

UNIVERSITE DE BLIDA1

Faculté de Technologie

Département de Mécanique

THESE DE DOCTORAT

Spécialité : Génie Mécanique

COMPORTEMENT STRUCTURAL ET MECANIQUE DES REPARATIONS SUCCESSIVES DES CORDONS DE SOUDURE DANS UN ACIER HSLA

Par

Bouzid MAAMACHE

Devant le jury composé de :

S. BERGHUEL	Professeur, U. Blida1	Président
M. BOUABDALLAH	Professeur, ENP EL HARRACH	Directeur de thèse
A. ALLALI	Professeur, U.S.D Blida1	Codirecteur de thèse
M. BOUNAZEF	Professeur, U.D.L. Sidi-Bel-Abbès	Examineur
D. MIROUD	Professeur, USTHB, Alger	Examineur
M. TEMMAR	Maître de conférences (A), U. Blida1	Examineur

Blida, Mai 2017

REMERCIEMENTS

Mes premiers remerciements vont à Mabrouk Bouabdallah, Professeur à l'Ecole Polytechnique d'Alger qui a dirigé mon travail en m'accordant toute sa confiance. Sa rigueur scientifique m'a été d'une grande importance dans la réussite de cette thèse. Je tiens à lui exprimer mon entière reconnaissance.

Je tiens à présenter ma gratitude au Pr. Abderazak Allali, Directeur du laboratoire AERONEF de l'université de Blida1, d'avoir accepté de codiriger ma thèse, et de m'avoir aidé à la réalisation de ce travail et pour tous ses encouragements et conseils.

Je tiens à remercier Monsieur Said Bergheul, Professeur au département d'aéronautique de l'université de Blida 1 qui a accepté de présider le jury de cette thèse.

Je tiens à remercier vivement Monsieur Mustapha Temmar, Maitre de Conférence A à l'université de Blida 1, pour son soutien, ses encouragements et pour sa sympathie et gentillesse, Je le remercie aussi d'avoir accepté de faire partie du jury.

Je voudrais remercier aussi Messieurs, Djamel Miroud, Professeur à l'USTHB, et Mokhtar Bounazef, Professeur à l'université Djillali Liabes Sidi Bel Abbes, d'avoir accepté d'être membres du jury.

Mes vifs remerciements vont aussi à Monsieur Halim Brahimi, Maitre de Conférence A à l'université de Blida 1, pour son aide et sa disponibilité tout le long de mon cursus de post-graduation.

Je n'oublie pas d'exprimer mes vifs remerciements à mes collègues chercheurs, de la division de mécanique et métallurgie, du centre de recherche en technologies industrielles, et particulièrement, M. Bilel Cheniti, pour sa disponibilité et pour l'aide qu'il m'a apporté tout au long de ce travail ainsi que M. Brahim. Mehdi pour son aide précieuse et ses encouragements.

Enfin, j'adresse mes remerciements à tous ceux qui m'ont aidé et encouragé à finaliser cette thèse.

DEDICACES

Je dédie ce mémoire à :

❖ *Ma chère mère*

❖ *Ma chère mère*

❖ *Ma chère mère*

➤ *Mon père*

➤ *Mes frères et sœurs*

➤ *Mes Amis (es)*

Spéciale dédicace

A ma femme, qui combat sa maladie en silence et avec beaucoup de courage, je prie dieu d'apaiser sa douleur et lui donner la foi et la patience

... Pour tous les malades cancéreux

ABSTRACT

The aim of this work is to study the influence of successive repairs on the microstructure and mechanical properties of the heat affected zone (HAZ) in a welded HSLA steel API 5L X70, used in crude oil and natural gas transport. The results show that the succession of repairs in the same area has an influence on the microstructure morphology for all samples of the welded joints. Moreover, based on the X-ray diffraction analysis (XRD) using MAUD (Material Analysis Using Diffraction) software, the results show an outstanding evolution of microstructural parameters in HAZ, i.e. an increase in the crystallite size and a decrease in the dislocation density according to the number of repairs. Therefore, beyond the second repair the microstructure of the HAZ undergoes grain growth with a significant reduction in mechanical strength. However, according to the values of tensile tests and impact toughness, the solders fulfill with current standards, which qualify the welding process even after the second repair.

Keywords: Welding, HSLA, Heat affected zone, Repair, XRD, Dislocation Density.

RESUME

Nous proposons, par ce travail, d'étudier l'influence des réparations successives par soudage sur la microstructure et le comportement mécanique de la zone affectée thermiquement (ZAT) d'un acier HSLA X70. L'analyse microstructurale détaillée a montré qu'au-delà de la deuxième réparation, la microstructure de la ZAT subit un changement significatif de la morphologie et de la taille des grains qui croit avec le nombre de réparations. L'analyse des résultats obtenus par la diffraction des rayons X par la méthode de raffinement de rietveld, en utilisant le logiciel MAUD, montre une augmentation de la taille des cristallites et une diminution de la densité de dislocations en fonction des réparations. Par conséquent, on a enregistré une dégradation de la limite d'élasticité et de la ténacité des éprouvettes réparées. Au-delà de la deuxième réparation, les propriétés des joints soudés ne satisfont pas les critères d'acceptabilité définies par les normes appliquées aux transports des hydrocarbures.

Mots clés : acier X70 HSLA, réparation par soudage, Z.A.T, densité de dislocation.

ملخص

نهدف من خلال هذا العمل دراسة تأثير الإصلاحات المتعاقبة اللحام على البنية المجهرية والسلوك الميكانيكي للمنطقة المتأثرة حرارياً (هاز) للصلب HSLA X70. أظهر التحليل المجهرى المفصل للبنية الدقيقة بعد إصلاح الثاني أن المنطقة المتأثرة حرارياً (HAZ) تعرضت لتغيرات معتبرة في الشكل وحجم الحبوب التي تزيد مع عدد الإصلاحات. تحليل النتائج المتحصل عليها عن حيود الأشعة السينية بتطبيق أسلوب الصقل لريتفيلد باستخدام برنامج مود (MAUD)، تظهر زيادة في حجم البلورات مع انخفاض في كثافة الانخلاع وفقاً لعدد الإصلاحات. مما أدى الي تدهور في مقاومة الشد والمرونة للعينات المصلحة. أبعد من الإصلاح الثاني، الخصائص للوصلات الملحومة لا تستوفي المقاييس المحددة من طرف المعايير المخصصة لنقل النفط والغاز.

كلمات مفتاحية: الصلب (HSLA X70)، الإصلاحات عن طريق اللحام، المنطقة المتأثرة حرارياً (HAZ)، كثافة الانخلاع.

LISTE DES ILLUSTRATIONS GRAPHIQUES ET TABLEAUX

Figure 1.1 : Intérêt de la combinaison de deux éléments de microalliage pour le durcissement.	20
Figure 1.2 : Dureté sous cordon et fissuration d'un acier microallié	22
Figure 1.3 : Influence d'une addition de niobium ou de vanadium sur les propriétés mécaniques des zones affectées par la chaleur (ZAT)	22
Figure 1.4 : Influence du revenu sur les propriétés mécaniques des zones affectées par la chaleur (ZAT)	23
Figure 1.5 : Cycle thermique de soudage et principaux paramètres de refroidissement.	24
Figure 1.6 : 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	25
Figure 1.7 : Présentation schématique des différentes parties constitutives de la ZAT.	27
Figure 1.8 : (a) Exemple de diagramme TRC en conditions de soudage $T_m=1300^{\circ}\text{C}$, (b) courbe (dureté- critère de refroidissement (Δt)) correspondante.	32
Figure 1.9 : Illustration schématique des cycles thermiques et des microstructures rencontrées en soudage multipasses.	33
Figure 1.10 : Influence de la vitesse de refroidissement sur la résilience et la dureté en ZAT à gros grains.	35
Figure 1.11 : Exemple de répartition typique des contraintes résiduelles longitudinales et transversales au sein d'un joint soudé.	36
Figure 2.1 : Soudage à l'arc avec électrode enrobée.	43
Figure 2.2 : Schéma de principe d'une radiographie industrielle.	43
Figure 2.3 : Méthode de mesure des microduretés.	44
Figure 2.4 : Forme de l'éprouvette de résilience et la position de l'entaille.	45
Figure 2.5 : Machine pour essais de résilience.	46
Figure 2.6 : Etendues des différentes zones d'un joint soudé.	47
Figure 2.7 : Diffraction par une famille de plans (hkl).	51
Figure 3.1 : Courbe de l'indice de soudabilité S en fonction du carbone équivalent.	58
Figure 3.2 : Joint bout à bout normal avec un chanfrein en V.	59
Figure 3.3 : Tube ou pipe soudé.	60
Figure 3.4 : Séquences de la procédure de réparation.	62

Figure 3.5 : Film radiographique de la soudure initiale.	63
Figure 3.6 : Meulage d'un cordon de soudure.	64
Figure 3.7 : Rechargement du cordon de soudure.	64
Figure 3.8 : Radiographie de la première réparation R1.	65
Figure 3.9 : Radiographie de la deuxième réparation R2.	65
Figure 3.10 : Radiographie de la troisième réparation R.3.	66
Figure 3.11 : Macrographies des différents joints : a) Soudure initiale, b) Réparation 1, c) Réparation 2, d) Réparation 3.	67
Figure 4.1 : Microstructure du métal de base.	69
Figure 4.2 : Microstructure MEB du métal de base.	70
Figure 4.3 : Microstructure du métal fondu proche de la ligne de fusion.	71
Figure 4.4 : Microstructure de la passe de racine en bas de la zone fondue.	71
Figure 4.5 : Microstructures des zones recuites dans la zone fondue ; a) 1 ^{ème} passe, b) 2 ^{ème} passe, c) 3 ^{ème} passe, d) 4 ^{ème} passe, e) 5 ^{ème} passe, f) 6 ^{ème} passe.	73
Figure 4.6 : Microstructures de la passe de finition.	74
Figure 4.7 : Microstructure du métal fondu proche de la ligne de fusion.	74
Figure 4.8 : Micrographie des différentes zones de la ZAT.	75
Figure 4.9 : Microstructure CGHAZ proche de la ligne de fusion.	76
Figure 4.10 : Microstructures de la ZAT illustrant le composé M-A.	77
Figure 4.11 : Microstructures de la partie inférieure de la ZAT.	78
Figure 4.12 : Différentes subzones formées dans la zone à gros grains.	80
Figure 4.13 : Les différentes sous zone de CGHAZ.	81
Figure 4.14 : Evolution de la microstructure dans CGHAZ.	82
Figure 4.15 : Microstructure de la zone FGHAZ dans la soudure initiale.	83
Figure 4.16 : Microstructure de la zone FGHAZ dans la soudure initiale.	83
Figure 4.17 : Evolution de la microstructure dans FGHAZ.	84
Figure 4.18 : Microstructure de la zone intercritique (IGHAZ) dans la soudure initiale	85
Figure 3.19 : Evolution de la microstructure dans IGHAZ.	85
Figure 4.20 : Ligne de fusion entre CGHAZ et ZF.	87
Figure 4.21 : Evolution de la microstructure au milieu de la ZAT à 300 µm de la Ligne de Fusion des différentes réparations.	88
Figure 4.22 : Variation de la taille de grain dans la zone (CGHAZ) en fonction du nombre des réparations.	89
Figure 4.23 : Schéma de prélèvement des cycles thermiques.	90

Figure 4.24 : Diagramme des cycles thermique de la soudure initiale.	91
Figure 4.25 : Diffractogramme du métal de base et de la ZAT des différentes éprouvettes.	92
Figure 4.26 : Variation de la taille des cristallites et de la densité de dislocations en fonction des réparations.	94
Figure 4.27 : Méthode de prélèvement des éprouvettes.	94
Figure 4.28 : Dimension d'une éprouvette de traction.	95
Figure 4.29 : Forme d'éprouvette selon la norme API 1104.	95
Figure 4.30 : Eprouvettes de traction : de la soudure initiale S ; la première réparation R1 ; deuxième réparation R2 ; et la troisième réparation R3.	96
Figure 4.31 : Courbes de traction pour les différentes éprouvettes.	97
Figure 4.32 : Zone de rupture des éprouvettes de traction.	98
Figure 4.33 : Eprouvettes de pliage pour la soudure initiale S et R1.	99
Figure 4.34 : Eprouvettes de pliage pour les réparations R2 et R3.	99
Figure 4.35 : Evolution de la microdureté du joint soudé pour chaque réparation.	101
Figure 4.63 : Forme de l'éprouvette de résilience et la position de l'entaille.	102
Figure 4.37 : Eprouvettes de résilience dans la zone CGHAZ de la soudure initiale S et les différentes réparations.	103
Figure 4.38 : Valeurs moyennes de l'énergie absorbée pour les différents échantillons.	104
Figure 4.39 : Eprouvettes de résilience après la rupture.	105
Figure 4.40 : Fractographies des différents échantillons de résilience pour la soudure initiale S, et les réparations R1, R2 et R3.	106
TABLEAU 3.1 : Composition chimique du MB et de ZF.	56
TABLEAU 3.2 : Représentation de la possibilité de soudabilité à partir de C_{eq} et S.	58
TABLEAU 3.3 : Caractéristiques des électrodes utilisées.	59
TABLEAU 3.4 : Spécification du procédé de soudage.	60
TABLEAU 3.5. Largeur de la zone affectée thermiquement dans chaque réparation.	66
TABLEAU 4.1: Abréviations des différentes phases de la microstructure.	68
TABLEAU 4.2 : Abréviations des différentes zones existantes dans la ZAT.	75
TABLEAU 4.3: Paramètres microstructuraux après le raffinement de Rietveld du MB et de la ZAT pour chaque réparation.	93
TABLEAU 4.4 : Résultats des essais de traction.	98

TABLE DES MATIERES

ABSTRACT

RESUME

ملخص

LISTE DES ILLUSTRATIONS GRAPHIQUES ET TABLEAUX

INTRODUCTION 12

CHAPITRE 1

GENERALITES SUR LES PROPRIETES ET LE SOUDAGE DES ACIERS HSLA 15

1.1. Propriétés des aciers HSLA 15

1.2. Rôles des éléments d'alliages 16

1.3. Précipitation des composés intermétalliques 17

1.3.1. Effet des précipités sur les propriétés mécaniques..... 19

1.3.1.1. Effet sur le durcissement..... 19

1.3.1.2. Effet sur la ténacité..... 20

1.4. Métallurgie du soudage des aciers HSLA..... 20

1.5. Cycles thermiques du soudage..... 23

1.5.1. Zone affectée par le cycle thermique de soudage 26

1.5.2. Microstructures de la zone affectée thermiquement 29

1.6. Effet du soudage multipasses..... 32

1.7. Effet des cycles thermiques sur les propriétés de la ZAT..... 34

1.7.1. Effets sur la dureté ou de traction 34

1.7.2. Propriétés de ténacité des zones affectées thermiquement 34

1.7.3. Contraintes résiduelles associées au soudage 35

1.8. Soudage des aciers HSLA..... 36

1.8.1. Les risques de fissuration à chaud..... 37

1.8.2. Les risques de fissuration à froid 37

1.9. Réparation des soudures 37

1.9.1. Relation microstructure défaillance de la soudure 38

1.9.2. Effet des contraintes résiduelles..... 38

1.9.3. Effet de la grosseur des grains 39

1.9.4. Effet du nombre de réparations 39

CHAPITRE 2

TECHNIQUES EXPERIMENTALES 41

2.1. Le soudage à l'arc avec électrode enrobée 41

2.2. Contrôle des soudures par radiographie.....	43
2.3. Caractérisation mécanique.....	44
2.3.1. Essai de Pliage.....	44
2.3.2. Essai de microdureté.....	44
2.3.3. Essai de résilience.....	45
2.4. Caractérisation microstructurale.....	46
2.4.1. Analyse Macrographique.....	46
2.4.2. Evaluation de l'étendue de la ZAT.....	46
2.4.3. Analyse Micrographique.....	47
2.5. Analyse diffractométrique.....	47
2.5.1 Origine des profils de raies de diffraction.....	47
2.5.2. Interaction avec une charge élémentaire.....	48
2.5.3. Amplitude diffusée par un atome.....	48
2.5.4. Effet de l'agitation thermique.....	49
2.5.5. Effet de la périodicité dans un cristal parfait.....	50
2.6. Amplitude diffusée par une maille : Facteur de structure.....	51
2.7. Amplitude diffractée par un cristal : facteur de forme.....	52
2.7.1. Facteur de Lorentz.....	52
2.7.2. Expression générale de l'intensité diffractée.....	53
2.8. Principe de la méthode Ritveld.....	53

CHAPITRE 3

MATERIAUX ET CONDUITE DES OPERATIONS DU SOUDAGE ET DE REPARATION ...	55
3.1 Présentation du matériau.....	55
3.2. Composition chimique.....	55
3.3. Vérification de la soudabilité du matériau.....	57
3.4. Procédé de soudage.....	58
3.4.1. Préparation du joint.....	58
3.4.2. Electrodes de soudage.....	59
3.4.3. Spécifications du procédé de soudage.....	60
3.5. Procédure de réparations.....	61
3.6. Observations Macrographiques.....	66

CHAPITRE 4

MICROSTRUCTURES ET PROPRIETES DU JOINT SOUDE REPARE.....	68
4.1. Microstructure du métal de base.....	69

4.2. Microstructure du métal fondu	70
4.3. Microstructure de la zone affectée thermiquement.....	74
4.3.1. CGHAZ (Coarse Grain Heat Affected Zone)	76
4.3.2. FGHAZ (Fine Grain Heat Affected Zone).....	83
4.3.3. ICHAZ (Intercritical Heat Affected Zone)	84
4.4. Evolution de la taille des grains dans la ZAT	86
4.5. Analyse des cycles thermiques	90
4.6. Analyse des profils des raies de diffraction des rayons X en utilisant MAUD	91
4.7. Caractérisation mécanique des soudures réparées	94
4.7.1. Résultats des essais de traction	94
4.7.2. Résultats des tests de Pliage	98
4.7.3. Résultats des essais de microdureté	100
4.7.4. Résultats des essais de résilience	102
4.8. Analyse des fractographies	105
5. CONCLUSION.....	107
APENDICES	
A. Liste des symboles.....	108
B. Procédé de soudage.....	110
C. Procédé de Réparation.....	112
REFERENCES.....	113

INTRODUCTION

L'Algérie est considérée comme le troisième pays au monde disposant d'un réseau complexe de gazoducs et d'oléoducs, couvrant plus de 19 623Km qui compte 12 gazoducs (7,459 km) avec une capacité de transport de 131 milliards de m³/an. L'élément majeur qui conditionne la pérennité et la survie d'un projet est la fameuse formule bénéfice vs cout de revient, un facteur prépondérant poussant les métallurgistes et les physiciens à mettre au point, chaque jour, des méthodes et des moyens plus efficaces afin de concilier la technologie et l'économie.

La définition du soudage la plus fréquente dans la littérature est en relation avec la notion de « continuité ». L'opération doit donc permettre d'établir la continuité entre les deux parties à assembler (norme ISO/R 857). Dans le cas des métaux et alliages, la continuité implique, à l'échelle macroscopique, l'absence de tout produit non métallique dans le cordon de soudure. Auquel cas la soudure est défectueuse et par conséquent, elle doit être refaite ou du moins, réparée. Il faut noter ici qu'une fissure peut être considérée comme constituant non métallique. D'après la définition, la présence d'hétérogénéités structurales ou chimiques au sein du cordon n'altère pas le sens de la continuité. De même, la présence de composés intermétalliques de tailles microscopique est admise dans le cordon de soudure.

La soudure nécessite un apport d'énergie. Cette énergie peut être d'ordre chimique par combustion de gaz, ou physique telles que l'arc électrique ou la radiation (faisceau d'électrons ou faisceau Laser). Cette énergie peut également être d'origine mécanique (soudage par friction). Les techniques qui en découlent sont très diversifiées et sont adaptés à la situation du terrain. Les cordons de soudure sont systématiquement contrôlés par des tests dits non destructifs pour rechercher des défauts éventuels tels que les fissures, les cavités ou les inclusions non métalliques. Les tests dits destructifs sont pratiqués pour évaluer la conformité des propriétés de la soudure avec les normes en vigueur. Souvent, les imperfections du cordon se manifestent en service (rupture fragile, corrosion...). L'origine de ces ruptures sont dû à la présence de phases indésirables soit dans le métal fondu, soit dans le métal avoisinant, soit les deux zones. Ces défauts sont systématiquement répertoriés et classés pour servir, selon les normes, à la définition des critères d'acceptabilité des défauts présents dans une soudure.

Les opérations de soudage coûtent cher et la qualité des soudures, des fois, en raison de ces imperfections, ne répond pas aux exigences des cahiers de charge du maître d'œuvre. Cependant, des paramètres technico-économiques obligent le maître d'œuvre à éliminer localement les défauts en appliquant une opération de réparation afin d'éviter la coupe ou le rejet total du joint soudé. Par ailleurs, la condition limitant le nombre de réparations dans un assemblage soudé à l'arc électrique avec électrodes enrobées n'a été citée que dans la norme Offshore DNV- OS-F101 [1] qui exige que "Weld seams may only be repaired twice in the same area" alors qu'elle n'est pas traitée dans les autres normes tel que API 1104[2] ou ASME section IV [3] spécifiques aux transports des hydrocarbures et ouvrages à haute pression.

Parmi la vaste gamme d'aciers de pipeline, l'acier X70, objet de notre étude, a été largement utilisé dans le transport du pétrole brut et du gaz naturel sur de longues distances et sous haute pression. Par conséquent, il doit présenter une bonne ténacité même à basse température. Il est à noter que les opérations de réparation par soudage induisent plusieurs cycles thermiques, générant ainsi une variation dans l'étendue de la zone affectée thermiquement (ZAT) et affectent sa microstructure, ainsi que sa tenue mécanique.

Actuellement, il existe peu d'études relatives à l'influence des réparations successives par soudage sur le comportement mécanique des joints en aciers X70. La remarque la plus intéressante a été faite par M.O.Lai et al.[4] qui ont affirmé que la baisse de la résistance à la rupture d'un joint de soudure réparé, n'est pas seulement attribuée au changement de la microstructure dans la ZAT, mais elle est aussi causée par la présence des défauts.

Dans le présent travail, nous nous sommes attelés à rechercher la relation qui existe entre les paramètres microstructuraux et les propriétés mécaniques issues des opérations répétées. Etant donné que la zone affectée thermiquement (ZAT) dans le joint soudé et/ou réparé constitue un point sensible, la recherche de l'effet des réparations successives sur la vulnérabilité de cette ZAT est très importante. A cet effet, nous nous sommes donné comme objectif, de déterminer le rôle des réparations successives sur la microstructure et sur les propriétés mécaniques de la soudure. Les moyens d'investigation des microstructures sont basés essentiellement sur la métallographie (microscopie optique et électronique). La diffraction des RX couplée avec la méthode de Rietveld pour l'affinement des diagrammes de diffraction a été utilisée afin d'estimer la densité de dislocations et la taille des cristallites. Dans l'optique d'évaluer les performances des

différentes parties du cordon de soudure et déterminer les zones ou sous-zones à risque, les propriétés mécaniques des soudures réparées ou non ont également étudiées par les tests de traction, de résilience, de dureté et de pliage.

Le manuscrit de cette thèse est organisé autour de quatre chapitres :

Le 1er chapitre est consacré à la compréhension des propriétés de la zone affectée thermiquement ainsi des généralités sur le soudage des aciers au carbone et les transformations qui se produisent dans la ZAT.

Nous présenterons ensuite dans le chapitre 2, les principales techniques expérimentales employées pour caractériser les propriétés des soudures. Etant donné que la méthode Rietveld pour la simulation et l'affinement des diagrammes de diffraction est utilisée dans nos analyses, nous avons présenté un aperçu sur les phénomènes physiques prises en compte par le calculateur, et qui contribuent à la forme et l'intensité des pics de diffraction.

Dans le troisième chapitre nous présentons le matériau et les détails sur son aspect de soudabilité. Nous présentons également les détails sur la conduite des opérations de soudage et de réparation ainsi que les résultats des tests non destructifs. De même, les premiers résultats de l'analyse macrographique des soudures sont également présentés.

Le quatrième chapitre est consacré à l'analyse et la caractérisation de nos assemblages soudés par les différentes techniques d'investigations mécaniques et microstructurales, tels que les essais mécaniques, les observations microscopiques, la diffraction des Rayons X,... Pour tenter de mettre à la disposition du lecteur tous les éléments nécessaires à la compréhension des interprétations et des commentaires formulés dans cette partie, les résultats des différentes investigations sont assemblés sous le même titre. Ainsi, les propriétés de la soudure de base sont comparées à ceux de la première, la deuxième et la troisième réparation.

Enfin, une conclusion finale termine ce manuscrit.

CHAPITRE 1

GENERALITES SUR LES PROPRIETES ET LE SOUDAGE DES ACIERS HSLA

Dans ce chapitre nous présenterons les aciers à haute limite d'élasticité (HLE ou HSLA). En raison de la diversité de ces aciers, nous donnerons l'influence des éléments d'alliages ainsi que le choix de la composition qui conduit aux propriétés spécifiques. Ces aciers font souvent l'objet de soudage dans les installations mécaniques ou dans le transport des hydrocarbures. A cet effet, ce chapitre comprend l'aspect métallurgique du soudage de ces aciers en montrant l'influence du cycle thermique sur les microstructures des différents constituants du cordon de soudure. Le problème des réparations, objet de notre travail de thèse, est également traité dans ce chapitre en donnant un aperçu bibliographique des travaux antérieurs. Initialement, les aciers HSLA ont été développés principalement pour l'industrie automobile afin de remplacer les aciers à faible teneur en carbone et ainsi améliorer le rapport (propriétés mécaniques)/poids et de répondre aux besoins en matériaux de meilleure résistance. Aujourd'hui, l'application de ces aciers s'est étendue à presque tous les domaines : Industrie automobile, construction navale, tuyauterie, récipients sous pression, construction de bâtiments, ponts et réservoirs de stockage. Grâce à sa grande résistance, sa ténacité et sa meilleure formabilité, la demande d'aciers HSLA a considérablement augmenté. Avec cette forte demande, un nombre considérable d'études sur les propriétés des aciers HSLA et de leurs soudabilités ont été effectuées au cours des 40 dernières années [5][6]. La principale préoccupation dans ces études est portée sur leur comportement mécanique à la rupture (fatigue ; traction ; ténacité, ...etc), et sur leurs propriétés métallurgiques [7][8].

1.1. Propriétés des aciers HSLA

Afin de diminuer le prix de revient des pipelines, les industriels de la métallurgie et de la sidérurgie développent de nouveaux types d'Aciers à Haute limite d'Elasticité (HLE) connu aussi sous le nom High-Strength-Low-Alloy (H.S.L.A). Ces aciers se caractérisent par une faible teneur en carbone et en éléments d'alliage, judicieusement choisis pour leur conférer d'excellentes propriétés mécaniques, telles que l'aptitude au formage à froid, profilage et soudage ou revêtement. Leur durcissement obtenu par précipitation et affinement de la taille des grains permet d'atteindre de hauts niveaux de résistances

mécaniques. Ce qui permet, de diminuer l'épaisseur des pipelines et de réaliser ainsi de fortes économies. Ces aciers, dont les limites d'élasticité s'échelonnent entre 460 et 1300 MPa, sont produits selon différents modes d'élaboration (normalisation, trempe et revenu, laminage thermomécanique). De ce fait, les compositions chimiques sont aussi très variables et sont fonction des options prises par les aciéristes. L'une des pistes explorées pour produire ces aciers plus performants concerne le développement de microstructures complexes où la phase principale est très résistante (martensite, bainite, ferrite à grains ultra fins, ...) et les phases secondaires (austénite résiduelle) sont ductiles.

Bien que le terme d'acier à ferrite aciculaire ait d'abord été décrit par Smith et al. dans le début des années 1970 [9][10] ; il a été largement acceptée dans l'ingénierie des pipelines [7][11], mais il y a encore des controverses et des incertitudes sur l'identification et la classification des phases. Parfois, la structure de la ferrite aciculaire est également contestée en tant que bainite [12] ou ferrite quasi-polygonal [13]. Les aciers bainitiques, et plus particulièrement ceux à faible teneur en carbone (inférieure à 0,2%) présentent un bon compromis entre résistance mécanique, limite d'élasticité et ductilité, tout en combinant de très bonnes propriétés de ténacité et de soudabilité

1.2. Rôles des éléments d'alliages

Les éléments d'alliages, jouent un rôle prépondérant dans les différentes transformations de phases des aciers. L'étude de leur rôle, de leur influence et des conditions dans lesquelles elles surviennent constitue donc une étape incontournable dans la compréhension des différentes propriétés d'un alliage. Ces éléments influent sur les différentes propriétés en modifiant leurs transformations, leurs cinétiques, et par conséquent, les microstructures obtenues. Les éléments d'alliages, qui par leur présence ont une influence sur le contrôle de la taille des grains austénitiques lorsqu'ils se trouvent sous forme de carbures stables à haute température. Pour compenser la perte du carbone et augmenter la résistance à la traction, on ajoute des petites quantités de niobium (<0,10%), de titane (<0,03%) et de vanadium (<0,15%). Dans certains grades d'acier, des éléments solides formant des carbures et des nitrures comme le molybdène, le chrome, le cuivre et l'azote sont également ajoutés pour un effet similaire. Ces formations permettent une dispersion fine de précipités stables qui inhibent la croissance des grains pendant le processus de laminage à chaud et aident à la nucléation de la ferrite à grain fin pendant le processus de refroidissement. La possibilité de durcissement par précipitation est

également un avantage supplémentaire de ces éléments [14]. La faible teneur en carbone, donc un faible carbone équivalent, parfois moins de 0.30 ce qui signifie que ces aciers ont une faible sensibilité à la fissuration à froid par hydrogène [15]. Pour l'acier de pipeline, si la microstructure de ferrite aciculaire peut être obtenue, elle aura de meilleures propriétés, telles qu'une bonne ténacité, haute résistance à la traction, excellente résistance à la corrosion et une meilleure soudabilité [6] [9].

Les éléments d'addition qui rentrent dans la composition chimique des aciers HSLA, ainsi que leurs effets sur les propriétés de l'acier se résument comme suit :

- Carbone (C) : il permet d'accroître la résistance à la rupture et la dureté.
- Manganèse (Mn) : il augmente de manière sensible les caractéristiques mécaniques de l'acier et du métal déposé par son rôle désoxydant.
- Molybdène (Mo) : élément noble, il accroît la résistance à chaud ou diminue la fragilité des aciers.
- Chrome (Cr) : élément trempant, il augmente la résistance à la rupture.
- Nickel (Ni) : il améliore les caractéristiques générales des aciers et augmente la résistance à la corrosion.
- Cuivre (Cu) : Durcissement par solution solide
- Silicium (Si) : agent désoxydant dans les aciers calmés.
- Aluminium (Al) : il permet un affinage des grains.
- Soufre (S) et phosphore (P) : Impuretés très nocives aux joints soudés, ils augmentent la fragilité des aciers et les risques de soufflures ou de criques.
- 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).
- 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 [16].

1.3. Précipitation des composés intermétalliques

La précipitation des carbures, nitrures et carbonitrures peut avoir lieu dans quatre contextes différents [16] :

- Dans le domaine austénitique au refroidissement s'il est suffisamment lent, et conformément aux conditions d'équilibre;
- Dans le domaine ferritique ou ferrito-perlitique au moment de la transformation de phase;
- 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;
- 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.

Les composés formés par les éléments de microalliage sont de plusieurs types [16]:

- 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:

- Les précipités proprement dits qui peuvent être redissous en phase solide à haute température : carbures, carbonitrides, certains nitrides ;
- Les précipités pratiquement insolubles : oxydes, oxysulfures, oxycarbosulfures, TiN, etc.... [16].

Le microalliage le plus important actuellement est celui des aciers avec précipités formés à l'état solide qui sont des carbures, des nitrides ou des carbonitrides qui peuvent être dissous par réchauffage. Les principaux précipités formés à partir des trois éléments de base sont les suivants [16] :

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

Tous ces précipités sont caractérisés par leur nature, leur maille et leur répartition; 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 :

- La taille de grain austénitique (grain γ) par épinglage des joints et par effet sur la recristallisation ;

- L'état d'écroissage de la matrice par un blocage de la recristallisation;
- La taille de grain ferritique (grain α) par freinage du grossissement et par le cumul des effets précédents ;
- La dureté de la matrice par un effet durcissant [16].

1.3.1. Effet des précipités sur les propriétés mécaniques

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 la nuance de base, comme une baisse de la teneur en carbone [16][17].

1.3.1.1. Effet sur le durcissement

L'effet de durcissement par les précipités dépend de leur nature, de leur nombre et de leur taille figure 1. 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 [16].

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 (Figure1.1). 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 [16].

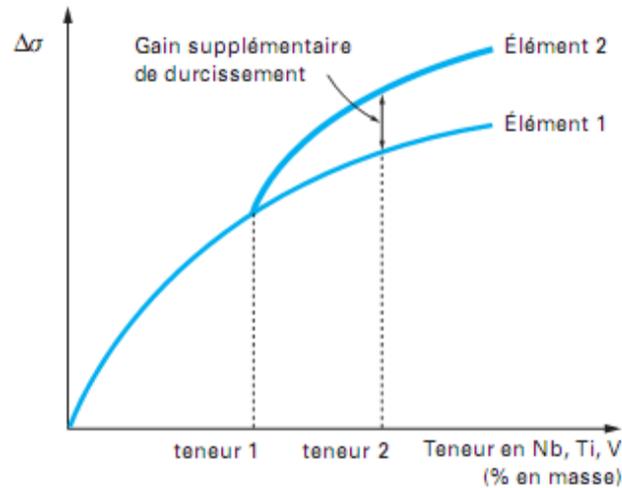


Figure 1.1 : Intérêt de la combinaison de deux éléments de microalliage pour le durcissement [16].

1.3.1.2. Effet sur la ténacité

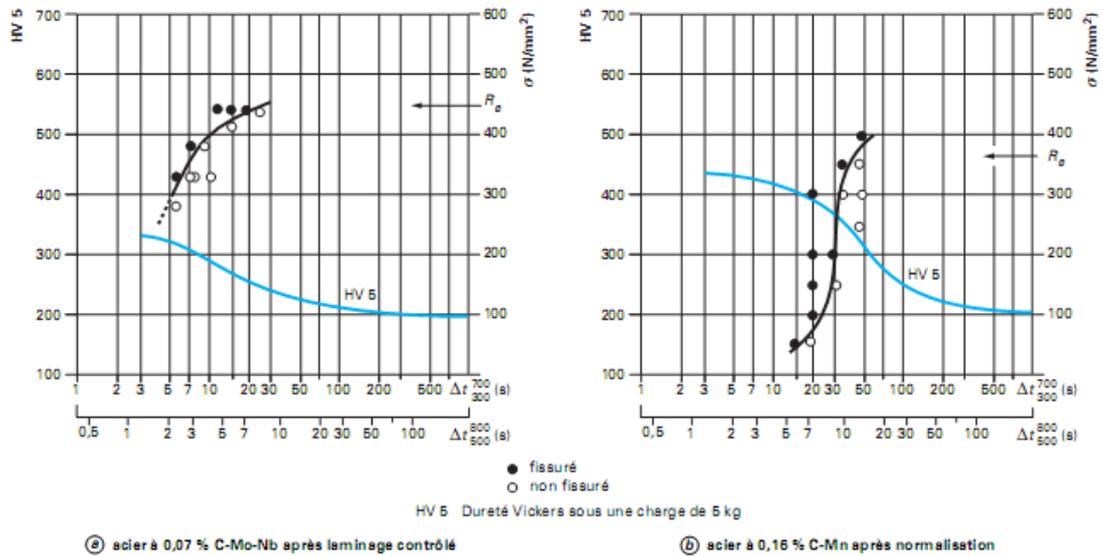
Il est nécessaire de distinguer l'effet fragilisant d'une précipitation de l'effet indirect des changements de microstructure souvent très favorable d'où un effet d'amélioration global. Pour les structures bainitiques ou martensitiques, c'est l'affinement du grain austénitique γ qui joue un rôle favorable 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 [16].

1.4. Métallurgie du soudage des aciers HSLA

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.

Au moment de l'élaboration des aciers ces derniers ont une certaine composition chimique qui implique une certaine aptitude au soudage. En raison du phénomène de dilution, la composition chimique du joint soudé peut varier par rapport à celle du métal de base, par l'utilisation d'un métal d'apport ayant des caractéristiques chimiques et mécaniques qui se rapprochent de celle du métal de base, pour assurer une bonne continuité de la matière entre les pièces à assembler. La connaissance de tous les éléments caractérisant la composition chimique de l'acier de base ou du joint soudé est nécessaire pour l'obtention de certaines caractéristiques. Mis à part les éléments à dispersoïdes, ces éléments peuvent avoir un effet plus ou moins défavorable sur la soudabilité [18]. 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 1.2 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 est plus présent 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 1.3 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 [18].

Figure 1.2 : Dureté sous cordon et fissuration d'un acier microallié (méthode des implants)

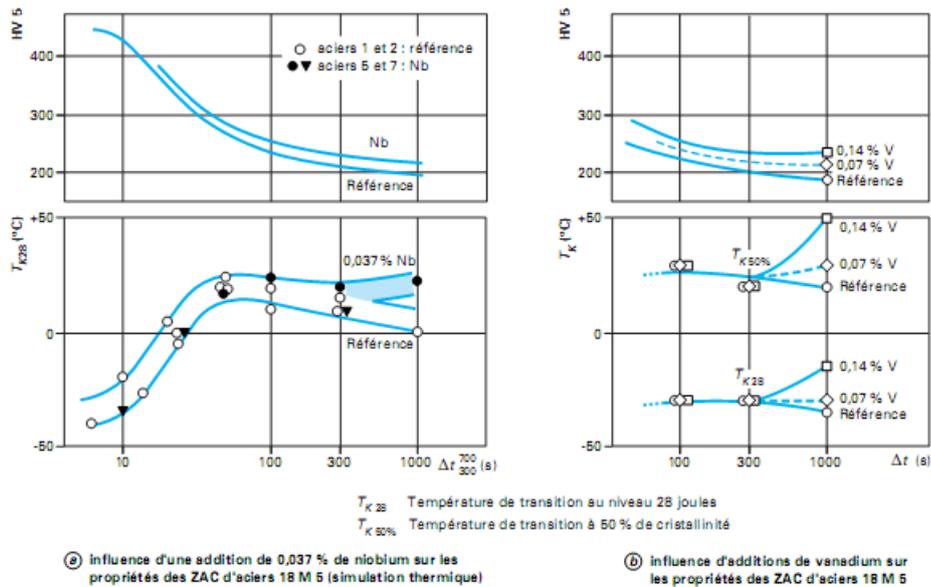


Figure 1.3 : Influence d'une addition de niobium ou de vanadium sur les propriétés mécaniques des zones affectées par la chaleur (ZAT) [18].

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 ré-précipitation 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 [18].

Enfin, la précipitation peut également se produire au cours de traitements de revenu comme les traitements de relaxation des contraintes (figure 1.4).

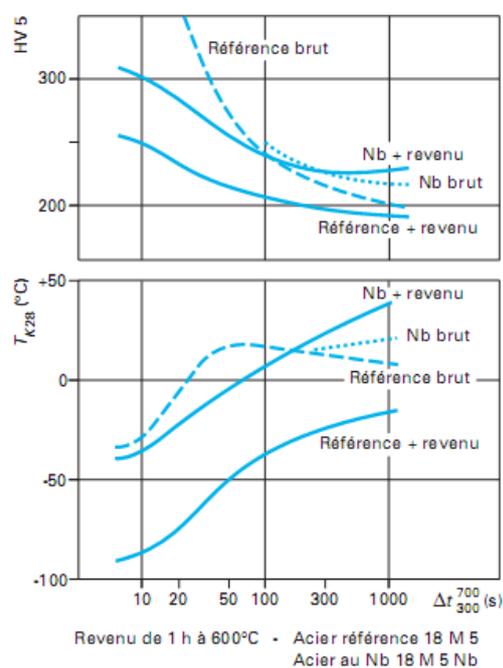


Figure 1.4 : Influence du revenu sur les propriétés mécaniques des zones affectées par la chaleur (ZAT) [18].

1.5. Cycles thermiques du soudage

La connaissance du cycle thermique de soudage permet de prévoir les évolutions du métal de base et du métal fondu. Les paramètres les plus couramment utilisés pour caractériser le cycle thermique en condition de soudage sont (figure 1.5):

- le tr_{500}^{800} : temps de refroidissement entre 800° et 500°C, utilisé par l'Institut International de Soudure (I.I.S.).
- le Δt_{300}^{700} : temps de refroidissement entre 700° et 300°C utilisé par l'Institut de Recherches de la Sidérurgie Française (I.R.S.I.D.),

- le Δt_{100}^{300} : temps de refroidissement entre 300° et 100°C utilisé par la plupart des laboratoires japonais,
- le Vr 300 : vitesse de refroidissement instantanée à 300°C utilisée par certains aciéristes [19]

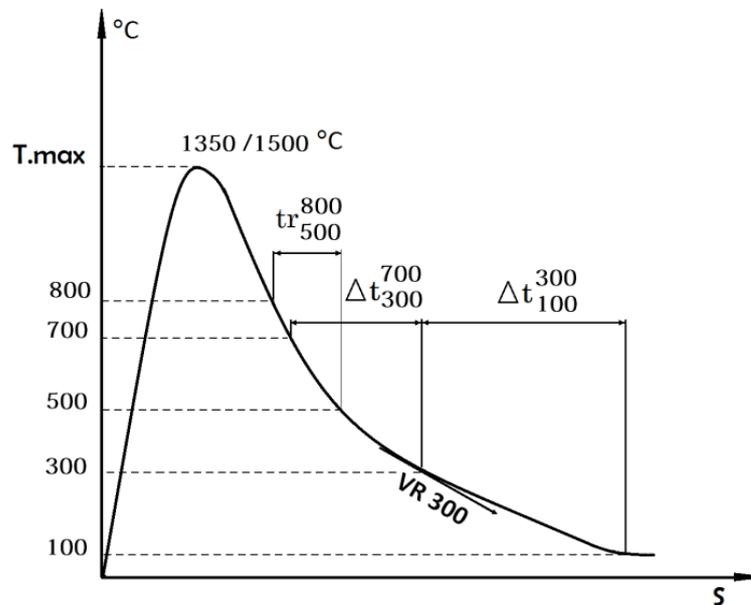


Figure 1.5 : Cycle thermique de soudage et principaux paramètres de refroidissement [19].

Du point de vue métallurgique, le cycle thermique, près de la ligne de fusion se traduit chronologiquement par:

- ✓ L'austénitisation de la structure initiale ;
- ✓ La mise en solution des précipités ;
- ✓ La croissance du grain austénitique ;
- ✓ La transformation de l'austénite en refroidissement continu.

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 [20].

Pour enregistrer les évolutions de la température en fonction du temps, on place des thermocouples lors de la préparation des pièces à assembler. Ainsi, on peut, s'ils ont été judicieusement disposés (figure 1.6(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 1.6(b) [20].

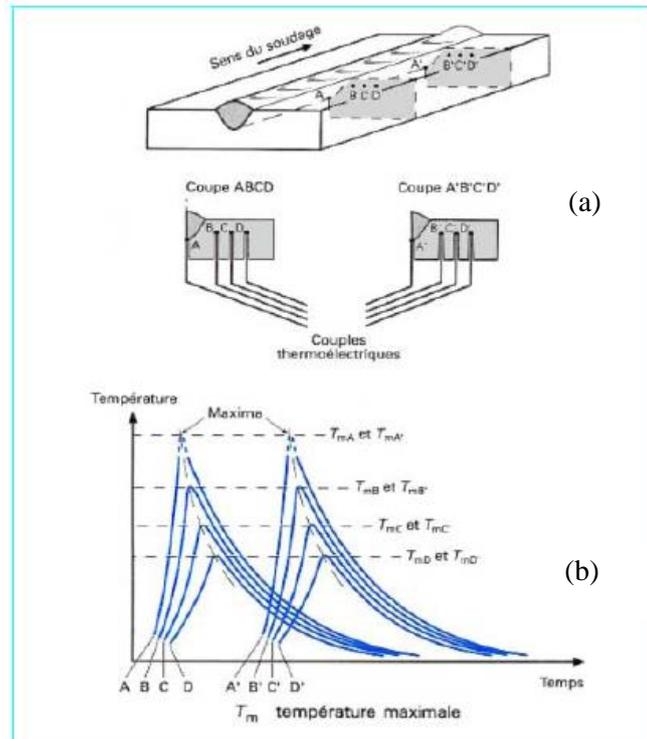


Figure 1.6 : Schéma des enregistrements des cycles thermiques de soudage, (a) disposition des thermocouples sur le cordon, (b) courbe de variation de température en fonction du temps et de la position sur le cordon de soudure [20].

La courbe du cycle thermique comprend :

- 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 [21].

Ces enregistrements sont identiques quel que 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.

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.
- ✓ 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 [21][22].

1.5.1. Zone affectée par le cycle thermique de soudage

La zone affectée thermiquement est la zone où le cycle thermique du soudage provoque des modifications structurales du métal de base, au voisinage du métal fondu, ou bien encore c'est le volume du métal de base qui a été chauffé à différents pics de températures et refroidi rapidement pendant le soudage par fusion. La figure 1.7 montre un

diagramme schématique de la structure ZAT en fonction de la température atteinte. En fonction de la température de pointe, la ZAT peut être divisé en plusieurs sous-régions. Chaque sous-région a sa propre microstructure distincte, et par conséquent, possède ses propres propriétés mécaniques. La structure de la ZAT est déterminée par les conditions de soudage, l'historique thermique et mécanique antérieur et, plus important encore, la composition chimique du matériau.

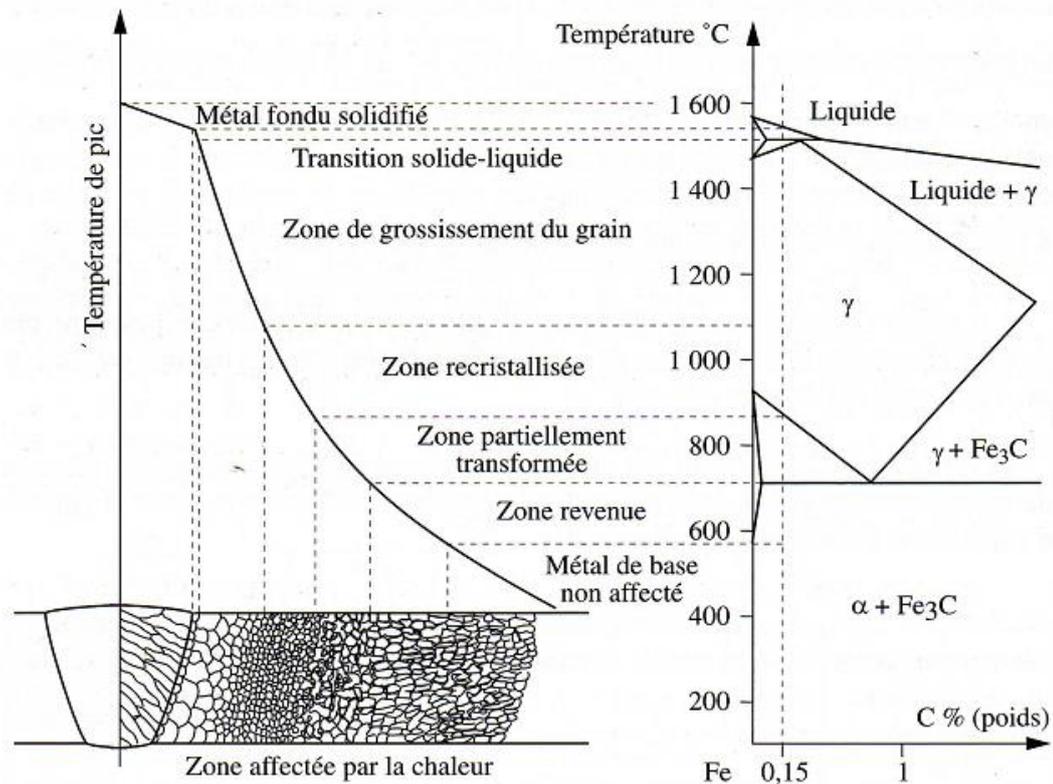


Figure 1.7 : Présentation schématique des différentes parties constitutives de la ZAT [22].

Avec l'utilisation des constructions soudées en acier dans une grande variété d'applications, il est apparu que certains aciers utilisés dans le passé présentaient une susceptibilité extrême à divers types de fissuration dans la ZAT, en particulier la fissuration à froid. Ceci a été attribué à la formation de microstructures très sensible de la ZAT. Il est donc important d'étudier la microstructure de la ZAT afin d'étudier la soudabilité des aciers.

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 1.7). 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 [23][24][25]. 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 [26][27]. 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 :

$$D_{max} = \frac{4}{3} r V_f \quad (1.1).$$

De façon classique les refroidissements les plus rapides conduisent à des structures martensitiques. En allant vers les refroidissements plus lents on rencontre successivement les structures mixtes (mélange de martensite et de bainite), le cas échéant les structures bainitiques et enfin les structures de type ferrite carbures. La dureté de ces structures décroît depuis les structures les plus trempées (correspondant aux refroidissements les plus rapides) jusqu'à celles correspondant aux refroidissements les plus lents.

La cinétique de refroidissement de la Z.A.T. dépend de la position du point de celle-ci par rapport à la source chaude. Les changements structuraux résultants de l'opération de soudage nous amènent à considérer trois sous-zones [28] :

- Sous-zone A (CGHAZ 1000-1450°C) pour laquelle la température maximale est nettement supérieure à A_{c3} . Dans cette partie la mise en solution des carbures préalablement précipités peut être soit complète, soit incomplète. Au plus près du métal fondu, la température élevée atteinte provoque un grossissement des grains austénitiques (surchauffe). L'épaisseur de cette partie appelée "zone à gros grains" est d'autant plus élevée que l'énergie de soudage est importante.

- Sous-zone B (FGHAZ 850-1000°C) dans laquelle la température maximale est comprise entre A_{c1} et A_{c3} . Dans cette région, l'austénitisation est incomplète; une partie de la structure initiale n'est donc pas austénitisée. La transformation des grains austénitiques provoque une formation des zones ferritiques à grains très fins.
- Sous-zone C (ICHAZ 200-850°C) dans laquelle la température maximale est inférieure à A_{c1} . Cette zone se divise en deux parties:
 - La première où la température maximale est telle qu'une évolution se produit dans le métal durant l'échauffement (Ex: coalescence de carbures précipités, recristallisation);
 - La deuxième où la température est telle qu'aucune évolution ne se produit. Cette partie conserve donc les propriétés du métal de base.

La majorité des transformations métallurgiques des aciers au carbone-manganèse interviennent dans les intervalles de températures entre 300°-800°.

La vitesse de refroidissement, quantifiée par le paramètre Δt_{500}^{800} est le facteur le plus déterminant pour la transformation microstructurale dans la ZAT [29][30].

1.5.2. Microstructures de la zone affectée thermiquement

Il existe parfois une certaine ambiguïté quant à la dénomination de micro-constituants de la Z.A.T. Un premier effort de clarification a été fait par Levine et Hill [31] qui distinguent ainsi trois constituants comme indiqué sur le diagramme TRCS de la figure 1. 8 :

1. Ferrite aux joints de grain (ferrite proeutectoïde)
2. Constituant lamellaire
3. Constituants M+A (martensite + austénite) [32].

a) **Ferrite proeutectoïde intergranulaire** : Cette ferrite est obtenue après un refroidissement lent. En effet, 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 (nitrides ou carbonitrides de niobium et de vanadium...), dissous lors de la phase de chauffage, peuvent précipiter sous une forme plus ou moins complète [33]. Elle

correspond à des cristaux allotriomorphes de ferrite formés à haute température (650°C) à l'aplomb des joints de grains austénitiques. Ces cristaux forment un réseau qui dessine la structure austénitique [33].

- b) Ferrite proeutectoïde polygonale :** Une seconde forme de ferrite proeutectoïde correspond aux cristaux idiomorphes de ferrite ayant germé de manière intragranulaire. Il présente une forme équiaxe de taille importante.
- c) Bainite supérieure :** Une structure en lattes résultant de la croissance de cristaux de ferrite à partir de ferrite proeutectoïde ou des joints de grains austénitiques suivant le mécanisme de Widmanstätten, est appelée bainite supérieure. La largeur des lattes atteint 1 μm . Ce mécanisme s'accompagne d'une diffusion du carbone de l'interface α/γ vers l'austénite. Ceci conduit à la formation de zones interlattes riches en carbone. Le carbone qui subsiste à basse température sous forme d'une microphase appelée M.A.C. est constituée d'austénite résiduelle, de martensite ou de carbures. Suivant les auteurs, la bainite obtenue est appelée "ferrite en lattes avec alignement de M.A.C." ou bainite supérieure en lattes. Le rapport de forme de lattes de ferrite est supérieur à 4.
- d) Bainite inférieure :** 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. Aux températures inférieures où la diffusion du carbone est limitée, les structures obtenues sont constituées de ferrites en lattes, dont la largeur est inférieure à 1 μm . Le carbone est en sursaturation dans la ferrite. La présence de M.A.C. est très faible. Cette phase est appelée bainite inférieure.
- e) Martensite :** Aux vitesses de refroidissements élevés, la transformation de l'austénite conduit à une structure de type martensitique. 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- Δt), 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 :

$$HV_M = 283 + 930(\%C) \quad (1.2).$$

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 [16][34].

Les études de LEVINE et HILL [35] concernant l'effet du niobium sur les microstructures ont montré que celui-ci:

- 1 - Favorise la formation de structures ferritiques lamellaires (plaquettes orientées vers l'intérieur),
- 2 - Favorise la formation des structures de ferrite aciculaire, susceptible de germer de manière intragranulaire sur des inclusions ou des précipités,
- 3 - Réduit la formation de ferrite proeutectoïde le long des anciens joints de grain austénitique (germination intergranulaire).

Une augmentation de teneur en éléments d'addition a en général, pour effet, d'augmenter la trempabilité de l'acier c'est-à-dire de repousser vers la droite les divers domaines structuraux [19].

Un effet semblable d'augmentation de la trempabilité est observé dans la Z.A.T, au fur et à mesure que l'on s'approche de la ligne de fusion, suite à un accroissement de la température d'austénitisation. L'augmentation de la taille du grain austénitique confère au métal une forte trempabilité qui conduit à des structures grossières et à des structures de trempes pour les refroidissements les plus rapides.

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 [19][24][36].

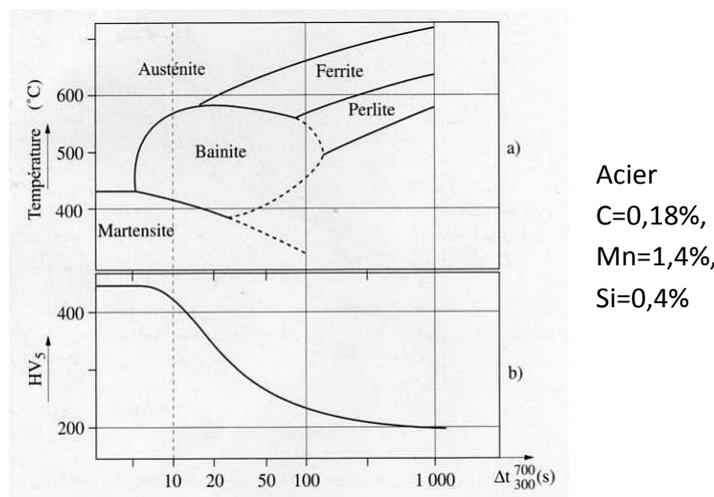


Figure 1.8 : (a) Exemple de diagramme TRC en conditions de soudage $T_m=1300^\circ\text{C}$
(b) courbe (dureté- critère de refroidissement (Δt)) correspondante [37].

1.6. Effet du soudage multipasses

Au-delà d'une certaine épaisseur, l'assemblage nécessite le dépôt successif de plusieurs passes (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. En suivant une terminologie anglo-saxonne souvent usitée, on trouvera ainsi (voir figure 1.9) les trois zones suivantes [38] :

- 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 [36].

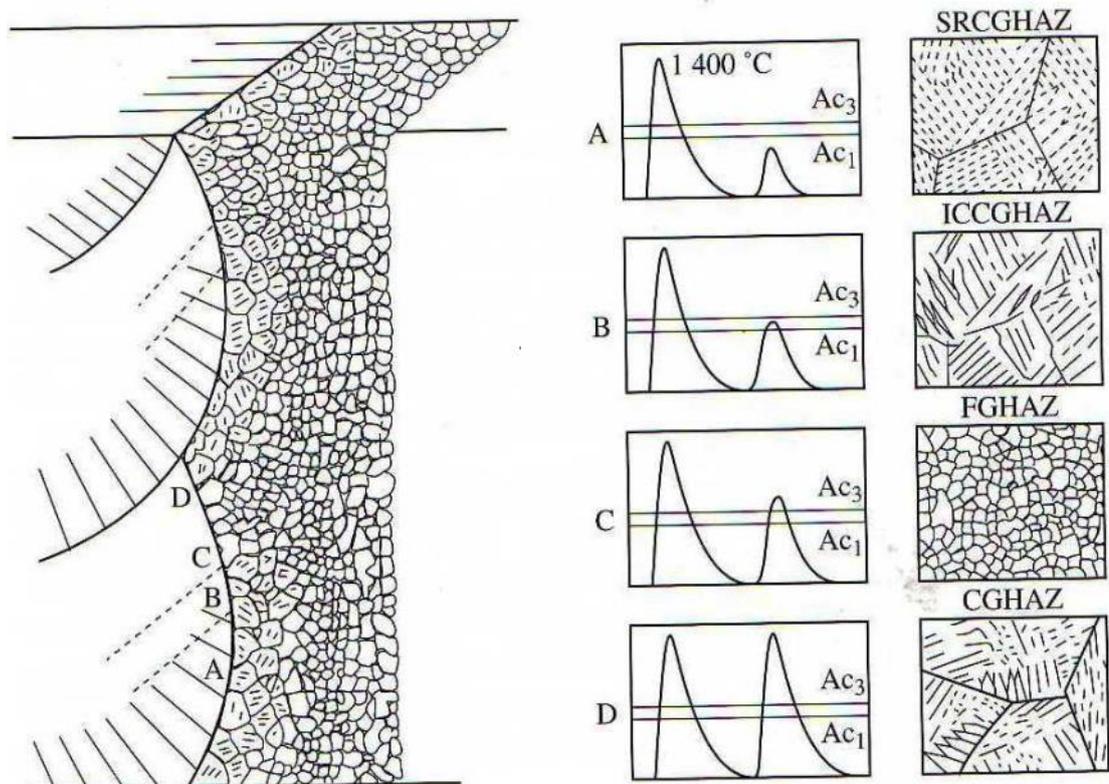


Figure 1.9 : Illustration schématique des cycles thermiques et des microstructures rencontrées en soudage multipasses. [38].

1.7. Effet des cycles thermiques sur les propriétés de la ZAT

Les modifications importantes de microstructures provoquées par le soudage s'accompagnent naturellement d'évolutions significatives des propriétés mécaniques par rapport au métal de base [39].

1.7.1. Effets sur la dureté ou de traction

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 [40][41].

1.7.2. Propriétés de ténacité des zones affectées thermiquement

La figure 1.10 présente l'influence de la vitesse de refroidissement dans la 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 bainitique 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 [42][43].

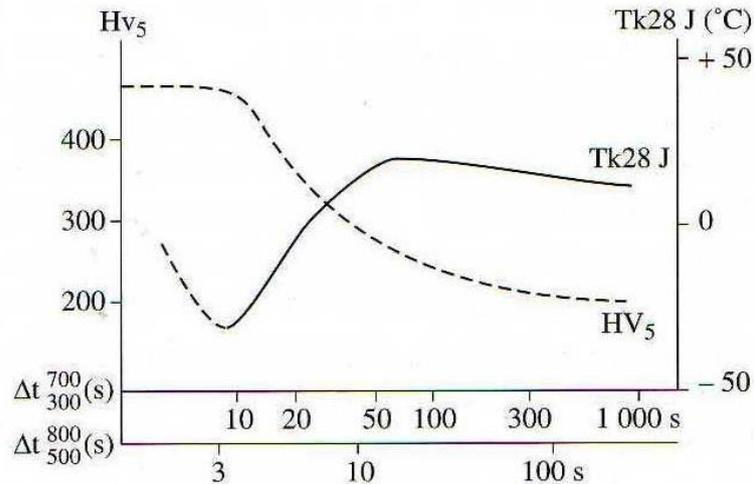


Figure 1.10 : Influence de la vitesse de refroidissement sur la résilience et la dureté en ZAT à gros grains [43].

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 $\Delta t_{2 \text{ crit}}$ [44][43].

Shi YW et al. ont reportés que, la réduction du temps de refroidissement a diminué la granulométrie de l'austénite et la fraction volumique des micro-constituants M/A, augmentant ainsi la ténacité de la ZAT des aciers HSLA [69].

1.7.3. 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 ΔT , 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 1.11) [36] [41].

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 dans la ZAT [36][41].

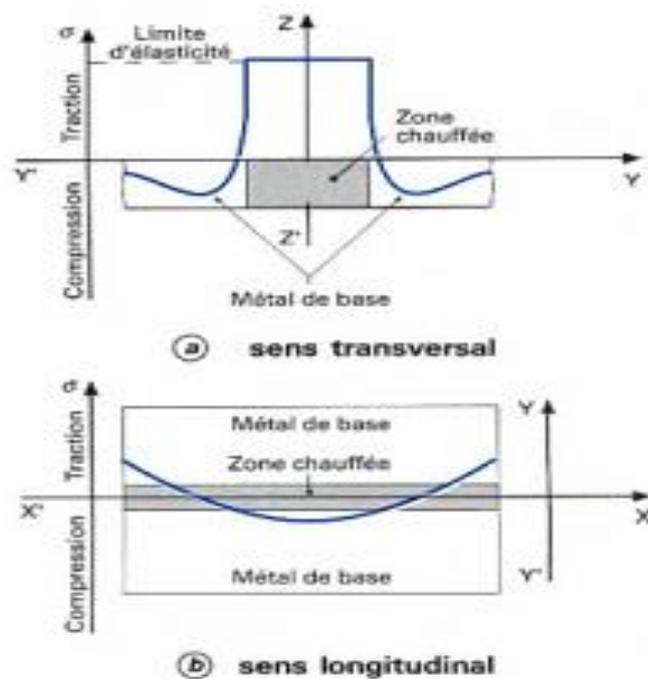


Figure 1.11 : Exemple de répartition typique des contraintes résiduelles longitudinales et transversales au sein d'un joint soudé [41].

1.8. Soudage des aciers HSLA

Grâce à leurs carbone équivalent assez bas, les aciers HSLA présentent une très bonne soudabilité pour peu que quelques précautions soient prises pour remédier à la complication de leur opération de soudage.

Les difficultés lors de l'opération de soudage sont souvent attribuées aux phénomènes de fissuration. Ces fissurations peuvent se produire soit à chaud, soit à froid.

1.8.1. Les risques de fissuration à chaud

Ils sont très faibles pour ces aciers. Lorsque cette fissuration se produit, c'est généralement dans la zone du métal fondu sous l'effet des importantes contraintes résiduelles. La teneur du Mn dans le métal déposé est primordiale quant à ses caractéristiques mécaniques, ces derniers dépendent essentiellement du rapport Mn/ S et Mn/ Si du métal déposé [44].

$Mn/S \geq 20$: apporte une sécurité contre l'effet nocif du soufre,

$Mn/Si < 3.5$: donne un risque de fissuration due à la formation d'un silicate de fer et de manganèse [46].

1.8.2. Les risques de fissuration à froid

Cette fissuration, lorsqu'elle se produit, est due à l'un de ces trois facteurs

- Fragilisation par l'hydrogène,
- Formation de structures fragiles,
- Contraintes subies par la soudure.

Pour se prémunir contre la fissuration à froid, il est primordial de respecter les recommandations suivantes :

1. Utiliser une électrode de type basique (très basse teneur en hydrogène),
2. Procéder à un étuvage afin d'éliminer toute humidité susceptible de se trouver dans l'enrobage.

1.9. Réparation des soudures

L'un des processus importants de maintenance dans l'industrie des métaux est celui de la réparation par soudage. Dans le domaine du transport par pipelines, le volume des réparations et d'entretien est beaucoup plus élevé que la fabrication. Lors du soudage des aciers HSLA, la zone affectée thermiquement ZAT pose un problème complexe, car elle présente un gradient et une hétérogénéité de microstructure en largeur et en profondeur. Ce gradient est plus accentué dans le cas du soudage multipasse.

1.9.1. Relation microstructure défaillance de la soudure

La plupart des études sur les aciers HSLA ont étudié les effets des éléments d'alliage, les divers traitements thermiques et les techniques du soudage sur les microstructures, leurs comportements par fluage et par fatigue [47][48]. La ZAT, qui est refroidie à des vitesses différentes comprend différentes régions et microstructures, est souvent considérée comme la source de défaillance dans un joint soudé. Pendant les cycles thermiques de soudage, le métal de base proche de la zone de fusion se transforme en austénite, martensite, ferrite et/ou bainite, en fonction de la vitesse de refroidissement [49][50] et de la composition chimique de l'acier. Ces différentes microstructures de phase correspondent à des propriétés mécaniques différentes [51][52][53]. Même si certaines phases dans la ZAT montrent leur fragilité et leur sensibilité aux microfissures, on ne peut pas supposer que la rupture se produit toujours dans la ZAT.

La quantité des micro-constituants M-A dans la zone à gros grain de la ZAT (CGHAZ) influence les valeurs de la ténacité, et les microfissures sont initiées aux micro-constituants M-A [54]. En raison de la bainite supérieure se trouvant dans la zone fondue ; celle-là présente le maillon le plus faible en termes de ténacité et de résistance à la fatigue [55].

1.9.2. Effet des contraintes résiduelles

Beaucoup de chercheurs ont prêté attention au soudage et les réparations par soudage, axé sur l'étude de l'effet ou la distribution des contraintes résiduelles. La majorité de ces études sont basées sur la simulation par élément fini [56], et jusqu'à présent très peu de recherches sur les effets des réparations et la corrosion sur les propriétés mécaniques et microstructurale de la soudure. Jiang et al. [57] ont étudié l'effet de l'énergie de soudage et les contraintes résiduelles sur les réparations par soudage pour un acier inoxydable par la méthode des éléments finis. Ils ont conclu qu'en utilisant une énergie élevée (des températures élevées), on peut réduire les contraintes résiduelles induite pour le soudage multipasses. Vega et al. [58] ont étudié l'effet des réparations multiples dans la même zone des tubes en acier microallié de grade API X52 et ont conclu que la quatrième réparation satisfait les exigences des différentes normes en vigueur.

1.9.3. Effet de la grosseur des grains

Les résultats obtenus par Vega et al.[58] montrent que des changements significatifs n'ont pas été générés dans la composition des microstructures de la ZAT ; par contre la croissance des grains dans la zone affectée thermiquement à mi-épaisseur de l'échantillon en fonction du nombre de réparations a été observée. Une réduction significative de la résilience en fonction du nombre de réparation est observée lorsque l'emplacement de l'entaille se trouve à l'intersection avec la ligne de fusion du joint soudé. Une augmentation significative de la dureté Vickers dans la zone affectée thermiquement après la première réparation et une diminution progressive de la dureté lorsqu'on augmente le nombre de réparations. Dong et al.[59] ont présenté les résultats de plusieurs études sur les contraintes résiduelles dans le cas des réparations par soudage, en utilisant à la fois des procédures de modélisation informatique et des techniques de mesure expérimentales. De leurs résultats, on conclut que les réparations par soudage augmentent considérablement les contraintes résiduelles par rapport à la soudure initiale.

Qiu et al.[60] ont rapporté que, dans la zone à gros grains de la ZAT, le grossissement des grains permet une diminution de l'énergie de propagation de la fissure. Cependant, ils ont aussi affirmé que la densité élevée de la mis-orientation dans la zone à grains fins (FGHAZ) inhibe la propagation des fissures et améliore sa ténacité.

1.9.4. Effet du nombre de réparations

Katsas et al. [61] ont même affirmé qu'après le soudage des coques de navires en aluminium dans les chantiers navals ou même en cours de service, des défauts sont détectés à proximité de la soudure, et qu'ils peuvent prolonger la durée de vie des coques soudés par de simple réparations. De plus ils ont étudié l'effet de l'augmentation du nombre de réparations sur la résistance à la corrosion des joints soudés et ils ont conclu, que toutes tentatives employant plus de deux réparations rendraient la structure vulnérable, irréalisable et très coûteuse. Les études citées en-dessus indiquent que la réparation des fissures dans un joint soudé par une deuxième soudure ne prolonge pas la durée de vie plus que celle de la soudure initiale.

Vega et al.[58] ont étudié les réparations par soudage de l'acier X52 et ont trouvé une rétention de la résistance à la traction avec une diminution significative de la ténacité dans la zone de la ligne de fusion (ZLF). Aghaali et al. [62] et Tiwari et al.[63] ont noté

qu'après la première réparation, la limite d'élasticité et la résistance à la rupture diminuent avec une réduction significative de la ténacité.

Yi et al.[64] ont noté que les propriétés mécaniques de la ZAT diminuent progressivement lorsque le nombre des réparations augmente.

CHAPITRE 2

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Dans cette partie de notre étude nous présentons les techniques expérimentales employées dans nos recherches. Des détails sont donnés sur le sujet du soudage à l'arc électrique avec électrode enrobée qui constitue la technique de base de nos soudures et des réparations effectuées. Les essais mécaniques employés pour caractériser les performances des soudures et des réparations sont données de façon succinctes. De même, les techniques métallographiques appliquées pour la préparation et l'observation des cordons de soudures sont brièvement indiquées. La méthode de caractérisation par diffraction des RX a été essentielle pour déterminer un ensemble de propriétés des soudures. A cet effet, nous donnons les détails nécessaires à la compréhension de la formation du pic de diffraction (forme, intensité, ...). Ces détails sont celles qui sont prise en compte dans les logiciels de traitement numérique du diagramme de diffraction.

2.1. Le soudage à l'arc avec électrode enrobée

Le procédé de soudage utilisé pour réaliser notre assemblage est le SMAW « Shield metal arc welding » ou soudage à l'arc électrique avec électrodes enrobée, ce procédé est le plus utilisé pour le soudage des pipes, vu les différents avantages qu'il offre aux maîtres d'œuvres pour la réalisation de leurs ouvrages dans des chantiers existant aux fins fond du Sahara ou bien dans les plates-formes off-shore en plein milieu de la mer.

Le Soudage est une opération qui consiste 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 friction, avec ou sans emploi d'un produit d'apport dont la température de fusion et la composition chimique sont du même ordre de grandeur que celle du matériau de base [65].

Le principe de base du soudage à l'arc avec électrode enrobée est présenté dans la figure 2.1 l'électrode est constituée par une *âme* métallique (dont le diamètre est

généralement compris entre 2 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 [66].

On rencontre plusieurs type d'enrobage, dont les plus souvent utilisé pour le soudage des pipes sont comme suit:

- **Enrobage 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 ;
- **Enrobage 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 ;
- **Enrobage 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 [67].

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.

Le soudage est pratiquement possible dans toutes les positions, chacune demandant des réglages particuliers et des préparations adaptées [68].

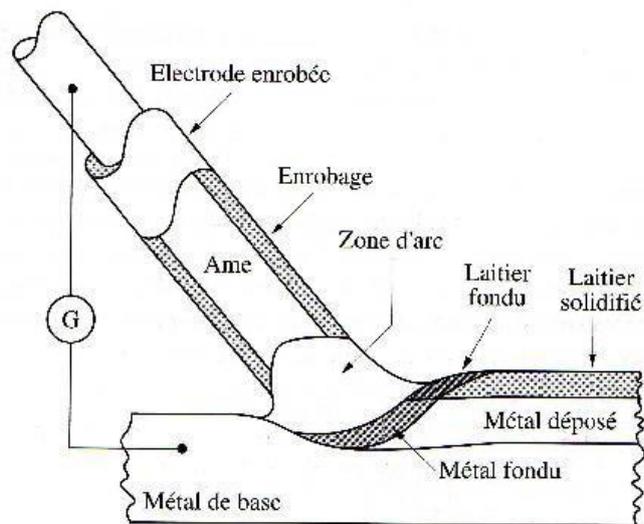


Figure 2.1 : Soudage à l'arc avec électrode enrobée [68].

2.2. Contrôle des soudures par radiographie

L'objectif du contrôle des soudures par radiographie est la détection des défauts internes dans les assemblages soudés des structures métalliques.

La radiographie est basée sur l'exposition d'un récepteur par un faisceau de rayonnement X ou γ (gammagraphie) à travers un matériau. Le rayonnement est absorbé en fonction de la nature et de la densité du matériau, permettant d'obtenir une image en niveaux de gris de la projection du contenu du matériau sur le récepteur. En cas de présence de défaut, ceci engendrera généralement des contrastes plus sombres (présence d'air ou de gaz par exemple) ou parfois plus claires (présence d'inclusions solides particulières) fig.2.2 [69].

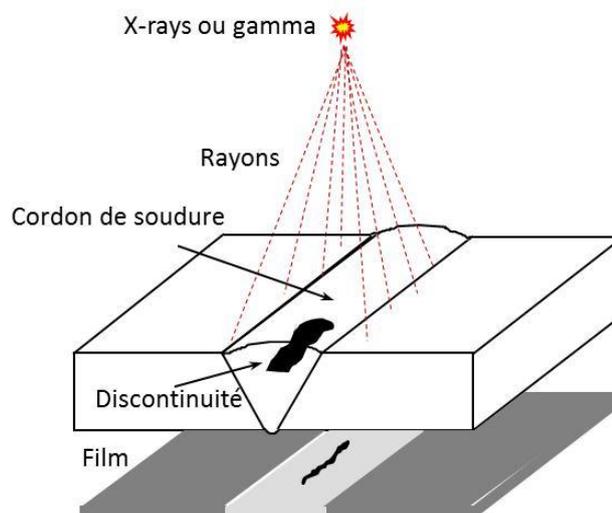


Figure 2.2 : Schéma de principe d'une radiographie industrielle.

En radiologie industrielle, les rayons X sont produits par un tube à rayons X. Les sources de rayonnement gamma utilisées industriellement sont l'iridium 192, le cobalt 60 et le sélénium 75.

Pour l'interprétation du cliché radiographique, l'inspecteur chargé du contrôle et la lecture du cliché radiographique, le visualise en utilisant un radioscope spécial apte à révéler les défauts existant dans le joint soudé.

2.3. Caractérisation mécanique

Pour mieux comprendre le comportement mécanique de nos assemblages soudés et réparés nous avons procédé à différents essais mécaniques tel que : traction, pliage, résilience et dureté.

2.3.1. Essai de Pliage

Pour les essais de pliage, les éprouvettes sont usinés à froid aux côtes requises par la norme en vigueur, les renforts des soudures devrait être enlevé de chaque côté des éprouvettes. Les essais de pliage ont été réalisé sur une machine de pliage de type Instron avec un poinçon en U de diamètre 44mm [2][7].

2.3.2. Essai de microdureté

Les mesures et filiations de microdureté sont prises à l'aide d'un microduromètre semi-automatique de marque BUEHLER LTD sous une charge de 300grf pendant 20 secondes (HV 0.3). Les filiations de la dureté sont effectuées sur des coupes transversales de la soudure. La prise de ces mesures est effectuée sur trois lignes parallèles à différentes profondeurs de l'échantillon, selon la spécification API1104 (figure 2.3). Le pas des filiations est fixé à 0,5 mm dans la ZAT et 1 mm dans la ZF et le MB [2][71].

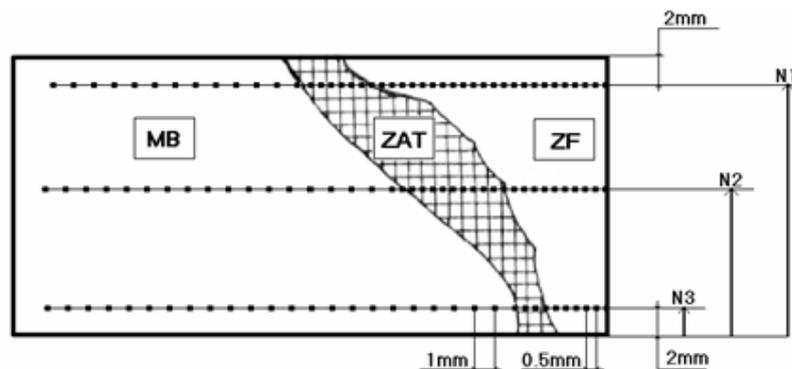


Figure 2.3 : Méthode de mesure des microduretés

2.3.3. Essai 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.

Les caractéristiques des éprouvettes de résilience selon la norme ASTM E23-09 [72] sont : $10 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$, L'entaille usinée ayant la forme d'un V à 45° , le fond d'entaille a un rayon de $0,25 \text{ mm}$, et de 2 mm de profondeur, voir figure 2.4.

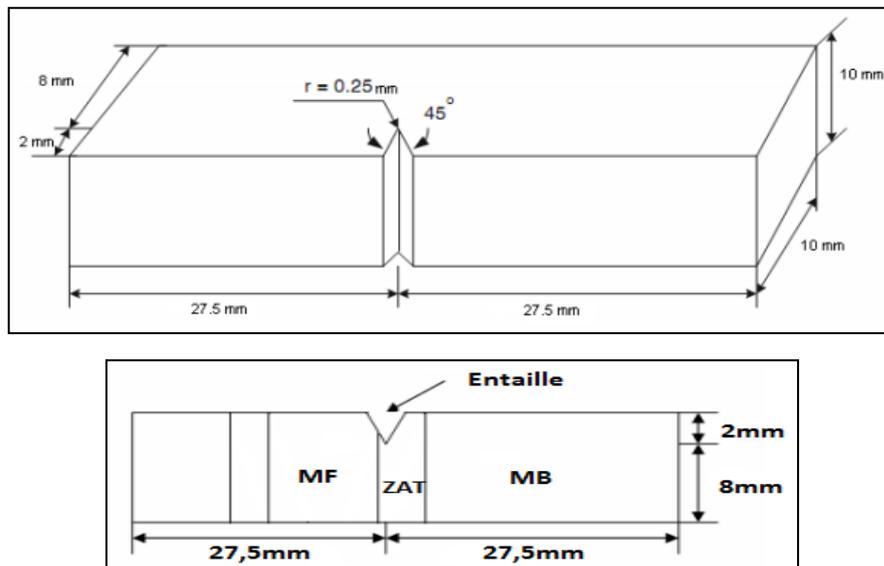


Figure 2.4 : Forme de l'éprouvette de résilience et la position de l'entaille.

Les essais de résilience ont été exécuté sur un mouton-pendule de marque HOYTOM 750J/D2M (fig. 2.5).

La formule utilisée pour calculer l'énergie absorbée est :

$$W = P (h_0 - h_1) \quad 2.1$$

- W est l'énergie absorbée en joules
- P est le poids du pendule en Newton
- h_0 est la hauteur de départ en mètre du pendule
- h_1 est la hauteur finale en mètre du pendule après le choc

Calcul de la résistance KCV (résilience V)

La résistance KCV établit suivant la norme d'une éprouvette avec entaille en V.

$$KcV (J/cm^2) = W/S$$

Petit rappel:

- J = Joules
- S = surface de rupture (pour une éprouvette normale 0,8 cm²)



Figure 2.5 : Machine pour essais de résilience

2.4. Caractérisation microstructurale

2.4.1. Analyse Macrographique

L'examen macrographique est réalisé en utilisant une attaque chimique à 2% de Nital met en évidence les différentes zones constituant une soudure, à savoir : la zone fondue(ZF), la zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal de base (MB).

Les coupes sont faites par une scie mécanique munie d'un système de refroidissement évitant ainsi les phénomènes d'écrouissage et l'échauffement des pièces. Le polissage mécanique a été réalisé avec une granulométrie allant de 80 à 400 μm et la finition avec une pâte diamantée de 0,25 et 0,1 μm .

2.4.2. Evaluation de l'étendue de la ZAT

Pour évaluer l'étendue de la ZAT on a utilisé un Stéréo-microscope à zoom binoculaire Nikon SMZ800N doté d'un logiciel de traitement d'image Atlas. (Fig. 2.6)

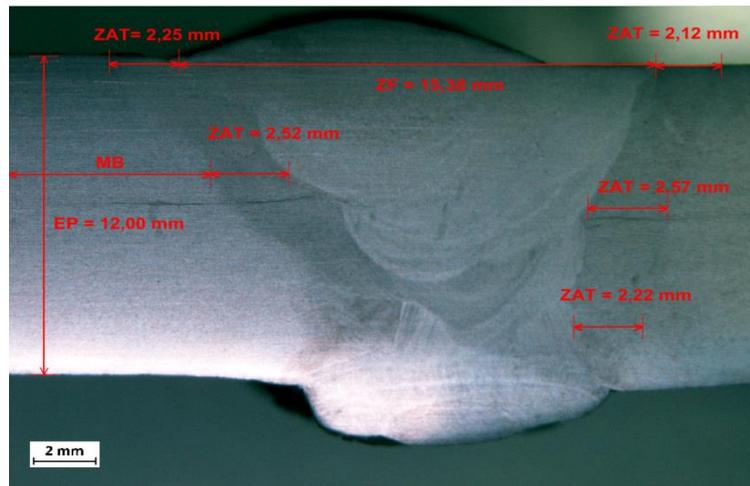


Figure 2.6 : Etendues des différentes zones d'un joint soudé.

2.4.3. Analyse Micrographique

L'utilisation d'un microscope optique Nikon ECLIPSE LV100D-U doté d'une caméra numérique a permis la prise de micrographies, du métal de base, de la ZAT et de la zone fondue.

La mesure de la taille des grains dans la ZAT a été faite à l'aide d'un logiciel Atlas intégré dans le microscope optique.

Le microscope à balayage électronique JEOL JSM 6360 nous a permis d'analyser les facies de rupture des éprouvettes de résilience.

2.5. Analyse diffractométrique

2.5.1 Origine des profils de raies de diffraction

Les techniques diffractométriques sont nombreuses et sont adaptées aux besoins. Pour cette raison, la technique dite des poudres intéresse le minéralogiste qui cherche à identifier et analyser ses minéraux, par contre, les techniques dites des monocristaux (Laue, cristal tournant, ..) sont dédiées aux physiciens cristallographes qui cherchent la structure du cristal ou tout simplement à l'orienter. Les métallurgistes se placent entre les deux disciplines pour la simple raison qu'ils exploitent plusieurs techniques pour caractériser leurs alliages. A la place de la poudre, le métallurgiste expose un échantillon massif constitué d'un agrégat de petits cristaux semblable à une poudre agglomérée. Cependant, l'exploration ne s'arrête pas à l'identification des phases présentes. Souvent, il est nécessaire d'évaluer leurs proportions, la taille des cristallites, l'état de contraintes, ...

l'ensemble de ces mesures sont basées sur l'intensité des raies diffractées, leurs formes et leurs positions [73].

2.5.2. Interaction avec une charge élémentaire

Une particule libre de masse m et de charge e sous l'action de l'interaction avec un photon subit une oscillation de vecteur accélération dirigé dans le sens opposé au champ électrique incident. La particule se comporte alors comme un petit dipôle qui rayonne comme une antenne. L'intensité de ce rayonnement électromagnétique dans une direction donnée faisant un angle 2θ avec la direction incidente est donnée par la relation de J.J. Thomson qui s'écrit sous la forme :

$$i(2\theta) = \frac{1}{[(4\pi\epsilon_0)]^2} \frac{e^4}{m^2 c^4} \frac{1 + \cos^2 2\theta}{2} \quad (2.2)$$

Où ϵ_0 est la permittivité électrique du vide.

Le terme dépendant de l'angle de diffusion est appelé facteur de polarisation.

$$P(2\theta) = \frac{1 + \cos^2 2\theta}{2} \quad (2.3)$$

Partant du principe que l'amplitude se déduit de la racine de l'intensité exprimée par l'éq. (2.2), on trouve :

$$T(2\theta) = \sqrt{i(2\theta)} = \frac{1}{4\pi\epsilon_0} \frac{e^2}{mc^2} \sqrt{\frac{1 + \cos^2 2\theta}{2}} \quad (2.4)$$

2.5.3. Amplitude diffusée par un atome

Si nous pouvons isoler un atome soumis à une radiation X de vecteur d'onde \vec{k}_0 , on peut exprimer l'amplitude diffusée en un point assez éloigné faisant un angle 2θ avec l'onde incidente. Cette direction se définit par le vecteur de diffusion \vec{R} (figure 2.7). L'amplitude totale diffusée par l'atome est proportionnelle à la densité électronique en tout point du nuage électronique (probabilité de présence). La somme de toutes les radiations diffusées dans cette direction s'exprime par :

$$A(\vec{R}) = T(\vec{R}) \iiint_{\text{atome}} \rho(\vec{r}) \exp(2\pi i \vec{r} \cdot \vec{R}) dv \quad (2.5)$$

En prenant comme unité la valeur de l'amplitude diffusée par un électron (unité de Thomson), on déduit le facteur de diffusion atomique dans la direction \vec{R} :

$$f(\vec{R}) = \frac{A(\vec{R})}{T(\vec{R})} = \iiint_{\text{atome}} \rho(\vec{r}) \exp(2\pi i \vec{r} \cdot \vec{R}) dv \quad (2.6)$$

Cette expression correspond à la transformée de Fourier de la densité électronique de l'atome.

Le vecteur de diffusion exprime la différence entre le vecteur d'onde incident et le vecteur d'onde diffusée ($\vec{R} = \vec{k} - \vec{k}_0$). Dans le cas de la diffusion cohérente, l'onde incidente et l'onde diffusée possèdent la même longueur d'onde ($\|\vec{k}\| = \|\vec{k}_0\| = \frac{1}{\lambda}$) et le module du vecteur de diffusion s'écrit:

$$R = \frac{2 \sin \theta}{\lambda} \quad (2.7)$$

Ainsi, le facteur de diffusion atomique est une fonction de $\frac{\sin \theta}{\lambda}$. Dans programmes utilisés en radiocristallographie le facteur de diffusion f est généré sous forme analytique à l'aide d'un polynôme sous la forme :

$$f\left(\frac{\sin \theta}{\lambda}\right) = c + \sum_{i=1,4} a_i \exp\left[-b_i \left(\frac{\sin \theta}{\lambda}\right)^2\right] \quad (2.8)$$

Dans la pratique, le facteur de diffusion atomique agit beaucoup sur l'intensité diffractée. En effet, la valeur de f diminue fortement lorsque $\frac{\sin \theta}{\lambda}$ augmente. Il convient de rappeler que les valeurs tabulées ou calculées du facteur de diffusion sont en unité Thomson. Il convient donc de multiplier ces valeurs par le terme $T(\mathbf{2\theta})$. [73]

2.5.4. Effet de l'agitation thermique

Le facteur de diffusion f exprimé par l'Eq. 2.5 suppose que l'atome est immobile. Or, les atomes bougent, ils vibrent autour de leurs positions d'équilibre. L'amplitude de cette vibration dépend de la température ; c'est l'effet dit « de Debye ». A cet effet, le facteur de diffusion atomique doit être corrigé par un facteur supplémentaire qui tient compte de l'agitation thermique comme suit :

$$f_T(\vec{R}) = f(\vec{R}) \exp \left[-B \left(\frac{\sin \theta}{2} \right)^2 \right] \quad (2.9)$$

Le terme B est appelé « facteur de Debye » $B = 8\pi^2 u^2$

Où u est le paramètre de déplacement atomique, il correspond à l'écart quadratique moyen de l'oscillation de l'atome à la température T . [73]

2.5.5. Effet de la périodicité dans un cristal parfait

Les cristaux sont organisés selon une triple périodicité selon les trois axes [100], [010] et [001]. Ils sont constitués d'un empilement de plans d'atomes (nœuds). Ces plans jouent le même rôle vis-à-vis des RX qu'un miroir illuminé par un faisceau de lumière ; l'angle d'incidence et l'angle de réflexion sont égaux. La figure 2.7 montre la géométrie de l'incidence d'une radiation sur une famille de plan (hkl) d'interdistance d_{hkl} . Le rayonnement diffusé par deux plans consécutifs peut être en phase lorsque la différence de marche est un multiple de la longueur d'onde. Sinon, les amplitudes se retranchent conduisant à l'absence d'intensité, on dit alors qu'il y a extinction. [80]

D'après la figure 2.7, on voit que la différence de marche entre l'onde issue de O est celle issue de O' est égale à $= \overline{O'A} + \overline{O'B}$. Or $\overline{O'A} = \overline{O'B} = \overline{OO'} \sin \theta$.

Donc la condition de diffraction s'écrit :

$$\delta = n\lambda = 2 \overline{OO'} \sin \theta = 2d_{hkl} \sin \theta \quad (2.10)$$

La condition de Bragg s'exprime alors : Pour qu'il y ait diffraction par une famille de plans réticulaires (hkl), il faut que l'angle d'incidence de la radiation fasse un angle θ avec le plan.

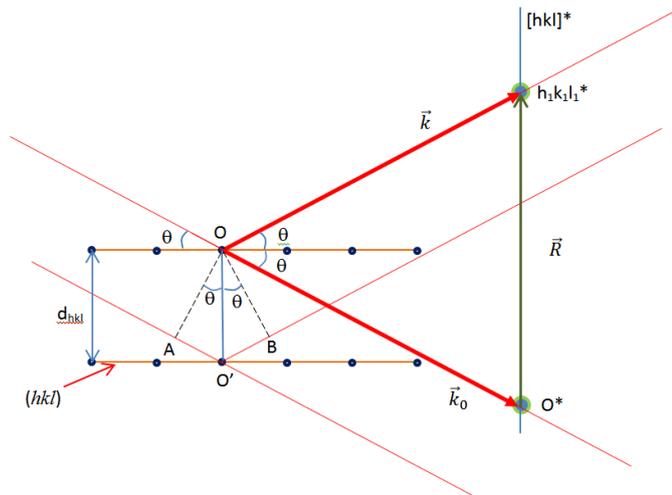


Figure 2.7 : Diffraction par une famille de plans (hkl).

2.6. Amplitude diffusée par une maille : Facteur de structure

Résonnant comme si le cristal de réduit à une maille unique. La radiation incidente est rediffusée dans l'espace par l'ensemble des atomes de cette maille. L'amplitude résultante dans une direction donnée définie par le vecteur de diffusion \vec{R} , est la contribution de chaque atome contenu dans la maille. Rigoureusement, cette amplitude en unité Thomson, s'écrit de la même manière que celle d'un atome (Eq. 2.4) donc :

$$F(\vec{R}) = \iiint_{V \text{ maille}} f(\vec{r}) \exp(2\pi i \vec{r} \cdot \vec{R}) \quad (2.11)$$

$f(\vec{r})$ représente ici l'amplitude diffusée par un atome repéré à l'intérieur de la maille par le vecteur position \vec{r} . Ce facteur est appelé pouvoir diffusant. Ce facteur peut également représenter l'amplitude diffusée par l'ensemble des atomes du constituant le motif. [73]

En raison du fait que le nombre d'atomes à l'intérieur d'une maille est limité, l'expression (2.11) peut être réécrite sous la forme d'une somme :

$$F(hkl) = \sum_j f_j(xyz) \exp(2\pi i hx_j + ky_j + lz_j) \quad (2.12)$$

L'amplitude $F(hkl)$ ne dépend que de la structure de la maille. Elle rend compte du mode du réseau et des éléments de symétrie du cristal en général. A cet effet elle appelée facteur de structure.

2.7. Amplitude diffractée par un cristal : facteur de forme

Connaissant l'amplitude diffusée par une maille, il est maintenant aisé d'évaluer l'amplitude diffusée par tout le cristal. Pour cela, deux phénomènes doivent être considérés :

Moyennant quelques approximations, on peut exprimer l'amplitude totale diffusée par le cristal en tenant compte du déphasage entre les mailles (voir figure 2.7).

L'amplitude de la maille étant constante, elle peut être mise en facteur. L'expression de l'amplitude diffusée par le cristal s'écrit sous la forme :

$$A(\vec{R}) = F(\vec{R}) \iiint_V \exp 2\pi i \vec{r} \cdot \vec{R} dv \quad (2.13)$$

Dans ce cas, les coordonnées du vecteur position \vec{r} sont u, v, w entiers.

Le terme *de l'intégrale* est appelé facteur de forme car il rend compte du déphasage entre les mailles du cristal et ne dépend que de la forme de celui-ci. Plus la taille du cristal est grand, plus le domaine de diffraction devient restreint. Le facteur de forme introduit donc le concept de domaine de diffraction. Ce concept est exploité par les calculateurs pour évaluer la taille des cristallites, l'état de contraintes, la densité des dislocations,...

2.7.1. Facteur de Lorentz

En raison du fait que les domaines diffractants ne sont plus des points matériels mais des volumes, le séjour de ces volumes en position de diffraction dépend de la vitesse de rotation ω de l'échantillon mais aussi de l'angle de Bragg θ . A cet effet, le taux des radiations photoniques cumulées pour une réflexion donnée sera variable. L'intensité diffractée sera donc influencée par un facteur dit facteur de Lorentz qui se définit par :

$$L(\theta) = \frac{1}{\sin 2\theta} \quad (2.14)$$

En pratique, le facteur de Lorentz et le facteur de polarisation sont groupés en un seul facteur appelée facteur de Lorentz-Polarisation ($LP(\theta)$) qui s'écrit alors :

$$LP(2\theta) = \frac{1 + \cos^2 2\theta}{2 \sin 2\theta} \quad (2.15)$$

Cette expression est valable pour une radiation incidente non polarisée. Dans le cas où l'appareil est équipé d'un monochromateur à cristal dont l'angle de Bragg est θ_M , le facteur LP s'écrit sous la forme :

$$LP(2\theta) = \frac{1 + \cos^2 2\theta \cos^2 2\theta_M}{\sin^2 \theta \cos \theta} \quad (2.16)$$

2.7.2. Expression générale de l'intensité diffractée

Les différents facteurs mis en jeu dans le bilan des radiations diffusées dans une direction définie par h,k,l, expriment l'énergie rayonnée durant le processus de diffraction. Cette énergie représente l'intensité diffractée. Expérimentalement, une réflexion hkl est représentée par un pic dans le diagramme obtenu à l'aide d'un diffractomètre. Par ailleurs, selon la nature du système cristallin, plusieurs réflexions hkl dont les interdistances sont identiques diffractent au même angle de Bragg et contribuent ainsi à l'intensité du pic. Ce facteur, appelé facteur de multiplicité m_{hkl} se déduit facilement pour les réseaux cubiques. Par exemple, la raie 111 d'un cristal cfc est la somme des raies 111; $\bar{1}\bar{1}\bar{1}$; $1\bar{1}\bar{1}$; $\bar{1}\bar{1}1$; $1\bar{1}1$; $\bar{1}1\bar{1}$; $1\bar{1}\bar{1}$; $\bar{1}\bar{1}1$. Cela fait 8 contributions ($m_{hkl} = 8$).

Dans le cas d'un matériau polycristallin constitué d'un agrégat de petits cristaux de quelques microns orientés statistiquement, on peut faire l'approximation que l'effet de l'absorption est relativement bas. Sinon, dans le cas général, le terme d'absorption est pris en charge dans l'expression de l'intensité diffractée. En tenant compte de tous les paramètres cités auparavant l'intensité rapportée au carré du volume V de la maille cristalline s'écrit alors comme suit :

$$I(2\theta) = I_0 \lambda^3 \frac{1}{(4\pi\epsilon_0)^2} \frac{e^4}{m^2 c^4} LP(2\theta) \frac{m_{hkl}}{V^2} |F(hkl)|^2 \frac{1}{\mu\rho} \quad (2.17)$$

Où I_0 est l'intensité de rayonnement incident, λ sa longueur d'onde, μ coefficient d'absorption massique, et ρ la densité du cristal.

2.8. Principe de la méthode Rietveld

Afin de corrélérer l'intensité mesurée le calculateur utilise la méthode d'affinement de Rietveld en tient compte de tout ces paramètres qui comme nous l'avons montré dépendent fortement de l'angle de Bragg. La structure elle-même du cristallite est représenté par le facteur de structure qui lui-même dépend de :

- Les positions (x,y,z) des atomes à l'intérieure de la maille élémentaire. Cette peut être simple (primitive) ou multiple. Associée à la position des atomes et leur répartition dans le volume de la maille, des éléments de symétrie apparaissent engendrant des modifications du facteur de structure ;
- Les facteurs de diffusion atomique des atomes constituant le motif. Ce facteur est fortement dépendant de l'angle de diffusion ;
- Les facteurs de Debye qui dépendent de la température, de la nature des atomes de la maille et de leurs environnements. Ce facteur affecte donc les facteurs de diffusion atomique en les réduisant lorsque la température augmente.

De plus, le calculateur corrige cette intensité en évaluant les effets de formes dues à la taille des cristallites mais aussi leur état de contrainte. [73]

CHAPITRE 3

MATERIAUX ET CONDUITE DES OPERATIONS DU SOUDAGE ET DE REPARATION

Dans cette partie nous présentons le matériau objet de nos recherches ainsi que les procédures de soudages et de réparation. A cet effet, les propriétés de soudabilité du matériau en relation avec la composition chimique sont calculés afin, de mieux comprendre les résultats microstructuraux. Les détails de la conduite des opérations du soudage et de réparation sont également mentionnés dans chapitre, en précisant la conformité de la soudure par les tests non destructifs en l'occurrence la gammagraphie. Les observations macrographiques sont également présentées pour estimer l'étendue des différentes zones du cordon de soudure.

3.1 Présentation du matériau

L'acier utilisé se présente sous forme d'un tube ou pipe destiné pour le transport d'hydrocarbure ou de gaz, et qui répond au critère de la spécification technique API 5LX ; la signification de ces désignations est :

- ✓ API : Institut américain du pétrole
- ✓ 5 L : Spécification pour les conduites de transport d'hydrocarbure et de gaz
- ✓ X : Désignation de qualité.

Dans notre cas, le pipe répond au critère de la spécification API 5L grade X70. 80% des tubes ou pipes utilisés pour le transport d'hydrocarbures par la Sonatrach sont de type HSLA, et le plus adaptés à notre pays c'est le API-5L-X70. Vu les performances et les caractéristiques mécanique qu'il offre, à savoir une bonne soudabilité, une bonne résistance à la traction, meilleure ténacité même à basse température (-60°C).

3.2. Composition chimique

Le matériau de base étudié se présente sous la forme d'un tube de diamètre 203.2 mm et de 12,7 mm d'épaisseur. L'analyse chimique du métal de base ainsi que celle de la zone fondue est donnée par le tableau 1.

TABLEAU 3.2 : Composition chimique du MB et de ZF.

Eléments (%)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	Ti	V	Cu
Métal de Base	0,073	0,08	1,65	0,037	<0,01	Traces	0,006	0,044	0,061	0,01	<0,01	0,123
Zone Fondue	0,1	0,2	0,48	0,017	0,019	0,037	0,35	0,039	traces	traces	traces	traces

La présence du niobium dans la composition chimique de notre acier, est importante du fait, que le niobium améliore les caractéristiques mécaniques par :

- l'affinement du grain de l'austénite et par conséquent les grains de la ferrite deviennent plus fin pendant l'opération de soudage, empêchant ainsi la recristallisation et la croissance des grains; [74]
- Il supprime la nucléation de la ferrite polygonale par son pouvoir trempant ;
- Il augmente la dureté par la précipitation des particules ultrafines de Nb (C, N) pendant le processus de refroidissement [75].

Le double rôle que joue le manganèse à savoir, diminuer la température de transformation qui favorise la formation de la ferrite aciculaire, et diminuer la tendance de précipitation de Nb (C) dans l'austénite en augmentant le produit de solubilité. Sans oublier son pouvoir bénéfique sur la dureté. Par crainte de la formation des phases dures (comme la bainite) et de constituants fragilisant martensite-austénite, la teneur en manganèse est limitée à 1,4 % par la norme, alors que dans notre cas la teneur en manganèse est de l'ordre de 1,65 %. Le surcroît du manganèse conduit à la formation des phases très dures, mais une partie plus importante encore provient du carbure de manganèse, lequel intervient pour beaucoup dans la diminution de la ductilité [76].

La zone fondue contenant un pourcentage élevé de ferrite aciculaire avec une bonne répartition des carbonitrides de titane améliorent la résistance à la corrosion dans les milieux agressifs [77]. La formation de la ferrite aciculaire est favorisée par la présence du Nickel qui diminue la température de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$

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 mauvais effet, en diminuant la résilience [78].

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 [78].

3.3. Vérification de la soudabilité du matériau

On désigne par soudabilité l'aptitude des métaux à être assemblés par fusion. Le C_{eq} détermine le pouvoir trempant de l'acier qui est un indice important de soudabilité. Il est évalué par la relation :

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Cu+Ni}{15} = 0,36\% \quad (3.1)$$

La figure 17 donne l'aptitude à la soudabilité d'un acier en fonction de la teneur équivalente en carbone. Cette figure montre que si le taux de carbone équivalent augmente, la soudabilité diminue. Le tableau 2 récapitule les plages des valeurs du C_{eq} en fonction de la soudabilité des aciers [79].

D'après la figure 19, et le tableau 2, notre acier présentant un $C_{eq} = 0.36\%$ avec un indice de soudabilité compris entre 7 et 9 ($7 < S < 9$) ce qui nous permet de retenir qu'il est moyennement soudable et ne nécessite pas un préchauffage.

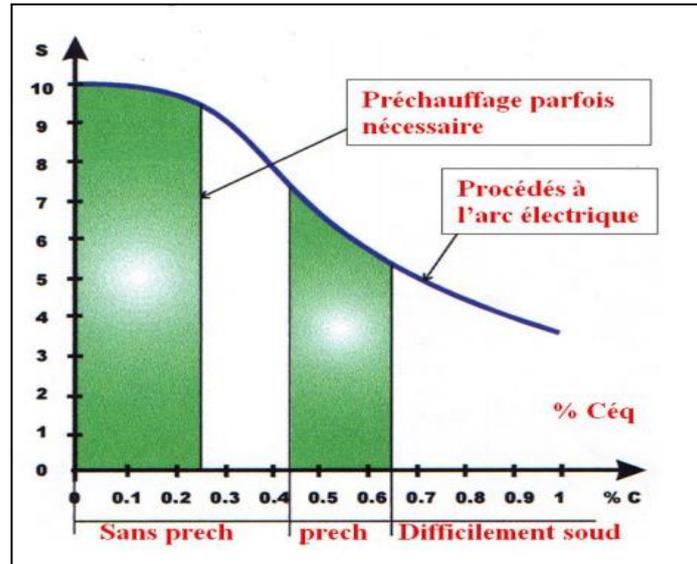


Figure 3.1 : Courbe de l'indice de soudabilité S en fonction du carbone équivalent [79].

TABLEAU 3.2 : Représentation de la possibilité de soudabilité à partir de C_{eq} et S.

S	9 à 10	7 à 9	5 à 7	< 5
C	0 à 0,25%	0,25 à 0,45%	0,45 à 0,65%	> 0,65%
	Parfaitement soudable	Moyennement soudable	Soudable avec préchauffage	Difficilement Soudable

3.4. Procédé de soudage

Les opérations de soudage et de réparations sont réalisées au niveau de l'atelier de soudage au Centre de Recherche en Technologies Industriels (CRTI).

3.4.1. Préparation du joint

Les assemblages soudés, objet de cette étude sont exécutés par un soudeur qualifié. Les surfaces à assembler sont lisses, uniformes, exemptes de bavures, de défaut de laminage, de traces de peinture, de graisse ou d'autres matières nuisibles qui pourraient avoir un effet préjudiciable sur le soudage. Le type de joint (voir figure 3.2) et l'écartement entre les extrémités à souder sont conformes aux termes de la spécification du procédé de soudage à appliquer. L'alignement des extrémités est réglé de façon à minimiser les dénivellations entre les éléments du tube. L'utilisation des cavaliers s'avère nécessaire afin de brider l'éprouvette. (Appendice A)

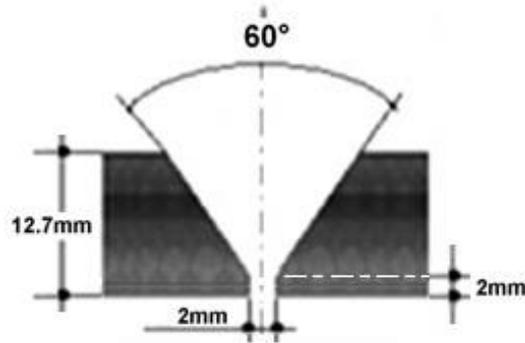


Figure 3.2 : Joint bout à bout normal avec un chanfrein en V

Une fois l'opération de soudage achevée un examen radiographique est effectué afin de détecter tous les défauts pouvant exister dans la soudure (inclusions, soufflures, manque de fusion, etc....) ainsi, la validité ou non de la soudure est prononcée suivant les critères d'acceptabilité de la norme. Cette dernière peut exiger une réparation du joint soudé dans la partie de la soudure où le défaut est localisé.

3.4.2. Electrodes de soudage

Les électrodes utilisées pour le soudage et la réparation sont E6010 et E7010, caractérisés par leurs enrobages cellulosiques qui donne plus de performance mécanique au joint soudé. L'électrode E6010 est utilisée pour la pénétration, tandis que l'électrode E7010 est utilisée pour le bourrage et la finition. Le tableau 3.3 illustre les caractéristiques de ces électrodes [80].

TABLEAU 3.3 : 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 %	<table border="1"> <thead> <tr> <th>C</th> <th>Si</th> <th>Mn</th> <th>P</th> <th>S</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>0,05-0,2</td> <td>≤0,4</td> <td>0,3-0,8</td> <td>≤0,03</td> <td>≤0,02</td> </tr> </tbody> </table>	C	Si	Mn	P	S	0,05-0,2	≤0,4	0,3-0,8	≤0,03	≤0,02	<table border="1"> <thead> <tr> <th>C</th> <th>Si</th> <th>Mn</th> <th>P</th> <th>S</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>≤0,2</td> <td>≤0,6</td> <td>≤1,2</td> <td>≤0,03</td> <td>≤0,03</td> </tr> </tbody> </table>	C	Si	Mn	P	S	≤0,2	≤0,6	≤1,2	≤0,03	≤0,03
C	Si	Mn	P	S																		
0,05-0,2	≤0,4	0,3-0,8	≤0,03	≤0,02																		
C	Si	Mn	P	S																		
≤0,2	≤0,6	≤1,2	≤0,03	≤0,03																		
Propriétés mécaniques	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Re_{0.2}</th> <th>Rm</th> <th>A%</th> <th>T_k</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>430</td> <td>510</td> <td>27</td> <td>63</td> </tr> </tbody> </table>	Re _{0.2}	Rm	A%	T _k	430	510	27	63	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Re_{0.2}</th> <th>Rm</th> <th>A%</th> <th>T_k</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>470</td> <td>570</td> <td>30</td> <td>61</td> </tr> </tbody> </table>	Re _{0.2}	Rm	A%	T _k	470	570	30	61				
Re _{0.2}	Rm	A%	T _k																			
430	510	27	63																			
Re _{0.2}	Rm	A%	T _k																			
470	570	30	61																			
Polarité	- Indirect = pénétration ; + Direct	- Indirect = pénétration ; + Direct																				
Dimensions (mm)	3.2×350	3.2×350																				

3.4.3. Spécifications du procédé de soudage

La première étape consiste à assembler les deux bouts des tubes, pour cela nous avons appliqué la spécification du procédé de soudage (voir tableau 3.4) qui a déjà fait l'objet d'une procédure de qualification selon la norme en vigueur API 1104.

TABLEAU 3.4 : Spécification du procédé de soudage

	1 ^{ère} Passe	Bourrage	Finition
Procédé de Soudage	SMAW	SMAW	SMAW
Position de Soudage	5G	5G	5G
Courant & Polarité	DC (-)	DC (+)	DC (+)
Electrode	E6010	E7010	E7010
Ø Electrode (mm)	3,25	4	4
Ampérage (A)	90 – 110	120 -130	120 – 130
Voltage (V)	25-35	25-38	25-38

Les tubes (même nuance), objet de notre étude, sont assemblés par un soudeur qualifié. L'assemblage soudé est désigné communément par la soudure initiale S, comme illustré par la figure 3.3, et servira de soudure de référence tout au long de notre étude.



Figure 3.3 : Tube où pipe soudé.

3.5. Procédure de réparations

En général une procédure de réparation consiste à :

- 1) Localiser la partie à réparer,
- 2) Meuler le cordon de soudure jusqu'à atteindre le défaut à éliminer.
- 3) Recharger le cordon tout en respectant les prescriptions définies dans le mode opératoire de réparation.
- 4) S'assurer de la qualité du joint soudé par un autre examen radiographique.

Dans notre cas, la procédure de réparation est une action répétitive. Elle consiste à meuler le joint soudé à une certaine profondeur, en épousant la forme précédente du chanfrein, tout en gardant une partie de ce joint (figure 3.4). Cette opération est répétée jusqu'à la troisième réparation. Elle nécessite à chaque opération un examen radiographique [81].

Dans ce qui suit, nous notons par :

- S : Soudure initiale.
- R1 : première réparation
- R2 : deuxième réparation
- R3 : troisième réparation.

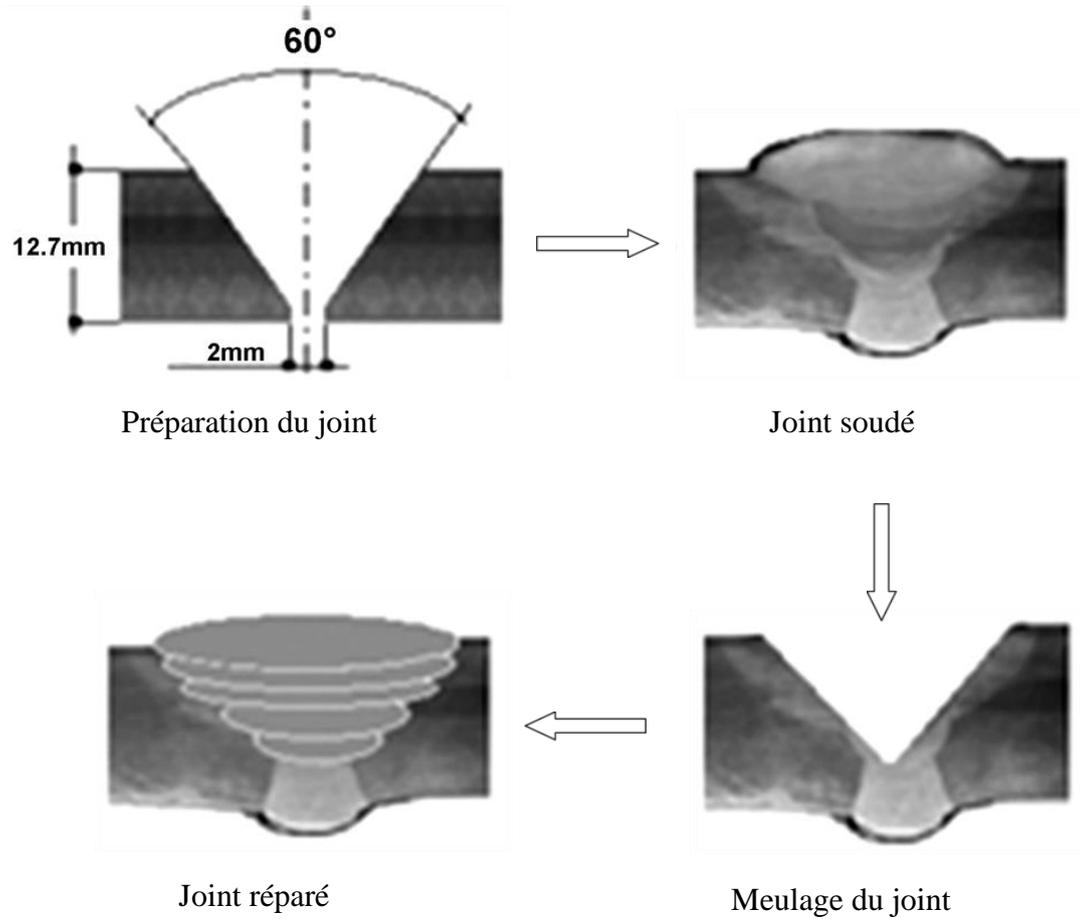


Figure 3.4 : Séquences de la procédure de réparation [82].

Une procédure de réparation consiste à localiser la partie à réparer, soit un défaut surfacique (caniveau, reprise, surépaisseur, etc.) ou interne (inclusions, soufflures, fissures...etc.). Il existe plusieurs techniques de contrôles non destructifs, parmi lesquels le contrôle par radiographie à rayon X ou gamma, qui donne des résultats très fiables à la détection des défauts pouvant exister dans un joint soudé. Le résultat du contrôle est donné sous forme d'un film radiographique révélant les défauts existant dans le cordon de soudure. La figure 3.5 montre le film radiographique de la soudure initiale S.

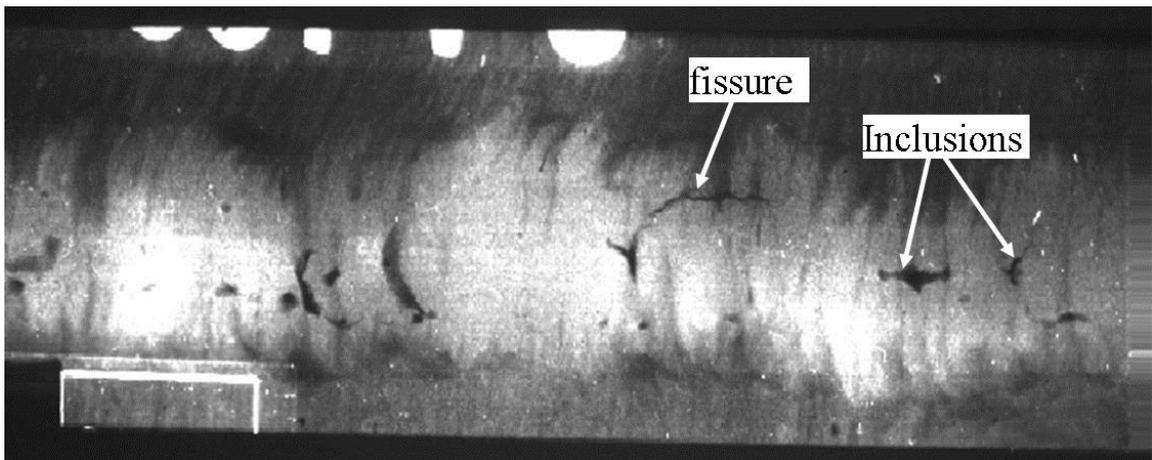


Figure 3.5 : Film radiographique de la soudure initiale.

La radiographie de la soudure initiale a révélée plusieurs défauts internes du cordon de soudure, ou on voit clairement la présence de plusieurs défauts dans la zone fondue :

- Fissure non tolérée par toutes les normes
- Plusieurs porosités dues au non-respect des modalités de la spécification du procédé de soudage ; à savoir un bon étuvage des électrodes de soudage. Les porosités ne sont pas acceptées par la norme ASME section 9, et donc nécessitent une réparation.

Pour la norme API1104, les porosités sont tolérées dans le cas où le diamètre de la plus grande porosité ne dépasse pas les 2mm. Et pour un nid de soufflures la surface de concentration des soufflures ne dépasse pas les 13 mm².

Après avoir repérer la zone défectueuse de la soudure, le cordon est meulé jusqu'à atteindre le défaut à éliminer (figure 3.6). Ensuite, on applique l'opération de rechargement en respectant la procédure de réparation (Voir Annexe B). Le résultat de l'opération est illustré sur la figure 3.7.



Figure 3.6 : Meulage d'un cordon de soudure



Figure 3.7 : Rechargement du cordon de soudure.

La radiographie de la première réparation (figure 3.8) a révélée quelque porosités éparpillée tout le long du cordon de soudure, ce qui nous ramène à faire une autre réparation tout en respectant les mêmes étapes que précédemment.

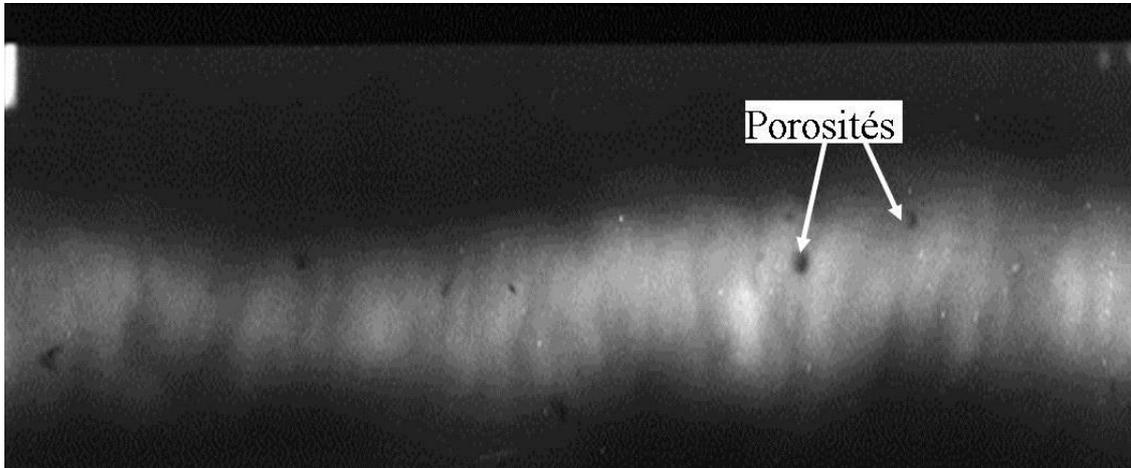


Figure 3.8 : Radiographie de la première réparation R1.

Il faut noter que dans les normes appliquées pour le contrôle non destructif, peuvent être tolérés l'existence des défauts dans un joint soudé, avec des conditions prédéfinis tel que la distance entre les petits défauts (soufflure, porosité), sur une distance de 30 mm, est de 60 mm entre chaque défaut.

Bien que dans notre cas on a prémédité les défauts dans la soudure initiale et dans la première réparation, dans le but d'augmenter le nombre de réparations, les radiographies de la deuxième et la troisième réparation ne présentent aucun défaut (voir figure 3.9 et figure 3.10).

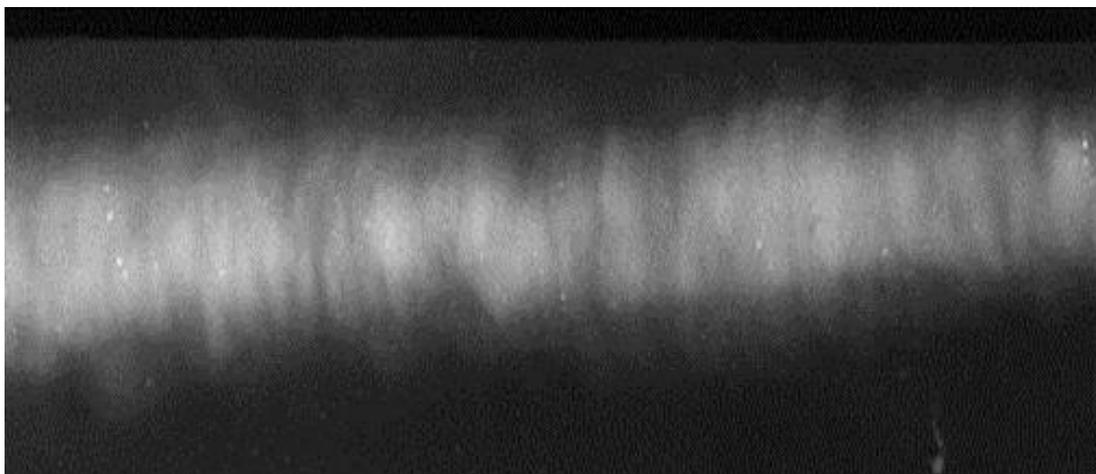


Figure 3.9 : Radiographie de la deuxième réparation R2.

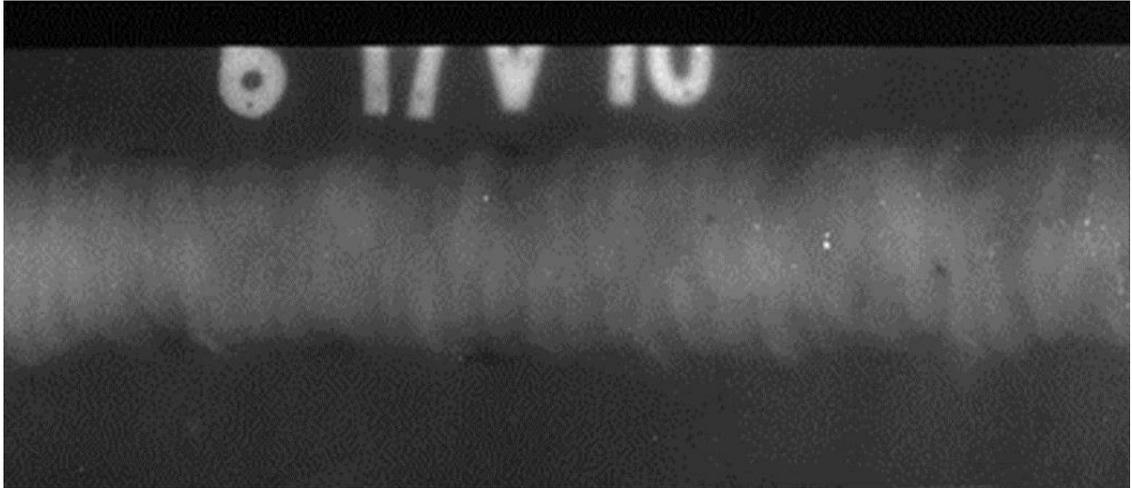


Figure 3.10 : Radiographie de la troisième réparation R.3.

3.6. Observations Macrographiques

L'observation des macrographies présentée dans la figure 3.11a révèle les différentes zones du joint soudé tel que le Métal de base (MB), la zone affectée thermiquement (ZAT) et la Zone Fondue (ZF) et permet aussi de faire le point sur l'évolution de l'étendue de la ZAT en prenant comme référence la soudure initiale (S).

La figure 3.11 met en évidence le nombre de passes exécutées lors de l'opération de soudage, ainsi que l'étendue de la ZAT pour chaque réparation. C'est ainsi que l'on constate que l'étendue de la ZAT croît proportionnellement avec le nombre de réparations. Cela est dû aux cycles thermiques induits par l'opération de soudage répétitive (Voir tableau 3.5).

TABLEAU 3.5. Largeur de la zone affectée thermiquement dans chaque réparation

Nombre de réparation	S	R1	R2	R3
Etendue de la ZAT (mm)	2-4	2-5	3-5	3-5

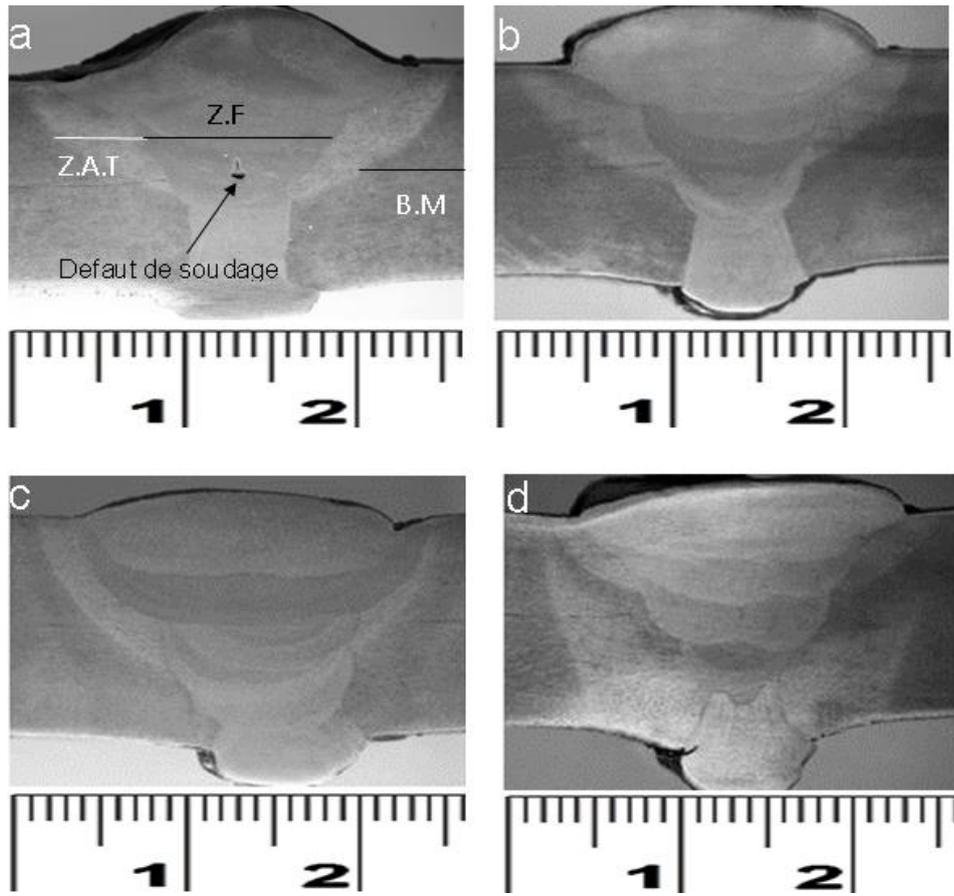


Figure 3.11 : Macrographies des différents joints : a) Soudure initiale, b) Réparation 1, c) Réparation 2, d) Réparation 3 [82].

Plus la ZAT est importante, soit dans sa surface ou dans son étendue, plus notre assemblage est soumis à plus de risques, et cela porte préjudice sur les caractéristiques mécaniques qui se dégradent au fur à mesure qu'en répare.

CHAPITRE 4

MICROSTRUCTURES ET PROPRIETES DU JOINT SOUDE REPARE

Cette partie est consacrée à la présentation des différents résultats issus des investigations métallurgiques des cordons de soudures réparés. A cet effet, la microstructure des différentes parties du cordon, son évolution, et ses propriétés sont analysés. La microstructure du métal de base est celle de la première soudure sont ainsi comparées aux microstructures obtenues après les réparations pour mieux comprendre les effets des cycles successifs de chauffage refroidissement. L'objectif principal est de vérifier l'opportunité d'appliquer plusieurs réparations sans perdre les propriétés de ténacité de la soudure.

Pour la description des différentes microstructures des phases existantes aussi bien dans la zone fondue que dans la zone affectée par la chaleur, dans l'ensemble du cordon de soudure, nous utiliserons les abréviations présentés dans le tableau 4.

TABLEAU 4.1: Abréviations des différentes phases de la microstructure.

Abréviation	Nom complet
FA	Ferrite aciculaire
FP	Ferrite polygonale
P	Perlite
FQP	Ferrite quasi polygonale
B	Bainite
GBF	Ferrite proeutectoïde formée à la frontière du grain austénitique (grain boundary ferrite)
BG	Bainite granulaire
FW	Ferrite de Widmannstätten
<p>Le terme " ferrite aciculaire" est employé pour deux sortes différentes de microstructures :</p> <ul style="list-style-type: none"> • La ferrite proeutectoïde avec aiguille désignée sous le nom de la ferrite de Widmanstätten; • 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 différente au bainite supérieur ou inférieur [83]. 	

4.1. Microstructure du métal de base

Le métal de base représenté par les figures 4.1 et 4.2, est formé de bainite (B) et de ferrite aciculaire orientée dans la même direction causée par le traitement thermomécanique du laminage (TMCR). Le résultat de ce traitement est une matrice de ferrite aciculaire avec des traces de carbures ou (carbonitrures) et des îlots de martensite. Cette combinaison offre d'excellentes propriétés de résistance et de dureté. Ce dernier est obtenu soit par l'affinement du grain due au laminage à chaud de l'austénite non recristallisée et par l'ajout des éléments microalliée formant ainsi des précipités fins empêchant le grossissement du grain austénitique ; soit par la densité élevée des dislocations dans les grains ferritiques due aussi au laminage à chaud des grains austénitiques; soit par les précipités fins de carbonitrures de niobium Nb (C, N) dans la matrice de ferrite [84].

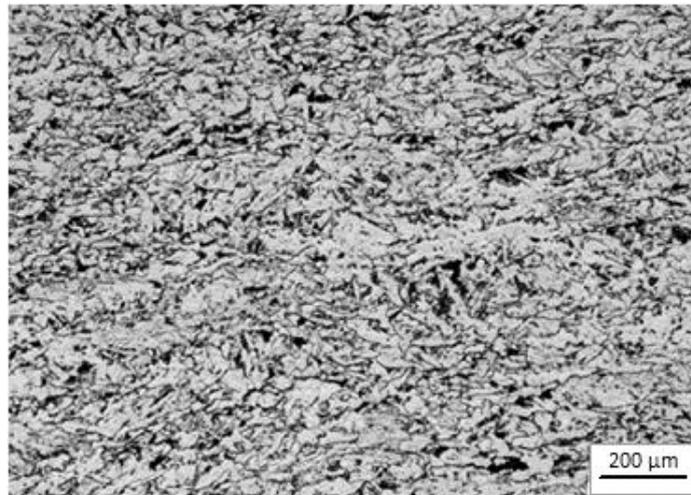


Figure 4.1 : Microstructure du métal de base (2% Nital).

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 du fait que la ferrite aciculaire, se forme au voisinage des sites favorables de nucléation tels que les dislocations dans les grains d'austénite.

D'après les études menées par M. Gräf, S. [83] S. Shanmugam [85] et Klaus Hulka [86] l'addition des éléments affinant, et plus précisément le Nb de 0,045 à 0,075 % contribue à l'homogénéisation de la microstructure offrant ainsi de meilleurs caractéristiques mécanique surtout l'aptitude à la résistance aux chocs ou la ténacité [87].

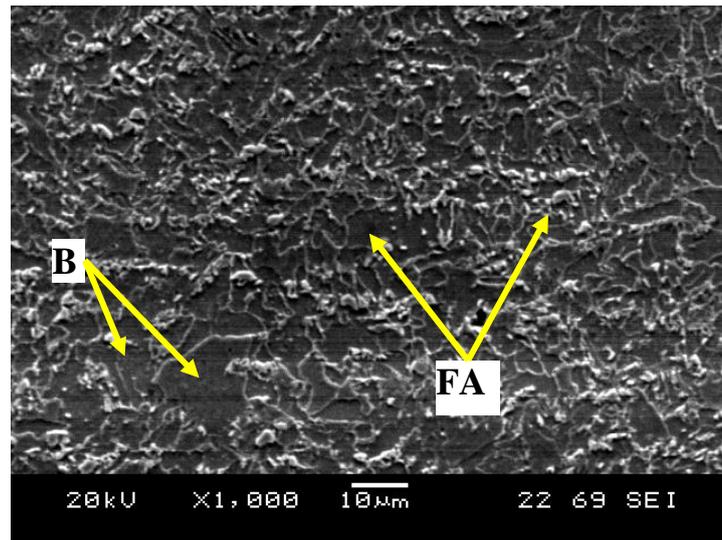


Figure 4.2 : Microstructure MEB du métal de base (2% Nital).

4.2. Microstructure du métal fondu

La microstructure de la zone fondue est composée de la Ferrite (F) de la perlite ainsi que de la ferrite Polygonale (FP). La composition chimique de la zone fondue est différente de celle du métal de base, donc une microstructure différente. La microstructure de chaque point de la zone fondue (ZF) dépend de la vitesse de refroidissement et de la température maximale atteinte, la zone brute de solidification présente une structure mixte de ferrite aciculaire, bainite granulaire et de faible pourcentage en martensite et austénite résiduelle et composés M-A.

La microstructure de chaque point de la zone fondue (ZF) dépend de la vitesse de refroidissement et la température maximale atteinte. Dans les passes de finitions la microstructure de la zone fondue est composée en grande majorité de ferrite aciculaire (FA) et de ferrite Widmanstätten, voir figure 4.3.

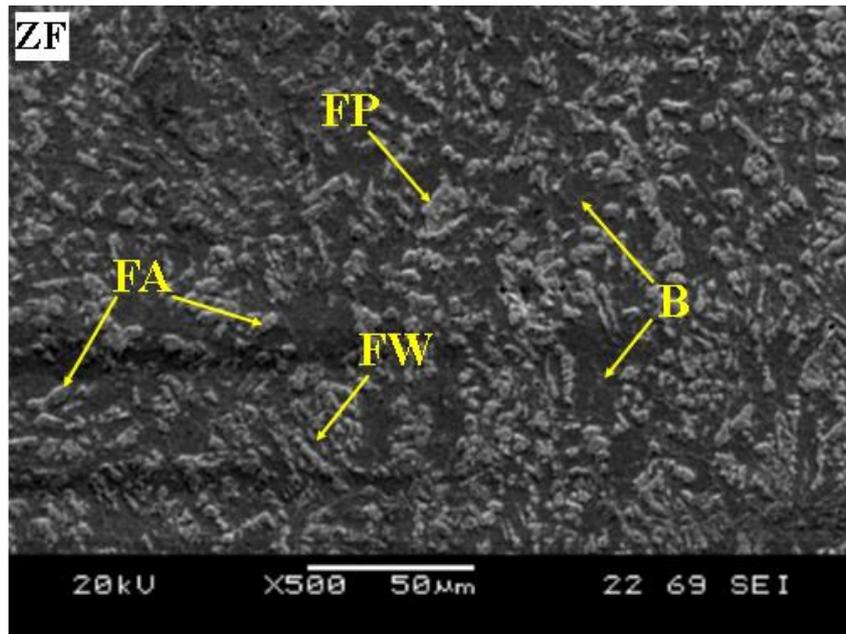


Figure 4.3 : Microstructure du métal fondu proche de la ligne de fusion (2% Nital).

Dans la zone de racine où le taux de dilution est le plus élevé on trouve une structure ferrito-perlitique à grains fins (figure 4.4), 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 ré austénitisation.

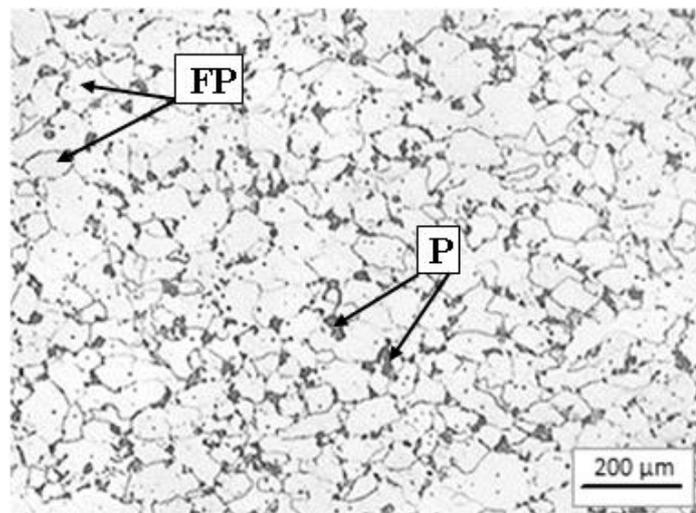


Figure 4.4 : Microstructure de la passe de racine en bas de la zone fondue (2% Nital).

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 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 3.1, 0.35% Mo) qui 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 a, b, c, d et f).

La passe de finition présente une structure mixte de ferrite aciculaire, bainite granulaire et de faible pourcentage en martensite et austénite résiduelle composés M-A (figure 4.6). 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 [24], [25], [26]. Le tableau 4.2 présente les abréviations utilisées pour les différentes phases existées dans la microstructure du métal fondu.

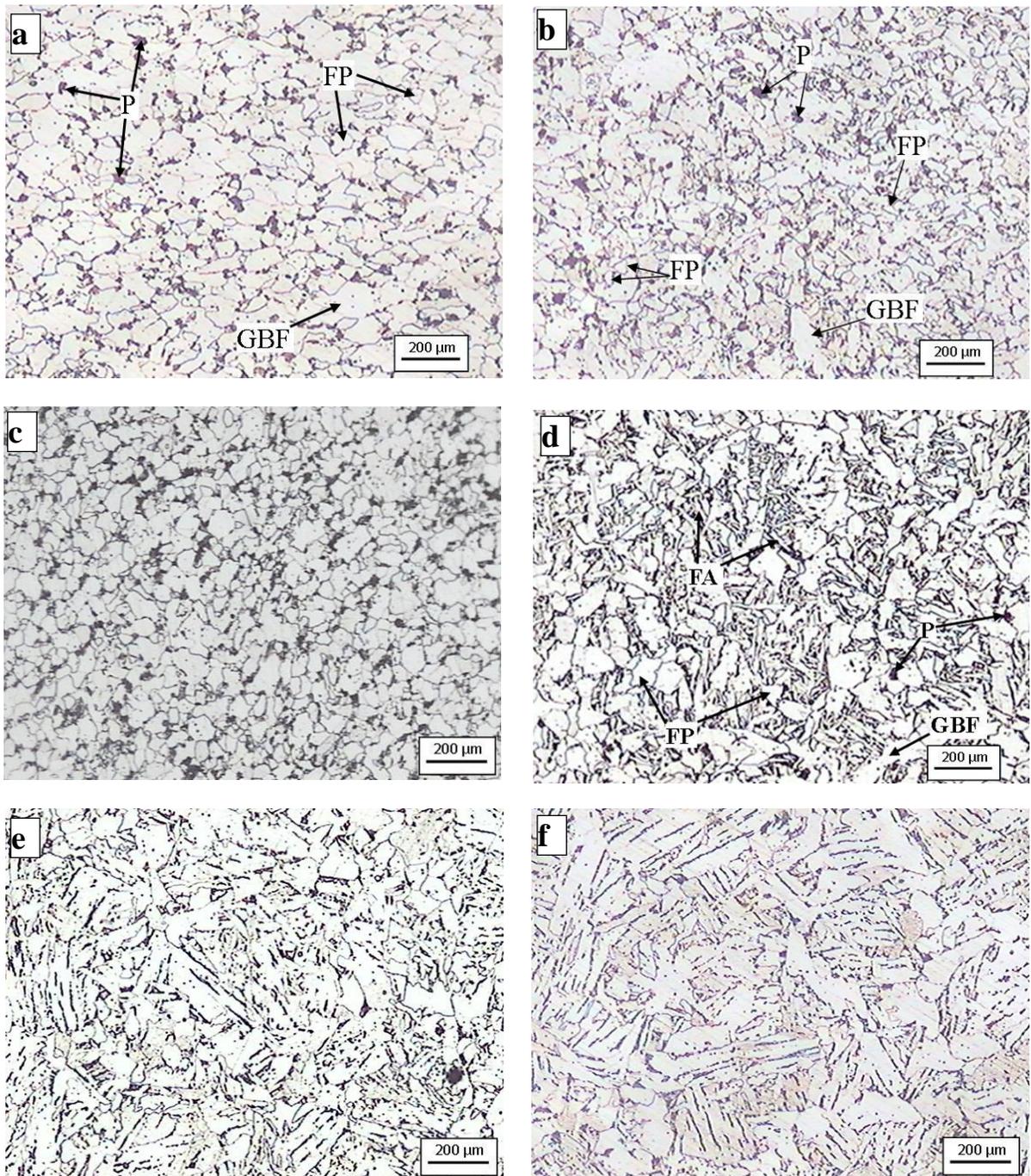


Figure 4.5 : Microstructures des zones recuites dans la zone fondue ; a) 1^{ème} passe, b) 2^{ème} passe, c) 3^{ème} passe, d) 4^{ème} passe, e) 5^{ème} passe, f) 6^{ème} passe

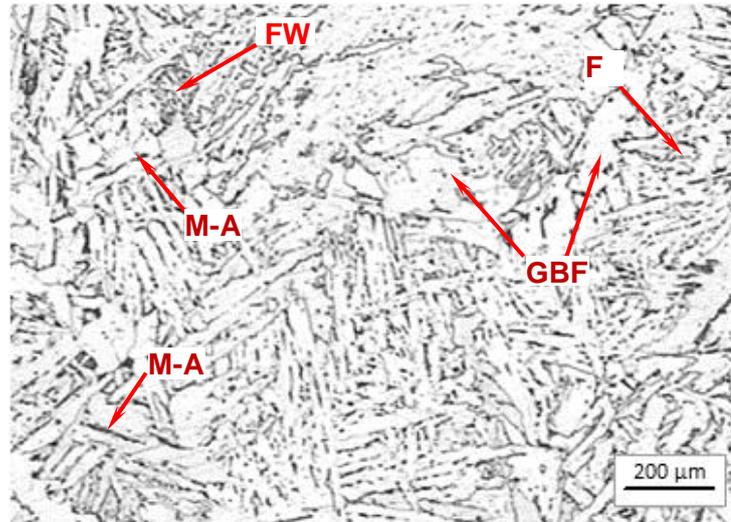


Figure 4.6 : Microstructures de la passe de finition (2% Nital).

La figure 4.7 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 carbonitrides distribués dans cette matrice.

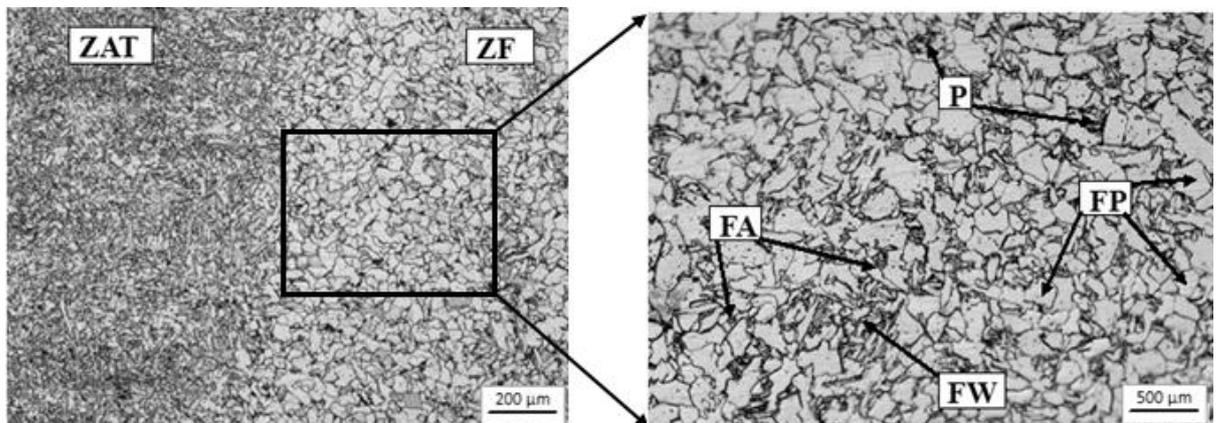


Figure 4.7 : Microstructure du métal fondu proche de la ligne de fusion (2% Nital).

4.3. Microstructure de la zone affectée thermiquement

Sous l'effet des cycles thermiques, la zone affectée thermiquement subit de multiples transformations. Ces transformations sont à l'origine de la formation de sous-zones de structures différentes qui modifient le comportement mécanique du joint soudé. Il est donc important de différencier ces sous-zones. A cet effet, nous utiliserons les abréviations données dans le tableau pour identifier ces sous-zones.

TABLEAU 4.2 : Abréviations des différentes zones existantes dans la ZAT

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

Dans l'ensemble, la ZAT est formée de trois régions différentes (figure 4.8) CGHAZ- FGHAZ et ICHAZ.

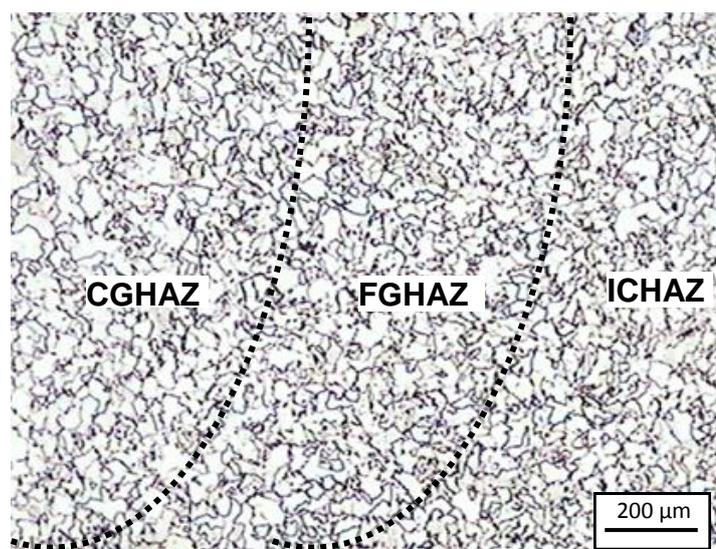


Figure 4.8 : Micrographie des différentes zones de la ZAT.

4.3.1. CGHAZ (Coarse Grain Heat Affected Zone)

Structure à gros grains, caractéristique de la ZAT à proximité de la ligne de fusion où les grains sont relativement plus gros que ceux du MB ; le matériau de base subit un cycle thermique avec des températures au-delà de la température du grossissement du grain d'austénite, dans une plage de température variant entre 1100 à 1500 °C (figure 4.9). Bien que le résultat final de transformation de cette région soit déterminé par de nombreux facteurs, il s'agit généralement d'une structure ferritique. Elle est composée de bainite (B) et de ferrite aciculaire qui se forment entre la température de recristallisation et la température du solidus.

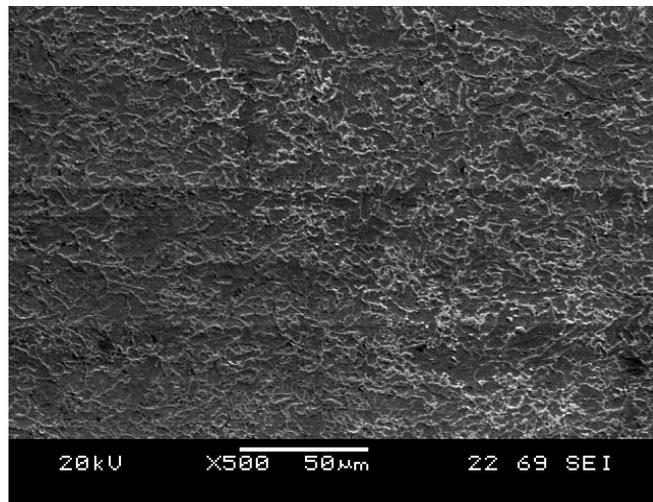


Figure 4.9 : Microstructure CGHAZ proche de la ligne de fusion (2% Nital).

La CGHAZ est considérée comme la région la plus vulnérable et la plus dangereuse de la ZAT, du fait que la fissuration à froid est la plus commune ou la plus fréquente dans cette zone. La fissuration à froid résulte de la fragilisation des structures, telles que les lattes de ferrite de widmanstaitten, de la bainite supérieure, des îlots de micro-constituant martensite-austénite (MA), qui se trouvent dans la paroi supérieure de la ZAT. L'augmentation de la granulométrie de l'austénite améliore efficacement la formation de ces micro-constituants.

La partie supérieure de la CGHAZ est constituée de ferrite polygonale et de micro-constituants fragilisant composés de martensite-austénite (M-A), illustré par les figures 4.10a et 4.10b.

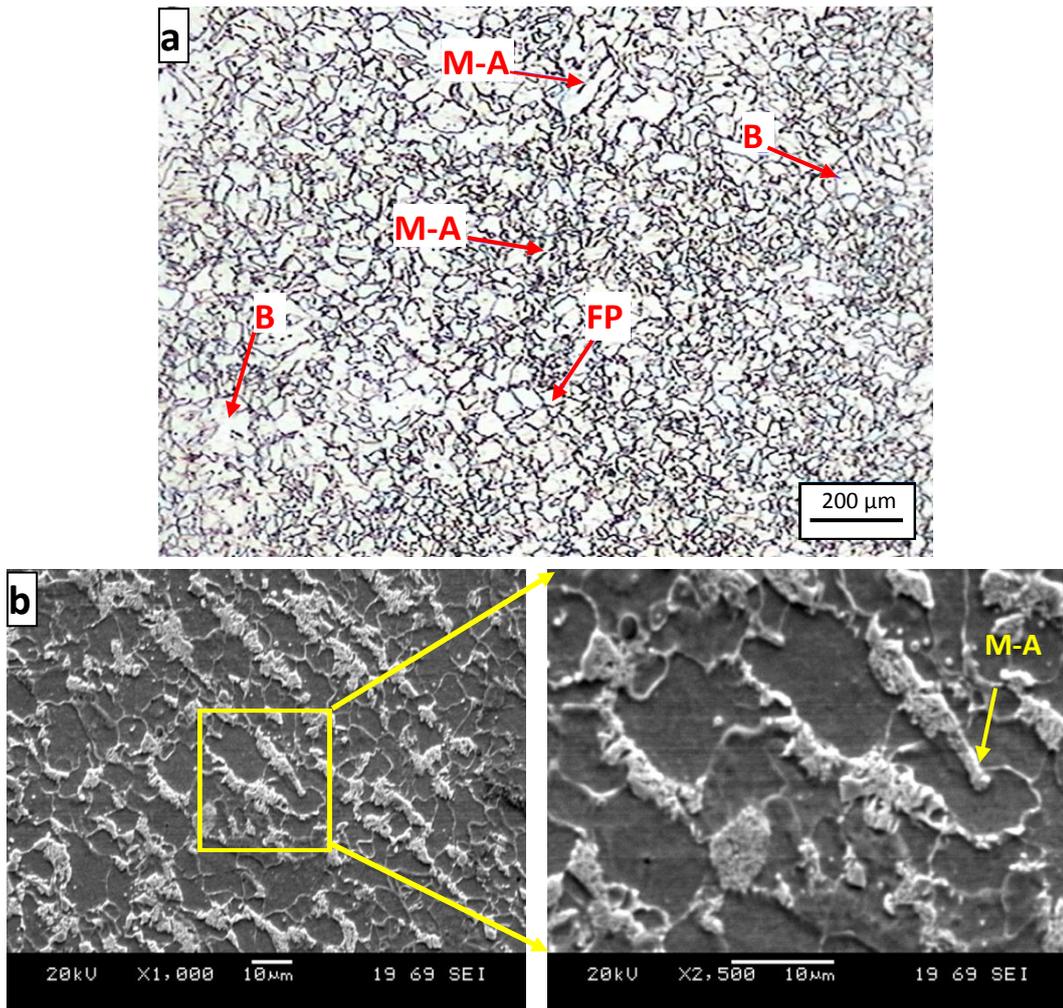


Figure 4.10 : Microstructures de la ZAT illustrant le composé M-A (2% Nital).

La partie inférieure (passe de racine) présente un taux élevé de bainite granulaire (G.B) et de la ferrite polygonale comme le montre la figure 4.11.

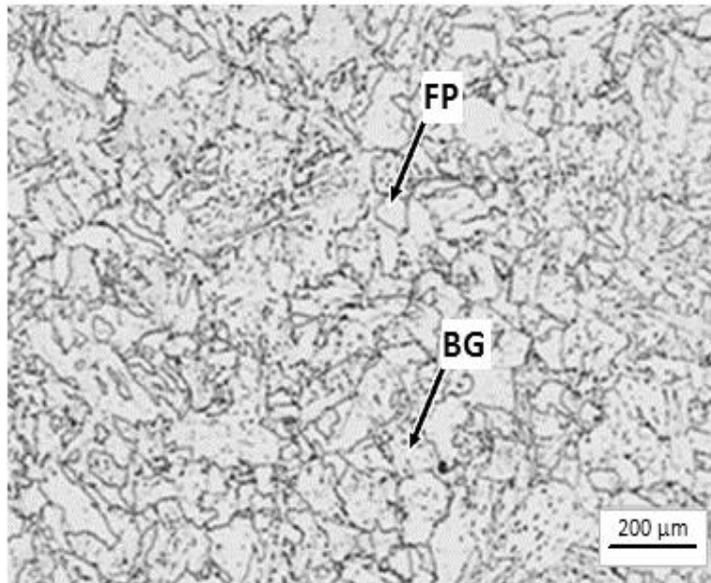


Figure 4.11 : Microstructures de la partie inférieure de la ZAT (2% Nital).

Il est à noter que la zone à gros grains de la ZAT (CGHAZ) est subdivisé on 4 sous zones (Figure 4.12):

- SCGC : La zone à gros grains réchauffée au-dessous A_{c1}
- ICGC : La zone à gros grains réchauffée entre les températures A_{c1} et A_{c3}
- SCGR: La zone à grains fins réchauffée au-dessus A_{c3} et au-dessous d'environ 1200 °C.
- UAGC: La zone à gros grains non altérée. La zone qui est non réchauffée au-dessus de 1200 °C environ.

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 du fait 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 [88].

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 [88]. Cela est 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 Ac_1 (SCGC) ont la même microstructure de bainite granulaire et de ferrite polygonale à gros grains (voir la figure 4.13a 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, carbonitride et faible quantité de martensite et austénite résiduelle (voir la figure 4.13b). 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) [34].

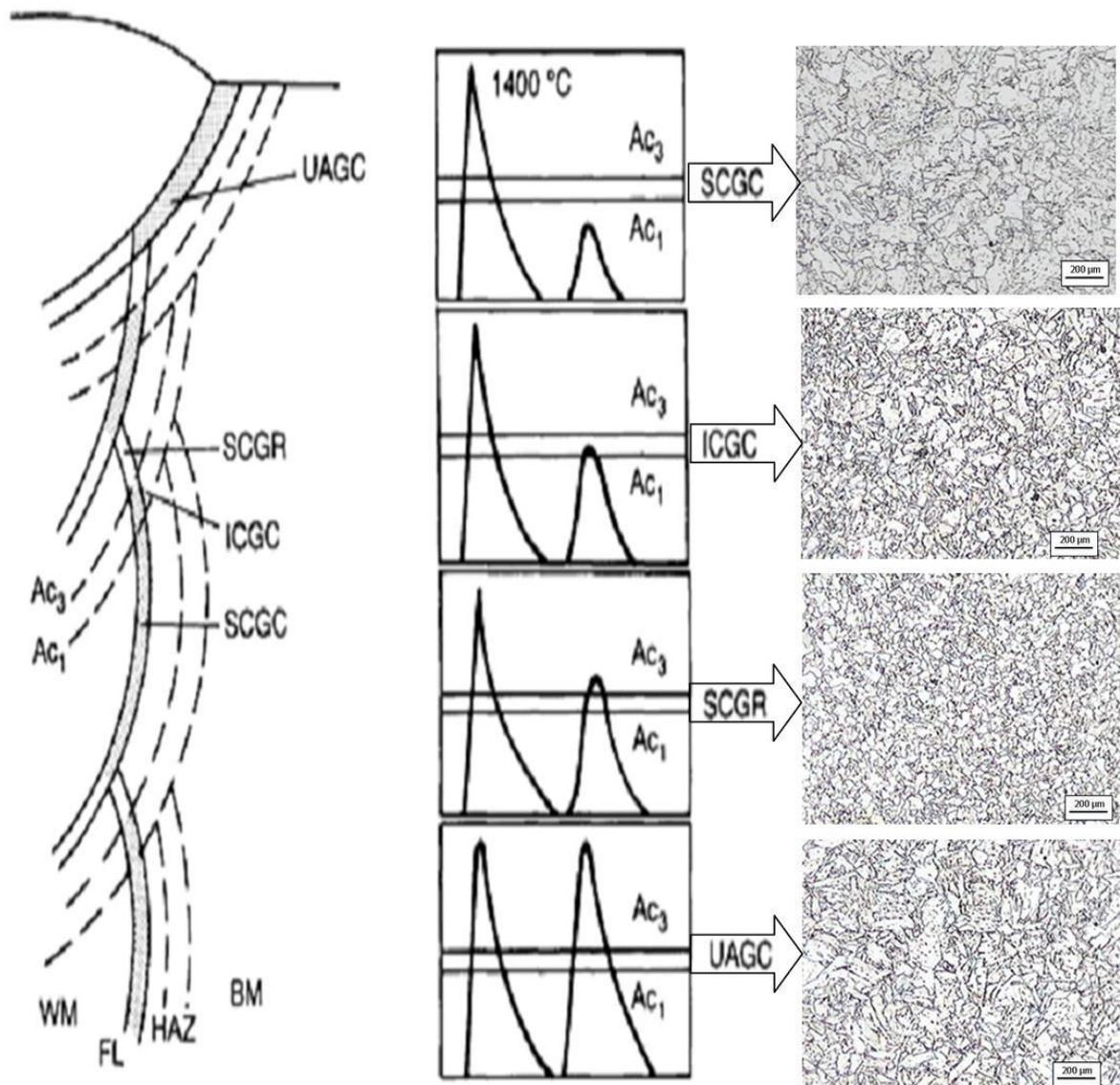


Figure 4.12 : Différentes subzones formées dans la zone à gros grains (2% Nitral).

La microstructure de la zone réchauffée légèrement au-dessus de Ac_3 (SCGR) est constituée de ferrite polygonale dominante, îlots de perlite et précipités fins et gros dispersés dans la matrice (voir la figure 4.13c). 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.

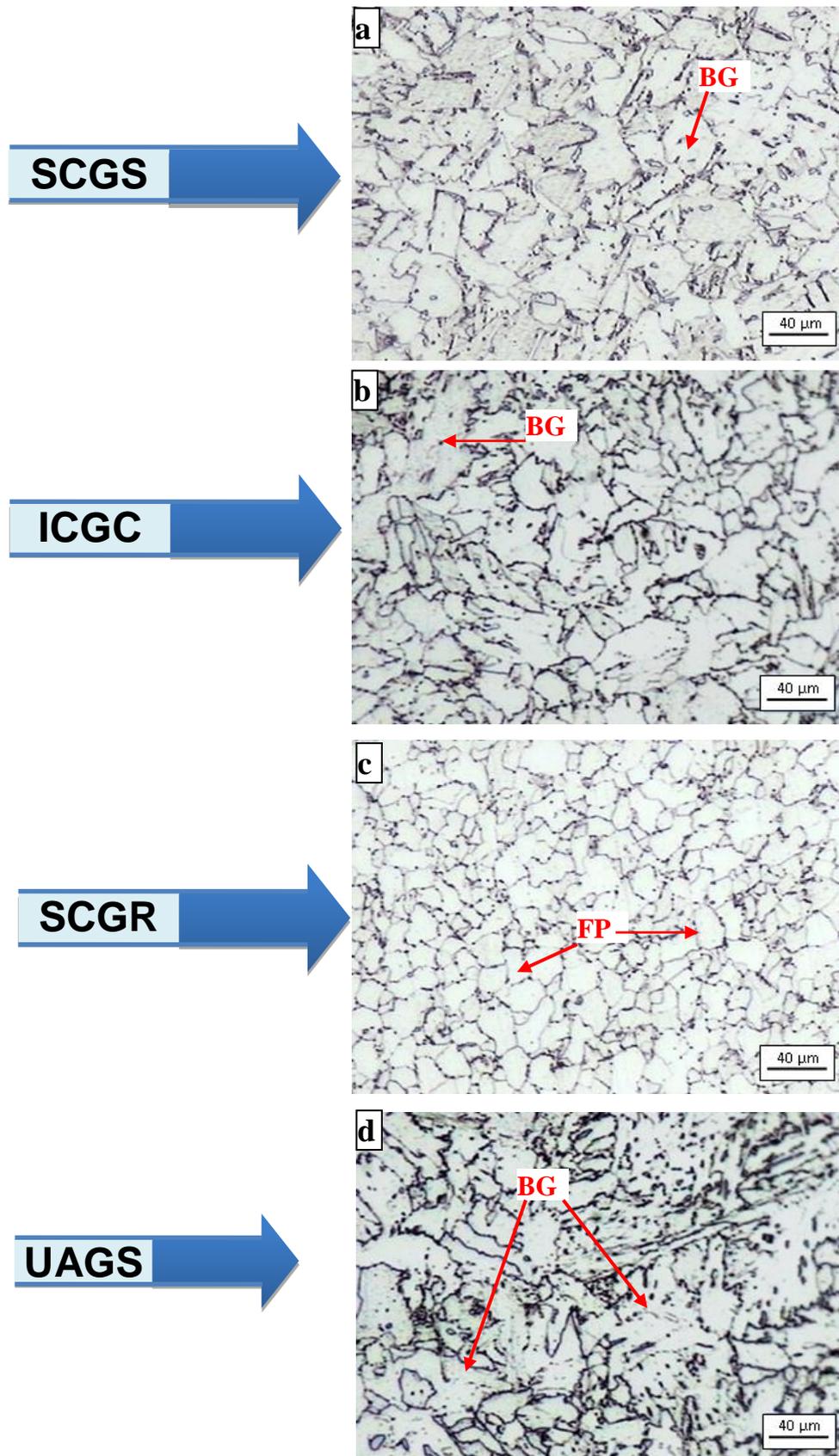


Figure 4.13 : Différentes sous zone de CGHAZ (2% Nital).

Lorsque la température dans la zone à gros grains CGHAZ dépasse les 900°, les précipités du Nb(C, N) qui affinent les grains d'austénite se dissolvent ce qui favorise le grossissement du grain austénitique. Les précipités se dissolvent complètement sous l'effet des cycles thermiques répétitifs et récurant ; qu'à chaque fois qu'en augmente le nombre de réparations on favorise l'homogénéisation de l'austénite.

La microstructure après chaque réparation dans la zone à gros grains (CGHAZ) est constituée d'une ferrite polygonale à grains fins, des îlots de perlite et des précipités dispersés dans toute la matrice (voir figure 4.14). Les contraintes de traction/compression appliquées au joint soudé dû au soudage accélèrent la cinétique de grossissement des précipités durant le processus de refroidissement [34]. Quand la zone CGHAZ est réchauffée à une température entre A_{c1} et A_{c3} , 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.

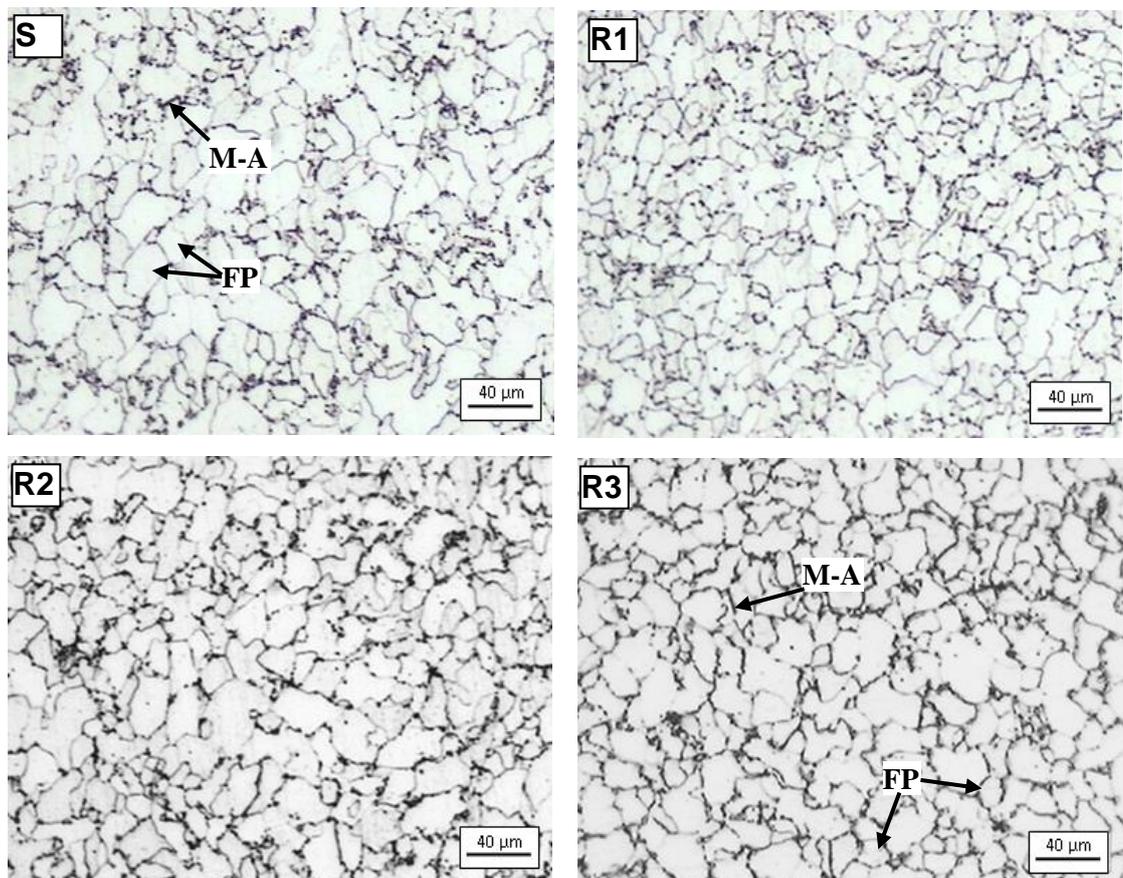


Figure 4.14 : Evolution de la microstructure dans CGHAZ (2% Nital).

4.3.2. FGHAZ (Fine Grain Heat Affected Zone)

C'est la zone à grains fins qui se forment entre la température de recristallisation et A_{c3} (900-1000°C), adjacente à la zone à gros grains ayant une microstructure à ferrite polygonale. Le pic de température le plus petit ne permet pas la croissance du grain de l'austénite, d'où la taille du grain reste petite. (Voir Figure 4.15 et Figure 4.16).

Par- ailleurs, les cycles thermiques dû au soudage ne laissent pas suffisamment de temps pour que les carbures soient complètement dissouts. Durant le processus de refroidissement, les grains d'austenite et les carbures tendent à former de fins grains ferritiques.

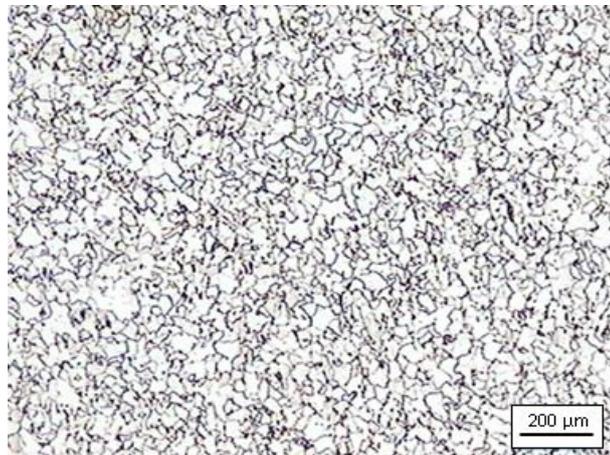


Figure 4.15 : Microstructure de la zone FGHAZ dans la soudure initiale (2% Nital).

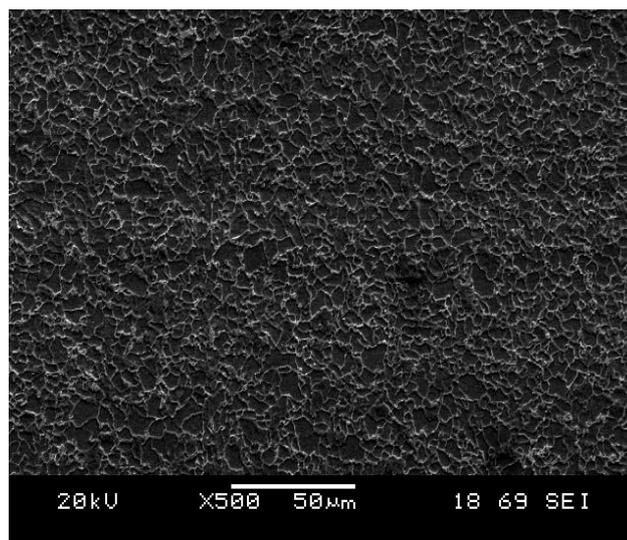


Figure 4.16 : Microstructure de la zone FGHAZ dans la soudure initiale (2% Nital).

Pour la zone à grain fin (FGHAZ) la microstructure après chaque réparation est constituée d'une ferrite polygonale à grains fins, des îlots de perlite et des précipités dispersés dans toute la matrice (voir les figures 4.17).

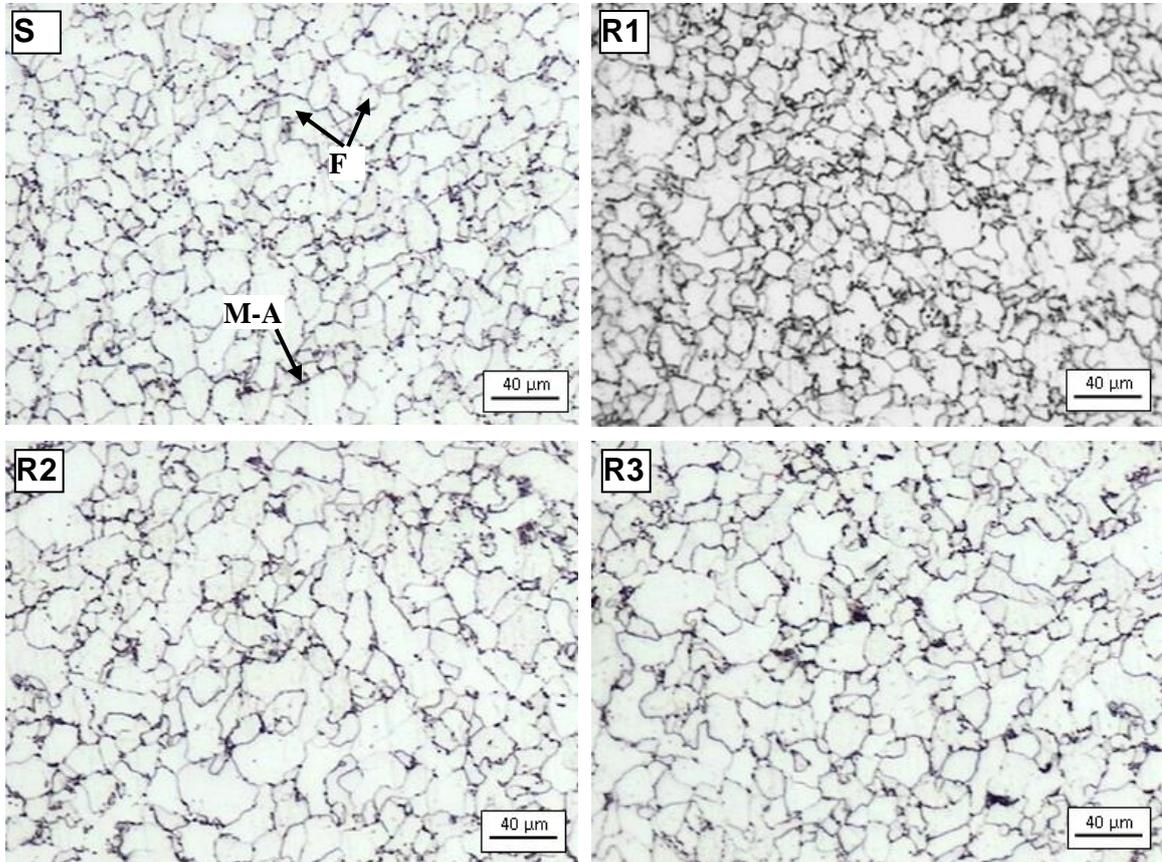


Figure 4.17 : Evolution de la microstructure dans FGHAZ (2% Nital).

4.3.3. ICHAZ (Intercritical Heat Affected Zone)

C'est la zone transformée partiellement dans le domaine intercritique proche du métal de base qui se trouve entre Ac_1 et Ac_3 , c'est la zone la plus proche du métal de base, dont la microstructure est presque similaire à celle du métal de base (voir la figure 4.18).

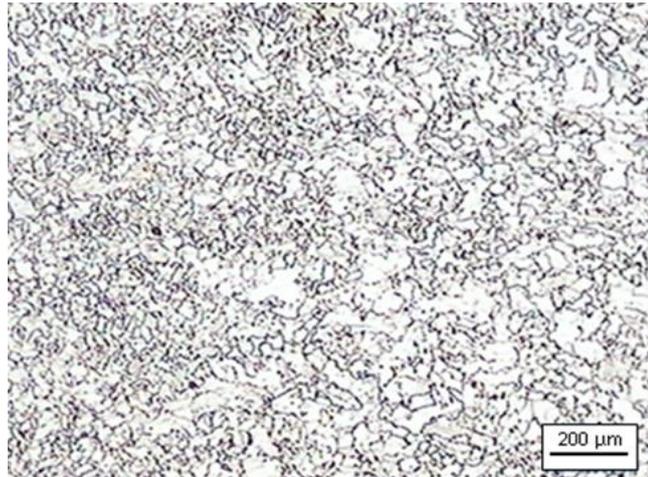


Figure 4.18 : Microstructure de la zone intercritique (IGHAZ) dans la soudure initiale

La zone réchauffée entre A_{c1} et A_{c3} (ICHAZ) après chaque réparation montre la même microstructure mixte consisté d'une ferrite aciculaire, ferrite polygonale à grains fins, petits îlots de perlite, composés M-A et précipités dispersés (voir la figure 4.19).

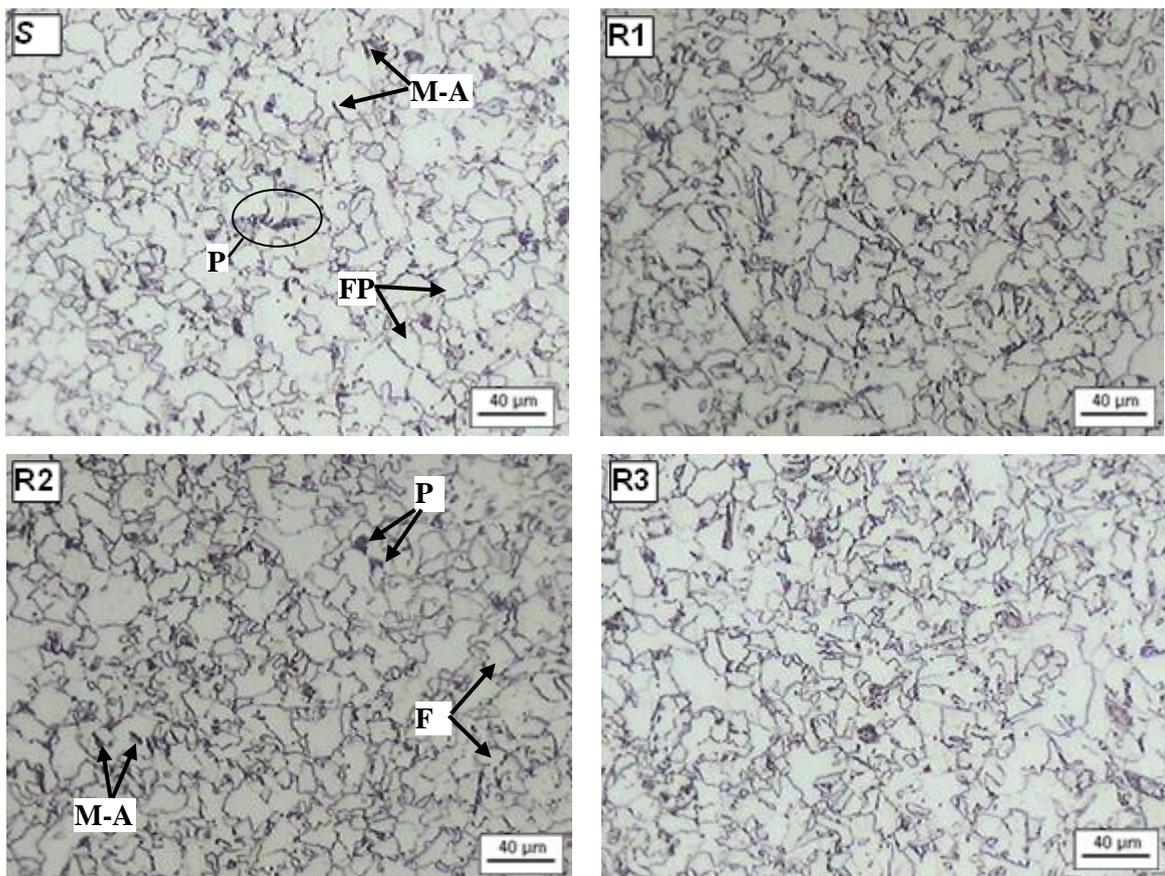


Figure 4.19 : Evolution de la microstructure dans IGHAZ (2% Nital).

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 de la microstructure. Ce qui confère aux précipités la propriété de résistance à la coalescence.

La différence de microstructure dans les différentes régions de la ZAT (sup, milieu, inf.) peut être expliquée par l'influence des cycles thermiques cumulatifs suite aux opérations de réparations par soudage. En fait, durant le soudage multi-passes, la ZAT se trouvant proche de la passe de fond (1^{ère} passe) subit l'effet des cycles thermiques cumulatifs des passes de bourrage et de finition, qui favorise le grossissement des grains dans cette zone. Par ailleurs, la partie supérieure de la ZAT est caractérisées par des grains plus fins, (comparée à celle de la 1^{ère} passe), dû au refroidissement rapide.

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 telle que les inclusions ou les dislocations de fortes densités.

Les zones locales de fragilisations (LBZ : Local Brittle Zones) qui existent dans la zone à gros grains CGHAZ sont sous forme de composé martensite-austénite (M-A) entre Ac_1 et Ac_3 .

4.4. Evolution de la taille des grains dans la ZAT

La figure 4.20 met en évidence la ligne de fusion qui s'épare la zone de fusion et la zone a gros grain communément connue par CGHAZ, c'est une zone très sensible vu que c'est la frontière, lors du soudage, entre l'état solide (métal de base) et la zone liquide (zone fondue). Dont le phénomène de la dilution du bain de fusion joue un rôle très important dans la qualification d'un procédé de soudage et par conséquent la qualification du soudeur exécutant la soudure.

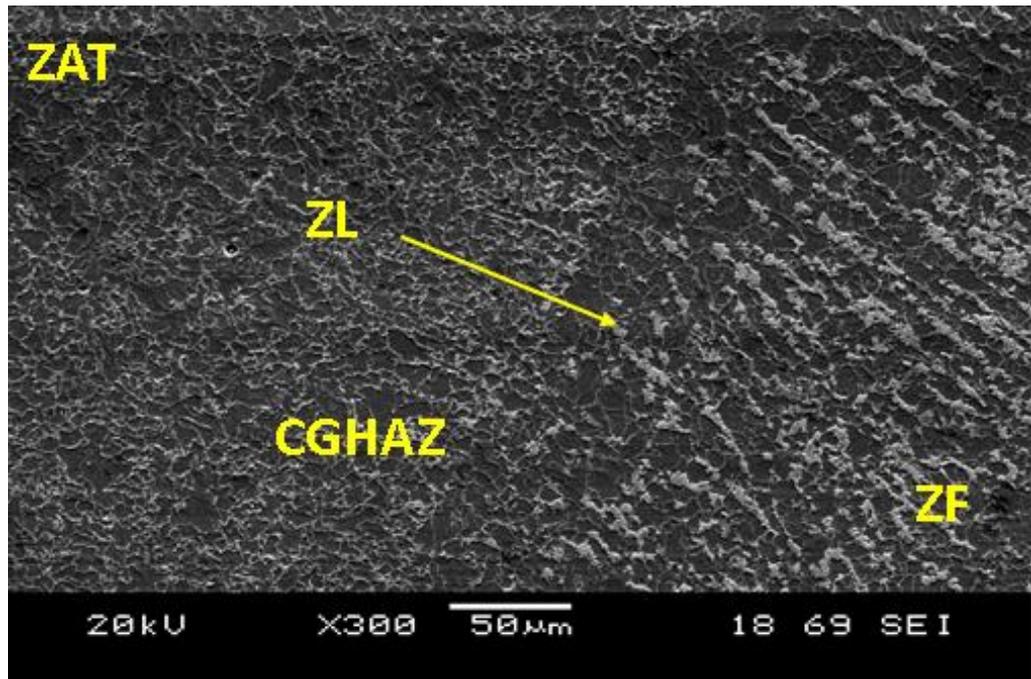


Figure 4.20 : Ligne de fusion entre CGHAZ et ZF (2% Nital).

L'évolution ainsi que la mesure de la taille des grains en fonction du nombre de réparations sont illustrées respectivement dans les figures 4.21 et 4.22. Il est à noter que les mesures sont effectuées dans les trois différentes régions de la zone CGHAZ (haut, milieu et bas) à 200-300 μm de la Ligne de fusion.

Il est clair qu'à chaque fois qu'on augmente le nombre de réparations, on enregistre un grossissement de la taille des grains dans CGHAZ. Ce phénomène est engendré par les cycles thermiques générés par la succession des réparations. Il est à retenir, qu'après la première réparation, les grains sont plus fins que ceux enregistrés dans la soudure initiale (S) (Figure 4.21R1). Ils rétrécissent de 12 à 10 μm dans la région centrale. Cet affinement des grains peut être attribué à la recristallisation primaire et à la présence de micro-précipités qui stoppent le grossissement des grains [89].

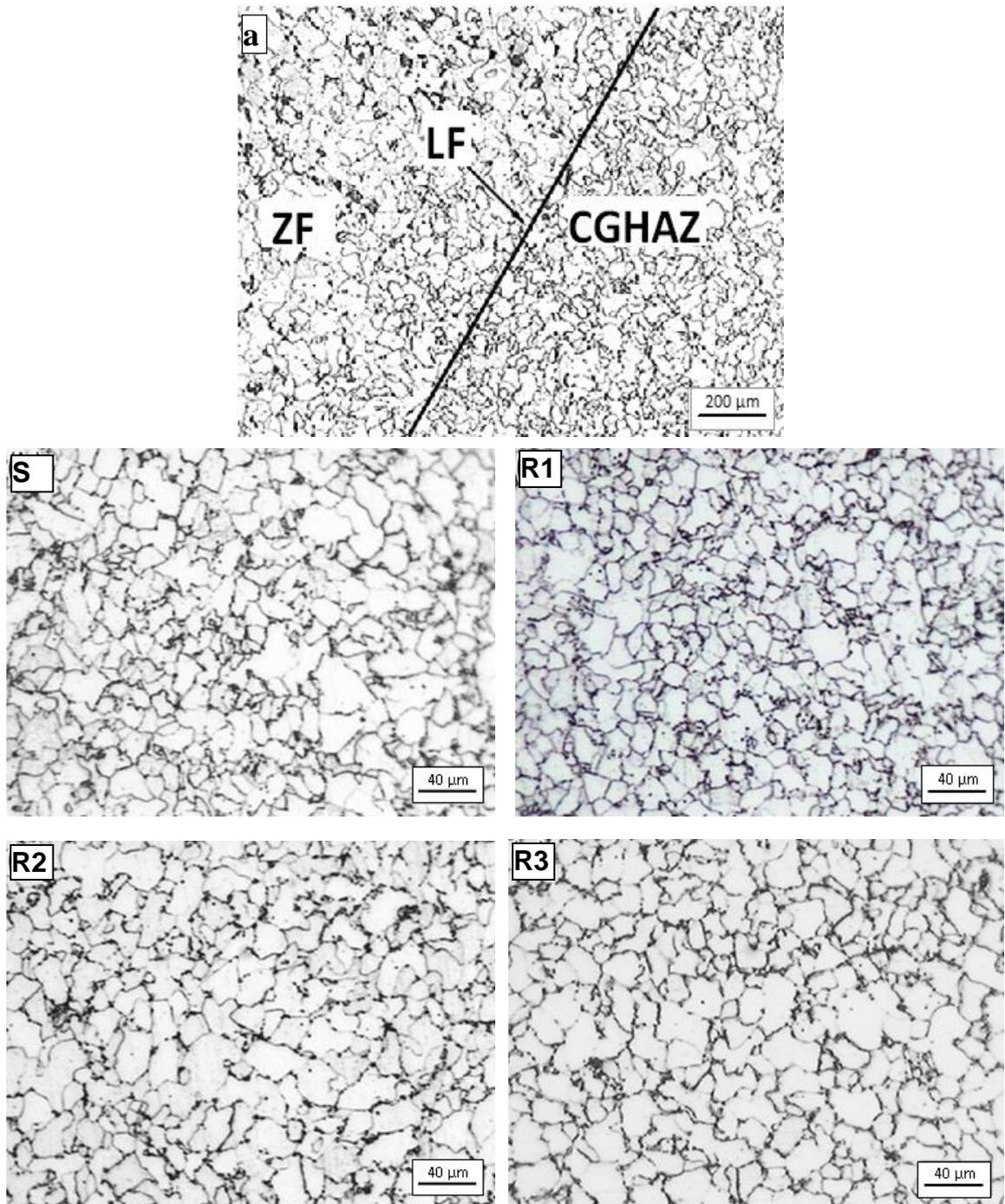


Figure 4.21 : Evolution de la microstructure au milieu de la ZAT à 300 μm de la Ligne de Fusion des différentes réparations (2% Nital).

Le nombre des réparations effectuées sur un joint soudé influence sur la morphologie de la microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT), et par conséquent sur les caractéristiques et le comportement mécanique de notre assemblage soudé.

Le changement constaté dans le comportement de la microstructure après la première réparation dans les zones CGHAZ, et FGHAZ, est celui du grossissement des grains, c'est peut-être dû à l'immigration des éléments microalliés vers les zones les plus stables adjacentes au métal de base, cela est dû principalement au phénomène cumulatif des cycles thermiques après chaque réparation.

La succession des cycles thermiques répétitifs appliqués au joint soudé ont un effet direct sur le grossissement des grains dans les différentes zones de la ZAT. Tandis que la structure de la zone fondue reste inchangée pour toutes les réparations du fait que, le bain de fusion est identique à celui de la soudure initiale.

On remarque que la taille des grains varie modérément dans les trois niveaux de CGHAZ (haut, milieu, bas) figure 4.22. Les fines précipitations des éléments de microalliage empêchent le grossissement des grains austénitiques jusqu'à la dissolution complète, et 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.

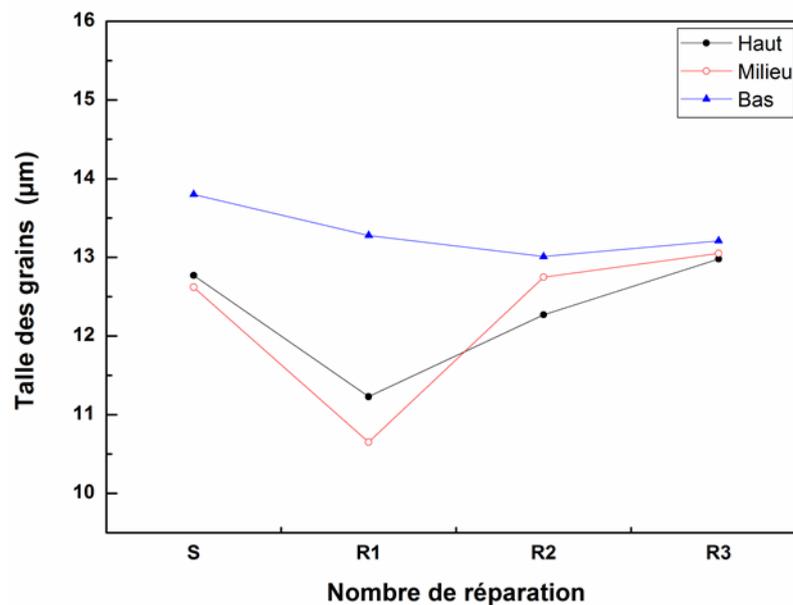


Figure 4.22 : Variation de la taille de grain dans la zone (CGHAZ) en fonction du nombre des réparations.

4.5. Analyse des cycles thermiques

Le prélèvement des températures pendant l'opération de soudage, est effectué grâce à des thermocouples de type K (Chromel-Alumel), placés à l'intérieur et à l'extérieur du tube à des distances respectives de 3mm et de 5mm du bord du joint. L'enregistrement des températures effectué à des intervalles de 30s a permis de déduire les cycles thermiques subits par le cordon de soudure (Figure 4.23). Les cycles de chauffage refroidissement obtenus sont groupés dans la figure 4.24.

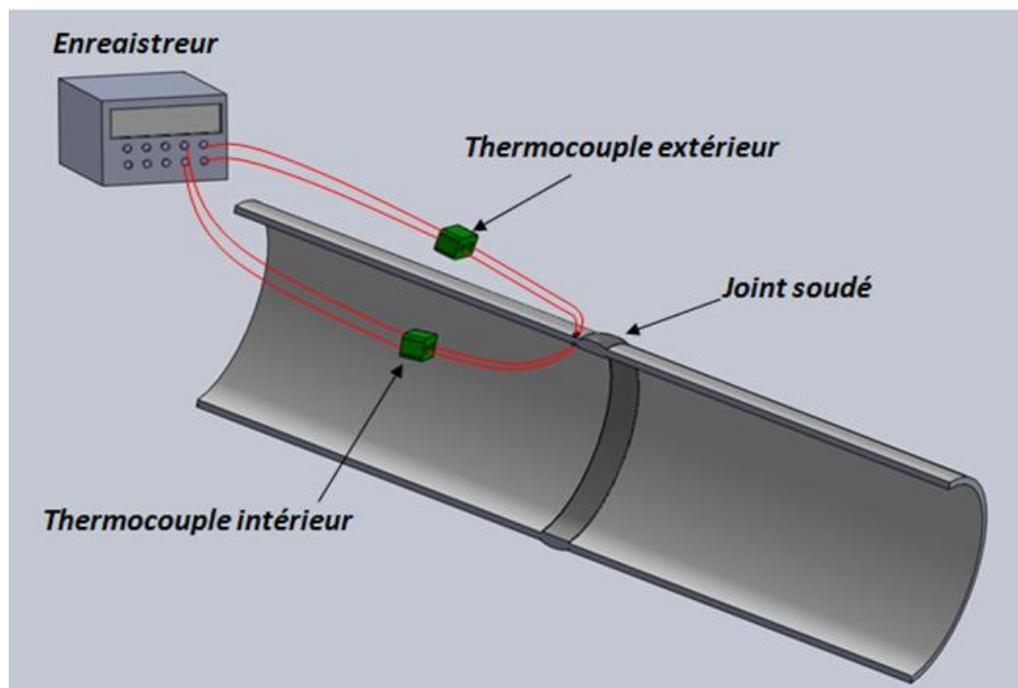


Figure 4.23 : Schéma de prélèvement des cycles thermiques.

Les cycles thermiques enregistrés durant l'opération initiale de soudage ainsi que ceux des différentes réparations successives ne peuvent faire l'objet que d'une exploitation qualitative ; ceci est dû aux positions d'implantation des thermocouples d'une part et d'une autre part, les durées relativement longues des opérations de soudage et de réparation. Ce qui est certain c'est que les régions devant être explorées atteignent des températures supérieures au maximum de température enregistré par la station d'acquisition (900°C), suffisant pour obtenir des transformations microstructurales.

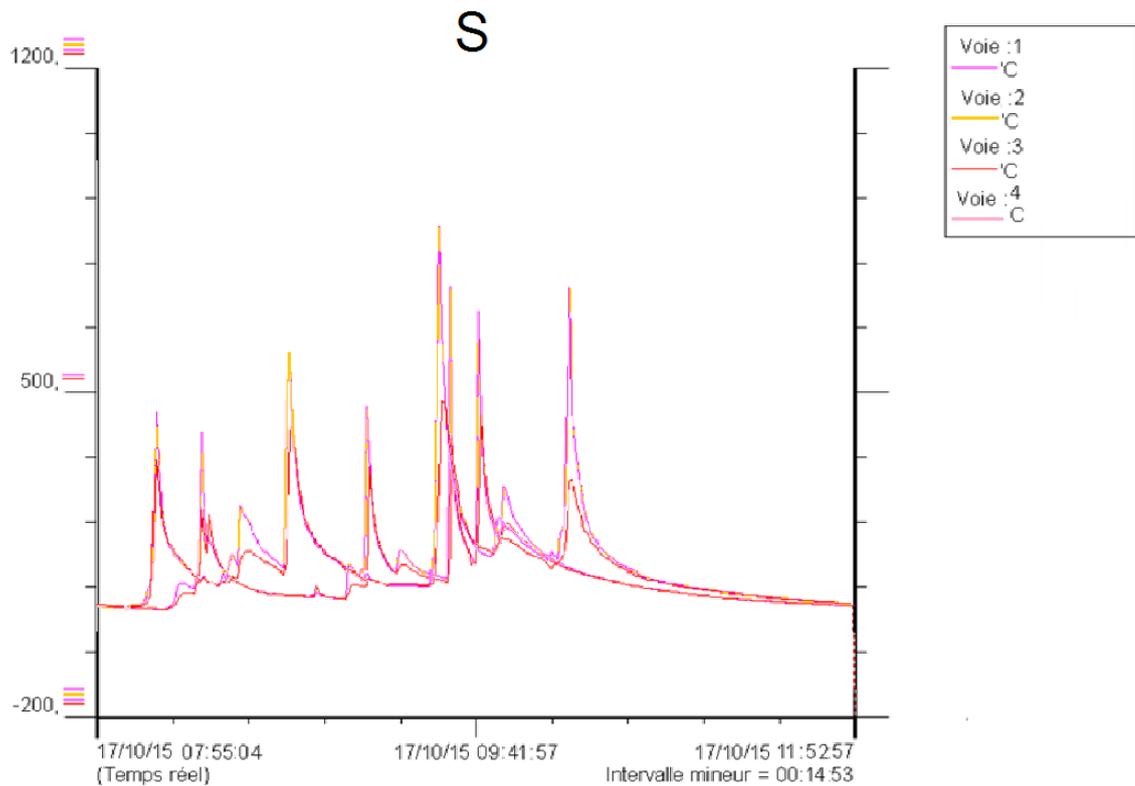


Figure 4.24 : Diagramme des cycles thermique de la soudure initiale.

Le nombre de pics de température correspond au nombre de passes exécutées. On observe un dédoublement des pics de température dû à une reprise de remplissage final de la soudure. Un comportement prévisible croissant des cycles est à noter pour le thermocouple extérieur, ceci s'explique par le rapprochement progressif de la source d'énergie (l'arc électrique) du thermocouple au fur et à mesure des passes.

Les cycles thermiques relevés par le thermocouple interne ne sont pas aussi remarquables que ceux du thermocouple externe, à cause de la première passe (existant pour toutes les réparations effectuées) qui constitue un obstacle empêchant un rapprochement important de la source d'énergie du thermocouple. L'effet du préchauffage des passes successives de réparation évite une évolution monotone des pics de température enregistrés pour ce même thermocouple.

4.6. Analyse des profils des raies de diffraction des rayons X en utilisant MAUD

Les diffractogrammes du métal de base et de la ZAT de chaque réparation (S, R1, R2, R3) sont illustrés dans la figure 4.25. Les trois pics représentant les plans de diffraction

sont (110), (200) et (211), sont caractéristiques du $Fe\alpha$. Le pic du plan (110) correspondant à la première réparation enregistre l'intensité la plus élevée. Tandis que le pic du plan (200) est caractérisé par une intensité plus faible comparé aux autres plans pour tous les échantillons. Cette orientation pourrait être attribuée à la texture cristallographique résultante de l'histoire thermo-mécanique du MB. Ce qu'il faut retenir est que la ZAT conserve la même microtexture (orientation des grains) que celle du MB, du fait que l'intensité du pic (110) ne change pas après les opérations de réparations par soudage.

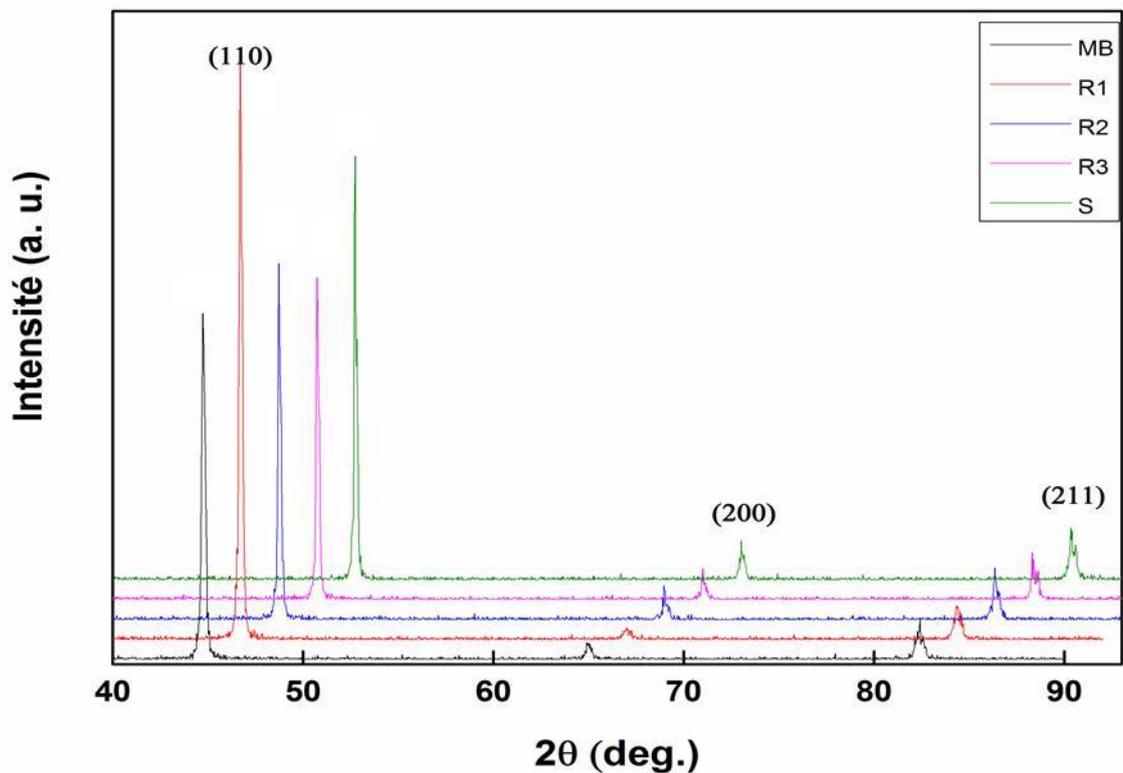


Figure 4.25 : Diffractogramme du métal de base et de la ZAT des différentes éprouvettes.

L'analyse des profils des raies de diffraction par la méthode d'affinement de Rietveld (X-ray Diffraction Line Profil Analysis XRDLPA), permet d'obtenir des informations détaillées sur l'évolution des paramètres microstructuraux tel que les tailles des domaines cohérents à la diffraction (taille des cristallites), les microdéformations et les densités de dislocations. Dans notre étude, une analyse globale de la microstructure est effectuée grâce à cette méthode implémentée dans le logiciel MAUD [90].

Le tableau 4.3 regroupe les résultats (paramètres microstructuraux) obtenus par l'analyse XRD/LPA, on remarque que le matériau est soumis à une faible déformation locale après le processus de soudage, ce qui conduit à une valeur minimale des microdéformations [(r.m.s)] et une valeur importante de la taille des cristallites.

TABLEAU 4.3: Paramètres microstructuraux après le raffinement de Rietveld du MB et de la ZAT pour chaque réparation.

	MB	S	R1	R2	R3
a (Å)	2,862	2,864	2,868	2,867	2,869
D (Å)	1154,089	3864,485	2058,045	3215,580	3325,952
r.m.s	$7,955\ 9\ 10^{-4}$	$4,647\ 9\ 10^{-4}$	$5,143\ 9\ 10^{-4}$	$6,127\ 9\ 10^{-4}$	$4,550\ 9\ 10^{-4}$
$\rho(m^{-2})$	$2,638\ 9\ 10^{10}$	$0,460\ 9\ 10^{10}$	$0,955\ 9\ 10^{10}$	$0,728\ 9\ 10^{10}$	$0,570\ 9\ 10^{10}$

La figure 4.26 montre, qu'après la première réparation, la déformation est tellement importante qu'elle provoque à la fois une diminution de la taille des cristallites, une augmentation de la densité de dislocations et des microdéformations. Après la deuxième réparation (R2), on constate une augmentation de la taille des cristallites qui est accompagnée d'une diminution des microdéformations et de la densité de dislocation dans la ZAT. Ceci peut être expliqué par la diminution des déformations locales, par conséquent, une relaxation partielle des contraintes résiduelles. Le procédé de soudage est considéré comme un traitement thermique local intense. Il peut générer des gradients de températures élevés, entraînant ainsi une déformation plastique non uniforme. Par conséquent, des défauts à l'échelle cristallin d'origine thermique et des contraintes locales (traction/compression) peuvent être la cause de l'augmentation de la densité de dislocation lors du refroidissement. Les microdéformations et la densité de dislocation sont étroitement liées à la déformation en raison des tensions internes induites par les cycles thermiques de soudage, ce qui pourrait expliquer l'augmentation de ces paramètres microstructuraux après la première réparation. Après la deuxième réparation, on enregistre une augmentation de la taille des cristallites avec une diminution de la densité de dislocation. Ceci est probablement lié à une recristallisation produite dans la ZAT.

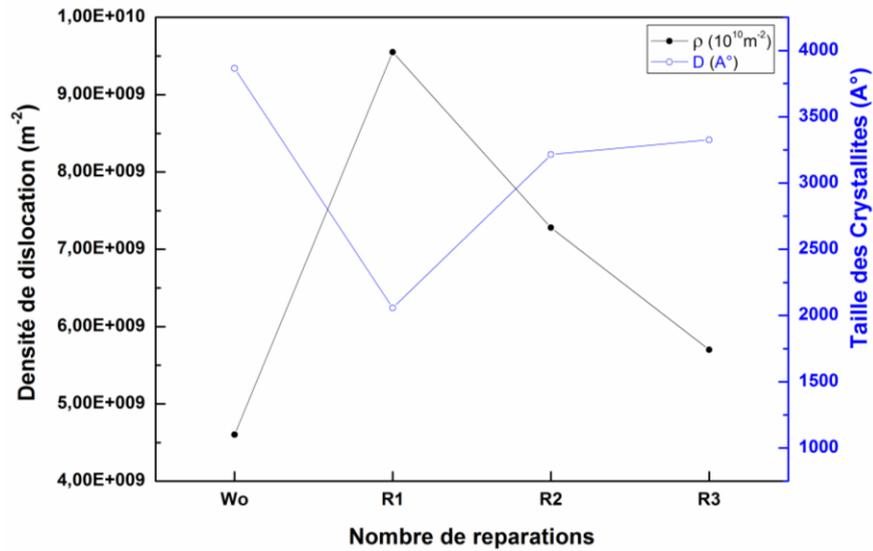


Figure 4.26 : Variation de la taille des cristallites et de la densité de dislocations en fonction des réparations.

4.7. Caractérisation mécanique des soudures réparées

4.7.1. Résultats des essais de traction

La méthode de prélèvement des échantillons pour les essais mécaniques est définie par différentes normes et spécifications. Dans notre cas, nous avons pris en compte les recommandations de la spécification API 1104 (voir figure 4.27).

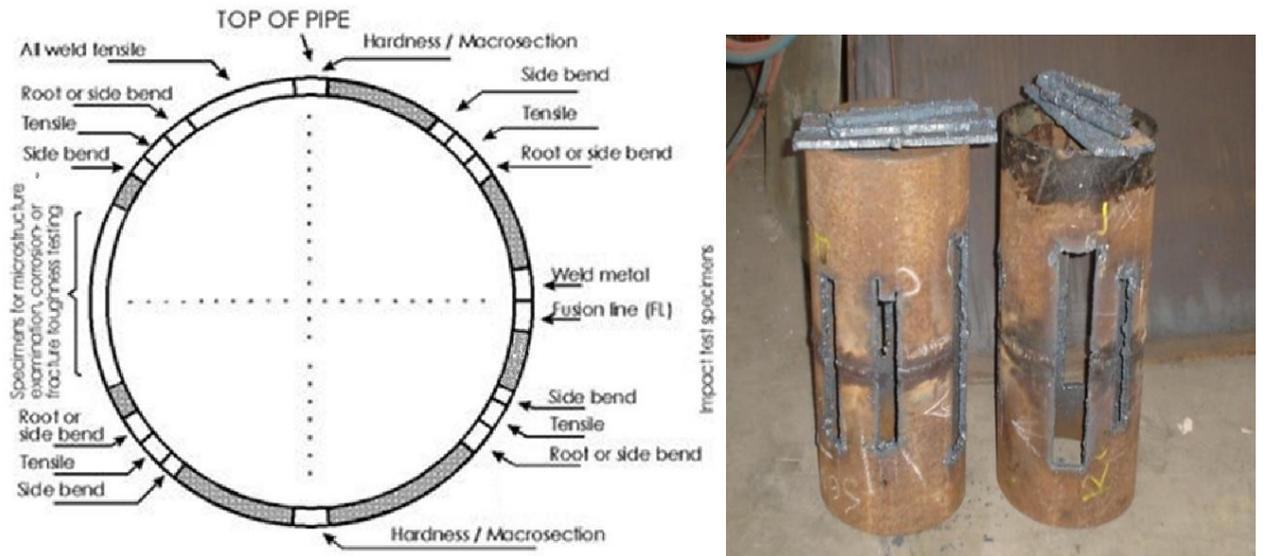


Figure 4.27 : Méthode de prélèvement des éprouvettes [2].

Une fois le prélèvement effectué, les éprouvettes sont découpées à la scie mécanique et subissent une opération d'usinage à froid pour les amener aux côtes indiquées par la spécification API1104 (figure 4.28 et figure 4.29).

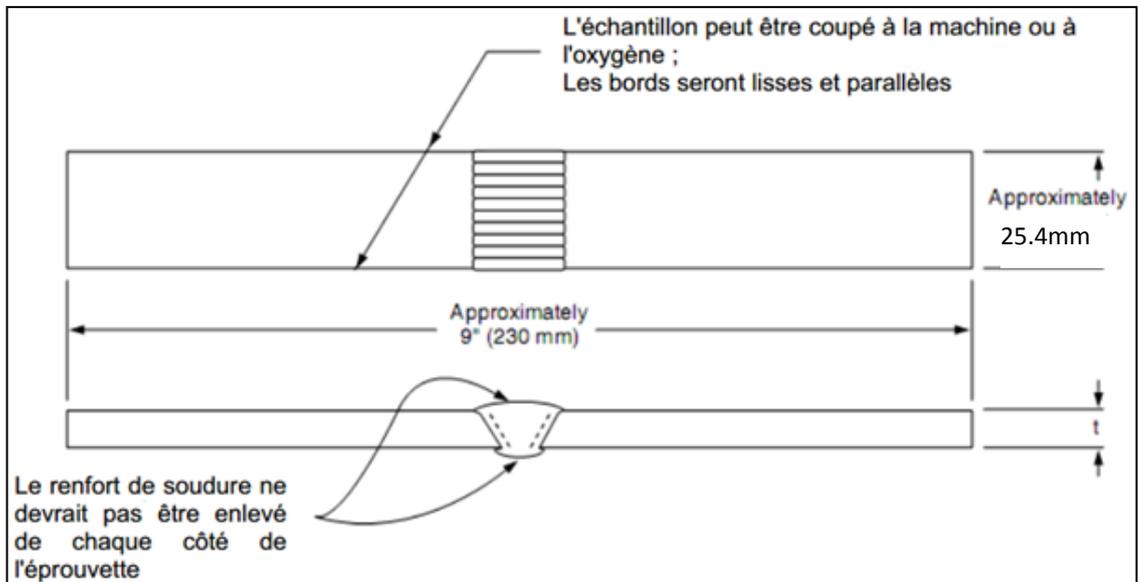


Figure 4.28 : Dimension d'une éprouvette de traction.

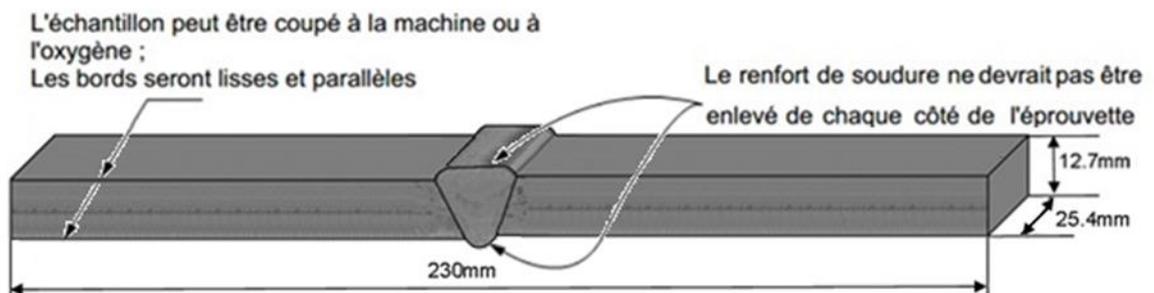


Figure 4.29 : Forme d'éprouvette selon la norme API 1104.

La figure 4.30 montre les différentes éprouvettes de traction après usinage des éprouvettes de la soudure initiale S et des tubes réparés R1, R2 et R3.

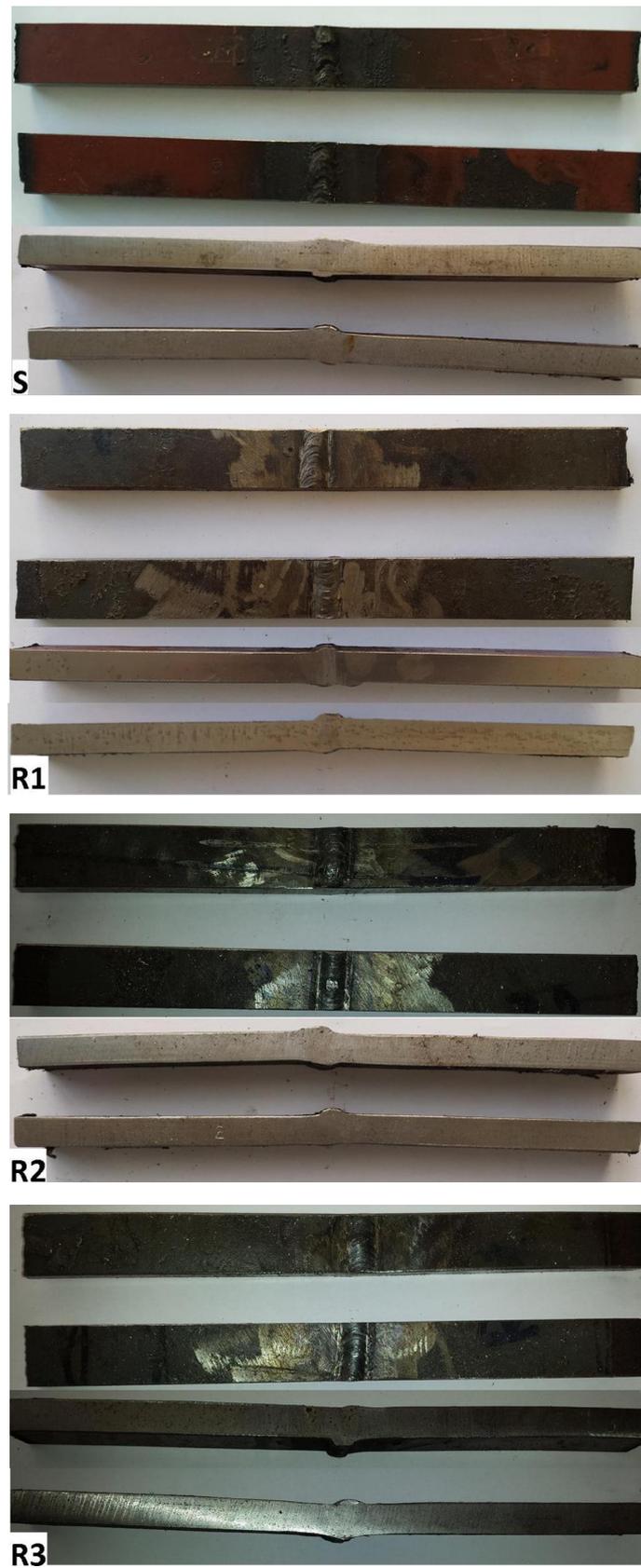


Figure 4.30 : Epruvettes de traction : de la soudure initiale S ; la première réparation R1 ; deuxième réparation R2 ; et troisième réparation R3.

La figure 4.31 et le tableau 4.4 illustrent les valeurs correspondant à la limite d'élasticité (R_e) et la résistance à la traction (R_m) de la Soudure initiale et des éprouvettes réparées par soudage. On peut voir que R_e diminue avec l'augmentation du nombre de réparations. Les éprouvettes de la soudure initiale et de la première réparation répondent aux exigences de la norme API 1104 ; la rupture a eu lieu dans le métal de base (Figure 4.32). Pour la réparation R2, bien que la rupture ait eu lieu dans la ZAT, la valeur de R_e obtenue pour cette réparation satisfait les exigences de la norme. Cette rupture peut être attribuée au grossissement des grains dans cette zone. Cependant, la réparation R3 présente à la fois une faible R_e et la plus faible ténacité. Par conséquent, cette soudure ne répond pas aux exigences de la norme API. Donc, il est recommandé de ne pas procéder à plus de deux réparations dans la même région.

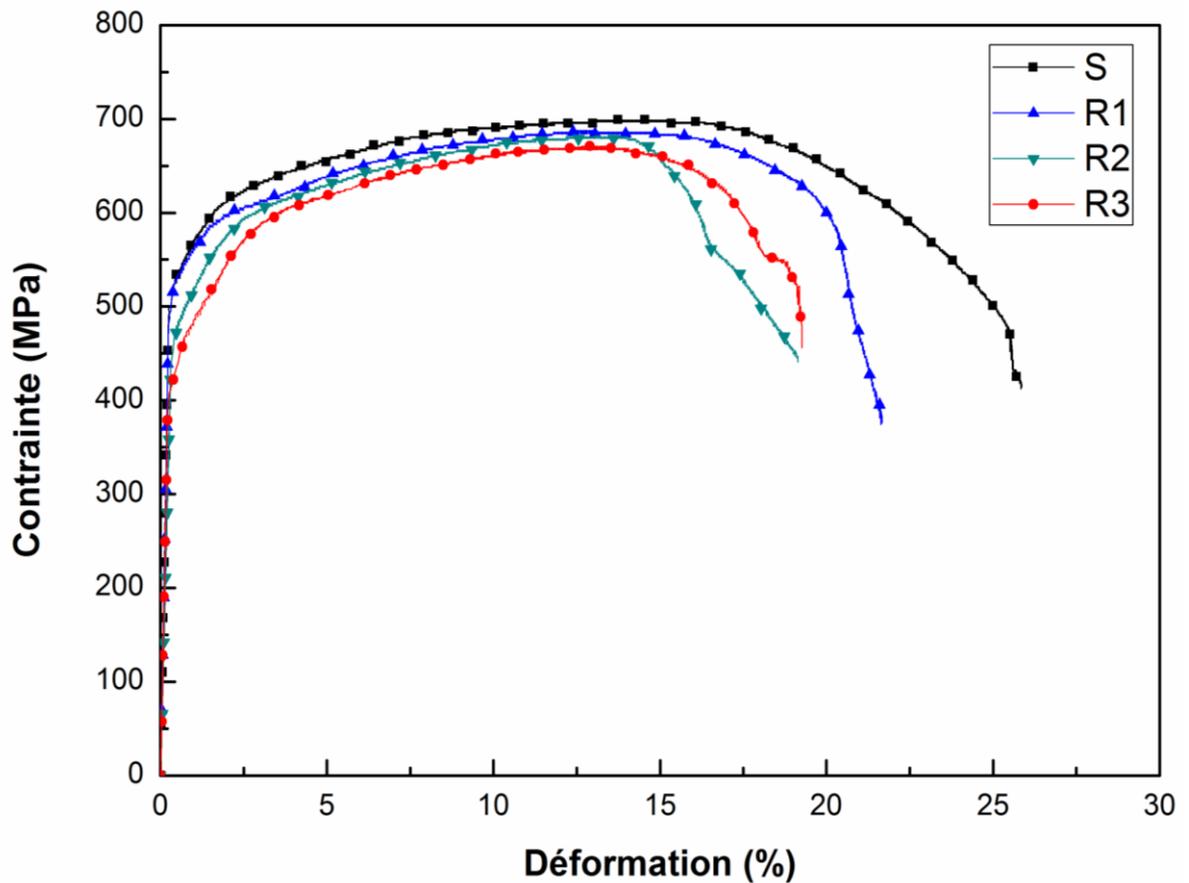


Figure 4.31 : Courbes de traction pour les différentes éprouvettes

TABLEAU 4.4 : Résultats des essais de traction

	Limite Elastique Re (MPa)	Résistance à la Rupture Rm (MPa)	Déformation (%)	Zone de Rupture
S	515	694	22,81	Métal de Base
R1	513	681	18,25	Métal de Base
R2	485	660	15,25	Z.A.T
R3	436	668	14,48	Z.A.T

Les valeurs élevées de Re et Rm de la soudure initiale, ainsi que de la première réparation (R1) sont dues à l'existence d'éléments d'additions qui empêchent le grossissement des grains austénitiques à travers la formation de barrières au niveau des joints de grains, se comportant comme des précipités fins. Cependant, la diminution de Re enregistrée dans la 3^{ème} réparation causée par la croissance excessive des grains a un effet néfaste sur la qualité des assemblages soudés. Ces résultats sont corroborés par ceux publiés par Aghaali et al. [62].

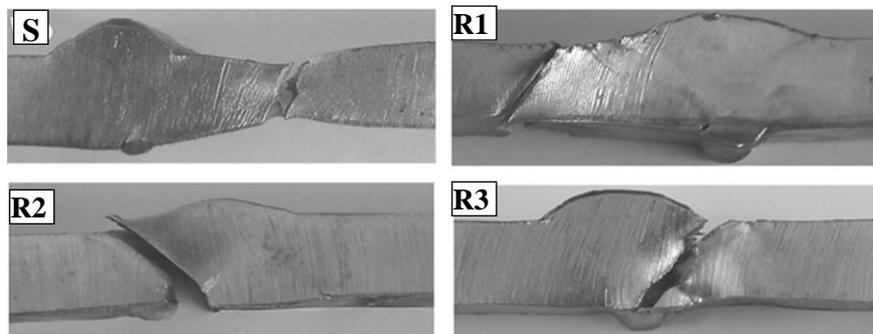


Figure 4.32 : Zone de rupture des éprouvettes de traction.

4.7.2. Résultats des tests de Pliage

Pour les résultats des essais de pliage, nous avons constaté que le pliage endroit et envers des éprouvettes de la soudure initiale S et celui de la première réparation R1 sont concluants, les éprouvettes ne présentent aucune rupture des deux côtés du cordon de soudure comme le montre la figure 4.33.

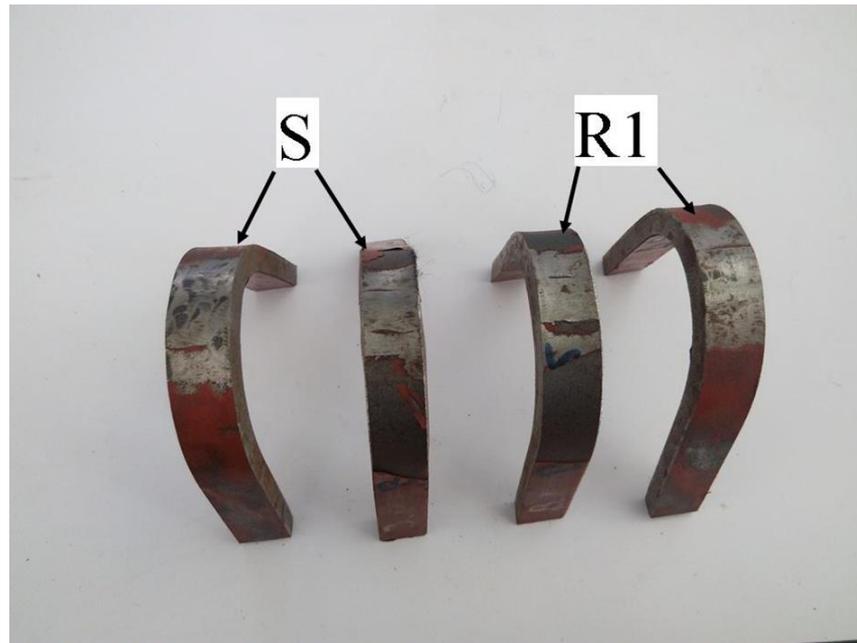


Figure 4.33 : Epreuves de pliage pour la soudure initiale S et R1.

Tandis que l'examen des épreuves de la deuxième et la troisième réparation après l'essai de pliage, présente une rupture au niveau du cordon de soudure (figure 4.34). L'essai n'est pas concluant pour ces deux dernières, donc le rejet de la soudure par les normes en vigueur est inévitable.

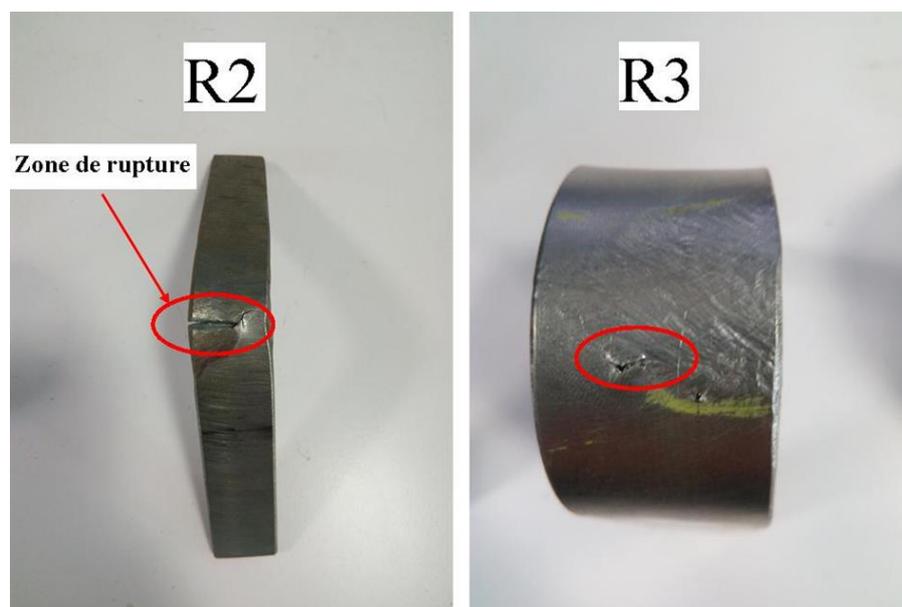


Figure 4.34 : Epreuves de pliage pour les réparations R2 et R3.

4.7.3. Résultats des essais de microdureté

La figure 4.35 montre la variation de la microdureté Vickers mesurée à travers le métal de base, la ZAT et la zone fondue sur trois niveaux en haut de la coupe transversale du cordon de soudure, au milieu et en bas (la passe de racine ou encore la passe de pénétration), pour tous les échantillons soudés et réparés.

Les courbes montrant l'évolution de la microdureté le long des différents joints soudés présentent une allure similaire (Figure 4.35). En outre, une augmentation de la valeur de la dureté a été enregistrée à partir du MB [(202 ± 2) HV0.3] jusqu'à la ligne de fusion, puis une légère baisse de la dureté a été enregistrée dans la zone fondue jusqu'à une valeur proche de (227 ± 3) HV0.3, pour les différents profils. La dureté élevée de la ZAT peut être attribuée à la formation de la ferrite aciculaire et de la bainite ferrite (BF). Par ailleurs, en raison de la présence de FW et GBF dans la partie supérieure de la zone fondue (passe de finition), les valeurs de la dureté sont plus élevées dans cette région, comparées à celles enregistrées dans la partie inférieure (passe de fond) qui est composée d'une microstructure FP.

L'affinement des grains et l'augmentation de la densité de dislocations enregistrés dans la ZAT de la 1ère réparation augmente la dureté. Cependant, le grossissement des grains enregistré dans la 2ème et la 3ème réparation, dû aux cycles thermiques répétitifs du soudage, provoque une diminution de la dureté dans la ZAT [23].

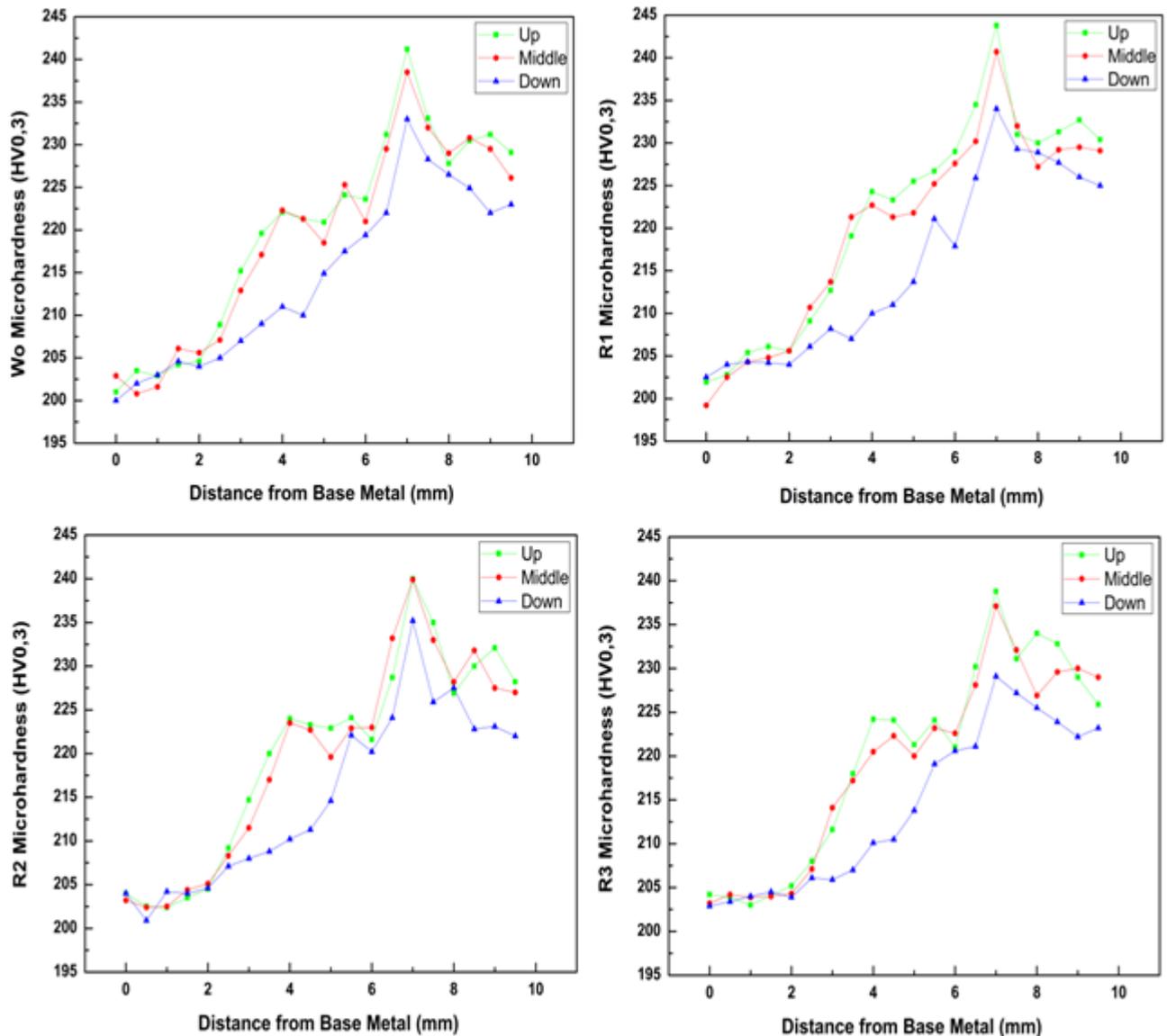


Figure 4.35 : Evolution de la microdureté du joint soudé pour chaque réparation.

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 220-243 HV, pour tous les échantillons. Dans la deuxième zone c.-à-d. au milieu de l'échantillon elle varie de 225-228 HV. Pour la troisième zone (bas de l'échantillon) la dureté varie de 221,5-225 HV. La dureté du métal de base est inférieure à celle de la zone affectée thermiquement dans chaque échantillon. La dureté baisse une fois qu'en dépasse

la ZAT mais on enregistre un pic assez remarquable enregistré dans la zone de liaison à tous les niveaux et pour tous les échantillons. La chute dans les valeurs de la dureté dans la zone fondue est due à la présence de la ferrite aciculaire et de la ferrite polygonal.

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 de la microdureté enregistrée dans la zone à gros grains (CGHAZ) est engendrée par la formation des phases dures (bainite, composés M-A) due à la vitesse de refroidissement élevée, comme l'ont montré Di et al.[31].

4.7.4. Résultats des essais de résilience

Les éprouvettes destinées pour les essais de résilience sont des barreaux à section carrée de 10 mm de côté et de 55 mm de long. L'entaille est usinée dans la zone à gros grains de la ZAT (CGHAZ) entre 0,3 et 0,6 mm de la ligne de fusion (figure 4.36). Vu la position délicate de l'entaille (dans la zone a gros grains CGHAZ), l'usinage a été réalisée par électroérosion selon la norme ASTM E23-09 [40].

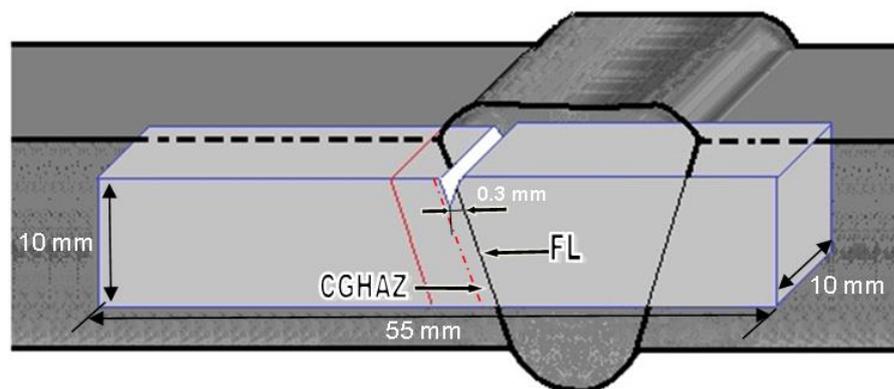


Figure 4.36 : Forme de l'éprouvette de résilience et la position de l'entaille.

Pour chaque réparation on prélève quatre éprouvettes de résiliences dont l'entaille est dans la CGHAZ comme le montre la figure 4.37.

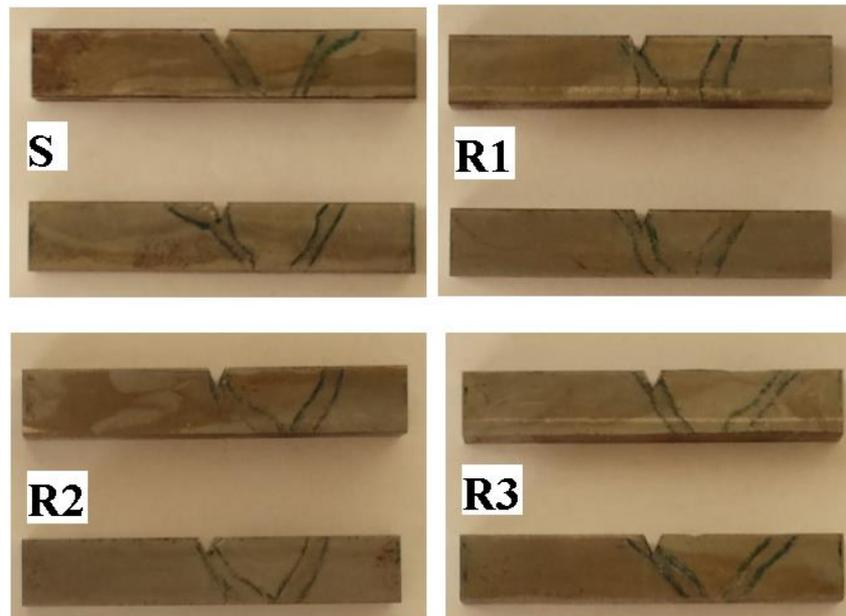


Figure 4.37 : Eprouvettes de résilience dans la zone CGHAZ de la soudure initiale S et les différentes réparations.

Avant d'interpréter les résultats obtenus, il faut évoquer les travaux de C. Sainte-Catherine ET AL., concernant la ténacité de la Z.A.T qui montrent que cette dernière est influencée par sa largeur, par les propriétés mécaniques des zones adjacentes, et de la position de l'entaille [91].

La figure 4.38 montre la variation des valeurs des essais de résilience charpy V des différentes éprouvettes. L'éprouvette de la 1^{ère} réparation R1a absorbé une énergie élevée (260,6 J) comparé à celle de la soudure initiale. Cela peut être attribué à la fois à l'affinement des grains et à la densité de dislocations élevée enregistrée dans la ZAT. En outre, une légère diminution de l'énergie dans R2 et R3 a été observée (247,8 et 243,8 J, respectivement). Cela peut être lié au grossissement des grains enregistrés dans la CGHAZ en accordance avec une diminution significative de la densité de dislocations. En outre, la perte de la ténacité est due à la présence de constituants durs et fragilisant (M-A) connu par leur faible résistance à la fissuration. Par ailleurs, Di et al. [31] ont rapporté que les constituants (M-A) sont répartis le long des joints de grains qui séparent les grains de ferrite et de la bainite. Cela implique une génération d'une zone de concentration de contraintes, ce qui permet une formation de microfissures au niveau des constituants (M-A) et ses alentours et donc une détérioration de la ténacité [92].

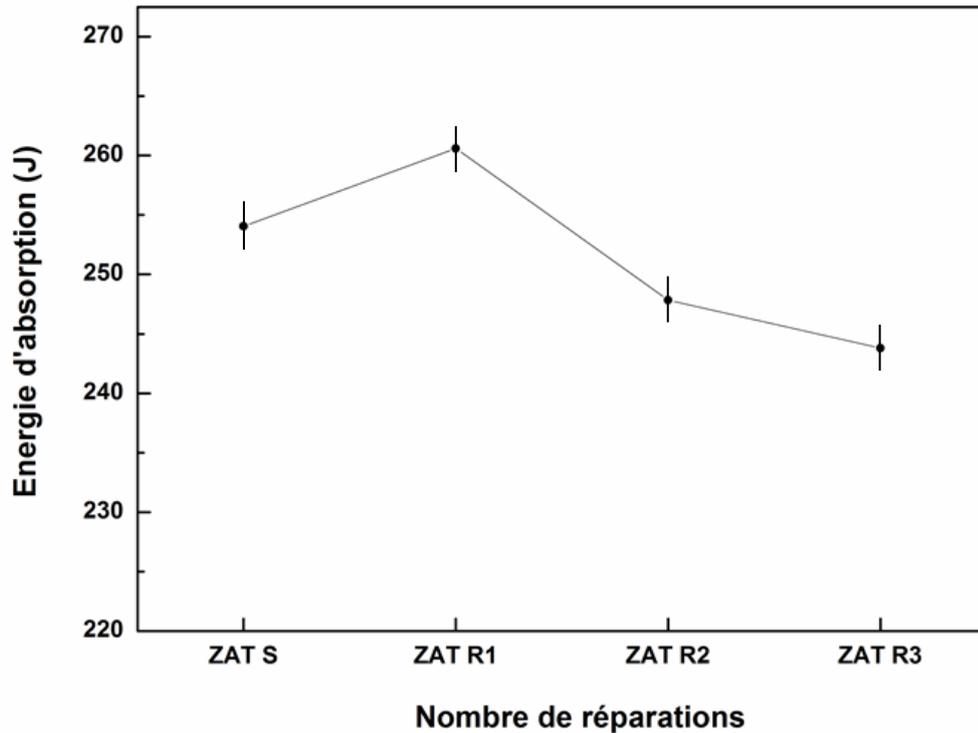


Figure 4.38 : Valeurs moyennes de l'énergie absorbée pour les différents échantillons.

La faible ténacité enregistrée dans les réparations R2 et R3 a été attribuée à la formation d'îlots de martensite-austénite (M-A). Dans les deux réparations, les îlots M-A ont été formés à partir des régions partiellement austénitisées en raison du réchauffage dans la zone intercritique. Ces îlots étaient concentrés dans des colonies d'origine perlitique et ont été formés par l'austénite enrichie par le carbone ou par les éléments d'alliage [93][94][95].

La dégradation de la ténacité est due à la présence des îlots de micro-constituant, observé aussi par plusieurs chercheurs [96][97], l'augmentation de la fraction volumique des îlots de M-A est pour une détérioration significative de la résilience[98][99].

Cependant C. Thaulow et al., ont estimé qu'une rupture préférentielle se produit au niveau des micro-constituant M-A, qui abaisse la ténacité et que des fissures fragiles s'étendent le long des limites des îlots M-A et de la matrice de ferrite [100].

La ténacité dans la zone fragile (LBZ) est fortement liée à la microdureté des îlots M-A. Avec une dureté plus élevée est associée une résilience plus faible [101].

Dans la figure 4.39 on présente les différentes éprouvettes soumissent à l'essai de résilience, ce dernier fourni les détails sur le type de rupture produit dans la ZAT.

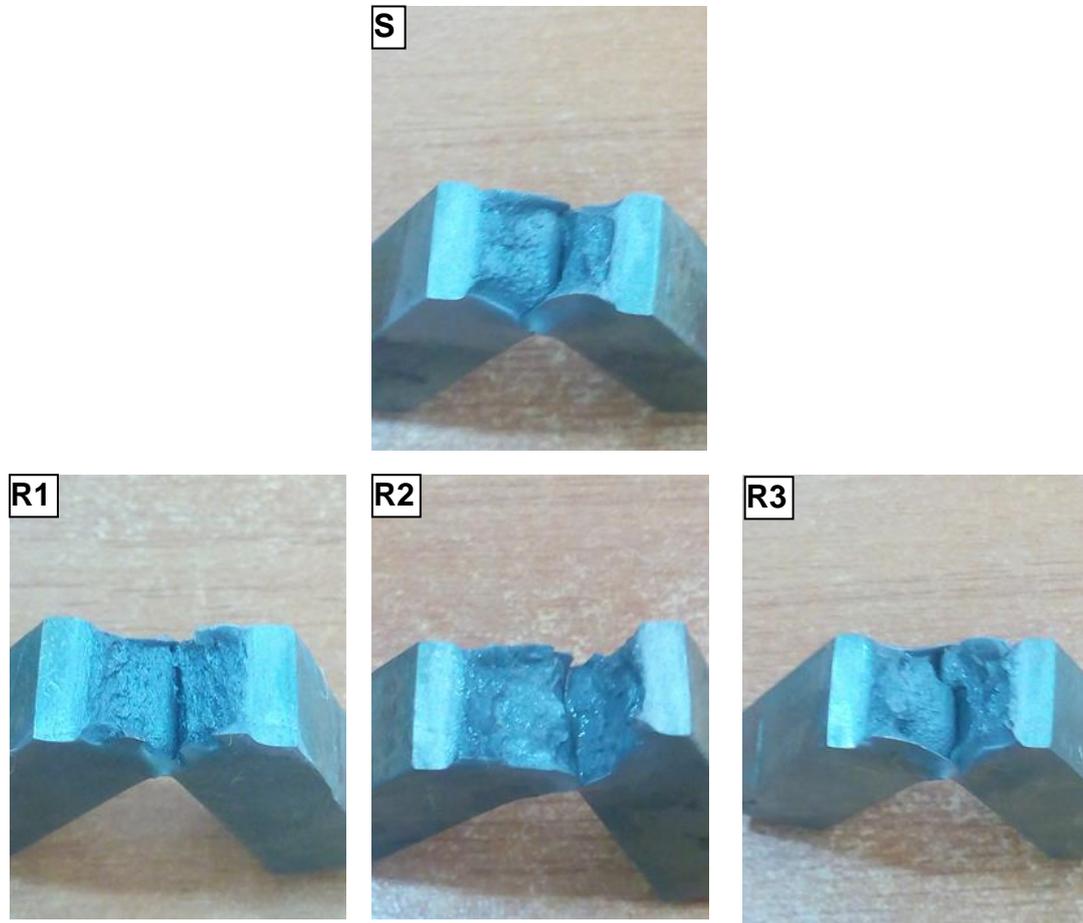


Figure 4.39 : Epreuves de résilience après la rupture.

4.8. Analyse des fractographies

Les fractographies des différents éprouvettes obtenus par l'essai de résilience Charpy V, testée à température ambiante est donnée par la figure 4.40. Les facies de rupture de la soudure initiale (figure 4.40S) et la première réparation (figure 4.40R1) révèlent une fracture complètement ductile, alors que ceux correspondant à R2 et R3 (figure 4.40R2 et figure 4.40R3) exhibent un mode de rupture mixte ductile-fragile. Des cupules plus petites variant entre (2-6 μm) situés à gauche de la fractographie figure 40R3 sont générées par plusieurs particules étroitement espacées qui présentent une rupture ductile. On constate à droit de la fractographie 4.40R3 une rupture complètement fragile, ce qui pourrait être liée à la formation de micro-constituants fragilisant (M-A) dans la

CGHAZ et les contraintes résiduelles engendrées par les cycles thermiques de soudage. C. L. Davis and J. E. King ont suggéré que la rupture des constituants MA se produit préférentiellement à de faibles niveaux de contrainte et / ou de déformation, dont la fissure se propage le long des interfaces des constituants MA / matrice ferritique [102].

Peyman Mohseni et al., ont également démontré que l'amorçage de la rupture se produisait préférentiellement dans les constituants M-A par un mécanisme de décollement plutôt que par fissuration des constituants M-A[103].

La superficie des cupules est proportionnelle au nombre de réparations; la surface de rupture de la soudure initiale présente des cupules de petites et de grandes tailles, qui dépendent de l'état de contraintes présentes dans la microstructure. En outre, la fractographie fig.4.39R1 présente de cupules très fines, qui sont en cohérence avec le raffinement des grains observé dans la microstructure.

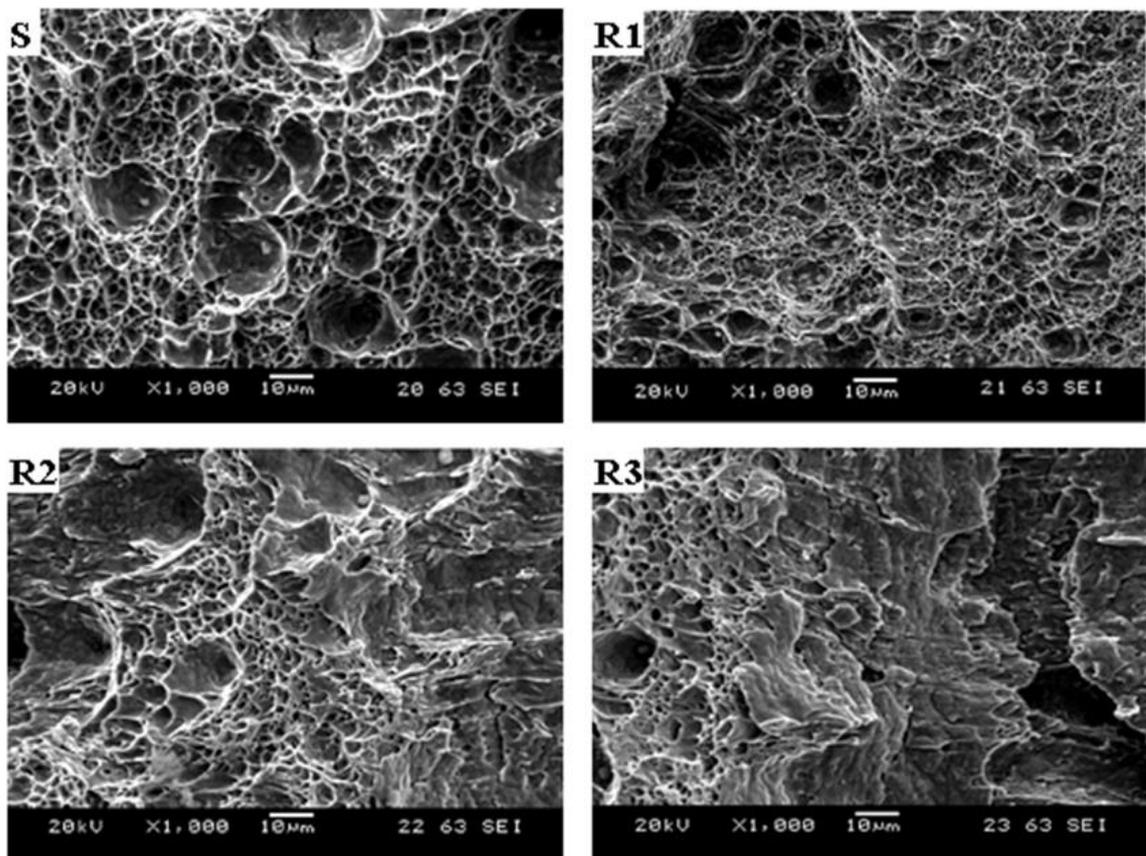


Figure 4.40 : Fractographies des différents échantillons de résilience pour la soudure initiale S, et les réparations R1, R2 et R3.

5. CONCLUSION

Le principal intérêt de notre étude concerne l'effet des réparations successives sur le caractère de compatibilité avec les normes d'utilisation d'une conduite de canalisation des hydrocarbures (pétrole ou gaz). A cet effet, nous avons pris en considération toutes les précautions pour réaliser, grâce à un soudeur confirmé, des soudures saines en termes de défauts physiques (fissurations, porosités, ...) ou chimiques (sulfures, carbonitrides, ...). Ces précautions, sont indispensables car nous voulons observer l'effet isolé du paramètre réparation multiples ; l'intervention d'autres paramètres fausserait les résultats, et par conséquent, les conclusions en seraient erronées.

A l'issue de cette étude, nos conclusions relatives à 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 pipeline API 5L X70 se résument comme suit :

- 1) L'étendue de la ZAT croit lorsque le nombre des réparations augmente. Cela est dû aux cycles thermiques induits par l'opération de soudage répétitive. En effet, ces cycles thermiques surchauffent d'avantage l'étendu de la ZAT, ce qui conduit à son élargissement.
- 2) L'augmentation du nombre de réparations induit de multiples cycles thermiques, ce qui pour conséquences d'une part, la dissolution des éléments d'addition, et d'autres parts, favoriser la croissance des grains.
- 3) La structure obtenue après la première réparation présente une déformation relativement importante puisqu'elle provoque la diminution de la taille des cristallites et une augmentation de la densité de dislocations et des microdéformations (ici on désigne par cristallites les petits domaines ordonnés au sein d'un grain).
- 4) Par contre, après la deuxième réparation, le phénomène s'inverse. En effet, on enregistre une augmentation de la taille des cristallites avec une diminution de la densité de dislocations. Ceci s'explique par le fait que les cycles thermiques supplémentaires engendrent un phénomène de recristallisation dans la ZAT.
- 5) L'augmentation de la microdureté enregistrée dans la zone à gros grains (CGHAZ) provient sous l'effet de deux facteurs : le premier est la formation des phases dures (bainite, composés M-A) due à la vitesse de refroidissement élevée, et le deuxième facteur, est l'existence de contraintes résiduelles élevées.

- 6) L'affinement des grains et l'augmentation de la densité de dislocations enregistrés dans la ZAT de la 1ère réparation provoque également une augmentation de la dureté. Cependant, le grossissement des grains enregistré dans la 2ème et la 3ème réparation, dû aux cycles thermiques répétitifs du soudage, provoque une diminution de la dureté dans la ZAT.
- 7) La diminution de la résistance R_e enregistrée après la 3^{ème} réparation causée par la croissance excessive des grains a un effet néfaste sur la qualité des assemblages soudés.
- 8) De même, la perte de la ténacité, particulièrement après la troisième réparation est due à la présence de constituants durs et fragilisant (M-A) connu par leur faible résistance à la fissuration, ne convient pas aux normes en vigueur.

Par ce travail on peut conclure que le nombre de réparations successives par soudage a une influence significative sur l'étendue de la ZAT et par conséquent, la taille des grains. La ténacité et la résistance mécanique sont ainsi affectées rendant le cordon de soudure impropre à l'utilisation. Il donc inutile de pratiquer plus de deux réparations dans le même endroit de la soudure. Nous préconisons donc une coupe complète sur l'ensemble du tube et reprendre le soudage. Cette action bien qu'onéreuse en terme d'argent, et plus sûre pour un emploi durable.

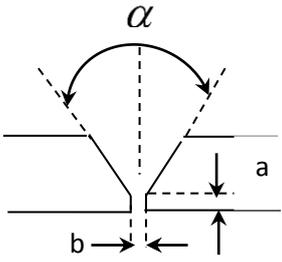
En perspective, il convient de réaliser le même travail sur d'autres nuances d'acier telles que l'acier inoxydable (austénitique, duplex, martensitique, ...). Ces aciers sont aujourd'hui très utilisés dans les installations des hydrocarbures mais aussi, dans les centrales électriques et même dans les centrales nucléaires. Pour réaliser ces études, il est nécessaire d'utiliser des moyens plus précis notamment en explorant les phases minoritaires précipités par microscopie électronique en transmission (MAT), et les tests de traction en utilisant la technique de corrélation d'image qui permet de visualiser les microdéformations locales. Cette pratique permet de mieux estimer le comportement mécanique des zones et sous-zones du cordon de soudure.

APPENDICE A

LISTE DES SMBOLES

MB	Métal de base
ZAT	Zone affectée thermiquement
ZF	Zone fondue
TRC	Diagramme de transformation en refroidissement continu
HSLA	High-Strength-Low-Alloy
H.L.E	Haute Limite Elastique
API	Institut Américain du Pétrole
FA	Ferrite aciculaire
FP	Ferrite polygonale
FW	Ferrite de Widmannstätten
FQP	Ferrite quasi polygonale
BG	Bainite granulaire
GBF	Ferrite proeutectoïde
P	Perlite
CGHAZ	Coarse Grain Heat Affected Zone (Zone à gros grains de la ZAT).
FGHAZ	Fine Grain Heat Affected Zone (Zone à grains fins associée à un pic de température légèrement supérieure à A_{c3}).
ICHAZ	Inter-Critical Heat Affected Zone (Zone transformée partiellement dans le domaine intercritique, entre A_{c1} et A_{c3})
SRHAZ	Zone réchauffée à une température inférieure à A_{c1}
UAGC	Zone à gros grains non altérée par les passes ultérieures
SCGR	Zone à grains fins réchauffée légèrement au-dessus A_{c3} , de CGHAZ
ICGC	Zone à gros grains réchauffée entre les températures A_{c1} et A_{c3} , de CGHAZ.
SCGC	Zone à gros grains réchauffée au-dessous A_{c1} , de CGHAZ
LBZ	Local Brittle Zone (Zone locale de fragilisation)
Δt_{500}^{800}	Paramètre de refroidissement entre 800 et 500 °C.
Δt_{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 $\alpha \rightarrow \gamma$
α	Ferrite
γ	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
C_{eq}	Carbone équivalent
R_e	La limite d'élasticité
HV	Dureté Vickers
ϵ_0	Permittivité électrique du vide.
\vec{R}	Vecteur de diffusion
B	Facteur de Debye $B = 8\pi^2 u^2$
u	Paramètre de déplacement atomique
θ	Angle de Bragg
ω	Vitesse de rotation
I_0	Intensité de rayonnement incident,
λ	Longueur d'onde,
μ	Coefficient d'absorption massique,
ρ	Densité du cristal.

APPENDICE B						Sheet / Feuille : 01
Welding Specification Specification de Soudage				PQR No :01		
Welding of carbon steels Soudage des aciers au carbone						
Welding process(es) Procédé de Soudage				SMAW		
Joint préparation : Conception du joint:						
Métal de base						
Type Nuance	Grade Grade	Φ (in)				
		Min	Max	Min	Max	
X70	5L	8"	/	12.7	/	1
Métal d'apport						
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			
Joint design : V Angle : $\alpha = 60^\circ \pm 5$						
Type de chanfrein : Angle :						
Strink : $a = 1.6 \pm 0.8$ (mm) Jap : $b = 1.6 -2$ (mm)						
Talon : Ecartement:						
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.		
Layer/passe	Root / Pén.	Fill / Bour	Cap / Fin.	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.		
Position	5G	5G	5G			
Rot./ou Fix.	Fix	Fix	Fix			
Prog./Prog.	Up hill/ Mont	Down hill/Desc	Down hill/ Desc			
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 : S											
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)	Δt_{500}^{800} (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

La vitesse de refroidissement a été calculée par la relation suivante

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

- θ_0 : La température initiale

- q : apport calorifique

- v : vitesse de déplacement de la source (m/s)

- λ : Conductibilité thermique ($J m^{-1} \text{ } ^\circ K^{-1} s^{-1}$)

- ρC : Capacité calorifique volumique ($J m^{-3} \text{ } ^\circ K^{-1}$),

- d : l'épaisseur de la tôle soudée

Pour un acier faiblement alliée $\rho C=3783.7$ (J/ (m³°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 η_p est le rendement thermique, pour le soudage à l'électrode enrobée a une valeur entre 0.7 et 0.85, Et η_G coefficient lié à la géométrie du dépôt et de l'assemblage, pour un dépôt sur plat $\eta_G=1$.

REFERENCES

1. Dnv-Os-F101, Submarine pipeline systems, Norsok standard, 367, (2012)
2. American-Petroleum-Institute API 1104: Standard for welding pipelines and related facilities, 552, (1999)
3. ASME SECTION IX, Qualification standard for welding and brazing procedures, welders, brazers, and welding and brazing operators, 1–138, (2002).
4. M.O. Lai, Effect of repeated repairs on the strength of welded joints Weld. J. 68, 28 (1989)
5. K. Hulka, F. Heisterkamp., Development Trends in HSLA Steels for Welded Constructions. Mater. Sci. Forum 284/286 (1998) 343-350.
6. Q. Xue, D. Benson, M.A. Meyers, V.F. Nesterenko, E.A. Olevsky., « Constitutive response of welded HSLA 100 steel ». Materials Science and Engineering A354 (2003) 166/179.
7. G.E. Hicho, S. Singhal, L.C. Smith, R.J. Fields, in: Proceedings of the International conference on Tech. and Appl. of HSLA Steels, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1984, pp. 705/ 713.
8. P.E. Denney, E.A. Metzbower, ” in: Proceedings of the International Conference on Tech.and Appl. of HSLA Steels”, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1984, pp.689/696.
9. Fu-Ren Xiao, Bo.Liao, Yi-Yin Shanb, Gui-Ying Qiaoa, “Challenge of mechanical properties of an acicular ferrite pipeline steel” Materials Science and Engineering A 431 (2006) 41–52.
10. Y.E. Smith, A.P. Coldren, R.L. Cryderman, Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Company (Japan) Ltd., Tokyo, 1972, pp.119–142
11. Y. Wang, K. Yang, Y. Shan, M. Zhao, B. Qian, Proceedings of the International Pipe Dreamer’s Conference, Yokohama, Japan, November 7–8, 2002, pp. 53–84.
12. T.Janzen, W.N. Horner, Proceedings of the International Pipeline conference, ASME, New York, 1998, p. 83.
13. J.M. Gregg, H.K.D.H. Bhadeshia, ” Titanium-rich mineral phases and the nucleation of bainite “Metall. Mater. Trans. 25A (1994) 1603–1612.
14. T.Araki, et al., ” Continuous-Cooled Zw Microstructures of Low-Carbon”. Steel,vol. 1, ISIJ, Tokyo, 1992, pp. 4–5.
15. Dr.Ing. Hans-Georg. Hilenbrand, « Production of high strength pipeline steels » Niobium 2001, December, 02-05 2001 Orlando. Florida, USA
16. Marc GRUMBACH, Technique de l’ingénieur, «Aciers microalliés», M4 525.
17. Barry THOMAS, Jean Hubert SCHMITT, Technique de l’ingénieur, «Durcissement des aciers, Rôle de la microstructure», M 4 341.

18. M.P. Nascimento, Considerations about the welding repair effects the structural integrity of an airframe critical to the flight-safety, *Proced. Eng.* 2, 1895 (2010).
19. J.Liegeois "Considérations pratiques sur le soudage et la soudabilité des aciers micro-alliés à haute limite d'élasticité" *Soud et Tech.Connexes* sept.-oct. 1980, pp.3 13-330)
20. A. Valin " Joints soudés, contrôle, métallurgie".
21. Metals handbook Vol.10 «Materials characterization», ASM International, USA, pp 324-334, 2004.
22. R. Varisellaz. " Soudage - Elément de conception et de realization”.
23. J.Pokorny., Annick POKORNY, *Technique de l'ingénieur*, «Métallographie», M90.
24. Welding Company of Kobe Steel, «Welding consumables and processes», Welding Company of Kobe Steel, 2008.
25. Barry Thomas, Jean Hubert SCHMITT, *Technique de l'ingénieur*, «Durcissement des aciers, Rôle de la microstructure», M 4 341.
26. J.F. Lancaster, «metallurgy of welding», ed, Sixth edition published, Abington Publishing, ambridge, England, 1999.
27. B.J. Thomas., "Mécanismes de précipitation des carbonitrides dans les aciers de construction peu alliés" Paris, 21 déc. 1972.
28. Kerversau de E., G.R. Genier."Physiologie de l'acier" Edition SEDOM1972.
29. Metals handbook Vol.9 «Metallography and Microstructures», ASM International, USA, 2004.
30. Metals handbook Vol.10 «Materials characterization», ASM International, USA, pp 324-334, 2004.
31. X.J. Di, L. Cai, X.X. Xing, C.X. Chen, Z.K. Xue, Microstructure and Mechanical Properties of Intercritical Heat-affected Zone of X80 Pipeline Steel in Simulated In-Service Welding, *Acta Metall.Sin. (Engl. Lett.)* 28, 883 (2015)..
32. E. asterling., "Introduction to the physical metallurgy of welding” U. Buttenthors Edt, 1983.
33. C.A. Dube., H.I. Aaronson., R.F. Mehl., "La formation de la femte proeutectoïde dans les aciers au carbone" *Revue de métallurgie LV*, N°3, 1958..
34. A. Constant., G.Henry. "Les principes de base du traitement themique. transformations au chauffage".
35. LEVINE E. HILL D.C."Synthèse des travaux sur l'influence du Nb sur la microstructure et la ténacité des zones fondues femtiques" *Soudage et Techniques Connexes* juillet- août 1982, pp.285-293
36. H. Granjon, «Bases métallurgiques du soudage», 1995.
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. J. F. Lancaster, «metallurgy of welding», ed, Sixth edition published, Abington Publishing, Cambridge, England, 1999.

39. Cazes. R" Aciers à dispersoïdes" Technique de l'ingénieur, 1991.
40. Dominique François, Technique de l'ingénieur, «Essais de dureté», M 123.
41. Dominique François, Technique de l'ingénieur, «Détermination des lois de comportement», M 120.
42. Guy Murry, Technique de l'ingénieur, «Soudage et soudabilité métallurgique des métaux», M715.
43. Dominique FRANÇOIS, Technique de l'ingénieur, «Essais de rupture», M 126.
44. Blondeau Regis «métallurgie et mécanique du soudage», ed. Lavoisier, Paris, Hermès Sciences Publications, 2001.
45. Shi YW, Han ZX. Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800 MPa grade high strength low alloy steel. *J Mater Process Technol* 2008;207:30–9.
46. R. Baus, W. Chapeau «application du soudage aux constructions», ed. Eyrolles, Paris, 1978.
47. Klaus Hulka, «The role of niobium in low carbon bainitic HSLA steel», Niobium Products Company GmbH, Düsseldorf, Germany, 2005
48. D. Belato Rosado¹, W. De Waele¹, D. Vanderschueren², S. Hertelé¹” latest developments in mechanical properties and metallurgical FEATURES OF HIGH STRENGTH LINE PIPE STEELS” *Sustainable Construction and Design* 2013.
49. ChaoSun., ShanwuYang., GuoliangLiu., “ Evolution of Microstructures of a Low Carbon Bainitic Steel Held at High Service Temperature” *Acta Metall. Sin. (Engl.Lett.)* DOI 10.1007/s 40195-014-0078-7
50. Ghosh M, Kumar K., ” Friction stir lap welded advanced high strength steels: microstructure and mechanical properties”. *Mater Sci Eng*, A2011; 528:8119.
51. Wan XL, Wei R, Wu KM.” Effect of acicular ferrite formation on grain refinement in coarse-grained region of heat-affected zone”. *Mater Charact* 2010; 61:726–31.
52. Beidokhti B, Koukabi AH, Dolati A. Influences of titanium and manganese on high strength low alloy SAW weld metal properties. *Mater Charact* 2009; 60:225–33
53. Cwiek J.” Hydrogen delayed cracking of high-strength weldable steels”. *Adv Mater Sci* 2005;5:5–13.
54. Krishnader M, Ghali E, Larouche M, Sridhar R, Lakshmanan VI. Cleavage failure of transformer storage tank under dynamic rates of loading: Influence of base plate and weldment microstructure and toughness. *Eng Fail Anal* 2006; 13:1220–32.
55. Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates. E647 (23). *Annual Book of ASTM Standards*. United States; 2001.
56. K.L.a. kshminarayanan, K.Shanmugam, V.Balasubramanian” Effect of Autogenous Arc Welding Processes on Tensile and Impact Properties of Ferritic Stainless Steel Joints” *Journal of Iron and Steel Research.International*, 2009,16(1):62-68,16
57. W.C. Jiang a, B.Y. Wang a, J.M. Gong b, « Finite element analysis of the effect of welding heat input and layer number on residual stress in repair welds for a stainless steel clad plate » *Materials and Design* 32 (2011) 2851–2857.

58. O.E. Vega, Effect of multiple repairs in girth welds of pipelines on the mechanical properties. *Materials Characterization*, 59, 1498 (2008).
59. Dong, P., Zhang J., and Bouchard P. J., "Effects of repair weld length on residual stress distribution", *Trans ASME Journal of Press Vessel Technology*, Vol. 124-1 (2002) 74–80.
60. C.L. Qiu, "Microstructural evolution and toughness in the HAZ of submerged arc welded low welding crack susceptibility steel", *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* 26, 49 (2013)
61. Katsas, S., Nikolaou, J., and Papadimitriou, G., "Corrosion resistance of repair welded naval aluminum alloys", *Materials and Design*, Vol. 28, (2007), 831–836.
62. Aghaali, M. Farzam, M.A. Golozar, I. Danaee, The effect of repeated repair welding on mechanical and corrosion properties of stainless steel 316L *Mater. Des.* 54, 331 (2014)
63. A.K. Tiwari, A.R. Patel, N. Kumar, "Investigation of strain rate on residual stress distribution", *Mater. Des.* 65, 1041 (2015)
64. H.J. Yi, Y.J. Lee, K.O.Le," Influences of the Welding Heat Input and the Repeated Repair Welding on Ti-3Al-2.5V Titanium Alloy". *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* 28,684 (2015).
65. BAUS, W. CHAPEAU «application du soudage aux constructions», ed. Eyrolles, Paris, 1978.
66. Guy MURRY, *Technique de l'ingénieur*, «Soudage et soudabilité métallurgique des métaux», M715.
67. Welding Company of Kobe Steel, «Welding consumables and processes», Welding Company of Kobe Steel, 2008.
68. H. GRANJON, «bases métallurgiques du soudage», 1995.
69. Les collections de l'Ifsttar Octobre 2015.
70. Valin. A" *Joints soudés, contrôle, métallurgie*"
71. *Metals handbook Vol.10 «Materials characterization»*, ASM International, USA, pp 324-334, 2004.
72. ASTM E-23-09, Standard methods for notched bar impact testing of metallic materials
73. Pr. M. Bouabdallah "Application des méthodes diffractométriques à l'analyse des phases" Sixième école de formation sur les techniques de caractérisations des métaux. U.Biskra, 12-13 Mars 2016.
74. Klaus Hulka, "The role of niobium in low carbon bainitic HSLA steel", *Niobium Products Company GmbH, Düsseldorf, Germany*, 223-235, 2005.
75. 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.
76. 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.

77. Y. Smith, A. Coldren, and R. Cryderman, «high strength, ductile Mn-Mo-Nb steels with a structure of acicular ferrite», Published in *Metatiodenie Termieheskaya Obrabotka Metallov*, 1976.
78. J. Fernandez, S. Illescas, J.M. Guilemany, «Effect of microalloying elements on the austenitic grain growth in a low carbon HSLA steel», Elsevier 2006.
79. J. barralis, G. Maeder, «précis de métallurgie» 5e édition, AFNOR et NATHAN , Paris, 2000.
80. Welding Company of Kobe Steel, «Welding consumables and processes», Welding Company of Kobe Steel, 2008. .
81. B. Maamache., “Effet des reparations successive sur la qualité d’un joint soudé en acier API5L X52”, These de magister, Blida, 205.
82. B. Maamache, M. Bouabdallah. H. Brahimi, Mechanical and metallurgical characterisation of HSLA X70 welded pipeline steel subjected to successive repairs, *Acta Metall. Sin.(Engl. Lett.)* 29, 6 (2016)
83. 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.
84. A. P. Cotdren and J. L. Mihelich, «Acicular ferrite HSLA steels for line pipe», Published in *Metatiodenie Termieheskaya Obrabotka Metallov*, pp. 44-47, July, 1977.
85. S. Shanmugam, R.D.K. Misra, J. Hartmann, S.G. Jansto, «Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel», *Materials Science and Engineering A* 441 (2006) 215–229.
86. Klaus Hulka, «The role of niobium in low carbon bainitic HSLA steel», Niobium Products Company GmbH, Düsseldorf, Germany, 2005.
87. B. Hwang, Y. Gon kim, S. Lee, Y. Min kim, 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
88. 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
89. 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 Critical Particle Size», *Metallurgical and Materials transactions A Volume 38 A*, November 2007.
90. L. Lutterotti, *Material analysis using diffraction (MAUD)*, Version 2.33, (2011)
91. E. Devllers., K.Maas., "Aspect mécanique d'évaluation de la ténacité des éprouvettes métallurgiquement hétérogènes". Institut de recherches de la sidérurgie française. IRSID. 1994.
92. Dong, P., Zhang J., and Bouchard P. J., “Effects of repair weld length on residual stress distribution”, *Trans ASME Journal of Press Vessel Technology*, Vol. 124-1 (2002) 74–80.

93. Xiaping Lin "Heat affected zone structure and properties of a welded copper bearing HSLA steel. University of Wollongong Thesis Collection. 1991
94. Uchino, K., Ohno, Y., Aihara, S., and Chijiwa, R., Conf. Proc. of Fifth International Offshore Mechanics and Arctic Engineering (OMAЕ) Symposium, Vol. II, Tokyo, 1986, p.373.
95. Eichhorn, F. and Pyrasch, D, Aust." the effect of the welding speed on the HAZ properties" Weld. Jnl., Spring, 1986, p.39.
96. Yoshikawa, H., Kawashima, Y. and Konno, K, Conf. Proc. on "Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals (THERMEC88)" , Vol. 2, Tokyo, Japan, June, 1988, p.487.
97. S. Yong Shina, B. Hwanga, S. Lee." Fracture toughness analysis in transition temperature region of API X70 pipeline steels". Materials Science and Engineering Fracture A , 429 (2006) 196–204.
98. Xin-Jie Di. Lin Cai. Xi-Xue Xing." Microstructure and Mechanical Properties of Intercritical Heat-affected Zone of X80 Pipeline Steel in Simulated In-Service Welding". Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.) DOI 10.1007/s40195-015-0272-2.
99. Akselsen, O.M., Solberg, J.K. and Grong," Factors influencing fracture toughness of steel weld metal fabrication ». Scan. Jnl. Metall., Vol. 17, 1988,p. 194.
100. C. Thaulow, O. M. Akselsen., M. Hauge, B. Melve, A. J. Paauw, G. Rorvik, J. K. Solberg, J. Troset;" Fracture Mechanics Testing of HSLA Steels for Offshore Applications SINTEF", Welding Institute of Canada, HSLA STEELS Proceedings of Microalloying '88 held in conjunction with the 1988 World Materials Congress Chicago, Illinois, USA 24-30 September 1988,
101. 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.
102. C.L.Davis and J. E. King "Effect of cooling rate on intercritically reheated microstructure and toughness in high strength low alloy steel" Materials Science and Technology January 1993 Vol. 9.
103. Peyman Mohseni, Jan Ketil Solberg, Morten Karlsen." Cleavage Fracture Initiation at M–A Constituents in Intercritically Coarse-Grained Heat-Affected Zone of a HSLA Steel"; Metallurgical and Materials Transactions A., January 2014, Volume 45, Issue 1, pp 384–394.