

**REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE**

**Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique**



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
Ecole Nationale Polytechnique

**Ecole Nationale Polytechnique**

**Département de Métallurgie**

**Mémoire de Projet de Fin d'Etudes**

**Pour l'obtention du diplôme d'Ingénieur d'Etat**

**en Génie des Matériaux**

**CARACTÉRISATION STRUCTURALE ET  
MÉCANIQUE DE L'ACIER A HAUTE LIMITE  
ÉLASTIQUE SOUDÉ DE GRADE API 5L X60**

**Présenté par : Nazim ABDEDOU**

**Sujet proposé par M<sup>me</sup> Khawla BETTAHAR (Sonatrach/TRC)**

**Sous la direction de M<sup>r</sup> Kamel ABADLI (E.N.P)**

**Présenté et soutenu publiquement le 19 Juin 2016**

**Composition du Jury :**

**M<sup>r</sup> Abderahmane**

**M<sup>r</sup> Kamel**

**M<sup>r</sup> Mohamed-Elamine**

**M<sup>r</sup> Mabrouk**

**DAIMELLAH**

**ABADLI**

**DJEGHLAL**

**BOUADALLAH**

**Président**

**Promoteur**

**Examineur**

**Examineur**

**E.N.P. 2016**

**E.N.P 10, Avenue Hassen-Badi, EL HARRACH, ALGER**

## ملخص

الهدف من هذه الدراسة، التي تم اقتراحها من طرف الشركة سوناطراك/ت.غ.س، هو تحديد نسبة حد المرونة إلى مقاومة التمزق (E/R) بدلالة السَّماكة و إجراء تمييز هيكلية و ميكانيكية لمختلف السماكات لأجل التحقق من مطابقة الأنابيب الفولاذية الملحومة API5L من الرتبة X60 لأنظمة السلامة الجزائرية السارية المفعول، و التي تشترط قيمة قصوى للنسبة E/R قدرها 0.90. **كلمات مفتاحية:** فولاذ HSLA، فولاذ صغير السبك، هيكل صغير، خصائص ميكانيكية، صلابة، مرونة، شد، النسبة E/R.

## Abstract

The purpose of this study, which was proposed by the Sonatrach / TRC, concerns determining the variation of the yield-tensile ratio E/R with different thicknesses, and proceed to a structural and mechanical characterization of the steel, in order to check the compliance of welded steel tubes API 5L X60 grade with Algerian security regulations, which require maximum 0.90 E/R ratio.

**Key Words:** HSLA steel, microalloyed steel, microstructure, mechanical properties, hardness, Charpy impact, strain, yield tensile ration.

## Résumé

L'objet de cette étude, qui a été proposé par l'entreprise Sonatrach/TRC, porte sur la détermination du rapport de la limite d'élasticité sur la résistance à la rupture E/R en fonction de l'épaisseur et de faire une caractérisation structurale et mécanique des différentes épaisseurs afin de vérifier la conformité des tubes d'aciers soudés API 5L de grade X60 aux règlements de sécurité algérienne en vigueur, qui exigent un maximum de 0.90 du rapport E/R.

**Mots clés:** Acier HSLA, acier microallié, microstructure, propriété mécanique, dureté, résilience, traction, rapport E/R.

## *Remerciements*

*Je tiens d'abord à remercier Mon Promoteur le Professeur Kamel ABADLI, pour son soutien et ses conseils. Je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance à M<sup>me</sup> Khawla BETTAHAR, Doctorante en Métallurgie, de Sonatrach/TRC pour sa proposition du présent sujet de fin d'études, ses conseils et son soutien*

*Je remercie Mr Abdeslem MOUAFFAK, Chef Département Contrôle Qualité, pour m'avoir facilité l'accès à ALTUMET et d'avoir mis à ma disposition les moyens nécessaires pour l'accomplissement de mon travail.*

*Je tiens aussi à remercier Monsieur Abderahmane DAIMELLAH d'avoir accepté de présider mon jury, et Messieurs: Mohamed Elamine DJEGHLAL, et Mabrouk BOUABDALLAH, qui m'ont fait l'honneur d'examiner ce travail.*

*Je remercie également Mr RACHID et Mr SELMOUNE Ingénieurs à ALTUMET - Réghaïa, de m'avoir aidé à faire le découpage des échantillons, la préparation des éprouvettes, et les essais.*

*Je tiens également à remercier l'ensemble du personnel de Sonatrach/TRC – Baraki pour leur accueil et gentillesse, et plus particulièrement Mr Mohamed ZELFA, Chef de Département, pour son soutien et précieuses aides qu'il m'a apporté.*

# SOMMAIRE

Liste des tableaux	P.7
Liste des figures	P.8
Liste des abréviations	P.10

INTRODUCTION	P.11
--------------	------

## PRESENTATION DE L'ENTREPRISE

1. Présentation de SONATRACH/TRC.....	P.13
2. Présentation de l'entreprise ALTUMET.....	P.13

## Chapitre 1 : LES ACIERS A HAUTE LIMITE ELASTIQUE

1. Aciers HSLA à haute limite élastique.....	P.15
2. Normalisation.....	P.17
3. Classification des aciers HSLA.....	P.19
3-1 Aciers résistants à la corrosion atmosphérique.....	P.20
3-2 Aciers microalliés ferrito-perlitique.....	P.20
3-2-1 Aciers Micro-alliés au Vanadium.....	P.20
3-2-2 Aciers Micro-alliés au Niobium.....	P.20
3-2-3 Aciers Micro-alliés au Vanadium-Niobium.....	P.20
3-2-4 Aciers Micro-alliés au Niobium-Molybdène.....	P.21
3-2-5 Aciers Micro-alliés au Vanadium-azote.....	P.21
3-2-6 Aciers Micro-alliés au Titane.....	P.21
3-2-7 Aciers Micro-alliés au Titane-Niobium.....	P.21
3-3 Aciers perlitiques de construction laminés.....	P.21
3-4 Aciers à ferrite aciculaire (bainite à faible teneur en carbone).....	P.21
3-5 Les aciers à double phase (dual phase).....	P.21
3-6 Aciers en forme d'inclusions contrôlées.....	P.22
4. Microstructure des aciers HSLA.....	P.22
5. Effets des éléments.....	P.24
5-1 Effets du carbone.....	P.25
5-2 Effet du manganèse.....	P.25
5-3 Effet du molybdène.....	P.25
5-4 Effet du chrome.....	P.26

5-5 Effet du nickel.....	P.26
5-7 Effet du cuivre.....	P.26
5-8 Effet de l'aluminium.....	P.27
5-9 Effet de l'azote.....	P.27
5-10 Effet du soufre.....	P.27
5-11 Effet du silicium.....	P.27
5-12 Effet du phosphore.....	P.27
5-13 Effet du bore.....	P.27
5-14 Effet des éléments microalliés.....	P.27
5-14-1 Titane.....	P.27
5-14-2 Effet du niobium.....	P.28
5-14-3 Effet du vanadium.....	P.29
6. Traitements thermomécaniques.....	P.29
6-1 Déroulement du traitement thermomécanique.....	P.31

## **Chapitre 2 : LE SOUDAGE**

1. Définition du soudage.....	P.32
2. Procédés de soudage.....	P.32
3. La soudabilité des aciers.....	P.34
4. Procédé de soudage SAW.....	P.36
5. Procédés de fabrication.....	P.37
5-1 Le soudage en spirale.....	P.38
5-2 Le soudage longitudinal.....	P.39
6. Différentes parties d'un joint de soudure.....	P.40
7. Structure des aciers soudés.....	P.41
7-1 Structure de la Zone Affectée Thermiquement (ZAT).....	P.42
7-2 Structure du métal fondu.....	P.43
8. Les problèmes de soudage dans les aciers HSLA.....	P.43

## **Chapitre 3 : TECHNIQUES EXPERIMENTALES**

1. Présentation des matériaux utilisés.....	P.46
2. Analyse chimique des matériaux.....	P.46
3. Caractéristiques mécaniques des matériaux.....	P.48
4. Paramètres de soudage.....	P.48
5. Etude des propriétés mécaniques.....	P.49

5-1	L'essai de traction.....	P.49
5-2	La courbe conventionnelle de traction.....	P.49
6.	Les propriétés et caractéristiques mécaniques déduites de la courbe de traction...	P.51
6-1	Le module de Young.....	P.51
6-2	La limite d'élasticité.....	P.51
6-3	Résistance à la rupture.....	P.52
6-4	L'allongement à la rupture.....	P.52
6-5	La ductilité.....	P.52
6-6	Le rapport E/R.....	P.52
7.	Mode opératoire.....	P.53
8.	L'essai de résilience.....	P.55
8-1-	Mouton Charpy.....	P.56
8-2-	Les éprouvettes de résilience.....	P.57
9.	Technique de caractérisation.....	P.57
9-1-	Préparation des échantillons.....	P.58
9-2-	Métallographie en microscope optique.....	P.58
9-3-	L'essai de dureté.....	P.59
9-3-1-	Essai de dureté Vickers.....	P.60
9-3-2-	Mode opératoire.....	P.61

#### **Chapitre 4 RESULTATS ET INTERPRETATION**

1.	Analyse des éléments de la composition chimique.....	P.62
2.	Analyse de la microstructure.....	P.62
3.	Mesure de dureté.....	P.66
4.	Etude de la résilience.....	P.68
5.	Etude des résultats de traction.....	P.70
5-1-	Courbes de traction.....	P.70
5-2-	Limite élastique $R_e$ .....	P.72
5-3-	Résistance à la rupture.....	P.73
5-4-	Rapport E/R.....	P.74
5-5-	Allongement.....	P.75
<b>CONCLUSION.....</b>		<b>P.77</b>
<b>PERSPECTIVES.....</b>		<b>P.78</b>
<b>BIBLIOGRAPHIE</b>		<b>P.79</b>
<b>ANNEXE</b>		<b>P.81</b>

## **LISTE DES TABLEAUX**

<b>Tab. I.1</b>	Composition chimique pour pipe sans soudure PSL1.....	<b>P. 18</b>
<b>Tab. I.2</b>	Composition chimique pour pipe soudé PSL2.....	<b>P. 18</b>
<b>Tab. I.3</b>	Exigences pour les résultats des essais de traction pour pipe PSL.....	<b>P. 19</b>
<b>Tab. III.1</b>	Composition chimique de l'acier X60M selon la norme API 5L.....	<b>P. 47</b>
<b>Tab. III.2</b>	Caractéristiques exigées par la norme API 5L pour l'acier X60M.....	<b>P. 48</b>
<b>Tab. III.3</b>	Paramètre de soudage du procédé SAW.....	<b>P. 48</b>
<b>Tab. III.4</b>	Composition chimique du fil à souder.....	<b>P. 49</b>
<b>Tab. IV.1</b>	Composition chimique des quatre épaisseurs d'acier X60M.....	<b>P. 62</b>
<b>Tab. IV.2</b>	Les valeurs de dureté Vickers mesurées pour les quatre épaisseurs.....	<b>P. 67</b>
<b>Tab. IV.3</b>	Valeurs moyennes de résilience mesurées pour les quatre épaisseurs.....	<b>P. 69</b>
<b>Tab. IV.4</b>	Caractéristiques déduites des courbes de tractions du métal de base de chacune des épaisseurs.....	<b>P. 71</b>
<b>Tab. IV.5</b>	Tableau des caractéristiques déduites des courbes de tractions de la soudure de chacune des épaisseurs.....	<b>P. 72</b>

## LISTE DES FIGURES

<b>Fig. I.1</b>	Images par microscopie optique de (a) Ferrite+Perlite, (b) Ferrite+Bainite, (c) Bainite+Martensite.....	<b>P. 23</b>
<b>Fig. I.2</b>	Image prise par microscopie à balayage d'aciers HSLA à : <b>(a)</b> FP+ un peu de FA, <b>(b)</b> 0.20% pds de Mo FA+FP, <b>(c)</b> 0.41% pds Mo FA+B+M-A. (FA : Ferrite Aciculaire; FP : Ferrite Polygonale; B: Bainite; M-A : Martensite Austénite).....	<b>P. 26</b>
<b>Fig. I.3</b>	Microstructure d'un pipe standard.....	<b>P. 28</b>
<b>Fig. I.3</b>	Microstructure d'un acier pipeline microallié au Nb (structure bainitique avec beaucoup de précipités dont NbC).....	<b>P. 28</b>
<b>Fig. I.5</b>	Effet du Nb+V sur la limite élastique.....	<b>P. 29</b>
<b>Fig. I.16</b>	Illustration schématique de traitement thermomécanique et évolution de la structure avec et sans refroidissement accéléré.....	<b>P. 30</b>
<b>Fig. II.1</b>	Différents procédés de soudage.....	<b>P. 33</b>
<b>Fig. II.2</b>	Parties constitutives du procédé de soudage SAW.....	<b>P. 36</b>
<b>Fig. I.3</b>	Technique de fabrication des tubes soudés en spirale.....	<b>P. 38</b>
<b>Fig. I.4</b>	Formage sous forme "U".....	<b>P. 39</b>
<b>Fig. I.5</b>	Formage sous forme "O".....	<b>P. 49</b>
<b>Fig. I.6</b>	Soudage et expansion.....	<b>P. 40</b>
<b>Fig. II.7</b>	Schéma illustrant les différentes régions d'un joint de soudure suite à une soudure à passe unique et les défauts éventuels.....	<b>P. 40</b>
<b>Fig. II.8</b>	Diagramme schématique de la ZAT d'un acier à 0.15%C indiqué dans le diagramme de phase Fe-Fe <sub>3</sub> C.....	<b>P. 42</b>
<b>Fig. III.1</b>	Spectromètre à émission optique FOUNDRY-MASTER Pro.....	<b>P. 46</b>
<b>Fig. III.2</b>	Représentation d'une courbe de traction conventionnelle accompagnée des déformations subies par l'éprouvette.....	<b>P. 50</b>
<b>Fig. III.3</b>	Machine de traction utilisée dans les tests.....	<b>P. 53</b>



<b>Fig. III .4</b>	Prélèvement de l'éprouvette dans la soudure.....	<b>P. 54</b>
	Dimension des éprouvettes de traction.....	<b>P. 54</b>
<b>Fig. III.5</b>		
<b>Fig. III.6</b>	Eprouvettes de traction dans la soudure et le métal de base.....	<b>P. 55</b>
<b>Fig. III.7</b>	Le mouton Charpy.....	<b>P. 56</b>
<b>Fig. III.8</b>	Dimension et forme de l'éprouvette Charpy.....	<b>P. 57</b>
<b>Fig. III.9</b>	Microscope Optika du laboratoire de génie des matériaux.....	<b>P. 59</b>
<b>Fig. III.10</b>	Principe de l'essai de dureté Vickers.....	<b>P. 60</b>
<b>Fig. III.11</b>	Image prise au microscope d'une empreinte de l'essai de dureté.....	<b>P. 61</b>
<b>Fig. IV.1</b>	Microstructure du métal de base pour l'épaisseur : (A) 6.35, (B) 8.74, (C)11.13, (D) 12.70 (F : ferrite, P : perlite).....	<b>P. 64</b>
<b>Fig. IV.2</b>	Microstructure de la zone affectée thermiquement de l'acier d'épaisseur 8.35 dans la région : (A) proche du métal de base, (B) proche de la zone fondue (FA : ferrite aciculaire, P : perlite, FP : ferrite polygonale).....	<b>P. 65</b>
<b>Fig. IV.3</b>	Microstructure de : (A) zone fondue de l'acier d'épaisseur 8.35, (B) ligne de fusion de l'acier d'épaisseur 8.35. (FA : ferrite aciculaire, FP : ferrite proeutectoïde) .....	<b>P. 66</b>
<b>Fig. IV.4</b>	Courbe de variation de la dureté en fonction de l'épaisseur pour les trois régions (MB, ZAT, ZF) .....	<b>P. 68</b>
<b>Fig. IV.5</b>	Courbe de variation de la résilience en fonction de la dureté.....	<b>P. 69</b>
<b>Fig. IV.6</b>	Courbes de traction du métal de base pour l'épaisseur 6.35. ....	<b>P. 70</b>
<b>Fig. IV.7</b>	Courbe de traction du métal soudé pour l'épaisseur 6.35.....	<b>P. 71</b>
<b>Fig. IV.8</b>	Courbes de variation de la limite élastique du métal de base et la soudure en fonction de l'épaisseur.....	<b>P. 72</b>
<b>Fig. IV.9</b>	Courbe de variation de la résistance à la rupture du métal de base et la soudure en fonction de l'épaisseur.....	<b>P. 73</b>
<b>Fig. IV.10</b>	Courbe de variation du rapport E/R du métal de base et de la soudure en fonction de l'épaisseur.....	<b>P. 74</b>
<b>Fig. IV.11</b>	Courbe de variation de l'allongement du métal de base et de la soudure en fonction de l'épaisseur.....	<b>P. 75</b>

## LISTE DES ABREVIATIONS

Re :	limite élastique.
Rm :	résistance à la rupture.
E/R :	rapport de la limite élastique sur la résistance à la rupture.
HSLA :	High Strength Low Alloy (haute limite élastique).
MPa :	Méga Pascal.
Ksi :	Kilopound per square inch.
API :	American Petroleum Institute.
PSL :	Product Specification Level.
CND :	Contrôle Non Destructif.
MB :	Métal de base.
ZAT :	Zone Affectée Thermiquement.
ZF :	zone Fondue.
ZL :	Zone de Liaison.
CC :	cubique crée.
FA :	Ferrite Aciculaire.
FP :	Ferrite Polygonale.
B :	Bainite.
M-A :	Martensite-Austénite.
Tnr :	Température de non recristallisation.
T.T.M :	Traitement thermomécanique.
Ts :	Température de solubilisation.
AC3 :	Températures de début de la formation de ferrite.
AC1 :	Températures de début de la transformation austénitique.
AWS :	The American Welding Society.
IIW	The International Institute of Welding.
Ceq :	Carbone équivalent.
SAW :	Submerged Arc Welding.
A :	Ampère.
CGHAZ :	Coarse Grained Heat Affected Zone.
FGHAZ :	Fine Grained HAZ.
ICHAZ :	Inter-Critical HAZ.
SCHAZ :	Sub-Critical HAZ.
P <sub>cm</sub> :	formule de Ito-Bessyo du Carbone équivalent.
R :	Charge unitaire.
F :	la force mesurée.
e :	extension.
L :	est la longueur réelle.
L <sub>0</sub> :	longueur entre repère.
E :	module de Young.
A% :	Allongement à la rupture.
K :	Energie de rupture.
HV :	Dureté Vickers.
Kgf :	Kilogramme force.
P :	Perlite.
FP :	ferrite proeutectoïde.

## INTRODUCTION

Les normes et les spécifications ont évolué ces dernières décennies vers une imposition plus stricte de la ténacité et des performances de soudabilité. La conséquence métallurgique est le développement de nuances à bas carbone qui offrent le meilleur compromis résistance, ténacité à basse température et soudabilité.

Le développement des aciers à haute limite élastique HSLA (High Strength Low Alloy) est étroitement liée aux progrès enregistrés au cours des vingt dernières années, dans l'élaboration des aciers et le laminage à chaud. Ces progrès sont dus au développement de la coulée continue, le laminage et le refroidissement contrôlé, ce qui se traduit par une amélioration des propriétés mécaniques. Les producteurs d'acier ont dû continuellement adopter de nouveaux processus technologiques pour rester compétitif sur le marché.

Les aciers de grade API 5L sont les aciers les plus utilisés dans la fabrication des pipelines. Les industries du pétrole et du gaz ont une demande croissante pour l'utilisation des aciers à haute limite élastique, due à la réduction des coûts des projets de pipeline, surtout dans les longues lignes de conduites. La réduction des coûts provient de, la réduction de l'épaisseur de la paroi ayant un impact direct sur le prix ou la quantité de matière qui permet de réduire le tonnage total d'acier nécessaire pour un projet pipeline, et de ce fait réduire les frais de transport.

La réduction des coûts est aussi due à la réduction des frais de soudage, en raison de leur faible teneur en carbone. La résistance en fatigue des aciers à grain fins est améliorée par rapport aux nuances à plus haut carbone. Cela est dû principalement à la régularité de la microstructure, à l'absence de structure en bandes et de la seconde phase martensitique localisée dans les zones ségréguées en carbone.

En contrepartie, la baisse du carbone s'accompagne d'une augmentation du rapport de la limite élastique sur la résistance à la rupture (E/R), car la microstructure de l'acier est affinée ce qui augmente la limite élastique plus que la résistance à la rupture. Pour donner un ordre de grandeur, une diminution de 0.01% de carbone abaisse la limite élastique ( $R_e$ ) de 2 MPa et la résistance à la rupture ( $R_m$ ) de 10 MPa, cela s'explique en grande partie par la loi de Hall et Petch qui relie la taille de grain à  $R_e$  et à  $R_m$ .

Le rapport E/R est une condition de choix et de sélection de la qualité d'acier à utiliser dans la fabrication des pipelines. En effet, le règlement de sécurité algérien en vigueur auprès des entreprises de transport par pipeline, préconise des valeurs maximales du rapport E/R tolérables.

Dans ce contexte, notre étude a porté sur la caractérisation mécanique et structurale d'un acier API de grade X60, pour répondre à une problématique posée par la société de transport par canalisation (TRC), activité aval de la société SONATRACH.

A cet effet, ce mémoire est divisé en trois parties. La première partie, théorique, est dédiée à une présentation générale des aciers à haute limite élastique HSLA, suivie d'une description des techniques de soudage.

La deuxième partie, expérimentale, se rapporte à une présentation et description du matériau, des appareillages et des techniques de caractérisation appliquée à des échantillons d'aciers API de grade X60 prélevé sur pipeline, dont l'analyse de la composition chimique, caractérisation par microscopie optique, et tests de dureté, traction et résilience.

Et enfin la troisième partie, qui est consacrée à la présentation, discussion et interprétation des résultats des différents tests effectués, et cela dans le but d'étudier l'effet de la variation de l'épaisseur sur les propriétés mécaniques et la variation du rapport E/R.

## **PRESENTATION DE L'ENTREPRISE**

Le sujet du projet de fin d'étude a été proposé par l'entreprise SONATRACH/Activité Transport par Canalisation (TRC), où s'est déroulé notre stage. Les travaux pratiques et différents tests ont été réalisés au niveau de l'entreprise ALTUMET.

### **1. Présentation de SONATRACH/TRC**

Au sein du groupe SONATRACH, l'Activité Transport par Canalisation (TRC) est responsable de la construction et de l'exploitation d'un important réseau destiné à acheminer depuis les zones de production jusqu'aux bacs de stockage, de transformation, aux ports et aux frontières Tunisienne et Marocaine, différents types d'hydrocarbures :

- Gaz,
- Pétrole brut,
- GPL,
- Condensat.

Au total, ce sont 30 canalisations d'une longueur totale de plus de 17 000 km (dont une nappe de 10 canalisations entre Arzew et HassiR'Mel), ayant une capacité de transport de 322 MTEP, qui sont quotidiennement gérées par les équipes de Sonatrach/TRC. On compte également 79 stations de pompage et de compression, 109 bacs de stockage, 3 ports pétroliers et 2 principales bases de maintenance.

D'un point de vue de l'organisation, le centre décisionnel des principales directions et divisions se situe à Alger (Sidi Arcine - Baraki). Il s'appuie sur 7 régions, dont les centres névralgiques sont répartis sur le territoire algérien. Chacune de ces régions a la tutelle de services ou secteurs travaux.

### **2. Présentation de l'entreprise ALTUMET**

L'Entreprise Publique Economique dénommée « ALTUMET » (**Algérienne des Tube Métalliques**) est une société par actions, issue de la restructuration de l'entreprise mère ANABIB en filiales.

Le siège social de la société est situé en Zone Industrielle de Réghaia, route nationale N° 5, Réghaia – Alger.

#### **Objet de la société :**

- Fabrication des tubes soudés en spirales à partir de feuillards en acier ;
- Prestation de revêtement ;
- Recherche de développement d'autres procédés de fabrication ;

- Importation et exportation de tubes soudés spirales ;
- Distribution des produits et dérivés tels que les tubes soudés destinés au transport des hydrocarbures, eau et autres divers usages (supports de construction, pieux battus pour forage...).

### **Gamme de produits :**

La fabrication porte sur une gamme de tubes en acier dont le diamètre est compris entre 8" et 36" (219 mm à 914 mm) livrés nus ou revêtus :

- Tubes pour transport hydrocarbures
- Tubes hydrauliques.

### **Capacités de production :**

L'usine dispose d'une capacité annuelle de production se décomposant comme suit :

- Tuberie : 40 000 Tonnes
- Revêtement : 40 000 Tonnes

### **Le marché :**

Les produits fabriqués par l'entreprise sont destinés à la satisfaction des besoins en canalisations pour le transport des hydrocarbures et de l'eau.

Les clients potentiels sont constitués de :

- Secteur de l'énergie
- Secteur de l'hydraulique

### **Domaines d'application**

Les tubes ainsi obtenus sont destinés à :

- Canalisation pour transport de fluides : Eau, Pétrole, Gaz
- Construction métallique : Support de construction (poteaux), Pieux battus pour fondations ou forage, Support d'éclairage (mâts d'éclairage)

# CHAPITRE I

## LES ACIERS A HAUTE LIMITE ELASTIQUE

### 1- Aciers HSLA à haute limite élastique

Les aciers HSLA (High-strength low-alloy), ou aciers microalliés à haute limite élastique (supérieure à 275 MPa ou 41 ksi), sont des aciers ferrito-bainitiques ou ferrito-perlitique, élaborés de façon à fournir de meilleures propriétés mécaniques et/ou une meilleure résistance à la corrosion atmosphérique que celles des aciers au carbone conventionnels. Leur composition chimique peut varier selon l'épaisseur des différents produits afin de répondre aux exigences des propriétés mécaniques. Ils ne sont pas considérés comme étant des alliages au sens normal car ils sont conçus de façon à répondre à des exigences de propriétés mécaniques spécifiques plutôt que de composition chimique.

Les aciers HSLA destinés aux pipelines sont confrontés à de nombreux défis. Ceux-ci comprennent la nécessité de l'homogénéité de la microstructure, soudabilité, bonne propriété de résilience et de tenue à la corrosion, une haute limite élastique, et bien évidemment un haut niveau de dureté, tout en ayant une conception sûre et adéquate.

La qualité requise est susceptible d'être beaucoup plus exigeante lorsqu'on rentre dans l'ère des environnements difficiles. Pour pallier à ces problèmes et répondre à toutes ces exigences, des techniques d'optimisation des microalliages et de traitements thermomécaniques ont été développés. L'amélioration des propriétés des aciers HSLA est fortement liée aux très petites quantités de carbures solides ou de carbonitrides formés à partir des éléments microalliés dont le vanadium et le niobium. Des petites quantités de chrome, de nickel, molybdène, cuivre, azote, titane, et de zirconium sont aussi utilisés dans diverses combinaisons.

En général, les aciers HSLA sont des aciers à faible teneur en carbone, ayant une teneur en carbone comprise entre 0,05 et 0,25% afin de conserver leur formabilité et soudabilité, et jusqu'à 1,5% de manganèse, renforcée par des petites additions d'éléments tels que le niobium, le cuivre, le vanadium ou le titane et parfois par des laminages et des techniques de refroidissement spéciales. Ces éléments sont destinés à modifier la microstructure des aciers au carbone, qui est généralement un agrégat de ferrite-perlite, pour produire une dispersion très fine de carbures dans une matrice de ferrite pratiquement pure. Ceci élimine l'effet de la réduction de dureté provoqué par la fraction volumique de perlite, mais maintient et augmente la résistance du matériau en affinant la grosseur du grain, ce qui, dans le cas de la ferrite conduit à une augmentation de la limite élastique de 50% pour chaque diminution de moitié du diamètre moyen des grains. La résistance des précipitations joue également un rôle mineur.

Il y'a deux façons de produire de tels aciers de haute résistance à la traction et haute ténacité :

1. Par microalliages : ajout de petites quantités d'éléments carburigènes et éléments pouvant former des nitrures forts.
2. Par un contrôle très attentif de la température de laminage et ce en ayant recours aux traitements thermomécaniques contrôlés.

La résistance la plus grande est obtenue par combinaison de ces deux méthodes. Le but des deux méthodes est de produire une taille de grain aussi petite que possible, les grains fins donnent les meilleures propriétés de résilience. L'avantage supplémentaire est la soudabilité accrue du matériel. Ceci est réalisé en réduisant la trempabilité de l'acier.

L'accroissement du taux de carbone afin d'augmenter la limite élastique est une idée bien plausible, car en effet, le carbone en solution solide et les précipités de carbure limitent le mouvement des dislocations et retardent la déformation plastique.

Mais cela se ferait au détriment de la ténacité et des propriétés de formabilité, induisant la fragilisation de l'acier et des difficultés de mise en forme. Un bon compromis entre la résistance et la résilience peut être obtenu en substituant le carbone par d'autres éléments microalliés, et en abaissant la température de transition en réduisant la taille du grain. Ces aciers ne présentent pas de transition ductile-fragile au dessus de  $-40^{\circ}\text{C}$  [1], ce qui rend possible leur utilisation dans les conditions extrêmes de température.

Afin de compenser la perte de carbone et d'augmenter la résistance à la traction, de faibles quantités de niobium ( $<0,10\%$ ), de titane ( $<0,03\%$ ) et de vanadium ( $<0,15\%$ ) sont ajoutés. Dans certaines nuances d'acier, des éléments pouvant former de forts carbures et nitrures tels que le molybdène, chrome, le cuivre et l'azote sont également ajoutés pour obtenir un effet similaire. Ces formations permettent une dispersion fine des précipités stables qui inhibent la croissance des grains pendant le processus de laminage à chaud, et favorisent la germination de ferrite à grains fins au cours du processus de refroidissement. La possibilité de durcissement par précipitation est un avantage supplémentaire de ces éléments.

Les traitements thermomécaniques contrôlés sont également utilisés pour un effet similaire d'affinage des grains conduisant à une résistance et ténacité accrues. Le traitement thermomécanique est habituellement réalisé à environ  $850^{\circ}\text{C}$  à  $900^{\circ}\text{C}$ , ce qui permet l'obtention de grains austénitiques cristallins allongés. Le refroidissement accéléré à partir de la température de laminage développe des grains de ferrite très fins au niveau des joints de grains d'austénite.



## 2- Normalisation

La presque totalité des tubes en acier couramment utilisés dans l'exploitation pétrolière répondent aux spécifications américaines API 5L et 5 LX qui définissent :

- les modes de fabrication,
- la composition chimique des aciers,
- les propriétés mécaniques requises,
- les conditions d'épreuve hydraulique,
- les poids, les dimensions et les tolérances d'usinage,
- les normes d'assemblage par vissage et soudure,
- les méthodes d'inspection et de contrôle,
- les marques d'indentification.

Les spécifications pour l'API 5L adhèrent à l'Organisation internationale de normalisation ISO 3183, qui uniformise les systèmes de transport par pipeline au sein du matériel, de l'équipement et des structures en mer pour le pétrole, la pétrochimie et les industries du gaz naturel. Le comité technique de rédaction des normes a reconnu qu'il existe deux niveaux de spécifications des exigences techniques du produit de base et ont donc mis au point les niveaux PSL1 et PSL 2 [2].

Le niveau PSL 1 fournit un niveau de qualité normalisé de pipeline. Le niveau PSL 2 a des prescriptions obligatoires supplémentaires pour la chimique, la résistance à l'effet d'entaille et les caractéristiques de résistance et composition et des exigences supplémentaires en Contrôle Non Destructif (CND).

Pour différents environnements, il y aura des exigences différentes pour les tubes API 5L. Certains tubes sont utilisés dans un environnement ordinaire, et PSL1 est suffisant pour les exigences mécaniques ou de pression, mais pour certains environnements sévères, il faut réglementer les exigences supplémentaires en fonction de l'environnement corrosif ou de l'environnement à haute température etc. Les prescriptions qui ne s'appliquent qu'au niveau PSL 1 ou qui ne s'appliquent qu'au niveau PSL 2 sont ainsi désignées. Les prescriptions qui ne sont pas désignées selon une désignation PSL spécifique s'appliquent tant à PSL 1 qu'au PSL2.

Les désignations des grades pour pipelines proviennent des spécifications de l'API 5L. Les pipelines standards ont un grade désigné par les lettres A et B. Les grades supérieurs ont la désignation X suivie par la limite d'élasticité minimale spécifique de l'acier du tube, mesurée en ksi (kilopounds per square inch), par exemple un X60 a pour limite élastique minimale 60 ksi. Voir les tableaux ci-dessous pour quelques extraits des grades standards disponibles.

Des symboles (M, N, Q) sont ajoutés juste après la limite élastique, qui ont la signification suivante :

- **M** : formage thermomécanique
- **N** : laminé ou laminage normalisant
- **Q** : trempé et revenu

Le niveau d'exigence PSL1 peut fournir des grades allant de A à X70; PSL2 peut fournir des grades allant de B jusqu'à X120.

**Tableau I.1** : Composition chimique pour pipe sans soudure PSL1 [2].

Grade de l'acier	C max.b	Mn max.b	P max	S max	V max	Nb max	Ti max
A	0,22	0,90	0,030	0,030	—	—	—
B	0,28	1,20	0,030	0,030	c,d	c,d	c,d
X42	0,28	0,90	0,030	0,030	d	d	d
X46	0,28	1,30	0,030	0,030	d	d	d
X52	0,28	1,40	0,030	0,030	d	d	d
X56	0,28	1,40	0,030	0,030	d	d	d
<b>X60</b>	<b>0,28 e</b>	<b>1,40 e</b>	<b>0,030</b>	<b>0,030</b>	<b>f</b>	<b>f</b>	<b>f</b>
X65	0,28 e	1,40 e	0,030	0,030	f	f	f
<b>X70</b>	<b>0,28 e</b>	<b>1,40 e</b>	<b>0,030</b>	<b>0,030</b>	<b>f</b>	<b>f</b>	<b>f</b>

**b** Pour chaque réduction de 0,01% inférieure à la concentration maximale spécifiée pour le carbone, soit une augmentation de 0,05% au-dessus de la concentration maximale spécifiée pour Mn est admissible, jusqu'à un maximum de 1,65% pour les classes  $\geq$  B, mais  $\leq$  X52; jusqu'à un maximum de 1,75% pour les classes  $>$  X52, mais  $<$  X70; et jusqu'à un maximum de 2,00% pour le grade X70.

**c** sauf si convenu autrement, Nb + V  $\leq$  0,06 %.

**d** Nb + V + Ti  $\leq$  0,15 %.

**e** sauf si convenu autrement.

**f** sauf si convenu autrement, Nb + V + Ti  $\leq$  0,15 %.

**Tableau I.2** : Composition chimique pour pipe soudé PSL2 [2].

Grade de l'acier	C b	Si	Mn b	P	S	V	Nb	Ti	Autre
BM	0,22	0,45	1,20	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	e,l
X42M	0,22	0,45	1,30	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	e,l
X46M	0,22	0,45	1,30	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	e,l
X52M	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015	d	d	d	e,l
X56M	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015	d	d	d	e,l
X60M	0,12 f	0,45 f	1,60 f	0,025	0,015	g	g	g	h,l
X65M	0,12 f	0,45 f	1,60 f	0,025	0,015	g	g	g	h,l
X70M	0,12 f	0,45 f	1,70 f	0,025	0,015	g	g	g	h,l
X80M	0,12 f	0,45 f	1,85 f	0,025	0,015	g	g	g	i,l
X90M	0,10	0,55 f	2,10 f	0,020	0,010	g	g	g	i,l
X100 M	0,10	0,55 f	2,10 f	0,020	0,010	g	g	g	i,j
X120 M	0,10	0,55 f	2,10 f	0,020	0,010	g	g	g	i,j

**B** Pour chaque réduction de 0,01% en dessous du maximum spécifié pour C, soit une augmentation de 0,05% au-dessus du maximum spécifiée pour Mn est admissible, jusqu'à un maximum de 1,65% pour les classes  $\geq$  B, mais  $\leq$  X52; jusqu'à un maximum de 1,75% pour les classes  $>$  X52, mais  $<$  X70; jusqu'à un maximum de 2,00% pour les classes  $\geq$  X70, mais  $\leq$  X80; et jusqu'à un maximum de 2,20% pour les classes  $>$  X80.

**d** Nb + V + Ti  $\leq$  0,15 %.

**e** sauf si convenu autrement, Cu  $\leq$  0,50%; Ni  $\leq$  0,30%; Cr  $\leq$  0,30% et Mo  $\leq$  0,15%.

**f** sauf si convenu autrement.

**g** sauf si convenu autrement, Nb + V + Ti  $\leq$  0,15 %.

**h** sauf si convenu autrement, Cu  $\leq$  0,50%; Ni  $\leq$  0,50%; Cr  $\leq$  0,50% et Mo  $\leq$  0,50%.

**i** sauf si convenu autrement, Cu  $\leq$  0,50%; Ni  $\leq$  1,00%; Cr  $\leq$  0,50% et Mo  $\leq$  0,50%.

**j** B  $\leq$  0,004%.

**Tableau I.3** : Exigences pour les résultats des essais de traction pour pipe PSL [2].

Grade	Limite d'élasticité minimum (MPa)	Résistance à la rupture minimum (MPa)
A	210	335
B	245	415
X42	290	415
X46	320	435
X52	360	460
X56	390	490
<b>X60</b>	<b>415</b>	<b>520</b>
X65	450	535
<b>X70</b>	<b>485</b>	<b>570</b>
X80	555	625
X90	625	695
X100	690	760
X120	830	915

Les applications et bénéfices de l'API 5L sont :

- Possibilité de transport de gaz, eau et pétrole (préférés dans de longues canalisations dues à leurs prix élevés).
- Acier Pipeline très résistant à la propagation des fissures.
- Mise en service dans des milieux acides.

### 3- Classification des aciers HSLA

Les aciers à haute limite élastique comprennent de nombreux grades standards et exclusifs conçus pour fournir des combinaisons de propriétés spécifiques désirables telles que la dureté, la ténacité, la formabilité, soudabilité, et la résistance à la corrosion atmosphérique. Ces aciers ne sont pas considérés comme étant des aciers alliés, bien que les propriétés désirées soient obtenues par addition de petits éléments d'alliages. Cette distinction est traduite par le fait que le prix des aciers

HSLA est estimé à partir du prix de base des aciers au carbone et non pas celui des aciers alliés. En outre, les aciers HSLA sont souvent vendus sur la base de leurs propriétés mécaniques minimales, avec leurs contenus spécifiques en éléments d'alliage laissés à la discrétion du producteur d'acier.

Les aciers HSLA peuvent être divisés en 6 catégories :

### **3-1- Aciers résistants à la corrosion atmosphérique**

Ces aciers contiennent de petites quantités d'éléments d'alliages tels que le cuivre et le phosphore pour une meilleure résistance à la corrosion atmosphérique, ainsi qu'un durcissement de la solution-solide et des grains de ferrite plus fins.

### **3-2- Aciers microalliés ferrito-perlitique**

Ces aciers contiennent de très faibles additions (inférieure à 0.10%) capables de former des carbures ou des carbonitrides, tels que le niobium, vanadium et le titane associé à une faible teneur en carbone, pour des précipités plus durs, des grains plus fins, et éventuellement un contrôle de la température de transformation. La soudabilité se verrait accrue dans ce cas-là étant donné que le taux de carbone a pu être réduit par la présence du niobium et du vanadium qui compensent la réduction de la dureté suite à la réduction de la teneur en carbone.

On peut avoir différents types d'aciers microalliés ferrito-perlitique :

#### **3-2-1- Aciers Micro-alliés au Vanadium**

Le vanadium contribue au durcissement en formant des fines particules de V(C, N) dans la ferrite pendant le refroidissement après une déformation à chaud.

Ces précipités sont en solution à toutes les températures de laminage ou forgeage, donc, leur formation dépend des vitesses de refroidissement.

#### **3-2-2- Aciers Micro-alliés au Niobium**

Le niobium a un effet durcisseur, il augmente la limite élastique suite à une précipitation. Cette augmentation dépend de la taille et de la quantité des carbures du niobium précipités. Cependant, le niobium est aussi un affineur de grain très efficace.

#### **3-2-3- Aciers Micro-alliés au Vanadium-Niobium**

L'addition du niobium et du vanadium est particulièrement avantageuse pour augmenter la limite d'élasticité et abaisser la température de transition ductile-fragile par affinage du grain lors d'un laminage contrôlé. Ils ont un effet favorable sur la ténacité et la ductilité, on aura ainsi possibilité de réduire la teneur en carbone et améliorer par conséquent la soudabilité.

### **3-2-4- Aciers Micro-alliés au Niobium-Molybdène**

L'effet principal du molybdène sur la microstructure est de changer la morphologie de la perlite et d'introduire la bainite supérieure comme un remplacement partiel de la perlite. Il a pour effet aussi d'augmenter la limite d'élasticité et la résistance à la rupture dans les cas des aciers ferrito-perlitique.

### **3-2-5- Aciers Micro-alliés au Vanadium-azote**

L'azote en se combinant au vanadium a un effet durcisseur et affineur de grain en formant des précipités de VN, et permet de diminuer le taux de carbone et donc pas de perte de résilience suite au durcissement.

Cependant, l'usage d'azote n'est pas recommandé pour les aciers destinés au soudage à cause de son effet nuisible sur la résilience dans la ZAT.

### **3-2-6- Aciers Micro-alliés au Titane**

L'ajout du titane apporte un affinement des grains et un durcissement par précipitation. Cependant il doit être utilisé dans des aciers calmés afin de former d'autres composés que l'oxyde de titane.

### **3-2-7- Aciers Micro-alliés au Titane-Niobium**

L'addition du titane rend les effets du niobium encore plus efficace car il empêche la formation des nitrures de niobium et forme des précipités de TiN, et permet donc d'augmenter la solubilité du Niobium dans l'austénite qui résulte en une augmentation subséquente de précipitation des particules de Nb(C, N) dans la ferrite.

## **3-3- Aciers perlitiques de construction laminés**

Cette catégorie d'aciers a des propriétés mécaniques élevées, ils peuvent inclure les aciers au carbone-manganèse (avec un taux de manganèse relativement plus élevé que les aciers aux carbones ordinaires), et qui peuvent aussi contenir de petites additions d'autres éléments d'alliages améliorant la dureté, la ténacité, la formabilité, et la soudabilité.

### **3-4- Aciers à ferrite aciculaire (bainite à faible teneur en carbone)**

Ces aciers ont une très faible teneur en carbone (inférieure à 0.08%) avec une trempabilité suffisante (par des additions de manganèse, de molybdène, et/ou de bore) pour pouvoir se transformer au refroidissement, en une très fine et très dure structure de ferrite aciculaire (de l'ordre de 690 Mpa, ou 100ksi) à densité de dislocation élevée et des grain fins fortement ovale, plutôt qu'une structure de ferrite polygonale, associé à une haute limite élastique, soudabilité et formabilité, et une bonne ténacité.

### **3-5- Les aciers à double phase (dual phase)**

Ils ont une microstructure de ferrite (80 à 90%) contenant de petite région de martensite (ou de bainite) à forte teneur en carbone dispersé uniformément dans la matrice ferritique, il en résulte un produit à faible limite élastique et un fort taux

d'écrouissage, lui procurant ainsi une grande résistance à la traction (de l'ordre de 550 MPa) et une formabilité supérieure.

### **3-6- Aciers en forme d'inclusions contrôlées**

Ils procurent une ductilité améliorée et une bonne ténacité à travers l'épaisseur par de petites additions de calcium, de zirconium ou de titane de façon à ce que la forme des inclusions de sulfure est modifiée à partir d'une forme allongée (qui sont ductiles aux températures de laminage et s'aplatissent par conséquent) à de petites globules presque sphériques et dispersées. L'objectif est donc de produire des inclusions de sulfure avec une plasticité négligeable même aux températures de laminage les plus élevées.

Ces catégories d'aciers ne sont pas nécessairement des regroupements distincts, étant donné qu'un acier HSLA peut présenter des caractéristiques de plus d'un groupement, tous les types d'aciers ci-dessus peuvent par exemple être en forme d'inclusions contrôlées, un acier microallié ferrito-perlitique peut avoir des éléments d'alliage additionnels pour la résistance à la corrosion et le renforcement des solutions solides.

## **4- Microstructure des aciers HSLA**

Les microstructures des aciers HSLA sont compliquées en raison de la nature de l'alliage et des traitements qui lui ont été appliqués. Ceci est en contraste avec les microstructures des aciers ferritiques équi-axiales classiques laminés à chaud. Les microstructures d'un acier pipeline peuvent être divisées essentiellement selon les phases fondamentales suivantes:

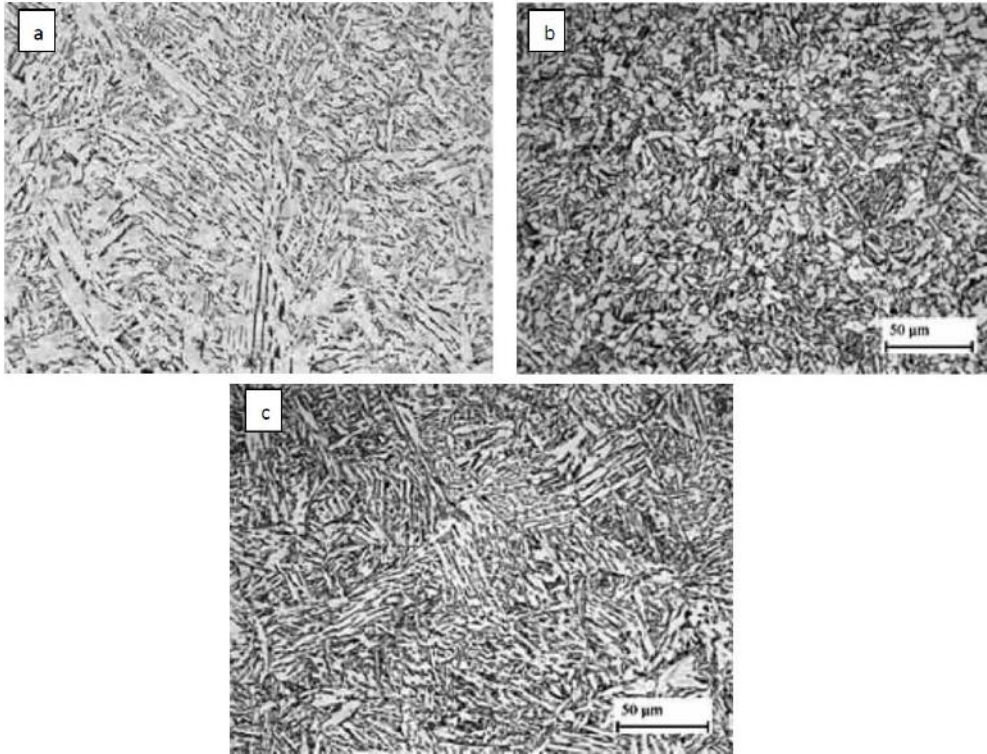
1. Aciers ferrite-perlite.
2. Aciers à ferrite aciculaire ou aciers bainitiques.
3. Aciers à phases multiples.

Les caractéristiques microstructurales telles que les dislocations, joints de grains et les précipitations, régissent les propriétés mécaniques des aciers. Dans les aciers faiblement alliés, ils se développent au cours de la transformation de l'austénite durant le refroidissement, et le développement dépend de la vitesse de refroidissement et de la température d'arrêt du refroidissement.

Pour être en mesure de pratiquer le laminage contrôlé et d'atteindre ainsi les propriétés mécaniques finales désirées du produit, la connaissance de l'évolution de la microstructure est essentielle. Les constituants microstructuraux dans la plaque finale après refroidissement sont indiqués par la taille des grains et la fraction des différents constituants. La fraction volumique et taille des précipités, et la densité de dislocation aux zones limitrophes des grains permettent d'améliorer la résistance finale du matériau. Le renforcement de la solution solide ne varie pas beaucoup avec les tolérances de composition, la taille et fraction de volume des précipités a également un effet raisonnable sur la résistance. Par conséquent, le facteur le plus important à contrôler au cours du processus est la taille du grain.

Le laminage thermomécanique a pour résultat une réduction significative de la taille de grain de ferrite. L'affinage des grains est la seule méthode avec laquelle la résistance et la ténacité peuvent être améliorées simultanément. La perte de résistance résultant de la réduction de la teneur en perlite peut être compensée par

le durcissement par précipitation et le durcissement provoqué par les dislocations. La réduction de la teneur en perlite, l'affinage du grain, et le durcissement résultant des précipitations et dislocations ont contribué à l'élaboration de l'acier X70 à soudabilité améliorée et des températures de transition ductile-fragile favorables.



**Figure I.1** : Images par microscopie optique de (a) Ferrite+Perlite, (b) Ferrite+Bainite, (c) Bainite+Martensite [6].

Des augmentations supplémentaires de la résistance et la ténacité, qui ont conduit à l'élaboration de l'acier X80, ne peuvent être atteints qu'en changeant la microstructure de la matrice de l'acier d'une structure ferrito-perlitique en une structure ferrito-bainitique. En comparaison avec l'acier X70 laminé thermomécaniquement, l'acier X80 a une teneur en carbone encore plus réduite, une taille de grains réduite et une densité de dislocation accrue. Ces deux grades d'acier diffèrent également dans leurs caractéristiques de précipitation.

La figure I.1 ci-dessus, montre des microstructures typiques des trois types d'acier pipeline. La ferrite et perlite lamellaire et la taille des grains de ferrite grossiers sont les traits caractéristiques d'aciers X60 laminés et normalisés. La microstructure d'aciers X70 laminés thermo-mécaniquement est plus uniforme et les grains de ferrite sont plus fins. La microstructure la plus uniforme et extrêmement fine est atteinte par un refroidissement accéléré qui suit le laminage thermomécanique, comme montré pour l'acier X80. Les propriétés améliorées de cet acier peuvent être attribuées à sa microstructure ferrito-bainitique.

La taille effective des grains de la microstructure bainitique ne peut être établie par microscopie optique, parce que, les petits et grands angles des limites de grains ne sont pas discernables au microscope optique, une taille de grain statistique moyenne

inférieure à  $1\mu\text{m}$  peut être obtenue pour la bainite, tandis que la taille des grains de ferrite est un multiple de cette valeur. Une autre différence importante est la densité de dislocations qui est beaucoup plus élevée dans les structures bainitiques.

Les différences microstructurales les plus importantes entre la bainite et la ferrite sont principalement attribuées à la basse température de formation de la bainite. La transformation en bainite peut être réalisée par des additions de bore et / ou du nickel et du molybdène à l'acier. Une microstructure constituée de 50% de ferrite et 50% de bainite peut également être obtenue avec un acier de manganèse-niobium ordinaire en le soumettant à un refroidissement accéléré [7]. En utilisant un système spécial de refroidissement à l'eau à la fin du laminage thermomécanique, l'austénite est amenée à passer à travers le domaine ferritique dans le diagramme TRC (Transformation en Refroidissement Continu) plus rapidement, et la formation de perlite est complètement supprimée.

## 5- Effets des éléments

Les aciers de grade API ont une grande variété de composition chimique basée selon les propriétés requises, ils sont caractérisés selon leurs principaux constituants microalliés, aussi dit éléments dispersoïdes que l'on retrouve dispersés plus ou moins régulièrement dans la matrice de base du matériau.

Ces constituants sont susceptibles de modifier les états d'équilibre des aciers. Une première indication concernant les effets des éléments peut être tirée de l'examen des diagrammes binaires fer-éléments d'alliage.

En effet, certains éléments d'alliage, tels que le chrome, augmentent la stabilité de la phase  $\alpha$  au point que l'alliage, au-delà d'une certaine teneur, reste CC (cubique centrée) à toutes températures ; un tel élément est dit alphasagène.

La liste des éléments alphasagènes comprend presque tous les éléments d'alliage habituels tels que Si, Al, Cr, Mo, Ti, W.

D'autres éléments d'alliage, tels le nickel, augmentent au contraire la stabilité de la phase  $\gamma$  au point qu'au-delà d'une certaine teneur, l'alliage puisse rester CFC (cubique à face centrée) quelle que soit la température. Un tel élément est dit gammagène ; la liste des éléments gammagènes est assez limitée puisqu'elle ne comporte que Ni, Mn et Cu [8].

On retrouve aussi des éléments :

- Graphitisants : tels que Si, Ni, Cu qui favorisent la germination du graphite, ne forment pas de carbures, ils se retrouvent en solution dans la ferrite.
- Carburigènes: Cr, Mn, Mo, W, V, Ti, Nb.... Qui forment des carbures en capturant le carbone et empêchant de former des carbures avec d'autres éléments.
- Désoxydants: Mn, Si, Al, Ti, Nb, ... qui fixent l'oxygène dissous dans le métal liquide.



### **5-1- Effets du carbone**

Il rend la structure plus dure par formation de précipités sous forme de carbures de fer Fe<sub>3</sub>C ou M<sub>3</sub>C (M étant un élément d'alliage Cr, Mn..., en substitution partielle du fer) ou de carbure d'éléments d'alliage carburigènes (tels V, Mo, W...), et augmente la résistance à la fissuration induite par l'hydrogène. Mais une quantité importante de carbone réduit la ténacité et la soudabilité ainsi que la ductilité des aciers.

La formation de la ferrite, perlite, bainite et martensite dépend largement du pourcentage de carbone. L'augmentation de la perlite accroît la résistance à la traction mais n'améliore pas la limite d'élasticité.

### **5-2- Effet du manganèse**

Le manganèse a une influence si favorable qu'il est un constituant essentiel de n'importe quel acier industriel. C'est un durcisseur il entre en solution solide dans la ferrite (l'effet global pour 1 % est de 40 à 60 MPa pour la limite d'élasticité et de 80 MPa pour la résistance) et raffine la taille des grains de l'austénite pendant le laminage à chaud, il réduit la température de transition ductile-fragile ainsi que la température de transformation austénite-ferrite et retarde la transformation austénitique durant le refroidissement.

Il permet aussi de compenser la faible teneur en carbone et préserver une bonne soudabilité, et améliorer la résistance à la rupture fragile et réduit la vitesse de refroidissement nécessaire pendant le traitement thermique des aciers.

L'avantage des hautes teneurs en manganèse est que l'on peut alors réduire les teneurs en carbone, dans le but d'avoir une résistance à la traction déterminée, ce qui améliore indirectement la ductilité.

### **5-3- Effet du molybdène**

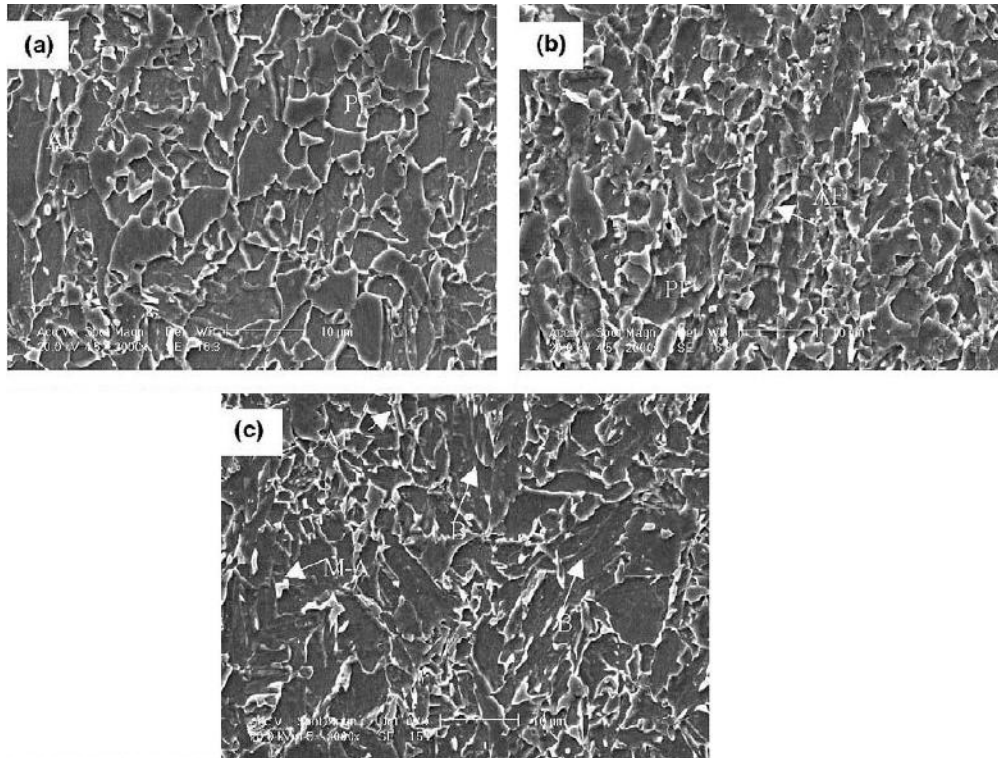
Améliorer la trempabilité quand on désire avoir une microstructure autre que ferritoperlitique, Il augmente aussi la solubilité du niobium dans l'austénite et cela augmente la précipitation des Nb(C, N) dans la ferrite, donc un durcissement par précipitation plus grand.

Le Molybdène est un générateur de carbures. De plus, il diminue la fragilité de revenu et il augmente de façon très notable la résistance à haute température, et a une action très importante sur la résistance à l'oxydation et à la corrosion.

Pour les aciers hypoeutectoïdes, une addition de Molybdène modifie la vitesse de croissance de la ferrite et précipite en un constituant de structure aciculaire [9].

Des images prises par microscopie à balayage montrent que plus la teneur de Mo dans un acier pipeline HSLA augmente, plus la proportion de la ferrite aciculaire augmente elle aussi, avec un début d'apparition de nouvelles structures que sont la bainite et martensite-austénite.

La limite élastique ainsi que la résistance à la rupture se verront accrues. Mais au-delà de 0.20% en poids de Mo on a formation de martensite-austénite, et plus cette dernière augmente plus la résistance au choc de l'acier diminue de manière importante par rapport au gain apporté à la limite élastique.



**Figure 1.2 :** Images prises par microscopie à balayage d’aciers HSLA à : **(a)** FP+ un peu de FA, **(b)** 0.20% pds de Mo FA+FP, **(c)** 0.41% pds Mo FA+B+M-A. (FA : Ferrite Aciculaire; FP : Ferrite Polygonale; B : Bainite; M-A : Martensite-Austénite) [10].

#### 5-4- Effet du chrome

Le chrome en faible quantité améliore les caractéristiques mécaniques et les traitements thermiques tels que la trempabilité. Les fortes teneurs en chrome confèrent la résistance à l’abrasion et à l’oxydation

#### 5-5- Effet du nickel

Il peut avoir dans les aciers HSLA une concentration allant jusqu’à 1% ;  
 Il améliore les propriétés mécaniques sans compromettre la soudabilité et la tenue à basse température, et accroît la fraction de bainite et la résistance à la rupture ;  
 Il augmente la résistance à la corrosion atmosphérique et quand il est présent en combinaison avec le cuivre et/ou le phosphore, il augmente la résistance à la corrosion à l’eau de mer.

#### 5-6- Effet du cuivre

Améliore la résistance à la corrosion (avec le Ni et le Cr) et la fragilisation par l’hydrogène et limite la formation d’hydrogène par formation d’une couche protectrice et abaisse la température de transformation de l’austénite en ferrite. Les hautes teneurs en Cu peuvent provoquer des fissures lors du laminage à chaud et induire un durcissement excessif par précipitation.

### **5-7- Effet de l'aluminium**

L'aluminium est un puissant désoxydant, Son taux d'addition doit être choisi en fonction des effets recherchés : fixation de l'oxygène, influence sur la morphologie des sulfures ou précipitation éventuelle de nitrure d'aluminium. Mais il réduit la dureté et la formabilité.

### **5-8- Effet de l'azote**

Abaisse le point de transformation Ac3. Il diminue la ductilité et la ténacité. Le TiN limite la croissance des grains d'austénite et améliore la ténacité à basse température

### **5-9- Effet du soufre**

Le soufre est une impureté généralement nocive car il est fragilisant, et réduit la ténacité à basse température et favorise l'apparition des criques. Le soufre n'est pratiquement pas soluble dans l'acier. Les inclusions de sulfure de Manganèse (MnS) sont plastiques à chaud ; elles s'allongent donc sous l'effet du laminage et sont responsables de la directionnalité des propriétés et constituent un point de départ pour la fragilisation à l'hydrogène.

### **5-10 -Effet du silicium**

Il améliore la dureté (en solution solide) et renforce la matrice. Il est néfaste pour la ténacité de l'acier ainsi que celle du la ZAT, il améliore la ductilité de la ferrite en accentuant la force de migration du carbone dans l'austénite, et supprime la formation des carbures.

### **5-11- Effet du phosphore**

Effet néfaste sur la fabrication des pipes et la zone de la soudure et cause des fractures au niveau du joint de grain.

En petites proportions, il améliore la résistance de l'acier à l'oxydation par l'air, diminue la ductilité et la ténacité.

### **5-12- Effet du bore**

Améliore la trempabilité avec Nb et Mo, et aide à la formation de la bainite inférieure et de la martensite.

### **5-13- Effet des éléments microalliés**

#### **5-13-1- Titane**

De petites quantités de Titane (moins de 0.025%) contrôle le grossissement du grain austénitique en formant des nitrures, des carbures et des carbonitrures qui sont stables à haute température et améliore donc la ténacité. Cependant, il est utilisable seulement dans les aciers calmés (désoxydé par l'aluminium) parce qu'il est un bon désoxydant.

Le rôle du Ti est de former de très fins nitrures ou carbonitrures qui sont stables à haute température et permettent de limiter le grossissement du grain austénitique

Il permet donc de fixer tout l'azote, et de continuer à durcir au-delà. De plus, il se combine avec le soufre et donne des sulfures non déformables.

Malheureusement, ce rôle multiple du Ti, qui est par ailleurs très avide d'oxygène, fait que la teneur efficace en Ti dépend des conditions de désoxydation et son emploi demande beaucoup de précautions. Il faut aussi tenir compte de sa tendance à fournir de gros précipités de nitrures qui ne se redissolvent pas. La fragilisation est donc difficile à éviter.

### 5-13-2- Effet du niobium

Forme des carbonitrures riches en carbone dont la formule est  $NbC_xN_y$  (qui n'est pas stoechiométrique) et dépend en principe de la teneur en azote, la formule la plus courante est :  $NbC_8N_2$ .

Il a une faible oxydabilité, augmente la température de non recristallisation ( $T_{nr}$ ) et retarde la recristallisation et empêche la croissance des grains d'austénite et par conséquent améliore la résistance et la ténacité de l'acier par affinement des grains.

Il a une plus grande solubilité dans l'austénite pour les faibles taux de carbone et favorise la formation d'une ferrite fine et procure une large fraction volumique de ferrite aciculaire ainsi que de la bainite inférieure (élimination de la perlite).

Les précipités de Niobium et de Titane ne sont pas redissous et empêchent le grossissement des grains d'austénite.

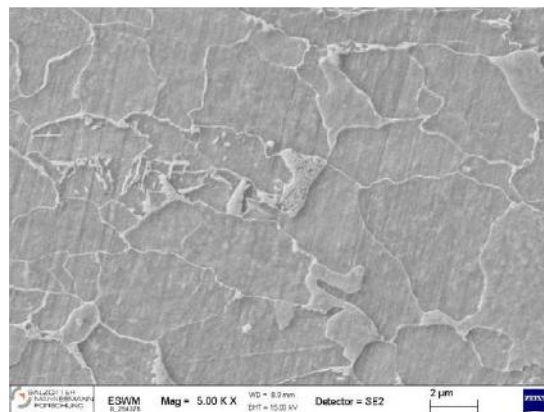


Figure I.3 : Microstructure d'un pipe standard [11].

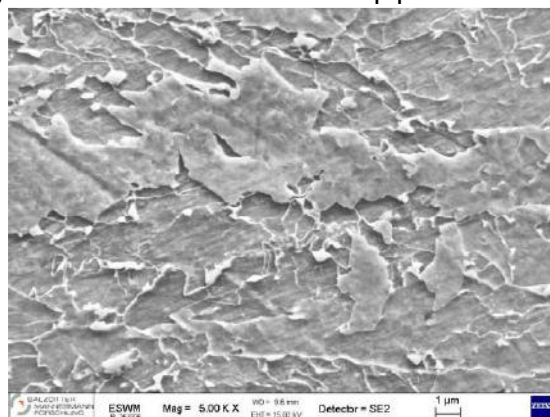


Figure I.4 : Microstructure d'un acier pipeline microallié au Nb (structure bainitique avec beaucoup de précipités dont NbC) [11].

### 5-14-3- Effet du vanadium

Le vanadium a une grande affinité pour le carbone et l'azote, il forme des carbures VC et des nitrures VN, tous deux de structure cubique à face centrée de type NaCl, ses nitrures sont les durcissant prédominants de la ferrite, par affinage du grain ferritique. L'excès de vanadium précipitera sous forme de carbures qui sont moins durcissant, on a donc intérêt à utiliser le Vanadium en présence d'une teneur en azote libre suffisante.

En présence du niobium le vanadium réduit le ramollissement de la ZAT, sa particularité consiste en ce que les précipités se mettent en solution à température moyenne (moins de 1 000°C) ; on peut donc utiliser l'effet durcissant au cours d'une simple normalisation, car le vanadium dissous reformera des précipités fins au cours du refroidissement à l'air après le traitement thermique ; cela n'est pas possible pour le niobium et le titane qui ne se redissolvent pas au cours des traitements thermiques classiques [12].

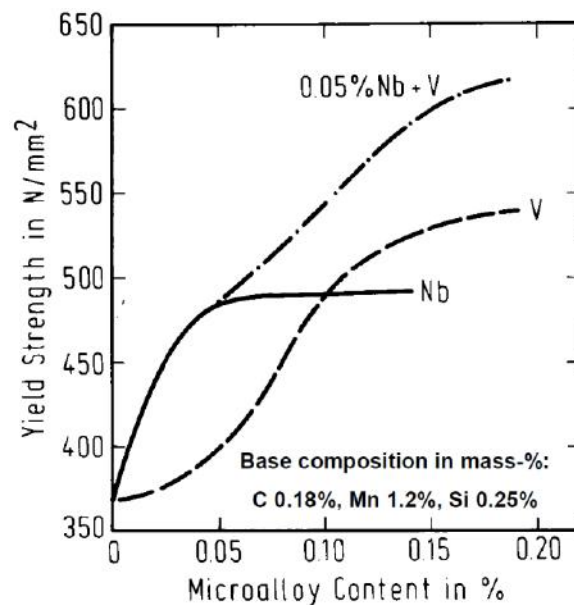


Figure I.5 : Effet du Nb+V sur la limite élastique [13].

## 6- Traitements thermomécaniques

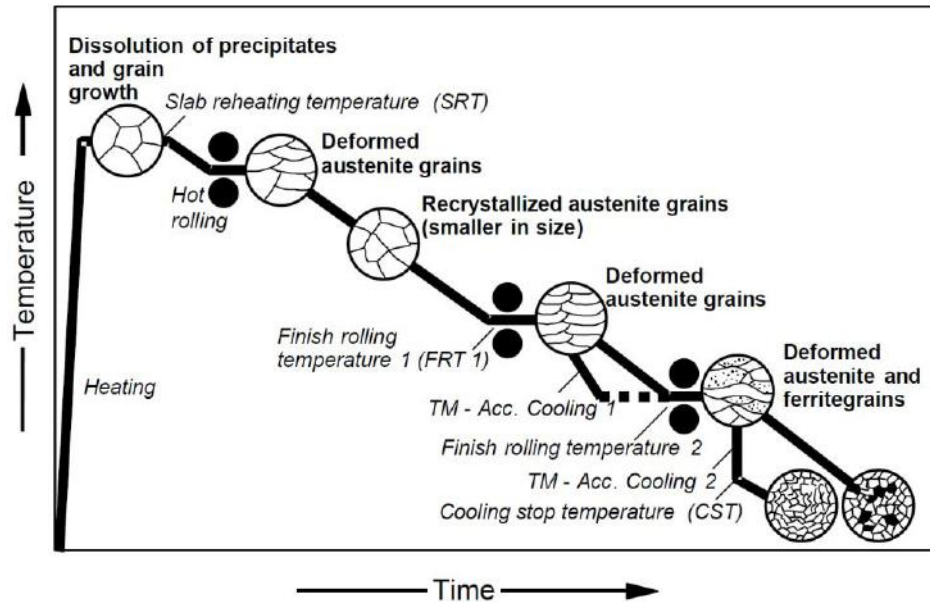
Un traitement thermomécanique (T.T.M) se caractérise par une déformation plastique contrôlée d'un matériau en lui faisant subir des transformations structurales grâce à des cycles prédéterminés de chauffage et de refroidissement, dans le but d'optimiser certaines de ses propriétés telles que sa ténacité, sa dureté et sa soudabilité, afin d'obtenir, au meilleur coût, les propriétés d'usage de la pièce.

L'efficacité du traitement thermomécanique dépend de :

- Composition chimique, type et quantité des éléments d'addition,
- Etat métallurgique initial : structure, grosseur des grains, précipités, etc.
- Température de déformation,
- Taux de déformation,

- Vitesse de déformation.

Pendant les traitements thermomécaniques, les lingots, plaques et blocs sont chauffés à des températures d'austénitisation et maintenus à ces températures pendant un certain temps, puis subissent un laminage à plusieurs passes dans des conditions de refroidissement continu, puis sont ensuite refroidis à la température ambiante.



**Figure I.6** : Illustration schématique de traitement thermomécanique et évolution de la structure avec et sans refroidissement accéléré [14].

Le système de refroidissement utilisé ici peut être mis en service deux fois pendant le laminage. L'opération de refroidissement 1 améliore l'affinage du grain de ferrite, alors que l'opération de refroidissement 2 empêche la formation de perlite pendant le refroidissement qui est remplacé par la bainite, améliorant ainsi l'homogénéité de la microstructure finale. L'homogénéité de cette microstructure a également trouvé son expression dans les propriétés de résistance et de ténacité du matériau ayant subi un refroidissement accéléré.

Les paramètres essentiels du laminage dans le processus du traitement thermomécanique sont:

- La température de réchauffage des brames pour la dissolution des précipités de carbonitrides,
- La phase de dégrossissage pour produire un grain austénitique fin et polygonale au moyen d'une recristallisation,
- La température de laminage final, qui doit être maintenue dans la plage de température où l'austénite ne va pas subir de recristallisation,
- Le degré de déformation final dans cette gamme de température.

Si un refroidissement accéléré est utilisé, la vitesse de refroidissement et la température d'arrêt de refroidissement doivent être considérées.

## 6-1- Déroulement du traitement thermomécanique

Le traitement thermomécanique contrôlé a été industrialisé avec succès dans les aciéries modernes, défini comme étant une série de déformation sous refroidissement continu et des conditions contrôlées, visant à atteindre des microstructures à grains fins.

Lors du chauffage, on aura une germination d'austénite à l'interface de  $Fe_3C/\alpha$  et qui va par la suite se développer, en consommant complètement la ferrite et la cémentite présentes à la température ambiante. Dans le domaine austénitique, lorsque la température augmente, les composés présents sous forme de précipités se dissolvent jusqu'à ce que tout le matériau devienne austénitique.

La dissolution des précipités est achevée par chauffage à des températures supérieures à la température  $T_s$  (de solubilisation), et la croissance des grains a lieu pendant le maintien. Ainsi, la déformation commence par un matériau complètement austénitique et une microstructure à gros grains.

La déformation imposée modifie la forme des lingots, plaques ou dalles et modifie la microstructure du matériau sans cesse. Deux types de procédés sont utilisés pour déformer l'austénite: procédé conventionnel ou le traitement thermomécanique contrôlé. Le premier fait subir plusieurs déformations visant à modifier la forme, tandis que le second vise également à contrôler l'évolution de la microstructure.

Ce type de traitement peut être séparé en quatre étapes différentes lorsque la température diminue.

Dans la première étape, les grains devenus grossiers suite aux chauffages et maintien à des températures supérieures à  $T_s$  sont affinés par des séries de déformations et de recristallisations à des températures élevées.

La deuxième étape a lieu dans des conditions dans lesquelles la recristallisation n'est plus achevée pendant le temps entre les passes du laminage en raison de la précipitation induite par contrainte, à savoir, en dessous de la température de non recristallisation ( $T_{nr}$ ).

Dans la troisième étape, la déformation a lieu dans la zone de transition de phase, à savoir, dans la plage de température entre le début de la formation de ferrite ( $AC_3$ ) et l'extrémité de la transformation ferritique ( $AC_1$ ). La germination de la ferrite se produit à l'intérieur des grains et aux joints de grains. A ce stade, l'austénite continue à se déformer et la ferrite transformée commence à être allongée. Dans cette étape, l'augmentation de la vitesse de refroidissement fait que les grains deviennent plus fins et les dislocations à l'intérieur des grains de ferrite allongées [15].

Dans la quatrième étape, une variété de microstructures peut être obtenue au cours du refroidissement, en fonction de la vitesse de refroidissement et l'étape dans laquelle la déformation a été interrompue.

## CHAPITRE II

### LE SOUDAGE

#### 1- Définition du soudage

C'est un procédé d'assemblage permanent de deux ou plusieurs pièces constituées de même nature ou type de matériaux, par fusion localisée du métal au travers d'une réaction chimique résultante d'une action combinée de chaleur et de pression. Pour garantir la continuité du matériau, il faut que les atomes à la frontière du joint parviennent à des distances de l'ordre de grandeur des distances inter-nœuds de leur système cristallin propre.

Différentes sources d'énergie peuvent être utilisées pour le soudage, y compris une flamme de gaz, un arc électrique, un laser, un faisceau d'électrons, la friction, et l'échographie. Bien souvent, un processus industriel, le soudage peut être effectué dans différents environnements, y compris en plein air, sous l'eau et dans l'espace.

Il existe trois types de soudures :

- La soudure homogène : les métaux de base ou éventuellement le métal d'apport sont de même nature.
- La soudure hétérogène de type A : association de métaux de base de même nature avec un métal d'apport d'une autre nature.
- La soudure hétérogène de type B : les métaux de base et le métal d'apport sont de nature différentes.

Le soudage est actuellement utilisé dans différents domaines, tels que la fabrication et les assemblages métalliques et ceci de la microélectronique jusqu'à la fabrication de corps de presses hydrauliques. On soude presque la totalité des métaux existants et ceci de 0.01 mm à 100 mm d'épaisseur, et cela en utilisant différents procédés.

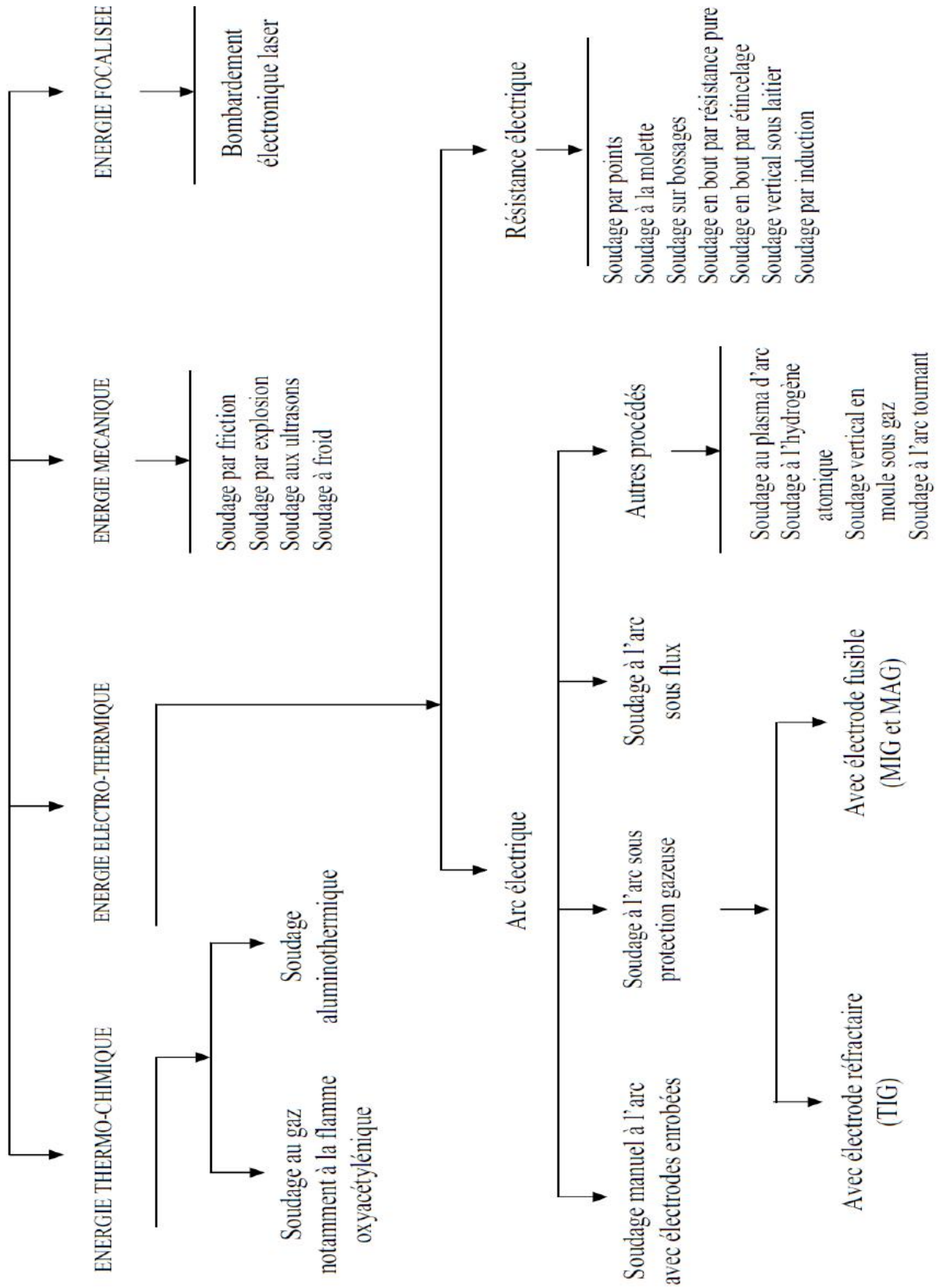
#### 2- Procédés de soudage

Les procédés de soudage sont très variés et divers. On compte plus de 70 procédés de soudage et opérations connexes, dont les principes sont différents.

Selon les caractéristiques des matériaux à souder, les procédés et paramètres de soudage seront différents. La nature de l'énergie mise en œuvre est un moyen commode pour classer les divers procédés de soudage, dont les plus courants sont listés dans le schéma suivant :



Figure II.1 : Différents procédés de soudage [17].



### 3- La soudabilité des aciers

A l'exception des tubes sans soudure, tous les aciers sont soudés deux fois, une fois lors de leur fabrication, une deuxième fois à la pose : la soudabilité est donc le deuxième critère de choix, après la résistance mécanique.

L'acier doit donc posséder de bonnes caractéristiques de soudabilité. Les propriétés de soudabilité de l'acier seront meilleures si la teneur en carbone est faible. Le rôle des autres éléments d'alliages n'est cependant pas négligeable.

Différentes définitions, sensiblement équivalentes, peuvent être accordées à la soudabilité. La soudabilité peut être définie comme étant la facilité avec laquelle un matériau ou des matériaux peuvent être soudés pour produire un joint acceptable.

L'Association Américaine de Soudage AWS (The American Welding Society) définit la soudabilité comme étant la capacité d'un métal à être soudé dans des conditions de fabrication imposées à une structure particulière conçue de manière adaptée et à produire l'effet souhaité de manière satisfaisante.

L'institut International de Soudage IIW (The International Institute of Welding) donne la définition suivante de la soudabilité :

*« On considère un matériau soudable à un degré donné lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'assurer la continuité métallique par la constitution de joints soudés qui, par leurs caractéristiques locales et les conséquences globales de leur présence, satisfont aux propriétés requises et choisies comme base de jugement » [16].*

La soudabilité est cependant à considérer selon différents niveaux :

- **La soudabilité opératoire :**

Qui caractérise les possibilités d'utilisation d'un procédé pour réaliser un assemblage en un métal donné dans les conditions imposées, en assurant la continuité (métallique) par le biais de la solidification ou de la diffusion retenue comme mode d'obtention au travers du procédé mis en œuvre.

- **La soudabilité métallurgique ou locale :**

Qui prend en considération les changements des propriétés du matériau au niveau de la soudure (ZF : Zone Fondue, ZL : Zone de Liaison, ZAT : Zone Affectée Thermiquement) par suite du cycle thermique, mécanique ou thermomécanique induit par le mode opératoire de soudage mis en œuvre, et l'aptitude du métal à subir sans dommage toutes les conséquences des phénomènes métallurgiques engendrés par ce dernier.

- **La soudabilité globale :**

Qui prend en compte les modifications du comportement global de la construction soudée et caractérise son aptitude à résister sans dommage aux sollicitations d'épreuve et de service.

Dans le cas des aciers, la soudabilité est donnée par le concept du carbone équivalent  $C_{eq}$ , qui renseigne sur certains aspects de son comportement, notamment en ce qui concerne sa trempabilité et le risque de criquage dû à la présence d'hydrogène [17]. Il est fixé par l'Institut International de Soudure et donnée par la formule :

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15}$$

- Si  $C_{eq} \leq 0.40$ , on soude sans précaution,
- Si  $0.41 \leq C_{eq} \leq 0.60$ , on effectue un préchauffage avec une température comprise entre 100 à 250 C°,
- Si  $C_{eq} \geq 0.6$ , l'acier est difficilement soudable,
- Si  $C_{eq} > 0.7$ , l'acier est non soudable.

Un acier à taux de  $C_{eq}$  élevé risque davantage de durcir dans les zones thermiquement affectées et est plus sujet au criquage dû à la présence d'hydrogène. L'aptitude à la trempe joue sur la soudabilité; c'est pourquoi il est plus difficile de réussir le soudage d'acier à  $C_{eq}$  élevé [16].

À  $C_{eq}$  constant, la soudabilité métallurgique serait constante et, plus le  $C_{eq}$  serait faible, plus le risque de fissuration à froid serait réduit. Une telle façon d'apprécier ce risque ne paraît pas satisfaisante ; en effet :

- le  $C_{eq}$  ne prend pas en compte la teneur en hydrogène du métal fondu dont nous venons de voir toute l'importance (certaines formules, qui pallient à ce manque, ont été proposées) ;
- le  $C_{eq}$  ne prend pas en compte les conditions de refroidissement qui sont déterminantes pour ce qui concerne la proportion de martensite formée ;
- le  $C_{eq}$  mêle, dans une confusion regrettable, la capacité de durcissement (et donc le risque de fragilité de la martensite) de l'acier à travers sa teneur en carbone et sa trempabilité (et donc le risque de formation de martensite) à travers les teneurs en éléments d'alliage.

## 4- Procédé de soudage SAW

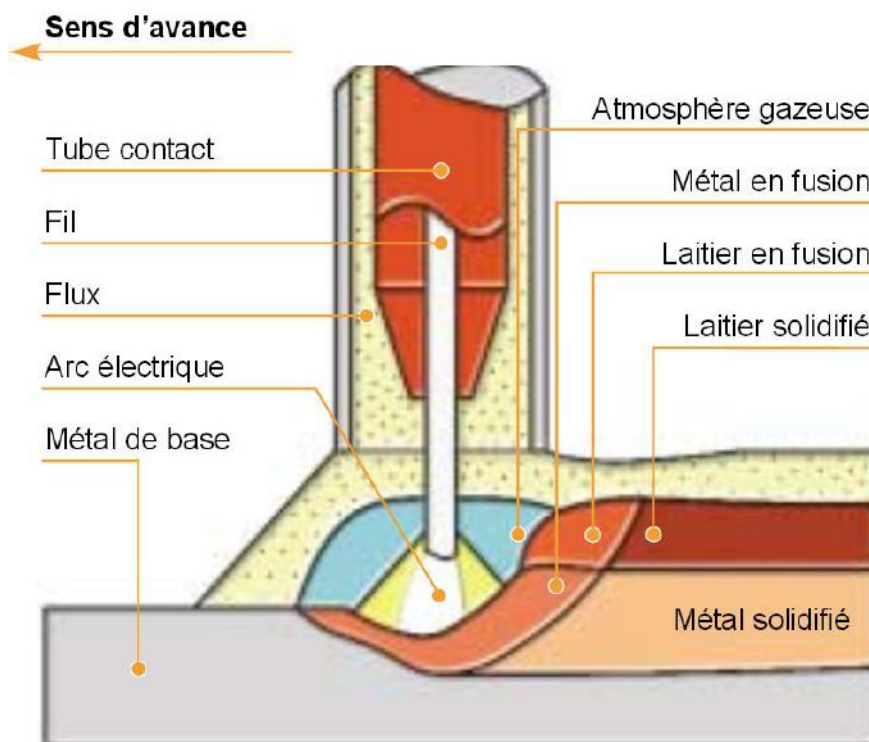
Le procédé de soudage à l'arc submergé (SAW) est un procédé de soudage automatique qui permet d'atteindre une très haute productivité :

- vitesse de soudage élevée,
- absence de préparation (grâce à la pénétration importante, le chanfreinage n'est souvent pas nécessaire),
- soudures d'excellente qualité (fortes pénétration et compacité, pas de projections).

A ces caractéristiques il faut aussi ajouter un excellent niveau de confort pour les opérateurs (pas de fumées, ni d'arc visible).

Ce procédé est très utilisé dans le secteur de fabrication des pipelines, et qui fut utilisé dans le soudage des échantillons et éprouvettes utilisés dans cette étude.

La technique de soudage à l'arc submergé (SAW) est un procédé de soudage par fusion dans lequel l'acier fondu est produit par un arc électrique immergé sous un lit de flux granulaire.



**Figure II.2:** Parties constitutives du procédé de soudage SAW.

Les composants principaux de la technique sont le courant de soudage régulée qui fournit la chaleur pour faire fondre l'électrode de charge, le flux et le métal de base qui est la pièce à souder. Le flux entre en fusion durant le soudage et forme un laitier qui flotte sur la surface de la soudure et protège l'acier contre l'oxydation de l'environnement. Après le soudage, la soudure est laissée se refroidir à l'air avec le laitier au-dessus de la soudure. Après refroidissement, le flux fondu se solidifie et le laitier est enlevé de l'ensemble soudé par un léger écaillage.

Le procédé SAW utilise de forts courants de soudage (300 A à 1600 A) et des vitesses de déplacement élevées qui donnent lieu à un apport de chaleur accru et une vitesse de dépôt élevé. En raison de la couverture de la soudure par le laitier et le flux, la perte de chaleur vers l'environnement est faible et, par conséquent, le procédé a un rendement élevé allant jusqu'à 95%.

Les différentes combinaisons de flux électrodes se traduiront par de différentes propriétés du métal soudé. Les électrodes utilisées sont des métaux sans additions avec des revêtements minces de cuivre pour améliorer leur conductivité électrique et leur résistance à la corrosion. Les compositions chimiques des fils de soudure sont choisies en fonction de l'application de service, mais ils ont toujours une faible teneur en carbone (0.1 % en poids) et de faibles niveaux d'impuretés et d'éléments résiduels. Le métal de la soudure aura par conséquent une composition qui se situe quelque part entre celle du métal d'apport et celle du métal de base. Cet effet est appelé « dilution » et vient du fait que le métal d'apport pénètre et se fond dans le métal de base.

Les flux généralement utilisés dans le procédé SAW contiennent de la silice, l'alumine, l'oxyde de manganèse, qui forment des oxydes d'aluminium, de silicium et de manganèse, et de l'oxygène dans le laitier et le métal fondu pendant le processus de soudage. Quand le métal refroidit, certains de ces produits de désoxydation se retrouvent piégés dans le métal solidifié sous forme d'inclusions qui ont un effet important sur le développement ultérieur de la microstructure de la soudure.

Le flux est caractérisé par l'indice de basicité, qui est une mesure de la capacité du transfert d'oxygène dans le métal fondu pendant le procédé de soudage, qui est d'une importance fondamentale pour la germination de la ferrite aciculaire en raison des inclusions qu'ils forment.

## 5- Procédés de fabrication

La fabrication des tubes pipeline en acier HSLA consiste à transformer des plaques d'acier en tubes selon diverses méthodes avec ou sans soudure selon son utilisation qui peut changer d'un produit à un autre et d'une région à une autre.

Le tube en acier API est fabriqué selon l'un des procédés décrits ci-dessous. Pour chaque procédé, la norme définit la composition chimique et le mode d'élaboration de l'acier.

### a) Tube étiré sans soudure (seamless) :

C'est un tube en acier forgé ne comportant aucune ligne de jonction. Il est obtenu par mandrinage à chaud d'un lingot de métal. La norme autorise une opération de finissage à froid pratiquée pour conférer à la pièce la forme, les dimensions et les propriétés mécaniques désirées.

### b) Tube soudé électriquement (electric weld) :

Ce tube, obtenu à partir d'une feuille de métal enroulée, comporte une ligne d'assemblage longitudinale. La soudure est réalisée par procédé électrique (à l'arc, par résistance ou par induction) et sans métal d'apport.

Quand il est fabriqué en grade B, ce tube doit subir après soudage, un recuit à une température d'au moins 538 °C ou bien recevoir un traitement propre pour assurer le revenu du métal.

c) Tube soudé automatiquement sous flux (submerged arc weld) :

Le tube est obtenu à partir d'une plaque de métal roulée. La soudure longitudinale est réalisée par une machine automatique sous flux. La norme prescrit que la soudure soit exécutée en deux passes au moins, dont une interne. Les reprises sur le cordon de soudure, quand elles ne sont pas faites automatiquement, doivent être exécutées par un ouvrier qualifié selon un procédé bien défini.

d) Tube soudé par rapprochement (butt weld) :

C'est également un tube à assemblage longitudinal. La liaison est obtenue par pression, l'une contre l'autre, des deux lèvres de la feuille de métal préalablement chauffées à la température de soudage [3].

Les tubes les plus couramment utilisés dans la construction des conduites destinées à travailler sous hautes et moyennes pressions sont du type étiré sans soudure. On réserve généralement les tubes à soudure longitudinale pour les lignes basse pression ou pour les collecteurs de gros diamètre.

Les tubes de grands diamètres utilisés dans le transport de gaz et pétrole sont obtenus par formage, suivi de l'opération de soudage en long ou en spirale de tôles laminées à chaud. Le soudage en spirale et longitudinal sont décrit ci-dessous.

### 5-1-Le soudage en spirale

Les procédures de fabrication des tubes soudés en spirale sont faites par cintrage de bande de feuilles d'acier de la forme d'un tuyau, la soudure des bords est généralement faite en automatique à l'arc immergé sous flux, l'une à l'intérieur, l'autre à l'extérieur.

L'obtention du formage en spirale est réalisée par l'inclinaison d'angle  $\alpha$  entre l'axe initial de la bande et l'axe de sortie du tube qui se calcule par la relation suivante :

$$\sin \alpha = \frac{B}{D \cdot \pi}$$

avec :  $B$  largeur de bande ;  $D$  diamètre extérieur ;

$\alpha$  angle d'introduction de la bande par rapport à la tête de formage.

Pratiquement, c'est très difficile de fabriquer des tubes avec un petit angle aigu, c'est pour cela, que les valeurs de l'angle  $\alpha$  se limitent entre  $15^\circ$  et  $50^\circ$ .

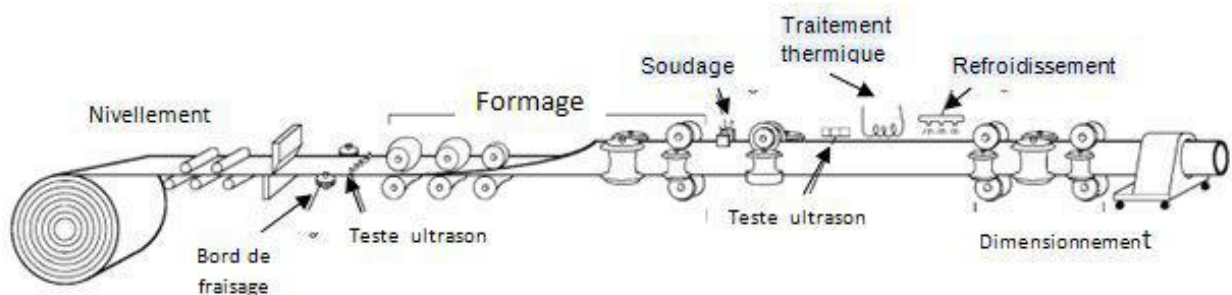


Figure II.3 : Technique de fabrication des tubes soudés en spirale [4].

L'enroulement des tubes en spirale permet d'obtenir des tubes calibrés sans avoir besoin de recourir à des étapes de fabrication supplémentaires telles que l'expansion ou le calibrage. De ce fait, le tube précontraint lors de la phase de pliage, le restera par la suite.

## 5-2-Le soudage longitudinal

Le procédé « UOE » permet de mettre en forme la plaque en tube. La tôle est cisailée à la largeur et chanfreinée, les rives sont croquées au rayon du tube. La tôle est ensuite formée en « U » et « O » dans des presses extrêmement puissantes (voir figures ci-dessous), deux cordons de soudures ferment l'ébauche avec un procédé à arc multitorches.

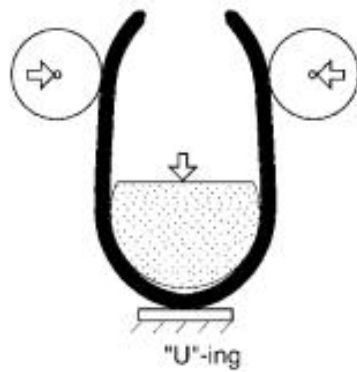


Figure II.4 : Formage sous forme "U".

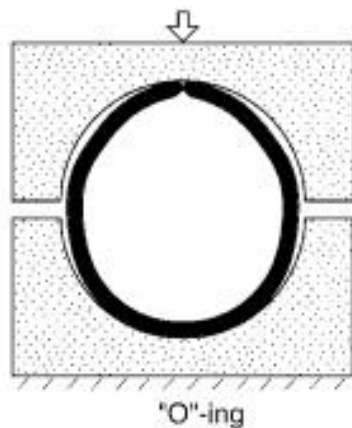


Figure II.5 : Formage sous forme "O".



Le soudage s'effectue intérieurement et extérieurement à l'aide de têtes soudeuses automatiques en utilisant la technique de soudage à l'arc sous flux. Le cordon intérieur est généralement réalisé en premier.

Chaque tube subit une expansion "E" qui augmente son diamètre de 0,8% à 1,5% et donne un tube parfaitement calibré. L'expansion qui sollicite le métal au-delà de sa limite d'élasticité, est par ailleurs, un test de qualité très sévère pour le tube [5].

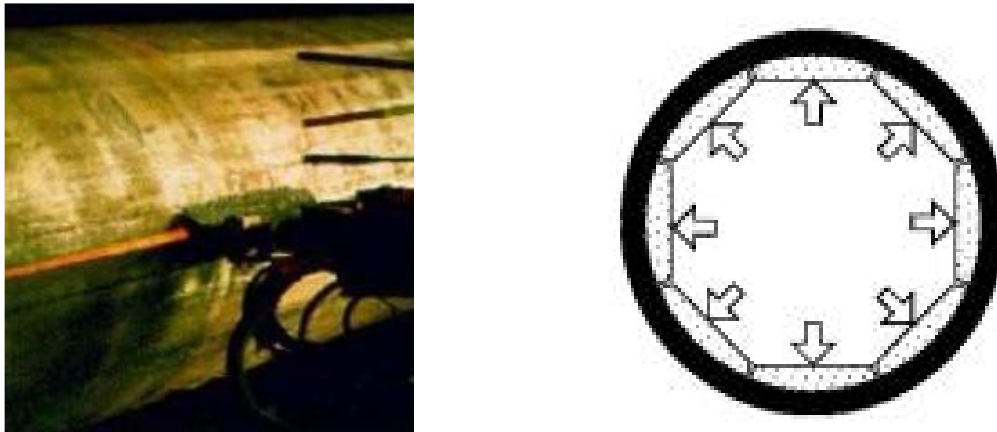


Figure II.6 : Soudage et expansion

## 6- Différentes parties d'un joint de soudure

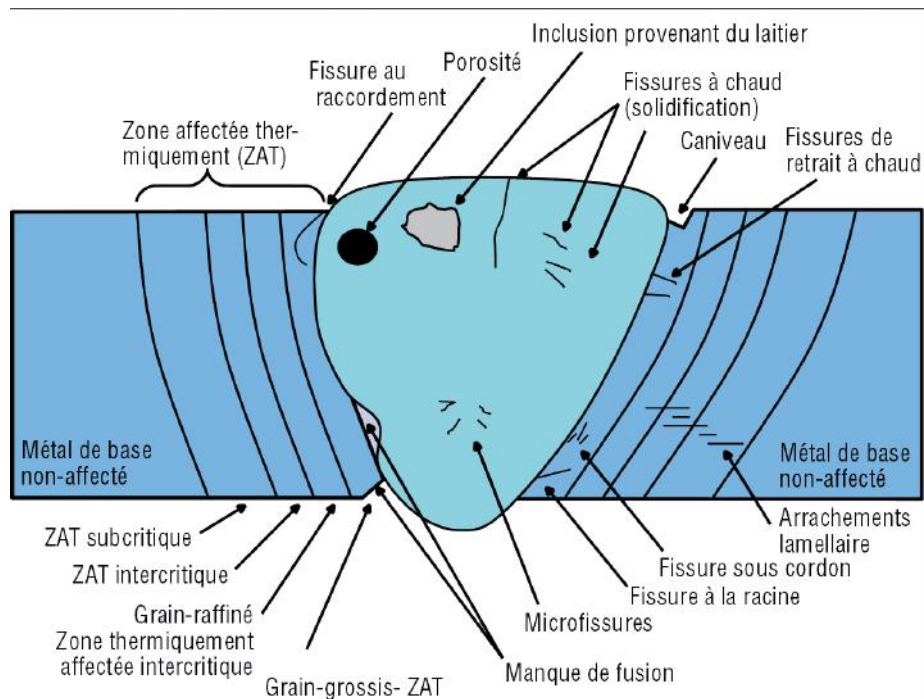


Figure II.7 : Schéma illustrant les différentes régions d'un joint de soudure suite à une soudure à passe unique et les défauts éventuels.



La soudure est constituée de plusieurs parties distinctes :

1. **Métal de Base (M.B):** métal des pièces à assembler. Ces pièces peuvent être en métaux semblables ou dissemblables.
2. **Métal d'apport:** non nécessaire dans tous les cas, c'est le métal ajouté par fusion au joint à réaliser. La masse du métal d'apport ainsi ajoutée se nomme « métal déposé ».
3. **Bain de fusion:** dans les soudures par fusion, le bain est formé du métal de base seul (lorsque la soudure est effectuée sans métal d'apport) ou du mélange de métal de base et de métal d'apport à l'état liquide. Le métal composant le bain de fusion, prend après solidification, le nom de « métal fondu » et le volume qu'il occupe est nommé « zone fondue ».

Le trajet parcouru le long du joint pour fondre les bords du métal de base et s'il y a lieu, déposer le métal d'apport est dit « passe ». Le résultat d'une passe est un cordon de soudure. Dans la pratique, on emploie souvent le mot «passe» pour désigner un cordon ; c'est la raison pour laquelle une soudure comportant plusieurs cordons est une soudure multi passe. La première passe déposée prend le nom de passe de fond (racine). Les passes suivantes étant des passes de remplissage.

4. **Zone Affectée Thermiquement (ZAT):** (ou Zone Affectée par la Chaleur ZAC) C'est la partie du métal de base non fondue, dont les propriétés mécaniques ou microstructures ont été modifiées après refroidissement par la chaleur dégagée par le processus de soudage. L'étendue et l'ampleur du changement de propriété dépend essentiellement du métal de base, le métal d'apport, et la quantité et la concentration de l'apport de chaleur par le procédé de soudage.

La diffusivité thermique du matériau de base joue un rôle important: si la diffusivité est élevée, le taux de refroidissement de la matière est fort et la ZAT est relativement petite. Alternativement, une faible diffusivité conduit à un refroidissement plus lent et une plus grande ZAT.

5. **Zone de liaison :** zone marquant la frontière entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement. En quelque sorte, c'est la limite entre le métal fondu et solidifié, et le métal resté à l'état solide au cours de l'opération de soudage.
6. **Raccordement :** limite extérieure entre le métal fondu et le métal de base, soit à l'endroit, soit à l'envers de la soudure.

## 7- Structure des aciers soudés

Le procédé de soudage influe fortement sur les performances des structures métalliques et leur capacité à résister à une surcharge. Les variables de soudage et les propriétés du matériau affectent les profils de température, le taux de refroidissement, la microstructure et les propriétés résultant du joint soudé. Par conséquent, les effets de soudage doivent être réduits au minimum afin de préserver les caractéristiques particulières de la nuance d'acier [18].

Avec l'augmentation de la résistance, il devient difficile de maintenir la condition de ténacité quel que soit le procédé de soudage sélectionné. En effet, la microstructure du métal fondu telle que déposée a une dépendance complexe de plusieurs variables, y compris la composition chimique métal du base, le métal d'apport et le flux ainsi que la vitesse de refroidissement effective du métal fondu lors de son

refroidissement jusqu'à la température ambiante. L'apport de chaleur élevée utilisée lors du soudage est associé à des températures élevées qui créent le bain de fusion. Il peut également induire des réactions chimiques à haute température entre le flux et les métaux en fusion.

Au cours des opérations de soudage, l'acier subit un cycle de réchauffage – refroidissement très rapide. La conséquence en est la présence de zones fondues ou de zones affectées par la chaleur, dans lesquelles des transformations métallurgiques importantes se produisent, entraînant la formation possible de phases dures fragilisantes.

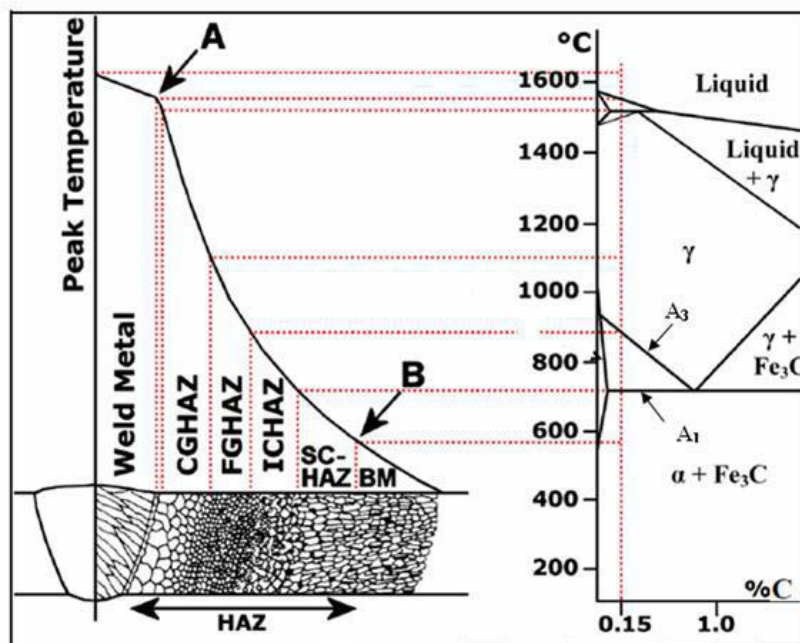
L'étendue de la variation de la microstructure dépend de la température maximale subie par le cordon, la durée pendant laquelle la température élevée était maintenue et la vitesse de refroidissement après le processus de soudage.

La microstructure qui se développe dans le joint de soudure est influencée par la composition chimique du métal de base et du métal d'apport, ainsi que le flux et la vitesse de refroidissement réelle subie par la soudure lors de la transformation de l'austénite en ferrite.

### 7-1-Structure de la Zone Affectée Thermiquement (ZAT)

La microstructure de la ZAT dépend de la température maximale atteinte et la durée du temps passé dans la plage de températures de 800 à 500 ° C. La microstructure de la ZAT peut varier à partir de régions minces de martensite, à des zones de perlite grossières. La figure ci-dessous est une illustration schématique du diagramme de phases fer-carbure de fer et de la zone affectée par la chaleur d'un acier soudé à faible teneur en carbone.

Comme le montre la figure ci-dessous, la ZAT se compose de quatre zones de microstructure différentes dans le cas de l'acier au carbone, à savoir, zone I de la croissance des grains 1450°C à 1100°C, zone II recristallisée 1100°C à AC3, zone III partiellement transformée entre AC3 et AC1 et la zone IV de revenu au-dessous de AC1.



**Figure II.8 :** Diagramme schématique de la ZAT d'un acier à 0.15%C indiqué dans le diagramme de phase Fe-Fe<sub>3</sub>C.

Le pic de température atteinte décroît avec l'augmentation de distance depuis la zone de fusion et il en est de même pour la croissance des grains qui diminue avec l'augmentation de distance de la ligne de fusion. Les régions de la ZAT sont désignées, respectivement;

- Région à grains grossiers CGHAZ (Coarse Grained Heat Affected Zone) qui est la région à côté de la ligne de fusion, la taille et largeur du grain d'austénite de la zone CGHAZ augmente avec l'augmentation de l'apport de chaleur et une faible vitesse de refroidissement.
- Région à grains fins FGHAZ (Fine Grained HAZ), qui est une zone recristallisée et se compose de grains fins de ferrite.
- Zone inter-critique ICHAZ (Inter-Critical HAZ), c'est une région partiellement austénitique, où la région austénitique peut se transformer en perlite, martensite ou en micro-constituants martensite-austénite (M-A).
- Zone sub-critique SCHAZ (Sub-Critical HAZ). Ici la taille des grains n'est pas affectée car l'austénite ne subit aucune transformation, ainsi, la taille de grain austénitique dans la ZAT est régulée par la température critique supérieure (AC3) de l'acier et les cycles thermiques de soudage qui ont été rencontrés.

Les propriétés mécaniques de chaque zone de la ZAT sont différentes en raison des différences de taille des grains. Dans les aciers HSLA, l'attention est accordée plus à la région à grain grossiers CGHAZ parce qu'elle atteint des températures très élevées et de grands grains d'austénite sont produits qui se traduisent par une résistance élevée, mais une faible ténacité au niveau du cordon.

## **7-2-Structure du métal fondu**

Lors du refroidissement, les constituants microstructuraux observés par microscopie optique sont des joints de grains de ferrite, ferrite de Widmanstätten et ferrite aciculaire à grains fins. De petites quantités d'autres micro-constituants constitués de mélanges de carbures, de sulfures, martensite et austénite résiduelle, qui résultent de l'austénite non transformée après que les joints de grains de ferrite, ferrite de Widmanstätten et la ferrite aciculaire à grains fins se soient formés, peuvent être observés en particulier à des vitesses de refroidissement élevées. Il est généralement convenu que pour les microstructures d'aciers à faibles teneurs en carbone, et aciers faiblement alliés soudés, qui sont principalement composés de ferrite aciculaire fournissent des cordons de soudure ayant des propriétés mécaniques optimales à la fois pour la résistance et la ténacité, la ténacité des métaux de soudure étant proportionnelle à la quantité de la ferrite aciculaire.

## **8- Les problèmes de soudage dans les aciers HSLA**

La faible teneur en carbone dans les aciers HSLA réduit le carbone équivalent ( $C_{eq}$ ) jusqu'à 0,3% ou même encore plus bas. Cela se traduit par des aciers ayant une très faible tolérance pour l'hydrogène conduisant à la fissuration à froid. La formule de calcul du carbone équivalent pour établir le préchauffage n'est plus valable pour ces aciers. Ces derniers peuvent être soudés à une température de préchauffage significativement plus faible; ceci est un avantage significatif par rapport à un acier au carbone ordinaire.

À l'heure actuelle, il y a un certain nombre de formules de  $C_{eq}$  qui ont été mises au point pour des aciers particuliers. Il a été trouvé que l'évaluation de la susceptibilité à la fissuration à froid des aciers à faible teneur de carbone avec moins que 0,18% de carbone est bien mieux estimée avec la formule  $P_{cm}$  de Ito-Bessyo (paramètre de craquage) par rapport à la formule du  $C_{eq}$ . La relation  $C_{eq}$  a été développée principalement pour les aciers dont la teneur en carbone est supérieure à 0,18%.

Le  $P_{cm}$  est donné par la formule suivante :

$$P_{cm} = C + \frac{Mn+Cr+Cu}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{V}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + 5B$$

Où les éléments d'alliages dans la formule sont exprimés en %poids. L'acier est dans ce cas considéré soudable si  $P_{cm}$  est inférieur à 0.30.

Le recours à l'augmentation de l'énergie de soudage est souvent limité par les propriétés mécaniques à atteindre avec l'augmentation de la limite d'élasticité des matériaux de base.

La compilation de nombreux essais de soudage permet de définir une méthodologie pour évaluer les conditions de soudage optimales en fonction de divers éléments :

- limite d'élasticité du métal d'apport, teneur en hydrogène diffusible pour définir la zone à risque (ZAT ou zone fondue) ;
- teneur en carbone, teneur en hydrogène diffusible, présence des éléments d'alliage pour définir la température de préchauffage ;
- prise en compte d'un post-chauffage pour réduire les températures de travail (et optimiser ainsi les propriétés mécaniques).

L'effet d'un post-chauffage est d'autant plus nécessaire que l'énergie de soudage et la température entre passes sont limitées pour éviter les pertes de propriétés mécaniques en zone affectée thermiquement et en zone fondue [19].

Les aciers microalliés au Nb, V et Ti ont de forts précipités sous forme de carbures et de nitrures. Plus l'apport de chaleur pendant le soudage est important, et plus les particules de carbure et de nitrure sont susceptibles de se dissoudre et perdre de leur efficacité comme inhibiteurs de la croissance des grains. La faible ténacité des régions de la ZAT à gros grains est indésirable.

La zone affectée thermiquement (ZAT), qui est refroidi à des vitesses différentes et comprend différentes régions de microstructure, est souvent considérée comme la source du défaut dans un joint soudé. Au cours du cycle thermique de soudage, le métal de base proche de la zone de fusion va se transformer en austénite, martensite, ferrite et / ou en bainite, en fonction de la composition de l'acier et la vitesse de refroidissement. Ces différentes phases de microstructures correspondent à des propriétés mécaniques différentes. Un joint de soudure est constitué d'une zone fondue, ZAT et métal de base (non soudé). Même si certaines phases de la ZAT montrent leur fragilité et leur sensibilité aux microfissures, on ne peut pas présumer que l'initiation du défaut est toujours dans la ZAT.

En effet, le potentiel le plus élevé concernant la fissuration des soudures de ces aciers ne se trouve pas dans la ZAT, mais dans la zone fondue. Certaines des principales raisons de ce phénomène sont :

- La résistance élevée du métal de base, développe des contraintes résiduelles plus élevées pendant le soudage.
- Pour correspondre à la résistance à la traction et la ténacité du métal de base, le métal d'apport doit être plus fortement allié, et aura donc un taux de carbone équivalent supérieur.,
- Le métal d'apport se transforme de l'austénite en ferrite, à une température inférieure à celle du métal de base.
- À la suite de la remarque faite ci-dessus, l'hydrogène dans la ZAT est rejeté dans le métal d'apport encore à l'état austénitique, qui a une haute solubilité pour l'hydrogène. Un préchauffage basé sur la composition du métal d'apport est donc conseillé et un procédé de soudage à faible taux d'hydrogène doit être utilisé.

Même si ces aciers contiennent une faible teneur en soufre, le faible pourcentage de carbone peut provoquer une fissuration à la solidification, en particulier si la vitesse de soudage est relativement élevée. Ceci se produit, car la forte dilution du métal d'apport, produit un dépôt de soudure à faible teneur en carbone, qui provoque pour les grains d'austénite ayant subis une croissance excessive au cours du soudage le risque de fissuration lors de la solidification au centre de la ligne du joint de soudure. Ceci est un problème très commun avec le soudage des pipelines qui utilisent des électrodes cellulosiques, l'une des raisons pour cela serait la perfusion de l'hydrogène dans la soudure, couplée à la vitesse de dépôt associée à la technique de soudage à la main vers le bas.

La résistance à la rupture est associée à une structure de ferrite aciculaire fine et une faible teneur en inclusion. Une mauvaise ténacité résulte d'une forte proportion de bainite supérieure grossière. Le rôle de la ferrite pro-eutectoïde est moins bien défini, mais est également soupçonné d'abaisser la ténacité. Bien que la martensite est plus susceptible de se trouver en quantités importantes dans la ZAT, elle peut aussi avoir un effet nuisible sur la ténacité du métal soudé.

La ténacité et la résistance dans la ZAT peuvent être un sérieux problème. L'acier est fabriqué avec un grand contrôle dans la mesure où le processus thermomécanique contrôlé est concerné. En contraste avec les cycles incontrôlés de chauffage et de refroidissement associé à la soudure. La microstructure de la ZAT variera par rapport à la composition du métal de base et l'apport de chaleur du procédé de soudage. Un grand apport de chaleur favorisera la croissance des grains, ce qui aura un effet négatif sur la résistance et la ténacité.

## **CHAPITRE 3**

### **TECHNIQUES EXPERIMENTALES**

Dans ce chapitre, nous allons présenter les différents matériaux ayant fait l'objet de cette étude ainsi que les différentes techniques de caractérisation utilisées.

#### **1- Présentation des matériaux utilisés**

Les matériaux utilisés dans cette étude sont des aciers à haute limite élastique HSLA soudés et laminés thermo-mécaniquement, de grade X60M conformément à la norme API 5L de niveau d'exigence PLS2, destinés au transport des hydrocarbures ; pétrole et gaz. Les aciers ont été fournis par l'entreprise ALTUMET-filiale groupe ANABIB, où se sont déroulés les essais mécaniques ainsi que l'usinage des éprouvettes.

Les échantillons et éprouvettes de ces aciers ont été prélevés à partir de quatre tronçons de tubes soudés en spirale, qui sont de la même nuance mais différent par leurs épaisseurs, ainsi que leurs diamètres de tube, qui sont les suivants :

- Epaisseur 06.35 (mm) de diamètre de tube 406 (mm);
- Epaisseur 08.74 (mm) de diamètre de tube 610 (mm);
- Epaisseur 11.13 (mm) de diamètre de tube 559 (mm);
- Epaisseur 12.70 (mm) de diamètre de tube 508 (mm).

Les prélèvements ont été réalisés de façon à ce que la soudure soit au milieu des échantillons afin de pouvoir en étudier les propriétés.

#### **2- Analyse chimique des matériaux**

L'analyse chimique des métaux de base des quatre échantillons s'est effectuée à l'entreprise ALTUMET, à l'aide d'un spectromètre à émission optique OES (Optical Emission Spectrometer), de marque FOUNDRY-MASTER Pro.



**Figure III.1** : Spectromètre à émission optique FOUNDRY-MASTER Pro.

La spectrométrie à émission optique mesure la lumière émise à des longueurs d'ondes caractéristiques propre à un élément déterminé à partir d'ions à analyser ayant subi une excitation thermique. Une fois émise, cette lumière est séparée et mesurée dans un spectromètre, donnant une mesure d'intensité qui peut être convertie en concentration élémentaire par comparaison avec des normes de calibrage.

Les pourcentages en éléments chimiques présents dans les aciers étudiés sont donnés dans le tableau suivant :

**Tableau III.1** : Composition chimique de l'acier X60M selon la norme API 5L.

Epaisseur Elément	6.35	8.74	11.13	12.70
C	0.0439	0.0747	0.0526	0.0501
Mn	1.320	1.49	1.48	1.45
Si	0.224	0.193	0.251	0.241
P	0.0067	0.0020	0.0032	0.0038
S	0.0007	<0.0005	0.0008	<0.0005
Cr	0.0139	0.0513	0.0712	0.0716
Mo	<0.0005	0.0050	0.0022	0.0084
Ni	0.0086	0.0877	0.0858	0.105
Al	0.0176	0.0130	0.0238	0.0249
Co	<0.0005	0.0022	0.0025	0.0031
Cu	0.0112	0.0574	0.0496	0.0432
V	0.0019	0.0494	0.0530	0.0473
Nb	0.0323	0.0172	0.0188	0.0148
Ti	0.0174	0.0143	0.0163	0.0147
W	0.0046	<0.0010	0.0037	<0.0010
Pb	<0.0010	<0.0010	<0.0010	<0.0010
Sn	0.0119	0.0026	0.0028	0.0028
B	<0.0001	<0.0001	<0.0001	0.0001
Ca	<0.0001	0.0001	0.0001	0.0003
Zr	0.0050	0.0029	0.0038	0.0041
Zn	0.0008	0.0052	0.0101	0.0007
Bi	0.0017	<0.0005	0.0005	<0.0005
As	0.0024	0.0023	0.0025	0.0025
N	<0.0020	0.0279	0.0070	0.0116
Se	0.0043	0.0018	0.0035	0.0022
Sb	0.0099	0.0053	0.0047	0.0065
Ta	0.0132	<0.0050	<0.0050	0.0065
Nb+V+Ti	0.052	0.081	0.088	0.077
C <sub>eq</sub>	0.112	0.162	0.141	0.136

Avec :  $0.001 \leq Ca \leq 0.005$  ;  $0.010 \leq Ti \leq 0.030$  ;

$Nb+V+Ti \leq 0.130$  ;

Le carbone équivalent est calculé par la formule :

$$P_{cm} = C + \frac{Mn+Cr+Cu}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{V}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + 5B$$

### 3- Caractéristiques mécaniques des matériaux

Les exigences des caractéristiques mécaniques sont données par la norme API 5L, dans le cas de l'acier X60M les caractéristiques exigées sont montrées dans le tableau qui suit :

**Tableau III.2 :** Caractéristiques exigées par la norme API 5L pour l'acier X60M [20].

Nuance	Limite élastique (MPa)		Résistance à la rupture (MPa)		Allongement min %	E/R
	min	max	min	max		
X60M	415	565	520	760	27	0.90

E/R est le rapport de la limite élastique par la résistance à la rupture.

### 4- Paramètres de soudage

Le procédé de soudage utilisé dans cette étude est le procédé de soudage automatique à l'arc submergé SAW (Submerged Arc Welding). Il s'effectue en deux passes, la première passe est à l'intérieur avec une électrode de diamètre 3,2 (mm), la deuxième passe à l'extérieur avec une électrode de diamètre 4 (mm).

Les paramètres de soudage de la machine, employés dans le cas de l'épaisseur 11.13 (mm) sont présentés dans le tableau ci-dessous :

**Tableau III.3 :** Paramètre de soudage du procédé SAW.

Electrode	Intérieur	Extérieur	
Diamètre (mm)	3.2	4	
Courant (A)	710	740	
Tension (V)	31	32	
Vitesse de soudage (m/min)	0.95		
Spécification (SFA) du métal d'apport	A5.23		
Classification AWS du métal d'apport	EA2		
Forme de produit de métal d'apport	Fil en forme de bobine		
Désignation commerciale du flux	Lincoln P223		
Paramètre raboutage	0.7 m/min	570 A	28V

Le flux et le fil du procédé de soudage sont régis par la norme ASME II Partie C (AWS) – SFA 5.17/5.23.



La composition chimique du fil selon la norme est comme suit :

**Tableau III.4** : Composition chimique du fil à souder [20].

Elément		C	Mn	Si	P	S	Mo	Cu
AWS EA2 A5.23	Min	0.05	0.95	-	-	-	0.45	-
	Max	0.17	1.35	0.20	0.025	0.025	0.65	0.35

Le flux utilisé est un flux aggloméré basique Lincoln électrique, il a de bonnes valeurs de résilience en deux passes et multipasse et une basse teneur en hydrogène diffusible. Recommandé pour le soudage longitudinal et spiral de tubes allant de grade X42 jusqu'à X70.

## 5- Etude des propriétés mécaniques

### 5-1- L'essai de traction

L'essai de traction est un essai destructif qui a pour but de mesurer le degré de résistance à la rupture d'un matériau quelconque. L'expérience consiste à appliquer une sollicitation unidirectionnelle sur des éprouvettes de formes et dimensions normalisées avec une force croissante, et à enregistrer l'allongement que l'on convertit ensuite en déformation, et la force convertie en contrainte.

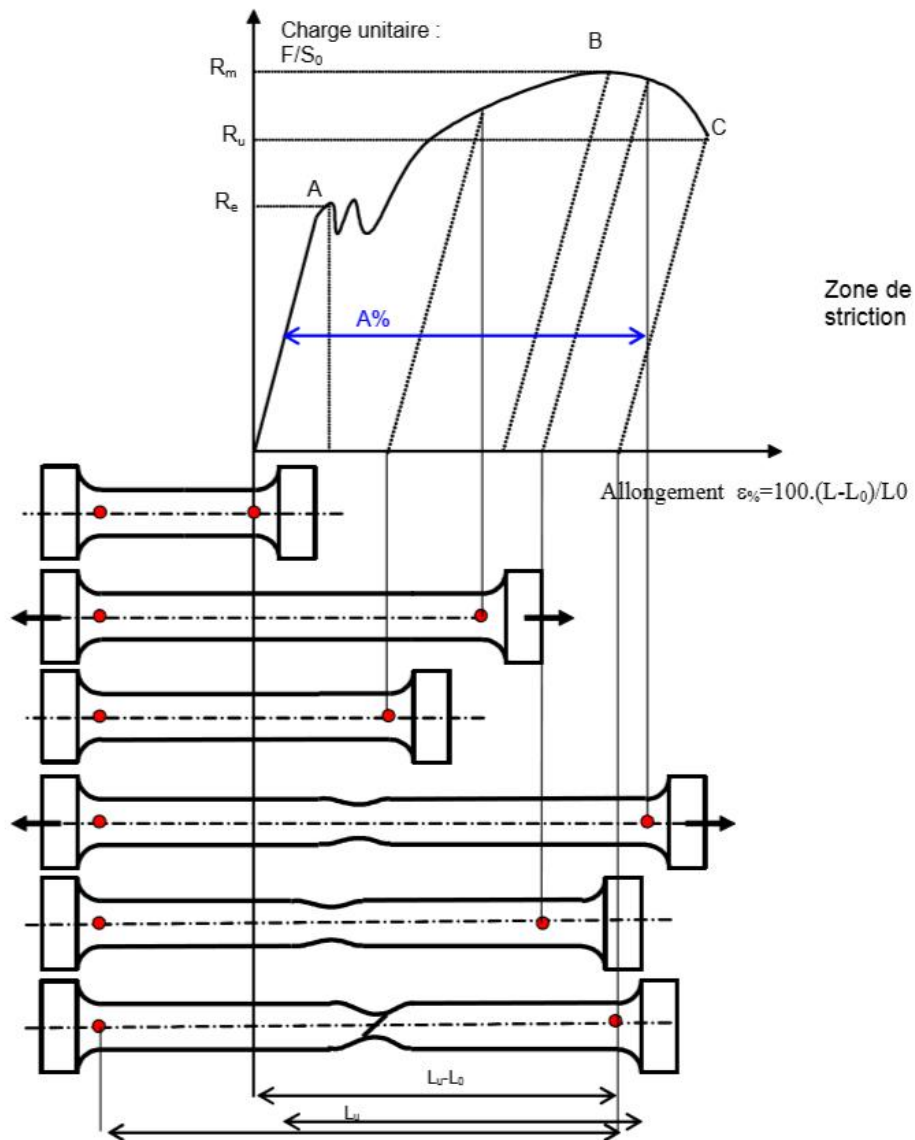
On obtient, suite à l'essai, une courbe de traction représentant la charge en fonction de l'allongement.

### 5-2- La courbe conventionnelle de traction

La courbe conventionnelle est une courbe représentant charge unitaire noté **R** en fonction de l'allongement aussi dit extension noté **e**. La charge unitaire et l'allongement sont calculés comme suit :

$$R = \frac{F}{S_0} , \quad e = \frac{L-L_0}{L_0}$$

- F est la force mesurée ;
- S<sub>0</sub> est la section initiale de l'éprouvette ;
- L est la longueur réelle et L<sub>0</sub> est la longueur entre repère.



**Figure III.2 :** Représentation d'une courbe de traction conventionnelle accompagnée des déformations subies par l'éprouvette.

On observe dans le diagramme charge-déformation différentes zones :

- a) La zone rectiligne (OA) qui correspond au domaine de déformation élastique (déformation réversible), où les atomes du réseau sont légèrement déplacés de leurs positions d'équilibre suite à une distorsion du réseau cristallin, mais reviennent à leurs positions initiales une fois la charge supprimée.

Dans cette partie du diagramme la charge appliquée est proportionnelle à l'allongement suivant la loi de Hooke :

$$R = e.E$$

Avec E le module de Young qui détermine la rigidité du matériau.

La charge atteinte au point A est la limite d'élasticité.

- b)** La zone de déformation plastique (AB) où la déformation n'est plus réversible. La déformation plastique est une déformation permanente, répartie de façon homogène. L'allongement croît plus vite que la charge appliquée qui s'accompagne d'une diminution régulière de la section tout au long de l'éprouvette. Le maximum de la charge supporté par le matériau est atteint au point B.
- c)** La zone (BC) où la déformation n'est plus homogène, elle devient localisée dans une petite portion de l'éprouvette dont la section diminue rapidement, c'est la striction. Cette réduction localisée de la section fait que la charge appliquée dans cette région est plus importante que dans les autres parties de l'éprouvette qui ne vont plus subir de déformation, par conséquent l'allongement va continuer de croître dans la zone de striction avec une diminution continue de la charge jusqu'à rupture du matériau au point C.

## 6- Les propriétés et caractéristiques mécaniques déduites de la courbe de traction

Plusieurs caractéristiques peuvent être déduites de la courbe de traction :

### 6-1- Le module de Young

Dans la partie rectiligne de la courbe, il y'a une proportionnalité entre la charge et la déformation, la caractéristique d'élasticité est la pente de cette droite qui le module d'élasticité (ou module de Young) noté  $E$  et qui est donné par :

$$E = \operatorname{tg}(\alpha) = \frac{R}{e}$$

$\alpha$  est la pente de la courbe.

Plus  $E$  est élevé plus le matériau est rigide, il caractérise donc la raideur du matériau.

### 6-2- La limite d'élasticité

C'est la charge qui délimite le domaine élastique à déformations réversibles, du domaine plastique à déformations irréversibles, elle correspond au point A dans la courbe de traction. Elle est donnée par :

$$R_e = \frac{F_e}{S_0}$$

$F_e$  est la force appliquée à la limite élastique, et  $S_0$  la section initiale de l'éprouvette.

Plus la limite d'élasticité  $R_e$  est grande plus le matériau est dur, sa valeur dépend du matériau, de sa pureté, son écrouissage, sa température et sa structure.

### 6-3- Résistance à la rupture

Noté  $R_m$  est la charge maximale que peut atteindre le matériau durant l'essai de traction, elle est située au point B dans la courbe de traction. C'est la limite à partir de laquelle la déformation devient localisée et la charge unitaire commence à diminuer ;

$$R_m = \frac{F_m}{S_0}$$

$F_m$  est l'effort maximal atteint.

### 6-4- L'allongement à la rupture

L'allongement à la rupture  $A\%$  définit la capacité du matériau à s'allonger avant de se rompre lorsqu'il est sollicité en traction.

$$A\% = 100 \cdot \frac{L_\mu - L_0}{L_0}$$

$L_\mu$  est la longueur de la barre de traction juste avant la rupture.

### 6-5- La ductilité

La ductilité est une propriété mécanique qui désigne l'aptitude d'un matériau à se déformer plastiquement sans se rompre, elle est aussi définie comme étant la résistance du matériau à la propagation des défauts, induits par déformation plastique, responsables de la rupture. L'allongement à rupture, estimé lors d'un essai de traction, est par exemple une mesure de la ductilité, un matériau qui n'a subi aucune ou très faible déformation plastique est dit fragile.

L'intérêt de connaître la ductilité est qu'elle renseigne le concepteur sur le comportement du matériau lors de la déformation plastique avant la rupture, et permet de spécifier la déformation admissible durant la fabrication.

### 6-6- Le rapport E/R

Le rapport E/R est évalué à partir de la courbe de traction en divisant la limite d'élasticité par la résistance à la rupture. Le calcul du rapport E/R dans les aciers destinés aux pipelines est une mesure de la marge de sécurité contre la rupture fragile, et indique la capacité d'un pipeline à subir des déformations plastiques avant sa rupture.

Si la limite d'élasticité est égale à la résistance à la traction, toute déformation plastique du pipeline pourrait entraîner à une rupture. Cependant, avec un écart entre la limite élastique et la résistance à la rupture, la capacité de l'acier à présenter un écrouissage offre une certaine protection contre la rupture pour le pipeline, par exemple, lors de la pose.

Les exigences du rapport E/R sont le plus souvent quelque peu inférieures à des valeurs typiques de l'ordre de 0.9, en particulier lorsque le tuyau d'acier pourrait

être soumis à des contraintes importantes lors de la manipulation, par exemple si le pipeline est susceptible de faire objet aux glissements de terrain ou de tremblements de terre durant le service.

Bien que la rupture fragile ou ductile des pipelines ne soit pas directement liée au rapport E/R, il devrait également être envisagé, en particulier dans les anciennes lignes.

## 7- Mode opératoire

L'essai de traction est réalisé à l'aide d'une machine hydraulique Zwick/Roell qui comporte un extensomètre qui mesure l'allongement de l'éprouvette, et un dynamomètre ou un capteur à jauges extensométriques qui mesure l'effort.

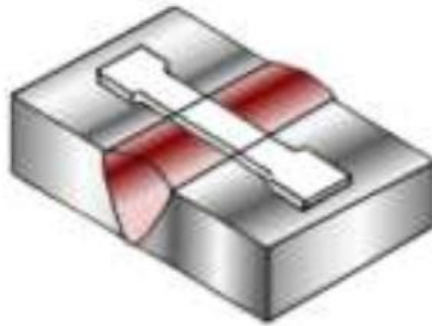


**Figure III.3** : Machine de traction utilisée dans les tests.

Le résultat est visualisé sur ordinateur via un système d'acquisition de données. Les éprouvettes sont solidement maintenues par leur tête entre les mâchoires de la machine, qui s'écartent l'une de l'autre exerçant ainsi une force de traction suivant l'axe géométrique de l'éprouvette de manière à ce que la sollicitation soit répartie uniformément sur toute la largeur des extrémités.

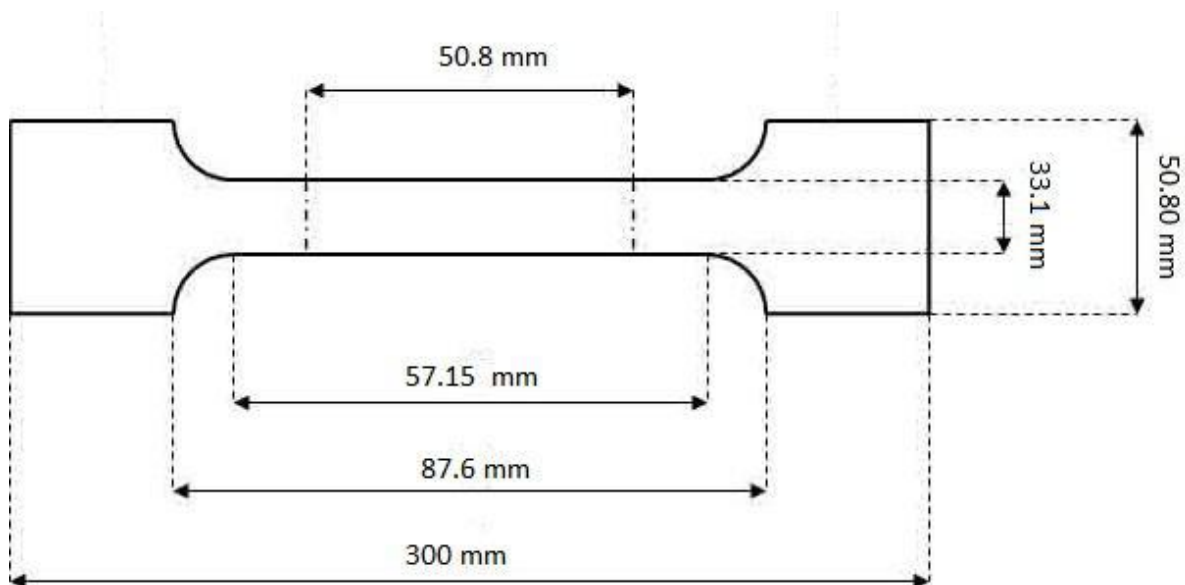
Les éprouvettes de tractions ont une forme et dimension normalisées, les paramètres qui sont déduit de l'essai traduisent les propriétés de l'acier dans la direction de l'essai. Les résultats dépendent donc de la direction de prélèvement des éprouvettes par rapport à d'éventuelles directions d'anisotropie.

Les prélèvements des éprouvettes dans cette étude se sont effectués dans le métal de base, et dans la soudure avec le cordon au milieu de l'éprouvette.



**Figure III.4 :** Prélèvement de l'éprouvette dans la soudure.

Les éprouvettes de traction utilisées dans les essais sont plates ayant une section de forme rectangulaire d'épaisseur égale à l'épaisseur du tronçon du pipeline, les dimensions des éprouvettes sont élaborées selon les exigences de la norme API.



**Figure III.5 :** Dimension des éprouvettes de traction.

Dans chaque épaisseur, trois éprouvettes de traction ont été prélevées du métal de base, et trois autres prélevées dans la soudure, ce qui fait un total de 24 éprouvettes (12 du métal de base, et 12 autres dans la soudure). Les trois éprouvettes du même type sont soumises à l'essai de traction, et leurs courbes sont superposées automatiquement dans un seul diagramme, qui va donner les valeurs moyennes de la limite élastique, du module de Young et de la résistance à la rupture pour les trois éprouvettes.



**Figure III.6:** Eprouvettes de traction dans la soudure et le métal de base.

## 8- L'essai de résilience

L'essai de résilience a pour objet de déterminer la résistance des matériaux à la rupture sous l'effet d'un choc par l'intermédiaire de l'énergie de rupture. La résilience d'un matériau est sa capacité à absorber de l'énergie quand il se déforme sous l'effet d'un choc.

La résistance mesurée ici n'a pas beaucoup de similitude avec celle mesurée dans l'essai de traction, car dans la traction, l'effort est graduellement imposé, alors que dans la pratique, les pièces sont soumises à des chocs brutaux. Certains métaux sont ductiles lorsqu'ils sont rompus à faible vitesse de déformation, mais sont fragiles lorsqu'ils sont soumis à des chocs, d'où la nécessité du test. La température du métal aussi joue un rôle déterminant de sorte que la rupture soit fragile ou ductile.

Les aciers de structure ferritique présentent, même lors d'un choc, une rupture ductile à 20°C mais deviennent fragiles à des températures hivernales. La transition entre le régime ductile et le régime fragile est assez rapide et se limite dans certains cas sur un intervalle de 20°C seulement.

Le phénomène de la rupture dynamique est très complexe, la détermination d'une contrainte critique s'avère extrêmement difficile. Les contraintes du choc se transmettent par une onde acoustique, de ce fait les contraintes montent et descendent presque instantanément, leur mesure exacte n'est pratiquement pas possible.

Par contre, il est beaucoup plus facile de déterminer l'énergie (ou le travail)  $W$  nécessaire pour fissurer une éprouvette. Cette énergie est essentiellement une mesure pour l'intégrale de la courbe de traction enregistrée lors d'un choc  $W = \int \sigma \cdot d\varepsilon$ .

Pour une rupture fragile, cette énergie comprend l'énergie élastique que l'on doit fournir jusqu'à ce qu'une fissure s'amorce où une fissure existante commence à s'agrandir. Lors d'une rupture ductile la fissure n'avance pas, avant que le matériau ne durcisse et se fragilise par écrouissage autour de la pointe de la fissure.

L'énergie absorbée par cette déformation plastique s'additionne à l'énergie élastique déjà mentionnée pour la rupture fragile. L'énergie à fournir pour la rupture ductile est donc en général plus élevée que pour la rupture fragile. Néanmoins, on doit mentionner que la valeur de l'énergie de rupture seule ne permet pas d'affirmer s'il s'agit d'une rupture fragile ou ductile. Une valeur élevée peut résulter d'une rupture ductile d'un métal de faible résistance ou bien d'une rupture fragile d'un métal à résistance élevée.

La résilience est définie comme l'énergie de rupture (sous choc) ramenée à la section  $S$  de l'éprouvette à l'endroit de la fissure. Mais comme dans la pratique les éprouvettes ont tous des formes et dimensions normalisées, la division par la section n'apporte pas de nouvelle information, c'est pour cela que l'on indique uniquement l'énergie de rupture  $K$  comme valeur de comparaison.

L'énergie absorbée est obtenue en comparant la différence d'énergie potentielle entre le départ du pendule et la fin de l'essai. La machine est munie d'index permettant de connaître la hauteur du pendule au départ ainsi que la position la plus haute que le pendule atteindra après la rupture de l'éprouvette.

### 8-1- Mouton Charpy

Un marteau de masse  $m$  est fixé à l'extrémité d'un pendule. Ce pendule peut tourner dans le plan vertical autour d'un axe horizontal. L'éprouvette repose sur un support et se trouve au point le plus bas sur la trajectoire du marteau. Pour effectuer un essai, on écarte le bras jusqu'à ce que le marteau atteigne sa position initiale puis on le lâche.

Quand le pendule vient frapper l'éprouvette, il a une énergie cinétique qui est égale à l'énergie potentielle qu'il avait à sa position de départ  $mgh_0$ ,  $h$  étant la hauteur du marteau par rapport à sa position d'équilibre. Après la rupture, le marteau remonte. Dans son point culminant (hauteur  $h_1$ ), l'énergie cinétique résiduelle s'est de nouveau transformée en énergie potentielle  $mgh_1$ .

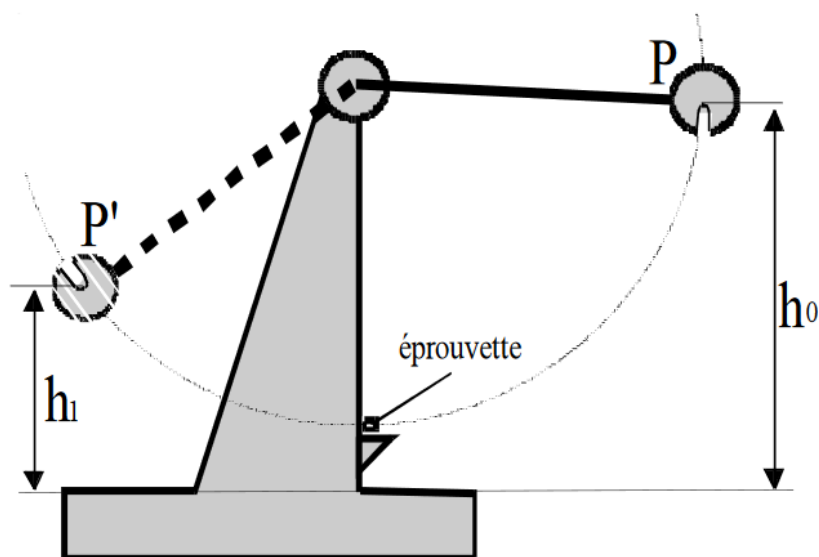


Figure III.7 : Le mouton Charpy



L'énergie  $K$  dépensée pour rompre l'éprouvette vaut alors

$$KV=mg(h_0-h_1)$$

Comme l'énergie cinétique emportée par les débris après la rupture est négligeable,  $KV$  est donc l'énergie de rupture ( $V$  désigne la forme de l'entaille de l'éprouvette).

## 8-2- Les éprouvettes de résilience

L'éprouvette est constituée d'un barreau entaillé par usinage en son milieu. Les éprouvettes ont toutes une longueur de 55 mm et une section nominale de 10x10 mm<sup>2</sup>. La forme d'entaille utilisée est la forme en V d'une profondeur de 2 mm.

L'entaille a pour objet de garantir un état de contrainte triaxiale, déjà lors de l'amorçage de la fissure, plutôt que de provoquer l'effet d'entaille. C'est pour cette raison que le fond de l'entaille n'est pas pointu mais cylindrique. L'aire de la section restante à l'endroit de l'entaille est, selon la définition de la résilience, la section à utiliser pour le calcul de sa valeur.

Les tests de résilience se sont effectués sur plusieurs échantillons de chaque épaisseur, dans trois régions différentes du métal (métal de base, ZAT, zone fondue). Les éprouvettes ont été portées à une température de -10°C, leur forme et dimension sont illustrées dans la figure qui suit :

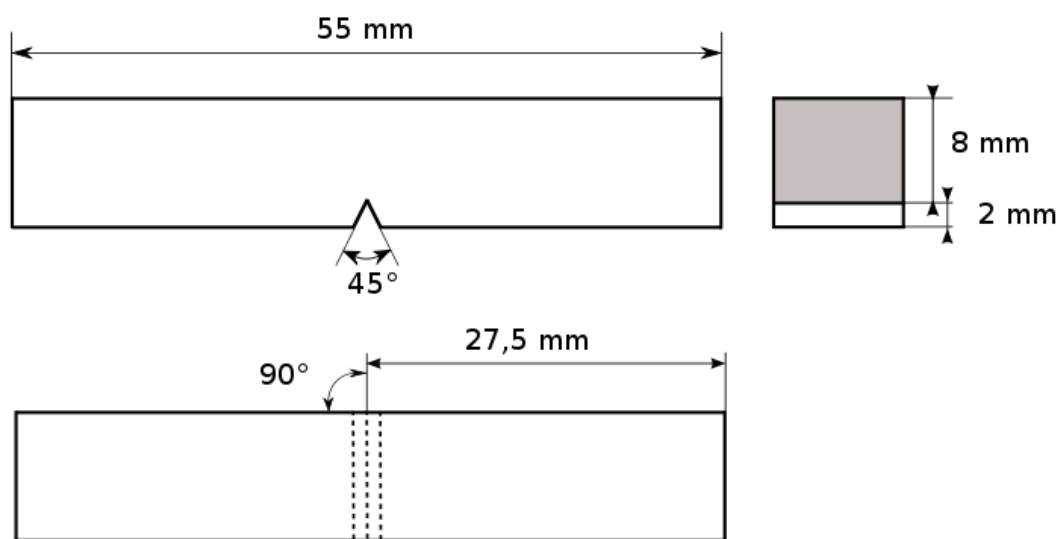


Figure III.8: Dimension et forme de l'éprouvette Charpy.

## 9- Technique de caractérisation

Deux techniques de caractérisation ont été utilisées durant l'étude afin de déterminer les propriétés structurales de l'acier X60M :

- La métallographie en microscope optique ;
- Les essais de macrodureté.

L'étude de la microstructure est une étape importante pour la bonne compréhension des propriétés mécaniques. La microstructure de ces quatre échantillons d'aciers X60M étant très fine suite aux traitements thermomécaniques lors de leur élaboration, nous avons été dans l'incapacité d'effectuer les tests de microdureté. L'empreinte laissée par le microduromètre est relativement trop grande, et touche plus d'une phase. La dureté mesurée par le microduromètre est alors semblable à une mesure de dureté globale.

Par conséquent, la macrodureté est retenue comme seule essai de mesure de dureté pour cet acier.

### **9-1- Préparation des échantillons**

Les préparations de l'échantillon initial à la fois pour l'analyse chimique et des examens métallographiques ont été les mêmes pour l'analyse chimique, l'observation au microscope et la mesure de dureté. De chaque épaisseur, on a prélevé un échantillon, qui contient à la fois le métal de base, la zone affectée thermiquement et la zone fondue.

Le découpage des échantillons a été réalisé au niveau de l'entreprise ALTUMET à Reghaïa, à l'aide d'une machine à scie sous lubrification continue, qui a aussi servi au découpage des éprouvettes destinées à la traction.

Pour chaque épaisseur le même échantillon a servi à l'essai de dureté et à l'observation au microscope. La dimension des échantillons est approximativement 45 mm de long et 20 mm de largeur.

Une fois le découpage des échantillons terminé, ils ont été amenés à l'école polytechnique pour procéder à l'étape de polissage. Le polissage des échantillons s'est effectué selon l'épaisseur sur les deux faces, pour permettre l'observation des différentes régions de l'acier soudé. La première face est destinée pour l'observation au microscope, et la deuxième destinée aux essais de dureté.

Le polissage a commencé à partir d'une granulométrie de 60 du papier abrasif (de carbure de silicium), pour éliminer les rayures survenues lors du découpage des échantillons. On a ensuite continué à diminuer la grosseur des grains du papier jusqu'à une granulométrie de 1200. La face de l'échantillon destinée à l'observation au microscope, après avoir été polie à 1200, a subi une dernière passe avec du papier de finition, auquel on verse de l'alumine périodiquement pendant une minute pour faire disparaître les rayures.

### **9-2- Métallographie en microscope optique**

Avant de passer à l'observation au microscope des échantillons polis, il est nécessaire de les attaquer chimiquement afin de révéler leurs microstructures et les phases qui les constituent. Pour cela on a besoin d'un réactif chimique adéquat pour ce type d'acier.

Le réactif utilisé pour mettre en évidence la microstructure de ces aciers, considérés comme aciers microalliés, est le Nital, préparé à partir de 4% en volume d'acide

nitrique et 96% d'éthanol. Les échantillons sont attaqués pendant 15 à 30 secondes, suffisamment pour faire apparaître les trois régions de l'acier soudé, et sont ensuite aspergés d'eau pour interrompre l'attaque. Les limites de la zone fondue et la zone affectée thermiquement deviennent visible à l'œil nu. Il est impératif de faire sécher rapidement les échantillons après qu'ils soient entrés en contact avec l'eau, on aura sinon début d'apparition de piqûres au bout de cinq à dix minutes. Cet acier a une bonne tenue à la corrosion atmosphérique, mais pas à l'eau.

Le but de l'attaque est de mettre en évidence les phases desquelles est constitué notre acier. Une fois l'attaque faite, on passe à l'observation au microscope.

L'observation métallographie s'est effectuée au niveau du laboratoire de génie des matériaux à l'école polytechnique. L'appareillage utilisé pour l'acquisition des images est un microscope optique (de marque Optika) équipé d'une caméra numérique reliée à un micro-ordinateur pour l'acquisition et le traitement des images.



**Figure III.9 :** Microscope Optika du laboratoire de génie des matériaux.

### **9-3- L'essai de dureté**

L'essai de dureté a pour but de déterminer la dureté superficielle des métaux, autrement la résistance qu'oppose une surface à la pénétration d'un poinçon. Il consiste à enfoncer un pénétrateur, dont les formes et les dimensions varient en fonction du type d'essai, dans le métal à tester. Le poinçon est généralement une bille en acier trempé, ou une pyramide en diamant. La charge est constante et on mesure la surface ou la profondeur de l'empreinte laissée dans le matériau.

Cet essai peut nous renseigner sur la résistance à l'usure par frottement, la capacité à s'usiner, l'homogénéité du matériau, et l'efficacité des traitements thermiques. Si le matériau résiste bien à la pénétration, il est dit dur, sinon il est dit mou. La dureté se mesure sur différentes échelles selon le type de matériau considéré.

### 9-3-1- Essai de dureté Vickers

L'essai de dureté VICKERS consiste à imprimer sur la surface de la pièce un pénétrateur en forme de pyramide normalisé en diamant de à base carrée, d'angle au sommet de 136°, sous une charge  $F$ , et à mesurer la diagonale  $d$  de l'empreinte laissée après suppression de la charge.

Plus l'objet pénétrant s'enfonce, plus la surface  $S$  de pression s'agrandit, donc la force  $F$  étant constante, plus la contrainte diminue. Lorsque la contrainte n'est plus suffisante pour déformer plastiquement le solide à tester, l'objet pénétrant s'arrête. Cet essai est très précis et permet de tester des pièces fines. La surface doit être rectifiée ou polie.

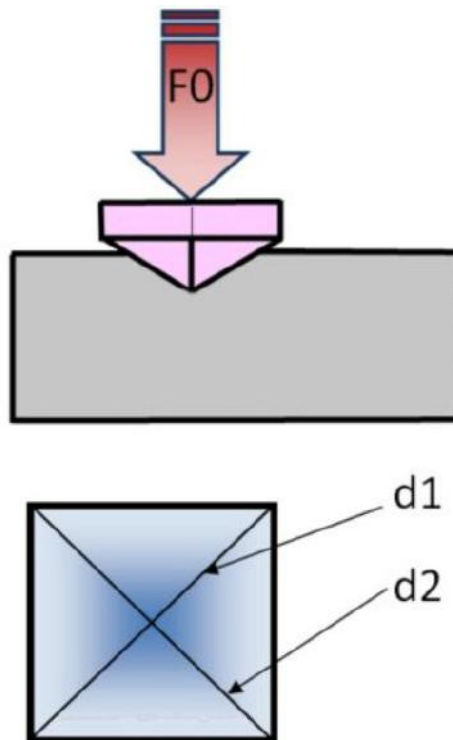


Figure III.10 : Principe de l'essai de dureté Vickers.

Le calcul de la dureté Vickers se fait en mesurant les deux diagonales  $d_1$  et  $d_2$  de l'empreinte carrée laissée par le pénétrateur, pour ensuite calculer  $d$  qui est une valeur moyenne de  $d_1$  et  $d_2$ , et qui sera utilisé dans le calcul de la dureté suivant la relation :

$$HV = \frac{2F \cdot \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{g \cdot d^2}$$

Où :

- $HV$  est la dureté Vickers ;
- $F$  est la force appliquée (en N) ;
- $d$  est la moyenne des diagonales de l'empreinte (en mm) ;
- $g$  est l'accélération terrestre ( $9,8 \text{ m} \cdot \text{S}^{-2}$ ).

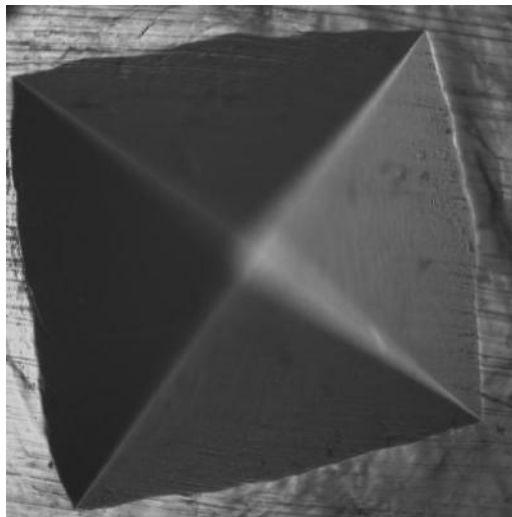
### 9-3-2- Mode opératoire

L'essai de dureté Vickers s'est déroulé au niveau de l'entreprise ALTUMET, après que les échantillons aient été polis au papier abrasif de carbure de silicium jusqu'à une granulométrie de 1200.

La mesure de dureté s'est effectuée sur trois zones différentes des échantillons (métal de base, ZAT et zone fondue), et ce pour les quatre épaisseurs. Dans chaque zone, trois mesures de dureté ont été faites, pour faire ensuite un calcul de la dureté moyenne dans chacune des zones.

La charge de l'essai appliquée est de 10Kgf, elle est appliquée progressivement suivant la pesanteur et maintenue pendant 20 secondes. L'empreinte apparaît alors dans l'écran de la machine, où on pourra ensuite mesurer à la règle les deux diagonales et lire la valeur de la dureté à partir d'un abaque.

Pour une meilleure mesure de la dureté, les échantillons une fois percés, ont été amenés au microscope afin de prendre en image les empreintes survenues suite à l'essai. L'agrandissement des images étant important, la mesure des diagonales ne sera que plus précise.



**Figure III.11** : image prise au microscope d'une empreinte de l'essai de dureté.

Pour accélérer les calculs, on introduit les valeurs de  $d_1$  et  $d_2$  mesurées dans un programme Matlab, qui va s'occuper de convertir leurs valeurs en (mm), de faire le calcul du diamètre moyen  $d$  et l'introduire dans l'équation de la dureté Vickers, pour nous donner ensuite directement la valeur de la dureté.

## Chapitre 4

### RESULTATS ET INTERPRETATIONS

#### 1- Analyse des éléments de la composition chimique

La composition chimique des quatre épaisseurs de l'acier X60M ainsi que le maximum en éléments chimique exigé par l'API 5L sont donnés dans tableau suivant :

**Tableau IV.1** : Composition chimique des quatre épaisseurs d'acier X60M.

Elément \ Epaisseur	6.35 (mm)	8.74 (mm)	11.13 (mm)	12.70 (mm)	Max spécifié
<b>C</b>	0.0439	0.0747	0.0526	0.0501	0.12
<b>Mn</b>	1.320	1.49	1.48	1.45	1.600
<b>Si</b>	0.224	0.193	0.251	0.241	0.350
<b>P</b>	0.0067	0.0020	0.0032	0.0038	0.020
<b>S</b>	0.0007	<0.0005	0.0008	<0.0005	0.005
<b>Cr</b>	0.0139	0.0513	0.0712	0.0716	0.10
<b>Mo</b>	<0.0005	0.0050	0.0022	0.0084	0.10
<b>Ni</b>	0.0086	0.0877	0.0858	0.105	0.30
<b>Cu</b>	0.0112	0.0574	0.0496	0.0432	0.250
<b>V</b>	0.0019	0.0494	0.0530	0.0473	0.07
<b>Nb</b>	0.0323	0.0172	0.0188	0.0148	0.10
<b>Ti</b>	0.0174	0.0143	0.0163	0.0147	0.030
<b>Ca</b>	<0.0001	0.0001	0.0001	0.0003	0.005
<b>B</b>	<0.0001	<0.0001	<0.0001	0.0001	0.0005
<b>N</b>	<0.0020	0.0279	0.0070	0.0116	0.009
<b>Nb+V+Ti</b>	0.052	0.081	0.088	0.077	0.130
<b>C<sub>eq</sub></b>	0.112	0.162	0.141	0.136	0.20

Avec :  $0.001 \leq Ca \leq 0.005$  ;  $0.010 \leq Ti \leq 0.030$

Le carbone équivalent est calculé par la formule de Ito-Bessyo :

$$P_{cm} = C + \frac{Mn+Cr+Cu}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{V}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + 5B$$

Les quatre épaisseurs ont leurs pourcentages en éléments, inférieurs au maximum spécifié, et contiennent une teneur en carbone largement inférieure au maximum spécifié par la norme.

Les quatre épaisseurs ont un taux de carbone équivalent très faible (entre 0.112 et 0.162), ce qui leur confère une très bonne soudabilité, et un durcissement dans les

zones affectées thermiquement plus faible. Cependant l'acier d'épaisseur 8.74 a une soudabilité inférieure à celle des autres, car il a un pourcentage de carbone plus grand.

Le taux de manganèse est présent en quantité importante (entre 1.32 et 1.49), cela permet de compenser la perte de dureté due au faible taux de carbone tout en gardant une bonne soudabilité. La présence de haute teneur en manganèse est ce qui a permis de réduire le taux de carbone dans le but d'avoir une résistance à la traction déterminée tout en améliorant indirectement la ductilité de notre acier.

Un indice de qualité qui est le rapport Mn/C nous permet de faire une comparaison entre les quatre épaisseurs :

- Pour l'épaisseur 6.35 :  $Mn/C = 1.320/0.0439=30.068$
- Pour l'épaisseur 8.74 :  $Mn/C = 1.49/0.0747 =19.946$
- Pour l'épaisseur 11.13 :  $Mn/C = 1.48/0.0526 =28.14$
- Pour l'épaisseur 12.70 :  $Mn/C = 1.45/0.0501=28.94$

L'acier d'épaisseur 6.35 a l'indice de qualité le plus grand correspondant au carbone équivalent le plus faible, il a par conséquent un effet durcissant plus important et a une meilleure soudabilité comparativement aux autres épaisseurs, en particulier le 8.74.

Les microadditions de Nb, V et Ti sont présents en quantité suffisante pour apporter une amélioration notable de la limite d'élasticité, de la dureté et de la résilience en formant des précipités très durs, qui vont contribuer à la réduction du taux de perlite en se combinant au carbone étant donnée leur nature carburigène. Et sont aussi présent en quantité suffisamment faible pour ne pas affecter négativement les propriétés mécaniques de l'acier, car un taux élevé de ces éléments provoque une détérioration des propriétés mécaniques.

La teneur en éléments d'inclusion est très faible pour ces aciers, la teneur en S+P est inférieure à 0.0074. La ductilité et ténacité de ces aciers ne sont donc pas très affectées par ces faibles teneurs.

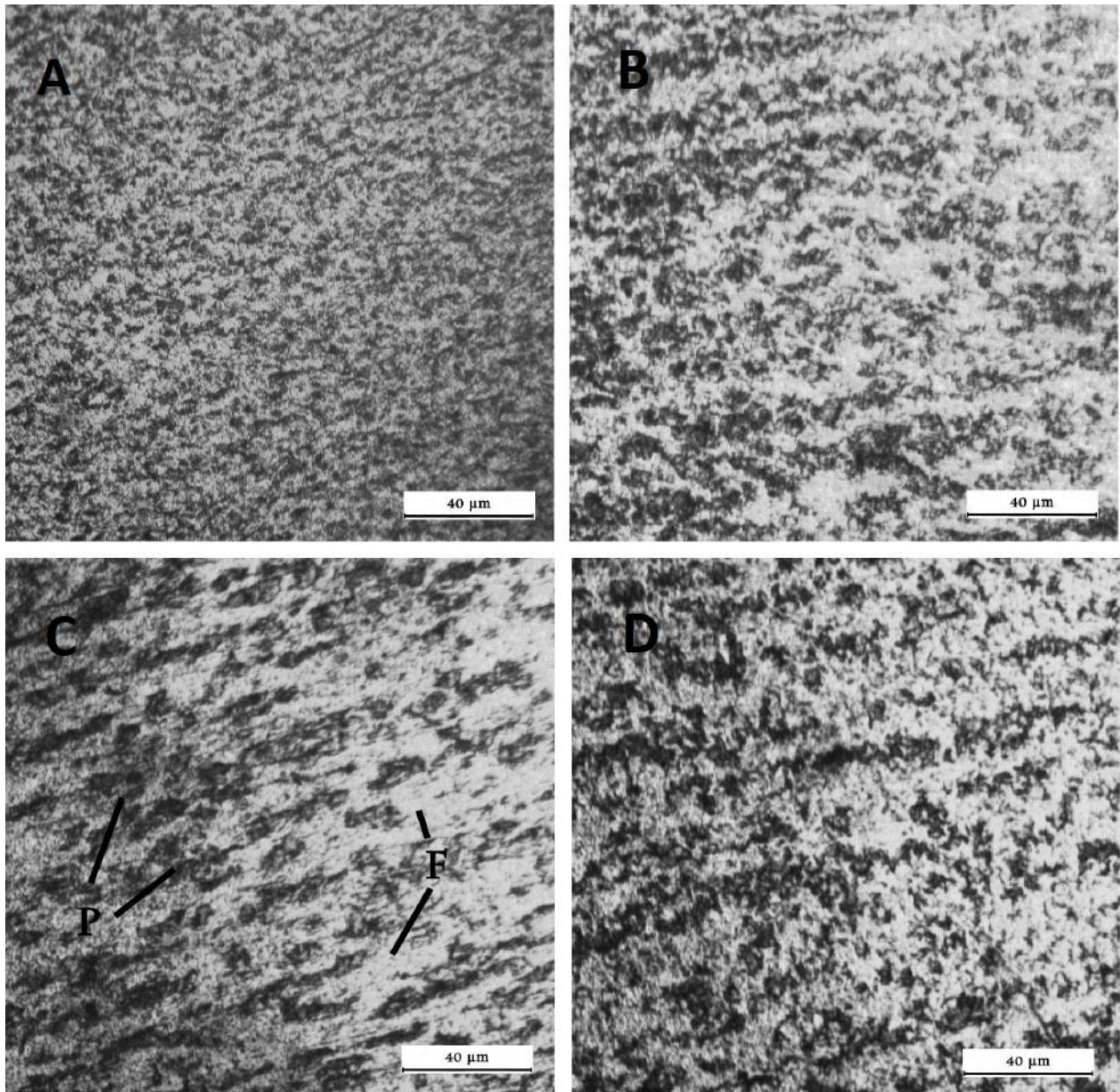
## **2- Analyse de la microstructure**

La microstructure de l'acier X60M pour les quatre épaisseurs a été observée au microscope optique et sont montrées dans les figures ci-dessous.

La microstructure pour les quatre épaisseurs est ferrito-perlitique, la perlite apparait en noir dans une matrice ferritique. La formation de la perlite est due à une vitesse de refroidissement relativement faible durant le traitement thermomécanique. La microstructure des quatre épaisseurs est très fine et a une forme allongée dans le sens du laminage suite aux traitements thermomécaniques durant leurs élaborations, qui provoque un durcissement par précipitation, donnant des grains austénitiques très fins et très déformés, qui se transforme par la suite en grains de ferrite fins pendant le refroidissement.



Cependant il apparait dans la figure que la microstructure de l'acier d'épaisseurs 6.35 est plus fine que celle du 8.74, qui à son tour est plus fine que celle du 11.13, ainsi de suite. Plus l'épaisseur est petite plus la microstructure apparait plus fine, ce qui va par la suite affecter les propriétés mécaniques finales de l'acier. Cette différence de microstructure est due au fait que, pour obtenir une épaisseur plus fine, il faut appliquer des passes de laminage en plus, qui vont mener à un plus grand écrouissage, et un affinage des grains plus important.



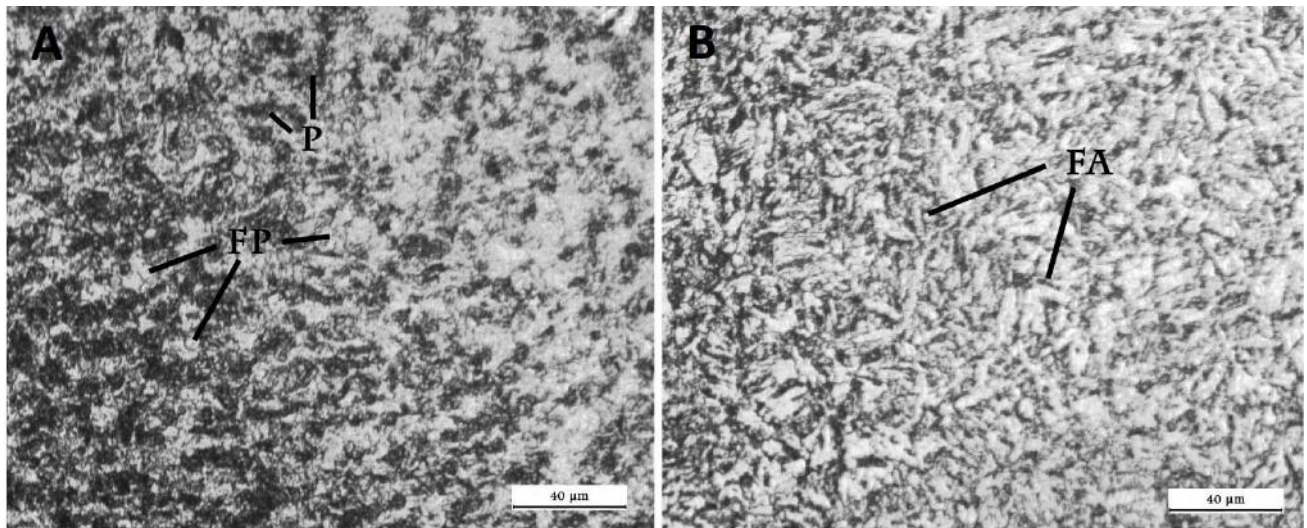
**Figure IV.1** : Microstructure du métal de base pour l'épaisseur : (A) 6.35, (B) 8.74, (C) 11.13, (D) 12.70 (F : ferrite, P : perlite).

L'effet du niobium n'est pas à négliger non plus. La quantité de Nb présente dans les quatre échantillons d'acier augmente avec la diminution de l'épaisseur, ce qui fait que l'acier d'épaisseur 6.35 (ayant le plus grand taux de Nb), va présenter une microstructure plus fine, car le Nb empêche la croissance et le grossissement des



grains austénitiques. Il en résulte une microstructure plus fine que celle de l'acier d'épaisseur 12.7 mm qui contient une teneur en Nb bien inférieure.

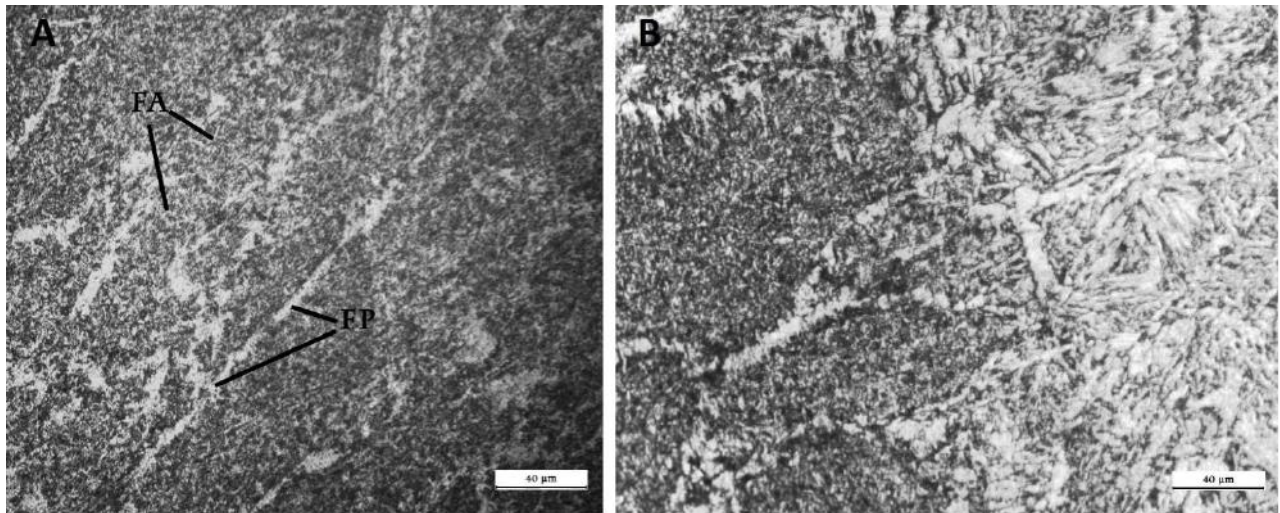
La microstructure de la zone affectée thermiquement est semblable pour les quatre aciers. La microstructure est toujours constituée de perlite et de ferrite, cependant elle n'a plus la forme allongée dans la direction du laminage qu'elle avait dans le métal de base, et cela à cause des changements structuraux apportés par la chaleur lors du procédé de soudage.



**Figure IV.2 :** Microstructure de la zone affectée thermiquement de l'acier d'épaisseur 8.35 dans la région : (A) proche du métal de base, (B) proche de la zone fondue (FA : ferrite aciculaire, P : perlite, FP : ferrite polygonaux).

La microstructure de la ZAT n'est pas homogène. Au voisinage de la zone fondue (B), la proportion de la ferrite aciculaire est prédominante, car l'apport de chaleur est important dans les régions proches de la ligne de fusion. La ferrite aciculaire se présente sous forme d'aiguille orientée de façon aléatoire. Étant donné le faible taux de carbone de ces aciers, en combinaison avec leurs microadditions, ils possèdent une trempabilité adéquate pour permettre la formation de ferrite aciculaire durant le refroidissement à l'air.

Par contre, dans les régions proches du métal de base (A), la ferrite aciculaire se fait plus rare. L'apport de chaleur dans ces régions est plus faible et la température atteinte est inférieure à AC1. L'acier dans ces régions a donc subi un traitement de revenu, d'où la forme polygonaux de la ferrite, accompagnée toujours de perlite dispersée dans la matrice.



**Figure IV.3** : Microstructure de : (A) zone fondue de l'acier d'épaisseur 8.35, (B) ligne de fusion de l'acier d'épaisseur 8.35. (FA : ferrite aciculaire, FP : ferrite proeutectoïde).

A la ligne de fusion, l'apport de chaleur est à son summum dans la ZAT. Cette région est caractérisée par des grains grossiers. La taille et largeur du grain d'austénite augmente avec l'augmentation de l'apport de chaleur, et plus la taille des grains austénitiques est importante plus la densité de sites de germination intragranulaires est élevée, favorisant de ce fait la formation de la ferrite aciculaire.

Le cordon quant à lui, est constitué de ferrite proeutectoïde et de perlite, et de dispersions de ferrite aciculaire. La ferrite proeutectoïde se forme suite à un grand apport de chaleur, et une vitesse de refroidissement relativement basse. Les sites de germination de la ferrite aciculaire sont inhibés par la formation d'allotriomorphes de ferrite proeutectoïde [21]. La composition chimique dans le cordon diffère de celle du métal de base, le taux de germination de la ferrite aciculaire est étroitement lié à la densité, la taille et la composition chimique des inclusions non métalliques.

### 3- Mesure de dureté

Les valeurs de la dureté Vickers et leurs moyennes, ainsi que les diamètres moyens des empreintes mesurés pour les quatre épaisseurs, dans chacune des régions (métal de base MB, zone affectés thermiquement ZAT, et le cordon ou la zone fondue ZF), sont représentées dans le tableau ci-dessous :

**Tableau IV.2** : Les valeurs de dureté Vickers mesurées pour les quatre épaisseurs.

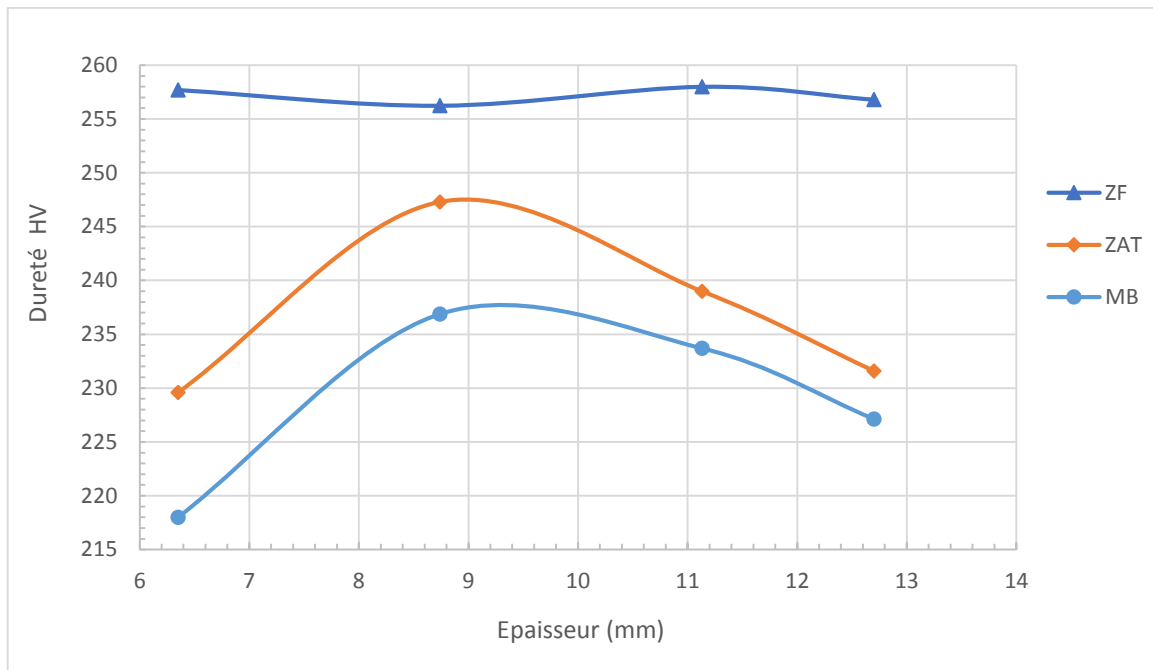
Epaisseur (mm)	Cordon			ZAT			MB		
	D <sub>moy</sub> (mm)	Dureté HV	Dureté moyenne HV	D <sub>moy</sub> (mm)	Dureté HV	Dureté moyenne HV	D <sub>moy</sub> (mm)	Dureté HV	Dureté moyenne HV
6.35	0.270	253.32	257.67	0.291	218.81	219.64	0.284	229.19	217.85
	0.263	267.41		0.297	209.12		0.289	221.34	
	0.271	252.29		0.283	230.99		0.302	203.02	
8.74	0.276	243.23	256.24	0.278	239.36	247.31	0.277	240.32	236.88
	0.270	253.32		0.270	254.37		0.282	231.90	
	0.274	246.19		0.273	248.20		0.278	238.41	
11.13	0.266	261.86	258.01	0.277	240.32	239	0.276	242.26	233.66
	0.271	252.49		0.282	232.81		0.288	222.19	
	0.267	259.68		0.284	229.19		0.280	236.52	
12.70	0.266	260.77	256.85	0.277	241.29	231.59	0.277	240.32	227.13
	0.275	244.61		0.282	232.81		0.287	223.91	
	0.264	265.17		0.289	220.66		0.292	217.15	

Pour les quatre épaisseurs, la dureté mesurée dans le métal de cordon de soudure est supérieure à celle de la ZAT. La dureté du métal de base est plus faible.

Le cordon est constitué de la perlite, la ferrite aciculaire et ferrite proeutectoïde, le taux de ferrite aciculaire est élevé. La ZAT est aussi constituée de perlite et de ferrite aciculaire, mais plus on s'approche du métal de base, plus la ferrite aciculaire est remplacée par de la ferrite polygonale, qui est une phase moins dure. La dureté globale de la ZAT sera alors inférieure à celle du cordon de soudure.

Le métal de base quant à lui, est constitué essentiellement de ferrite qui est une phase ductile. Seuls la perlite et les précipités des micro additions, en plus de l'affinement des grains par laminage, contribuent à l'amélioration de sa dureté. Sa dureté est donc moins importante.

Les courbes de variation de la dureté des trois régions (MB, ZAT, ZF) en fonction de l'épaisseur sont représentées dans la figure ci-dessous :



**Figure IV.4 :** Courbe de variation de la dureté en fonction de l'épaisseur pour les trois régions (MB, ZAT, ZF).

A partir de l'épaisseur 8.35 mm, la dureté de la ZAT et du métal de base, décroît avec l'augmentation de l'épaisseur, car les petites épaisseurs subissent un écrouissage plus important et sont affinés par laminage, ce qui provoque un durcissement structural important. Et plus l'épaisseur augmente, plus la taille des grains est grande, et donc plus la dureté diminue.

L'épaisseur 6.35 mm qui est la plus fine, a une dureté inférieure aux autres épaisseurs. Cette irrégularité dans la courbe est due à sa composition chimique, sa teneur en carbone est la plus faible par rapport aux autres épaisseurs, donc sa contenance en perlite est inférieure. Sa teneur en Mn qui a le rôle de compenser la baisse de carbone est aussi la plus faible. Ainsi que sa teneur en éléments microalliés (Nb+V+Ti) qui est aussi la plus faible. Ces derniers, dans le cas des aciers HSLA, ont une contribution importante dans l'amélioration de la dureté. Sa faible contenance en éléments responsables du durcissement structural est ce qui fait que sa dureté soit inférieure.

Quant à la zone fondue, la composition chimique et la microstructure ne dépendent que des conditions du soudage. La dureté ne dépend pas de l'épaisseur.

#### 4- Etude de la résilience

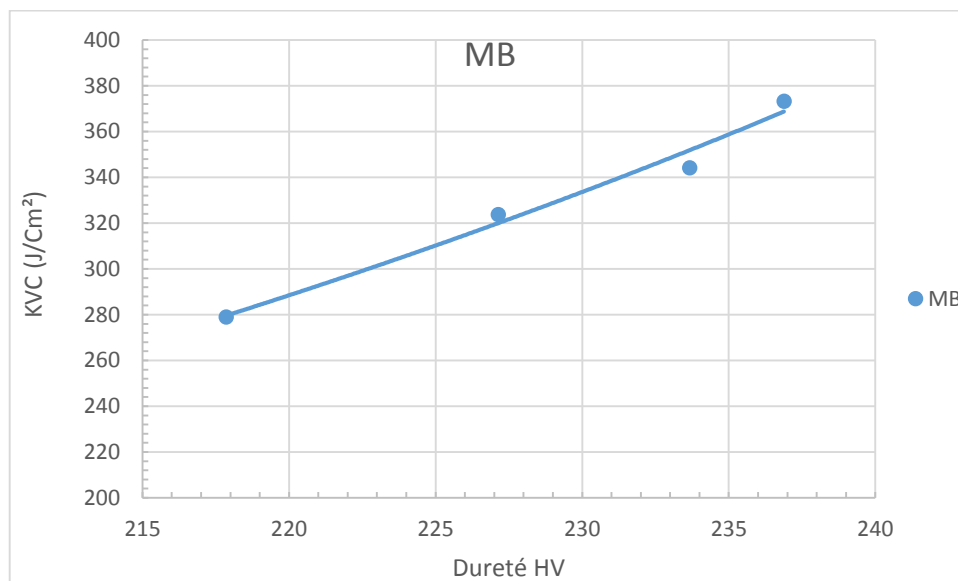
Les valeurs moyennes de résiliences mesurées pour les quatre épaisseurs, sont rapportées dans le tableau suivant :

**Tableau IV.3** : Valeurs moyennes de résilience mesurées pour les quatre épaisseurs.

Épaisseur (mm)	Résilience KVC (J/Cm <sup>2</sup> )		
	MB	ZAT	ZF
6,35	278,95	261,04	213,54
8,74	373,33	335,56	265
11,13	344,17	345	220
12,7	323,75	305,07	145,21

Les éprouvettes de résiliences utilisées dans les essais sont normalisées. Comme les quatre tôles ont une composition très proches, on peut les considérer comme quatre tôles d'un même matériau. Les résiliences de la ZAT et du métal de base augmentent avec l'épaisseur. La résilience de la zone fondue dépend des conditions de soudage. Les valeurs présentées dans le tableau IV.3 ne reflètent pas ces tendances, ce qui peut être expliqué par des conditions de soudage différentes.

Les résultats pour les quatre épaisseurs montrent que la résilience au niveau du métal de base est supérieure à celle de la ZAT, qui est supérieure à celle de la zone fondue. Ce qui est bien logique, car le durcissement structural apporté par les phases dures présentes dans la ZAT et ZF, se fait au détriment des propriétés de résilience. La ZF a une résilience inférieure à celle de la ZAT étant donné qu'elle est plus dure. Le rôle de ferrite proeutectoïde est moins bien défini, mais il est soupçonné d'abaisser la ténacité [14].



**Figure IV.5** : Courbe de variation de la résilience en fonction de la dureté.

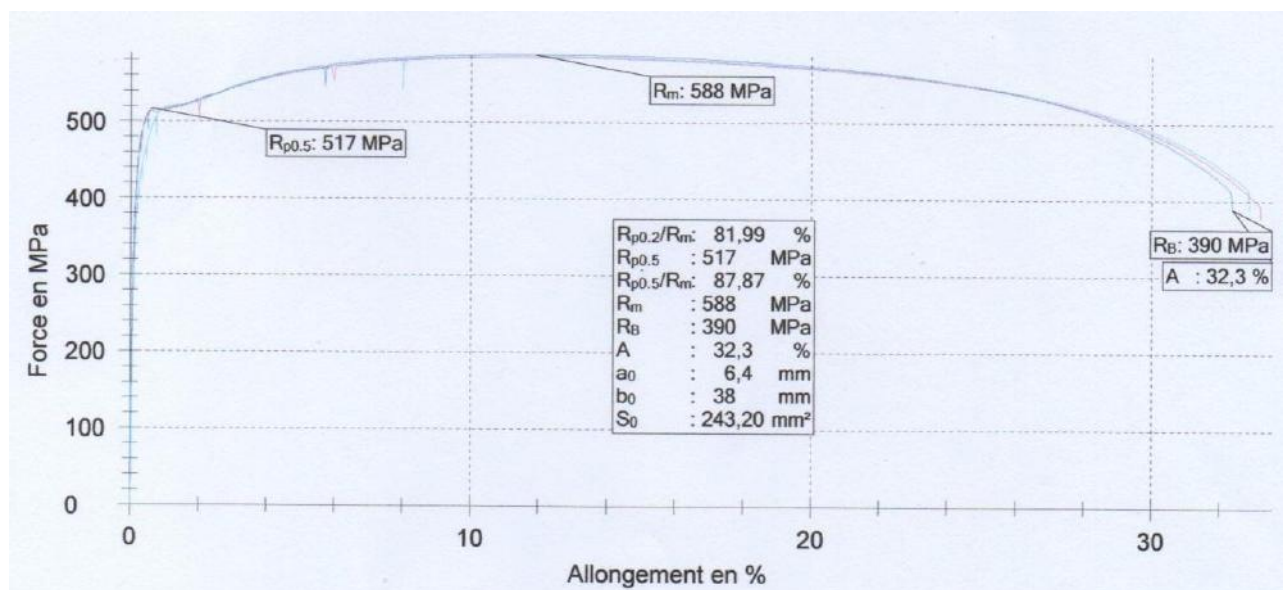


Par contre, le tracé de la courbe de résilience du métal de base en fonction de la dureté pour les quatre épaisseurs (figure 41), montre qu'une grande valeur de résilience correspond à une grande valeur de dureté, et une petite valeur de résilience correspond à une petite valeur de dureté. La résilience augmente en même temps que la dureté, alors qu'en théorie, l'augmentation de la dureté provoque une diminution de la résilience. Cette anomalie s'explique par le fait qu'une microstructure à grains fins est plus résiliente et plus dure qu'une microstructure à gros grains, qui n'est pas favorable pour des sollicitations mécaniques. Plus la taille de grain est petite, plus le nombre de joints sur le chemin de propagation de la fissure est grand et plus l'énergie globale de propagation de la fissure est élevée [22]. L'affinage des grains par laminage est le seul moyen qui permet d'augmenter la dureté et la résilience simultanément, c'est ce qui explique l'obtention de tels résultats.

## 5- Etude des résultats de traction

### 5-1- Courbes de traction

Suite aux essais de traction, la rupture de l'éprouvette s'est produite au niveau de la zone calibrée. Ceci implique que l'essai est bien conforme à la norme. Les résultats des essais sont représentés dans des courbes de traction conventionnelles. Pour chaque épaisseur trois courbes de traction du métal de base sont représentées dans un seul graphe, il en va de même pour le métal soudé.



**Figure IV.6** : Courbes de traction du métal de base pour l'épaisseur 6.35.

La courbe de traction de l'épaisseur 6.35 est représentée dans la figure 42 (voir annexe pour les courbes des autres épaisseurs).

Les trois courbes ont la même allure et sont quasiment superposables. Les courbes de tractions de chacune des épaisseurs présentent le même comportement, la transition élasto-plastique se fait de manière progressive. Les valeurs de la limite

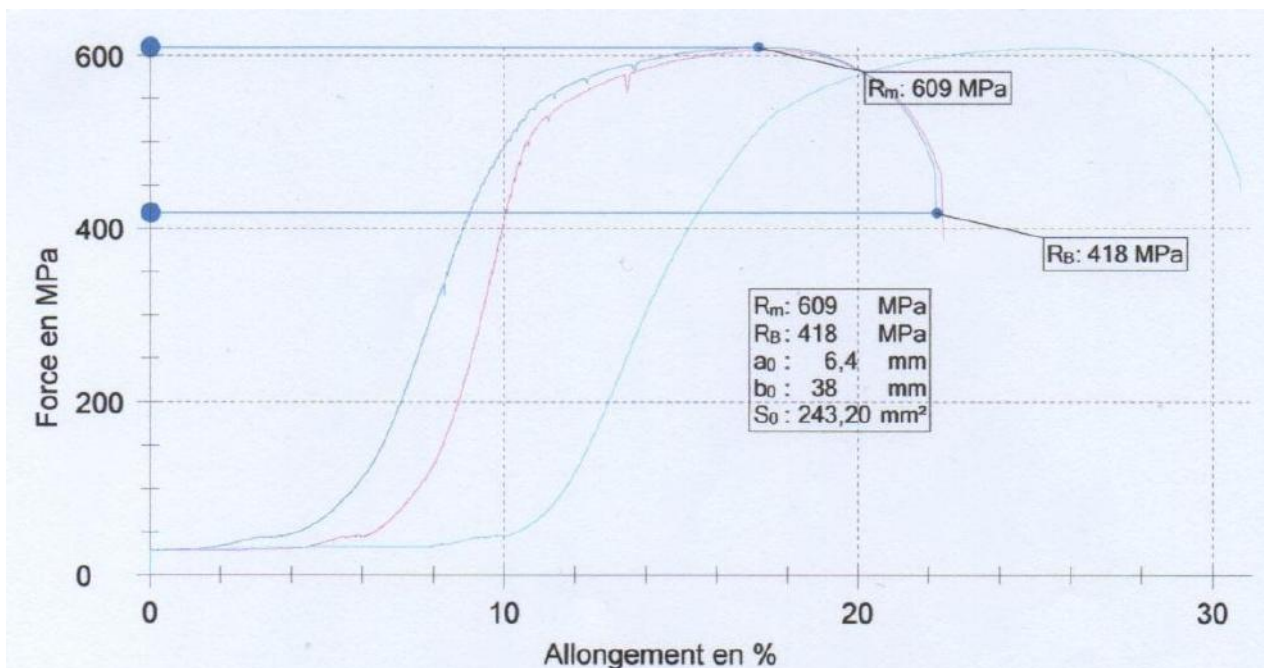
d'élasticité, de l'allongement et de la résistance à la rupture pour toutes les épaisseurs sont toutes supérieures aux valeurs minimales exigées par la norme API 5L pour les aciers X60.

Les valeurs moyennes des caractéristiques statiques déduites des courbes de traction pour chacune des épaisseurs sont regroupées dans le tableau suivant :

**Tableau IV.4:** Caractéristiques déduites des courbes de tractions du métal de base de chacune des épaisseurs.

Epaisseur	R <sub>e</sub> moyenne (MPa)	R <sub>m</sub> moyenne (MPa)	E/R moyen %	A moyen %
6.35	508	586	86.69	32.7
8.74	506	606	83.49	31.86
11.13	476	588	80.95	35.1
12.70	446	545	81.83	36.6

Les courbes de traction du métal soudé pour l'épaisseur 6.35 sont représentées dans la figure suivante :



**Figure IV.7 :** Courbe de traction du métal soudé pour l'épaisseur 6.35.

Les courbes sont décalées entre elles, car les essais de traction de la soudure se sont effectués sans l'extensomètre qui permet de mettre les courbes au niveau de l'axe vertical.

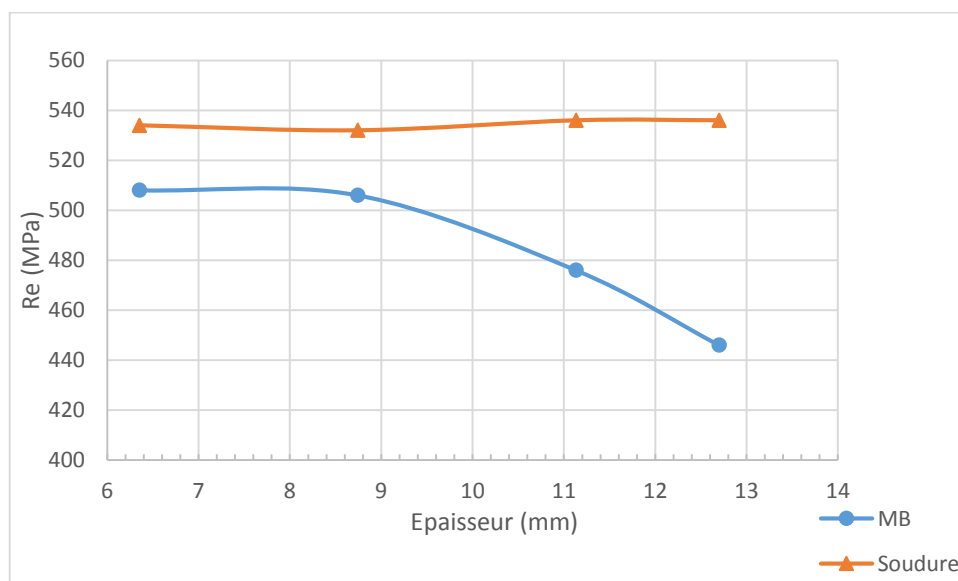
De même que le métal de base, les courbes de traction du métal soudé ont toutes le même comportement et présentent une transition élasto-plastique progressive. Les valeurs moyennes des caractéristiques statiques déduites des courbes de traction pour chacune des épaisseurs sont regroupées dans le tableau ci-dessous :

**Tableau IV.5 :** Tableau des caractéristiques déduites des courbes de tractions de la soudure de chacune des épaisseurs.

Epaisseur	R <sub>e</sub> moyenne (MPa)	R <sub>m</sub> moyenne (MPa)	E/R moyen %	A moyen %
6.35	534	607.64	87.64	17.4
8.74	532	616	84.42	17.8
11.13	536	602	84.81	20
12.70	536	579	93.96	17.9

## 5-2- Limite élastique

Les courbes de variation de la limite d'élasticité du métal de base et de la soudure en fonction de l'épaisseur sont représentées dans la figure IV.8 :



**Figure IV.8 :** Courbes de variation de la limite élastique du métal de base et la soudure en fonction de l'épaisseur.



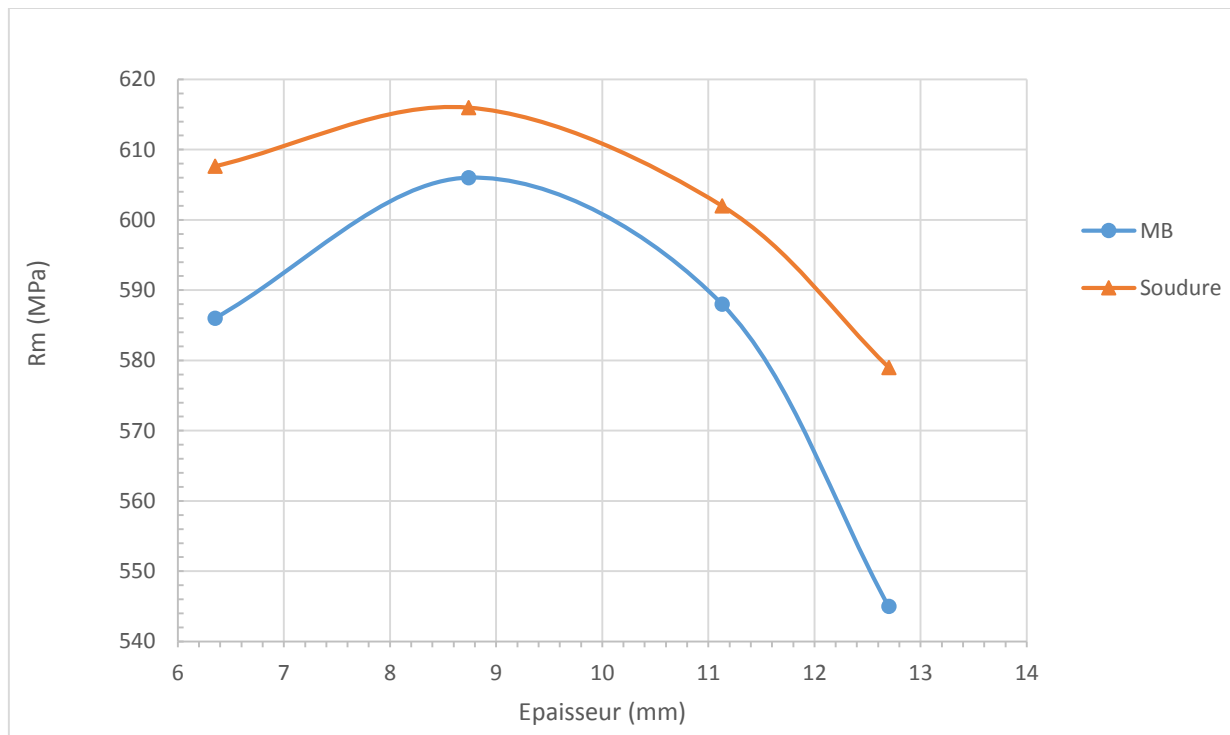
La limite élastique du métal de base diminue avec l'épaisseur de la tôle. En effet, plus l'épaisseur est petite, plus la microstructure est fine, suite au laminage thermomécanique qui a abouti à sa réduction. L'affinage de la taille des grains et l'écroutissage conduisent à une élévation de la limite élastique en accord avec la loi de Hall et Petch qui s'écrit :

$$\sigma_e = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}}$$

$\sigma_e$  est la limite élastique, de la taille des grains  $\sigma_0$  et  $k$  sont des constantes.

La limite élastique de la soudure est toujours supérieure à celle du métal de base à cause de la morphologie de la structure. Les résultats montrent que la limite élastique n'a pas d'effet sur la limite élastique.

### 5-3- Résistance à la rupture



**Figure IV.9 :** Courbe de variation de la résistance à la rupture du métal de base et la soudure en fonction de l'épaisseur.

La figure 45 représente de variation de la résistance à la rupture  $R_m$  du métal de base et la soudure en fonction de l'épaisseur.

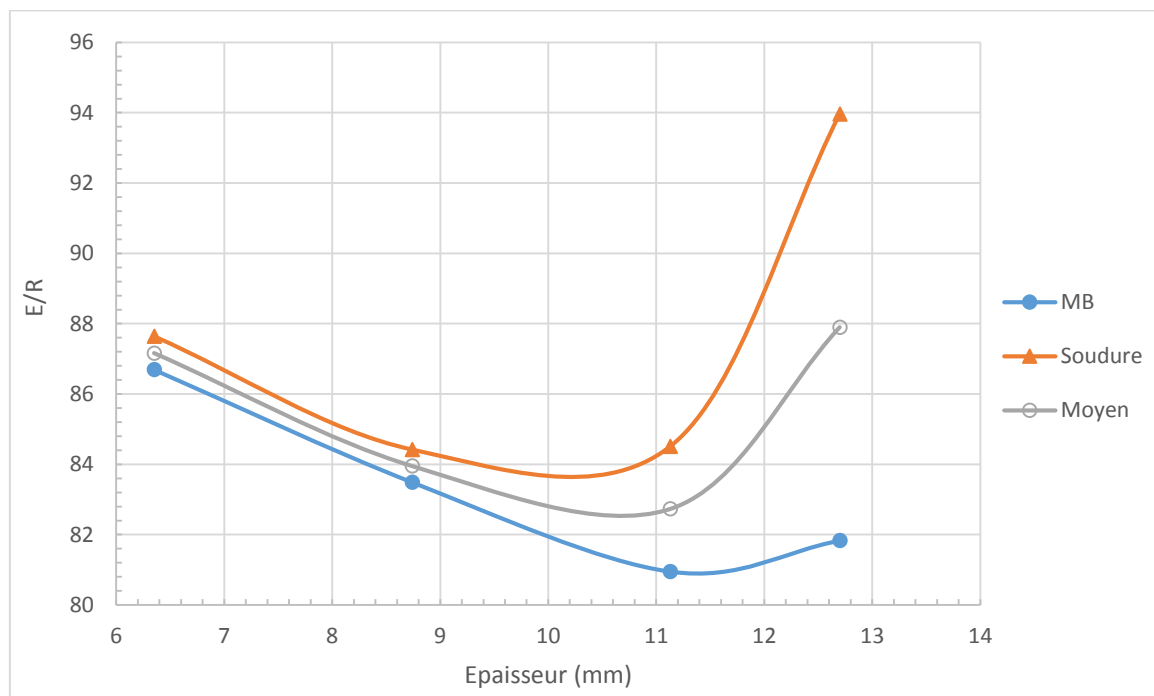
L'allure de la courbe de variation du métal de base est très semblable à la courbe de variation de la dureté étudiée précédemment, car la dureté est en relation directe avec la résistance à la rupture, et ils évoluent de la même manière. La même tendance que celle décrite dans la courbe de dureté est observée ici, la résistance à la rupture diminue avec l'augmentation de l'épaisseur, en relation avec la taille des grains. A la

seule exception de l'épaisseur 6.35 qui, en raison de sa faible dureté, à une résistance à la rupture inférieure à celle du 8.74 et 11.13.

La résistance à la rupture de la soudure est tout le temps supérieure à celle du métal de base, due à la présence de phases plus dures au niveau de la ZAT et la zone fondue. La valeur de  $R_m$  dépend du durcissement apporté par la ZAT et la zone fondue, sa variation avec l'épaisseur n'est pas très régulière bien qu'elle ait la même courbe de tendance que celle du métal de base.

#### 5-4- Rapport E/R

La variation du rapport E/R en fonction de l'épaisseur pour le métal de base et la soudure ainsi que leur moyenne, est représentée dans la courbe de la figure 46. Le rapport E/R traite généralement le métal de base, mais puisque pour les éprouvettes soudés, la rupture doit avoir lieu au niveau du métal de base pour qu'elles soient acceptées, on peut dire qu'il soit applicable de la même façon pour les éprouvettes soudés.



**Figure IV.10 :** Courbe de variation du rapport E/R du métal de base et de la soudure en fonction de l'épaisseur.

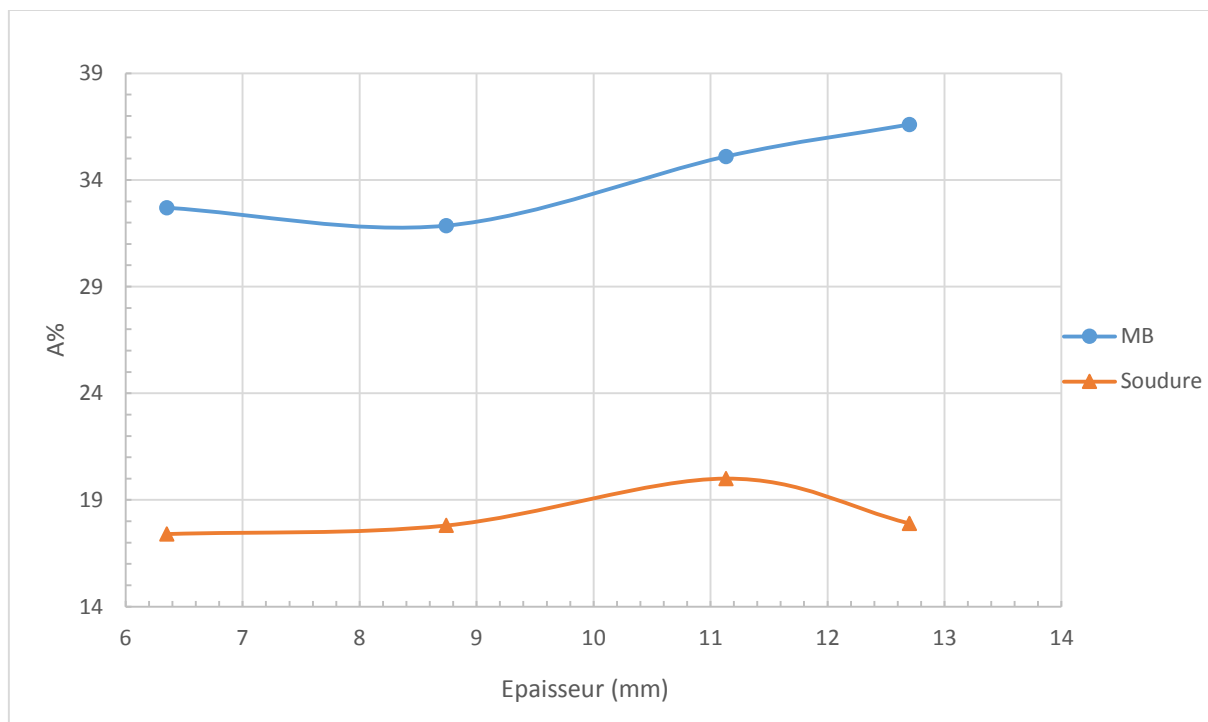
Le rapport E/R du métal de base diminue avec l'augmentation de l'épaisseur. L'affinement de la microstructure fait que la limite élastique croît plus rapidement que la résistance à la rupture, l'écart entre la limite élastique et la résistance à la rupture va donc diminuer avec la réduction de la taille des grains, le rapport E/R va de ce fait augmenter. Quand l'épaisseur augmente, la taille des grains devient plus grossière et la limite élastique diminue. L'acier devient alors plus ductile et l'écart entre la limite élastique et la résistance à la rupture augmente, l'acier va donc être plus apte à se déformer plastiquement et E/R augmente.

Le rapport E/R est par conséquent dépendant de l'épaisseur du tube d'acier, qui est liée à la taille des grains. On peut donc dire que, plus l'épaisseur diminue, plus le rapport E/R augmente.

Dans le métal soudé on obtient un rapport de E/R supérieure à celui du métal de base. Des études montrent que la modification de la ferrite en ferrite aciculaire résulte en une augmentation de la limite élastique et une diminution du rapport E/R [23]. Les phases dures présentes dans la ZAT et la zone fondue augmente la dureté de l'acier, ce qui fait qu'il devient moins ductile et moins apte à se déformer plastiquement, et par conséquent le rapport E/R va être plus important que celui du métal de base.

En traçant la moyenne des deux courbes, on obtient un rapport de E/R compris entre 0,829 et 0,879. C'est un résultat acceptable, le rapport E/R des nuances de tubes actuelles se situe aux alentours de 0.85 en moyenne ce qui permet de garantir un max de 0.90. Le règlement de Sécurité Algérien préconise un rapport E/R maxi = 0.90 pour le gaz, et E/R maxi = 0.85 pour les liquides.

### 5-5- Allongement



**Figure IV.11:** Courbe de variation de l'allongement du métal de base et de la soudure en fonction de l'épaisseur.

Lorsqu'un matériau a été déformé plastiquement, on observe généralement un durcissement. Sa limite élastique augmente et sa ductilité diminue. Plus la déformation plastique est grande, plus le matériau s'oppose à cette déformation. Le matériau devient alors écroui. L'écrouissage mène à une diminution de l'allongement à la rupture lors d'un essai de traction, car l'allongement à la rupture est dépendant de la capacité de se durcir lors d'une déformation.

L'allongement dans le métal de base augmente avec l'épaisseur car plus les grandes épaisseurs sont moins écrouies, et avec la diminution du rapport E/R, la ductilité de l'acier augmente au détriment de la dureté et de la limite élastique. Ce qui fait que l'acier peut subir une déformation plastique plus importante et un allongement plus grand.

L'allongement dans la soudure est moins important car il a le rapport E/R plus grand (entre 0,844 et 0,939), le pallier dans lequel l'acier se déforme plastiquement est plus étroit.

Des études montrent que l'allongement diminue rapidement lorsque E/R dépasse la valeur de 0,85 [24]. Le gain en dureté et en limite élastique, se perd en ductilité et donc sa capacité à s'allonger.

## CONCLUSION

L'entreprise TRC-SONATRACH nous a proposé de faire une étude de détermination du rapport E/R en fonction de l'épaisseur et de faire une caractérisation structurale et mécanique des différentes épaisseurs afin de vérifier la conformité des tubes d'aciers soudés API 5L de grade X60 aux règlements de sécurité algérienne en vigueur, qui exigent un maximum de 0.90 du rapport E/R.

Les travaux effectués ont montré que :

- La composition chimique des quatre épaisseurs est très voisine et ne dépasse pas les maximums spécifiés par la norme. Ils ont une teneur en éléments d'inclusion et des taux carbone équivalent très faible, les quatre aciers présentent donc une très bonne soudabilité. L'épaisseur 6.35 a la meilleure soudabilité, car elle a le taux de carbone équivalent le plus faible. Mais cette réduction de carbone s'est répercutée sur ses propriétés mécaniques, notamment celle de la dureté.
- La structure des quatre aciers est ferrito-perlitique. La microstructure devient plus fine avec la réduction de l'épaisseur suite au laminage. La structure de la ZAT varie d'une région à une autre, elle est constituée de perlite, de ferrite aciculaire et de ferrite polygonale avec des proportions qui varient suivant que l'on s'approche ou l'on s'éloigne de la zone fondue.
- La dureté diminue avec l'augmentation de l'épaisseur, en relation avec sa taille de grains, à la seule exception de l'épaisseur 6.35 qui a la teneur la plus faible en éléments responsables du durcissement structural.
- La résilience augmente au même titre que la dureté suite à l'affinage de la microstructure par laminage. Une caractéristique qui n'est pas observée dans les aciers au carbone conventionnels, ce qui en fait une caractéristique propre aux aciers HSLA.
- La limite élastique augmente avec la réduction de l'épaisseur suite à l'affinement de la microstructure. La résistance à la rupture augmente moins rapidement que la limite élastique, ce qui fait que le rapport E/R augmente avec la réduction de l'épaisseur. **Les valeurs du rapport E/R sont toutes inférieures à 0.90**, à la seule exception de l'éprouvette soudée d'épaisseur 12.7, qui a dépassée cette limite.
- La ductilité de l'acier augmente avec la réduction du rapport E/R, ce qui fait que l'allongement croît quand l'épaisseur de l'acier augmente.

A partir des résultats de cette étude il en découle que, les aciers API de grade X60 utilisés dans la fabrication des pipelines par la société ALTUMET pour le compte de TRC-SONATRACH sont conformes aux normes et réglementations en vigueur, à l'exception de l'épaisseur 12.7, dont le rapport E/R de la soudure dépasse 0.90 ce qui est hors normes. En effet, le métal de base affiche un rapport E/R inférieur à 0.90 mais il est bien supérieur à cette valeur dans les zones de soudure qui peuvent, ainsi constituer un risque de rupture si les contraintes de pression dépassent la limite élastique.

## PERSPECTIVES

L'aboutissement de cette présente étude ouvre la voie vers d'autres perspectives dont nous souhaitons et recommandons leurs prises en charge dans le cadre d'une future étude. Parmi ces perspectives, on peut citer :

- Étendre les tests et essais à d'autres épaisseurs afin d'obtenir une large gamme de résultats qui permettront une analyse beaucoup plus fine et détaillée.  
La mise en œuvre d'une caractérisation structurale par microscopie électronique à balayage, afin de mettre en évidence la forme des grains et les phases, dont le microscope optique utilisé dans notre étude, n'a pas pu détecter.
- Le suivi de la structure par diffractométrie aux rayons x.

## BIBLIOGRAPHIE

- [1]. Sofiane DJERAF. Etude comparative de l'influence du taux de déformation et de la température du recuit sur les microstructures et les propriétés mécaniques de deux aciers à haute limite d'élasticité (HLE) de type API X70. Mémoire de Magistère. Ecole Nationale Polytechnique Alger (2012).
- [2]. Specification for Line Pipe. API specification 5L forty-five edition (Décembre 2012).
- [3]. L.MAILHE. Cours de production: Collecte-Traitement-Stockage. Edition Technip (1974).
- [4]. Fateh AGGOUNE. Évaluation de l'endommagement des tubes dans leurs conditions d'exploitation. Mémoire de Magistère. Université MENTOURI Constantine (2011).
- [5]. Anne-Sophie BILAT. Estimation du risque de rupture fragile de soudures de pipelines en aciers à haut grade : caractérisation et modélisation. Thèse de doctorat. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (Novembre 2007).
- [6]. Dipesh Kumar MISHRA. Thermo-mechanical Processing of API-X60 Grade Pipe Line Steel. Master in Technology. National Institute of Technology Rourkela (Mai 2014).
- [7]. Hans-Georg HILLENBRAND, Michael GRÄF, Christoph KALWA. Development and production of high strength pipeline steels (Décembre 2001).
- [8]. G. MURRY. Transformations dans les aciers. Technique de l'ingénieur. fasc M1115.
- [9]. Maamar HAKEM. Elaboration et Etude de l'évolution Microstructurale d'un Acier à Haute Limite Elastique au Molybdène Après Traitements Thermomécaniques et Thermiques. Mémoire de Magistère. Université SAAD DAHLEB Blida (2002).
- [10]. Kong JUNHUA, Zhen LIN, Guo BIN, Li PINGHE, Wang AIHUA, Xie CHANGSHENG. Influence of Mo content on microstructure and mechanical properties of high strength pipeline steel (2004).
- [11]. Sandrine Bremer, Volker Flaxa, Franz Martin Knoop. Development of Niobium-alloyed large diameter pipes (July 2010).
- [12]. Marc GRUMBACH. Aciers d'usage general. Technique de l'ingénieur. Fasc M 305.
- [13]. Christian KLINKENBERG. Niobium in Microalloyed Structural & Engineering Steel.
- [14]. A.G.GLOVER, J.T. McGRATH, M.J.TINKLER and G.C.WEATHERLY. The Influence of Cooling Rate and Composition on Weld Metal Microstructures in a C/Mn and a HSLA Steel.

[15]. Alberto Moreira Jorge Junior, Luiz Henrique GUEDES, Oscar BALANCIN. Ultra Grain Refinement During the Simulated Thermomechanical-processing of Low Carbon Steel (2012).

[].

[16]. Guy MURRY. Soudage et soudabilité métallurgique des métaux. Technique de l'ingénieur. fasc M715.

[17]. Abdulkader ZALT. Endommagement par fatigue et prédiction de la durée de vie des joints soudés de type caisson. Thèse de doctorat. Université de Lorraine Metz (octobre 2012).

[18]. Elena SCUTELNICU, Carmen Catalina RUSU, Emil CONSTANTIN, Virgil TEODOR. Prediction of Cooling Rate in API-5L-X70 Steel Plates welded by Submerged Double-Arc Welding.

[19]. Laurent JUBIN, David LE BRAS. Soudage des aciers HLE – Fissuration à froid.

[].

[20]. Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Fluxes for Submerged Arc Welding. ANSIIAWS A5.2WA5.23M: 1997 An American National Standard (1997).

[21]. Randolfo VILLEGAS. Genèse de la ferrite aciculaire dans les aciers à moyen carbone microallié au Vanadium. Morphologie fractale en relation avec les propriétés mécanique. Thèse de doctorat. Institut national polytechnique de Lorraine (novembre 2007).

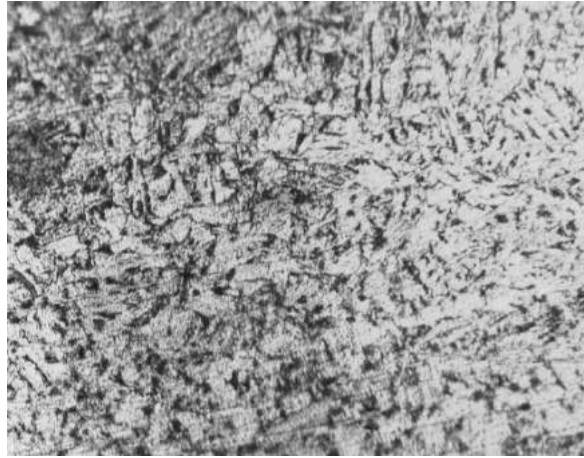
[22]. Barry THOMAS, Jean-Hubert SCHMITT. Durcissement des aciers. Technique de l'ingénieur. fasc M4340.

[23]. Y. M. KIM, S. K. KIM, Y. J. LIM and N. J. KIM. Effect of Microstructure on the Yield Ratio and Low Temperature Toughness of Linepipe Steels (2002).

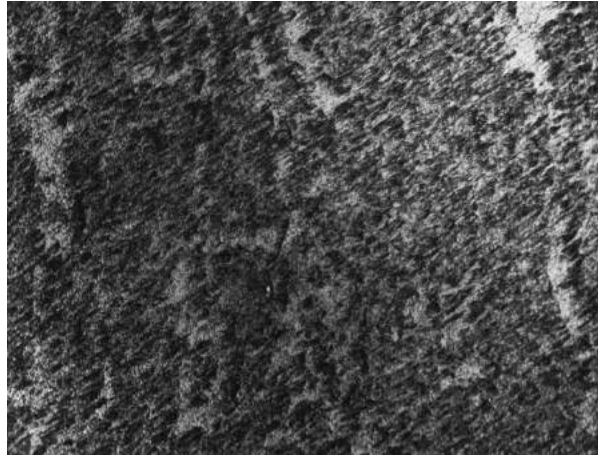
[24]. R. L. BROCKENBROUGH & ASSOCIATES, INC. Effect of Yield-Tensile Ratio on Structural Behavior - High Performance Steels for Bridge Construction.



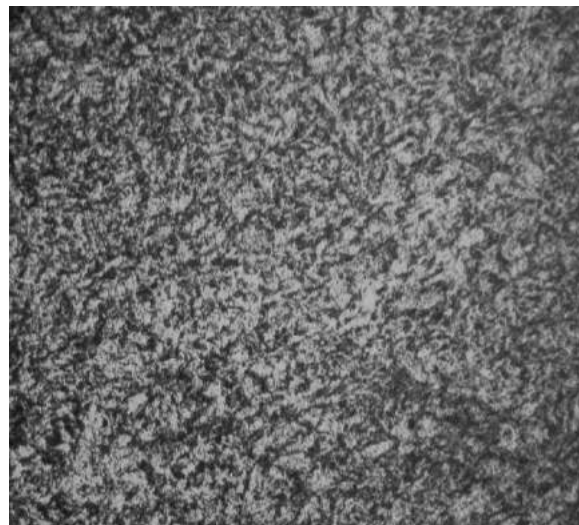
## ANNEXE



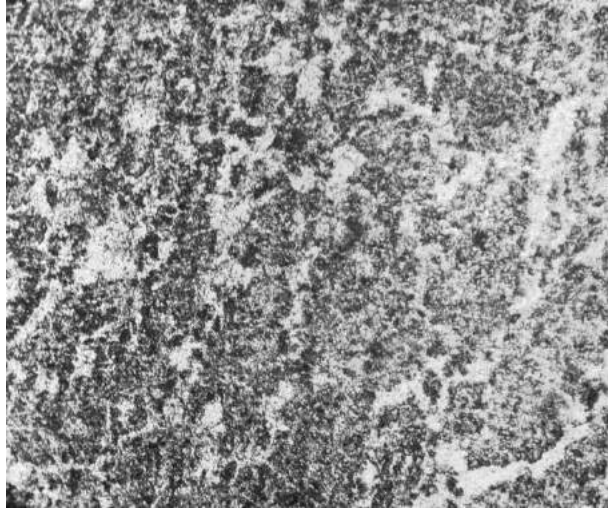
**Figure 1** : Microstructure de la ZAT pour l'épaisseur 6.35.



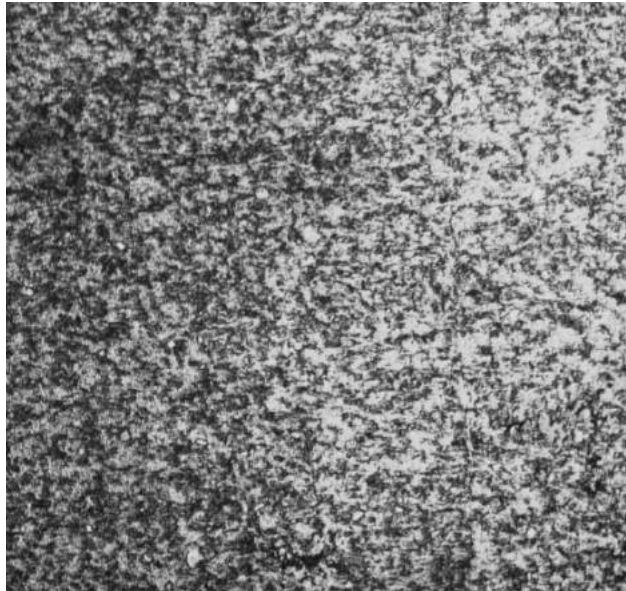
**Figure 2** : Microstructure de la zone fondue pour l'épaisseur 6.35.



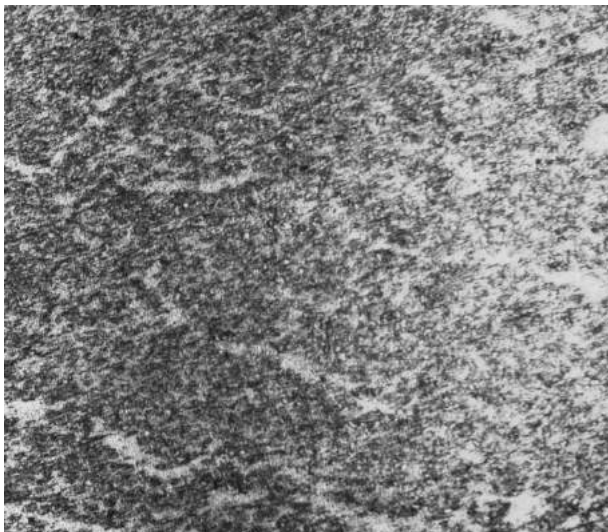
**Figure 3** : Microstructure de la ZAT pour l'épaisseur 11.13.



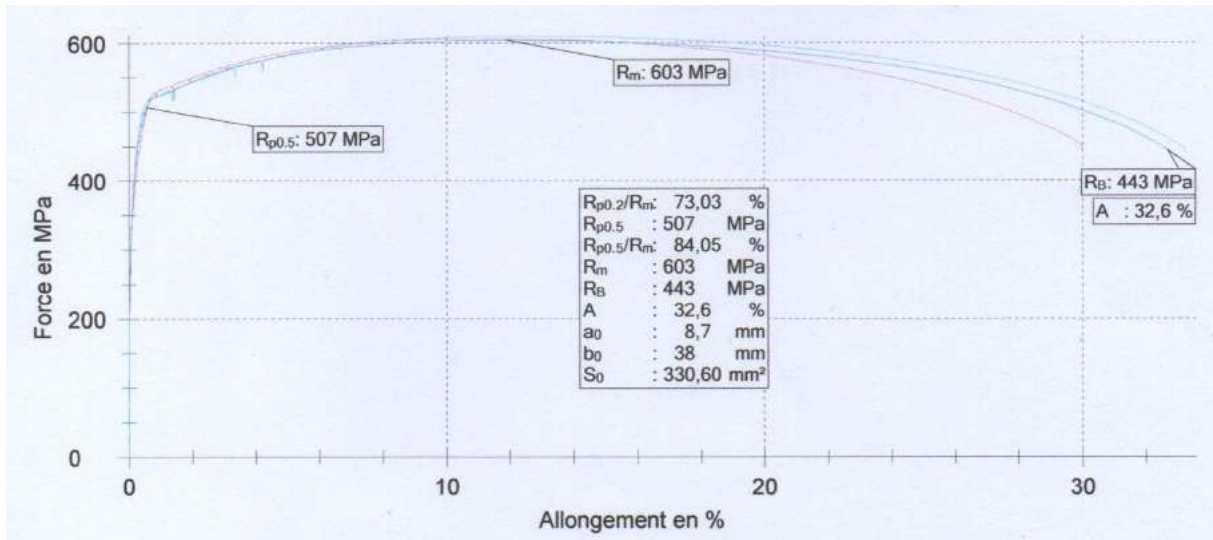
**Figure 4** : Microstructure de la zone fondue pour l'épaisseur 11.13.



**Figure 5** : Microstructure de la ZAT pour l'épaisseur 12.7.



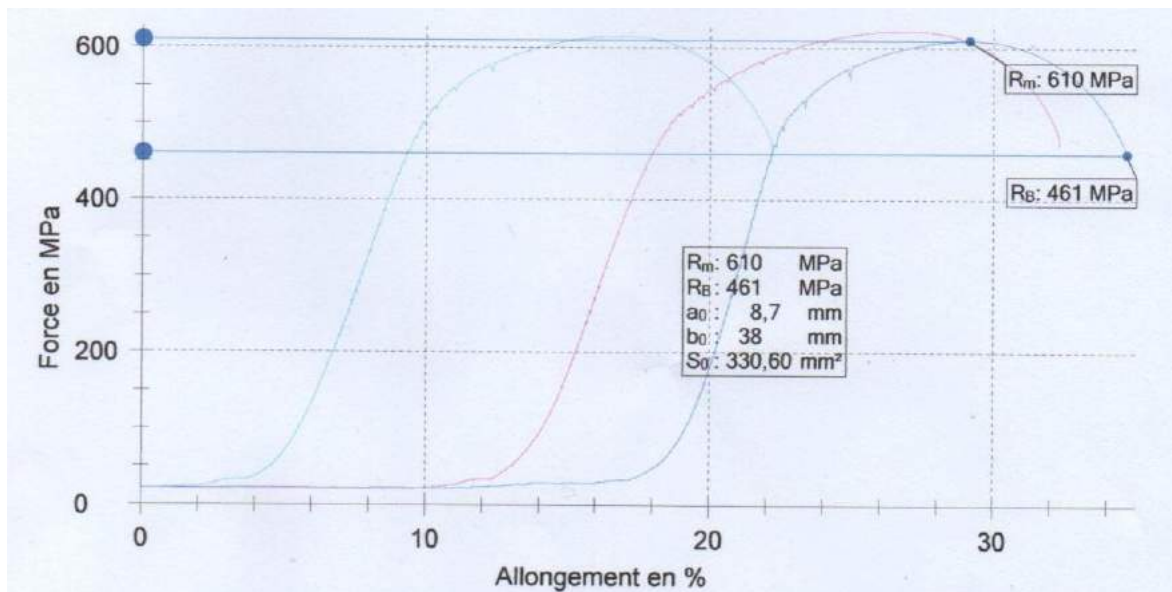
**Figure 6** : Microstructure de la zone fondue pour l'épaisseur 12.7.



**Figure 7** : Courbe de traction du métal de base de l'épaisseur 8.74.

Légende	Nr	R <sub>p0.5</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	R <sub>p0.5</sub> /R <sub>m</sub> %	R <sub>B</sub> MPa	A %	a <sub>0</sub> mm	b <sub>0</sub> mm	S <sub>0</sub> mm <sup>2</sup>
	1	496	606	81,78	444	29,9	8,7	38	330,60
	2	517	609	84,78	439	33,1	8,7	38	330,60
	3	507	603	84,05	443	32,6	8,7	38	330,60

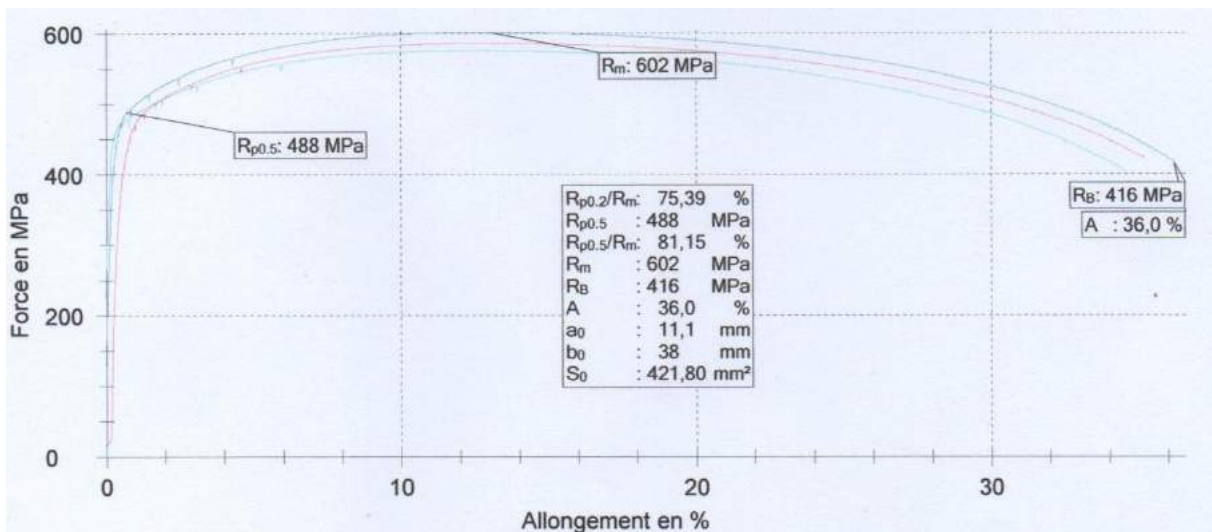
**Tableau 1** : Résultats de traction du métal se base de l'épaisseur 8.74.



**Figure 8** : Courbe de traction de la soudure de l'épaisseur 8.74.

Légende	Nr	R <sub>m</sub> MPa	R <sub>B</sub> MPa	a <sub>0</sub> mm	b <sub>0</sub> mm	S <sub>0</sub> mm <sup>2</sup>
	1	623	472	8,7	38	330,60
	2	615	458	8,7	38	330,60
	3	610	461	8,7	38	330,60

**Tableau 2 :** Résultats de traction de la soudure de l'épaisseur 8.74.



**Figure 9 :** Courbe de traction du métal de base de l'épaisseur 11.13.

Légende	Nr	R <sub>p0.5</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	R <sub>p0.5</sub> /R <sub>m</sub> %	R <sub>B</sub> MPa	A %	a <sub>0</sub> mm	b <sub>0</sub> mm	S <sub>0</sub> mm <sup>2</sup>
	1	465	586	79,24	421	34,8	11,1	38	421,80
	2	475	576	82,50	403	34,5	11,1	38	421,80
	3	488	602	81,15	416	36,0	11,1	38	421,80

**Tableau 3 :** Résultats de traction du métal de base de l'épaisseur 11.13.



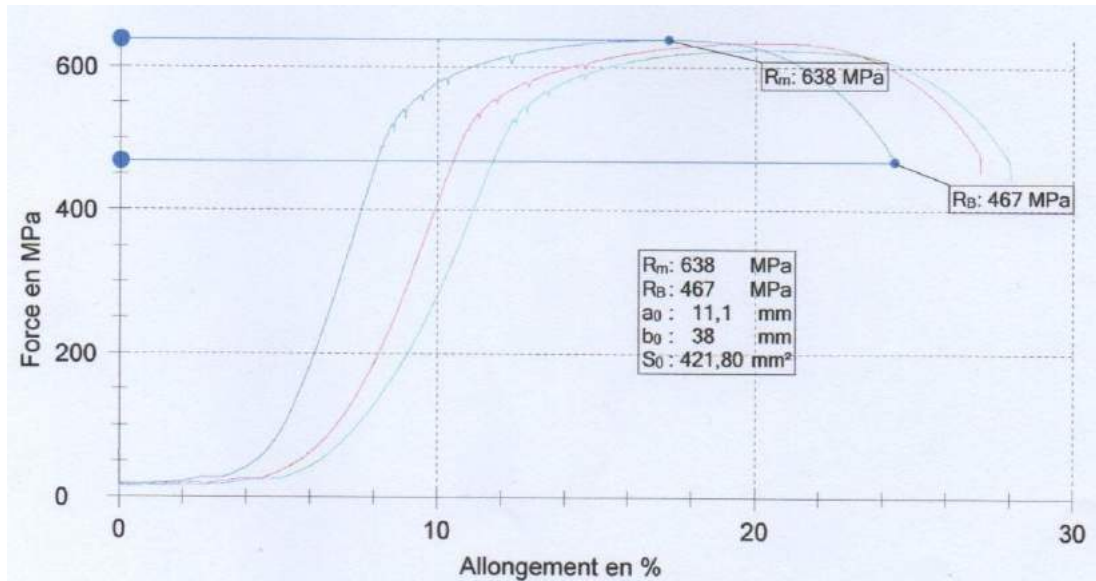


Figure 10 : Courbe de traction de la soudure de l'épaisseur 11.13.

Légende	Nr	R <sub>m</sub> MPa	R <sub>B</sub> MPa	a <sub>0</sub> mm	b <sub>0</sub> mm	S <sub>0</sub> mm <sup>2</sup>
<span style="display:inline-block; width:15px; height:15px; background-color:blue;"></span>	1	634	454	11,1	38	421,80
<span style="display:inline-block; width:15px; height:15px; background-color:green;"></span>	2	624	444	11,1	38	421,80
<span style="display:inline-block; width:15px; height:15px; background-color:red;"></span>	3	638	467	11,1	38	421,80

Tableau 4 : Résultats de traction de la soudure de l'épaisseur 11.13.

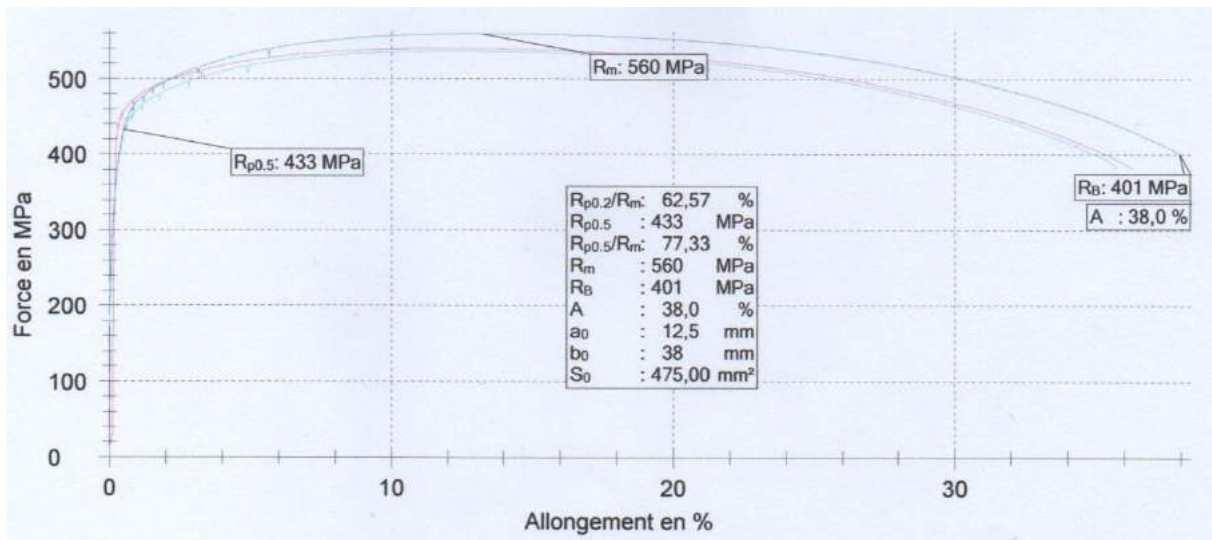
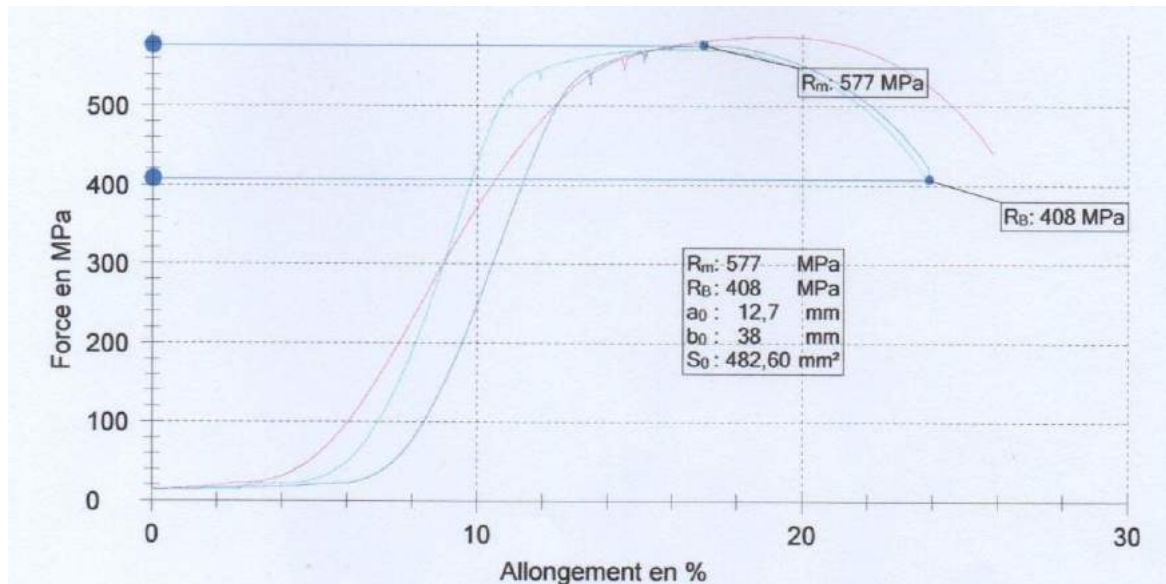


Figure 11 : Courbe de traction du métal de base de l'épaisseur 12.7.

Légende	Nr	R <sub>p0.5</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	R <sub>p0.5</sub> /R <sub>m</sub> %	R <sub>B</sub> MPa	A %	a <sub>0</sub> mm	b <sub>0</sub> mm	S <sub>0</sub> mm <sup>2</sup>
	1	464	540	86,02	381	36,2	12,5	38	475,00
	2	443	537	82,58	381	35,6	12,5	38	475,00
	3	433	560	77,33	401	38,0	12,5	38	475,00

**Tableau 5** : Résultats de traction du métal de base de l'épaisseur 12.7.



**Figure 12** : Courbe de traction de la soudure de l'épaisseur 12.7.

Légende	Nr	R <sub>m</sub> MPa	R <sub>B</sub> MPa	a <sub>0</sub> mm	b <sub>0</sub> mm	S <sub>0</sub> mm <sup>2</sup>
	1	588	440	12,7	38	482,60
	2	572	412	12,7	38	482,60
	3	577	408	12,7	38	482,60

**Tableau 6** : Résultats de traction de la soudure de l'épaisseur 12.7.

<b>Résilience KVC (-10)J/Cm<sup>2</sup></b>		
<b>MB</b>	<b>ZAT</b>	<b>MA</b>
255		
285	262.5	214.17
260	264.17	202.5
273.33	253.33	219.17
300		
273.33	264.17	218.33
300		
285		

**Tableau 7** : Résultats de résilience de l'épaisseur 6.35.

<b>Position entaille</b>	<b>Energie (Joules)</b>		<b>Résilience Moyenne J/Cm<sup>2</sup></b>
	<b>Individuelle</b>	<b>Moyenne</b>	
			<b>MINI 68</b>
<b>MA</b>	140	<b>159,00</b>	<b>265,00</b>
	165		
	172		
<b>ZAT</b>	180	<b>201,33</b>	<b>335,56</b>
	210		
	214		
<b>MB</b>	220	<b>224,00</b>	<b>373,33</b>
	240		
	212		

**Tableau 8** : Résultats de résilience de l'épaisseur 8.74.

Position entaille	Energie (Joules)		Résilience Moyenne J/Cm <sup>2</sup>
	Individuelle	Moyenne	
MA	178	176,00	220,00
	170		
	180		
ZAT	296	276,00	345,00
	296		
	236		
MB	270	275,33	344,17
	270		
	286		

**Tableau 9** : Résultats de résilience de l'épaisseur 11.13.

Résilience (Kg/Cm <sup>2</sup> ) K V C -10		
MB	ZAT	Soudure
324.17	304.58	139.58
313.33	290	147.5
320	295.83	157.5
337.5	316.67	138.33
	310	145.83
	313.33	142.5

**Tableau 10** : Résultats de résilience de l'épaisseur 12.7.