

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



**Ecole Nationale Polytechnique**

**Département de Métallurgie**

**Mémoire de Magister**

Présenté par

**NOUREDDINE Mustapha**

Ingénieur d'état en métallurgie

Pour l'obtention du diplôme de Magister en Métallurgie

THEME

**EVOLUTION DE LA MICROSTRUCTURE ET DES  
PROPRIETES MECANIQUES DE L'ACIER HSLA-  
X70 LORS DES REPARATIONS PAR SOUDAGE**

Membres du jury:

Mr. MESRATI N	Professeur à l'ENP	Président
Mr. BOUABDALLAH M	Professeur à l'ENP	Directeur de thèse
Mr. BADJI R	Maitre de recherche au CSC	Co-directeur de thèse
Mr. SALHI E	Professeur à l'ENP	Examineur
Mr. ABADLI K	Chargé de cours à l'ENP	Examineur
Mr. DAIMELLAH A	Chargé de cours à l'ENP	Examineur

2008/2009

Ecole Nationale Polytechnique  
10, Avenue Hassan BADI El-Harrach, Alger Algérie  
BP 182, 16200

**ملخص:** الهدف من هذا العمل هو دراسة تأثير الإصلاحات المتكررة لعيوب اللحام على البنية الدقيقة و الخصائص الميكانيكية للمنطقة المتأثرة حراريا في حالة تلحيم الأنابيب المخصصة لنقل البترول و الغاز من نوع API 5L X70 باستخدام طريقة التلحيم بالقوس مع القطب الكهربائي المغلف, هذه الدراسة تتطلب فحصا بالمجهر الضوئي لتحليل البنية الدقيقة, وبعض التجارب الميكانيكية مثل : تجربة الشد, تجربة الصلابة, تجربة المرونة. وجدنا أن تكرار الإصلاحات لا يؤثر على البنية الدقيقة لهذا الفولاذ بل إن هذه البنية تتكرر مع كل عملية إصلاح مما يؤدي إلى المحافظة على نفس الخصائص الميكانيكية التي أكدت التجارب على عدم تأثرها أيضا بالإصلاحات المتكررة, هذه النتائج توحى بإمكانية القيام بعدة إصلاحات زيادة على العدد المحدد من طرف بعض المعايير.

**كلمات مفتاحية:** إصلاحات, اللحام, المنطقة المتأثرة حراريا, API 5L X70, الأنابيب, التلحيم بالقوس.

**Résumé :** Le but de ce travail est l'étude de l'influence des réparations successives des défauts de soudage sur la microstructure et les propriétés mécaniques de la zone affectée thermiquement dans le cas de soudage des pipelines destinés pour le transport du pétrole et gaz de catégorie API 5L X70 par le procédé de soudage à l'arc avec électrode enrobée. Cette étude a nécessité un examen par le microscope optique pour l'analyse de la microstructure et des essais mécaniques de traction, de microdureté et de résilience. On a trouvé que la succession des réparations dans la même zone n'a aucune influence sur la microstructure de cet acier, car cette microstructure se régénère après chaque réparation. Par conséquent elle conduit à la conservation des mêmes propriétés mécaniques. Ces résultats suggèrent la possibilité de réaliser d'autres réparations en plus du nombre indiqué par les normes.

**Mots clés :** Soudage, réparation, zone affectée thermiquement, API 5L X70, pipeline, ferrite aciculaire.

**Abstract:** The aim of this work is to study the influence of successive repair welding defects on the microstructure and mechanical properties of heat-affected zone in the case of welding of pipelines intended for transportation of oil and gas category API 5L X70 by the process of shield metal arc welding (SMAW). This study required an examination by optical microscope for analysis of microstructure and mechanical tensile tests, microhardness and resilience. It was found that the sequence of repairs in the same area has no influence on the microstructure of this steel, because the microstructure is regenerated after each repair. Therefore it leads to the conservation of the same mechanical properties. These results suggest the possibility of carrying out further repairs in addition to the number indicated by the standards.

**Key words:** Welding, repair, heat affected zone, API 5L X70, line pipe, acicular ferrite.

## **REMERCIEMENTS**

*Les travaux de recherche développés dans ce mémoire ont été réalisés au Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle (CSC) en collaboration avec le Département de Métallurgie de l'Ecole Nationale Supérieure Polytechnique*

*Je remercie très sincèrement Monsieur le Professeur Mabrouk BOUABDALLAH, directeur de ce mémoire, pour m'avoir accordé sa confiance, et m'a fait bénéficier de sa culture scientifique, tout au long de ces trois années.*

*J'adresse également mes sincères remerciements à Messieurs Bouzid MAMACH, Chargé de Recherche de CSC; et Riad BADJI, Maître de Recherche de CSC, qui sont à l'origine de cette étude, pour leur soutien, leurs conseils et leur disponibilité*

*J'exprime ma profonde gratitude à Monsieur MESRATI Nadir, Professeur de l'ENSP, qui m'a fait l'honneur de présider le jury d'examen de Magister.*

*Je remercie vivement Messieurs SALHI Essaid Professeur à l'ENSP, Abderrahmane DAIMALLAH et Kamel ABADLI, Chargés de Cours à l'ENSP, pour m'avoir fait l'honneur d'examiner ce travail.*

*Je remercie aussi tout le personnel du Centre de Recherche Scientifique et Techniques en Soudage et Contrôle (CSC) et plus particulièrement Messieurs : Yousef, Ibrahim, Mustapha, M'amar, Sid Ali, Mohamed BOURAHLA et Rachid pour leur aide précieuse.*

*Je n'oublie pas de remercier Monsieur NAOUI Hassan et mes amis: Boubakr, Ahmed, Abdessalam et Hassan pour leur soutien et leur aide précieuse.*

# Sommaire

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

## Chapitre I

Soudage des aciers au carbone.....	5
1.1. Définitions .....	5
1.2. Conditions d'installation de la liaison métallique.....	5
1.3. Le soudage à l'arc .....	6
1.3.1. Le soudage à l'arc avec électrode enrobée.....	6
1.4. Les cycles thermiques .....	8
1.4.1. Paramètre de refroidissement en ZAT .....	10
1.4.2. Influence des cycles thermiques sur les propriétés mécaniques des zones affectées par la chaleur en soudage .....	12
1.4.2.1. Modifications des propriétés mécaniques de dureté ou de traction en ZAT.....	12
1.4.2.2. Propriétés de ténacité des zones affectées thermiquement .....	13
1.5. Le soudage des aciers au carbone .....	14
1.5.1. Transformations en ZAT lors du chauffage.....	15
1.5.2. Transformations en ZAT lors du refroidissement.....	18
1.5.3. Cas du soudage multipasse .....	20
1.6. Contraintes résiduelles associées au soudage .....	21
1.7. Influence des traitements thermiques de relaxation des contraintes résiduelles en ZAT.....	22
1.8. Le métal fondu .....	23
1.8.1. Aspect thermique.....	23
1.8.2. Aspect chimique .....	23
1.8.3. Microstructures des soudures d'aciers ferritiques .....	23
1.8.3.1. Influence de la vitesse de refroidissement.....	25
1.8.3.2. Influence des éléments d'alliages.....	25
1.8.3.3. Influence de la teneur en oxygène .....	26

## Chapitre II

Les aciers à haute limite élastique HSLA .....	28
2.1. Définition .....	28
2.2. Les aciers HSLA catégories et caractéristiques .....	28
2.2.1. Les aciers HSLA résistants à la corrosion atmosphérique.....	28
2.2.2. Les aciers microalliés ferrito-perlitique: .....	29
2.2.3. Les aciers perlitiques de construction laminés .....	30
2.2.4. Les aciers de ferrite aciculaire.....	31
2.2.5. Les aciers à double phase (dual phase) .....	33
2.2.6. Les aciers de forme d'inclusion contrôlé.....	33
2.3. Propriétés des aciers HSLA .....	34
2.3.1. Éléments de microalliage.....	34
2.3.2. Composés : carbures, nitrures, oxydes .....	34
2.3.3. Précipitation.....	35
2.3.4. Propriétés propres à chaque élément.....	36
2.3.4.1. Titane.....	36
2.3.4.2. Niobium.....	36
2.3.4.3. Vanadium .....	37
2.3.5. L'effet des éléments de microalliage sur les propriétés.....	37
2.3.5.1. Durcissement.....	37
2.3.5.2. Contrôle du grain.....	38
2.3.5.3. Effet global .....	39
2.3.5.4. Ductilité.....	40
2.3.5.5. Ténacité .....	41
2.3.5.6. Vieillissement.....	41
2.3.5.7. Soudabilité.....	42
2.3.6. Autres dispersoïdes .....	44
2.3.6.1. Rôle des oxydes.....	44
2.3.6.2. Rôle des inclusions fines dans les zones soudées .....	45

## Chapitre III

Partie expérimentale .....	48
3. Techniques expérimentales.....	48
3.1. Les matériaux.....	49
3.1.1. Les pièces assemblées .....	49
3.1.2. Les électrodes de soudage.....	49
3.2. Procédés de soudage et réparation .....	50
3.3. Méthode de prélèvement des échantillons .....	53

3.4. Examen métallographique au microscope optique .....	55
3.4.1. Préparation des échantillons .....	55
3.4.2. Méthode d'acquisition des photos et calcul de la taille de grain .....	56
3.5. Essai mécanique de traction.....	57
3.5.1. Préparation des éprouvettes.....	57
3.5.2. Mode de traction .....	57
3.6.3. Exigences .....	60
3.6. Essais de dureté.....	60
3.6.1. Préparation des échantillons .....	60
3.6.2. Méthode de mesure .....	60
3.6.3. Exigences .....	61
3.8. Essai de résilience .....	61
3.8.1. Préparation des éprouvettes.....	62
3.8.2. Méthode de l'essai de résilience.....	62
3.8.3. Exigences .....	63

## Chapitre IV

Résultats et interprétations.....	64
4.1. Caractérisation microstructurale .....	65
4.1.1. Analyse chimique .....	65
4.1.2. Observations Macrographiques.....	66
4.1.3. Microstructure du métal de base.....	69
4.1.4. Microstructure du métal fondu.....	70
4.1.5. Microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT).....	74
4.1.6. Influence du nombre des réparations sur la microstructure de la ZAT .....	79
4.1.7. Taille de grain.....	83
4.2. Caractérisation mécanique .....	84
4.2.1. Microdureté.....	84
4.2.2. Essais de traction.....	87
4.2.3. Essais de résilience .....	88
Conclusion générale.....	93
Références bibliographiques.....	96

## Liste des figures

- Figure 1.1. Soudage à l'arc avec électrode enrobée. 8
- Figure 1.2. Schéma des enregistrements des cycles thermiques de soudage. 9
- Figure 1.3. Influence de l'épaisseur et de l'énergie linéaire de soudage sur les paramètres de refroidissement. 12
- Figure 1.4. Influence de la vitesse de refroidissement sur la résilience et la dureté en *ZAT* à gros grains. 13
- Figure 1.5 Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint. 15
- Figure 1.6. (a) Exemple de diagramme TRC en conditions de soudage ( $T_m=1300^\circ\text{C}$ ) ; (b) courbe (dureté- critère de refroidissement  $\Delta t$ ) correspondante. 19
- Figure 1.7. Illustration schématique des cycles thermiques et des microstructures rencontrées en soudage multipasses. 20
- Figure 1.8. Exemple de répartition typique des contraintes résiduelles longitudinales et transversales au sein d'un joint soudé. 22
- Figure 1.9. Définition schématique de la dilution. 25
- Figure 2.1. Durcissement de la solution-solide de la ferrite. 29
- Figure 2.2. La dureté et la limite d'élasticité d'un acier laminé de 25 mm à une structure bainitique à ultra bas carbone. 32
- Figure 2.3. Durcissement en fonction de la taille et de la quantité des précipités. 38
- Figure 2.4. Intérêt de la combinaison de deux éléments de microalliage pour le durcissement. 39
- Figure 2.5. Influence combinée de l'affinement du grain et de la précipitation sur la limite d'élasticité et la température de transition. 40

Figure 2.6. Dureté sous cordon et fissuration d'un acier microallié (méthode des implants). 42

Figure 2.7. Influence d'une addition de niobium ou de vanadium sur les propriétés mécaniques des zones affectées par la chaleur (ZAT). 43

Figure 2.8. Influence du revenu sur les propriétés mécaniques des zones affectées par la chaleur (ZAT). 44

Figure 2.9. Influence de la présence de TiN sur la résilience Charpy V à -20 °C en fonction de la distance de l'entaille à la ligne de fusion (soudure sous flux). 45

Figure 2.10. Nucléation de lamelles de ferrite sur des particules d'oxyde de titane, Éprouvette trempée à partir de 600 °C en cours de refroidissement pendant un cycle thermique de simulation. 46

Figure 2.11. Influence de TiO sur la température de transition Charpy V en fonction du pic de température de la zone affectée par la chaleur (ZAT). 46

Figure 3.1. Joint bout à bout normal avec un chanfrein en V. 50

Figure 3.2 méthode appliquée pour la réparation. 52

Figure 3.3. Le tube soudé avant le prélèvement des échantillons. 52

Figure 3.4. Emplacements de prélèvement des éprouvettes. 53

Figure 3.5. Les échantillons prélevés. 54

Figure 3.6. L'éprouvette de l'essai de traction. 58

Figure 3.7. Courbe de traction conventionnelle. 59

Figure 3.8 : procédure de mesure de la filiation de dureté. 61

Figure 3.9. Forme de l'éprouvette de résilience et la position de l'entaille. 63

Figure 4.1. Macrographies de différentes réparations de soudure. 65

Figure 4.2. Macrographies présentent l'étendu de la ZAT (zone affectée thermiquement) après chaque réparation. 66

Figure 4.3. Schéma illustre les deux cas de réparations existées dans ce travail. 66

Figure 4.4. La microstructure du métal de base (ferrite aciculaire). 68

Figure 4.5. Microstructures des zones recuites dans le métal fondu. 71

Figure 4.6. La microstructure du métal fondu proche de la ligne de fusion. 72

Figure 4.7. Les différentes subzones qui peuvent être formée dans la zone à gros grains dans le cas du soudage multipasses. 74

Figure 4.8. La zone à gros grains réchauffée à différentes températures. 75

Figure 4.9. Microstructure de la zone affectée thermiquement dans la soudure initiale. 76

Figure 4.10. Micrographies optiques montrant l'évolution microstructurales dans la zone à gros grains (CGHAZ) à mi-épaisseur de l'échantillon après chaque réparation. 78

Figure 4.11. Micrographies optiques montrant l'évolution microstructurales dans la zone à grains fins (FGHAZ) à mi-épaisseur de l'échantillon après chaque réparation. 79

Figure 4.12. Micrographies optiques montrant l'évolution microstructurales de la zone intercritique (ICCGHAZ) à mi-épaisseur de l'échantillon après chaque réparation. 80

Figure 4.13. Variation de la taille de grain en fonction du nombre des réparations. 81

Figure 4.14. La variation de la microdureté Vickers à travers le métal fondu, la ZAT et le métal de base en fonction de nombre des réparations. 84

Figure 4.15. Les courbes obtenues (contrainte-déformation) des essais de traction. 86

Figure 4.16. L'énergie de rupture absorbée pour le métal de base, le métal fondu et la ZAT de chaque état de réparation. 88

Figure 4.17. Le comportement de rupture des éprouvettes de résilience après la rupture. 90

## Liste des tableaux

Tableau 1.1. Évaluation du cycle thermique à partir de l'abaque IRSID. 24

Tableau 3.1. Caractéristiques des électrodes utilisées. 49

Tableau 3.2. Les paramètres de soudage utilisés pour le soudage du tube X70. 51

Tableau 3.3. Nombre des éprouvettes exigées pour chaque essai mécanique. 53

Tableau 3.4. Les dimensions des éprouvettes de traction. 58

Tableau 4.1. La composition chimique (en pourcentage %) du métal de base et le métal fondu et les valeurs exigées par la norme API. 63

Tableau 4.2. La largeur de la zone affectée thermiquement dans chaque réparation. 67

Tableau 4.3. Les abréviations utilisées pour les différentes phases existées dans la microstructure. 70

Tableau 4.4. Abréviations des différentes zones existantes dans la ZAT. 72

Tableau 4.5. Les résultats des essais de traction pour différents états de réparations. 87

Tableau 4.6. Les résultats de l'essai de résilience exécutée à 0 °C. 89

## Abréviations

Terme	Sens
ZAT	Zone affectée thermiquement
MB	Métal de base
MF	Métal fondu
TRC	Diagramme de transformation en refroidissement continu
HSLA	Les aciers à haute limite élastique
API	Institut Américain du Pétrole
FP	Ferrite polygonale
FA	Ferrite aciculaire
FQP	Ferrite quasi polygonale
P	Perlite
GBF	Ferrite proeutectoïde
FW	Ferrite de Widmannstätten
BG	Bainite granulaire
CGHAZ	La zone à gros grains
SRHAZ	La zone réchauffée à une température inférieure à $A_{c1}$
FGHAZ	La zone à grains fins associée à un pic de température légèrement supérieure à $A_{c3}$
ICHAZ	La zone transformée partiellement dans le domaine intercritique, entre $A_{c1}$ et $A_{c3}$
SRHAZ	La zone réchauffée à une température inférieure à $A_{c1}$
UAGC	La zone à gros grains non altérée par les passes ultérieures
SCGR	La zone à grains fins réchauffée légèrement au dessus $A_{c3}$ , de CGHAZ
ICGC	La zone à gros grains réchauffée entre les températures $A_{c1}$ et $A_{c3}$ , de CGHAZ
SCGC	La zone à gros grains réchauffée au dessous $A_{c1}$ , de CGHAZ
LBZ	zone locale de fragilisation

## Symboles

$\Delta t_{500}^{800}$	Paramètre de refroidissement entre 800 et 500 °C
$\Delta t_{300}^{700}$	Paramètre de refroidissement entre 700 et 300°C
$A_{c1}$	Température du début de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$
$A_{c3}$	Température de la fin de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$
$\alpha$	Ferrite
$\gamma$	Austénite
$d_{\max}$	Taille de grains maximale
$r$	Taille de précipité
$V_f$	Fraction volumique de précipité
$V_{CM}$	Vitesse critique de trempe
$R_m$	Résistance à la traction
CE	Carbone équivalent
$\sigma_e$	La limite d'élasticité
M	Le rapport entre la limite d'élasticité de la ZAT et la limite d'élasticité du métal de base
$\sigma_{YZ}$	La limite d'élasticité de la ZAT
$\sigma_{YB}$	La limite d'élasticité du métal de base
HV	Dureté Vickers

# **Introduction générale**

# Introduction générale

---

## Introduction générale

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

Les soudures de périmètre de ces aciers offrent aussi une combinaison de haute résistance et dureté, mais il se peut que ces soudures contiennent des défauts de soudage tels que (soufflures, fissures, inclusions de laitier, ...).

Quand un défaut est trouvé dans une soudure au moyen d'un certain essai non destructif, la soudure devrait être réparée. Généralement, le métal de soudure est enlevé par meulage et inspecté pour vérifier l'enlèvement efficace du défaut afin de ressouder sous une procédure qualifiée de soudage.

Dans la qualification des procédures de soudage selon API-1104 et ASME section IX qui sont des normes applicables au soudage des pipelines, les conditions pour faire des réparations de la soudure dans les zones précédemment réparées, indiquent que la réparation de soudure devrait être effectuée avec un procédé qualifié et nécessitent un personnel d'inspection et des soudeurs également qualifiés ; cependant, ces normes ne limitent pas le nombre de fois qui peuvent être réparées dans une zone précédemment soudée. La seule référence trouvée limitant le nombre de soudure réparée dans le pipeline est la norme offshore standard DNV-OS-F101 Appendice C G 300 : réparation de la soudure, dans ce cas "les coutures de soudure peuvent seulement être réparées deux fois dans la même zone".

Le but de ce travail est l'étude de l'effet de une, deux et trois réparations effectuées, par le procédé de soudage à l'arc avec électrode enrobée (SMAW) dans la même zone en soudures de périmètre de pipeline API 5L X70 sur la microstructure et les propriétés mécaniques de la zone affectée thermiquement. On compare les résultats obtenus après chaque réparation avec ceux de la soudure initiale et avec les exigences de la norme API.

## Introduction générale

---

Pour l'essai mécanique de résilience on va aller jusqu'à la cinquième réparation pour voir le changement qui se produit dans cette propriété qui caractérise l'acier API 5L X70.

La partie théorique de ce travail est constituée de deux chapitres, le premier pour rappeler de quelques notions métallurgiques de base du soudage et le deuxième chapitre pour définir les aciers à haute limite élastique (HSLA), leurs propriétés et les transformations qui peuvent exister au cours du réchauffage et refroidissement.

Les techniques expérimentales utilisées pour la réalisation de ce travail sont présentées dans le troisième chapitre. Ces techniques sont le procédé de soudage et réparation, la caractérisation microstructurale par le microscope optique et la caractérisation mécanique par les essais de traction, microdureté et résilience. On cite aussi dans ce chapitre les exigences indiquées par la norme API pour les propriétés mécaniques des joints de soudures dans le cas du soudage en périmètre du pipeline API 5L X70.

Le quatrième chapitre est dédié à la présentation de nos résultats et interprétations. Les résultats sont comparés avec ceux de l'état de soudure initiale et avec les exigences indiquées par la norme API. Nous tâcherons également de connaître la corrélation qui existe entre la microstructure et les propriétés mécaniques.

# **Chapitre 1**

## **Soudage des aciers au carbone**

## 1.1. Définitions

**Soudage** : opération consistant à réunir deux ou plusieurs parties constitutives d'un assemblage, de manière à assurer la continuité entre les parties à assembler (continuité de la nature des matériaux assemblés : matériau métallique, matière plastique, etc.), soit par chauffage, soit par intervention de la pression, soit par l'un et l'autre, avec ou sans emploi d'un produit d'apport dont la température de fusion est du même ordre de grandeur que celle du matériau de base [3].

**Soudabilité** : on considère qu'un matériau métallique est soudable à un degré donné par un procédé et pour un type d'application donnés, lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'assurer la continuité métallique par la constitution de joints soudés qui, par leurs caractéristiques locales et les conséquences globales de leur présence, satisfont aux propriétés requises et choisies comme base de jugement [3].

**Continuité métallique** : Cette exigence implique la mise en jeu, entre les éléments à assembler, de forces de liaison interatomiques de type métallique (pour les métaux). L'intervention de ces dernières exige l'absence de tout corps étranger susceptible de constituer une barrière à leur action [3].

## 1.2. Conditions d'installation de la liaison métallique

L'installation de la liaison métallique consisterait, théoriquement, à rapprocher les surfaces à unir de telle sorte que les atomes superficiels parviennent à des distances de l'ordre de grandeur des distances internoeuds de leur système cristallin propre. Cette opération, qui supposerait au départ que les surfaces soient chimiquement propres et dans un état de poli spéculaire, n'est pas réalisable pratiquement.

Pour pallier les insuffisances engendrées par les nécessités de l'industrialisation, il faudra donc activer les surfaces à unir tout en éliminant les corps et éléments susceptibles de perturber la liaison. Le procédé d'activation des surfaces le plus efficace est la fusion, la liaison métallique est créée par la solidification [1-3].

### 1.3. Le soudage à l'arc

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

L'apport de la chaleur utilisée pour former le bain de métal fondu est assuré ici par un arc électrique, et la liaison a bien lieu par solidification du métal fondu sur le métal de base, soit sans métal d'apport soit surtout avec métal d'apport [1], [3]. L'arc doit pouvoir s'amorcer facilement et, ensuite, rester stable. Pour faciliter son amorçage aussi bien que pour le stabiliser, on a recours à des éléments chimiques facilement ionisables qui sont introduits dans le plasma d'arc. Ces éléments peuvent provenir des composés fusibles et volatils inclus dans les produits solides qui formeront le laitier ou des gaz distribués pour protéger le métal fondu [1], [3].

Le choix de ces produits (gaz ou composés fusibles) est réalisé de telle sorte qu'ils puissent assurer aussi la protection du métal fondu ; c'est ainsi que les composés fusibles devront former un laitier surnageant au-dessus de celui-ci (et éventuellement susceptible de réagir chimiquement avec lui pour l'affiner) tandis que les gaz seront souvent des gaz inertes (argon, hélium ou des mélanges additionnés parfois d'hydrogène) et parfois du dioxyde de carbone (dont la décomposition dans l'arc donnera du monoxyde de carbone protecteur et de l'oxygène qui sera fixé par des éléments introduits par les produits d'apport) [1], [3].

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

- sa tension à vide soit assez élevée pour permettre l'amorçage,
- sa tension en régime d'arc permanent permette de parvenir à des longueurs d'arc compatibles avec la technologie mise en œuvre,
- sa tension en cas d'extinction de l'arc soit suffisante pour permettre le réamorçage de ce dernier [1-3].

#### *1.3.1. Le soudage à l'arc avec électrode enrobée*

Le principe de base du soudage à l'arc avec électrode enrobée est présenté dans la figure 1.1. L'électrode est constituée par :

- une *âme* métallique (dont le diamètre est généralement compris entre 1 et 10 mm et dont la longueur peut atteindre 450 mm) qui assure la conduction du courant et sert de métal d'apport,
- et par un revêtement adhérent appelé *enrobage* qui est constitué, à la fois, de composés qui vont concourir à la formation du laitier protecteur, d'autres produits qui vont se volatiliser dans le plasma d'arc pour le stabiliser et, éventuellement, de particules métalliques qui participeront à la formation du bain de métal fondu [1].

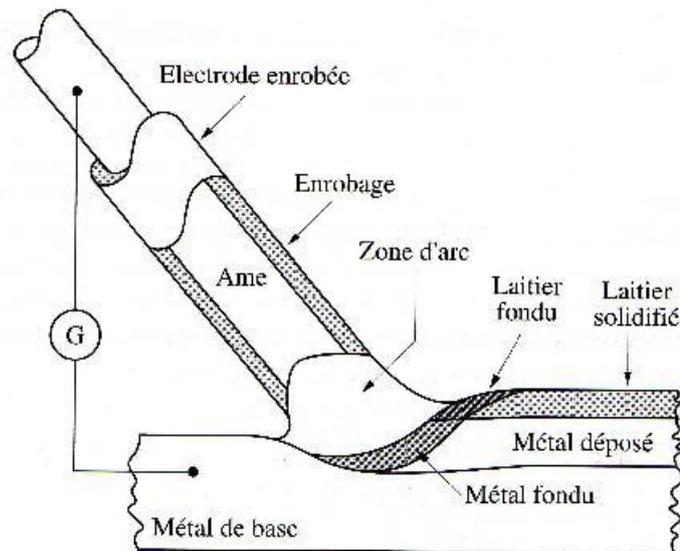
Cet enrobage peut être, le plus souvent:

- **cellulosique** : il donne peu de laitier mais sa combustion libère du dioxyde de carbone et concourt à l'enrichissement du métal fondu en hydrogène dissous ;
- **rutile** : le constituant de base est de l'oxyde de titane ; il contribue à la désulfuration du métal fondu ; les liants utilisés dégagent de l'hydrogène ;
- **basique** : (électrodes utilisées en soudage des aciers) ; le constituant de base est le carbonate de calcium ; il libère peu d'hydrogène mais il est hygroscopique et exige de ce fait que les électrodes soient correctement étuvées (vers 300°C environ) puis protégées (par conservation à 100°C par exemple) avant emploi [1].

La fusion de l'âme précède légèrement celle de l'enrobage. Il se forme un cratère qui oriente le transfert du métal d'apport vers le métal fondu. Ce transfert se fait sous la forme de grosses gouttes (enrobages cellulosiques ou basiques) ou par pulvérisation (enrobages rutilés).

Dans de nombreux cas, l'arc peut être alimenté en courant continu (la polarité est alors choisie en fonction de la nature du métal de base, de l'enrobage et de la position de soudage) mais il est parfois possible d'utiliser du courant alternatif (notamment pour le soudage des aciers). L'intensité du courant de soudage est choisie en fonction du diamètre de l'électrode. Elle est généralement préconisée par le producteur [1], [3].

Le soudage est pratiquement possible dans toutes les positions, chacune demandant des réglages particuliers et des préparations adaptées [1].

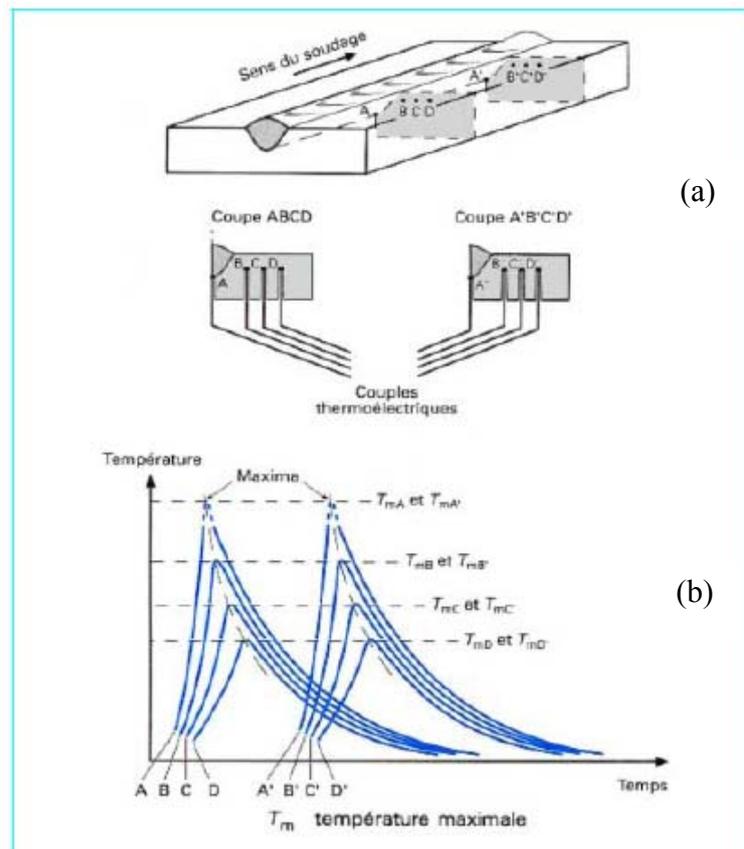


**Figure 1.1.** Soudage à l'arc avec électrode enrobée [1].

#### 1.4. Les cycles thermiques

L'interprétation métallurgique de tous les phénomènes résultant d'un effet thermique requiert, comme condition nécessaire, la connaissance de la température atteinte. A cette condition de température s'ajoutent une ou plusieurs conditions de temps, qu'il s'agisse de l'échauffement, du séjour à température ou du refroidissement. Pour interpréter les phénomènes qui prennent naissance, durant l'opération de soudage, en un point donné de l'assemblage, il faut donc connaître *le cycle thermique de soudage*, c'est-à-dire la variation de la température  $T$  en fonction du temps [3].

Pour enregistrer les évolutions de la température en fonction du temps, on place des couples thermoélectriques lors de la préparation des pièces à assembler. Ainsi, on peut, s'ils ont été judicieusement disposés (figure 1.2 (a)), enregistrer à partir de chacun d'eux la courbe température =  $f$ (temps), qui correspond au volume de métal voisin de la soudure chaude. Les résultats obtenus prennent les formes schématisées sur la figure 1.2 (b) [3].



**Figure 1.2.** Schéma des enregistrements des cycles thermiques de soudage, (a) disposition des thermocouples sur le cordon, (b) courbe de variation de température en fonction du temps et de la position sur le cordon de soudure [3].

On voit déjà que le métal est soumis à :

- un chauffage très rapide jusqu'à une température maximale ( $T_m$ ) variant, suivant la distance entre le point considéré et la zone fondue, depuis la température initiale du métal (au plus loin du métal fondu) jusqu'à la température de début de fusion de celui-ci (au plus près du métal fondu) ;
- un refroidissement généralement rapide qui succède immédiatement à l'arrêt du chauffage [3], [29].

Ces enregistrements sont identiques quelque soit la position d'emplacement des thermocouples dans la zone d'état quasi stationnaire, et ils nous conduisent aux remarques suivantes :

- Les courbes température-temps se situent les unes au dessous des autres au fur et à mesure qu'augmente la distance entre le point de mesure et la ligne de soudure.

Les températures maximales atteintes  $T_m$  sont décroissantes, de manière plus ou moins abrupte selon le gradient de température qui caractérise le procédé et le mode opératoire étudiés.

- La courbe  $T_m = \varphi(t)$  sépare le domaine des températures croissantes de celui des températures décroissantes. Ceci exprime le fait qu'au voisinage de la source de chaleur, les points les plus rapprochés sont déjà en train de se refroidir à partir de la température maximale qu'ils ont atteinte alors que les points les plus éloignés en sont encore à la phase d'échauffement.
- Compte tenu de la disposition des courbes, la vitesse de refroidissement comptée à partir de la température maximale, décroît lorsque la distance à la ligne de soudure croît. Mais les courbes de refroidissement constituent rapidement un fuseau assez serré.

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

- L'énergie apportée par la source de chaleur quand elle augmente, le volume de métal chauffé croît, le temps de séjour dans le domaine des hautes températures est plus long et le refroidissement est plus lent.
- La température initiale des pièces à assembler ; quand elle s'élève, le volume de métal chauffé croît, le temps de séjour dans le domaine des hautes températures est plus long et le refroidissement est plus lent.
- La masse des pièces à assembler ; les conditions de refroidissement de la soudure dépendent de l'environnement métallique de celle-ci, c'est-à-dire de la masse du métal adjacent à la soudure qui est apte à absorber la chaleur.
- Les caractéristiques physico-thermiques du métal, c'est-à-dire sa capacité thermique massique, sa conductivité thermique, sa diffusivité thermique et, s'il y a fusion, son enthalpie de fusion [3], [29].

#### ***1.4.1. Paramètre de refroidissement en ZAT***

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

- Soit entre 800 et 500 °C, il s'agit alors du paramètre de refroidissement  $\Delta t_{500}^{800}$ ,
- Soit entre 700 et 300°C (critère  $\Delta t_{300}^{700}$ ). Le rapport entre ce paramètre et le précédent est généralement compris entre 2 et 4 [1], [3].

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

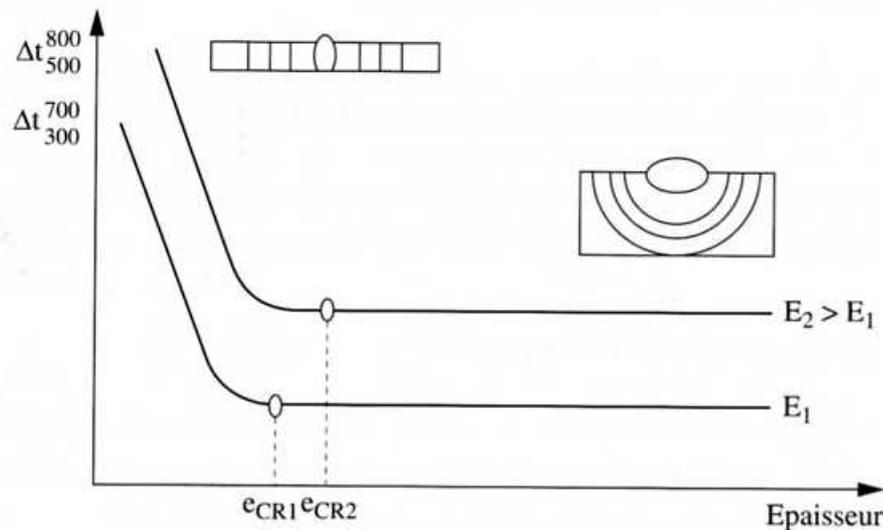
Des relevés de cycles thermiques sur joint soudé montrent que le paramètre de refroidissement varie très peu au sein d'un même joint soudé. En ce sens on peut dire que les différentes zones d'un dépôt soudé peuvent être caractérisées par une valeur unique de paramètre de refroidissement  $\Delta t_{500}^{800}$  (ou  $\Delta t_{300}^{700}$ ). L'évolution continue de la microstructure dépend donc uniquement de celle de la température maximale atteinte localement, tous les points subissant une loi de refroidissement pratiquement identique [1], [3].

Il reste maintenant à relier le paramètre de refroidissement aux conditions de soudage d'une manière plus précise ; si l'on réalise des joints soudés à partir de produits de différentes épaisseurs en faisant varier l'énergie linéaire de soudage, la variation du paramètre de refroidissement associé à ces conditions se présente comme celle indiquée à la figure 1.3.

Au-delà d'une certaine épaisseur, le paramètre de refroidissement ne varie plus. Cette épaisseur critique, appelée *épaisseur limite*, est d'autant plus élevée que l'énergie de soudage est grande. De point de vue de soudage, un produit sera donc considéré comme « épais » pour une énergie de soudage donnée, si son épaisseur est supérieure à l'épaisseur limite [1].

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

existe une zone de transition entre ces deux régimes, où la forme des isothermes est affectée par le rayonnement à la partie inférieure de la pièce [1].



**Figure 1.3.** Influence de l'épaisseur et de l'énergie linéaire de soudage sur les paramètres de refroidissement [1].

#### 1.4.2. Influence des cycles thermiques sur les propriétés mécaniques des zones affectées par la chaleur en soudage

Les modifications importantes de microstructures provoquées par le soudage s'accompagnent naturellement d'évolutions significatives des propriétés mécaniques par rapport au métal de base [1], [29].

##### 1.4.2.1. Modifications des propriétés mécaniques de dureté ou de traction en ZAT

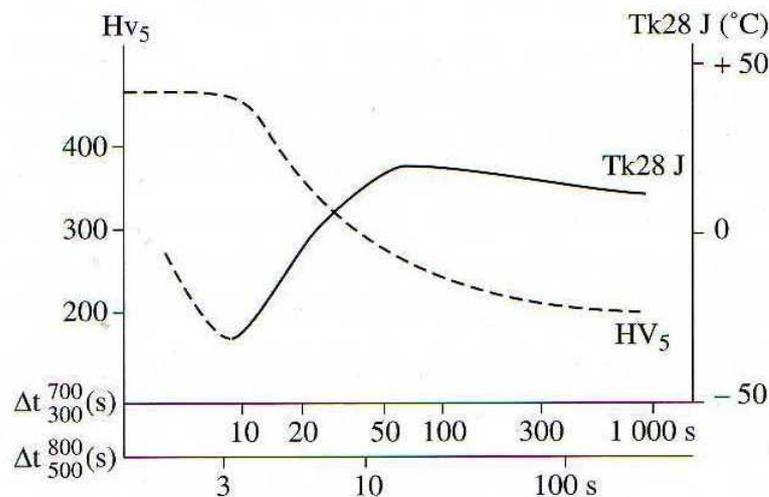
Les cycles thermiques associés à la zone à gros grains conduisent à un accroissement local de la dureté par rapport à celle du métal de base, tout particulièrement dans le cas d'un refroidissement rapide après soudage. Cette hétérogénéité mécanique a souvent pour but de reporter la localisation de la rupture vers le métal de base dans le cas d'essais de traction lisse ou de flexion en travers des joints soudés. Dans le cas d'essais mécaniques comportant une entaille localisée en ZAT, la présence du métal de base avoisinant moins dur contribue au développement facile d'une zone plastique et à une élévation de la ténacité apparente [1], [29].

## 1.4.2.2. Propriétés de ténacité des zones affectées thermiquement

La figure 1.4 présente l'influence de la vitesse de refroidissement en ZAT à gros grains sur la température de transition au niveau 28 joules de la résilience. Sur la même figure est portée l'évolution correspondante de la dureté en ZAT. En partant des vitesses de refroidissement les plus rapides, on observera successivement trois moments.

Une ténacité optimale en ZAT correspondant à la fin du domaine martensitique. On observe ensuite une brusque dégradation de la ténacité lorsque la vitesse de refroidissement diminue. Celle-ci est liée à l'évolution de la bainite inférieure vers la bainite supérieure, dont les tailles des lattes bainitiques offrent une moindre résistance au clivage.

Pour les vitesses de refroidissement les plus lentes (structures ferrite-carbures), on observe enfin une stabilisation de la ténacité, après un éventuel léger abaissement de la température de transition [1], [29].



**Figure 1.4.** Influence de la vitesse de refroidissement sur la résilience et la dureté en ZAT à gros grains [1].

A ce stade, il faut noter que des exigences simultanées concernant la ténacité et la résistance à la fissuration peuvent apparaître parfois contradictoires: en effet, la garantie d'une ténacité minimale peut passer par la limitation du paramètre de refroidissement ( $\Delta t_{500}^{800} < \Delta t_{1 \text{ crit.}}$ ). En revanche, la volonté d'éviter la fissuration à froid peut se traduire par l'exigence d'une vitesse de refroidissement minimale de façon à

éviter une trop forte proportion martensitique ( $\Delta t_{500}^{800} > \Delta t_{2 \text{ crit}}$ ). On voit donc que le respect simultané de ces deux critères peut conduire à la notion de *domaine de soudabilité métallurgique*, défini entre les valeurs  $\Delta t_{1 \text{ crit}}$  et  $\Delta t_{2 \text{ crit}}$  [1], [3], [29].

### 1.5. Le soudage des aciers au carbone

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

L'opération de soudage se distingue des opérations métallurgiques classiques par le fait que les vitesses d'échauffement sont très élevées, que les températures maximales des différents points des pièces varient avec leurs distances au joint et que les durées de maintien de ces températures sont très faibles ; de plus, les transformations métallurgiques qui apparaissent au refroidissement, dans la zone thermiquement affectée du joint soudé, s'accompagnent de traitements mécaniques. L'expérience montre en fait que la structure métallurgique finale en tout point de la ZAT ne dépend pratiquement que de la température maximale atteinte en ce point, et du critère de refroidissement [1], [29].

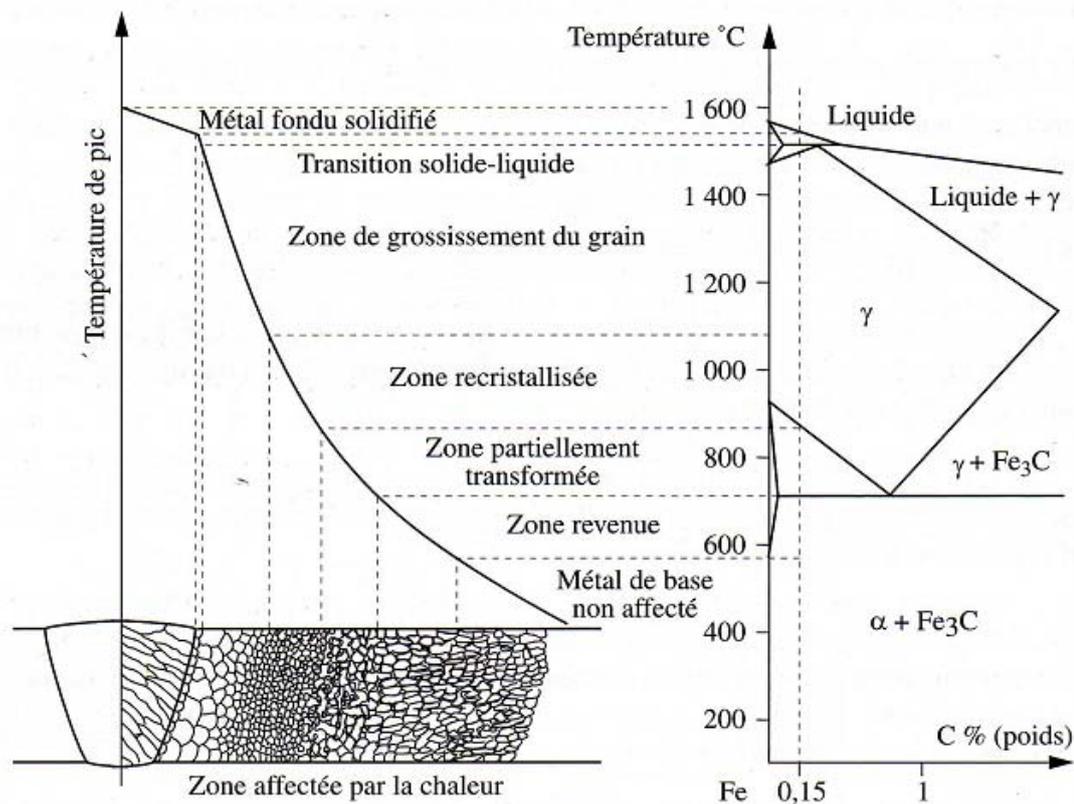
Dans le cas du soudage des aciers au carbone, on peut distinguer quatre zones dans les joints, suivant les températures maximales atteintes [1], [29] :

- La zone fondue, pour laquelle la température maximale est supérieure ou égale à la température de fusion ;
- La zone entièrement austénitique, pour laquelle la température maximale est comprise entre la température de fusion  $T_F$  et la température  $A_{c3}$  ;
- La zone partiellement austénitique, pour laquelle la température maximale est comprise entre les températures  $A_{c3}$  et  $A_{c1}$  ;
- La zone influencée, non austénisée, pour laquelle la température maximale est inférieure à  $A_{c1}$ .

La figure 1.5 représente l'évolution des températures maximales atteintes dans un joint soudé.

## 1.5.1. Transformations en ZAT lors du chauffage

La rapidité des chauffages au cours des cycles thermiques de soudage engendre un déplacement, au-dessus des conditions d'équilibre, des domaines de température dans lesquels se développent les transformations ; ce qui ne permet pas d'utiliser les diagrammes d'équilibre pour prévoir la nature exacte des différentes phases au voisinage de la ligne de fusion. Il est commode de raisonner à partir de ce type de diagramme pour interpréter qualitativement les modifications microstructurales. On se placera dans le cadre des aciers de construction métallique, en examinant le diagramme (Fe-C) en parallèle avec les températures maximales atteintes dans un joint soudé figure 1.5.



**Figure 1.5.** Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint soudé [1].

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

Le métal de base n'ayant pas subi de transformation de phase au chauffage, c'est-à-dire ayant été chauffé à une température inférieure au point de transformation

$A_{c1}$  (727°C). A l'équilibre, il s'agit donc de structure composée de ferrite  $\alpha$  et de cémentite ou plus précisément de perlite, agrégat lamellaire de ferrite et de cémentite.

Une zone subcritique, où l'on ne constate pas encore de changement de phase. Cependant, lorsque la température atteinte est suffisamment importante (par exemple  $T > 600^\circ\text{C}$ ), certains phénomènes tels que le revenu, la globulisation des lamelles de cémentite, la recristallisation dans le cas de soudage sur produit écroui, le vieillissement, etc., peuvent éventuellement intervenir.

Une zone de transformation partielle (ou intercritique), portée entre  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$ . Dans ce domaine coexistent la ferrite et une phase nouvellement formée, l'austénite  $\gamma$ . C'est à partir de cette zone ( $T > A_{c1}$ ) que débute la zone affectée par la chaleur.

A partir de la température  $A_{c3}$  et jusqu'à 1495 °C environ, la transformation en austénite est totale. La nouvelle structure ainsi formée remplace et efface toute trace de la structure ferritique antérieure. C'est au sein de cette zone qu'intervient un grossissement du grain austénitique pour les plus hautes températures. Il s'agit de la zone en général la plus susceptible de causer certains problèmes métallurgiques.

Une zone portée partiellement à l'état liquide, où coexistent une phase ferritique solide ( $\delta$ ) et une phase liquide. De très petite taille (et donc difficile à observer micrographiquement), cette zone constitue la zone de liaison entre le métal de base et le métal fondu. Sur le diagramme d'équilibre, celle-ci correspond à l'intervalle de température entre le début et la fin de la fusion.

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

Enfin le métal fondu, qui a souvent une composition différente de celle du métal de base, en raison de la volatilisation de certains éléments, de réaction avec le milieu environnant, ou d'enrichissement par des éléments extérieurs (produits d'apport). Les premiers germes du métal fondu se solidifient par épitaxie (relation de cohérence cristallographique) sur les grains de la ZAT [1], [3], [29].

A ce stade, il faut noter les points suivants :

- les transformations et les domaines de température évoqués ci-dessus correspondent à l'état d'équilibre. Dans la réalité, la brièveté des cycles thermiques conduit au fait que les transformations de phases et l'homogénéité des structures interviennent à des températures parfois bien supérieures à ces températures d'équilibre ;
- le cas particulier considéré ici (alliage Fe-0,15%C) présente une situation où des changements de phases interviennent pendant le chauffage. Dans le cas d'autres matériaux (par exemple : alliages d'aluminium, de cuivre, aciers inoxydables ferritiques...), le cycle thermique de soudage intervient dans une région monophasée. On assistera alors à un grossissement du grain tout au long du cycle, sans possibilité d'affinement par changement de phase ;
- outre ces modifications microstructurales, les opérations de soudage ont une influence marquée sur les précipités éventuellement présents dans le métal de base. En effet, on sait que les aciers modernes tirent leurs propriétés mécaniques (résistance, ductilité, ténacité) d'une combinaison optimisée de durcissement par la nature de la microstructure, l'affinement du grain et la précipitation. Cet équilibre est profondément modifié par les cycles thermiques de soudage [1], [3], [29].

Plus la température atteinte localement en ZAT est élevée, plus la décomposition des précipités est susceptible d'intervenir. Par ordre décroissant, la stabilité de ces composés est schématiquement la suivante : oxydes, nitrures, sulfures, carbures [1].

Pour des compositions usuelles d'aciers de construction métallique, on assistera à une décomposition des carbures en ZAT vers 1100-1150°C, les nitrures vers 1150-1300°C, les sulfures étant dissociées généralement vers 1100-1200°C. Compte tenu de leur très forte stabilité, les inclusions d'oxydes résultant de l'élaboration de l'acier à l'état liquide (alumine, silicates...) ne sont pas affectées par le cycle de soudage. En très faible quantité, et de taille relativement importante, ne jouent généralement pas de rôle lors de la phase de chauffage en ZAT. Il n'en est pas de même pour les nitrures ou les carbonitrures. En effet, on sait que des particules nombreuses, fines et dispersées freinent la croissance du grain austénitique puisque le déplacement des joints à travers celles-ci s'accompagne d'une augmentation locale d'enthalpie [1], [29].

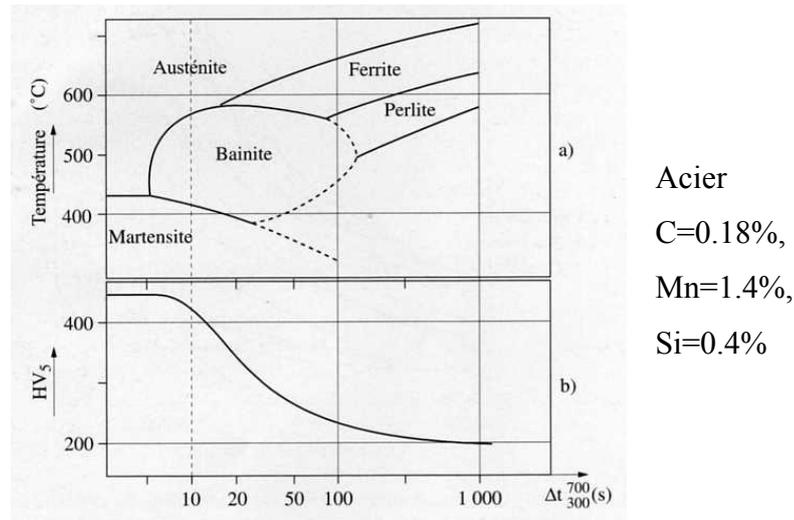
La taille de grains maximale  $d_{\max}$ , en présence d'une population de précipités de taille  $r$  et dont la fraction volumique est  $V_f$ , peut être exprimée par la relation de Zener :  $d_{\max}=4r/3V_f$  [1].

### ***1.5.2. Transformations en ZAT lors du refroidissement***

Dans le cas des aciers de construction métallique, les microstructures observées dans les ZAT des joints soudés correspondent aux produits de transformation de l'austénite. Il est en effet malaisé d'étudier ces transformations métallurgiques à partir des diagrammes TRC (transformation en refroidissement continu) classiques. Ceux-ci sont généralement établis à partir de traitements austénitiques à températures relativement basses (900-950°C) et pour des temps de maintien longs, c'est-à-dire exactement la situation contraire à celle rencontrée en ZAT. Il a donc fallu tracer des diagrammes TRC spécialement établis pour le soudage. Ces diagrammes ont été établis soit par simulation (traitement thermique imitant les cycles de soudage appliqués à des éprouvettes) soit par analyse « in situ » c'est-à-dire sur place, au niveau de soudures ou cordons de soudure réels, dans la zone affectée, ou dans le métal fondu à son premier refroidissement. Pour un matériau (figure 1.6) et des conditions d'austénitisation données (température généralement supérieure à 1200°C, de manière à simuler la ZAT à gros grains), on peut apprécier les transformations de l'austénite en fonction de la vitesse de refroidissement à partir du diagramme TRC en conditions de soudage ou simplement de l'évolution de la dureté de la microstructure finale avec la température [1], [3], [29].

Selon la vitesse de refroidissement, différents types de microstructures sont susceptibles de se former.

Pour des vitesses très élevées (inférieures à la vitesse critique de trempe  $V_{CM}$ , ce qui correspond un plateau sur la courbe dureté-critère de refroidissement, ou  $HV-\Delta t$ ), apparaît la martensite. Ayant une structure cristallographique tétragonale, cette solution solide sursaturée de carbone dans le fer se forme par un mécanisme de cisaillement sans diffusion atomique. De composition identique à celle de l'austénite mère, la martensite a une dureté  $HV_M$  qui ne dépend pratiquement que de la teneur en carbone de l'acier selon l'expression :  $HV_M=283+930(\%C)$  [1].



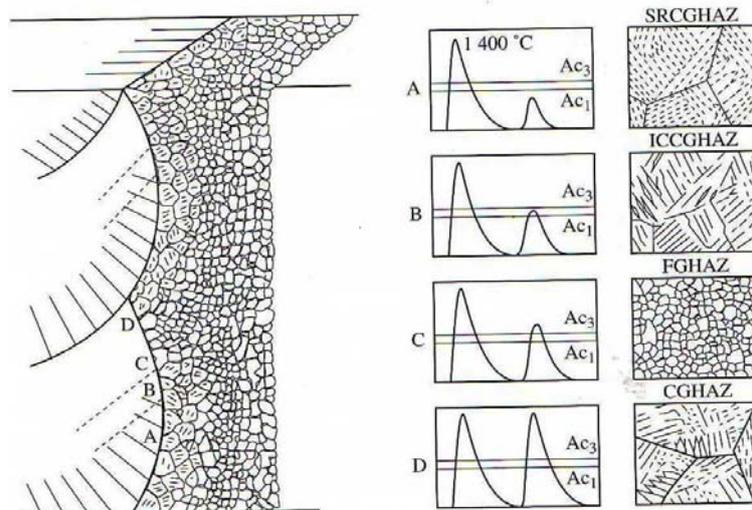
**Figure 1.6.** (a) Exemple de diagramme TRC en conditions de soudage ( $T_m=1300^\circ\text{C}$ ) ; (b) courbe (dureté- critère de refroidissement  $\Delta t$ ) correspondante [1].

Aux vitesses intermédiaires apparaissent des structures bainitiques. Formées à partir d'austénite métastable à des températures trop faibles pour que le carbone diffuse en volume et aux joints de grain, la bainite est caractérisée par la croissance très rapide d'aiguilles de ferrite par cisaillement et une précipitation de carbures. On retiendra simplement que les vitesses de refroidissement les plus rapides conduisent à la formation des structures plus dures de bainite inférieure (précipitation de carbures sous la forme de minces plaquettes au sein des lattes de ferrite), alors que les plus lentes sont associées à la formation de bainite supérieure (carbures rejetés aux joints interlattes ferritiques, parfois sous forme de lamelles de cémentite quasi continues. Dans ce dernier cas, la teneur locale en carbone peut être telle que l'on assiste à la formation de composés interlattes où coexistent de la martensite et de l'austénite (composés M-A), cette dernière étant stabilisée en raison de l'abaissement de la température de transformation  $M_s$  au-dessous de la température ambiante [1], [29].

Les vitesses de refroidissement les plus lentes en soudage correspondent à la précipitation de ferrite proeutectoïde aux anciens joints de grain austénitiques et à l'évolution vers une structure ferrito-perlitique. C'est également dans cette gamme de vitesse de refroidissement que certains composés (nitrures ou carbonitrures de niobium et de vanadium...), dissous lors de la phase de chauffage, peuvent reprécipiter sous une forme plus ou moins complète [1], [29].

### 1.5.3. Cas du soudage multipasse

Au-delà d'une certaine épaisseur, l'assemblage de produits nécessite généralement la réalisation de dépôts successifs (soudage en plusieurs passes). Hormis dans le dernier dépôt, tous les points de la ZAT subissent, au fil des passes, une succession complexe de cycles de réchauffages. En réalité, si l'on considère un point situé en ZAT à proximité immédiate d'une passe donnée N, l'éloignement progressif des dépôts entraîne le fait que leur influence métallurgique devient rapidement négligeable (température maximale inférieure à 500°C) au-delà de la passe N+2. Comme on peut considérer de plus qu'une austénitisation à très haute température efface l'influence métallurgique des cycles précédents à température inférieure. On conçoit que l'histoire thermique en ZAT multipasse se résume à quelques combinaisons caractéristiques, comportant au plus trois pics thermiques. En suivant une terminologie anglo-saxonne souvent usitée, on trouvera ainsi successivement (voir figure 1.7) les trois zones suivantes [1], [9].



**Figure 1.7.** Illustration schématique des cycles thermiques et des microstructures rencontrées en soudage multipasses [1], [9].

Une zone à gros grains non affectée par les passes ultérieures, car réchauffée à une température inférieure à  $A_{c1}$  (zone A de la figure, ou SRCGAZ). En règle générale, la microstructure et les propriétés mécaniques de cette zone sont relativement voisines de celles d'une zone à gros grains à l'état brut (CGHAZ, zone D).

Une zone à gros grains réchauffée dans le domaine intercritique, entre  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$  (ICCGHAZ, zone B). On considère généralement que la zone réchauffée dans le domaine intercritique est, avec la zone à gros grains, la zone de moindre ténacité dans

les joints soudés multipasses. Cependant la fragilité de cette zone disparaît pour peu qu'intervienne un réchauffage à une température de revenu suffisante (par exemple: 350-400 °C) lié au dépôt d'une passe de soudage ultérieure ou un traitement thermique de détente.

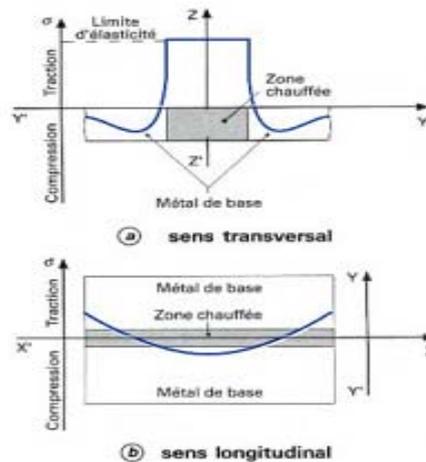
Enfin, une zone à grains fins (FGHAZ, zone C) associée à un pic de température légèrement supérieure à  $A_{c3}$ . Les microstructures très fines associées à ce type de traitement correspondent à des structures issues de traitement de normalisation et présentent d'excellentes propriétés mécaniques [1], [9].

## 1.6. Contraintes résiduelles associées au soudage

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

Les contraintes résiduelles d'origine purement thermiques, qui proviennent du fait suivant : soumis à une élévation de température  $\Delta T$ , un élément de la zone centrale chauffée devrait se dilater. En réalité, cette expansion est très limitée puisque les parties froides avoisinantes jouent le rôle d'éléments de bridage. L'élément est donc soumis à une compression de leur part. Au refroidissement, la situation s'inverse: la zone centrale chauffée ne peut se rétracter librement, et est mise en tension par les zones avoisinantes. Après refroidissement, les zones chauffées seront soumises à des contraintes résiduelles de traction (figure 1.8) [1], [3].

Les contraintes résiduelles associées aux transformations allotropiques au refroidissement: dans le cas des aciers de construction, la transformation de l'austénite s'accompagne toujours d'une expansion plus ou moins marquée. L'expansion, contrariée par les zones avoisinantes, se traduit par la formation de contraintes de compression résiduelle. Superposées aux contraintes thermiques, celles-ci peuvent diminuer le niveau des contraintes de traction, voir même conduire à des contraintes globales de compression en ZAT [1], [3].



**Figure 1.8.** Exemple de répartition typique des contraintes résiduelles longitudinales et transversales au sein d'un joint soudé [3].

## 1.7. Influence des traitements thermiques de relaxation des contraintes résiduelles en ZAT

Les contraintes résiduelles s'ajoutent aux sollicitations de service et peuvent, de ce fait, altérer le comportement mécanique d'une construction et notamment diminuer sa résistance à la rupture fragile, à la fatigue et à la corrosion sous tension ; il peut donc être nécessaire de les diminuer par des opérations de relaxation. Le principe de base de la relaxation consiste à transformer ces déformations élastiques en déformations plastiques. La procédure la plus pratique utilise le fait que la capacité de résistance d'un métal s'abaisse quand la température s'élève ; la limite d'élasticité diminue et le fluage devient possible [1], [3].

Il est important de noter que le cycle thermique de relaxation constitue aussi un cycle de revenu qui peut grandement améliorer les performances mécaniques de certaines zones du joint mais qui ne doit pas altérer les propriétés du métal de base ; pour satisfaire cette dernière condition il est indispensable de limiter supérieurement la température maximale de maintien à un niveau inférieur à la température limite de stabilité de la structure du métal de base [1], [3].

Au cours du cycle thermique de relaxation, il a parfois été observé que se produisait une fissuration intergranulaire dite « fissuration au réchauffage » affectant la ZAT et parfois le métal fondu. Ce phénomène dû à la présence de contraintes résiduelles élevées affecte des zones fragilisées par un fort grossissement des grains accompagné

de précipitations intergranulaires de carbures (de V, Mo, Nb...) et de nitrures (AlN surtout) et d'une ségrégation intergranulaire d'impuretés (P et S surtout mais aussi Sn, Sb et As) [1], [3].

## 1.8. Le métal fondu

### 1.8.1. Aspect thermique

Il est possible de déterminer avec suffisamment de précision les conditions de refroidissement de chacune des passes d'un assemblage pourvu que l'on connaisse l'énergie de soudage, le type de joint, le procédé, la ou les épaisseurs concernées, la température de préchauffage et/ou la température interpassé. On peut se rendre compte que des modifications (mineures) des paramètres électriques ou de la température entre passes peuvent modifier considérablement le cycle thermique de soudage et par voie de conséquence, les propriétés mécaniques du joint soudé (tableau 1.1) [1].

### 1.8.2. Aspect chimique

*Constitution du métal fondu:* la composition chimique du métal fondu résulte du mélange du métal déposé par le produit de soudage avec le métal de base. La proportion de métal de base dans un cordon de soudure est caractérisée par le taux de dilution (figure 1.9).

### 1.8.3. Microstructures des soudures d'aciers ferritiques

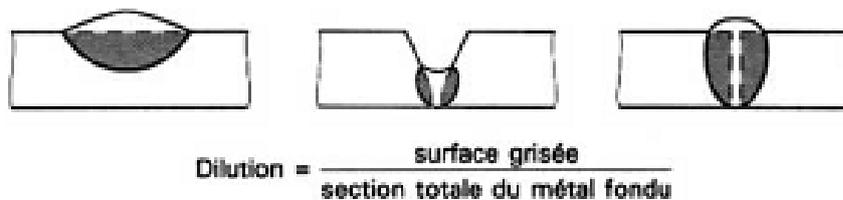
Comme dans la zone affectée thermiquement, les propriétés mécaniques du métal fondu dépendent de sa structure et de sa composition chimique. S'il est aisé de définir une analyse chimique du métal fondu de manière à le rendre compatible avec les propriétés de traction du métal de base, il n'en est pas de même du point de vue de la ténacité [1].

Dans un joint multipasse, on peut toujours distinguer deux types de zones; les premiers ont conservé une structure brute de solidification tandis que les secondes ont été réausténisées durant l'exécution des passes successives. Les composants microstructuraux de ces diverses zones sont en général très différents. A moins d'être en présence d'une soudure fortement alliée, les régions réausténisées présentent une

structure ferritique avec une faible proportion de perlite car la teneur en carbone des produits de soudage est toujours très faible [1].

**Tableau 1.1.** Évaluation du cycle thermique à partir de l'abaque IRSID [1].

Influence de l'énergie de soudage			
1 <sup>re</sup> passe	Exemple n° 1	Ecart	Exemple n° 2
Paramètres de soudage	600 A ; 28 V ; 50 cm/min		660 A ; 30 V ; 40 cm/min
Energie de soudage	20.16 kJ/cm	47.3 %	29.7 kJ/cm
$\Delta t$ 800/500	11 s	263 %	40 s
Influence de la température entre passes			
2 <sup>e</sup> passe	Exemple n° 3	Ecart	Exemple n° 4
Paramètre de soudage	600 A ; 28 V ; 50 cm/min		600 A ; 28 V ; 50 cm/min
Température	20°C	130°C	150°C
Energie de soudage	20.16 kJ/cm	-	20.16 kJ
$\Delta t$ 800/500	11 s	82 %	20 s



**Figure 1.9.** Définition schématique de la dilution [1].

La ténacité de cette structure ferritique à grains équiaxes dépend de la finesse des grains. Elle est donc fonction du cycle thermique du soudage qui conditionne le temps de séjour dans le domaine austénitique et la vitesse de refroidissement donc la température de transformation de l'austénite. Elle dépend aussi de la présence d'éléments tels que titane, niobium, vanadium, aluminium ou bore, qui limitent le grossissement de grain lors de la phase de réausténitisation. Cette structure recuite n'est généralement pas à l'origine de problèmes de résilience dans les joints soudés [1].

A l'opposé, les zones brutes de solidification peuvent présenter des structures très différentes d'un joint à l'autre. La proportion des zones brutes et recuites dépend du procédé et des conditions de soudage. Dans le cas de soudures multipasses effectuées en TIG ou avec des électrodes enrobées de petit diamètre, la faible section des cordons fait que pratiquement l'ensemble du métal fondu présente une structure recuite. En revanche, dans les soudures obtenues au moyen du procédé *arc submergé*, les zones brutes de solidification ne représentent jamais moins de 50 % du métal fondu et peuvent même atteindre 90 % dans le cas de soudures bipasses recto verso [1].

Les zones brutes de solidification qui conduiront aux meilleures caractéristiques de résilience seront essentiellement formées de ferrite aciculaire. Ce microconstituant, qui n'apparaît jamais dans les aciers, n'existe dans le métal fondu qu'en présence de certaines inclusions qui permettent la germination intergranulaire de la ferrite lors de la transformation de l'austénite. Ces inclusions particulières constituent une condition nécessaire pour obtenir une structure riche en ferrite aciculaire et de ce fait une bonne ténacité dans toutes les zones de la soudure (y compris les zones brutes de solidification). Cette condition n'est toutefois pas suffisante car la proportion de ferrite aciculaire dépend du cycle thermique de soudage et de la composition chimique du métal fondu qui détermine sa trempabilité [1].

#### *1.8.3.1. Influence de la vitesse de refroidissement*

Si les inclusions nécessaires sont présentes, il a été clairement montré qu'une augmentation de la vitesse de refroidissement se traduit, dans un premiers temps au moins, par un accroissement de la proportion de ferrite aciculaire et s'accompagne d'une amélioration de la ténacité. Dans un second temps, on peut faire apparaître des structures plus trempées (bainite inférieure et/ou martensite) si la trempabilité du métal fondu est grande [1], [3], [29].

#### *1.8.3.2. Influence des éléments d'alliages*

L'addition d'éléments d'alliage ne peut avoir d'effet sur la vitesse de germination de la ferrite aciculaire mais seulement sur sa vitesse de croissance. Ainsi, à vitesse de refroidissement constante, l'addition d'éléments d'alliage provoque une évolution de la microstructure similaire à celle qu'engendre l'augmentation de la vitesse de refroidissement à composition chimique constante; dans un premiers temps au moins, la

proportion de ferrite aciculaire augmente car les transformations qui précédaient sa formation sont fortement ralenties; ensuite les grains de ferrite aciculaire s'affinent puis, enfin, ceux-ci sont progressivement remplacés par une part croissante de bainite inférieure et/ou de martensite.

Dans une même microstructure, la présence d'une plus grande quantité d'éléments d'alliage provoque, par effet de solution solide, un accroissement de la résistance à la rupture, de la limite d'élasticité et de la dureté mais aussi une diminution des valeurs de résilience.

En l'absence des inclusions indispensables à la formation de la ferrite aciculaire, on voit apparaître à sa place de la bainite granulaire puis de la bainite inférieure. Ces variations structurales s'accompagnent aussi d'une certaine amélioration des valeurs de résilience mais elles restent bien inférieures à ce que l'on obtient en présence de ferrite aciculaire [1], [3], [29].

#### *1.8.3.3. Influence de la teneur en oxygène*

Dans les soudures d'aciers ferritiques, une teneur en oxygène minimale est nécessaire pour que la transformation de l'austénite en ferrite aciculaire puisse exister. Il existe un optimum en oxygène pour les soudures d'aciers ferritiques lorsque les caractéristiques de traction recherchées sont accessibles à une structure de ferrite aciculaire (<650 ou 700 MPa) car c'est ainsi que l'on obtiendra le meilleur compromis traction/ténacité. Au-delà, on devra recourir à des structures de bainite inférieure ou de martensite et chercher à réduire autant que possible la teneur en oxygène de manière à minimiser le taux inclusionnaire [1], [3], [29].

**Chapitre II**  
**Les aciers à haute limite**  
**élastique (HSLA)**

## 2.1. Définition

Les aciers faiblement alliés à haute limite élastique (HSLA) sont un groupe d'aciers à faible teneur en carbone qui utilisent un peu d'éléments d'alliage pour atteindre les limites d'élasticité plus supérieures à 275 MPa en état laminé ou normalisé. Ces aciers ont des meilleures propriétés mécaniques et améliorent parfois la résistance à la corrosion que les aciers au carbone laminés. D'ailleurs, parce que la haute limite élastique des aciers HSLA peut être obtenue à basse teneur en carbone, la soudabilité des aciers HSLA est comparable ou meilleur à celui des aciers doux [8].

## 2.2. Les aciers HSLA catégories et caractéristiques

Les aciers faiblement alliés à haute limite élastique incluent beaucoup de catégories standards et de propriétés industrielles conçues pour fournir des combinaisons spécifiques désirées des propriétés telles que la limite d'élasticité, la dureté, la formabilité, la soudabilité et la résistance à la corrosion atmosphérique. Ces aciers ne sont pas considérés comme des aciers alliés, quoique leurs propriétés désirées soient réalisées par l'utilisation de petites additions d'éléments d'alliage.

Les aciers HSLA sont classifiés comme une catégorie d'acier séparée, qui est semblable à l'acier doux laminé avec des propriétés mécaniques augmentées obtenues par (la petite) addition judicieuse des éléments de microalliage et, peut-être, des techniques de traitement spéciales.

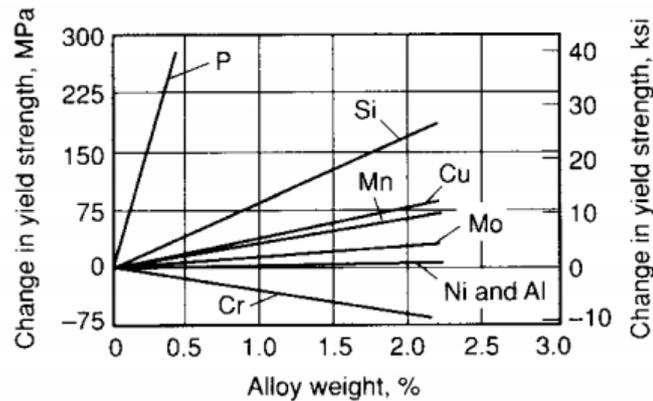
Les aciers HSLA peuvent être divisés en six catégories [8]:

### 2.2.1. Les aciers HSLA résistants à la corrosion atmosphérique

Les premiers aciers HSLA développés étaient les aciers résistants à la corrosion. Ces aciers contiennent de cuivre et d'autre éléments qui augmentent la résistance à la corrosion, le durcissement de la solution-solide, et un certain affinement de grain de la microstructure de ferrite. L'effet de durcissement de plusieurs éléments d'alliage est montré dans la figure 2.1.

Le vanadium et/ou le niobium peuvent améliorer la limite d'élasticité de ces aciers; l'addition du niobium également améliore la dureté. Une normalisation ou un laminage

et refroidissement commandés peuvent également affiner la taille de grain (et améliorer ainsi la dureté et la limite d'élasticité). Cependant, si la normalisation ou le refroidissement accéléré sont employés pour affiner la taille de grain, l'effet du carbone et des éléments de microalliage contenus sur la trempabilité et le potentiel pour des transformations indésirables à la bainite supérieure et à la ferrite de Widmanstätten doivent être considérées.



**Figure 2.1.** Durcissement de la solution-solide de la ferrite [8].

### 2.2.2. Les aciers microalliés ferrito-perlitique

Ces aciers emploient des additions des éléments de microalliage tels que le niobium et le vanadium pour augmenter la limite d'élasticité d'acier laminé à chaud sans teneur élevée de carbone et/ou de manganèse. Les propriétés des matériaux structuraux ont résulté de la découverte qu'une très petite quantité de niobium et de vanadium (< 0.10%) renforcent les aciers de carbone-manganèse sans interférer le traitement suivant. La teneur de carbone a pu être réduite ainsi pour améliorer la soudabilité et la dureté parce que les effets de durcissement du niobium et du vanadium ont compensé la réduction de la dureté en raison de la réduction du taux de carbone.

Le développement des procédés de laminage couplés à la composition chimique a produit la limite d'élasticité élevée accompagnés d'un abaissement progressif du taux de carbone. Beaucoup de la classe des aciers HSLA microalliés ont le contenu de carbone bas que 0.06% ou même s'abaisse, pourtant peut encore développer des limites d'élasticité de 485 MPa. La haute limite élastique est réalisée par les effets combinés de

la taille de grain fin développé pendant le laminage à chaud et de la précipitation durcissant cela est dû à la présence du vanadium, du niobium, et du titane.

Les divers types des aciers microalliés ferrito-perlite incluent :

- Les Aciers microalliés au vanadium.
- Les Aciers microalliés au niobium
- Les Aciers microalliés au niobium-molybdène
- Les Aciers microalliés au niobium-vanadium
- Les Aciers microalliés au vanadium-azote
- Les Aciers microalliés au titane
- Les Aciers microalliés au niobium-titane
- Les Aciers microalliés au vanadium-titane

Ces aciers peuvent également inclure d'autres éléments pour la résistance à la corrosion et le durcissement de la solution solide, ou augmenter la trempabilité (si des produits de transformation autres que la ferrite-perlite sont désirés).

### ***2.2.3. Les aciers perlitiques de construction laminés***

Les aciers perlitiques de construction laminés sont un groupe spécifique d'aciers HSLA ayant des propriétés mécaniques augmentés (et, dans certains cas, la résistance à la corrosion atmosphérique) sont obtenus par l'addition des quantités modérées d'un ou plusieurs éléments de microalliage autres que le carbone. Certains de ces aciers sont des aciers de carbone-manganèse et diffèrent des aciers au carbone ordinaires seulement en ayant un plus grand contenu de manganèse. D'autres aciers de construction perlitiques contiennent un peu d'éléments d'alliage, qui sont ajoutés pour augmenter la soudabilité, la formabilité, la dureté, et la résilience.

Les aciers perlitiques de construction laminés sont caractérisés par des limites d'élasticités dans la gamme de 290 à 345 MPa. Ils ne sont pas prévus pour la trempée et ne devraient pas être soumis à un tel traitement. Pour certaines applications, ils peuvent

être recuits, normalisés, ou soumis à un effort relaxé, processus qui peuvent changer les propriétés mécaniques.

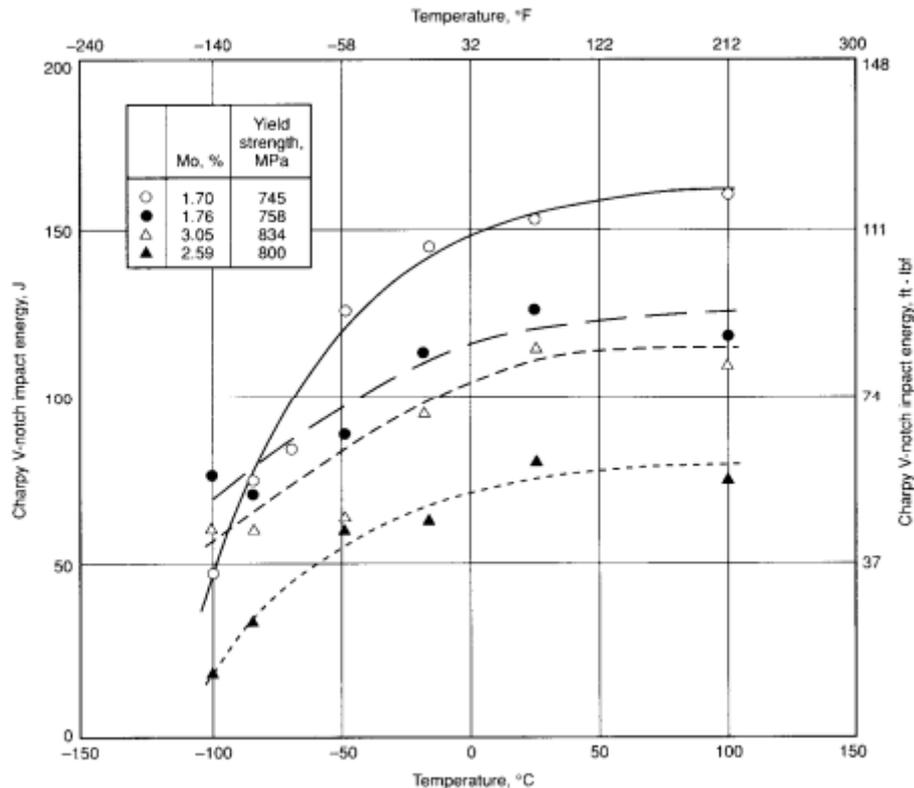
Quand ces aciers sont employés en structures soudées, le soin doit être pris dans le choix de catégorie et dans les spécifications des détails de procédure de soudage. Certaines catégories peuvent être soudées sans préchauffage ou postchauffage. Les inconvénients de base de ces aciers est que la microstructure perlitique augmente la température de transition mais n'améliore pas la limite d'élasticité.

#### **2.2.4. Les aciers de ferrite aciculaire**

Une autre approche au développement des aciers HSLA est d'obtenir une microstructure de ferrite aciculaire très fine et de haute résistance, au lieu de la microstructure polygonale habituelle de ferrite, pendant la transformation de refroidissement des aciers à ultra bas carbone ( $< 0.08\% \text{ C}$ ) avec la trempabilité suffisante (par des additions de manganèse, de molybdène, et/ou de bore). Le niobium peut également être employé pour le durcissement par précipitation et l'affinement de grain. La différence principale entre la structure de la ferrite aciculaire (*désignée également sous le nom de la bainite à faible teneur en carbone*) et celle de la ferrite polygonale est que l'ancien est caractérisé par une densité de dislocation élevée, et les grains fins fortement ovales qui ne sont pas exhibés en ferrite polygonale.

Les aciers de ferrite aciculaire peuvent être obtenus par trempage ou, de préférence, par le refroidissement à l'air avec les alliages appropriés pour la trempabilité. L'avantage principal de ce type d'acier HSLA est la combinaison peu commune de haute limite d'élasticité (415 à 690 MPa), de la résilience élevée (fig. 2.2), et de la bonne soudabilité. Une application importante de ces aciers est le pipeline. Les propriétés d'un acier de ferrite aciculaire laminé sont récapitulées dans la figure .2.2.

L'application principale de l'acier de ferrite aciculaire implique les canalisations d'hydrocarbures dans des conditions arctiques. Cette application exige une combinaison de dureté supérieure, de haute résistance, d'excellente résistance à la fissuration induite par l'hydrogène et la soudabilité de premier ordre de champ.



**Figure 2.2.** La résilience et la limite d'élasticité d'un acier laminé de 25 mm à une structure bainitique à ultra bas carbone. Les teneurs nominales des éléments d'alliage a inclus 0.024 à 0.027% C, 0.92 à 1.00% Mn, 3.54 à 3.63% Ni, et 0.050 à 0.055% Nb [8].

En réponse à ces besoins, les chercheurs ont développé un acier de ferrite aciculaire dur pour le pipeline par l'optimisation du contenu de carbone et de niobium, l'addition du bore, et/ou l'application du refroidissement en ligne accélérée.

Dans ce pipeline, le contenu optimum de carbone s'étend de 0.01 à 0.05%. En dessous de 0.01% de carbone, les grains de la zone affectée thermiquement (ZAT) proches de la zone fondue sont fragilisés, à cause de la fissuration intergranulaire induit par l'hydrogène et de la perte de dureté dans la ZAT. L'addition du bore et/ou de l'application du refroidissement en ligne accélérée assure une dureté supérieure et une haute résistance, avec des caractéristiques de soudage souhaitables.

Trois catégories pour le service arctique sont disponibles : X-65, X-70, et X-80. Une composition X-70 inclut 0.03% C, 0.25% silicium, 1.91% manganèse, 0.008% P, 0.001% S, 0.048% N, plus le titane, le bore, et le calcium.

### ***2.2.5. Les aciers à double phase (dual phase)***

Ces aciers ont une microstructure de ferrite polygonale (de 80 à 90%) et des îles de martensite de 10 à 20% dispersées dans toute la matrice de ferrite. Le terme de dual phase se rapporte à la prédominance dans la microstructure de deux phases, la ferrite et la martensite. Ces aciers ont une basse limite d'élasticité et une résistance à la traction approximativement de 550 MPa.

Les aciers Dual-phase peuvent être produits à partir des aciers à faible teneur en carbone de trois manières:

- L'austénitisation intercritique des aciers de carbone-manganèse a suivi du refroidissement rapide.
- un laminage à chaud avec des éléments favorisant la formation de ferrite tels que le silicium et les éléments qui retardent la transformation tels que le chrome, le manganèse, et/ou le molybdène.
- Le recuit continu de l'acier laminé à froid de carbone-manganèse a suivi de trempage et adoucissement.

### ***2.2.6. Les aciers de forme d'inclusion contrôlé***

Un développement important dans les aciers HSLA microalliés est l'utilisation du contrôle de la forme d'inclusion. Les inclusions de sulfure, qui sont plastique aux températures de laminage et ainsi s'allongent et aplatissent pendant le laminage, affectent défavorablement la ductilité dans (par l'épaisseur) la direction transversale courte. L'objectif principal du contrôle de la forme d'inclusion est de produire des inclusions de sulfure avec la plasticité négligeable même aux températures de laminage les plus élevées.

## 2.3. Propriétés des aciers HSLA

### 2.3.1. Éléments de microalliage

La teneur limite qui distingue les aciers microalliés des aciers faiblement alliés se situe aux environs de 0,1 % C [4].

Dans le cas des aciers faiblement alliés, pour une teneur inférieure à 0,1 % C les effets des éléments métalliques en solution solide homogène sont considérés comme très faibles. Dans le cas du microalliage, la formation de composés très fins et très nombreux modifie considérablement les microstructures et les propriétés [4].

Les éléments principaux de microalliage sont :

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

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 [4].

### 2.3.2. Composés : carbures, nitrures, oxydes

Les composés formés par les éléments de microalliage sont de plusieurs types [4] :

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

Il est donc nécessaire de distinguer deux classes [4]:

- 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.

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. Les principaux précipités formés à partir des trois éléments de base sont les suivants [4] :

- pour le vanadium, les carbures VC et les nitrures VN ;
- pour le niobium, il s'agit du carbonitrure Nb C<sub>x</sub>N<sub>y</sub> ;
- pour le titane, il s'agit du carbure TiC, dans une certaine mesure de TiN, et, dans certains cas, de carbonitrure (TiCN).

Tous ces précipités sont caractérisés par leur nature, leur maille et leur répartition; ils sont en général de structure cubique avec des paramètres de maille assez voisins, de l'ordre de 0,4 à 0,5 nm. Des structures hexagonales sont parfois signalées.

Les précipités agissent sur :

1. la taille de grain austénitique (grain  $\gamma$ ) par épinglage des joints et par effet sur la recristallisation ;
2. l'état d'érouissage de la matrice par un blocage de la recristallisation;
3. la taille de grain ferritique (grain  $\alpha$ ) par freinage du grossissement et par le cumul des effets précédents ;
4. la dureté de la matrice par un effet durcissant [4].

### **2.3.3. Précipitation**

La précipitation des carbures, nitrures et carbonitrures peut avoir lieu dans quatre contextes différents [4] :

1. Dans le domaine austénitique au refroidissement s'il est suffisamment lent, et conformément aux conditions d'équilibre;
2. Dans le domaine ferritique ou ferrito-perlitique au moment de la transformation de phase;
3. Après un refroidissement suffisamment rapide, en évitant le domaine de précipitation, refroidissement suivi d'un revenu que la phase transformée soit de la ferrite, de la bainite ou de la martensite;
4. Au cours d'un recuit de recristallisation de produits écrouis à froid, en général au moment du chauffage et à condition qu'une certaine proportion de l'élément soit restée en solution.

#### ***2.3.4. Propriétés propres à chaque élément***

##### *2.3.4.1. Titane*

Élément d'addition bien connu pour désoxyder, dénitrurer ou fixer l'azote, le titane était réputé délicat à utiliser en raison de la formation de précipités grossiers, cubiques, très durs (surtout de nitrures mais aussi des oxycarbosulfures) et très néfastes pour la ductilité, la ténacité, la tenue en fatigue et l'usinabilité.

Les progrès de la métallurgie secondaire et l'emploi du vide ont permis de s'affranchir de ces inclusions et l'on peut ainsi utiliser le titane en microalliage avec des précipitations fines. Comme indiqué dans les conditions générales, la présence de titane en solution puis la précipitation ont pour conséquence de retarder la recristallisation, de durcir la matrice en fixant l'azote et le carbone [4].

##### *2.3.4.2. Niobium*

Ce sont sans doute les précipités les plus fins qui sont obtenus d'où un durcissement global très intéressant ; le niobium est également très efficace pour le contrôle des grains en TTM (traitement thermomécanique) [4].

### 2.3.4.3. Vanadium

Le vanadium facilement redissout peut se révéler plus souple d'emploi que le niobium ou le titane quand les cycles thermiques sont plafonnés en température spécialement en traitement thermique ou en formage à partir de basses températures ; mais en contrepartie, il ne permet pas de contrôler le grain par les effets de recristallisation ou de blocage des joints.

Il faut également tenir compte d'une interaction vanadium aluminium en ce qui concerne la formation de nitrures ; la disponibilité de l'azote pour la formation de VN dépend des conditions de précipitation du nitrure d'aluminium qui peut se substituer à VN suivant les conditions d'équilibre et de cinétique ; si l'azote est sous la forme de NAl, le durcissement sera dû au carbure VC seul [4].

### 2.3.5. L'effet des éléments de microalliage sur les propriétés

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 [4], [8].

#### 2.3.5.1. Durcissement

L'effet de durcissement par les précipités dépend de leur nature, de leur nombre et de leur taille figure 2.3. On constate que la nature du précipité joue un rôle en plus de l'effet de taille. 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 [4]. En effet, on a un double avantage :

- La mise en solution est plus facile qu'avec une forte teneur en un seul élément;

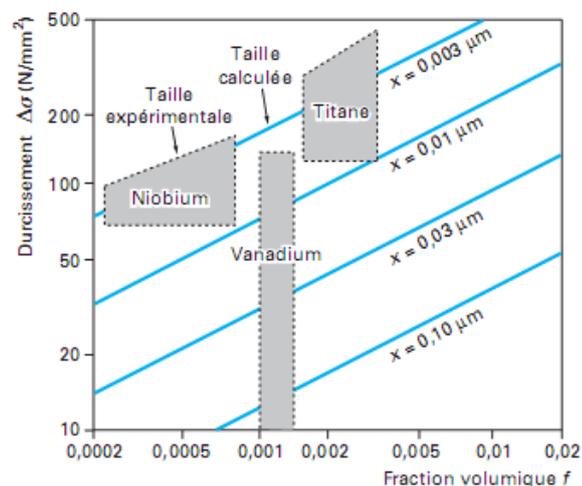
- On profite d'un meilleur coefficient de durcissement au début de chaque courbe du fait que le durcissement est parabolique (figure 2.4). La saturation du durcissement s'explique par une augmentation de la taille des précipités et par un moindre rôle de la cohérence quand les précipités sont relativement plus gros [4].

### 2.3.5.2. Contrôle du grain

Outre le durcissement direct de la matrice, les précipités permettent de régler la taille des grains par plusieurs mécanismes.

#### *Affinement du grain $\gamma$*

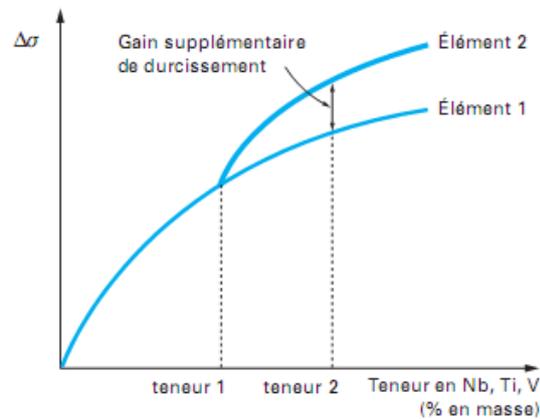
La taille du grain  $\gamma$  va être déterminée par l'ensemble des opérations de chauffage, les déformations, les temps entre déformations et la vitesse de refroidissement.



**Figure 2.3.** Durcissement en fonction de la taille et de la quantité des précipités [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 [4].



**Figure 2.4.** Intérêt de la combinaison de deux éléments de microalliage pour le durcissement [4].

#### *Affinement du grain $\alpha$*

L'influence des précipités sur la taille de grain  $\alpha$  va passer d'abord par l'hérité 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 [4].

#### *2.3.5.3. Effet global*

L'augmentation globale de la limite d'élasticité  $\sigma_e$  et de la résistance à la rupture par traction  $R_m$  correspond à la somme du durcissement intragranulaire par les précipités et de l'effet de la taille de grain, qui peut être aussi important que le premier ; par rapport à un acier de référence, le durcissement global peut atteindre plus de 200 Mpa, soit pour un acier extra doux un quasi-doublement. La figure 2.5 montre la conjugaison des deux phénomènes [4].

#### *2.3.5.4. Ductilité*

##### *Ductilité à température ambiante*

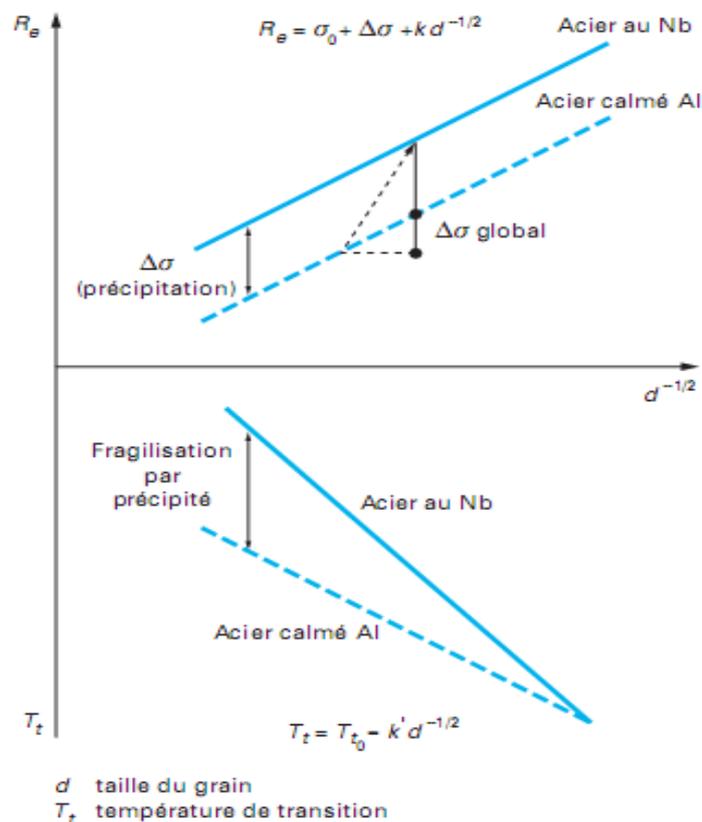
La ductilité d'une phase durcie varie en fonction inverse de sa dureté, mais l'effet est différent suivant qu'il s'agit de précipités ou d'affinement de structures. Pour

apprécier l'effet global, il faut également tenir compte de la diminution de la teneur en carbone ou des éléments d'alliage que permet le microalliage.

Dans certains cas, la baisse de ductilité est compensée par les adaptations de la nuance de base, et notamment par une amélioration de la propreté inclusionnaire (baisse du soufre et de la teneur en oxygène) qui permet le développement de nuances à haute résistance capables de supporter des formages difficiles [4].

### Ductilité à chaud

La fragilisation par les précipités entraînant une forte baisse de la ductilité est manifeste quand les grains sont grossiers et écrouis ; c'est ce qui se produit à haute température, quand du métal brut de coulée est déformé dans une gamme de température voisine du domaine de précipitation ; La déformation faible ne permet pas le déclenchement de la recristallisation, les grains déformés et durcis sont fragiles et la ductilité mesurée par la striction à chaud tombe à des niveaux très bas [4].



**Figure 2.5.** Influence combinée de l'affinement du grain et de la précipitation sur la limite d'élasticité et la température de transition [4].

#### 2.3.5.5. Ténacité

Il est nécessaire de distinguer l'effet fragilisant d'une précipitation de l'effet indirect des changements de microstructure souvent très favorable d'où un effet d'amélioration global. Pour les structures bainitiques ou martensitiques, c'est l'affinement du grain austénitique  $\gamma$  qui joue un rôle favorable sur l'amorçage et la propagation des clivages.

En ce qui concerne l'effet fragilisant des précipités, il semble bien qu'il dépende également de la taille de grain, la fragilisation n'est plus apparente pour les grains les plus fins. Cela pourrait être lié au mécanisme d'amorçage des clivages. Cela fait que l'on retrouve une fragilisation par les précipités dans les zones affectées par le soudage soit à forte énergie avec refroidissement lent, soit par précipitation lors d'un traitement de relaxation des contraintes [4].

#### 2.3.5.6. Vieillessement

La fixation de l'azote et du carbone libre par les éléments de microalliage a toujours des conséquences sur la réduction de la sensibilité au vieillissement après écrouissage. Les aciers sans élément interstitiel sont complètement non vieillissants qu'ils soient au titane, au niobium ou au Ti-Nb ou Ti-V. En effet, dans ces nuances l'azote est fixé par l'aluminium et tout le carbone est fixé par l'élément carburigène en excès. Quand l'élément est sous-stœchiométrique, il fixe une certaine quantité de carbone libre, ce qui réduit ou retarde le vieillissement mais ne le supprime pas complètement. De ce fait, les aciers microalliés sont pratiquement peu vieillissants [4].

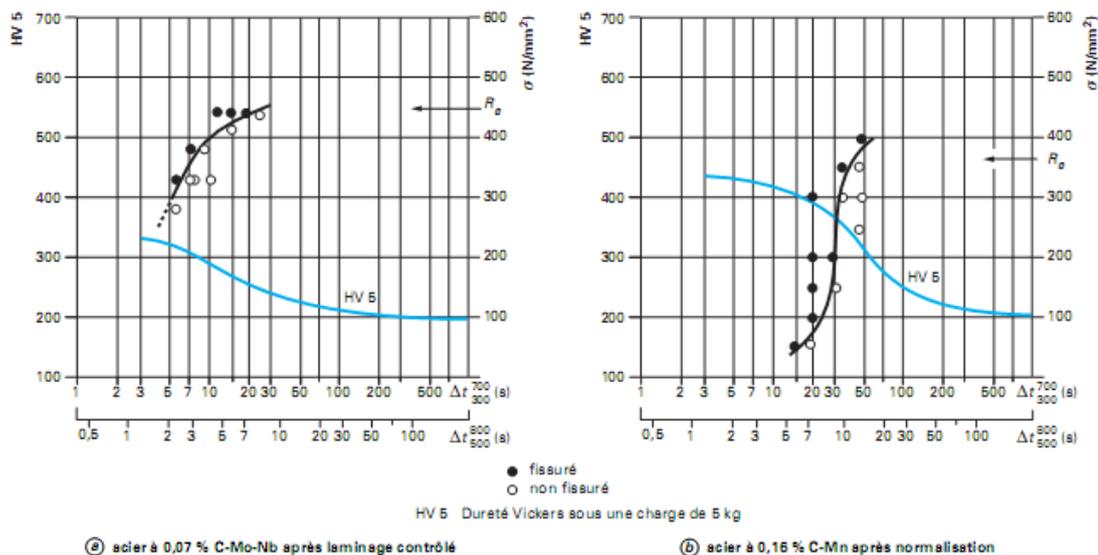
#### 2.3.5.7. Soudabilité

La soudabilité est une propriété complexe qui dépend beaucoup de la composition chimique de la nuance et, en particulier, de la teneur en carbone qui détermine la dureté de la martensite, qui se forme dans certaines conditions de soudage, et sa sensibilité à la fragilisation par l'hydrogène. Il est donc très intéressant de pouvoir changer les caractéristiques grâce au microalliage, car cela permet d'abaisser la teneur en carbone et dans certains cas aussi les éléments d'alliage qui figurent dans les

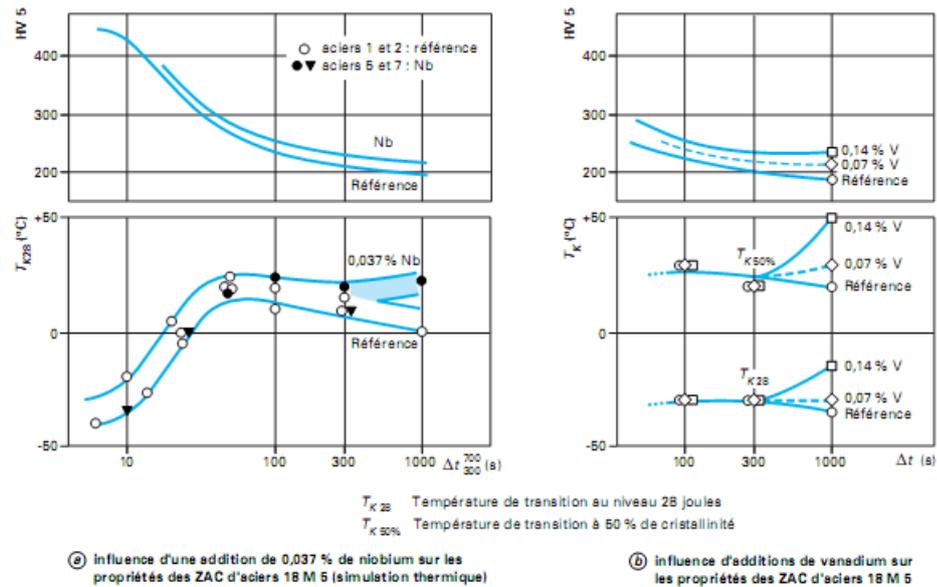
formules de carbone équivalent caractérisant la trempabilité des aciers en conditions de soudage.

L'effet durcissant des éléments de microalliage est sans commune mesure avec leur faible effet sur la trempabilité des aciers (seul le vanadium figure dans certaines formules de carbone équivalent) : les aciers microalliés ont ainsi pris une grande place dans les aciers soudables. Cet abaissement de la teneur en carbone est très favorable pour la sensibilité à la fissuration à froid, mais aussi pour l'amélioration de la ténacité du métal de base ainsi que des zones affectées. La figure 2.6 montre ainsi une comparaison entre une nuance classique et une nuance microalliée en utilisant un essai classique de fissuration par l'essai d'implant.

Néanmoins, l'effet durcissant et fragilisant des précipités peut se faire sentir dans les zones qui subissent des cycles thermiques à haute température telles que les zones affectées par la chaleur et le métal fondu. La figure 2.7 montre ainsi les variations des mesures de ténacité en fonction des teneurs en niobium et vanadium, et des conditions de soudage qui déterminent les cycles thermiques [4].



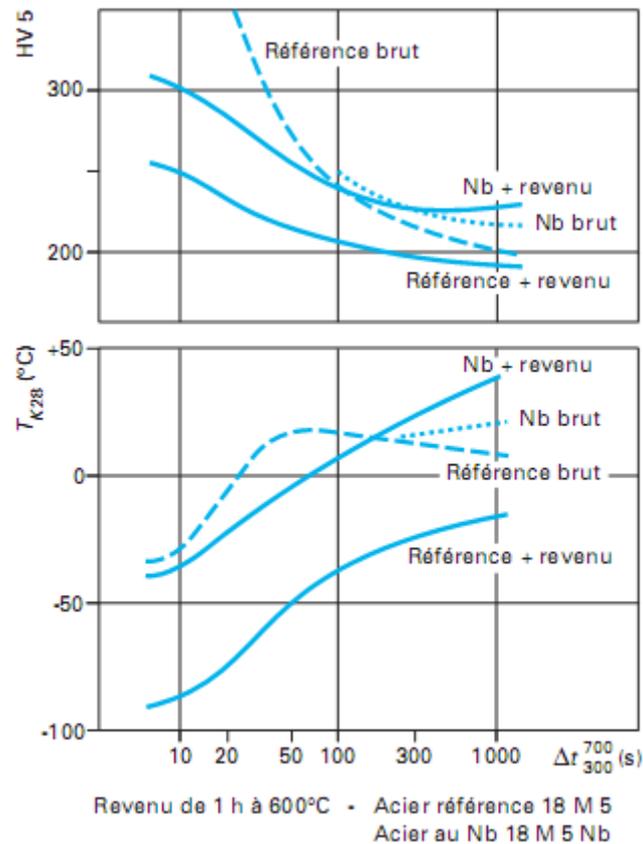
**Figure 2.6.** Dureté sous cordon et fissuration d'un acier microallié (méthode des implants) [4].



**Figure 2.7.** Influence d'une addition de niobium ou de vanadium sur les propriétés mécaniques des zones affectées par la chaleur (ZAT) [4].

Dans le métal fondu, la teneur en élément dépend de la dilution avec le métal d'apport, ce qui dépend de l'énergie de soudage ; il se produit ensuite une réprécipitation si la vitesse de refroidissement le permet. La variation de ténacité est encore plus complexe quand il s'agit de soudures multipasses avec superposition de cycles thermiques. Dans ce cas, les températures atteintes à une certaine distance provoquent la précipitation. Des modèles permettent la prévision des durcissements et de là les variations de ténacité [4].

Enfin, la précipitation peut également se produire au cours de traitements de revenu comme les traitements de relaxation des contraintes (figure 2.8).



**Figure 2.8.** Influence du revenu sur les propriétés mécaniques des zones affectées par la chaleur (ZAT) [4].

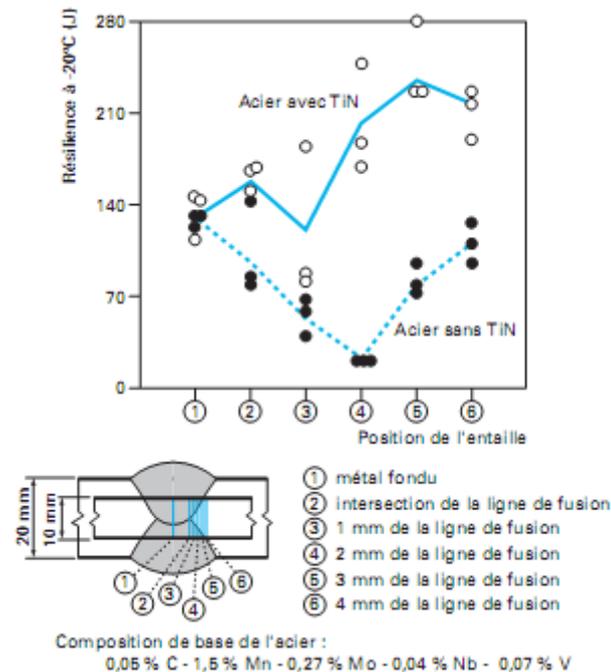
### 2.3.6. Autres dispersoïdes

#### 2.3.6.1. Rôle des oxydes

Les évolutions de la métallurgie secondaire, avec l'emploi du vide et de laitiers spécialement choisis en fonction de la nature des inclusions désirées, permettent de créer des inclusions d'oxydes plus ou moins monophasées, mais surtout très fines. Leur rôle peut être analogue à celui de certains précipités en bloquant des joints de grains ou en facilitant la germination de phases ; cela peut se révéler très précieux quand il y a réfusio

Les inclusions les plus utilisées dans cet objectif sont les oxydes de titane ou de zirconium en notant que, le plus souvent, elles ne sont pas monophasées. L'oxyde de base dans les aciers calmés étant l'alumine  $Al_2O_3$ , la pratique de désoxydation doit être modifiée. Il peut s'agir également de nitrures se formant à la solidification comme le

nitride de titane TiN. Les inclusions fines permettent un certain contrôle des grains austénitiques en cours de laminage, mais leur gros intérêt concerne la limitation du grossissement des grains dans les zones affectées par la chaleur (ZAT) des joints soudés et leur rôle sur les microstructures, en facilitant la germination fine lors de la transformation [4].



**Figure 2.9.** Influence de la présence de TiN sur la résilience Charpy V à -20 °C en fonction de la distance de l'entaille à la ligne de fusion (soudure sous flux) [4].

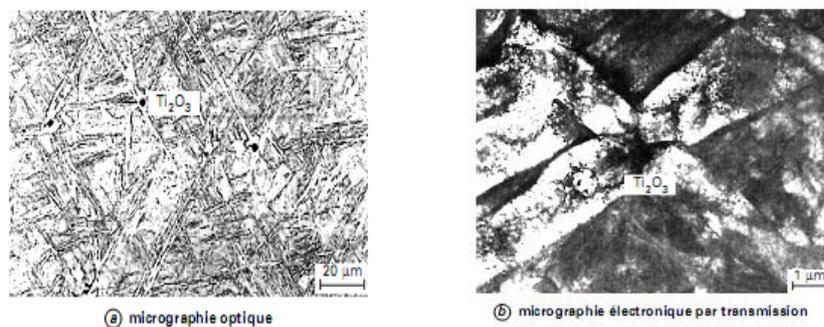
### 2. 3.6.2. Rôle des inclusions fines dans les zones soudées

Les éléments dissous dans le métal fondu et les zones affectées ne permettent guère le contrôle des grains qui sont relativement grossiers en raison des hautes températures en soudage à forte énergie d'où la création de structures relativement fragiles (Widmanstätten, bainites inférieures grossières, composés martensite-austénite fragiles dits MA...). Par contre, des particules ultrafines, non solubles à haute température, permettent:

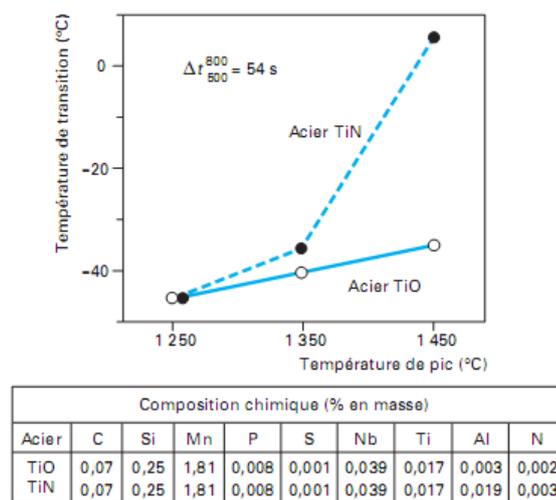
- Soit d'empêcher le grossissement des grains, comme c'est le cas des nitrures de titane fins ;

- Soit de favoriser la germination de ferrites aciculaires fines, autour d'inclusions d'oxydes de composition bien choisies comme TiO, et d'éviter la création des composés MA (martensite-austénite résiduelle).

La figure 2.9 montre l'influence bénéfique de la présence de TiN fins sur la taille des grains dans la zone affectée et la valeur de la résilience. La figure 2.10 montre la nucléation de lamelles de ferrite autour de particules d'oxydes (TiO dans ce cas) et la figure 2.11 l'effet de TiO sur la température de transition en fonction de la température du pic atteinte lors de la simulation du soudage [4].



**Figure 2.10.** Nucléation de lamelles de ferrite sur des particules d'oxyde de titane, Éprouvette trempée à partir de 600 °C en cours de refroidissement pendant un cycle thermique de simulation [4].



**Figure 2.11.** Influence de TiO sur la température de transition Charpy V en fonction du pic de température de la zone affectée par la chaleur (ZAT) [4].

**Chapitre III**  
**Partie expérimentale**

### 3. Techniques expérimentales

La connaissance de l'influence des réparations successives sur les propriétés d'un cordon de soudure et surtout sur la ZAT nécessite de faire un examen métallographique pour caractériser la microstructure et quelques essais mécaniques pour voir l'évolution de la limite d'élasticité, la résistance à la traction, la dureté, et la ténacité pour chaque essai de réparation. Dans ce chapitre nous allons présenter les matériaux étudiés dans le cadre de ce travail, ainsi que le procédé des réparations mise en œuvre, et les techniques de caractérisation utilisées.

#### 3.1. Les matériaux

##### 3.1.1. Les pièces assemblées

Le matériau étudié est un tube en acier à haute limite élastique de grade API 5L X 70 utilisé pour la canalisation du pétrole et gaz. Les significations de ces dernières désignations sont comme suit :

API : Institut Américain du Pétrole;

5L : Spécification pour le pipeline;

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

Le chiffre après le "X" correspond à la valeur de la limite d'élasticité minimale. Par exemple X70 a une limite d'élasticité minimale de 70 ksi (485 MPa) [14].

L'épaisseur du pipeline étudié est 14.2 mm. Avant le soudage, on fait l'analyse de la composition chimique de l'acier pour contrôler la teneur en carbone, manganèse, silicium et en éléments d'alliage. L'analyse chimique du métal de base est effectuée au centre de recherche scientifique en soudage et contrôle (CSC) –filiale d'Annaba-. La méthode d'analyse est la spectrométrie de fluorescence des rayons X et pour l'analyse du carbone et le soufre on a utilisé la spectrométrie d'absorption en infrarouge.

### 3.1.2. Les électrodes de soudage

Les électrodes utilisées pour le soudage et la réparation sont E6010 et E7010, des électrodes avec enrobage cellulosique. L'électrode E6010 est utilisée pour la pénétration, tandis que l'électrode E 7010 est utilisée pour le bourrage et la finition. Le tableau 3.1 illustre les caractéristiques de ces électrodes.

**Tableau 3.1.** Caractéristiques des électrodes utilisées.

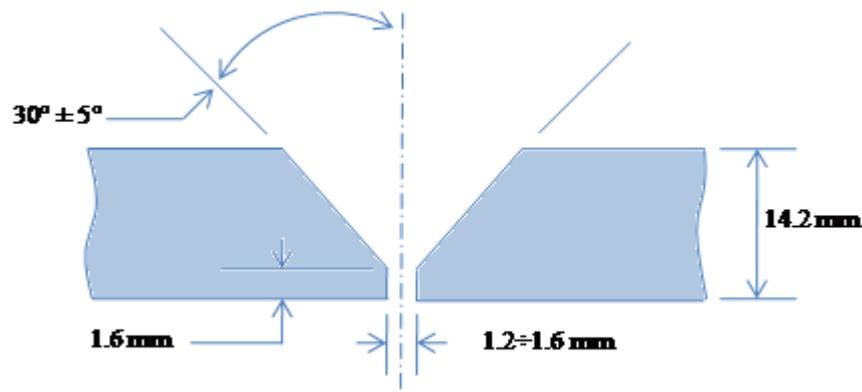
Classification	E 6010					E 7010				
Matériaux	Grade A, B, X42-X56 et la première passe de pénétration montante de X 70					Grade B, X42-X60 et la première passe de pénétration de X 70				
Composition chimique en %	C	Si	Mn	P	S	C	Si	Mn	P	S
	0.05 -0.2	≤0.4	0.3- 0.8	≤0.03	≤0.02	≤0.2	≤0.6	≤1.2	≤0.03	≤0.03
Propriétés mécaniques	Re <sub>0.2</sub>	Rm	A%	T <sub>k</sub>		Re <sub>0.2</sub>	Rm	A%	T <sub>k</sub>	
	430	510	27	63		470	570	30	61	
Polarité	= + et pour la pénétration = -					= + et pour la pénétration = -				
Dimensions (mm)	3.2×350					3.2×350				
ampérage	80-130 A					80-130 A				

### 3.2. Procédés de soudage et réparation

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

Les soudures obtenues ont été réalisées sous une procédure qualifiée de soudage selon la norme API 1104, en utilisant le procédé de soudage à l'arc électrique avec une électrode enrobée. L'électrode E-6010 de 3.2 mm de diamètre a été utilisée pour la pénétration et l'électrode E-7010 de même diamètre a été utilisée pour le bourrage et la finition. Le soudage de ces pipes exige une préparation des bords à assembler avec un

chanfrein en V (voir la figure 3.1), et un nettoyage parfait de ces bords de toutes les pollutions (oxydes, films organiques, graisses, ...). L'alignement des extrémités est réglé de façon à minimiser les dénivellations entre les éléments à assembler. L'utilisation des cavaliers s'avère nécessaire afin de brider l'éprouvette. L'opération de soudage est présentée dans l'annexe.



**Figure 3.1.** Joint bout à bout normal avec un chanfrein en V.

Pour vérifier la qualité des joints réalisés, un examen radiographique est effectué pour détecter tous les défauts pouvant exister dans la soudure (inclusions, soufflures, fissuration, défauts de fusion, etc...), ces derniers sont éliminés par une réparation. (Voir l'annexe relative à la spécification de réparation). Le matériau soudé a été réparé en utilisant la meule pour enlever la soudure, et en utilisant le même procédé de soudage (soudage à l'arc) pour ressouder. Afin de simuler des réparations multiples de soudure, les soudures ont été enlevées pareillement et ressoudées une autre fois, afin d'obtenir en second lieu, les troisième, quatrième, et cinquième réparations de soudure. Les échantillons selon le nombre de réparations ont été identifiés comme suit SI, 1R, 2R, 3R, 4R, et 5R respectivement. La réparation a été effectuée sur la circonférence entière du pipeline. L'inspection radiographique était imposée pour vérifier la qualité des soudures après chaque réparation selon les conditions de la norme API-1104.

Le tableau 3.2 présente les paramètres de soudage de la soudure initiale, tandis que les paramètres de soudages des réparations sont donnés dans l'annexe.

**Tableau 3.2.** Les paramètres de soudage utilisés pour le soudage du tube X70.

Passé	I(A)	U(v)	Temps de SG(s)	vitesse de SG (cm/mn)	Polarité*	Type d'électrode	Nbr élect ensm	Position
1	100	24	264	8.18	Directe	E 6010	3	Montante
2	130	25.2	136	15.88	Inversé	E 7010	3	Descendante
3	130	25.2	189	11.42	Inversé	E 7010	3	Descendante
4	130	25.2	272	7.94	Inversé	E 7010	3	Descendante
5	130	25.2	338	6.39	Inversé	E 7010	3	Descendante
6	90	23.6	351	6.15	Inversé	E 7010	4	Descendante

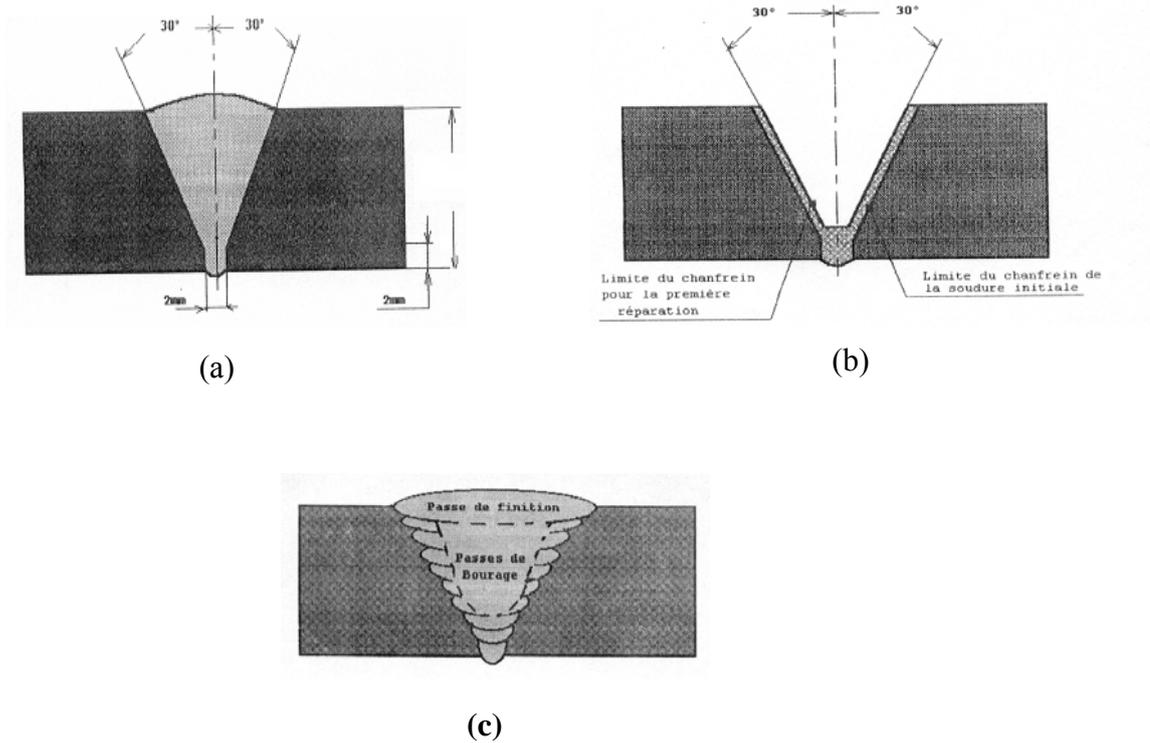
\*Courant continu, électrode reliée au pôle négatif du générateur et formant cathode. On dit alors que la polarité est DIRECTE ;

Courant continu, électrode reliée au pôle positif du générateur et formant anode. On dit alors que la polarité est INVERSE [5].

En général une procédure de réparation consiste à :

- localiser la partie à réparer;
- meuler le cordon de soudure jusqu'à atteindre le défaut à éliminer;
- recharger le cordon tout en respectant les prescriptions définies dans le mode opératoire de réparation;
- s'assurer de la qualité du joint soudé par un autre examen radiographique [24].

Les figures 3.2, (a), (b) et (c), illustrent la méthode de réparation.



**Figure 3.2.** Méthode appliquée pour la réparation, (a) Soudure avant meulage de réparation, (b) enlèvement des défauts de soudage, (c) Rechargement du joint lors de la première réparation [31].

La figure 3.3 présente le tube soudé avant le prélèvement des échantillons.



**Figure 3.3.** Le tube soudé avant le prélèvement des échantillons

### 3.3. Méthode de prélèvement des échantillons

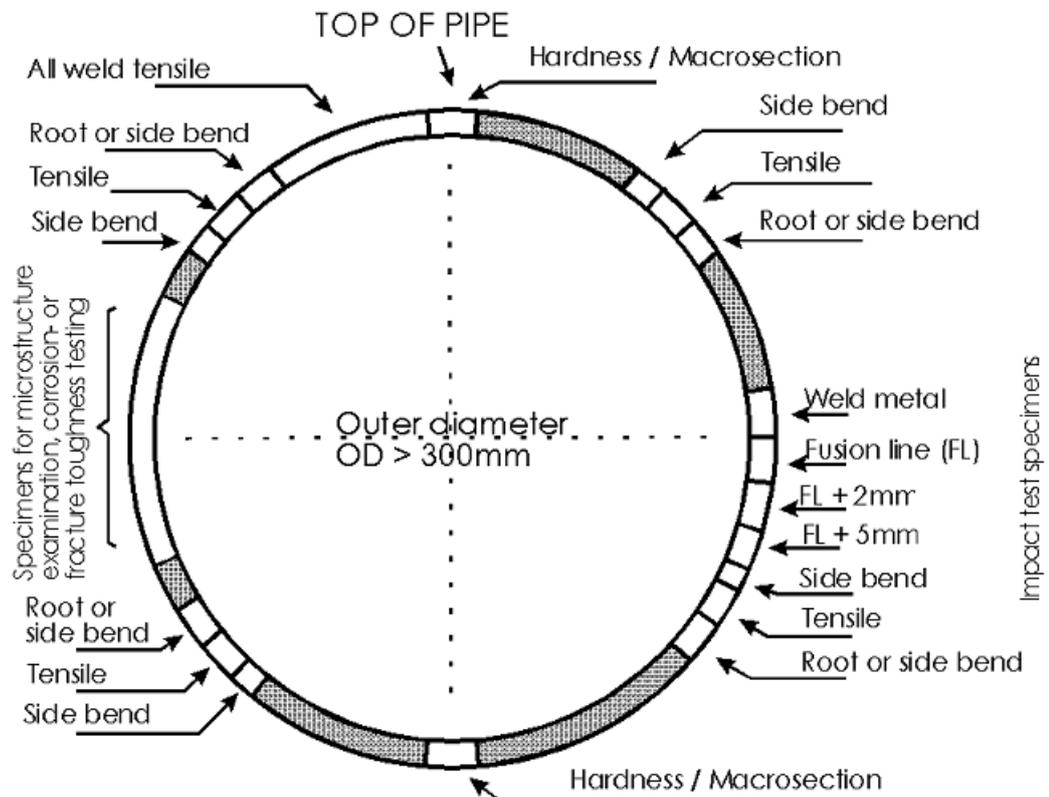
Les échantillons sont prélevés transversalement au joint soudé sur tout le périmètre de tube comme il est illustré sur la figure 3.4, le cordon de soudure est positionné au centre des échantillons (figure 3.5).

Le nombre des échantillons prélevés pour chaque essai est donné dans le tableau 3.3.

**Tableau 3.3.** Nombre des éprouvettes exigées pour chaque essai mécanique

Type d'essai	Traction	Dureté	Résilience	métallographie
Nombre des éprouvettes	2	1	4	1

Les échantillons seront refroidis à l'air jusqu'à la température ambiante avant leur utilisation [22].



**Figure 3.4.** Emplacements de prélèvement des éprouvettes [22].



**Figure 3.5.** Les échantillons prélevés

### **3.4. Examen métallographique au microscope optique**

L'examen métallographique met en évidence les hétérogénéités qui existent dans le métal ; il est donc particulièrement bien appliqué en soudage car cette opération entraîne, dans l'espace métallique, de nombreuses modifications structurales. Il est important d'examiner et caractériser la microstructure du joint soudé et de comprendre sa formation et son effet sur les propriétés. Donc, la caractérisation microstructurale des soudures a deux buts :

Évaluer la microstructure en ce qui concerne les propriétés,

et relier la microstructure au processus employé.

Le but final est d'optimiser le processus pour produire la microstructure la plus souhaitable. Les paramètres caractérisant les microstructures de soudure, sont la taille de grain, leur morphologie et la quantification des diverses phases ou microconstituants présents [11] [21].

L'examen macrographique est effectuée pour la détection des grands défauts, connaître le nombre et la taille des passes, l'ampleur de la pénétration et l'étendu de la ZAT.

### 3.4.1. Préparation des échantillons

La section transversale, est le plus souvent employée pour observer la macrostructure et la microstructure des joints soudés, La préparation des sections des joints soudés exige les mêmes précautions que les autres matériaux. Une quantité suffisante de matériau doit être enlevée pour éliminer les effets thermiques et mécaniques du découpage. Le soin doit alors être pris pour maintenir le plan approprié de la section, en particulier quand la section est employée pour des mesures telles que les épaisseurs des passes, la profondeur de la fusion, ou l'allongement de grain.

Le meulage est généralement considéré l'étape la plus importante dans la préparation des échantillons. Le soin doit être pris pour réduire au minimum les dommages mécaniques extérieurs. Le meulage est généralement exécuté par l'abrasion de la surface de spécimen contre les roues abrasives lubrifiées par l'eau. Le meulage développe une surface plate avec une profondeur minimum de métal déformé et habituellement est accompli en employant des granulations abrasives progressivement plus fines sur les roues de meulage. Un ordre typique pourrait commencer par des papiers de 120 ou de 180 et procéder à 240, 320, 400, et 600 granulations. Les éraflures et les dommages sur la surface d'échantillon de chaque granulation doivent être enlevés par la prochaine étape de meulage plus fine.

Après le meulage on a suivi les étapes suivantes pour obtenir des surfaces bien polies :

1. un polissage sous eau sur papier SiC jusqu'au grade 1200 (1200 grains de carbure de silicium par unité de surface).
2. un nettoyage aux ultrasons dans l'éthanol et séchage.
3. un polissage plus fin par une pâte diamanté, de différentes granulométries (6, 1 puis 0.5  $\mu\text{m}$ ) sur un drap imbibé d'une huile métallographique.
4. un polissage de finition avec l'alumine sur un feutre.

Après un dernier nettoyage aux ultrasons dans l'éthanol et séchage, les échantillons seront prêts pour l'observation au microscope optique, et cela après une attaque chimique à l'aide du Nital (2%).

#### *3.4.2. Méthode d'acquisition des photos et calcul de la taille de grain*

L'examen métallographique a été effectué au niveau du laboratoire LSGM (laboratoire de sciences et génie des matériaux) à l'Ecole Nationale Supérieure Polytechnique. L'appareillage utilisé pour l'acquisition des images est un microscope optique équipé d'une caméra numérique reliée à un micro-ordinateur. Le logiciel installé pour l'acquisition et le traitement des images est "**Archimed**".

Pour l'observation de l'évolution de la microstructure après chaque réparation dans la ZAT et la zone fondue, nous avons fait un balayage de ces zones à trois niveaux parallèles équidistants.

On a mesuré la taille de grain par une méthode semi automatique à l'aide du logiciel **Aphelion 4.0.1** dans la zone à gros grains de la ZAT au niveau de trois régions en haut, à mi-épaisseur et en bas pour chaque échantillon et cela pour voir l'évolution de la taille de grain après chaque réparation.

### **3.5. Essai mécanique de traction**

La détermination des caractéristiques mécaniques fondamentales des Joints soudés (limite d'élasticité, charge de rupture, allongement de rupture) est légèrement plus compliqué que pour le métal de base, parce que ces propriétés changent à travers le métal fondu, la ZAT adjacente et le métal de base. Elle consiste à réaliser, dans une éprouvette, un champ de contrainte uniforme uniaxiale de traction et à enregistrer l'allongement résultant [10], [28]. Le but de cet essai est de vérifier que la rupture sous la surcharge se produira dans le métal de base plutôt que dans le métal fondu ou la ZAT.

### ***3.5.1. Préparation des éprouvettes***

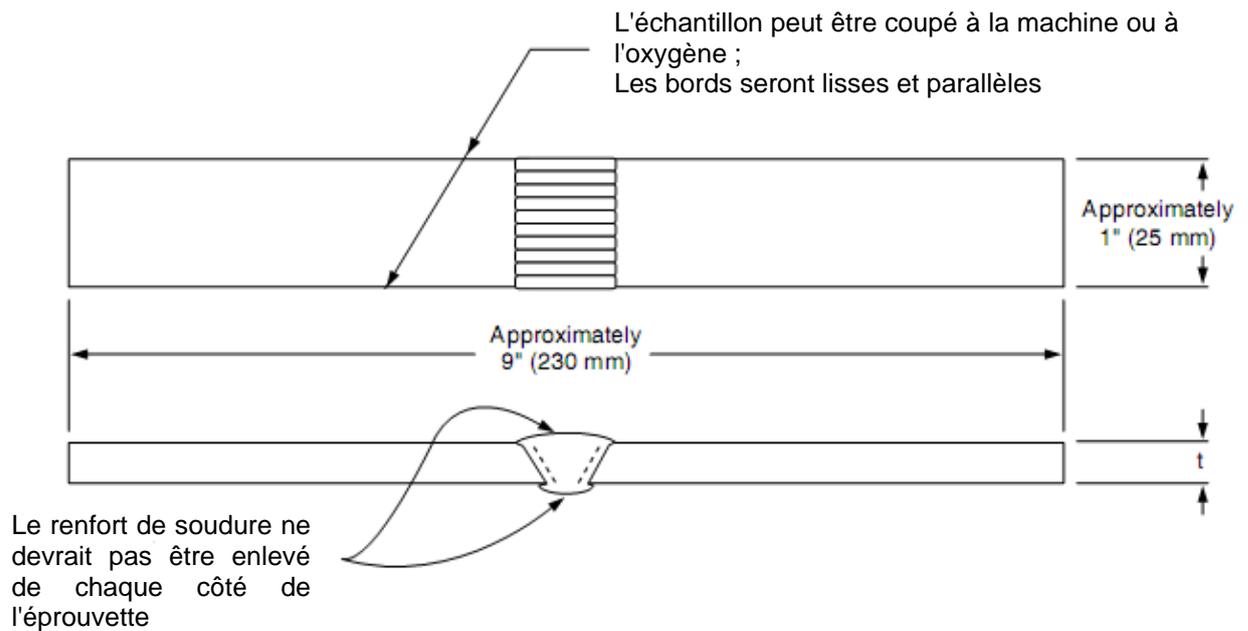
Les éprouvettes pour l'essai de traction (voir la figure 3.6) doivent avoir environ 9 pouces (230 mm) de long et environ 1 pouce (25 mm) de large. Elles peuvent être découpées à la machine ou par oxycoupages, et aucune préparation n'est nécessaire sauf si les côtés sont entaillés ou ne sont pas parallèles. Selon les besoins, les éprouvettes doivent être dressées de manière à ce que les côtés soient lisses et parallèles [25].

### ***3.5.2. Mode de traction***

Les essais de traction ont été réalisés dans le laboratoire du centre de recherche scientifique en soudage et contrôle (CSC).

L'essai de traction a été réalisée à l'aide d'une machine hydraulique qui comporte un dispositif permettant d'appliquer un effort sur l'éprouvette, et des systèmes de mesure pour déterminer d'une part la charge et d'autre part l'allongement. Le dispositif de chargement doit assurer un effort de traction pure, donc un alignement rigoureux des axes d'amarrage de l'éprouvette. L'effort peut être exercé par un vérin hydraulique ou agissant sur une vis attaquant une traverse mobile. Le déplacement de la traverse commande simplement la rotation de l'enregistreur à l'aide d'un fil tendu par un contrepoids.

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



**Figure 3.6.** L'éprouvette de l'essai de traction [25].

**Tableau 3.4.** Les dimensions des éprouvettes de traction

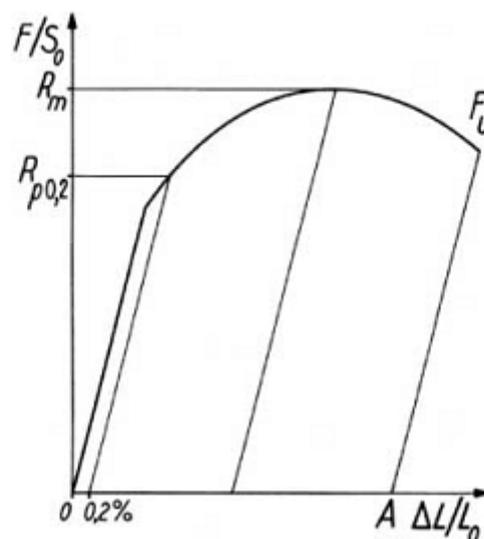
	Largeur de l'éprouvette (mm)	Epaisseur de l'éprouvette (mm)	Longueur de l'éprouvette (mm)	Longueur initiale entre repères (mm)
SI éprouvette 1	26.30	14.30	230	90
SI éprouvette 2	24.9	14.3	230	95
R1 éprouvette 1	26.6	14.2	220.4	86
R1 éprouvette 2	25.2	14.2	220.4	88
R2 éprouvette 1	24.15	14.2	230.5	102
R2 éprouvette 2	23.8	14.2	230.5	107
R3 éprouvette 1	25.5	14.2	250	90
R3 éprouvette 2	26	14.2	250	90

L'essai fournit un diagramme donnant la force appliquée à l'éprouvette en fonction de son allongement (figure 3.7) et cela d'habitude pour une vitesse de traverse constante. Dans le cas général, on observe :

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

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

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



**Figure 3.7.** Courbe de traction conventionnelle [28].

### **3.6.3. Exigences**

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

Si l'éprouvette casse dans la soudure ou la zone de fusion et la résistance observée est supérieure ou égale à la résistance à la traction minimale spécifiée du matériau du tube la soudure sera acceptée comme ayant satisfait aux exigences [25].

## **3.6. Essai mécanique de microdureté**

L'essai de microdureté des joints soudés est largement utilisé comme mesure rapide des propriétés mécaniques à travers les microstructures variables de la région soudée. Il permet de comparer la résistance des régions locales et différentes des microstructures, parce que la résistance est corrélée avec la dureté. La dureté a été principalement liée à la résistance à la traction plutôt qu'à la limite d'élasticité ou à la ductilité [10]. Les traversées de microdureté sont souvent employées pour déterminer la variation de la dureté dans la soudure, à travers la ligne de fusion, et à travers la ZAT [22].

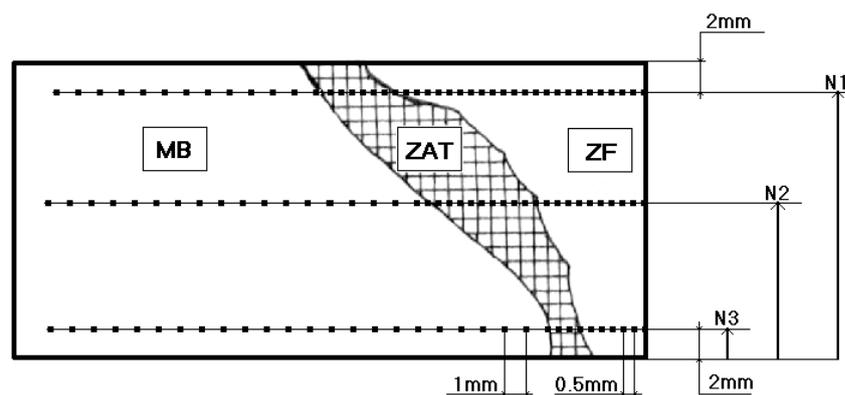
### **3.6.1. Préparation des échantillons**

Les échantillons utilisés pour la métallographie sont adéquats pour mesurer la macro et la microdureté car celles-ci exigent une préparation de la surface de l'échantillon et principalement la microdureté qui requiert des coupes bien polies pour prendre des valeurs de zones bien précises de la ZAT et connaître le début et la fin de chaque zone durant les traversées de microdureté [10].

### 3.6.2. Méthode de mesure

Les essais de microdureté sont effectués au centre de recherche en soudage et contrôle (CSC) à moyen d'un microduromètre semi-automatique avec un pénétrateur pyramide de diamant, placé entre deux lentilles de microscope. Le microduromètre est aussi équipé d'un afficheur des résultats d'essai avec la dureté équivalente. On a appliqué une charge de 300 grf pendant 20 secondes (HV 0.3/20) dans chaque point de mesure.

Les mesures de microdureté sont prises de trois traversées parallèles pour chaque échantillon.  $N_1$  à distance de 2 mm de la surface externe,  $N_2$  à la mi-épaisseur de l'échantillon et  $N_3$  à distance de 2 mm de la surface interne, voir la figure 3.8. Dans le métal fondu et la ZAT le pas de mesure est 0.5 mm, et 1 mm dans le métal de base.



**Figure 3.8.** Procédure de mesure de la filiation de dureté [31].

### 3.6.3. Exigences

La dureté maximale acceptable pour les trois zones (MB, MF, ZAT) doit être inférieure à 350 HV pour l'acier X 70 d'après la norme API [22].

### 3.8. Essai mécanique de résilience

La résilience est l'énergie exprimée en  $J/cm^2$ , nécessaire pour produire la rupture de l'éprouvette placée sur deux appuis. Ces essais sont destinés à caractériser la fragilisation du métal sous l'action d'un choc soit pour la mesure des propriétés mécaniques du métal à l'ambiante, soit pour la détermination de la température de transition ductile-fragile sous contraintes triaxiales (flexion sous entaille) [27].

#### 3.8.1. Préparation des éprouvettes

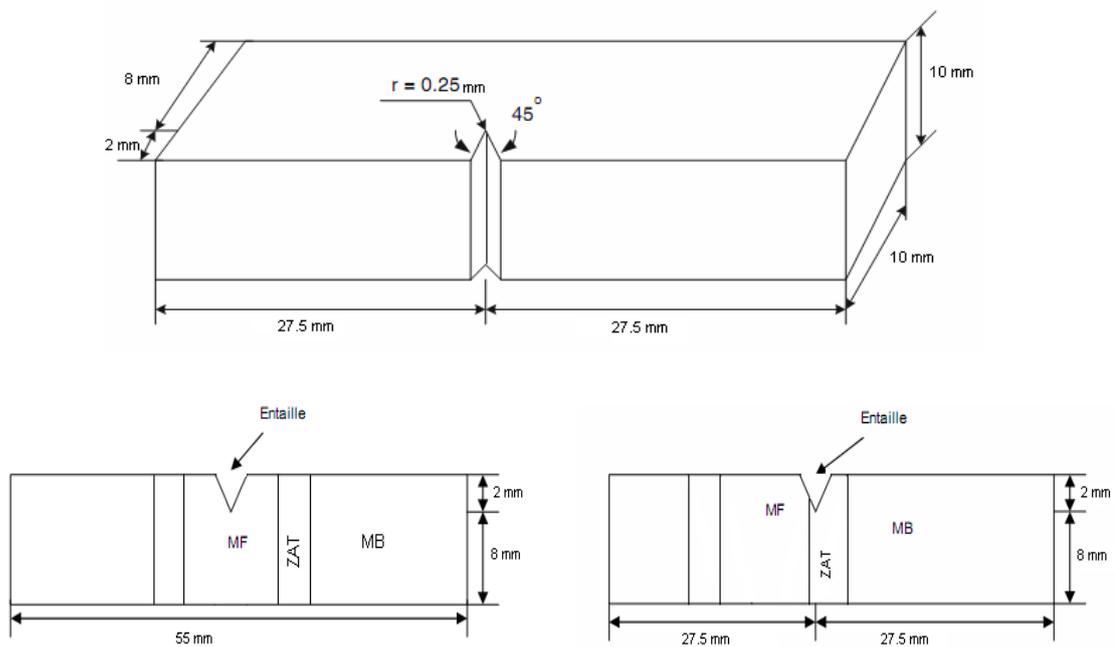
Les échantillons sont des barreaux à section carrée de 10 mm de côté et de 55 mm de long. L'entaille ayant la forme d'un V à 45°, rayon à fond d'entaille 0,25 mm, profondeur 2 mm, figure 3.9 [27].

Pour chaque réparation on prélève quatre éprouvettes de résiliences, deux entre eux sont entaillées au centre du métal fondu, et les autres sont entaillées dans la zone à gros grains (CGHAZ) de la ZAT.

#### 3.8.2. Méthode de réalisation de l'essai de résilience

Les essais de résilience ont été effectués au niveau du laboratoire de l'Entreprise Nationale des Grands Travaux Pétroliers (GTP).

L'essai est réalisé par la chute d'un mouton-pendule qui percute l'éprouvette fixée sur deux appuis distants de 40 mm et le couteau du mouton-pendule vient frapper le côté opposé à l'entaille, dans la section médiane. Dans les conditions normalisées, cette chute fournit une énergie de 300 J et est animé, au moment du choc, d'une vitesse de déplacement de 5 à 5,5 m/s. L'énergie consommée par la rupture de l'éprouvette se déduit de la lecture des angles de chute et de remontée du pendule. Elle est rapportée à la section à fond d'entaille pour calculer la résilience [27]. Avant l'exécution de l'essai les éprouvettes ont été refroidies à 0 °C pendant 5 minutes par l'utilisation de la neige carbonique.



**Figure 3.9.** Forme de l'éprouvette de résilience et la position de l'entaille

### 3.8.3. Exigences

L'énergie de rupture des trois différentes zones : métal de base, métal fondu et la zone affectée thermiquement doit être au dessus du minimum exigé (40 J) indiqué par la norme API. Noter que l'énergie de rupture minimale pour l'acier de canalisation API 5L X70 devrait être mesurée à 0 °C.

**Chapitre IV**  
**Résultats et interprétations**

## 4. Résultats et interprétations

### 4.1. Caractérisation microstructurale

#### 4.1.1. Analyse chimique

La composition chimique de l'acier étudié X70 est donnée dans le tableau 4.1 ainsi que les valeurs maximales à atteindre pour cet acier indiquées par API 5L. A noter que la teneur en carbone est largement inférieure au maximum spécifié par la norme. Par contre, la teneur en phosphore est le double du maximum spécifié. De même, la teneur en manganèse est légèrement supérieure. A noter aussi la présence d'éléments en faibles quantités tels que le Ni, le Nb et le Ti. Ces éléments contribuent à l'amélioration de la limite d'élasticité, la dureté, la résilience et la soudabilité. Le carbone équivalent mesuré est au-dessous de la valeur maximum (0.43 %) indiquée par la norme API. Ceci est exigé pour augmenter la soudabilité. La composition chimique du métal fondu est conforme aux spécifications exigées par la norme API 5L. La formule pour calculer le carbone équivalent est donné dans API 5L par :

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Cu + Ni)}{15} \quad (4.1)$$

**Tableau 4.1.** La composition chimique (en pourcentage %) du métal de base et le métal fondu et les valeurs exigées par la norme API.

Eléments en (%)	Métal de base	Max spécifié par API 5L	Métal fondu	Max spécifié par API 5L
CE	0.36	0.43	-	-
C	0.073	0.24	0.1	0.22
Mn	1.65	1.4	0.48	1.65
Si	0.08	-	0.2	-
S	<0.01	0.025	0.019	0.025
P	0.037	0.015	0.017	0.015
Cr	Traces	-	0.037	-
Ni	0.044	-	0.039	-
Mo	0.006	-	0.35	-
Nb	0.061	-	Traces	-
Ti	0.01	0.06	Traces	0.06
V	<0.01	-	Traces	-
Cu	0.123	-	Traces	-

La faible teneur en carbone est nécessaire pour améliorer la soudabilité et la résilience de l'acier. Les éléments de microalliage sont le niobium, le titane et le vanadium, mais l'élément qui a un grand effet est le niobium. Ces éléments contribuent à l'amélioration de la limite d'élasticité, la dureté, la résilience et la soudabilité.

Le niobium est un élément de microalliage efficace qui améliore l'acier par trois mécanismes. D'abord, il affine l'austénite et, finalement, la structure de grain de ferrite pendant le laminage en empêchant la recristallisation et la croissance de grain. En second lieu, il supprime la nucléation de la ferrite polygonale par son effet fort de trempabilité. Troisièmement, le niobium augmente la dureté par la précipitation des particules ultrafines de Nb (C, N) pendant le refroidissement à la température de laminage de finition ou pendant un traitement suivi d'un revenu [33].

On remarque aussi la présence des autres éléments avec des teneurs affectant comme le manganèse, le nickel et le cuivre. Le manganèse remplit la fonction d'élue de diminuer la température de transformation pour favoriser la formation de la ferrite aciculaire et de diminuer la tendance de précipitation de Nb(C, N) dans l'austénite en augmentant le produit de solubilité. Le manganèse semble également avoir un effet en soi bénéfique sur la dureté. La teneur de manganèse a été limitée par 1.4 % dans la norme pour empêcher la formation des phases dures comme la bainite et le composé (M-A) susceptible de former des zones fragiles.

En plus, l'augmentation de la teneur en titane du métal fondu a diminué la quantité de manganèse dans les inclusions, tandis que les niveaux de titane dans les inclusions ont été augmentés. Par conséquent, la nature des inclusions change des inclusions de base de Mn (comme MnS) à la base de Ti tels que TiC, TiN, TiO et Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. La teneur de titane est aussi limitée dans la norme par 0.06 % parce que l'excès simultané dans les teneurs de manganèse et titane (en plus des valeurs indiquées) conduit à la formation des phases dures. Mais dans le cas où la teneur de titane est faible (0.01%), on peut augmenter la teneur de manganèse jusqu'à 2% sans voir l'augmentation des phases dures [44].

B. Beidokhti et autres ont trouvé que le métal fondu qui contient un pourcentage élevé de ferrite aciculaire et une bonne répartition des carbonitrides titane a abouti à la meilleure performance dans les services agressives. Les meilleures propriétés du service

ont été obtenues lors de deux compositions, 1,40% Mn 0,08% Ti et 1,92% Mn 0,02% Ti [44].

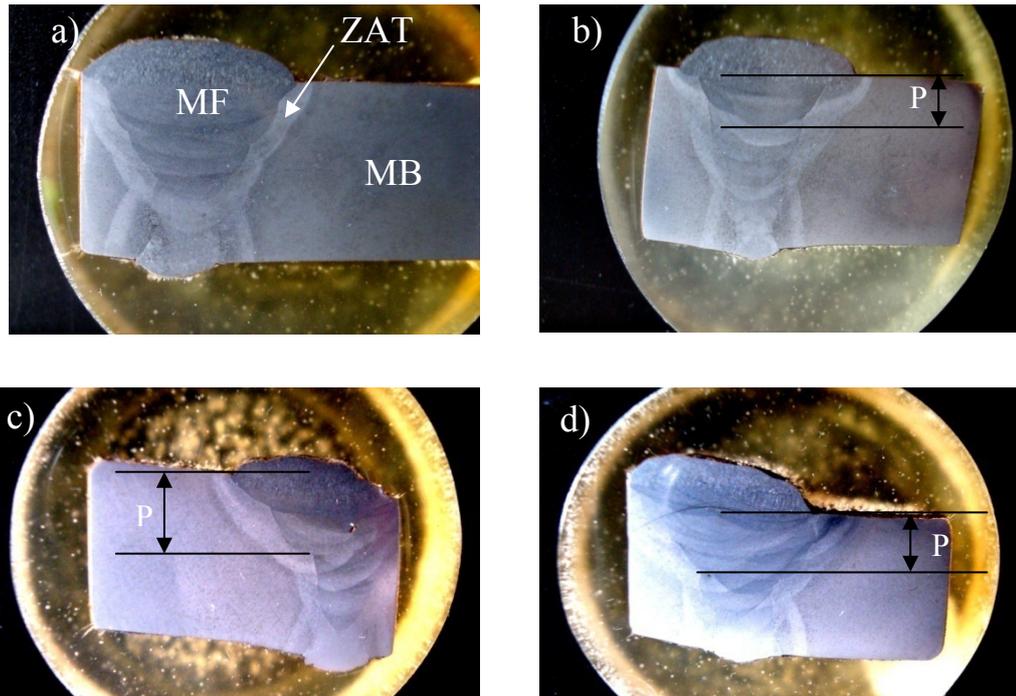
Le nickel est un élément gamma-gène, donc il diminue la température de la transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  et favorise la formation de la ferrite aciculaire. Le cuivre ayant aussi plusieurs effets : il augmente la quantité de la ferrite aciculaire aux dépens d'autres constituants, affine la microstructure dans toutes les zones du métal de soudure, augmente le pourcentage des microphases uniformément dans toutes les régions, change la composition chimique des inclusions, mais le cuivre ayant un effet mauvais qui est la diminution de la résilience.

On remarque qu'il y a une différence entre la composition chimique du métal de base et celle du métal fondu. Cette différence semble claire dans la teneur du manganèse, silicium et le molybdène. La diminution de la teneur en manganèse dans le métal fondu est due sa faible teneur dans le métal d'apport et due aussi à leur contribution à la formation des inclusions non métalliques.

Le silicium favorise la formation de la ferrite polygonale par l'augmentation de la température de la transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  parce qu'il est un élément alpha-gène. Le rôle principal du molybdène est celui d'un agent de trempabilité, favorisant la formation de la ferrite aciculaire et empêchant la formation de la ferrite polygonale et de la perlite.

#### **4.1.2. Observations Macrographiques**

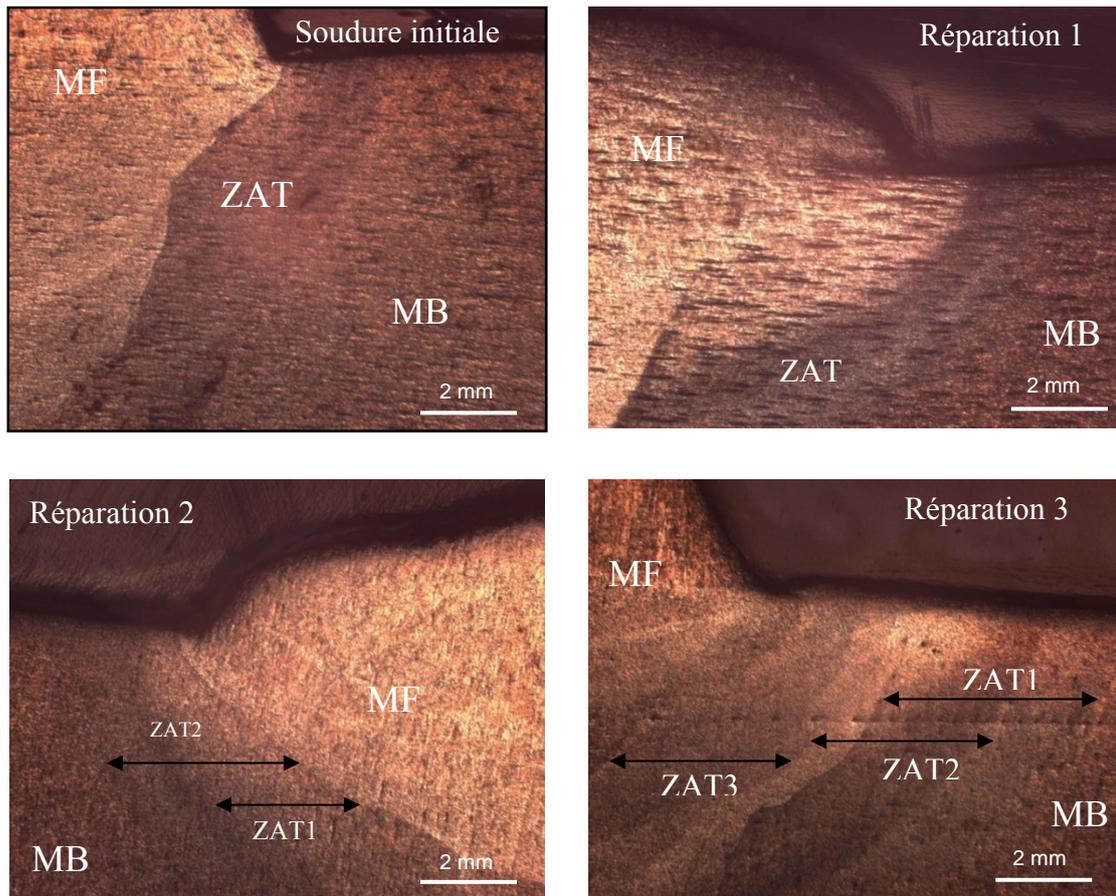
La figure 4.1 montre les macrographies des différentes réparations de soudure. Ces macrographies montrent trois zones différentes; le métal de base (MB) non affecté, le métal fondu (MF) et la zone du métal de base affectée thermiquement (ZAT).



**Figure 4.1.** Macrographies de différentes réparations de soudure : **a)** soudure initiale, **b)** réparation 1, **c)** réparation 2, **d)** réparation 3.

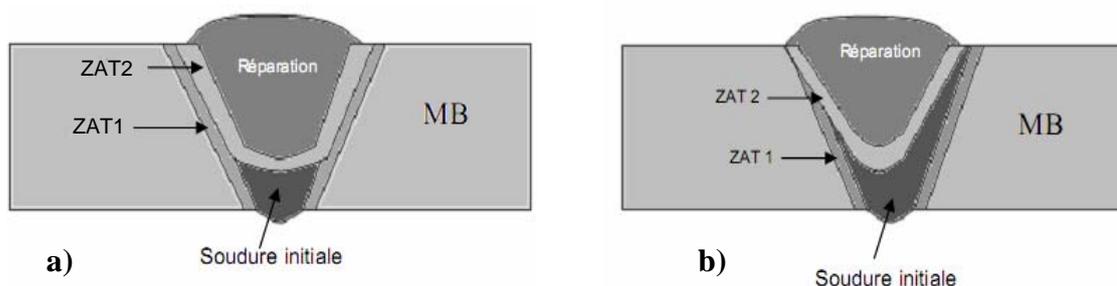
Ces macrographies présentent le nombre de passes et couches, l'étendue de la zone fondue et la zone affectée thermiquement, la profondeur (P) et la localisation de chaque réparation. Dans la soudure initiale, il y a six passes et six couches, chaque couche contient une seule passe. P est la profondeur de chaque réparation, elle varie selon la profondeur d'existence de défaut qu'il fallait éliminer. P est égale à 4 mm pour la réparation 1, 7 mm pour la réparation 2 et 5 mm pour la réparation 3.

Dans la figure 4.2 (réparation 2 et 3), on observe le décalage de la ZAT, ZAT1 est l'ancienne ZAT, et ZAT 2 est la nouvelle ZAT. La figure 4.3 présente le détail des deux types de réparations, la zone affectée par les cycles thermiques de la réparation dans le métal fondu ne peut pas être considérée comme une nouvelle ZAT comme celle du métal de base, mais elle est considérée comme une partie du métal fondu réchauffée par les passes ultérieures.



**Figure 4.2.** Macrographies présentent l'étendu de la ZAT (zone affectée thermiquement) après chaque réparation.

L'étendu de la ZAT augmente avec l'augmentation de l'énergie linéaire de soudage. Donc les réparations n'ont aucune influence sur la largeur de la ZAT, car les valeurs mesurées de la largeur de cette dernière après chaque réparation sont proches (voir le tableau 4.2).



**Figure 4.3.** Schéma illustre les deux cas de réparations existées dans ce travail, a) cas de la réparation 1, b) cas des réparations 2 et 3. ZAT1 est l'ancienne ZAT, et ZAT2 est la nouvelle ZAT.

**Tableau 4.2.** La largeur de la zone affectée thermiquement dans chaque réparation

	Soudure initiale	Réparation 1	Réparation 2	Réparation 3
Largeur de la ZAT (mm)	2-2.8	1.8-2.6	2.2-3	2-3

#### 4.1.3. Microstructure du métal de base

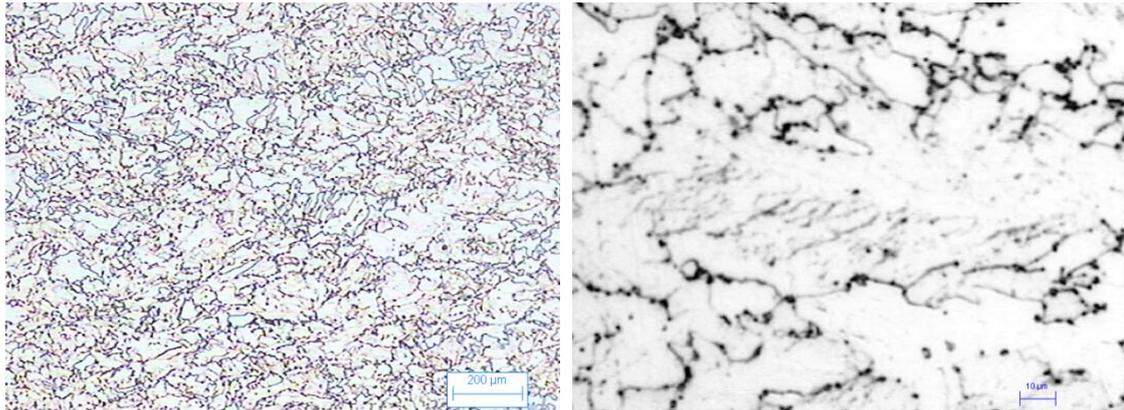
La figure 4.4 montre la microstructure du métal de base, qui est constituée de bainite à faible teneur en carbone  $< 0.06\%$ , connue aussi sous le nom de "ferrite aciculaire". Cette microstructure est obtenue par un refroidissement accéléré après un laminage à chaud de l'austénite non recristallisée. Le résultat de ce traitement est une matrice de ferrite aciculaire avec des traces de carbures ou (carbonitrides) et des îlots de martensite. Cette combinaison offre d'excellentes propriétés de résistance et de dureté. Le durcissement se fait par quatre facteurs :

1. l'affinement de grain due au laminage à chaud contrôlé de l'austénite non recristallisée et par l'ajout des éléments de microalliage formant des précipités fins qui empêchent le grossissement du grain austénitique;
2. la densité élevée des dislocations dans les grains ferritiques due aussi au laminage à chaud des grains austénitiques;
3. les précipités fins de carbonitrides de niobium Nb(C, N) dans la matrice de ferrite qui sont commandé par les teneurs de carbone, niobium et l'azote;
4. les petits îlots de martensite qui sont par fois discrètes.

Les recherches faites sur cet acier prouvent que la fraction volumique de la ferrite aciculaire augmente avec l'augmentation de la quantité de déformation à chaud dans la région non recristallisée d'austénite parce que la ferrite aciculaire se forme au voisinage des sites favorables de nucléation tels que les dislocations dans les grains d'austénite. Cette déformation est insuffisante pour donner une microstructure entière de ferrite aciculaire [33], [46]; Par conséquent une addition des éléments affinant tel que le Nb s'ajoutant à la trempabilité doivent être prescrites car il s'est avérée, qu'une petite

augmentation en niobium de 0.045 à 0.075 % donne une microstructure plus homogène avec la meilleure résilience [33], [38], [39], [46].

Finalement, cette microstructure est nécessaire pour l'acier API 5L de catégorie X-70 qui est satisfaisante et garantir les propriétés mécaniques demandés ( $\sigma_e > 485$  MPa,  $R_m > 570$  MPa) du métal de base, la ZAT et le métal fondu [33].



**Figure 4.4.** La microstructure du métal de base (ferrite aciculaire).

#### 4.1.4. Microstructure du métal fondu

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

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

Dans la zone de racine où le taux de dilution est le plus élevé on trouve une structure ferrito-perlitique à grains fins (figure 4.5 a), le pourcentage de la perlite est faible à cause de la teneur très faible du carbone  $< 0.1\%$ . La finesse du grain est due à l'effet des précipités de carbonitride de niobium qui limitent le grossissement du grain lors de la transformation de phase de réausténitisation.

A l'effet de la présence des inclusions dues au métal d'apport on observe l'apparition de la ferrite aciculaire qui se forme autour des inclusions dans les passes 2, 3, 4 et 5 et sa température de transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  est inférieure à celle de la ferrite polygonale. Les inclusions dans le métal fondu jouent un rôle similaire à celui des dislocations dans le métal de base en tant que sites privilégiés de germination de la ferrite aciculaire. L'autre facteur qui favorise la formation de la ferrite aciculaire est le molybdène (voir tableau 4.1, 0.35% Mo) et diminue le pourcentage de la perlite et la ferrite polygonale. Un autre effet bénéfique de molybdène provient du fait qu'il diminue le taux de précipitation de Nb(C, N) dans l'austénite. Le résultat est qu'une plus grande quantité de niobium demeure en solution pour la précipitation de Nb(C, N) en ferrite.

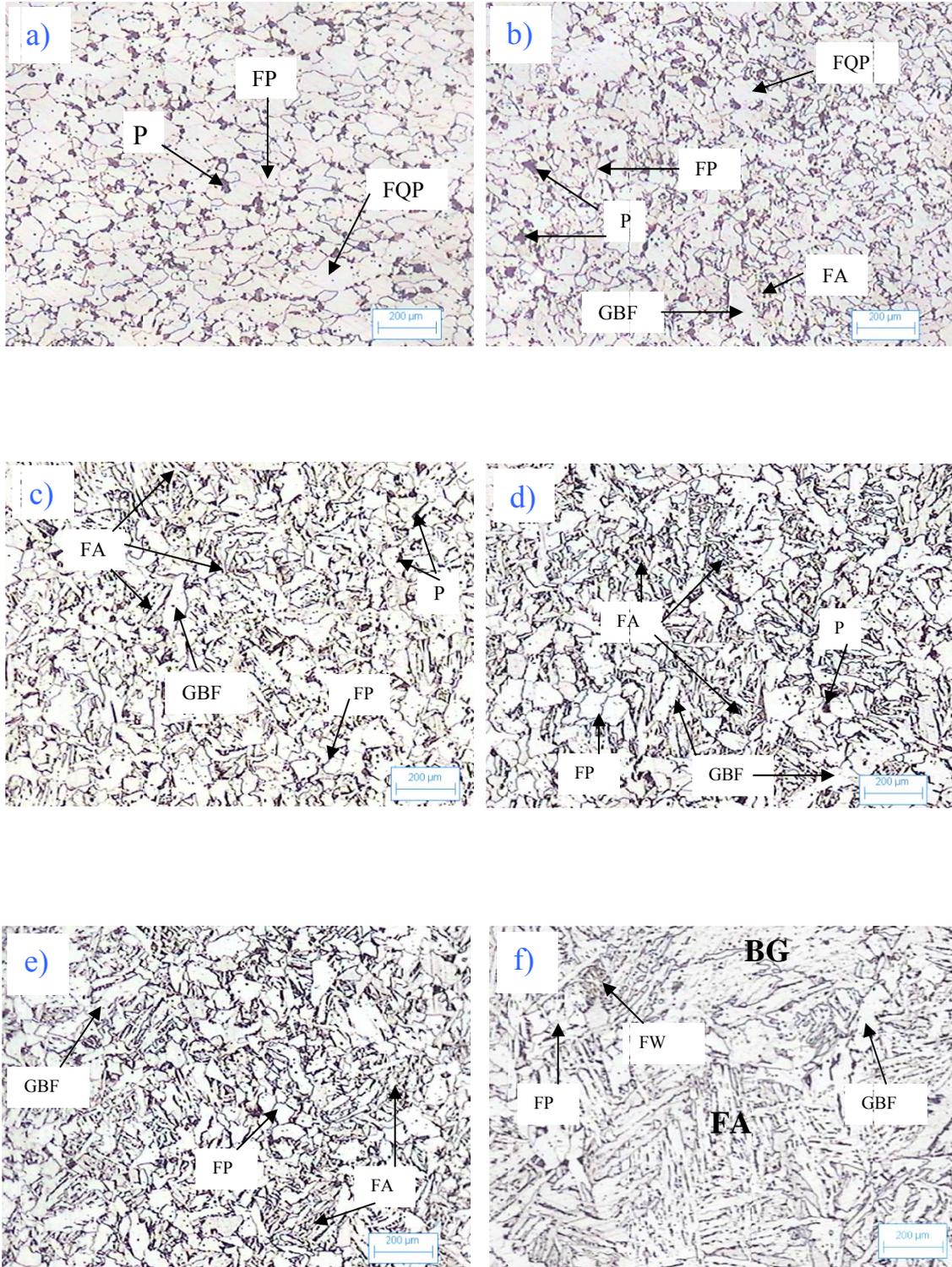
Le taux de la ferrite aciculaire dans ces passes augmente en fonction de trois facteurs: la vitesse de refroidissement, les inclusions (dépend de la teneur en oxygène), les éléments d'alliages (Mo); donc la structure est un mélange de ferrite polygonale, ferrite aciculaire, perlite et traces de carbures (figure 4.5 b, c, d et e).

A l'opposer, la zone brute de solidification présente une structure mixte de ferrite aciculaire, bainite granulaire et de faible pourcentage en martensite et austénite résiduelle composés M-A (figure 4.5 f). L'élément qui favorise la formation de la ferrite aciculaire est le molybdène. On voit un manque de ferrite aciculaire à cause du manque des inclusions et des éléments de microalliage (Mn, Mo et Nb) dans le métal fondu indispensables pour sa formation, et il apparaît à sa place la bainite granulaire. Les inclusions jouent le rôle de germes préexistants pour la formation de la ferrite aciculaire; tandis que, l'addition contrôlée d'éléments de microalliage et l'augmentation de la vitesse de refroidissement ne peuvent avoir d'effet sur la vitesse de germination de la ferrite aciculaire mais seulement sur sa vitesse de croissance [7], [9], [34]. Le tableau 4.3 présente les abréviations utilisées pour les différentes phases existées dans la microstructure du métal fondu.

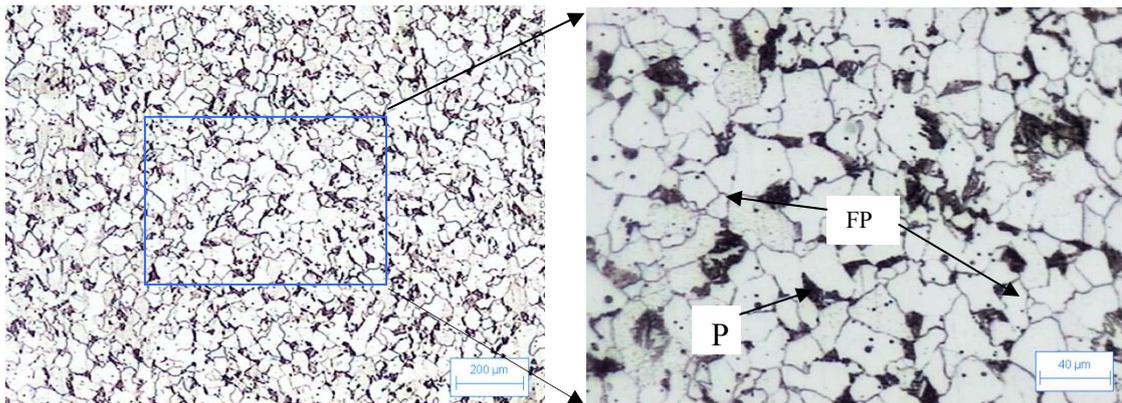
**Tableau 4.3.** Les abréviations utilisées pour les différentes phases existées dans la microstructure du métal fondu

Abréviation	Nom complet
FP	Ferrite polygonale
FA	Ferrite aciculaire*
FQP	Ferrite quasi polygonale
P	Perlite
GBF	Ferrite proeutectoïde formée à la frontière du grain austénitique (grain boundary ferrite)
FW	Ferrite de Widmannstätten
BG	Bainite granulaire
<p>* Le terme " ferrite aciculaire" est employé pour deux sortes différentes de microstructures :</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>• la ferrite proeutectoïde avec aiguille désignée sous le nom de la ferrite de Widmanstätten;</li> <li>• La plupart des publications se rapportant à la ferrite aciculaire considèrent la transformation bainitique tous ce qui est carbure libre dispersé dans une matrice ferritique et ainsi différent au bainite supérieur ou inférieur [33].</li> </ul>	

La figure 4.6 présente la microstructure du métal fondu proche de la ZAT qui est une matrice de ferrite polygonale avec des îlots de perlite et un peu de précipités de carbonitrures distribués dans cette matrice.



**Figure 4.5.** Microstructures des zones recuites dans le métal fondu; **a)** la zone de racine, **b)** 2<sup>ème</sup> passe, **c)** 3<sup>ème</sup> passe, **d)** 4<sup>ème</sup> passe, **e)** 5<sup>ème</sup> passe, **f)** la zone brute de refroidissement.



**Figure 4.6.** La microstructure du métal fondu proche de la ligne de fusion

#### 4.1.5. Microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT)

D'abord on utilise le tableau 4.4 pour la distinction des différentes zones de la zone affectée thermiquement (voir aussi les figures 1.6, 1.8 et 4.7)

**Tableau 4.4.** Abréviations des différentes zones existantes dans la ZAT

Abréviation	Nom complet
<b>SRHAZ</b>	La zone réchauffée à une température inférieure à $A_{c1}$ (zone de revenu), (Subcritically Heat Affected Zone)
<b>ICHAZ</b>	La zone transformée partiellement dans le domaine intercritique, entre $A_{c1}$ et $A_{c3}$ , (Intercritical Heat Affected Zone)
<b>FGHAZ</b>	La zone à grains fins associée à un pic de température légèrement supérieure à $A_{c3}$ , (Fine Grain Heat Affected Zone)
<b>CGHAZ</b>	La zone à gros grains à l'état brute, (Coarse Grain Heat Affected Zone)
<b>UAGC</b>	La zone à gros grains non altérée par les passes ultérieures (Unaltered Grain-Coarsened Zone)
<b>SCGR</b>	La zone à grains fins réchauffée légèrement au dessus $A_{c3}$ de CGHAZ (Supercritically Reheated Grain-Refined Zone)
<b>ICGC</b>	La zone à gros grains réchauffée entre les températures $A_{c1}$ et $A_{c3}$ , de CGHAZ (Intercritically Reheated Grain Coarsened Zone)
<b>SCGC</b>	La zone à gros grains réchauffée au dessous $A_{c1}$ de CGHAZ, (Subcritically Reheated Grain-Coarsened Zone)

Comme il est déjà mentionné dans le chapitre 1, la ZAT des aciers au carbone est divisée en quatre zones selon la température maximale atteinte. Dans le cas du soudage

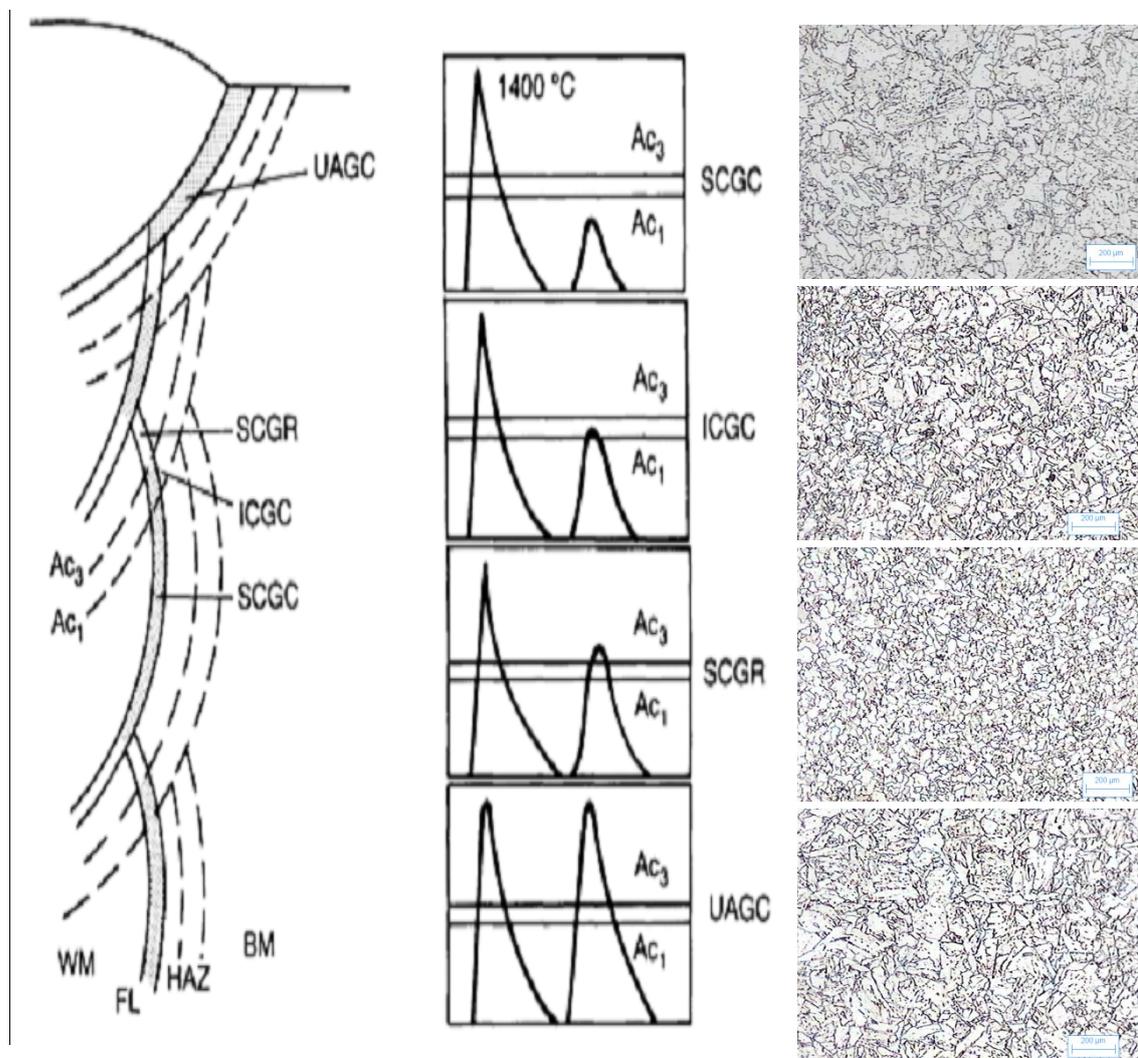
multipasses, la zone à gros grains CGHAZ (*coarse grain heat affected zone*), la plus proche du métal fondu a été modifiée par les passes suivantes et peut être classée par catégorie dans quatre régions selon la température de réchauffage (voir figure 4.7).

- La zone à gros grains réchauffée au dessous  $A_{c1}$  (SCGC).
- La zone à gros grains réchauffée entre les températures  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$  (ICGC)
- La zone à grains fins réchauffée au dessus  $A_{c3}$  et au dessous d'environ 1200 °C (SCGR).
- La zone à gros grains non altérée (UAGC). La zone qui est non réchauffée au dessus de 200 °C environ, et la zone qui est réchauffée une autre fois au dessus de 1200 °C environ [9].

Dans la zone à gros grain de la ZAT, il n'est pas possible d'obtenir la même microstructure optimale comme celle obtenu sur le métal de base parce que les températures sont beaucoup plus hautes dans cette région par l'effet des cycles thermiques de soudage. Lors du chauffage à haute température (> 900 °C), les précipités de Nb(C, N) qui affinent les grains d'austénite se dissolvent et cette dissolution permet et favorise le grossissement du grain austénitique. Les précipités se dissolvent complètement parce que l'énergie linéaire de soudage est grande (20.72 kJ/cm) et cela mène à une homogénéisation de l'austénite [67].

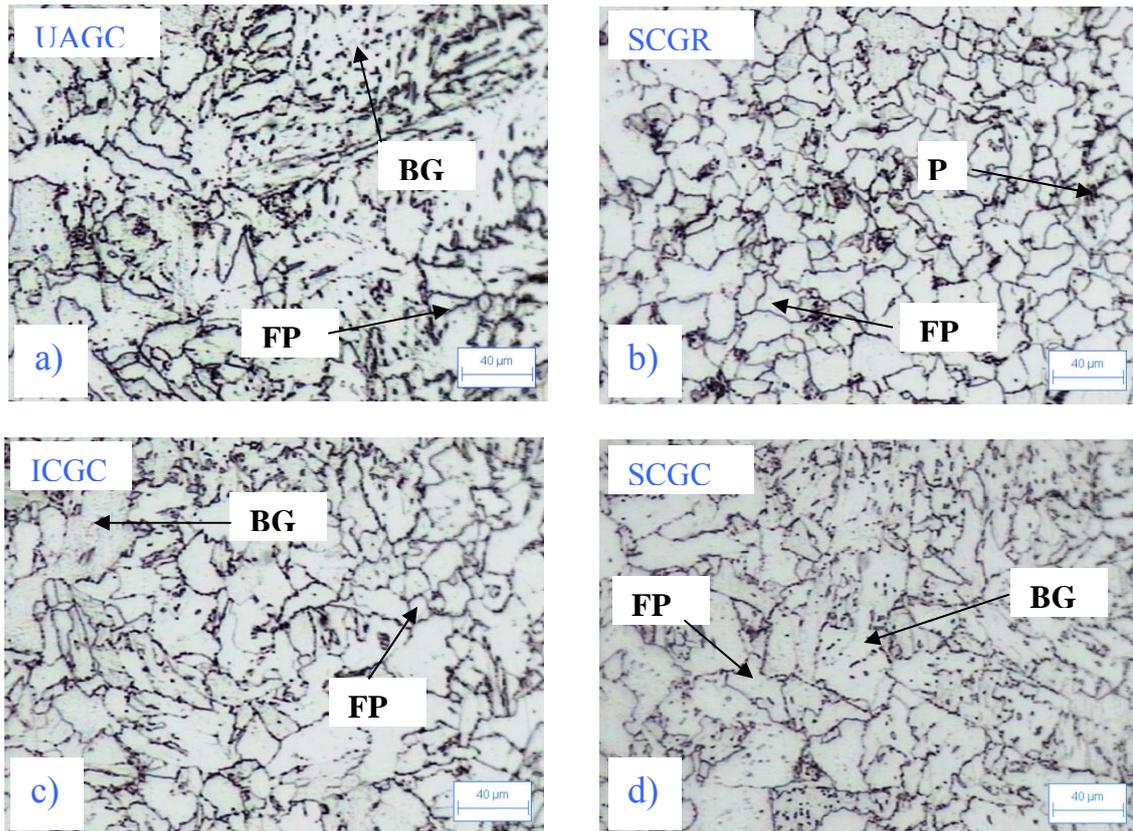
Les contraintes de traction et de compression appliquées au joint soudé par l'effet du soudage accélèrent la cinétique de grossissement des précipités durant le refroidissement contrairement au cas sans contraintes [67]. C'était dû à la plus grande diffusivité des atomes dissous accomplis par l'augmentation de la densité de dislocations sous la déformation. En plus, la température de la transformation de phase  $\gamma \rightarrow \alpha$  diminue avec l'augmentation de la température de réchauffage; ces deux mécanismes mènent à une microstructure mixte de bainite granulaire et de ferrite polygonale à gros grains avec la dispersion de petites particules de cémentite. La zone non altérée (UAGC) et la zone réchauffée au dessous de  $A_{c1}$  (SCGC) ont la même microstructure de bainite granulaire et de ferrite polygonale à gros grains (voir la figure 4.8 a et d). Les précipités existants dans cette matrice qui ont des tailles de quelques centaines de nanomètres n'empêchent pas le grossissement de grain d'austénite comme le font les précipités dont la taille est beaucoup plus petite (<10 nm). Dans la zone

réchauffée entre  $Ac_1$  et  $Ac_3$  (ICGC), il y a une coïncidence entre la transformation de phase  $\gamma \rightarrow \alpha$  et la précipitation des éléments microalliage restée en solution. La microstructure de cette zone est un mélange de ferrite quasi polygonale, ferrite polygonale, particules de cémentite, carbonitrures et faible quantité de martensite et austénite résiduelle (voir la figure 4.8 c). Quand la zone CGHAZ est réchauffée à une température entre  $Ac_1$  et  $Ac_3$ , la transformation se produit préférentiellement dans les zones de diffusion facile telle que les anciens joints de grains austénitiques et les zones les plus riches en carbone. L'austénite qui se forme localement est d'autant plus enrichie en carbone que la température atteinte est faible. Lors du refroidissement, les plages austénitiques peuvent se transformer en partie pour donner la martensite et de l'austénite résiduelle (composés M-A).



**Figure 4.7.** Les différentes subzones qui peuvent être formées dans la zone à gros grains dans le cas du soudage multipasses.

La microstructure de la zone réchauffée légèrement au dessus de  $A_{c3}$  (SCGR) est constituée de ferrite polygonale dominante, îlots de perlite et précipités fins et grands dispersés dans la matrice (voir la figure 4.8 b). Les précipités fins qui se forment à cette température à partir des éléments restés en solution affinent les grains austénitiques par épinglage et durcissent la matrice.

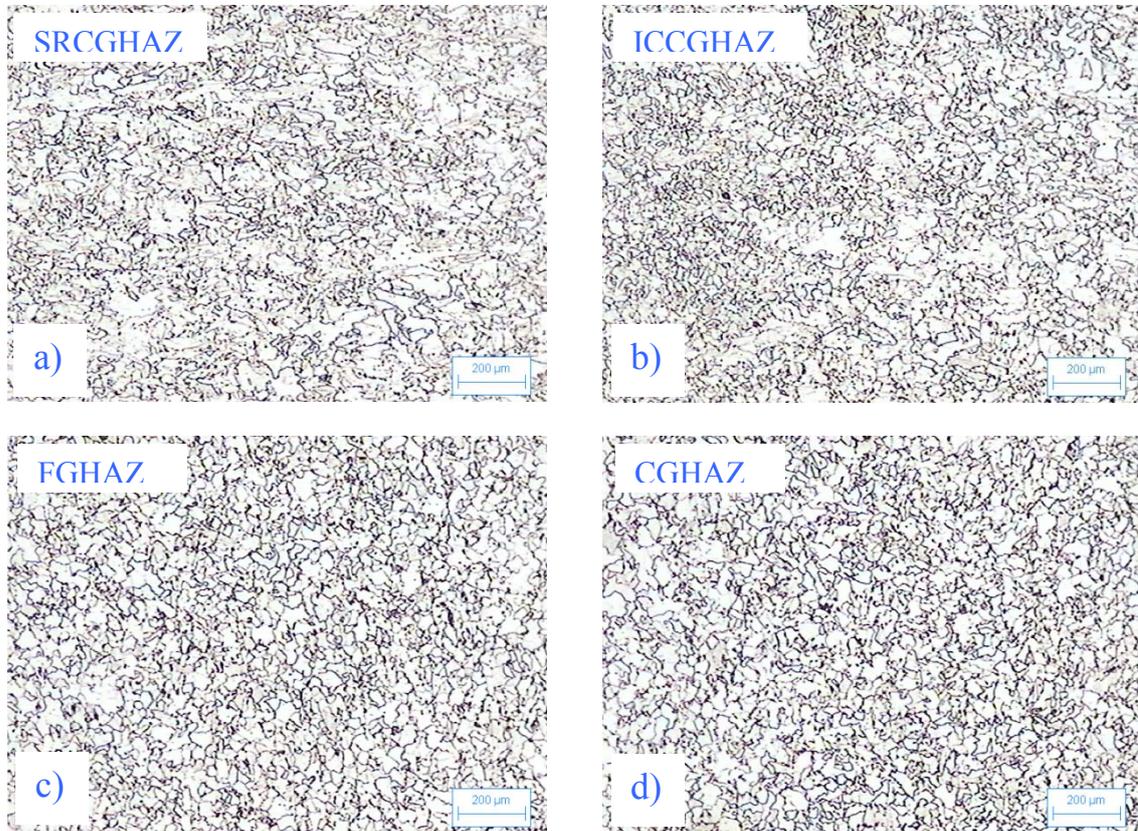


**Figure 4.8.** La zone à gros grains réchauffée à différentes températures

La zone à grains fins (FGHAZ) adjacente à la zone à gros grains ayant une microstructure de ferrite polygonale à grains fins, et la dissolution des précipités de Nb(C, N) est partielle à la température de réchauffage de cette zone (légèrement supérieure à  $A_{c3}$ ). Ces précipités affinent les grains d'austénite par épinglage des joints de grains; cet affinement des grains d'austénite mène après la transformation à une microstructure ferritique polygonale à grains fins (voir la figure 4.9 c).

La figure 4.9 b montre la microstructure de la zone réchauffée entre  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$  (ICHAZ) qui est transformée partiellement. Sa microstructure est constituée de ferrite aciculaire et de ferrite polygonale à grains très fins. Les éléments de microalliage restés

en solution précipitent aussi dans cette gamme de température et contribuent à l'affinement des grains et au durcissement de la matrice.



**Figure 4.9.** Microstructure de la zone affectée thermiquement dans la soudure initiale.

La zone réchauffée au dessous de  $A_{c1}$  possède une microstructure similaire de celle du métal de base qui est constituée d'une matrice de ferrite aciculaire avec des traces de carbures ou (carbonitrides) et des îlots de martensite (voir la figure 4.9 a). Le changement qui se passe dans cette zone en comparaison avec le métal de base est que les éléments de microalliage restés en solution après le refroidissement contrôlé du métal de base précipitent sous forme de particules fines. Ces précipitations contribuent aussi au durcissement de la matrice comme on le verra plus loin. On constate ainsi une propriété intéressante des précipités fins qui est leur forte résistance à la coalescence.

***Quelques remarques sur la microstructure de la ZAT***

1. La ferrite aciculaire n'apparaît pas dans les zones transformées complètement dans la zone affectée thermiquement (CGHAZ) et (FGHAZ), et cela est dû à l'absence de sites préférables pour sa formation qui sont les inclusions ou les dislocations de fortes densités.
2. La microstructure de la zone réchauffée légèrement au dessus de  $Ac_3$  de la zone à gros grains (SCGRHAZ) est similaire à celle de la microstructure de la zone à grains fins (FGHAZ).
3. La zone réchauffée légèrement au dessus de  $Ac_3$  (SCGR) est la zone dominante dans la zone à gros grains.
4. Les zones locales de fragilisations (LBZ Local Brittle Zones) qui existent dans la zone à gros grains sont : la zone intercritique réchauffée entre  $Ac_1$  et  $Ac_3$  (ICGC), la zone non altérée (UAGC).

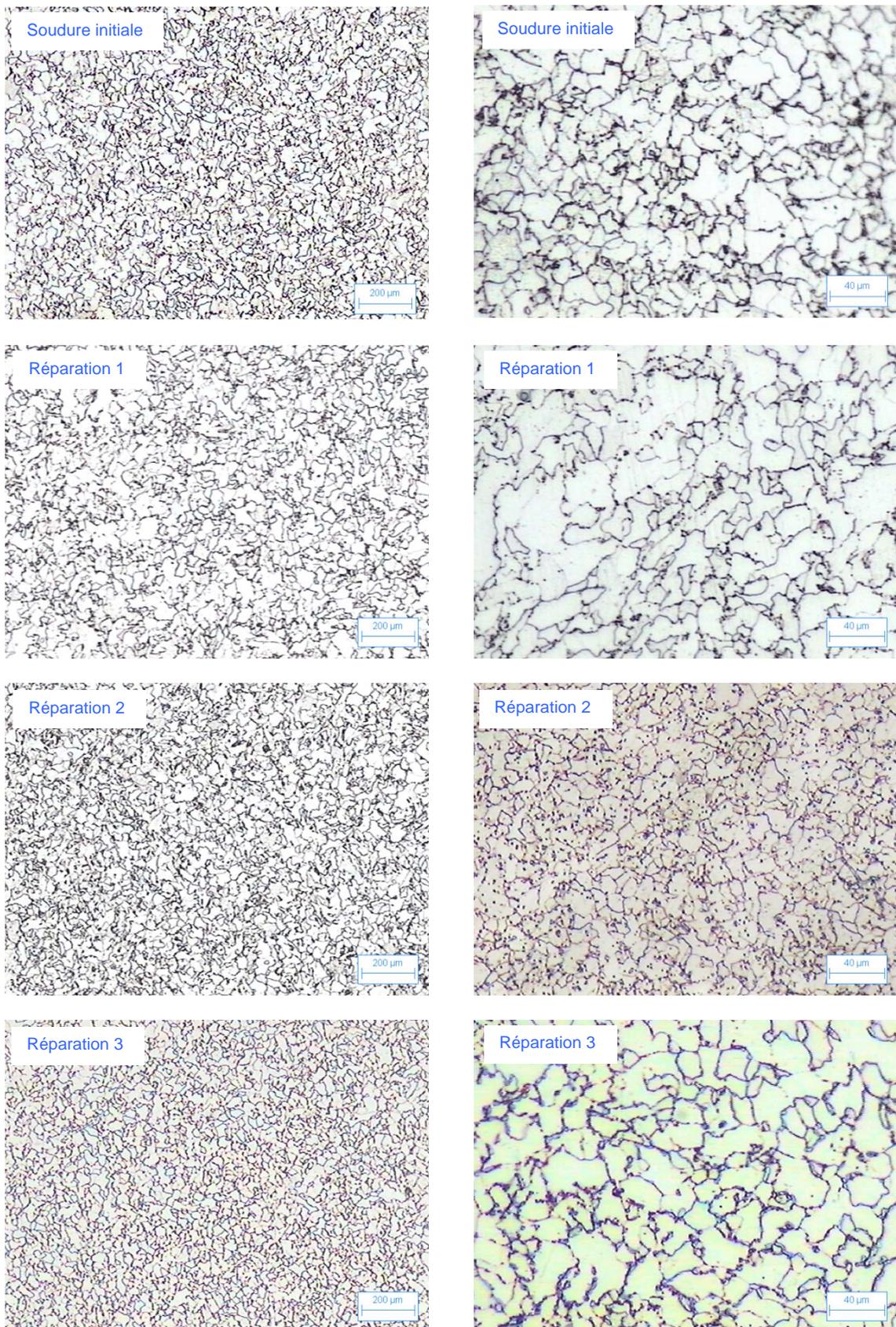
***4.1.6. Influence du nombre des réparations sur la microstructure de la ZAT***

Le nombre des réparations effectuées sur un joint soudé n'a aucune influence sur la morphologie de la microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT) parce que les cycles thermiques répétés avec chaque réparation mènent aux mêmes transformations précédentes si les paramètres de soudages sont inchangés.

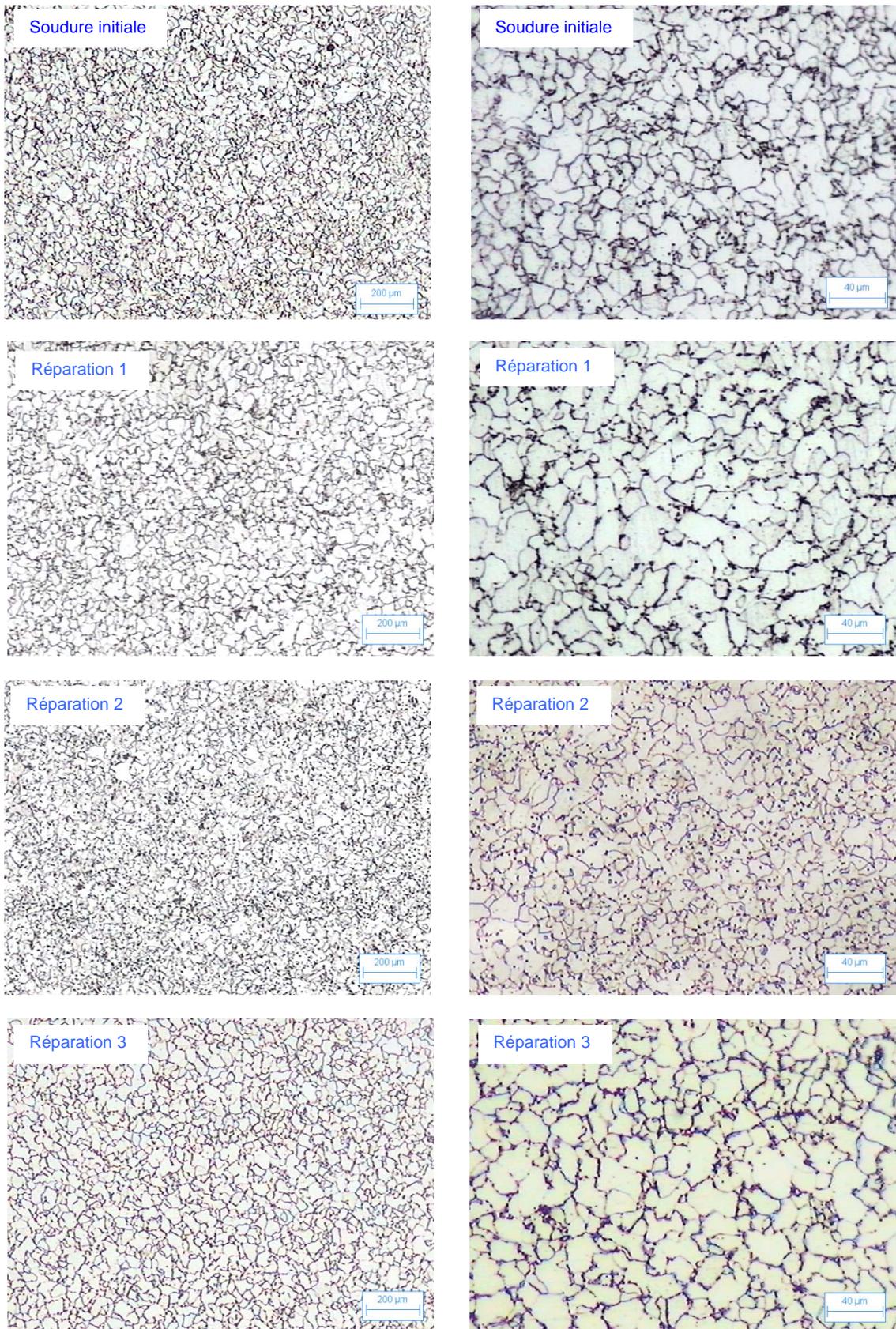
La microstructure après chaque réparation dans la zone à gros grains (CGHAZ) et la zone à grains fins (FGHAZ) est constituée d'une ferrite polygonale à grains fins, des îlots de perlite et des précipités dispersés dans toute la matrice (voir les figures 4.10, 4.11).

La zone réchauffée entre  $Ac_1$  et  $Ac_3$  (ICHAZ) après chaque réparation montre la même microstructure mixte qui consiste d'une ferrite aciculaire, ferrite polygonale à grains fins, petits îlots de perlite, composés M-A et précipités dispersés (voir la figure 4.12).

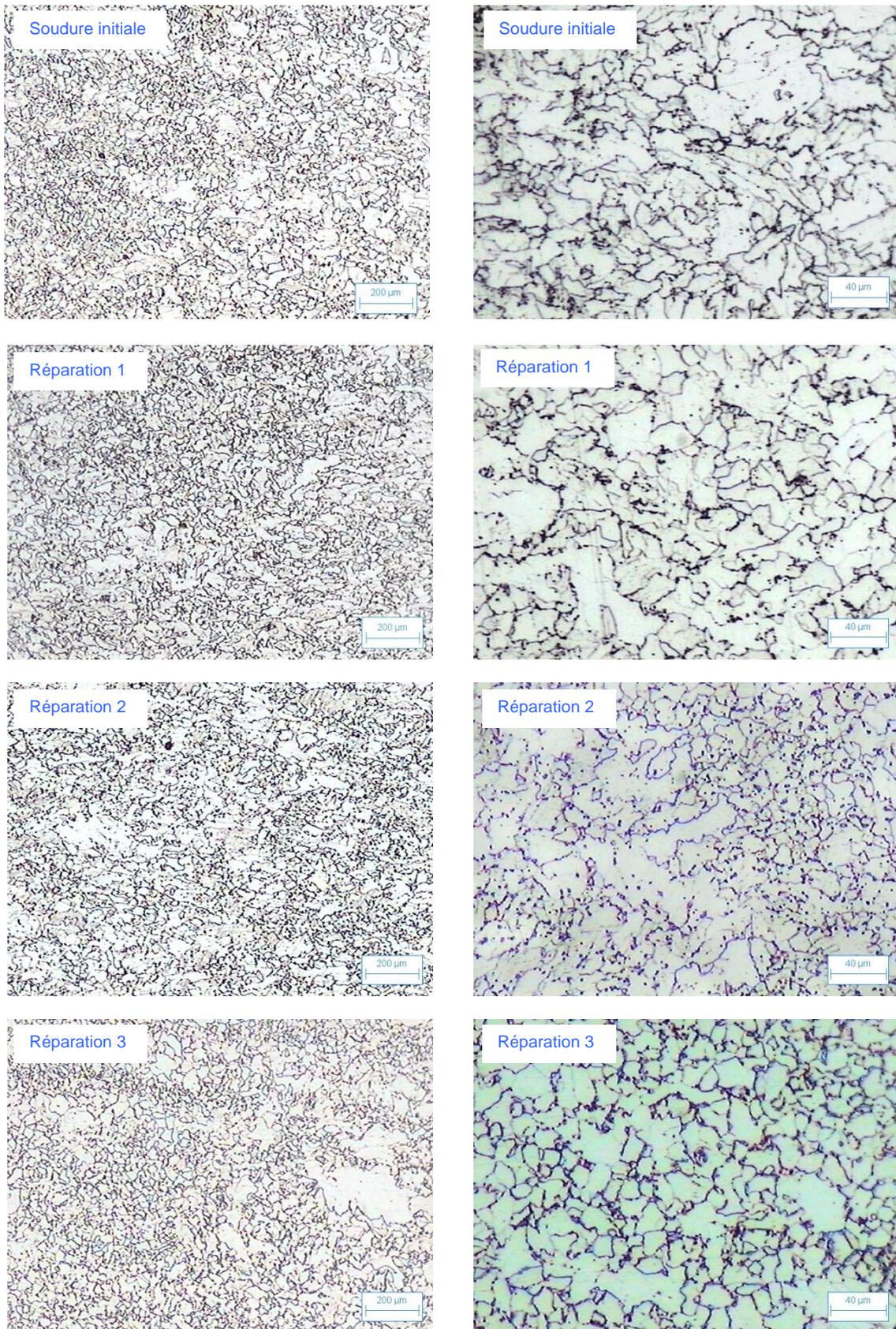
Nous n'avons pas présenté la microstructure de la zone réchauffée au dessous de  $Ac_1$  après chaque réparation parce qu'il n'y a pas de transformation de phase dans cette gamme de température. Alors, la microstructure après les réparations de cette zone est comme celle du métal de base (ferrite aciculaire).



**Figure 4.10.** Micrographies optiques montrant l'évolution microstructurale dans la zone à gros grains (CGHAZ) à mi-épaisseur de l'échantillon après chaque réparation.



**Figure 4.11.** Micrographies optiques montrant l'évolution microstructurales dans la zone à grains fins (FGHAZ) à mi-épaisseur de l'échantillon après chaque réparation.



**Figure 4.12.** Micrographies optiques montrant l'évolution microstructurales de la zone intercritique (ICHAZ) à mi-épaisseur de l'échantillon après chaque réparation.

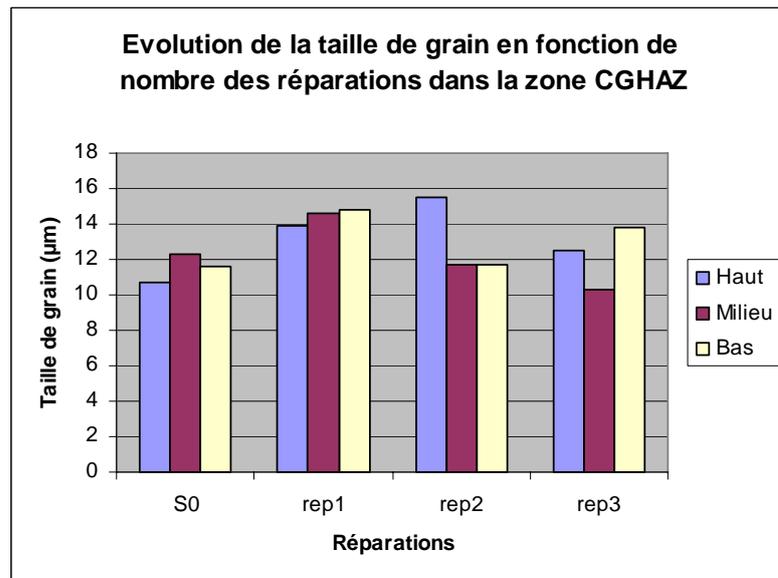
Le changement qui se passe après chaque réparation dans les zones à grains fins (FGHAZ), intercritique (ICHAZ) et subcritique (SRHAZ) est que le pourcentage des précipités augmente dans la matrice et les teneurs des éléments de microalliage diminuent dans la solution solide. Mais cette investigation requiert un microscope électronique à balayage (MEB) pour voir l'évolution de la fraction volumique et la taille des précipités.

Finalement on déduit que :

- Les réparations successives sont des cycles thermiques répétitifs appliqués au joint soudé, et la microstructure du métal fondu et de la zone affectée thermiquement varie selon la température maximale atteinte et selon la vitesse de refroidissement;
- Les nouveaux cycles thermiques effacent les effets des cycles thermiques précédents;
- Si l'énergie linéaire de soudage est inchangée, on obtient la même microstructure après chaque réparation.

#### 4.1.7. Taille de grain

L'évolution de la taille de grain en fonction du nombre de réparation est montrée dans la figure 4.13.



**Figure 4.13.** Variation de la taille de grain dans la zone (CGHAZ) en fonction du nombre des réparations.

Le nombre de réparations successives n'a aucune influence sur la taille de grain. Par contre, les facteurs qui influent sur la taille de grain dans ce cas sont : la température maximale atteinte, le temps de maintien et les éléments de microalliage. On remarque que la taille des grains dans les trois zones de CGHAZ (haut, milieu, bas) est petite. Les fines précipitations des éléments de microalliage empêchent le grossissement des grains austénitiques jusqu'à la dissolution complète qui augmente avec l'augmentation de la température. Cette mise en solution des précipités de niobium nécessite une haute température de l'ordre de 1200 °C [4]. Les variations enregistrées dans la taille des grains après chaque réparation sont dues aux variations de la température maximale atteinte comprise entre  $A_{c3}$  et 1200 °C.

## 4.2. Caractérisation mécanique

### 4.2.1. Microdureté

La figure 4.14 montre la variation de la microdureté Vickers mesurée à travers le métal fondu, la ZAT et le métal de base en fonction du nombre des réparations dans trois régions, en haut de la coupe transversale du joint soudé, à mi-épaisseur et en bas à la racine de la soudure.

Dans la première zone (haut de l'échantillon), on observe que la dureté du métal fondu dans les quatre échantillons varie de manière non uniforme mais elle est comprise entre 150-180 HV, 165-185 HV, 160-200 HV et 165-182 HV pour la soudure initiale, la première réparation, la deuxième réparation et la troisième réparation respectivement. Les courbes de dureté s'interceptent plusieurs fois mais dans la même gamme (150-200 HV) et la dureté du métal fondu est inférieure à celle de la zone affectée thermiquement dans chaque échantillon seul. Ces valeurs adéquates de dureté dans le métal fondu sont dues à l'existence de la ferrite aciculaire et la ferrite polygonale et l'absence de phases dures (martensite, bainite, carbures, ...).

Dans la zone affectée thermiquement, on observe une légère augmentation de la dureté près de la ligne de fusion dans la zone à gros grains suivie par une diminution dans la zone à grains fins, puis une augmentation dans la zone voisine du métal de base (zone subcritique). On remarque aussi que la dureté de la soudure initiale dans cette zone est supérieure aux valeurs de dureté des autres réparations.

L'augmentation enregistrée dans la zone à gros grains (CGHAZ) est engendrée par deux facteurs : le premier est la vitesse de refroidissement élevée qui conduit à la présence des phases dures (bainite, composés M-A), et le deuxième facteur est l'existence de contraintes résiduelles élevées.

La zone la plus dure est le métal de base parce qu'il existe plusieurs facteurs de durcissement (précipités, dislocations, affinement de grain et composés durs). En général, les réparations n'ont aucune influence sur la dureté de la zone affectée thermiquement car la dureté varie selon la microstructure de cette zone; donc, s'il n'y a pas de changement dans la microstructure en fonction du nombre des réparations, il n'y a pas de changement dans la dureté.

Pour la deuxième zone (à mi-épaisseur) peu affectée par les réparations, les valeurs de microdureté sont presque similaires dans la zone fondue et la zone affectée thermiquement sauf pour la troisième réparation qui montre des valeurs relativement basses par rapport aux autres et cela ne dépend pas du nombre des réparations.

Les valeurs de microdureté du métal fondu dans la zone à mi-épaisseur et la zone inférieure de l'échantillon (zone de racine) sont non uniformes et varient dans la même gamme (150-200 HV), ils sont semblables à la première zone (haut de l'échantillon).

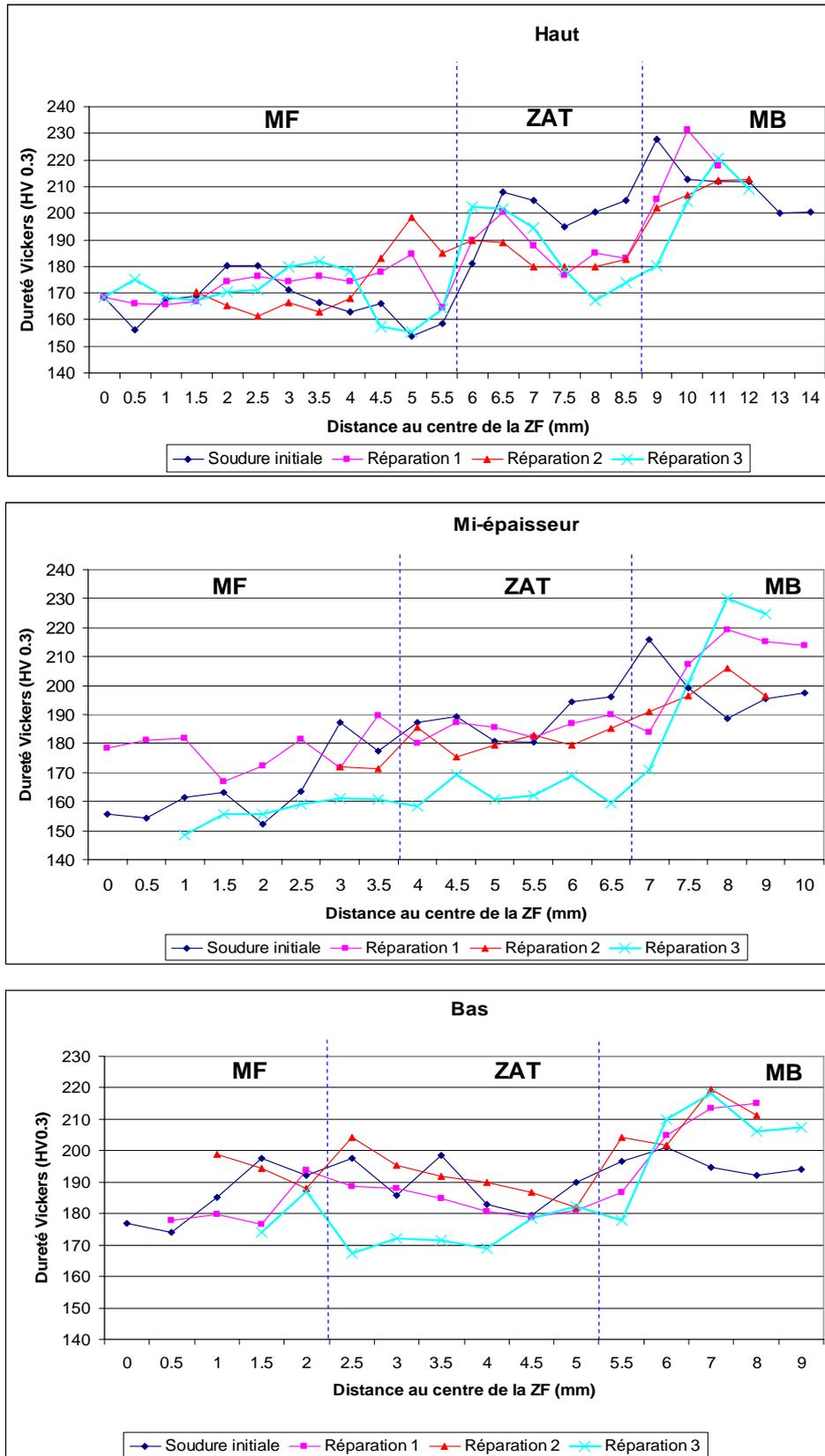
Dans la zone affectée thermiquement à mi-épaisseur et à la racine du cordon, les courbes de microdureté varient de manière non uniforme et s'interceptent plusieurs fois mais dans le même intervalle, sauf pour la troisième réparation qui montre une faible dureté par rapport aux autres.

D'après les valeurs mesurées de microdureté des trois traversés, on remarque que le métal de base est plus dur par rapport à la ZAT et le métal fondu. Ceci en raison du fait qu'il y a plusieurs facteurs de durcissement. En utilisant une relation connue entre la dureté et la limite d'élasticité qui s'écrit comme suit :

$$HV = C \sigma_e \quad (4.2)$$

C est une constante, donc on déduit que la limite d'élasticité du métal de base est supérieure à celle de la ZAT et du métal fondu et on écrit :

$$\sigma_e(MF) < \sigma_e(ZAT) < \sigma_e(MB)$$



**Figure 4.14.** La variation de la microdureté Vickers à travers le métal fondu, la ZAT et le métal de base en fonction de nombre des réparations dans trois régions : haut de l'échantillon, à mi-épaisseur et en bas.

Ce type d'hétérogénéité est désigné par les anglo-saxons par le terme *mismatching*. Il est caractérisé par le rapport M entre la limite d'élasticité de la ZAT et la limite d'élasticité du métal de base :

$$M = \frac{\sigma_{YZ}}{\sigma_{YB}} \quad (4.3)$$

Où  $\sigma_{YZ}$  est la limite d'élasticité de la ZAT et  $\sigma_{YB}$  celle du métal de base. Si  $M > 1$  on parlera d'*overmatching*, la rupture se produit dans le métal de base et si  $M < 1$  on parlera d'*undermatching* et la rupture se produit dans le joint soudé comme dans notre cas où la rupture de toutes les éprouvettes de traction s'est produit dans la zone à gros grains de la ZAT.

Finalement, les valeurs de microdureté mesurées dans le métal fondu, la ZAT et le métal de base sont inférieures à la limite maximale (350 HV) exigée par la norme API.

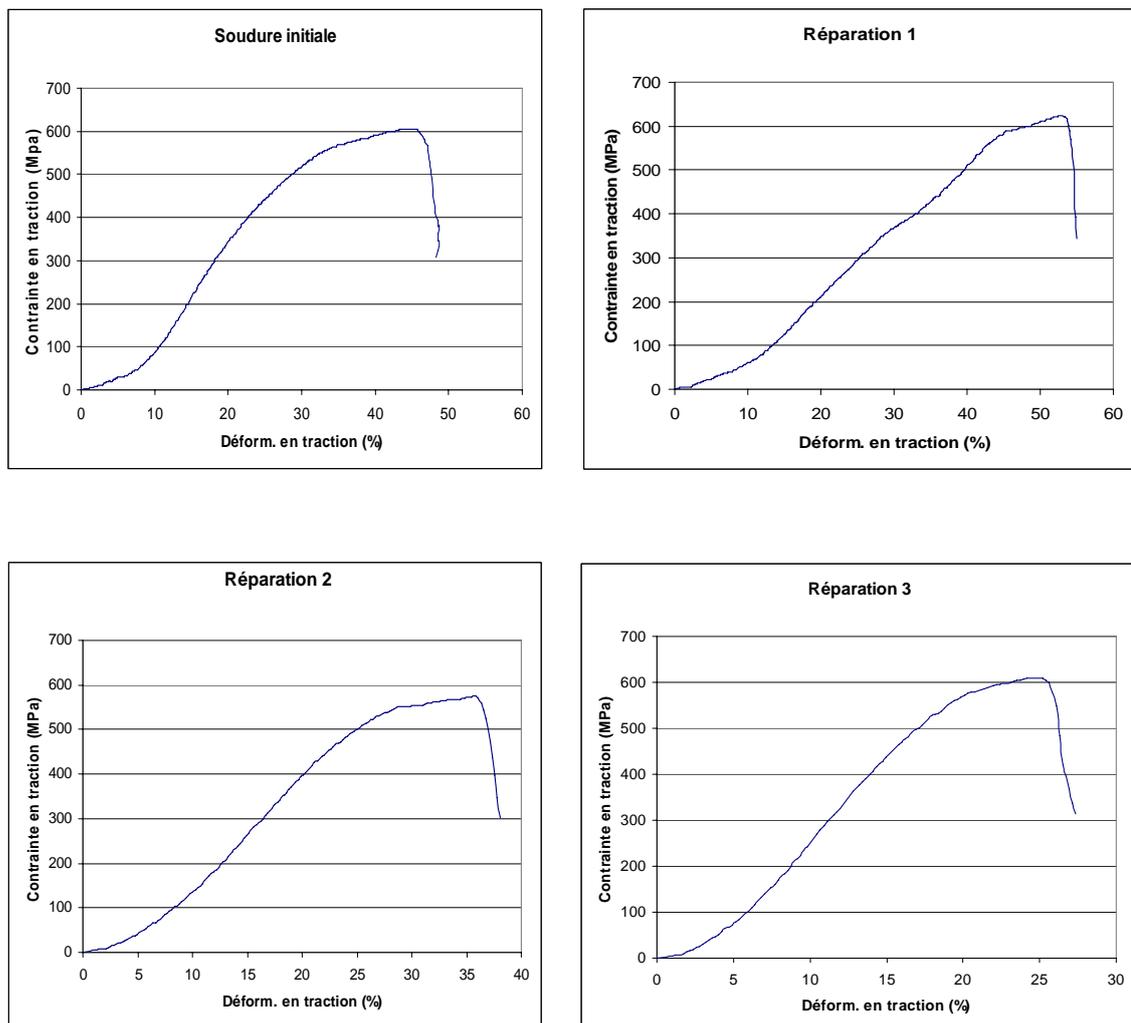
#### 4.2.2. Essais de traction

Les résultats des essais de traction pour les différents états de réparation des soudures sont présentés dans la figure 4.15 et le tableau 4.5.

Les valeurs de la limite d'élasticité et de la résistance maximale à la traction pour les quatre états de réparation sont supérieures aux valeurs minimales ( $\sigma_e > 485$  MPa,  $R_m > 570$  MPa) indiquées par la norme API 5L, Mais la rupture se produit dans la soudure et exactement dans la zone à gros grain (CGHAZ) dans la ZAT pour tous les cas des réparations, ce qui confirme que la limite d'élasticité du métal de base est plus élevée.

Les valeurs élevées de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction dans toutes les réparations sont dues à l'existence des éléments de microalliage qui empêchent le grossissement de la taille de grain austénitique par la formation des obstacles au niveau du joint de gain sous forme de précipitation finement dispersés. La rupture se produit dans cette zone car elle est la zone la plus fragile dans le joint soudé, cette fragilité est causée à l'existence des composés durs (M/A), grossissement des grains, contraintes résiduelles.

De la variation de la résistance à la traction et la limite d'élasticité en fonction du nombre des réparations on déduit que le nombre des réparations n'ayant aucune influence sur la résistance à la traction et la limite d'élasticité car ces deux valeurs dépendent de la microstructure du joint soudé et celle-ci ne change pas avec le nombre des réparations mais elle subit à l'effet du dernier cycle thermique qui efface l'effet des cycles thermiques antérieurs. On remarque aussi que la déformation à la rupture diminue en fonction du nombre des cycles thermiques (réparations) (voir le tableau 4.5).



**Figure 4.15.** Les courbes obtenues (contrainte-déformation) des essais de traction.

**Tableau 4.5.** Les résultats des essais de traction pour différents états de réparations.

Nombre de réparation	Limite d'élasticité (MPa)	Résistance à la traction (MPa)	Déformation à la rupture (%)	Zone de rupture
0	539	609.58	42.85	La zone à gros grains dans la ZAT
1	590	623	42.16	La zone à gros grains dans la ZAT
2	539.32	575	38.03	La zone à gros grains dans la ZAT
3	530.33	609	27.30	La zone à gros grains dans la ZAT

#### 4.2.3. Essais de résilience

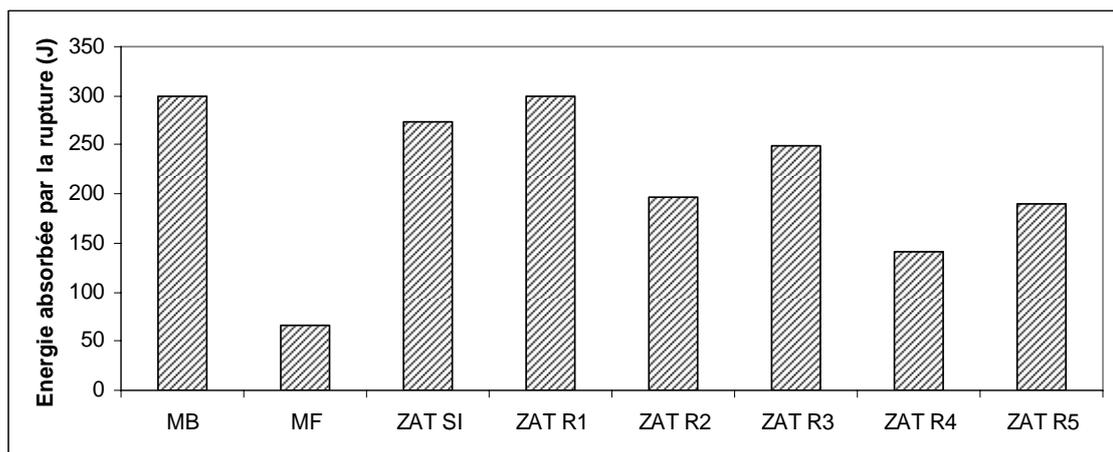
La figure 4.16 présente les résultats de l'énergie de rupture absorbée pour le métal de base, le métal fondu et la zone affectée thermiquement pour chaque état de réparation. On observe que le métal de base absorbe une grande énergie avant sa rupture (299.8 J), cette énergie élevée pour sa rupture peut être attribuée par sa microstructure constituée de la ferrite aciculaire à grains fins et irréguliers produite par un laminage thermomécanique contrôlé. Les basses valeurs d'énergie absorbée du métal fondu (66.9 J) peuvent être liées à sa microstructure qui contient la zone brute de solidification, les phases dures et les défauts de soudage. Cette microstructure offre une faible résistance à la propagation des fissures [67].

La zone affectée thermiquement de l'acier API 5L X70 montre une excellente résilience, ce qui caractérise l'acier X70 plus une bonne limite d'élasticité. La réduction de l'énergie de rupture absorbée au niveau de la zone affectée thermiquement dans tous les états de réparation en comparant à celle du métal de base peut être reliée à plusieurs facteurs comme :

- la formation de la ferrite polygonale qui est moins résistante à la propagation des fissures que la ferrite aciculaire [50], [51];

- l'existence de la zone fragile à gros grains qui offre une faible résilience à cause du grossissement des grains [67];
- la présence des phases fragiles dont la faible résistance à la propagation de la rupture telle que la bainite, les composés durs martensite-austénite résiduelle (M-A), les îles de perlites [50].

La combinaison de la résistance à la traction et la résilience de la ZAT de l'acier X70 s'avère claire de la concordance existée dans la figure 4.15 et la figure 4.16 où ces deux propriétés ont enregistré une augmentation dans la première réparation par rapport à la soudure initiale puis une diminution dans la deuxième réparation; cette correspondance est à l'origine de la même microstructure qui montre cette combinaison par l'effet de la finesse des grains et la précipitation des fines particules de carbonitruure.



**Figure 4.16.** L'énergie de rupture absorbée pour le métal de base, le métal fondu et la ZAT de chaque état de réparation.

La variation enregistrée dans l'énergie de rupture absorbée pour chaque état de réparation ne subit pas à l'augmentation du nombre des réparations car le dernier cycle thermique efface l'effet de tous les cycles thermiques précédents; mais cette variation subit à d'autres facteurs comme :

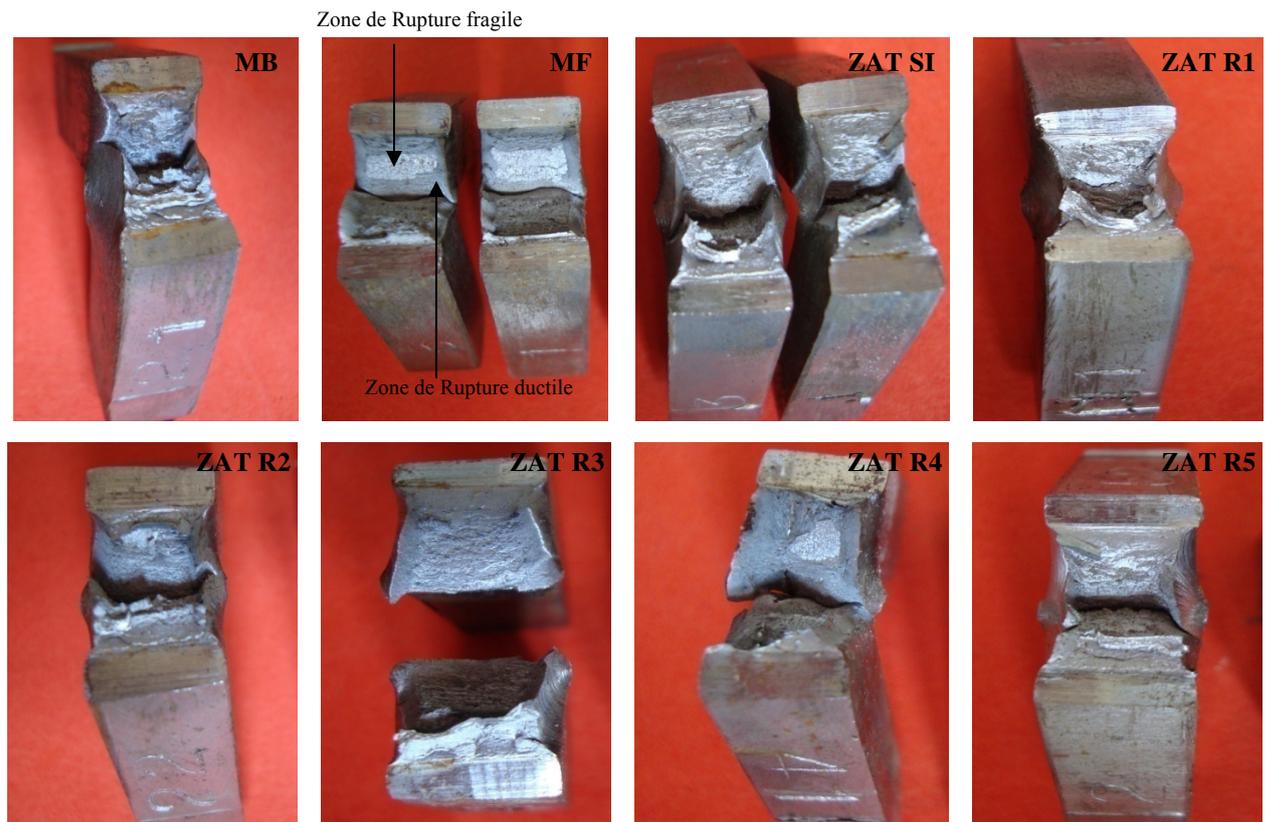
- l'énergie linéaire de soudage déposée;
- la vitesse de refroidissement;
- la position de l'entaille dans la ZAT;

Le tableau 4.6 présente les résultats de l'essai de résilience pour le métal de base, le métal fondu et la ZAT de chaque cas de réparation. Toutes les valeurs obtenues par l'essai mécanique de résilience répondent aux exigences de la norme API qui indique la valeur minimale de l'énergie de rupture absorbée par 40 J à 0 °C.

**Tableau 4.6.** Les résultats de l'essai de résilience exécutée à 0 °C.

	Energie absorbée KV (J)	Résilience (J/cm <sup>2</sup> )	Type de rupture	Taux de cristallinité (%)
MB	299.8	374.75	Ductile	0
MF	66.9	83.625	Semi fragile	20
ZAT SI	273.4	341.75	Ductile	0
ZAT R1	299.2	374	Ductile	0
ZAT R2	195.9	244.875	Ductile	0
ZAT R3	249.7	312.125	Ductile	0
ZAT R4	141.12	220.5	Semi fragile	15
ZAT R5	190.54	238.175	Ductile	0

La figure 4.17 présente le type de rupture dans tous les cas étudiés : métal de base, métal fondu et la ZAT de chaque réparation. Toutes les éprouvettes exhibent une rupture ductile sauf celle du métal fondu et la quatrième réparation qui ont une rupture semi fragile. A l'exception de l'éprouvette de la troisième réparation, on remarque également que toutes les éprouvettes stoppent le pendule; et cela confirme la résistance de la zone affectée thermiquement de chaque échantillon réparation à la propagation de la rupture.



**Figure 4.17.** Le comportement de rupture des éprouvettes de résilience après la rupture.

## **Conclusion générale**

# Conclusion générale

---

## Conclusion générale

L'évolution de la microstructure et les propriétés mécaniques de la zone affectée thermiquement en fonction du nombre de réparations effectuées au niveau des soudures de périmètre de pipeline API 5L X70 a été étudiée en utilisant l'examen métallographique par le microscope optique, l'essai de traction, l'essai de résilience et la microdureté. Le procédé utilisé est le soudage à l'arc avec électrode enrobée (SMAW). Ainsi la corrélation entre la microstructure et les propriétés mécaniques a été déterminée. On peut conclure à partir de ce travail de recherche les remarques suivantes:

1. La composition chimique mesurée de l'acier API 5L X70 et du métal fondu est conforme à la norme API 5L.
2. Le niobium est l'élément microallié efficace qui améliore l'acier X70 par trois mécanismes: il affine les grains par ses précipités, il augmente la formation de la ferrite aciculaire et il durcit la matrice aussi par ses précipités.
3. L'étendu de la ZAT augmente avec l'augmentation de l'énergie linéaire de soudage. Donc les réparations n'ont aucune influence sur la largeur de la ZAT, car les valeurs mesurées de cette dernière après chaque réparation sont proches.
4. La microstructure constituée de la ferrite aciculaire est nécessaire pour l'acier API 5L de catégorie X70 et qui satisfait les conditions de propriétés mécaniques ( $\sigma_e > 485$  MPa,  $R_m > 570$  MPa) du métal de base, la ZAT et le métal fondu.
5. La ferrite aciculaire n'apparaît pas dans les zones transformées complètement dans la zone affectée thermiquement (CGHAZ) et (FGHAZ), et cela est dû à l'absence des sites préférables pour sa formation qui sont les inclusions ou les dislocations de fortes densités.
6. Le nombre des réparations effectuées sur un joint soudé n'a aucune influence sur le changement de la microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT) parce que les cycles thermiques répétés après chaque réparation mènent aux mêmes transformations précédentes si les paramètres de soudages restent inchangés.
7. Le nombre des réparations successives n'a aucune influence sur la taille des grains, mais les facteurs qui influent la taille du grain dans ce cas sont : la

## Conclusion générale

---

température maximale atteinte, le temps de maintien et les éléments de microalliage.

8. les réparations n'ont aucune influence sur la dureté de la zone affectée thermiquement car la dureté varie selon la microstructure de cette zone; donc, s'il n'y a pas de changement dans la microstructure en fonction de nombre de réparations, il n'y a pas de changement dans la dureté.
9. Le nombre de réparations n'a aucune influence sur la résistance à la traction et la limite d'élasticité car ces deux grandeurs dépendent de la microstructure du joint soudé et celle-ci ne change pas avec le nombre de réparations mais elle subit l'effet du dernier cycle thermique qui efface l'effet des cycles thermiques antérieurs.
10. La variation enregistrée dans l'énergie de rupture absorbée pour chaque état de réparation ne se modifie pas significativement lorsque le nombre de réparations augmente. Cependant, l'énergie de rupture peut varier sous l'action de facteurs liés aux conditions de soudage tels que :
  - l'énergie linéaire de soudage déposée;
  - la vitesse de refroidissement;
  - la position de l'entaille dans la ZAT;

Finalement, d'après les résultats obtenus, on peut conclure que les propriétés mécaniques du cordon réparé restent conformes aux exigences de la norme API, ainsi qu'aux exigences des normes ASME et OFFSHORE. Ce qui signifie la possibilité d'ajouter des autres réparations en plus des deux réparations limitées par la norme OFFSHORE. Cependant, il est recommandé d'étudier l'influence des réparations sur l'intensité des contraintes résiduelles au niveau du joint soudé avant de prendre une décision définitive.

## **Références bibliographiques**

### Références bibliographiques

- [1] Blondeau REGIS «métallurgie et mécanique du soudage», ed. Lavoisier, Paris, Hermès Sciences Publications, 2001.
- [2] R. BAUS, W. CHAPEAU «application du soudage aux constructions», ed. Eyrolles, Paris, 1978.
- [3] Guy MURRY, Technique de l'ingénieur, «Soudage et soudabilité métallurgique des métaux», M715.
- [4] Marc GRUMBACH, Technique de l'ingénieur, «Aciers microalliés», M4 525.
- [5] Roland CAZES, Technique de l'ingénieur, «Soudage à l'arc», B7 730.
- [6] J. BARRALIS, G. MAEDER, «précis de métallurgie» 5<sup>e</sup> édition, AFNOR et NATHAN, Paris, 2000
- [7] J. F. Lancaster, «metallurgy of welding», ed, Sixth edition published, Abington Publishing, Cambridge, England, 1999.
- [8] Metals handbook Vol.1 «Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys», ASM International, USA, 2005.
- [9] Metals handbook Vol.6 «welding, brazing and soldering», ASM International, USA, 1993.
- [10] Metals handbook Vol.8 « Mechanical testing and evaluation», ASM International, USA, 2000.
- [11] Metals handbook Vol.9 «Metallography and Microstructures», ASM International, USA, 2004.
- [12] Metals handbook Vol.10 «Materials characterization», ASM International, USA, pp 324-334, 2004.
- [13] «BÖHLER WELDING», ed. Technical Handbook of BÖHLER WELDING Products, 2006.
- [14] «Welding pressure pipelines & piping systems», ed. THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY.
- [15] Annick POKORNY, Jean POKORNY, Technique de l'ingénieur, « Inclusions non métalliques dans l'acier », M 220.
- [16] Barry THOMAS, Jean Hubert SCHMITT, Technique de l'ingénieur, «Durcissement des aciers, Mécanismes», M 4 340.
- [17] Barry THOMAS, Jean Hubert SCHMITT, Technique de l'ingénieur, «Durcissement des aciers, Rôle de la microstructure», M 4 341.
- [18] Guy MURRY, Technique de l'ingénieur, «Aciers, Généralités», M 300.
- [19] Welding Company of Kobe Steel, «Welding consumables and processes», Welding Company of Kobe Steel, 2008.
- [20] «Thyssen welding filler metals», ed. Welding guide of Thyssen Schweißtechnik Deutschland GmbH, may 2001.

## Références bibliographiques

---

- [21] Jean POKORNY, Annick POKORNY, Technique de l'ingénieur, «Métallographie», M90.
- [22] «Submarine pipeline systems», OFFSHORE STANDARD DNV-OS-F101 2000, p. 1–166.
- [23] «Specification for Line Pipe», API specification 5L, API Publishing Services, Washington, 2000.
- [24] «Qualification standard for welding and brazing procedures, welders, brazers, and welding and brazing operators», ASME Boiler and Pressure Vessel Committee Subcommittee on Welding, 2007.
- [25] «Soudage de canalisations et installations connexes», norme API 1104, IXX<sup>e</sup> édition, 1999.
- [26] Dominique FRANÇOIS, Technique de l'ingénieur, «Essais de dureté», M 123.
- [27] Dominique FRANÇOIS, Technique de l'ingénieur, «Essais de rupture», M 126.
- [28] Dominique FRANÇOIS, Technique de l'ingénieur, «Détermination des lois de comportement», M 120.
- [29] H. GRANJON, «bases métallurgiques du soudage», 1995.
- [30] A.C. Davies, «Welding», tenth edition, Cambridge University press, 1996.
- [31] B. MAAMACH, «Effet des réparations successives des soudures de périmètre des canalisations sur les propriétés mécaniques de la ZAT», thèse de magister, Université de Blida, 2005.
- [32] O. Vega, J.M. Hallen, A. Villagomez, A. Contreras, «Effect of multiple repairs in girth welds of pipelines on the mechanical properties», Elsevier 2008.
- [33] M. Gräf, J. Schröder, V. Schwinn and K. Hulka, «Production of Large Diameter Pipes Grade X 70 with High Toughness Using Acicular Ferrite Microstructures», International Conference on Application and Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments November 8-9, Yokohama, Japan, 2002.
- [34] B. Beidokhti, A.H. Koukabi, A. Dolati, «Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel», Elsevier 2008.
- [35] Hao Yu, «Influences of microstructure and texture on crack propagation path of X70 acicular ferrite pipeline steel», School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China, 2008.
- [36] S. Shanmugam, N.K. Ramiseti, R.D.K. Misra, J. Hartmann, S.G. Jansto, «Microstructure and high strength–toughness combination of a new 700MPa Nb-microalloyed pipeline steel», Elsevier 2007.
- [37] S.S. Nayak, R.D.K. Misra, J. Hartmann, F. Siciliano, J.M. Gray, «Microstructure and properties of low manganese and niobium containing HIC pipeline steel», Elsevier 2008.
- [38] S. Shanmugam, R.D.K. Misra, J. Hartmann, S.G. Jansto, «Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel», Elsevier 2006.
- [39] Klaus Hulka, «The role of niobium in low carbon bainitic HSLA steel», Niobium Products Company GmbH, Düsseldorf, Germany, 2005.

## Références bibliographiques

---

- [40] Wei Wang, Yiyin Shan, Ke Yang, «Study of high strength pipeline steels with different microstructures», Elsevier, 2008.
- [41] Zhenghua Tang, Waldo Stumpf, «The effect of microstructure and processing variables on the yield to ultimate tensile strength ratio in a Nb–Ti and a Nb–Ti–Mo line pipe steel», Elsevier 2008.
- [42] Young Min Kim, Hakcheol Lee, Nack J. Kim, «Transformation behavior and microstructural characteristics of acicular ferrite in line pipe steels», Elsevier 2007.
- [43] Y.Q. Zhang, H.Q. Zhang, W.M. Liu, H.Hou, «Effects of Nb on microstructure and continuous cooling transformation of coarse grain heat-affected zone in 610MPa class high-strength low-alloy structural steels», Elsevier 2008.
- [44] B. Beidokhti, A. Dolati, A.H. Koukabi, «Effects of alloying elements and microstructure on the susceptibility of the welded HSLA steel to hydrogen-induced cracking and sulfide stress cracking», Elsevier 2008.
- [45] K. Poorhaydari, B.M. Patchett, D.G. Ivey, «Transformation twins in the weld HAZ of a low-carbon high-strength microalloyed steel», Elsevier 2006.
- [46] Zhenghua Tang, Waldo Stumpf, «The role of molybdenum additions and prior deformation on acicular ferrite formation in microalloyed Nb–Ti low-carbon line-pipe steels», Elsevier 2007.
- [47] B. HWANG, Y. GON KIM, S. LEE, NACK J. KIM and J. YONG YOO, «Effects of Microstructure on Inverse Fracture Occurring during Drop-Weight Tear Testing of High-Toughness X70 Pipeline Steels», Metallurgical and Materials transactions A, Volume 36A, FEBRUARY 2005.
- [48] M. MILITZER, E.B. HAWBOLT, and T.R. MEADOWCROFT, «Microstructural Model for Hot Strip Rolling of High Strength Low Alloy Steels», Metallurgical and Materials transactions A, Volume 31A, APRIL 2000.
- [49] M. Charleux, W.J. POOLE, M. MILITZER, and A. DESCHAMPS, «Precipitation Behavior and Its Effect on Strengthening of an HSLA-Nb/Ti Steel», Metallurgical and Materials transactions A, Volume 32A, JULY 2001.
- [50] Y. MIN KIM, S. YONG SHIN, H. LEE, B. HWANG, S. LEE, and NACK J. KIM, «Effects of Molybdenum and Vanadium Addition on Tensile and Charpy Impact Properties of API X70 Line pipe Steels», The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2007.
- [51] B. HWANG, Y. GON KIM, S. LEE, Y. MIN KIM, NACK J. KIM, and JANG YONG YOO, «Effective Grain Size and Charpy Impact Properties of High-Toughness X70 Pipeline Steels», Metallurgical and Materials transactions A Volume 36A, AUGUST 2005.
- [52] P. CIZEK, B.P. WYNNE, C.H.J. DAVIES, B.C. MUDDLE, and P.D. HODGSON, «Effect of Composition and Austenite Deformation on the Transformation Characteristics of Low-Carbon and Ultralow-Carbon Microalloyed Steels», Metallurgical and Materials transactions A Volume 33A, May 2002.
- [53] S. Ravi, V. Balasubramanian, and S. Nemat Nasser, «Effect of Notch Location on Fatigue Crack Growth Behavior of Strength-Mismatched High-Strength Low-Alloy Steel Weldments», Journal of Materials Engineering and Performance, 2004.

## Références bibliographiques

---

- [54] W. LEE, S. HONG, C. PARK, and S. PARK, «Carbide Precipitation and High-Temperature Strength of Hot-rolled High-Strength, Low-Alloy Steels Containing Nb and Mo», Metallurgical and Materials transactions A Volume 33A, June 2002.
- [55] D.P. FAIRCHILD, D.G. HOWDEN, and W.A.T. CLARK, «The Mechanism of Brittle Fracture in a Microalloyed Steel: Part I. Inclusion-Induced Cleavage», Metallurgical and Materials transactions A Volume 31A, March 2000.
- [56] Y. Smith, A. Coldren, and R. Cryderman, «high strength, ductile Mn-Mo-Nb steels with a structure of acicular ferrite», Published in *Metatsovedenie Termicheskaya Obrabotka Metallov*, 1976.
- [57] B. HWANG, Y. KIM, S. LEE, NACK J. KIM, and S. AHN, «Correlation of Microstructure and Fracture Properties of API X70 Pipeline Steels», Metallurgical and Materials transactions A VOLUME 36A, MARCH 2005.
- [58] A. P. Cotdren and J. L. Mihelich, «Acicular ferrite HSLA steels for line pipe», Published in *Metatsovedenie Termicheskaya Obrabotka Metallov*, pp. 44-47, July, 1977.
- [59] J. M. Sawhill, «Welding of HSLA line pipe steels», published in *Metatsovedenie Termicheskaya Obrabotka Metallov*, No. 7, pp. 56-60, July, 1977.
- [60] S. LEE, B. KIM, and D. KWON, «Correlation of Microstructure and Fracture Properties in Weld Heat-Affected Zones of Thermomechanically Controlled Processed Steels», Metallurgical and Materials transactions A VOLUME 23A. OCTOBER 1992.
- [61] Keshav Prasad & D. K. Dwivedi, «Some investigations on microstructure and mechanical properties of submerged arc welded HSLA steel joints», Springer-Verlag London Limited 2006.
- [62] Sayyed H. Hashemi, «Apportion of Charpy energy in API 5L grade X70 pipeline steel», Elsevier 2008.
- [63] B. Beidokhti, A. Dolati, A.H. Koukabi, «Effects of alloying elements and microstructure on the susceptibility of the welded HSLA steel to hydrogen-induced cracking and sulfide stress cracking», Elsevier 2008.
- [64] C.S. Pande, M.A. Imam, «Nucleation and growth kinetics in high strength low carbon ferrous alloys», Elsevier 2007.
- [65] J. Fernandez, S. Illescas, J.M. Guilemany, «Effect of microalloying elements on the austenitic grain growth in a low carbon HSLA steel», Elsevier 2006.
- [66] D. Alysson, H. Eduardo, F. Celso, «Grain size measurement by image analysis: An application in the ceramic and in the metallic industries», 18th International Congress of Mechanical Engineering November 6-11, 2005, Ouro Preto, MG.
- [67] S. H. Hashemi, D.Mohammedyani, M.Pouranvari and S.M.Mousavisadeh, «On the relation of microstructure and impact toughness characteristics of DSAW steel of grade API X70», *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2009.
- [68] M. SHOME, O.P. GUPTA, and O.N. MOHANTY, «Effect of Simulated Thermal Cycles on the Microstructure of the Heat-Affected Zone in HSLA-80 and HSLA-100 Steel Plates», Metallurgical and Materials transactions A Volume 35 A, March 2004.
- [69] J. MOON, S. KIM, J. LEE, and C. LEE, «Coarsening Behavior of the (Ti, Nb)(C, N) Complex Particle in a Microalloyed Steel Weld Heat-Affected Zone Considering the

## Références bibliographiques

---

- Critical Particle Size», Metallurgical and Materials transactions A Volume 38 A, November 2007.
- [70] D.W. TIAN, L.P. KARJALAINEN, B. QIAN, and X. CHEN, «Nonuniform Distribution of Carbonitride Particles and Its Effect on Prior Austenite Grain Size in the Simulated Coarse-Grained Heat-Affected Zone of Thermomechanical Control-Processed Steels», Metallurgical and Materials transactions A Volume 27 A December 1996.

**ANNEXE**

						Sheet / Feuille :																		
		Welding Specification Specification de soudage				PQR No :																		
		Welding of carbon steels Soudage des aciers au carbone																						
Welding process(es) Procédé de Soudage et réparation		SMAW																						
Métal de base		Joint préparation : Conception du joint:																						
<table border="1"> <thead> <tr> <th rowspan="2">Type Nuance</th> <th rowspan="2">Grade Grade</th> <th colspan="2">Φ (in)</th> <th colspan="2">Th /Ep (mm)</th> <th rowspan="2">PN°</th> </tr> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> <th>Min</th> <th>Max</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>X70</td> <td>5L</td> <td>60"</td> <td>/</td> <td>14.3</td> <td>/</td> <td>1</td> </tr> </tbody> </table>		Type Nuance	Grade Grade	Φ (in)		Th /Ep (mm)		PN°	Min	Max	Min	Max	X70	5L	60"	/	14.3	/	1					
Type Nuance	Grade Grade			Φ (in)		Th /Ep (mm)			PN°															
		Min	Max	Min	Max																			
X70	5L	60"	/	14.3	/	1																		
Métal d'apport		Joint design : V Angle : Type de chanfrein : Angle :																						
<table border="1"> <thead> <tr> <th>Layer/passe</th> <th>Root/pén.</th> <th>Fill/Bour</th> <th>Cap/Fin.</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Class/Type</td> <td>E6010</td> <td>E7010</td> <td>E7010</td> </tr> <tr> <td>AWS-SFA</td> <td>5.1</td> <td>5.1</td> <td>5.1</td> </tr> <tr> <td>Φ (mm)</td> <td>3.25</td> <td>4</td> <td>4</td> </tr> </tbody> </table>		Layer/passe	Root/pén.	Fill/Bour	Cap/Fin.	Class/Type	E6010	E7010	E7010	AWS-SFA	5.1	5.1	5.1	Φ (mm)	3.25	4	4	Strink : a = 1.6 ± 0.8 (mm) Gap : b = 1.6 -2(mm) Talon : Ecartement						
Layer/passe	Root/pén.	Fill/Bour	Cap/Fin.																					
Class/Type	E6010	E7010	E7010																					
AWS-SFA	5.1	5.1	5.1																					
Φ (mm)	3.25	4	4																					
Position de Soudage:		Preparation: Ends to be welded are prepared from origin or by cutting or bevelling and grinding. They are cleaned from all excess of oxide, rust, grease or paint.																						
<table border="1"> <thead> <tr> <th>Layer/passe</th> <th>Root / Pén.</th> <th>Fill / Bour</th> <th>Cap / Fin.</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td><b>Position</b></td> <td>5G</td> <td>5G</td> <td>5G</td> </tr> <tr> <td>Rot./ou Fix.</td> <td>Fix</td> <td>Fix</td> <td>Fix</td> </tr> <tr> <td>Prog./Prog.</td> <td>Donn hill/Desc</td> <td>Up hill/Mont</td> <td>Up hill/Mont</td> </tr> </tbody> </table>		Layer/passe	Root / Pén.	Fill / Bour	Cap / Fin.	<b>Position</b>	5G	5G	5G	Rot./ou Fix.	Fix	Fix	Fix	Prog./Prog.	Donn hill/Desc	Up hill/Mont	Up hill/Mont	Préparation: Les bords à souder sont préparés d'origine ou par découpage ou chanfreinage et meulage. Ils sont débarrassés de tout excès d'oxyde, rouille, graisse ou peinture.						
Layer/passe	Root / Pén.	Fill / Bour	Cap / Fin.																					
<b>Position</b>	5G	5G	5G																					
Rot./ou Fix.	Fix	Fix	Fix																					
Prog./Prog.	Donn hill/Desc	Up hill/Mont	Up hill/Mont																					
Technique d'exécution du joint et caractéristiques électriques																								
Layers / Passes		Root / pénétration		Fill / Bourrage		Cap / Finition																		
Welding Process / procédé de soudage		SMAW		SMAW		SMAW																		
Welding position / position de soudage		5G		5G		5G																		
Current & polarity / courant & polarité		DC (-)		DC (+)		DC (+)																		
Filer métal / métal d'apport		E6010		E7010		E7010																		
Φ Electrode / Electrode (mm)		3.25		4		4																		
Φ Rod / Fil (mm)		/		/		/																		
Amp. Range / Gamme d'intensités (A)		90 - 110		120 - 130		120 - 130																		
Volt. Range / Gamme de tension (V)		25-35		25-38		25-38																		
Gas / Gaz		/		/		/																		
Folw Rate / Débit (l/min)		/		/		/																		
The number of passes in filling and cap depends on the thickness to be welded Le nombre de passes en bourrage et finition dépend de l'épaisseur à souder. In filling and cap, passes can be done by juxtaposed beads. En bourrage et finition, les passes peuvent être faites par cordons juxtaposés																								

## Soudure initiale

Soudure initiale : S0											
N°p	I(A)	U(v)	Tps de SG(s)	V de SG(cm/mn)	Polarité	Type d'éle	Nbr élect cns	Position	Ee (kJ/cm)	E (kJ/cm)	$\Delta t^{800}_{500}$ (S)
1	100	24	264	8.18	Directe	E 6010	3	Mont	17.60	14.08	2.84
2	130	25.2	136	15.88	Inversée	E 7010	3	Desc	12.38	9.90	1.41
3	130	25.2	189	11.42	Inversée	E 7010	3	Desc	17.21	13.77	2.72
4	130	25.2	272	7.94	Inversée	E 7010	3	Desc	24.76	19.80	5.62
5	130	25.2	338	6.39	Inversée	E 7010	3	Desc	30.76	24.61	8.68
6	90	23.6	351	6.2	Inversée	E 7010	4	Desc	20.72	16.58	3.94

## Réparation 1

Réparation1 : S0											
N°p	I(A)	U(v)	Tps de SG(s)	V de SG(cm/mn)	Polarité	Type d'élec	Nbr élect cns	Position	Ee (kJ/cm)	E (kJ/cm)	$\Delta t^{800}_{500}$ (S)
1	90	23.6	264	9	Directe	E 6010	3	Mont	14.16	11.328	1.84
2	120	24.8	136	15.88	Inversée	E 7010	3	Desc	11.24	9.00	1.16
3	140	25.6	189	11.42	Inversée	E 7010	3	Desc	18.83	15.06	3.25
4	140	25.6	272	7.94	Inversée	E 7010	3	Desc	27.08	21.67	6.73
5	120	24.8	338	6.39	Inversée	E 7010	3	Desc	27.94	22.35	7.16
6	90	23.6	351	6.15	Inversée	E 7010	4	Desc	20.72	16.58	3.94
Réparation1 : S1											
1	140	25.6	150	14	Inversée	E 7010	2	Desc	15.36	12.288	2.16
2	140	25.6	213	9.85	Inversée	E 7010	3	Desc	21.83	17.47	4.37
3	100	24	312	6.73	Inversée	E 7010	3	Desc	21.40	17.12	4.20

## Réparation 2

Réparation2 : S0											
N°p	I(A)	U(v)	Tps de SG(s)	V de SG(cm/mn)	Polarité	Type d'élec	Nbr élect cns	Position	Ee (kJ/cm)	E (kJ/cm)	$\Delta t^{800}_{500}$ (S)
1	95	23.8	257	8.17	Directe	E 6010	3	Mont	16.60	13.28	2.53
2	120	24.8	142	14.8	Inversée	E 7010	2	Desc	12.08	9.66	1.34
3	115	24.6	213	9.85	Inversée	E 7010	3	Desc	17.23	13.79	2.72
4	115	24.6	298	7.64	Inversée	E 7010	4	Desc	22.22	17.77	4.53
5	110	24.4	455	4.61	Inversée	E 7010	4	Desc	33.07	26.46	11.19
6	90	23.6	473	4.43	Inversée	E 7010	4	Desc	28.77	23.01	7.59
Réparation 2 : S1											
1	120	24.8	157	13.4	Inversée	E 7010	3	Desc	13.36	10.68	1.636
2	120	24.8	314	6.68	Inversée	E 7010	4	Desc	26.73	21.38	6.554
3	90	23.6	502	4.18	Inversée	E 7010	6	Desc	30.49	24.39	8.526
Réparation 2 : S2											
1	125	25	154	13.7	Inversée	E 7010	3	Desc	13.72	10.97	1.726
2	125	25	257	8.17	Inversée	E 7010	4	Desc	22.95	18.36	4.831
3	90	23.6	334	6.29	Inversée	E 7010	4	Desc	20.26	16.21	3.765

### Réparation 3

Réparation3 : S0											
N° p	I(A)	U(v)	Tps de SG(s)	V de SG (cm/mn)	Polarité	Type d'élec	Nbr élect cnsms	Position	Ee (kJ/cm)	E (kJ/cm)	$\Delta t_{500}^{800}$ (S)
1	95	24	222	9.6	Directe	E 6010	3	Mont	14.15	11.32	1.84
2	125	25	131	16	Inversée	E 7010	2	Desc	11.54	9.23	1.22
3	120	25	151	14	Inversée	E 7010	2	Desc	12.66	10.13	1.47
4	120	25	190	11	Inversée	E 7010	3	Desc	15.93	12.74	2.33
5	100	24	363	5.9	Inversée	E 7010	4	Desc	24.57	19.66	5.54
6	100	24	387	5.5	Inversée	E 7010	5	Desc	26.18	20.95	6.29
Réparation 3 : S1											
1	122	25	140	15	Inversée	E 7010	2	Desc	11.97	9.58	1.3
2	122	25	274	7.8	Inversée	E 7010	4	Desc	23.44	18.75	5
3	100	24	338	6.3	Inversée	E 7010	4	Desc	22.86	18.29	4.8
Réparation 3 : S2											
1	130	25	160	13	Inversée	E 7010	3	Desc	14.77	11.81	2
2	128	25	157	14	Inversée	E 7010	4	Desc	14.23	11.38	1.9
3	128	25	217	9.8	Inversée	E 7010	4	Desc	19.67	15.73	3.5
3	105	24	292	7.3	Inversée	E 7010	3	Desc	20.91	16.73	4
Réparation 3 : S3											
1	125	25	184	12	Inversée	E 7010	3	Desc	16.21	12.96	2.4
2	125	25	255	8.4	Inversée	E 7010	4	Desc	22.46	17.96	4.6
3	90	24	420	5.1	Inversée	E 7010	5	Desc	25.14	20.11	5.8

La vitesse de refroidissement a été calculée par la relation suivante

$$\Delta t_{500}^{800} = \frac{(q/vd)^2}{4\pi\lambda\rho C} \left[ \frac{1}{(500-\theta_0)^2} - \frac{1}{(800-\theta_0)^2} \right]$$

- $\theta_0$  : La température initiale
- $q$  : apport calorifique
- $v$  : vitesse de déplacement de la source (m/s)
- $\lambda$  : Conductibilité thermique ( $J m^{-1} \text{ } ^\circ K^{-1} s^{-1}$ )
- $\rho C$  : Capacité calorifique volumique ( $J m^{-3} \text{ } ^\circ K^{-1}$ ),
- $d$  : l'épaisseur de la tôle soudée

Pour un acier faiblement allié  $\rho C=3783.7$  (J/ (m<sup>3</sup>°k)),  $\lambda=49$  (w/ (m°k))

L'énergie linéaire électrique  $E_e$  est définie comme suit:

$$E_e = \frac{UI}{v}$$

Tel que U est la tension et I est l'intensité,  $E_e$  est exprimé en kJ/cm;

L'énergie linéaire de soudage "effective" s'écrit comme suit :

$$E = \eta_P \times \eta_G \times \frac{UI}{v}$$

Tel que  $\eta_P$  est le rendement thermique, pour le soudage à l'électrode enrobée a une valeur entre 0.7 et 0.85,

Et  $\eta_G$  coefficient lié à la géométrie du dépôt et de l'assemblage, pour un dépôt sur plat  $\eta_G=1$ .