

**REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE**

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique d'ALGER



المدرسة الوطنية متعددة التقنيات  
Ecole Nationale Polytechnique

*DEPARTEMENT DE METALLURGIE*

*Mémoire de projet de fin d'études*

*Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en génie des matériaux*

# **Caractérisations mécaniques d'un joint soudé en acier API 5L X70**

Abderrezek DJEDDI

Sous la direction du Pr. Med Elamine DJEGHLAL

Présenté et soutenu publiquement le 19/06/2017

## **Composition du jury**

Président	M. M. LARIBI	Professeur	ENP
Rapporteur/Promoteur	M.M.E. DJEGHLAL	Professeur	ENP
Examineurs	M. K.ABADLI	Docteur	ENP
	Mme. H.HACHEMI	Docteur	ENST

**ENP 2017**



**REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE**

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique d'ALGER



المدرسة الوطنية متعددة التقنيات  
Ecole Nationale Polytechnique

*DEPARTEMENT DE METALLURGIE*

*Mémoire de projet de fin d'études*

*Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en génie des matériaux*

# **Caractérisations mécaniques d'un joint soudé en acier API 5L X70**

Abderrezek DJEDDI

Sous la direction du Pr. Med Elamine DJEGHLAL

Présenté et soutenu publiquement le 19/06/2017

## **Composition du jury**

Président	M. M. LARIBI	Professeur	ENP
Rapporteur/Promoteur	M.M.E. DJEGHLAL	Professeur	ENP
Examineurs	M. K.ABADLI	Docteur	ENP
	Mme. H.HACHEMI	Docteur	ENST

**ENP 2017**

## ملخص:

أنبوب نقل البترول قد عرف تطورا كبيرا في تنميته حيث تم تحسين خواصه الميكانيكية. الآن هذه المواد توفر أفقا جديدة لنقل البترول و الغاز  
تحسين وثوقية هياكل نقل الغاز و البترول يعتبر أحد الأهداف الرئيسية لمصممي خطوط الأنابيب البترولية، نظرا لاهتمامه الجيد بمصالح و سلامة الناس والممتلكات، وكذلك أداء خطوط الأنابيب بالإضافة إلى الاقتصاد في نقل الهيدروكربونات عبر شبكة الأنابيب.  
الهدف من هذه العمل هو دراسة الخصائص الميكانيكية و الصدمة عند درجات حرارة مختلفة لمنطقة التلحيم لأنبوب من فئة " API 5L X70 " ملح بطريقة لولبية بواسطة تقنية SAW. هذه الدراسة تحتاج للقيام باختبار بواسطة الميكروسكوب الضوئي والإلكتروني الماسح لتحليل هيكل المادة والقيام بتجارب التمدد، الصلابة، و الصدمة  
كلمات البحث: منطقة التلحيم، أنبوب نقل البترول و الغاز، API 5L X70، التجارب الميكانيكية، الصدمة، SAW

## Abstract:

Pipelines have known a huge development which led to upgrade their mechanical properties. At present these materials offer new prospects for oil transport. Improve the reliability of gas and oil transmission facilities is a primary objective of the pipeline engineers, since interested the safety of people and goods, a performance of the economy of pipelines transport oil by pipeline. The object of this work is the study of the mechanical behavior and resilience in different temperatures of a welded joint category API 5L X70 pipeline welded spiral by SAW technology. This study required a review by the optical microscope and electronic "SEM" for the analysis of the microstructure and mechanical tests of strength, microhardness, and resilience.

**Key words:** welded joint, pipeline, API 5L X70, mechanical tests, resilience, SAW

## RESUME :

Les aciers de pipelines ont connus un développement dans leur élaboration où leurs propriétés mécaniques ont été améliorées. A présent ces matériaux offrent de nouvelles perspectives pour le transport pétrolier.

Améliorer la fiabilité du procédés de transport de gaz et de pétrole est un objectif primordial des concepteurs des pipelines, puisqu'il intéresse la sûreté des biens et des personnes, ainsi que la performance des pipelines et l'économie du transport des hydrocarbures par canalisation. Dans ce travail, notre intérêt s'est porte essentiellement sur l'étude du comportement mécanique et la résilience à différentes température d'un joint soudé du pipeline de catégorie API 5 L X70 soudé en spirale par la technique SAW. Cette étude a nécessité un examen par le microscope optique et le MEB pour l'analyse de la microstructure et des essais mécaniques de traction, de micro dureté, et de résilience.

**Mots clés :** joint de soudure, pipeline, API 5L X70, essais mécaniques, résilience, SAW.

*Dédicace:*

Je dédie ce travail à :

Mon cher PAPA,

Ma tendre MAMAN,

Mes sœurs : MANEL , MERIEM , AMINA , INES

Toute ma famille

Mes amis et mes proches,

MERCI !

## **Remerciements:**

Je tiens d'abord à remercier mon promoteur le Professeur M. E. DJEGHLAL pour la confiance qu'il m'a accordée, pour son soutien et ses conseils, ses idées, ainsi que pour son aide précieuse.

Je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance à Monsieur O. ASSALA, Professeur à l'université BADJI MOKHTAR –ANNABA- pour ses conseils et ses suggestions sur le plan scientifique.

Je remercie Mr T.BELHANECHÉ, responsable au laboratoire d'essai mécanique à ALFAPIPE –ANNABA- , qui m'a donné la chance au cours de cette étude de bénéficier l'appui technique delaboratoire, ainsi que tous les personnels de ALFAPIPE pour leur aide très précieuse.

J'exprime ma profonde gratitude à Mme MEDDAH de l'ESMM, de m'avoir accueilli dans son laboratoire à l'Ecole Supérieure Mines et Métallurgie.

Enfin, je remercie Monsieur K.ABADLI d'avoir accepté de présider mon jury, et Monsieur : M. LARIBI, et Madame : H. HACHEMI, qui m'ont fait l'honneur d'examiner ce travail.

# Tables des matières

Liste des figures

Liste des tableaux

Introduction Générale..... 11

## Chapitre I : Etude bibliographique

I. Introduction.....	15
I.1 Aperçu sur les aciers a haute limite d'élasticité :	15
I.2 Les différentes classes des aciers HLE :	15
I.2.1. Aciers résistants à la corrosion .....	16
I.2.2. Aciers micro-alliés ferrito-perlitique .....	16
I.2.3. Aciers laminés à structure perlitique :	17
I.2.4. Aciers à ferrite aciculaire (bainite à bas carbone) :	18
I.2.5. Aciers à double phase (dual-phase) :	18
I.2.6. Aciers à forme d'inclusion contrôlés :	18
I.3 Structures et propriétés des aciers HLE :	19
I.3.1. Dureté .....	19
I.3.2 Ductilité :	19
I.3.3 Ténacité :	20
I.4 INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE :	20
I.4.1 Influence des éléments de substitution :	20
I.4.2 Influence des éléments formants des précipités :	21
I.4.3 Influence de la perlite :	22
I.5 Mécanismes de durcissement des aciers HLE :	22
I.5.1 Durcissement par affinement des grains :	22
I.5.2 Durcissement par dispersion :	23
I.5.3 Durcissement par écrouissage :	24
I.5.4 Durcissement par traitements thermiques :	26
I.6 Procèdes de soudage :	27
I.6.1 Principe de soudage à l'arc par électrode enrobé :	27
I.6.2 Principaux types d'enrobages :	28
I.6.3 Principe de soudage électrique à l'arc sous flux solide (SAW):	28
I.6.4 Types de flux en poudre utilisés :	29
I.6.5 les facteurs de soudabilités :	30

I.7 Procèdes de fabrication des pipelines : .....	31
I.7.1 Les tubes soudés sous forme spirale : .....	31
I.7.2 Les tubes soudés longitudinalement : .....	33

## Chapitre II : Matériaux et techniques expérimentales

Introduction : .....	37
II.1 Matériau utilisé : .....	37
II.2 Descriptions des techniques utilisées : .....	37
II.2.1 Essai de micro-dureté : .....	37
II.2.2 Essai de traction : .....	38
II.2.3 Essai de résilience : .....	39
II.3 Analyse chimique du matériau : .....	39
II.4 Analyse métallographique : .....	40
II.4.1 Préparation des échantillons .....	40
II.4.1.2 L'enrobage à froid .....	41
II.4.1.3 Le polissage .....	41
II.4.2 L'attaque chimique: .....	41
II.4.3 L'observation microscopique: .....	42
II.5 Le MEB : .....	42
II.5.1 Principe de fonctionnement : .....	42
II.5.2 Diffusion des électrons : .....	43
II.6 Essais mécaniques : .....	43
II.6.1 Profil de micro dureté : .....	43
II.6.2 Essai de traction : .....	44
II.6.3 Essai de résilience : .....	45

## Chapitre III : Résultats et interprétations

III.1 Caractérisation microstructurale : .....	48
III.1.1 Analyse chimique : .....	48
III.1.2 Observation de macrographie de l'éprouvette : .....	49
III.1.3 Analyses métallographiques : .....	50
III.2 Caractérisation mécanique : .....	52
III.2.2 Essai de résilience : .....	55
III.2.3 Profil de micro dureté : .....	58
III.3. Observation des faciès de rupture au MEB : .....	59

III.3.1. Faciès de rupture après traction : .....	59
III.3.2. Faciès de rupture après résilience : .....	60
Conclusion et perspectives	
Conclusion.....	62
Perspectives .....	63
Références bibliographiques	
Références bibliographiques : .....	65

## Liste des figures

Figure I.1: Durcissement de la solution solide de la ferrite par les éléments d'alliages .....	4
Figure I.2 : Acier micro allié ferritoperlitique.....	5
Figure I.3: Acier perlitique de construction laminée .....	5
Figure I.4: Acier de ferrite aciculaire .....	6
Figure I.5: L'effet de l'affinement des grains sur les propriétés des aciers .....	11
Figure I.6 : Franchissement des particules par les dislocations par le mécanisme de contournement (a) ou par le mécanisme de cisaillement (b).....	12
Figure I.7 : Courbe de traction rationnelle .....	13
Figure I.8 : Soudage à l'électrode enrobée : principe .....	16
Figure I.9 :Soudage sous flux en poudre : principe .....	17
Figure I.10 :Principe de fabrication des tubes soudés .....	19
Figure I.11 :Technique de fabrication des tubes soudés en spirale .....	20
Figure I.12 :Le craquage .....	21
Figure I.13 : Formage sous forme ' U ' .....	22
Figure I.14 : Formage sous forme 'O' .....	22
Figure I.15 : Expansion .....	23
Figure II.1 : Eprouvette subissant une force F .....	25
Figure II.2:Machine de résilience .....	26
Figure II.3 :L'éprouvette de résilience .....	26
Figure II.4: Appareil SPECTRO MAX x (ALFAPIPE, ANNABA) .....	27
Figure II.5 : L'opération de découpage .....	28
Figure II.6 : L'opération de polissage .....	28
Figure II.7 : L'échantillon après l'opération de polissage .....	28
Figure II.8 : l'observation microscopique .....	29
Figure II.9 : MEB ( ENSMM , ANNABA) .....	30
Figure II.10 : Microduromètre utilisé pour les essais .....	31

Figure II.11 : Schéma d'éprouvette de traction .....	31
Figure II.12 : Machine ZWICK de traction .....	32
Figure II.13 : Mouton Charpy (ALFAPIPE, ANNABA) .....	32
Figure II.14 : Cryostat(ALFAPIPE,ANNABA) .....	33
Figure II.15 : Configuration des éprouvettes de résiliences .....	33
Figure III.1: L'observation macrographique .....	35
Figure III.2: Micrographie optique de la zone fondue X600 .....	36
Figure III.3: Micrographie optique de la zone affectée thermiquement X600 .....	37
Figure III.4: Micrographie optique du metal de base X600 .....	38
Figure III.5 : Traction de métal de base .....	38
Figure III.6 : Courbe de traction du métal de base .....	39
Figure III.7 : Traction de cordon de soudure .....	40
Figure III.8 : Courbe de traction de soudure .....	41
Figure III.9 : Résultats des essais de résilience en J .....	42
Figure III.10 : Résultats des essais de résilience en J/cm <sup>2</sup> .....	42
Figure III.11 : Profil de micro-dureté .....	44
Figure III.12 : Faciès de rupture après essais de traction .....	45
Figure III.13 : Faciès de rupture après essais de résilience .....	46

## Liste des tableaux

Tableau III.1: La composition chimique du métal de base .....	34
Tableau III.2: Les résultats des essais de traction pour le métal de base .....	39
Tableau III.3: Les résultats des essais de soudure .....	40
Tableau III.4: Les résultats des essais de résilience en J .....	41
Tableau III.5: Les résultats des essais de résilience en J/cm <sup>2</sup> .....	42
Tableau III.6: Les résultats des essais de micro dureté .....	44

# **Introduction générale**

## Introduction Générale

Les aciers à haute limite élastique (HSLA) de canalisation avec une microstructure de ferrite aciculaire, ont été développés rapidement depuis les années 70 pour satisfaire les demandes correspondantes du transport de pétrole brut ou de gaz naturel. De tels aciers de canalisation peuvent fournir d'excellentes combinaisons de haute résistance, de dureté, résistance à la corrosion, bonne soudabilité.

De nombreux aciers d'usage général, et notamment des tôles et profilés, sont mis en œuvre par soudage. On estime aujourd'hui que 60 à 80 % de la production mondiale de l'acier est destinée à la fabrication des produits soudés.

La définition de la soudabilité de ces aciers est complexe car c'est une propriété qualitative appréciée à l'aide des critères différents selon les réalisations envisagées ; elle met en jeu de nombreux paramètres, l'acier n'étant que l'un d'entre eux. Elle ne fait donc pas l'objet de garanties spécifiques mais les producteurs mettent à la disposition des utilisateurs, les informations nécessaires à la bonne réalisation des opérations de soudage, intégrité de l'assemblage indispensable pour éviter tout risque de ruine par fissuration et rupture à partir de défauts [1].

Parmi les produits soudés se trouvent la fabrication des pipelines qui est devenue une nécessité à cause de la demande élevée d'énergie. En effet, ces derniers, sont devenus, durant les 50 dernières années le moyen d'acheminement le moins coûteux et le plus sûr pour de grandes quantités de pétrole et de gaz et sur de longues distance, traversant des milieux très agressives, et qui se traduit par des déformations et contraintes créent des conditions, complexes et sévères, de travail des joints de soudure des tubes ; dont la capacité portante dépend de l'hétérogénéité des propriétés mécaniques et chimiques des différentes zones du joint, de la qualité du cordon. 95% des aciers utilisés pour les pipelines sont des aciers à haute limite élastique.

Aujourd'hui les objectifs techniques et économiques des industriels de tous les secteurs vont dans le sens de la réduction des coûts, de l'amélioration des performances et de la productivité. Les pipelines ou équipements doivent résister à des sollicitations nombreuses :

- Sollicitations externes: contraintes mécaniques, fatigue, ...
- Sollicitations internes: frottement, abrasion, érosion, ...
- Sollicitations environnementales: corrosion, oxydation, chaleur...

L'objectif de ce travail est la caractérisation et l'analyse de comportement mécaniques d'un joint soudée d'un acier à haute limite élastique (HLE) utilisé dans le transport des produits pétroliers (X70 API 5L).

La partie théorique de ce travail est constituée d'un seul chapitre composé de deux parties, la première partie présente les généralités sur les aciers HLE, tandis que la deuxième partie

résume les divers procédés de soudage et en particulier le soudage à arc électrique utilisé pour la fabrication des pipelines,

La partie expérimentale est quand elle divisée en deux parties, la première partie concerne les techniques expérimentales et les matériaux utilisées, la deuxième partie regroupe les résultats obtenus et leur interprétations.

Enfin, nous exposerons les conclusions de l'étude et nous proposerons de nouvelles perspectives de recherche des aciers à haute limite d'élasticité.

# **Chapitre I : Etude bibliographique**

## **I. Introduction :**

L'acier est un alliage à base de fer additionnel d'un pourcentage de carbone (de 0.008% en masse minimum). Sa teneur en carbone peut aller jusqu'à 1.2%. Le carbone a une influence considérable (et assez complexe) sur les propriétés mécaniques des aciers : au-dessous de 0.008 %, l'alliage est malléable et c'est pratiquement de fer pur au-delà de 2.11 %, les inclusions de carbone sont sous forme de graphite fragilisent la microstructure et on parle de fontes. L'augmentation de la teneur en carbone a tendance à améliorer la résistance mécanique de l'alliage. Pour des aciers ordinaires, ne contenant pas d'éléments d'alliage on peut distinguer : Les aciers doux, mi-doux, durs, mi-durs et extra durs (classification traditionnelle).

On peut obtenir des aciers ayant des propriétés très variées grâce à l'ajout des éléments d'addition et la mise en œuvre de traitements thermiques appropriés. Parmi ses types d'acier on trouve les aciers à haute limite d'élasticité HLE qui sont utilisés dans le domaine du transport pétrolier et gazoduc. Ces aciers ont de meilleures propriétés mécaniques et une meilleure résistance à la corrosion par rapport aux aciers ordinaires [2].

### **I.1 Aperçu sur les aciers à haute limite d'élasticité :**

Les aciers à *haute limite élastique* dits HLE ou à *haute résistance* HR (HSLA = *steels high strength low alloy*) appartiennent au groupe d'aciers à faible teneur en carbone qui utilisent des éléments d'alliage pour améliorer les caractéristiques mécaniques et parfois la résistance à la corrosion [3].

Ils combinent soudabilité améliorée due au très faible niveau de carbone et bonne formabilité. Leurs caractéristiques mécaniques facilitent le formage sur presses et sur lignes automatisées. Ils se caractérisent de plus par une bonne tenue à la fatigue et à la résistance au choc.

Grâce à leur limite élastique élevée ( $R_e$ ), ils sont particulièrement adaptés lorsqu'une réduction de poids est recherchée notamment dans le cas des grues ou des remorques de véhicules lourds (augmentation de la charge utile), c'est pourquoi ces aciers s'utilisent fréquemment en remplacement des aciers de construction.

Les aciers à haute limite élastique sont mis en œuvre dans des secteurs aussi divers que le transport (engins de chantiers, remorques, machines agricoles etc.) et la construction (grues, glissières de sécurité, candélabres etc.) [4].

### **I.2 Les différentes classes des aciers HLE :**

Les aciers HLE incluent un grand nombre de nuances standards et sont conçus pour fournir des combinaisons spécifiques de propriétés telles que la résistance, la soudabilité, la formabilité, la ténacité, et la résistance à la corrosion atmosphérique.

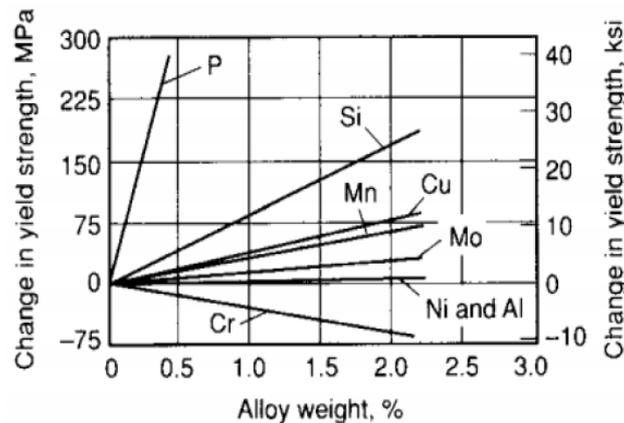
Ces aciers ne sont pas considérés comme des aciers alliés, bien que leurs propriétés désirées soient accomplies par l'usage de petites additions d'alliages tels que Ti, Nb, Cr...

Les aciers HSLA sont classifiés comme une catégorie d'acier séparée, semblable à l'acier doux laminé avec des propriétés mécaniques élevées obtenues par de petites additions d'alliages et des techniques de traitement spéciales tel que le laminage contrôlé.

Les aciers HSLA peuvent être divisés en six catégories :

**I.2.1. Aciers résistants à la corrosion :** Aciers contiennent de cuivre et d'autres éléments qui augmentent la résistance à la corrosion, le durcissement de la solution solide, et un certain affinement de grain ferritique. L'effet de durcissement de plusieurs éléments d'alliage est montré dans la **figure I.1**.

Le vanadium et/ou le niobium peuvent améliorer la limite d'élasticité de ces aciers ; l'addition du niobium améliore également la dureté. Une normalisation ou un laminage et un refroidissement contrôlé peuvent affiner la taille de grain (et améliorer ainsi la dureté et la limite d'élasticité). Cependant, si la normalisation ou le refroidissement accéléré sont employés pour affiner la taille de grain, l'effet du carbone et des éléments micro alliés sur la trempabilité et la possibilité d'apparition de transformations indésirables telle que la bainite supérieur et la ferrite de Widmanstätten doivent être considérées [5].



**Figure 1-I :** Durcissement de la solution solide de la ferrite par les éléments d'alliages [5]

**I.2.2. Aciers micro-alliés ferrito-perlitique :**

Ils utilisent des additions d'éléments tels que le niobium et le vanadium pour augmenter la résistance de l'acier laminé à chaud sans augmenter la quantité du carbone et/ou du manganèse.

Des études faites sur le niobium et le vanadium ont révélé que de petites quantités de ces éléments suffisent pour durcir les aciers au carbone-manganèse.

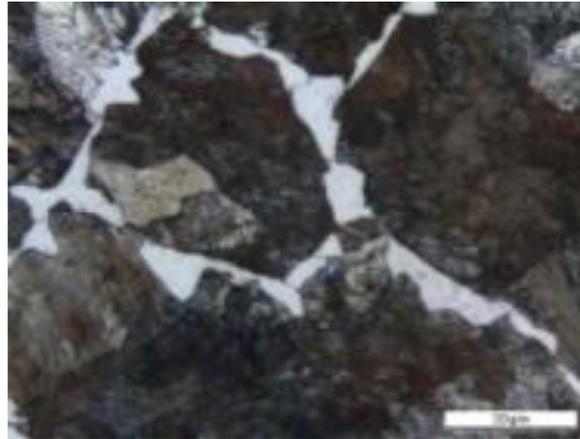
Donc, la quantité de carbone pourrait être réduite pour améliorer la soudabilité et la ténacité représentée sur la **figure I.2**, les effets durcissant de niobium et de vanadium ayant compensé la décroissance de la résistance due à la réduction du carbone.

Les différents types d'aciers micro-alliés ferrito-perlitique incluent :

- Aciers micro-alliés au vanadium
- Aciers micro-alliés au niobium
- Aciers micro-alliés au niobium-molybdène

- Aciers micro-alliés au vanadium-niobium
- Aciers micro-alliés au Vanadium-azote
- Aciers micro-alliés au titane
- Aciers micro-alliés au Niobium-titane
- Aciers micro-alliés au Vanadium-titane

Ces aciers peuvent contenir d'autres éléments pour améliorer la résistance à la corrosion et le durcissement par solution solide ou augmenter la trempabilité (si on veut obtenir une microstructure autre que la microstructure ferrito-perlitique) [6] .



**Figure 2-I:** *Acier micro allié ferritoperlitique*[7]

### **I.2.3. Aciers laminés à structure perlitique :**

Ils sont un groupe spécial d'aciers dont l'augmentation des propriétés mécaniques (et dans quelques cas, la résistance à la corrosion atmosphérique) est obtenue par l'addition de quantités modérées d'un ou de plusieurs éléments autres que le carbone. Certains de ces aciers sont des aciers en Carbone-Manganèse et diffèrent des aciers ordinaires seulement en ayant un plus grand contenu de manganèse (figure I.3).

D'autres aciers perlitiques contiennent de petites quantités d'éléments alliés pour améliorer la soudabilité, la formabilité, la ténacité et la dureté.



**Figure I.3:** *Acier perlitique de construction laminée*[7]

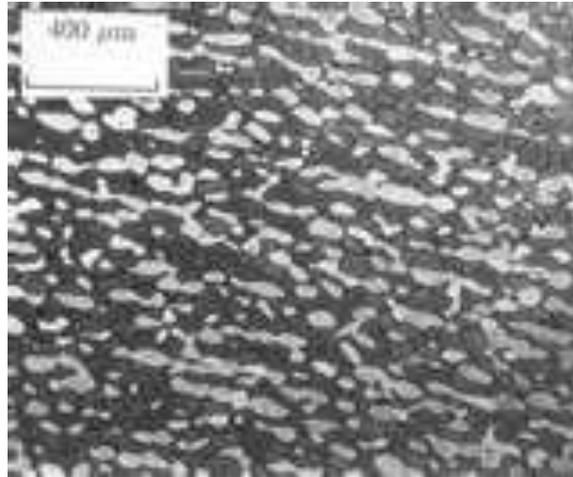
#### I.2.4. Aciers à ferrite aciculaire (bainite à bas carbone) :

Une autre approche au développement des aciers HSLA est d'obtenir une microstructure de ferrite aciculaire très fine et plus résistante, au lieu d'une microstructure de ferrite polygonale habituelle pendant la transformation des aciers à très bas carbone (moins que 0.08%C) avec une trempabilité suffisante (par additions de Molybdène et/ou de bore)

A la différence de la structure polygonale, la structure aciculaire comme représentée dans la **figure I.4** (qui est aussi appelé bainite à bas carbone) est caractérisée par une haute densité de dislocation et des grains fins très déformés.

Les aciers à ferrite aciculaire peuvent être obtenus par trempe ou, de préférence, par refroidissement à l'air avec l'addition d'éléments convenables pour la trempabilité.

L'avantage principal de ce type d'acier est la combinaison exceptionnelle de hautes limites d'élasticité, haute ténacité et d'une bonne soudabilité. Les applications principales de ces aciers sont les pipelines dans les conditions de l'arctique [8,9] .



**Figure I.4:** *Acier de ferrite aciculaire* [7]

#### I.2.5. Aciers à double phase (dual-phase) :

Ils ont une microstructure composée de 80 à 90% de ferrite polygonale et 10 à 20% d'îlots de martensite dispersés dans la matrice ferritique. Ces aciers ont une faible limite d'élasticité, donc ils forment un acier à faible résistance, mais ils peuvent aussi fournir une haute résistance pour un composant fini à cause de leur durcissement par un travail à froid [10].

#### I.2.6. Aciers à forme d'inclusion contrôlés :

Un développement important dans les aciers micro-alliés a été permis par le contrôle de la forme des inclusions. Les inclusions des sulfures qui sont plastiques durant le laminage à chaud et donc allongées, ont un effet nuisible sur la ductilité dans le sens travers-court (suivant l'épaisseur). L'objectif principal du contrôle de la forme des inclusions est de produire des

inclusions sulfureuses avec une plasticité négligeable même pour les plus hautes températures de déformation.

Ce contrôle est exécuté avec de petites additions d'éléments de terre rare (Pr, Ce), de Zr, de Ca ou du Ti qui changent la forme des inclusions allongées en petites globules dispersés presque sphériques. Ce changement dans la forme des inclusions augmente la résilience et améliore la formabilité.

Ces catégories ne sont pas des groupes nécessairement distincts. Par exemple, la forme d'inclusion de tous les types précités d'aciers peuvent être contrôlés. L'acier micro-allié ferrito-perlitique peut avoir aussi des alliages supplémentaires pour la résistance à la corrosion et le durcissement par solution solide[11,12].

### **I.3 Structures et propriétés des aciers HLE :**

Les principales propriétés mécaniques qui caractérisent les aciers API sont :

#### **I.3.1. Dureté**

La dureté est l'une des propriétés les plus importantes, elle dépend essentiellement de paramètres suivants :

- pourcentage de carbone.
- présence des éléments d'alliage.
- des conditions d'austénitisation (mise en solution des carbures et grosseur des grains d'austénite).

La dureté nous renseigne aussi sur :

- le comportement mécanique de l'acier

Les éléments d'alliage contribuent au durcissement de l'acier de deux manières, soit par éléments en solution solide, les éléments étrangers en solution solide ayant des tailles différentes de celles des atomes de fer créent des distorsions élastiques du réseau de ce dernier et engendrent de ce fait des interactions avec les dislocations, ou bien par formation de précipités (généralement des carbures).

#### **I.3.2 Ductilité :**

La ductilité d'une phase durcie varie en fonction inverse de sa dureté, mais l'effet est différent suivant qu'il s'agisse de précipités ou d'affinements de structures. Pour apprécier l'effet global, il faut également tenir compte de la diminution de la teneur en carbone ou des éléments d'alliage que permet le micro alliage. Ainsi, certains modes de durcissement diminuent moins la ductilité que d'autres comme l'affinement de grain ou le mélange de phases tel que la présence de la martensite dans de la ferrite (aciers double phase), l'introduction de petits élément micro-alliés peut donner un gain par rapport à des nuances carbone-manganèse (à limite d'élasticité comparable) parce que la baisse de la quantité de perlite est plus favorable que la petite perte d'allongement due à l'affinement de grain

combiné avec une matrice légèrement durcie. A haute température et sous l'effet de grossissement de grains, on peut avoir une forte baisse de ductilité

### **I.3.3 Ténacité :**

On caractérise généralement la ténacité par la température de transition ductile fragile, ou on cherche à la diminuer pour privilégier un domaine ductile ou la ténacité est meilleure. Dans l'étude de la ténacité il faut distinguer l'effet de fragilisation par précipité et celui de changement des microstructures (on parle de taille de grains et leur nature) [13].

Pour sa part, l'augmentation de taux de perlite a un effet néfaste sur la température de transition donc sur la ténacité car les nodules de perlite constituent des sites d'amorçage possible de clivage. Les structures bainitiques et martensitiques, par l'effet de l'affinement ultérieure des grains gamma, peuvent jouer un rôle favorable pour l'amorçage de clivage et la propagation de fissures.

La précipitation permet généralement d'augmenter la température de transition.

Seuls les éléments comme le manganèse, le nickel et l'aluminium peuvent dans une certaine mesure diminuer la température de transition par des effets secondaires.

Notons que l'effet de la précipitation reste toujours dépendant de la taille des grains, important pour les grains grossiers, peu marqué pour les grains fins et presque inopérants pour les précipités ultra fins [12].

## **I.4 INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE :**

### **I.4.1 Influence des éléments de substitution :**

#### **I.4.1.1 Le manganèse :**

En raison de ces propriétés, le manganèse se trouve, en plus au moins grande quantité, dans presque tous les aciers, il joue un rôle déterminant lors de l'élaboration de l'acier. Il participe à la désoxydation, réagit avec le soufre (donc désulfurant), évitant ainsi la fissuration à chaud, pendant la fusion de l'acier, il absorbe les gaz, détruit les oxydes se trouvant dans le bain en fusion en forte dose et contribue ainsi à la formation d'un métal dense et sans soufflures et régissant l'état d'inclusion du métal. Il intervient sous multiples formes [14] :

- Il abaisse la teneur en carbone à l'eutectoïde.
- Il durcit la ferrite en solution solide et modifie la solubilité du carbone et de l'azote dans cette phase.
- Il empêche la formation des carbures inter granulaires fragilisant.
- Il élargit le domaine de métastabilité de l'austénite et retarde donc le début de la transformation en conditions isothermes aussi bien dans le domaine ferritique que dans le domaine bainitique.

C'est un élément efficace pour la trempabilité, surtout si on veut éviter un grossissement du grain ou un accroissement du taux d'austénite résiduelle.

- Il a un effet favorable sur la résistance à la rupture.

#### **I.4.2 Influence des éléments formants des précipités :**

**I.4.2.1 L'aluminium :** C'est surtout un désoxydant, le rôle du nitrure d'aluminium, qui inhibe le grossissement du grain austénitique, est bien connu. L'aluminium comme le chrome, augmente la résistance à l'oxydation des aciers, il peut intervenir dans certains processus de durcissement (effet durcissant) [15].

**I.4.2.2 Le vanadium :** En faible proportion, cet élément augmente la dureté des aciers sans diminuer leur allongement ni leur résilience, c'est un désoxydant énergétique qui améliore la qualité de l'acier. Une teneur en vanadium de 0.5 à 0.7% suffit pour transformer les propriétés d'un acier.

La résistance à la traction et à la fatigue est sensiblement augmentée et l'acier est moins sujet aux tapures de trempe. Cet élément élève la température de l'austénite, tout en diminuant la susceptibilité au surchauffe. Il contribue au grain fin de l'acier. Sa tendance à former des carbures (carbonitrures) oblige à tremper à très haute température, pour éviter des plages douces après traitement.

Les carbonitrures du vanadium sont mis en solution à une température proche de 1000°C et ne peuvent donc pas empêcher le grossissement du grain austénitique. Leur précipitation a lieu en partie dans l'austénite et en partie en ferrite [16].

**I.4.2.3 Le niobium :** Ce métal résiste à la plupart des aciers, il est ajouté sous forme d'alliages ferreux appelés Ferro-niobium, plus faciles à introduire à la fusion. Il a été révélé qu'en ajoutant dans des aciers à bas taux de carbone une faible proportion (0.10%) de niobium, on élève avantageusement la limite d'élasticité, cette amélioration est due au fait que le métal présente un grain plus fin que l'acier de carbone de même nuance, et que ce résultat a été obtenu, dans des produits laminés beaucoup plus économiquement avec le niobium que tout autre méthode. La résistance de ces produits permet une réduction du poids et une économie de 20 à 30%. Ils sont livrés sous forme de tôles, barres et peuvent être améliorés davantage par traitement thermique et ils présentent une bonne soudabilité.

Il est utilisé pour :

- Freiner la recristallisation de l'austénite en solution solide.
- Former des précipités lors de la transformation austénite-ferrite.

Cette précipitation a un effet durcissant mais également fragilisant. La présence des carbonitrures (carbures) du niobium non dissout freinent le grossissement du grain austénitique avant écrouissage [17].

**I.4.2.4 Le titane :** Il forme des carbonitrures (carbures), il permet de fixer l'azote. Il se combine avec le soufre en donnant naissance des sulfures non déformés. L'emploi de cet élément

demande des précautions car il a tendance à former gros précipités de nitrures qui ne se dissolvent pas, d'où la difficulté d'éviter la fragilisation. Il a un effet durcissant à l'état brut de laminage; il freine la recristallisation dans l'austénite ou dans la ferrite; il sert à affiner les grains lors d'une normalisation [17].

#### **I.4.3 Influence de la perlite :**

La présence du carbone confère aux aciers leurs propriétés. Le carbone n'a pas besoin d'être ajouté comme addition, mais il doit être réglé à la valeur désirée. Le carbone en solution a un effet durcissant important :

- la quantité de perlite est proportionnelle à la teneur en carbone et dépend des éléments d'alliage en solution solide; elle augmente fortement la résistance de l'acier, mais son effet est bien moindre sur la limite d'élasticité, environ deux à trois fois moins.
- le rôle du carbone sur la résistance à la rupture fragile est très important car les lamelles de cémentite servent à la fois de défauts d'amorçage et pour la propagation des clivages [17].

### **I.5 Mécanismes de durcissement des aciers HLE :**

Ils ont pour but d'augmenter les caractéristiques de résistance des aciers , et pour cela , il faut diminuer ses possibilités de déformation plastique qui dépendent de la mobilité des dislocations. Il faut donc installer sur le parcours de ces dernières des obstacles qui pourront être :

- D'autres dislocations générées par écrouissage,
- Des joints de grain,
- Des précipités [18].

#### **I.5.1 Durcissement par affinement des grains :**

L'affinement des grains est un effet des éléments de micro-alliés sur l'acier , sous cet effet il y'a simultanément une production et une augmentation de la force et de la ténacité , sans pour autant affecter la soudabilité et la ductilité ( **Figure I.5** ) .

Cette variation de la limite d'élasticité en fonction du diamètre moyen des grains obéit le plus souvent à la relation proposée par Hall et Petch :

$$\sigma_0 = \sigma_t + k_0 * d^{\frac{-1}{2}}$$

Ou :

$\sigma_0$  :est la limite élastique de l'acier

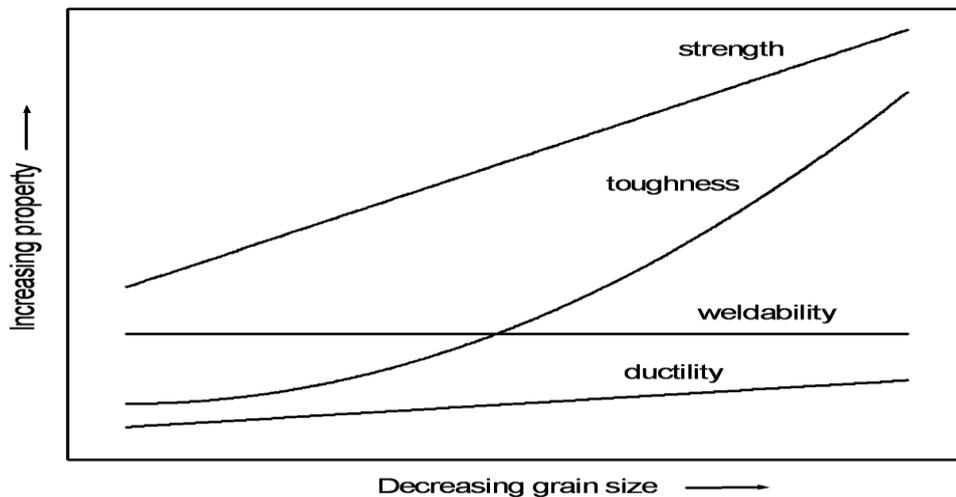
$\sigma_t$  : est la limite élastique d'un seul Crystal de l'acier

K : la constante de Hall Patch

D : taille moyenne des grains [19,20]

L'affinement des grains peut être effectué avec 3 types de précipitations :

- a- Les petites particules qui ne se dissolvent pas et donc fixent les joints de grains de l'austénite pendant le réchauffage avant le laminage a chaud (ex :TiN).
- b- les particules qui se dissolvent durant le chauffage , mais se précipitent en austénite durant le laminage a chaud pour éviter la recristallisation et / ou la croissance des grains ( ex : Nb(C,N) )
- c- Les particules qui se précipitent après le laminage , durant la transformation de l'austénite en ferrite ( ex : V(C,N) ) [21].



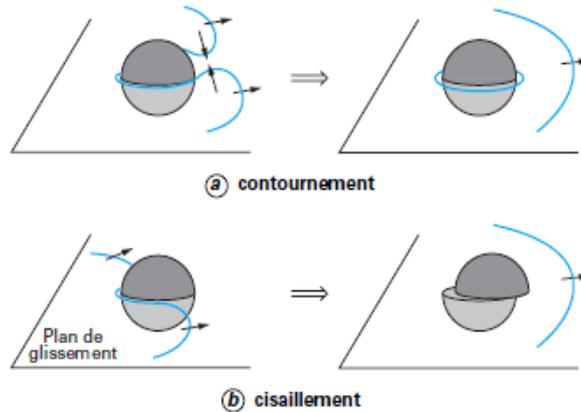
**Figure I.5:** L'effet de l'affinement des grains sur les propriétés des aciers [21]

### I.5.2 Durcissement par dispersion :

La présence d'une fine dispersion de particules dans les grains d'un alliage métallique modifie la limite d'élasticité du métal non déformé. Il s'agit de particules de petite taille devant la taille de grain. Ces particules peuvent être des inclusions formées lors de la solidification en raison de leur très faible solubilité dans le métal solide (oxydes, sulfures) ou des précipités obtenus par un traitement thermique approprié de mise en solution à haute température suivie d'un maintien à une température plus basse à laquelle la limite de solubilité est plus faible. En général, le réseau cristallin et la nature des liaisons atomiques de la deuxième phase sont différents de ceux de la matrice. Par conséquent, il existe une discontinuité dans les plans de glissement des dislocations mobiles qui engendre une force de freinage au déplacement de celles-ci.

Lorsqu'une dislocation mobile rencontre des particules de deuxième phase dans son plan de glissement, elle est bloquée aux points d'appui sur les particules en raison de la discontinuité cristalline entre la matrice et la particule. Au fur et à mesure que la contrainte appliquée augmente, la dislocation se courbe entre ces points d'appui (**figure I.6**), la contrainte nécessaire pour courber la dislocation est inversement proportionnelle au rayon de courbure

des arcs. La valeur maximale est atteinte lorsque l'arc de dislocation prend la forme d'un demi-cercle de rayon de courbure  $\lambda/2$  où  $\lambda$  est la distance entre les particules.



**Figure I.6 :** Franchissement des particules par les dislocations par le mécanisme de contournement (a) ou par le mécanisme de cisaillement (b) [22]

Au-delà de cette contrainte, la poursuite de la dilatation des arcs de dislocation conduit à une diminution du rayon de courbure de la ligne. La configuration devient instable et les arcs se rejoignent en aval des particules en laissant une petite boucle autour de chacune d'elles (figure 2a).

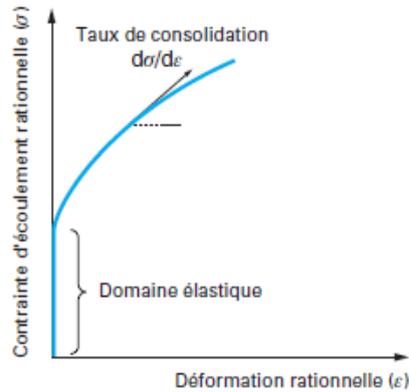
Mais, pendant le stade d'expansion de la dislocation entre les particules, la force exercée sur les particules par la dislocation augmente en même temps que la contrainte sur le plan de glissement.

Si cette force est suffisamment élevée, la dislocation pénètre les particules et les cisaille avant qu'elle ne prenne la configuration critique (figure 2b).

Le franchissement des obstacles, par contournement ou par cisaillement des particules, dépend de la cohérence entre les réseaux cristallins, de la taille des particules et de la distance entre elles [22].

### I.5.3 Durcissement par écrouissage :

La manière la plus simple de durcir un métal est de profiter de l'augmentation de la contrainte d'écoulement plastique en fonction de la grandeur de la déformation plastique (**figure I.7**). Lorsque la température est inférieure à  $0,3 T_f$  où  $T_f$  est la température de fusion, ce phénomène de consolidation, ou d'écrouissage, correspond à une augmentation irréversible de la limite d'élasticité. Il découle de l'augmentation de la densité de dislocations au cours de la déformation.



Le taux de consolidation qui est défini par la pente  $d\sigma/d\epsilon$  de cette courbe, diminue en fonction de la grandeur de la déformation

**Figure I.7 :** Courbe de traction rationnelle [22]

L'évolution de la configuration de dislocations en fonction du taux de déformation est connue grâce aux nombreuses observations effectuées par microscopie électronique en transmission sur des lames minces prélevées dans les métaux écrouis. Au-delà de la limite d'élasticité macroscopique, l'accumulation de dislocations sur les plans de glissement actif gêne le déplacement des dislocations mobiles de sorte qu'il faut augmenter la contrainte externe au fur et à mesure que le glissement progresse sur ces plans.

De plus, l'activation d'un glissement simple conduit à une rotation progressive des axes cristallographiques des grains par rapport aux axes de sollicitation ; ces deux effets combinés conduisent à l'activation d'autres systèmes de glissement, initialement moins favorablement orientés (*glissement multiple*). Ces plans coupent les plans de glissement primaires et l'intersection entre dislocations sur les plans sécants crée des enchevêtrements qui, peu à peu, conduisent

à la formation d'une configuration cellulaire constituée de parois à très forte densité de dislocations entourant des volumes à faible densité de dislocations.

À ce stade, la densité de dislocations sature car le stockage des dislocations dans les parois est compensé par des processus d'annihilation qui résulte de la rencontre de deux dislocations de signe opposé (restauration dynamique)[22].

En admettant que le durcissement par dislocations est indépendant de la taille de grain, la contrainte d'écoulement plastique devient :

$$\tau_i = \alpha G b \sqrt{\rho}$$

Où :  $\tau_i$  : contrainte d'écoulement plastique

$\alpha$  : Constante qui dépend de la structure du cristal .

$G$  : Module de Young.

$b$  : La dislocation du vecteur Burgers.

$\rho$  : Densité de dislocation [23].

Le durcissement par écrouissage augmente la dureté au dépend de la ductilité et de la ténacité de l'acier, pour cette raison cette méthode de durcissement n'est pas beaucoup utilisée [24].

#### **I.5.4 Durcissement par traitements thermiques :**

Il existe plusieurs procédés de traitements thermiques qui permettent d'aboutir à un même résultat mais, en général, l'un d'eux seulement est plus économique ou plus sûr .

Les principaux paramètres de ces procédés sont :

- Le temps de maintien.
- La température de maintien.
- L'atmosphère ou le milieu de traitement.
- Les vitesses de chauffage et /ou de refroidissement.
- La composition du matériau traité.
- La profondeur de matière traitée [25].

Le durcissement des aciers par précipitation de carbures passe par la réalisation des opérations suivantes :

- la mise en solution des carbures dans l'austénite par chauffage (austénitisation),
- le refroidissement adapté pour transformer l'acier en martensite,
- le réchauffage pour provoquer la précipitation des carbures dans les grains de ferrite (revenu).

Dans ces conditions, l'acquisition des caractéristiques de résistance par traitement thermique dépend de deux propriétés fondamentales de l'acier : sa capacité de durcissement et sa trempabilité.

La **capacité de durcissement**, qui détermine la gamme des performances accessibles, se caractérise par le niveau maximal de dureté que peut atteindre l'acier après avoir subi le traitement thermique optimal. Cette capacité de durcissement dépend essentiellement de la teneur en carbone de l'acier. Il s'agit d'une caractéristique intrinsèque. On peut noter qu'une opération de cémentation augmente la teneur locale en carbone, et donc localement la capacité de durcissement.

La **trempabilité** conditionne les possibilités pratiques d'obtention des niveaux potentiels de durcissement par précipitation sur des pièces de différentes sections. Elle peut se définir comme l'aptitude d'un acier à acquérir son durcissement optimal, et donc ses propriétés d'emploi, par traitement thermique dans des conditions industrielles. Cette trempabilité dépend surtout des éléments d'alliage ajoutés à l'acier et de la taille des grains d'austénite ; toutes proportions gardées, plus ceux-ci sont gros, plus la trempabilité est grande.

Un acier sera dit d'autant plus trempant qu'il répondra correctement au traitement de durcissement alors que la section des pièces réalisées est plus grande. En passant d'une nuance d'acier à une autre nuance plus trempante (c'est-à-dire plus alliée), on peut :

- refroidir moins énergiquement une pièce de dimensions données pour engendrer la transformation martensitique à cœur,

- obtenir par trempe dans un milieu donné une transformation martensitique à cœur de pièces de plus forte section.

Facteur de faisabilité du durcissement, la trempabilité a une grande importance industrielle [18].

## **I.6 Procédés de soudage :**

Différents procédés sont utilisés pour souder les matériaux métalliques. Ces procédés se distinguent par :

- Le principe du procédé : soudage par fusion, soudage par pression
- La nature de l'énergie utilisée (soudage au gaz, soudage électrique par résistance, soudage à l'arc électrique, soudage au laser, soudage par friction)
- La nature de l'électrode : enrobée, fusible, réfractaire
- La protection gazeuse

Les procédés les plus utilisés, dans l'industrie, sont :

- Le soudage par fusion au gaz
- Le soudage électrique par résistance (bout à bout, à la molette, par point, par bossage)
- Le soudage électrique à l'arc (MIG, MAG, TIG)
- Le soudage laser
- Le soudage par pression (par friction, par ultrasons, ...) [25]

### **I.6.1 Principe de soudage à l'arc par électrode enrobée :**

Le soudage à l'arc à l'électrode enrobée (SAEE), appelé soudage manuel à l'arc (*manua larc welding, shielded metal arc welding process*), s'exécute d'une façon très simple, schématisée sur la **figure I.8**.

L'appareillage comporte une source de courant continu ou alternatif, une pince porte électrode et l'électrode proprement dite, un câble de liaison et un câble de masse.

L'opérateur tient, en outre, un masque de protection contre le rayonnement lumineux intense de l'arc éblouissant et dangereux pour la vue. La source étant sous tension, l'arc s'amorce par contact électrode-pièce et produit instantanément la fusion de l'électrode, la production de vapeurs et la formation du cordon qui, après refroidissement, se présente comme indiqué sur la **figure I.8**, recouvert du laitier vitrifié dû à l'enrobage fondu et que l'on évacue ultérieurement.

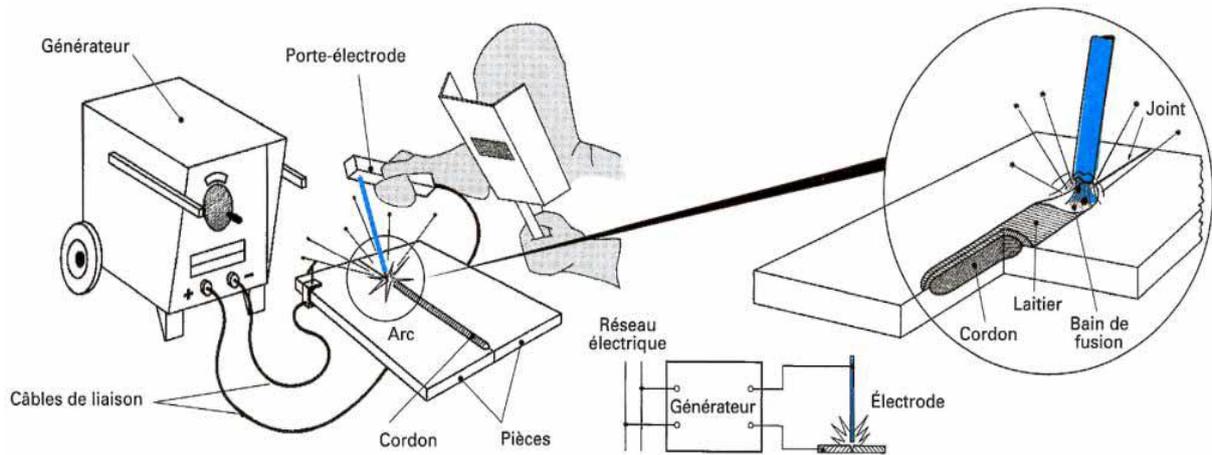
La fusion de l'électrode et la formation progressive du cordon entraînent un réflexe d'approche de la main de l'opération conditionné par le maintien d'un arc stable.

Toutes les caractéristiques du procédé, à savoir son fonctionnement, sa mise en œuvre et les caractéristiques des soudures obtenues, reposent sur deux éléments fondamentaux :

- La technologie des électrodes ;
- L'habileté de l'opérateur

L'électrode enrobée constitue en effet le paramètre essentiel de ce procédé. Déterminée et construite en fonction du matériau à souder, elle impose, entre autres, la nature et l'intensité du courant que devra délivrer le générateur et est à l'origine des taux de dépôt, de la qualité des soudures, etc. Quant au soudeur, il contrôle la fusion du métal et la régularité du cordon, et doit avoir pour cela une formation professionnelle appropriée.

Le soudage à l'électrode enrobée s'applique particulièrement bien à toutes les formes d'assemblages en aciers au carbone, peu ou fortement alliés, et sous certaines conditions aux alliages d'aluminium et de cuivre [26].



**Figure I.8 :** Soudage à l'électrode enrobée : principe [ 26]

### I.6.2 Principaux types d'enrobages :

Selon les réactions intervenant dans le bain de soudure, on ramène les différents types d'enrobage à cinq grandes classes qui, du fait de certains composants, présentent chacune des caractéristiques majeures (NF A 81-300) et dont les plus importantes sont :

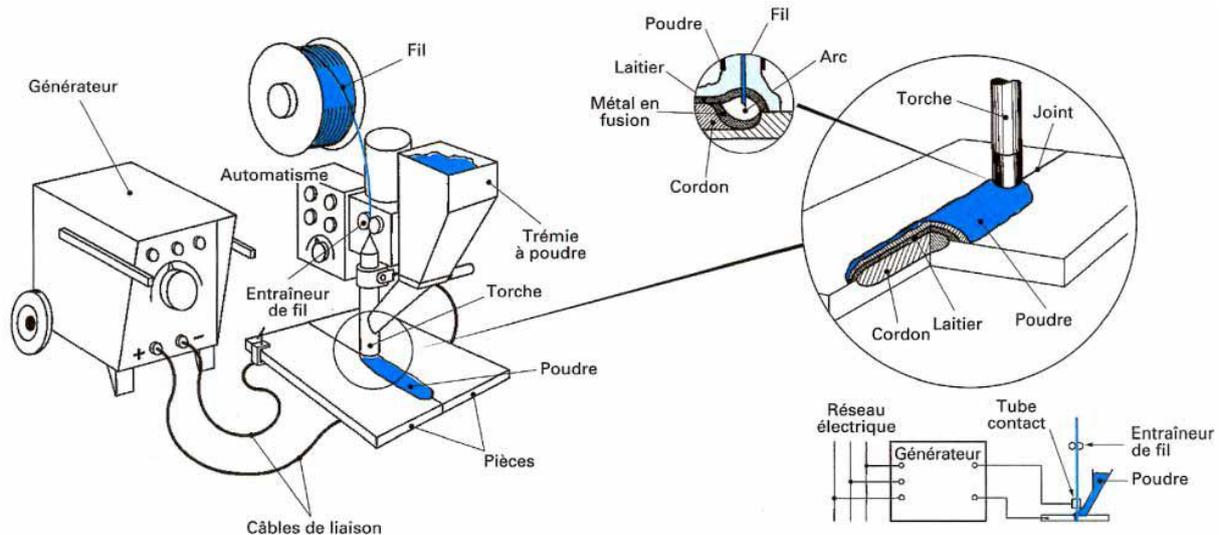
- Enrobage acide (symbole *A* ou *RA*) : réservé à des aciers de bonne soudabilité ;
- Enrobage basique (symbole *B* ou *RB*) : courant continu, laitier facile à détacher ;
- Enrobage cellulosique (symbole *C* ou *RC*) : forte pénétration, arc relativement instable, soudage en position, bonnes caractéristiques mécaniques des soudures ;
- Enrobage rutile (symbole *R* et *RR*) (le rutile est l'oxyde de titane  $TiO_2$ ) : stabilisation de l'arc en alternatif et en continu, pénétration moyenne, bonnes caractéristiques mécaniques des soudures ;
- Enrobage oxydant (symbole *O*) : stabilisation de l'arc en alternatif et en continu, faible pénétration, belle apparence du cordon, travaux courants.

Le symbole *S* est relatif aux enrobages spécifiques non répertoriés [26].

### I.6.3 Principe de soudage électrique à l'arc sous flux solide (SAW):

Le procédé de soudage est essentiellement utilisé en installation automatique sur banc ou potence de soudage avec des installations dont le principe est représenté sur la **figure I.9**. Il

est principalement utilisé pour le soudage à plat. La bobine de fil électrode est placée dans un dévidoir motorisé automatique et le fil est déroulé du dévidoir à la sortie de la buse de la tête de soudage. La tête de soudage est reliée sur la borne électrique de sortie généralement positive du générateur de soudage à courant continu. La masse est reliée au générateur et est placée sur la pièce à souder. Une trémie branchée par une dérivation sur la tête de soudage l'alimente par la poudre. L'arc jaillit lorsque l'opérateur actionne le bouton électrique du coffret de commande et que la pointe du fil électrode touche la pièce à souder. Le flux en poudre non fondu est récupéré à l'aide d'un aspirateur et le flux est recyclé après tamisage [27].



**Figure I.9 :** Soudage sous flux en poudre : principe[26]

#### I.6.4 Types de flux en poudre utilisés :

- **Flux fondu** : Les ingrédients sont mélangés et traités dans un four électrique à l'arc. Le produit obtenu est parfaitement homogène.
- **Flux aggloméré** : Les ingrédients constitués de poudres métalliques et de produits minéraux sont agglomérés avec un liant (silicate de sodium) dans un four à basse température [27].

Le flux en poudre à trois rôles principaux :

##### 1. Rôle électrique :

Isolants à froid, les flux deviennent conducteurs à chaud et participent de ce fait à la fusion du métal.

##### 2. Rôle physique :

Le flux transformé en laitier liquide pendant le soudage maintient et moule le métal déposé. De là, les effets du flux sur l'aspect du cordon, sa forme, son profil et ses raccordements avec les bords soudés, ainsi que celui sur la compacité du métal déposé du fait du dégazage en cours de soudage [28].

##### 3. Rôle métallurgique :

- Le flux protège le bain de fusion contre l'action de l'oxygène et de l'azote atmosphérique.

- Il participe à la scarification de l'oxyde de fer existant sur les bords à souder.
- Affine le métal en fusion par l'action de ses éléments calmants. (Manganèse, silicium...)
- Incorpore en faible quantité des éléments d'alliage tels que chrome, nickel, etc.
- Assure un refroidissement lent du bain [28].

### I.6.5 les facteurs de soudabilités :

Par définition, la soudabilité de l'acier est son aptitude à être assemblé par un procédé et un type d'application donnés, qui assure effectivement la continuité métallique du matériau par la constitution de joints soudés.

On peut envisager la soudabilité sous trois aspects principaux :

- Soudabilité métallurgique
- Soudabilité constructive
- Soudabilité opératoire [29].

Cette propriété dépend de deux facteurs essentiels qui sont :

**I.6.5.1 Choix du métal d'apport :** Le métal d'apport (Composition chimique, impuretés) entre dans la composition chimique de la zone fondue et contribue donc largement aux caractéristiques de celle-ci.

Le choix d'un métal d'apport doit donc se faire en fonction :

- Du métal de base.
- Des propriétés recherchées mécaniques, chimiques (choix d'un métal d'apport ayant au moins les mêmes propriétés).
- Du degré de soudabilité de l'acier de base (choix d'un soudage hétérogène dans le cas des fontes).
- Du taux de dilution entre métal d'apport et métal de base [30].

### I.6.5.2 Carbone d'équivalent :

Le carbone équivalent est une mesure qui détermine assez bien la trempabilité d'un acier, car plus la teneur en (C) est élevée, plus l'acier est susceptible de subir la trempe. La soudabilité d'un acier est donc dépendante de son carbone équivalent  $C_{eq}$ .

Le carbone équivalent  $C_{eq}$  est calculé selon la formule de l'I.I.S ( Institut International de Soudure ) reprise dans la norme EN 10025 par le relation suivante :

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Cu + \%Ni}{15} \quad [31]$$

Une autre formule d'essence japonaise s'appliquerait à un large éventail de nuance d'acier a haute limite d'élasticité a plus bas carbone [6].

$$P_{cm} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn + \%Cu + \%Cr}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5B \quad [32]$$

Les propriétés de soudabilités sont meilleures si la valeur du carbone équivalent est plus faible [33].

### I.7 Procèdes de fabrication des pipelines :

La multiplicité des diamètres et des épaisseurs de tubes et le développement avec le temps de leurs techniques de fabrication [34], constituent les raisons de la diversité du réseau de transport gazier algérien. On retrouve :

- les tubes soudés sous la forme en spirale
- Les tubes soudés sous forme longitudinale
- Les tubes formés sans soudure

Pour le cadre de cette étude on se limitera à la présentation du mode de fabrication des tubes dits de moyens diamètres, c'est-à-dire aux tubes de diamètre extérieur compris entre 228.6mm et 406.4mm (9"à16"). Ils sont obtenus par formage suivi de l'opération de soudage en long (longitudinal) ou en spirale de tôles laminée à chaud. [35].

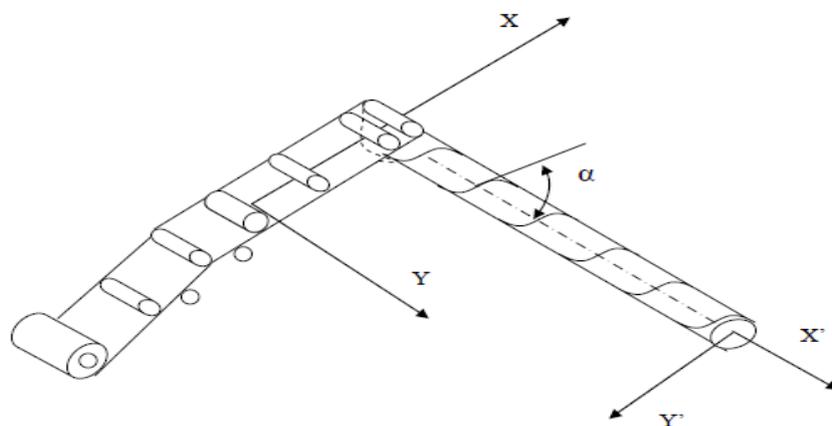
#### I.7.1 Les tubes soudés sous forme spirale :

La fabrication des tubes soudés en spirale est réalisée en continu sur des machines à souder. Après déroulement de la bobine en bande par un train d'entraînement, la tôle est poussée dans la cage de formage ou elle subit une déformation de cintrage sous l'action d'un vérin. 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 représenté sur la **figure I.10**.

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 reste par la suite

Pour des épaisseurs de paroi au dessus de 20mm, on utilise habituellement des tôles fortes.

Ce procèdes permet une exploitation économique optimale de la largeur de bande disponible, de par le rapport largeur de bande-diamètre allant jusqu'à environ 2,2.



**Figure I.10** :Principe de fabrication des tubes soudés [34]

Le processus de formage ou de cintrage du tube est conditionné par l'angle d'introduction de la bande selon la relation :

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

Dans laquelle :

B, est la largeur de bande.

D, est le diamètre extérieur.

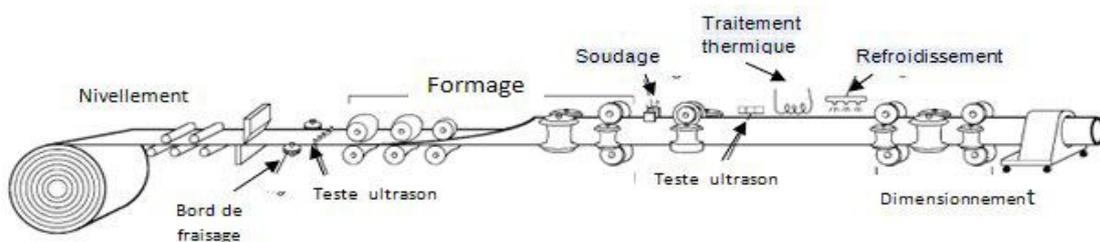
$\alpha$ , est l'angle d'introduction de la bande par rapport à la tête de formage.

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

La gamme des diamètres dans laquelle les tubes spirale sont fabriqués, s'étale de 400 à 3000mm environ avec des épaisseurs allant jusqu'à 30mm.

La fabrication des tubes spirale peut être subdivisée en opérations principales suivantes représenté sur la **figure I.11** :

- La préparation de la bande.
- La bande de rabouillage.
- Le cintrage.
- Le soudage.
- Le parachèvement.
- La réception et inspection [34]



**Figure I.11** : Technique de fabrication des tubes soudés en spirale [36]

La préparation de la bande et des rives de la bande ainsi que des soudures de rabouillage influent directement sur la qualité du tube.

A l'entrée de la machine pour tubes spirale, on effectue les opérations suivantes :

- Déroulage de la bande.
- Dressage de la bande de cisailage.
- Chanfreinage des rives de la bande.
- Cambrage des rives pour éliminer l'effet de toit.

A l'entrée de la cage de formage on effectue la passe intérieure de la soudure alors que la passe extérieure est effectuée sur le tube formé.

Les procédés usuels pour la coupe sont :

- Oxycoupage.
- Découpage au plasma [34]

### I.7.2 Les tubes soudés longitudinalement :

Les tubes de grands diamètres soudés longitudinalement sont fabriqués selon le procédé 'UOE', désignation qui reprend la variation de forme au cours de la fabrication. il comporte trois étapes principales :

- Le formage.
- Le soudage.
- L'expansion et le calibrage .

De plus la première étape est divisée en trois sous étapes :

- Le craquage et formage : Cette étape où la plaque va être pliée aux niveaux de l'extrémité, l'objectif de cette opération est de faciliter le processus de pliage par les étapes suivante, à partir de ça la tôle ou la plaque unitaire est pliée en deux types de presse la première confère la plaque sous forme "U" et la seconde lui donne une forme "O" (voir les figures I. (12,13 et 14)).

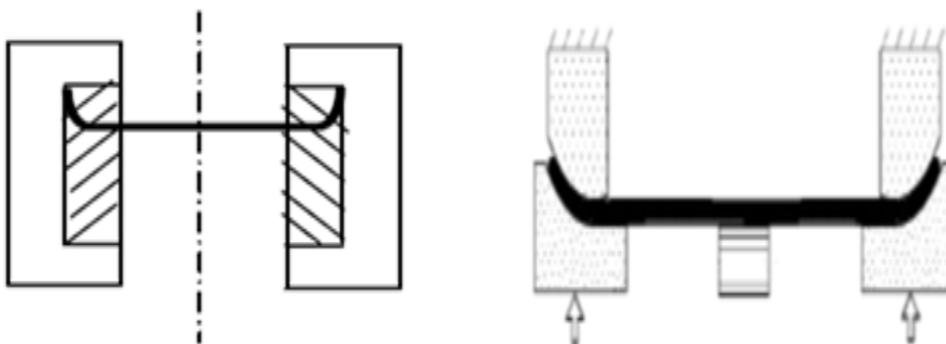
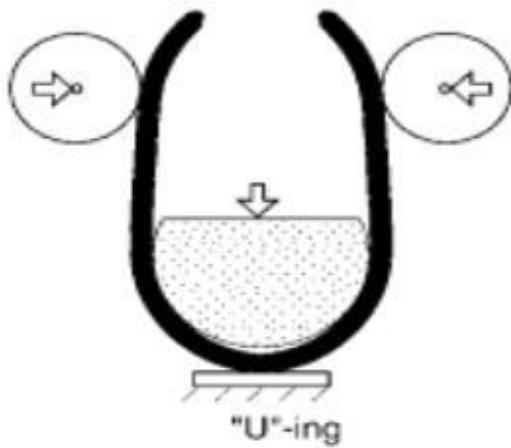
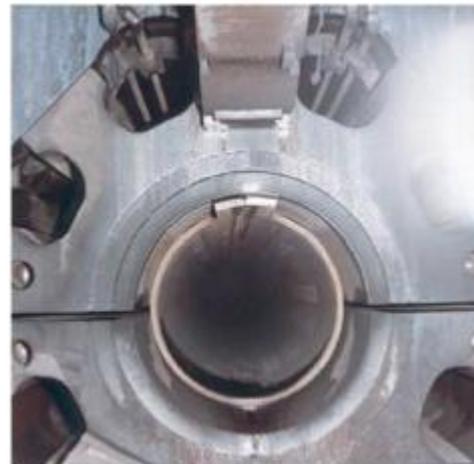
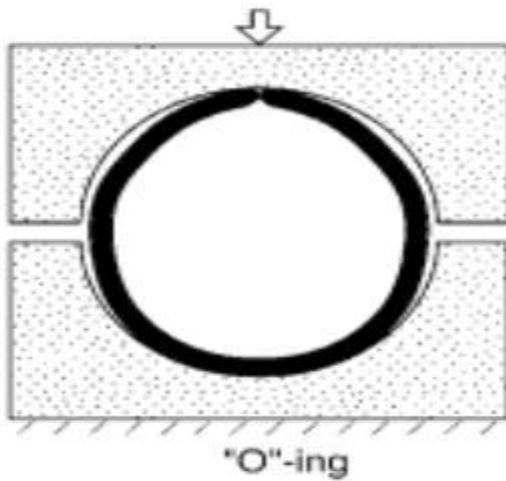


Figure I.12 :Le craquage [37]



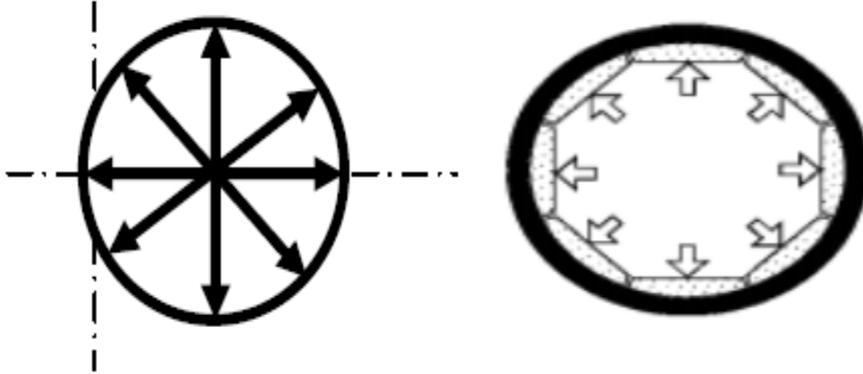
**Figure I.13 :** *Formage sous forme 'U'* [37]



**Figure I.14 :** *Formage sous forme 'O'* [37]

- Le soudage : Il dépend ici de la technique de soudage à l'arc sous flux à l'aide de tête soudeuse automatique, les soudures intérieures et extérieures grandissent longitudinalement sur une trajectoire d'une ligne droite, généralement le cordon intérieur est réalisé le premier [34].

- Expansion et calibrage : l'objectif de cette opération est d'atteindre des tubes de section parfaitement circulaire, l'augmentation des diamètres ici est de plus jusque' à 1.5% au maximum (**figure I.15**).



**Figure I.15 : Expansion [36]**

# **Chapitre II : Matériaux et techniques expérimentales**

## **Introduction :**

Le présent travail a pour objet d'étudier l'influence de la température sur la résilience d'un cordon de soudure d'un acier de grade (API 5L X70) fabriqué à l'usine d'ALFAPIPE ANNABA.

Les méthodes expérimentales sont axées sur une caractérisation du comportement mécanique de l'acier API 5L X70 utilisé dans le transport du gaz. Pour cela on procède d'abord à une analyse chimique de l'échantillon à l'état reçu, et à ses caractérisations microstructurales grâce à un examen métallographique, suivie une étude générale des propriétés mécaniques et de cet acier tel que la résistance à la traction, la micro-dureté et la résilience et les techniques de caractérisation utilisées.

### **II.1 Matériau utilisé :**

Le matériau que nous avons étudié est un tube en acier à haute limite élastique de grade « API 5LX70 » utilisé pour la canalisation du pétrole et gaz.

Les significations de ces dernières désignations sont comme suivies :

API : Institut Américain du Pétrole.

5 L : Spécification pour le pipeline.

X : Désignation de catégorie pour le pipeline de haute résistance.

Le chiffre après le « X » correspond à la valeur de la limite d'élasticité minimale.

Par exemple, X70 a une limite d'élasticité minimale de 70 ksis (485 MPa) [38].

L'épaisseur du pipeline étudiée est 12.95 mm. Avant le soudage.

Le procédé de soudage utilisé est : le SAW .

On fait l'analyse de la composition chimique de l'acier pour contrôler la teneur en carbone, manganèse, silicium et en éléments d'alliage. L'analyse chimique du métal de base est effectuée au laboratoire de Société Algérienne de Fabrication de Pipe –Filiale de ANNABA-.

### **II.2 Descriptions des techniques utilisées :**

#### **II.2.1 Essai de micro-dureté :**

L'obtention de la micro-dureté permet d'identifier les constituants structuraux de notre acier avant et après traitement thermique appliqué. La micro dureté étant fortement dépendante de la microstructure d'acier et surtout de la nature des précipités qui sont formés. Les éléments d'addition présents dans les aciers ainsi que les paramètres de traitements vont donc avoir une influence sur les résultats obtenus avant et après traitements.

Un pénétrateur de forme et de résistance appropriées (sphère, pyramide, cône...) est appliqué progressivement sous l'action d'une force  $F$  sur la surface et maintenu pendant un temps

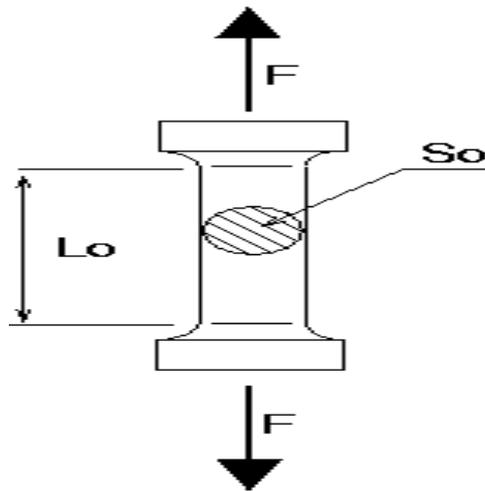
précis. Si le matériau est plastiquement déformable, une empreinte de surface latérale  $S$  et de profondeur  $e$  subsiste après retrait de la charge.

On peut alors trouver la dureté de Ludwick-Vickers avec la formule:

$$Hv = \frac{P}{M} = \frac{\frac{P}{d^2}}{1.8544} = 1.8544 \times \frac{P}{d^2}$$

### II.2.2 Essai de traction :

L'éprouvette représenté sur la **figure II.I** est tenue en deux points (par une pince ou un crochet), reliés à des filins. L'éprouvette est alors étirée à vitesse constante, et on relève la force de traction nécessaire en fonction de l'allongement. Ces essais permettent de tracer une courbe dite de traction à partir de laquelle les caractéristiques suivantes peuvent être déduites :



**Figure II.1 :** *Eprouvette subissant une force F*

-  $L_0$  longueur initiale de l'éprouvette

-  $S_0$  section initiale

-  $D_0$  diamètre initial

Les éprouvettes conventionnelles :

$L_0 = 5.56 \times \sqrt{S_0}$ , ( $D_0=20\text{mm}$ ,  $L_0=100\text{mm}$ ) ou ( $D_0=10\text{mm}$ ,  $L_0=50\text{mm}$ ).

- la déformation élastique en fonction de la force appliquée d'où on peut déduire, connaissant les dimensions de l'éprouvette, le module d'Young.
- la limite élastique souvent notée  $R_e$ , ou bien la limite d'élasticité à 0,2%  $R_{e0,2}$ .
- la déformation plastique.
- la résistance à la traction ou tension de rupture souvent notée  $R_m$ , qui est la contrainte maximale atteinte en cours d'essais.

Selon le matériau, la température et la vitesse de déformation, la courbe peut avoir différentes formes.

### II.2.3 Essai de résilience :

L'essai de résilience (essai de flexion par choc ou essai de rupture fragile) consiste à mesurer le travail nécessaire pour rompre, à l'aide d'une masse pendulaire, un barreau usiné de forme carré de  $1 \text{ cm}^2$  de section et 55 mm de longueur, entaillé en son milieu par une encoche et reposant sur deux appuis (**figure II.3**). Cet essai est réalisé sur une machine spéciale appelée « (cf. **Figure II.2**) RESILIENCE CONTROLAB 450 ».

L'essai permet de caractériser les propriétés de résistance d'un matériau aux chocs. La norme de référence est la NF EN 10045-1 octobre 1990 et la NF EN 875 Novembre 1995 [39].

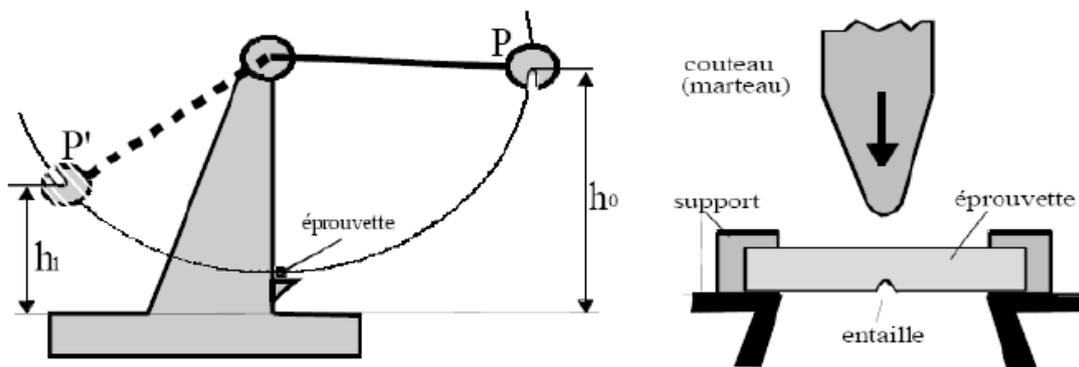


Figure II.2: Machine de résilience

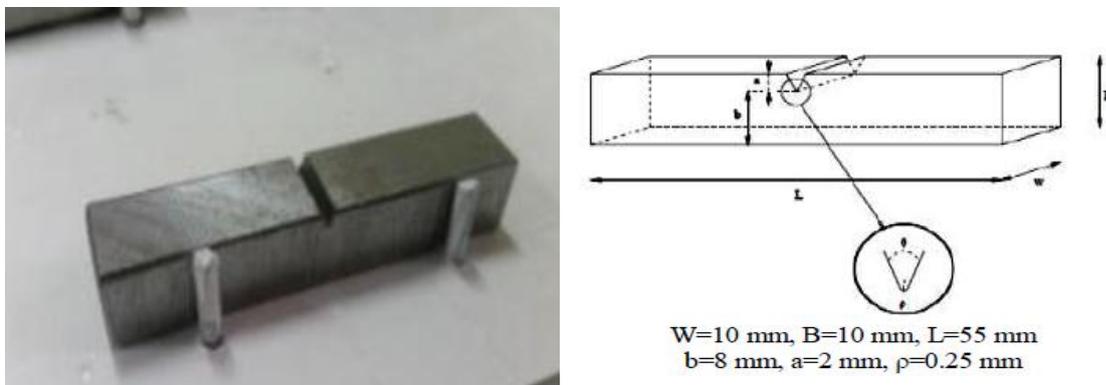


Figure II.3 : L'éprouvette de résilience

### II.3 Analyse chimique du matériau :

La composition chimique du matériau a été faite par analyse spectrophotométrie sur machine type « SPECTRO MAX x » (**Figure II.4**) disponible au niveau de l'usine ALFAPIPE à ANNABA.



**Figure II.4:** *Appareil SPECTRO MAX x (ALFAPIPE, ANNABA)*

## **II.4 Analyse métallographique :**

L'étude métallographique est un moyen de contrôler essentiellement la structure micrographique des matériaux métalliques. Toute étude de matériaux métalliques passe presque toujours par l'étude des constituants micrographiques. Ce sont eux qui donnent aux métaux leurs différentes caractéristiques mécaniques. Toutes les étapes de la vie d'un matériau sont concernées par leur mise au point, leur utilisation et leur détérioration par usure.

**II.4.1 Préparation des échantillons :** La préparation des échantillons pour l'observation micrographique nécessite un polissage mécanique. Celui-ci consiste en une série de polissage au papier émeri de granulométrie de plus en plus fine pour terminer avec un tissu recouvert de pâte diamantée (à chaque fois suivis de nettoyage à l'eau à la fin de chaque étape de polissage pour enlever les plus grosses particules qui pourraient griffer la surface). Tous les échantillons expérimentés sont attaqués au nital à 4%.

**II.4.1.1 le découpage :** Pour le découpage on a utilisé une macro tronçonneuse pour préparer les échantillons (**figure II.5**) ; le découpage se fait à la présence de l'eau pour éviter l'augmentation de la température (a cause du frottement entre le disque abrasive et l'échantillon) donc par conséquence on évite le changement de la structure.



**Figure 5 :** *l'opération de découpage*

**II.4.1.2 L'enrobage à froid :** On fait l'enrobage pour faciliter le polissage des échantillons et pour assurer seulement le contact de surface de métal avec la solution dans le cas des électrodes de corrosion, et pour cela on utilise une résine avec un durcisseur.

**II.4.1.3 Le polissage :** L'opération de polissage (**figure II.6**) a été effectuée avec des papiers abrasifs de différentes granulométries : 120, 320, 400, 600, 800, 1000, 2000, 4000. Ensuite les échantillons ont été finis avec la pâte diamanté dans un papier feutre pour avoir un état miroir des surfaces.



**Figure II.6 :** *l'opération de polissage*

A la fin de l'opération, l'échantillon obtenu est représenté sur la **figure II.7**



**Figure II.7 :** *L'échantillon après l'opération de polissage*

#### **II.4.2 L'attaque chimique:**

Elle se fait à l'aide de réactif qui permet de différencier les différentes phases du métal, et de révéler les joints des grains, cette méthode consiste à tremper la face à attaquer dans le réactif choisi pendant un temps convenable. Pour notre examen nous avons effectué l'attaque suivant : Une attaque avec le réactif de Nital (4%) dont la composition chimique est :

- 4ml d'acide nitrique 100ml d'éthanol.
- Durée d'attaque : environ 60 secondes.

### II.4.3 L'observation microscopique:

Grâce au microscope optique équipé d'une camera vidéo type « NIKON » (**Figure II.8**) piloté par ordinateur, il est possible de visualiser tous types de surfaces avec un grossissement pouvant aller jusqu'à 1200 fois. De ces nombreuses observations et grâce à une bonne connaissance de la physique des solides, les diagrammes de phases des matériaux et de nombreux paramètres du microscope, une analyse précise peut être menée.



**Figure II.8** : *l'observation microscopique*

## II.5 Le MEB :

### II.5.1 Principe de fonctionnement :

Contrairement au MET et au microscope optique, l'image n'est pas formée par une lentille objective. L'image est formée de manière séquentielle en balayant la surface de l'échantillon par un faisceau d'électrons. Le MEB comme montré dans la **figure II.9** fournit des images de la surface en relation avec le mode de diffusion des électrons par l'échantillon.

Le nombre d'électrons secondaires et rétrodiffusés émis varie en fonction du point d'impact du faisceau d'électrons sur la surface. Ces électrons sont détectés dans des détecteurs. Une image est obtenue en relation avec l'intensité du courant électrique produit en chaque point de la surface. La topographie de l'échantillon est ainsi obtenue [40] .



**Figure II.9 : MEB (ENSMM,ANNABA)**

## **II.5.2 Diffusion des électrons :**

### **II.5.2.1 Électron secondaire :**

La détection de ces électrons fournit une information sur la topographie de l'échantillon sur une profondeur de 10 nm. L'analyse de ces électrons permet d'obtenir une image caractéristique de la surface. Ces électrons représentent un bon outil pour l'observation des contours, de la morphologie de l'échantillon.

### **II.5.2.2 Électron rétrodiffusé :**

Plus le numéro atomique de l'atome est élevé, plus le signal est intense et plus la zone de l'image est claire. C'est le contraste de phase. L'image obtenue est donc fonction de la composition chimique de l'échantillon.

### **II.5.2.3 Émission d'un photon X :**

L'étude des photons X permet une analyse quantitative de la composition chimique de l'échantillon [40].

## **II.6 Essais mécaniques :**

### **II.6.1 Profil de micro dureté :**

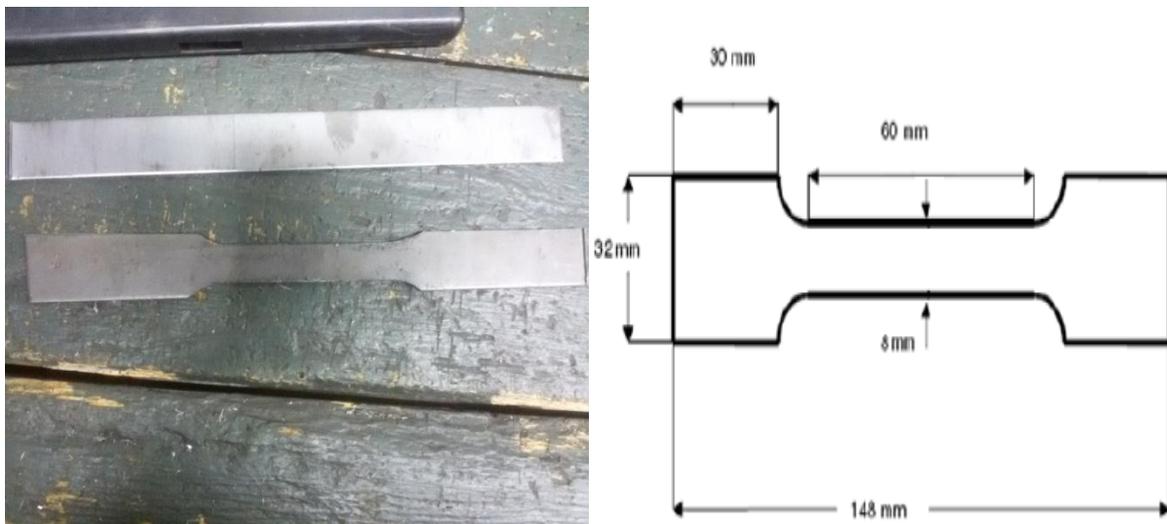
La micro dureté Vickers a été mesurée sur un appareil de type «INNOVATEST» (**figure II.10**), dans lequel le temps de pénétration est de 10 seconde. Nous avons pris plusieurs mesures pour chaque constituant structural sous une charge de 100 grammes forces. Cette méthode consiste à appliquer une force et mesurer ensuite l'empreinte.



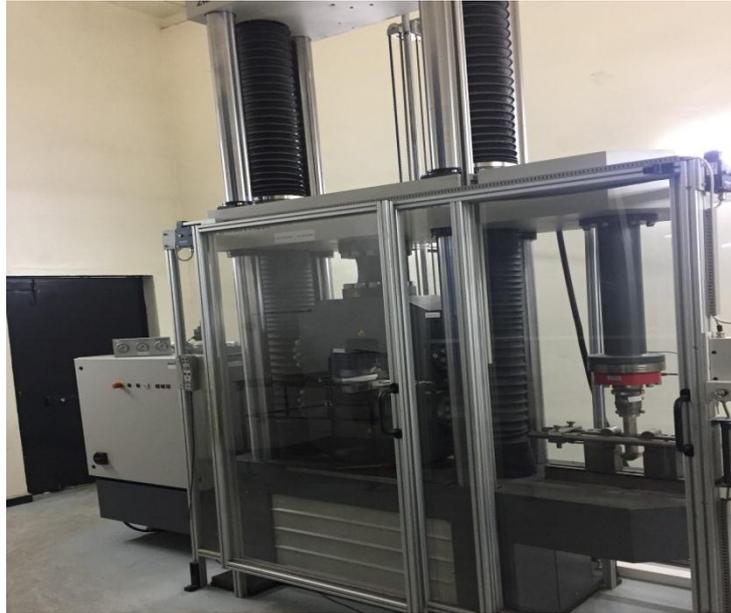
**Figure II.10 :** *Microduromètre utilisé pour les essais*

### **II.6.2 Essai de traction :**

Nous avons effectués cet essai sur des éprouvettes plates selon, la norme française NF EN 10002-1 [41], soigneusement préparées à l'atelier mécanique de ALFAPIPE ANNABA(**figure II.11**) , pour qu'ensuite l'essai soit effectué au laboratoire des essais mécaniques, sur une machine spéciale : la machine Mohr (ZWICK) (**figure II.12**).



**Figure II.11 :** *Schéma d'éprouvette de traction.*



**Figure II.12 :** *Machine ZWICK de traction*

### **II.6.3nEssai de résilience :**

L'essai de résilience est un complément essentiel de l'essai de traction. L'essai de flexion par choc, nommé aussi de résilience, sur éprouvette entaillée Charpy a pour but de mesurer la résistance d'un matériau à la rupture brutale.

Ces essais ont été effectués sur un mouton Charpy V(**figure II.13**) dont la capacité maximale est de 300J. Nous avons effectué des essais à différentes température (20°C, 10°C, 0°C, -10°C, -20°C) au laboratoire d'ALFAPIPE ANNABA.



**Figure II.13 :** *Mouton Charpy (ALFAPIPE, ANNABA)*

Le laboratoire dispose aussi d'un Cryostat qui est utilisé pour obtenir les températures voulues pour la réalisation des essais ( **figure II.14**)

Dix-huit (18) éprouvettes ont été préparées : six éprouvettes usinés a partir du métal de base (MB), six autres prisent au niveau du cordant de soudure (MD) et les six dernières éprouvettes prélevées dans la zone affecté thermiquement (ZAT) (**figure II.15**).



**Figure II.14** : Cryostat(ALFAPIPE,ANNABA)



**Figure II.15** : Configuration des éprouvettes de résiliences

# **Chapitre III : Résultats et interprétations**

### III.1 Caractérisation microstructurale :

#### III.1.1 Analyse chimique :

La composition chimique de l'acier étudié X70 est donnée dans le tableau III.1. La formule pour calculer le carbone équivalent est donné dans API 5L par :

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

**Tableau III.1:** La composition chimique du métal de base

% C	% Si	% Mn	% P	% S
0,071	0,221	1,64	0,012	0,002
% Cr	% Ni	% Mo	% Al	% Co
0,02	0,014	0,003	0,029	0,003
% Cu	% Nb	% Ti	% V	% W
0,011	0,070	0,010	0,002	0,004
% Sn	% B	% Fe	(Nb+V+Ti )%	<b>P<sub>cm</sub></b>
0,002	0,000	97,9		<b>0,164</b>

a) La faible teneur en carbone est nécessaire pour améliorer la soudabilité et la résilience d'acier.

b) Les éléments de micro-alliage sont le niobium, le titane et le vanadium, mais l'élément qui a un grand effet est le niobium. Ces éléments contribuent à l'amélioration de la limite d'élasticité, la dureté, la résilience et la soudabilité.

c) Le niobium et le vanadium participent à la formation de carbures et carbonitrides. Ces précipités très fins, bien dispersés dans la ferrite, engendrent un durcissement important qui est utilisé pour la fabrication des aciers à haute limite d'élasticité. À teneur en carbone identique, le durcissement obtenu est plus important; à caractéristiques de résistance identiques, on peut diminuer la teneur en carbone.[42].

Le Nb améliore les propriétés structurales et mécaniques de l'acier par trois mécanismes. D'abord, il affine les grains austénitiques et ferritiques pendant le laminage en empêchant la recristallisation et la croissance de grain. En second lieu, il supprime la nucléation de la ferrite polygonale par son effet fort de trempabilité. Troisièmement, le niobium augmente la dureté par la précipitation des particules ultra fines de Nb(C,N) pendant le refroidissement à la température de laminage de finition ou pendant un traitement suivi d'un revenu.

d) Le manganèse remplit la fonction d'élargir la température de transformation pour favoriser la formation de la ferrite aciculaire et de diminuer la tendance de précipitation de Nb (C, N) dans l'austénite en augmentant le produit de solubilité. Le manganèse semble également avoir un effet en soi bénéfique sur la dureté. La teneur de manganèse a été limitée

par 1.52 % dans la norme pour empêcher la formation des phases dures comme la bainite et le composé (M-A) susceptible de former des zones fragiles.

e) Le nickel est un élément gamma-gène, donc il diminue la température de la transformation

$\alpha \rightarrow \gamma$  et favorise la formation de la ferrite aciculaire.

f) Le cuivre ayant aussi plusieurs effets:

- Il augmente la quantité de la ferrite aciculaire aux dépens d'autres constituants, et affine la microstructure dans toutes les zones du métal de soudure.

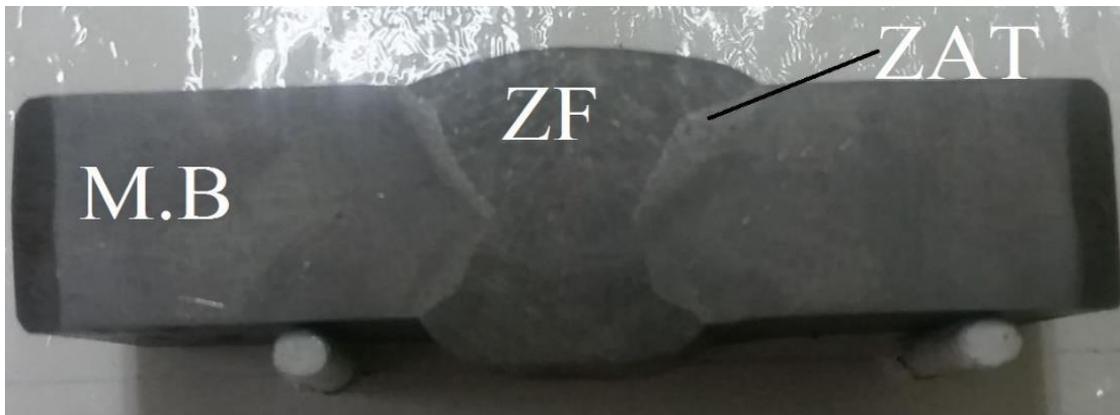
g) Le silicium favorise la formation de la ferrite polygonale par l'augmentation de la température de la transformation :

$\alpha \rightarrow \gamma$  parce qu'il est un élément alpha-gène.

h) Le rôle principal du molybdène est celui d'un agent de trempabilité, favorisant la formation de la ferrite aciculaire et empêchant la formation de la ferrite polygonale et de la perlite [43].

### III.1.2 Observation de macrographie de l'éprouvette :

L'observation macrographique de l'échantillon est représentée sur la **figure III.1**



**Figure III.1:** *L'observation macrographique*

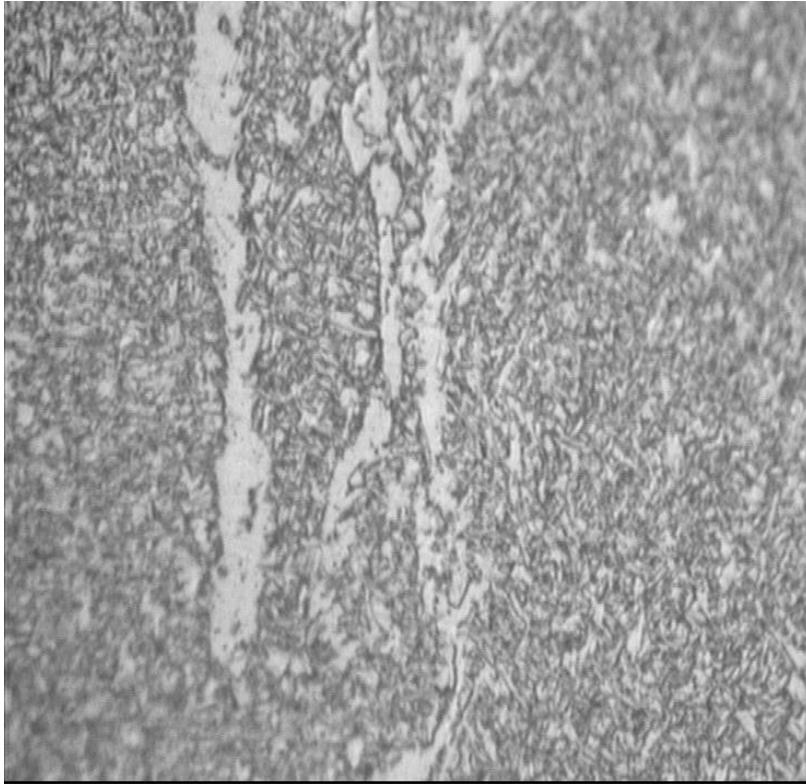
Les différentes zones révélées par l'attaque chimique sont observées dans la **figure III.1**

- La zone fondue (ZF).
- La zone affectée thermiquement (ZAT).
- Le métal de base (MB).

### III.1.3 Analyses métallographiques :

#### III.1.3.1 Microstructure de la zone fondue :

La **figure III.2** présente une observation micrographique de la zone fondue .



**Figure III.2:** *Micrographie optique de la zone fondue X600*

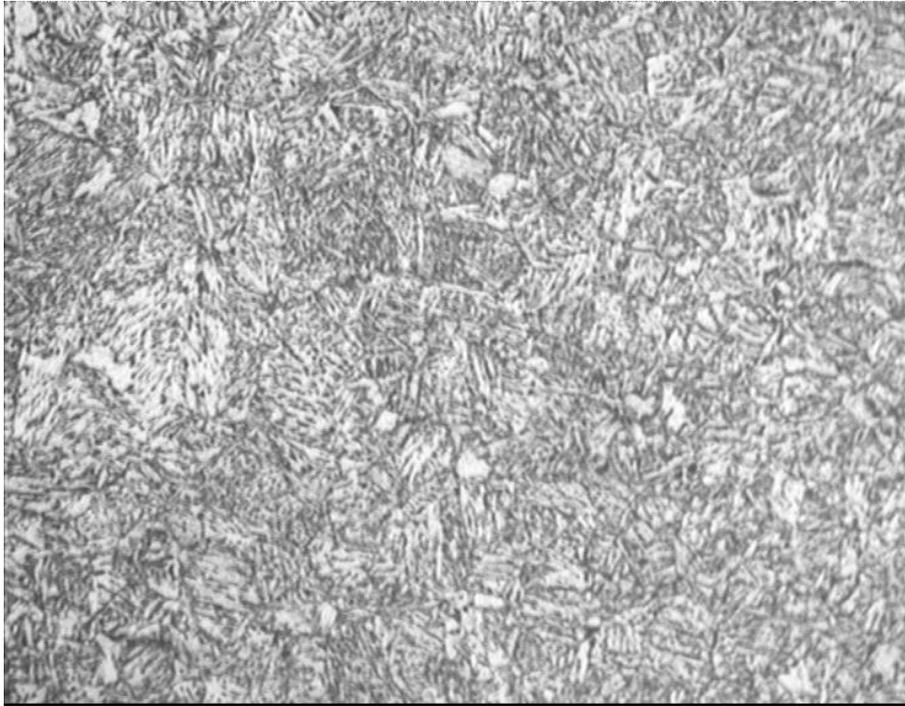
#### **Observation :**

Structure à caractère de solidification primaire : Grains assez gros avec une texture prononcée c.-à-d. une orientation visible des anciennes dendrites austénitiques. L'image est en fait une coupe transversale.

On remarque par ailleurs une structure composée de martensite en bandes dans cette zone, cette zone subit un refroidissement rapide ce qui lui confère une grande dureté.

**III.3.1.2 Microstructure de la zone affectée thermiquement ZAT :**

La **figure III.3** présente une observation micrographique de la ZAT



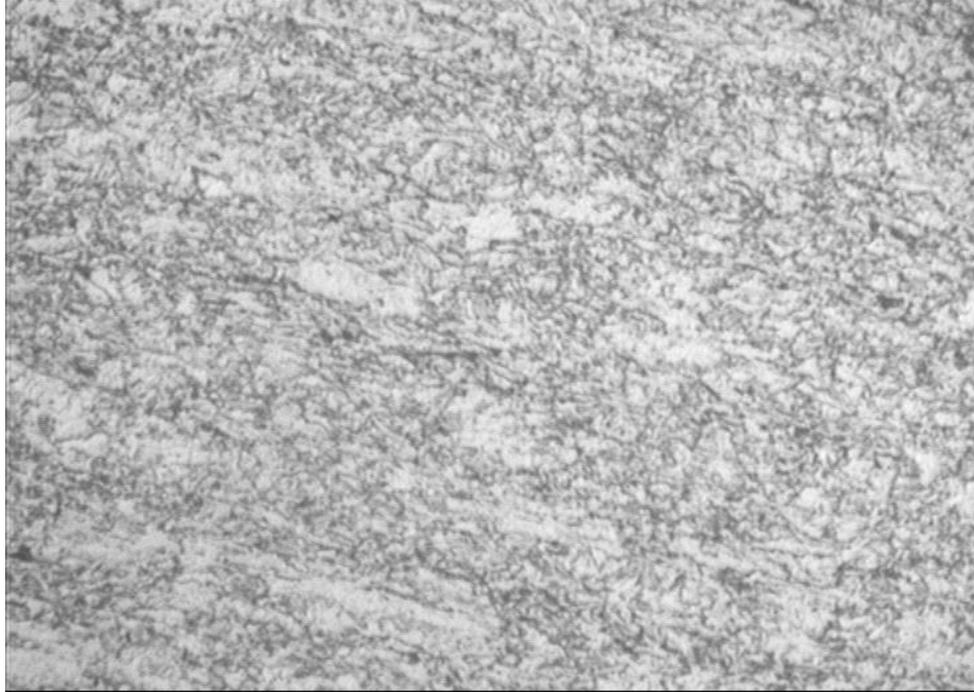
**Figure III.3:** *Micrographie optique de la zone affectée thermiquement X600*

**Observation :**

Structure sous forme d'aiguilles fines orientées de façon aléatoire, nous pensons que c'est une représentation des figures de Wismanstattenou structures de Thomson, due a un refroidissement très lent au niveau de cette zone, cette dernière devient assez dure, Il apparait clairement que le centre est constitué d'une structure grossière à grains ferritiques.

### III.3.1.3 Microstructure du métal de base :

La **figure III.4** présente une observation micrographique du métal de base



**Figure III.4:** *Micrographie optique du metal de base X600*

#### **Observation :**

Structure ferrito-perlitique a grains fins qu'on peut assimiler a la de bainite avec la ferrite en blanc et la perlite en noir, avec une fraction majoritaire de ferrite a cause du faible % de C de notre matériau. Ce type de microstructure est engendré par la ségrégation des éléments Mn et P lors du laminage, elle est très courante pour les aciers X70.

## **III.2 Caractérisation mécanique :**

### **III.2.1 Essai de traction :**

#### **III.2.1.1 Traction de métal de base :**

On teste sur la machine de traction l'éprouvettes représentée sur la **figure III.5** .



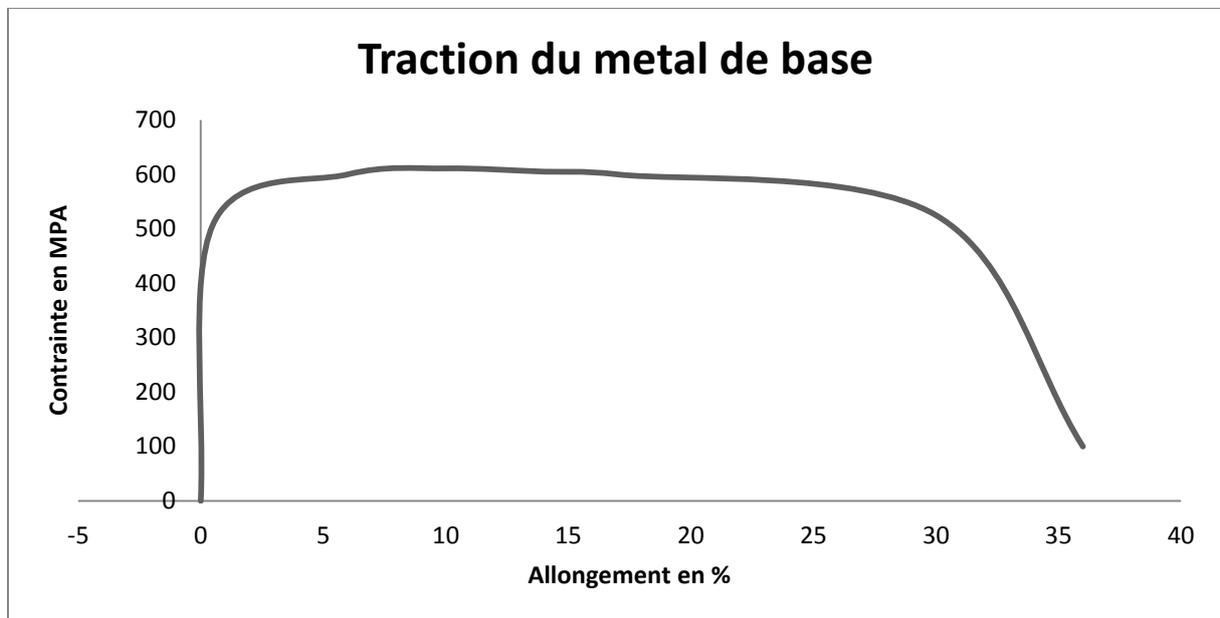
**Figure III.5 :** *Traction de métal de base*

Les résultats obtenus sont représentés dans le tableau III.2 :

**Tableau III.2:** Les résultats des essais de traction pour le métal de base

Désignation de l'éprouvette	$S_0$ (mm <sup>2</sup> )	La limite élastique $Re_{0,5}$ (MPa)	La résistance maximale $R_m$ (MPa)	$Re_{0,5}/R_m$	L'allongement $A_{50\%}$
Traction métal de base (TN)	499	508	611	0,83	36

Pour le cas de traction du métal de base soit une traction normale ; la courbe représentée dans la **figure III.6** présente la même allure qu'une courbe de traction conventionnelle, la transition élasto-plastique se fait de manière progressive. La limite d'élasticité est alors définie de façon conventionnelle  $Re_{0,5}$ . Elle est mesurée pour une valeur de 0,5% d'allongement.



**Figure III.6 :** Courbe de traction du métal de base

La courbe de traction représentée sur la **figure III.6** montre trois domaines :

- Un domaine linéaire où l'éprouvette s'allonge de manière élastique et réversible en deçà d'une valeur critique c'est-à-dire la limite élastique  $Re_{0,5}$
- Un domaine parabolique caractéristique d'une déformation plastique et irréversible, au-delà de cette valeur critique. La déformation est uniformément répartie et conduit à un allongement de l'éprouvette.
- Un domaine de décroissance de la charge, lorsque la déformation se localise au-delà du point de striction.
- Le point de rupture, pour lequel l'allongement de l'éprouvette est ultime

- Les caractéristiques mécaniques statiques c'est-à-dire les valeurs de la limite d'élasticité et de la résistance maximale à la traction pour l'éprouvettes de métal de base est supérieures aux valeurs minimales indiquées par la norme API 5L (**Tableau III.2**),
- Les rapports de la limite élastique à la charge de rupture pour l'éprouvette d'essai ne dépasse pas 0,85.

Donc nous pouvons conclure que notre matériau est conforme aux normes API 5L.

### III.2.1.2 Traction sur le cordon de soudure :

On teste sur la machine de traction l'éprouvette représentée sur la **figure III.7**



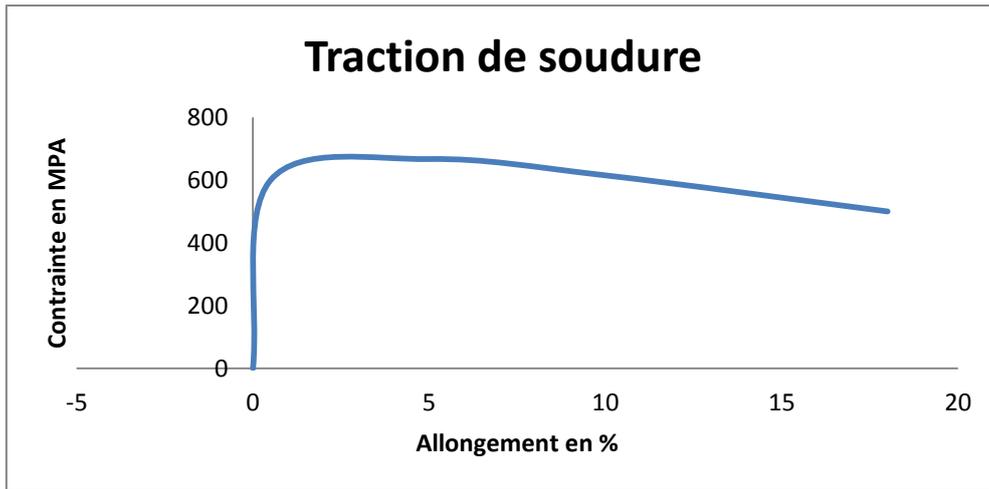
**Figure III.7 :** Traction de cordon de soudure

Les résultats obtenus sont représentés dans le **tableau III.3** :

**Tableau III.3:** Les résultats des essais de soudure

Désignation de l'éprouvette	$S_0$ (mm <sup>2</sup> )	La limite élastique $Re_{0,5}$ (MPA)	La résistance maximale $R_m$ (MPA)	$Re_{0,5}/R_m$	L'allongement $A_{50\%}$
Traction soudure (TS)	497	-	667	-	-

La courbe de traction de l'éprouvette de traction de soudure est représentée dans la **figure III.8**



**Figure III.8 :** *Courbe de traction de soudure*

Pour la traction de soudure, nous constatons que l'éprouvette de traction est rompue dans une fourchette ( $A\% = 18-20$ ), mais on peut pas situer exactement la zone de rupture de cette dernière.

La zone de rupture ne peut être exactement située car la zone du cordon de soudure est composée de différentes zones de métal de base (MB), la zone affecté thermiquement (ZAT), et la zone fondue (ZF).

On peut avancer au vu des résultats de traction que la zone du métal de base est plus dure que les autres zones, ce qui rejoint les résultats obtenus pour l'essai de résilience.

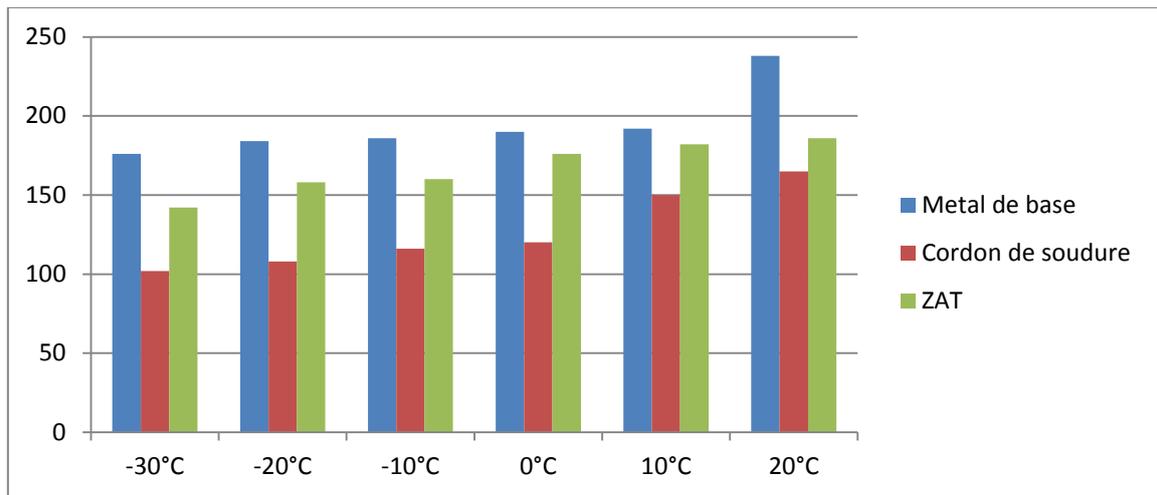
### III.2.2 Essai de résilience :

Les résultats obtenus après l'essai de résilience sont représentés dans le **tableau III.4**

**Tableau III.4:** *Les résultats des essais de résilience en J*

	<b>Métal d'apport (J)</b>	<b>Cordon de soudure (J)</b>	<b>ZAT (J)</b>
20	238	165	186
10	192	150	182
0	190	120	176
-10	186	116	160
-20	184	108	158
-30	176	102	142

L'histogramme sur la **figure III.9** représente les résultats des essais de résilience en Joules



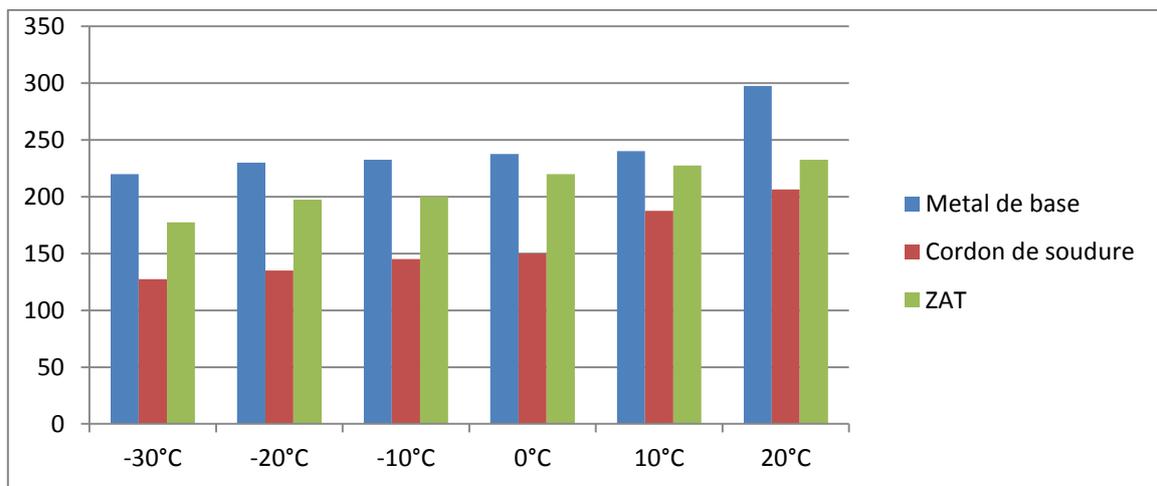
**Figure III.9** : Résultats des essais de résilience en J

Les résultats obtenus dans le tableau III.3 sont transformés pour être exprimer en  $J/cm^2$  dans le **tableau III.5**

**Tableau III.5:** Les résultats des essais de résilience en  $J/cm^2$

Température (°C)	Métal d'apport ( $J/cm^2$ )	Cordon de soudure ( $J/cm^2$ )	ZAT ( $J/cm^2$ )
20	297,5	206,25	232,5
10	240	187,5	227,5
0	237,5	150	220
-10	232,5	145	200
-20	230	135	197,5
-30	220	127,5	177,5

L'histogramme sur la **figure III.10** représente les résultats des essais de résilience en  $Joule/cm^2$ .



**Figure III.10** : Résultats des essais de résilience en  $J/cm^2$

Les **figure III.9** et **III.10** présente les résultats de l'énergie de rupture absorbée pour le métal de base, le métal fondu et la zone affectée thermiquement pour différentes températures ( 20°C , 10°C , 0°C , -10°C , -20°C , -30°C ) .

La rupture observée est de type très ductile en raison de l'apparition des cupules sur les bords des éprouvettes ayant subit cet essai.

D'après les **figure III.9** et **III.10**, le métal de base et la zone affectée thermiquement (ZAT ) montre une excellente résilience par rapport à la zone fondue.

On observe quelque soit la température a laquelle l'essai a été réalisé que le métal de base absorbe une grande énergie, cette énergie élevée peut être attribuée par sa microstructure constituée de grains fins et irréguliers de ferrite aciculaire. Les basses valeurs d'énergie absorbée par la zone fondue comparée aux deux autres zones (MB et la ZAT ) peuvent être liées à sa microstructure à caractère de solidification primaire : Grains assez gros avec une texture prononcée. Cette microstructure offre une faible résistance à la propagation des fissures [44].

La zone affectée thermiquement de l'acier API 5L X70 montre une excellente résilience, ce qui caractérise l'acier X70

On remarque l'existence d'une relation entre la température a laquelle l'essai a été réalisé et l'énergie de rupture, c'est-à-dire que plus la température est basse plus l'énergie de rupture est faible donc l'éprouvette résiste moins aux chocs, cela est probablement du a la faible mobilité des atomes d'où la réduction du domaine plastique favorisant la rupture de l'éprouvette .

Nous remarquons au niveau de la zone affecté thermiquement ( ZAT ) et au niveau du métal de base( MB) une chute brusque de l'énergie (J) entre les températures -20°C et -30°C , largement supérieur a celle enregistrée entre les températures +10°C jusqu'à -20°C, cette énergie décroît avec un pas de 02-04 J , par contre entre ses deux températures -20°C et -30°C on a un pas de 10J , nous pouvons avancer que la température de transition ductile-fragile se trouve a ce niveau de différence d'énergie .

Déterminer exactement la température de transition ductile-fragile nécessitent d'autres essais complémentaires qui ne sont pas disponible aux niveaux de ALFAPIPE ANNABA.

On constate que toutes les valeurs obtenues par l'essai mécanique de résilience répondent aux exigences de la norme API.

**III.2.3 Profil de micro dureté :**

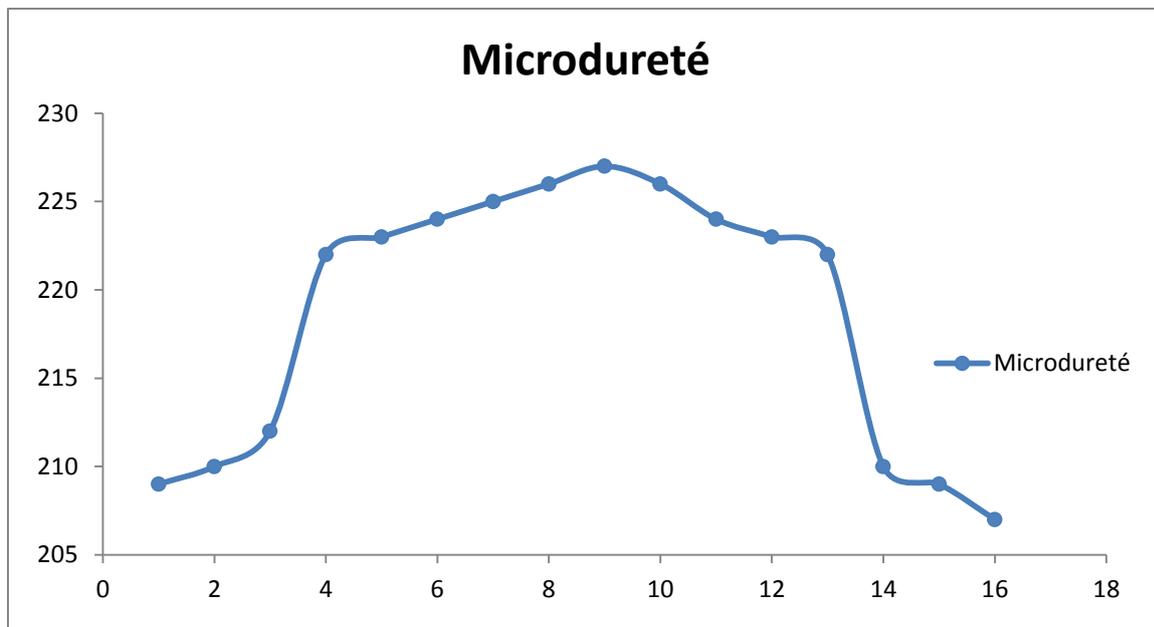
D'après l'essai de micro dureté on obtient les résultats présentés dans le **tableau III.6**  
La figure représente les points utilisés pour cet essai



**Tableau III.6:** Les résultats des essais de micro dureté.

Métal de base	Zone 1	Zone 2	Moyenne
	210 HV	210 HV	210 HV
	209 HV	209 HV	
	212 HV	207 HV	
ZAT	223 HV	224 HV	223 HV
	224 HV	221 HV	
	222 HV	224 HV	
ZF	225 HV	/	226 HV
	227 HV	/	
	226 HV	/	
	226 HV	/	

Le profil de micro dureté du matériau étudié est représenté sur **la figure III.11**



**Figure III.11 :** Profil de micro-dureté

les valeurs de la micro dureté croissent du métal de base , puis la ZAT jusqu'à la zone fondue qui est la zone la plus dure .

Les résultats de micro-dureté relative au cordon de soudure ont montré une uniformité des valeurs entre le métal de base et le cordon de soudure, signe d'un soudage correct. Nous avons remarqué que la zone affectée thermiquement à une dureté très élevée. Cette zone est donc plus fragile et risque d'être soumise à rupture.

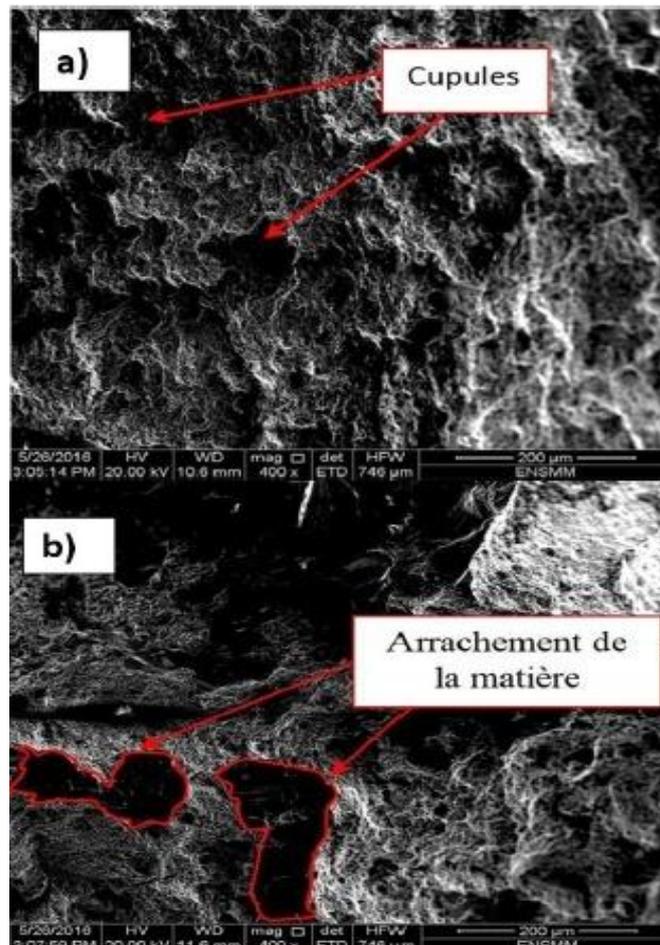
On remarque que la zone fondue est plus dure que le métal de base et la zone affectée thermiquement, nous pensons que cela est dû au fait que dans cette zone il y a plusieurs facteurs de durcissement tels que la présence de phases plus riches en carbone.

Les valeurs de micro dureté de ce tube sont acceptables et ne présentent aucune anomalie. Elles sont conformes aux exigences de la norme API 5L qui fixe la dureté à  $\leq 250$ .

### III.3. Observation des faciès de rupture au MEB :

#### III.3.1. Faciès de rupture après traction :

L'observation de rupture après traction est représentée dans la **figure III.12**



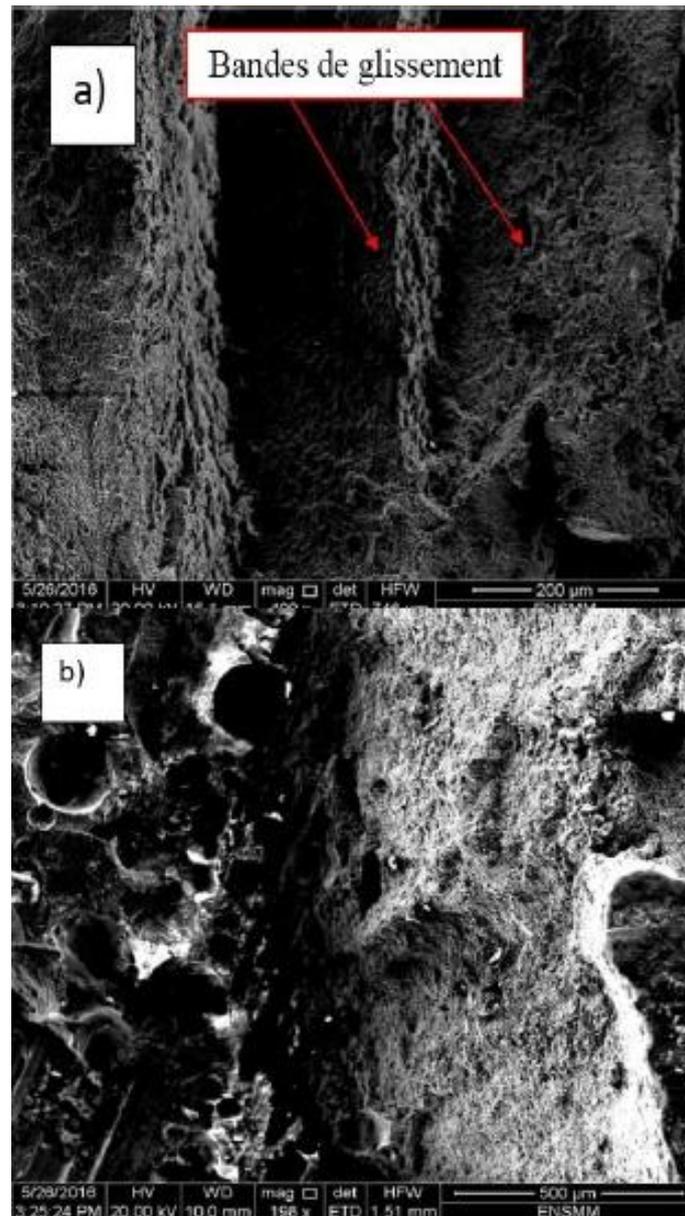
**Figure III.12 : Faciès de rupture après essais de traction**

(a) et (b) Les résultats de l'observation au MEB des faciès de rupture des échantillons de traction, indiquent que le mode de rupture est ductile grâce au nombre important de cupules profondes, allongées dans la direction de la déformation plastique.

La rupture ductile s'amorce à l'intérieur de la zone de striction lors d'un essai de traction, pour se propager radialement vers l'extérieur, ou des conditions de contraintes planes favorisent un cisaillement, responsable de la formation de la collerette externe, dues aux décrochages du mouvement des dislocations.

### III.3.2. Faciès de rupture après résilience :

L'observation de rupture après traction est représentée dans la **figure III.13**



**Figure III.13** : *Faciès de rupture après essais de résilience*

**Discussion :**

La figure (a), (b) montre de nombreuses cupules qui sont le signe de la rupture ductile, ce qui confirme les résultats de l'essai de résilience.

# **Conclusion et perspectives**

## Conclusion :

Les principales conclusions peuvent être énumérées comme suit:

- La composition chimique mesurée de l'acier API 5L X70 est conforme à la norme API 5L.
- Le niobium est l'élément micro allié efficace qui améliore l'acier X70 par trois mécanismes: il affine les grains par ses précipités, il augmente la formation de la ferrite aciculaire et il durcit la matrice aussi par ses précipités.
- Les aciers destinés au transport des hydrocarbures doivent répondre à deux exigences essentielle et contradictoire à savoir : ductilité et résistance mécanique élevée. Les résultats mécaniques obtenus montrent que l'acier étudié présente de bonnes propriétés de résistance à savoir une limite d'élasticité ( $Re_{0,5}$ ) égale à 508MPa et une résistance mécanique ( $R_m$ ) égale à 611 MPa. La résistance mécanique mesurée sur les échantillons soudés est supérieure à cette valeur soit 667MPa de même que la rupture s'opère en dehors du cordon de soudure. La filiation de micro dureté ainsi que les tests de résilience confortent la supériorité du joint par rapport au matériau de base.
- Les performances mécaniques s'expliquent par la présence de cupules sur les faciès de rupture analysés au MEB. Ces cupules sont la preuve d'une ductilité assez bonne du matériau.
- L'étude a nécessité un examen par microscopie optique pour l'analyse de la microstructure des différentes régions constituant le joint soudé. Cette analyse a révélé que la zone du cordon de soudure présente une microstructure de coulée ou structure dendritique formée de grains ferritique grossiers, et de grains perlitiques. Les zones autour du cordon présentent une microstructure ayant une structure intermédiaire essentiellement constituée de ferrite et de précipitation de fin carbures de cémentite tertiaire en plus d'un réseau ramifié de ferrite. Le métal de base reste inchangé et n'a pas été modifié par la chaleur. Il est constitué de grains équi-axiaux de ferrite avec une fine précipitation de cémentite tertiaire et d'une quantité infime de grains perlitiques.

Dans notre étude sur l'acier API 5L X70 on a démontré que les différents essais sur le joint soudé de comportement en traction, la microstructure, la dureté, et la résilience montrent que les propriétés mécaniques sont convenables pour l'utilisation dans le transport des hydrocarbures.

Il apparait que l'acier utilisé répond aux exigences techniques demandées par la norme API.

## **Perspectives :**

Actuellement les recherches s'orientent dans plusieurs directions et conduiront à de prochaines mises en applications en fabrication. On peut citer :

- Amélioration des procédés existants et innovation en nouvelles technologies.
- Soudage de matériaux nouveaux
- Modélisation mathématique des phénomènes liés à l'opération de soudage
- Caractérisation de la solidification du bain et transformation en phase solide
- Soudabilité et comportement à la fissuration à froid
- Développement des modes opératoires de soudage
- Automatisation, robotisation et adaptabilité en temps réel des paramètres de soudage
- Caractéristiques mécaniques, résistance aux contraintes du cordon de soudure
- Contrôle et assurance qualité
- Hygiène et sécurité....

# **Références bibliographiques**

## Références bibliographiques :

- [1] **M.T. HANNACHI**, "Etude du Comportement Mécanique des Joints Soudés lors du Soudage des Tubes par Induction à Haute Fréquence (HF) " , Université Hadj Lakhdar de Batna, 2011.
- [2] **D.J NAYLOR** "Review of international activity on micro alloyed engineering steels", Iron making and Steel Making 1989, vol 16, N° 4
- [3] **B. Zouidja**, "Caractérisation mécanique et microstructurale d'un cordon soudure pour un acier X60 destiné à l'installation des hydrocarbures" , Université Amar Thelidji-Laghouat ,2012.
- [4] **MARK GRUMBACH** "Aciers d'usage général", techniques de l'ingénieur, 1991
- [5] **Metals handbook Vol. 1** , " Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys" , ASM International, USA, 2005.
- [6] **L.J. CUDDY** "Grain Refinement of Nb Steels by Control of Recrystallization during Hot Rolling», Metallurgical Transactions A, vol 15A, January 1984
- [7] **J.M. Gray** , "Niobium bearing steels in pipeline projects, Niobium Science and Technology", Dec 2 &5, 2001.
- [8] **F.B. PICKERING** "The Spectrum of Micro alloyed, Hight Strength Low Alloy Steels", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [9] **TADAAKITAIRA** "Development of Super Tough Acicular Ferrite Steel for Line-pipe – Optimization of Carbon and Niobium Content in Low-Carbon Steel " , Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [10] **T.R. Thomson, R.M Hobbs** , "Dual Phase Steels Production and Formability", Mémoires Scientifiques. Revue de métallurgie, avril 1980
- [11] **J. Malcolm Gray** , "Property Improvements in Bars and Forgings Through Microalloying and Inclusion Engineering", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [12] **H.BENSAADI, M.CHERIER.** " Étude de l'efficacité d'inhibition contre la corrosion, de l'acier API P110 avec différentes microstructures". Ecole Nationale Polytechnique ALGER (2015)

- [13] **S.DJERAF**, "Etude comparative de l'influence du taux de déformation et de la température du recuit sur la microstructure et les propriétés mécaniques de deux aciers a haute limite d'élasticité (HLE) de type API», Ecole Nationale Polytechnique ALGER (2012).
- [14] **D. Acevedo Reyes**, "Évolution de l'état de précipitation au cours de l'austénitisation d'aciers microalliés au vanadium et au niobium ", Institut des sciences appliquées de Lyon (2007)
- [15] **E.C. Bain, H.W. Paxton**, "Les éléments d'addition dans l'acier", Dunod, Traduit par C.Leymonie, (1968)
- [16] **M. Durand-Charre**, "La microstructure des aciers et des fontes, Genèse et Interprétation" , (2003)
- [17] **W.Wang, Andal**, "Relation among rolling parameters, microstructures and mechanical properties in an acicular ferrite pipeline steel" , *Materials and Design* 30 (2009) 3436–3443.
- [18] **François Leroy et Jean Saleil**, "Les aciers spéciaux de construction mécanique", 1986
- [19] **E. O. Hall**, *Proc. Roy. Soc*, 64B, (1951), 747
- [20] **N. J. Petch**, *Journ. Iron Steel Inst.*, 174, (1953), 28
- [21] **J. R. Paules**, "Practical considerations in micro alloying with vanadium, niobium, or titanium", *Proc of the Inter. Symp on Micro alloyed Vanadium Steels, Cracow*, (1990), 19–32
- [22] **Barry THOMAS, Jean-Hubert SCHMITT**, "Durcissement des aciers", *Technique de l'ingénieur M4* 340.
- [23] **Michalak, J. J**, "The Influence of Temperature on the Development of Long-Range Internal Stress During the Plastic Deformation of High-Purity Iron", *Acta Metall.*, Vol. 13(3), 213-222 (1965)
- [24] **Smallman, R. E. and Bishop, R. J**, "Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering", 6th ed. *Butterworth- Heinmann*, Oxford, Chap. 7, 233-234 (1999)
- [25] **Michel Dupeux**, " Aide-mémoire science des matériaux ", Dunod. Paris(2008).
- [26] **Roland CAZES**, "Soudage à l'arc", *Technique de l'ingénieur B7* 730.
- [27] **Document technique ALFAPIPE GHARDAIA**, "Procèdes de soudage".
- [28] **FORMATION MODULAIRE EN SOUDAGE** , cofinancée par le Fonds Social Européen.

- [29] **J. BINARD**, "Réservoirs, Soudage en chaudronnerie", Techniques de l'Ingénieur, Réf a 683, 10 novembre 1985
- [30] **D.ROSENTHAL**, "Welding Journal", vol. 20, no 5 (1941).
- [31] **Lancaster, J.F**, "Metallurgy of welding" , Sixth Edition Abington Publishing (1999),p 464.
- [32]**Chunming Wang, Xingfang W , Jie Lie , Ning an xu**, "Transmission electron microscopy of martensite , austenite , islands in pipeline steel X70" , Materials science and Engineering A438-440, 267-276 (2006)
- [33] **J-P MUZEAU**, " Constructions métalliques – Assemblages par soudage", Techniques de l'Ingénieur, Réf C2522, 10 août 2012.
- [34] **A.BOUZIANE**, "Contribution à la détermination des critères des qualités des tubes soudés soumis à une pression intérieure", Université M'HAMED BOUGARA BOUMERDES ,2008
- [35] **Sedrini Abdelkader**, "Etude sur le comportement en endommagements des aciers API 5X65 du model weibull», Université Tlemcen, 2007.
- [36] **KHOUKHI FAIZA**, "Etude de l'efficacité de deux inhibiteurs de corrosion dans les milieux multiphasiques (Eau, huile et gaz) ", Université M'HAMED BOUGARA BOUMERDES,2008
- [37] **Rita C. C. Silva, João N. C. Guerreiro and Patricia R. C**, "Drach Automatic finite element solid modeling burst and error analyses of corroded pipelines", International of mechanics, issue 3 Volume 2 P82°, 2008
- [38] "**Welding pressure pipelines & piping systems**" ed. THE LINCOLN ELICTRIC
- [39] **NFEN 10045-1**, "Essai de flexion par choc sur éprouvette charpy", Partie 1: Méthode d'essai, association française de normalisation,» Afnor, 1990.
- [40] **J. Bortoluzzi, B. Malatrait, L. Ribstein**, "Les microscopes électroniques", Université de Strasbourg, 2011-2012.
- [41] **NF A 03-001, NF EN 10002-1**, "Essai de traction", partie 1 : Méthode d'essai (à la température ambiante),» Association française de normalisation afnor, 1990.
- [42] **Michel Colombié**, "Matériaux Métalliques", 2eme édition, Dunod, Paris, 2008.
- [43] **N. Mustapha**, "Evolution de la microstructure et des propriétés mécaniques de l'acier X70 lors des réparations par soudage", ENP Alger, 2009.

[44] **S. H.Hashemi, D.Mohammedyani, M.Pouranvari and S.M.Mousavisadeh**, "On the relation of microstructure and impact toughness characteristics of DSAW steel ofgrade API X70", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2009.