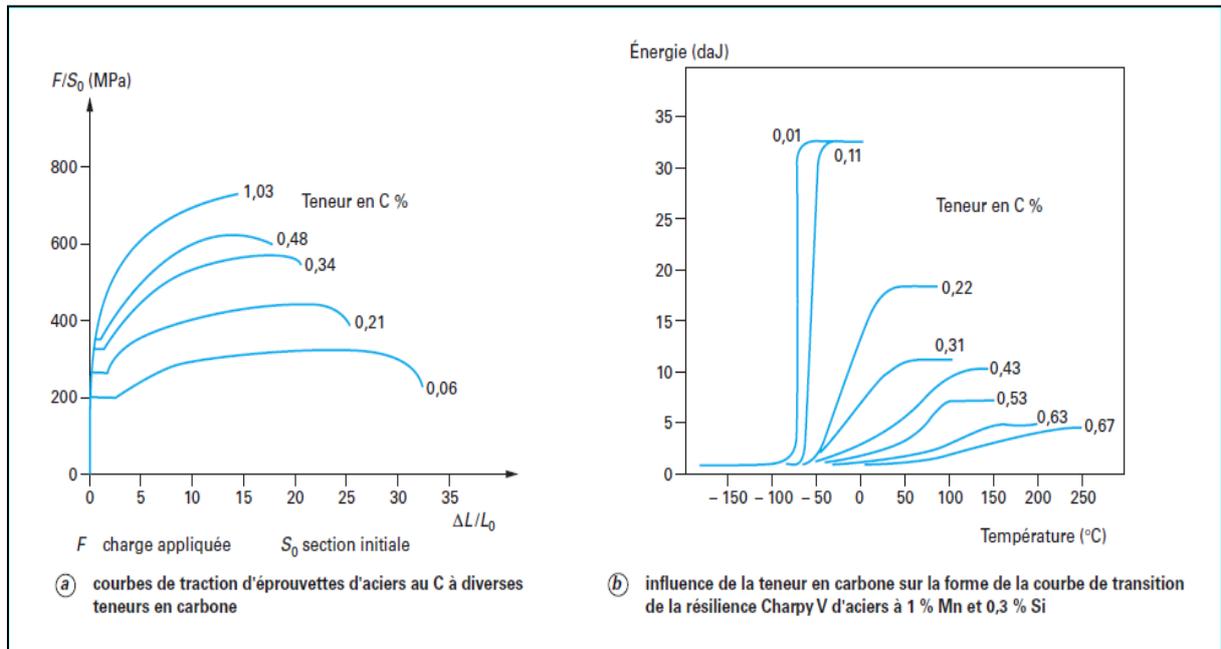


FIGURE I.5: Évolution des courbes de traction d'aciers à teneur croissante en carbone [1].

IV.5 Précipite

L'ajout d'éléments de microalliage tels que Al, Nb, Ti, V, B, a pour but le contrôle de la microstructure et des propriétés des aciers par l'intermédiaire des carbures et nitrures qu'ils forment [15]. La précipitation est variable en fraction et en taille selon la quantité d'éléments mis en jeu, mais aussi selon les conditions de laminage des aciers.

Les éléments de microalliage sont généralement mis en solution au réchauffage, sauf certains précipités particulièrement stables (TiN surtout), qui peuvent même se former en phase liquide et sont alors très gros. Dans le cas général, la précipitation a lieu en partie durant le laminage (Nb(CN) notamment) et, surtout, après le laminage au cours du refroidissement de la tôle. Les précipités sont alors d'autant plus fins qu'ils sont formés à basse température et lors d'un refroidissement à vitesse élevée. L'effet principal des précipités est un durcissement accompagné d'une détérioration de la résilience. Le durcissement augmente avec la fraction volumique précipitée et la finesse de la précipitation, ainsi que le montre la figure 6. Le durcissement par précipitation est aussi dépendant de la nature de l'interface précipité/matrice. Les précipités dits cohérents, formés dans la ferrite à basse température, ont des plans cristallographiques en relation étroite avec ceux de la matrice. la précipitation est alors plus durcissant que lorsque les précipités ont une orientation quelconque par rapport à la matrice, ce qui est le cas des précipités formés dans l'austénite. L'utilisation d'éléments de

microalliage induit en contrepartie une perte de résilience due à la précipitation. à faible teneur, ceux-ci ont d'abord un effet bénéfique puisqu'ils piègent les interstitiels néfastes, azote et carbone. mais les quantités mises en jeu pour durcir notablement l'acier dans le cas du vanadium et du titane sont telles qu'elles peuvent apporter une détérioration de la température de transition. Un cas particulier intéressant est celui du niobium, car il provoque en plus un affinement très important du grain ferritique.

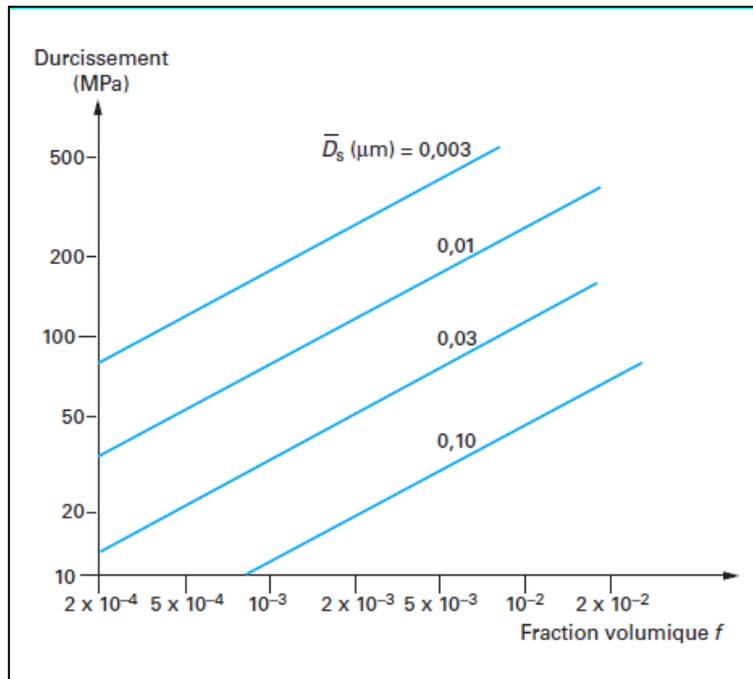


FIGURE I.6: Durcissement par une dispersion de particules uniformément réparties dans la ferrite[1].

V. Propriétés des structures formées à basse température

V.1 Rappel des mécanismes de transformation de l'austénite

À haute température, la diffusion du carbone et des éléments en solution solide est suffisamment rapide pour que la ferrite se forme en cristaux homogènes et équiaxes par germination et croissance. Le carbone est rejeté de la ferrite sous forme de carbures de fer. Inversement, à très basse température, la diffusion du carbone est impossible et la transformation procède alors par cisaillement. Le carbone étant piégé dans le réseau cristallin

qui s'en trouve alors fortement déformé. Ce mécanisme conduit à la formation de la martensite.

Aux températures intermédiaires, la transformation procède encore par la germination de la ferrite, mais sous forme de plaquettes, lattes ou aiguilles, fines et nombreuses, car la force motrice de la germination est prépondérante devant la croissance des grains.

Les structures ainsi formées portent le nom de bainite, leur domaine de formation est donc intermédiaire entre celui de la ferrite et celui de la martensite.

on distingue globalement deux types de bainites :

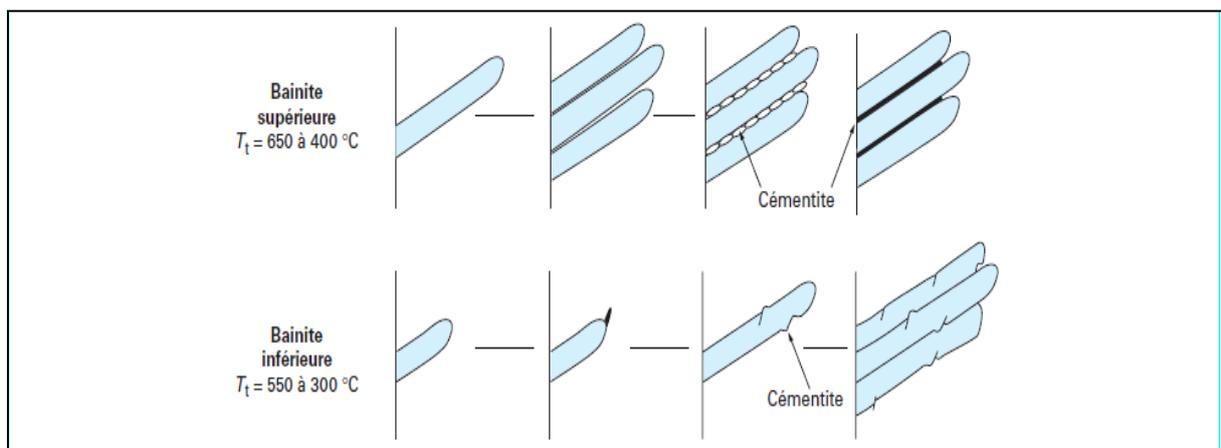


FIGURE I.7: Représentation schématique de la formation de la bainite supérieure et de la bainite inférieure [1-2-3].

La bainite supérieure où les carbures sont rejetés à la périphérie des lattes.

La bainite inférieure, formée à plus basse température, où les carbures se forment à l'intérieur des lattes.

À ces modifications de structure ferritique et des morphologies des carbures il faut ajouter, dans ces phases, un écrouissage interne résultant d'une forte densité de dislocations [1-2-3].

V.2 Propriétés de la bainite

La description des microstructures bainitiques par des paramètres métallographiques est très difficile d'une part, ceux-ci sont très nombreux : taille des plaquettes ou des lattes dans les trois dimensions, taille des paquets de lattes, orientations relatives des lattes ou paquets taille et fraction précipitée des carbures. d'autre part, leur détermination n'est accessible qu'à l'aide de microscopes électroniques. Il est alors plus simple, dans le cas des tôles laminées à chaud, de relier directement les propriétés de la bainite à une température caractéristique de la transformation de l'austénite, par exemple la température à 50 % de transformation [1-2-3].

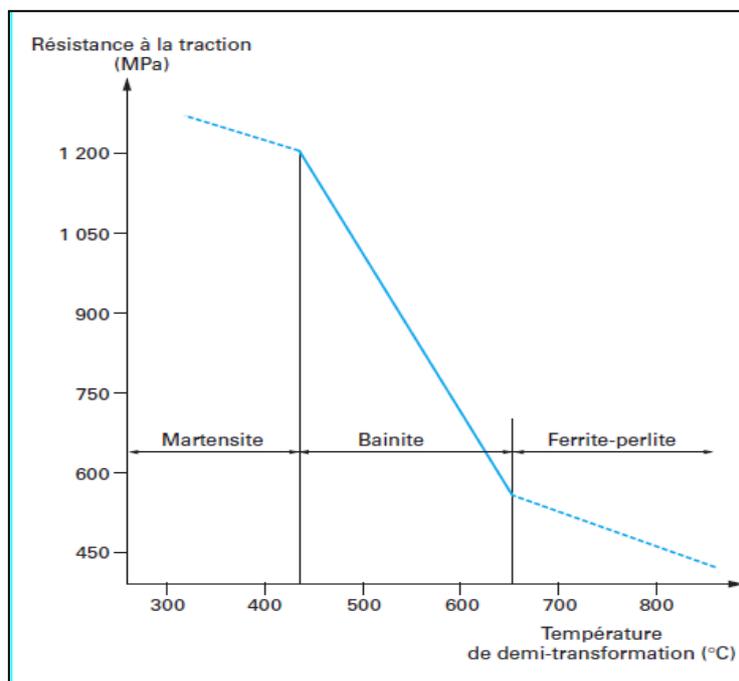


FIGURE I.8: montre l'évolution continue de la résistance à la traction avec cette Température [1-2-3].

L'augmentation de résistance est liée à l'affinement de la structure (ferrite et carbures), à l'augmentation de la densité de dislocations, ainsi qu'à l'accroissement du carbone en sursaturation dans la ferrite. La résilience de la bainite évolue de manière plus complexe. L'allure du compromis résistance-résilience est donnée par la (figure I.8) les caractéristiques différentes des bainites supérieure et inférieure peuvent être distinguées :

La première a une résilience plus faible à cause de la répartition de carbures plus gros et alignés entre les lattes de ferrite. Dans chaque type de structure, la résilience chute lorsque la résistance augmente par l'effet d'une densité accrue de carbures

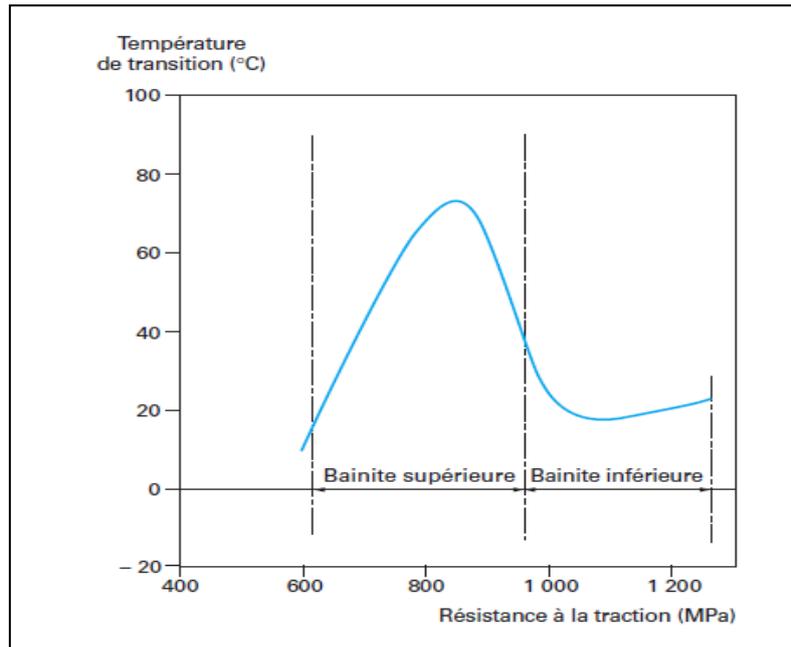


Figure I.9: Relation entre la résistance et la température de transition pour des aciers bainitiques à bas carbone [1-2-3]

V.3 Propriétés de la martensite

La martensite est une phase extrêmement dure et très peu ductile. La dureté de la martensite varie exclusivement avec la teneur en carbone en solution ainsi que le montre la figure I.10. Au-delà d'une certaine teneur en carbone, on peut voir apparaître de l'austénite résiduelle à la température ambiante, le métal est donc biphasé et l'on observe que sa dureté n'augmente plus. Cet effet est favorisé par l'ajout d'éléments stabilisant l'austénite (Mo, Si), dans le cas des produits laminés au train à bandes, on ne cherche jamais à obtenir une structure entièrement martensitique. L'objectif est, pour certains produits, d'allier la ductilité de la ferrite à la résistance de la martensite dans une structure dite « double phase ».

Le tableau I.1 résume les actions possibles sur la taille du grain, les éléments en solution solide et les particules de seconde phase, suivant que l'on veut favoriser la résistance, la ductilité ou la ténacité, les exigences que l'on demande aux tôles d'aujourd'hui vont de plus en plus dans le sens de la recherche d'un meilleur compromis résistance/ductilité, on s'oriente

donc vers des structures composites qui combinent les propriétés des différentes phases : ductilité de la ferrite et résistance de la martensite, par exemple.

Le paragraphe suivant montrera comment les objectifs de caractéristiques mécaniques sont obtenus pour chaque grande catégorie d'utilisation [1-2-3].

Pour Favoriser	Il faut agir de la manière suivante sur		
	la taille du grain	les éléments en solution solide	les particules de seconde phase
la résistance	Affiner le grain	Majorer les teneurs en P, N, C, Mn et éventuellement en métaux en solution solide de substitution dans la ferrite	Donner aux carbonitrides ou autres précipités une taille optimale de l'ordre de quelques nanomètres
la ténacité	Affiner le grain	Majorer la teneur en manganèse et diminuer la teneur en tout autre élément en solution solide, surtout interstitielle	Limiter le durcissement par précipitation. Diminuer fortement l'importance de la phase perlitique ainsi que celle des phases silicates et sulfures
la ductibilité	Viser un grain de taille moyenne	Minimiser les teneurs en élément en solution solide, particulièrement interstitielle (C, N, P)	Éviter à la fois les précipitations trop fines et les particules de grande taille

TABLEAU I.1 Influence des paramètres d'élaboration des tôles sur leurs propriétés finales[1]

VI. Tôles laminées à chaud

VI.1 Les grandes familles de tôles laminées à chaud

Il existe une très grande diversité d'aciers laminés au train continu à larges bandes et vendus à l'état de tôles à chaud. On peut néanmoins les regrouper en cinq grandes catégories :

les aciers pour emboutissage et formage à froid pour lesquels on garantit une valeur minimale de l'allongement et une plage pour la limite d'élasticité et la résistance à la traction

Les aciers de construction qui couvrent des marchés ainsi divers que le matériel roulant, les profilés pour construction métallique et les pièces de structure automobile et pour lesquels on garantit outre une certaine formabilité, une valeur minimale de la limite d'élasticité et éventuellement de la résilience.

Les aciers pour petits tubes soudés où les exigences concernent principalement les caractéristiques après formage et traitement et les tolérances géométriques.

Les aciers pour appareils à pression où, outre des garanties de résistance à la traction et de résilience à l'ambiante, peuvent éventuellement être exigées des valeurs de résistance à haute température ou de résilience à basse température.

Les aciers de spécialité répondant aux besoins de marchés limités en tonnage mais très précis quant à leur exigences, parmi lesquels on peut citer les tôles à chaud pour émaillage, les tôles pour gros tubes soudés et les tôles dites « à forte teneur en carbone » (aciers durs à structures essentiellement perlitique).

Dans la suite de ce texte, on se concentrera sur les aciers formables à basse teneur en carbone, aciers pour emboutissage et formage à froid et aciers de construction, qui constituent la majeure partie de la production actuelle des tôles à chaud, inférieure par accident à Ar3, un laminage achevé dans ces conditions peut, en effet, conduire au défaut dit « gros grains », s'il est suivi d'un bobinage à haute température (croissance anormale d'un petit nombre de grains à la surface de la tôle par un phénomène de type « écrouissage critique », d'où apparition du défaut « peau orange » lors du formage ultérieur).

La présence de manganèse est nécessaire pour assurer la formation de sulfures mixtes de manganèse et de fer peu fusibles aux températures usuelles de laminage (< 1 300 °C). une teneur de l'ordre de 0,2 à 0,3 % assure largement cette fonction vu les teneurs en soufre actuelles, mais il faut mentionner aussi l'action favorable de cet élément sur la tendance au

vieillissement et son action sur la température de début de transformation de l'austénite en ferrite.

Des teneurs plus faibles entraîneraient une remontée sensible du point Ar_3 (une diminution de 0,1 % de la teneur en manganèse entraîne une élévation d'environ 20 °C du point Ar_3) et par conséquent une augmentation du risque d'apparition du défaut « gros grains ».

Le métal est classiquement désoxydé avant coulée (calmage) avec une petite addition d'aluminium qui est bénéfique à deux égards

La propreté inclusionnaire est grandement améliorée car l'alumine Al_2O_3 décante généralement de façon aisée, moyennant un bobinage à haute température, l'azote précipite au cours du refroidissement de la bobine sous forme de nitrure d'aluminium AlN , ce qui réduit considérablement le vieillissement de l'acier dont l'azote libre est un facteur important.

Le même effet peut être obtenu par une addition en faible quantité de titane, une addition de 0,015 % permet de piéger totalement l'azote (voire une partie du soufre) et donc d'obtenir un acier non vieillissant sans avoir recours à un bobinage à haute température.

En outre, les particules de TiN formées permettent d'éviter le défaut « gros grains » si le laminage est terminé à une température voisine de Ar_3 .

VI.2 Effets métallurgiques des différentes opérations de fabrication

À l'état laminé à chaud, la microstructure des aciers extra-doux est constituée pour l'essentiel d'un ensemble de grains ferritiques équiaxes dont les orientations cristallographiques sont le plus souvent réparties de façon quasi aléatoire.

Le laminage à froid qui a pour but principal de fixer l'épaisseur et la planéité de la tôle et aussi de définir l'état de surface, durcit considérablement le métal en introduisant des modifications importantes dans la structure cristalline des grains, à l'état laminé à froid, la tôle n'est plus apte à subir des déformations à froid supplémentaires (emboutissage par exemple)

L'opération de recuit a pour objet de régénérer la microstructure par recristallisation, ce qui adoucit le métal et modifie l'anisotropie cristallographique

On obtient ainsi de bonnes propriétés plastiques adaptées au procédé de mise en forme ultérieure. [1].

VII. Laminage à froid

Au cours du laminage à froid, la géométrie de la déformation est imposée, allongement dans la direction du laminage, amincissement dans la direction normale au plan de laminage et pratiquement pas de déformation dans la direction transverse, du point de vue microscopique, les grains s'allongent dans la direction de laminage tandis que, dans la direction perpendiculaire au plan de laminage, la taille des grains diminue.

On notera enfin que le laminage à froid ne se borne pas à allonger le grain du métal, il allonge également les porosités éventuelles et génère des alignements ou chapelets d'inclusions dans la direction de laminage [1-2-3].

VII.1 Eléments en solution solide

La présence d'éléments en solution solide (Mn, Si, P, C, N...) favorise la formation de cellules de dislocations pour de faibles taux de déformation et augmente le durcissement pour un taux d'écroutissage donné, des examens en microscopie électronique montrent que cet accroissement du durcissement provient d'une augmentation de la densité de dislocations et d'une diminution de la taille des cellules ainsi toutes choses égales par ailleurs, une augmentation des teneurs en éléments en solution solide par rapport à une composition de référence conduit aux mêmes effets qu'une augmentation du taux d'écroutissage du métal de référence [1-2-3].

VII.2 Mécanismes fondamentaux

La déformation plastique inhérente au laminage à froid engendre une augmentation de l'énergie emmagasinée dans le métal sous forme de dislocations celui-ci n'est donc plus dans un état d'équilibre, l'élévation de la température au cours du recuit déclenche diverses évolutions de la microstructure qui correspondent à une diminution de l'énergie emmagasinée, on distingue communément :

la restauration qui correspond à un réarrangement des dislocations et ne met pas en jeu le mouvement de joints de grains de forte désorientation (les grains de la structure écrouie sont conservés, mais la densité des défauts diminue).

la recristallisation où de nouveaux grains se forment par germination et croissance des germes aux dépens du métal écroui.

la croissance des grains de la matrice recristallisée lorsque la totalité du métal écroui a disparu.

Dans certains cas, ces réactions métallurgiques fondamentales interfèrent avec d'autres réactions métallurgiques telles que la ségrégation, la précipitation, la dissolution de certains précipités et la transformation de phase de l'austénite en ferrite, l'ensemble de ces phénomènes détermine la microstructure finale, en particulier la taille des grains recristallisés et la texture qui jouent un rôle éventuel dans les propriétés d'emploi de la tôle [1-2-3].

VII.3 Taille des grains recristallisent

L'augmentation du taux de laminage à froid et de la température de recuit conduit à un affinement du grain, par ailleurs, comme les joints de grains constituent des sites préférentiels de germination, une diminution de la taille des grains de la bande à chaud (qui accroît la surface des joints de grains) conduit également à un affinement du grain [8].

VII.4 Texture

Les tôles laminées à chaud dans le domaine austénitique ont en général une texture peu marquée et toujours du même type (essentiellement : $\{100\} \langle 110 \rangle$, $\{332\} \langle 113 \rangle$ et $\{332\} \langle 110 \rangle$), dans ces conditions, les textures de laminage à froid obtenues pour des taux d'écrouissage significatifs sont toujours groupées autour de trois ensembles d'orientations ayant chacune un axe commun.

Ces ensembles, désignés en abrégé par : « fibre $\langle 110 \rangle$ » (ou fibre α), « fibre $\{111\}$ » (ou fibre γ) et « fibre $\{100\}$ », ont des éléments communs : l'orientation $\{111\} \langle 110 \rangle$ et l'orientation $\{100\} \langle 110 \rangle$, ces deux orientations constituent, avec l'orientation intermédiaire $\{211\} \langle 110 \rangle$ et l'orientation $\{111\} \langle 211 \rangle$ de la fibre $\{111\}$, les orientations dominantes des textures de laminage à froid.

Dans le cas d'un acier calmé à l'aluminium possédant une faible texture initiale héritée du laminage à chaud, le développement de la texture se fait progressivement avec le taux de laminage, au moins jusqu'à des taux de réduction de l'ordre de 60 %.

La densité volumique d'orientation, c'est-à-dire la fraction volumique du métal ayant une orientation donnée, croît régulièrement sur les trois fibres principales.

Une stabilisation de certaines orientations (en particulier de la fibre $\{111\}$) apparaît pour les plus forts taux de laminage (supérieurs à 80 %) [1-2-3].

VII.5 Texture de recuit

On pourra se reporter pour plus de détails à l'article [16].

Les principales orientations des textures de recuit appartiennent à la fibre α (grains ayant une direction $\langle 110 \rangle$ parallèle à la direction de laminage) et à la fibre γ (grains dont un plan $\{111\}$ est parallèle à la surface de l'échantillon), l'évolution typique des fibres α et γ en fonction du temps de recuit isotherme à 700 °C est représentée sur la (figure I.10), une recristallisation totale est obtenue pour une durée de recuit de 100 s. on observe une forte diminution des composantes $\{001\} \langle 110 \rangle$, $\{112\} \langle 110 \rangle$ (fibre α) et une forte augmentation de $\{111\} \langle 112 \rangle$ l'intensité de $\{111\} \langle 110 \rangle$ n'est pas modifiée.

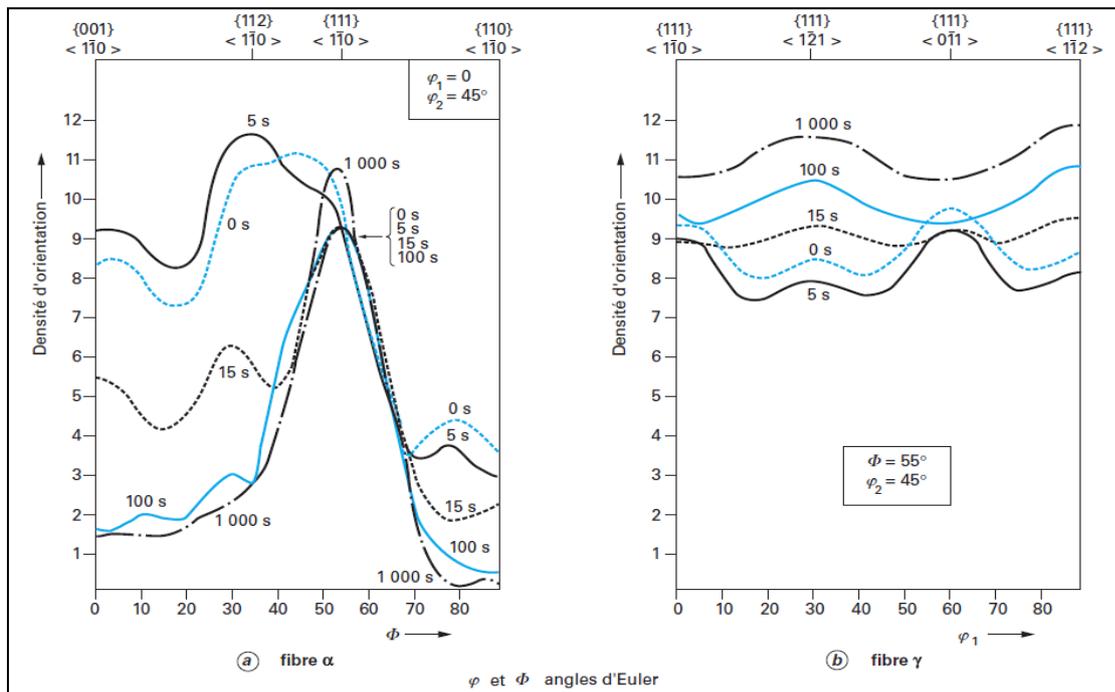


FIGURE I.10: Évolution de la densité des fibres α et γ avec la durée de recuit à 700 °C d'une Tôle d'acier extra-doux laminé à froid à 80 % [1-2-3].

La croissance des grains continue spontanément lorsqu'on poursuit le recuit après la recristallisation totale, la force motrice de recristallisation n'existe plus, mais le cristal possède cependant un excès d'énergie localisé dans les joints de grains et n'est pas dans son état le plus stable. La force motrice liée à l'énergie des joints de grains permet la croissance

de certains grains (en général les plus gros) au détriment des grains voisins, il en résulte un accroissement de la taille moyenne des grains. le déroulement de ces réactions métallurgiques fondamentales est fortement affecté par la présence de certaines impuretés résiduelles ou ajoutées intentionnellement dans le but d'obtenir certaines propriétés d'emploi, ces impuretés (C, S, Al, Ti, Nb, N, Mn...) demeurent en solution, ségrègent aux défauts (dislocations, joints de grains) ou forment des précipités, par ailleurs, pour des températures de recuit supérieures à la température de transformation de la ferrite en austénite, la recristallisation peut interférer avec le changement de phase [1-2-3].

Chapitre II

Soudage des tôles

I.GENERALITES

Souder deux éléments métalliques pour constituer un ensemble continu implique, comme dit dans l'introduction, la réalisation des opérations qui suivent [16].

I.1 Accostage

La mise en place face à face des deux parties à assembler se fait avant de souder et avant de pointer (agrafer), il faut pour cela des outillages.

L'espace entre les pièces (« jeu » ou « écartement »), l'alignement de ces pièces, la géométrie de l'accostage en général sont définis avec une certaine tolérance, celle-ci doit être respectée avant et pendant soudage, cette tolérance est fonction du procédé de soudage retenu.

Par exemple les tolérances d'accostage sont plus serrées en soudage TIG automatique qu'en soudage à l'arc submergé.

Elle dépend également du mode de soudage (automatique ou manuel), en effet, un soudeur manuel adapte sa torche ou son électrode enrobée en position, inclinaison, il effectue de petits mouvements tels qu'un léger balayage par exemple, face aux imperfections de la préparation aux variations de l'écartement des bords, etc., le soudeur adapte en permanence ses gestes c'est ce qui fait sa dextérité et marque son expérience, par contre, en soudage automatique l'accostage doit être rigoureusement respecté et maintenu constant (à moins d'utiliser des moyens de correction efficaces ou des capteurs avec boucle de retour et systèmes « Intelligents » du type auto adaptativité).

Les outillages d'accostage dépendront donc du mode de soudage (automatique ou manuel) et du procédé retenu.

On note aussi que, lorsque cela est possible (géométrie, approvisionnement des matériaux, possibilités d'usinage ou meulage, coût global, délais, habitudes et moyens, etc.), on peut limiter les outillages d'accostage en prévoyant une géométrie de chanfrein (préparation) comportant un emboîtement ou une latte usinée ou rapportée [16].

I.2 Maintien des pièces pendant soudage

Le soudage à l'arc apporte une quantité de chaleur élevée et concentrée, c'est-à-dire localisée, ces deux facteurs, température et hétérogénéité, font que des contraintes se créent pendant l'opération de soudage autour de la soudure, et provoquent ainsi des déplacements à plus longue distance dans la pièce (dits « déformations de soudage » ou « retraits »).

Les forces ainsi engendrées sont très élevées, il est donc nécessaire, quoique pas toujours efficace, de limiter ces déformations de façon à faire en sorte que d'une part, l'accostage reste à l'intérieur des tolérances, en particulier lors des passes de fond ou même de pointage ; d'autre part, de limiter l'effet de ces forces à longue distance, c'est-à-dire de contrôler les déformations globales de la pièce ou de la structure, on parle alors d'outillage de bridage.

Préparation et accostage [16].

I.3 Déformations provoquées par le soudage

Avant de décrire les moyens généralement mis en oeuvre pour la préparation et l'accostage des pièces avant soudage, nous évoquerons les phénomènes qui justifient ces moyens et en donnent l'importance, quelles sont les origines des déformations produites par une opération de soudage ? L'arc électrique de soudage doit provoquer la fusion des bords à souder et celle du métal d'apport lorsqu'il y en a, il engendre donc un champ de températures élevées et localisées, ces deux facteurs cumulés génèrent à leur tour un champ de contraintes dès l'apparition de la source de chaleur, les contraintes d'origine thermique sont très élevées. Dans le cas du soudage, elles dépassent largement la limite d'élasticité du matériau soudé.

On peut estimer de façon simple les sollicitations thermomécaniques mises en jeu en soudage en imaginant, dans une plaque épaisse rigide, une zone chauffée localement à une température T , le reste de la pièce conservant la température ambiante.

Cet exemple simple (simpliste) montre que l'opération de soudage génère des contraintes locales élevées, lesquelles conduisent à des plastifications locales, et engendrent de ce fait, des forces importantes dans la pièce elle-même, ces forces apparaissent dès que l'arc est formé, donc dès le pointage, pendant le soudage, le sens des contraintes et des déformations varie, lorsque le soudage est terminé, l'effet que l'on vient de décrire s'inverse : après plastification, le refroidissement va s'accompagner d'une contraction de la zone soudée, et, globalement, le cordon de soudure va venir comprimer la pièce restée « froide », lui-même étant le siège de fortes tensions.

Il est commode et usuel de décomposer les effets de ces contraintes et de ces forces en plusieurs composantes, en regardant la géométrie prise par la pièce de part et d'autre du cordon de soudure, de la façon suivante [16].

I.3.1 Retrait longitudinal

Il correspond à un raccourcissement du cordon et du métal proche, dans le sens de la longueur du joint, la pièce se trouve ainsi comprimée.

Les tôles minces se retrouvent non planes sous l'effet d'un véritable flambement

De même, les viroles et tubes voient leur diamètre resserré :

effet « diabololo » et cela de façon plus ou moins régulière (ovalisations).

Le rôle d'un outillage sera de limiter l'effet de ces retraits dans le cas de tôles ou plaques fines ou moyennes (quelques dixièmes de millimètres voire quelques millimètres), on limitera les gauchissements, Par contre, on n'évitera jamais l'effet « diabololo » [16].

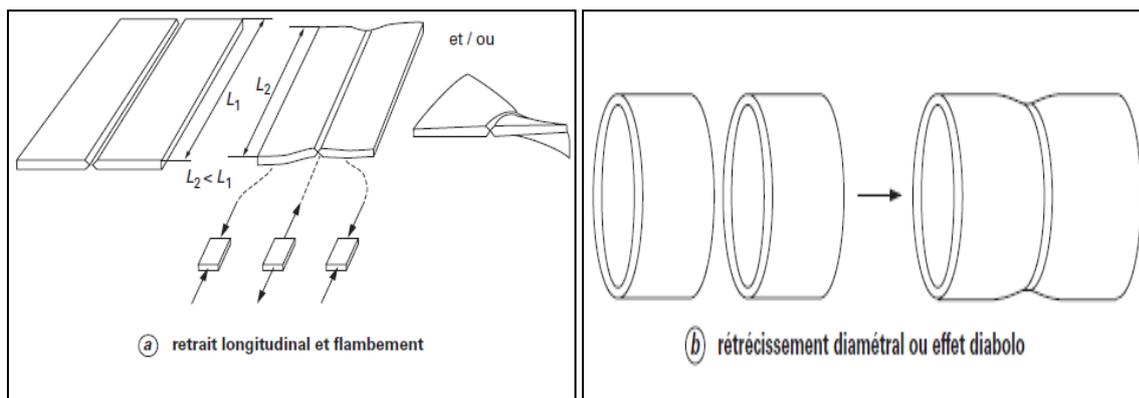


Figure II.1 Retrait longitudinal [16].

I.3.2 Retrait transversal

Il correspond à une diminution des cotes dans la direction perpendiculaire au cordon de soudure (figure II.2 a), ce type de retrait est quasiment impossible à contrecarrer.

On utilisera, par contre, impérativement un outillage de maintien pour le raboutage de tôles fines ; son rôle est de plaquer fermement sur un plan (règle, latte...) les bords à assembler et d'empêcher que le retrait transversal ne conduise à voir les tôles se chevaucher à l'avant de la torche, en bloquant les deux bords l'un contre l'autre [16].

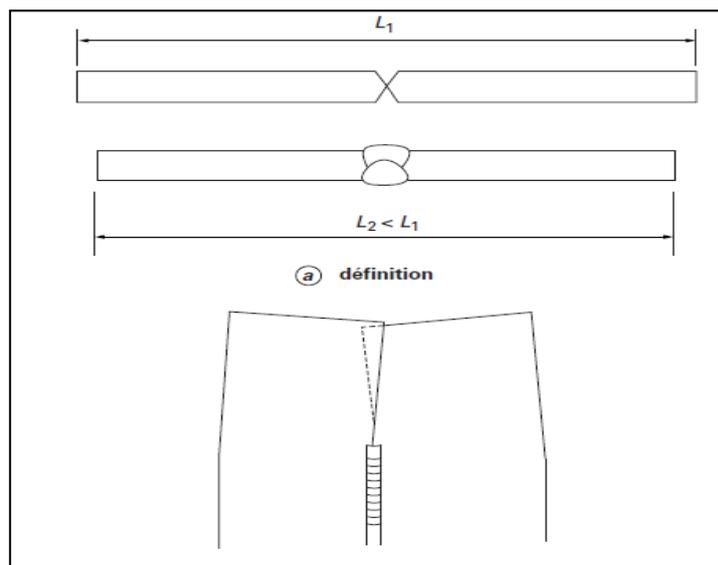


Figure II.2 Retrait transversal [16].

I.4 Raboutage de tôles fines

Par « tôles fines » nous entendons des tôles d'épaisseur inférieure à 1 ou 2 mm, voire davantage, c'est-à-dire plus généralement toute tôle ou panneau dont les dimensions sont très grandes par rapport à l'épaisseur.

Les outillages d'accostage et de bridage lors du soudage des tôles fines, surtout en mode automatique, doivent répondre à plusieurs impératifs [16].

I.4.1 Accostage précis

Plus l'épaisseur à souder est faible, plus les conditions de soudage doivent être maîtrisées, et les tolérances plus étroites, cela est particulièrement vrai en soudage automatique.

La réponse aux variations de configuration, pour des paramètres établis, est très violente par exemple, une variation du jeu (écartement des bords à souder), même faible, peut faire osciller la soudure entre une non-pénétration et un effondrement, voire un trou, à une préparation soignée des bords de tôles doit donc être associé un outillage qui plaque les deux bords, les aligne (au même niveau) en début de soudage, et doit garantir cet impératif d'un bout à l'autre de l'opération, depuis l'agrafage jusqu'à la fin du soudage [16].

I.4.2 Bridage pendant le soudage

Il s'agit, pendant l'opération de soudage (et d'agrafage si elle a lieu), d'éviter, ou du moins de limiter les déplacements, d'une part, des bords à souder, et d'autre part, des tôles dans leur ensemble, la soudure à l'arc sur des épaisseurs fines vient affecter une bande de métal large par rapport à l'épaisseur, si bien que les deux effets principaux de la thermomécanique se font sentir dans les directions longitudinales et transversales.

Pour limiter les effets longitudinaux, qui seraient des gauchissements dus à un flambement sous les contraintes se développant dans le cordon (figure II.1. a), il convient de plaquer au mieux les bords près de la soudure et tout le long de celle-ci, cela augmente l'allongement plastique dans la zone concentrée de la soudure, qui absorbe ainsi l'essentiel de la déformation. Le gauchissement de la tôle au débridage est ainsi limité (figure II.3).

Les retraits transversaux se font sous des forces élevées, si l'on ne prend pas de précautions (outillage non adapté), ils peuvent provoquer un serrage très sévère des tôles dans leur plan, à l'avant de la torche au risque de les voir se chevaucher (figure II.2), c'est une raison

supplémentaire pour prévoir un outillage qui plaque parfaitement les bords et au plus près de la soudure [16].

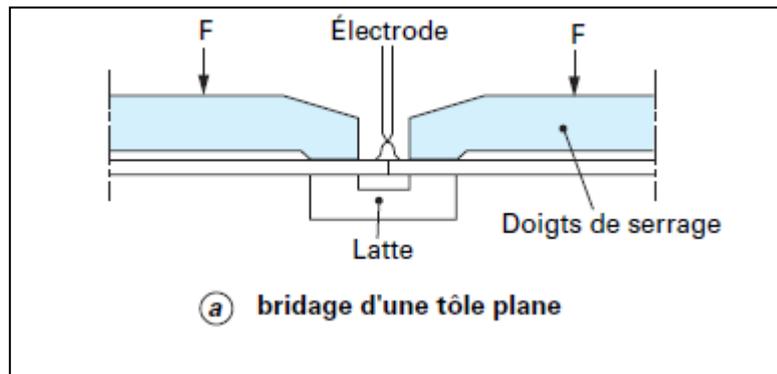


Figure II.3: le gauchissement de la tôle au débridage [16].

I.4.3 Raboutage de tôles moyennes et épaisses

On peut entendre par tôles moyennes des tôles dont l'épaisseur commence à partir de 2 mm, par exemple, et va jusqu'à 5 ou 15 mm, selon la longueur de l'assemblage. Au-delà de cette épaisseur, on parle de tôles épaisses ou fortes, une entreprise qui dispose d'équipements prévus pour souder des épaisseurs de 2 à 3 mm et qui pratique couramment ces domaines d'épaisseur considérera, bien entendu, des tôles de 8 mm comme des tôles « épaisses ».

Les soudures se font généralement en plusieurs passes, et souvent par les deux côtés, ce qui peut nécessiter, selon la géométrie de la pièce, la position ou la masse, un ou plusieurs retournements, au fur et à mesure que l'épaisseur à souder augmente, la masse de la pièce joue le rôle de raidisseur, et un outillage devient vite inefficace :

Le retrait longitudinal est contrecarré par la masse de la pièce environnante ; toutefois, on relève encore des effets diabolos (figure II.1.b) sur des soudures circulaires de tubes ou de viroles de 20 ou 30 mm d'épaisseur, le retrait transversal se manifeste quelle que soit l'épaisseur ; il peut atteindre plusieurs millimètres et aucun outillage ne le supprimera, une préparation par emboîtement (si elle est possible) limite fortement ce retrait transversal, c'est le retrait angulaire qui apparaît, finalement, le plus fréquemment lors d'un raboutage de tôles moyennes. Il est difficile, voire impossible, de le combattre via un outillage, Seules des Pré déformations ou des séquences judicieuses peuvent être efficaces [16].

II. Le soudage à l'arc

Il existe plusieurs procédés de soudages, dans ce qui suit, nous présentons le soudage à l'arc avec électrode enrobée car ce procédé est utilisé pour réaliser ce travail.

L'apport de la chaleur utilisée pour former le bain de métal fondu est assuré ici par un arc électrique, et la liaison a bien lieu par solidification du métal fondu sur le métal de base, soit sans métal d'apport soit surtout avec métal d'apport [17-18], l'arc doit pouvoir s'amorcer facilement et, ensuite, rester stable, pour faciliter son amorçage aussi bien que pour le stabiliser. On a recours à des éléments chimiques facilement ionisables qui sont introduits dans le plasma d'arc, Ces éléments peuvent provenir des composés fusibles et volatils inclus dans les produits solides qui formeront le laitier ou des gaz distribués pour protéger le métal fondu [17-18]. Le choix de ces produits (gaz ou composés fusibles) est réalisé de telle sorte qu'ils puissent assurer aussi la protection du métal fondu ; c'est ainsi que les composés fusibles devront former un laitier surnageant au-dessus de celui-ci (et éventuellement susceptible de réagir chimiquement avec lui pour l'affiner) tandis que les gaz seront souvent des gaz inertes (argon, hélium ou des mélanges additionnés parfois d'hydrogène) et parfois du dioxyde de carbone (dont la décomposition dans l'arc donnera du monoxyde de carbone protecteur et de l'oxygène qui sera fixé par des éléments introduits par les produits d'apport) [17-18].

Par ailleurs la source de courant doit être adaptée de sorte que :

- sa tension à vide soit assez élevée pour permettre l'amorçage,
- sa tension en régime d'arc permanent permette de parvenir à des longueurs d'arc compatibles avec la technologie mise en œuvre,
- sa tension en cas d'extinction de l'arc soit suffisante pour permettre le réamorçage de ce dernier [17-18].

II.1 Soudage à l'électrode enrobée

II.1.1 Caractères principaux

Électrode : tige métallique ou baguette de longueur limitée formant le métal d'apport.

Protection : vapeurs provenant d'un enrobage de l'électrode.

Nature du courant : alternatif ou continu

II.2.2 Description du procédé

Le soudage à l'arc à l'électrode enrobée (SAEE), appelé soudage manuel à l'arc (manual arc welding, shielded metal arc welding process), s'exécute d'une façon très simple, schématisée sur la (Figure II.4)

L'appareillage comporte une source de courant continu ou alternatif, une pince porte-électrode et l'électrode proprement dite, un câble de liaison et un câble de masse. L'opérateur tient, en outre, un masque de protection contre le rayonnement lumineux intense de l'arc éblouissant et dangereux pour la vue, la source étant sous tension, l'arc s'amorce par contact électrode-pièce et produit instantanément la fusion de l'électrode, la production de vapeurs et la formation du cordon qui, après refroidissement, la fusion de l'électrode et la formation progressive du cordon entraînent un réflexe d'approche de la main de l'opération conditionné par le maintien d'un arc stable.

II.2.3 L'électrode enrobée

L'électrode enrobée constitue en effet le paramètre essentiel de ce procédé, déterminée et construite en fonction du matériau à souder, elle impose, entre autres, la nature et l'intensité du courant que devra délivrer le générateur qui est à l'origine des taux de dépôt, de la qualité des soudures, quant au soudeur, il contrôle la fusion du métal et la régularité du cordon, et doit avoir pour cela une formation professionnelle appropriée. Le soudage à l'électrode enrobée s'applique particulièrement bien à toutes les formes d'assemblages aux aciers au carbone, peu ou fortement alliés, et sous certaines conditions aux alliages d'aluminium et de cuivre.

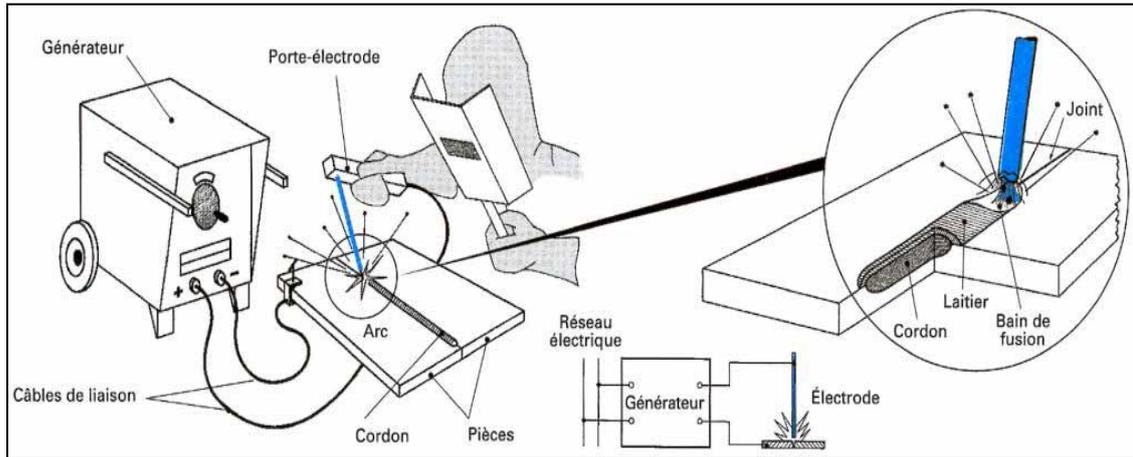


Figure II.4 : Soudage à l'électrode enrobée [16].

III Les cycles thermiques

L'interprétation métallurgique de tous les phénomènes résultant d'un effet thermique requiert, comme condition nécessaire, la connaissance de la température atteinte. A cette condition de température s'ajoutent une ou plusieurs conditions de temps, qu'il s'agisse de l'échauffement, du séjour à température ou du refroidissement. Pour interpréter les phénomènes qui prennent naissance, durant l'opération de soudage, en un point donné de l'assemblage, il faut donc connaître le cycle thermique de soudage, c'est-à-dire la variation de la température T en fonction du temps [16]. Pour enregistrer les évolutions de la température en fonction du temps, on place des couples thermoélectriques lors de la préparation des pièces à assembler. Ainsi, on peut, s'ils ont été judicieusement disposés, enregistrer à partir de chacun d'eux la courbe température = f (temps), qui correspond au volume de métal voisin de la soudure chaude. Les résultats obtenus prennent les formes schématisées sur la figure II.5

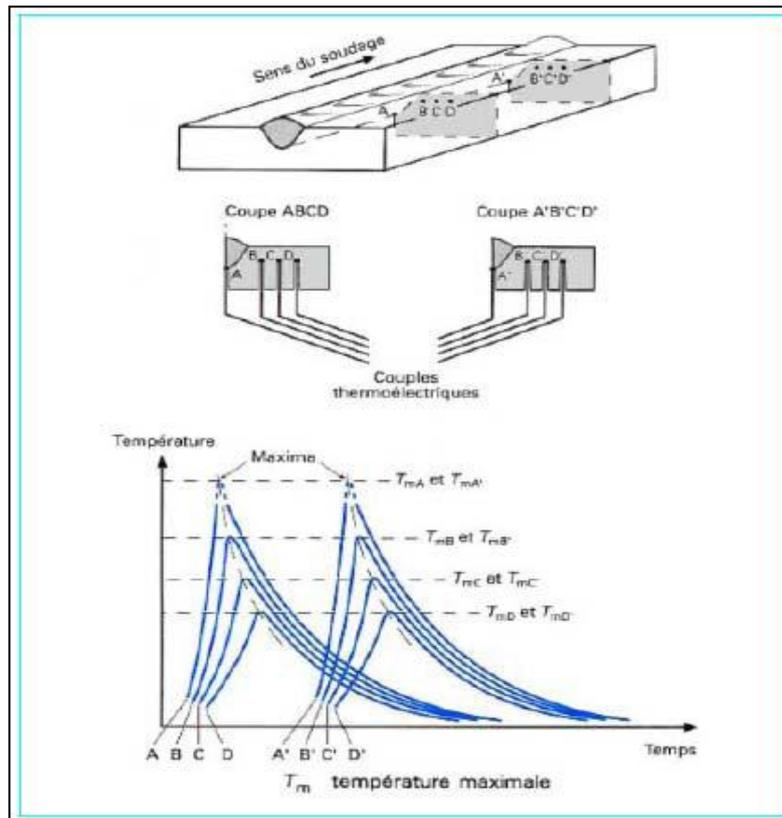


Figure II.5 courbe température = f (temps) [16].

On voit déjà que le métal est soumis à :

- un chauffage très rapide jusqu'à une température maximale (T_m) variant, suivant la distance entre le point considéré et la zone fondue, depuis la température initiale du métal (au plus loin du métal fondu) jusqu'à la température de début de fusion de celui-ci (au plus près du métal fondu) ;
- un refroidissement généralement rapide qui succède immédiatement à l'arrêt du chauffage [19-20]. Ces enregistrements sont identiques quelque soit la position d'emplacement des thermocouples dans la zone d'état quasi stationnaire, et ils nous conduisent aux remarques suivantes :
 - Les courbes température-temps se situent les unes au dessous des autres au fur et à mesure qu'augmente la distance entre le point de mesure et la ligne de soudure, les températures maximales atteintes T_m sont décroissantes, de manière plus ou moins abrupte selon le gradient de température qui caractérise le procédé et le mode opératoire étudiés.
 - La courbe $T_m = \varphi(t)$ sépare le domaine des températures croissantes de celui des températures décroissantes, ceci exprime le fait qu'au voisinage de la source de chaleur, les points les plus rapprochés sont déjà en train de se refroidir à partir de la température

maximale qu'ils ont atteinte alors que les points les plus éloignés en sont encore à la phase d'échauffement.

- Compte tenu de la disposition des courbes, la vitesse de refroidissement comptée à partir de la température maximale, décroît lorsque la distance à la ligne de soudure croît, mais les courbes de refroidissement constituent rapidement un fuseau assez serré.

Toutes ces évolutions thermiques vont être responsables, notamment, de la fusion, de la solidification, des transformations allotropiques et des dilatations ; leur connaissance approfondie a donc beaucoup d'importance pour l'étude de la métallurgie du soudage et il est indispensable de bien identifier les paramètres dont elles vont dépendre :

- L'énergie apportée par la source de chaleur quand elle augmente, le volume de métal chauffé croît, le temps de séjour dans le domaine des hautes températures est plus long et le refroidissement est plus lent.

- La température initiale des pièces à assembler ; quand elle s'élève, le volume de métal chauffé croît, le temps de séjour dans le domaine des hautes températures est plus long et le refroidissement est plus lent.

- La masse des pièces à assembler et les conditions de refroidissement de la soudure dépendent de l'environnement métallique de celle-ci, c'est-à-dire de la masse du métal adjacent à la soudure qui est apte à absorber la chaleur.

- Les caractéristiques physico-thermiques du métal, c'est-à-dire sa capacité thermique massique, sa conductivité thermique, sa diffusivité thermique et, s'il y a fusion, son enthalpie de fusion [18-19].

III.1 Paramètre de refroidissement en ZAT

On caractérise généralement l'intensité du refroidissement par le temps s'écoulent entre deux températures déterminées :

- Soit entre 800 et 500 °C, il s'agit alors du paramètre de refroidissement $\Delta t_{800\ 500}$,

- Soit entre 700 et 300°C (critère $\Delta t_{700\ 300}$). Le rapport entre ce paramètre et le précédent est généralement compris entre 2 et 4 [17-18].

Le choix de ces deux critères a été guidé notamment par le fait que la majorité des transformations métallurgiques de phases intervient dans ces gammes de températures dans les aciers au carbone-manganèse. Avec la température maximale, la vitesse de refroidissement, quantifiée par le paramètre $\Delta t_{800\ 500}$ est le facteur le plus déterminant pour la

structure métallurgique de la ZAT. Des relevés de cycles thermiques sur joint soudé montrent que le paramètre de refroidissement varie très peu au sein d'un même joint soudé, en ce sens on peut dire que les différentes zones d'un dépôt soudé peuvent être caractérisées par une valeur unique de paramètre de refroidissement $\Delta t_{800\ 500}$ (ou $\Delta t_{700\ 300}$). L'évolution continue de la microstructure dépend donc uniquement de celle de la température maximale atteinte localement. Tous les points subissant une loi de refroidissement pratiquement identique [17-18]. Il reste maintenant à relier le paramètre de refroidissement aux conditions de soudage d'une manière plus précise si l'on réalise des joints soudés à partir de produits de différentes épaisseurs en faisant varier l'énergie linéaire de soudage. La variation du paramètre de refroidissement associé à ces conditions se présente comme celle indiquée à la figure II.6 .

Au-delà d'une certaine épaisseur, le paramètre de refroidissement ne varie plus.

Cette épaisseur critique, appelée épaisseur limite, est d'autant plus élevée que l'énergie de soudage est grande, de point de vue de soudage, un produit sera donc considéré comme « Épais » pour une énergie de soudage donnée, si son épaisseur est supérieure à l'épaisseur limite [17].

En réalité, cette notion d'épaisseur limite traduit la modification de la nature de l'écoulement de la chaleur dans le joint soudé : en deçà, l'écoulement de la chaleur est bidimensionnel, avec les isothermes normaux par rapport au plan du produit. Au-delà, l'écoulement est tridimensionnel et les isothermes affectent une forme cylindrique.

Il existe une zone de transition entre ces deux régimes, où la forme des isothermes est affectée par le rayonnement à la partie inférieure de la pièce [17].

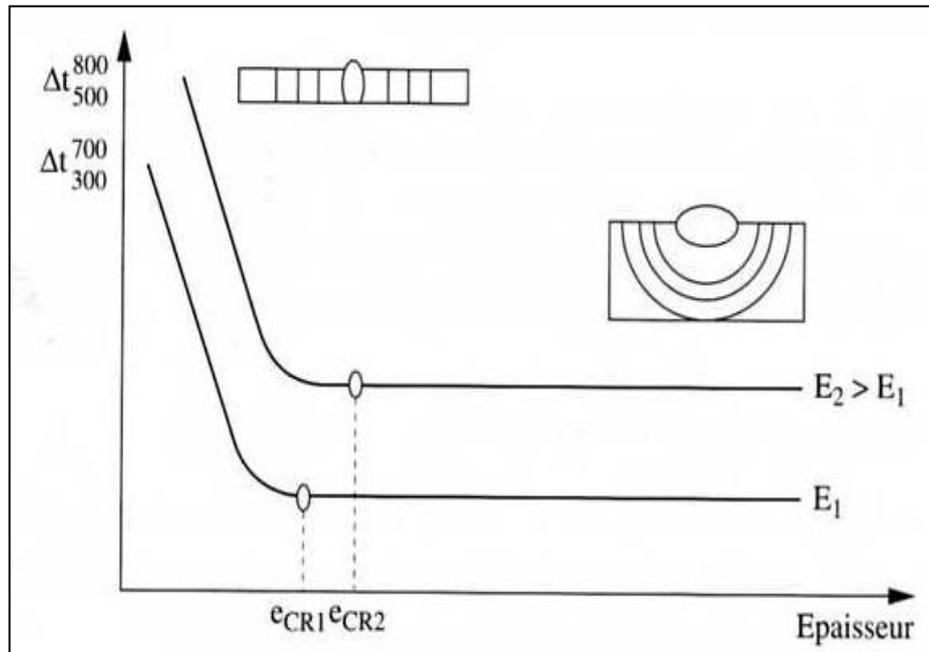


Figure II.6 influence de l'épaisseur et de l'énergie linéaire de soudage sur les Paramètres de refroidissement [17].

IV. Le soudage des aciers au carbone

Les aciers pour les constructions soudées sont des hypoeutectoïdes et leur teneur en carbone ne dépasse pas la valeur 0,40 %, à côté du carbone, nous trouvons toujours dans l'acier quelques éléments inévitables, dont la présence est due au processus de fabrication et qui sont le Manganèse, le Silicium, le Soufre et le phosphore.

L'opération de soudage se distingue des opérations métallurgiques classiques par le fait que les vitesses d'échauffement sont très élevées, que les températures maximales des différents points des pièces varient avec leurs distances au joint et que les durées de maintien de ces températures sont très faibles ; de plus, les transformations métallurgiques qui apparaissent au refroidissement, dans la zone thermiquement affectée du joint soudé, s'accompagnent de traitements mécaniques, l'expérience montre en fait que la structure métallurgique finale en tout point de la ZAT ne dépend pratiquement que de la température maximale atteinte en ce point, et du critère de refroidissement [17-19].

Dans le cas du soudage des aciers au carbone, on peut distinguer quatre zones dans les joints, suivant les températures maximales atteintes [17-19].

- La zone fondue, pour laquelle la température maximale est supérieure ou égale à la température de fusion ;
- La zone entièrement austénitique, pour laquelle la température maximale est comprise entre la température de fusion TF et la température A_{C3} ;
- La zone partiellement austénitique, pour laquelle la température maximale est comprise entre les températures A_{C3} et A_{C1} ;
- La zone influencée, non austénitisée, pour laquelle la température maximale est inférieure à A_{C1} .

La figure II.6 représente l'évolution des températures maximales atteintes dans un joint soudé.

IV.1 Transformations en ZAT lors du chauffage

La rapidité des chauffages au cours des cycles thermiques de soudage engendre un déplacement, au-dessus des conditions d'équilibre, des domaines de température dans lesquels se développent les transformations. Ceci qui ne permet pas d'utiliser les diagrammes d'équilibre pour prévoir la nature exacte des différentes phases au voisinage de la ligne de fusion, il est commode de raisonner à partir de ce type de diagramme pour interpréter qualitativement les modifications microstructurales. On se placera dans le cadre des aciers de construction métallique, en examinant le diagramme

(Fe-C) en parallèle avec les températures maximales atteintes dans un joint soudé figure II.7

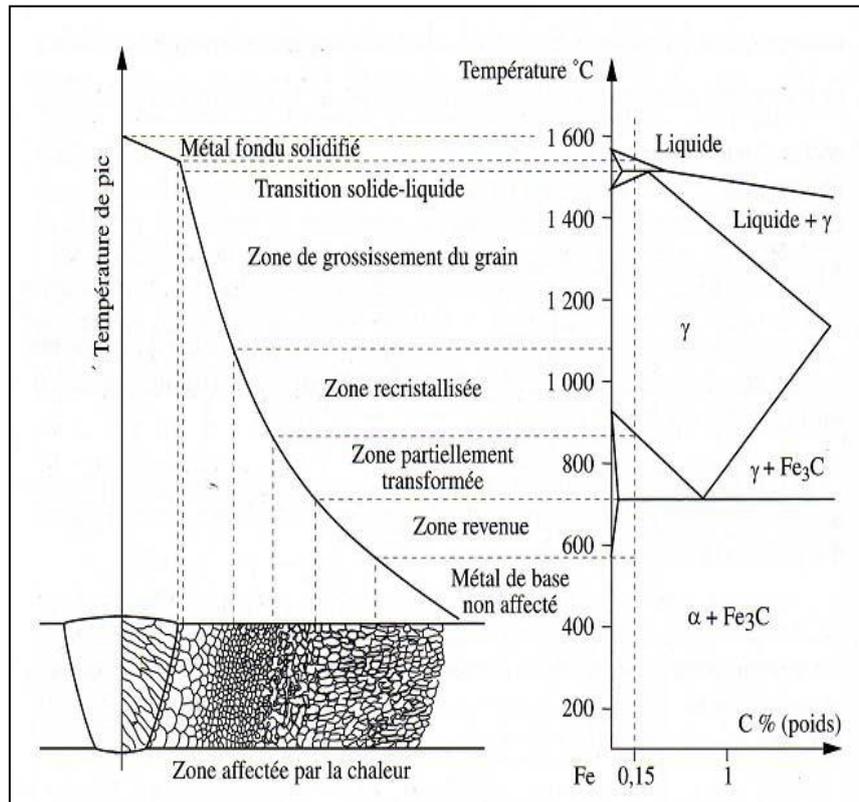


Figure II.7 Les différentes parties constitutives d'un joint soudé [17].

Considérons par exemple le cas du soudage d'un acier à 0.15%. En se rapprochant de la zone fondue, on trouvera successivement les zones suivantes.

Le métal de base n'ayant pas subi de transformation de phase au chauffage, c'est-à-dire ayant été chauffé à une température inférieure au point de transformation A_{C1} (727°C). A l'équilibre, il s'agit donc de structure composée de ferrite α et de cémentite ou plus précisément de perlite, agrégat lamellaire de ferrite et de cémentite. Une zone subcritique, où l'on ne constate pas encore de changement de phase.

Cependant, lorsque la température atteinte est suffisamment importante (par exemple $T > 600^{\circ}\text{C}$), certains phénomènes tels que le revenu, la globulisation des lamelles de cémentite, la recristallisation dans le cas de soudage sur produit écroui, le vieillissement, etc., peuvent éventuellement intervenir.

Une zone de transformation partielle (ou intercritique), portée entre A_{C1} et A_{C3} . Dans ce domaine coexistent la ferrite et une phase nouvellement formée, l'austénite γ . c'est à partir de cette zone ($T > A_{C1}$) que débute la zone affectée par la chaleur.

A partir de la température A_{C3} et jusqu'à 1495 °C environ, la transformation en austénite est totale, la nouvelle structure ainsi formée remplace et efface toute trace de la structure ferritique antérieure. C'est au sein de cette zone qu'intervient un grossissement du grain austénitique pour les plus hautes températures, il s'agit de la zone en général la plus susceptible de causer certains problèmes métallurgiques.

Une zone portée partiellement à l'état liquide, où coexistent une phase ferritique solide (δ) et une phase liquide, de très petite taille (et donc difficile à observer micro graphiquement), cette zone constitue la zone de liaison entre le métal de base et le métal fondu, sur le diagramme d'équilibre. Celle-ci correspond à l'intervalle de température entre le début et la fin de la fusion.

Certains phénomènes (décarburation locale par enrichissement du liquide en soluté, liquation intergranulaire par formation d'eutectiques à bas point de fusion dans le cas d'impuretés, etc.) peuvent intervenir dans cette zone de liaison.

Enfin le métal fondu, qui a souvent une composition différente de celle du métal de base, en raison de la volatilisation de certains éléments de réaction avec le milieu environnant, ou d'enrichissement par des éléments extérieurs (produits d'apport). Les premiers germes du métal fondu se solidifient par épitaxie (relation de cohérence cristallographique) sur les grains de la ZAT [16-18]. à ce stade, il faut noter les points suivants :

Les transformations et les domaines de température évoqués ci-dessus correspondent à l'état d'équilibre. Dans la réalité, la brièveté des cycles thermiques conduit au fait que les transformations de phases et l'homogénéité des structures interviennent à des températures parfois bien supérieures à ces températures d'équilibre ;

Le cas particulier considéré ici (alliage Fe-0,15%C) présente une situation où des changements de phases interviennent pendant le chauffage, dans le cas d'autres matériaux (par exemple : alliages d'aluminium, de cuivre, aciers inoxydables ferritiques...), Le cycle thermique de soudage intervient dans une région monophasée. On assistera alors à un grossissement du grain tout au long du cycle, sans possibilité d'affinement par changement de phase outre ces modifications microstructurales. Les opérations de soudage ont une influence marquée sur les précipités éventuellement présents dans le métal de base, en effet, on sait que les aciers modernes tirent leurs propriétés mécaniques (résistance, ductilité, ténacité) d'une combinaison optimisée de durcissement par la nature de la microstructure, l'affinement du grain et la précipitation. Cet équilibre est profondément modifié par les cycles thermiques de soudage [17-18-20]. Plus la température atteinte localement en ZAT est élevée, plus la

décomposition des précipités est susceptible d'intervenir. Par ordre décroissant, la stabilité de ces composés est schématiquement la suivante : oxydes, nitrures, sulfures, carbures.

Pour des compositions usuelles d'aciers de construction métallique, on assistera à une décomposition des carbures en ZAT vers 1100-1150°C, les nitrures vers 1150-1300°C. Les sulfures étant dissociés généralement vers 1100-1200°C. Compte tenu de leur très forte stabilité, les inclusions d'oxydes résultant de l'élaboration de l'acier à l'état liquide (alumine, silicates...) ne sont pas affectées par le cycle de soudage, en très faible quantité, et de taille relativement importante, ne jouent généralement pas de rôle lors de la phase de chauffage en ZAT, il n'en est pas de même pour les nitrures ou les carbonitrures, en effet, on sait que des particules nombreuses, fines et dispersées freinent la croissance du grain austénitique puisque le déplacement des joints à travers celles-ci s'accompagne d'une augmentation locale d'enthalpie [17-20].

La taille de grains maximale d_{\max} en présence d'une population de précipités de taille r et dont la fraction volumique est V_f , peut être exprimée par la relation de Zener : $d_{\max}=4r/3V_f$ [17].

IV.2 Transformations en ZAT lors du refroidissement

Dans le cas des aciers de construction métallique, les microstructures observées dans les ZAT des joints soudés correspondent aux produits de transformation de l'austénite, il est en effet malaisé d'étudier ces transformations métallurgiques à partir des diagrammes TRC (transformation en refroidissement continu) classiques. Ceux-ci sont généralement établis à partir de traitements austénitiques à températures relativement basses (900-950°C) et pour des temps de maintien longs. C'est-à-dire exactement, la situation contraire à celle rencontrée en ZAT. Il a donc fallu tracer des diagrammes TRC spécialement établis pour le soudage. Ces diagrammes ont été établis soit par simulation (traitement thermique imitant les cycles de soudage appliqués à des éprouvettes), soit par analyse « in situ » c'est-à-dire sur place, au niveau de soudures ou cordons de soudure réels, dans la zone affectée, ou dans le métal fondu à son premier refroidissement. Pour un matériau figure II.7 et des conditions d'austénitisation données (température généralement supérieure à 1200°C, de manière à simuler la ZAT à gros grains), on peut apprécier les transformations de l'austénite en fonction de la vitesse de refroidissement à partir du diagramme TRC en conditions de soudage ou simplement de l'évolution de la dureté de la microstructure finale avec la température [18-19-21]. Selon la vitesse de refroidissement, différents types de microstructures sont susceptibles de se former.

Pour des vitesses très élevées (inférieures à la vitesse critique de trempe V_{CM} , ce qui correspond un plateau sur la courbe dureté-critère de refroidissement, ou $HV-\Delta t$), apparaît la martensite. Ayant une structure cristallographique tétragonale, cette solution solide sursaturée de carbone dans le fer se forme par un mécanisme de cisaillement sans diffusion atomique, de composition identique à celle de l'austénite mère, la martensite a une dureté HV_M qui ne dépend pratiquement que de la teneur en carbone de l'acier selon l'expression : $HV_M=283+930(\%C)$ [18].

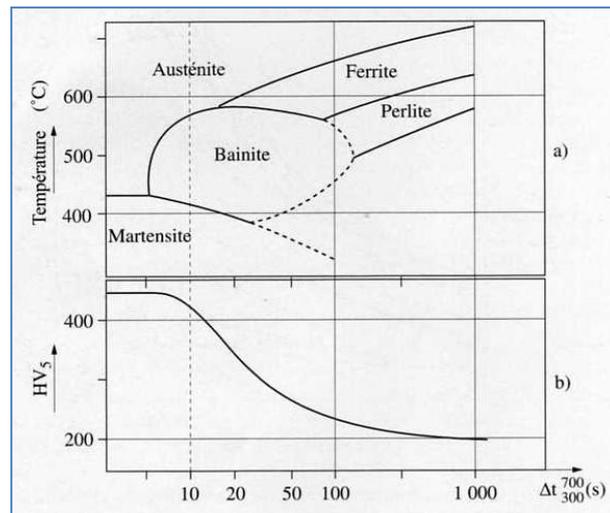


Figure II.7 Diagramme TRC en condition de soudage $T_m = 1300^\circ \text{C}$ [17].

Aux vitesses intermédiaires apparaissent des structures bainitiques. Formées à partir d'austénite métastable à des températures trop faibles pour que le carbone diffuse en volume et aux joints de grain. La bainite est caractérisée par la croissance très rapide d'aiguilles de ferrite par cisaillement et une précipitation de carbures. On retiendra simplement que les vitesses de refroidissement les plus rapides conduisent à la formation des structures plus dures de bainite inférieure (précipitation de carbures sous la forme de minces plaquettes au sein des lattes de ferrite). Alors que la bainite supérieure (carbures rejetés aux joints interlattes ferritiques, parfois sous forme de lamelles de cémentite quasi continues). Dans ce dernier cas, la teneur locale en carbone peut être telle que l'on assiste à la formation de composés interlattes où coexistent de la martensite et de l'austénite résiduelle. Cette dernière étant stabilisée en raison de l'abaissement de la température de transformation M_s au-dessous de la température ambiante [17-20].

Les vitesses de refroidissement les plus lentes en soudage correspondent à la précipitation de ferrite proeutectoïde aux anciens joints de grain austénitiques et à l'évolution vers une structure ferrito-perlitique. C'est également dans cette gamme de vitesse de refroidissement que certains composés (nitrures ou carbonitrures de niobium et de vanadium...), dissous lors de la phase de chauffage, peuvent reprécipiter sous une forme plus ou moins complète [17-20].

IV.3 Le module de young

Le module de Young ou module d'élasticité (longitudinale) ou encore module de traction est la constante qui relie la contrainte de traction (ou de compression) et la déformation pour un matériau élastique isotrope.

Le physicien britannique Thomas Young (1773-1829) avait remarqué que le rapport entre la contrainte de traction appliquée à un matériau et la déformation qui en résulte (un allongement relatif) est constant, tant que cette déformation reste petite et que la limite d'élasticité du matériau n'est pas atteinte. La loi d'élasticité est la loi de Hooke :

$$\sigma = E\varepsilon$$

où :

- σ est la contrainte (en unité de pression) ;
- E est le module de Young (en unité de pression) ;
- ε est l'allongement relatif, ou déformation (adimensionnel).

Le module de Young est la contrainte mécanique qui engendrerait un allongement de 100 % de la longueur initiale d'un matériau (il doublerait donc de longueur), si l'on pouvait l'appliquer réellement : dans les faits, le matériau se déforme de façon permanente, ou se rompt, bien avant que cette valeur ne soit atteinte. Le module de Young c'est la pente initiale du diagramme de déformation-contrainte.

Dans le cas d'un matériau cristallin et certains matériaux amorphes, le module de Young exprime la « force de rappel » électrostatique qui tend à maintenir les atomes à distance constante. Il peut s'exprimer en fonction de la dérivée seconde du potentiel interatomique.

Dans le système d'unités « naturelles » atomique, le module de Young, pour un matériau isotrope, est homogène à 1 :

$$E = E_0 = \frac{m^4 q_e^{10}}{\hbar^8} \quad [15]$$

où et $q_e^2 = \frac{e^2}{4\pi\epsilon_0}$ où est $\hbar = \frac{h}{2\pi}$ la constante de Planck réduite.

Cela dit, compte tenu des problèmes où il apparaît (bilaplacien), il paraît assez naturel de le rationaliser soit :

$$\text{comme } E_1 = E_0 / (16\pi^2). [15]$$

$$\text{comme } E_1 = E_0 / (64\pi^6). [15]$$

les ordres de grandeur de E_1 ou E_2 sont à comparer aux valeurs tabulées, de l'ordre de 100 GPa, qui apparaissent alors relever de ce corpus théorique.

Dans le cas des polymères, c'est l'agitation thermique qui « tortille » la chaîne carbonée qui tend à maintenir la longueur de la chaîne constante. Le module de Young peut alors s'exprimer en fonction de l'entropie.

Cette différence de comportement est flagrante lorsque l'on considère l'influence de la température ; si l'on soumet une éprouvette à une charge constante (essai de fluage) :

lorsque l'on augmente la température, une éprouvette de métal s'allonge (dilatation), donc son module de Young diminue, tandis que l'éprouvette en polymère se raccourcit (les chaînes s'agitent, s'entortillent) donc son module de Young augmente.

lorsque l'on diminue la température, on observe le phénomène inverse : l'éprouvette de métal se raccourcit (contraction) donc son module de Young augmente, tandis que l'éprouvette de polymère s'allonge (les chaînes sont moins agitées et se laissent étirer) donc son module de Young diminue [15].

IV.4 Contraintes résiduelles associées au soudage

L'origine des contraintes résiduelles de soudage est liée à la localisation de la source de chaleur et aux variations des propriétés mécaniques des matériaux en fonction de la température. On distingue deux sources de contraintes résiduelles.

Les contraintes résiduelles d'origine purement thermiques, qui proviennent une élévation de température ΔT , un élément de la zone centrale chauffée devrait se dilater. En réalité, cette expansion est très limitée puisque les parties froides avoisinantes jouent le rôle d'éléments de

bridage. L'élément est donc soumis à une compression de leur part. Au refroidissement, la situation s'inverse: la zone centrale chauffée ne peut se rétracter librement, et est mise en tension par les zones avoisinantes.

Après refroidissement, les zones chauffées seront soumises à des contraintes résiduelles de traction (figure II.8) [17-18].

Les contraintes résiduelles associées aux transformations allotropiques au refroidissement: dans le cas des aciers de construction, la transformation de l'austénite s'accompagne toujours d'une expansion plus ou moins marquée, l'expansion, contrariée par les zones avoisinantes, se traduit par la formation de contraintes de compression résiduelle. Superposées aux contraintes thermiques, celles-ci peuvent diminuer le niveau des contraintes de traction, voir même conduire à des contraintes globales de compression en ZAT [17-18].

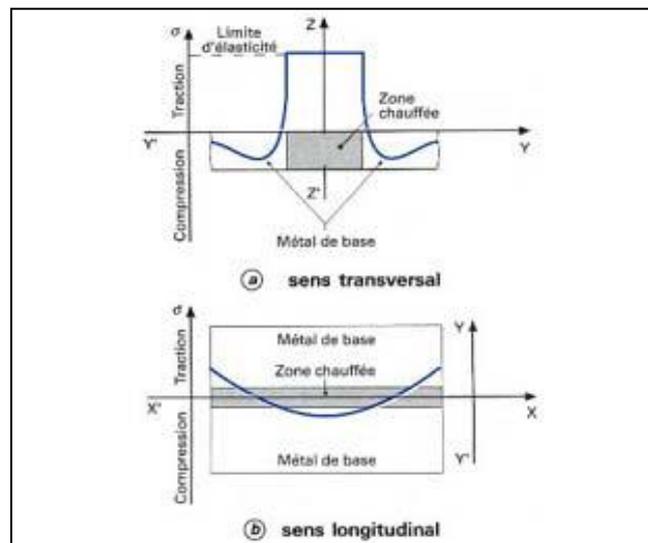


Figure II.8 contraintes résiduelles de traction [16].

Chapitre III

Partie expérimentale

I. Les matériaux

I.1 Les pièces assemblées

Le matériau étudié dans ce travail est le XC12 : une tôle laminée, on fait l'analyse de la composition chimique de l'acier pour contrôler la teneur en carbone, manganèse, silicium et en éléments d'alliage. L'analyse chimique du métal de base est effectuée au centre de recherche scientifique en soudage et contrôle (CSC).

La méthode d'analyse est la spectrométrie de fluorescence des rayons X et pour l'analyse du carbone et le soufre on a utilisé la spectrométrie d'absorption en infrarouge.

1.1.1. Composition chimique et caractéristiques mécaniques

a) Composition chimique

Eléments	C	Si	Mn	P	S
Pourcentage	0,12	0,3	0,37	0,035	0,035

Tableau 2. La composition chimique (en pourcentage %) du métal de base

b) Caractéristiques mécaniques

$R_{0,002}$ N/mm ²	R_m N/mm ²	A%
235 – 500	370 – 450	11 – 29

Tableau 3. Caractéristique mécanique

I.2 Les électrodes de soudage

L'électrode utilisée pour le soudage et la réparation est E6010, électrode avec enrobage cellulosique.

L'électrode E6010 est utilisée pour la pénétration et le bourrage et la finition, le tableau III.1 illustre les caractéristiques de ces électrodes.

Classification	E6010				
Composition chimique en %	C	Si	Mn	P	S
	0,1	≤0,4	0,3-0,8	≤0,04	≤0,04
Propriétés mécaniques	Re _{0.2}	Rm	A%	T _k	
	430	510	27	63	
Dimensions (mm)	3.2×350				
Ampérage	80-130 A				

Tableau 4 .1 caractéristique de l'électrode utilisée

En comparant la composition du métal de base à celle du métal d'apport. On remarque que la teneur en Carbone dans le métal d'apport (0.1%) est inférieure à celle du métal de base (0.12%), On constate aussi une augmentation dans le métal d'apport par rapport au métal de base pour compenser toute éventuelle perte causée par la volatilisation. On remarque enfin que les teneurs de tous les éléments sont dans les limites recommandées pour les aciers aux carbones XC12

II. Procédés de soudage

Les opérations de soudage et réparation sont réalisées au niveau de l'atelier de soudage au Centre de Recherche Scientifique en Soudage et Contrôle (CSC) par un soudeur qualifié.

Les soudures obtenues ont été réalisées sous une procédure qualifiée de soudage selon la norme API 1104, en utilisant le procédé de soudage à l'arc électrique avec une électrode enrobée, L'électrode E-6010 de 3,2 mm de diamètre a été utilisée pour la pénétration.

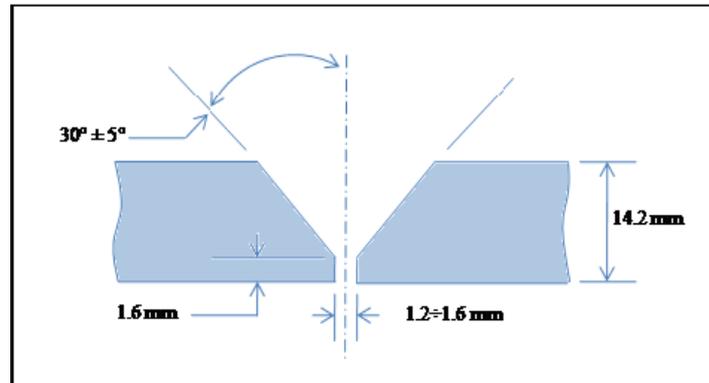


Figure III.1. Joint bout à bout normal avec un chanfrein en V.

III Préparation des échantillons

La section transversale, est le plus souvent employée pour observer la macrostructure et la microstructure des joints soudés. La préparation des sections des joints soudés exige les mêmes précautions que les autres matériaux. Une quantité suffisante de matériau doit être enlevée pour éliminer les effets thermiques et mécaniques du découpage. Le soin doit alors être pris pour maintenir le plan approprié de la section, en particulier quand la section est employée pour des mesures telles que les épaisseurs des passes, la profondeur de la fusion, ou l'allongement de grain. Le meulage est généralement considéré l'étape la plus importante dans la préparation des échantillons. Le soin doit être pris pour réduire au minimum les dommages mécaniques extérieurs. Le meulage est généralement exécuté par l'abrasion de la surface de spécimen contre les roues abrasives lubrifiées par l'eau. Le meulage développe une surface plate avec une profondeur minimum de métal déformé et habituellement est accompli en employant des granulations abrasives progressivement plus fines sur les roues de meulage. Un ordre typique pourrait commencer par des papiers de 120 ou de 180 et procéder à 240, 320, 400, et 600 granulations. Les éraflures et les dommages sur la surface d'échantillon de chaque granulation doivent être enlevés par la prochaine étape de meulage plus fine. Après le meulage on a suivi les étapes suivantes pour obtenir des surfaces bien polies :

1. un polissage sous eau sur papier SiC jusqu'au grade 1200 (1200 grains de carbure de silicium par unité de surface).
2. un nettoyage aux ultrasons dans l'éthanol et séchage.
3. un polissage plus fin par une pâte diamanté, de différentes granulométries (6, 1 puis 0.5 μm) sur un drap imbibé d'une huile métallographique.
4. un polissage de finition avec l'alumine sur un feutre. Après un dernier nettoyage aux ultrasons dans l'éthanol et séchage, les échantillons seront prêts pour l'observation au microscope optique, et cela après une attaque chimique à l'aide du Nital (2%).

IV. Essai mécanique de traction

L'essai de traction l'un des essais les plus pratiqués et qui permet de déterminer des caractéristiques mécaniques fondamentales des matériaux : limite d'élasticité, charge de rupture, allongement de rupture notamment. Il consiste à réaliser, dans une éprouvette, un champ de contrainte uniforme uniaxiale de traction et à enregistrer l'allongement résultant [23-24].

IV.1 Préparation des éprouvettes

Les éprouvettes pour l'essai de traction (voir la figure III.3) doivent avoir environ 9 pouces (230 mm) de long et environ 1 pouce (25 mm) de large. Elles peuvent être découpées à la machine ou par oxycoupages, et aucune préparation n'est nécessaire sauf si les côtés sont entaillés ou ne sont pas parallèles. Selon les besoins, les éprouvettes doivent être dressées de manière à ce que les côtés soient lisses et parallèles [24].

IV.2 Mode de traction

Les essais de traction ont été réalisés dans le laboratoire du centre de recherche scientifique en soudage et contrôle (CSC). L'essai de traction a été réalisée à l'aide d'une machine hydraulique qui comporte un dispositif permettant d'appliquer un effort sur l'éprouvette, et des systèmes de mesure pour déterminer d'une part la charge et d'autre part l'allongement. Le dispositif de chargement doit assurer un effort de traction pure, donc un alignement rigoureux

des axes d'amarrage de l'éprouvette. L'effort peut être exercé par un vérin hydraulique ou agissant sur une vis attaquant une traverse mobile. Le déplacement de la traverse commande simplement la rotation de l'enregistreur à l'aide d'un fil tendu par un contrepoids.

De plus, ces machines sont couplées à un ordinateur qui permet la saisie des données et leur traitement rapide et commode. Les dimensions des éprouvettes examinées sont présentées dans le tableau 3.4; la vitesse de déplacement de la traverse mobile est 30 mm/min.

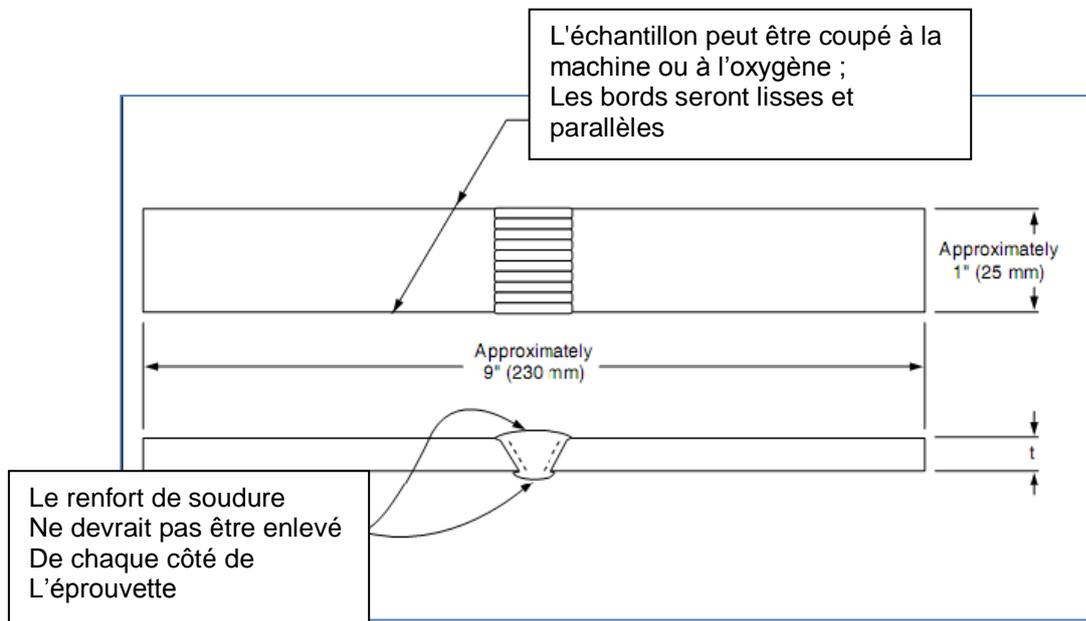


Figure III.2 L'éprouvette de l'essai de traction [21].



Figure III.3 Machine de traction

Tableau III.3 Les dimensions des éprouvettes de traction

	Largeur de l'éprouvette (mm)	Epaisseur de l'éprouvette après traction (mm)	Longueur de l'éprouvette (mm)
Eprouvette 1	21,2	8	223
Eprouvette 2	21,3	8	224
Eprouvette 3	20,23	6	220
Eprouvette 4	20,4	6	220
Eprouvette 5	20,13	5	225
Eprouvette 6	20,27	5	224
Eprouvette 7	19,24	4	220
Eprouvette 8	19,2	4	220

L'essai fournit un diagramme donnant la force appliquée à l'éprouvette en fonction de son allongement (figure III.4) et cela d'habitude pour une vitesse de traverse constante, dans le cas général, on observe :

- une partie rectiligne correspondant au domaine d'élasticité ;
- le domaine de déformation plastique uniforme ;
- un maximum correspondant à la charge maximale supportée par l'éprouvette, appelée couramment charge de rupture
- le domaine de striction dans lequel les déformations se localisent dans une zone limitée dont la section diminue rapidement ;
- et finalement la rupture de l'éprouvette.

La résistance à la traction R_m est la charge unitaire qui correspond à la charge maximale supportée par l'éprouvette;

$R_{p0,2}$ est la charge unitaire à laquelle correspond un allongement non proportionnel égal à un pourcentage de 0.2 % prescrit de la longueur initiale entre repères.

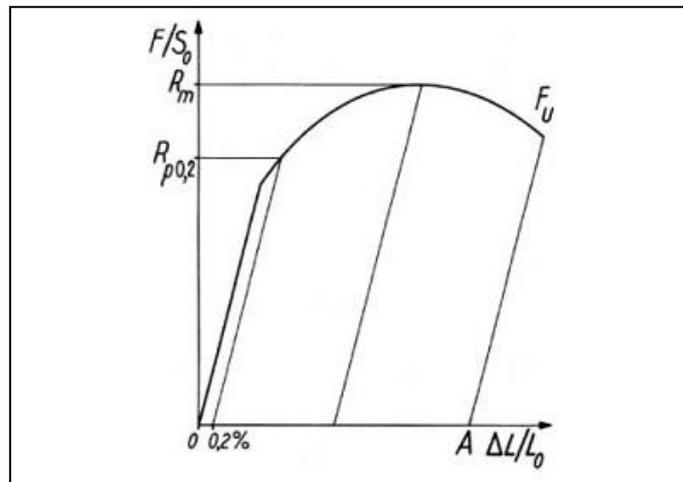


Figure III.4 Courbe de traction conventionnelle [22].

La résistance à la traction de la soudure, y compris la zone de fusion de chaque éprouvette, doit être supérieure ou égale à la résistance à la traction minimale spécifiée du matériau de tôle, mais n'a pas besoin d'être supérieure ou égale à la résistance à la traction réelle du matériau. Si l'éprouvette casse en dehors de la soudure et de la zone de fusion (à savoir, dans le matériau de base de la tôle) et satisfait aux exigences de résistance à la traction minimale de la spécification, la soudure sera acceptée comme ayant satisfait aux exigences.

Si l'éprouvette casse dans la soudure ou la zone de fusion et la résistance observée est supérieure ou égale à la résistance à la traction minimale spécifiée du matériau de la tôle, la soudure sera acceptée comme ayant satisfait aux exigences [24].

V. Essai mécanique de pliage

L'éprouvette est pliée en U sur un poinçon appliqué au milieu de la soudure de l'éprouvette, soutenue sur des galets équidistants du point d'application de l'effort.

Les éprouvettes de pliage à l'endroit doivent être placées l'endroit de la soudure vers l'intercalaire, et les éprouvettes de pliage à l'envers doivent être placées à la racine de la Soudure vers l'intercalaire.

Exigences :

Pour que l'essai soit concluant il faut :

Aucune fissure ou autre imperfection n ne doit dépasser la moindre valeur d'entre 1/8" (3 mm) ou la moitié de l'épaisseur de paroi nominale.

Les fissures apparaissant sur le rayon extérieur de la pliure le long des bords de l'éprouvette pendant l'essai et inférieures à ¼ pouce (6 mm), mesurées dans n'importe quelle direction, ne doivent pas être prises en compte à moins que des imperfections évidentes soient observées.

Différents types d'éprouvettes de pliage	
Type d'éprouvette	Observations
	<p>Pliage transversal endroit</p> <p>La finition du cordon est en extension</p> <p>Epaisseur de la pièce ≤ 12 mm</p> <p>Diamètre du poinçon $4 \times e$ (acier)</p> <p>Angle de pliage 120° à 180° (acier)</p>
	<p>Pliage transversal envers</p> <p>La racine du cordon est en extension</p> <p>Epaisseur de la pièce ≤ 12 mm</p> <p>Diamètre du poinçon $4 \times e$ (acier)</p> <p>Angle de pliage 120° à 180° (acier)</p>

V.1 La découpe et la préparation des éprouvettes :

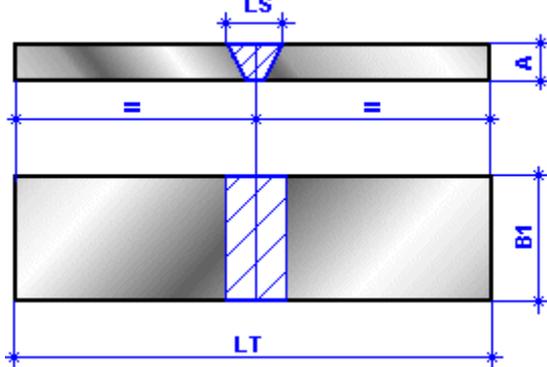
Les éprouvettes sont découpées avec un procédé mécanique ou thermique sur les aciers.

Le procédé de découpage ne doit pas modifier les propriétés mécaniques de l'éprouvette.

Le cisailage est interdit sur les épaisseurs supérieures à 6 mm.

La préparation ne doit pas altérer les propriétés mécaniques de l'éprouvette.

Les bords de l'éprouvette doivent être arrondis (rayon = $0,2 \times$ épaisseurs de l'éprouvette - maxi 3 mm) et l'état de surface doit être soigné et exempt de rayures ou entailles. Sauf convention contraire, les surépaisseurs de soudure sont éliminées.

Type d'éprouvette	Observations
	<p>Pliage transversal endroit ou envers - $e < \text{ou} = 12 \text{ mm}$</p> <p>A = épaisseur de l'éprouvette</p> <p>B1 = largeur = $1,5 \times A$ (20 mm mini)</p> <p>LT = longueur = distance entre rouleaux + $2 \times$ rayon du rouleau</p>

Chapitre IV

[Tapez le titre du document]

I. Résultats et interprétations

I.1 Les résultats de l'essai de traction

Cet essai destructif, pratiqué à température ambiante 20°C, consiste à imposer une déformation croissante à vitesse constante et à mesurer l'effort nécessaire pour imposer cette déformation

La vitesse de l'essai est limitée et dépend du matériau : Acier $V_{\max} \leq 0,15$ ou $\leq 30 \text{N/mm}^2/\text{sec}$

L'acier possède une structure granulaire. Elle influence le comportement mécanique des aciers à deux niveaux :

A l'échelle microscopique, par les irrégularités d'alignement (les dislocations) et les éléments d'alliage en insertion ou en substitution que comporte chaque grain, qui est lui-même un mono-cristal de fer.

A une échelle plus macroscopique, par la forme des grains (allongés ou bien massifs) ainsi que par leur taille. Pour une composition chimique donnée, ces caractéristiques de l'acier sont en relation avec les cycles thermo-mécaniques subis tout au long de la filière de fabrication :

- la solidification sous forme de brame,
- le laminage à chaud
- le laminage à froid
- le recuit.

Les températures de laminage, les vitesses de refroidissement, les températures de bobinage (pour les feuilles), les taux de réduction d'épaisseur au laminoir à froid, les cycles de recuit, sont autant de paramètres permettant d'ajuster la structure cristalline et granulaire de l'acier et donc les propriétés finales du produit.

I.2. Observations Macrographiques

Ces macrographies montrent trois zones différentes; le métal de base (MB) non affecté, le métal fondu (MF) et la zone du métal de base affectée thermiquement (ZAT).

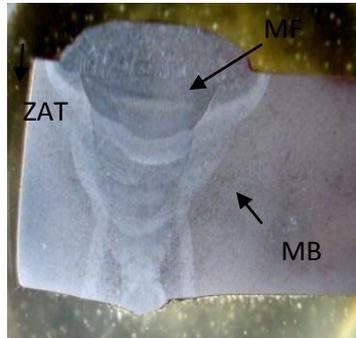


Figure 3 : macrographies montrent trois zones différentes

Nous avons considéré les échantillons laminés longitudinalement et nous allons présenter les micrographies des différentes zones à savoir le métal fondu (MF), la zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal de base (MB) et par la suite on montrera le graphe de l'essai de traction et le tableau contenu les caractéristiques métallurgiques de l'échantillon.

MB montre une micrographie type d'une structure ferrito-perlitique.

On y distingue :

La phase ferritique claire : structure polycristalline de fer α

La phase perlitique sombre : agrégat lamellaire de carbures Fe_3C et de ferrite

la cémentite tertiaire : carbure Fe_3C formé par expulsion du carbone de la ferrite vers les joints de grains lors du refroidissement après laminage à chaud. La phase ferritique peut être caractérisée par deux paramètres principaux, sa proportion en fraction (ou pourcentage) de surface et la taille moyenne des grains ferritiques.

I.3 Microstructure

Les figures montrent les microstructures du métal de base, métal fondu et la ZAT qui est constituée de bainite "ferrite aciculaire".

Cette microstructure est obtenue par un refroidissement accéléré après un laminage à chaud de l'austénite non recristallisée. Le résultat de ce traitement est une matrice de ferrite aciculaire avec des traces de carbures ou (carbonitrides) et des îlots de martensite. Cette combinaison offre d'excellentes propriétés de résistance et de dureté.

Le durcissement se fait par quatre facteurs :

1. l'affinement de grain due au laminage à chaud contrôlé de l'austénite non recristallisée et par l'ajout des éléments de microalliage formant des précipités fins qui empêchent le grossissement du grain austénitique;
2. la densité élevée des dislocations dans les grains ferritiques due aussi au laminage à chaud des grains austénitiques;
3. les petits îlots de martensite qui sont par fois discrètes.

Finalement, cette microstructure est nécessaire pour l'acier XC12 qui est satisfaisante et garantir les propriétés mécaniques demandés (> 485 MPa, $R > 570$ MPa) du métal de base, la ZAT et le métal fondu [25].

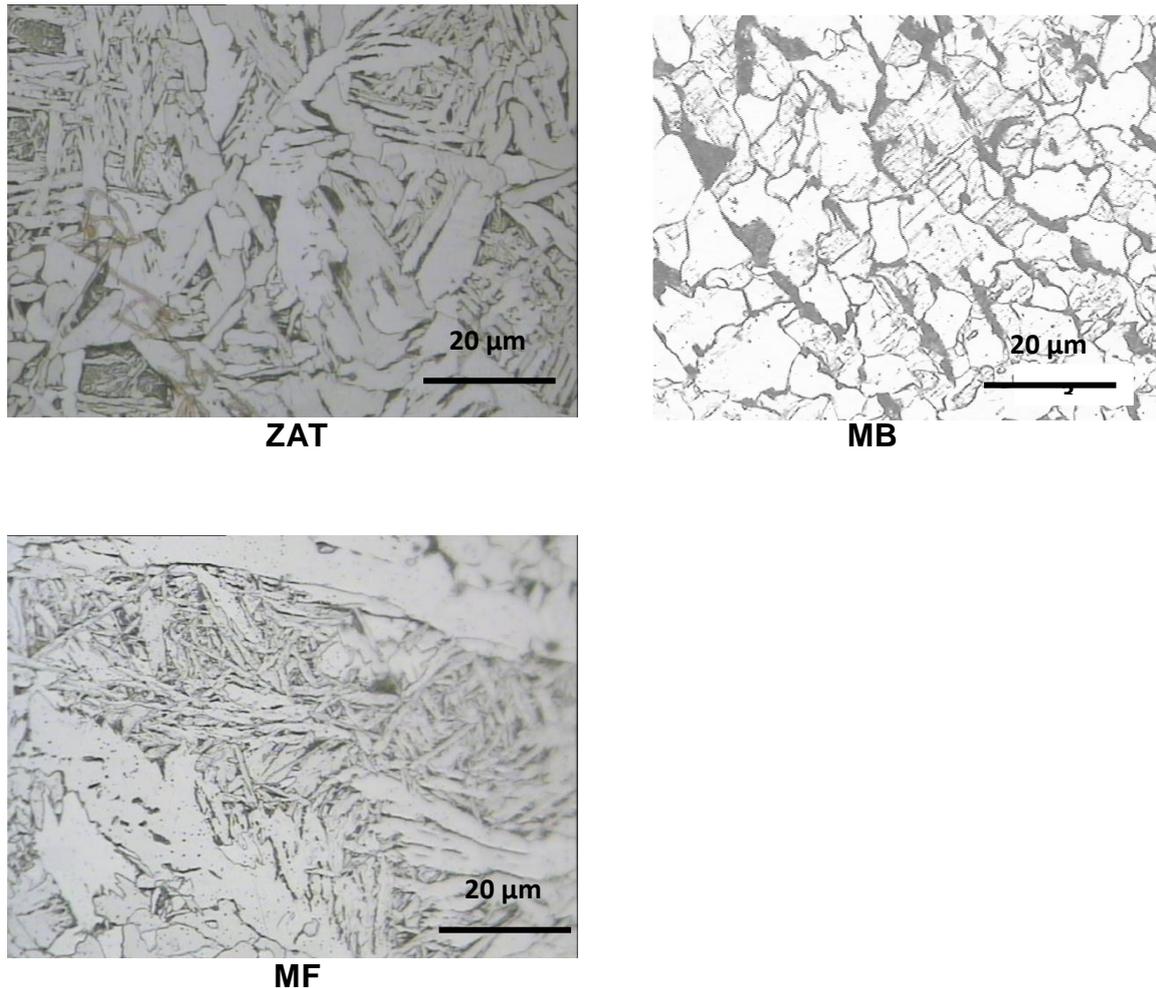


Figure 3 : Micrographie d'un assemblage de tôles laminées longitudinalement d'une épaisseur 8 mm à l'état brut

On note une structure aciculaire (structure widmanstatten) sur le métal fondu, un mélange de structure (la présence de la structure widmanstatten) sur la figure représentant la ZAT et des grains fins laminés.

Sur la figure représentant la MB montre une micrographie type d'une structure ferriteperlite.

On y distingue : la phase ferritique claire : structure polycristalline de fer α

La phase perlitique sombre : agrégat lamellaire de carbures Fe_3C et de ferrite

la cémentite tertiaire : carbure Fe_3C formé par expulsion du carbone de la ferrite vers les joints de grains lors du refroidissement après laminage à, La phase ferritique peut être caractérisée par deux paramètres principaux : sa proportion en fraction (ou pourcentage) de surface et la taille moyenne des grains ferritiques.

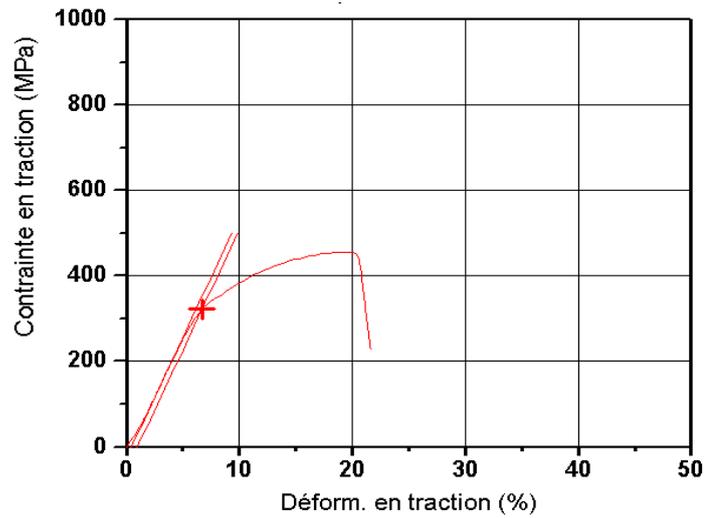


Figure 4 : courbe d'essai de traction pour assemblage par soudure tôle ($e=8\text{mm}$) en état brut.

Tableau 4 : Récapitulatif des valeurs lors de l'essai de traction.

Charge maximale (KN)	Extension à la rupture (mm)	Module de Young (N/M^2)	Contrainte max (MPa)	Déformation à la rupture (A %)	Limite d'élasticité 0.2 % (MPa)
98.60	31.81	220	456.482	20.13	322.24

L'allure de la courbe de traction est proche de la théorie et les différentes zones et limites sont bien mises en évidence.

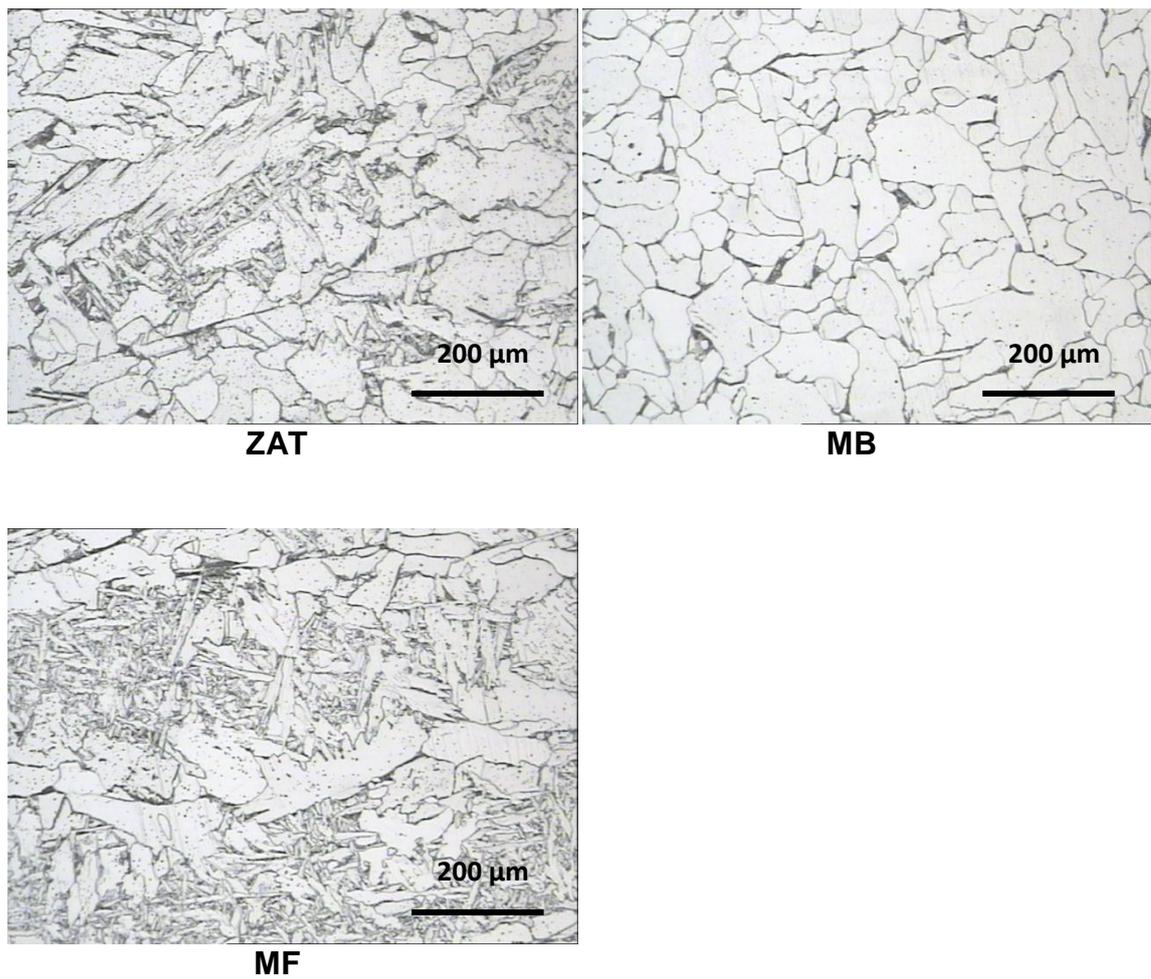


Figure 5 : Micrographie d'un assemblage de tôles laminées Transversal d'une épaisseur 8 mm.

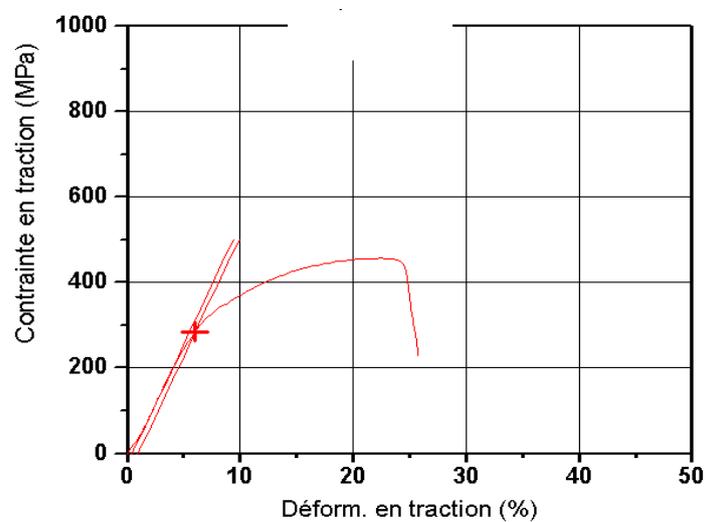
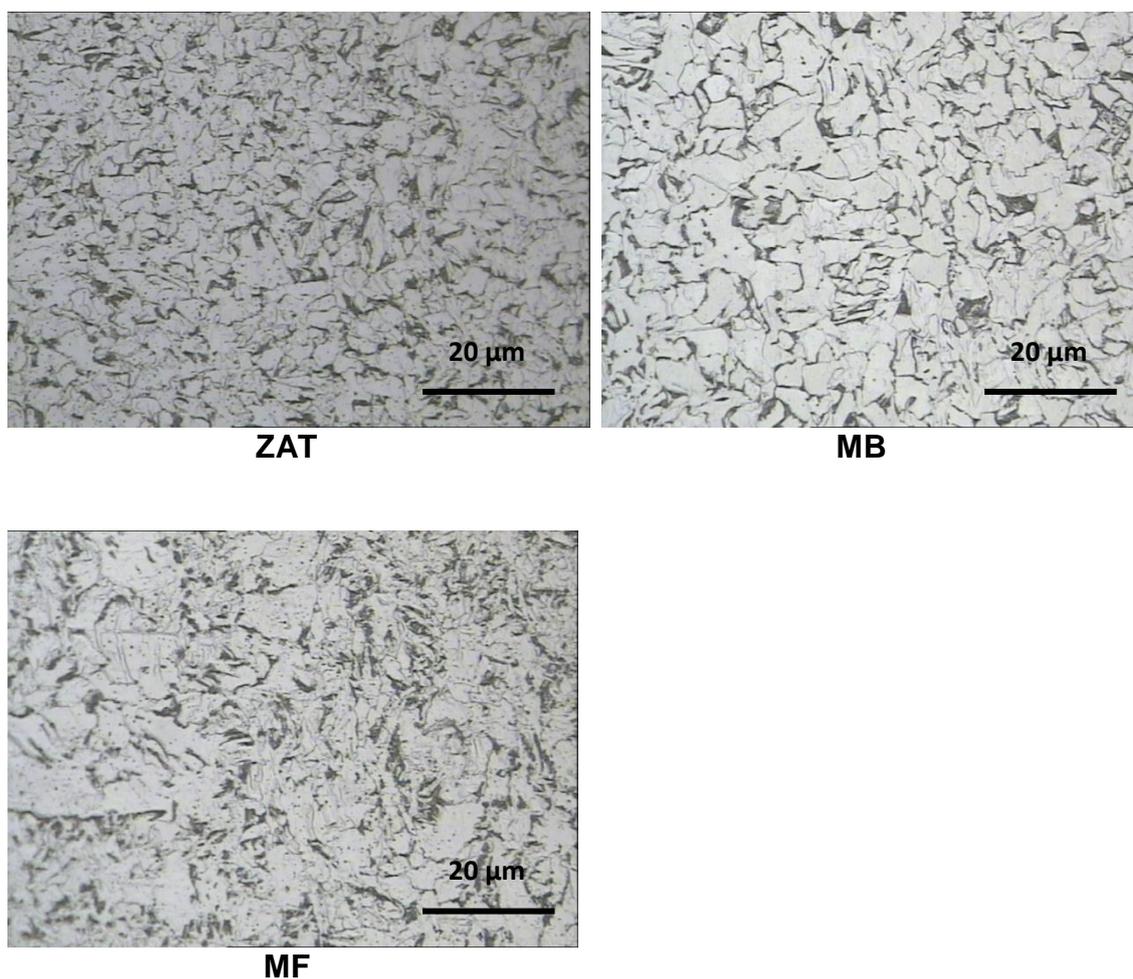


Figure 6 : courbe d'essai de traction pour assemblage par soudure tôle ($e=8\text{mm}$) en état brut.

Tableau 5 : Récapitulatif des valeurs lors de l'essai de traction.

Charge maximale (KN)	Extension à la rupture (mm)	Module de Young (N/M ²)	Contrainte max (MPa)	Déformation à la rupture (A%)	Limite d'élasticité 0.2 % (MPa)
98,63	36,83	212	456,636	25,76	284,79

**Figure 7** : Micrographie d'un assemblage de tôles laminées Longitudinalement d'une épaisseur 6 mm.

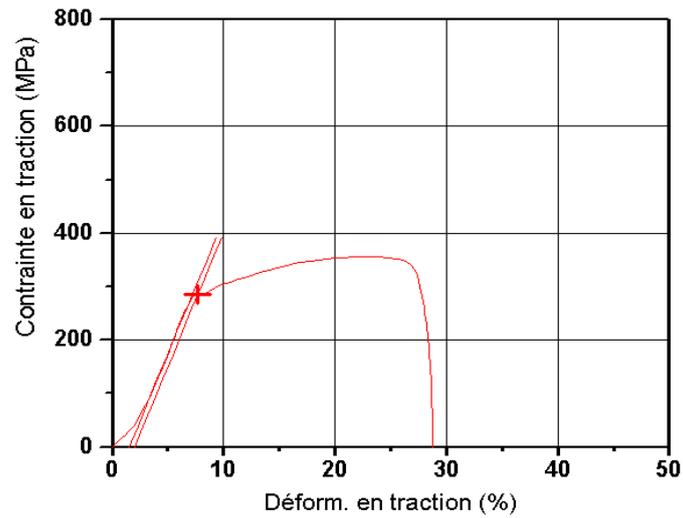


Figure 8: courbe d'essai de traction pour assemblage par soudure tôle ($e=6\text{mm}$) en état brut.

Tableau 6 : Récapitulatif des valeurs lors de l'essai de traction.

Charge maximale (KN)	Extension à la rupture (mm)	Module de Young (N/M^2)	Contrainte max (MPa)	Déformation à la rupture (A %)	Limite d'élasticité 0.2 % (MPa)
53,39	37,95	235,14	355,960	25,76	285,65

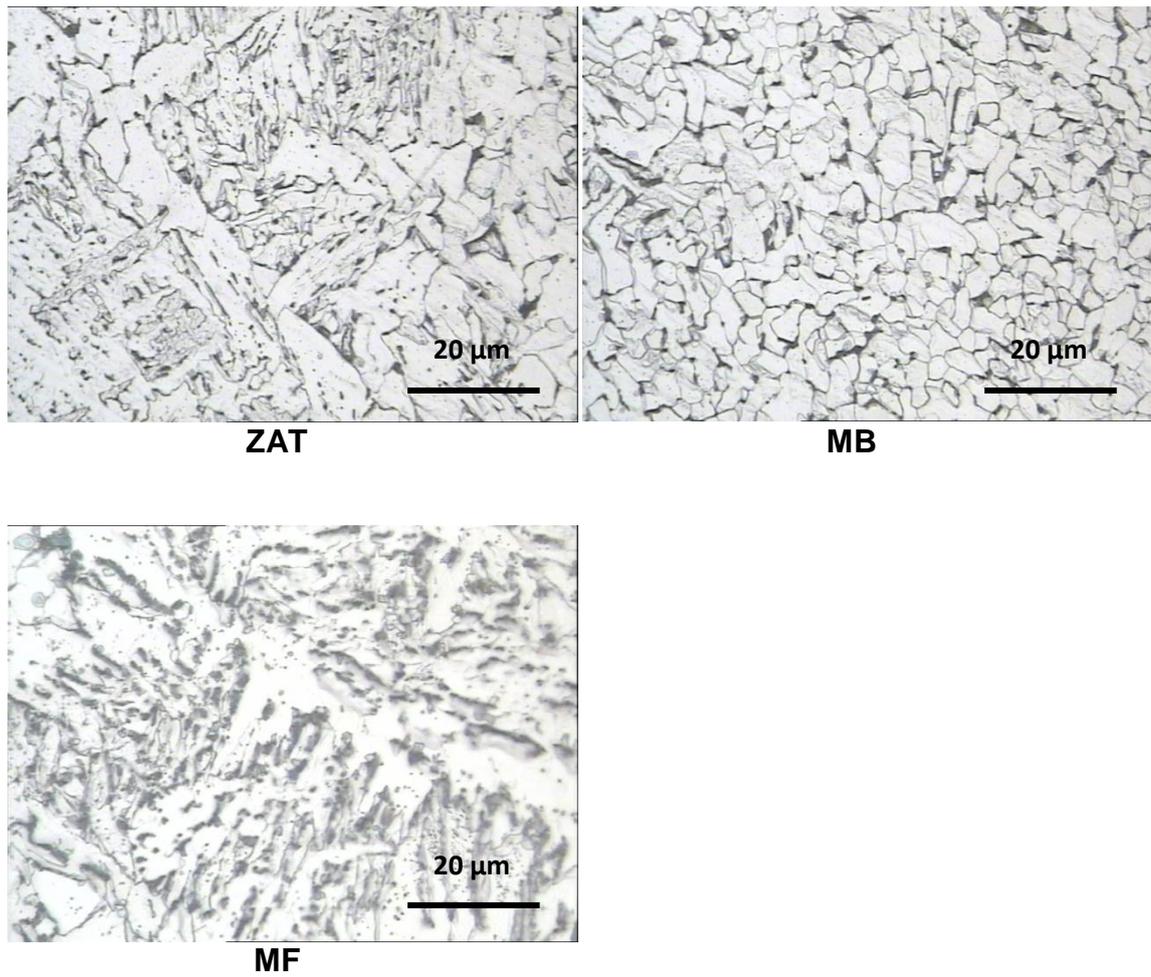


Figure 9 :Micrographie d'un assemblage de tôles laminées Transversal d'une épaisseur 6 mm

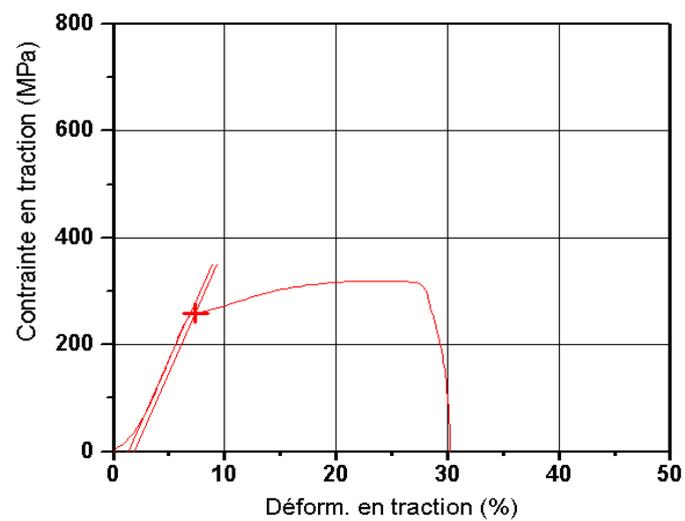
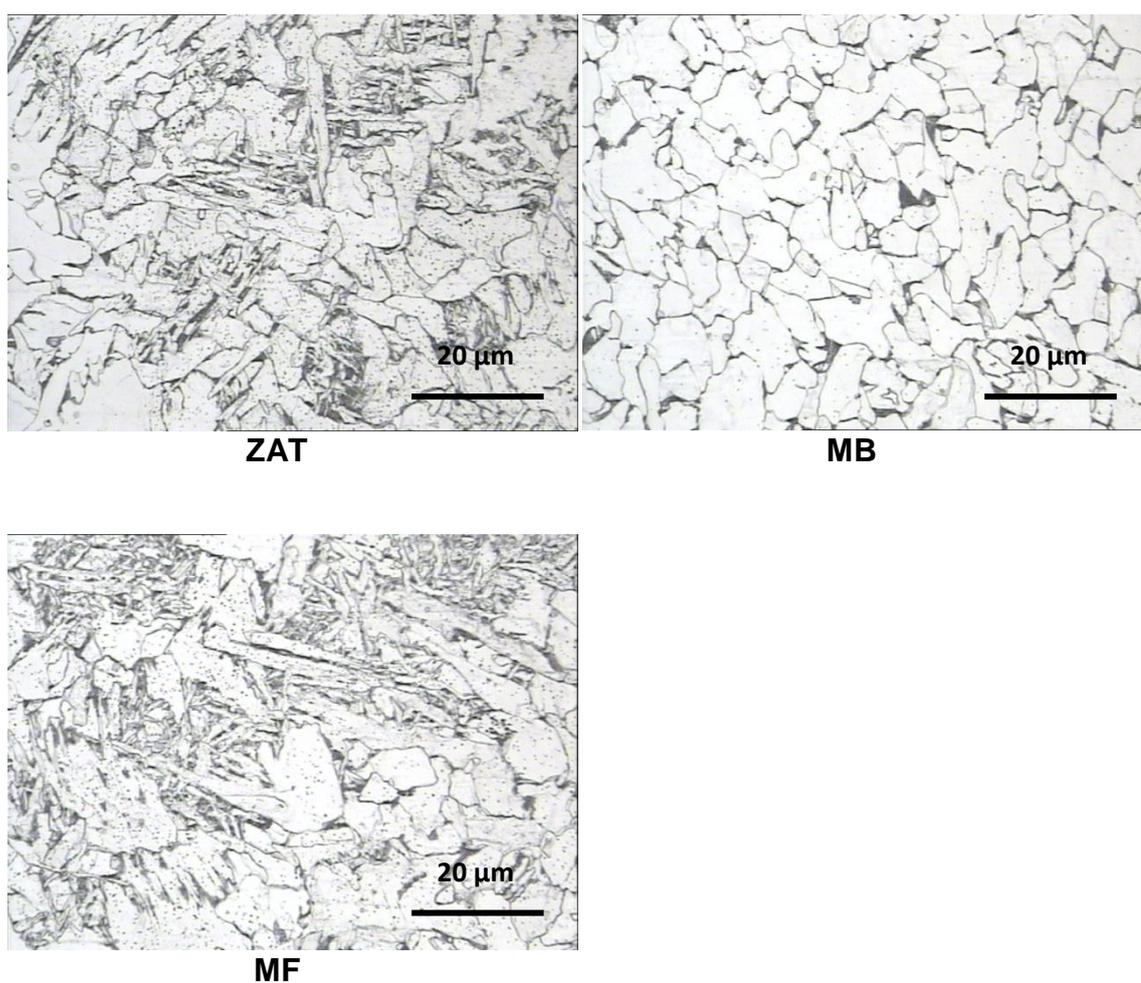


Figure 10: courbe d'essai de traction pour assemblage par soudure tôle ($e=6\text{mm}$) en état brut.

Tableau 7 : Récapitulatif des valeurs lors de l'essai de traction.

Charge maximale (KN)	Extension à la rupture (mm)	Module de Young (N/m ²)	Contrainte max (MPa)	Déformation à la rupture (A %)	Limite d'élasticité 0.2 % (MPa)
51,77	41,17	314,61	319,561	28,82	259,23

**Figure 11** : Micrographie d'un assemblage de tôles laminées Longitudinalement d'une épaisseur 5 mm.

La zone MF :

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

La ZAT :

A proximité de la zone fondue (la zone affectée par la température), la microstructure se révèle comme celle du métal de base, néanmoins la taille des grains a connu un grossissement très significatif sous l'influence de l'élévation de la température apportée par la source de chaleur lors de l'opération du soudage. Cette observation est bien mise en relief dans la figure 11.

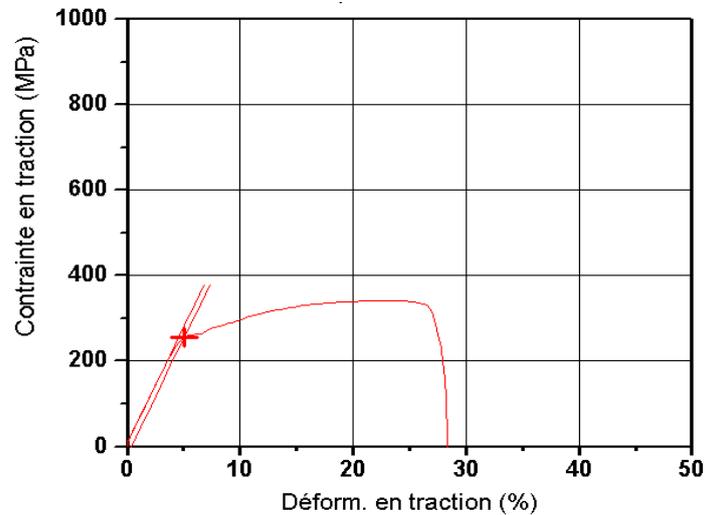


Figure 12: courbe d'essai de traction pour assemblage par soudure tôle ($e=5\text{mm}$) en état brut.

Tableau 8 : Récapitulatif des valeurs lors de l'essai de traction.

Charge maximale (KN)	Extension à la rupture (mm)	Module de Young (N/m^2)	Contrainte max (MPa)	Déformation à la rupture (A %)	Limite d'élasticité 0.2 % (MPa)
46,20	35,81	215	342,214	29,19	258,10

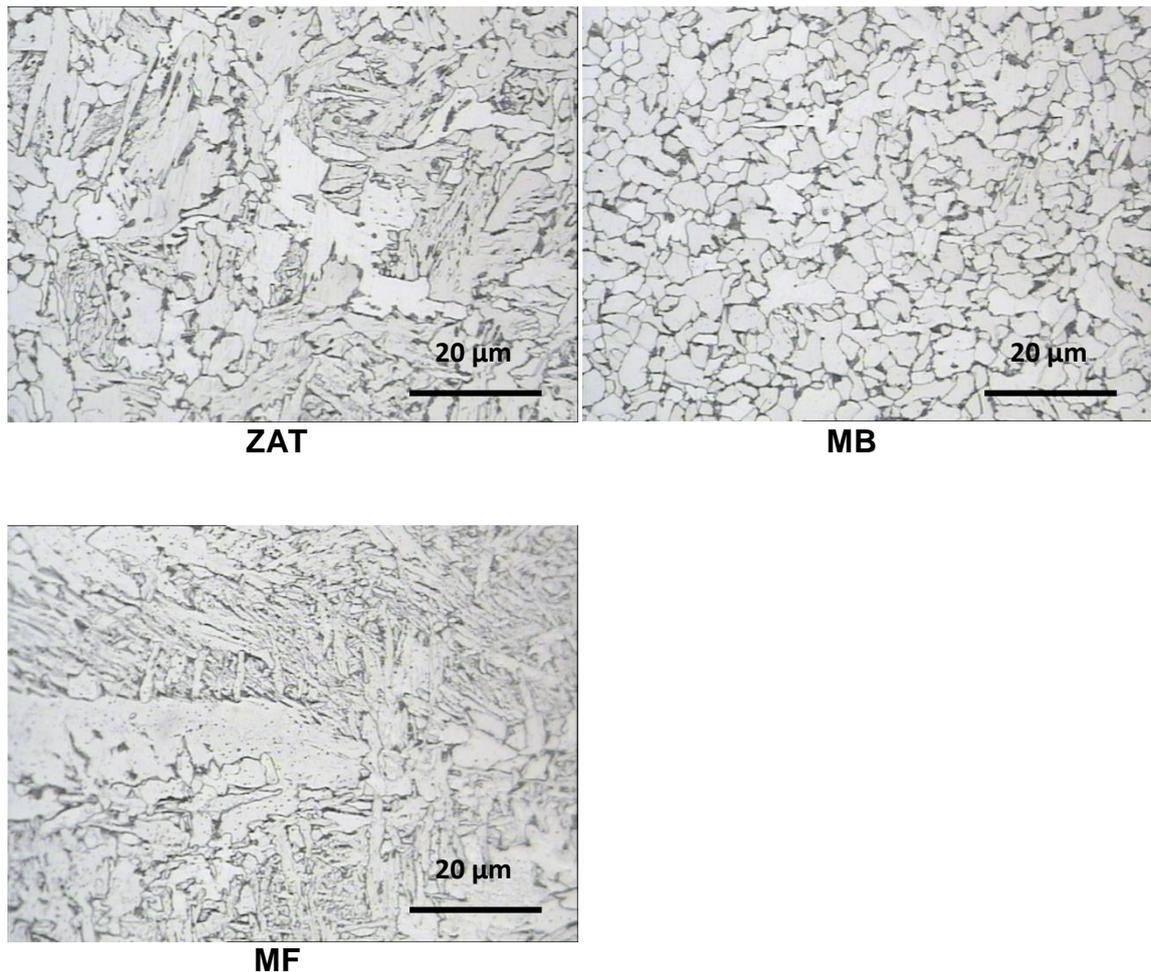


Figure 13 : Micrographie d'un assemblage de tôles laminées Transversalement d'une épaisseur 5 mm.

On rappelle d'abord que la composition chimique du métal fondu est différent de celle du métal de base, donc une microstructure différente. Cette composition résulte du mélange du métal déposé par le produit de soudage avec le métal de base, et la proportion de ce dernier varie d'une passe à l'autre. La microstructure de chaque point du métal fondu (MF) dépend de la vitesse de refroidissement et la température maximale atteinte.

Le métal fondu avec multipasses est habituellement considéré comme se composer juste de deux régions :

- La région primaire (brute de solidification) où la microstructure se développe pendant que la soudure se refroidit de la phase liquide à la température ambiante;
- Région réchauffée ou secondaire, où les régions avec la microstructure primaire originale sont réchauffées aux températures au dessus de la température A_{c1} . Les régions revenues qui

sont aussi réchauffées aux températures légèrement basses sont aussi considérées appartenues à cette catégorie.

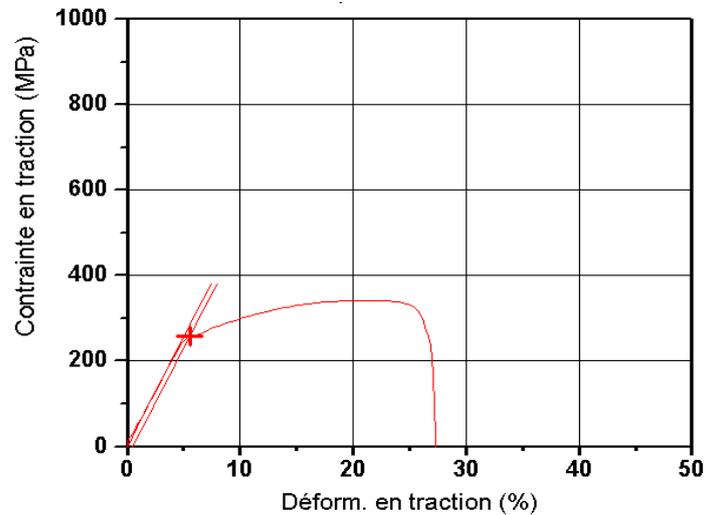


Figure 14: courbe d'essai de traction pour assemblage par soudure tôle ($e=5\text{mm}$) en état brut.

Tableau 9 : Récapitulatif des valeurs lors de l'essai de traction.

Charge maximale (KN)	Extension à la rupture (mm)	Module de Young (N/mm^2)	Contrainte max (MPa)	Déformation à la rupture (A %)	Limite d'élasticité 0.2 % (MPa)
46,07	36,89	214	341,225	31,67	255,98

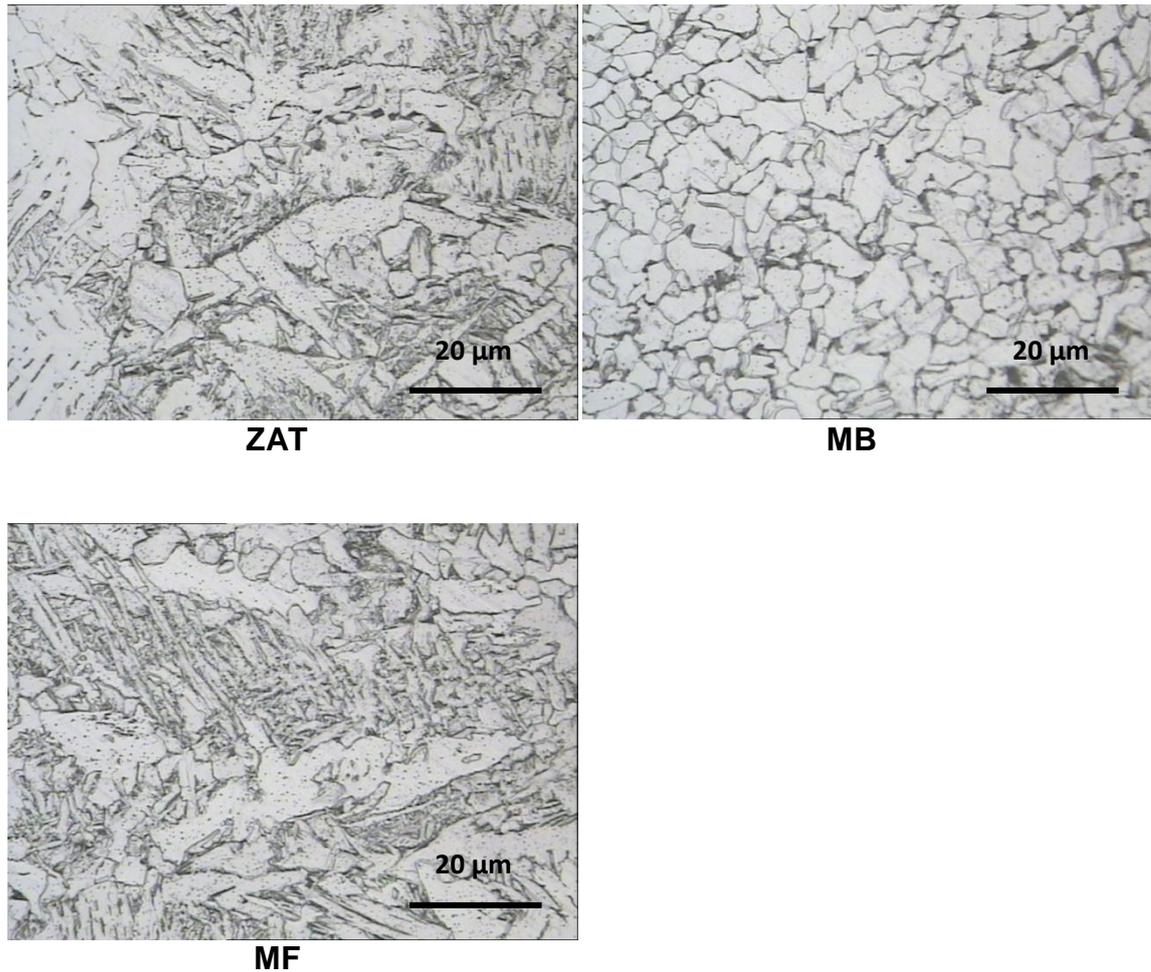


Figure 15 : Micrographie d'un assemblage de tôles laminées Longitudinalement d'une épaisseur 4 mm.

Les contraintes de traction et de compression appliquées au joint soudé par l'effet du soudage accélèrent la cinétique de grossissement des précipités durant le refroidissement contrairement au cas sans contraintes. C'était dû à la plus grande diffusivité des atomes dissous accomplis par l'augmentation de la densité de dislocations sous la déformation. En plus, la température de la transformation de phase $\gamma \rightarrow \alpha$ diminue avec l'augmentation de la température de réchauffage; ces deux mécanismes mènent à une microstructure mixte de bainite granulaire et de ferrite polygonale à gros grains avec la dispersion de petites particules de cémentite[27]

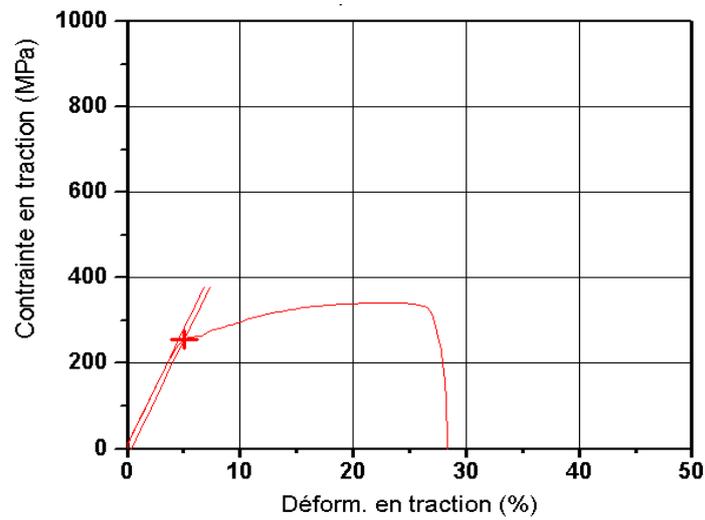


Figure 16: courbe d'essai de traction pour assemblage par soudure tôle ($e=5\text{mm}$) en état brut.

Tableau 10 : Récapitulatif des valeurs lors de l'essai de traction.

Charge maximale (KN)	Extension à la rupture (mm)	Module de Young (N/mm^2)	Contrainte max (MPa)	Déformation à la rupture (A %)	Limite d'élasticité 0.2 % (MPa)
34,85	37,88	240	322,711	30,80	231,15

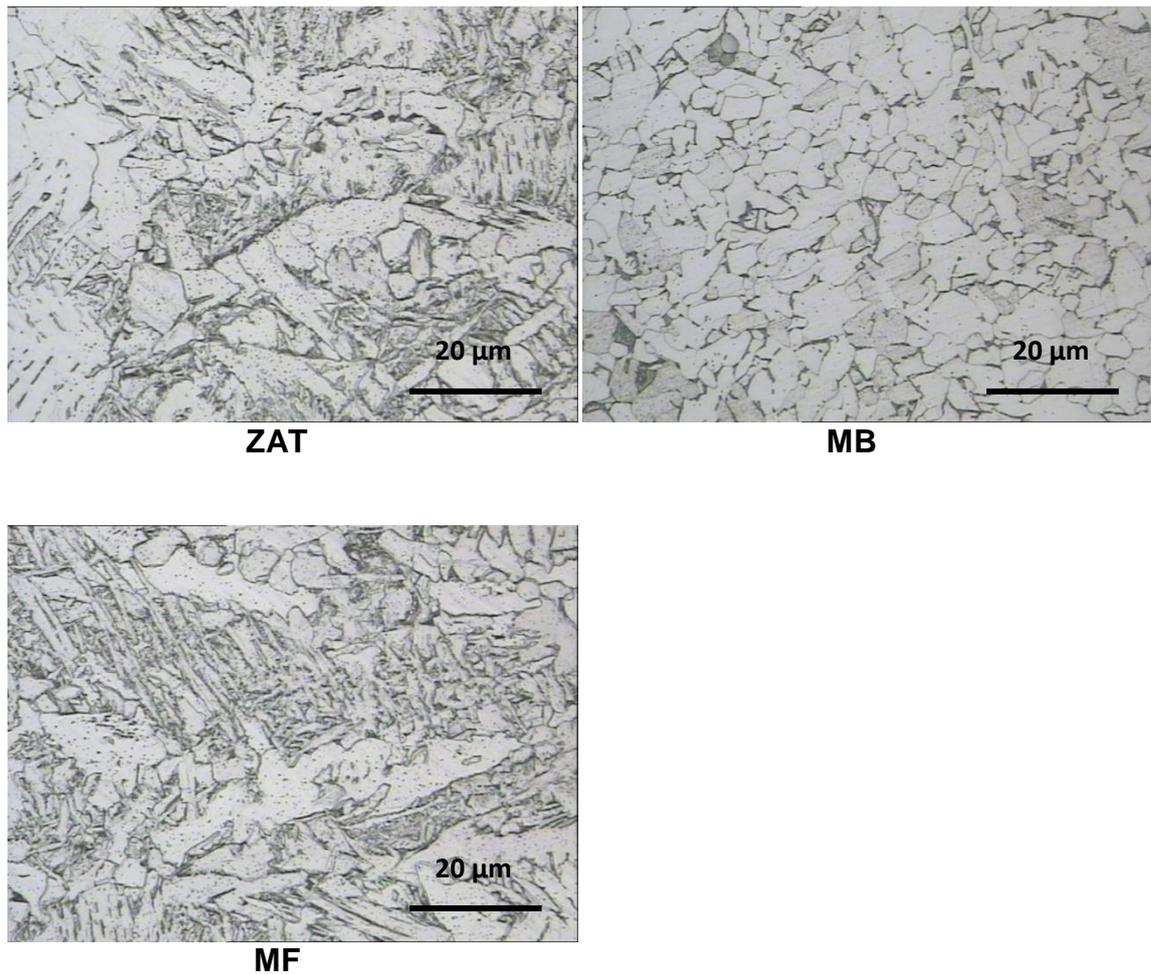


Figure 17 : Micrographie d'un assemblage de tôles laminées transversalement d'une épaisseur 4 mm.

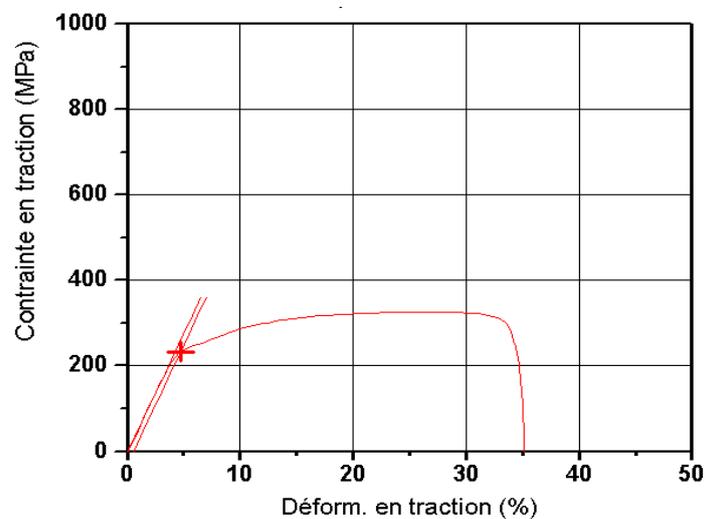


Figure 18: courbe d'essai de traction pour assemblage par soudure tôle (e=5mm) en état brut.

Tableau 11 : Récapitulatif des valeurs lors de l'essai de traction.

Charge maximale (KN)	Extension à la rupture (mm)	Module de Young (N/mm ²)	Contrainte max (MPa)	Déformation à la rupture (%)	Limite d'élasticité 0.2 % (MPa)
35,17	43,32	243	325,622	35,22	233,60

I.4 Déformation à la rupture et la limite d'élasticité.

La mécanique de la rupture tend à définir une propriété du matériau qui peut se traduire par sa résistance à la rupture fragile (fracture). Car si les structures sont calculées pour que les contraintes nominales ne dépassent pas, en règle générale, la limite d'élasticité du matériau et soient donc par voie de conséquence à l'abri de la ruine par rupture de type ductile ; elles ne sont pas systématiquement à l'abri de celle-ci par rupture de type fragile que ce soit à partir d'une fissure préexistante à la mise en service ou créée en service par fatigue ,

La taille de grain est le premier paramètre que l'on cherche à contrôler lors de l'étape de laminage. Son influence sur les propriétés est fondamentale et unique ; c'est en effet le seul paramètre qui, de manière directe, permet d'améliorer à la fois la résistance et la résilience.

Cet effet est décrit respectivement par les lois de Hall-Petch et Cottrell-Petch données ci-dessous :

$$R_{p0,2} = R_{p0} + kD^{1/2}$$

$$\ln TK = \ln TK_0 + mD^{1/2}$$

avec $R_{p0,2}$ limite d'élasticité,

TK température de transition de la résilience,

R_{p0} constante qui dépend de la composition et de la microstructure de l'acier

On remarque que chaque épaisseur il y a une différence entre le sens transversal et le sens longitudinal de laminage

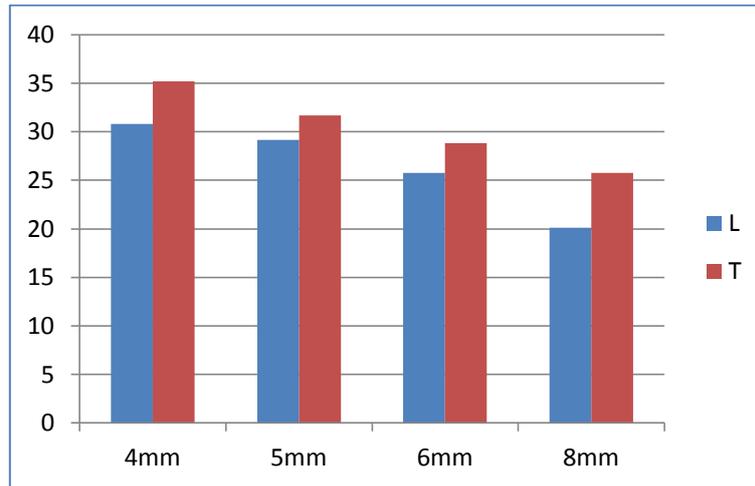


Figure19 : Déformation à la rupture % en fonction du sens de laminage de différentes épaisseurs

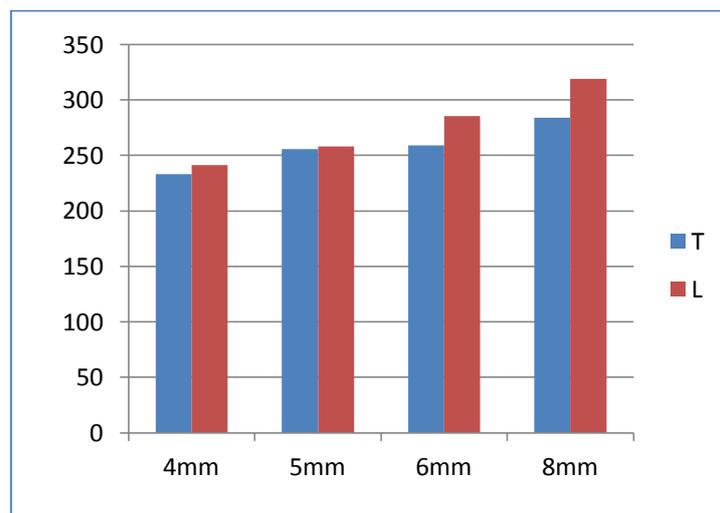


Figure20 : Limite d'élasticité % en fonction du sens de laminage de différentes épaisseurs

La limite d'élasticité est la contrainte à partir de laquelle un matériau commence à se déformer de manière irréversible, au-delà du domaine élastique sur lequel l'augmentation de la contrainte donne une déformation à la fois linéaire en fonction de cette contrainte et réversible à la suppression de cette contrainte. Les déformations subies au-delà de la limite d'élasticité restent permanentes. Elles se mesurent ou se vérifient habituellement à l'aide d'un essai de traction.

Les micrographies présentées précédemment montrent que :

Les phases présentes sont de la même nature que ce soit dans les tôles laminées longitudinalement ou dans celles laminées transversalement, une phase ferritique claire, une

phase perlitique grise, la cémentite au niveau des joints de grains et une structure aciculaire dans la partie ZAT et métal fondu.

Le grossissement des grains est différent : Les tôles laminées transversalement ont des grains plus fins que celles laminées longitudinalement.

D'après les graphes des essais de traction et les tableaux récapitulatifs de chaque essai, on peut tirer les points suivants :

La déformation est moindre pour les tôles laminées longitudinalement et cela pour toutes épaisseurs examinées.

La limite d'élasticité des échantillons assemblés avec les tôles laminées transversalement est petite comparant avec ceux assemblés avec les tôles laminées longitudinalement.

Si on compare les contraintes maximales appliquées, on conclure que l'assemblage des tôles laminées longitudinalement est plus résistant à la rupture que l'autre assemblage.

L'extension à la rupture de l'assemblage des tôles laminées transversalement est plus grande par rapport l'assemblage aux les tôles laminées longitudinalement.

II.1 Essai mécanique de pliage

Cet essai permet de déterminer l'aptitude à la déformation par pliage du joint soudé, Le prélèvement des éprouvettes est le plus souvent effectué dans le sens travers (perpendiculairement à la soudure) pour tester l'aptitude au pliage endroit ou envers du joint soudé mais, lorsque l'épaisseur du matériau est trop importante, ils sont parfois remplacés par des essais de pliage côté.

Les avantages de l'essai de pliage sont que tant l'éprouvette que l'appareillage nécessaire à l'essai sont simples et faciles à mettre en œuvre.

La préparation ne doit pas altérer les propriétés mécaniques de l'éprouvette.

Le procédé de découpage ne doit pas modifier les propriétés mécaniques de l'éprouvette.

Les éprouvettes sont faciles à réaliser mais nécessitent d'être grossièrement polies afin de mettre en évidence la soudure et d'arrondir les arrêtes pour éviter les amorces de rupture.

L'essai est réalisé à l'atelier.

Le résultat est fonction de l'apparition de déchirures ou arrachements provoqués par d'éventuels défauts préexistants dans la soudure (ou dans le métal de base), le critère d'acceptation étant souvent associé à une longueur de défaut préétablie à ne pas dépasser on remarque que il n'y a aucune déchirure ou arrachement sur les éprouvettes.

Nous nous intéressons dans cette section à la réalisation des essais de pliage pour les deux types de soudage (longitudinal et transversal). Par ailleurs, nous étudions l'influence de l'épaisseur des tôles sur l'opération du pliage. Les épaisseurs que nous avons étudié sont les suivantes : 8, 6, 5 et 4 mm.



Figure21 : pliage endroit E=8mm sens transversal



Figure22 : pliage endroit E=8mm sens longitudinal



Figure23 : pliage endroit E=6mm sens transversal



Figure24 : pliage endroit E=6mm sens longitudinal



Figure 25: pliage endroit e=5mm sens Transversal



Figure26 : pliage endroit e=5mm sens longitudinal



Figure 25: pliage endroit e=4mm sens Transversal



Figure26 : pliage endroit e=4mm sens longitudinal

conclusion

Les essais de pliage effectués ne montrent aucune distinction entre les deux types de soudage réalisés à savoir longitudinal et transversal. Des constatations similaires ont été obtenues en faisant varier l'épaisseur des tôles.

D'après les constatations suivantes, nous pouvons tirer les conclusions suivantes :

L'opération de soudage a été effectuée d'une manière adéquate.

D'après l'opération de pliage, nous déduisons que le sens de laminage n'a pas une grande influence sur l'opération de soudage. Cette influence est tellement négligeable au point qu'on ne peut pas la constater visuellement.

Conclusion générale

Notre travail nous a permis de conclure que les propriétés de chaque assemblage, a savoir (Limite d'élasticité, charge de rupture, allongement de rupture), présentent des différences selon les essais d'attraction. Ces différences se manifestent au niveau de la déformation à la rupture ainsi qu'à la limite d'élasticité.

Dans tous les procédés décrits, la plasticité joue un rôle important. En effet, la limite d'élasticité du matériau est dépassée lors de la mise en charge, et il s'établit donc à la décharge un champ de contraintes résiduelles. Celles-ci sont à prendre en compte car elles influencent la durée de vie de la pièce. Elles peuvent aussi produire des déformations inattendues, par exemple lors de découpes de pièces mises en forme.

Le sens de laminage a une importance considérable lors de l'opération de pliage. En effet, les fibres produites lors du laminage, participent à la résistance de l'acier. Plier une pièce parallèlement au sens de laminage donnera un angle plus fermé que plier perpendiculairement au sens de laminage.

Les caractéristiques mécaniques dominantes de l'acier sont les caractéristiques de traction (la limite d'élasticité, la résistance à la traction et l'allongement) et la ténacité ou la résistance à la rupture fragile. Ces deux propriétés sont influencées largement par les conditions de laminage dont dépendent la taille des grains et la microstructure (ferrite + perlite ou martensite revenu + Bainite)

Les caractéristiques mécaniques de l'acier sont affectées par la taille des grains.

Si on compare les contraintes maximales appliquées lors des essais d'attraction, on conclut que l'assemblage des tôles laminées longitudinalement est plus résistant à la rupture que l'autre assemblage.

L'extension à la rupture de l'assemblage des tôles laminées transversalement est plus grande par rapport à l'assemblage aux tôles laminées longitudinalement.

Les opérations de pliage ne présentent aucune distinction pour les deux types de soudage réalisés (transversal et longitudinal).

Les essais de pliage effectués ne montrent aucune distinction entre les deux types de soudage réalisés à savoir longitudinal et transversal. Des constatations similaires ont été obtenues en faisant varier l'épaisseur des tôles.

D'après les constatations suivantes, nous pouvons tirer les conclusions suivantes :

L'opération de soudage a été effectuée d'une manière adéquate.

D'après l'opération de pliage, nous déduisons que le sens de laminage n'a pas une grande influence sur l'opération de soudage. Cette influence est tellement négligeable au point qu'on ne peut pas la constater visuellement.

Les essais réalisés dans ce mémoire ont mis en évidence quelques résultats. Cependant, ces résultats ne permettent pas de distinguer la différence entre les deux types de soudage. Par conséquent, nous proposons comme perspectives d'effectuer d'autres essais mécaniques.

Références bibliographiques

- [1] Hervé BIAUSSER, Techniques de l'Ingénieur, Métallurgie des tôles laminées sur trains continus Matériau Métalliques M 3 060
- [2] Pascal CHOQUET, Techniques de l'Ingénieur, Métallurgie des tôles laminées sur trains traités Matériau Métalliques M 3 060
- [3] Patrick DELANEAU, Techniques de l'Ingénieur, Métallurgie des tôles laminées sur trains traités Matériau Métalliques M 3 060
- [4] Joseph FARHI, Coulée continue de l'acier, Techniques de l'Ingénieur, M 7810
- [5] Joseph FARHI, Coulée continue de l'acier Équipement. Exploitation Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques M 7812
- [6] Dominique FRANÇOIS, Techniques de l'Ingénieur, Essais mécaniques des métaux traité Matériaux métalliques M 120
- [7] Marc GRUMBACH, Technique de l'ingénieur, «Aciers microalliés», M4 525.
- [8] J. BARRALIS, G. MAEDER, «précis de métallurgie» 5^{eme} édition, AFNOR et NATHAN, Paris, 2000.
- [9] Guy MURRY, Techniques de l'Ingénieur, Soudage et soudabilité métallurgique des métaux traité Matériaux Métalliques M 715.
- [10] Jean-Pierre BARET, Aciers de construction non alliés ou faiblement alliés Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques M 308.
- [11] Pierre STÉPHAN Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques B 5335.
- [12] Pascal CHOQUET Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques M 245.
- [13] Jean POKORNY, Métallographie, traité Matériaux métalliques M 90.
- [14] Roland CAZES, Soudage à l'arc Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques B7730.
- [15] Metals handbook, Vol.8 « Mechanical testing and evaluation», ASM International, USA, 2000.
- [16] Claude ESLING, Techniques de l'Ingénieur, Traité Matériaux métalliques M 605

- [17] Annick POKORNY, Jean POKORNY, Technique de l'ingénieur, « Inclusions non Métalliques dans l'acier », M 220.
- [18] Blondeau REGIS, «métallurgie et mécanique du soudage», ed. Lavoisier, Paris, Hermès Sciences Publications, 2001.
- [19] Guy MURRY, Technique de l'ingénieur, «Soudage et soudabilité métallurgique des Métaux», M715.
- [20] H. GRANJON, «bases métallurgiques du soudage», 1995.
- [21] J. F. Lancaster, «metallurgy of welding», ed, Sixth edition published, Abington Publishing, Cambridge, England, 1999.
- [22] Metals handbook Vol.6 «welding, brazing and soldering», ASM International, USA, 1993.
- [23] Metals handbook Vol.8 « Mechanical testing and evaluation», ASM International, USA, 2000.
- [24] Metals handbook Vol.1 «Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys», ASM International, USA, 2005.
- [25] M. Gräf, J. Schröder, V. Schwinn and K. Hulka, «Production of Large Diameter Pipes with High Toughness Using Acicular Ferrite Microstructures», International Conference on Application and Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments November 8-9, Yokohama, Japan, 2002.
- [26] S. H. Hashemi, D.Mohammedyani, M.Pouranvari and S.M.Mousavisadeh, «On the relation of microstructure and impact toughness characteristics of DSAW steel of grade API X70», Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2009.