

**UNIVERSITE SAAD DAHLEB DE BLIDA**

**Faculté de Technologie  
Département de Mécanique**

# **MEMOIRE DE MAGISTER**

En Génie Mécanique  
Spécialité : Sciences des Matériaux

**LA CORRELATION DE LA MICROSTRUCTURE ET LES  
ESSAIS MECANQUES SUR LES PROPRIETES DES  
ASSEMBLAGES SOUDES DES ACIERS API 5L X70  
DESTINES AU TRANSPORT DES GAZODUCS**

Par :

**Bounatiro Mohamed Hatem**

Devant le jury composé de :

T.Sahraoui	Professeur, USB de Blida	Président
S.Bergheul	Professeur, USB de Blida	Examineur
M.Temmar	MCA, USD de Blida	Examineur
S.Djaffar	Directeur de Recherche, CRND	Examineur
M.Hadji	Professeur, USB de Blida	Rapporteur

**BLIDA 2013**

## RESUME :

Dans le but de réduire les coûts de transport du gaz, il est prévu d'augmenter les pressions de service des pipelines. Pour ce faire, des aciers à haute limite d'élasticité de type X70 (limite d'élasticité supérieure à 483 Mpa), ont été développés. La zone fragile se situe dans la zone affectée thermiquement. Les propriétés à froid des soudures réalisées sont vérifiées par des essais mécaniques. Les ruptures fragiles sont particulièrement dangereuses puisqu'elles se produisent soudainement avec peu ou sans déformation plastique préalable. Afin d'éviter ces ruptures il faut que la température d'utilisation soit nettement supérieure à une certaine température dite de transition ductile fragile. Des essais Charpy ont montré l'énergie de rupture entre  $-30^{\circ}\text{C}$  et  $-40^{\circ}\text{C}$ . Le but de cette étude est la corrélation entre la microstructure et les essais mécaniques sur les propriétés des assemblages soudés des aciers API 5L X70 destinés au transport de Gazoducs. Le procédé de soudage utilisé est le soudage à l'électrode enrobée SMAW, suivi d'un contrôle radiographique, une caractérisation microstructurale et mécanique. Ensuite une détermination de la température de transition ductile-fragile en utilisant l'essai de résilience de type Charpy V qui permettra une utilisation sûre de l'assemblage soudé. Enfin une caractérisation par Microscopie Electronique à Balayage MEB et quantification des faciès de rupture par une méthode normalisée.

**Mots-clés :** Gaz, ZAT, déformation plastique, , Corrélation, Soudure, comportement mécanique, , rupture fragile, résilience, Microstructure électronique à balayage.

## **ABSTRACT:**

In order to reduce the cost of transportation of gas, it is planned to increase the pressure of pipelines. To do this, steels with high yield type X70 (yield strength than 483 MPa) have been developed. The sensitive area is located in the heat affected zone, cold properties of welds are checked by mechanical tests. Brittle fractures are particularly dangerous because they occur suddenly with little or no plastic deformation prior. To avoid such failures must use temperature is significantly greater than a certain temperature called the ductile-brittle transition. Charpy tests showed the fracture energy between  $-30^{\circ}\text{C}$  and  $-40^{\circ}\text{C}$ . The purpose of this study is the correlation between the microstructure and mechanical tests on the properties of welded steel API 5L X70 pipelines for transporting. The welding process is welding with coated electrodes, followed by radiographic testing, microstructural and mechanical characterization. Then a determination of the temperature of ductile-brittle transition using the impact test Charpy V type which will allow safe use of the welded joint. Finally Characterization by Scanning Electron Microscope SEM and quantification of the fracture by a normative method.

**Keys-Word :** Gas, HAZ, plastic deformation, Correlation, welding, mechanical behavior, brittle, resilience, scanning electron microstructure.

## Remerciements

### Au nom de Dieu, le Tout Miséricordieux, le Très Miséricordieux

Je tien à remercier Dieu le tout puissant de m'avoir orienté et guider dans le bon chemin durant toute ma vie.

Je tien à remercier mes chers parents qui ont tous données pour ma réussite.

Mes remerciements également vont à Mr : Hadji, Professeur à l'Université de Blida qui a dirigé mon travail en m'accordant toute sa confiance. Sa gentillesse, sa rigueur scientifique ainsi que ses connaissances qui ont été d'une grande importance dans la réussite de cette mémoire.

Je remercie de même Mr Sahraoui Pour avoir accepté d'être le président de jury de cette mémoire ainsi Mr Tammer et Mr Berguel Pour leurs participation comme jury.

Cette étude a été menée avec la collaboration de GRTG Centre, CSC Chéraga, CREDEUG et CDTA Baba Hassen.

Qu'il me soit permis de remercier vivement Messieurs Zergoug, Draï, Badibi, Wallem, Benamirouche, Haciane, Benzid, Bourabia, Ramdani, Cheniti, Rachid et Yazid de Centre de recherche de soudage et contrôle, pour leurs accueil, et leurs précieux conseils.

Je remercie Monsieur et Madame Fahçi, Je leurs exprimes mes sincères gratitude pour tous ce qui ont fait pour moi.

J'exprime aujourd'hui une grande reconnaissance envers Mr Mohamed Saad Saaoud qui m'a donné son apport dans mes expériences expérimentale, je lui exprime mes sincères gratitude pour tous ce qui l'a fait pour moi.

Mes remerciements sont adressés à Mr Bacha, Mr Tammer Mr Ibrahim Mr Abderrahmane et Mme Hennache, pour avoir toujours répondu avec sympathie à mes soucis techniques.

Mes profonds remerciements sont adressés à tous les enseignants du département qui m'ont encadré durant toute ma formation.

Je remercie l'ensemble de personnel de département de Mécanique Blida, je leurs exprime ma reconnaissance pour l'ensemble de leurs conseils avisés et pour leurs aide précieuse.

Enfin je tien à remercier mes chers Grand parents, mes oncles, mes tantes, ma Femme, mes Sœurs et mon frère, mes amis pour leurs encouragements.

Bounatiro Mohamed Hatem.



## TABLE DES MATIERES

RESUME.....	
REMERCIEMENTS.....	
TABLES DES MATIERES.....	
LISTES DES ILLUSTRATIONS, FIGURES, TABLEAUX ET FIGURES.....	
INTRODUCTION GENERALE.....	14
<b>1. LES ACIERS HSLA</b>	
1. Introduction.....	16
2. Les éléments de microalliage d'addition.....	17
3. Spécification des aciers HSLA.....	21
4. Composition et rôles des éléments d'alliages.....	21
4.1 Rôles des éléments.....	22
5. Elaboration des aciers HSLA.....	23
<b>2. TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE DES ACIERS HSLA ET LEURS STRUCTURES</b>	
1. Introduction.....	25
2. Le principe de traitement thermomécanique TTM.....	25
3. Les propriétés mécaniques et la microstructure des aciers obtenus par TTM.....	28
3.1 Durcissement.....	29
3.1.1 Evaluation du durcissement.....	29
3.1.2 Combinaison de plusieurs éléments.....	29
3.2 Contrôle du grain.....	30
3.2.1 Affinement du grain $\gamma$ .....	30
3.2.2 Affinement du grain $\alpha$ .....	30
3.3 La ferrite Aciculaire.....	32
3.3.1 Morphologie et cristallographie de la Ferrite Aciculaire.....	32
3.3.2 La germination de la ferrite aciculaire.....	32
3.3.3 La composition chimique de la ferrite aciculaire.....	33
4. Processus de fabrication des pipes.....	34
4.1 pipe sans soudure.....	34
4.2 Pipe Soudé.....	34
4.2.1 Sans métal d'apport.....	34
4.2.1.1 Pipe avec soudure continu.....	34

4.2.1.2 Pipe soudé électriquement.....	34
4.2.2 Avec métal d'apport.....	35
4.2.2.1 Soudage à l'arc sous gaz avec fil.....	35
4.2.2.2 Soudure à l'arc Submergé.....	35
4.2.2.3 Tubes soudés hélicoïdale à l'arc Submergé.....	35
<b>3. LA METALLURGIE DE SOUDAGE ET LA TENACITE DES ACIERS HSLA API 5L X70</b>	
1. La soudabilité des tubes.....	36
2. Evolution de la composition chimique des aciers des tubes.....	38
3. La métallurgie de soudage.....	39
3.1 La composition des types d'inclusion.....	39
3.1.1 La composition des types d'inclusion.....	39
3.1.2 Les nitrure.....	39
3.1.3 Les sulfure.....	41
3.2 Roles des inclusions dans la nucleation de la ferrite aciculaire.....	41
4. La transformation de l'austénite vers la ferrite dans les aciers soudés HSLA.....	41
4.1 Le développement de la microstructure.....	41
4.2 Les facteurs affectant sur la microstructure.....	45
4.2.1 Temps de refroidissement.....	45
4.2.2 Elément d'addition.....	46
4.2.3 La taille des grains.....	46
4.2.4 Contenu de l'oxygène dans le métal fondu.....	46
4.2.5 La ténacité du métal fondu.....	47
5. Les facteurs affectant la ténacité de la ZAT dans les aciers HSLA.....	49
5.1 La taille des grains dans la ZAT.....	49
5.2 La taille des grains de l'austénite.....	51
5.3 La transformation.....	52
5.4 La Microstructure.....	53
6. La ténacité de la ZAT.....	54
<b>4. TECHNIQUES EXPERIMENTALES</b>	
1. Identification du matériau par analyse chimique.....	56
2. Procédé de soudage.....	57
2.1 Mode Opérateur de Soudage MODS.....	57
2.2 L'opération de Soudage.....	57
3. Contrôle non destructif par radiographie $\gamma$ .....	57

3.1 Principe et appareillage.....	58
3.2 L'activité de la source radioactive.....	58
3.3 La formation de l'image sur le film radiographique.....	58
3.4 Equipement de visualisation des radiogrammes.....	59
4. Caractérisation macrostructurale et microstructurale.....	59
4.1 Caractérisation Macrostructurale.....	59
4.1.1 Principe.....	59
4.1.2 Préparation de l'éprouvette et but de l'examen.....	59
4.2 Caractérisation Microstructurale.....	60
4.2.1 Préparation.....	60
4.2.1.1 Préparation de l'échantillon.....	60
4.2.1.2 L'attaque chimique.....	60
4.2.2 Microscope optique.....	60
4.2.2.1 Traitement d'analyse d'image.....	61
5. Caractérisation Mécanique.....	61
5.1 Plan de coupe des éprouvettes.....	62
5.2 Essais de traction.....	62
5.2.1 Dimension de l'éprouvette de traction.....	63
5.3 Essai dureté Vickers (HV10).....	64
5.3.1 Condition d'essai.....	64
5.4 Détermination de domaine de transition ductile-fragile par essai de résilience.....	65
5.4.1 Essai Charpy V.....	66
5.4.2 Principe de l'essai.....	66
5.4.3 Spécimen et nombre de l'éprouvette.....	66
5.4.4 Type et dimension des éprouvettes.....	66
5.3.5 Méthodes de détermination de la transition ductile-fragile.....	68
5.5 La mesure des pourcentages des surfaces de rupture.....	69
6. Analyse des facies de rupture par microscope électronique à balayage.....	70
6.1 Analyse fractale des surfaces de rupture.....	71
<b>5. RESULTATS ET INTERPRETATION</b>	
1. Identification du matériau.....	71
2. Résultat de validation de WPS.....	72
3. Contrôle de l'homogénéité du joint de soudure par radiographie.....	72
4. Examen Macroscopique.....	74
5. Examen Microscopique.....	75
6. Caractérisation Mécanique.....	77

6.1 Essai de traction.....	77
6.2 Essais dureté Vickers (HV10).....	79
6.2.1 Commentaire profil 1 (Première passe).....	79
6.2.2 Commentaire profil 2 (Deuxième passe beurrage).....	80
6.2.3 Commentaire profil 3 (Passe de finition).....	81
6.2.3 Commentaire profil 4 (Selon l'axe de soudure)	82
6.3 Essai Résilience.....	83
6.3.1 Courbe de transition ductile-fragile.....	83
6.3.3 Détermination de la température de transition ductile fragile.....	84
6.4 La mesure des pourcentages des surfaces de rupture.....	85
6.4.1 Discussion des résultats.....	86
7. Fractographie Microscopique.....	87
CONCLUSION ET PERSPECTIVE	89

#### Annexes

**Annexe I :** Certificat de conformité de métal de Base

**Annexe II :** Welding Procedure specification

**Annexe III :** Tableau de mesure des facies de rupture fragile selon A370

## LA LISTE DES FIGURES

### Chapitre 1 :

1. Fig. 1.1 : Influence des éléments en solution solide sur les propriétés la ferrite.
2. Fig. 1.2 : Évolution comparée des produits de solubilité Dans l'austénite de quelques carbures et nitrures en Fonction de la température.
3. Fig. 1.3 : Variations de la dureté d'aciers à 0,45/0,75 % de Mn en fonction de leur teneur en carbone et pour deux conditions de transformation au cours d'un refroidissement à l'air.
  - A : d'un rond de 5 mm de diamètre.
  - B : d'un rond de 500 mm de diamètre

### Chapitre 2 :

1. Fig. 2.1 Processus de traitement thermomécanique
2. Fig. 2.2 Evolution de la recristallisation au cours de laminage
3. Fig. 2.3 Additivité des déformations lors de passes successives dans un métal qui ne recristallise pas
4. Fig. 2.4 Evolution de la taille de grain  $\gamma$  au cours de laminage
5. Fig. 2.5 Durcissement en fonction de la taille et de la quantité des précipités
6. Fig. 2.6 Intérêt de la combinaison de deux éléments de microalliage pour le durcissement
7. Fig. 2.7 Influence de l'état de l'austénite recristallisée sur la relation entre la taille de grain  $\gamma$  et du grain  $\alpha$
8. Fig. 2.8 Micrographies de diverse structure ferritique
9. Fig. 2.9 Parallèle entre les morphologies de la bainite et de la ferrite aciculaire.

### Chapitre 3:

1. Fig. 3.1. La teneur en oxygène vs la résilience dans les soudures des aciers microalliés
2. Fig. 3.2 Diagramme de transformation de refroidissement en continu pour le métal fondu de l'acier à bas carbone et HSLA
3. Fig.3.3. Micrographies montrant typiques microstructures métalliques des aciers HSLA : A, joint de grain de ferrite; B, ferrite polygonale; C, Widmanstätten ferrite; D, la ferrite aciculaire; E, supérieure bainite; F, bainite inférieure. Reproduit de Grong et Matlock

4. Fig.3.4 Prédominante microstructure de la ferrite aciculaire de joint de soudure d'un acier microalliés. Reproduit de Babu et al.
5. Fig.3.5. Particule d'inclusion de la ferrite aciculaire dans la microstructure d'un acier microalliés. Reproduit de Babu et al.
6. Fig.3.6 Particule d'inclusion de la ferrite aciculaire dans la microstructure d'un acier microallié. Reproduit de Babu et al
7. Fig.3.7 Effet des éléments d'alliage, de la taille des grains, et de l'oxygène sur les diagrammes de TRC
8. Fig.3.8 Diamètre de grain d'austénite préalable en fonction de la teneur en oxygène de soudure métallique dans les soudures à arc submergé. Reproduit de Fleck et al.. Avec l'aimable autorisation de l'American Welding Society.
9. Fig.3.9 Petites éprouvettes valeurs de ténacité Charpy avec entaille en V en fonction de la fraction volumique de ferrite aciculaire dans soudures à arc submergé. Reproduit de Fleck et al. [3.9]Avec l'aimable autorisation de l'American Welding Society
10. Fig.3.10 La ténacité d'une éprouvette Charpy à entaille en V exprimé en température de transition en fonction de la protection équivalente d'oxygène gazeux. Reproduit à partir Onsoien et al.[3.5]. Avec l'aimable autorisation de l'American Welding Society
11. Fig.3.11 l' effet du taux de refroidissement après solidification (1147 -1110 C°) sur la taille des particules de V-Ti précipité dans des lingots comme-coulé.
12. Fig.3.12 l'effet maximum de température et le taux de refroidissement sur le grossissement des particules de TiN
13. Fig.3.13 taux de grossissement des particules des carbonitrides à 1200 C°.
14. Fig.3.14 l'effet des microalliages et l'apport de chaleur sur la taille de grain dans la zone de fusion
15. Fig.3.15.a : l'effet de Vanadium et niobium sur le taux de transformation de l'austénite vers la décomposition de la ferrite à trois différents temps de refroidissement entre 500 C° et 800 C°
16. Fig.3.15.b : l'effet du niveau de l'azote sur le taux de transformation dans l'acier de Ti-0.08% V-N.
17. Fig.3.16 : l'effet des microalliages et le temps de refroidissement (800-500C°) Sur une microstructure d'un joint de soudure simulé de 0.13% C- 1.4% Mn
  - a) Joint de grain de ferrite polygonale.
  - b) Plaque latérale des joints de grains de ferrite allotriomorphique.
  - c) Ferrite avec une deuxième phase aligné
18. Fig.3.17 : L'influence de la teneur en niobium sur valeurs de Charpy d'un acier contient de Nickel avec des teneurs en carbone différentes.

## **CHAPITRE 4 :**

1. Fig .4.1 : EWP Pipe API 5L X70
2. Fig. 4.2 : Principe de la méthode
3. Fig. 4.3 : Schéma illustratif du prélèvement des images destinées à l'analyse par traitement d'images
4. Fig. 4.4: Plan de coupe des éprouvettes pour les essais mécanique
5. Fig. 4.5: Eprouvette de traction Selon API 1104
6. Fig. 4.6: Principe de calcul de dureté
7. Fig. 4.7: Profil de dureté Horizontale
8. Fig. 4.8: Profil de dureté vertical
9. Fig. 4.9 : Montage et dimension de l'éprouvette de résilience selon ASTM A370
10. Fig. 4.10 : localisation de l'entaille mécanique dans le joint soudé.
11. Fig. 4.11 : Différentes méthodes de détermination de la TTDF.
12. Fig. 4.12: Détermination de la rupture au cisaillement pour cent
13. Fig. 4.13: Fracture Appearance Charts and Percent Shear Fracture Comparator
14. Fig.4.14: Interaction of an irregular curve and the measuring unit.

## **CHAPITRE 5 :**

1. Fig. 5.1 : Résultats des % d'éléments d'addition par rapport au certificat de conformité.
2. Fig. 5.2 : Film Radiographique de joint de soudure API X70
3. Fig. 5.3 : Micrographie MB X500
4. Fig. 5.4 : Micrographie MF X200
5. Fig. 5.5: Micrographie MF X200
6. Fig. 5.6: Courbe de traction de 1<sup>ère</sup> éprouvette
7. Fig. 5.7: Courbe de traction de 2<sup>ème</sup> éprouvette
8. Fig. 5.8 : Courbe de dureté profil 1
9. Fig. 5.9 : Courbe de dureté profil 2.
10. Fig. 5.10 : Courbe de dureté profil 3.
11. Fig. 5.11 : Courbe de dureté Hv suivant le cordon de soudure.
12. Fig. 5.12 : Courbe de transition ductile-fragile.
13. Fig. 5.13 : méthode de détermination de pourcentage de la rupture fragile dans la ZAT.
14. Fig. 5.14 : % de faciès de rupture fragile en fonction de la température d'essais
15. Fig. 5.15 : 1<sup>er</sup> échantillon à 0°C

- 16.** Fig. 5.16 : 2<sup>ème</sup> échantillon à -20°C
- 17.** Fig. 5.17 : 3<sup>ème</sup> échantillon à -40°C
- 18.** Fig. 5.18 : 4<sup>ème</sup> échantillon à -60°C



## **LA LISTE DES TABLEAUX**

- 1.** Tableau 1.1 : Effet des éléments de microalliage.
- 2.** Tableau 1.2 : Classement des aciers microalliés.
- 3.** Tableau 2.1 Composition chimique d'aciers microalliés à moyen carbone (% massique)
- 4.** Tableau 4.4 : Caractéristique du pipe X70.
- 5.** Tableau 5.1 : Composition Chimique de l'acier
- 6.** Tableau 5.2 : Paramètre de prise des films radiographiques
- 7.** Tableau 5.3 : Taille moyenne des grains de MB.
- 8.** Tableau 5.4 : Taille moyenne des grains de MF.
- 9.** Tableau 5.5 : Résultat de l'essai de traction
- 10.** Tableau 5.6 : Résultat de test de résilience
- 11.** Tableau 5.7 : % de rupture fragile en fonction de l'énergie absorbé à différent température

## LA LISTE DES SYMBOLES ET ABREVIATIONS

1. HSLA: High Strength Low Alloy Steel.
2. TIC : Carbure de Titane.
3.  $\gamma$  : L'austénite.
4.  $\alpha$ : la ferrite.
5.  $C_xN_y$  : Carbonitruure.
6. Ti : Titane.
7. Nb : Niobium
8. ASTM : American society for testing material .
9. TTM : Traitement thermomécanique.
10. RCR : recrystallization controlled rolling.
11. ACC : Accelerated cooling.
12.  $T_{reh}$  : Température de réchauffage.
13.  $\Delta\sigma$ : Durcissement
14. T.I.G : Tungsten Inerte Gaz.
15. Z.A.T : Zone Affectée Thermiquement.
16.  $T_K$  : Température de transition ductile fragile.
17. CVN : Charpy V Notch.
18. TRC : Courbe de transformation de refroidissement continu.
19. M.E.T : Microscope Electronique à transmission.
20. K : Coefficient de ségrégation d'équilibre  $k = \frac{C_s}{C_l}$
21.  $\Delta T_{8-5}$ : Temps de refroidissement entre 800-500 C°
22. TiO : Dioxyde de Titane
23. TiN : Nitrure de Titane
24. PSCR : Post Solidification Cooling Rate.
25. PF : Polygonal Ferrite.
26. CEV : Carbon Equivalent.
27. CTOD : Crack tip opening displacement test.
28. WPS : Welding Procedures Specification.
29. SMAW : Shielded metal arc welding
30. S0 : Section Initiale.
31. Lo : Longueur Initiale.
32. API : American Petroleum Institute
33. MB : Métal de base
34. MF :Métal fondu
35. ZAT ; Zone affectée thermiquement.
36. HV : Dureté Vickers
37. Wd :Maximum energie Absorbé
38. Wf : Minimum energie Absorbé.
39. TTDF : Température de transition ductile fragile
40. ASTM :American Society for testing Materiel.

## INTRODUCTION :

Environ 15% des estimations des réserves mondiales de pétrole brut sont enterrés. Ce qui est nécessaire de transporter du pétrole brut et du gaz naturel à partir des champs de forage dans les zones où ils doivent être consommés. Les lignes de tuyaux en aciers, utilisés pour le transport de pétrole brut ou de gaz naturel sur une longue distance, devenir plus fort, plus résistant, plus grand, plus épais et de réduction des coûts et à haute pression de transport. Comme la composition du gaz devient plus épaisse et les activités de forage sont effectués dans des conditions plus hostiles tels que la haute pression, la profondeur ainsi que des températures basses, les exigences pour la résistance et la ténacité de plus excellent dans la ligne de conduites aciers ont augmentés

L'utilisation des tubes en aciers est largement développée dans les différentes branches de l'industrie, on les trouve assemblés par soudage destinés à la production, au transport et au stockage des produits pétroliers. La présence d'une soudure dans le matériau entraîne un certain désordre structural qui peut conduire à un changement dans les propriétés mécaniques et métallurgiques, ce qui peut être néfaste pour l'assemblage soudé. Parmi ces changements on trouve la rupture fragile des tubes surtout lorsque ces derniers sont destinés à travailler à basse température.

Comme les métaux ayant une structure cubique centrée, comme les aciers, l'expérience montre que lorsque la température diminue la ténacité diminue, une analyse détaillée et une évaluation suffisante de la résilience à basse température sont nécessaires pour un fonctionnement stable de la ligne des conduites en aciers principalement utilisés dans des conditions extrêmement à basse température.

Actuellement, les tests et essais de résilience Charpy est le principal procédés d'évaluation de la ténacité à basse température de la ligne de tuyauterie en acier.

Cependant, l'essai de choc Charpy est le plus largement utilisé pour évaluer l'énergie absorbée et la température de transition de ligne de tuyaux des aciers en raison de sa méthode de test simple et moins de contraintes sur les échantillons.

Depuis, l'acier API X70 et le plus utilisé dans le monde entier, cet acier à une microstructure différentes et compliquées en fonction de ça composition chimique, une étude sur les conditions de température de transition ou de l'énergie absorbée en relation avec une microstructure complexes est nécessaires.

Le problème de la rupture fragile des pipes en acier X70 est particulier car ce type de rupture est proscrit dans le cadre de la sûreté des lignes de transport de gaz. Les ruptures fragiles sont particulièrement dangereuses puisqu'elles se produisent soudainement avec peu ou sans déformation plastique préalable, donc elles ne peuvent être détectées à l'avance, et toute action corrective est impossible. Afin d'éviter ces ruptures il faut que la température d'utilisation soit nettement supérieure à une certaine température dite de transition ductile fragile.

Notre étude porte sur le corrélation de la microstructure et la rupture dans le domaine de la transition ductile fragile d'un tube soudé utilisé dans la domaine de transport de Gazoducs.

le tube d'acier utilisé dans notre étude est de désignation API 5L X70 selon la norme API.

Ce travail s'appuie sur deux parties principales :

### 1. Une étude bibliographique comportant trois chapitres :

- Le premier chapitre est consacré à l'étude de différentes structures métallographiques des aciers HSLA et les éléments d'alliage.

- Le deuxième Chapitre présente des notions sur les traitements thermomécaniques des aciers HSLA et leur structure ainsi sur les procédés d'affinement de leurs grains .

- Le dernier chapitre de cette partie est réservé à l'étude la métallurgie de soudage des acier HSLA API 5L X70, les facteurs qui affecte leurs microstructure, et les facteurs qui affectant la ténacité de la ZAT

### 2. Une étude expérimentale divisée en deux Chapitres :

Dans le premier chapitre de cette partie les différentes techniques expérimentales utilisées pour l'identification du métal de base, le contrôle non destructif, la caractérisation métallurgique et mécanique et pour la détermination de la courbe de la transition ductile-fragile sont présentées. Ces expériences ont été réalisées au niveau du laboratoire de Contrôle destructif et non destructif de Centre de Soudage et Contrôle (CSC), CREDEUG,CDTA et une partie dans le laboratoire de traitement de surface du département de génie mécanique de l'université de Blida.

Le dernier chapitre est consacré à la présentation et l'interprétation des résultats.

Cette étude est synthétisée par une conclusion générale.

## CHAPITRE 1 : ACIER HSLA.

### 1 INTRODUCTION :

Il n'est pas facile de donner une définition parfaite des aciers HSLA car s'il est indéniable qu'il s'agit d'aciers où l'on a introduit volontairement certains éléments en très faible quantité, l'expression ne s'applique pas obligatoirement à toutes les nuances HSLA, mais plutôt à des familles d'aciers à hautes caractéristiques et surtout dans le domaine des aciers de construction (métallique et mécanique).

Pour Améliorer la résistance mécanique, la résistance à la corrosion, la résistance des soudures, divers éléments sont ajouté à l'acier.

L'acier au carbone peut prendre la trempe et subir des traitements de revenu, alors que les aciers alliés permettent d'obtenir des microstructures de même dureté.

Les Aciers HSLA sont un groupe d'acier à bas pourcentage de carbone qui utilise des petites quantités d'éléments d'alliages pour atteindre une limite d'élasticité supérieure après normalisation ou laminage.

Les éléments d'alliages 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. De nombreux auteurs ont décrit le durcissement du fer par les éléments en solution solide ; **la figure I.1** donne des exemples des résultats publiés

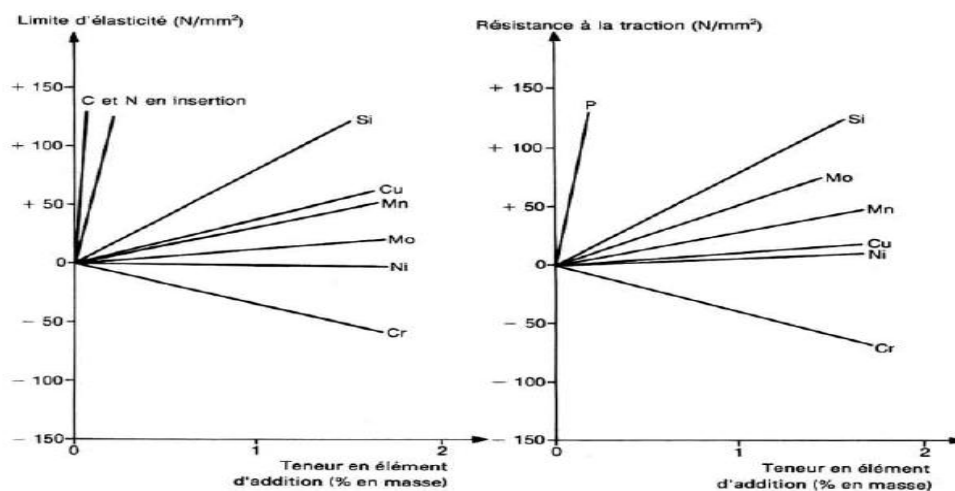


Fig. 1.1 : Influence des éléments en solution solide sur les propriétés de la ferrite [I.9]

Ces aciers ont une meilleure propriété mécanique, une bonne résistance à la soudure et une meilleure résistance à la corrosion que les aciers au carbone ordinaire, il est significatif que pour une faible quantité de carbone une haute résistance et la soudabilité de ces aciers est meilleure à celle des aciers doux.[I.1][I.2]

Le développement des HSLA a été facilité par la commodité de l'addition de ferroniobium en aciérie car le niobium est beaucoup moins oxydable que le titane ou l'aluminium, d'où un bon rendement de l'addition même dans des aciers semi-calmés ; de plus, il n'a pas d'affinité pour le soufre ou le phosphore, donc pas de teneur inefficace ; cela est d'autant plus appréciable que le niobium est un métal cher.

L'autre élément favorable a été la demande croissante d'aciers facilement soudables, donc avec une tendance à la baisse de la teneur en carbone ; cette baisse devait être compensée par une addition, et une faible addition de niobium pouvait convenir sans changement notable du cycle de fabrication.

Par la suite, les connaissances sur le mode de durcissement, la diffusion de l'emploi du laminage contrôlé, les progrès de la métallurgie secondaire et l'utilisation du vide, la production de masse d'aciers à hautes caractéristiques ont ouvert de multiples applications aux nuances contenant de faibles quantités d'éléments de microalliage [I.3] [I.4].

Comme le mode d'action des additions se traduit par la formation de précipités fins et même très fins et dispersés, **cette nouvelle catégorie de nuances a souvent été désignée sous le vocable d'aciers à dispersoïdes, mais le terme de microalliés est le plus répandu.** [I.4].

## **2. LES ELEMENTS DE MICROALLIAGE D'ADDITION :**

Les éléments principaux de microalliage sont :

- le titane ;
- le niobium ;
- le vanadium.

On ne considère pas comme un élément du même type :

- l'aluminium car il ne forme pas de carbures durcissant ;
- le bore, pourtant actif à très faible concentration, mais dont l'efficacité passe davantage par des changements de structures ;
- le molybdène malgré des analogies fortes avec le vanadium en particulier, cela en raison de son association fréquente avec les éléments d'alliage classiques et de son emploi limité dans les aciers de grande diffusion pour des raisons de coût.

Le mode d'action des trois éléments retenus passe par les phénomènes de précipitation, mais avec des interactions avec les phénomènes métallurgiques de transformation de phase, de recristallisation après écrouissage à chaud ou à froid et de blocage des mouvements des joints de grain ou des dislocations. [1.3]

Pour les aciers HSLA les éléments dispersoïdes sont des carbures, nitrures ou carbonitrures, ces éléments on les retrouve dans les composés citée en avant dans la matrice de base d'un matériau.

Les composés formés par les éléments de microalliage sont de plusieurs types :

- des précipités qui se forment en phase solide ;
- des composés qui se forment au moment de la solidification ;

Ces derniers sont souvent des oxydes ou des composés contenant des oxydes (oxycarbures, oxysulfures...) ou des inclusions complexes autour de noyaux, ou encore des nitrures peu solubles dont la particularité sera de ne pas pouvoir évoluer en phase solide, ces composés sont donc proches d'inclusions.

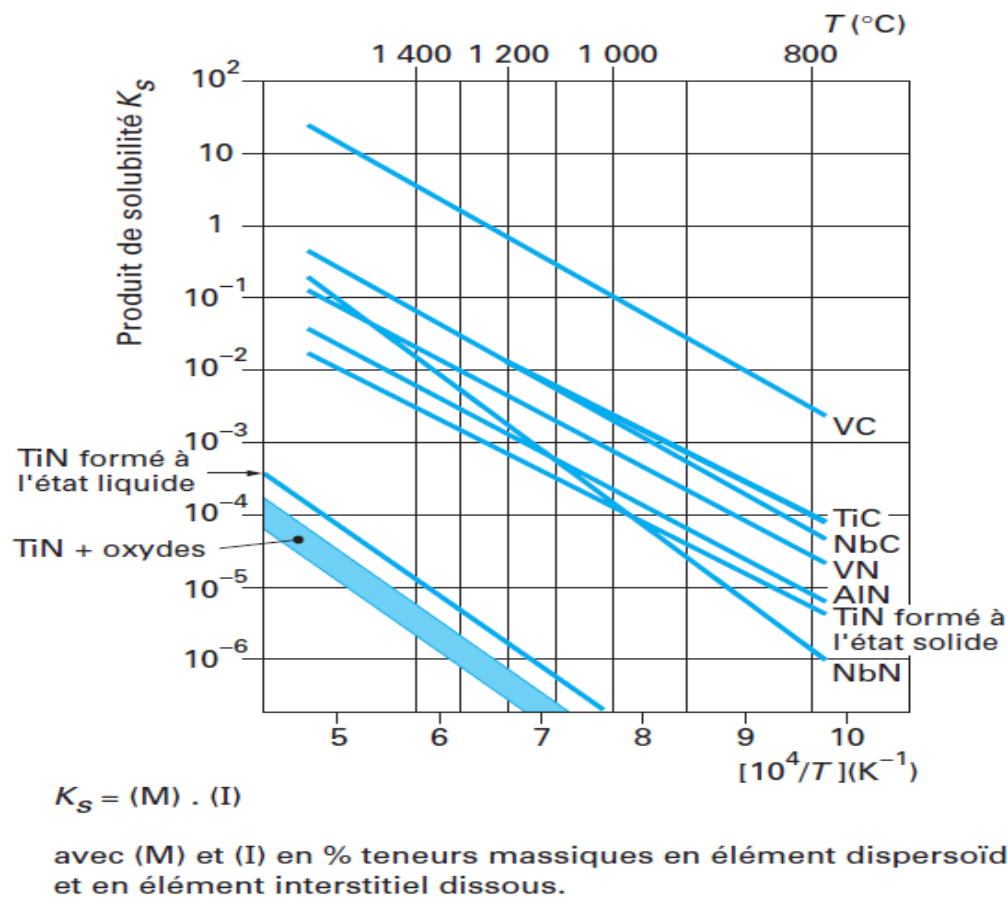
Il est donc nécessaire de distinguer deux classes :

- les précipités proprement dits qui peuvent être redissous en phase solide à haute température : carbures, carbonitrures, certains nitrures ;
- les précipités pratiquement insolubles : oxydes, oxysulfures, oxycarbosulfures, TiN, etc.

**La figure .I.2** montre que l'énergie libre de formation des oxydes est très décalée par rapport aux carbures et que leur remise en solution en phase solide est quasi impossible. Des inclusions ultrafines de l'ordre de quelques micromètres peuvent être considérées comme des dispersoïdes et agir sur la microstructure.

Le microalliage le plus important actuellement est celui des aciers avec précipités formés à l'état solide qui sont des carbures, des nitrures ou des carbonitrures qui peuvent être dissous par réchauffage.

Il a été constaté que la solubilité dans l'austénite des nitrures d'un élément dispersoïdes donné est inférieure à celle de ces carbures. La solubilité de ces carbonitrure sera intermédiaire ente les deux. [1.5]



**Fig. 1.2 :** Évolution comparée des produits de solubilité Dans l'austénite de quelques carbures et nitrures en fonction de la température [1.3]



Dans pratiquement tous les cas de coulée classique, les précipités se sont d'abord formés au cours du refroidissement lent des demi-produits issus de la solidification de l'acier liquide (coulée en lingots ou coulée continue), ces précipités sont plus ou moins grossiers, il ne se produira des effets notables qu'à la condition que soit effectuée une remise en solution, en cas de laminage direct ou de coulée de produits minces (brames minces, bandes minces).

Dans la suite de la chaîne de fabrication après remise en solution, une précipitation fine ou ultrafine aura lieu.

Les principaux précipités formés à partir des trois éléments de base sont les suivants :

- pour le vanadium, les carbures VC et les nitrures VN ;
- pour le niobium, il s'agit du carbonitride  $Nb C_x N_y$  ;
- pour le titane, il s'agit du carbure TiC, dans une certaine mesure de TiN, et, dans certains cas, de carbonitride (TiCN).

Tous ces précipités sont caractérisés par leur nature, leur maille et leur répartition, Les précipités agissent (**tableau .1.1**) sur :

- la taille de grain austénitique (grain  $\gamma$ ) par effet sur la recristallisation.
- l'état d'érouissage de la matrice par un blocage de la recristallisation.
- la taille de grain ferritique (grain  $\alpha$ ) par freinage du grossissement.
- la dureté de la matrice par un effet durcissant.

	Niobium	Titane	Vanadium
Mise en solution	Haute température	Haute température sauf TiN, TiO	Basse température
Recristallisation	Retard	Retard	Peu effet
Précipitation durcissant	Oui si solution	Oui si solution	Oui traitement thermique
Aciers IF (1)	Efficace	Très efficace	Peu
Affinement du grain	Très efficace	Efficace	Peu d'effet
Soudabilité (fissuration)	Traitement de relaxation à contrôler	Peu utilisé	Traitement de relaxation à contrôler

(1) IF - Interstitiel Free (aciers sans élément interstitiel libre).

**Tableau 1.1** : Effet des éléments de microalliage [1.3]

### 3. SPECIFICATION DES ACIERS HSLA :

Les aciers HSLA incluant des grands nombres de nuances standards et son conçu pour fournir des combinaisons spécifiques de propriétés telles que la résistance, la ténacité, la soudabilité et la résistance à la corrosion.

Les aciers HSLA peuvent être divisés en six catégories selon ASTM :

Catégorie ASTM	Spécification
Norme A-374	Contient les cuivre et autres éléments qui augmentent la résistance à la corrosion, et l'affinement des grains ferritique s'applique à la fabrication d'éléments ayant une grande résistance à la corrosion atmosphérique
Norme A-94	s'applique aux constructions rivées, boulonnées ou destinées à des usages spéciaux
Norme A-242	cette norme s'applique à la fabrication des profilés où la légèreté et la durabilité sont importantes
Norme A-375	cette norme diffère légèrement de la précédente en ce qu'elle s'applique aux aciers recuits ou normalisés.
Norme A-440	cette norme s'applique aux aciers de grande résistance, d'alliage moyen au manganèse, pour les usages n'exigeant pas de soudage.
Norme A-441	cette norme s'applique aux aciers d'alliage moyen au manganèse (HSLA) soudables par procédés appropriés.

**Tableau 1.2** : Classement des aciers microalliés [1.3]

### 4. COMPOSITION ET ROLES DES ELEMENTS D'ALLIAGES :

La fonction principale des éléments d'alliage dans les aciers HSLA est le durcissement de la ferrite par affinage du grain, par précipitation et par solution solide.

Le durcissement par solution solide à une relation avec la quantité des éléments alliés, mais l'affinage du grain et le durcissement par précipitation dépendent des effets complexes de l'alliage et les traitements thermomécanique.

#### 4.1 ROLES DES ELEMENTS : [1.6][1.7][1.8]

**Le Carbone C :** Le carbone augmente fortement la quantité de perlite dans la microstructure, cependant une quantité élevée de cet élément réduit la soudabilité et la ténacité de ces aciers.

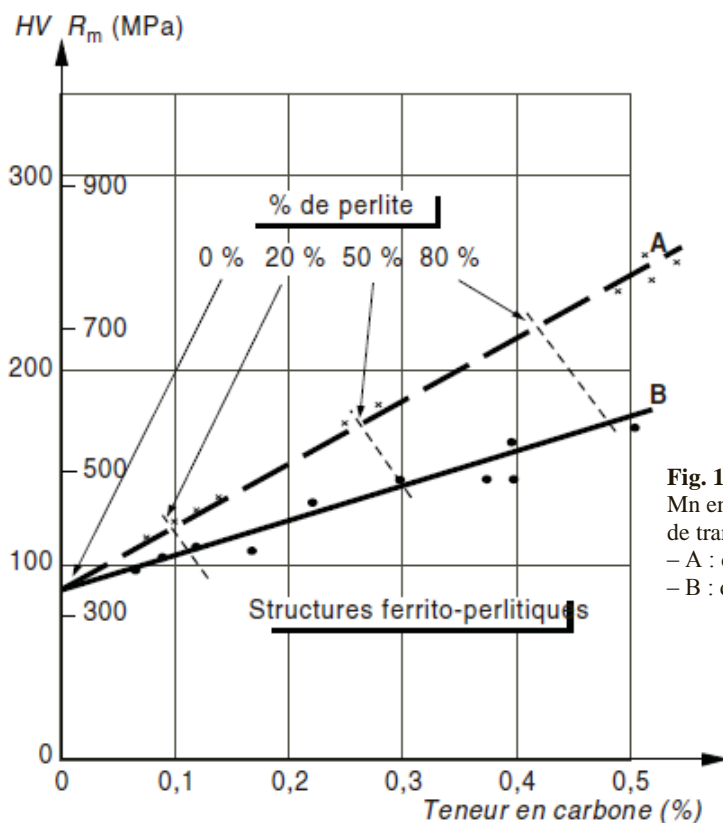
#### Manganèse Mn :

Participant aussi à la désoxydation, il fixe en outre le soufre sous forme de sulfures et permet le forgeage et le laminage du métal à chaud. La proportion de manganèse qui subsiste en solution solide joue plusieurs rôles :

- durcissement de la ferrite par effet de solution solide.
- diminution de la teneur en carbone de la perlite et augmentation corrélative de la proportion de celle-ci.
- augmentation de la trempabilité qui, à vitesse de refroidissement identique, permet d'affiner

La structure ferrito-perlitique et d'augmenter la proportion de perlite.

- substitution partielle au fer dans la formation de la cémentite.



**Fig. 1.3**– Variations de la dureté d'aciers à 0,45/0,75 % de Mn en fonction de leur teneur en carbone et pour deux conditions de transformation au cours d'un refroidissement à l'air.  
 – A : d'un rond de 5 mm de diamètre.  
 – B : d'un rond de 500 mm de diamètre

## Silicium

Il est nécessaire à la désoxydation en cours d'élaboration. De ce fait, une certaine proportion est fixée sous forme d'oxydes dans les inclusions ; la part non oxydée, et donc en solution solide, participe au durcissement de la ferrite.

## Niobium et vanadium

Ils 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.

Les conditions particulières de mise en solution dans l'austénite (nécessité de porter le métal à haute température, ce qui engendre un grossissement des grains indésirable), et de précipitation (au cours de la transformation de l'austénite en ferrite) imposent le contrôle de la taille des grains qui est généralement réalisé à travers les opérations de laminage et de refroidissement en sortie de laminoir, on parle alors de traitement thermomécanique.

Ces procédures conduisent à un produit prêt à l'emploi qui ne doit plus être soumis à une transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  qui lui ferait perdre ses propriétés sans espoir de récupération. On verra plus loin que, néanmoins, cet état de fait ne compromet pas la mise en œuvre par soudage.

## 5. ELABORATION DES ACIERS HSLA :[1.10]

Depuis les dernières années le domaine de sidérurgie a été développé et les aciers ont développé a cause de plusieurs facteurs, ont constate que les progrès sur les propriétés est liée aux évolutions des procédés de fabrication :

- L'introduction des procédés du coulé continu à permis d'obtenir plus régulier et plus précis dans leurs propriétés.
- Le progrès de la métallurgie se traduit par des gains sur les caractéristiques mécaniques.

Les grandes améliorations en matière d'élaboration et de mise en forme sont les suivants :

- Amélioration de la pureté de métal.
- La mise en continu des procédés et enchainement de plusieurs opérations.
- Evolution des processus d'aciérie à l'oxygène qui à conduit à un meilleur contrôle des opérations de production.
- L'introduction des procédés massifs de dégazage sous vide.

- La modernisation de fours et laminoirs avec l'introduction de l'automatisme.
- Le développement des traitements thermomécanique qui leur rôle principale et d'améliorer les propriétés.

## **CHAPITRE 2 : TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE DES ACIERS HSLA ET LEURS STRUCTURES.**

### **1. INTRODUCTION :**

Les mécanismes de production en masse ont imposé une dissociation des séquences de forgeage et traitement thermique, le développement des traitements thermomécaniques s'est dirigé ces dernières années vers :

- La recherche à l'économie de l'énergie.
- La diminution de la chaîne de fabrication des produits et la réduction des délais de fabrication.
- Obtention des propriétés mécaniques que l'on ne peut pas les avoir par traitement thermique (par exemple compromis entre une haute limite élastique et une bonne soudabilité) [2.1] .

Un traitement thermomécanique est conçu pour profiter de la chaude de laminage ou de forgeage, et des déformations pour atteindre un état structural bien défini, donc des propriétés intéressantes et reproductibles du produit après refroidissement. Le chemin thermique dépend de la température de départ, de la forme des produits, des temps d'attente éventuels pour profiter de refroidissements naturels de demi-produits, des refroidissements accélérés intermédiaires ou en phase finale. Les paramètres sont donc nombreux et les schémas de déformation en passes successives seraient difficiles à réaliser si les éléments Ti ou Nb ne permettaient pas de gagner du temps en retardant la recristallisation.

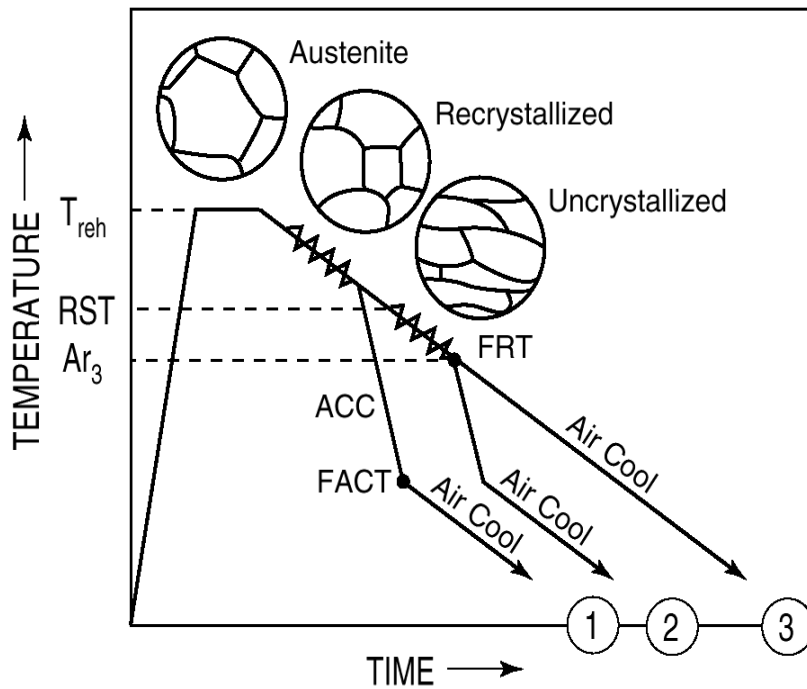
Le retard de la recristallisation à basse température permet de conserver un écrouissage important dans le grain  $\gamma$  allongé et de provoquer ainsi une germination explosive de petits grains lors de la transformation de phase. [2.2]

### **2. LE PRINCIPE DE TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE TTM:**

Une bonne combinaison entre une haute limite élastique, une ténacité et la soudabilité des aciers HSLA laminé à chaud peut être obtenu par un choix judicieux d'un bon traitement thermomécanique TTM.

L'amélioration des propriétés des tôles, produit long est associé au différent mécanisme de durcissement, dont le plus important et l'affinement des grains dont lesquelles à la fois la résistance et la ténacité sont améliorées en même temps.

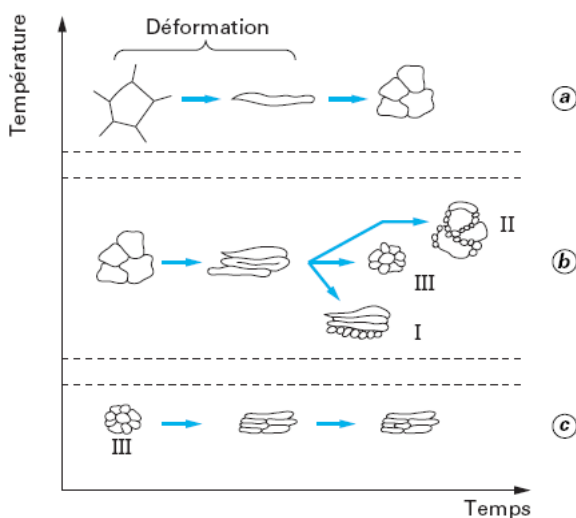
Afin d'obtenir un raffinement optimal de la ferrite, il est nécessaire de maximiser la surface de joint de grain d'austénite par unité de volume dans l'ensemble de la transformation de phase. **Fig. 2.1** [2.3]



**Fig. 2.1** Processus de traitement thermomécanique :

1. Recrystallisation contrôlée et refroidissement rapide.
2. Laminage contrôlé et refroidissement rapide.
3. recrystallisation contrôlée de laminage ou laminage contrôlé avec refroidissement par air.

Le but de la recrystallisation contrôlée laminé (RCR) est de faire usage de raffinement de grain par recrystallisation répétée de l'austénite. La structure fine austénite est conservé au cours de retard entre passe et pendant le refroidissement à  $Ar_3$  par une dispersion convenable de particules de seconde phase qui, conjointement avec un refroidissement accéléré (ACC) entraînent ensuite à une minimisation de la taille de grain de ferrite après transformation. (Fig.2.2):

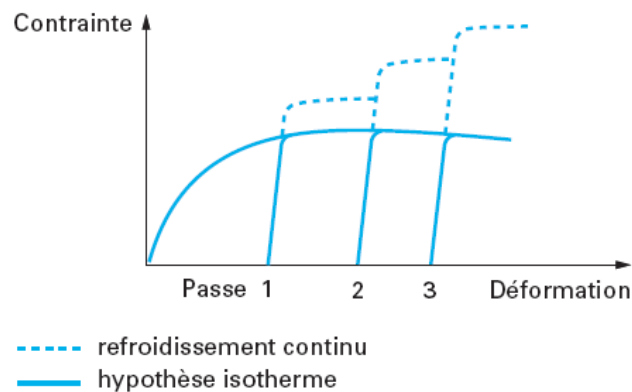


**Fig. 2.2** Evolution de la recrystallisation au cours de laminage

- à haute température (**fig. 2.2.a**), la recrystallisation a lieu après chaque déformation suivie d'un grossissement de grain freiné par le Nb ou le Ti ;

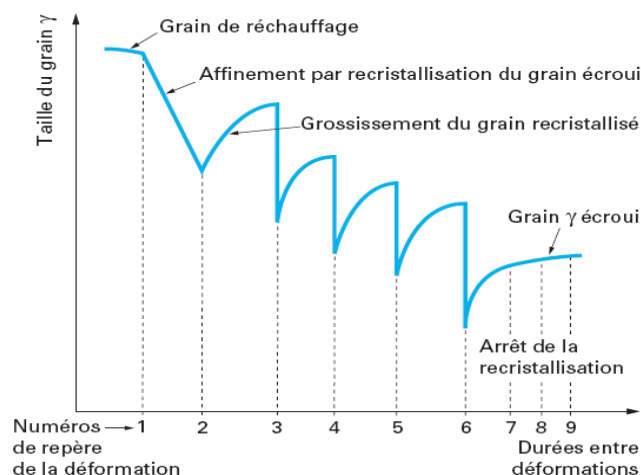
- à température intermédiaire (**fig. 2.2.b**), la recristallisation peut être incomplète ce qui conduit à un mélange de grains fins recristallisés et de grains écrouis ; à la passe suivante l'écroutissage supplémentaire fera recristalliser en premier les gros grains d'où une certaine homogénéisation ;
- en dessous de la température de non-recristallisation (**fig. 2.2.c**), les grains s'allongent sous l'effet de la déformation.

À l'apparition de la ferrite, les grains seront d'autant plus fins que les grains  $\gamma$  seront fins et écrouis. Dans un schéma industriel, il faut tenir compte du refroidissement naturel du produit en fonction du temps, il n'y a pas de phénomène isotherme et l'absence de recristallisation entre les passes se présente comme sur **la fig.2.3** qui montre l'augmentation des contraintes due à la fois à l'écroutissage et à la baisse de températures [2.4][2.5][2.6].



**Fig. II.3** Additivité des déformations lors de passes successives dans un métal qui ne recristallise pas

L'évolution de la taille de grain  $\gamma$  au cours d'un laminage est représentée sur **la fig. 2.4** [2.7].



**Fig. 2.4** Evolution de la taille de grain  $\gamma$  au cours de laminage

En pratique, suivant l'épaisseur du produit, des attentes sont nécessaires afin de suivre les zones de recristallisation désirées ou de non-recristallisation.



Le phénomène d'écroissage-recristallisation peut se poursuivre pendant le changement de phase ce qui conduit à un mélange de grains transformés écrois et de nouveaux grains fins.

Dans les aciers HSLA très grand nombre de traitement commerciales est commandé de telle manière à faire en sorte que la précipitation se produit pendant ou après le traitement thermo mécanique. Les particules précipitées jouer un rôle important dans le contrôle de la structure et les propriétés finales des aciers HSLA.

V, Ti et / ou Nb sont essentiels pour le traitement TMCP réussie, à la fois pour améliorant la résistance à travers le durcissement par précipitation et pour fournir des particules stables à inhiber la croissance des grains dans l'austénite. [2.3]

### **3. LES PROPRIETES MECANQUES ET LA MICROSTRUCTURE DES ACIERS OBTENUS PAR TTM :**

L'effet global des éléments de microalliage sur les propriétés mécaniques est la somme de l'effet durcissant des précipités et des modifications de structure par suite des changements de la taille des grains ou d'autres sous-structures ; il est donc nécessaire, pour chaque propriété, de distinguer l'effet des précipités (durcissement, fragilisation...), l'effet induit sur la microstructure, comme l'affinement de grain, et l'effet indirect par d'éventuels changements de la composition de base de la nuance, comme une baisse de la teneur en carbone.

Les propriétés mécaniques des aciers HSLA et leur finale microstructure dépend des paramètres suivants :

- Température de réchauffage ( $T_{reh}$ ).
- Epaisseur de pièces laminées.
- Les paramètres de refroidissement.
- Composition chimiques des aciers.

Le taux de température de réchauffage à une grande influence sur la résistance, la ténacité, et la microstructure des aciers HSLA.

### 3.1 DURCISSEMENT :

#### 3.1.1 EVALUATION DE DURCISSEMENT :

L'effet de durcissement par les précipités dépend de leur nature, de leur nombre et de leur taille **la fig. II.4**. La théorie la plus utilisée est celle d'Ashby-Orowan qui s'exprime par la formule :

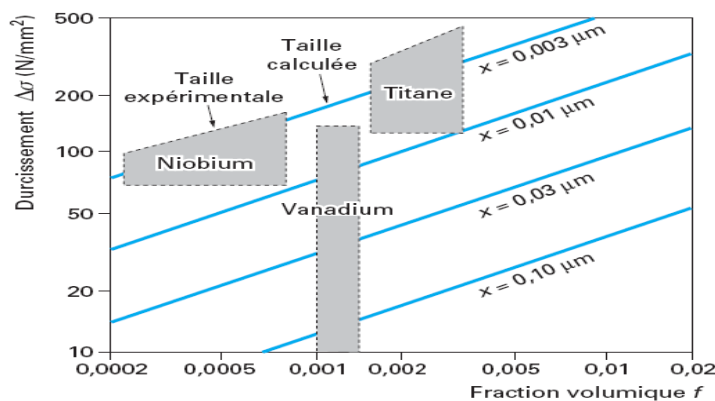
$$\Delta\sigma = 5,9f^{1/2} \ln (x / 2,5 \times 10^{-4})$$

Avec :  $\Delta\sigma$  durcissement (en N/mm<sup>2</sup>),  
 f fraction volumique,  
 x diamètre des précipités (en mm).

Cette équation ne prend en compte que la fraction volumique f et la taille des précipités x.

On représente également cette équation par des diagrammes comme celui de **la fig. 2.5** où sont reportées les bandes correspondant aux trois principaux éléments ; cela permet de constater que la nature du précipité joue un rôle en plus de l'effet de taille.

Un autre facteur est la notion de cohérence entre la matrice et le précipité, c'est-à-dire une sorte de coïncidence des réseaux cristallins qui rend le précipité très efficace particulièrement en précipitation interphase ; cette notion qui n'est pas prise en compte dans les formules permet d'expliquer les fortes baisses de durcissement pour des traitements avec réchauffage dans l'austénite (normalisation par exemple) ou après recuit de tôles minces alors que la coalescence des précipités est très lente. [2.4]



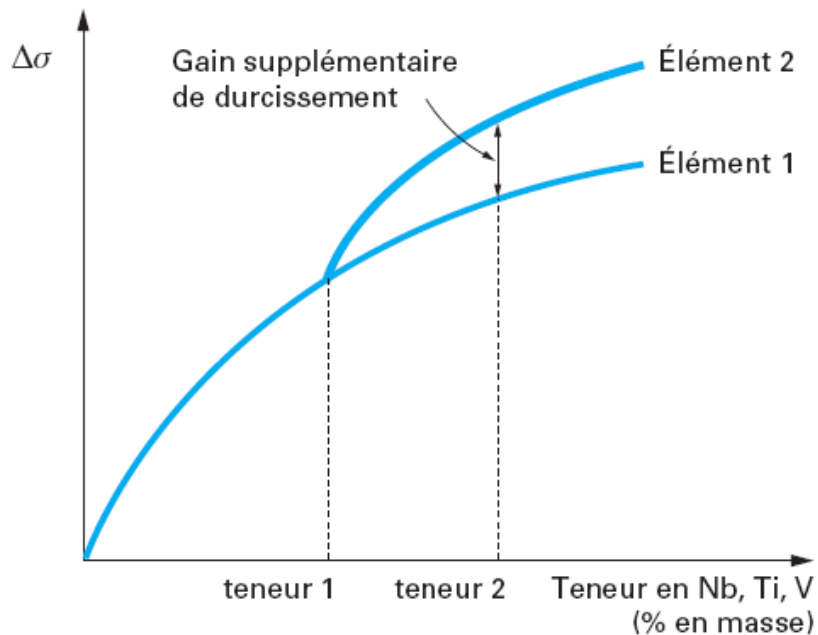
**Fig. 2.5** Durcissement en fonction de la taille et de la quantité des précipités

#### 3.1.2 COMBINAISON DE PLUSIEURS ELEMENTS :

Les précipités des divers éléments Nb, Ti, V sont indépendants les uns des autres, leurs effets sont additifs du moins tant que le carbone (ou l'azote) est en quantité suffisante ; il est donc possible de faire des combinaisons à deux éléments ou même à trois dans certains cas.

En effet, on a un double avantage :

- la mise en solution est plus facile qu'avec une forte teneur en un seul élément.
- on profite d'un meilleur coefficient de durcissement au début de chaque courbe du fait que le durcissement est parabolique (**fig. 2.6**). [2.4]



**Fig. 2.6** Intérêt de la combinaison de deux éléments de microalliage pour le durcissement

## 3.2 CONTROLE DU GRAIN:

### 3.2.1 AFFINEMENT DE GRAIN $\gamma$ :

La taille de grain  $\gamma$  est déterminée par l'ensemble des opérations de chauffage de déformation, les temps entre déformations et la vitesse de refroidissement. (**Fig. 2.4**)

Malgré un gros grain de départ après mise en solution à haute température, il se produit au cours d'un laminage ou d'un forgeage en plusieurs passes un affinement du grain, au moins en présence de niobium ou de titane.

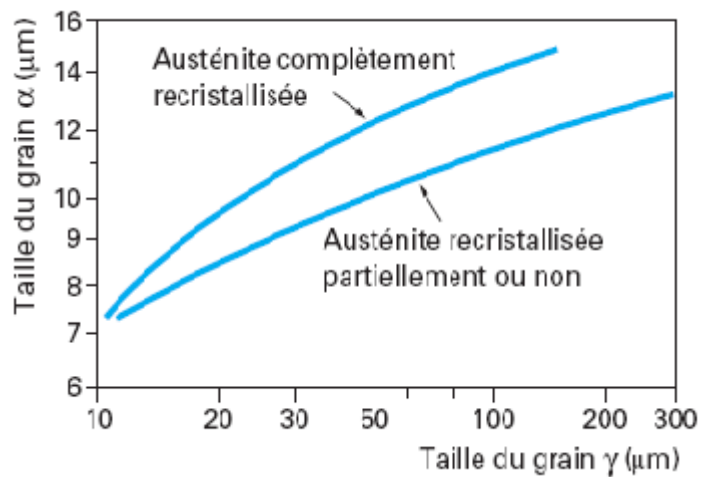
Entre les passes de laminage, il y a également un grossissement après la recristallisation à grains fins du métal déformé : ce grossissement très rapide à température élevée, pour une matrice sans précipité est fortement ralenti par des précipités.

### 3.2.2 AFFINEMENT DU GRAIN $\alpha$ :

L'influence des précipités sur la taille de grain  $\alpha$  va passer d'abord par l'héritité du grain  $\gamma$  quand il y a changement de phase ; des grains  $\gamma$  fins donneront des grains  $\alpha$  fins avec une relation dépendant de la vitesse de refroidissement.

Mais il y a un autre mécanisme important qui est le rôle de l'écroutissage du grain  $\gamma$  par suite de la non-recristallisation à température basse : les grains écroutés sont le siège de germinations multiples **fig. 2.7** d'où la naissance de très petits grains.

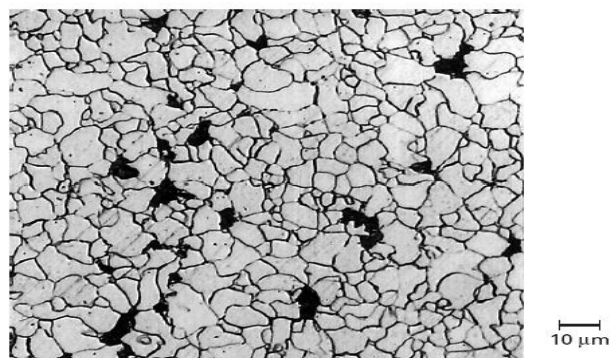
Il est possible de combiner les deux effets ci-dessus. Les micrographies de **la Fig. 2.8** représentent différents exemples de grain ferritique illustrant les phénomènes décrits.



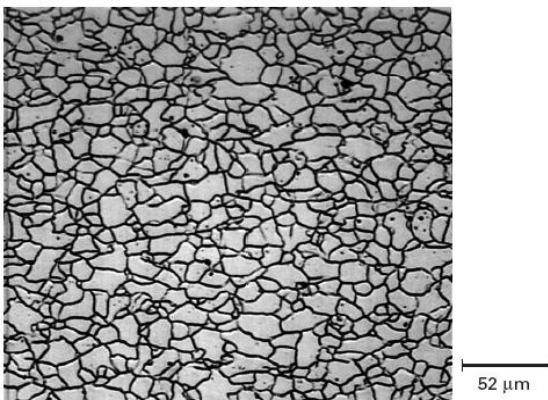
**Fig. 2.7** Influence de l'état de l'austénite recristallisée sur la relation entre la taille de grain  $\gamma$  et du grain  $\alpha$



**(a)** acier de construction à grain fin obtenu par TTM (tôle quarto pour tube)



**(b)** tôle mince en acier extradoux durci par du Nb grain fin (train à bande)



**(c)** acier sans élément interstitiel à l'état recuit

**Fig. 2.8** Micrographies de diverse structure ferritique

### 3.3 LA FERRITE ACICULAIRE:

La ferrite aciculaire a été identifiée d'abord dans les aciers microalliés soudables à bas carbone, dans la zone affectée thermiquement. Dans ces zones, les transformations de phase se produisent dans des conditions extrêmes. Le matériau passe de la température de fusion à la température ambiante en très peu de temps et dans un volume très restreint. La microstructure de cette ferrite aciculaire a suscité un grand intérêt car elle est à l'origine de propriétés exceptionnelles de résistance mécanique et de ténacité des tôles soudées en aciers microalliés. [2.8]

#### 3.3.1 MORPHOLOGIE ET CRISTALLOGRAPHIE DE LA FERRITE ACICULAIRE:

La ferrite aciculaire se présente sous forme d'aiguilles enchevêtrées adoptant différentes directions cristallographiques à l'intérieur des grains austénitiques. Selon la nature (composition chimique, traitement thermique, etc.) de l'acier, les aiguilles de ferrite peuvent se présenter sous forme de plaquettes lenticulaires ou de lattes la morphologie de la ferrite aciculaire change en fonction de la température de transformation [2.9].

A haute température se forme la ferrite aciculaire supérieure, et à basse température se forme la ferrite inférieure. Ces deux morphologies se distinguent par la localisation de la précipitation de la cémentite. Dans la ferrite aciculaire supérieure la cémentite se précipite entre les aiguilles, alors que dans la ferrite aciculaire inférieure, la précipitation se développe plutôt à l'intérieur des aiguilles.[2.10]

Les aiguilles de la ferrite aciculaire se forment à l'intérieur des grains austénitiques en y adoptant des relations de type Kurdjumov-Sachs [2.10]

#### 3.3.2 LA GERMINATION DE LA FERRITE ACICULAIRE :

la **fig.2.9** présente un parallèle entre la morphologie de la bainite et la morphologie de la ferrite aciculaire. Pour la bainite, les joints de grains  $\gamma$  servent de sites de germination. Pour la ferrite aciculaire, ces sites de germination sont inhibés par la formation d'allotriomorphes de ferrite proeutectoïde. Les aiguilles de la ferrite aciculaire se développent plutôt entièrement à l'intérieur des grains austénitiques, en prenant naissance sur des inclusions non métalliques ou des idiomorphes. Les aiguilles de ferrite aciculaire servent ensuite de sites de germination pour d'autres aiguilles. [2.11][2.12].

Lors de son identification, une controverse est apparue sur la nature de la ferrite aciculaire : ferrite de Widmanstätten ou bainite ? Depuis, une classification considère la ferrite aciculaire comme un mélange intergranulaire et non comme un produit unique de décomposition de l'austénite. Ce mélange dépend des conditions d'austénisation et de la vitesse de refroidissement.

La ferrite aciculaire apparaît dans le même domaine de température que celui de la bainite : c'est un produit de décomposition de l'austénite dont la formation entre en compétition avec celle de la bainite. La maîtrise de certains paramètres permet le passage d'une structure à l'autre. Ces paramètres sont : la composition chimique, les conditions d'austénisation et la vitesse de refroidissement.

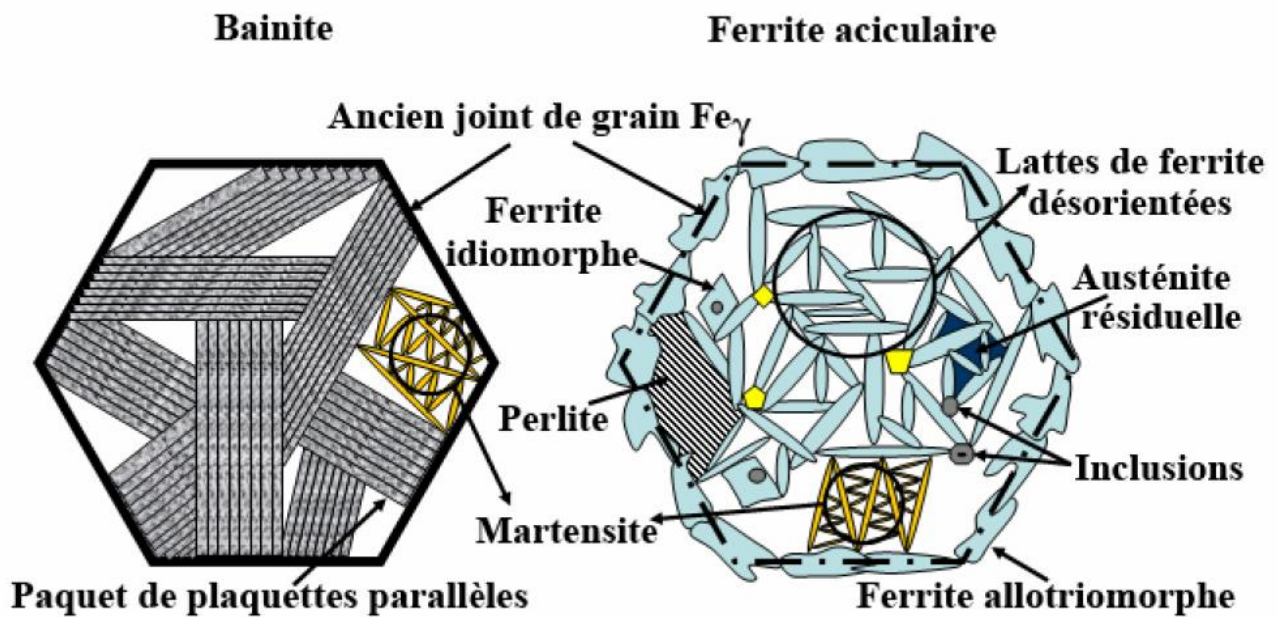


Fig. 2.9 Parallèle entre les morphologies de la bainite et de la ferrite aciculaire.

### 3.3.3 LA COMPOSITION CHIMIQUE DE LA FERRITE ACICULAIRE :

La ferrite aciculaire a été étudiée essentiellement dans des aciers à bas carbone depuis certaines équipes de recherche se sont focalisées sur sa formation dans les aciers à moyen carbone, pour les aciers moyen carbone, la composition chimique en éléments d'alliage typique est résumée dans le **tableau 2.1**

C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Cu	Al	Ti
0.36-0.4	1.35-1.45	0.5-0.65	0.1-0.2	0.05	0.08-0.12	0.25	0.01-0.03	0.015

**Tableau.3** Composition chimique d'aciers microalliés à moyen carbone (% massique)

Certains éléments d'alliage (Mn,Al,Ti,...) sont responsables de la formation d'inclusions complexes non métalliques (sulfures, oxydes, carbure) qui servent de site de germination pour la ferrite aciculaire. Cette ferrite germe, initialement, sur la surface des inclusions puis envahit le grain austénitique par une réaction autocatalytique. Le taux de germination de la ferrite aciculaire est étroitement lié à la densité, la taille et la composition chimique des inclusions non métallique. [2.13]

#### **4. PROCESSUS DE FABRICATION DES PIPES :**

Le pipe fourni doit être sans soudure ou soudés et doit être limitée à des niveaux de spécifications du produit.

##### 4.1 PIPE SANS SOUDURE :

Avant l'extrusion, une billette ronde courte est percée ou ennuyé pour former une billette creuse. La billette est ensuite chauffé et un mandrin est poussé à travers. Le mandrin est alors positionné de manière concentrique à une filière circulaire. L'allongement est réalisé en serrant la billette à travers l'espace annulaire formé par la filière et le mandrin. L'allongement du matériau se produit alors pour atteindre les dimensions requises.

le produit tubulaire travaillé à chaud peut être par la suite fini à froid pour produire la forme désirée, les dimensions et les propriétés.

##### 4.2 PIPE SOUDE :

###### 4.2.1 SANS METAL D'APPORT :

###### 4.2.1.1 PIPE AVEC SOUDURE CONTINU:

Le soudage continu est un procédé de formation d'un joint en chauffant le feuillard dans un four de pressage mécanique et les bords formés ensemble dans lequel des bobines successives de feuillards ont été reliées ensemble pour fournir un flux continu d'acier pour le soudage. (Ce processus est un type de soudage bout à bout.). le procédé de soudage est généralement le TIG (Tungsten Inert Gas).

###### 4.2.1.2 PIPE SOUDE ELECTRIQUEMENT :

Soudage électrique est un processus de formation d'une soudure par résistance électrique ou soudage électrique à induction, dans lequel les bords à souder sont mécaniquement pressés ensemble et la chaleur pour le soudage est engendrée par la résistance à l'écoulement du courant électrique.

#### 4.2.2 AVEC METAL D'APPORT:

##### 4.2.2.1 SOUDAGE A L'ARC SOUS GAZ AVEC FIL:

Le soudage à l'arc sous gaz avec fil est un procédé de soudage qui produit la coalescence des métaux en les chauffant avec un arc ou d'arcs entre une électrode consommable.

La protection est obtenue entièrement à partir d'une alimentation externe de gaz ou mélange de gaz.

La pression n'est pas utilisée, et le métal d'apport est obtenu à partir de l'électrode.

##### 4.2.2.2 SOUDURE A L'ARC SUBMERGE :

Le soudage à l'arc submergé est un procédé de soudage qui produit la coalescence des métaux en les chauffant avec un arc ou d'arcs entre une électrode en métal nu consommable ou électrodes. L'arc de métal en fusion et sont protégés par une protection de matériau granuleux. La pression n'est pas utilisée, et une partie ou la totalité du métal d'apport est obtenu à partir des électrodes.

##### 4.2.2.3 TUBES SOUDES HELICOIDALE A L'ARC SUBMERGE:

Le joint hélicoïdal à l'arc submergé des tubes soudés est défini comme un tuyau qui possède une soudure hélicoïdale produit par le procédé de soudage automatique à l'arc submergé selon **le paragraphe 4.2.2.2**. Le joint de soudure est constitué au moins d'une passe à l'intérieur et au moins une passe est à l'extérieur. (Ce type de tuyau est également connu comme spirale soudure tuyau.)



## **CHAPITRE 3 : LA METALLURGIE DE SOUDAGE ET LA TENACITE DE DES ACIERS HSLA API 5L X70.**

La soudabilité des aciers HSLA à un degré donné par un procédé et pour un type d'application donnés, lorsqu'il se prête, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'assurer la continuité métallique par la constitution de joints soudés qui, par leurs caractéristiques locales et les conséquences globales de leur présence, satisfont aux propriétés requises et choisies comme base de jugement de la continuité métallique qui implique la mise en jeu, entre les éléments à assembler, de forces de liaison interatomiques de type métallique. L'intervention de ces dernières exige l'absence de tout corps étranger susceptible de constituer une barrière à leur cohésion. [3.1]

### **1. LA SOUDABILITE DES TUBES :**

Il n'est pas toujours possible d'assurer la stabilité et la bonne qualité des joints de soudure, il y a toujours la possibilité qu'une partie des défauts des joints, non détectés par les contrôles, constitue un danger potentiel pour l'intégrité de la conduite. Les joints de soudure sont sollicités par des chargements complexes durant le transport, le bardage des tubes, la construction et l'exploitation de la conduite.

Les modifications les plus importantes de la structure et des propriétés du métal de base résultant de l'échauffement et du refroidissement dans la zone adjacente au cordon sont : **la diminution de la plasticité, de la résilience et l'accroissement de la tendance à la formation des fissures à froid et à chaud**, Les matériaux de soudage et les processus de thermo-déformations ayant lieu lors du soudage des tubes provoquent l'hétérogénéité des propriétés mécaniques de la ZAT, où plus de 85% des ruptures des oléoducs et Gazoducs sont observées. La capacité portante des joints dépend de l'hétérogénéité des propriétés mécaniques, de la qualité de la forme du cordon, de l'épaisseur relative des sous couches.[3.3]

A cette hétérogénéité s'ajoutent les concentrations de contraintes et les déformations qui réduisent d'avantage la capacité portante des joints de soudures. Ces concentrations dépendent de la présence des défauts technologiques, des formes insatisfaisantes des cordons et d'assemblages incorrects des tubes. Les contraintes dues aux variations de la température des parois des tubes, ajoutées aux contraintes résiduelles peuvent conduire sur certains tronçons de conduite de Gazoducs à l'accumulation des déformations plastiques dans les soudures circulaires de tubes de mauvaise qualité et provoquer la rupture. [3.3]

De telles ruptures sont observées sur presque toutes les conduites en service à partir de la dixième année d'exploitation, jusqu'à la trentième année et plus particulièrement dans les régions froides. D'où l'importance de la qualité des cordons de soudure des tubes, la technologie et le régime de soudage mis en place, ainsi que les propriétés de plasticité du métal du cordon.

La soudabilité en construction des pipelines doit être considérée sous deux aspects. Le premier est caractérisé par la soudabilité lors de la réalisation de la conduite et est lié aux opérations technologiques et techniques, d'exécution des joints de soudure, respectant certaines normes. Le deuxième est caractérisé par le comportement des joints de soudure en service. Ainsi la soudabilité en construction des pipelines est une caractéristique complexe, qui reflète la réaction de l'acier des tubes au processus de soudage. Elle dépend de la technologie de réalisation de la construction et détermine l'aptitude d'un matériau étudié pour la réalisation d'une conduite destinée à fonctionner dans des conditions données. Les matériaux des tubes sont en général des aciers améliorés par traitement thermomécanique, dont la soudabilité est évaluée par un ensemble d'indices, les plus importants sont : la réaction de l'acier au cycle thermique de soudage, la ténacité des joints de soudure à la formation de fissures à froid et la ténacité à la rupture fragile. L'action du cycle thermique du soudage est accompagnée par des modifications de la structure et des propriétés du métal soudé. La chute importante des températures maximales conduit à l'apparition, dans la ZAT, des hétérogénéités structurales et mécaniques. L'échauffement dû au soudage conduit au développement des processus qui font équilibrer la structure et modifier les propriétés mécaniques. En même temps, se déroulent des processus de grossissement du grain, de ségrégation d'éléments additifs et leur redistribution par diffusion entre les diverses phases. La position de la partie où il y a plus de changement de résistance dans la ZAT est déterminée par la composition chimique et la classe structurale de l'acier amélioré par traitement thermomécanique. Pour les aciers des tubes, cette partie coïncide avec la partie de recristallisation incomplète du métal de base. Les paramètres du cycle thermique de soudage ayant une influence importante sur le degré de modification de la structure et des propriétés du métal de base sont, pour la partie adjacente du cordon de soudure : la température maximale d'échauffement, la vitesse d'échauffement, le temps durant lequel le métal reste à la température d'accroissement intensif de grain lors de l'échauffement et le refroidissement, ainsi que le temps sommaire d'échauffement et de refroidissement, la vitesse de refroidissement du métal dans l'intervalle de température de faible stabilité de l'austénite. [3.3]

## 2. EVOLUTION DE LA COMPOSITION CHIMIQUE DES ACIERS DES TUBES :

Le carbone est un élément d'insertion et fait accroître la teneur en perlite. S'il fait augmenter la résistance des aciers, fait diminuer sa ductilité et dégrade leur soudabilité. Le manganèse agit à la fois par durcissement de solution, augmentation de la quantité de perlite, affinement du grain ferritique, par conséquent, il améliore la ductilité de l'acier dans les limites déterminées. Ses effets positifs sont amplifiés par l'insertion dans l'acier des éléments comme le titane ou le niobium qui dans des concentrations déterminées améliorent la résistance et la ductilité. Comme élément de substitution le phosphore provoque un durcissement de solution accompagné d'une très forte fragilisation. L'azote est un élément d'insertion, exerçant une influence néfaste sur la température de transition. Cet effet est neutralisé par la présence d'aluminium, qui en se combinant avec l'azote forme un nitrure. Mais d'autre part la précipitation sous forme de nitrures fins, qui se produit au cours du laminage, ou bien au cours du chauffage avant normalisation dans le domaine des températures allant de 600°C à 700°C, affine par la suite les grains qui en sont issus. La réduction de la teneur en soufre dans les aciers de laminage contrôlé de 0,05 à 0,004% fait augmenter la résilience selon Charpy pratiquement de deux fois. Le Niobium, le Vanadium et le Titane forment des précipités durcissant mais affinent également le grain. Ces deux effets s'ajoutent pour améliorer les propriétés de résistance de l'acier, mais ils ont des effets antagonistes en ce qui concerne la température de transition  $T_K$ . L'utilisation du Vanadium fait augmenter la résistance des aciers faiblement alliés et améliore leur soudabilité. Par contre le Niobium est un modificateur d'acier qui améliore le travail de l'acier durant la production et améliore la soudabilité. Les effets les plus favorables du Niobium apparaissent à de faibles teneurs (0,02 à 0,03%), particulièrement lorsqu'il est combiné à l'Aluminium (au voisinage de 0,02%). Dans ce cas il fait augmenter les caractéristiques de résistance de l'acier sans dégrader sa ductilité. L'Aluminium à la différence des modificateurs comme le Titane, le Niobium et le Vanadium, ne forment pas de carbide. Les nitrides d'Aluminium contribuent à l'accroissement du grain austénitique et conduit à la formation d'une structure secondaire à grains fins. La désoxydation par l'Aluminium abaisse la température de transition à l'état fragile, augmente la résistance et améliore la soudabilité des aciers. L'avantage principal de la désoxydation est que dans ce cas le coût de l'acier n'augmente pratiquement pas. Dans la composition chimique des aciers des tubes, on trouve aussi les métaux rares dont l'influence sur les propriétés des aciers est peu étudiée. Mais leur influence positive sur la forme des inclusions non métalliques, sur la soudabilité des aciers est sans doute. Le Nickel affine le grain et améliore la température de transition  $T_K$  de la résilience. Le Chrome a une action bénéfique sur la résistance à la corrosion et c'est aussi un élément de substitution qui adoucit la ferrite dans laquelle il entre en

solution, mais augmente la quantité de perlite. Le Molybdène a une influence favorable après revenu à basses températures ( $\leq 600$  °C), il améliore la limite d'élasticité et la température de transition. L'un des problèmes les plus importants pour l'intégrité des gazoducs, est la résistance à la fissuration par hydrogène. C'est pourquoi les efforts doivent être penchés vers la réduction de la teneur en soufre dans les aciers des tubes et au contrôle de la morphologie des inclusions résiduelles. [3.2]

### **3. LA METALLURGIE DE SOUDAGE :**

Lors de l'assemblage des aciers de construction par soudage par fusion, il est souhaitable de parvenir à un dépôt de métal de soudure à haute résistance et de bonne résilience.

La force et la ténacité de la soudure sont des réflexions de la microstructure et la composition chimique du matériau solidifié dans la zone de fusion. Les études impliquant la distribution et la composition d'inclusions non métalliques dans la zone de fusion ont ainsi concentré sur la relation entre ces inclusions et la composition chimique de la microstructure et le matériau de soudure. [3.3]

#### 3.1 LA COMPOSITION DES TYPES D'INCLUSION: [3.3]

##### 3.1.1 LES OXYDES:

La Désoxydation de la zone de fusion des aciers est d'une grande importance dans tous les procédés de soudage (**fig.3.1**). La teneur en oxygène prend deux formes, l'oxygène dissous et précipité l'oxygène dans des inclusions d'oxydes. Sources de l'oxygène sont l'interaction métal laitier et de l'interaction d'atmosphère de métal à arc. Des éléments tels que l'aluminium et de silicium sont ajoutés à réagir avec l'oxygène dissous et de l'inclusion d'oxyde forme moins nuisibles ou pour être séparée sous forme de scories.

##### 3.1.2 LES NITRURES :

La présence d'inclusions de nitrure dans le métal déposé est généralement une indication de mauvaise protection d'un processus de soudure à l'arc résultant d'une réaction avec de l'azote atmosphérique. L'azote tend à se combiner avec de nombreux autres éléments d'alliage désirables pour former des inclusions de nitrure extrêmement indésirable. Ces inclusions ont souvent une structure polygonale ou en forme d'aiguille, et sont des initiateurs de fissures.

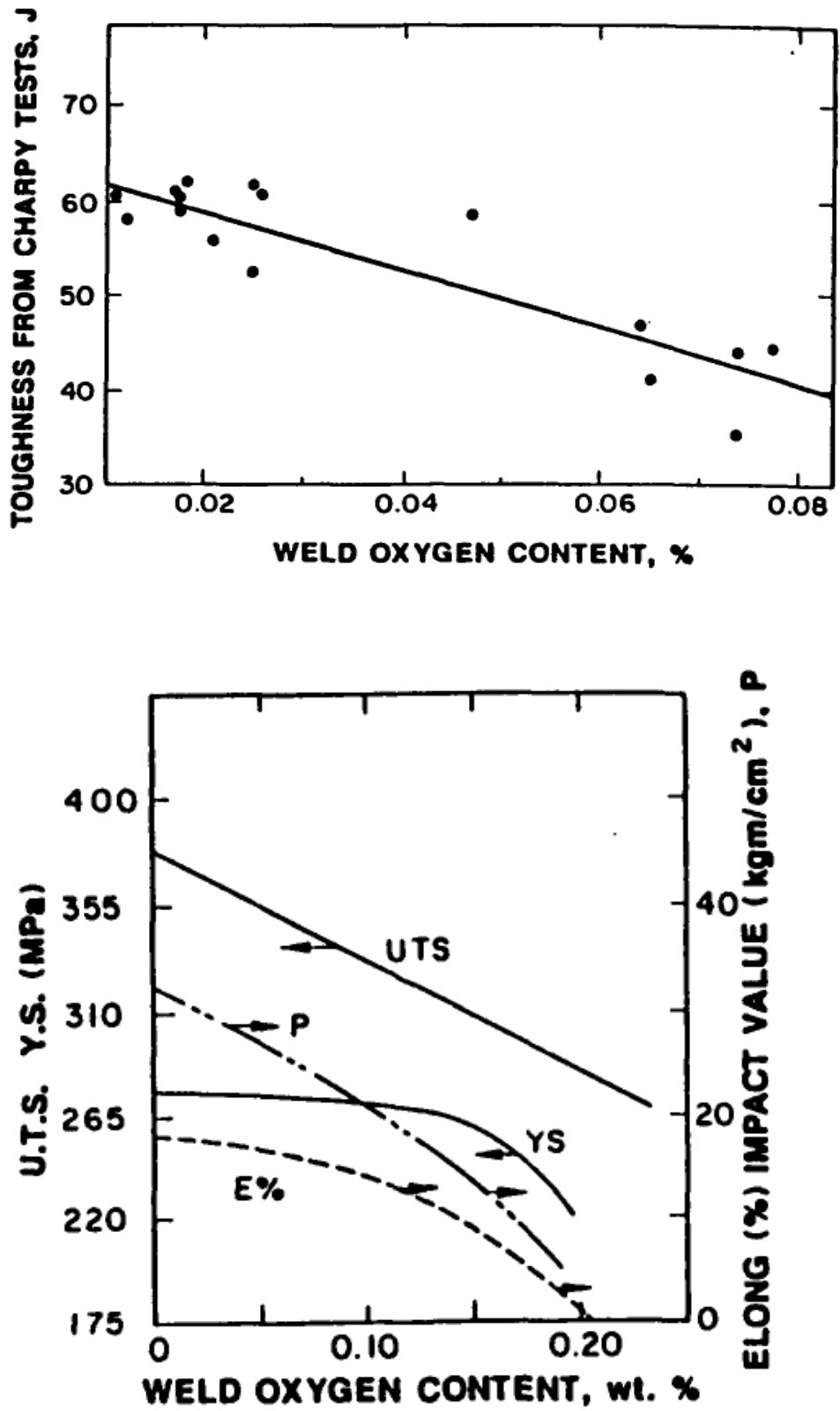


Fig. 3.1. La teneur en oxygène vs la résilience dans les soudures des aciers microalliés

### 3.1.3 LES SUFFLURES :

Le soufre dissous et des inclusions de sulfure peuvent être importants, surtout dans un métal d'apport très dilué par le métal de base fondu. Le soufre dissous peut se combiner de préférence avec des désoxydants importants, tels que le manganèse, et le résultat dans une diminution de ces éléments, ou d'un renversement du rapport MnSi. Les Inclusions de MnS au sein de la ZAT ont été montrés pour contribuer au phénomène du déchirement à chaud dans les aciers soudés

### 3.2 ROLE DES INCLUSIONS DANS LA NUCLEATION DE LA FERRITE ACICULAIRE :

Les inclusions dans le métal souder sont généralement indésirables en raison principalement de leur effet néfaste sur la résilience (en particulier dans le cas des oxydes et des nitrures) et l'épuisement des désoxydants et la fissuration à chaud dans le cas de la formation des sulfures. Les inclusions jouent également un rôle vital dans la nucléation des microconstituent très souhaitable, à savoir la ferrite aciculaire. La ferrite aciculaire se compose de fines aiguilles intragranulairement nucléées ferrite Widmanstätten. Ces aiguilles de ferrite constituer une structure qui est très résistant à la propagation des fissures. Les données indiquent de façon concluante la corrélation entre la croissance de la ténacité CVN et la fraction volumique de la ferrite aciculaire dans les aciers HSLA soudé. [3.3]

## **4. LA TRANSFORMATION DE L'AUSTENITE VERS LA FERRITE DANS LES ACIERS SOUDES HSLA :**

### 4.1 LE DEVELOPPEMENT DE LA MICROSTRUCTURE :

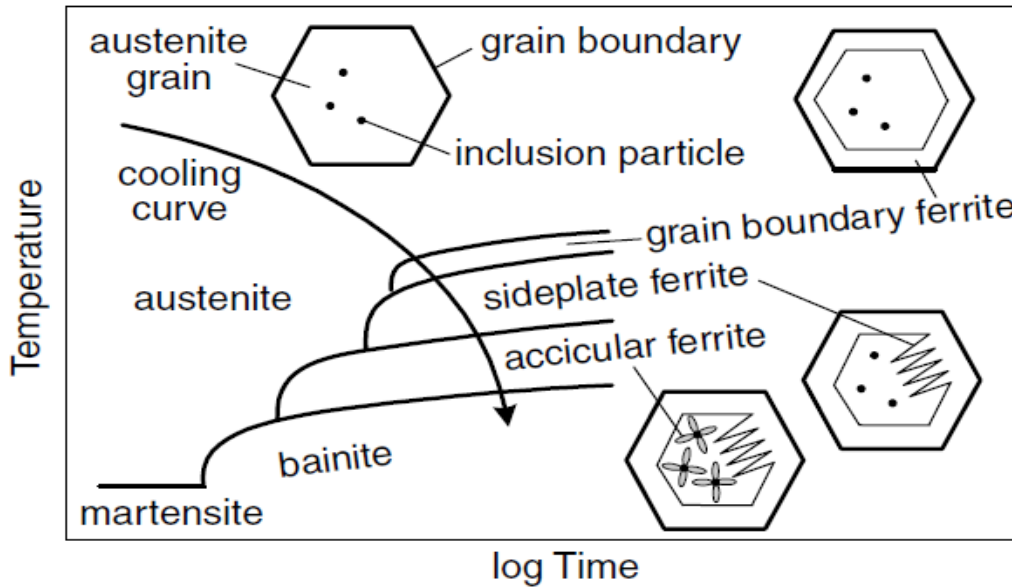
Les dendrites ou des cellules dans du métal fondu ne sont pas toujours visible. Tout d'abord, le partitionnement significatif de soluté ne se produit pas lors de la solidification si le rapport  $k$  partition est trop proche de 1.

La microségrégation, la ségrégation en particulier de soluté dans les régions interdendritiques ou intercellulaires, dans le métal fondu qui en résulte peut être trop peu pour faire ressortir la structure dendritique ou cellulaire à l'intérieur du grain, même si la structure du grain lui-même peut être encore très claire.

Deuxièmement, si la diffusion à l'état solide se produit rapidement, la microségrégation est soit petite ou vite homogénéisé et les dendrites ou des cellules dans du métal fondu qui en résulte peut être incertain.

Troisièmement, les transformations de phase de post-solidification, si elles se produisent, peuvent produire des nouvelles microstructures à l'intérieur du grain et / ou le long des joints de grains et de la structure de sous grain dans le métal fondu qui en résulte peut être éclipsé.[3.4]

Plusieurs diagrammes de transformation de refroidissement continu (TRC) ont été esquissés schématiquement pour expliquer le développement de la microstructure du métal fondu des aciers faiblement alliés. Celui qui est montré dans **la fig.3.2** est basé sur celle **d'Onsoien et al.** [3.5]

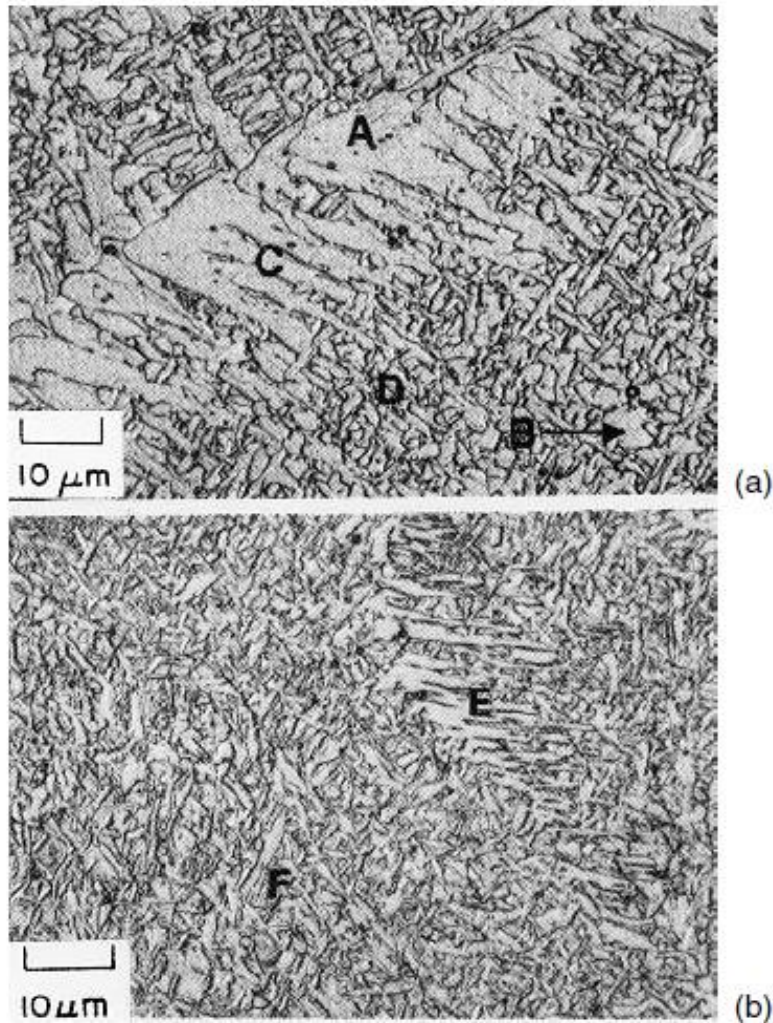


**Fig. 3.2** Diagramme de transformation de refroidissement en continu pour le métal fondu de l'acier à bas carbone et HSLA.

Les hexagones représentent les sections transversales de grains d'austénite en colonnes dans le métal fondu. Comme l'austénite ( $\gamma$ ) est refroidi à partir de la haute température, la nucléation de la ferrite ( $\alpha$ ) se croit au joint de grain et croît vers l'intérieur. La limite des grains de ferrite est aussi appelée ferrite "allotriomorphe", ce qui signifie c'est une ferrite sans une forme de facettes régulière reflétant sa structure cristalline interne. À des températures inférieures à la mobilité du front de croissance des diminutions grains de ferrite et des limites de ferrite Widmanstätten, également appelé ferrite plate de cotés. Cette dernière peut croître plus rapidement parce que le carbone, au lieu de s'accumuler à la croissance plane, est poussé sur les côtés des points de croissance. Les atomes de substitution ne se diffusent pas au cours de la croissance de la ferrite Widmanstätten. [3.4]

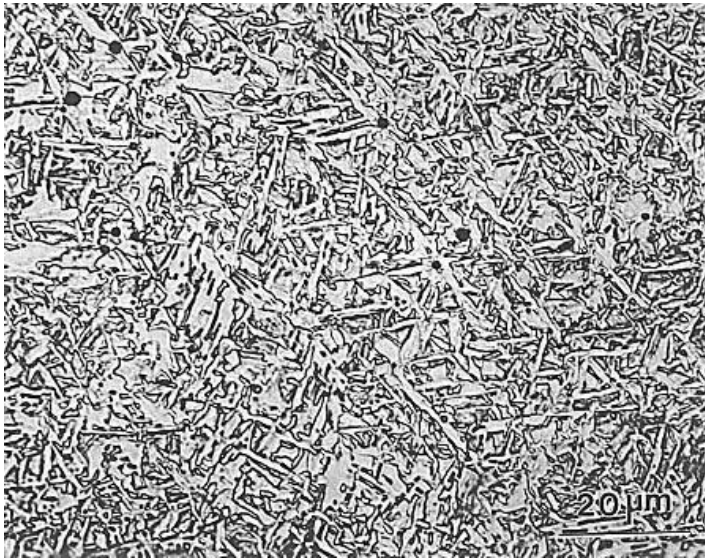
À des températures encore plus basses, il est trop lent pour la ferrite de Widmanstätten de croître à l'intérieur du grain et il est plus rapide si la nouvelle nucléation de la ferrite devant la ferrite existante. Cette ferrite nouvelle, qui est, ferrite aciculaire, c'est la nucléation des particules d'inclusion et orientées de façon aléatoire à aiguilles de ferrite court avec une caractéristique nattée.

La **fig.3.3** montre la microstructure du métal fondu des aciers HSLA, Il comporte **fig.3.3.A** le joint de grain de ferrite (A), la ferrite de Widmanstätten (C), et la ferrite aciculaire (D) et **fig.3.3.B** la bainite supérieure (E) et de bainite inférieure (F). Une ferrite polygonale (B) se trouve également. L'examen avec microscopie électronique en transmission (MET) est généralement nécessaire d'identifier la bainite supérieure et inférieure. La microstructure d'une soudure d'acier microalliés contenant de façon prédominante la ferrite aciculaire est illustrée dans la **fig.3.4** et à un plus fort grossissement dans **La fig.3.5** Les particules noires sont des inclusions.[3.6]

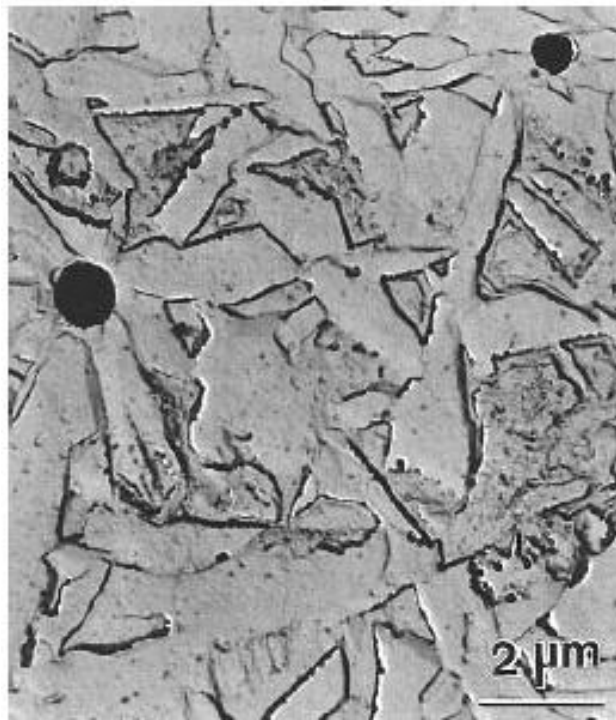


**Fig.3.3.** Micrographies montrant typiques microstructures métalliques des aciers HSLA : A, joint de grain de ferrite; B, ferrite polygonale; C, Widmanstätten ferrite; D, la ferrite aciculaire; E, supérieure bainite; F, bainite inférieure. Reproduit de Grong et Matlock [3.6]





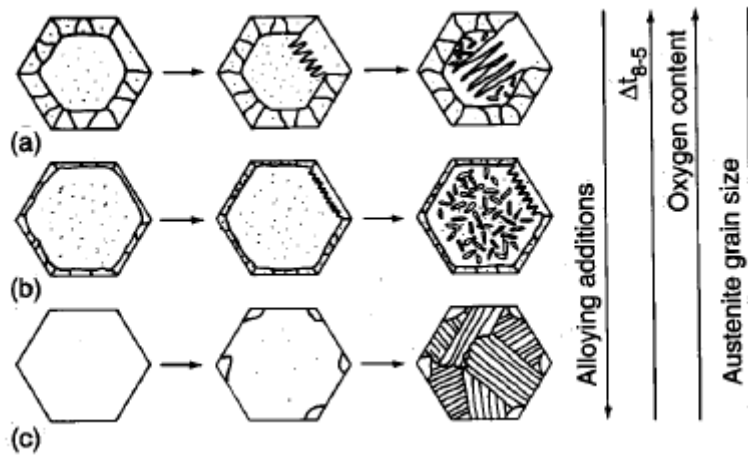
**Fig.3.4** Prédominante microstructure de la ferrite aciculaire de joint de soudure d'un acier microalliés. Reproduit de Babu et al. [3.7]



**Fig.3.5.** Particule d'inclusion de la ferrite aciculaire dans la microstructure d'un acier microalliés. Reproduit de Babu et al. [3.7]

#### 4.2 LES FACTEURS AFFECTANT SUR LA MICROSTRUCTURE :

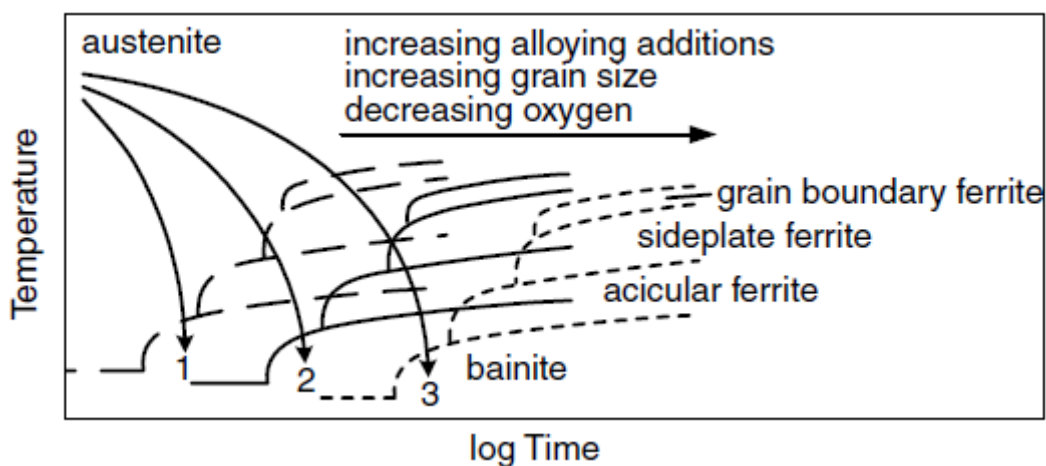
Bhadeshia et Suensson ont montré dans **la fig.3.6** l'effet de plusieurs facteurs sur le développement de la microstructure du métal fondu: la composition de métal d'apport, le temps de refroidissement de 800 à 500 ° C ( $\Delta T_{8-5}$ ), la teneur en oxygène de métal fondu, et la taille de grain l'austénite. Les flèches verticales indiquent les directions dans lesquelles ces facteurs augmentent la résistance. Cela sera expliqué avec l'aide de courbes de TRC. [3.8]



**Fig.3.6** Particule d'inclusion de la ferrite aciculaire dans la microstructure d'un acier microallié. Reproduit de Babu et al. [3.8]

##### 4.2.1 TEMPS DE REFROIDISSEMENT :

Considérons les courbes du TRC gauche (lignes brisées) dans **la fig.3.7**. le refroidissement ralentit ( $\Delta T_{8-5}$  augmente) de la courbe 1 à la courbe 2 et 3, et le produit de transformation peut changer d'essentiellement bainitique **la fig.3.6.C**, au prédominance de ferrite aciculaire **la fig.3.6.B** au joints de grains essentiellement et de ferrite de Widmanstätten **la fig.III.6.A**. [3.7]



**Fig.3.7** Effet des éléments d'alliage, de la taille des grains, et de l'oxygène sur les diagrammes de TRC [3.7]

#### 4.2.2 ELEMENT D'ADDITION:

Une augmentation des éléments d'alliage (trempabilité supérieure) se déplacera envers des courbes du TRC de plus longues durées et des températures plus basses.

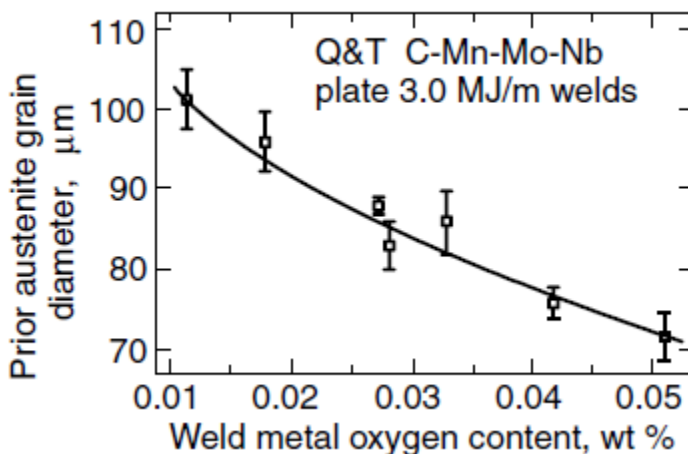
Considérons maintenant la courbe de refroidissement 3 de **la fig.3.7**. Le produit de transformation peut varier d'un joint de grain et principalement la ferrite de Widmanstätten (à gauche courbes TRC) à la prédominance de la ferrite aciculaire (moyennes courbes TRC) aux prédominances de la bainite (courbes TRC à droite). C'est un peu comme ce que montre **la fig.3.6**. [3.4]

#### 4.2.3 LA TAILLE DES GRAINS :

Similaire à l'effet des éléments d'alliage, une augmentation de la taille de grain austénitique (moins de surface des joints de grains pour la nucléation de ferrite) va décaler les courbes du TRC envers des temps plus longs et des températures plus basses. [3.4].

#### 4.2.4 CONTENU DE L'OXYGENE DANS LE METAL FONDU :

L'effet de la teneur en oxygène sur la microstructure métal fondu est expliqué comme suit. Tout d'abord, comme le montre **la fig.3.8**, Fleck et al [3.9]. Ont observée dans les soudures à arc submergé que la taille de grain d'austénite avant transformation diminue avec l'augmentation de l'oxygène dans le métal fondu. Liu et Olson [3.10] ont observé que l'augmentation de la teneur en oxygène de métal fondu augmente la fraction volumique d'inclusion et diminué la taille moyenne des inclusions. En fait, un grand nombre d'inclusions de plus petite taille de diamètres inférieurs à 0,1  $\mu\text{m}$  ont été trouvée. Depuis des fines particules de seconde phase sont connus pour inhiber la croissance des grains de plus en plus en épinglant des joints de grains que les particules deviennent plus petites et plus abondante [3.11], l'augmentation de la teneur en oxygène de la zone fondu du métal doit diminuer la taille du grain d'austénite.



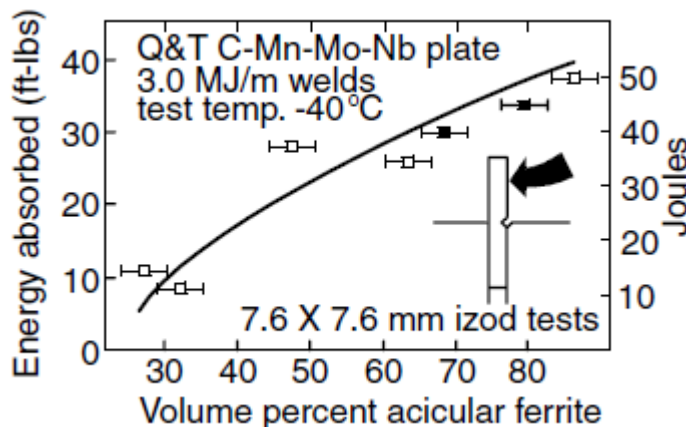
**Fig.3.8** Diamètre de grain d'austénite préalable en fonction de la teneur en oxygène de soudure métallique dans les soudures à arc submergé. Reproduit de Fleck et al.. Avec l'aimable autorisation de l'American Welding Society. [3.9]

Deuxièmement, les inclusions plus grandes, qui sont favorisés par le contenu d'oxygène plus faible en métal, peut agir en tant que sites de nucléation favorables pour la ferrite aciculaire [3.10]. La taille des inclusions appropriées semble être dans la gamme de 0,2 à 2,0  $\mu\text{m}$ , et la taille moyenne d'environ 0,4  $\mu\text{m}$  a été suggérée comme valeur optimale [3.9, 3.11]. Fox et al, suggère dans le soudage à arc submergé que le nombre d'inclusion généré est insuffisant pour la nucléation de la ferrite aciculaire si le taux d'oxygène est trop bas (<200 ppm), d'autre part beaucoup d'inclusion d'oxyde de taille de (<0.2 $\mu\text{m}$ ) peuvent être généré si le taux d'oxygène est très élevée (>300 ppm).

Ces inclusions, bien trop petit pour être efficace pour les noyaux ferrite aciculaire, de réduire la taille des grains et donc fournir une grande partie zone limite du grain pour la nucléation des joints de grains de ferrite. En tant que tel, une teneur en oxygène optimale peut être attendue pour la de la ferrite aciculaire. C'est juste comme ce que montre dans **la fig.3.6.B**.

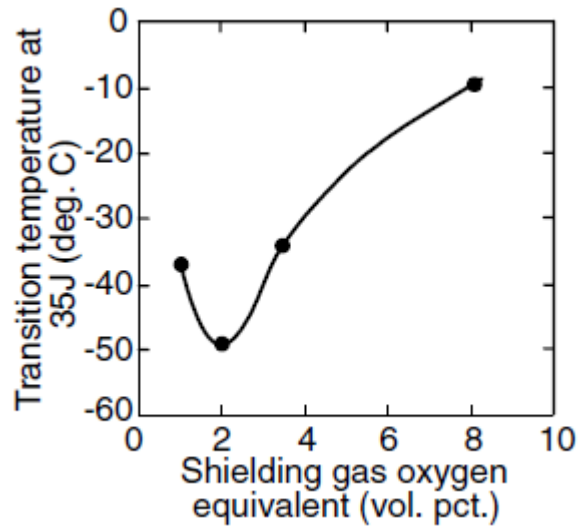
#### 4.2.5 LA TENACITE DU METAL FONDU :

La Ferrite aciculaire est souhaitable parce qu'elle améliore la ténacité du joint soudé métallique Comme le montre **la fig.3.9**, Dallam et al. Ont observé que la ténacité V Charpy du métal fondu hors dilution dans le soudage à l'arc submergé augmente avec la fraction volumique de la ferrite aciculaire dans le métal fondu. L'imbrication de la ferrite aciculaire, ainsi que sa taille de grains fins, fournit la résistance maximale à la propagation des fissures par clivage. La formation de joints de grains de ferrite, des plaques latérales en ferrite, bainite supérieure ou est préjudiciable à la ténacité du métal fondu, car ces microstructures fournir des chemins faciles de propagation des fissures. [3.9]



**Fig.3.9** Petites éprouvettes valeurs de ténacité Charpy avec entaille en V en fonction de la fraction volumique de ferrite aciculaire dans soudures à arc submergé. Reproduit de Fleck et al. [3.9] Avec l'aimable autorisation de l'American Welding Society.

Onsoien et al. Ont testé la ténacité des éprouvettes Charpy à entaille en V soudé à l'arc électrique en utilisant une absorption d'énergie de 35 J comme critère de mesure de la température de transition ductile fragile. **La fig.3.10** a montré que la ténacité maximale (température de transition minimale) se produit à une protection gazeuse d'oxygène équivalent d'environ 2% en volume. Correspond essentiellement à la quantité maximale de ferrite aciculaire dans le métal fondu, ce qui démontre clairement l'effet bénéfique de la ferrite aciculaire sur la ténacité métal fondu. [3.5]



**Fig.3.10** La ténacité d'une éprouvette Charpy à entaille en V exprimé en température de transition en fonction de la protection équivalente d'oxygène gazeux. Reproduit à partir Onsoien et al.[3.5]. Avec l'aimable autorisation de l'American Welding Society.

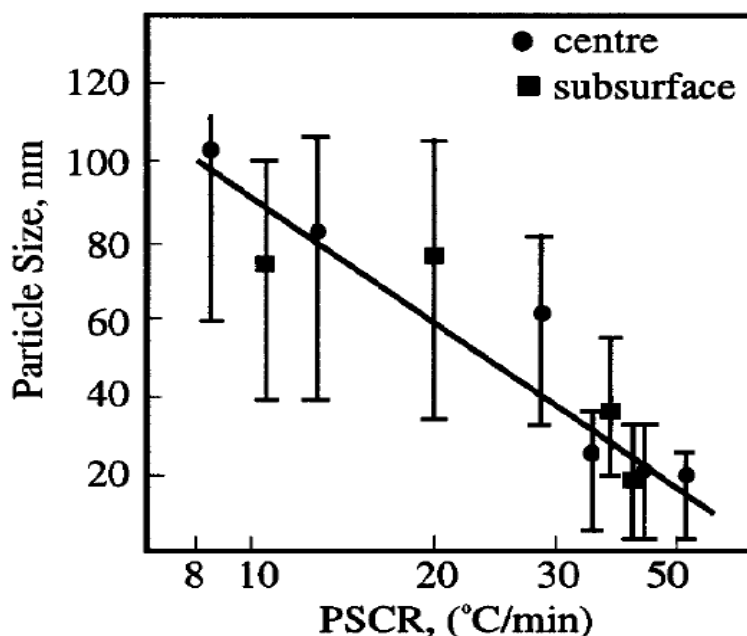
## 5. LES FACTEURS AFFECTANT LA TENACITE DE LA ZAT DANS LES ACIERS HSLA:

Les facteurs qui influent sur la ténacité de la ZAT dans les aciers HSLA sont :

### 5.1 LA TAILLE DES GRAINS DANS LA ZAT :

Les seules particules qui restent dans la solution à haute température dans la ZAT sont TiN et TiO, Comme TiO, en raison de sa très faible solubilité il est peu probable d'exposer un grossissement important lors du soudage.

Sage et al ont montré, qu'en utilisant des lingots coulés de laboratoire, que la taille de particule initiale en V-Ti-N des aciers dépend de la vitesse de refroidissement après la solidification (PSCR) lors de la coulée **Fig.3.11**. Comme le PSCR augmente de 8 à 50 ° C / min, la taille de particule réduite d'un facteur de cinq. [3.12]



**Fig.3.11** l' effet du taux de refroidissement après solidification (1147 -1110 C°) sur la taille des particules de V-Ti précipité dans des lingots comme-coulés. [3.12]

Pendant le soudage, et en particulier à des températures encore plus élevées associées à la limite de fusion, on peut s'attendre à ce que les particules se développera, dans la mesure en fonction de l'apport de chaleur et de la température. Easterling et ses collègues ont également modélisé ce comportement pour le TiN comme le montre **la fig.3.12**

Toutefois, il convient également de noter que **Gladman** à démontré que les carbonitrides complexes Nb-Ti tenue à 1200 ° C grossier plus rapidement que carbonitrides Ti **la fig.3.13**. Bien que les temps courts de soudage impliqués dans des différences ne sont pas susceptibles d'être grand, il faut garder à l'esprit que, à des températures proches de la ligne de fusion,

Les taux de grossissement sont susceptibles d'être significativement supérieure à celle indiquée dans la **fig.3.13**. En raison de leur grande stabilité, résultant de leur faible solubilité, aucun changement significatif de la taille des particules de TiO, durant le soudage. [3.12]

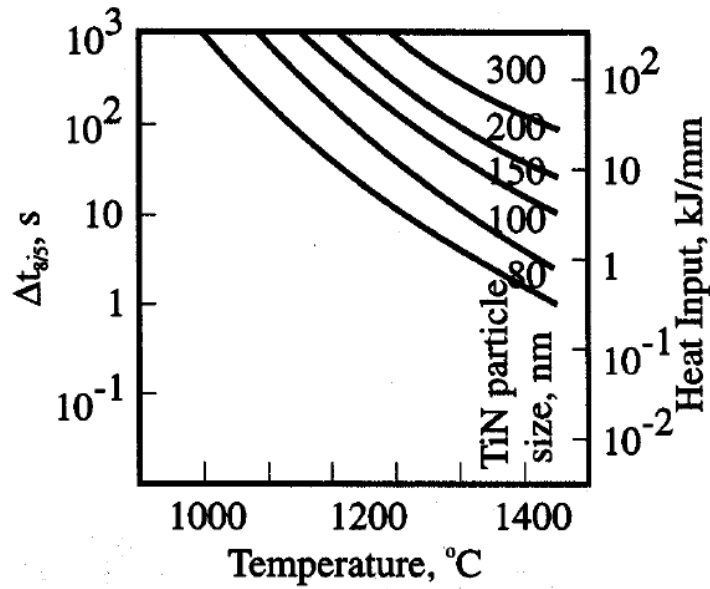


Fig.3.12 l'effet maximum de température et le taux de refroidissement sur le grossissement des particules de TiN. [3.12]

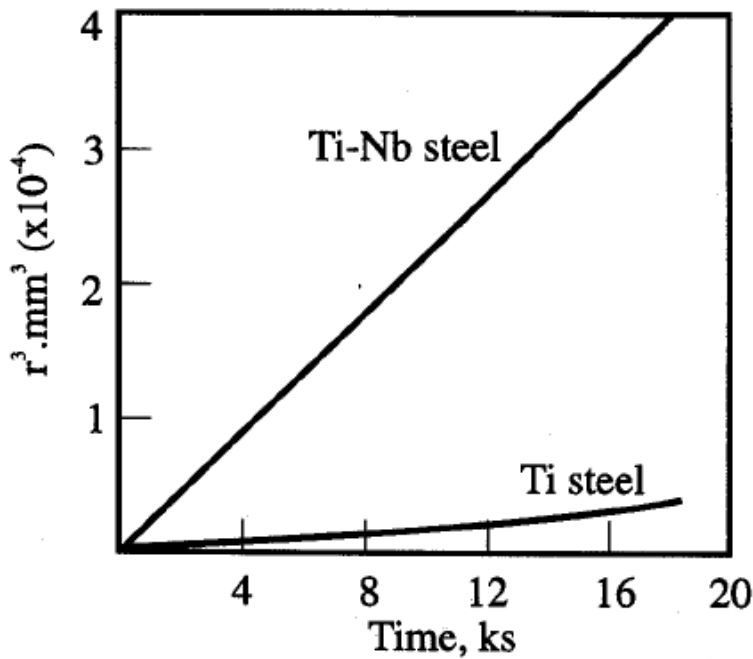
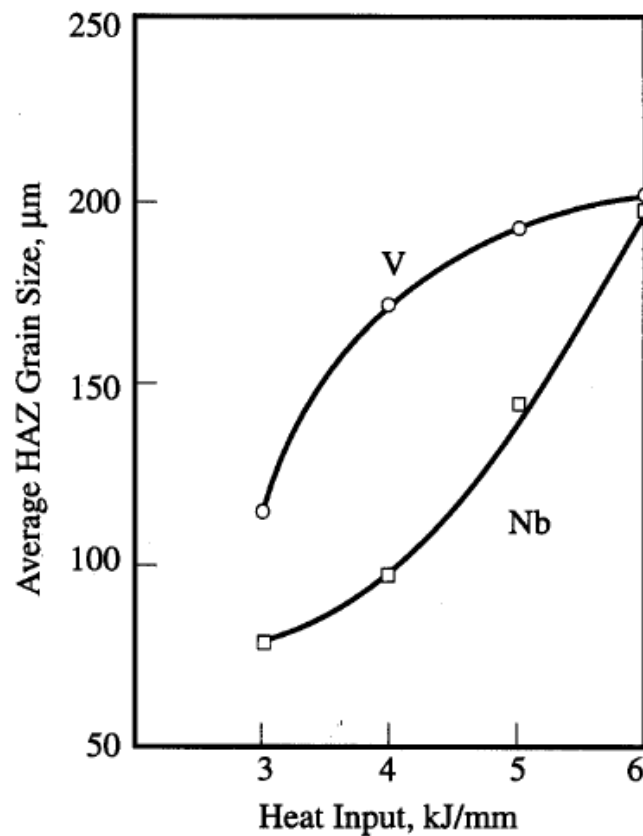


Fig.3.13 taux de grossissement des particules des carbonitrures à  $1200^{\circ}\text{C}$  [3.12]

## 5.2 LA TAILLE DES GRAINS DE L'AUSTENITE :

Dans les aciers alliés, où les ajouts de élément microalliés sont presque certainement dans une solution à la limite de fusion, il y aura des particules d'entraver la croissance des grains et, en raison de la température élevée, il est peu probable qu'il y aura des effets importants traînée de soluté. Par conséquent, on s'attendrait à ce qu'une taille de grain relativement grossière d'austénite se développera et que, comme les augmentations d'apport de chaleur, le temps à la température maximale augmente et la vitesse de refroidissement diminue, donc la taille maximale des grains augmentant. **la fig.3.14**, tirée de l'ouvrage de **Lau et al**, illustre cela pour un acier au vanadium et de niobium. [3.12]



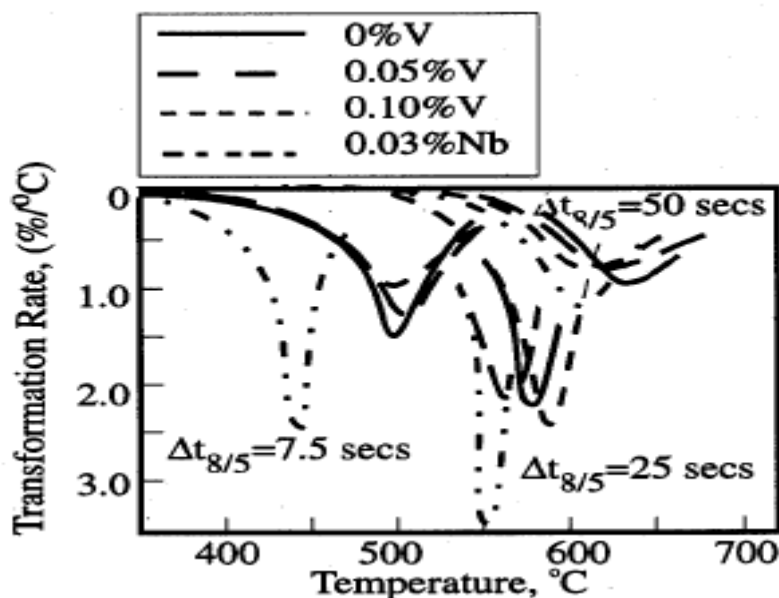
**Fig.3.14** l'effet des microalliages et l'apport de chaleur sur la taille de grain dans la zone de fusion [3.12]



### 5.3 LA TRANSFORMATION :

**Crowther** a utilisé un acier de 0,13% C 1,45%-Mn pour examiner les effets de vanadium et le niobium sur les températures de transformation de simulation de ZAT, à T 1350°C, à de taille des grains d'austénite raisonnablement constant, généralement de 110 à 130  $\mu\text{m}$ . Il a démontré que jusqu'à 0,1% de vanadium à eu peu d'effet sur la température de transformations sur une plage de vitesses de refroidissement typiques de celles qu'on trouve dans la soudure, c'est à dire,  $\Delta t_{8/5} = 5\text{-}250$  secondes.

En plus d'avoir une compréhension de températures de transformation, il est tout aussi important d'acquérir une compréhension de la vitesse à laquelle la transformation se déroule comme cela, dans une certaine mesure, déterminer le nombre et la taille des unités transformées microstructurales. **Crowther** a déterminé l'effet de vanadium et de niobium sur les taux de transformation pour des différents temps de refroidissement entre 800 et 500°C. Les données fournies par **Zajac et al** peuvent également être analysées afin de fournir des informations similaires, comme le montre la **fig.III.15 a et b**. Comme le temps de refroidissement diminue, la gamme de températures dans laquelle la transformation se produit est poussée à des températures basses. L'acier de niobium de la **fig.III.15.a** présente la crête d'une vitesse de transformation à des températures autour de 50°C inférieures à celles de l'extrémité des aciers C-Mn et C-Mn-V, et son taux de transformation de crête est toujours plus grande que celles de la limite des aciers C-Mn et C-Mn-V. L'affinage de la taille de grain austénitique augmente l'intervalle de température sur lesquelles se produit la transformation et réduit le taux de pic de la transformation **fig.III.15.b**. Plus la température diminue et plus le taux de transformation augmente, plus est probablement la formation de produits aciculaires qui traversent complètes les grains d'austénite. [3.12]



**Fig.3.15.a** : l'effet de Vanadium et niobium sur le taux de transformation de l'austénite vers la décomposition de la ferrite à trois différents temps de refroidissement entre 500 C° et 800 C° [3.12]

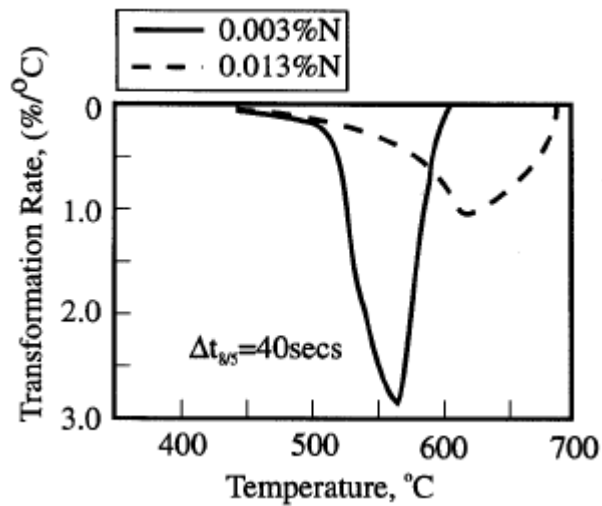
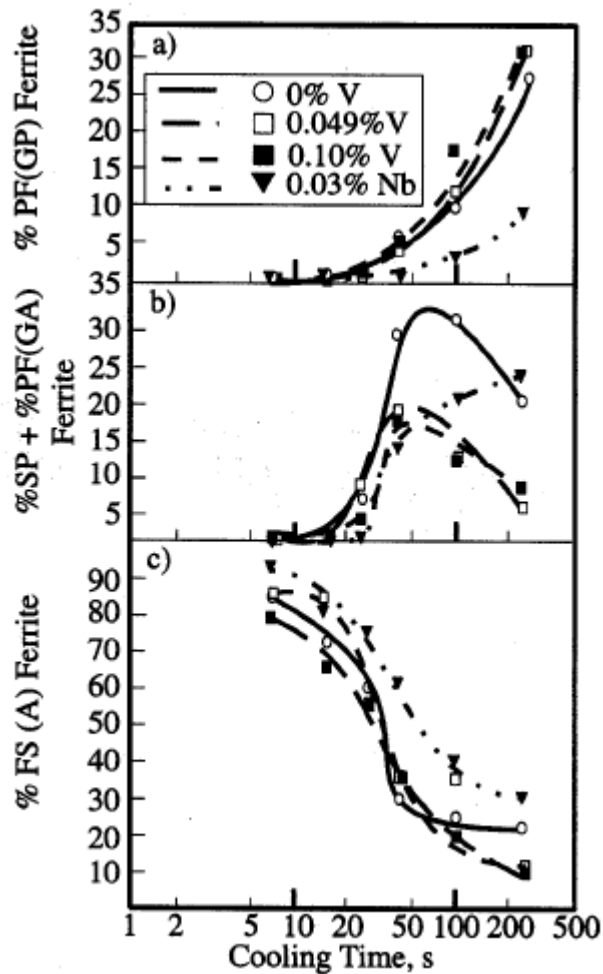


Fig.3.15.b : l'effet du niveau de l'azote sur le taux de transformation dans l'acier de Ti-0.08% V-N [3.12]

#### 5.4 LA MICROSTRUCTURE :

Le microalliage différent entraîné des différences microstructurales qui peuvent être reconnues indépendamment de ce qu'ils sont appelés.

Dans le cas de la ZAT des aciers C-Mn, C-Mn-V, C-Mn-Nb, la réduction de taux de refroidissement, résulte de l'augmentation de la fraction volumique des alliages à bas transformations. **La fig.3.16.** [3.12]



**Fig.III.16** : l'effet des microalliages et le temps de refroidissement (800-500C°)  
Sur une microstructure d'un joint de soudure simulé de 0.13% C- 1.4% Mn.[3.12]

- a) Joint de grain de ferrite polygonale.
- b) Plaque latérale des joints de grains de ferrite allotriomorphe.
- c) Ferrite avec une deuxième phase aligné

## 6. LA TENACITE DE LA ZAT :

Au départ, il a été noté que l'un des principaux avantages tirés de l'utilisation d'éléments microalliage était une amélioration de la ténacité de la ZAT, découlant de la réduction de la teneur en carbone (ou CEV).

Les premières observations ont été basées sur l'utilisation de spécimens CVN entaille et restent correctes dans les aciers modernes. Toutefois, lorsque les tests CTOD, les encoches qui peut être critique sont effectuées dans les régions les plus sensibles de la microstructure de la ZAT, il semble y avoir une limite sur l'amélioration de la ténacité ZAT qui peut être obtenue en diminuant la teneur en carbone.

**Terasaki et al** indiquent que cette limite peut être à un CEV de l'ordre de 0,28 **fig.III.17**. Heureusement, ce niveau est à ou au-delà, de CEV minimale susceptible d'être rencontrée dans la plupart des aciers HLE modernes.

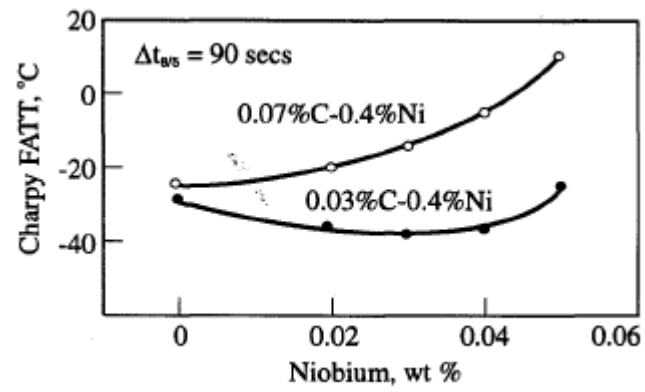


Fig.3.17 : L'influence de la teneur en niobium sur valeurs de Charpy d'un acier contient de Nickel avec des teneurs en carbone différentes.

## CHAPITRE 4 : TECHNIQUES EXPERIMENTALES

### 1. Identification du matériau par analyse chimique:

Dans cette étude la qualité des pipelines API grade X70 a été fabriquée sous une conception d'alliage optimal et des conditions de le laminage basées sur les résultats des recherches précédentes. Dans cette étude l'effet de la microstructure sur l'énergie absorbé et la température de transition ont été étudiés.

Le matériau utilisé dans cette étude est l'acier API 5L X70 soudé hélicoïdal avec le procédé à l'arc submergé selon la norme API 5L 44<sup>ème</sup> Edition, fourni par l'entreprise **GRTG CENRE (Gestionnaire du Réseau et Transport du Gaz) FILIALE DE SONALGAZ**, utilisé dans le transport des gazoducs des grandes lignes depuis le sud d'Algérie jusqu'a les postes de détente.

Le pipe a été fourni dans la configuration suivante :

<b>Nuance</b>	API 5L GRADE X70
<b>Processus de fabrication</b>	EWB (Electrical Welded Pipe)
<b>Diamètre</b>	28''
<b>Epaisseur</b>	12.7 mm

**Tableau. 4.1** : Caractéristique du pipe X70



**Fig .4.1:** EWP Pipe API 5L X70

Il s'agit d'abord de vérifier la conformité aux normes de l'acier choisi, pour cela la composition chimique de l'acier a été identifier par un spectromètre à rayon X au niveau de **Centre de Recherche et Développement Electricité et Gaz (CREDEG)**, et la composition chimique trouvé à été comparé par le certificat de conformité fourni par **GRTG**.

Selon API 5L, La somme de columbium [niobium], le vanadium, le titane et le contenu ne doit pas dépasser 0,15%. [4.1]

## **2. PROCEDE DE SOUDAGE :**

L'opération de soudage à été réalisé à l'atelier de GRTG – Centre avec le procédé SMAW, le métal d'apport doit avoir une composition chimique aussi proche de celui du métal de base pour assurer la continuité métallique, le choix de métal d'apport se porte conformément à la recommandation de la spécification **AWS A5.5**.

### 2.1 MODE OPERATOIRE DE SOUDAGE MODS :

La préparation de la pièce à souder et les paramètres de soudage doivent être pris en considération avant l'opération de soudage. La préparation d'une fiche technique appelée Spécification de Soudage WPS contenant tout les informations de l'opération de soudage est nécessaire, pour voir les paramètres choisi de soudages voir WPS en **Annexe II**.

### 2.2 L'OPERATION DE SOUDAGE :

L'opération de soudage a été commencée après que tous les paramètres de soudage ont été fixés (Tension, Ampérage, etc.....) par rapport au métal d'apport choisi.

## **3. CONTROLE NON DESTRUCTIF PAR RADIOGRAPHIE $\gamma$ :**

C'est un essai non destructif qui permet de mettre en évidence des hétérogénéités dans les pièces étudiées par absorption différentielle de rayon  $\gamma$  qui impressionnent une émulsion photographique. Après la traversée de la pièce soumise à l'examen, le faisceau de rayonnement, atténué, forme à la surface du film des zones où les débits d'exposition présentent différentes valeurs. L'ensemble de ces zones constitue l'image radiante. L'image obtenue sur le film après développement est la reproduction en négatif de l'image radiante : les régions les plus sombres correspondent aux parties du faisceau qui ont été le moins atténuées.

### 3.1 PRINCIPE ET APPAREILLAGE :

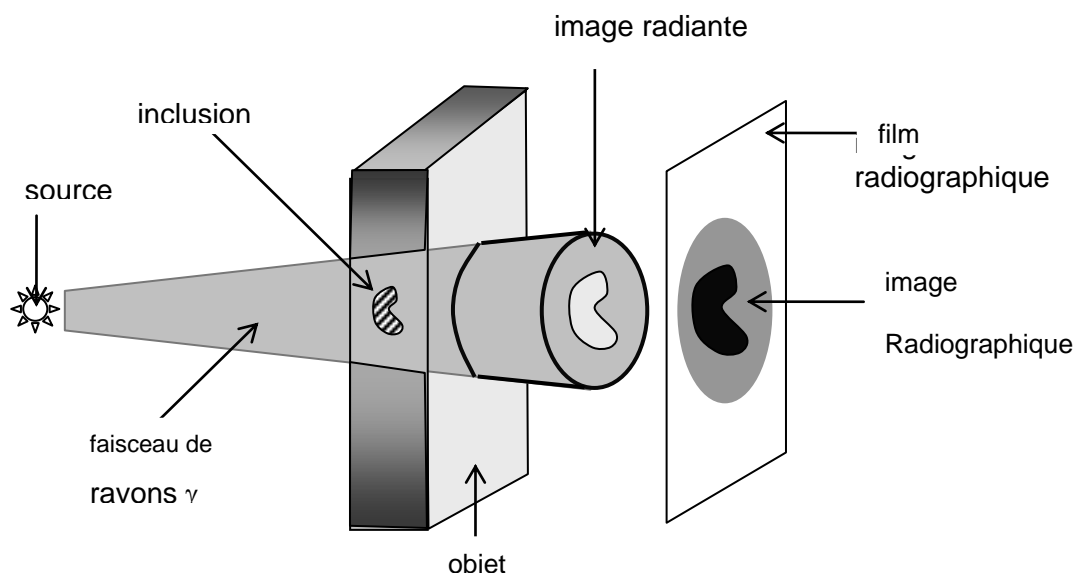
L'objet à examiner est placé entre une source de rayonnement et une émulsion photographique (Le film radiographique). Le noircissement du film dépendant de la quantité de rayonnement ou dose reçue, on obtient un cliché qui est l'ombre de l'objet (les variations de teinte correspondent aux variations d'absorption). Ces rayons se propageant en ligne droite, la formation des ombres est identique à celle observée avec les rayons lumineux **figure 23**.

### 3.2 L'ACTIVITE DE LA SOURCE RADIOACTIVE :

L'activité d'une source radioactive représente le nombre de désintégration d'atomes par unité de temps, l'unité usuelle est le Curie (Ci). La source utilisée doit avoir une activité suffisante pour réaliser des radiographies dont des temps industriellement acceptables. Le rayonnement d'énergie doit être adapté à la nature et épaisseur de notre matériau **API 5L X70 Ep. = 12.7mm**.

### 3.3 LA FORMATION DE L'IMAGE SUR LE FILM RADIOGRAPHIQUE:

Au moment de l'exposition aux rayons  $\gamma$ , environ 1% des photons et des électrons arrachés aux écrans renforçateurs (par effet photoélectrique et Compton) traversant les couches sensibles (cristaux de bromure d'argent) produisent des réactions chimiques qui inscrivent sur le film une image latente (présente mais invisible). La plus grande partie du rayonnement traverse le film sans interagir avec lui : la longueur du temps de pose s'explique par ce mauvais rendement, chimique est d'autant plus importante que le rayonnement est plus intense et que la durée d'exposition est plus grande. Le film est donc sensible à la quantité totale d'énergie reçue le débit d'exposition et le temps de pose jouent le même rôle. **Fig.IV.2**



**Fig. 4.2 :** Principe de la méthode

### 3.4 EQUIPEMENT DE VISUALISATION DES RADIOGRAMMES :

Le matériel utilisé pour visualiser les films radiographique est un négatoscope de type **WilnoLED-Universal** de caractéristique électrique : 100-240V à 50-60Hz, 150 VA.

## **4. CARACTERISATION MACROSTRUCTURALE ET MICROSTRUCTURALE :**

### 4.1 CARACTERISATION MACROSTRUCTURALE :

La caractérisation macrostructurale est faite selon la norme **EN 1321**, l'examen macrostructurale est fait à l'œil nu ou sous faible grossissement de l'éprouvette attaqué.

#### 4.1.1 PRINCIPE :

L'examen macroscopique est utilisé pour mettre en évidence les caractéristiques macroscopiques de l'assemblage soudé, il est habituellement effectué sur coupes transversales. L'examen est effectué par observation visuelle de la surface préparée, après l'attaque métallographique.

#### 4.1.2 PREPARATION DE L'ÉPROUVETTE ET BUT DE L'EXAMEN :

Les examens macroscopiques doit permettre de révéler les défauts tels que ; fissure, arrachement lamellaire, cavités, inclusion, ZAT, passe et sous couches, effet mécanique ou thermique dans le Métal fondu, la ZAT, MB.

L'examen est généralement effectué sur des éprouvettes orientées perpendiculairement à l'axe de la soudure (coupes transversales) et comprenant le cordon de soudure et les zones thermiquement affectées situées de part et d'autre de la soudure.

L'éprouvette est préparée par coupage et polissage, avec attaque. La surface d'examen ne doit pas être altérée par cette préparation.



## 4.2 CARACTERISATION MICROSTRUCTURALE :

La caractérisation microstructurale est destinée à mettre en évidence les diverses phases existantes ainsi que leurs taux de présence dans la soudure. Le but principal est de faire une jonction qualitatif-quantitatif.

### 4.2.1 PREPARATION :

#### 4.2.1.1 PREPARATION DE L'ECHANTILLON :

L'échantillon de joint soudé du tube a été coupé à l'aide d'une scie mécanique avec Refroidissement à l'eau pour éviter le changement microstructurale.

Le polissage est subdivisé en deux étapes :

- Polissage grossier : qui s'effectue avec du papier abrasif en forme de disque collé sur une polisseuse : les granulométries que l'on utilise sont croissantes : 100, 400, 600, 800 et 1200.

A chaque changement du papier, le sens d'orientation des éprouvettes change de 90°, ce qui a pour effet d'éliminer les stries et les raies laissées par le disque précédent.

- Polissage de finition : qui s'effectue avec un feutre naturel monté sur une polisseuse, on utilise l'alumine comme un liquide de refroidissement pour diminuer les raiures sur l'état de surface.

Le polissage a été fait au laboratoire de métallurgie et essais mécaniques au niveau de CSC – Chéraga.

#### 4.2.1.2 L'ATTAQUE CHIMIQUE :

Nous avons utilisé la solution alcoolique nitrique (le Nital) de : 10 ml d'acide nitrique, dans 100 ml de l'alcool méthanol absolu très pur, d'une durée d'attaque de 5s à 10s à température ambiante. L'éprouvette est émergée dans le bain d'attaque à l'aide d'une pince de manipulation en inox ou bien le réactif est déposé sur la surface de l'éprouvette avec une tige avec un embout en coton. La neutralisation est faite avec de l'eau du robinet.

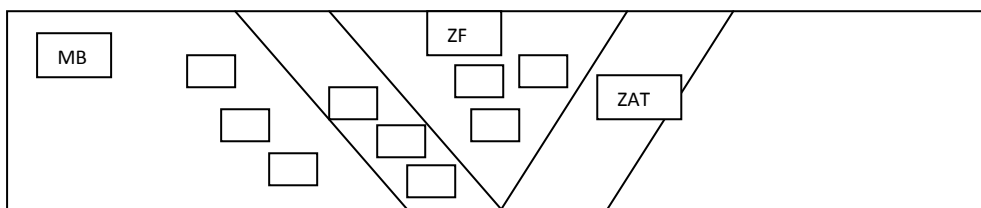
### 4.2.2 MICROSCOPE OPTIQUE :

L'observation a été réalisée au CSC à l'aide d'un microscope optique type **ZEISS AxioPlan** muni d'une caméra numérique avec logiciel (**AXIO Cam MRc**), ce qui facilite la sauvegarde et le traitement des microstructures obtenus.

#### 4.2.2.1 TRAITEMENT D'ANALYSE D'IMAGE :

Cette technique permet de tirer profit des micrographies obtenues par microscopie optique d'une manière quantitative. L'utilisation des logiciels de traitement d'image **IMAGE J** permet mesurer quantitativement les fractions volumiques des phases et la taille de grain des phases en présence. Pour cela, on utilise des attaques métallographiques appropriées permettant une dissolution sélective et une coloration inégale des phases et des précipités.

Pour cela nous avons prélevé aléatoirement 05 micrographies de chaque zone, comme illustré sur **la figure 4.3**



**Fig. 4.3 :** Schéma illustratif du prélèvement des images destinées à l'analyse par traitement d'images

La mesure de la taille de grain de ferrite est donnée par la relation suivante :

$$T_m = \frac{L \lambda 1000}{n \times G} \times X_v$$

Avec :

- $T_m$  : Taille moyenne de grain.
- $G$  est le grossissement. Pour ces 2 cas :  
 $G = 500$ . Pour le métal de base  
 $G = 200$  Pour la zone fondue
- La structure est soit : monophasée  $X_v = 1$  ou Biphasée :  $X_v = 2$
- $L$  : segment passe par un nombre maximum de grain.

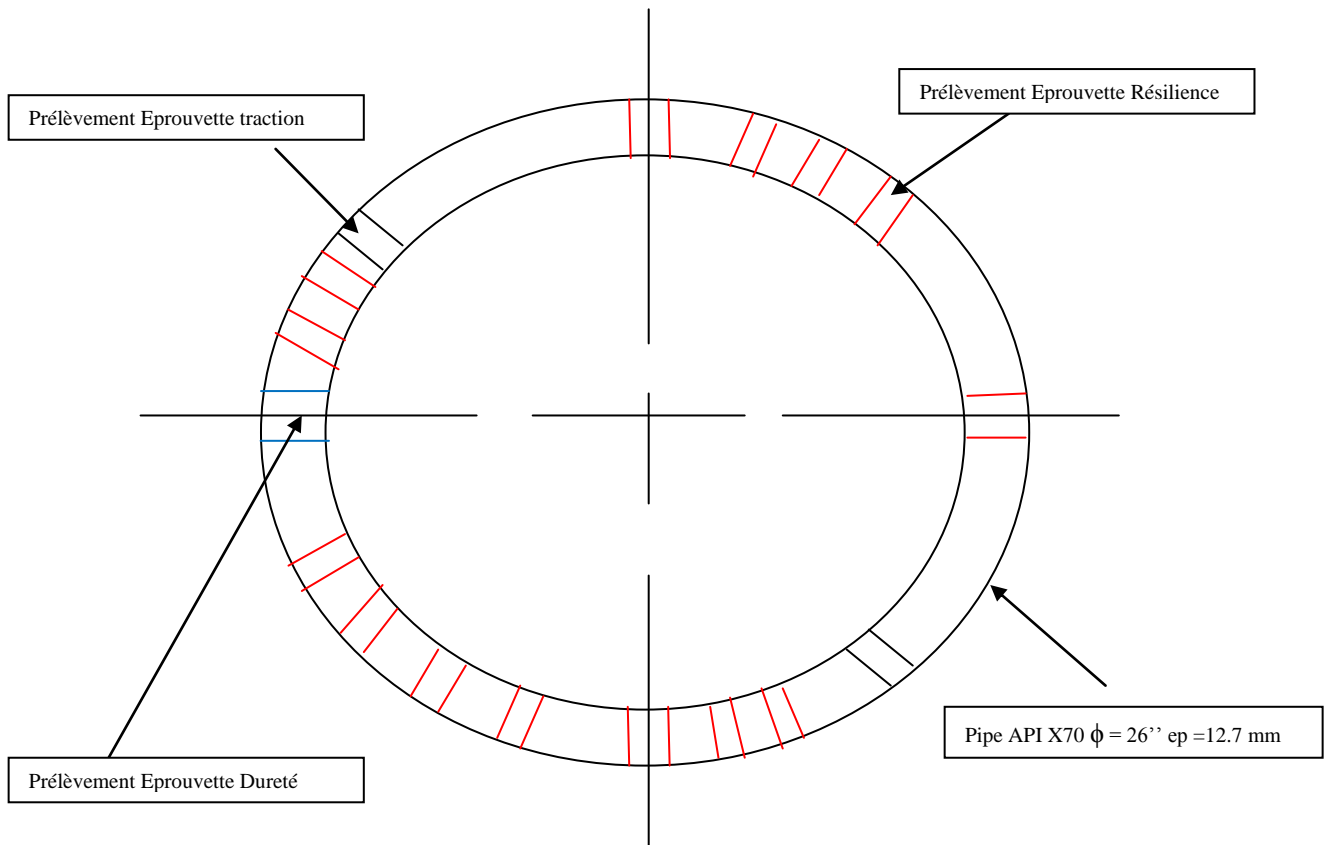
## 5 CARACTERISATION MECANIQUE :

Les différents tests mécaniques décrits ici sont utilisés pour déterminer les propriétés requises des assemblages du point de vue des caractéristiques mécaniques et la vérification que les conditions de soudage mises en œuvre ne mettent pas en cause la résistance globale de l'ensemble. Les variations dans les méthodes d'essai doivent être évitées, et les méthodes standard de test doivent être suivies pour obtenir des résultats reproductibles et comparables.

Les différents essais : traction, pliage, dureté Vickers, résilience, sont conduits dans le respect des procédures opératoires prévues par le code **API 1104 et ASTM 370**.

### 5.1 PLAN DE COUPE DES EPROUVETTES :

La configuration des éprouvettes pour les différents essais est comme mentionné sur **la figure. IV.4**



**Fig. 4.4:** Plan de coupe des éprouvettes pour les essais mécanique

### 5.2 ESSAIS DE TRACTION :

Le test de traction a un rapport avec les essais mécaniques des produits sidérurgiques soumet un échantillon usiné ou à une section pleine de la matière en cours d'examen à mesurer une charge suffisante pour provoquer la rupture. La courbe de traction est dit conventionnelle lorsque l'on rapporte respectivement les mesures de résistance unitaire et allongement unitaire aux valeurs initiales  $S_0$  et  $L_0$  de l'éprouvette. L'essai de traction a pour but de déterminer la résistance à la rupture du cordon de soudure. Pour cela, des éprouvettes de traction sont prélevées comme la montre **la fig.4.5** L'essai de traction permet donc de déterminer les différents paramètres qui caractérisent la résistance mécanique en appliquant une charge croissante aux deux extrémités de l'éprouvette et selon son axe longitudinal.

### 5.2.1 DIMENSION DE L'ÉPROUVETTE DE TRACTION :

Les spécimens d'essais de traction (**Fig. IV.5**) doit être d'environ 9 po (230 mm) de long et d'environ 1 po (25.4 mm) de large. Ils peuvent être taillés à la machine ou couper l'oxygène. Aucune autre préparation n'est nécessaire que si les flancs sont entaillés ou ne sont pas parallèles. Si nécessaire, les échantillons doivent être usinés de manière à ce que les côtés soient lisses et parallèles.

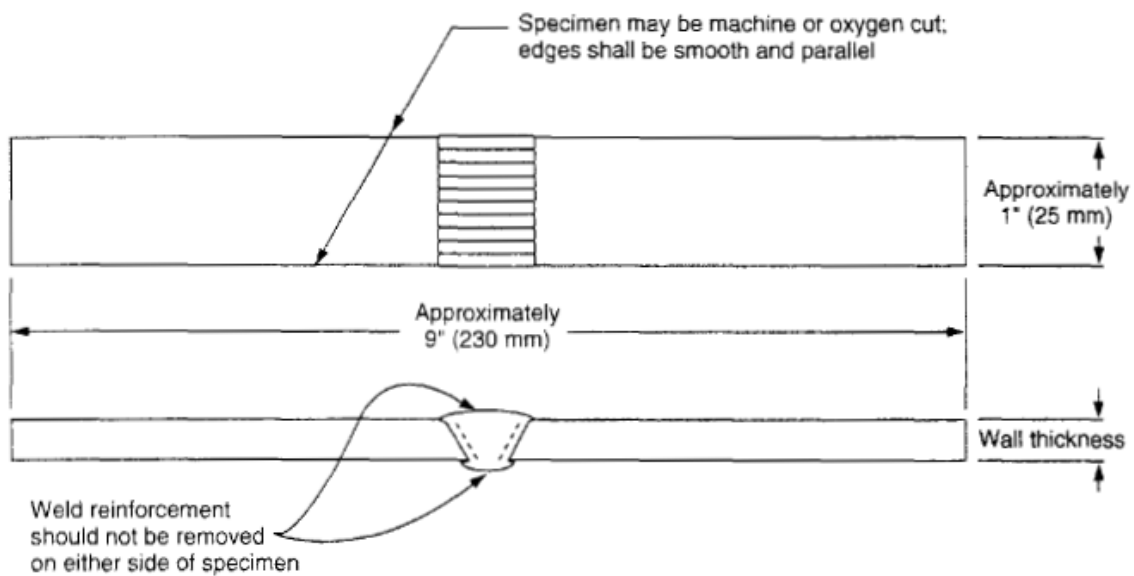


Fig. 4.5: Epreuve de traction Selon API 1104

La préparation des éprouvettes a été faite à l'atelier de **CSC EXP Chéraga**.

### 5.3 ESSAI DURETE VICKERS (HV10) :

L'essai de dureté est d'une grande utilité pour notre étude à cause de son simplicité et son caractère peu destructif.

La dureté caractérise la résistance à la déformation et les valeurs obtenus permettant certains classements, la dureté consiste à enfoncer un pénétrateur dans le métal à essayer un pénétrateur en forme pyramide droite à base carrée d'angle au sommet  $136^\circ$  sous une charge  $F$ . après enlèvement de la charge, on obtient la valeur  $d$  en effectuant la moyenne des deux diagonales  $d_1$  et  $d_2$ .

L'essai est exécuté au CREDEG par l'instrument **Wilson Instruments Tukon 2100B (fig.4.6)**

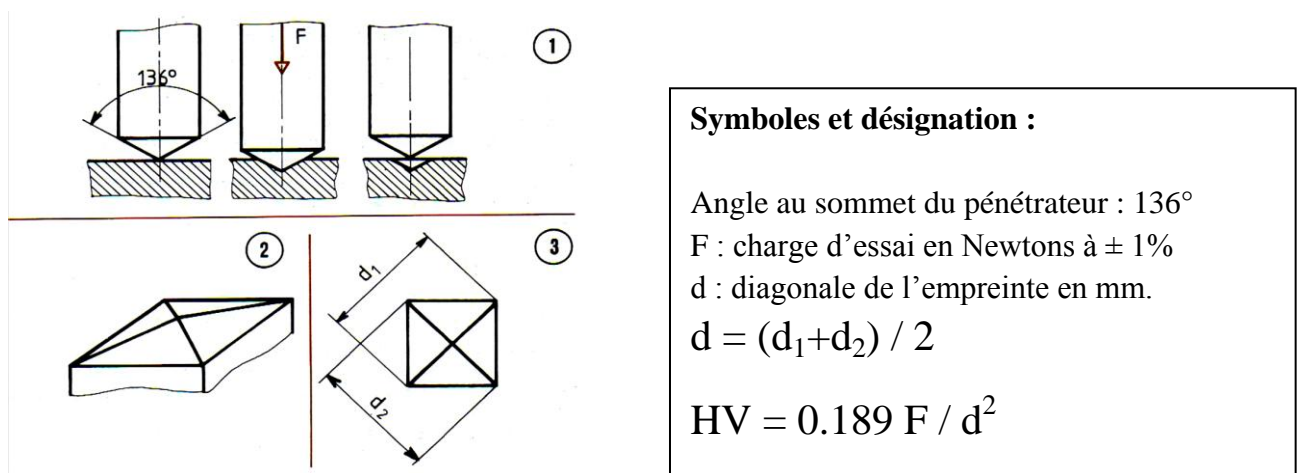


Fig. 4.6 : Principe de calcul de dureté

#### 5.3.1 CONDITION D'ESSAI :

Les conditions à lesquelles l'essai est exécuté selon **NF EN ISO 6507-1** sont :

- l'essai est normalement effectué à température ambiante.
- La charge est appliquée progressivement sans chocs ni vibration, et maintenue à sa valeur finale pendant 10 à 15 seconde
- La surface doit être préparée pour éviter toute altération
- Le 1<sup>er</sup> profil est choisit au coté intérieur de l'éprouvette c.-à-d. passant par la passe de racine **fig. 4.7.**
- Le 2<sup>ème</sup> profil est choisit au milieu de l'éprouvette c.-à-d. passant par la passe de beurrage **fig. 4.7.**
- Le 3<sup>ème</sup> profil est choisit au coté supérieur de l'éprouvette c.-à-d. passant par la passe de finition **fig. 4.7.**
- Le 4<sup>ème</sup> profil est choisi dans l'axe vertical de la zone fondu **fig. 4.8.**

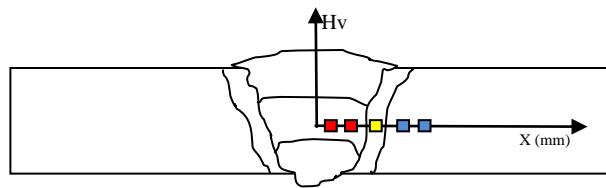


Fig. 4.7: Profil de dureté Horizontale

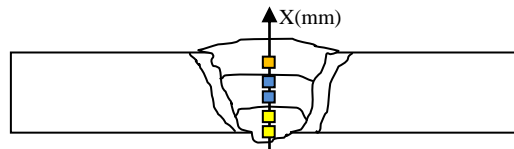


Fig. 4.8: Profil de dureté vertical

#### 5.4 DETERMINATION DE DOMAINE DE TRANSITION DUCTILE-FRAGILE PAR ESSAI DE RESILIENCE :

La connaissance des caractéristiques mécaniques déduites de l'essai de traction peut être insuffisante, puisque des ruptures peuvent être obtenues en dessous de la limite élastique dans les conditions particulières qui rendent le métal fragile. Les facteurs fragilisant sont :

- la triaxialité des contraintes : pour provoquer cette concentration de contraintes sous une sollicitation simple, on introduit une entaille dans l'éprouvette.
- l'abaissement de la température.
- l'augmentation de la vitesse de déformation.
- l'augmentation de la dimension de la pièce.

Un des moyens le plus classique pour caractériser la fragilisation d'un matériau est fourni par l'essai de résilience sur éprouvette entaille, comme c'est décrit dans **ASTM A370 et NF EN 10045**.

En mesurant l'énergie de rupture en fonction de la température, nous avons tracé une courbe de résilience mettant en évidence le changement du comportement de la rupture d'un comportement purement ductile à un comportement purement fragile. Une zone de transition ductile-fragile est bien remarquée sur cette courbe.

#### 5.4.1 ESSAI CHARPY V :

L'essai de Charpy en V, nous donne la possibilité d'étudier l'évolution de l'énergie de rupture en fonction de la variation de la température de façon à déterminer la température de transition ductile-fragile. Il nous permet par la même occasion d'apprécier les faciès de rupture.

#### 5.4.2 PRINCIPE DE L'ESSAI :

L'essai consiste à rompre d'un seul coup de mouton pendule Charpy, une éprouvette entaillée en son milieu et reposant sur deux appuis. On libère le pendule qui dans sa chute provoque la rupture de l'échantillon, ensuite le pendule poursuit sa course et remonte jusqu'à une certaine hauteur. En mesurant la différence de hauteur, on peut apprécier, avec assez de précision l'énergie absorbée par l'éprouvette pour obtenir la rupture. L'énergie de rupture est mesurée en joule, cette énergie absorbée est une mesure de la résistance au choc du matériau.

Les essais de résilience à différentes température ont été réalisés en utilisant une machine d'essai Charpy V de type **INSTRON WOLPERT** au niveau du laboratoire des essais mécaniques de **CREDEG**. Cette machine à une capacité de 300J et une gamme de températures d'essai allant de +25 C° à -150C°.

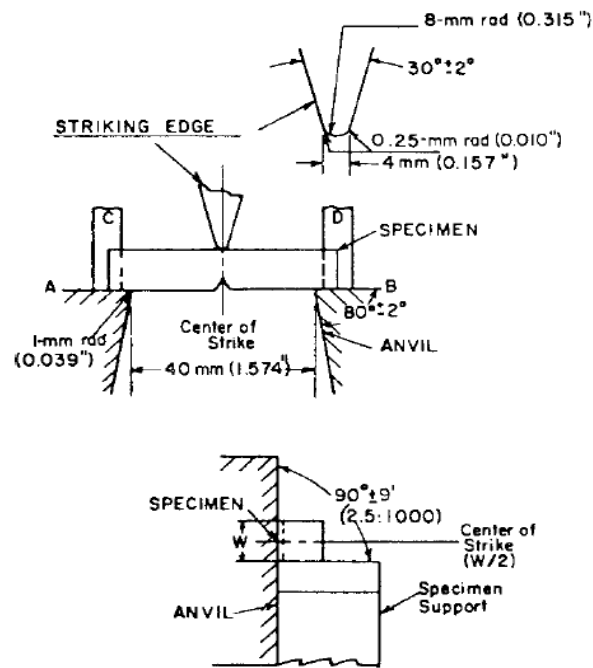
#### 5.4.3 SPECIMEN ET NOMBRE DE L'EPROUVETTE :

Les éprouvettes ont été préparées selon ASTM A370, le prélèvement des éprouvettes doit être de même prélèvement de l'éprouvette de traction et l'orientation longitudinale est perpendiculaire à l'encoche de la surface principale du produit en cours de test.

Pour la détermination d'une température de transition, huit à douze spécimens sont généralement nécessaires. Pour notre étude nous avons tracé la courbe de transition pour neuf 09 intervalle de température

#### 5.4.4 TYPE ET DIMENSION DES EPROUVETTES :

Les éprouvettes ont été préparées comme mentionné dans la **fig.4.9** L'entaille mécanique est localisée dans la ZAT (siège de changements structuraux) afin d'étudier son comportement à la rupture ductile-fragile.**fig.4.10**



All dimensional tolerances shall be  $\pm 0.05$  mm (0.002 in.) unless otherwise specified.

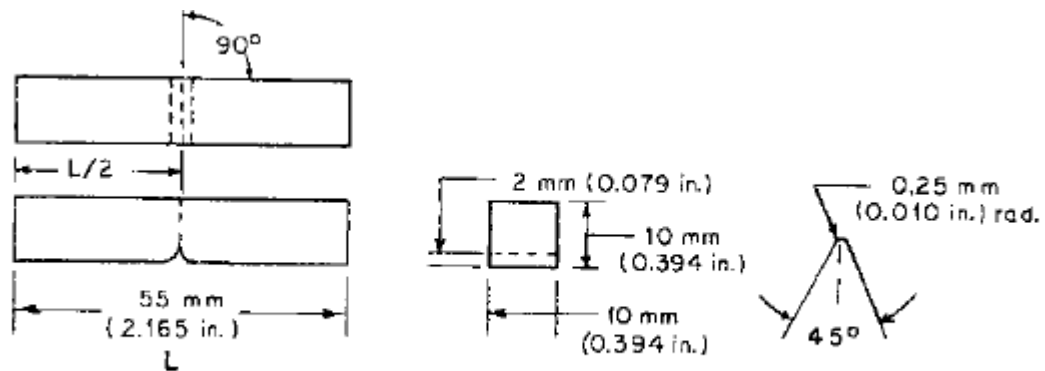


Fig. 4.9 : Montage et dimension de l'éprouvette de résilience selon ASTM A370

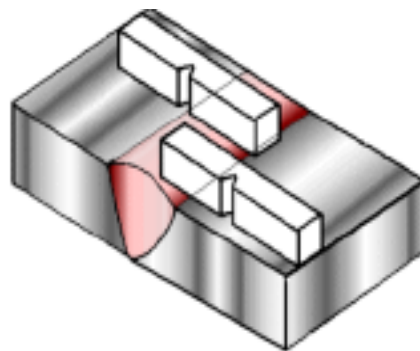


Fig.4.10 : localisation de l'entaille mécanique dans le joint soudé.



#### 5.4.5 METHODES DE DETERMINATION DE LA TRANSITION DUCTILE-FRAGILE :

L'essai Charpy développé dans les années 1900 pour les aciers de construction permet de quantifier la transition ductile fragile, il est très facile d'emploi donc très utilisé et a fait l'objet d'une normalisation internationale (EN 10045, AFNOR 03 161, ASTM E23) [4.2].

La résilience est l'énergie de rupture ramenée ou non à la section sous entaille de l'éprouvette, elle s'exprime donc en **joules [J] ou joule par centimètre carré [J/cm<sup>2</sup>]**. Les notations précises pour cette résilience sont :

1- KV pour la résilience sur éprouvette ISO à entaille en V en joule.

2- KCV pour la résilience sur éprouvette ISO à entaille en V en joule par centimètre carré [4.3].

La résilience permet de déterminer sans ambiguïté la température de transition ductile fragile selon diverses méthodes (**fig. IV.11**):

La TTDF qui correspond à un niveau d'énergie absorbée (**W**) assez faible (généralement 28j) **.(fig. IV.11)** [4.4].

La TTDF qui correspond à l'énergie moyenne absorbée (**énergie ductile + énergie fragile**) / 2) **.(fig. IV.11)** [4.4].

La transition pour une énergie absorbée arbitrairement fixée à 65 joules (Tk= 65j) [4.2].

La température de transition à 50% de cristallinité, TK50. La cristallinité est définie par le faciès de la surface de rupture :

- ce faciès est dit « à grain » ou « cristallin » (plage brillante) dans la zone de rupture fragile où l'énergie de rupture est très faible ;
- ce faciès est dit « à nerfs » (plage mates) dans le domaine ductile où l'énergie de rupture est élevée ;
- ce faciès est mixte dans la zone de transition.

Le degré de cristallinité est le rapport entre la surface « à grain » sur la surface totale de la rupture.

Cet indice vaut 100 dans le domaine fragile, et 0 dans le domaine ductile.**(fig. 4.11)** [4.5].

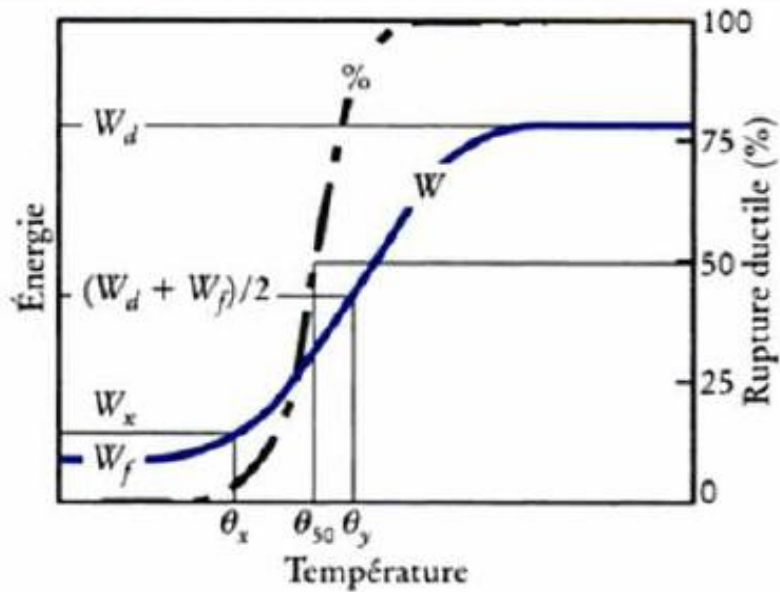


Fig. 4.11 : Différentes méthodes de détermination de la TTDF [4.4].

### 5.5 LA MESURE DES POURCENTAGES DES SURFACES DE RUPTURE :

Il y'a plusieurs méthode de quantifier le pourcentage de surface de rupture qui sont :

-Méthode 1 : Mesurer la longueur et la largeur de la partie fragile de la surface de rupture, comme le montre la **Fig. 4.12** et déterminer la zone de cisaillement pour cent, selon le tableau des unités de mesure dans **ASTM A370 Voir Annexe IV**.

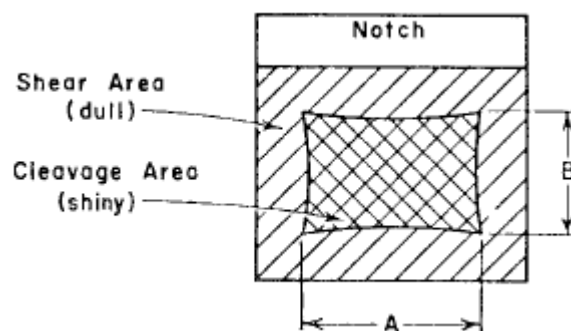
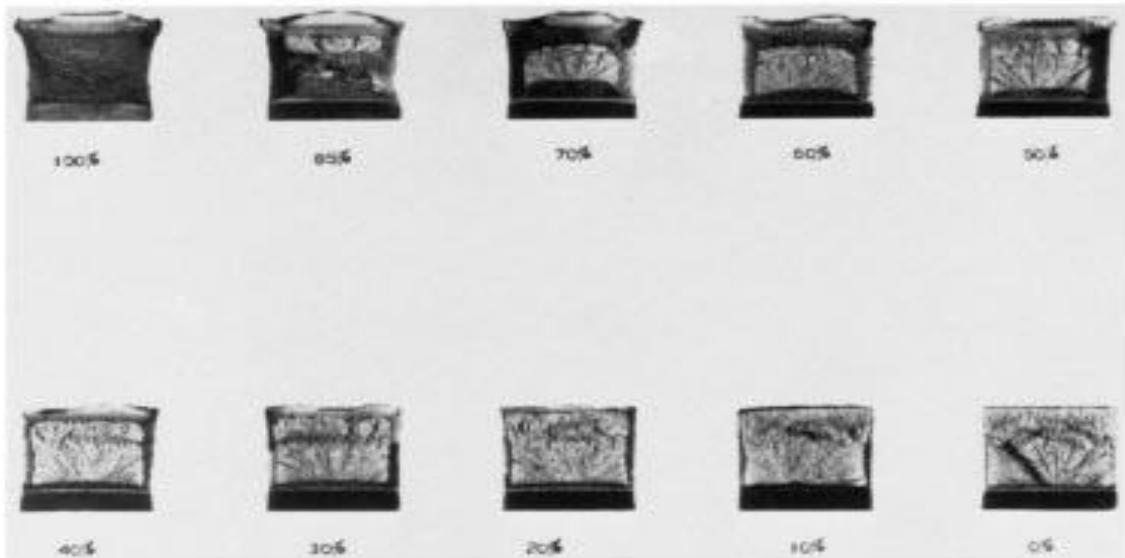


Fig. 4.12: Détermination de la rupture au cisaillement pour cent

- Méthode II : Comparez l'apparence des facies de rupture de l'éprouvette avec un tableau apparition de fracture, comme indiqué dans la **Fig.4.13**.



**Fig.4.13:** Fracture Appearance Charts and Percent Shear Fracture Comparator

- Méthode III : Agrandir la surface de rupture et de le comparer à un tableau de recouvrement pré-calibré ou de mesurer le pourcentage de la zone de fracture de cisaillement à l'aide d'un planimètre.
- Méthode IV : Déterminer les valeurs individuelles apparition de fractures à la rupture par cisaillement le plus proche de 5% et d'enregistrer la valeur.

Pour notre étude la méthode I a été choisie pour la mesure

## **6. ANALYSE DES FACIES DE RUPTURE PAR MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE :**

Le Microscope électronique à balayage utilisé en métallographie est un outil très communément répandu pour la caractérisation microstructurale des matériaux qui permet d'obtenir à la fois des renseignements relatifs à la morphologie et à la répartition des constituants, et des informations cristallographiques et compositionnelles.

La microscopie électronique à balayage (MEB ou SEM pour Scanning Electron Microscopy en anglais) est une technique de microscopie électronique basée sur le principe des interactions électrons-matière, capable de produire des images en haute résolution de la surface d'un échantillon.

Pour investiguer les faciès de rupture après l'essai de résilience et faire la corrélation entre les températures choisis et les domaines de rupture des éprouvettes, on à été appelé à utiliser le Microscopie Electronique à balayage (MEB), l'investigation a été réalisé au **Centre de Développement des Techniques Avancée (CDTA BABA AHCEN)** le microscope utilisé est de

type Jeol JSM 6360LV (vide partiel), couplé à un système d'analyse EDS de nouvelle génération.

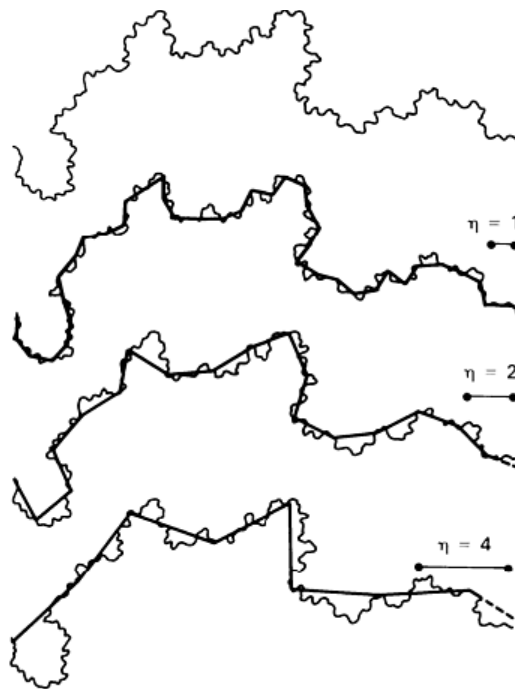
### 6.1 ANALYSE FRACTALE DES SURFACES DE RUPTURE :

Le concept mathématique des surfaces de rupture est basé sur la variation de la longueur apparente d'un profil irrégulier, en fonction de la taille de l'unité de mesure. Cette idée est illustrée sur **la Fig.4.14**, ce qui montre que la longueur apparente mesurée de la même courbe augmente évidemment la taille de  $\eta$  diminue. Les longueurs estimées  $L(\eta)$  sont une fonction de l'unité de mesure  $\eta$  selon l'équation théorique fractale :

$$L(\rho) = L_0 \rho^{-(D-1)}$$

Où  $L_0$  est une constante avec des dimensions de longueur, et  $D$ , la dimension fractale, est une constante liée à la pente de la forme linéaire de l'équation 1 qui est:

$$\log L(\rho) = \log L_0 - (D - 1) \log \rho$$



**Fig.4.14:** Interaction of an irregular curve and the measuring unit

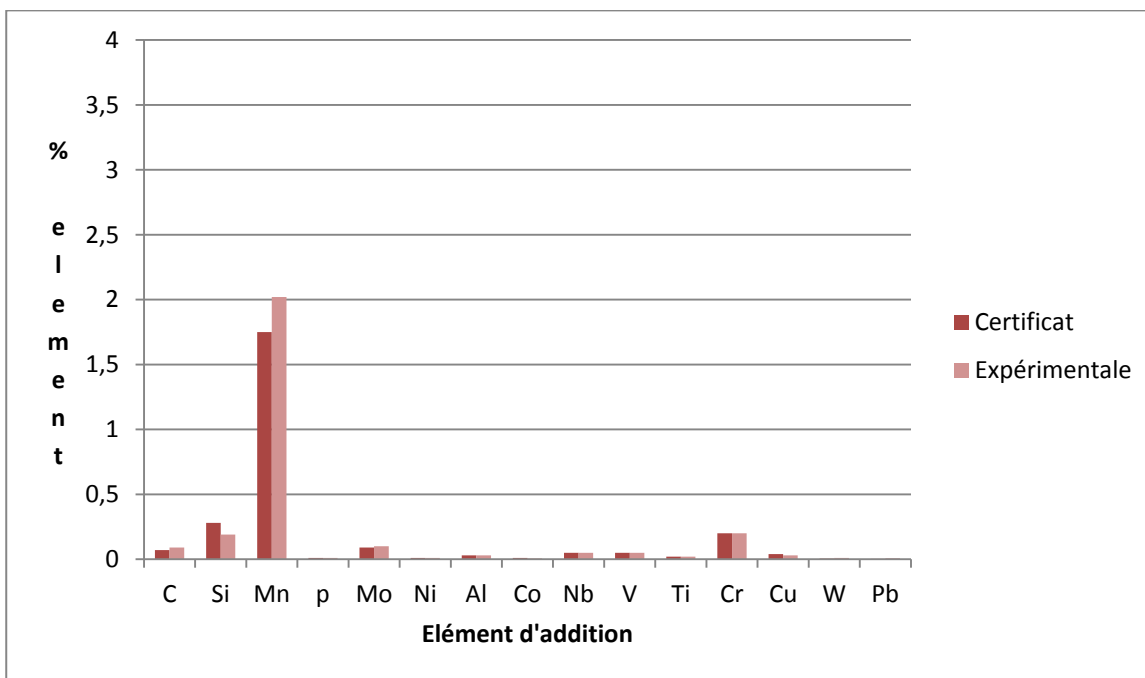
## CHAPITRE 5 : RESULTAT ET INTERPRETATION.

### 1. IDENTIFICATION DU MATERIAU :

Le **tableau 5.1** indique les résultats de l'analyse chimique. Cette composition correspond bien à celle de l'acier API 5L X70. Voir certificat de conformité **Annexe I**.

<b>Elément</b>	C	Si	Mn	P	Mo	Ni	Al	Co	Nb
%	0.07	0.28	1.75	0.01	0.09	0.01	0.03	0.01	0.05
<b>Expérimentale</b>	<b>0.09</b>	<b>0.19</b>	<b>2.02</b>	<b>0.01</b>	<b>0.1</b>	<b>0.01</b>	<b>0.03</b>	<b>0.006</b>	<b>0.05</b>
<b>Elément</b>	V	Ti	Cr	Cu	W	Pb			
%	0.05	0.02	0.2	0.04	0.005	0.002			
<b>Expérimentale</b>	<b>0.05</b>	<b>0.02</b>	<b>0.2</b>	<b>0.03</b>	<b>0.01</b>	<b>0.008</b>			

**Tableau 5.1** : Composition Chimique de l'acier



**Fig. 5.1** : Résultats des % d'éléments d'addition par rapport au certificat de conformité.

Le carbone est un élément d'insertion, sa faible teneur améliore la soudabilité, son faible pourcentage fait diminuer le taux de perlite dans notre acier, le taux de Mn agit par durcissement de solution améliore la soudabilité est fait affiner la taille de grain ferritique, la Mn améliore la ductilité de l'acier le % mesuré de Mn est plus élevé que celui de certificat de conformité ce % agit sur la ductilité de l'acier et lui donne une bonne résistance basse température, s'est effets positifs sont amplifiés par l'insertion dans l'acier des éléments comme le titane ou le niobium qui dans des

concentrations déterminées comme ce de l'analyse chimique effectué améliorent la résistance et la ductilité.

Selon API 5L, La somme de columbium [niobium], le vanadium, le titane et le contenu ne doit pas dépasser 0,15%. Dans notre acier cette somme est de 0.12% ce résultat nous confirme que notre acier est conforme par rapport à sa norme de fabrication. [4.1]

## 2. RESULTAT DE VALIDATION DE WPS :

Après avoir été préparé une WPS, les résultats des paramètres choisis sont conformes à la WPS **Annexe II.**

Les tensions choisis sur la passe de racine, beurrage et finition correspond à celle de ce qui est spécifié dans la WPS, la tension influe sur la largeur de dépôt ce dernier augmente avec l'augmentation de la tension, l'intensité utilisé permet d'avoir une bonne pénétration ce qui vas diminuer le risque d'avoir des défauts de soudage est donc diminution des propriétés mécaniques, pour vérifier que notre joint soudé est exempte des défauts de soudage, nous avons appliqué un contrôle non destructifs sur la totalité de joint de soudure.

## 3. CONTROLE DE L'HOMOGENEITE DU JOINT DE SOUDURE PAR RADIOGRAPHIE :

Les paramètres utilisés pour la prise d'image radiographique sont illustré dans le tableau ci-dessous :

<b>Caractéristique du matériau</b>			
<b>Nuance</b>	<b>API 5L X70</b>	<b>Epaisseur (mm)</b>	<b>12.7</b>
<b>Caractéristique de la source</b>			
<b>Activité</b>	<b>12 Ci</b>	<b>Isotope</b>	<b>Ir 192</b>
<b>Dimension</b>	<b>3x2 mm</b>		
<b>Caractéristique de film</b>			
<b>Marque</b>	<b>Kodak</b>	<b>Type</b>	<b>D4</b>
<b>Densité</b>	<b>2.4</b>	<b>Flux géométrique</b>	<b>2%</b>
<b>Technique de prise de film</b>		<b>Panoramique centré à l'intérieure</b>	
<b>Caractéristique de développement</b>			
<b>Température de développement</b>	<b>20 C°</b>	<b>Révéléateur</b>	<b>5min</b>
<b>Bain d'arrêt</b>	<b>2min</b>	<b>Fixateur</b>	<b>10min</b>
<b>Temps de séchage</b>	<b>30min</b>		

**Tableau 5.11** : Paramètre de prise des films radiographiques

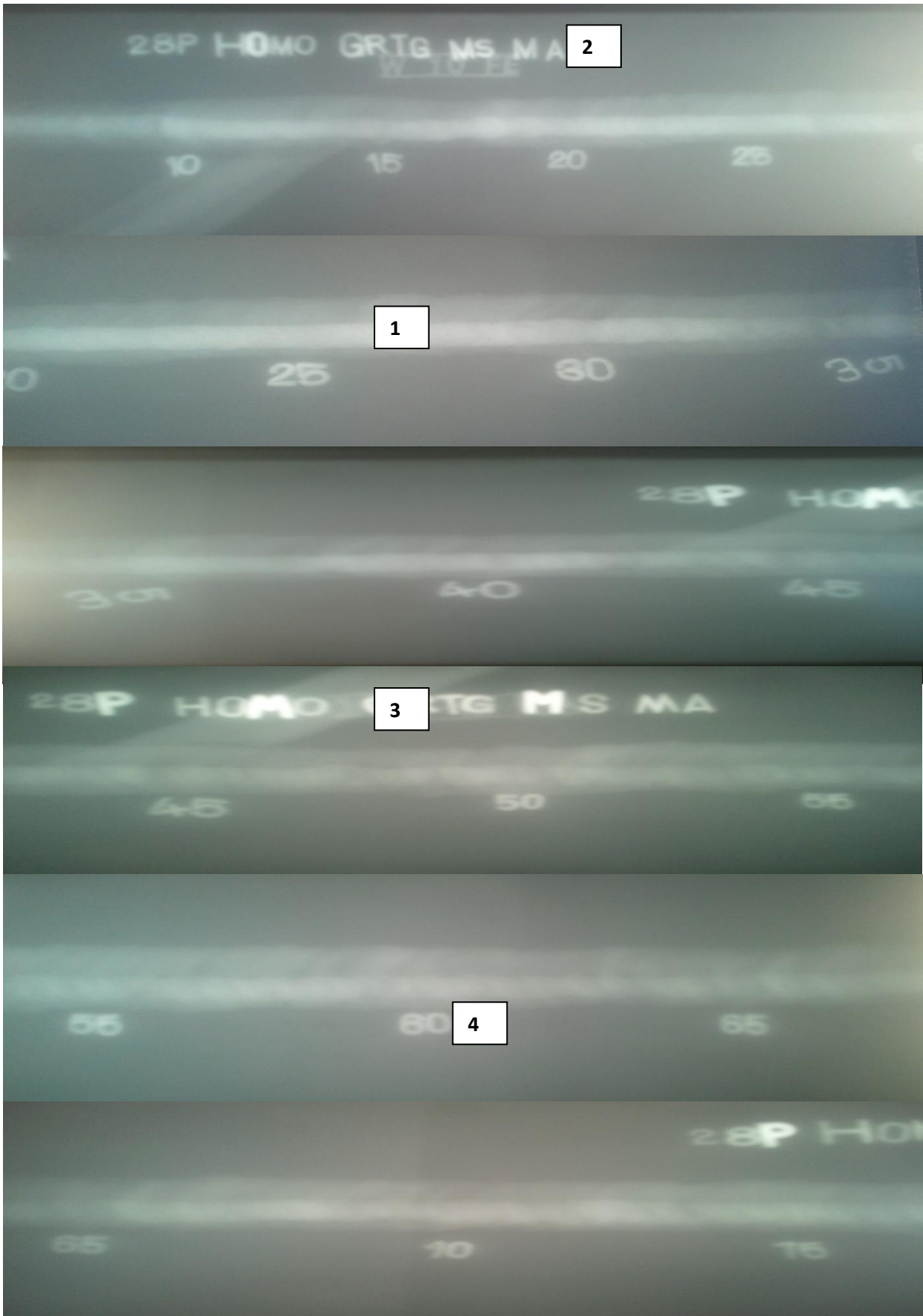


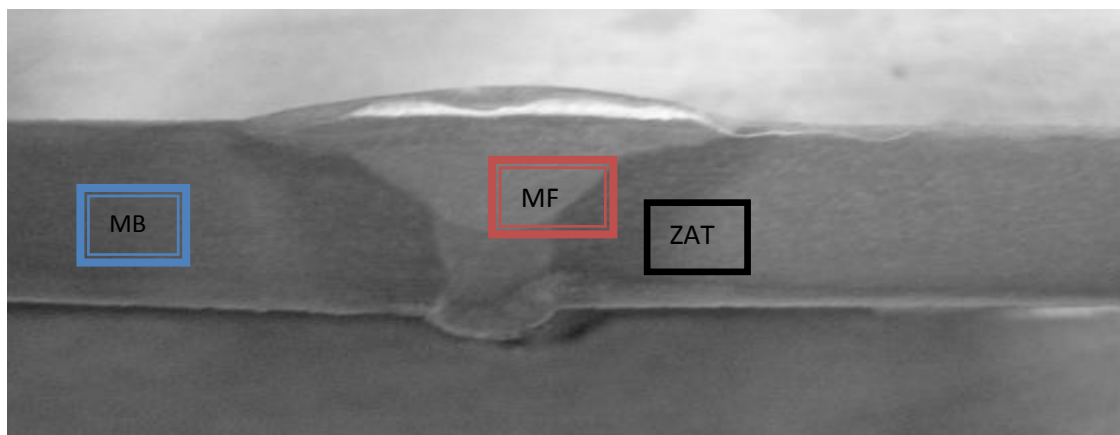
Fig. 5.2 : Film Radiographique de joint de soudure API X70

Les radiogrammes qui sont illustré en dessus représente le joint de soudure de notre acier, le point N°1 représente le cordon de soudure, N°2 représente le repère de soudeur et le nom de l'entreprise, le point N°3 représente la soudure de fabrication du pipe et le point N°4 représente les distance sur le film pour permettre de faire des éventuels réparations s'il ya lieu.

Les radiogrammes ne représente aucune discontinuité de type volumique (Soufflures, Inclusions) ou linéaire (Manque de fusion, Caniveau, fissure, etc..) le joint de soudure présente une bonne qualité, il est homogène, ce qui confirme que les paramètres de soudage choisi ont pu donner un joint de soudure saint sans défauts.

#### 4. EXAMEN MACROSCOPIQUE :

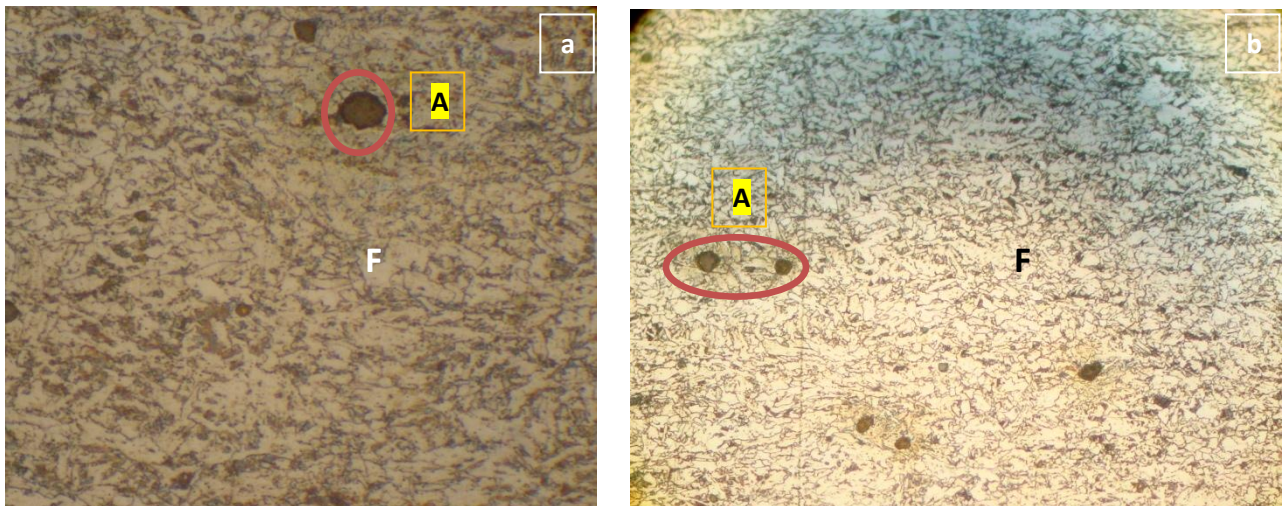
L'examen a révélé des zones hétérogènes qui sont : les sous couches (racine, beurrage et finition) et la Zone affecté thermique qui est de largeur  $\approx 3\text{mm}$ , l'examen macroscopique n'a pas révélé des défauts de type des cavités, inclusions dans le métal fondu ou dans la ZAT.



**Fig.5.3 :** Macrographie de joint de soudure



## 5. EXAMEN MICROSCOPIQUE :



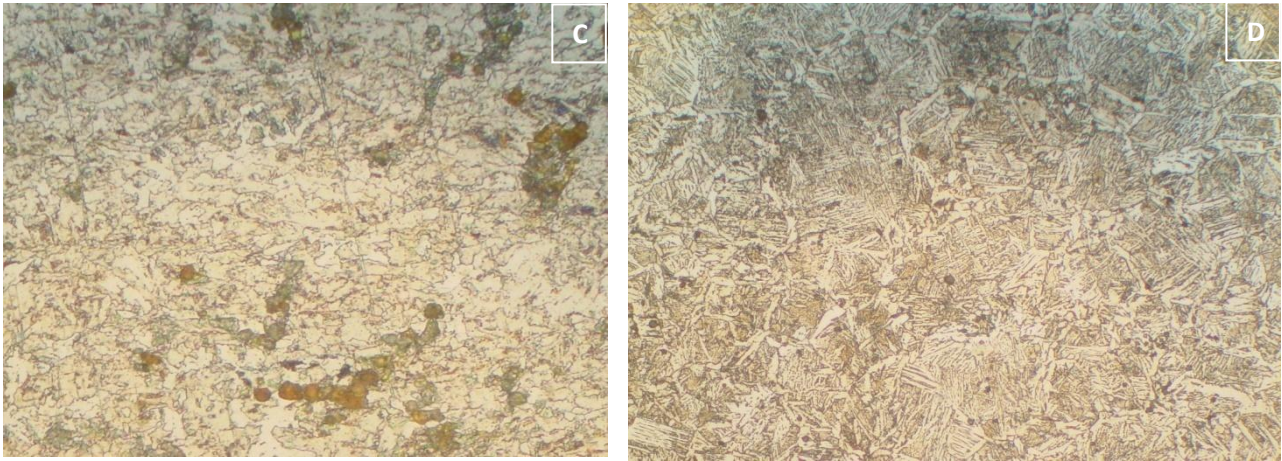
**Fig.5.3** : Micrographie MB X500

La microstructure du métal de base n'ayant pas subi de transformation structurale lors de l'opération de soudage, montre une structure ferritique (**F**) avec une faible proportion de grains perlitique en bandes (Fig26.a) qui est due à la faible teneur en carbone que présente cet acier, et avec des grains qui sont orientés dans le sens de laminage (**fig.5.3**), les oxydes (**A**) sont due au gradient de temps entre l'attaque chimique et l'observation au microscope.

**Tableau 5.3** : Taille moyenne des grains de MB.

Mesures	Longueur 'L' $\mu\text{m}$	Nombre de grains 'n'	Taille moyenne 'T <sub>m</sub> ' $\mu\text{m}$
(1)	145.486	56	5,1959
(2)	61.24	30	4,0826
(3)	64.99	32 + un point double + deux points triples	3,4189
(4)	35.93	15 + deux points doubles	4,4913
(5)	46.195	22 + un point triple	4,1368

La taille de grains moyenne de la ferrite de MB est de l'ordre de  $\approx 4.5 \mu\text{m}$  avec un taux de ferrite qui est de 95.3%. Le résultat trouvé est conforme par rapport au résultat de Sang Yong Shin et Byoungchul Hwang (**Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels**)

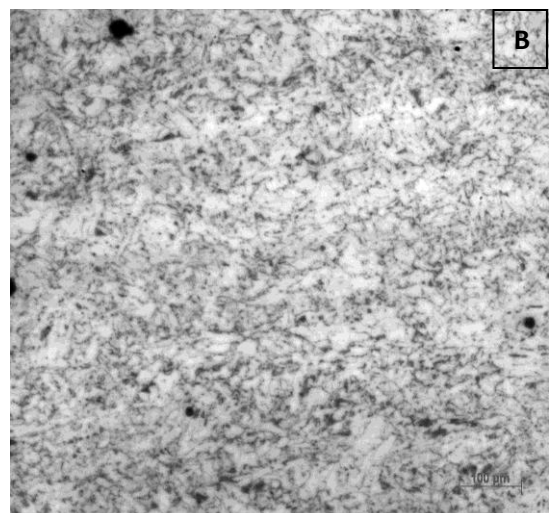
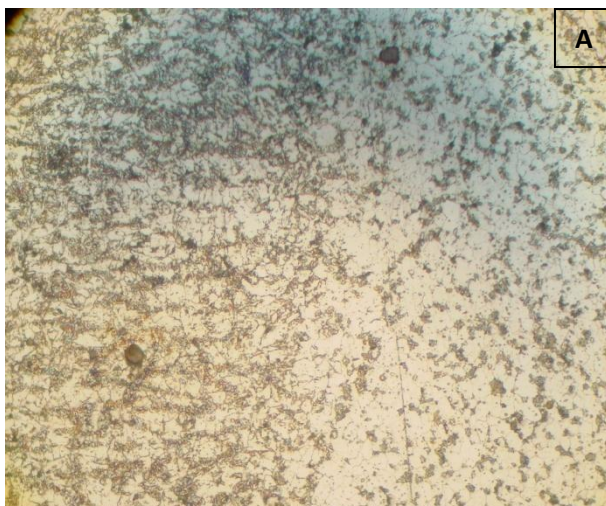


**Fig.5.4** : Micrographie MF X200

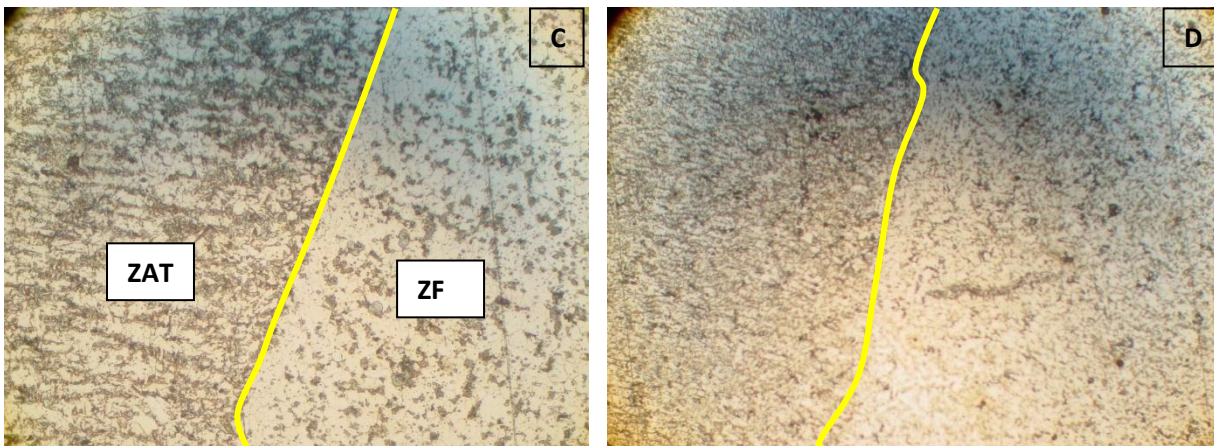
**Tableau.5.4** : Taille moyenne des grains de MF.

Mesures	Longueur 'L' $\mu\text{m}$	Nombre de grains 'n'	Taille moyenne 'T <sub>m</sub> ' $\mu\text{m}$
(1)	1351,015	31	43.58
(2)	1037.613	37	28.04
(3)	388.08	17	22.82
(4)	311.113	17	18.30
(5)	536.822	31	17.31

La **fig.5.5** montre la microstructure de la zone fondu contenant de la ferrite aciculaire (**A**). La microstructure du métal fondu, montre une structure ferritique avec des traces de perlite au niveau des joints des grains (**fig. C & fig. D**), cela peut être expliqué par la faible teneur en carbone que présente le métal déposé (inférieur à 0.09), la taille de grain fin dans **la fig. D** est du à la présence de Mn à un taux supérieure à 1.2%, cette finesse de taille de grain améliore la résistance du joint de soudure .







**Fig.5.5:** Micrographie ZAT X200

La microstructure de **la fig.5.5.a et b**, montre la ZAT qu'il y a une diminution de la taille de grain, mais avant la limite mentionnée ci-dessus la température n'est pas assez élevée pour permettre la modification dans la taille des grains dans le métal de base

On voit clairement la différence de la taille de grain entre la ZAT et la ZF qui sont délimitées par la zone de liaison où on remarque dans la ZF une matrice qui est presque complètement ferritique où leur taille est grande que celle de la ferrite de la ZAT, en plus la perlite est limitée et cernée entre les joints de grain de la ferrite.

## 6. CARACTERISATION MECANIQUE :

### 6.1 ESSAI DE TRACTION :

Les résultats lors de l'essai de traction sont donnés dans le tableau suivant :

Eprouvette	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)	Section (mm <sup>2</sup> )	Fe (Kn)	Re (Mpa)	Rm (Mpa)	Déformation A la rupture %
Eprouvette1	18.76	12.7	238.52	85.69	412.75	552.14	37.17
Eprouvette2	18.50	12.7	234.95	88.29	338.45	441.46	32.57

**Tableau 5.5 :** Résultat de l'essai de traction

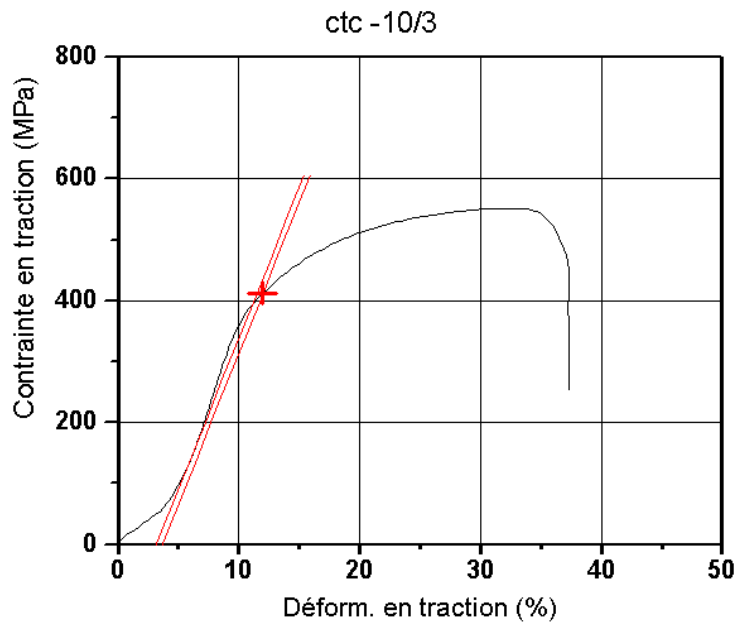


Fig. 5.6: Courbe de traction de 1<sup>ère</sup> éprouvette

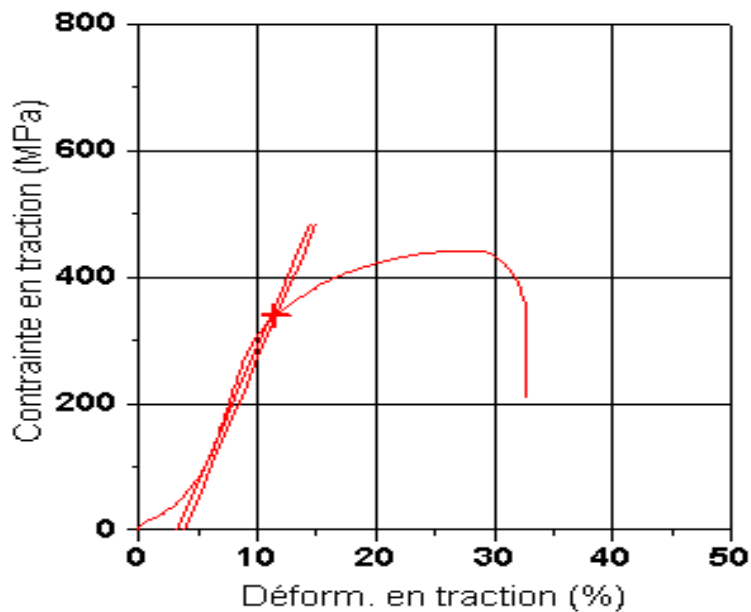


Fig. 5.7: Courbe de traction de 2<sup>ème</sup> éprouvette

### Discussion des résultats:

Le comportement mécanique de joint de soudure est décrit par l'essai de traction, les résultats de test sont influés par plusieurs facteurs qui comprennent les variables métallurgiques, la méthode de test, les tolérances géométriques de pipe,

La rupture ne s'est pas produite au niveau du joint soudé, ce qui permet de dire que l'opération de soudage est faite dans des bonnes conditions. Nous avons constatés que la rupture des deux éprouvettes est du type ductile avec une limite d'élasticité élevée et une zone de déformation plastique acceptable.

Au début nous constatons une légère différence entre les résultats des deux éprouvettes est ça et du aux tolérances géométrique, état de surface et les conditions d'essais.

La contrainte à la rupture du joint de soudure inclut la zone de fusion, est plus grande à la contrainte à la rupture spécifique du pipe qui est de (552 Mpa), la rupture est produite en d'hors de la zone de fusion, ce qui confirme que le test est accepté, cette résultat est du au manque de défaut au niveau de la zone fondu , qui a été inspecter par contrôle radiographique (voir paragraphe 3)

## 6.2 ESSAIS DURETE VICKERS (HV10) :

Le test de la dureté Vickers à été applique pour des temps de 10 à 15 s par point dans différents zones.

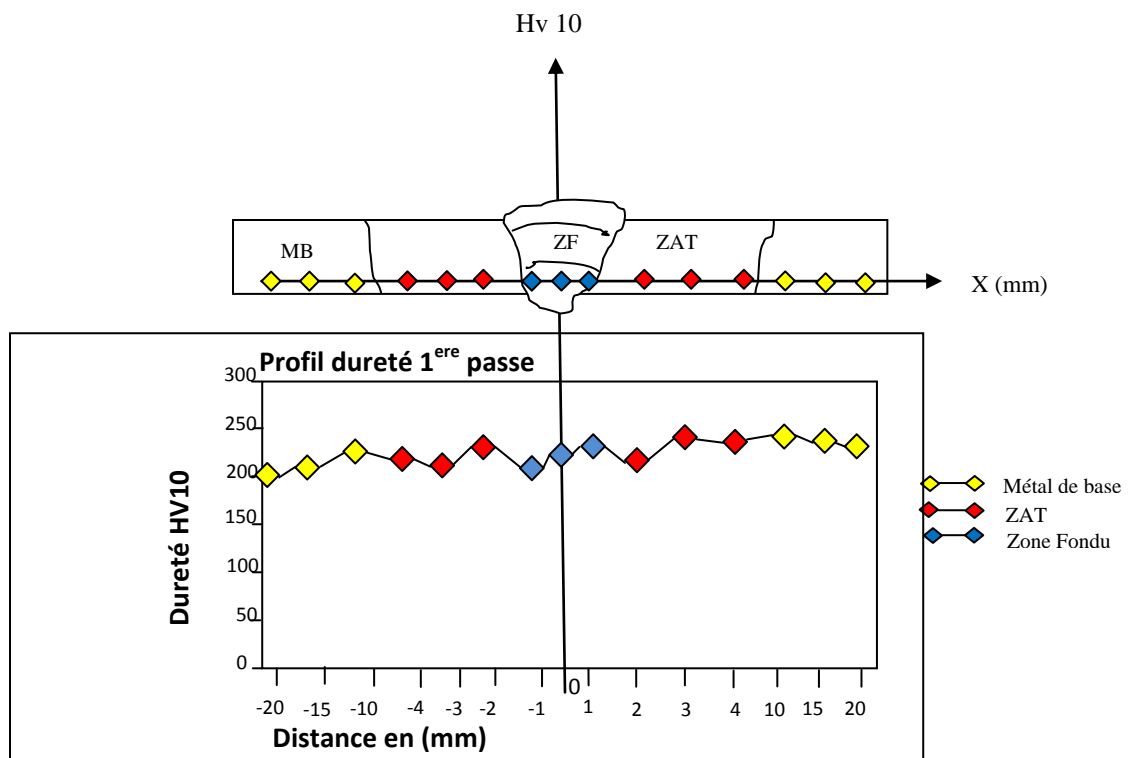
Les mesures sont faites sur des profils dans l'épaisseur du métal de base (MB) et du métal fondu (MF) et dans la ZAT le long de la ligne de fusion, on total 45 points de mesure ont été examiné dans la surface transversal de joint de soudure de API X70, de 15 points pour chaque couche.

Selon API 5L donne de résultat de dureté supérieure ou égale 345 HV10 doit être rejeté à cause de la formation d'une microstructure martensitique qui favorise la propagation de la fissure.

Les résultats sont exprimés dans les tableaux ci-dessous :

### 6.2.1 COMMENTAIRE PROFIL 1 (PREMIERE PASSE) :

Distance (mm)	-20	-15	-10	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	10	15	20
Hv (10)	215	232	238	231	230	240	220	238	240	230	246	235	240	236	231



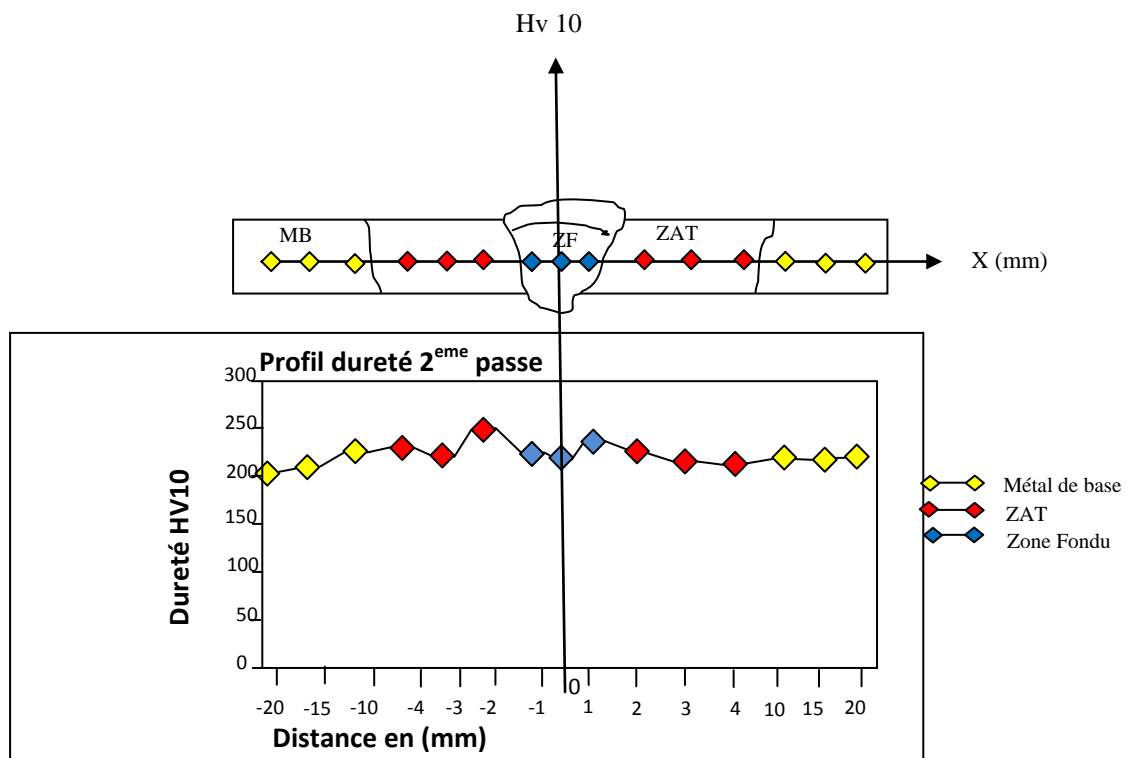
**Fig.5.8** : Courbe de dureté profil 1.

Le graphe a été pris pour la première passe, et on sait que le métal de base est pratiquement de même nuance et de caractéristiques mécaniques moins que le métal déposé avant le soudage,

alors qu'après le soudage il y aurait une fusion causée par l'arc électrique suivie d'un refroidissement lent imposé par la deuxième passe, ce qui explique l'augmentation de la dureté des phases de la zone fondue par rapport au métal de base D'après **la fig.5.8**, la dureté est nettement supérieure au niveau de la zone affectée thermiquement que dans le métal de base ou le métal fondu, c'est dû à la microstructure de cette zone qui est caractérisé par sa structure fine de la taille des grains de ferrite aciculaire et la formation des précipités de perlite au niveau de joint de grain voir **fig.5.5**

### 6.2.2 COMMENTAIRE PROFIL 2 (DEUXIEME PASSE BEURRAGE) :

Distance (mm)	-20	-15	-10	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	10	15	20
Hv (10)	217	222	237	240	231	252	240	220	245	236	218	209	223	217	223



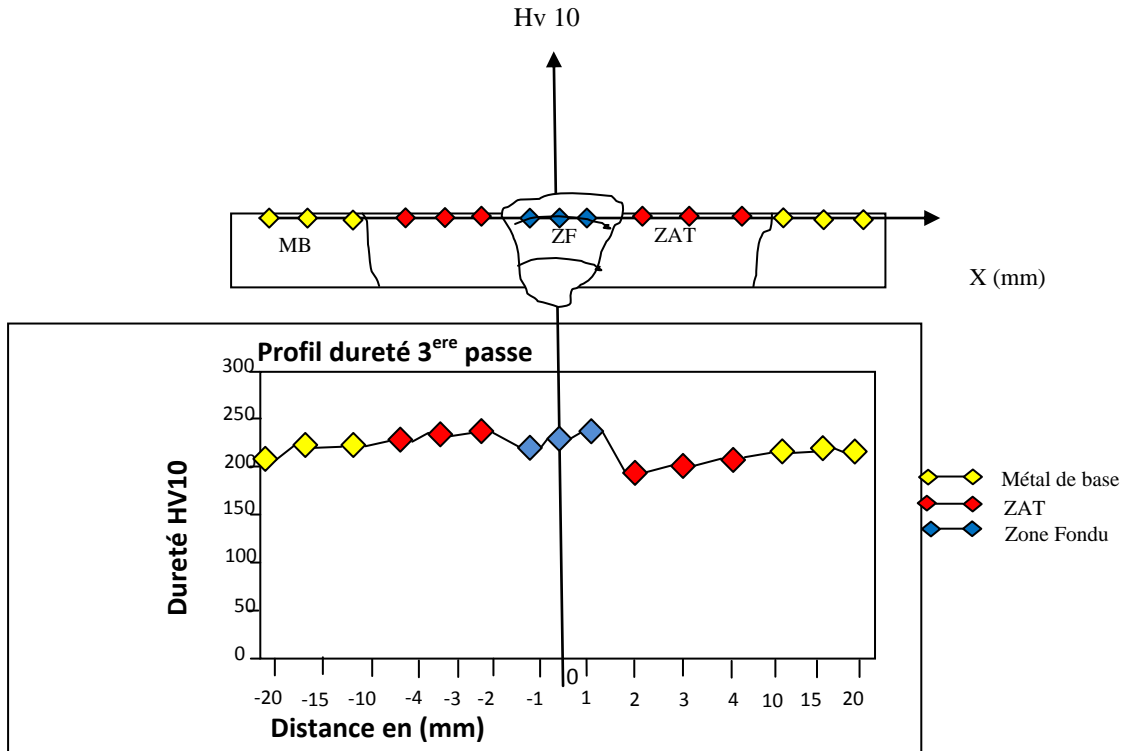
**Fig. 5.9** : Courbe de dureté profil 2.

Le graphe montre, il n'y a pas un grand changement de la dureté des phases de métal de base, mais il y a une chute considérable de la dureté des phases au sein de la ZAT, la cause de cette chute est probable à la présence d'un défaut de type volumique sous la forme des soufflures ou porosités.

Selon **la fig.5.9** La dureté au niveau de la ZAT est inférieure par rapport à la dureté de métal de base, et dans la zone fondue.

6.2.3 COMMENTAIRE PROFIL 3 (PASSE DE FINITION) :

Distance (mm)	-20	-15	-10	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	10	15	20
Hv (10)	226	240	230	235	241	241	224	230	240	171	175	201	218	226	208

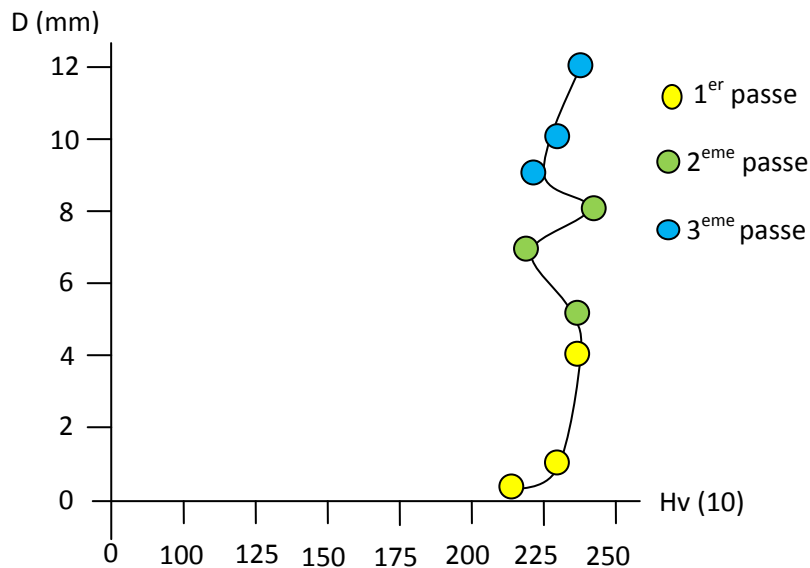


**Fig.5.10** : Courbe de dureté profil 3.

Comme la courbe l'indique **fig.5.10** on constate que valeur de la dureté de la ZAT, est inférieur par rapport alors que la dureté dans le métal de base est presque constante (226 Hv 208Hv). Mais il y a une faible élévation de la dureté des phases au sein de la zone fondue, la cause de cette faible élévation est le refroidissement rapide (refroidissement à l'air) puisque il s'agit de la dernière passe.

### 6.2.3 COMMENTAIRE PROFIL 4 (SELON L'AXE DE SOUDURE) :

Distance (mm)	0	1	4	5	7	8	9	10	12
Hv (10)	220	238	240	240	220	245	224	230	240



**Fig. 5.11** Courbe de dureté Hv suivant le cordon de soudure.

L'essai a été effectué sur un profil de dureté vertical suivant les trois passes pour voir l'effet de cycle thermique de soudage sur les différentes passes.

Le point N°3 de l'essai sur la première passe est très grand par rapport au cycle thermique apporté sur la passe cela est expliqué par la présence des inclusions métallique dans la zone mesuré.

Le Point N°2 de l'essai sur la troisième passe est faible cela est exprimé par la présence des inclusions de laitier dans le métal fondu testé.

Les valeurs de test de dureté ont montré l'effet des cycles thermiques successifs sur la dureté des passes dans le cas d'un soudage multi passes. Puisque on remarque sur la courbe une chute de dureté respectivement de la deuxième passe et la première passe, par rapport à celle de la troisième passe.



### 6.3 ESSAI RESILIENCE :

En général, la température de transition des aciers est affectée par le niveau de la propreté et de la taille effective des grains, qui sont variées avec une fraction de la nature, la taille et le volume de phases.

En mesurant l'énergie de rupture en fonction de la température, nous avons tracé une courbe mettant en évidence une zone de transition ductile-fragile. Cette dernière nous a permis de déterminer la température où le matériau change son comportement de ductile vers fragile suivant deux méthodes :

- La transition pour une énergie absorbée arbitrairement fixée à 65 joules ( $T_k = 65j$ )
- La TTDF qui correspond à l'énergie moyenne absorbée (énergie ductile + énergie fragile) / 2)

Nous complétons notre étude par une analyse de la morphologie des faciès de rupture à deux échelles macroscopique et microscopique.

#### 6.3.1 COURBE DE TRANSITION DUCTILE-FRAGILE :

Les valeurs de l'énergie de résilience en fonction de la température sont dans le tableau ci-dessous :

Temp (C°)	20	0	-20	-50	-60	-80	-90
Energie (J)	166,17	150,23	91,83	56,67	35,98	18,37	10,44

Tableau 5.6 : Résultat de test de résilience.

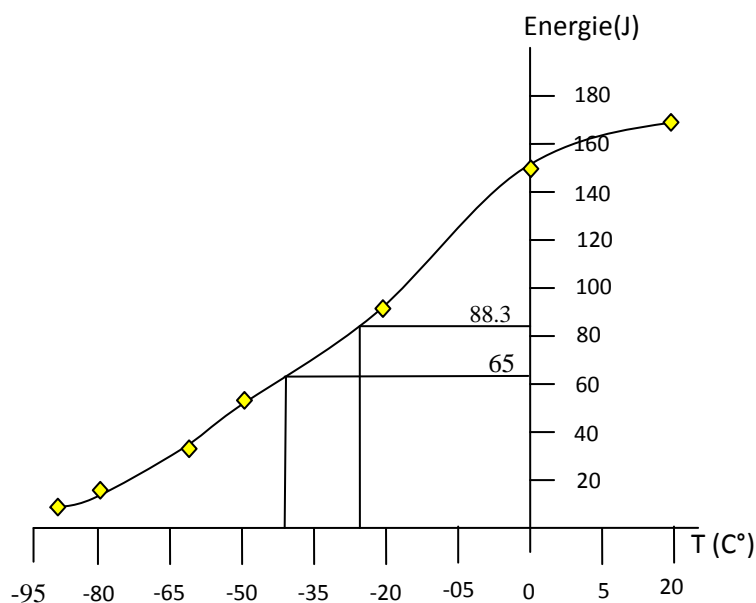


Fig.5.12 : Courbe de transition ductile-fragile.

### 6.3.3 DETERMINATION DE LA TEMPERATURE DE TRANSITION DUCTILE FRAGILE :

#### - Selon la première méthode :

$$Wt = \frac{(Wd+Wf)}{2} = \frac{(166,17+10,44)}{2} = 88,3 J$$

Cette valeur d'énergie correspond d'après la courbe ci-dessus à une TTDF approximativement à  $\approx -30 \text{ C}^\circ$ .

#### - Selon la deuxième méthode :

En traçant une droite horizontale à partir d'une énergie égale à 65 j, l'intersection de cette droite avec la courbe de résilience nous donne une TTDF de  $-40 \text{ C}^\circ$ , cela confirme le résultat trouvé par la première méthode.

#### Discussion des résultats :

Selon la courbe de TTDF tracé la température de transition déterminée selon les deux méthodes est entre  $-30$  et  $-40 \text{ C}^\circ$ , cet écart de température de transition dans la ZAT est dû principalement :

1. Tolérance de fabrication des éprouvettes.
2. la préparation de l'angle de l'entaille en V.
3. le temps de déplacement des éprouvettes de l'enceinte frigorifique vers le pendule pour l'exécution de l'essai.

La courbe de résilience de **la fig.5.12** peut être décomposée en trois zones différentes selon la nature de la rupture de l'éprouvette illustrée par ces faciès de rupture sur la courbe :

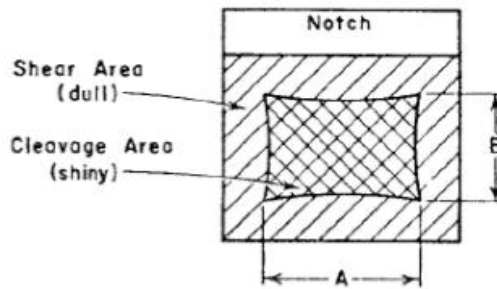
- **Domaine de rupture ductile** : ce domaine est caractérisé par un faciès de rupture à nerf, la rupture s'est produite après une certaine déformation plastique avec une grande énergie absorbée par l'éprouvette (**Tableau 5.6**), ce domaine correspond à l'intervalle de température  $20$  à  $-10 \text{ C}^\circ$ .

- **Domaine de rupture mixte** : ce domaine est caractérisé par un faciès mixte c.-à-d une partie à subie une déformation plastique (rupture ductile) et l'autre partie sans déformation plastique (rupture fragile), (**Tableau 5.6**), un intervalle de température de  $-10$  à  $-60 \text{ C}^\circ$  est préconisé pour ce domaine.

- **Domaine de rupture fragile** : un faciès de rupture à grain (Brillant) caractérise la rupture des éprouvettes de ce domaine, la rupture s'est produite sans déformation plastique avec une faible énergie absorbée par l'éprouvette (**Tableau 5.6**), ce domaine correspond à l'intervalle de température  $-60$  à  $-90 \text{ C}^\circ$ .

#### 6.4 LA MESURE DES POURCENTAGES DES SURFACES DE RUPTURE :

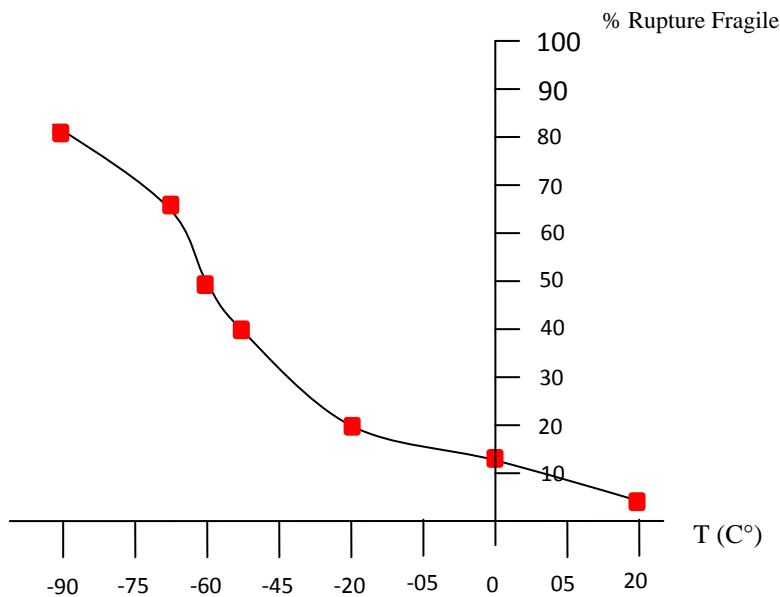
Selon la méthode choisi suivant la norme ASTM A370 , nous mesurons les dimensions de surface de rupture comme dans **la fig.5.13**, ensuite on tire les pourcentage de faciès de rupture selon le **tableau 8 de l'annexe III**, les mesures ont été pris sur tous les éprouvettes qui on subis l'essai de résilience, les résultats des mesures sont présenté dans le **tableau 5.7** ci dessous :



**Fig. 5.13** : méthode de détermination de pourcentage de la rupture fragile dans la ZAT.

<b>Temp (C°)</b>	20	0	-20	-50	-60	-80	-90
<b>Dimension A (mm)</b>	10	9	8	7	6	5.5	4
<b>Dimension B (mm)</b>	7.5	7.5	7.5	7	6.5	5	4
<b>% Faciès de rupture Fragile</b>	6	16	20	39	51	66	80

**Tableau 5.7** : % de rupture fragile en fonction de l'énergie absorbé à différent température

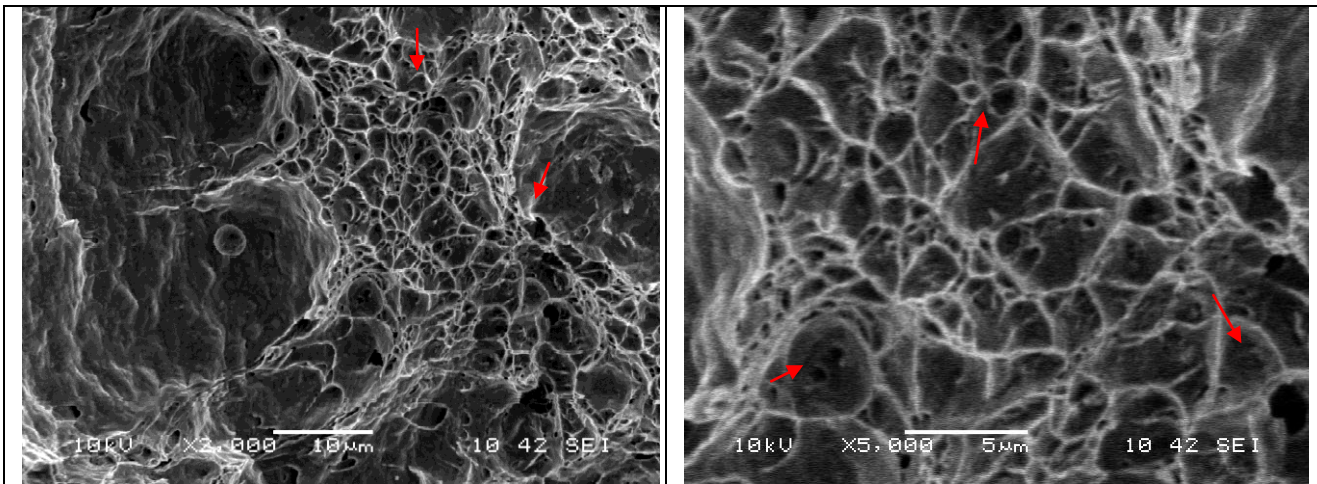


**Fig. 5.14** : % de faciès de rupture fragile en fonction de la température d'essais.

#### 6.4.1 DISCUSSION DES RESULTATS :

Selon le graphe de **la fig.5.14**, on remarque que plus la température d'essai diminue plus le % des facies de rupture fragile augmente, cette méthode de mesure nous confirme les résultats de test de résilience,

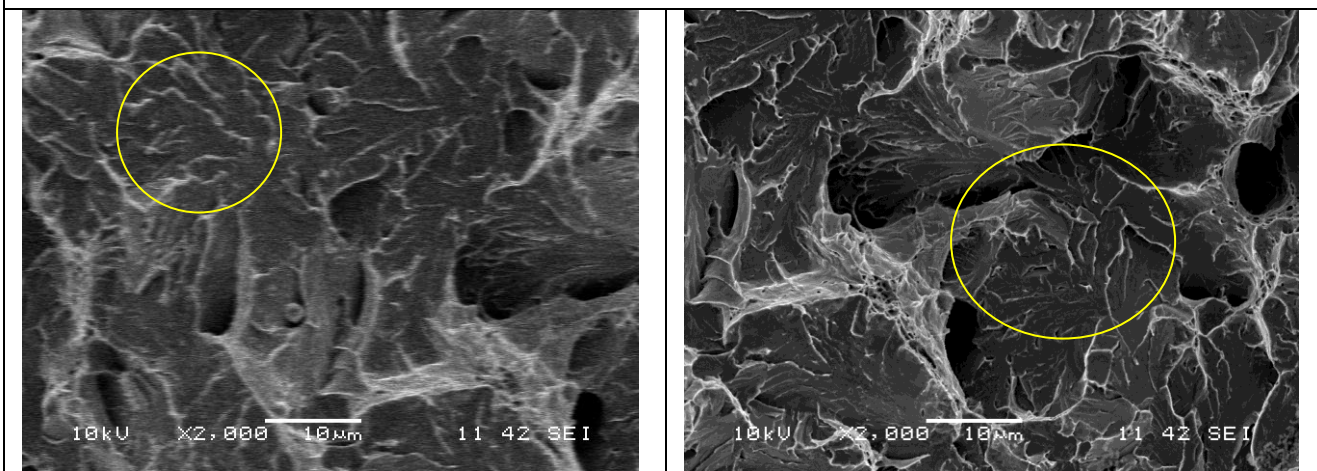
## 7. FRACTOGRAPHIE MICROSCOPIQUE :



**Fig.5.15 : 1<sup>er</sup> échantillon à 0°C**

### Discussion :

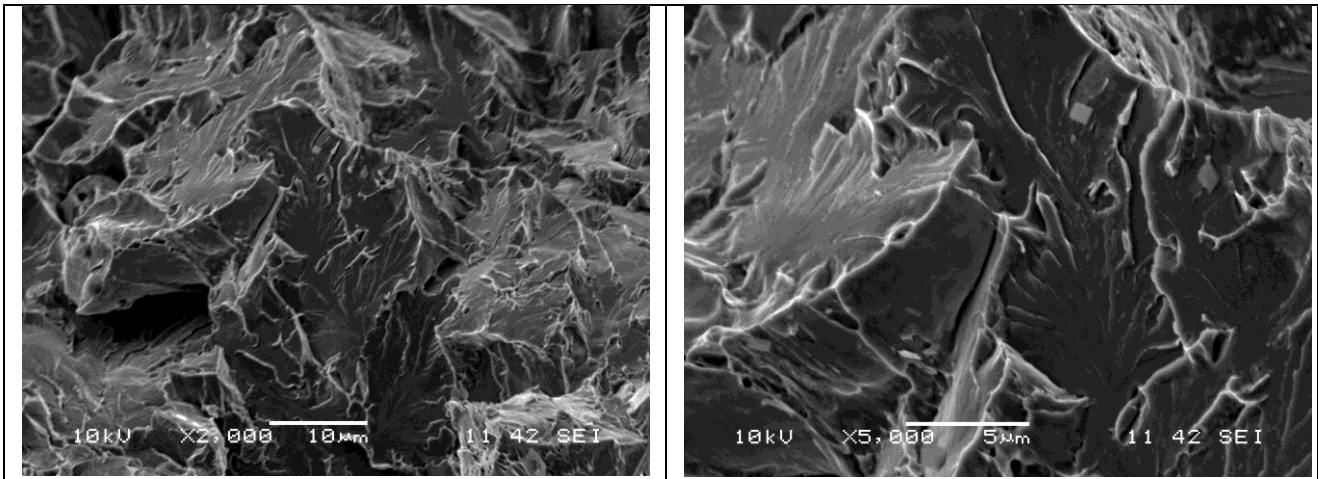
La figure ci-dessus montre une fractographie dans la ZAT à 0°C, de deux grossissements différents, Le faciès de rupture à nerfs, Les fractographies présente une rupture typiquement ductile puisqu'on dénombre un nombre important de cupules profondes allongées dans la direction de la déformation plastique.



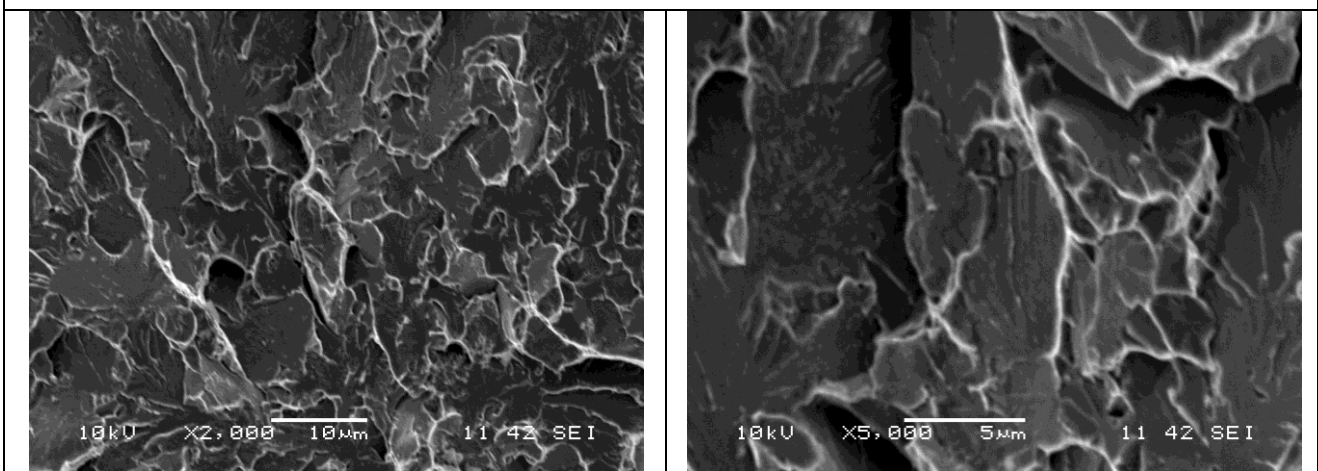
**Fig.5.16 : 2<sup>eme</sup> échantillon à -20°C**

### Discussion :

La figure ci-dessus montre une fractographie dans la ZAT à -20°C, de deux grossissements différents, La rupture suit des plans cristallographique bien définis appelé plans de clivage, nous constatons que plus la température descend plus les faciès de rupture tend à des caractéristique de microrelief bien défini : les rivières et les languettes



**Fig.5.17 : 3<sup>ème</sup> échantillon à -40°C**



**Fig.5.18 : 4<sup>ème</sup> échantillon à -60°C**

**Discussion :**

La rupture est de type fragile à -40°C et -60°C avec des faciès de rupture de type de rivière et des languettes, Les rivières se forment à l'intersection du plan de clivage et de dislocation vis, ou par jonction de deux plans de clivage voisins. Les rivières convergent dans la direction du sens de propagation de la fissure. Lors du franchissement d'un joint de grain il y a soit multiplication des rivières si la désorientation est faible, soit réamorçage dans le grain voisin si la désorientation est importante.

## CONCLUSION

Le soudage des aciers à haute limite d'élasticité pose de nombreux problèmes dans l'industrie pétrolière et gazière. Les très bonnes propriétés mécaniques des aciers obtenus par laminage contrôlé (TMCP) répondent aux spécifications futures, mais la fragilité de la zone affectée thermiquement de la soudure de rabouillage nécessite quelques mises au point.

Ce travail a eu pour but de relier les propriétés mécaniques à la microstructure de l'acier X70 soudé par le procédé SMAW. Le contrôle des énergies de soudage permet d'améliorer les propriétés mécaniques de la soudure et de sa zone affectée thermiquement.

L'objectif de notre travail était l'étude du comportement à la rupture dans le domaine de la transition ductile fragile de la zone affectée thermiquement d'un joint soudé d'un pipe destinée à l'utilisation dans les canalisations des circuits secondaires des stations de raffinage des produits pétroliers.

Le tube a été soudé selon la norme API au niveau de GRTG, en utilisant les différentes techniques de caractérisation métallurgiques et mécanique de laboratoire de l'entreprise ainsi que les moyens de notre département nous avons arrivé aux conclusions suivantes :

- Le soudage multi passe peut engendrer des changements dans la structure métallurgique et dans les propriétés mécaniques le long du joint soudé, ces changements sont causés essentiellement par l'effet des cycles thermiques de soudage.
- La zone la plus sensible du cordon de soudure et la zone où la température maximale a dépassé la température de transformation structurale de l'acier (ZAT).
- Le joint soudé est de très bonne qualité, ce qui confirme que la WPS est bien préparée.
- D'après la courbe de résilience de la zone affectée thermiquement et la fractographie des faciès de rupture, une zone de transition ductile fragile est bien mise en évidence entre  $-20^{\circ}\text{C}$  et  $-60^{\circ}\text{C}$  et la température de transition est déterminée proche de  $-40^{\circ}\text{C}$ . cette valeur est très acceptable pour l'objectif dans lequel cet acier est utilisé.

## PERSPECTIVES

En dehors des aspects techniques qui viennent d'être soulignés, plusieurs axes pourraient être développés. Pour que l'acier X70 puisse se développer, une amélioration métallurgique est nécessaire. En effet, on a remarqué des variations de microstructure suivant les zones les plus affecté thermiquement. Il serait souhaitable que la microstructure soit plus homogène.

Une deuxième perspective est de s'assurer que les propriétés mécaniques soient suffisantes en termes d'érouissage, de ténacité, de fatigue et de rupture ductile.

Au niveau de la ténacité de l'assemblage, il faut continuer à se pencher sur la rupture fragile en s'appuyant sur les développements normatifs récents, mais il faut aussi observer les Mécanismes de rupture.

Enfin pour se prémunir de la rupture ductile, il faut assurer une ténacité longitudinale suffisante pour ne pas risquer une propagation d'une fissure longitudinale sur de grandes distances. Par ailleurs il faut également se préoccuper de la ténacité dans l'épaisseur afin de garantir une fuite avant rupture (Leak Before Break LBB) qui joue le rôle d'alarme et permet d'intervenir avant la destruction de la conduite.

Du côté de la modélisation et de la simulation, est d'enrichir les modèles décrivant la rupture par clivage précédé d'une rupture ductile.

De nombreuses questions restent à résoudre quand on songe à l'étude complète de l'intégrité mécanique des tubes. A titre d'exemple, il faudra sans doute plus étudier les soudures longitudinales qui sont les plus sollicitées, en tenant compte des considérations liées à la fabrication. Il sera aussi utile de mieux connaître l'effet de la pré déformation sur le tube. De plus, par rapport à la pose des pipelines, l'enroulement et le revêtement de ceux-ci créent un phénomène de vieillissement (strain-ageing) qu'il sera important de surveiller pour ces aciers à haut grade.



## REFERENCES

### CHAPITRE I

- [1.1] D.J NAYLOR « Review of international activity on microalloyed engineeringg steels », Ironmaking and steel making 1989, Vol 16, N°4.
- [1.2] MARK GRUMBACH « Aciers d'usage général M4515», Technique de l'ingénieur, 1991.
- [1.3] MARK GRUMBACH « Aciers Microalliés M4525» Technique de l'ingénieur,
- [1.4] KORCHYNSKY (M.). – Microalloying 75 Proceedings of the Conference. Union Carbide Corporation, New York (1977).
- [1.5] G. MURRY « Microalloyed and dispersion-strengthened steels for forgings » 1990.
- [1.6] E.C.Bain, H.W.Paxton « Les éléments d'addition dans les aciers»
- [1.7] Michel Colombié et Coll. « Matériaux métalliques » 2éme Edition 2008
- [1.8] « High-strength structural and high strength low-alloy steels », Metals Handbook.
- [1.9] PICKERING (F.B.) et GLADMAN (T.). – An investigation into some factors which control strength of carbon steels. Metallurgical developments in carbon steels. Iron Steel Inst., Special Report no 81, p. 10-25.
- [1.10] R.I.L Guthrie and J.J.Jonas « Steel Processing Technology », Metals Handbooks.

### CHAPITRE II

- [2.1] Tony Nilson « Formable Hot-Rolled Steel with increased Strength», Proceedig of international Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, October 1983.
- [2.2] MARK GRUMBACH « Aciers Microalliés M4525» Technique de l'ingénieur,
- [2.3] R.LAGNEBORG T.SIWECKI S.ZAJAC B.HUTCHINSON « The Role Of Vanadium In Microalloyed Steels» Swedish Institute for Metals Research Stockholm, Sweden, The Scandanavian Journal of Metallurgy October 1999.
- [2.4] PICKERING (J.-B.). – Constitution and Properties of Steels. Materials Science and Technology vol. 7, Editor : VCH, chapitres 5, 6, 7, 8.
- [2.5] BERANGER (G.), HENRY (G.) et SANZ (G.). – Le livre de l'acier. Éditeur : Tec Doc, chapitres 44, 45, 59.
- [2.6] Microalloyed HSLA Steels. Proceedings of Microalloying '88. World Materials congress. Chicago, Published : ASM (1988).

- [2.7] LE BON (A.). – Le laminage contrôlé des produits plats. CIT no 2, p. 278 (1979).
- [2.8] R.A .Farrar, P.L.Harrison Journal of Materials Science (1987).
- [2.9] Stanislaw Zajac « Expanded use of Vanadium in new generations of high strength steels » Materials science and technology (MS&T)2006.
- [2.10] A.A.B Sugden, H.K.D.H. Bhadeshia « Lower Acicular ferrite» Metallurgical Transaction A.Vol.20.A,Sept.1989 , pp1811-1818.
- [2.11]. J.R. Yang, H.K.D.H. Bhadesha, Journal of Materials Science 26 (1991), pp. 839-845.
- [2.12] A.-F. Gourgues, H. M. Flower, T .C. Lindley, Materials Science and Technology, Vol. 16, Jan. 2000, pp. 26-40.
- [2.13] Randolph VILLEGAS. Genèse de la ferrite aciculaire dans les aciers à moyen carbone microalliés au Vanadium. Novembre 2007

### **CHAPITRE 3 :**

- [3.1] Granjon. H. "Bases métallurgiques du soudage"
- [3.2] Brent A. Douglas. Thesis Nonmetallic Inclusions in HSLA Steel Weldments. December, 1989.
- [3.3] R. BOUZID, E. BOUALI, M. GACEB, Analyse tendancielle et différentielle des interactions entre le procédé de soudage d'assemblage de gros tubes et son environnement, Grenoble, 27-31 août 2007 18ème Congrès Français de Mécanique.
- [3.4] SINDO KOU, Welding Metallurgy, Second Edition , WILEY 2003.
- [3.5] Onsoien, M. I., Liu, S., and Olson, D. L., Weld. J., 75: 216s, 1996.
- [3.6] Grong, O., and Matlock, D. K., Int. Metals Rev., 31: 27, 1986.
- [3.7] Babu, S. S., Reidenbach, F., David, S. A., Bollinghaus,Th., and Hoffmeister, H., Sci. Technol.Weld. Join., 4: 63, 1999.
- [3.8] Bhadeshia, H. K. D. H., and Svensson, L. E., in Mathematical Modelling of Weld Phenomena, Eds. H. Cerjak and K. Easterling, Institute of Materials, 1993.
- [3.9] Fleck, N. A., Grong,O., Edwards,G. R., and Matlock,D. K.,Weld. J., 65: 113s, 1986.
- [3..10] Liu, S., and Olson, D. L., Weld. J., 65: 139s, 1986.
- [3.11] Ashby, M. F., and Easterling, K. E., Acta Metall., 30: 1969, 1982.
- [3.12] P. S. Mitchell, P. H. M. Hart and Dr. W. B. Morrison. the effect of Microalloying ON HAZ toughness. VANITEC, The Welding Institute, British Steel Plc, Sweden Technology Centre.

## **CHAPITRE 4:**

[4.1] API SPEC 5L Specification for Line Pipe, FORTY-SECOND EDITION, JANUARY 2000.

[4.2] Clément LEMAIGNAN, La rupture des matériaux, EDP Sciences

[4.3] Science des matériaux pour le nucléaire

[4.4] Jean-Paul Bâillon& Jean-Marie Dorlot, DES MATERIAUX, Presse internationales Polytechnique CANADA Troisième Edition.

[4.5] JEAN BARRALIS& GERARD MAEDER . Précis de métallurgie.(élaboration , structure propriétés, normalisation ) Edition Nathan 2eme édition.

---

# *Les Annexes*

---

## KOSGEB LABORATUVARLARI KİMYASAL ANALİZ RAPORU

İSTEM TARİHİ	İSTEM NO	RAPOR TARİHİ	RAPOR NO
09.05.2007	4772	09.05.2007	7581
FİRMA BİLGİLERİ	ERCIYAS ÇELİK BORU SAN. A.Ş. DEĞİRMEN SOK. NİDA KULE NO:12 K:20 KADIKÖY/İSTANBUL		
NUMUNE (FİRMA BEYANI)	No: 3	Ad: 731405-1	

### ANALİZ SONUÇLARI

ELEMAN	%	ELEMAN	%	ELEMAN	%
Karbon (C)	0,07960	Silyum (Si)	0,28500	Mangan (Mn)	1,75000
Fosfor (P)	0,01180	Kükürt (S)	0,00822	Krom (Cr)	0,20700
Molibden (Mo)	0,09500	Nikel (Ni)	0,01910	Alüminyum (Al)	0,03780
Kobalt (Co)	0,01210	Bakır (Cu)	0,04160	Niobyum (Nb)	0,05340
Titanyum (Ti)	0,02350	Vanadyum (V)	0,05130	Tungsten (W)	0,00500
Kurşun (Pb)	0,00200	Kalay (Sn)	0,00300	Antimon (Sb)	0,02810
		Demir (Fe)	Kalan		

ANALİZ TARİHİ	ANALİZİ YAPAN	T.C. ONAY
09.05.2007	Özlem BEÇERGEN Kimya Teknisyeni	SANAYİ VE TİCARET BAKANLIĞI KOSGEB İSTANBUL İMES BÖLGE MÜDÜRLÜĞÜ GELİŞTİRME MERKEZİ BAŞKANLIĞI İMES Sanayi Sitesi Y. Dudullu-İSTANBUL

#### AÇIKLAMALAR:

- 1- ANALİZ, SPECTROLAB MARKA M5 MODEL ANALİZ CİHAZINDA YAPILMIŞTIR.
- 2- ANALİZ SONUÇLARI YUKARIDA TANIMLANAN NUMUNEYE AITTİR.
- 3- BİR SAYFA OLARAK DÜZENLENEN BU RAPOR BİR BÜTÜN OLARAK ÇOĞALTILABİLİR, ANCAK KİSMEN KOPYA EDİLEMEZ.

İstanbul İMES Bölge Sanayi Geliştirme Merkez Müdürü  
İMES SANAYİ SİTESİ C BLOK 308 SOKAK NO:46 Y.DUDULLU/İSTANBUL  
Tel:216 466 8406, Faks:216 466 8407, e-mail:imes@kosgeb.gov.tr, http://www.kosgeb.gov.tr





الشركة الجزائرية لتسيير شبكة نقل الغاز  
Société Algérienne de Gestion du Réseau de Transport du Gaz

DIRECTION EXPLOITATION ET MAINTENANCE

# SPECIFICATION TECHNIQUES DE SOUDAGE

Construction des Antennes gaz et Raccordements  
WPS N° DC L002

juillet 2009



Titre : construction d'une antenne de transport de gaz (soudage des tubes en ligne et des raccords)

Projet : Déplacement de la station Gué de Constantine

Procédé : A l'arc électrique manuel avec électrodes enrobées conformément au code API 1104 dernière édition.

Métal de base :

- Type : API 5L grade X70,  
(SMYS)  $\geq$  65000 PSI
- Diamètre : supérieur à 12"3/4
- Epaisseur : 4,78 à 19,05mm

Pré assemblage des tubes : voir croquis ci-joint.

Métal d'apport :

Première passe : type E6010 - AWS A5.1 - Gpe 1- diamètre 3,25mm.

Bourrage et finition : type E8010 -AWS A5.5 Gpe 2 - diamètre 3,25mm à 5mm.

Caractéristique du courant électrique :

- Première passe : continu pôle négatif.
- Bourrage et finition : continu pôle positif.

Technique de soudage :

- Première passe : montante.
- Bourrage et finition : descendante.

Nombre de soudeurs : 01 ou 02.



**Refroidissement entre passes :**

Température inter passes :  $T < 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Délais maxi entre passes : 05 mn après meulage.

**Fixation :**

Méthode de fixation : clamps extérieur.

Durée de fixation : passe de pénétration seulement. Retrait de système de fixation après réalisation 70% de la 1ère passe.

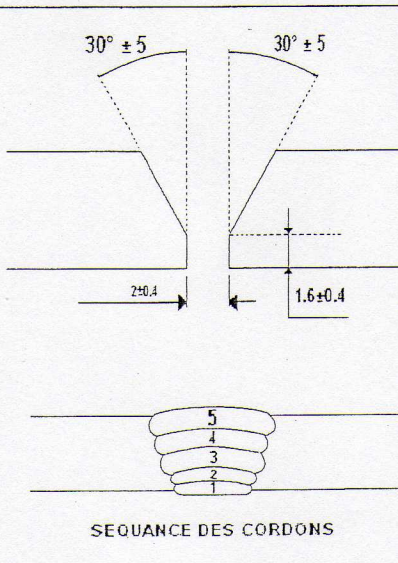
**Préchauffage :**

Préchauffage de 130 à 150 °C

Méthode de réchauffage : système à gaz.

Contrôle de préchauffage : par caxon thermo-chrome.

Technique d'exécution / Caractéristiques électriques :

Préparation et disposition des passes	passe	Courant polarité	Métal d'apport		Volts	Ampères	Vitesse d'avancement (mm/s)
			Type	$\phi$ (mm)			
 <p>SEQUENCE DES CORDONS</p>	1ère	DCPE	E 6010	3,25	20 - 25	75-180	3 - 4
	2ème et .....plus	DCPE	E 8010	3,25 4,00 5,00	25-30	75-125 110-220	3,5 - 7



Nettoyage :

Après chaque passe et après enlèvement du laitier, tout défaut apparent est éliminé par brossage et / ou meulage avant exécution de la passe suivante.

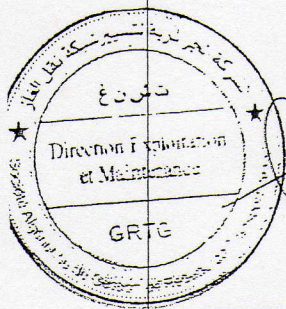
Essais et interprétation des résultats :

Les essais d'homologation du procédé de soudage et de qualification des soudeurs seront réalisés conformément à la norme API 1140 dernière édition. La qualification des soudeurs sur joint bout à bout se fera par examen visuel, et radiographique à 100%.

Autres : essais mécaniques.

Etablie par GRTG/ DEM

Le 28 juillet. 2009



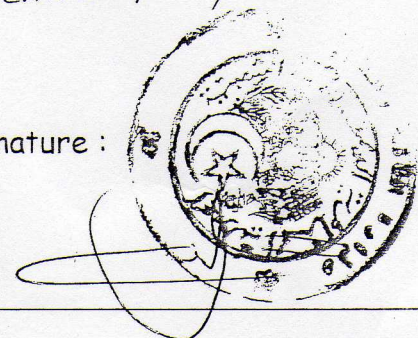
Handwritten signature and a rectangular stamp containing the text 'س. زغود' (S. Zegoud).

Procédure approuvée le

08 AOUT 2009

Par : BESSALAH - Mustapha.

Cachet et signature :



Observation

08 AOUT 2009

08 AOUT 2009

 **A 370**

**TABLE 7 Percent Shear for Measurements Made in Inches**

NOTE 1—Since this table is set up for finite measurements or dimensions *A* and *B*, 100% shear is to be reported when either *A* or *B* is zero.

Dimension <i>B</i> , in.	Dimension <i>A</i> , in.																
	0.05	0.10	0.12	0.14	0.16	0.18	0.20	0.22	0.24	0.26	0.28	0.30	0.32	0.34	0.36	0.38	0.40
0.05	98	96	95	94	94	93	92	91	90	90	89	88	87	86	85	85	84
0.10	96	92	90	89	87	85	84	82	81	79	77	76	74	73	71	69	68
0.12	95	90	88	86	85	83	81	79	77	75	73	71	69	67	65	63	61
0.14	94	89	86	84	82	80	77	75	73	71	68	66	64	62	59	57	55
0.16	94	87	85	82	79	77	74	72	69	67	64	61	59	56	53	51	48
0.18	93	85	83	80	77	74	72	68	65	62	59	56	54	51	48	45	42
0.20	92	84	81	77	74	72	68	65	61	58	55	52	48	45	42	39	36
0.22	91	82	79	75	72	68	65	61	57	54	50	47	43	40	36	33	29
0.24	90	81	77	73	69	65	61	57	54	50	46	42	38	34	30	27	23
0.26	90	79	75	71	67	62	58	54	50	46	41	37	33	29	25	20	16
0.28	89	77	73	68	64	59	55	50	46	41	37	32	28	23	18	14	10
0.30	88	76	71	66	61	56	52	47	42	37	32	27	23	18	13	9	3
0.31	88	75	70	65	60	55	50	45	40	35	30	25	20	18	10	5	0

**TABLE 8 Percent Shear for Measurements Made in Millimetres**

NOTE 1—Since this table is set up for finite measurements or dimensions *A* and *B*, 100% shear is to be reported when either *A* or *B* is zero.

Dimension <i>B</i> , mm	Dimension <i>A</i> , mm																		
	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0	3.5	4.0	4.5	5.0	5.5	6.0	6.5	7.0	7.5	8.0	8.5	9.0	9.5	10
1.0	99	98	98	97	96	96	95	94	94	93	92	92	91	91	90	89	89	88	88
1.5	98	97	96	95	94	93	92	92	91	90	89	88	87	86	85	84	83	82	81
2.0	98	96	95	94	92	91	90	89	88	86	85	84	82	81	80	79	77	76	75
2.5	97	95	94	92	91	89	88	86	84	83	81	80	78	77	75	73	72	70	69
3.0	96	94	92	91	89	87	85	83	81	79	77	76	74	72	70	68	66	64	62
3.5	96	93	91	89	87	85	82	80	78	76	74	72	69	67	65	63	61	58	56
4.0	95	92	90	88	85	82	80	77	75	72	70	67	65	62	60	57	55	52	50
4.5	94	92	89	86	83	80	77	75	72	69	66	63	61	58	55	52	49	46	44
5.0	94	91	88	85	81	78	75	72	69	66	62	59	56	53	50	47	44	41	37
5.5	93	90	86	83	79	76	72	69	66	62	59	55	52	48	45	42	38	35	31
6.0	92	89	85	81	77	74	70	66	62	59	55	51	47	44	40	36	33	29	25
6.5	92	88	84	80	76	72	67	63	59	55	51	47	43	39	35	31	27	23	19
7.0	91	87	82	78	74	69	65	61	56	52	47	43	39	34	30	26	21	17	12
7.5	91	86	81	77	72	67	62	58	53	48	44	39	34	30	25	20	16	11	6
8.0	90	85	80	75	70	65	60	55	50	45	40	35	30	25	20	15	10	5	0

**TABLE 9 Charpy V-Notch Test Acceptance Criteria for Various Sub-Size Specimens**

Full Size, 10 by 10 mm		¾ Size, 10 by 7.5 mm		¾ Size, 10 by 6.7 mm		½ Size, 10 by 5 mm		¼ Size, 10 by 3.3 mm		¼ Size, 10 by 2.5 mm	
ft·lbf	[J]	ft·lbf	[J]	ft·lbf	[J]	ft·lbf	[J]	ft·lbf	[J]	ft·lbf	[J]
40	[54]	30	[41]	27	[37]	20	[27]	13	[18]	10	[14]
35	[48]	26	[35]	23	[31]	18	[24]	12	[16]	9	[12]
30	[41]	22	[30]	20	[27]	15	[20]	10	[14]	8	[11]
25	[34]	19	[26]	17	[23]	12	[16]	8	[11]	6	[8]
20	[27]	15	[20]	13	[18]	10	[14]	7	[10]	5	[7]
16	[22]	12	[16]	11	[15]	8	[11]	5	[7]	4	[5]
15	[20]	11	[15]	10	[14]	8	[11]	5	[7]	4	[5]
13	[18]	10	[14]	9	[12]	6	[8]	4	[5]	3	[4]
12	[16]	9	[12]	8	[11]	6	[8]	4	[5]	3	[4]
10	[14]	8	[11]	7	[10]	5	[7]	3	[4]	2	[3]
7	[10]	5	[7]	5	[7]	4	[5]	2	[3]	2	[3]