

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

Ecole Nationale Polytechnique

Département de Métallurgie

Mémoire de Master

Spécialité Science des Matériaux

**ETUDE DE LA SOUDABILITE DES ACIERS A
HAUTE LIMITE ELASTIQUE API-5L
X60 ET X70**

Présenté par : Nazim ABDEDOU

Sous la direction de M^r Kamel ABADLI E.N.P

Présenté et soutenu publiquement le 29 Juin 2016

Composition du Jury :

M ^r Mohamed-Elamine	DJEGHLAL	Président
M ^r Kamel	ABADLI	Promoteur
M ^r Abdelmadjid	KASSER	Examineur

E.N.P. 2016

ملخص

الهدف من الدراسة هو دراسة الخواص الميكانيكية للفولاذ X60 و X70 المستخدمة في صناعة أنابيب نقل النفط في الجزائر ، و دراسة تأثير درجة الحرارة التسخين على هيكل و خطر الانشقاق في لحام.

كلمات مفتاحية : فولاذ HSLA ، فولاذ صغير السبك، هيكل صغير، خصائص ميكانيكية، صلابة، مرونة، النسبة E/R، لحام.

Abstract

The aim of this study is to investigate the mechanical properties of API steels X60 and X70 used in the transport industry of oil pipeline in Algeria, and investigate the effect of the of the preheating temperature on the structure and cracking risk of the weld.

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

Résumé

L'objectif de étude est d'étudier les propriétés mécaniques des aciers API X60 et X70 utilisés dans l'industrie de transport d'hydrocarbures par pipeline en Algérie, et étudier l'effet de la température de préchauffage sur la structure et le risque de fissuration dans la soudure.

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

Remerciements

Je tiens d'abord à remercier Mon Promoteur Mr Kamel ABADLI, pour son aide, son soutien et ses conseils ainsi que son amabilité et sa disponibilité.

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

Tout comme je remercie Mr ZAAFOUNE de GTP Reghaïa pour son accueil, sa précieuse aide et soutien.

Je tiens aussi à remercier Monsieur Mohamed Elamine DJEGHLAL d'avoir accepté de présider mon jury, et Monsieur Abdelmadjid KASSER, qui m'a fait l'honneur d'examiner ce travail.

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

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

Table des matières

Liste des Tableaux.....	06
Liste des Figures.....	07
Liste des Abréviations.....	08
Introduction Générale.....	09
CHAPITRE I : LES ACIERS A HAUTE LIMITE ELASTIQUE	
I.1. Introduction.....	10
I.2. Les aciers HSLA	11
I.2.1. Présentation	11
I.2.2. Normalisation	11
I.2.3. Classification des aciers HSLA.....	13
I.3. Rôles des éléments d'alliages.....	13
I.4. Microstructure des aciers HSLA.....	14
I.5. Contrôle des propriétés mécaniques des aciers HSLA	16
I.5.1. Durcissement par précipitation.....	16
I.5.2. Résistance au grossissement du grain.....	17
I.5.3. Contrôle de la recristallisation de l'austénite écrouie	17
I.5.4. Augmentation de la trempabilité	18
I.6. Soudabilité des aciers HSLA.....	18
I.6.1. Soudabilité et carbone Equivalent	18
I.6.2. Structure des soudures	19
I.6.2.1. Vitesse de refroidissement.....	19
I.6.2.2. Structure et dureté du cordon	21
I.6.2.3. Risque de fissuration de la soudure	21
II.1. Présentation des matériaux étudiés	22
II.1.1. Etat de livraison	22
II.1.2. Analyse chimique	22
II.1.3. Calcul du carbone équivalent.....	23
II.2. Caractéristiques mécaniques	23
II.2.1. L'essai de traction.....	23
II.2.2. Essai de dureté Vickers.....	26
II. 3. Technique de caractérisation	26
II. 3.1. Préparation des échantillons.....	26
II.3.2. Métallographie en microscope optique.....	27
III.1. Etude de l'acier X60.....	28
III.1.1. Analyse chimique	28

III.1.2. Analyse de la microstructure	29
III.1.3. Essai de traction	31
III.1.3.1. Limite élastique.....	32
III.1.3.2. Résistance à la rupture	33
III.1.3.3. Rapport E/R.....	33
III.1.3.4. Allongement.....	35
III.1.4. Etude des effets de la température de préchauffage	36
III.1.4.1. Conditions de soudage	36
III.1.4.2. Durées et vitesses de refroidissement	36
III.2. Etude de l'acier X70.....	40
III.2.1. Analyse chimique	40
III.2.2. Etude de la microstructure.....	41
III.2.3. Essai de dureté	42
III.2.4. Essai de traction	43
Conclusion Générale.....	46
Bibliographie.....	47

LISTE DES TABLEAUX

Tab.I.1	Composition chimique pour pipe soudé PSL2.....	P.12
Tab.I.2	Exigences pour les résultats des essais de traction.....	P.13
Tab.I.3	Rôle des éléments chimiques ajoutés dans les aciers à hauts grades pour gazoducs	P.14
Tab.I.4	Les différentes expressions du carbone équivalent	P.18
Tab. II.1	Composition chimique des quatre épaisseurs d'acier X60M	P.22
Tab. II.2	Composition chimique de l'acier X70M	P.23
Tab. III.1	Composition chimique des quatre épaisseurs d'acier X60M	P.28
Tab. III.2	Variation du Carbone-Equivalent avec l'épaisseur.....	P.28
Tab. III.3	Résultats des essais de traction pour l'acier X60.....	P.32
Tab. III.4	Valeurs du rapport E/R pour chaque épaisseur d'acier	P.34
Tab. III.5	Effets de la température de préchauffage sur la vitesse de refroidissement	P.36
Tab. III.6	Composition chimique de l'acier X70.....	P.40
Tab. III.7	Résultats de dureté pour l'acier X70 sur les trois régions MB, ZAT et ZF	P.43
Tab. III.8	Caractéristiques exigées par la norme API 5L pour l'acier X70M.....	P.44
Tab. III.9	Paramètres des essais de traction de l'acier X70.....	P.44

LISTE DES FIGURES

Fig. I.1	Développement des pipelines (composition, procédé TMCP, microstructure, API grade)	P.10
Fig. I.2	Microstructures d'aciers normalisés, traités thermomécaniquement avec un refroidissement accéléré.....	P.16
Fig. I.3	Cycle thermique du soudage.....	P.19
Fig. I.4	Diagramme de l'IRSID.....	P.20
Fig. I.5	Diagramme TRCS	P.21
Fig. II.1	Prélèvement de l'éprouvette dans la soudure	P.25
Fig. II.2	Dimension des éprouvettes de traction selon la norme API	P.25
Fig. III.1	Microstructure du métal de base pour l'épaisseur : (A) 6.35, (B) 8.74, (C) 11.13, (D) 12.70 (F : ferrite, P : perlite).....	P.29
Fig. III.2	Microstructure de la zone affectée thermiquement de l'acier d'épaisseur 8.35 dans la région : (A) proche du métal de base, (B) proche de la zone fondue (FA : ferrite aciculaire, P : perlite, FP : ferrite polygonale).....	P.30
Fig. III.3	Microstructure de : (A) zone fondue de l'acier d'épaisseur 8.35, (B) ligne de fusion de l'acier d'épaisseur 8.35. (FA : ferrite aciculaire, FP : ferrite proeutectoïde).....	P.31
Fig.III.4	Courbes de variation de la limite élastique du métal de base et la soudure en fonction de l'épaisseur.....	P.32
Fig.III.5	Courbe de variation de la résistance à la rupture du métal de base et la soudure en fonction de l'épaisseur.....	P.33
Fig. III.6	Courbe de variation du rapport E/R du métal de base et de la soudure en fonction de l'épaisseur.....	P.34
Fig. III.7	Courbe de variation de l'allongement du métal de base et de la soudure en fonction de l'épaisseur.....	P.35
Fig.III.8	Effets de l'épaisseur de la tôle sur la vitesse de refroidissement de la soudure..	P.37
Fig.III.9	Effets de la temperature du préchauffage et de l'épaisseur sur la vitesse de refroidissement.	P.37
Fig.III.10	Diagramme TRCS de l'acier à 0.19 %C, 1.41 % Mn, 0.30 % Si, 0.032% Nb, 0.085 % V.....	P.38
Fig.III.11	Diagramme de fissuration de l'acier à 0.19 %C, 1.41 % Mn, 0.30 % Si, 0.032 % Nb, 0.085 % V.....	P.39
Fig. III.12	Microstructure du métal de base de l'acier X70.....	P.41
Fig. III.13	Microstructure de la ZAT dans deux régions différentes.....	P.42
Fig. III.14	Courbe de traction de deux éprouvettes d'acier X70.....	P.44

LISTE DES ABREVIATIONS

- A%** Allongement à la rupture.
- AC1** Températures de début de la transformation austénitique.
- AC3** Températures de début de la formation de ferrite.
- API** American Petroleum Institute.
- B** Bainite.
- C_{eq}** Carbone équivalent.
- e** extension.
- E** module de Young.
- E/R** Rapport de la limite élastique sur la résistance à la rupture.
- F** la force mesurée.
- FA** Ferrite Aciculaire.
- FP** Ferrite Polygonale.
- FP** ferrite proeutectoïde.
- HSLA** High Strength Low Alloy (haute limite élastique).
- HV** Dureté Vickers.
- Kgf** Kilogramme force.
- Ksi** Kilopound per square inch.
- L** est la longueur réelle.
- L0** longueur entre repère.
- MB** Métal de base.
- MPa** Méga Pascal.
- P** Perlite.
- P_{4cm}** formule de Ito-Bessyo du Carbone équivalent.
- PSL** Product Specification Level.
- R** Charge unitaire.
- R_e** Limite élastique.
- R_m** Résistance à la rupture.
- T_s** Température de solubilisation.
- ZAT** Zone Affectée Thermiquement.
- ZF** Zone fondue.
- ZL** Zone de Liaison.

INTRODUCTION GENERALE

Au cours des 30 dernières années, la production mondiale de pétrole et de gaz, et la consommation de leurs produits ont augmentés de façon significative, ce qui a provoqué une augmentation de l'utilisation des pipelines pour leur transport. Pour parvenir à cette demande, il est nécessaire que les tubes utilisés pour le transport aient des diamètres plus grands et travaillent à des pressions élevées. Le diamètre d'une canalisation est déterminé en fonction du débit des produits à acheminer, de leur viscosité et de leur densité, de façon à réaliser un compromis économique entre la puissance des stations de pompage ou de compression à installer et l'importance de l'investissement total à réaliser.

Un seul pipeline de grand diamètre entre deux points déterminés présente des gains d'efficacité et des économies d'échelle par rapport à plusieurs petites canalisations reliant ces deux mêmes points. Ceci découle du fait que la capacité du pipeline augmente de manière exponentielle avec le diamètre du tube, suite à la réduction des frottements et la perte des charges.

Pour pouvoir employer des tubes de grand diamètres il nous faut élaborer des aciers de très haute résistance, qui nous évite l'utilisation d'épaisseurs trop élevées des parois, qui va se répercuter par la suite sur les coûts totaux du projet de pipeline.

La fabrication de pipeline en acier pour le pétrole et le gaz répondent aux spécifications de la norme l'API 5L. L'exigence d'une résistance mécanique élevée, combinée à une bonne ténacité à basse température et aussi une bonne soudabilité, a conduit à l'élaboration d'aciers à haute résistance faiblement alliés (HSLA), obtenus par traitement thermomécanique.

Dans ce contexte, notre étude s'est portée sur l'étude de la variation des propriétés mécaniques des aciers X60 utilisés dans l'industrie de transport d'hydrocarbures par pipeline en Algérie, en fonction des différentes épaisseurs de tubes, et étudier l'effet de la température de préchauffage sur la structure et le risque de fissuration dans la soudure. Et en faire ensuite la comparaison avec les propriétés mécaniques d'un acier de grade supérieur X70.

CHAPITRE I

LES ACIERS A HAUTE LIMITE ELASTIQUE

I.1. Introduction

Durant les années soixante-dix, le laminage à chaud et le traitement de normalisation ont été remplacés par le traitement thermomécanique. Ce procédé permet de produire des nuances allant jusqu'au X70 à partir d'aciers microalliés avec le niobium et le vanadium et ayant une teneur réduite en carbone.

Une meilleure méthode de traitement est apparue durant les années quatre-vingt, c'est le laminage thermomécanique associé à un refroidissement accéléré ultérieur. Elle permet la production d'aciers de plus haute résistance tels que le X80, ayant un taux réduit de carbone et par conséquent une excellente soudabilité au niveau des chantiers.

Des additions de molybdène, du cuivre et de nickel augmentent la résistance jusqu'à celle de l'acier X100 quand l'acier est transformé en tôle par laminage thermomécanique suivi d'un refroidissement accéléré modifié. L'évolution du développement des aciers API durant les trente dernières années est décrite dans la figure I.1

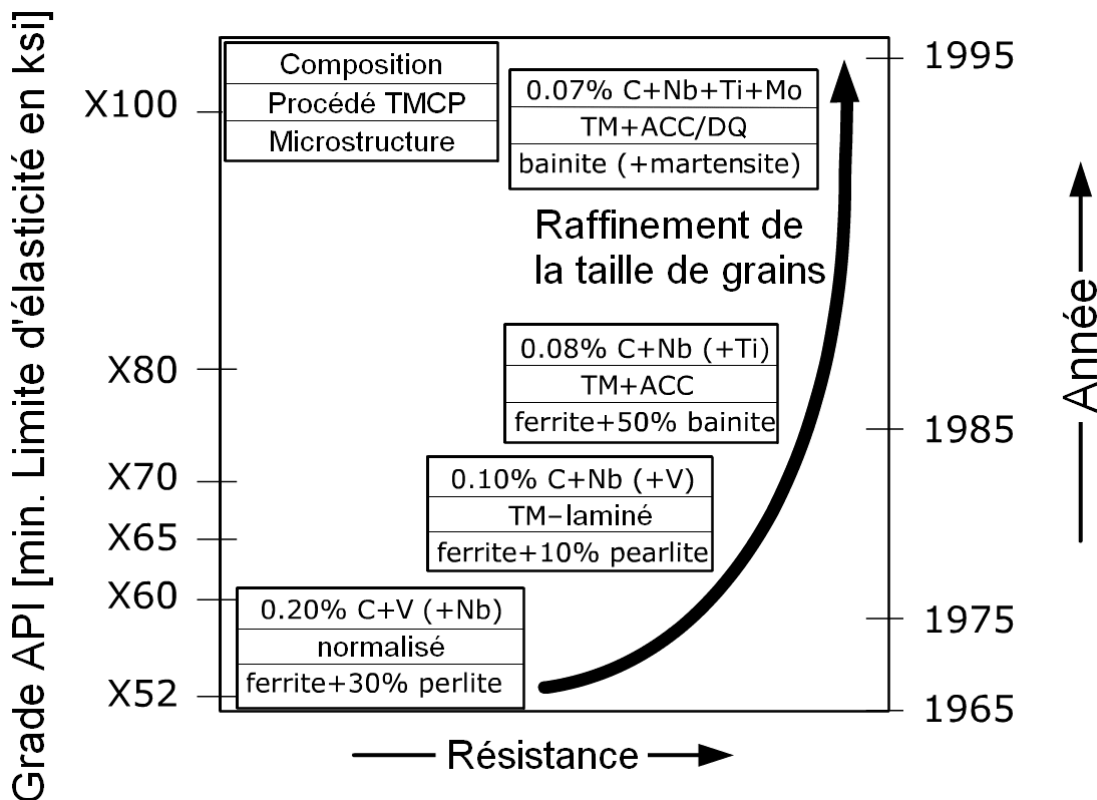


Figure I.1 : Développement de la technologie des pipelines) [1].

I.2. Les aciers HSLA

I.2.1. Présentation

Ces aciers dit HSLA (High-Strength Low-Alloy), sont des aciers micro alliés à haute limite élastique, élaborés de façon à fournir de meilleures propriétés mécaniques et/ou une meilleure résistance à la corrosion atmosphérique que celles des aciers au carbone conventionnels. Ils ne sont pas considérés comme étant des alliages au sens normal car ils sont conçus de façon à répondre à des exigences de propriétés mécaniques spécifiques plutôt que de composition chimique.

Les aciers HSLA contiennent une faible teneur en carbone, carbone comprise entre 0,05 et 0,25% afin de conserver leur formabilité et soudabilité, et jusqu'à 1,5% de manganèse, renforcée par des petites additions d'éléments tels que le niobium, le cuivre, le vanadium ou le titane. Les propriétés mécaniques sont améliorées par des laminages à chaud et des techniques spéciales de refroidissement. Les éléments carburières Nb, Ti et V sont destinés à modifier la microstructure des aciers au carbone, qui est généralement un agrégat de ferrite-perlite, pour produire une dispersion très fine de carbures dans une matrice de ferrite pratiquement pure. L'acier subit un durcissement par précipitation. D'autre part, ces précipitations provoquent une augmentation de la résistance du matériau en affinant la grosseur du grain, ce qui, dans le cas de la ferrite conduit à une augmentation de la limite élastique de 50% pour chaque diminution de moitié du diamètre moyen des grains. La résistance des précipitations joue également un rôle mineur.

La résistance la plus grande est obtenue par combinaison de micro alliages, et par un contrôle très attentif de la température de laminage, et ce en ayant recours aux traitements thermomécaniques contrôlés. Le but des deux méthodes est de produire une taille de grain aussi petite que possible, les grains fins donnent les meilleures propriétés de résilience. L'avantage supplémentaire est la soudabilité accrue du matériel. Ceci est réalisé en réduisant la trempabilité de l'acier.

I.2.2. Normalisation

Les aciers HSLA destinés à la fabrication des pipelines répondent tous à la norme API (American Petroleum Institute), qui définit les modes de fabrication, dimension et tolérance d'usinage, la composition chimique et propriétés mécaniques requises des aciers, ainsi que les méthodes de contrôle et d'inspection.

Les désignations des aciers HSLA proviennent de la norme API 5L, les pipelines standards ont un grade désigné par les lettres A et B. Les grades supérieurs ont la désignation X suivie par la limite d'élasticité minimale spécifique de l'acier du tube, mesurée en ksi (kilopounds per square inch).

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

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

Il existe deux niveaux de spécifications des exigences techniques du produit de base ; le PSL1 et le PSL2. Le niveau PSL 1 fournit un niveau de qualité normalisé pour les tubes pour conduites. Le niveau PSL 2 a des prescriptions obligatoires supplémentaires pour la composition chimique, la résistance à l'effet d'entaille et les caractéristiques de résistance et des exigences supplémentaires en contrôle non destructif. Le tableau I.1 regroupe l'ensemble des aciers HSLA définis par la norme API

Tableau I.1 : Composition chimique pour pipe soudé PSL2 [2].

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

b Pour chaque réduction de 0,01% en dessous du maximum spécifié pour C, soit une augmentation de 0,05% au-dessus du maximum spécifiée pour Mn est admissible, jusqu'à un maximum de 1,65% pour les classes \geq B, mais \leq X52; jusqu'à un maximum de 1,75% pour les classes $>$ X52, mais $<$ X70; jusqu'à un maximum de 2,00% pour les classes \geq X70, mais \leq X80; et jusqu'à un maximum de 2,20% pour les classes $>$ X80.
d $Nb + V + Ti \leq 0,15 \%$.
e sauf si convenu autrement, $Cu \leq 0,50\%$; $Ni \leq 0,30\%$; $Cr \leq 0,30\%$ et $Mo \leq 0,15\%$.
f sauf si convenu autrement.
g sauf si convenu autrement, $Nb + V + Ti \leq 0,15 \%$.
h sauf si convenu autrement, $Cu \leq 0,50\%$; $Ni \leq 0,50\%$; $Cr \leq 0,50\%$ et $Mo \leq 0,50\%$.
i sauf si convenu autrement, $Cu \leq 0,50\%$; $Ni \leq 1,00\%$; $Cr \leq 0,50\%$ et $Mo \leq 0,50\%$.
j $B \leq 0,004\%$.

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

prescriptions qui ne sont pas désignées selon une désignation PSL spécifique s'appliquent tant à PSL 1 qu'à PSL 2. Les caractéristiques mécaniques minimales exigées par la norme sont présentées dans le tableau I.2

Tableau I.2 : Exigences pour les résultats des essais de traction [2].

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

I.2.3. Classification des aciers HSLA

Les aciers à haute limite élastique comprennent de nombreux grades standards et exclusifs conçus pour fournir des combinaisons de propriétés spécifiques désirables telles que la dureté, la ténacité, la formabilité, soudabilité, et la résistance à la corrosion atmosphérique. Ces aciers ne sont pas considérés comme étant des aciers alliés, bien que les propriétés désirées soient obtenues par addition de petits éléments d'alliages. Cette distinction est traduite par le fait que le prix des aciers HSLA est estimé à partir du prix de base des aciers au carbone et non pas celui des aciers alliés. En outre, les aciers HSLA sont souvent vendus sur la base de leurs propriétés mécaniques minimales, avec leurs contenus spécifiques en éléments d'alliage laissés à la discrétion du producteur d'acier. Les aciers HSLA peuvent être divisés en 6 catégories :

- 1- Aciers résistants à la corrosion atmosphérique
- 2- Aciers microalliés ferrito-perlitique
- 3- Aciers perlitique de construction laminés
- 4- Aciers à ferrite aciculaire (bainite à faible teneur en carbone)
- 5- Les aciers à double phase (dual phase)
- 6- Aciers en forme d'inclusions contrôlées

I.3. Rôles des éléments d'alliages

La fonction principale des éléments d'alliages dans les aciers HSLA ferrito-perlitique est le durcissement de la ferrite par affinage du grain, par précipitation et par solution solide. Le durcissement par solution solide a un rapport avec la quantité des éléments alliés, mais l'affinage du grain et le durcissement par précipitation, dépendent des effets complexes du

design de l'alliage et des traitements thermomécaniques. Le rôle des différents éléments présents dans l'acier est décrit dans le tableau I.3

Tableau I.3 : Rôle des éléments chimiques ajoutés dans les aciers à hauts gradés pour Gazoducs [3].

Elément	Rôle et Effet
C	Augmente la dureté, la résistance à la traction et à la corrosion / Diminue la ductilité, la malléabilité, la soudabilité.
Al	Un puissant désoxydant.
Cr	Augmente la trempabilité (agit sur les points de transformation de l'acier et ralentit la vitesse de transformation de l'austénite au cours du refroidissement). Augmente également la résistance au revenu.
Cr et Ni	A faible teneur, on additionne les effets favorables sur la trempabilité, la résistance au revenu et la ductilité.
Mn	Intervient comme désoxydant. Il augmente la trempabilité, permet d'obtenir des aciers à structure austénitique stable, mais il participe à la formation de carbures. Evite la faible résilience due à la formation de réseaux de cémentite aux points de grains ferritique ou formation de ferrite Widmanstätten pendant le refroidissement à l'air. Raffine la taille des grains de l'austénite pendant le laminage à chaud.
Mo	Améliore la fraction volumique en bainite des aciers à bas carbone (0,04%-0,07%)
N	Abaisse le point de transformation Ac3. Il diminue la ductilité et la ténacité.
Nb	Retarde la recristallisation de l'austénite pendant le laminage à chaud
Ni	Augmente la stabilité de l'austénite et ralentit sa transformation pendant le refroidissement, donc augmente la trempabilité tout en abaissant la température. Augmente la ductilité, surtout aux très basses températures.
P	En petites proportions, améliore la résistance de l'acier à l'oxydation par l'air, diminue la ductilité et la ténacité.
Si	A de faibles teneurs, de l'ordre de 0,2 à 0,5 %, il est utilisé comme désoxydant.
Ti et Nb	Sont employés pour leur grande affinité avec le carbone, surtout lorsqu'il s'agit de fixer cet élément sous une forme stable. Ce sont aussi de bons désoxydants. On fait précipiter les nitrures de titane et de niobium au cours de traitements thermiques ou thermomécaniques pour réaliser un durcissement par précipitation.
Ti, Nb et Al	Forme facilement des nitrures avec l'azote que contient le métal. Ces nitrures bloquent les joints de grains austénitiques, et inhibent donc leur croissance, ce qui a des conséquences bénéfiques sur les propriétés mécaniques des structures obtenues.
V	Fort caractère alphasé et carburigène. Utilisé pour obtenir un acier dur et résistant.

I.4. Microstructure des aciers HSLA

Les microstructures des aciers pipeline sont compliquées en raison de la nature de l'alliage et des traitements qui leurs ont été appliqués. Ceci est en contraste avec les microstructures des

aciers ferritique équiaxiales classiques laminés à chaud. Les microstructures d'un acier pipeline peuvent être divisées essentiellement en les phases fondamentales suivantes :

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

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

Le laminage thermomécanique a pour résultat une réduction significative de la taille de grain de ferrite. L'affinage des grains est la seule méthode avec laquelle la résistance et la ténacité peuvent être améliorées simultanément. La perte de résistance résultant de la réduction de la teneur en perlite peut être compensée par le durcissement par précipitation et le durcissement provoqué par les dislocations. La réduction de la teneur en perlite, l'affinage du grain, et le durcissement résultant des précipitations et dislocations ont contribué individuellement et en combinaison à l'élaboration de l'acier X70 à soudabilité améliorée et des températures de transition ductile-fragile favorables.

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

La figure I.2 montre des microstructures typiques des trois types d'acier pipeline. La ferrite et perlite lamellaire et la taille des grains de ferrite grossiers sont les traits caractéristiques d'aciers X60 laminés et normalisés. La microstructure d'aciers X70 laminés thermomécaniquement est plus uniforme et les grains de ferrite sont plus fins. La microstructure la plus uniforme et extrêmement fine est atteinte par un refroidissement accéléré qui suit le laminage thermomécanique, comme montré pour l'acier X80. Les propriétés améliorées de cet acier peuvent être attribuées à sa microstructure ferrite-bainitique.

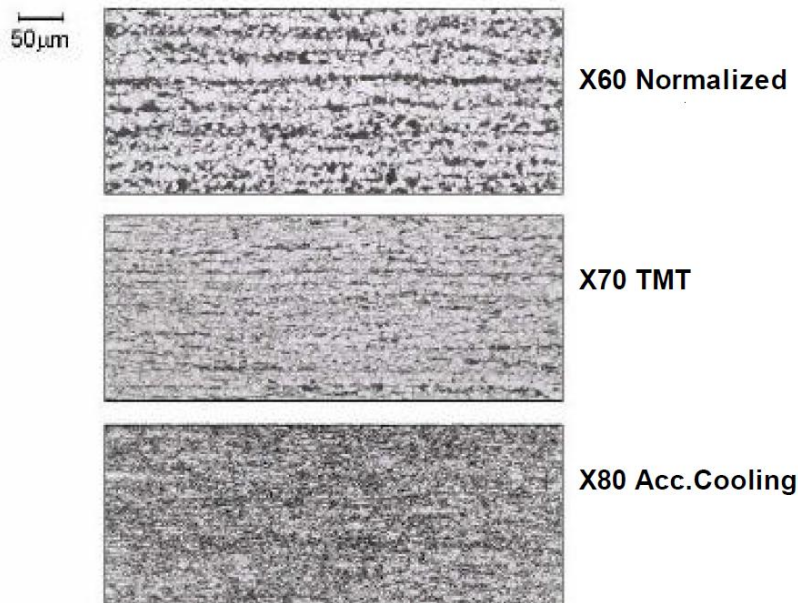


Figure I.2 : Microstructures d'aciers normalisés, traités thermomécaniquement avec un refroidissement accéléré [4].

I.5. Contrôle des propriétés mécaniques des aciers HSLA

Les propriétés mécaniques des aciers HSLA ne résultent pas uniquement d'une simple présence des éléments dispersoïdes. L'austénite conditionnée, qui dépend des effets complexes du design de l'alliage et des techniques des traitements thermomécaniques, est aussi un facteur important dans l'affinage du grain de ces aciers. Le développement des processus de laminage contrôlé, associé au design de l'alliage, a conduit à des niveaux de limite d'élasticité croissants, accompagnés d'un abaissement graduel en quantités de carbone.

Beaucoup d'aciers HSLA ont une quantité de carbone aussi basse que 0.06%, ou même plus basse encore. Cependant, ils sont encore capables de développer une haute limite d'élasticité. Cette dernière est obtenue par les effets combinés de la taille du grain développée pendant le laminage contrôlé et le durcissement par précipitation dû à la présence de vanadium, de niobium et de titane.

Les différents mécanismes métallurgiques de durcissement susceptibles d'être utilisés dans les aciers à dispersoïdes sont :

- Le durcissement par précipitation,
- L'augmentation de la résistance au grossissement du grain,
- Le contrôle de la recristallisation de l'austénite écrouie,
- L'augmentation de la trempabilité.

I.5.1. Durcissement par précipitation

Le Vanadium, dont les carbures et les nitrures ont des produits de solubilité relativement élevés dans l'austénite, précipite principalement lors de la transformation allotropique. C'est l'élément dispersoïde principal pour l'obtention d'un durcissement par précipitation.

Le Niobium est également utilisé dans certains cas pour obtenir un durcissement par précipitation du carbure NbC, mais son emploi dans ce but est plus difficile à contrôler que

pour le Vanadium parce que, d'une part, il est plus difficile à mettre en solution, et que d'autre part, il a tendance à précipiter dans l'austénite, donc sous forme de précipités de taille moyenne, peu durcissant.

Il en est de même pour le Titane qui n'a d'effet durcissant que s'il précipite sous forme de carbure TiC ; la difficulté consiste dans ce cas à éviter la précipitation de Titane sous forme de nitrures, plus stable thermodynamiquement.

I.5.2 Résistance au grossissement du grain

Trois éléments principaux qui forment typiquement des précipités de taille moyenne (≈ 100 nm) jouent un rôle sensible sur la résistance au grossissement du grain : Ce sont le Niobium sous forme de carbonitrures, l'Aluminium sous forme de nitrures et le Ti sous forme de carbures.

L'emploi du Titane est plus délicat et d'usage moins généralisé que le Niobium et l'Aluminium, car la possibilité de précipiter des carbures de cet élément nécessite au préalable la fixation de l'azote toujours présent dans l'acier (les nitrures de Titane sont en général de taille trop importante pour jouer un rôle dans la résistance au grossissement du grain).

La ferrite dans les aciers HSLA est durcie par affinage du grain et par solution solide. L'affinage du grain est le mécanisme de durcissement le plus désirable parce qu'il améliore non seulement la résistance mais aussi la ténacité.

Il est influencé par les effets complexes des éléments et des méthodes de traitement et est souvent utilisé conjointement avec le durcissement par précipitation pour améliorer la ténacité.

Les différentes méthodes d'affinage du grain utilisées pendant les différentes étapes de déformation à chaud (i.e., un préchauffage, un laminage ou un forgeage et un refroidissement) incluent [5]:

- L'addition du Titane ou d'Aluminium pour retarder le grossissement du grain austénitique quand l'acier est réchauffé pour une déformation à chaud ou pour un traitement thermique ;
- Le laminage contrôlé des aciers HSLA conditionne l'austénite afin qu'elle se transforme en ferrite à grain fin ;
- L'usage des éléments d'additions et/ou un refroidissement accéléré diminue la température de transformation austénite-ferrite.

I.5.3. Contrôle de la recristallisation de l'austénite écrouie

Ce sont les éléments dispersés en solution préalablement à la déformation qui jouent un rôle appréciable sur les temps d'incubation de la recristallisation de l'austénite.

Le Vanadium a un effet assez faible, le Niobium au contraire a un effet considérable et le Titane a un effet intermédiaire entre ces deux éléments.

En revanche, si elles n'ont pas d'effet sur le temps d'incubation de la recristallisation, la précipitation induite par écrouissage (de Nb ou Ti) ralentit la cinétique de recristallisation.

Il est intéressant de noter que le Molybdène est le seul élément non dispersé parmi les éléments d'addition courants dans l'acier (Ni, Cr, Mn, Mo) à avoir un effet notable sur la recristallisation.

I.5.4. Augmentation de la trempabilité

Pour certaines applications, les niveaux de charge de rupture ou de limite d'élasticité requis sont sensiblement supérieurs à ceux prévus par les aciers à haute limite d'élasticité. Les aciers utilisés sont dans ce cas toujours des aciers à dispersoïdes, même si des mécanismes métallurgiques complémentaires doivent être mis en œuvre :

- L'obtention d'aciers à structures bainitique à basse teneur en carbone par traitement thermomécanique.
- Le durcissement complémentaire par effet de trempé à l'air dû à l'addition d'éléments d'alliages.

Les structures ferrito-perlitique obtenues le plus souvent avec les aciers à dispersoïdes après forgeage ou laminage et refroidissement naturel, présentent l'inconvénient d'être relativement peu résilientes.

En augmentant la trempabilité de l'acier, on peut arriver à obtenir des structures à constituants plus résilients tels que la bainite inférieure, quand sa teneur en carbone est suffisamment basse.

L'obtention d'une structure ferrito-bainitique plus dure que les structures ferrito perlitique de la plupart des aciers à haute limite d'élasticité, permet d'augmenter les limites d'élasticités minimales. Pour ne pas détériorer la résilience des produits ainsi obtenus, un abaissement de la teneur en carbone est nécessaire et une augmentation de la trempabilité grâce à des additions de Molybdène permet d'atteindre ce type de microstructure.

La diminution des teneurs en carbone a été également favorable à l'amélioration d'une caractéristique d'usage souvent importante pour ces produits, la résistance à la fragilisation par hydrogène [5].

I.6. Soudabilité des aciers HSLA

I.6.1. Soudabilité et carbone Equivalent

Les aciers non alliés à faible teneur en carbone, ont une bonne soudabilité. Pour les C et les aciers faiblement alliés, le carbone est l'élément le plus défavorable au soudage dans la mesure où il favorise la trempé. La soudabilité peut être estimée par la méthode du carbone équivalent C_{eq} exprimé en pourcentage de masse.

À l'heure actuelle, il y a un certain nombre de formules de C_{eq} qui ont été mises au point pour des aciers particuliers. Il a été trouvé que l'évaluation de la susceptibilité à la fissuration à froid des aciers à faible teneur de carbone avec moins que 0,12% de carbone est bien mieux estimée avec la formule P_{cm} de Ito-Bessyo (paramètre de craquage) par rapport à la formule du C_{eq} . La relation C_{eq} a été développée principalement pour les aciers dont la teneur en carbone est supérieure à 0,12%.(tableau I.4.).

Tableau I.4: Les différentes expressions du carbone équivalent [6].

Désignation	Expression du C_{eq}	Validité %
C_{eq}	$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15}$	$C > 0.12$
P_{cm}	$P_{cm} = C + \frac{Mn+Cr+Cu}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{V}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + 5B$	$C < 0.12$

La soudabilité est d'autant bonne que le carbone équivalent est faible. Un taux de carbone élevé provoque des structures martensitiques au refroidissement. Ces structures sont génératrices de fragilité et de défauts.

I.6.2. Structure des soudures

La structure du cordon de soudure peut être déterminée par l'utilisation des conditions de soudage et l'exploitation des diagrammes d'ELDIS et TRCS de l'acier. Le diagramme d'ELDIS permet en fonction des conditions de soudage de déterminer la vitesse de refroidissement du cordon. Le diagramme TRCS permet pour une vitesse de refroidissement donnée, préciser la structure et la dureté du cordon.

I.6.2.1. Vitesse de refroidissement.

La vitesse de refroidissement V_r est estimée par la durée de refroidissement entre 800 et 500°C ($\Delta t(800-500)$ exprimée en seconds) comme le montre la figure I.3

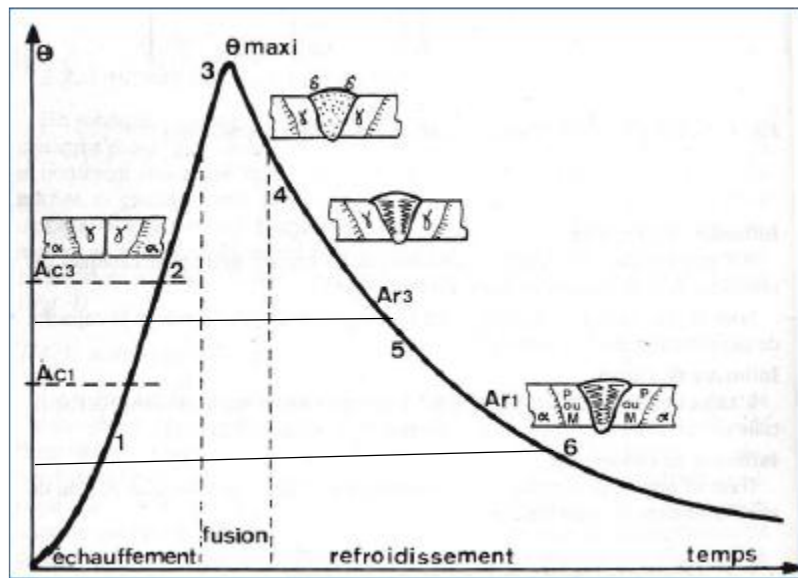


Figure I.3: Cycle thermique du soudage

Les données ou conditions de soudage sont :

- l'acier (composition, structure)
- tôle (épaisseur)
- Paramètres électriques (intensité; soudage)
- joint de soudage (à plat, en T, avec chanfrein (X,V,Y))
- procédé de soudage
- vitesse de soudage

L'énergie nominale de soudage $E_n = \frac{60 UI}{1000 v}$

L'énergie équivalente $E_{eq} = E_n \cdot K \cdot \eta$

Avec K coefficient lié à la forme du joint et η constant liée au procédé

Pour une épaisseur a de la tôle et pour une valeur de E_{eq} on détermine sur le diagramme d'ELDIS la durée de refroidissement. Comme la vitesse de refroidissement est par définition $V_r = (800 - 500) / \Delta t$ (800-500) donc $V_r = 300 / \Delta t$ (800-500) (°C/s) (figure I.4)

Abaque Thermique Général " IRSID "

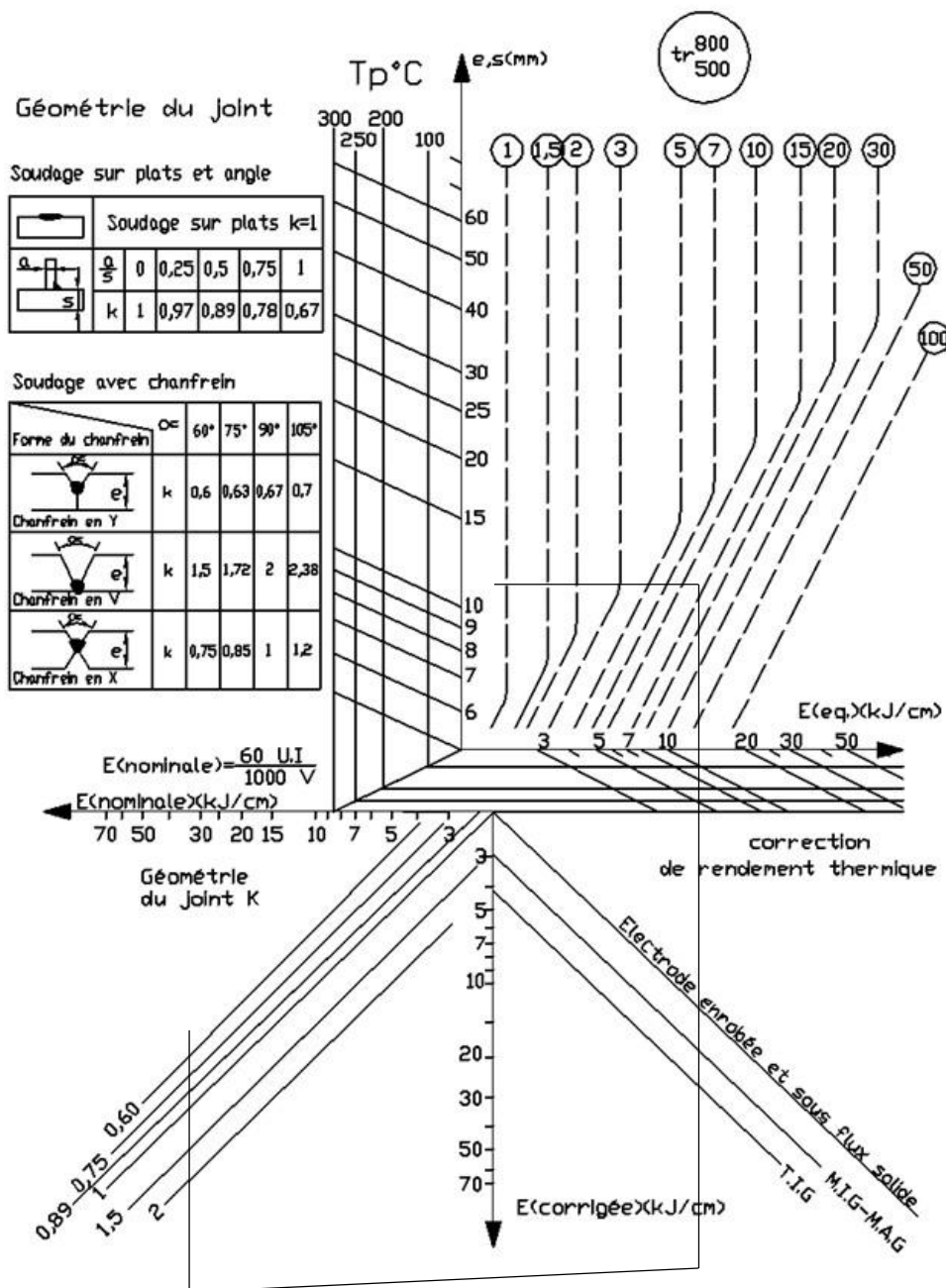


Figure I.4 : Diagramme de l'IRSID.

I.6.2.2. Structure et dureté du cordon

A l'aide de la durée de refroidissement on peut déterminer sur le diagramme TRCS de l'acier, la structure et la dureté du cordon (figure I.5)

- Pour les faibles valeurs de Δt (800-500) les structures sont martensitiques
- Pour les valeurs moyennes de Δt (800-500) les structures sont de type bainitiques
- Pour les valeurs élevées de Δt (800-500) les structures sont ferrito perlitiques

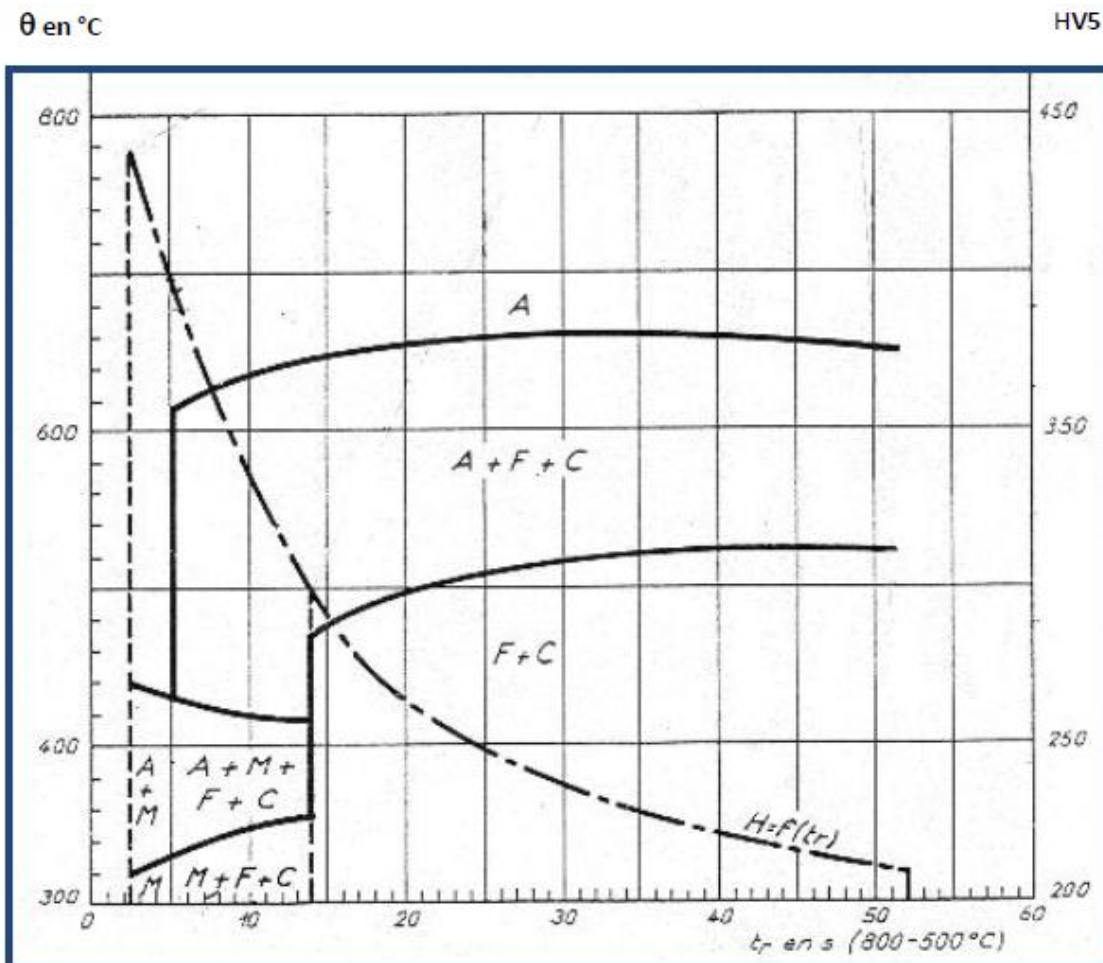


Figure I.5 : Diagramme TRCS.

I.6.2.3. Risque de fissuration de la soudure

En tenant compte de la durée de refroidissement Δt (800-500) et de la valeur nominale de la contrainte appliquée sur le tube, on peut à l'aide du diagramme de fissuration déterminer le risque de fissuration de la soudure.

CHAPITRE II

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

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

II.1. Présentation des matériaux étudiés

II.1.1. Etat de livraison

Deux aciers ont été étudiés, ce sont des aciers micro alliés à haute limite élastique destinés à la fabrication de tubes pour transport des produits pétroliers et définis par la norme américaine API. Il s'agit des aciers :

- acier API-5L X 60
- acier API-5L X 70

Les échantillons et éprouvettes en acier X60 ont été prélevés de six tubes soudés d'épaisseurs différentes. Ces épaisseurs sont : 6.35 – 7.65 – 8.74 – 9.92 – 11.13 – 12.70 mm.

Les échantillons et éprouvettes en acier X70 ont été prélevés à partir de quatre tronçons de tubes soudés d'épaisseur 18 (mm).

II.1.2. Analyse chimique

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

L'analyse chimique de l'acier X 60 est présentée dans le tableau II.1

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

Ep (mm) Elément (%)	6.35	7.65	8.74	9.92	11.13	12.70	Max spécifié
C	0.044	0.064	0.0747	0.072	0.053	0.050	0.120
Mn	1.320	1.410	1.490	1.390	1.480	1.45	1.600
Si	0.224	0.225	0.193	0.233	0.251	0.241	0.350
P	0.007	0.003	0.0020	0.004	0.003	0.0038	0.020
S	0.0007	0.0005	<0.0005	0.0005	0.0008	<0.0005	0.005
Cr	0.014	0.036	0.051	0.052	0.071	0.0716	0.100
Ni	0.008	0.075	0.088	0.082	0.086	0.105	0.300
Cu	0.011	0.043	0.057	0.082	0.050	0.0432	0.250
V	0.002	0.045	0.049	0.038	0.053	0.0473	0.070
Nb	0.032	0.022	0.017	0.028	0.019	0.0148	0.100
Ti	0.017	0.021	0.014	0.018	0.016	0.0147	0.030
Nb+V+Ti	0.052	0.088	0.081	0.084	0.088	0.077	0.130

L'analyse chimique de l'acier X70 est donnée dans le tableau II.2

Tableau II.2 : Composition chimique de l'acier X70M.

C	Mn	Si	P	S	N	Al	Cu
0.0589	1.680	0.382	0.0049	0.0014	0.0280	0.0157	0.0244
Ni	Cr	Mo	B	Nb	V	Ti	Co
0.0157	0.0319	<0.0005	<0.0001	0.0519	0.0802	0.0025	0.0012

Avec $Nb+V+Ti \leq 0.15$; $P_{cm} \leq 0.25$

II.1.3. Calcul du carbone équivalent

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

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

II.2. Caractéristiques mécaniques

II.2.1. L'essai de traction

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

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

- La courbe conventionnelle de traction

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

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

- F est la force mesurée ;
- S_0 est la section initiale de l'éprouvette ;
- L est la longueur réelle et L_0 est la longueur entre repère.

Plusieurs caractéristiques peuvent être déduites de la courbe de traction :

- **La limite d'élasticité :**

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

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

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

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

- **Résistance à la rupture**

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

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

- F_m est l'effort maximal atteint.

- **L'allongement à la rupture**

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

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

- L_μ est la longueur de la barre de traction juste avant la rupture.

- **Le rapport E/R**

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

Si la limite d'élasticité est égale à la résistance à la traction, toute déformation plastique du pipeline pourrait entraîner à une rupture. Cependant, avec un écart entre la limite élastique et la résistance à la

rupture, la capacité de l'acier à présenter un écrouissage offre une certaine protection contre la rupture pour le pipeline, par exemple, lors de la pose.

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

L'essai de traction s'est effectué à l'entreprise GTP filiale SONATRACH, à l'aide d'une machine de traction hydraulique Instron universelle, qui comporte un extensomètre qui mesure l'allongement de l'éprouvette, et un dynamomètre ou un capteur à jauges extensométriques qui mesure l'effort.

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

Le prélèvement des éprouvettes dans cette étude s'est effectué dans la soudure avec le cordon au milieu de l'éprouvette comme montré dans la figure ci-dessous.

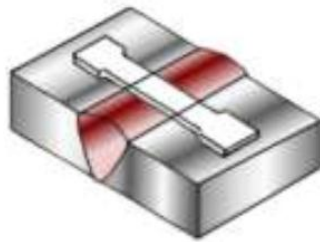


Figure II.1: Prélèvement de l'éprouvette dans la soudure.

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

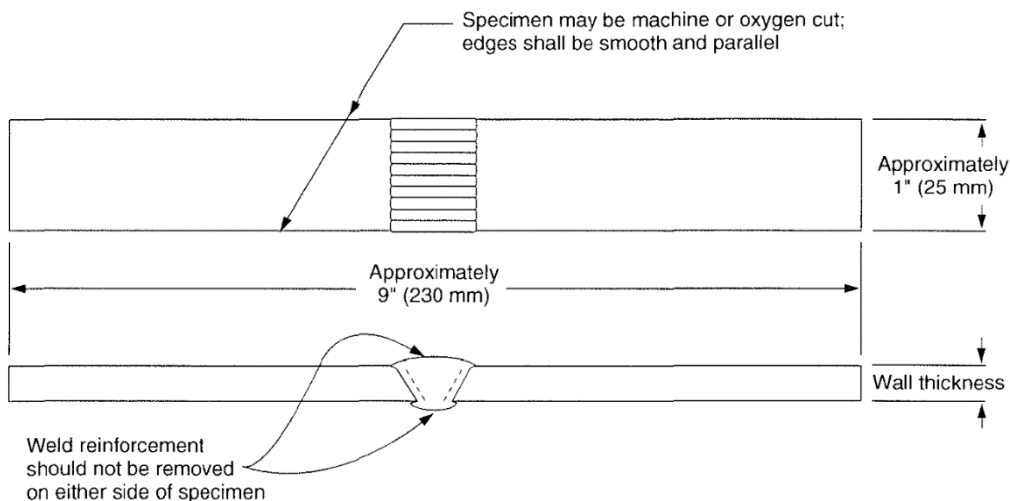


Figure II.2: Dimension des éprouvettes de traction selon la norme API.

Deux éprouvettes de traction ont été prélevées dans la soudure, et ont été soumises à l'essai de traction. La machine de traction est reliée à un système informatique qui va représenter la courbe de traction conventionnelle propre à chacune des éprouvettes, ainsi que les valeurs de la limite élastique de la résistance à la rupture.

II.2.2. Essai de dureté Vickers

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

La mesure de dureté s'est effectuée à l'aide d'un duromètre de marque NEMESIS 9000™, sur trois zones différentes de l'échantillon (métal de base, ZAT et zone fondue), et ce pour les quatre épaisseurs. Dans chaque zone, plusieurs mesures de dureté ont été faites, pour faire ensuite un calcul de la dureté moyenne dans chacune des zones.

La charge de l'essai appliquée est de 10Kgf, elle est appliquée progressivement suivant la pesanteur et maintenue pendant 15 secondes. L'empreinte apparaît alors dans l'écran de la machine, et qui va automatiquement mesurer les deux diamètres et nous donner directement la dureté mesurée.

II. 3. Technique de caractérisation

Deux techniques de caractérisation ont été utilisées durant l'étude afin de déterminer les propriétés structurales de l'acier X70M :

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

II. 3.1. Préparation des échantillons

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

Le polissage de l'échantillon s'est effectué selon l'épaisseur sur les deux faces, pour permettre l'observation des différentes régions de l'acier soudé. La première face est destinée pour l'observation au microscope, et la deuxième destinée aux essais de dureté.

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

II.3.2. Métallographie en microscope optique.

Le réactif utilisé pour mettre en évidence la microstructure de cet acier, qui est un acier microalliés, est le Nital, préparé à partir de 4% en volume d'acide nitrique et 96% d'éthanol. Les échantillons sont attaqués pendant 15 à 30 secondes, suffisamment pour faire apparaître les trois régions de l'acier soudé, et sont ensuite aspergés d'eau pour interrompre l'attaque. Les limites de la zone fondue et la zone affectée thermiquement deviennent visible à l'œil nu. Il est impératif de faire sécher rapidement les échantillons après qu'ils soient entrés en contact avec l'eau, on aura sinon début d'apparition de piqures au bout de cinq à dix minutes. Cet acier a une bonne tenue à la corrosion atmosphérique, mais pas à l'eau.

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

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

CHAPITRE III

RESULTATS ET INTERPRETATIONS

III.1. Etude de l'acier X60

III.1.1. Analyse chimique

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

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

Ep (mm) Elément (%)	6.35	7.65	8.74	9.92	11.13	12.70	Max spécifié
C	0.044	0.064	0.0747	0.072	0.053	0.050	0.120
Mn	1.320	1.410	1.490	1.390	1.480	1.45	1.600
Si	0.224	0.225	0.193	0.233	0.251	0.241	0.350
P	0.007	0.003	0.0020	0.004	0.003	0.0038	0.020
S	0.0007	0.0005	<0.0005	0.0005	0.0008	<0.0005	0.005
Cr	0.014	0.036	0.051	0.052	0.071	0.0716	0.100
Ni	0.008	0.075	0.088	0.082	0.086	0.105	0.300
Cu	0.011	0.043	0.057	0.082	0.050	0.0432	0.250
V	0.002	0.045	0.049	0.038	0.053	0.0473	0.070
Nb	0.032	0.022	0.017	0.028	0.019	0.0148	0.100
Ti	0.017	0.021	0.014	0.018	0.016	0.0147	0.030
Nb+V+Ti	0.052	0.088	0.081	0.084	0.088	0.077	0.130

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

Le Carbone équivalent :

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

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

Les résultats sont présentés dans le tableau III.2

Tableau III.2: Variation du Carbone-Equivalent avec l'épaisseur.

Ep (mm)	6.35	7.65	8.74	9.92	11.13	12.70
C eq (%)	0.112	0.152	0.162	0.161	0.141	0.136

Dans le cas où l'on considère les six épaisseurs formées du même matériau, le carbone équivalent moyen est de 0.144 %

D'après ces résultats, on peut affirmer que les six toles ont une bonne soudabilité.

III.1.2. Analyse de la microstructure

La microstructure de l'acier X60M pour les quatre épaisseurs a été observée au microscope optique et sont montrées dans les figures III.1 ci-dessous.

La microstructure pour les quatre épaisseurs est ferrito-perlitique, la perlite apparaît en noir dans une matrice ferritique. La microstructure des quatre épaisseurs est très fine et a une forme allongée dans le sens du laminage suite aux traitements thermomécaniques durant leurs élaborations, donnant des grains austénitiques très fins et très déformés, qui se transforme par la suite en grains de ferrite fins pendant le refroidissement.

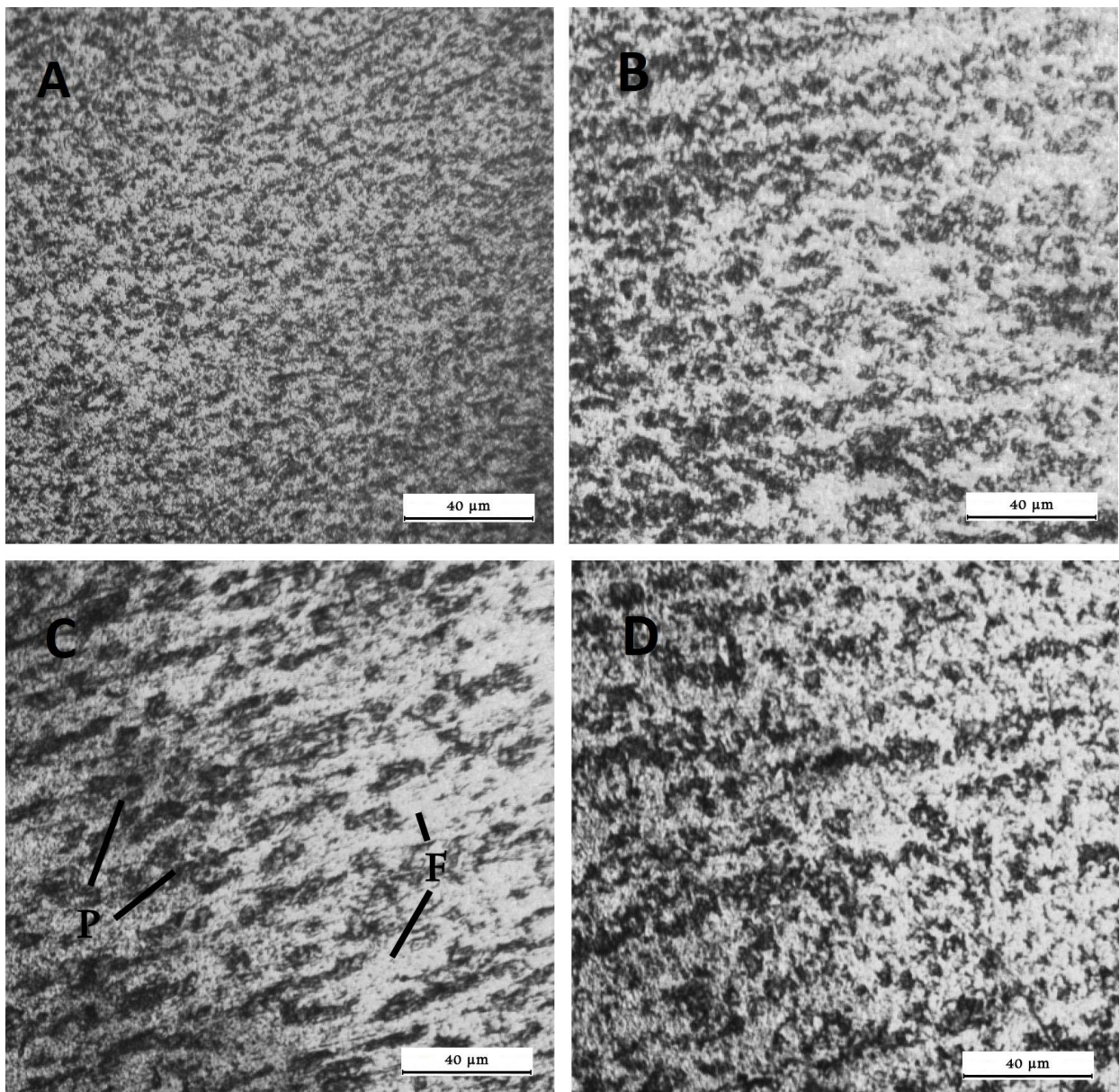


Figure III.1 : Microstructure du métal de base pour l'épaisseur : (A) 6.35, (B) 8.74, (C) 11.13, (D) 12.70 (F : ferrite, P : perlite).

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

L'effet du niobium n'est pas à négliger non plus. La quantité de Nb présente dans les quatre échantillons d'acier augmente avec la diminution de l'épaisseur, ce qui fait que l'acier d'épaisseur 6.35 (ayant le plus grand taux de Nb), va présenter une microstructure plus fine, car le Nb empêche la croissance et le grossissement des grains austénitiques. Il en résulte une microstructure plus fine que celle de l'acier d'épaisseur 12.7 mm qui contient une teneur en Nb bien inférieure.

La microstructure de la zone affectée thermiquement est semblable pour les quatre aciers. La microstructure est toujours constituée de perlite et de ferrite, cependant elle diffère de celle du métal de base, cela est dû aux changements structuraux suite à un important apport de chaleur lors du procédé de soudage.

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

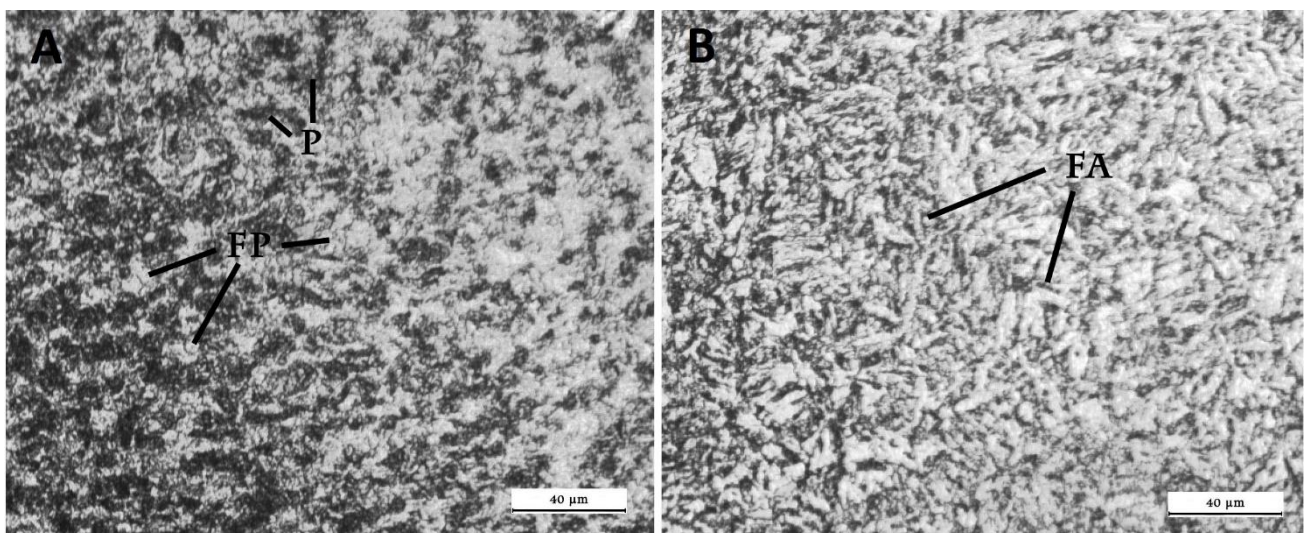


Figure III.2 : Microstructure de la zone affectée thermiquement de l'acier d'épaisseur 8.35 dans la région : (A) proche du métal de base, (B) proche de la zone fondue (FA : ferrite aciculaire, P : perlite, FP : ferrite polygonale).

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

d'où la forme polygonale de la ferrite, accompagnée toujours de perlite dispersée dans la matrice.

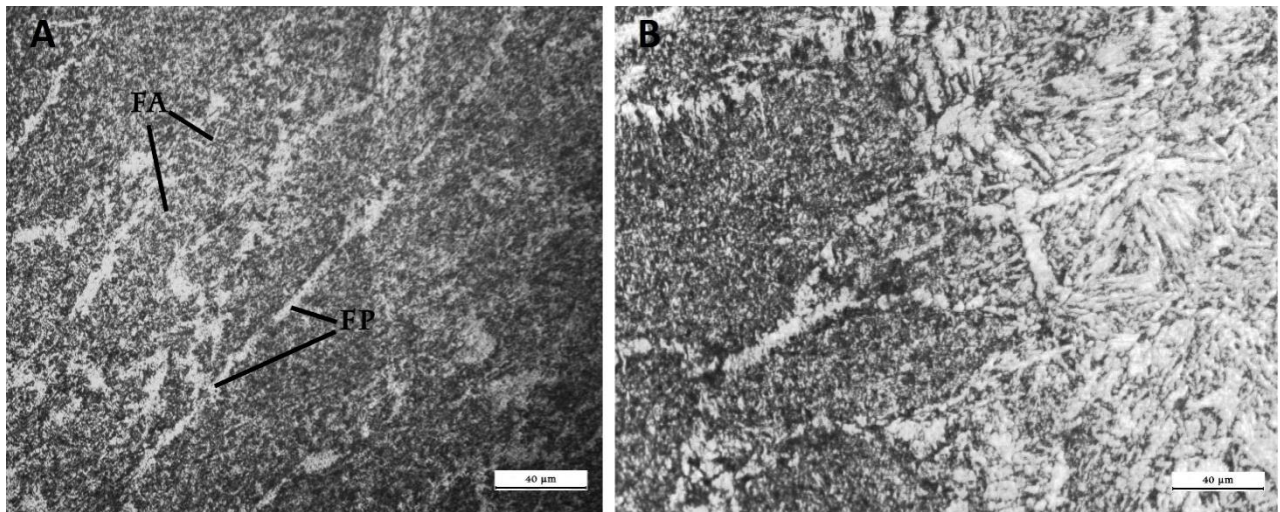


Figure III.3 : Microstructure de : (A) zone fondue de l'acier d'épaisseur 8.35, (B) ligne de fusion de l'acier d'épaisseur 8.35. (FA : ferrite aciculaire, FP : ferrite proeutectoïde).

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

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

III.1.3. Essai de traction

Les résultats des essais de traction sont représentés dans le tableau ci-dessous. Deux autres résultats de traction d'acier X60 d'épaisseur 7.65 mm et 9.92 mm ont été ajoutés, afin d'avoir une meilleure appréciation de la variation des propriétés mécaniques relative aux essais de traction en fonction de l'épaisseur.

Tableau III.3 : Résultats des essais de traction pour l'acier X60.

Paramètre	Région	Epaisseur					
		6.35	7.65	8.74	9.92	11.13	12.70
Re (MPa)	MB	508	510	506	495	476	446
	Cordon	534	533	532	533	535	534
Rm(MPa)	MB	592	602	606	601	588	545
	Cordon	608	612	614	611	598	571
A(%)	MB	29.7	30.4	30.9	32.2	33.5	36.8
	Cordon	17.4	17.6	17.8	18.0	17.6	17.9

III.1.3.1. Limite élastique

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

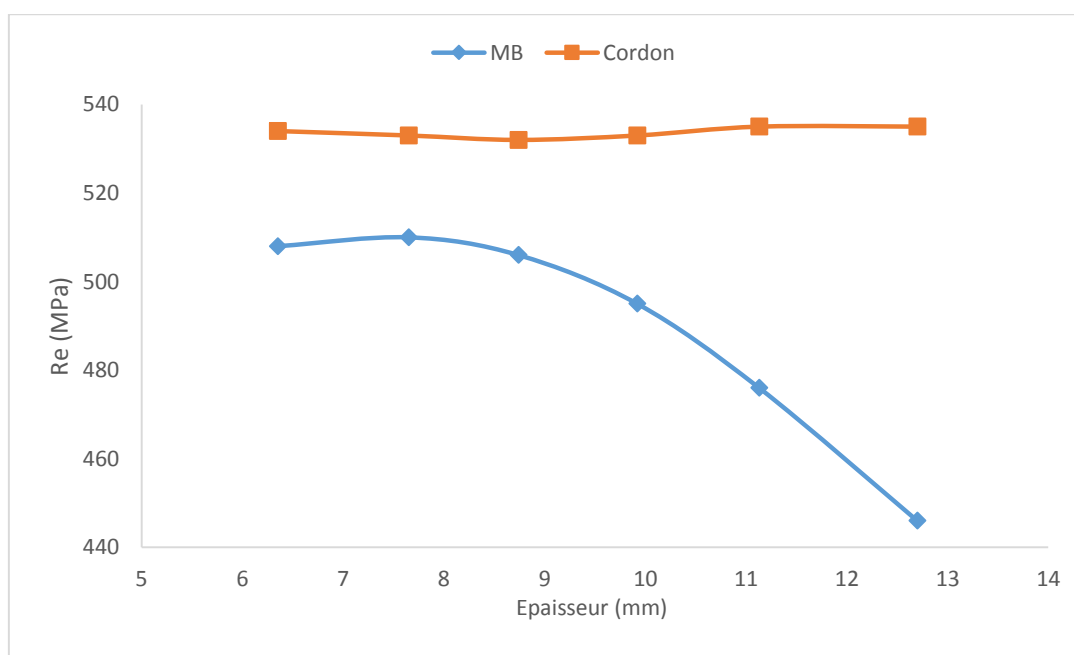


Figure III.4 : Courbes de variation de la limite élastique du métal de base et la soudure en fonction de l'épaisseur.

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

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

σ_e est la limite élastique, de la taille des grains σ_0 et k sont des constantes.

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

III.1.3.2. Résistance à la rupture

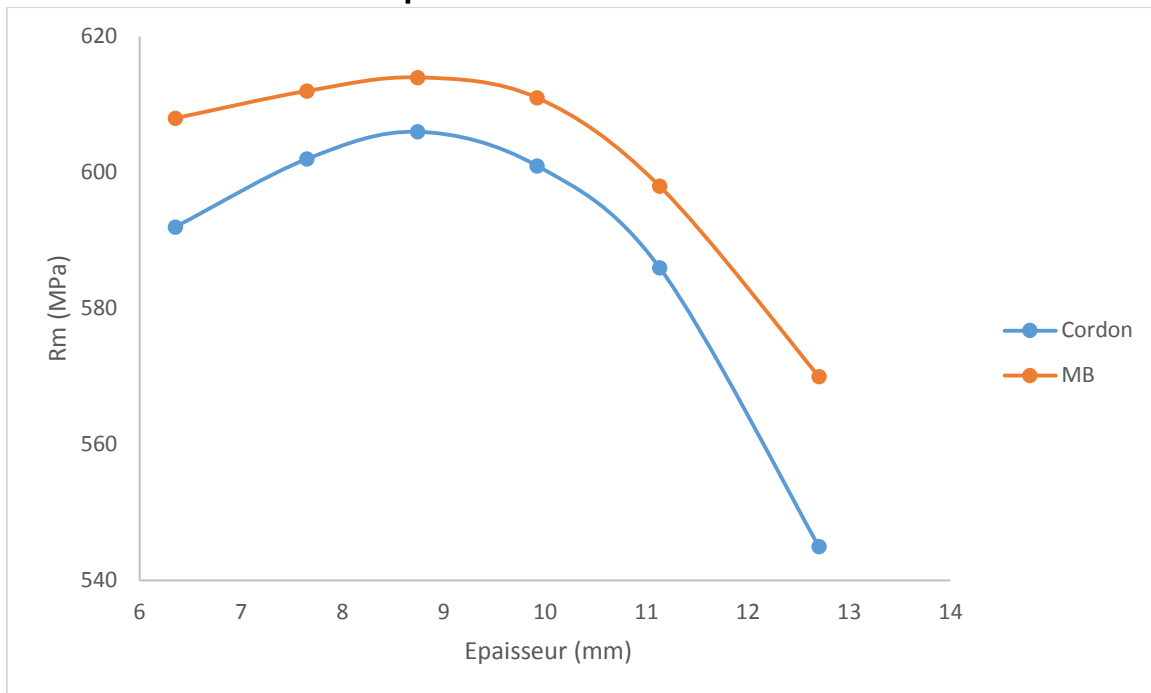


Figure III.5 : Courbe de variation de la résistance à la rupture du métal de base et la soudure en fonction de l'épaisseur.

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

La résistance à la rupture diminue avec l'augmentation de l'épaisseur, en relation avec la taille des grains. A la seule exception de l'épaisseur 6.35 qui, en raison de sa faible teneur en carbone et en éléments microalliés, présente une résistance à la rupture inférieure bien que sa structure soit la plus fine.

La résistance à la rupture de la soudure est tout le temps supérieure à celle du métal de base, due à la présence de phases plus dures au niveau de la ZAT et la zone fondue. La valeur de R_m dépend du durcissement apporté par la ZAT et la zone fondue, sa variation présente la même allure que celle du métal de base et varie de la même manière.

III.1.3.3. Rapport E/R

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

Tableau III.4 : Les valeurs du rapport E/R pour chaque épaisseur d'acier.

Epaisseur (mm)	6.35	7.65	8.74	9.92	11.13	12.7
E/R%(MB)	85.81	84.71	83.5	82.36	80.95	81.83
E/R%(ZF)	87.82	87.09	86.64	87.23	89.46	93.52
E/R% Moy	86.81	85.9	85.07	84.79	85.20	87.67

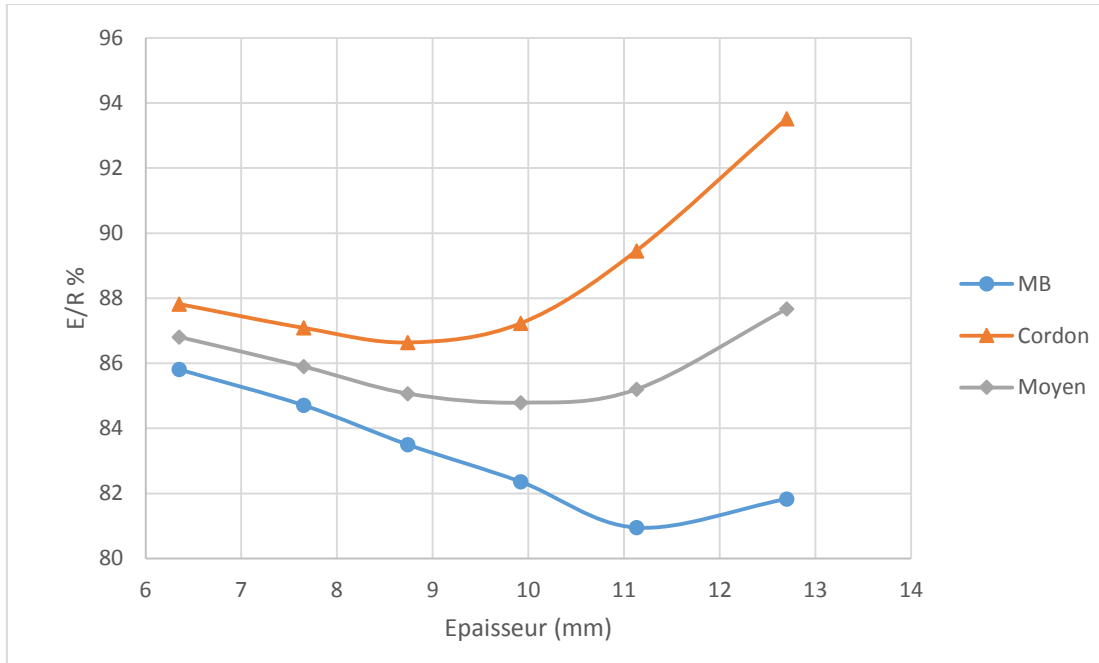


Figure III.6 : Courbe de variation du rapport E/R du métal de base et de la soudure en fonction de l'épaisseur.

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

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

Dans le métal soudé on obtient un rapport de E/R supérieure à celui du métal de base. Des études montrent que la modification de la ferrite en ferrite aciculaire résulte en une augmentation de la limite élastique et une diminution du rapport E/R [7]. Les phases dures présentes dans la ZAT et la zone fondue augmente la dureté de l'acier, ce qui fait qu'il devient moins ductile et moins apte à se déformer plastiquement, et par conséquent le rapport E/R va être plus important que celui du métal de base.

En traçant la moyenne des deux courbes, on obtient un rapport de E/R compris entre 0,829 et 0,879. C'est un résultat acceptable, le rapport E/R des nuances de tubes actuelles se situe aux alentours de 0.85 en moyenne ce qui permet de garantir un max de 0.90. Le règlement de Sécurité Algérien préconise un rapport E/R maxi = 0.90 pour le gaz, et E/R maxi = 0.85 pour les liquides, ce qui fait que tous les tubes sont conforme aux réglementions sauf le métal soudé de l'acier d'épaisseur 12.7, qui a un rapport de 93.52 ce qui est hors norme.

III.1.3.4. Allongement

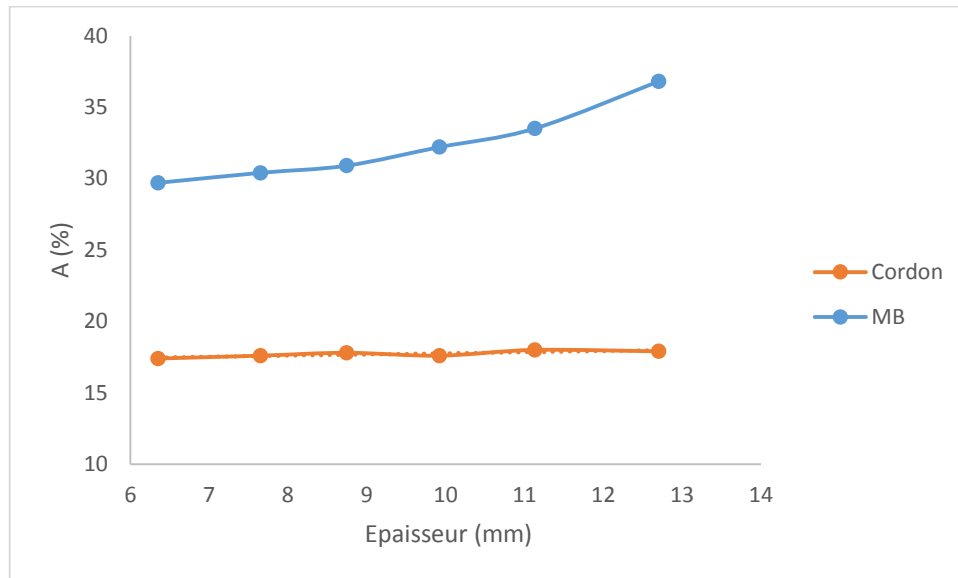


Figure III.7 : Courbe de variation de l'allongement du métal de base et de la soudure en fonction de l'épaisseur.

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

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

L'allongement dans la soudure est moins important car il a le rapport E/R plus grand, le pallier dans lequel l'acier se déforme plastiquement est plus étroit, et la variation de l'épaisseur n'a pratiquement aucun effet.

Des études montrent que l'allongement diminue rapidement lorsque E/R dépasse la valeur de 0,85 [8]. Le gain en dureté et en limite élastique, se perd en ductilité et donc sa capacité à s'allonger.

III.1.4. Etude des effets de la température de préchauffage

III.1.4.1. Conditions de soudage

Acier micro allié à haute limite élastique API-5L X60

Carbone équivalent :

Procédé de soudage SAW (rendement $\eta = 1$)

- Fil diamètre : 3.2 mm int et 4.0 mm ext
- Flux
- Joint en X avec $\theta = 60^\circ$ C (coefficient $K = 0.75$)

Paramètres électriques

- Intensité $I = 725$ A
- Tension $U = 31.5$ V

Vitesse de soudage $v = 95$ cm/min

III.1.4.2. Durées et vitesses de refroidissement

Pour déterminer la vitesse de refroidissement et les effets du préchauffage, nous avons utilisé le diagramme de l'IRSID représenté dans la figure III.8

Calcul de l'énergie nominale $E_n = \frac{60 UI}{1000 v}$ $E_n = 14.42$ KJ/ cm

Calcul de l'énergie équivalente $E_{eq} = E_n \cdot K \cdot \eta$ $E_{eq} = 10.82$ KJ/cm

Les valeurs des durées de refroidissements déterminées sont représentées dans le tableau III.5

Tableau III.5 : Effets de la température de préchauffage sur la vitesse de refroidissement

Ep (mm)	6.35	7.65	8.74	9.92	11.13	12.70
Tp(°C)						
Sans	25	17	13	10.5	8	6
100	43	28	22	17	14.8	12
200	78	56	42	32	25	20
300	120	95	75	60	49	40

Comme la vitesse de refroidissement est par définition

$$V_r = (800 - 500) / \Delta t \quad (800-500) \quad V_r = 300 / \Delta t \quad (800-500)$$

D'après les résultats, la vitesse de refroidissement des soudures augmente avec l'épaisseur des tôles car le volume dans lequel se fait l'évacuation par conduction thermique de la chaleur est plus important (figure III.8). Donc sans préchauffage, Les vitesses de refroidissements des six toles sont différentes. Ceci implique un effet direct

sur la structure et sur la dureté du cordon de soudure. Les faibles épaisseurs tendent vers une structure ferrite perlitique. Les grandes épaisseurs tendent elles vers une structure martensitique.

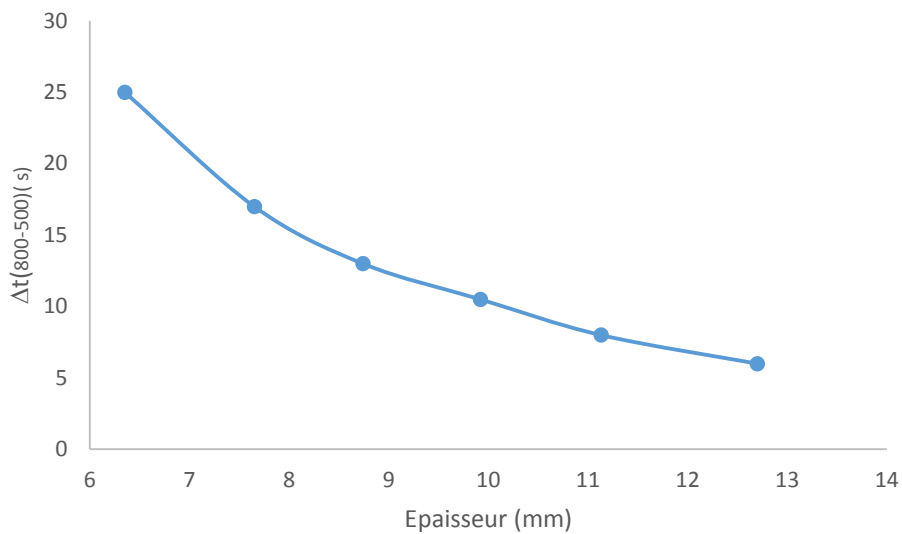


Figure III.8 : Effets de l'épaisseur de la tôle sur la vitesse de refroidissement de la soudure.

Le préchauffage a pour effet une augmentation de la durée de refroidissement donc une diminution de la vitesse de refroidissement (figure III.9). Pour une épaisseur donnée, la vitesse de refroidissement est d'autant plus faible que la température de préchauffage est élevée.

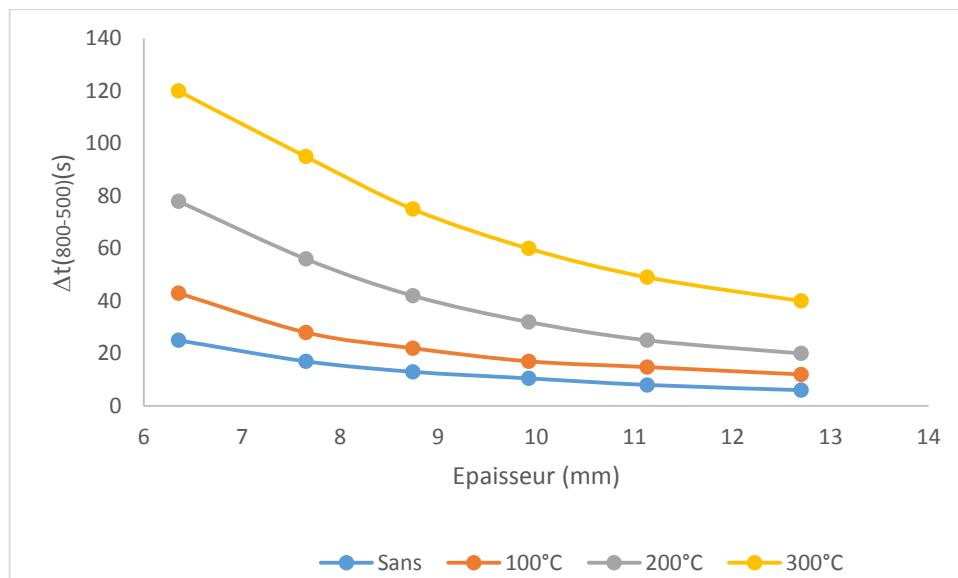


Figure III.9 : Effets de la température du préchauffage et de l'épaisseur sur la vitesse de refroidissement.

D'après le diagramme TRCS d'un acier proche en composition chimique de même carbone équivalent, Le préchauffage favorise les structures ferrite perlitique que bainitique ou martensitique (figure III. 10). Plus l'épaisseur est importante plus la

température de préchauffage est élevée. Pour avoir une structure ferrito perlitique il faut que la durée de refroidissement soit supérieure à 25 secondes.

- un tube de 6.35 mm doit être préchauffé à 100 °C
- un tube de 8.74 mm doit être préchauffé à 200 °C
- un tube de 12.70 mm doit être préchauffé à 300 °C

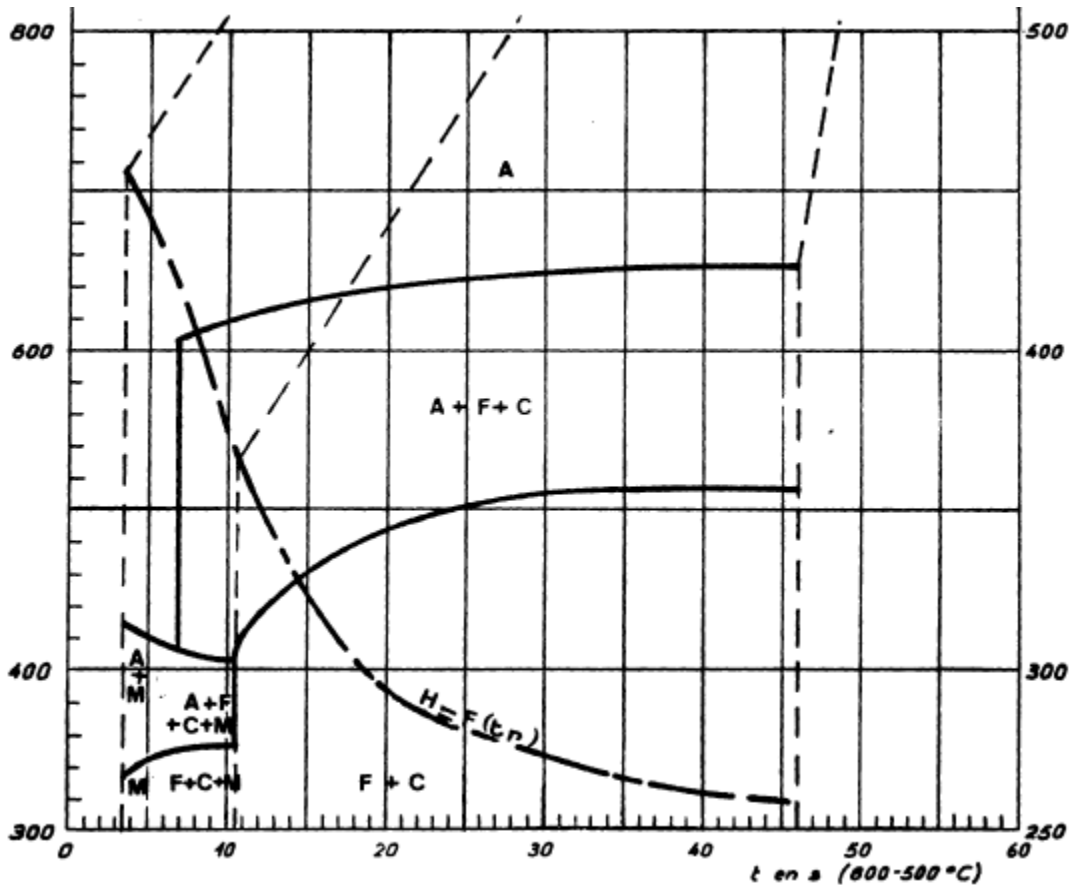


Figure III.10 : Diagramme TRCS de l'acier à 0.19 %C, 1.41 % Mn, 0.30 % Si, 0.032% Nb, 0.085 % V.

En considérant le diagramme de fissuration de l'acier, nous constatons que pour une durée de refroidissement supérieure à 10 secondes les soudures sont protégées contre le risque de fissuration si les contraintes appliquées ne dépassent pas 20 Kg / mm² (figure III.11).

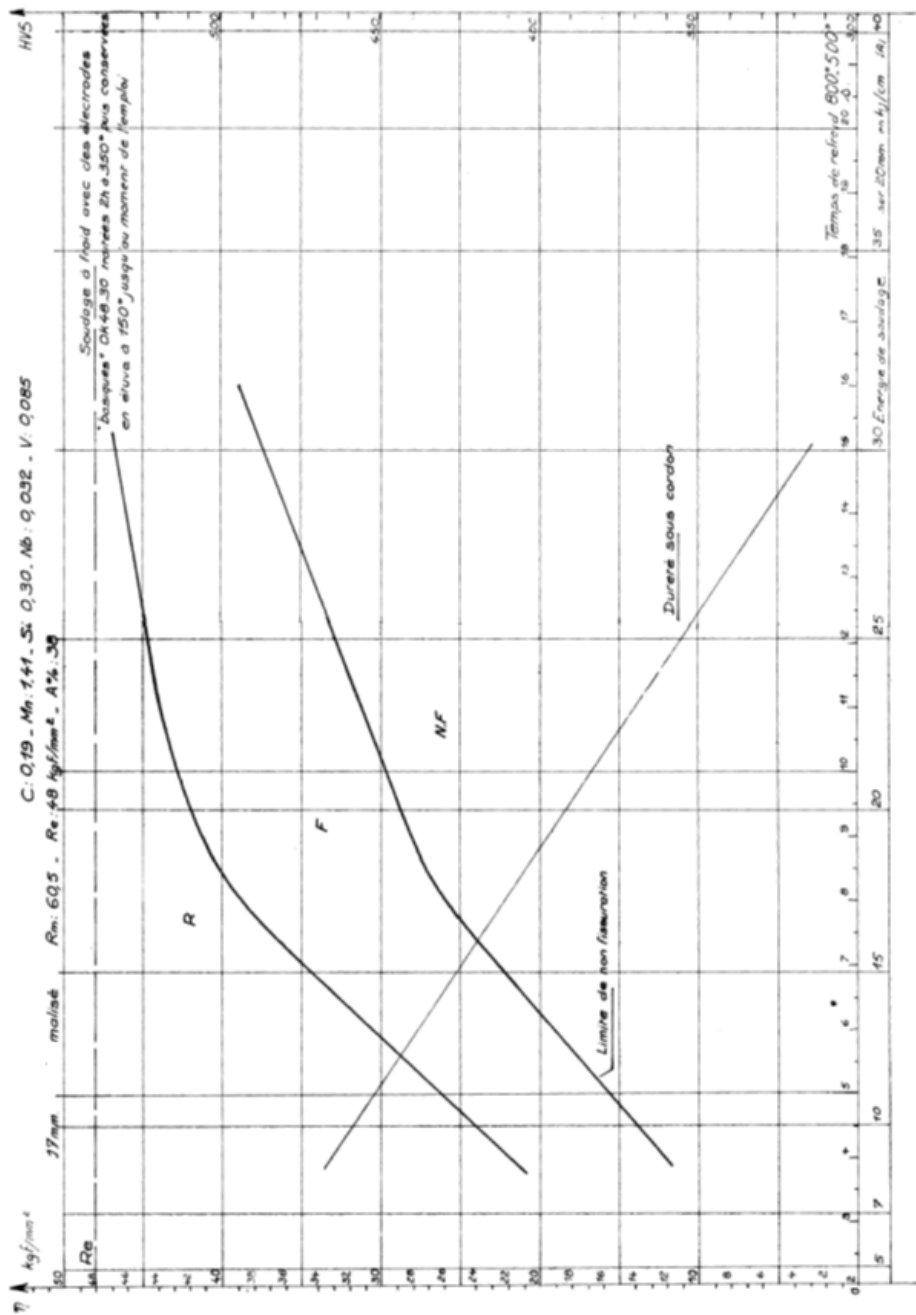


Figure III.11 : Diagramme de fissuration de l'acier à 0.19 %C, 1.41 % Mn, 0.30 % Si, 0.032 % Nb, 0.085 % V.

III.2. Etude de l'acier X70

III.2.1. Analyse chimique

La composition chimique de l'acier X70 est représenté dans le tableau suivant :

Figure III.6 : Composition chimique de l'acier X70

Elément Nuance	C	Mn	Si	P	S	N	Al	Cu
X70	0.0589	1.680	0.382	0.0049	0.0014	0.0280	0.0157	0.0244
	Ni	Cr	Mo	B	Nb	V	Ti	Co
	0.0157	0.0319	<0.0005	<0.0001	0.0519	0.0802	0.0025	0.0012
	Ta	W	Pb	Sn	Ca	Zr	Zn	Bi
	0.0082	0.0013	<0.0010	0.0119	<0.0001	0.0030	0.0045	<0.0005
	As	Se	Sb	Ta	Nb + V + Ti			P _{cm}
	0.0032	0.0051	<0.0010	0.0082	0.1346			0.155

Avec :

$$\text{Nb+V+Ti} \leq 0.15 ; \text{P}_{\text{cm}} \leq 0.25$$

Le carbone équivalent est calculé par la formule :

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

Les pourcentages en éléments chimiques sont inférieurs aux maximums spécifiés, et contient une teneur en carbone largement inférieure au maximum spécifié par la norme. Il a un taux de carbone équivalent de 0.155, très inférieur au maximum spécifié, cet acier a donc une très bonne soudabilité.

Le taux de manganèse est présent en quantité importante 1.68, cela permet de compenser la perte de dureté due au faible taux de carbone tout en gardant une bonne soudabilité. La présence de haute teneur en manganèse est ce qui a permis de réduire le taux de carbone dans le but d'avoir une résistance à la traction déterminée tout en améliorant indirectement la ductilité de notre acier, il permet d'obtenir des aciers à structure austénitique stable, et raffine la taille des grains de l'austénite pendant le laminage à chaud. L'effet global pour 1 % est de 40 à 60 MPa pour la limite d'élasticité et de 80 MPa pour la résistance).

Les micro additions de Nb, V et Ti sont présents en quantité plus importante que les aciers X60, étudiés précédemment, l'acier X70 se distingue par un pourcentage en Nb nettement supérieur à celui du X60. La limite d'élasticité et la résistance à la traction se verraient améliorées de façon notable, grâce à la formation de précipités très durs, qui vont contribuer à la réduction du taux de perlite en se combinant au carbone étant donnée leur nature carburigène. Et sont aussi présent en quantité suffisamment faible (inférieure au maximum spécifié) pour ne pas affecter négativement les propriétés mécaniques de l'acier, car un taux élevé de ces éléments provoque une détérioration des propriétés mécaniques suite à un durcissement trop important de la microstructure.

La teneur en éléments d'inclusion est très faible pour cet acier, la teneur en S et en P est très petite. La ductilité et la ténacité de cet acier ne sont donc pas très affectées par ces inclusions.

III.2.2. Etude de la microstructure

La microstructure de l'acier X70 a été observée au microscope suite à une attaque au Nital à 4% d'acide nitrique.

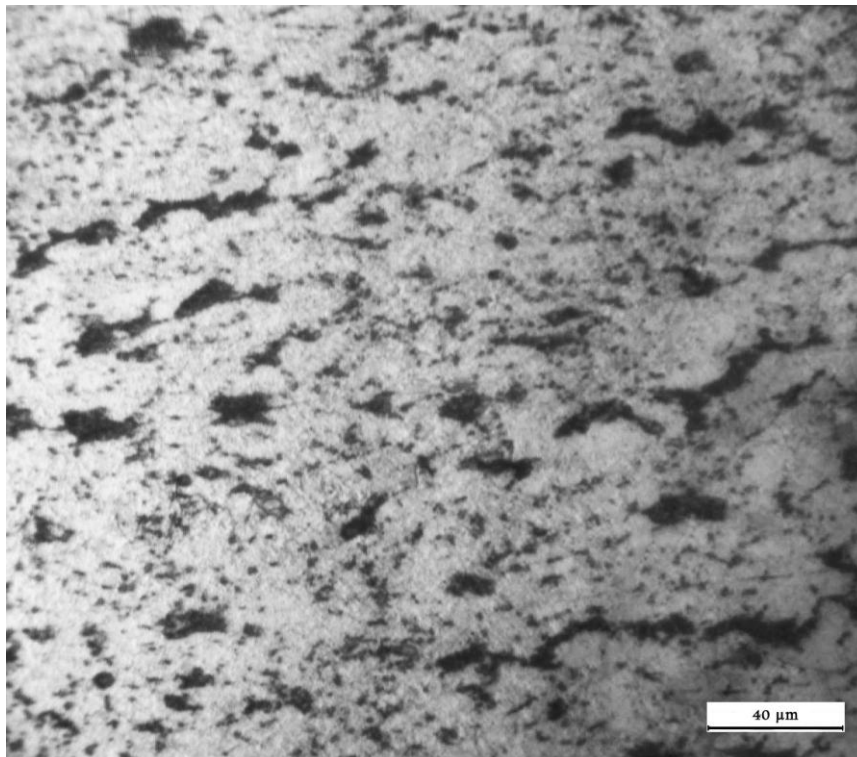


Figure III.8 : Microstructure du métal de base de l'acier X70.

La microstructure de l'acier X70 est ferrito-perlitique, la perlite apparaît en noir dans une matrice ferritique. La formation de la perlite est due à une vitesse de refroidissement relativement faible durant le traitement thermomécanique. La structure et les précipités ont une forme allongée dans le sens du laminage suite aux traitements thermomécaniques durant l'élaboration de l'acier, donnant des grains austénitiques très fins et très déformés, qui se transforme par la suite en grains de ferrite fins pendant le refroidissement.

La microstructure de l'acier X70 contient une fraction de perlite est très réduite comparé à celle de l'acier X60, accompagné de distribution très fine de carbure dans la matrice ferritique. Cela est dû à une teneur en éléments microalliés supérieure à celle du X60. Ces éléments que sont le V, Nb et Ti vont se combiner au carbone pour former des carbures très dures qui vont d'un côté réduire le taux de perlite, d'un autre côté compenser la perte de dureté suite à la réduction du carbone et de la fraction de perlite.

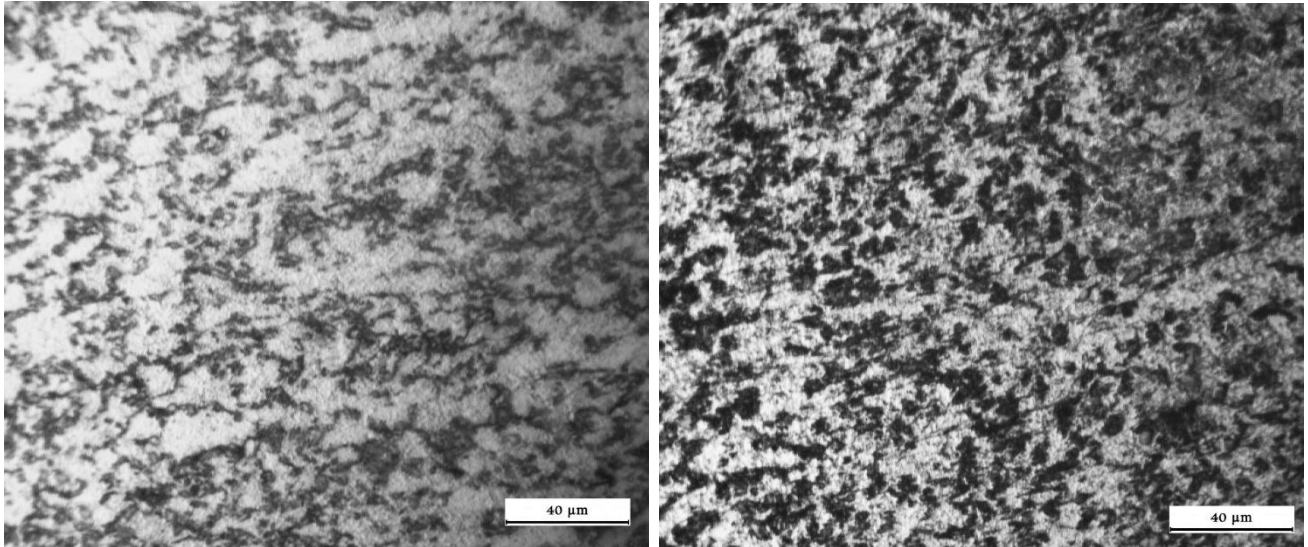


Figure III.9 : Microstructure de la ZAT dans deux régions différentes.

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

La microstructure de la ZAT n'est pas homogène. Au voisinage de la zone fondue les grains ont tendance à avoir une taille plus grande suite à la croissance des grains d'austénite, car l'apport de chaleur est plus important dans les régions proches de la zone fondue. On ne remarque cependant pas la présence de la ferrite aciculaire dans la ZAT comme observé pour l'acier X60, elle a une forme polygonale.

III.2.3. Essai de dureté

Les résultats suite aux essais de dureté sur l'acier X70 sont représentés dans le tableau III.5 ci-dessous.

Figure III.7 : Résultats de dureté pour l'acier X70 sur les trois régions MB, ZAT et ZF.

Région	Point	HV ₁₀	Point	HV ₁₀	Point	HV ₁₀	HV ₁₀ moyenne
MB	1		16		31		210.79
	2		17		32		
	3	208.58	18	212.91	33	210.87	
ZAT	4	198.03	19	216.64	34	175.78	194.07
	5	193.28	20	193.23	35	187.40	
	6	211.90	21	186.89	36	181.64	
ZF	7	211.59	22	185.08	37	179.80	203.1
	8	208.47	23	189.02	38	180.08	
	9	218.17	24	195.00	39	182.54	
ZAT	10	251.25	25	214.78	40	188.08	214.96
	11	253.81	26	206.73	41	188.49	
	12	254.47	27	198.78	42	178.24	
MB	13	212.30	28	210.07	43	201.95	208.11
	14		29		44		
	15		30		45		

La perte de dureté suite à la réduction du taux de perlite est compensé par le durcissement par précipitation des fines particules de carbures et carbonitrides formés par les micros additions ajoutés à ce fait.

La dureté du métal de base et de la ZAT se chevauchent, la forme des grains de ferrite varie suivant que l'on s'approche ou s'éloigne de la zone fondue, la dureté aussi dans certaines régions elle est polygonale et dans d'autre de forme allongée. Mais on ne remarque cependant pas la présence de la ferrite aciculaire dans la ZAT comme dans le cas de l'acier X60, ce qui fait que sa dureté ne diffère pas trop de celle du métal de base.

III.2.4. Essai de traction

Suite aux essais de traction, la rupture de l'éprouvette s'est produite dans la zone calibrée au niveau du métal de base. Ceci implique que l'essai est bien conforme aux normes. Les résultats des essais sont représentés dans des courbes de traction conventionnelles.

Les deux courbes ont la même allure et sont quasiment superposables. Les courbes de tractions de chacune des épaisseurs présentent le même comportement, la transition élasto-plastique se fait de manière progressive. Les valeurs de la limite d'élasticité, de la résistance à la rupture et du rapport E/R sont tous conforme aux exigences de la norme API 5L pour les aciers X70.

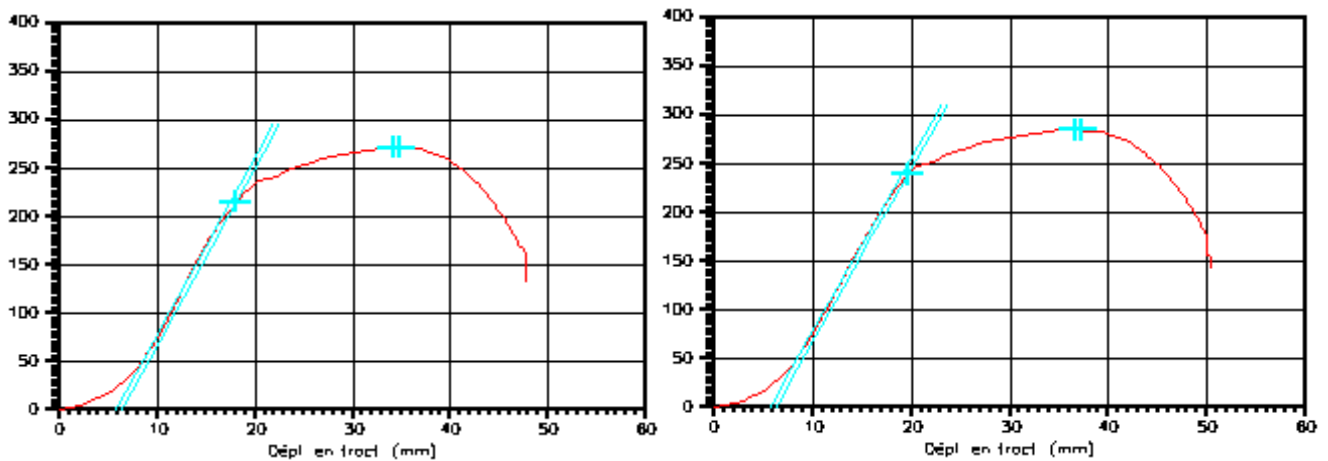


Figure III.10 : Courbe de traction de deux éprouvettes d'acier X70.

Les exigences des caractéristiques mécaniques sont données par la norme API 5L, dans le cas de l'acier X70M les caractéristiques exigées sont montrées dans le tableau qui suit :

Tableau II.8 : Caractéristiques exigées par la norme API 5L pour l'acier X70M [2].

Nuance	Limite élastique (MPa)		Résistance à la rupture (MPa)		E/R max
	min	max	min	max	
X70M	485	635	570	760	0.93

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

Tableau III.9 : Paramètres des essais de traction de l'acier X70.

Largeur (mm)	Epaisseur (mm)	Section (mm ²)	Re (MPa)	Rm (MPa)	E/R
23.05	18.43	424.81	506.31	638.45	79.30
23.45	17.51	410.61	581.28	692.23	83.97

La limite d'élasticité et la résistance à la traction de l'acier X70 sont relativement grande comparé à celles des aciers X60, cela est dû à son taux supérieur en éléments microalliés Nb, V et Ti qui forment des précipités très fin qui contribuent à l'amélioration de la résistance à la traction de l'acier.

Le vanadium a une grande affinité pour le carbone et l'azote, il forme des carbures VC et des nitrures VN, tous deux de structure cubique à face centrée de type NaCl. Les nitrures sont les durcissant prédominants de la ferrite, par affinage du grain ferritique,

l'excès de vanadium précipitera sous forme de carbures qui sont moins durcissant. Le Nb et le Ti retardent la recristallisation et empêchent la croissance des grains d'austénite et par conséquent améliore la résistance et la ténacité de l'acier par affinement des grains. La présence en plus grande quantité de ces éléments a fait que la limite d'élasticité et la résistance à la rupture de l'acier X70 soit supérieure.

Le rapport E/R est inférieur au maximum spécifié par la norme, et le maximum de spécifié par la réglementation algérienne, et présente allongement plus ou moins égale à 26%, ce qui est très grand pour un acier soudé. Cette ductilité est due à la présence de la ferrite en plus grande proportion, qui est phase ductile, suite à la réduction du taux de perlite par addition des éléments microalliés.

CONCLUSION GENERALE

Les travaux menés au cours de cette étude ont montré que :

- Les deux grades d'acier étudiés répondent aux spécifications de composition chimique et de propriétés mécaniques de la norme API.
- La limite élastique de l'acier X60 augmente avec la réduction de l'épaisseur suite à l'affinement de la microstructure. La résistance à la rupture diminue avec l'augmentation de l'épaisseur.
- Le rapport E/R augmente avec la réduction de l'épaisseur, car la limite élastique augmente plus rapidement avec l'affinement des grains ce qui fait que l'écart entre la limite entre eux diminue.
- La ductilité de l'acier augmente avec la réduction du rapport E/R, ce qui fait que l'allongement croît quand l'épaisseur de l'acier augmente.
- la vitesse de refroidissement des soudures augmente avec l'épaisseur des tôles car le volume dans lequel se fait l'évacuation par conduction thermique de la chaleur est plus important.
- La structure de l'acier X60 et X70 est ferrito-perlitique. L'acier X70 a une teneur en niobium, vanadium et titane supérieure à celle de l'acier X60, et a par conséquent une fraction de perlite réduite.
- L'absence de la ferrite aciculaire dans la ZAT de l'acier X70 fait que le durcissement observé dans cette région n'est pas aussi important que celui de l'acier X60.
- L'acier X70 présente de meilleure résistance mécanique (limite élastique, résistance à la traction) que l'acier X60, sans perte significative de la ductilité.

On a pu donc à partir de cette étude, évaluer la nécessité d'appliquer un préchauffage pour éviter le risque de fissuration en tenant compte des contraintes de service appliquées. L'acier X70 est acceptable et préféré pour les projets de pipeline, mais ses performances pourraient être meilleures, si on applique une combinaison appropriée des paramètres de traitements thermomécaniques de façon à produire une microstructure avec une fraction de perlite réduite, où la ferrite aciculaire ou la bainite serait présente.

BIBLIOGRAPHIE

- [1]. Anne-Sophie BILAT. Estimation du risque de rupture fragile de soudures de pipelines en aciers à haut grade : caractérisation et modélisation. Thèse de doctorat. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (Novembre 2007).
- [2]. Specification for Line Pipe. API specification 5L forty-five edition (Décembre 2012).
- [3]. Sofiane DJERAF. Etude comparative de l'influence du taux de déformation et de la température du recuit sur les microstructures et les propriétés mécaniques de deux aciers à haute limite d'élasticité (HLE) de type API X70. Mémoire de Magistère. Ecole Nationale Polytechnique Alger (2012).
- [4]. Hans-George HILLENBRAND, Michael GRÄF, Christophe KALWA. Development and production of high strength pipeline steels (Décembre 2001).
- [5]. Maamar HAKEM. Elaboration et Etude de l'évolution Microstructurale d'un Acier à Haute Limite Elastique au Molybdène Après Traitements Thermomécaniques et Thermiques. Mémoire de Magistère. Université SAAD DAHLEB Blida (2002).
- [6]. Féthi HADJOUI. Etude du comportement en fatigue des aciers pour pipelines à différents grades. Mémoire de post-graduation doctorat en génie mécanique (2013).
- [7]. Y. M. KIM, S. K. KIM, Y. J. LIM and N. J. KIM. Effect of Microstructure on the Yield Ratio and Low Temperature Toughness of Linepipe Steels (2002).
- [8]. R. L. BROCKENBROUGH & ASSOCIATES, INC. Effect of Yield-Tensile Ratio on Structural Behavior - High Performance Steels for Bridge Construction.