

République Algérienne Démocratique et Populaire  
Ministère de L'enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique  
Université AMAR TELIDJI Laghouat  
Faculté Technologie  
Département de Génie Mécanique



## MÉMOIRE

Pour obtenir le diplôme de Magistère en Génie Mécanique

OPTION MATERIAUX

Présentée et soutenue publiquement par

**BENARRACHE SOUAD**

THEME

**Caractérisation d'un cordon de soudure d'un  
acier de pipeline X60**

JURY

Mr BENCHATTI AHMED	Pr	Président (université de Laghouat)
Mr ALLAOUI OMAR	MC(A)	Examineur (université de Laghouat)
Mr YOUSFI AHMED	MC(A)	Examineur (université de Laghouat)
Mr BENHORMA HADJ AISSA	MC(A)	Encadreur (université de Laghouat)

2013

# *Dédicace*

*Je dédie ce travail aux membres de ma famille en témoignage de ma gratitude  
Pour leur amour et soutien inconditionnés.*

*Que le Bon Dieu nous exauce*

*« Vous êtes né avec un potentiel. Vous êtes né pour la bonté et la confiance. Vous êtes né avec des idéaux et des rêves. Vous êtes né pour accomplir de grandes choses. Vous êtes né avec des ailes. Vous n'êtes pas fait pour ramper, alors ne le faites pas. Vous avez des ailes. Apprenez à les utiliser et envolez-vous ! »*

*Rumi, poète du XIIIe siècle*

*« Là où il y a une volonté, il y a un chemin »*

# Remerciements

*Je tiens tout d'abord de remercier « Dieu » le tout puissant.*

*J'ai eu le plaisir, au cours de mon travail de mémoire de bénéficier de l'encadrement de M<sup>r</sup> BENHORMA HADJ AISSA .du par son enthousiasme, sa grande disponibilité, sa curiosité scientifique et sa haute qualité humaine, travailler avec été une expérience aussi agréable qu'enrichissante. Je tiens à le remercier.*

*Je remercie notamment le P<sup>r</sup> BENCHATTI AHMED qui m'a fait l'honneur de présider les membres jury, mes vifs remerciements aux D<sup>r</sup> ALLAOUI OMAR et D<sup>r</sup> YOUSFI AHMED de juger mon travail.*

*Je tiens à passer mes vifs remerciements aux l'équipe de service travaux de SONATRAGH LAGHOUAT pour leur aide et contribution, M<sup>r</sup> BELHABIB, M<sup>r</sup> BENFENICHE et M<sup>r</sup> BENDAOUMA et à leur tête M<sup>r</sup> BENARFA ALLAL pour leur aide et soutien.*

*Mes remerciements pour l'équipe laboratoire mécanique M<sup>r</sup> ALI GHANEM et M<sup>r</sup> OULAD TAHER et sans oublier de passer mes vifs remerciements pour mes collègues de laboratoire physique et chimique : M<sup>me</sup> MOUSTFAOUI FATOUM, M<sup>me</sup> BENMOULAY SARRAH, REZZOUG AHMED et DJAOUBER ALI.*

*Mes remerciements les plus sincères pour toute l'équipe pédagogique de département mécanique à leur tête P<sup>r</sup> SEBAA MOHAMED, Dr MEDJELED AHMED, Dr AOUISSI MOKHTAR.*

*Je tiens à n'oublier de passer mes remerciements à tous les personnes qui m'ont aidé dans mon travail de près ou de loin.*

## ملخص

ان تلحيم سبائك الصلب من نوع الاصللي ذات حد المرونة العالي (HSLA) يكتسي اهمية كبيرة في الصناعة وخاصة في تشكيل تجهيزات نقل وتخزين المحروقات.

ان لأنواع الصلب من الصنف X60 و X70 مكانة مهمة في الصناعات الميكانيكية والصناعات البحرية والصناعات البترولية وبناء على هذا فإننا نهتم بدراسة الخصائص البنيوية لمنطقة التلحيم للصلب X60.

ان منطقة التلحيم والمنطقة المتأثرة حراريا يتعرضان لتغيرات كبيرة من الحرارة اثناء عملية التلحيم مما يؤدي الى تغير واضح المعالم للبنية الميكرو البنيوية والتي بدورها تؤثر على الخصائص الميكانيكية والالكتروكيميائية.

في دراستنا هذه نولي اهتمامنا لمدى تأثير المعالجات الحرارية لمختلف مناطق التلحيم (منطقة المعدن، المنطقة متأثرة حراريا والمعدن الاصللي) وكذلك من ناحية البنيوية والخصائص الميكانيكية وذلك بملاحظة ميكرو ضوئية والتحليل بالأشعة السينية وكذلك قياس صلادة مختلف المناطق للصلب X60 .

## Résumé

Le soudage des aciers HSLA à beaucoup d'intérêt dans l'industrie et la mise en forme des installations de transport et de stockage des hydrocarbures. Les aciers de type X60 et X70 ont une place très importante dans l'industrie mécanique, navale et pétrolière. De là nous nous intéressons à l'étude de la caractérisation structurelle des cordons de soudure de l'acier X60.

Le cordon de soudure et la zone affecté thermiquement subissent des variations très importantes de la température lors de soudage, qui engendre une nette variation de la microstructure, qui par la suite affecte les propriétés mécaniques et/ou électrochimique.

Dans notre étude nous intéressons à l'effet des traitements thermiques (apport énergétique) sur les différentes zones du cordon de soudure (la zone de métal fondu, la zone affecté thermiquement et le métal de base) du point de vue structure et propriété mécanique par l'observation micrographique, l'analyse par diffraction des rayons X et mesure de dureté des différentes zones de l'acier X60.

# Chapitre I

## Recherche Bibliographique

<b>I.1 Introduction.....</b>	<b>02</b>
<b>I.2 Définition.....</b>	<b>02</b>
<b>I.3 Les Aciers à Haut Limite Elastique (HSLA).....</b>	<b>03</b>
<b>I.3.1 Définition.....</b>	<b>03</b>
<b>I-3-2 Catégories et caractéristiques des Aciers HSLA.....</b>	<b>03</b>
<b>I.3.1.1 Les Aciers HSLA Résistants à la Corrosion Atmosphérique.....</b>	<b>04</b>
<b>I.3.1.2 Les aciers microalliés ferrito-perlitiques.....</b>	<b>04</b>
<b>I.3.1.3 Les Aciers Perlitique de Construction Laminés.....</b>	<b>05</b>
<b>I.3.1.4 Les aciers de ferrite aciculaire .....</b>	<b>06</b>
<b>I .3.1.5 Les Aciers à Double Phase (Dual Phase).....</b>	<b>08</b>
<b>I .3.1.6 Les Aciers de Forme d'Inclusion Contrôlée.....</b>	<b>08</b>
<b>I.4 Propriétés des aciers HSLA.....</b>	<b>08</b>
<b>I.4.1 Éléments de Microalliage.....</b>	<b>08</b>
<b>I.4.2 Composés : Carbures, Nitrures, Oxydes.....</b>	<b>09</b>
<b>I.4.3 Précipitation.....</b>	<b>09</b>
<b>I.4.4 Propriétés Propres à Chaque Elément.....</b>	<b>10</b>
<b>1.4.4.1 Titane.....</b>	<b>10</b>
<b>1.4.4.2 Niobium.....</b>	<b>10</b>
<b>1.4.4.3 Vanadium.....</b>	<b>10</b>
<b>I.4.4.4 L'Effet des Eléments de Microalliage sur les Propriétés.....</b>	<b>11</b>
<b>I .4.5.1 Durcissement.....</b>	<b>11</b>
<b>I.4.5.2 Contrôle du grain.....</b>	<b>11</b>
<b>I.4.5.3 Effet global.....</b>	<b>13</b>
<b>I.4.5.4 Ductilité.....</b>	<b>13</b>

<b>I.4.6 Ténacité.....</b>	<b>14</b>
<b>I.4.7 Vieillissement.....</b>	<b>14</b>
<b>I.4.8 Soudabilité.....</b>	<b>14</b>
<b>I.4.9 Rôle des oxydes.....</b>	<b>15</b>
<b>I.4.10 Rôle des inclusions fines dans les zones soudées.....</b>	<b>16</b>
<b>I.5 Facteurs déterminant la fiabilité des aciers des tubes.....</b>	<b>16</b>
<b>I.6 Facteurs métallurgiques déterminant les propriétés des tubes.....</b>	<b>18</b>
<b>I.7 Soudage des Pipeline.....</b>	<b>27</b>
<b>1.7.1 Soudage.....</b>	<b>27</b>
<b>I.7.2 Structure d'une soudure.....</b>	<b>28</b>
<b>I.7.3 Soudabilité des Aciers.....</b>	<b>29</b>
<b>I.7.3.1 Phénomènes Thermiques Effets Métallurgiques.....</b>	<b>29</b>
<b>1.7.3.1.1 Echauffement en phase solide.....</b>	<b>29</b>
<b>1.7.3.1.2 Fusion.....</b>	<b>29</b>
<b>1.7.3.1.3 Refroidissement.....</b>	<b>30</b>
<b>1.7.3.2 Phénomènes Thermiques Effets Mécaniques.....</b>	<b>30</b>
<b>1.7.3.3 Transformations en ZAT lors du chauffage.....</b>	<b>30</b>
<b>1.7.3.4 Transformations en ZAT lors du refroidissement.....</b>	<b>33</b>
<b>1.7.3.5 Aspect thermique.....</b>	<b>35</b>
<b>1.7.3.6 Aspect chimique.....</b>	<b>36</b>
<b>1.7.3.7 Aspect thermomécanique.....</b>	<b>38</b>
<b>I.7.3.8 Cas du soudage multi passe.....</b>	<b>39</b>
<b>I.8 Procédés de soudage.....</b>	<b>40</b>
<b>I.9 Principe du soudage à l'arc électrique à l'électrode enrobée.....</b>	<b>41</b>
<b>I.9.1 Propriétés générales.....</b>	<b>42</b>
<b>I.9.2 Rôle de l'enrobage.....</b>	<b>43</b>

<b>I.9. 2.1 Stabilité électrique de l'arc.....</b>	<b>43</b>
<b>I.9.3 Types d'électrodes.....</b>	<b>44</b>
<b>I.9.3.1 Electrodes à enrobage cellulosique.....</b>	<b>44</b>
<b>I.9.3.2 Electrodes à enrobage basique.....</b>	<b>44</b>
<b>I.9.3.3 Electrodes à enrobage rutile.....</b>	<b>45</b>
<b>I.10 Contraintes résiduelles et retraits.....</b>	<b>46</b>
<b>I.10 .1 Contraintes résiduelles associées au soudage.....</b>	<b>47</b>
<b>I.10.2 Origine thermique des contraintes résiduelles et des retraits.....</b>	<b>48</b>
<b>I.10.3 Couplages des évolutions thermiques, métallurgiques et mécaniques.....</b>	<b>51</b>

## **Chapitre II**

### **Techniques Expérimentales**

<b>II Matériaux et méthodes expérimentales.....</b>	<b>53</b>
<b>II .I Matériaux étudiés.....</b>	<b>53</b>
<b>II.2 Procédés de soudage.....</b>	<b>55</b>
<b>II.3 Électrodes dessoudage.....</b>	<b>58</b>
<b>II.3.1 Électrodes cellulosique E6010.....</b>	<b>60</b>
<b>II.3.2 Électrodes basiques.....</b>	<b>60</b>
<b>II.3.2.1 Électrodes -E7018.....</b>	<b>60</b>
<b>II.3.2.2 Électrodes -E8018.....</b>	<b>60</b>
<b>II.3.3 Découpage et préparation des échantillons.....</b>	<b>61</b>
<b>II 4. Traitement thermique.....</b>	<b>63</b>
<b>II 4.1 Cycle d'un traitement thermique.....</b>	<b>63</b>
<b>II.5 Essai mécanique de dureté.....</b>	<b>65</b>
<b>II.5.1 Principe de l'essai dureté.....</b>	<b>65</b>

<b>II.5 .2. Préparation des échantillons.....</b>	<b>68</b>
<b>II.6 Examen métallographique.....</b>	<b>69</b>
<b>II.6.1 Attaque chimique.....</b>	<b>69</b>
<b>II.7 Analyse par diffraction des rayons X.....</b>	<b>70</b>
<b>II.7.1 Théorie et principe de la diffraction des rayons X .....</b>	<b>70</b>
<b>II. 7.2 Description de diffractomètre .....</b>	<b>71</b>
<b>Chapitre III</b>	
<b>Résultats</b>	
<b>III.1 RESULTATS.....</b>	<b>73</b>
<b>Chapitre IV</b>	
<b>DUSCUSSION</b>	
<b>DUSCUSSION.....</b>	<b>111</b>
<b>Chapitre V</b>	
<b>Conclusion</b>	
<b>Conclusion .....</b>	<b>114</b>
<b>Référence bibliographique</b>	
<b>Référence bibliographique.....</b>	

## Chapitre I

### Recherche Bibliographique

<b>Figure I-1 : La résilience et la limite d'élasticité d'un acier laminé .....</b>	<b>07</b>
<b>Figure I-2 : Durcissement en fonction de la taille et de la quantité des précipités...</b>	<b>12</b>
<b>Figure I-3 : la combinaison de deux éléments de microalliage pour le Durcissement.....</b>	<b>12</b>
<b>Figure I-4 : Influence de la présence de TiN sur la résilience Charpy V à -20 °C en fonction de la distance de l'entaille à la ligne de fusion (soudure sous flux).....</b>	<b>15</b>
<b>Figure I.5.1 : Schéma de la rupture fragile et de la rupture ductile D'un acier en fonction de la température d'essai.....</b>	<b>17</b>
<b>Figure I.2a : Durcissement par solution solide [PICKERING F.B., 1975].....</b>	<b>20</b>
<b>Figure I.2b : Influence des éléments sur Re et T 50 / 50 d'après F.B Pickering [PICKERING F.B., 1975].....</b>	<b>20</b>
<b>FigureI.5.3 : Influence de la taille du grain <math>\alpha</math> sur Re et T 50 / 50 (Acier : 0,1 % C – 0,5 % Mn – 0,2 % Si – 0,006 % N), d'après K. J. Irvine.....</b>	<b>21</b>
<b>Figure. I.5.4 : Mise en solution des éléments dispersoïdes.....</b>	<b>22</b>
<b>Figure I.5.5 : Evolution du grain avec la température et la taille des précipités de AlN.....</b>	<b>23</b>
<b>Figure I.6 : Evolution de Re avec la teneur en N libre à l'austénitisation. Etat normalisé Acier C – Mn – V.....</b>	<b>24</b>
<b>Figure I.5.7 : Influence de la température de fin de laminage sur les caractéristiques mécaniques.....</b>	<b>25</b>
<b>Figure I.5.8 : Influence de Cr-Mo-V sur l'adoucissement au revenu.....</b>	<b>26</b>

<b>Figure I .5.9 : Influence du bore sur la trempabilité.....</b>	<b>27</b>
<b>Figure 1.7.1 : Aspect d'une soudure.....</b>	<b>28</b>
<b>Figure 1.7.2 : différentes parties constitutives d'un joint soudé.....</b>	<b>31</b>
<b>FIGURE1.6.2 : Exemple de diagramme TRC en conditions de soudage (T<sub>m</sub>=1300°C) ; (b) courbe (dureté- critère de refroidissement Δt) correspondante.....</b>	<b>34</b>
<b>Figure1.7.3 : Schéma du cycle thermique du soudage dans la ZAT.....</b>	<b>38</b>
<b>Figure1.7.4 : Illustration schématique des cycles thermiques et microstructures rencontrées en soudage multipasses].....</b>	<b>39</b>
<b>FigurI.8.5 : Interface de fusion sur un alliage d'acier faiblement allié soudé par friction linéaire sous pression montrant une zone affectée thermiquement et une déformation plastique associée. Fond clair, 25x.....</b>	<b>40</b>
<b>Figure 1.8.6 : Différentes procéder de soudure.....</b>	<b>41</b>
<b>Figure 1.9 : Les électrodes sont composes.....</b>	<b>42</b>
<b>Figure 1.10.1 : Types de retraits dus au soudage (Tiré de Pilipenko, 2001).....</b>	<b>46</b>
<b>Figure 1.10.2 : Contraintes résiduelles dues au soudage.....</b>	<b>47</b>
<b>Figure 1.10.3 : répartition typique des contraintes résiduelles longitudinales et transversales au sein d'un joint soudé.....</b>	<b>48</b>
<b>Figure 1.10.4 : barreau de fer soumis à un cycle thermique (Adapte de Berthet ,1988).....</b>	<b>49</b>
<b>Figure 1.10.5 : Courbes schématique des contraintes résiduelles longitudinales.....</b>	<b>50</b>
<b>Figure 1.10.6 : phénomènes dus au soudage et leurs interactions, (Adapté de goldak ,2005).....</b>	<b>52</b>

## Chapitre II

### Techniques Expérimentales

<b>Figure II.1 : Joint bout à bout normal avec un chanfrein en V.....</b>	<b>56</b>
<b>Figure II(a) : préparation de surface de soudure.....</b>	<b>58</b>
<b>Figure II(b).....</b>	<b>58</b>
<b>Figure II(c).....</b>	<b>58</b>
<b>Figure II(d).....</b>	<b>58</b>
<b>Figure II(e).....</b>	<b>58</b>
<b>Figure II(f).....</b>	<b>58</b>
<b>Figure II.2 : Four pour les électrodes SONATRAGH.....</b>	<b>59</b>
<b>Figure II.3 : poste de soudure DML SONATRAGH.....</b>	<b>59</b>
<b>Figure II.10 : photo électrode enrobé.....</b>	<b>59</b>
<b>Figure II. 5 : decoupage grossier des echantillons.....</b>	<b>62</b>
<b>Figure II.6 : tronçonneuse pour découpage de finition.....</b>	<b>62</b>
<b>Figure II .7 : Echantillons decouper grossierement.....</b>	<b>62</b>
<b>Figure II. 8 : échantillon pour mesure de dureté et diffraction de dureté.....</b>	<b>62</b>
<b>Figure II. 9 : Cycle d'un traitement thermique (1<sup>er</sup> protocole).....</b>	<b>63</b>
<b>Figure II.10 : Cycle d'un traitement thermique (2<sup>eme</sup> protocole).....</b>	<b>64</b>
<b>Figure II.11 : Four VECSTAR LDT (laboratoire mécanique).....</b>	<b>64</b>
<b>Figure II.12 : Échantillon sortis de four (laboratoire mécanique).....</b>	<b>64</b>
<b>Figure II.13 : Description de l'essai de dureté Brinell.....</b>	<b>66</b>
<b>Figure II.14 : Appareil de mesure de dureté laboratoire mécanique.....</b>	<b>67</b>
<b>Figure II.15 : Echantillon pour mesure de dureté.....</b>	<b>67</b>
<b>Figure II.16 : schéma de l'échantillon pour mesure de dureté.....</b>	<b>67</b>

<b>Figure II. 17 : Enrobeuse a chauds.....</b>	<b>68</b>
<b>Figure II .18 : (a) Echantillon enrobe pour observation micrographique.....</b>	<b>68</b>
<b>Figure II. 19 : Polisseuse (laboratoire de mécanique).....</b>	<b>68</b>
<b>Figure II.20 : microscope optique (laboratoire de mécanique).....</b>	<b>69</b>
<b>Figure II.21 : Géométrie expliquant la loi de Bragg par analogie à la réflexion...</b>	<b>71</b>
<b>Figure II. 22 : photo diffractomètre de rayons X Philips.....</b>	<b>72</b>
<b>Figure II.23 : Porte échantillon de diffractomètre des rayons X.....</b>	<b>72</b>

### **Chapitre III**

#### **Résultats**

<b>Figure III .1 : schéma de présentation des résultats.....</b>	<b>74</b>
<b>Figure III.2 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure de l'acier X60 et l'observation micrographique (état brut).....</b>	<b>75</b>
<b>Figure III.3 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure de l'acier X60 et l'observation micrographique (état brut).....</b>	<b>76</b>
<b>Figure III.4 : Diffractogramme de la zone I-c du Cordon de soudure de l'acier X60 et l'observation micrographique (état brut).....</b>	<b>77</b>
<b>Figure III.5 : Diffractogramme de la zone I-d du Cordon de soudure de l'acier X60 et l'observation micrographique (état brut).....</b>	<b>78</b>
<b>Figure III.6 : Diffractogramme de la zone I-e du Cordon de soudure et l'observation micrographique (état brut).....</b>	<b>79</b>
<b>Figure III.7 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 450C° pour un temps de maintien 2heur).....</b>	<b>80</b>

<b>Figure III.8 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 500C° pour un temps de maintien 2heur).....</b>	<b>81</b>
<b>Figure III.9 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 2heur).....</b>	<b>81</b>
<b>Figure III.10 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 600C° pour un temps de maintien 2heur).....</b>	<b>82</b>
<b>Figure III.11 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 650C° pour un temps de maintien 2heur).....</b>	<b>82</b>
<b>Figure III.12 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 450C° pour un temps de maintien 2heur).....</b>	<b>84</b>
<b>Figure III.13 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 500C° pour un temps de maintien 2heur).....</b>	<b>84</b>
<b>Figure III.14 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 2heur).....</b>	<b>85</b>
<b>Figure III.15 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 600C° pour un temps de maintien 2heur).....</b>	<b>85</b>
<b>Figure III.16 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 650C° pour un temps de maintien 2heur).....</b>	<b>86</b>

<b>Figure III.17 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 450°C pour un 2heur temps de maintien).....</b>	<b>87</b>
<b>Figure III.18 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 500°C pour un 2heur temps de maintien).....</b>	<b>87</b>
<b>Figure III.19 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 550°C pour un 2heur temps de maintien).....</b>	<b>88</b>
<b>Figure III.20 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 600°C pour un 2heur temps de maintien).....</b>	<b>88</b>
<b>Figure III.21 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 650°C pour un 2heur temps de maintien).....</b>	<b>89</b>
<b>Figure III.22 : Diffractogramme de la zone III-e du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 450°C pour un 2heur temps de maintien).....</b>	<b>90</b>
<b>Figure III.23 : Diffractogramme de la zone III-e du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 500°C pour un 2heur temps de maintien).....</b>	<b>90</b>
<b>Figure III.24 : Diffractogramme de la zone III-e du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 550°C pour un 2heur temps de maintien).....</b>	<b>91</b>
<b>Figure III.25 : Diffractogramme de la zone III-e du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 600°C pour un 2heur temps de maintien).....</b>	<b>91</b>

<b>Figure III.26 : Diffractogramme de la zone III-e du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 650°C pour un 2heur temps de maintien).....</b>	<b>92</b>
<b>Figure III. 27 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 1heur.....</b>	<b>93</b>
<b>Figure III. 28 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 2heur.....</b>	<b>93</b>
<b>Figure III. 29 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 3heur.....</b>	<b>94</b>
<b>Figure III. 30 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 4 heure.....</b>	<b>94</b>
<b>Figure III. 31 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 5 heure.....</b>	<b>95</b>
<b>Figure III. 32 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 1 heure.....</b>	<b>96</b>
<b>Figure III. 33 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 2 heure.....</b>	<b>97</b>
<b>Figure III. 34 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 3 heure.....</b>	<b>97</b>
<b>Figure III. 35 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 4 heure.....</b>	<b>98</b>
<b>Figure III. 36 : Diffractogramme de la zone II-b du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 5 heure.....</b>	<b>98</b>
<b>Figure III. 37 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 1 heure.....</b>	<b>99</b>
<b>Figure III. 38 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 2 heure.....</b>	<b>100</b>

<b>Figure III. 39 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 3 heure.....</b>	<b>100</b>
<b>Figure III. 40 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 4 heure.....</b>	<b>101</b>
<b>Figure III. 41 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 5 heure.....</b>	<b>101</b>
<b>Figure III. 42 : Diffractogramme de la zone III-e du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 1 heure.....</b>	<b>103</b>
<b>Figure III. 43 : Diffractogramme de la zone III -e du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 2 heure.....</b>	<b>103</b>
<b>Figure III. 44 : Diffractogramme de la zone III -e du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 3 heure.....</b>	<b>104</b>
<b>Figure III. 45: Diffractogramme de la zone III -e du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 4 heure.....</b>	<b>104</b>
<b>Figure III. 46 : Diffractogramme de la zone III -e du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 5 heure.....</b>	<b>105</b>
<b>Figure III.47 : schéma de mesure de dureté.....</b>	<b>106</b>
<b>Figure III. 48 : mesure de dureté pour l'échantillon de référence (sans traitement thermique).....</b>	<b>107</b>
<b>Figure III. 49 : mesure de dureté pour différents traitements thermiques à temps de maintien 2H pour la zone MF (métal fondu).....</b>	<b>108</b>
<b>Figure III. 50 : mesure de dureté pour différents traitements thermiques à temps de maintien 2H pour la zone ZAT (zone affecte thermiquement).....</b>	<b>108</b>
<b>Figure III. 51 : mesure de dureté pour différents traitements thermiques à temps de maintien 2H pour la zone MB (métal de base).....</b>	<b>109</b>
<b>Figure III. 52 : mesure de dureté pour différents traitements thermiques à temps de maintien 2H pour la zone MF (métal fondu).....</b>	<b>109</b>

<b>Figure III. 53 : mesure de dureté à différentes temps de maintien et traitements thermiques fixe 550°C pour la zone ZAT (zone affecte thermiquement).....</b>	<b>110</b>
<b>Figure III. 54 : mesure de dureté à différentes temps de maintien et traitements thermiques fixe 550°C pour la zone MB (métal de base).....</b>	<b>110</b>

## **Chapitre I**

### **Recherche Bibliographique**

<b>Tableau I.5.1 : Caractéristiques mécaniques des aciers des tubes selon les standards Américains API Spécification 5L et 5LS.....</b>	<b>18</b>
<b>Tableau I.5.2 : Composition chimique des aciers des tubes.....</b>	<b>19</b>

## **Chapitre II**

### **Techniques Expérimentales**

<b>Tableau II.1 : Composition chimique des aciers étudiés (% en masse) selon la norme standard API 5L.....</b>	<b>54</b>
<b>Tableau II.2 : Composition chimique des aciers étudiés (% en masse).....</b>	<b>54</b>
<b>Tableau II. 3 : Propriétés mécaniques des aciers étudiés selon les normes standards (état brut).....</b>	<b>55</b>

# **Introduction**

## INTRODUCTION

Le monde a connu un développement industriel très rapide grâce à l'industrie mécanique et les choix judicieux des matériaux. Parmi les matériaux utilisés dans plusieurs domaines, tel que l'industrie naval, ferroviaire, automobile construction bâtiment et industrie pétrolières, sont les aciers qui occupe la part du lion environ 95%.

Les installations et les structures à base d'acier ont connu un galop de développement grâce à la mise en forme et l'assemblage par boulonnage, rivetage et soudage, etc. Le soudage des aciers a beaucoup d'avantage dans l'industrie et la mise en forme des installations ; mais il a aussi des inconvénients et des points faible, qui rend l'assemblage vulnérable ; car la zone fondue de la soudure et la zone affecté thermiquement ZAT, n'ont pas les même caractéristiques structurales et mécaniques du métal de base.

Du point de vue électrochimique ce sont des zones très corrodables et du point de vue mécanique ce sont des zones fragilisées par la modification structurelle et l'introduction des contraintes mécanique, suite au refroidissement plus en moins rapide.

L'objectif de notre travail c'est une contribution à la caractérisation du cordon de soudure et la zone affectée thermiquement de l'acier X60 qui est très utilisé dans les installations de transport et stockage des hydrocarbures, ces dernières qui sont souvent dans un milieu chimiquement agressifs et sous contraintes mécaniques élevées.

Dans notre étude on commence par une collecte bibliographique sur les aciers HSLA (haute limite d'élasticité) et la technique de soudage utilisée dans l'assemblage des pipe-lines dans l'industrie pétrolière. Suivie par un chapitre de techniques expérimentales, dont le protocole d'exécution est préalablement défini afin de contribuer à une caractérisation de notre cordon de soudure, et de la zone affecter thermiquement ZAT.

Dans le chapitre qui suit une présentation de l'ensembles des résultats, de morphologie de microstructures et des diffractogrammes de diffractions des rayons x, ainsi que des mesure de dureté sur les différents zones de l'assemblages par soudure cordon de soudure ou zone fondu, la zone affecter thermiquement ZAT et le métal de base) et enfin la suite du travail et finalisé par une discussion et conclusion.

# **Chapitre I**

## **Recherche Bibliographique**

# Chapitre I

## Recherche Bibliographique

### I.1 Introduction :

L'accroissement des puissances des gazoducs a fait ressortir au premier plan les questions de leur fiabilité et sûreté écologique. Les violations, même de courte durée, dans le fonctionnement de tels gazoducs et encore plus les avaries conduisent à de grandes pertes économiques et écologiques. La rupture des tubes est la cause la plus fréquente des arrêts, courts et longs, des pipelines. Les ruptures conduisent à d'importantes pertes en quantité de gaz et provoquent de sérieux dégâts. C'est pourquoi, la fiabilité de la partie linéaire des gazoducs représente la condition préalable pour leur économicité, vu que c'est d'elle que dépend l'alimentation fiable et continue des consommateurs en gaz naturel. Leur sûreté et en particulier la protection de l'environnement d'un danger potentiel provoqué par des explosions ou par le feu, sont des conditions obligatoires. Parmi les causes de rupture, on peut citer : les défauts de fabrication des tubes qui renferment les imperfections des cordons de soudure d'usine, des joints de soudure des tubes effectués aux stations de double-jointing et sur le tracé, endommagement des tubes durant le transport et la construction, surcharge des conduites due à différents types d'écart par rapport à l'exigence du projet, surcharge des tubes due à des surcharges imprévues, corrosion, violation des régimes d'exploitation de la conduite et autres.

### I.2 Définition :

L'acier est un alliage à base de fer additionné d'un faible pourcentage de carbone (de 0,008 à environ 2,14 % en masse). La teneur en carbone a une influence considérable assez complexe sur les propriétés de l'acier, l'alliage est plutôt malléable et on parle de " fer "à très basse teneur en carbone. Au-delà de 2,14 %, les inclusions de carbone sous forme graphite fragilisent la microstructure et on parle de fonte. Entre ces deux valeurs, l'augmentation de la teneur en carbone a tendance à modifier la résistance mécanique .

On parle d'acier « doux, mi-doux, mi-dur, dur ou extra-dur » (classification traditionnelle).

On modifie également les propriétés des aciers en ajoutant d'autres éléments, principalement métalliques, et on parle d'aciers alliés. De plus, on peut encore modifier grandement leurs caractéristiques par des traitements thermiques ; on parle alors d'aciers traités.

Outre ces diverses potentialités, et comparativement aux autres alliages métalliques, l'intérêt majeur des aciers réside d'une part dans le cumul de valeurs élevées dans les propriétés mécaniques fondamentales : résistance aux efforts : module d'élasticité, limite élastique, résistance mécanique, dureté, résistance aux chocs (résilience).

D'autre part, leur coût d'élaboration reste relativement modéré, car le minerai de fer est abondant sur terre (environ 5 % de l'écorce) et sa réduction assez simple par addition de carbone à haute température. Enfin les aciers sont pratiquement entièrement recyclables grâce à la filière ferraille.

On peut néanmoins leur reconnaître quelques inconvénients, notamment leur mauvaise résistance à la corrosion, mais à laquelle on peut remédier, soit par divers traitements de surface (peinture, brunissage, zingage, galvanisation à chaud, etc.), soit par l'addition d'éléments réalisant des nuances dites " inoxydables ". Par ailleurs, les aciers sont difficilement moulables. De ce fait, les aciers restent privilégiés dans presque tous les domaines d'application technique : équipements publics, bâtiment, moyens de transport, composants mécaniques [1].

### **I.3 Les Aciers à Haut Limite Élastique (HSLA)**

#### **I.3.1 Définition**

Les aciers faiblement alliés à haute limite élastique (HSLA) sont un groupe d'aciers à faible teneur en carbone qui utilisent un peu d'éléments d'alliage pour atteindre les limites d'élasticité plus supérieures à 275 MPa en état laminé ou normalisé.

Ces aciers ont des meilleures propriétés mécaniques et améliorent parfois la résistance à la corrosion que les aciers au carbone graphite lamellaire. D'ailleurs, la haute limite élastique des aciers HSLA peut être obtenue à basse teneur en carbone, la soudabilité des aciers HSLA est comparable ou meilleur à celui des aciers doux [2].

#### **I-3-2 Catégories et caractéristiques des Aciers HSLA :**

Les aciers faiblement alliés à haute limite élastique incluent beaucoup de catégories standards et de propriétés industrielles conçues pour fournir des combinaisons spécifiques désirées des propriétés telles que la limite d'élasticité, la dureté, la formabilité, la soudabilité et la résistance à la corrosion atmosphérique.

Ces aciers ne sont pas considérés comme des aciers alliés, quoi que leurs propriétés désirées soient réalisées par l'utilisation de petites additions d'éléments d'alliage.

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

Les aciers HSLA peuvent être divisés en six catégories [1].

### **I.3.1.1 Les Aciers HSLA Résistants à la Corrosion Atmosphérique :**

Les premiers aciers HSLA développés étaient les aciers résistants à la corrosion.

Ces aciers contiennent de cuivre et d'autres éléments qui augmentent la résistance à la Corrosion, le durcissement de la solution-solide, et un certain affinement de grain de la microstructure de ferrite. L'effet de durcissement de plusieurs éléments d'alliage

Le vanadium et/ou le niobium peuvent améliorer la limite d'élasticité de ces aciers ; l'addition du niobium également améliore la dureté. Une normalisation ou un laminage et refroidissement commandés peuvent également affiner la taille de grain (et améliorer ainsi la dureté et la limite d'élasticité). Cependant, si la normalisation ou le refroidissement accéléré sont employés pour affiner la taille de grain, l'effet du carbone et des éléments de microalliage contenus sur la trempabilité et le potentiel pour des transformations indésirables de la bainite supérieur et à la ferrite doivent être considérées. [2].

### **I.3.1.2 Les aciers microalliés ferrito-perlitiques :**

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

Le développement des procédés de laminage couplés à la composition chimique a produit la limite d'élasticité élevée accompagnés d'un abaissement progressif du taux de carbone. L'affinement de la taille de grain développé pendant le laminage à chaud est dû à la présence du vanadium, du niobium, et du titane.

Les divers types des aciers microalliés ferrito-perlite incluent :

- Les Aciers microalliés au vanadium.

- Les Aciers Microalliés au Niobium.
- Les Aciers Microalliés au Niobium-Molybdène.
- Les Aciers Microalliés au Niobium-Vanadium.
- Les Aciers Microalliés au Vanadium-Azote.
- Les Aciers Microalliés au Titane.
- Les Aciers Microalliés au Niobium-Titane.
- Les Aciers Microalliés au Vanadium-Titane.

Ces aciers peuvent également inclure d'autres éléments pour la résistance à la corrosion et le durcissement de la solution solide, ou augmenter la trempabilité (si des produits de transformation autres que la ferrite-perlite sont désirés) [2].

### **I.3.1.3 Les Aciers Perlitique de Construction Laminés :**

Les aciers Perlitique de construction laminés sont un groupe spécifique d'aciers HSLA ayant des propriétés mécaniques augmentés (dans certains cas, la résistance à la corrosion atmosphérique) sont obtenus par l'addition des quantités modérées d'un ou plusieurs éléments de microalliage autres que le carbone. Certains de ces aciers sont des aciers de carbone-manganèse et diffèrent des aciers au carbone ordinaires seulement en ayant un plus grand contenu de manganèse jusqu'à 19%. D'autres aciers de construction perlitiques contiennent un peu d'éléments d'alliage, qui sont ajoutés pour augmenter la soudabilité, la formabilité, la dureté élevée, et bonne résilience. Les aciers perlitiques de construction laminés sont caractérisés par des limites d'élasticités dans la gamme de 290 à 345 MPa. Ils ne sont pas prévus pour la trempe et ne devraient pas être soumis à un tel traitement. Pour certaines applications, ils peuvent être recuits, normalisés, ou soumis à une relaxation, processus qui peuvent changer les propriétés mécaniques, quand ces aciers sont employés en structures soudées, le soin doit être pris dans le choix de catégorie et dans les spécifications des détails de procédure de soudage.

Certaines catégories peuvent être soudées sans préchauffage ou post chauffage. Les inconvénients de base de ces aciers est que la microstructure Perlitiques augmente la température de transition mais n'améliore pas la limite d'élasticité. [2].

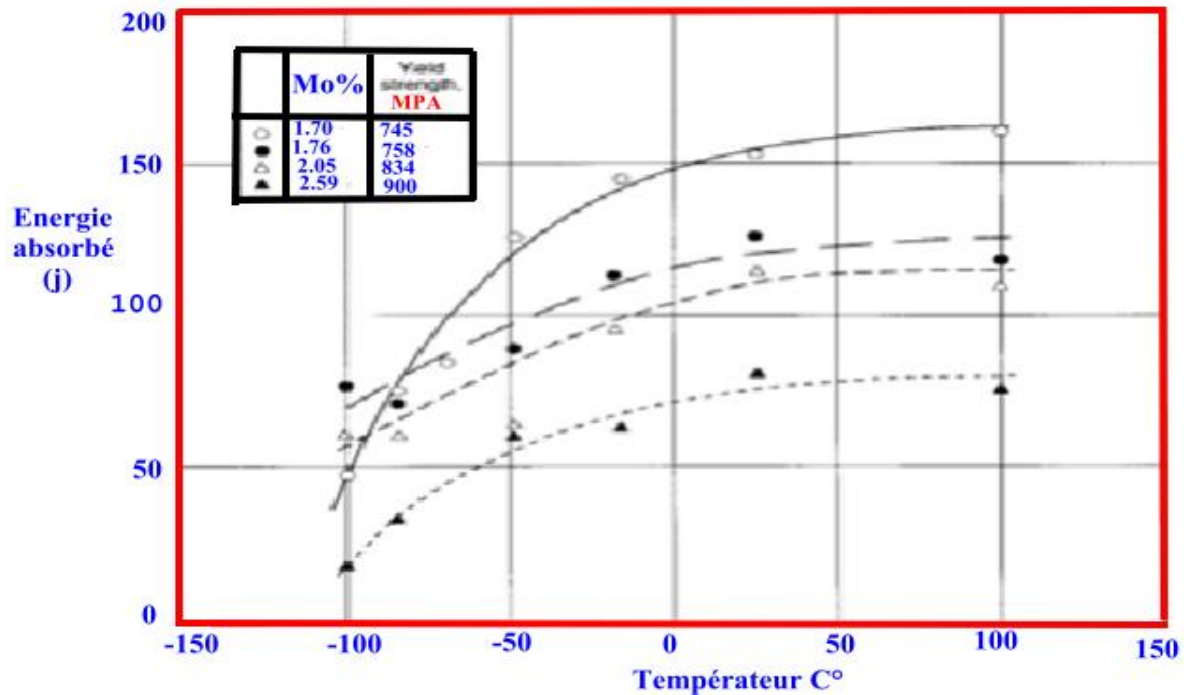
#### **I.3.1.4 Les aciers de ferrite aciculaire :**

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

Les aciers de ferrite aciculaire peuvent être obtenus par trempe à l'eau ou huile, par le refroidissement à l'air forcé, bien sûr par addition des éléments appropriés pour la trempabilité. L'avantage principal de ce type d'acier HSLA est la combinaison peu commune de haute limite d'élasticité (415 à 690 MPa), de la résilience élevée (Figure I.1). Une application importante de ces aciers est le pipeline. Les propriétés d'un acier de ferrite aciculaire laminé sont récapitulées dans la figure (I.1).

L'utilisation principale des aciers de ferrite aciculaire implique les canalisations d'hydrocarbures dans des conditions sévères. Cette application exige une combinaison de dureté

élevée, de très bonne résistance et d'excellente résistance à la fissuration induite par l'hydrogène et la meilleure soudabilité.



**Figure I-1** : La résilience et la limite d'élasticité d'un acier laminé [2].

Les teneurs nominales des éléments d'alliage a inclus 0.024 à 0.027% C, 0.92 à 1.00% Mn, 3.54 à 3.63% Ni, et 0.050 à 0.055% Nb [2].

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

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

Trois catégories pour le service arctique sont disponibles : X60, X70, et X80.

Une composition X70 inclut 0.03% C, 0.25% silicium, 1.91% manganèse, 0.008% P, 0.001% S, 0.048% N, plus le titane, le bore, et le calcium [ref1 amr].

### **I.3.1.5 Les Aciers à Double Phase (Dual Phase) :**

Ces aciers ont une microstructure de ferrite polygonale (de 80 à 90%) et des îles de martensite de 10 à 20% dispersées dans toute la matrice de ferrite. le terme de duale phase se rapportent à la prédominance dans la microstructure de deux phases, la ferrite et la martensite. Ces aciers ont une basse limite d'élasticité et une résistance à la traction approximativement de 550 MPa. Les aciers Dual-phase peuvent être produits à partir des aciers à faible teneur en carbone de trois manières :

- ✓ L'austénitisation des aciers de carbone-manganèse a suivi du refroidissement rapide.
- ✓ un laminage à chaud avec des éléments favorisant la formation de ferrite (élément de oxygène) tels que le silicium et les éléments qui retardent la transformation (austinite-ferrite) tels que le chrome, le manganèse, et/ou le molybdène [2].
- ✓ Le recuit continu de l'acier laminé à froid de carbone-manganèse a suivi de trempage et adoucissement.

### **I.3.1.6 Les Aciers de Forme d'Inclusion Contrôlée :**

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

## **I.4 Propriétés des aciers HSLA :**

### **I.4.1 Éléments de Microalliage :**

La teneur limite qui distingue les aciers microalliés des aciers faiblement alliés se situe aux environs de 0,1 % C dans les aciers eutectoïde [3].

Dans le cas des aciers faiblement alliés, pour une teneur inférieure à 0,1 % C les effets des éléments métalliques en solution solide homogène sont considérés comme très faibles.

Dans le cas du microalliage, la formation des composés intermétallique très fins et très nombreux modifie considérablement les microstructures et les propriétés [3].

Les éléments principaux de microalliage sont :

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

Le mode d'action des trois éléments retenus passe par les phénomènes de précipitation, mais avec des interactions avec les phénomènes métallurgiques de transformation de phase, de recristallisation après écrouissage à chaud ou à froid et de blocage des mouvements des joints de grain ou des dislocations ces derniers qui par la suite forme une densité élevée de contrainte interne qui augmente le module Young et la dureté de l'acier [3].

#### **I.4.2 Composés : Carbures, Nitrures, Oxydes :**

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

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

Il est donc nécessaire de distinguer deux classes :

- ✓ Les précipités proprement dits qui peuvent être redissous en phase solide à haute température : carbures, carbonitrures, certains nitrures ;
- ✓ Les précipités pratiquement insolubles : oxydes, oxysulfures, TiN etc ce type de précipiter présentent des points faible pour l'acier .dont ils présent les sources des microfissures.

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.

#### **I.4.3 Précipitation :**

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

- ✓ Dans le domaine austénitique au refroidissement s'il est suffisamment lent, et conformément aux conditions d'équilibre thermodynamique du système (alliage) ;
- ✓ 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 ;

#### **I.4.4 Propriétés Propres à Chaque Élément :**

##### **1.4.4.1 Titane :**

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

Les progrès de la métallurgie secondaire et l'emploi du vide ont permis de s'affranchir de ces inclusions et l'on peut ainsi utiliser le titane en microalliage avec des précipitations fines. Comme indiqué dans les conditions générales, la présence de titane en solution puis la précipitation ont pour conséquence de retarder la recristallisation, de durcir la matrice en fixant l'azote et le carbone. [2]

##### **1.4.4.2 Niobium :**

Ce sont sans doute les précipités les plus fins qui sont obtenus d'où un durcissement global très intéressant ; le niobium est également très efficace pour le contrôle des grains en TTM [2].

##### **1.4.4.3 Vanadium :**

Le vanadium facilement redissous peut se révéler plus souple d'emploi que le niobium ou le titane quand les cycles thermiques sont plafonnés en température spécialement en traitement thermique ou en formage à partir de basses températures ; mais en contrepartie, il ne permet pas de contrôler le grain par les effets de recristallisation ou de blocage des joints [2].

#### **I.4.4.4 L'Effet des Eléments de Microalliage sur les Propriétés :**

L'effet global des éléments de microalliage, sur les propriétés mécaniques est la somme de l'effet durcissant des précipités des modifications de structure ; par la suite des changements de la taille des grains ou d'autres sous-structures ; il est donc nécessaire, pour chaque propriété, de distinguer l'effet des précipités (durcissement, fragilisation...), l'effet induit sur la microstructure comme l'affinement de grain et l'effet indirect par d'éventuels changements de la composition de base de la nuance, comme une baisse de la teneur en carbone [2] [4]

#### **I.4.5.1 Durcissement :**

L'effet de durcissement par les précipités dépend de leur nature, leur nombre et de leur taille. On constate que la nature du précipité joue un rôle en plus de l'effet de taille. Les précipités des divers éléments Nb, Ti, V sont indépendants les uns des autres, leurs effets sont additifs du moins tant que le carbone (ou l'azote) est en quantité suffisante ; il est donc possible de faire des combinaisons à deux éléments ou même à trois dans certains cas [4].

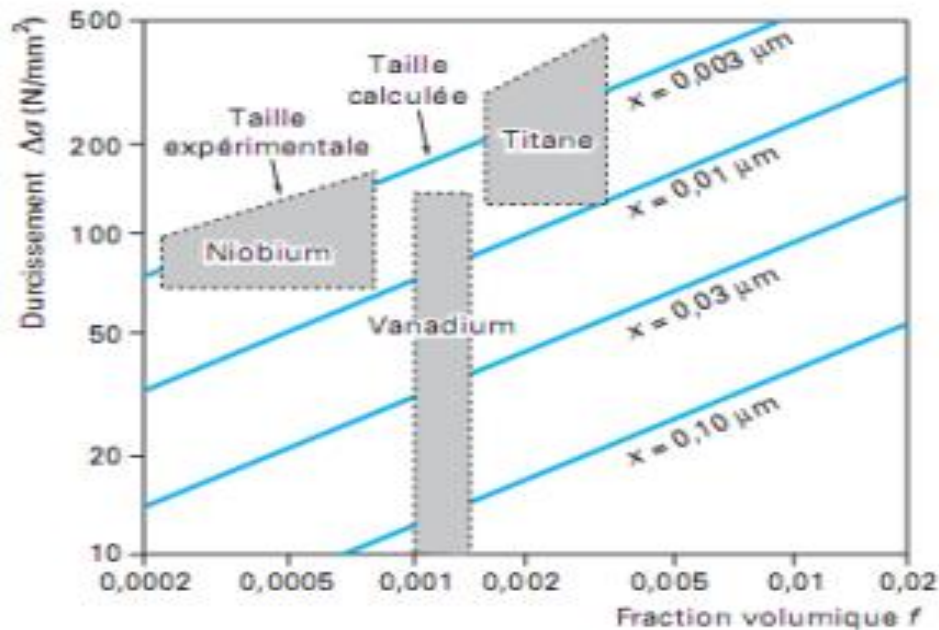
En effet, on a un double avantage :

- ✓ La mise en solution est plus facile qu'avec une forte teneur en un seul élément.
- ✓ On profite d'un meilleur coefficient de durcissement au début de chaque courbe du fait que le durcissement est parabolique.
- ✓ 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 [2].

#### **I.4.5.2 Contrôle du grain :**

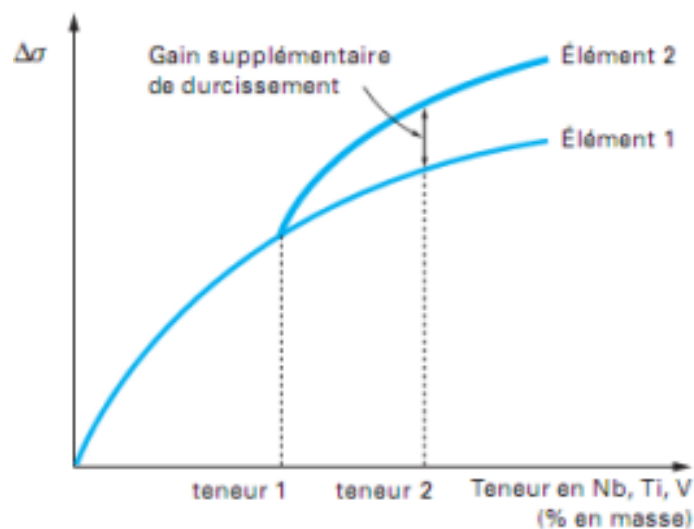
Outre le durcissement direct de la matrice, les précipités permettent de régler la taille des grains par plusieurs mécanismes.

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



**Figure I-2 :** Durcissement en fonction de la taille et de la quantité des précipités [2].

Malgré un gros grain de départ après mise en solution à haute température, il se produit au cours d'un laminage ou d'un forgeage en plusieurs passes un affinement du grain, au moins en présence de niobium ou de titane. Entre les passes de laminage, il y a également un grossissement après la recristallisation à grains fins du métal déformé : ce grossissement très rapide à température élevée, pour une matrice sans précipité est fortement ralenti par des précipités [2].



**Figure I-3 :** la combinaison de deux éléments de microalliage pour le Durcissement [2].

Affinement du grain  $\alpha$  L'influence des précipités sur la taille de grain  $\alpha$  va passer d'abord par l'hérédité du grain  $\gamma$  quand il y a changement de phase ; des grains  $\gamma$  fins donneront des grains  $\alpha$  fins avec une relation dépendant de la vitesse de refroidissement [2].

#### **I.4.5.3 Effet global :**

L'augmentation globale de la limite d'élasticité et de la résistance à la rupture par traction  $R_m$  correspond à la somme du durcissement inter granulaire par les précipités

et de l'effet de la taille de grain, qui peut être aussi important que le premier ; par rapport à un acier de référence, le durcissement global peut atteindre plus de 200 Mpa, soit pour un acier extra doux un quasi-doublement [2].

#### **I.4.5.4 Ductilité :**

##### **▪ Ductilité à température ambiante :**

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

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

Dans certains cas, la baisse de ductilité est compensée par les adaptations de la nuance de base, et notamment par une amélioration de la propriété inclusionnaire (baisse du soufre et de la teneur en oxygène) qui permet le développement de nuances à haute résistance capables de supporter des formages difficiles [2].

##### **▪ Ductilité à chaud**

La fragilisation par les précipités entraînant, une forte baisse de la ductilité est manifeste quand les grains sont grossiers et écrouis ; c'est ce qui se produit à haute température, quand du métal brut de coulée est déformé dans une gamme de température voisine du domaine de précipitation ; La déformation faible ne permet pas le déclenchement de la recristallisation, les grains déformés et durcis sont fragiles et la ductilité mesurée par la striction à chaud tombe à des niveaux très bas [2].

#### I.4.6 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 bainitique ou martensitiques, c'est l'affinement du grain austénitique  $\gamma$  qui joue un rôle favorable sur l'amorçage et la propagation des clivages.

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

#### I.4.7 Vieillissement :

La fixation de l'azote et du carbone libre par les éléments de microalliage a toujours des conséquences sur la réduction de la sensibilité au vieillissement après écrouissage. Les aciers sans élément interstitiel sont complètement non vieillissants qu'ils soient au titane, au niobium ou au Ti-Nb ou Ti-V. En effet, dans ces nuances l'azote est fixé par l'aluminium et tout le carbone est fixé par l'élément carburigène en excès. Quand l'élément est sous-stœchiométrique, il fixe une certaine quantité de carbone libre, ce qui réduit ou retarde le vieillissement mais ne le supprime pas complètement. De ce fait, les aciers microalliés sont pratiquement peu vieillissants [2].

#### I.4.8 Soudabilité :

Un acier soudable est un acier dont la mise au point prévoit dès l'origine une mise en œuvre par soudage pour des nombreuses applications potentielles (plates-formes de forage, réservoirs de stockage, oléoducs, gazoducs etc. ...).

Afin de rendre compte de l'aptitude au soudage des aciers à dispersives, l'institut international de soudure (I.I.W) a proposé la notion de carbone équivalent  $C_{eq}$  définie par

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Mo+Cr+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (I.2)$$

Où la concentration des éléments d'addition est donnée par le pourcentage en poids

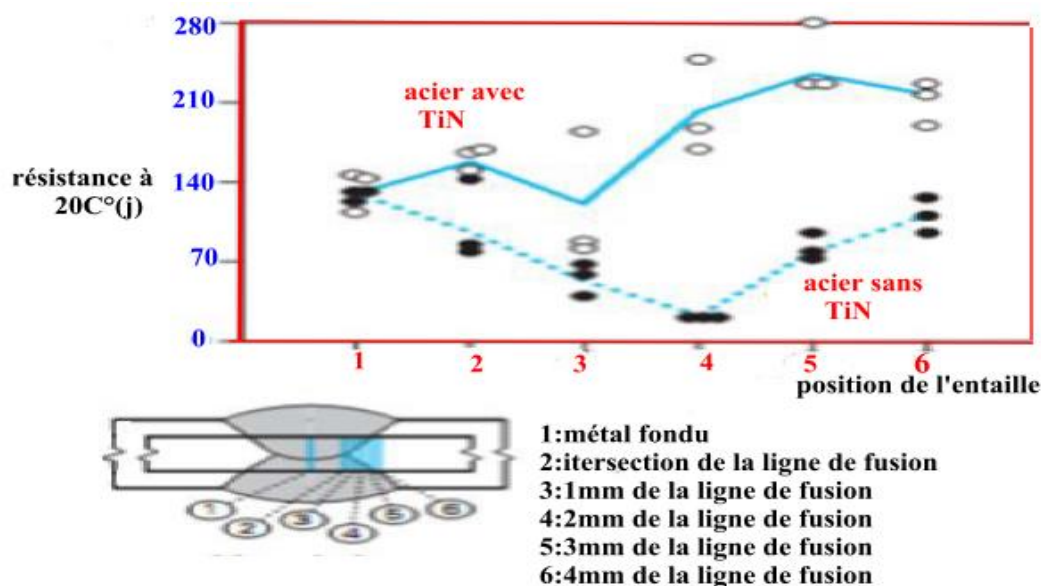
Pour plus de garantie de soudabilité, le maximum de  $C_{eq}$  ne doit pas dépasser 0,42, on remarque à partir de l'équation ci-dessous que le carbone est l'élément qui affecte le plus la soudabilité [2].

#### I.4.9 Rôle des oxydes

Les évolutions de la métallurgie secondaire, avec l'emploi du vide et de laitiers spécialement choisis en fonction de la nature des inclusions désirées, permettent de créer des inclusions d'oxydes plus ou moins monophasées, mais surtout très fines. Leur rôle peut être analogue à celui de certains précipités en bloquant des joints de grains ou en facilitant la germination de phases ; cela peut se révéler très précieux quand il y a refusions du métal comme dans des soudures [2].

Les inclusions les plus utilisées dans cet objectif sont les oxydes de titane ou de zirconium en notant que, le plus souvent, elles ne sont pas monophasées. L'oxyde de base dans les aciers calmés étant l'alumine  $Al_2O_3$ , la pratique de désoxydation doit être modifiée.

Il peut s'agir également de nitrures se formant à la solidification comme le nitrure de titane TiN. Les inclusions fines permettent un certain contrôle des grains austénitiques en cours de laminage, mais leur gros intérêt concerne la limitation du grossissement des grains dans les zones affectées par la chaleur (ZAT) des joints soudés et leur rôle sur les microstructures, en facilitant la germination fine lors de la transformation [2].



Composition de base de l'acier : 0.05%C\_1.5%Mn\_0.27%Mo\_0.04%Nb\_0.07%v

**Figure I-4** : Influence de la présence de TiN sur la résilience Charpy V à -20 °C en fonction de la distance de l'entaille à la ligne de fusion (soudure sous flux) [2].

#### **I.4.10 Rôle des inclusions fines dans les zones soudées :**

Les éléments dissous dans le métal fondu et les zones affectées ne permettent guère le contrôle des grains qui sont relativement grossiers en raison des hautes températures en soudage à forte énergie d'où la création de structures relativement fragiles.

Par contre, des particules ultrafines, non solubles à haute température, permettent :

- Soit d'empêcher le grossissement des grains, comme c'est le cas des nitrures de titane fins ;
- Soit de favoriser la germination de ferrites aciculaires fines, autour d'inclusions d'oxydes de composition bien choisies comme  $TiO$ , et d'éviter la création des composés MA (martensite-austénite résiduelle) [2].

#### **I.5 Facteurs déterminant la fiabilité des aciers des tubes :**

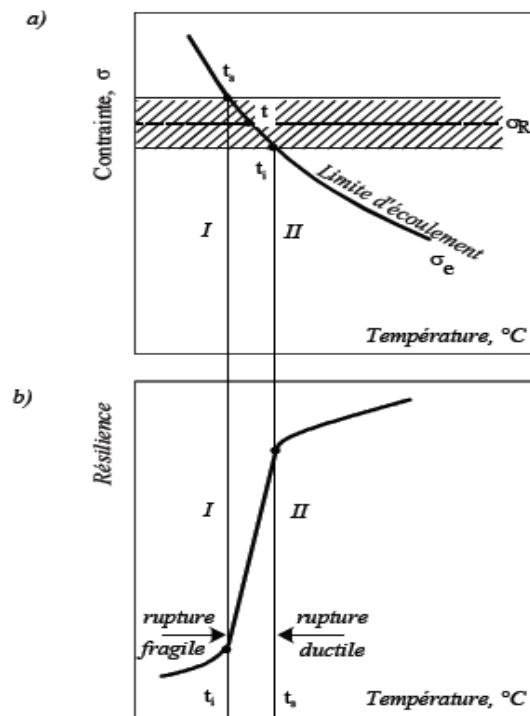
Les aciers des tubes sont soumis à des actions extérieures et intérieures, les actions extérieures engendrent des contraintes et des déformations qui entraînent la modification des états physiques et mécaniques du matériau des tubes. Les actions internes donnent naissance à des contraintes internes, liées essentiellement à la distribution inégale des déformations dans le volume du matériau. Ces contraintes peuvent être thermiques, de phases ou structurelles.

Ainsi la résistance des aciers des tubes aux actions extérieures et intérieures définit leur tenue à la déformation, à la rupture et la plasticité. Une rupture ductile et fragile des aciers des tubes se propagent à une vitesse proche de la vitesse du son. Elles sont brusques et peuvent causer beaucoup de dégâts. Par conséquent, pour assurer la fiabilité des conduites, l'acier des tubes doit posséder en plus d'une limite d'élasticité élevée, une bonne résistance à la rupture fragile. La fiabilité des aciers des tubes est donc déterminée par les divers défauts qui servent d'amorce aux fissures. L'action des entailles, des défauts internes (inclusions non métalliques, fissures et autres) rend irrégulière la distribution des contraintes en conditionnant leur concentration. Plus l'entaille n'est vive, plus son action sur les propriétés mécaniques du métal est forte. Or, cette action rend la résistance à la rupture fragile plus faible. Par conséquent, l'action d'une entaille doit être rapportée aux facteurs qui contribuent à la fragilisation de l'acier des tubes.

D'autre part la baisse de la température rend le métal des tubes susceptible de rupture fragile (fragilité à froid) [93]. La courbe résilience en fonction de la température des aciers des tubes présente une transition graduelle de l'état ductile à l'état fragile, c'est-à-dire il existe un intervalle critique de température de fragilité (figure I.5.1). Cet intervalle de température délimite la

transition des cassures ductiles fibreuses aux cassures cristallines fragiles aux basses plasticités et ductilité. Plus la température de transition n'est élevée, plus l'aptitude de l'acier à la rupture fragile est forte. Ainsi la température de service des conduites influe sur la fiabilité des aciers des tubes. Cette température doit être plus élevée que la température de transition, le mieux aux températures auxquelles la rupture est complètement ductile. D'autre part, plus la réserve thermique de ductilité (par rapport à la température ordinaire 20 °C) est élevée plus la sensibilité du métal des tubes aux variations de température, à l'augmentation de la vitesse de déformation, aux concentrateurs de contrainte est faible. Enfin les aciers des tubes sont également l'objet d'une destruction graduelle sous l'action d'autres phénomènes et processus, dont la corrosion et la fatigue. La résistance à ces formes de destruction détermine la longévité des tubes dans les conditions appropriées de leur service.

La limite de fatigue dépend en majeure partie des concentrations de contraintes et de l'effet de corrosion.



**Figure I.5.1** : Schéma de la rupture fragile et de la rupture ductile [6]

D'un acier en fonction de la température d'essai.

- a) Sollicitation statique
- b) Sollicitation dynamique

## I- Rupture fragile

## II- Rupture ductile

$t_i$ ,  $t_s$  - les frontières supérieure et inférieure de l'intervalle critique de température de fragilité

### I.6 Facteurs métallurgiques déterminant les propriétés des tubes :

La recherche de la fragilité et de la sécurité des pipelines a conduit à l'apparition sur le marché d'un nombre relativement important d'aciers destinés à la fabrication des tubes de gros diamètres (tableau I.5.1). Les préoccupations essentielles à l'introduction d'éléments d'alliage dans les aciers des tubes (Tableau I.5.2) sont liées à l'augmentation des caractéristiques de traction ( $R_e$ ,  $R_m$ ), à une mise en œuvre des matériaux la plus aisée possible (soudage) et à des conditions d'emploi sévères (pression de service élevée, environnement corrosif) [7].

**Tableau I.5.1 : Caractéristiques mécaniques des aciers des tubes selon les standards Américains API Spécification 5L et 5LS**

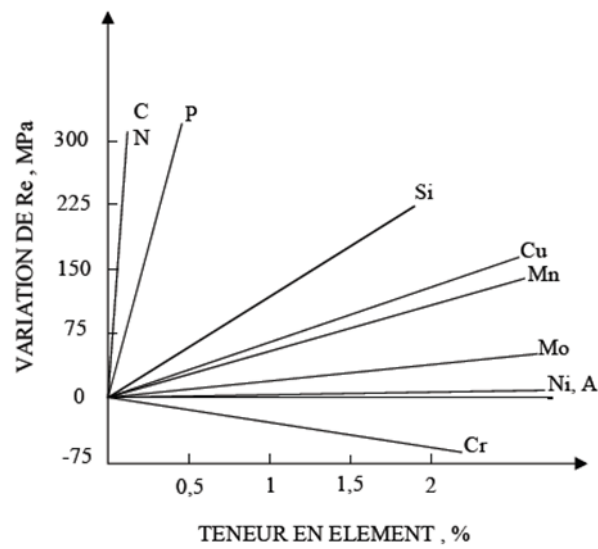
Spécification du produit Niveau	Type	$\sigma_{0,2}$ MPa	$\sigma_R$ MPa
1	A25	172	310
	A	207	331
	B	241	414
	X42	290	414
	X46	317	434
	X52	359	455
	X56	386	490
	X60	414	517
	X65	448	531
	X70	483	565

	Type	Min	Max	Min	Max
2	B	241	448	414	758
	X42	290	496	414	758
	X46	317	524	434	758
	X52	359	531	455	758
	X56	386	544	490	758
	X60	414	565	517	758
	X65	448	600	531	758
	X70	483	621	565	758
	X80	552	690	621	827

**Tableau I.5.2 : Composition chimique des aciers des tubes.**

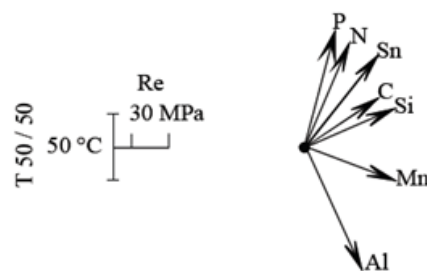
N°	Méthode de traitement des tubes	Teneur massique en éléments %													Fabricant des tubes
		C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	V	Nb	N	Al	Mo	
1	normalisation	0,19	1,65	0,03	0,025	0,5	0,2	0,1	0,1	(V+Nb+Ti)=0,16					MANNESMAN (Allemagne)
2	Régulation de la température de recuit	0,13	1,65	0,03	0,015	0,5	-	-	-	0,08	0,08	-	-	-	France et Allemagne
3	Régulation de la température de recuit	0,18	1,6	0,025	0,005	0,5	0,2	0,1	0,25	0,08	0,05	-	-	-	MANNESMAN (Allemagne)
4	Régulation de la température de recuit	0,12	1,65	0,02	0,015	0,5	-	-	-	0,08	0,06	-	-	0,3	MANNESMAN (Allemagne)
5	normalisation	0,19	1,65	0,03	0,03	0,5	0,2	0,1	0,1	(V+Nb+Ti)=0,16		-	-	-	ITALCIDER (Italie)
6	Régulation de la température de recuit	0,1	1,75	0,025	0,012	0,2 0,45	-	0,35	-	(V+Nb+Ti)=0,12		-	-	0,35	ITALCIDER (Italie)
7	Régulation de la température de recuit	0,12	1,65	0,02	0,015	0,5	-	-	-	0,08	0,06	-	-	0,3	ITALCIDER (Italie)- Japon
8	Traitement thermique	0,06	1,4 2,0	-	-	-	-	-	-	-	0,03 0,06	-	-	0,2 0,4	ITALCIDER (Italie)- Japon
9	Traitement thermique	0,12	1,65	0,025	0,01	0,2 0,4	-	0,3	-	(V+Nb+Ti)=0,16		-	-	0,3	NIPPONSTIL KORP (Japon)
10	Traitement thermique	0,12	1,65	0,018	0,01	0,35	-	-	-	(V+Nb+Ti)=0,16		-	-	0,2	KAVASAKISTIL (Japon)
11	Trempe et revenu	0,13	1,33 1,37	0,011 0,014	0,002	0,26 0,27	-	0,01	-	0,02	0,01	0,007	0,02 0,026		NIPPONSTIL KORP (Japon)
12	Traitement thermomécanique	0,08	1,42	0,012 0,015	0,003	0,27	-	0,3	-	0,08	0,04	0,008	0,027		NIPPONSTIL KORP (Japon)

On distingue les éléments d'addition à effet durcissant la ferrite. Les éléments les plus efficaces sont ceux que l'on cherche à diminuer pour des raisons de soudabilité (carbone) ou d'amélioration des caractéristiques de résilience (phosphore, carbone, ... etc) (figure I.5.2). Afin de ne pas rendre l'acier sensible au vieillissement et de détériorer ainsi les propriétés de résilience, l'azote est toujours présent sous une forme de combinaison. Par contre, le manganèse est le seul élément d'addition qui soit alors favorable, mais avec un effet durcissant très limité.



**Figure I.2a :** Durcissement par solution solide

[PICKERING F.B., 1975] [6]

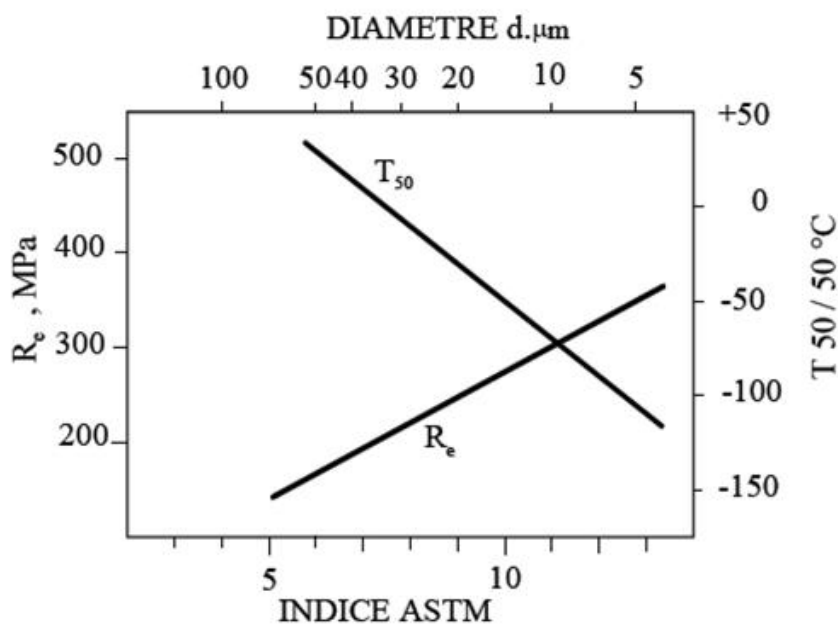


**Figure I.2b :** Influence des éléments sur Re et T 50 / 50 d'après F.B Pickering [PICKERING

F.B., 1975] [6]

L'une des méthodes d'obtention d'une combinaison de haute résistance, de bonne ductilité et soudabilité des aciers est l'affinement du grain ferritique. L'augmentation des caractéristiques

de traction et en particulier la limite d'élasticité  $R_e$  par l'affinement du grain ferritique était souvent démontrée (**Figure I.5.3**).



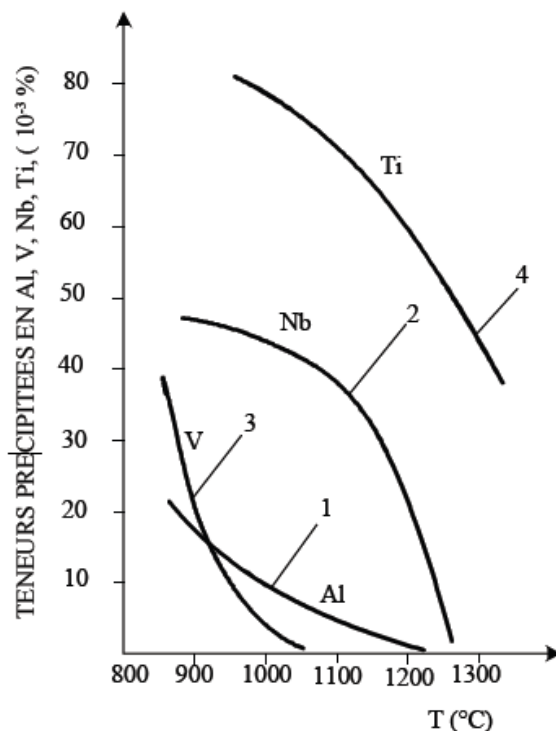
**Figure I.5.3** : Influence de la taille du grain  $\alpha$  sur  $R_e$  et  $T_{50/50}$

(Acier : 0,1 % C – 0,5 % Mn – 0,2 % Si – 0,006 % N), d'après K. J. Irvine [6]

L'intérêt du grain fin dans les aciers des tubes à structure ferrite-perlite est donc double, d'où l'intérêt porté à l'addition d'éléments permettant l'affinage du grain ferritique [8], donc du grain austénitique de départ. L'affinage du grain est réalisé par l'addition d'éléments formant de fins précipités, lesquels par leur interaction avec des joints de grains austénitiques, empêchent le développement de ces derniers [9]. Les facteurs qui interviennent dans le processus d'affinage du grain sont : les éléments d'alliages susceptibles de former des précipités fins. Les plus utilisés sont Al, Nb, Ti (tableau I.2) formant des nitrures ou des carbonitrures, agissant suivant leurs teneurs ainsi que les teneurs en N et C et le traitement thermique réalisé.

On note, que l'ensemble de ces facteurs en tenant compte des phénomènes de mise en solution, de précipitation et de coalescence déterminera pour un acier le degré d'affinage du grain. L'aluminium est l'élément le plus utilisé et le plus simple dans la mesure où il ne forme qu'un nitrure  $\text{AlN}$ . La mise en solution s'effectue dans un domaine de température  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  /

$1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ , naturellement fonction de N et Al (Figure.I.5.4).



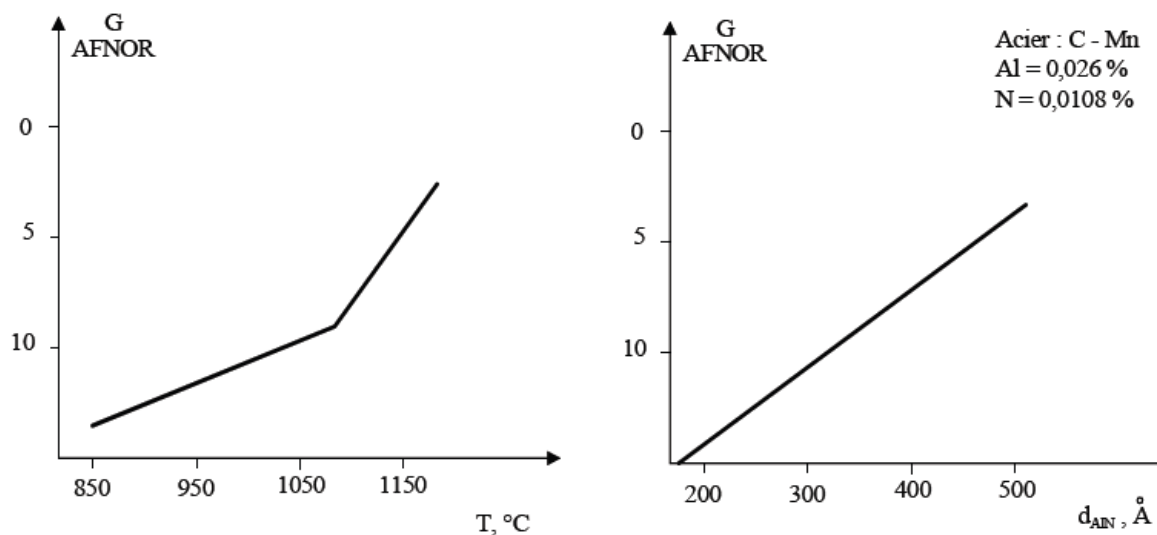
N°	C	N	Al	Nb	V	Ti	Réf
1		10.8	<u>26</u>				[PONT G. <i>et al</i> , 1970]
2	195	7	46	<u>43</u>			[BERNARD G. <i>et al</i> , 1980]
3	230	7	13		<u>90</u>		[BERNARD G. <i>et al</i> , 1980]
4	160	6	60			<u>80</u>	[CIVALLERO M. <i>et al</i> , 1971]

**Figure. I.5.4 :** Mise en solution des éléments dispersoïdes [6]

La précipitation, sous forme de fins nitrures, se produit soit au cours du laminage, soit au cours du chauffage avant normalisation dans le domaine [600 – 700 °C] [10]. Du fait des processus de diffusion qui conduisent à la coalescence des précipités de AlN, puis à leur mise en solution (figure I.5) [11], le grain austénitique ne variera plus alors qu'en fonction des paramètres température et temps [12]. Dans le cas du niobium, les précipités formés sont des carbonitrures Nb (C<sub>x</sub>, N<sub>y</sub>) dont les teneurs en C et N dépendent de la composition et de la température. La précipitation au refroidissement coïncide avec la transformation  $\gamma$ - $\alpha$ , tandis que la précipitation au cours du chauffage s'effectue dans le domaine [600 – 700 °C] [10].

Le niobium peut exercer comme l'aluminium un effet marquant sur l'affinage du grain, et la taille critique des particules est d'environ 300 Å comme pour AlN. Enfin, on ne constate que l'addition simultanée d'Al et Nb est légèrement plus efficace que celle d'Al seul [10] [13].

Le titane forme deux composés. D'une part, TiN qui est un précipité extrêmement stable, pratiquement insoluble dans l'austénite [14], et d'autre part un carbure TiC.



**Figure I.5.5** : Evolution du grain avec la température et la taille des précipités de AlN [14]

Le titane non piégé par l'azote forme un carbo-nitride riche en carbone de diamètre environ 200 Å, qui se dissout dans l'austénite jusqu'à 1300 °C environ (figure I.5.4). Ce "carbure" est responsable du contrôle de la croissance du grain  $\gamma$ .

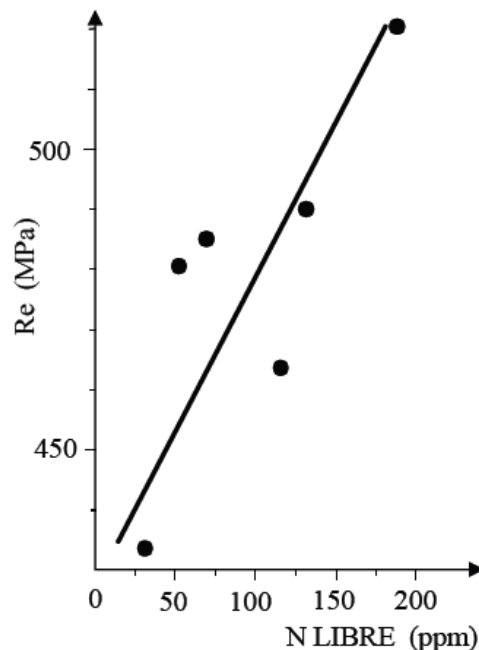
L'addition d'un ou plusieurs éléments tel que Al, Nb, Ti afin d'affiner le grain et d'améliorer les caractéristiques des aciers des tubes est donc indispensable. Le choix de ces éléments et de leur teneur est fonction des facteurs tel que : teneur en azote (élaboration au convertisseur ou au four électrique), du type de traitement thermique et des caractéristiques recherchées.

Certains éléments formant les carbonitrides fins présentent, outre l'effet sur le grain, un rôle important de durcissement par précipitation dans la ferrite. Les plus utilisés dans la composition chimique des aciers des tubes sont Nb, Ti, V (tableau I.5.2). L'efficacité durcissant de ces précipités dépend des teneurs en éléments et du traitement thermique. Pour le Niobium, dans le cas d'une normalisation à température voisine de 900 °C, l'accroissement des caractéristiques

de traction est faible et l'augmentation de la température de transition également. Si le traitement est effectué à haute température après dissolution de Nb (C, N), soit d'environ 1250 °C, les variations deviennent importantes ~ 100 MPa et 60 °C [10]. Après une opération de trempe et revenu, l'effet du Nb après austénitisation à haute température est encore accentué.

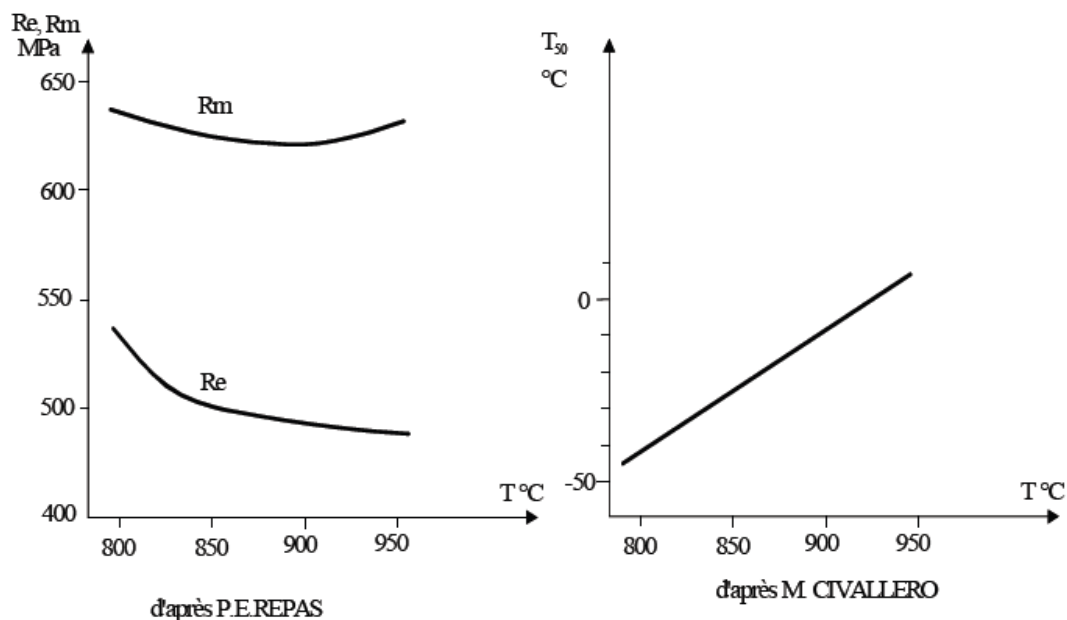
Le vanadium est très employé en tant qu'élément durcissant par précipitation au cours d'un traitement classique. Les carbonitrides de V sont mis totalement en solution à des températures nettement plus basses (figure I.5.4). Le durcissement se faisant par l'intermédiaire de V (C, N), la présence d'autres éléments métalliques formant nitrures ou carbures peut interférer. La teneur en azote libre est déterminante, surtout à l'état normalisé pour lequel le durcissement est dû à des nitrures de vanadium (figure I.5.6) [15]. A l'état trempé revenu, le durcissement par le carbo-nitride est important. L'accroissement des caractéristiques de traction peut atteindre 80 MPa pour V = 0,08 % à l'état normalisé. Ceci se traduit par une légère augmentation de la température de transition de résilience [16]. Le Nb et le Ti jouent un rôle particulier pendant (et après) une déformation à chaud, essentiellement le laminage.

En effet, ces deux éléments ont pour propriétés de retarder la cristallisation de l'austénite lorsqu'ils sont ajoutés en faible quantité (~0,030 %).



**Figure I.6 :** Evolution de Re avec la teneur en N libre à l'austénitisation. Etat normalisé Acier C – Mn – V. [16]

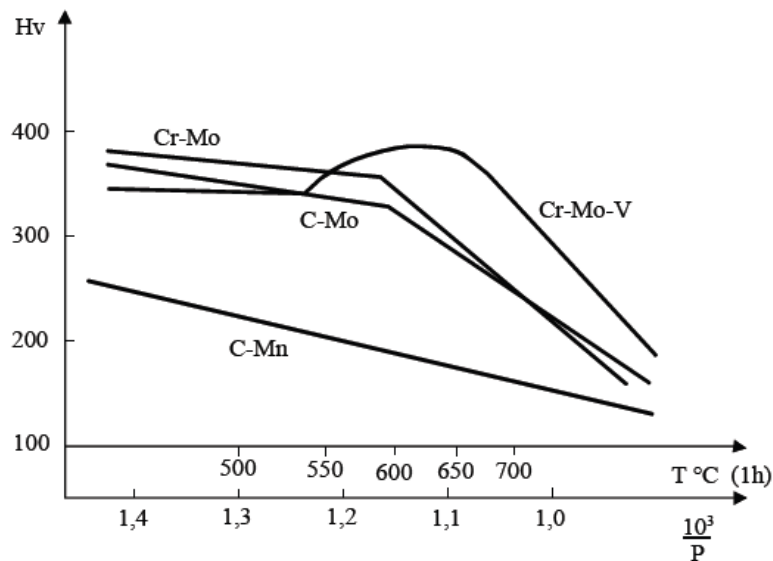
L'addition de Nb (ou Ti) a pour effet de conduire [17] : d'une part, à une structure à grains extrêmement fins et déformés jusqu'à  $G = 14$ ; d'autre part, à une certaine précipitation durcissante de carbonitrides se formant au cours et après la déformation, précipitation encore plus complète dans le cas des trains à bandes (au cours du bobinage). Globalement, le paramètre qui reflète le mieux l'influence du laminage sur le grain, donc sur les caractéristiques de traction, est la température de fin de laminage (figure I .5.7) [19]. Dans les aciers des tubes, on utilise aussi la combinaison Nb – V. Le niobium exerce alors un rôle d'affinant lié au cycle de laminage et également un effet de durcissement de précipitation, alors que le vanadium ne fait qu'ajouter au durcissement de précipitation. Un élément d'addition qui apparaît également dans certains aciers des tubes est le molybdène, lequel exerce un double rôle : il conduit à l'apparition de structures aciculaires à propriétés mécaniques plus élevées et exerce un effet synergétique avec le V et le Nb dans le durcissement par précipitation des carbonitrides.



**Figure I.5.7 :** Influence de la température de fin de laminage sur les caractéristiques mécaniques[6]

La trempabilité d'un acier est son aptitude à accroître sa dureté sous l'effet de la trempé. La pénétration de trempé est déterminée par la vitesse critique de refroidissement. Elle est d'autant plus élevée que la vitesse critique de trempé est plus faible, c'est-à-dire la stabilité de l'austénite surfusionnée est plus faible. Elle est fortement accrue par le manganèse, le chrome, le molybdène et les petites additions de bore (0,003 à 0,005%). Elle est fortement augmentée par l'addition simultanée de plusieurs éléments d'alliage.

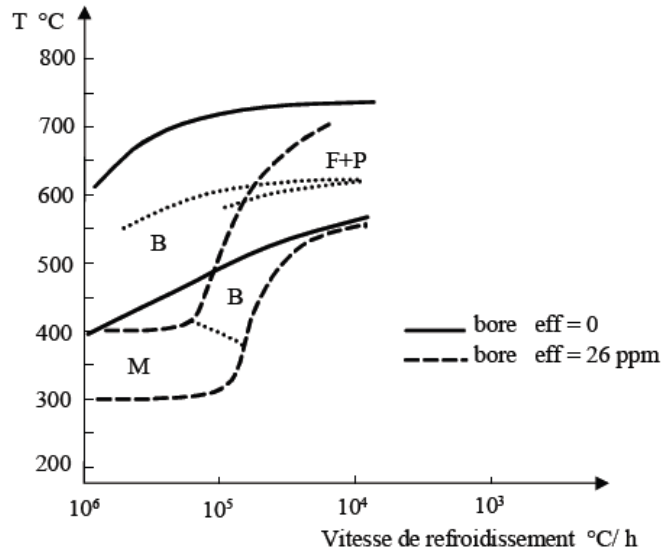
Le rôle des éléments gammagènes (Mn, Ni) diminue notablement les températures de transformation et déplacent les diagrammes en refroidissement continu vers les vitesses lentes. Le manganèse en particulier a un rôle très important sur la vitesse critique martensitique. L'effet premier des éléments carburigènes (Cr, Mo) est d'augmenter la trempabilité et tout particulièrement pour le molybdène d'accroître la stabilité du domaine bainitique, en retardant la germination de la ferrite. De plus, ces éléments forment au cours du revenu des carbures mixtes avec le fer. Lesquels ont pour effet de modifier sensiblement la cinétique de l'adoucissement dans le cas du molybdène [20] (figure I.5.8). L'addition de ces éléments, éventuellement allié au vanadium permet de diminuer notablement la teneur en carbone. Le bore ajouté en quantité très faible (0,001 à 0,005%) augmente la trempabilité de façon importante, surtout pour les aciers à basse teneur en carbone [21] et au niveau du nez de la ferrite (figure I.5.9).



**Figure I.5.8 :** Influence de Cr-Mo-V sur l'adoucissement au revenu [20]

H : énergie d'activation

P : paramètre de revenu



**Figure I.5.9 :** Influence du bore sur la trempabilité [21]

## 1.7 Soudage des Pipeline :

### 1.7.1 Soudage :

Le soudage est un processus qui consiste à assembler deux pièces métalliques pour les rendre solidaires l'une à l'autre, et cela en les rapprochant et en réchauffant l'endroit de leur contact jusqu'à l'état de fusion avec ou sans métal d'apport, cette opération est caractérisée par trois aspects ; thermique, chimique, et thermomécanique [22].

L'intérêt de la connaissance métallurgique de l'opération de soudage est de permettre l'interprétation des phénomènes métallurgiques que cette opération engendre, et par suite de prévoir ces phénomènes pour en tenir compte dans le choix du métal de base, des procédés et des modes opératoires.

Qui dit soudure dit fusion ou chauffage intense des bords à assembler ; il faut toujours considérer dans toute application des divers procédés de Soudage :

- Que le métal à unir va obligatoirement passer par un cycle thermique déterminé donc les conséquences peuvent entraîner diminution ou un changement de ses propriétés initiales.

- Que la zone de métal fondu ou chauffé peut comporter des imperfections ou des solutions de continuité (Le cordon de soudure doit assurer la continuité de la matière dans ses caractéristiques mécaniques et métallurgiques.
- Que tout doit être mis en œuvre pour atténuer, éviter ou faire disparaître les défauts qui pourraient se produire afin que la soudure ne soit jamais, une fois mise en service, douteuse ou sujette à caution.
- Que pour obtenir ce résultat il peut être nécessaire, et qu'il est toujours utile, de vérifier et de contrôler les soudures par les moyens appropriés ou des essais de tout nature.

### I.7.2 Structure d'une soudure :

L'opération de soudage est assimilable à une opération locale d'élaboration métallurgique. L'effet local du cycle thermique (fusion des métaux de base et d'apport) provoque une modification de la structure cristalline qui dépend à la fois de la composition chimique (pourcentage de carbone, de chrome, de silicium,...) et de la vitesse de refroidissement [23], le cycle thermique du soudage entraîne donc des modifications locales de deux sortes :

- changement de structure, de composition chimique, ces changements modifient fondamentalement les propriétés mécaniques
- apparition de contraintes résiduelles [24].

On peut délimiter alors trois zones (figure I.6.1) :

- la zone fondue
- la zone affectée thermiquement (Z.A.T)
- le métal de base, sans modification

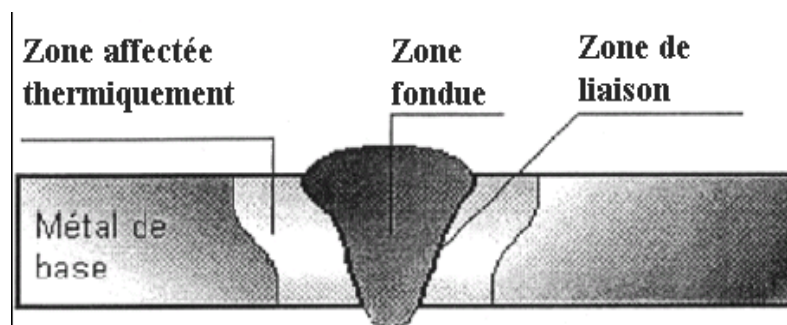


Figure 1.7.1 : Aspect d'une soudure [23]

### **I.7. 3 Soudabilité des Aciers :**

#### **I.7.3.1 Phénomènes Thermiques Effets Métallurgiques :**

Le cycle thermique lié au soudage se décompose en 3 stades principaux [24]

- échauffement en phase solide.
- fusion.
- refroidissement.

##### **1.7.3.1.1 Echauffement en phase solide :**

Il se traduit par les transformations métallurgiques suivantes :

✓ **la suppression des états hors d'équilibre :**

Les aciers écrouis subissent une recristallisation, les aciers trempés un revenu ; les aciers trempés revenus sont sujets aux phénomènes de vieillissement (précipitations de carbures)

✓ **l'austénisation :**

Le franchissement d'un point de transformation efface les états antérieurs du métal ; la zone modifiée de façon irréversible est limitée à une bande étroite.

L'austénisation à des températures élevées peut provoquer une surchauffe, c'est-à-dire un grossissement de grain qui, de façon irréversible, agira ultérieurement sur l'aspect final de la structure.

##### **1.7.3.1.2 Fusion :**

Dans le bain de fusion, deux aspects essentiels sont à considérer :

- l'évolution de la composition chimique
- le phénomène de dilution

L'évolution de la composition chimique résulte de la voltaïsation de certains éléments, d'oxydation, (formation de soufflures ...) de réactions avec le milieu ambiant (formation de phosphures de fer, de sulfures...).

La dilution consiste en un mélange du métal de base avec la zone fondue, et entraîne des variations de composition chimique selon la nature du métal d'apport employé.

### 1.7.3.1.3 Refroidissement :

Dans la zone fondue, le refroidissement conduit à une structure de solidification orientée dans le sens de l'écoulement de la chaleur (dendrites) à Proximité de la zone fondue, le métal de base est le siège de transformations structurales qui selon la vitesse de refroidissement et la composition chimique conduisent à des structures d'équilibre (retour à la structure cristalline du métal de base) ou hors d'équilibre (apparition de cristaux aux propriétés différentes)

### 1.7.3.2 Phénomènes Thermiques Effets Mécaniques :

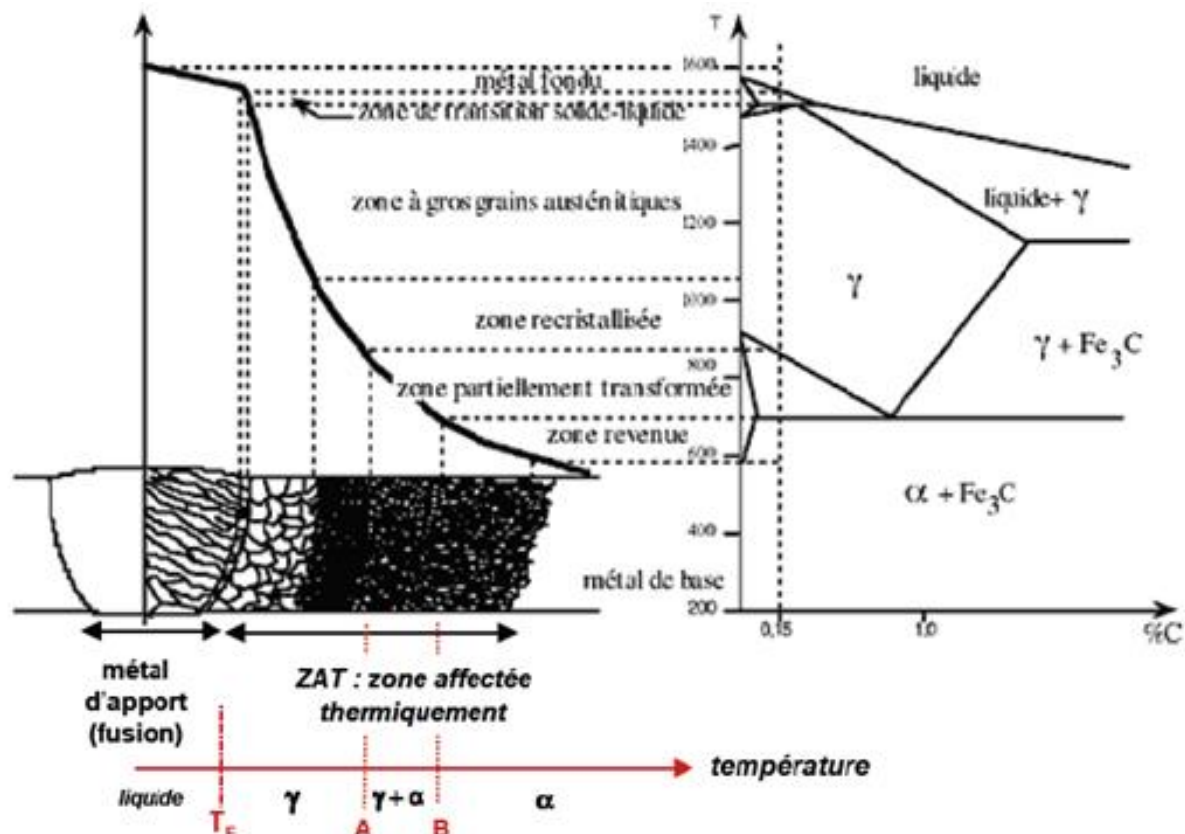
Une autre conséquence de l'application de cycles thermiques réside dans les déformations et les contraintes internes. Les déformations sont dues à la différence de dilatation entre le métal chaud et le métal refroidi. Cette dilatation négative, ou retrait, est directement proportionnel au coefficient de dilatation du matériau .L'empêchement du retrait, ou bridage, provoque des contraintes internes.

Le retrait se présente sous deux formes :

- ✓ le retrait longitudinal qui engendre des déformations (ou des contraintes) dans l'axe de la soudure.
- ✓ le retrait transversal qui s'exerce perpendiculairement à l'axe de la soudure. Le retrait longitudinal provoque toujours des contraintes de l'ordre de la limite d'élasticité du matériau de base. Les effets du retrait transversal sont plus complexes : ils dépendent de l'écartement des bords, de l'épaisseur, de la forme du chanfrein, du mode de pointage, du mode de Soudage (fonctionnement, sens d'exécution de chaque passe,...) [25].

### 1.7.3.3 Transformations en ZAT lors du chauffage

La rapidité des chauffages au cours des cycles thermiques de soudage engendre un déplacement, au-dessus des conditions d'équilibre, des domaines de température dans lesquels se développent les transformations ; ce qui ne permet pas d'utiliser les diagrammes d'équilibre pour prévoir la nature exacte des différentes phases au voisinage de la ligne de fusion. Il est commode de raisonner à partir de ce type de diagramme pour interpréter qualitativement les modifications microstructurales. On se placera dans le cadre des aciers de construction métallique, en examinant le diagramme (Fe-C) en parallèle avec les températures maximales atteintes dans un joint soudé figure1.7.2 .



**Figure 1.7.2 :** différentes parties constitutives d'un joint soudé [1] [2] [26]

Si on considère par exemple le cas du soudage d'un acier à 0,15%. En se rapprochant de la zone fondue, on trouvera successivement les zones suivantes.

Le métal de base n'ayant pas subi de transformation de phase au chauffage, c'est-à-dire ayant été chauffé à une température inférieure au point de transformation  $A_{c1}$  ( $727^\circ\text{C}$ ). À l'équilibre, il s'agit donc de structure composée de ferrite  $\alpha$  et de cémentite ou plus précisément de perlite, agrégat lamellaire de ferrite et de cémentite. Une zone subcritique, où l'on ne constate pas encore de changement de phase.

Cependant, lorsque la température atteinte est suffisamment importante (par exemple  $T > 600^\circ\text{C}$ ), certains phénomènes tels que le revenu, la globalisation des lamelles de cémentite, la recristallisation dans le cas de soudage sur produit écroui, le vieillissement, etc., peuvent éventuellement intervenir.

Une zone de transformation partielle (ou inter critique), portée entre  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$ . Dans ce domaine coexistent la ferrite et une phase nouvellement formée, l'austénite  $\gamma$ . C'est à partir

de cette zone ( $T > A_{c1}$ ) que débute la zone affectée par la chaleur. A partir de la température  $A_{c3}$  et jusqu'à 1495 °C environ, la transformation en austénite est totale. La nouvelle structure ainsi formée remplace et efface toute trace de la structure ferritique antérieure. C'est au sein de cette zone qu'intervient un grossissement du grain austénitique pour les plus hautes températures. Il s'agit de la zone en général la plus susceptible de causer certains problèmes métallurgiques. Une zone portée partiellement à l'état liquide, où coexistent une phase ferritique solide ( $\delta$ ) et une phase liquide. De très petite taille (et donc difficile à observer micrographiquement), cette zone constitue la zone de liaison entre le métal de base et le métal fondu. Sur le diagramme d'équilibre, celle-ci correspond à l'intervalle de température entre le début et la fin de la fusion. Certains phénomènes peuvent intervenir dans cette zone de liaison.

Enfin le métal fondu, qui a souvent une composition différente de celle du métal de base, en raison de la volatilisation de certains éléments, de réaction avec le milieu environnant, ou d'enrichissement par des éléments extérieurs (produits d'apport). Les premiers germes du métal fondu se solidifient par épitaxie (relation de cohérence cristallographique) sur les grains de la ZAT [26] [27] [28].

A ce stade, il faut noter les points suivants :

- ✓ les transformations et les domaines de température évoqués ci-dessus correspondent à l'état d'équilibre. Dans la réalité, la brièveté des cycles thermiques conduit au fait que les transformations de phases et l'homogénéité des structures interviennent à des températures parfois bien supérieures à ces températures d'équilibre ;
- ✓ le cas particulier considéré ici (alliage Fe-0,15%C) présente une situation où des changements de phases interviennent pendant le chauffage. Dans le cas d'autres matériaux (par exemple : alliages d'aluminium, de cuivre, aciers inoxydables ferritiques...), le cycle thermique de soudage intervient dans une région monophasée. On assistera alors à un grossissement du grain tout au long du cycle, sans possibilité d'affinement par changement de phase ;
- ✓ outre ces modifications microstructurales, les opérations de soudage ont une influence marquée sur les précipités éventuellement présents dans le métal de base. En effet, on sait que les aciers modernes tirent leurs propriétés mécaniques (résistance, ductilité, ténacité) d'une combinaison optimisée de durcissement par la nature de la microstructure, l'affinement du grain et la précipitation. Cet équilibre est profondément modifié par les cycles thermiques de soudage [26] [27][27].

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].

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

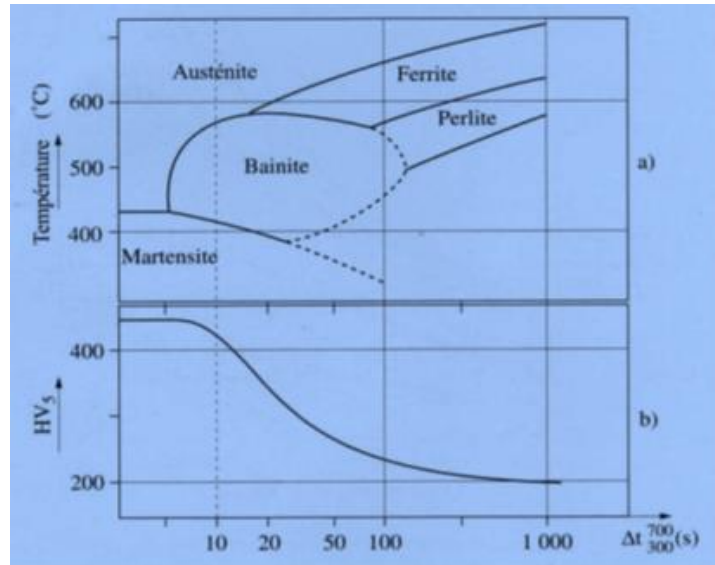
#### **1.7.3.4 Transformations en ZAT lors du refroidissement :**

Dans le cas des aciers de construction métallique, les microstructures observées dans les ZAT des joints soudés correspondent aux produits de transformation de l'austénite. Il est en effet malaisé d'étudier ces transformations métallurgiques à partir des diagrammes TRC (transformation en refroidissement continu) classiques. Ceux-ci sont généralement établis à partir de traitements austénitiques à températures relativement basses (900-950°C) et pour des temps de maintien longs, c'est-à-dire exactement la situation contraire à celle rencontrée en ZAT. Il a donc fallu tracer des diagrammes TRC spécialement établis pour le soudage. Ces diagrammes ont été établis soit par simulation (traitement thermique imitant les cycles de soudage appliqués à des éprouvettes) soit par analyse « in situ » c'est-à-dire sur place, au niveau de soudures ou cordons de soudure réels, dans la zone affectée, ou dans le métal fondu à son premier refroidissement. Pour un matériau (figure 1.6) et des conditions d'austénitisation données (température généralement supérieure à 1200°C, de manière à simuler la ZAT à gros grains), on peut apprécier les transformations de l'austénite en fonction de la vitesse de refroidissement à partir du diagramme TRC en conditions de soudage ou simplement de l'évolution de la dureté de la microstructure finale avec la température [26] [27] [28].

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 VCM, ce qui correspond un plateau sur la courbe dureté-critère de refroidissement, ou HV- $\Delta t$ ), apparaît

la martensite. Ayant une structure cristallographique tétragonale, cette solution solide sursaturée de carbone dans le fer se forme par un mécanisme de cisaillement sans diffusion atomique. De composition identique à celle de l'austénite mère, la martensite a une dureté HVM qui ne dépend pratiquement que de la teneur en carbone de l'acier selon l'expression :  $HVM=283+930(\%C)$  [26].

Acier  
C=0.18%,  
Mn=1.4%,  
Si=0.4%



**FIGURE 1.6.2 :** Exemple de diagramme TRC en conditions de soudage ( $T_m=1300^\circ\text{C}$ ) ; (b) courbe (dureté- critère de refroidissement  $\Delta t$ ) correspondante [26] .

Aux vitesses intermédiaires apparaissent des structures bainitiques. Formées à partir d'austénite métastable à des températures trop faibles pour que le carbone diffuse en volume et aux joints de grain, la bainite est caractérisée par la croissance très rapide d'aiguilles de ferrite par cisaillement et une précipitation de carbures. On retiendra simplement que les vitesses de refroidissement les plus rapides conduisent à la formation des structures plus dures de bainite inférieure (précipitation de carbures sous la forme de minces plaquettes au sein des lattes de ferrite), alors que les plus lentes sont associées à la formation de bainite supérieure (carbures rejetés aux joints interlattes ferritiques, parfois sous forme de lamelles de cémentite quasi continues. Dans ce dernier cas, la teneur locale en carbone peut être telle que l'on assiste à la formation de composés interlattes où coexistent de la martensite et de l'austénite (composés M-A), cette dernière étant stabilisée en raison de l'abaissement de la température de transformation  $M_s$  au-dessous de la température ambiante [26] [27].

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 [26] [27] [28].

### 1.7.3.5 Aspect thermique :

La grande majorité des procédés de soudage est caractérisée par l'intervention d'une source de chaleur le plus souvent en mouvement parfois immobile (par exemple le soudage par points), dont la nature et la puissance spécifique qu'elle peut atteindre déterminent les possibilités pratiques d'utilisation. Une intéressante représentation comparative de ces possibilités appelée « tache de chauffe », dont l'étendue rend compte pour les puissances mises en jeu dans l'emploi des diverses sources de chaleur, de la plus ou moins grande concentration qui caractérise ces sources.

Quoi qu'il soit, la localisation qui caractérise l'ensemble des procédés du soudage et dont résultent à des degrés divers, les conséquences suivantes :

- ✓ Le soudage comporte, là où il intervient, des échauffements rapides, dans de nombreux cas plus rapides que ceux qui correspondent à l'état d'équilibre en phase solide des alliages concernés. Si on veut prévoir ou interpréter l'effet métallurgique de soudage il est donc nécessaire de tenir compte de la vitesse d'échauffement, en particulier lorsqu'on cherche à simuler le cycle thermique de soudage pour reproduire les structures qui en résultent.
- ✓ L'effet d'un échauffement rapide est accusé par la brièveté du séjour à la température maximale, température qui avoisine la température de fusion. Il en résulte que du point de vue métallurgique une certaine compensation intervient entre l'élévation de la température atteinte, d'une part, et la brièveté du séjour à cette température, d'autre part. Ainsi s'explique, à composition chimique identique, la différence que l'on peut constater entre les structures caractéristiques de soudures obtenues par des procédés de soudage différents, selon la brièveté relative du séjour à haute température qui les caractérise. Cet effet de compensation peut aussi être en phase liquide par exemple à propos des pertes par volatilisation dans la zone fondue.
- ✓ Enfin, le gradient de température qui résulte de la localisation de l'échauffement entraîne une vitesse de refroidissement en générale élevée, elle même fonction, pour

chaque matériau, non seulement du procédé de soudage utilisé, mais aussi du mode opératoire pour l'application de ce procédé.

#### 1.7.3.6 Aspect chimique :

C'est à juste titre que, aux différences près dues à la brièveté de l'opération de soudage, à tout le moins le soudage par fusion, a pu être comparé à une opération d'élaboration, en raison de l'évolution qui se produit dans la composition chimique du métal fondu. On peut citer les causes d'évolution de la composition chimique du métal fondu soit par le comportement de ses éléments constitutifs soit au contact du milieu qui l'entoure (gazeux ou liquide) soit encore en présence du milieu solide constitué par le métal de base lui-même.

- Au niveau du métal fondu proprement dit et de ses éléments constitutifs, la température élevée atteinte durant l'opération peut être à l'origine d'une perte en éléments par volatilisation, perte qui doit être compensée par les additions ou par un mode opératoire approprié. D'autre part, durant le séjour à l'état liquide, des réactions chimiques sont susceptibles de se produire entre éléments présents, qu'ils proviennent du métal de base lui-même ou du métal d'apport mis en œuvre, de telles réactions se traduisent par une évolution des propriétés, mécaniques ou autres et éventuellement par une altération de la compacité, s'il y a formation de composés insolubles ou dégagement de gaz.
- Dans le même temps le métal fondu est susceptible d'être chimiquement influencé par le milieu gazeux qui l'entoure, si un tel milieu existe. C'est bien, à l'origine, le souci de protéger le métal fondu contre l'action néfaste de l'oxygène et de l'azote de l'air qui a conduit à l'élaboration des enrobages et des flux, qui produisent un laitier liquide qui sépare le métal fondu de l'atmosphère, puis à l'utilisation de gaz complètement protecteurs tels que l'argon, ou partiellement protecteurs, tels que l'anhydride carbonique ou les mélanges de ce gaz avec de l'argon.

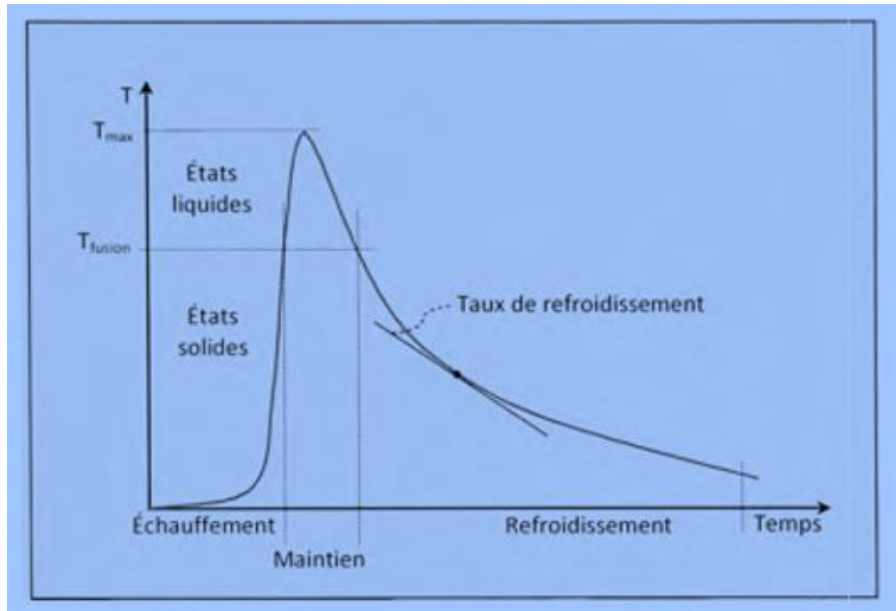
En fait, les gaz énumérés ci-dessus ne sont les seuls à intervenir, et nous aurons en particulier à examiner, à d'autres points de vue, le rôle de l'hydrogène dans le soudage de l'acier ou d'autres alliages.

➤ La recherche d'une protection de bain de fusion contre l'atmosphère environnante, ainsi que d'un moyen d'y incorporer des éléments susceptibles d'intervenir, a conduit à la mise au point, des enrobages d'électrodes et des flux qui, au moment de la fusion produisent une phase liquide nommée laitier qui réagit au contact du bain de fusion et en fait évoluer la composition. Il y a donc bien élaboration, mais comme on l'a dit, il s'agit d'une opération rapide, hors des conditions normales d'équilibre.

➤ Enfin, le fait qu'au contact du métal de base solide qui lui sert de support, une proportion plus ou moins importante de métal de base s'incorpore, par sa propre fusion, au métal fondu. Ainsi se trouve définie la dilution, dont la valeur dépend d'une part du procédé de soudage, par la pénétration qui lui est propre, d'autre part, pour chaque procédé, du mode opératoire.

Aspect thermomécanique Le caractère localisé de l'opération de soudage et le passage par l'état fondu suivi d'une solidification font intervenir deux comportements physiques importants à savoir le retrait à la solidification et la dilatation thermique qui agissent simultanément pour engendrer déformations et contraintes au niveau des joints soudés.

La prévention des déformations globales provoquées par le soudage et qui sont associées au retrait à la solidification et au refroidissement, pose des problèmes technologiques, mais il faut noter que tout empêchement à la déformation se traduit par la naissance de contraintes résiduelles supplémentaires. Les remèdes à la déformation sont donc, chaque fois que cela est possible, à rechercher dans un mode opératoire qui en réduit l'amplitude, plutôt que dans un effet de bridage des pièces à assembler.



**Figure1.7.3** : Schéma du cycle thermique du soudage dans la ZAT [30].

### 1.7.3.7 Aspect thermomécanique :

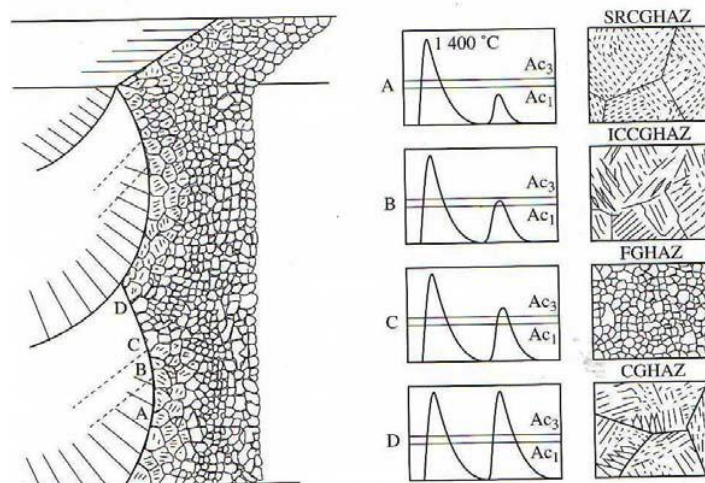
Le caractère localisé de l'opération de soudage et le passage par l'état fondu suivi d'une solidification font intervenir deux comportements physiques importants à savoir le retrait à la solidification et la dilatation thermique qui agissent simultanément pour engendrer déformations et contraintes au niveau des joints soudés.

La prévention des déformations globales provoquées par le soudage et qui sont associées au retrait à la solidification et au refroidissement, pose des problèmes technologiques, mais il faut noter que tout empêchement à la déformation se traduit par la naissance de contraintes résiduelles supplémentaires. Les remèdes à la déformation sont donc, chaque fois que cela est possible, à rechercher dans un mode opératoire qui en réduit l'amplitude, plutôt que dans un effet de bridage des pièces à assembler.

Quant aux contraintes résiduelles, qui naissent au niveau des zones localement déformées à chaud, c'est-à-dire plastiquement, elles s'établissent au cours de refroidissement, affectent un métal redevenu élastique, ce qui leur assigne une valeur maximale égale à la limite d'élasticité de ce métal. D'autre part, mais ceci ne concerne que certains aciers particulièrement trempant, il y a lieu de tenir compte des contraintes associées à la déformation martensitique [23].

### I.7.3.8 Cas du soudage multi passe :

Au-delà d'une certaine épaisseur, l'assemblage de produits nécessite généralement la réalisation de dépôts successifs (soudage en plusieurs passes). Hormis dans le dernier dépôt, tous les points de la ZAT subissent, au fil des passes, une succession complexe de cycles de réchauffages. En réalité, si l'on considère un point situé en ZAT à proximité immédiate d'une passe donnée N, l'éloignement progressif des dépôts entraîne le fait que leur influence métallurgique devient rapidement négligeable (température maximale inférieure à 500°C) au-delà de la passe N+2. Comme on peut considérer de plus qu'une austénitisation à très haute température efface l'influence métallurgique des cycles précédents à température inférieure. On conçoit que l'histoire thermique en ZAT multipasse se résume à quelques combinaisons caractéristiques, comportant au plus trois pics thermiques. En suivant une terminologie anglo-saxonne souvent usitée, on trouvera ainsi successivement (Figure 1.7.4) les trois zones suivantes [30] [31].



**Figure 1.7.4 :** Illustration schématique des cycles thermiques et microstructures rencontrées en soudage multipasses] [25] [31].

Une zone à gros grains non affectée par les passes ultérieures, car réchauffée à une température inférieure à  $Ac_1$  (zone A de la figure, ou SRCGHAZ). 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 inter critique, entre  $Ac_1$  et  $Ac_3$

(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 Ac3. 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[25] [31].

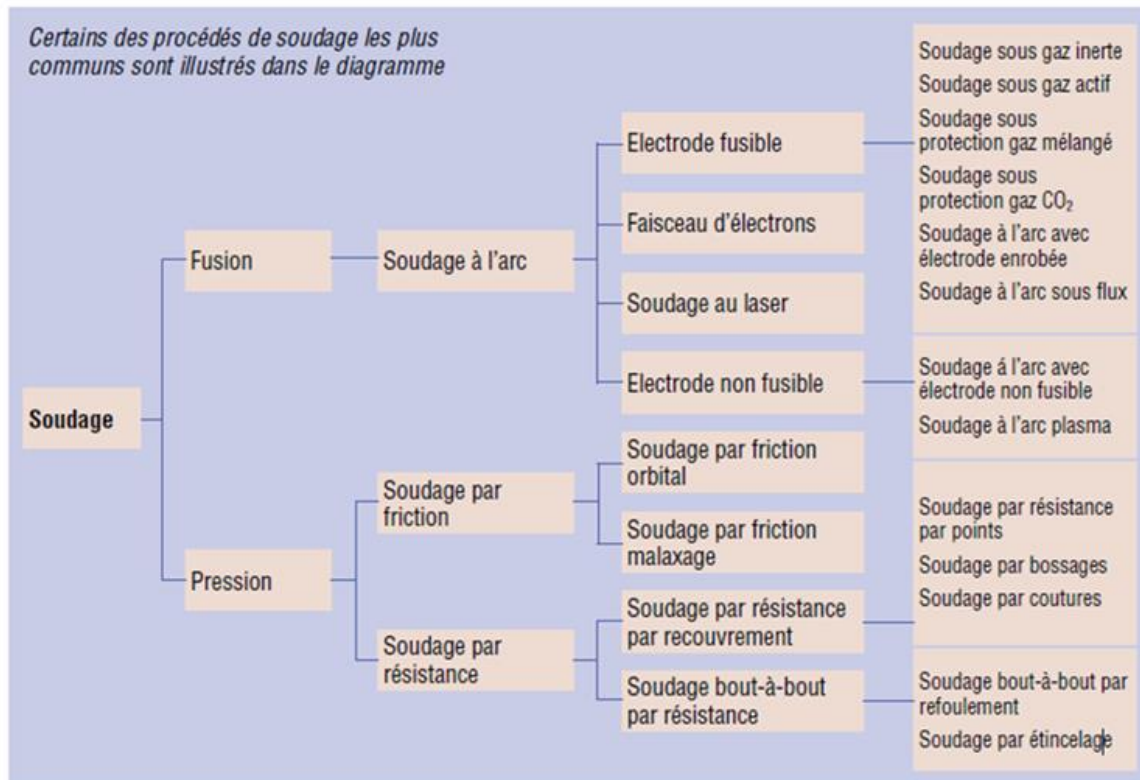
### I.8 Procédés de soudage :

En général, une soudure est considérée comme une jonction entre deux pièces de métal ou plus dans lesquelles les surfaces doivent être élevées à un état plastique (par exemple, le soudage par friction linéaire Figure I.8.5 ou à un état liquide par l'application de chaleur avec ou sans métal ajouté et avec ou sans application de pression.

Chacun de ces processus possède ses caractéristiques propres et uniques, par exemple, la pénétration, la vitesse de soudage, la génération de laitier, le débit de chaleur, les propriétés d'une soudure, etc. et ceci peut, en revanche, avoir une influence considérable sur le détail microstructural qui est résulté[32].



**FigurI.8.5 :** Interface de fusion sur un alliage d'acier faiblement allié soudé par friction linéaire sous pression montrant une zone affectée thermiquement et une déformation plastique associée. Fond clair, 25x.



**Figure 1.8.6** : Différentes procédés de soudure [31]

Les procédés de soudage sont multiples, les assemblages de canalisations de transport de gaz sont préférentiellement effectués avec les procédés suivants :

- Procédé à l'arc électrique à l'électrode enrobée.
- Procédé à l'arc électrique au fil plein ou fourré.
- Procédé à l'arc électrique à l'électrode réfractaire, sous atmosphère inerte.

### **I.9 Principe du soudage à l'arc électrique à l'électrode enrobée :**

Un arc électrique établi entre une électrode et les bords des pièces à assembler, Provoque leur fusion et crée un bain de métal liquide qui reçoit les gouttes de métal de l'électrode. L'arc électrique résulte du passage d'un courant électrique intense à travers une atmosphère de gaz ou de vapeur, normalement non-conductrice.

Les électrons circulent de la cathode (pôle négatif) vers l'anode (pôle positif) que constituent l'extrémité de l'électrode et l'impact de l'arc sur la pièce : la polarité est choisie selon que l'on désire faciliter la fusion de la pièce ou de l'électrode.

L'atmosphère gazeuse de l'arc, portée à haute température (5 000°C à 8 000°C), fortement ionisée ne représente qu'une faible part d'énergie calorifique mais irradie surtout des rayonnements électromagnétiques (lumière visible, ultra violets, ...) La tâche anodique et surtout la tâche cathodique, où se présentent les ions positifs, fournissent ensemble l'essentiel de la chaleur. La tâche anodique, bombardée par les électrons est par contre à une température plus haute (3500°C) que celle de la tâche cathodique (2400°C).

Cette situation est permanente en courant continu ; elle s'inverse à chaque alternance en courant alternatif. Le réamorçage s'obtient dans la mesure où l'anode, devenue cathode, reste suffisamment chaude pour devenir émettrice.

### I.9.1 Propriétés générales :

Les électrodes de soudage sont constituées par :

- une âme métallique dont le rôle est de conduire le courant et dont la fusion forme le métal déposé
- de l'enrobage disposé comme une gaine autour de l'âme et jouant le rôle des décapants dont il est question en soudure autogène ou en brasure dont la composition permet de remplir plusieurs rôles :
  - ✓ stabilité électrique de l'arc.
  - ✓ protection du métal en fusion.
  - ✓ apport d'éléments dans le métal déposé.

1- âme de l'électrode.

2- enrobage de l'électrode.

3- extrémité en fusion de l'ame.

4- arc.

5- goutte de métal de laitier passant dans l'arc.



**Figure 1.9 :** Les électrodes sont composées [23]

En approchant l'électrode de la pièce souder, il se crée un court-circuit : l'arc électrique, qui dégage une lumière intense et une forte chaleur, assure la fusion du métal des pièces souder et celle de l'électrode qui dépose ainsi du métal d'apport.

1- laitier solidifié. •

2- laitier en fusion.

3- arc.

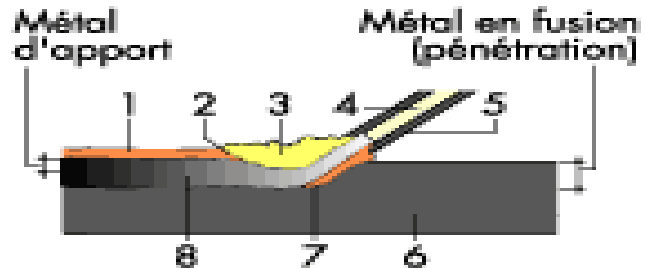
4- ame.

5- enrobage.

6- métal de base.

7- bain de fusion (cratère).

8- métal solidifié (métal déposé + métal pièce).



## I.9.2 Rôle de l'enrobage :

### I.9. 2.1 Stabilité électrique de l'arc :

Les gaz émis lors de la fusion de l'enrobage facilitent l'ionisation, donc l'établissement de l'arc entre l'électrode et la pièce à souder. Lors du soudage en courant alternatif, cette ionisation permet de stabiliser l'arc malgré l'annulation de la tension à chaque phase.

#### ➤ Protection du métal en fusion :

L'atmosphère créée lors de la fusion de l'enrobage isole le métal liquide de l'oxygène et de l'azote de l'air. Chaque goutte de métal est entourée d'une protection de laitier qui viendra ensuite surnager sur le bain de fusion en formant une couche protectrice pendant la solidification, ralentissant le refroidissement et permettant aussi le départ des gaz occlus.

#### ➤ Apport d'éléments :

Au cours de la fusion, certains constituants plus volatils ont tendance à disparaître, comme le silicium, le manganèse, l'enrobage compense alors ces pertes. De surcroît, l'enrobage fournit des constituants nouveaux (molybdène, nickel...). Le laitier modifie également la tension superficielle du métal liquide, donnant au cordon une forme plus ou moins concave.

### **I.9.3 Types d'électrodes :**

Les électrodes se définissent par le diamètre de l'âme et la nature chimique de l'enrobage.

Les diamètres normalisés sont :

1,25 - 1,6 - 3,15 - 4 - 5 - 6,3 mm

Les enrobages les plus utilisés sont :

- l'enrobage cellulosique
- l'enrobage basique.
- l'enrobage rutile.

#### **I.9.3.1 Electrodes à enrobage cellulosique :**

Les électrodes à enrobage cellulosique contiennent des produits volatils (cellulose de bois ou de coton), des silicates naturels et des ferro-alliages réducteurs. Leur combustion dégage un volume important de gaz réducteurs qui protègent le bain de fusion. Le laitier, peu volumineux, se détache facilement. Le métal déposé est affiné mais renferme beaucoup d'hydrogène (teneur généralement Supérieure à 10 ml par 100 g de métal fondu). Toutefois, ces électrodes ne s'étuvent pas et doivent être conservées dans un local suffisamment humide. La résilience du métal déposé ainsi que la ductilité du joint sont plus basses que celles observées pour des électrodes à enrobage basique. Les électrodes à enrobage cellulosique nécessitent l'emploi de courant continu de façon à obtenir une bonne pénétration de l'arc et une vitesse de fusion élevée, les polarités conseillées étant les suivantes :

- première passe : polarité négative à électrode.
- autres passes : polarité indifférente.

Certaines électrodes peuvent cependant être utilisées en courant alternatif.

Une fusibilité et une stabilité d'arc satisfaisantes nécessitent des postes de soudage ayant des tensions à vide élevées (70 volts environ).

#### **I.9.3.2 Electrodes à enrobage basique :**

Les électrodes à enrobage basique sont constituées de carbonates (Ca ou Mg) mélangés à des produits désoxydants, dénaturants, (ferro-alliages) et à des fondants (spath fluor...).

Lorsque leurs enrobages sont parfaitement secs elles procurent des teneurs en hydrogène basses dans le métal déposé. Celui-ci est pur, à structure fine et exempt d'inclusions.

La quantité d'hydrogène est inférieure ou égale à 10 ml par 100 g de métal fondu. Certaines électrodes dites à basse teneur en hydrogène conduisent à une teneur encore plus basse, inférieure à 5 ml par 100 g de métal fondu. La résilience et l'allongement sont élevés. La fissibilité à froid ou à chaud est faible.

Le laitier compact, peu abondant est facile à détacher. Les enrobages basiques sont très hygroscopiques, de telles électrodes humides ne présentent pas les caractéristiques de basse teneur en hydrogène dans le métal déposé qui sont précisément celles recherchées par l'emploi de l'enrobage basique. Il est donc impératif que les conditions de stockage et d'étuvage soient conformes à celles indiquées par le fabricant.

Les électrodes à enrobage basique peuvent être utilisées en courant alternatif ou en courant continu où la fusion est meilleure. L'emploi de certaines électrodes est limité au courant continu.

Les polarités conseillées sont :

- **Première passe** : polarité négative à l'électrode.
- **Autres passes** : polarité positive à l'électrode.

Une tension à vide de 50 volts est suffisante sauf en courant alternatif où la tension à vide du générateur de courant devra toujours être supérieure ou égale à 75 volts.

Les électrodes à enrobage basique s'utilisent principalement en technique dite montante (le tube est axe horizontal, la progression de soudage va de bas en haut). Les Performances mécaniques du métal déposé sont obtenues au détriment de la maniabilité (cordon de pénétration moins profond, arc moins stable que pour une électrode à enrobage cellulosique). Le remède consiste à maintenir un arc court et à limiter la vitesse de soudage, de l'ordre de 0,1 à 0,2 cm/s, au lieu de 0,7 cm/s environ pour une électrode à enrobage cellulosique en technique dite descendante (progression du soudage de haut en bas) [32].

### **I.9.3.3 Electrodes à enrobage rutile :**

Les électrodes à enrobage rutile contiennent essentiellement de l'oxyde naturel de titane ainsi que des oxydes de fer, des ferro-alliages et silicates naturels. Grâce au pouvoir d'ionisation élevé de l'oxyde de titane, ces électrodes sont très malléables ; l'amorçage et la stabilité de l'arc sont plus faciles à assurer.

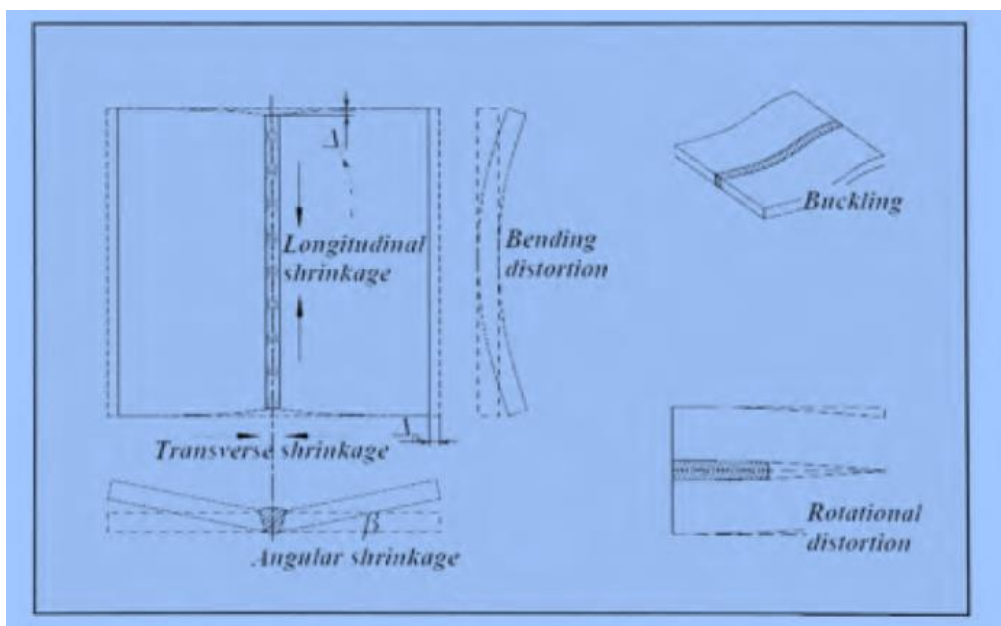
Le laitier visqueux se détache facilement, les caractéristiques mécaniques, notamment de résilience et d'allongement, dépendent de la teneur en ferro-alliages et sont plus faibles que celles obtenues avec les électrodes à enrobage basique. Leur emploi peut générer des risques d'inclusions, de soufflures pour toutes les passes. Ces électrodes peuvent s'employer en courant continu ou alternatif, en courant continu, la polarité directe est conseillée pour toutes les passes. Lorsque les enrobages comportent des additions de cellulose, ces électrodes peuvent aussi s'employer en technique descendante (enrobage rutilo-cellulosique).

### I.10 Contraintes résiduelles et retraits :

L'expérience montre que les opérations de soudage génèrent différents types de contraintes résiduelles et de retraits. En théorie, ces deux phénomènes mécaniques peuvent exister l'un en l'absence de l'autre ce qui n'est pas le cas du soudage. En effet, pratiquement tout assemblage soudé fait apparaître à la fois des déformations et des contraintes permanentes.

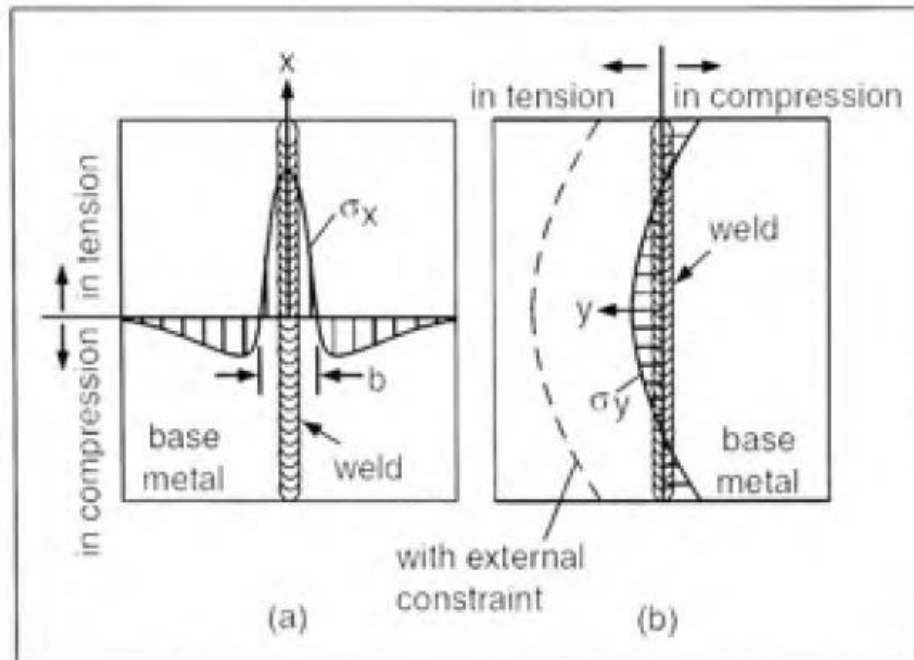
Les contraintes résiduelles et les retraits sont dus aux phénomènes thermiques et métallurgiques mis en jeu dans la pièce soudée. Les principaux types de déformations résiduelles sont [33]:

Les rétrécissements longitudinal et transversal, la flexion de distorsion, le flambement, la distorsion en V et la rotation de distorsion Figure 1.10 [33].



**Figure 1.10.1** : Types de retraits dus au soudage (Tiré de Pilipenko, 2001) [33]

La Figure 1.10.2 montre l'allure typique des courbes de contraintes résiduelles dues au soudage en l'absence de changement de phase. Les contraintes résiduelles longitudinales le long de la ligne transversale centrale de la plaque sont montrées sur la figure (a) et les contraintes résiduelles transversales le long du cordon de soudure sont montrées sur la figure (b).



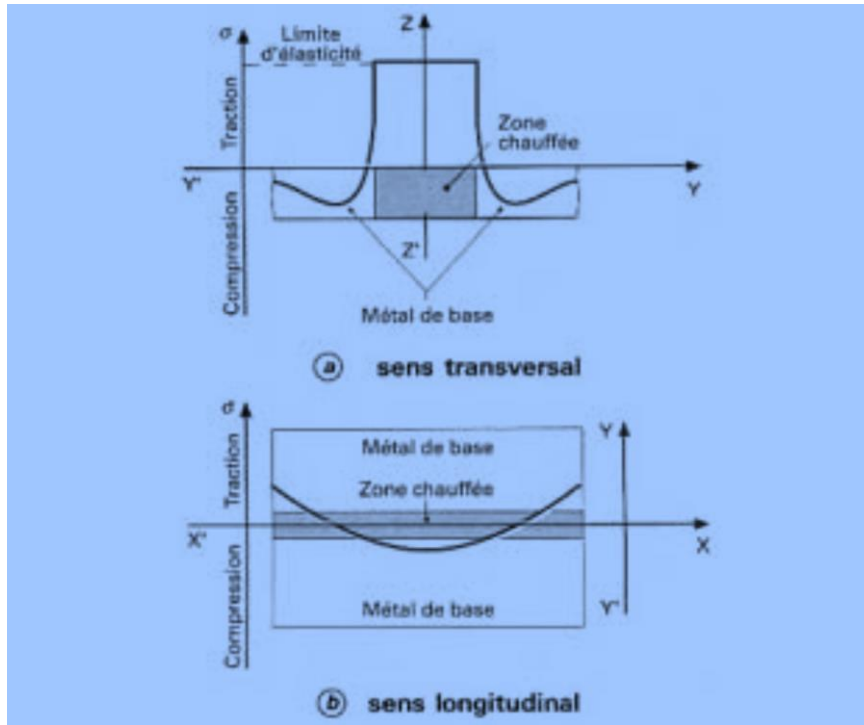
**Figure 1.10.2 :** Contraintes résiduelles dues au soudage [8] [34] [35].

### I.10 .1 Contraintes résiduelles associées au soudage :

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

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

Après refroidissement, les zones chauffées seront soumises à des contraintes résiduelles de traction (Figure 1.10.3 ) [25] [26].



**Figure 1.10.3 :** répartition typique des contraintes résiduelles longitudinales et transversales au sein d'un joint soudé [26].

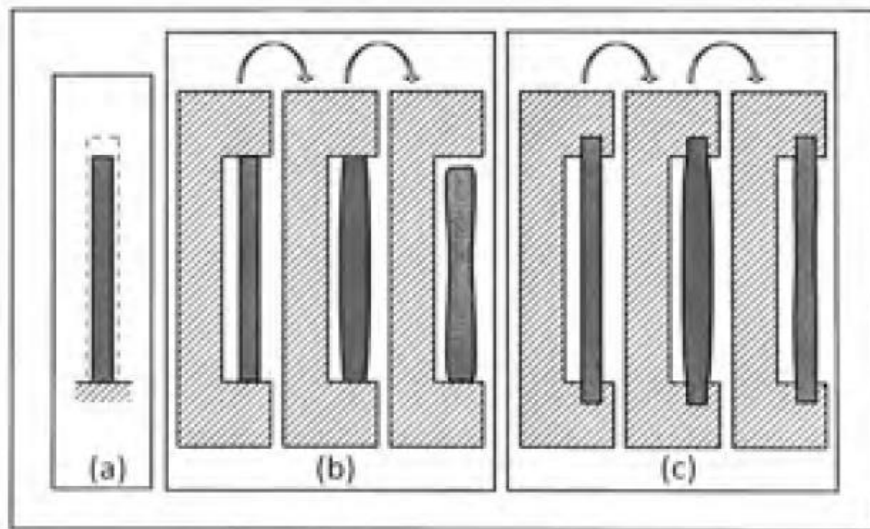
### I.10.2 Origine thermique des contraintes résiduelles et des retraits :

L'influence des variations de température peut être mise en évidence en assimilant le cordon de soudure à un barreau de fer [35] pour que plusieurs cas se présentent :

- Si le barreau est libre de tout bridage et chauffé en même temps à travers tout son volume à partir d'une température initiale et ensuite refroidi jusqu'à cette température alors les dilatations élastiques engendrées par l'échauffement seraient exactement égales aux contractions (élastiques aussi) dues au refroidissement. En fin de compte, aucunes déformations ou contraintes résiduelles ne seront observés sur ce barreau (voir Figure 1.12-a).

Si le chauffage ne s'effectue pas en même temps (par exemple, chauffer une des faces verticale du barreau), alors les parties encore froides du barreau joueront le rôle d'auto-bridage et des déformations plastiques de compression apparaîtront après une certaine valeur de température. À la fin du refroidissement, le barreau apparaîtra courbé. Par contre, aucune contrainte résiduelle n'est engendrée.

- Le barreau est inséré dans un col de cygne rigide de façon à gêner ses dilatations longitudinales et le laisser libre de se contracter. Si le barreau est chauffé en même temps à travers tout son volume à partir d'une température initiale ensuite refroidi jusqu'à cette température alors, après un certain seuil de température où la limite d'écoulement est dépassée, des déformations plastiques de compressions apparaissent. Ceci conduit, après refroidissement, à un retrait longitudinal mais sans contraintes résiduelles Figure 1.10.4.
- Si le col de cygne était moins rigide le retrait aurait été moindre.



**Figure 1.10.4** : barreau de fer soumis à un cycle thermique.

(Adapte de Berthet ,1988) [28] [36].

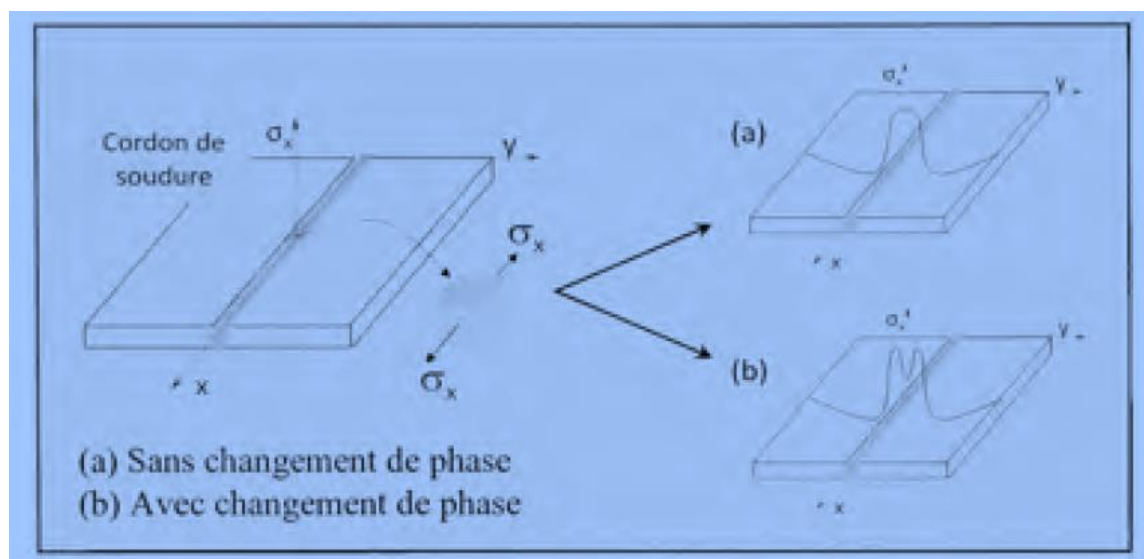
- Le barreau est empêché à la fois de se dilater et de se rétrécir par le col de cygne rigide. S'il est chauffé en même temps à travers tout son volume à partir d'une température initiale et ensuite refroidi de la même manière jusqu'à cette température alors aucune déformation longitudinale n'est observée mais par contre des contraintes résiduelles de traction apparaissent à la fin du refroidissement (voir Figure 1.10.4).

Pour le dernier cas, si le col de cygne était moins rigide, alors une certaine valeur de retrait apparaîtra ce qui diminuerait la valeur des contraintes résiduelles. Ceci est similaire avec ce qui se passe lors du soudage. En effet, durant réchauffement, la dilatation du cordon de soudure est retenue par les parties froides de la pièce. Les contraintes de compression qui en sont engendrées augmentent avec la température jusqu'à atteindre la limite d'écoulement du matériau (laquelle aura diminuée entre-temps suite à l'augmentation de la température), après quoi des

déformations plastiques de compressions apparaissent. Ce phénomène d'auto-bridage est encore observé durant la période de refroidissement où le rétrécissement du cordon est retenu par ces mêmes parties encore relativement froides de la pièce. Les déformations plastiques de traction qui apparaissent alors ne compensent pas celles de compression à cause de la dissymétrie du cycle thermique. En conséquence, à la fin du refroidissement, en plus des retraits qui subsistent, particulièrement longitudinaux, le cordon de soudure sera soumis à des contraintes résiduelles de traction et, par principe d'équilibre, le reste de la pièce à des contraintes de compression [28] [36] (voir Figure 1.10.5 ).

Origine métallurgique des contraintes résiduelles et des retraits, autre leur origine purement thermique, les contraintes résiduelles et les retraits sont grandement influencés par les transformations métallurgiques. Particulièrement, trois phénomènes reflètent cette influence, la déformation de transformation, la plasticité de transformation et la variation des propriétés mécaniques du matériau suivant la composition métallurgique.

La déformation de transformation et la plasticité de transformation, en particulier, contribuent grandement à la diminution des retraits longitudinaux des zones surchauffées des pièces soudées [37]. Ceci a pour effet de réduire les contraintes résiduelles de traction longitudinale qui agissent sur ces zones. La Figure 1.10.5 montre schématiquement l'allure des courbes de telles contraintes selon que le matériau présente ou non des transformations de phases.



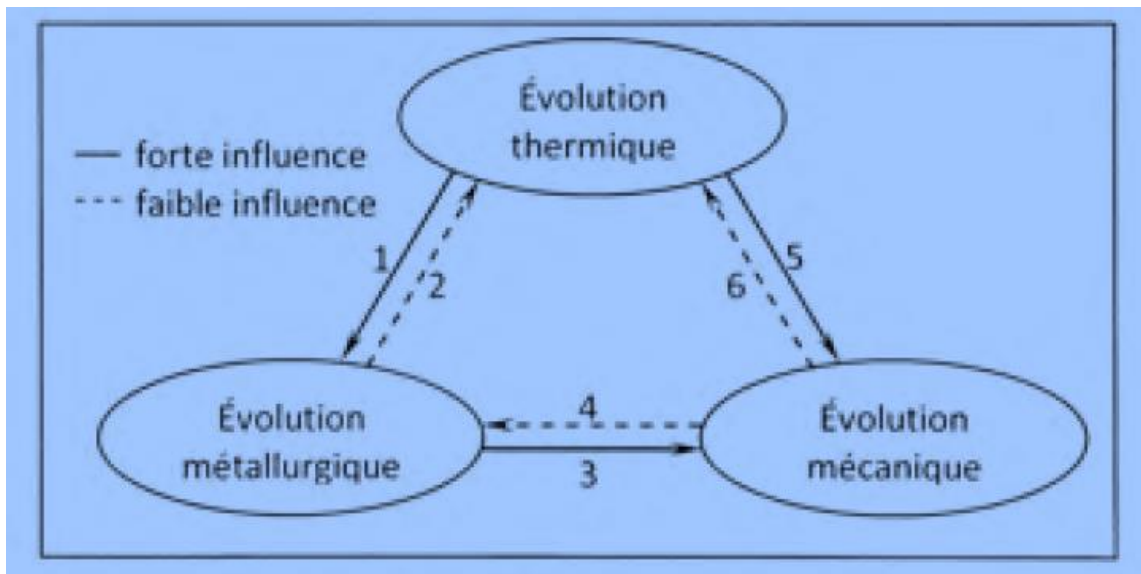
**Figure 1.10.5 :** Courbes schématique des contraintes résiduelles longitudinales [28].

### **I.10.3 Couplages des évolutions thermiques, métallurgiques et mécaniques :**

Plusieurs phénomènes reflétant les interactions entre les évolutions thermiques, métallurgiques et mécaniques du matériau lors du soudage ont déjà été exposés, notamment, les variations des propriétés mécaniques et métallurgiques en fonction des températures, les déformations de transformation, les dilatations thermiques et la plasticité de transformation.

La Figure I.10.7 schématise, en guise de résumé, les couplages plus ou moins considérables qui existent entre ces trois évolutions physiques et dont l'explication est comme suit :

- a) Le champ de températures provoque les transformations de phases et les modifications microstructurales ;
- b) L'absorption et le dégagement des chaleurs latentes fait varier le champ de températures. En outre, les propriétés thermiques changent en fonction de la composition métallurgique (ZAT) ;
- c) Les propriétés élastique et plastique du matériau, varient avec les modifications des compositions métallurgiques. De plus, aux déformations thermiques s'ajoutent les déformations de transformations et les déformations de plasticité de transformation ;
- d) Les états de contraintes font varier les cinétiques des modifications microstructurales et les températures auxquelles elles interviennent ;
- e) Le champ de températures provoque les déformations thermiques. D'autre part, les propriétés mécaniques sont fonction des températures ;
- f) Les déformations mécaniques, qui s'accompagnent par un dégagement de chaleur (dissipation intrinsèque), font varier les conditions thermiques aux frontières (gain et perte en chaleur) [38].



**Figure 1.10.6** : phénomènes dus au soudage et leurs interactions,

(Adapté de goldak ,2005) [28]

Cette énumération reflète la complexité de la modélisation du soudage tout en montrant, néanmoins, que certains couplages peuvent être négligés dans une première approche vue leur impact mineur sur les résultats ciblés. Ainsi, pour la présente étude, les couplages pris en compte sont :

- L'absorption et le dégagement des chaleurs latentes grâce à la modification de la courbe de la capacité calorifique ;
- L'effet des déformations de transformation (dues au changement de volume) sur les contraintes résiduelles par la modification de la courbe du CDT ;
- L'influence de l'évolution thermique sur l'évolution structurale par l'application du champ de températures et la variation des propriétés mécaniques en fonction des températures.

# **Chapitre II**

## **Techniques Expérimentale**

# Chapitre II

## Techniques Expérimentales

### II Matériaux et méthodes expérimentales :

La caractérisation des cordons de soudure et la ZAT des aciers de pipeline nécessitent un examen métallographique afin de caractériser la morphologie de la microstructure, accompagné des analyses par DRX pour la caractérisation structurale et quelques essais de dureté pour avoir une idée sur l'évolution grossière du module de YOUNG en fonction de l'application d'une série de traitements thermiques sur l'acier en question.

Dans ce chapitre nous allons présenter le matériau étudié et les différentes techniques appliquées pour la réalisation du cordon de soudure (électrodes utilisées dans le procédé de soudage, méthode de soudure et condition de travail)

### II .I Matériaux étudiés :

Les matériaux étudiés sont deux aciers à haute limite d'élasticité (X60 et X70 pipeline industriel utilisé par SONATRAGH DML Laghouat), ces derniers se classent dans le standard API 5L (Institut Américain du Pétrole Spécifier pour le pipeline) [39].

Le tableau II. 1 présente la composition chimique des aciers en présentant les taux d'addition des éléments les plus importants en micro alliés ; à savoir le Niobium (0,03-0,08 % en masse), vanadium (max. 0,05 %) et titane (< 0,11 %). Selon la norme industrielle, la somme des taux des éléments (Nb+V+Ti) ne doit pas dépasser 0,22 % en masse.

**Tableau (II.1) : Composition chimique des aciers étudiés (% en masse) selon la norme standard API 5L**

acier	Carbone maxi % (1)	Manganèse maxi % (1)	Phosphore maxi %	Soufre maxi %	Niobium	Vanadium	Titane
X60 <sup>1</sup>	0,26	1,35	0,030	0,030	$\Sigma= 0,15$		
X70 <sup>1</sup>	0,23	1,60	0,030	0,030	$\Sigma= 0,15$		

(1) Selon la norme standard API 5 L

**Tableau (II.2) : Composition chimique des aciers étudiés (% en masse)**

Une analyse chimique a été réalisée pour les deux aciers, par un spectrométrie à émission optique assisté par ordinateur type ARL-3460.

Acier/ Eléments	X60 (% en masse)	X70 (% en masse)
C	0.11	0.083
Mn	1.41	1.53
Si	0.12	0.22
P	0.017	0.009
S	0.004	0.001
Cr	0.021	0.03
Ni	0.015	0.011
Cu	0.01	0.01
Mo	0.003	0.002

<b>V</b>	<b>0.001</b>	<b>0.033</b>
<b>Al</b>	<b>0.050</b>	<b>0.032</b>
<b>Ti</b>	<b>0.002</b>	<b>0.016</b>
<b>Nb</b>	<b>0.034</b>	<b>0.066</b>
<b>Sn</b>	-	<b>0.0016</b>
<b>B</b>	-	<b>0.0003</b>
<b>W</b>	-	<b>0.002</b>

**Tableau (II. 3.) : Propriétés mécaniques des aciers étudiés selon les normes standards (état brut)**

<b>Acier</b>	<b>Re [MPa]</b>		<b>Rm [MPa]</b>	
	<b>min</b>	<b>max</b>	<b>min</b>	<b>max</b>
<b>X60<sup>(1)</sup></b>	414	565	517	758
<b>X70<sup>(1)</sup></b>	482	621	565	758

(1) selon la norme standard API 5L

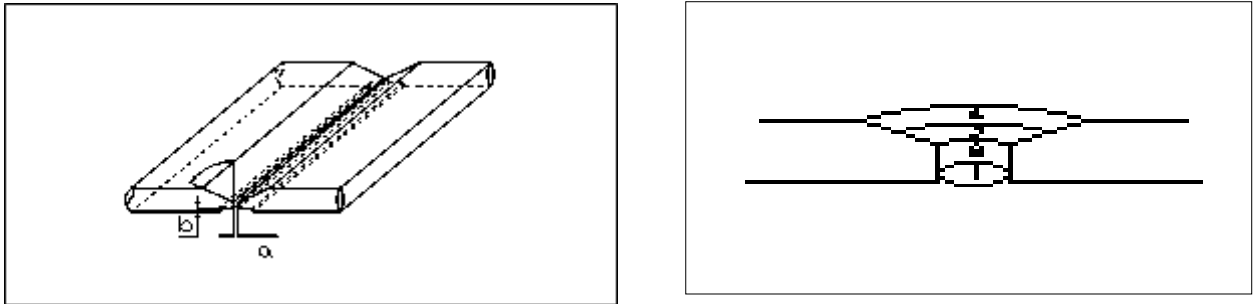
Re : limite d'élasticité [MPa]

Rm : résistance à la rupture [MPa].

## **II.2 Procédés de soudage :**

L'opération de soudage est réalisée au niveau de service travaux DML SONATRACH Laghouat .Les soudures obtenues ont été réalisées, par un technicien qualifié, selon la procédure de soudage de la norme API 1104, en utilisant le procédé de soudage à l'arc électrique avec une électrode enrobée de type basique et cellulosiques. On remarque que selon le type de l'acier de pipeline (X60 et X70) et le procédé de soudage sera choisi le type de baguette.

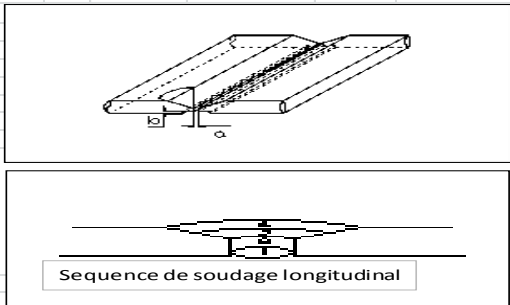
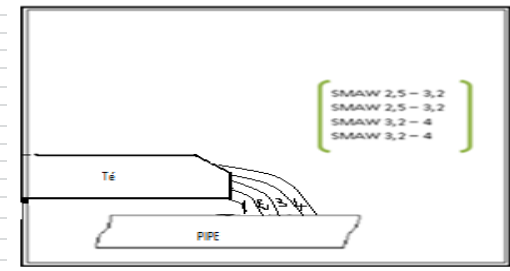
Le soudage de ces aciers exige une préparation adéquate de propreté des bords à assembler comme le montre le schéma de la figure II 1. L'alignement des extrémités est réglé de façon à réduire au maximum les dénivelés entre les éléments à assembler [39].



**Figure II.1 : Joint bout à bout normal avec un chanfrein en V**

Le tableau suivant présente à titre d'information les différentes caractéristiques et conditions de soudage sur site.

Exemple fiche technique de soudage sur canalisation en service :

TITRE		SOUDAGE SUR CANALISATION EN SERVICE																																																																																																																																																																																					
<p><b>Procédé (s) de soudage</b> Soudage à l'arc avec électrode enrobée (SMAW)</p> <p><b>Raccord</b> <b>Joint Longitudinal (Soudure bout à bout)</b></p> <p>P355 NL1 EN 10028-3 ép=12mm Diam=20 pouces CEIW= 0,415 Limite Elastique Min 369 Mpa</p> <p><b>Métaux de base</b> <b>Joint circconférentiel (Soudure d'angle)</b> Matière: API 5L X60 Diam=20 pouces; CEIW = 0,350 ép.= 8.74 mm Limite Elastique Min 455 Mpa</p> <p>Autres : * ASTM ou Norme équivalente ** Tous les aciers API 5L (y compris X70) *** Soudures d'angle (filet) : Tous les diamètres et toutes les épaisseurs.</p>		<p><b>Croquis de la conception du joint</b></p> <p><b>A - Joint longitudinal</b></p>  <p>Type chanfrein V Angle 35° +/- 5° Talon b=1,6+/- 0,6 Écartement a=1,6 +/-1,6 Support envers. Nature : lame métallique Forme : plat Dimensions: 1-2 mm</p> <p><b>B - Joint circconférentiel (Soudure d'angle)</b></p>  <p>Type chanfrein V Angle 90° +/- 5° partie inferieure Angle 60° +/- 5° partie superieure</p> <p><b>Préparation:</b> Les bords à souder sont préparés d'origine. Ils sont débarrassés de tout excès d'oxyde, rouille, graisse ou peinture. Les passes sont seulement schématisées. Les dispositions exactes des passes dépendent des paramètres de soudage,</p> <p><b>Fixation:</b> Méthode de fixation: Serrage et puis pointage Durée de fixation: définitive</p>																																																																																																																																																																																					
<p><b>Métaux d'apport : (Selon AWS - ASTM)</b></p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>PASSES</th> <th>Pénétr</th> <th>2ème passe</th> <th>Bourrage</th> <th>Finition</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Type</td> <td>E 8018 1</td> <td>E 8018 1</td> <td>E 8018 1</td> <td>E 8018 1</td> </tr> <tr> <td>AWS-SFA</td> <td>5,5</td> <td>5,5</td> <td>5,5</td> <td>5,5</td> </tr> <tr> <td>Groupe (API)</td> <td>3</td> <td>3</td> <td>3</td> <td>3</td> </tr> <tr> <td>Dimension</td> <td>2,5 - 3,2</td> <td>3,2 - 4</td> <td>3,2 - 4</td> <td>3,2 - 4</td> </tr> </tbody> </table> <p><b>Joints circconférentiels</b> * 6,4mm &lt; ép. &lt; 12,7 mm. Diam de l'électrode doit être de 2,5 mm et 3,2 mm.</p> <p>Autres : Étuvage des électrodes : 300 - 350°C pendant 2h.</p> <p><b>Position de soudage :</b></p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>PASSES</th> <th>Pénétr</th> <th>2ème passe</th> <th>Bourrage</th> <th>Finition</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Position</td> <td>45°</td> <td>45°</td> <td>45°</td> <td>45°</td> </tr> <tr> <td>Rot / Fixe</td> <td>Fixe</td> <td>Fixe</td> <td>Fixe</td> <td>Fixe</td> </tr> <tr> <td>Progres</td> <td>Mont</td> <td>Mont</td> <td>Mont</td> <td>Mont</td> </tr> </tbody> </table> <p><b>Note :</b> Cette position d'essai qualifie le mode opératoire pour toutes les positions.</p>		PASSES	Pénétr	2ème passe	Bourrage	Finition	Type	E 8018 1	E 8018 1	E 8018 1	E 8018 1	AWS-SFA	5,5	5,5	5,5	5,5	Groupe (API)	3	3	3	3	Dimension	2,5 - 3,2	3,2 - 4	3,2 - 4	3,2 - 4	PASSES	Pénétr	2ème passe	Bourrage	Finition	Position	45°	45°	45°	45°	Rot / Fixe	Fixe	Fixe	Fixe	Fixe	Progres	Mont	Mont	Mont	Mont																																																																																																																																									
PASSES	Pénétr	2ème passe	Bourrage	Finition																																																																																																																																																																																			
Type	E 8018 1	E 8018 1	E 8018 1	E 8018 1																																																																																																																																																																																			
AWS-SFA	5,5	5,5	5,5	5,5																																																																																																																																																																																			
Groupe (API)	3	3	3	3																																																																																																																																																																																			
Dimension	2,5 - 3,2	3,2 - 4	3,2 - 4	3,2 - 4																																																																																																																																																																																			
PASSES	Pénétr	2ème passe	Bourrage	Finition																																																																																																																																																																																			
Position	45°	45°	45°	45°																																																																																																																																																																																			
Rot / Fixe	Fixe	Fixe	Fixe	Fixe																																																																																																																																																																																			
Progres	Mont	Mont	Mont	Mont																																																																																																																																																																																			
<p><b>TITRE</b></p> <p><b>SOUDAGE SUR CANALISATION EN SERVICE</b></p> <p><b>Technique d'exécution du joint et caractéristiques électriques</b> <b>Soudure Bout à Bout</b></p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>PASSES</th> <th colspan="2">Pénétration</th> <th colspan="2">2ème Passe</th> <th colspan="2">Bourrage</th> <th colspan="2">Finition</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Procédé soudage</td> <td colspan="2">SMAW</td> <td colspan="2">SMAW</td> <td colspan="2">SMAW</td> <td colspan="2">SMAW</td> </tr> <tr> <td>Position soudage</td> <td colspan="2">45°</td> <td colspan="2">45°</td> <td colspan="2">45°</td> <td colspan="2">45°</td> </tr> <tr> <td>Courant et Polarité</td> <td colspan="2">CC (+)</td> <td colspan="2">CC (+)</td> <td colspan="2">CC (+)</td> <td colspan="2">CC (+)</td> </tr> <tr> <td>Métal Apport</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> </tr> <tr> <td>Ø Electrode (mm)</td> <td colspan="2">2,5 - 3,2</td> <td colspan="2">2,5 - 3,2</td> <td colspan="2">3,2 - 4</td> <td colspan="2">3,2 - 4</td> </tr> <tr> <td>Ampérage (A)</td> <td>80</td> <td>120</td> <td>80</td> <td>120</td> <td>110</td> <td>180</td> <td>110</td> <td>180</td> </tr> <tr> <td>Voltage (V)</td> <td>22</td> <td>25</td> <td>22</td> <td>25</td> <td>22</td> <td>26</td> <td>22</td> <td>26</td> </tr> <tr> <td>Vitesse de soudage (mm/min)</td> <td>49</td> <td>80</td> <td>49</td> <td>80</td> <td>80</td> <td>100</td> <td>80</td> <td>100</td> </tr> <tr> <td>Apport calorifique (KJ/mm)</td> <td>2,16</td> <td>3,67</td> <td>2,16</td> <td>3,67</td> <td>1,82</td> <td>3,51</td> <td>1,82</td> <td>3,51</td> </tr> </tbody> </table> <p><b>Soudure d'Angle</b></p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>PASSES</th> <th colspan="2">Pénétration</th> <th colspan="2">2ème Passe</th> <th colspan="2">Bourrage</th> <th colspan="2">Finition</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Procédé soudage</td> <td colspan="2">SMAW</td> <td colspan="2">SMAW</td> <td colspan="2">SMAW</td> <td colspan="2">SMAW</td> </tr> <tr> <td>Position soudage</td> <td colspan="2">45°</td> <td colspan="2">45°</td> <td colspan="2">45°</td> <td colspan="2">45°</td> </tr> <tr> <td>Courant et Polarité</td> <td colspan="2">CC (+)</td> <td colspan="2">CC (+)</td> <td colspan="2">CC (+)</td> <td colspan="2">CC (+)</td> </tr> <tr> <td>Métal Apport</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> <td colspan="2">E 8018-1</td> </tr> <tr> <td>Ø Electrode (mm)</td> <td colspan="2">2,5 - 3,2</td> <td colspan="2">2,5 - 3,2</td> <td colspan="2">3,2 - 4</td> <td colspan="2">3,2 - 4</td> </tr> <tr> <td>Ampérage (A)</td> <td>80</td> <td>150</td> <td>80</td> <td>150</td> <td>100</td> <td>180</td> <td>100</td> <td>180</td> </tr> <tr> <td>Voltage (V)</td> <td>22</td> <td>26</td> <td>22</td> <td>26</td> <td>22</td> <td>26</td> <td>22</td> <td>26</td> </tr> <tr> <td>Vitesse de soudage (mm/min)</td> <td>60</td> <td>100</td> <td>60</td> <td>100</td> <td>60</td> <td>100</td> <td>60</td> <td>100</td> </tr> <tr> <td>Apport calorifique (KJ/mm)</td> <td>1,06</td> <td>3,90</td> <td>1,06</td> <td>3,90</td> <td>1,32</td> <td>4,68</td> <td>1,32</td> <td>4,68</td> </tr> </tbody> </table> <p>Les essais d'homologation de la procédure son <b>API 1104 (Annexe B Soudage en Service)</b></p> <p>Les pratiques de soudage doivent suivre les restrictions du code: <b>API 2201</b></p>		PASSES	Pénétration		2ème Passe		Bourrage		Finition		Procédé soudage	SMAW		SMAW		SMAW		SMAW		Position soudage	45°		45°		45°		45°		Courant et Polarité	CC (+)		CC (+)		CC (+)		CC (+)		Métal Apport	E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1		Ø Electrode (mm)	2,5 - 3,2		2,5 - 3,2		3,2 - 4		3,2 - 4		Ampérage (A)	80	120	80	120	110	180	110	180	Voltage (V)	22	25	22	25	22	26	22	26	Vitesse de soudage (mm/min)	49	80	49	80	80	100	80	100	Apport calorifique (KJ/mm)	2,16	3,67	2,16	3,67	1,82	3,51	1,82	3,51	PASSES	Pénétration		2ème Passe		Bourrage		Finition		Procédé soudage	SMAW		SMAW		SMAW		SMAW		Position soudage	45°		45°		45°		45°		Courant et Polarité	CC (+)		CC (+)		CC (+)		CC (+)		Métal Apport	E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1		Ø Electrode (mm)	2,5 - 3,2		2,5 - 3,2		3,2 - 4		3,2 - 4		Ampérage (A)	80	150	80	150	100	180	100	180	Voltage (V)	22	26	22	26	22	26	22	26	Vitesse de soudage (mm/min)	60	100	60	100	60	100	60	100	Apport calorifique (KJ/mm)	1,06	3,90	1,06	3,90	1,32	4,68	1,32	4,68		
PASSES	Pénétration		2ème Passe		Bourrage		Finition																																																																																																																																																																																
Procédé soudage	SMAW		SMAW		SMAW		SMAW																																																																																																																																																																																
Position soudage	45°		45°		45°		45°																																																																																																																																																																																
Courant et Polarité	CC (+)		CC (+)		CC (+)		CC (+)																																																																																																																																																																																
Métal Apport	E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1																																																																																																																																																																																
Ø Electrode (mm)	2,5 - 3,2		2,5 - 3,2		3,2 - 4		3,2 - 4																																																																																																																																																																																
Ampérage (A)	80	120	80	120	110	180	110	180																																																																																																																																																																															
Voltage (V)	22	25	22	25	22	26	22	26																																																																																																																																																																															
Vitesse de soudage (mm/min)	49	80	49	80	80	100	80	100																																																																																																																																																																															
Apport calorifique (KJ/mm)	2,16	3,67	2,16	3,67	1,82	3,51	1,82	3,51																																																																																																																																																																															
PASSES	Pénétration		2ème Passe		Bourrage		Finition																																																																																																																																																																																
Procédé soudage	SMAW		SMAW		SMAW		SMAW																																																																																																																																																																																
Position soudage	45°		45°		45°		45°																																																																																																																																																																																
Courant et Polarité	CC (+)		CC (+)		CC (+)		CC (+)																																																																																																																																																																																
Métal Apport	E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1		E 8018-1																																																																																																																																																																																
Ø Electrode (mm)	2,5 - 3,2		2,5 - 3,2		3,2 - 4		3,2 - 4																																																																																																																																																																																
Ampérage (A)	80	150	80	150	100	180	100	180																																																																																																																																																																															
Voltage (V)	22	26	22	26	22	26	22	26																																																																																																																																																																															
Vitesse de soudage (mm/min)	60	100	60	100	60	100	60	100																																																																																																																																																																															
Apport calorifique (KJ/mm)	1,06	3,90	1,06	3,90	1,32	4,68	1,32	4,68																																																																																																																																																																															

Les figures II.2a b c et figure II.3 a, b, c, d, e et f) Présente les étapes de procédure de soudage de l'acier X60 et X70



**Figure II(a): préparation de surface de soudure**



**Figure II(b):**



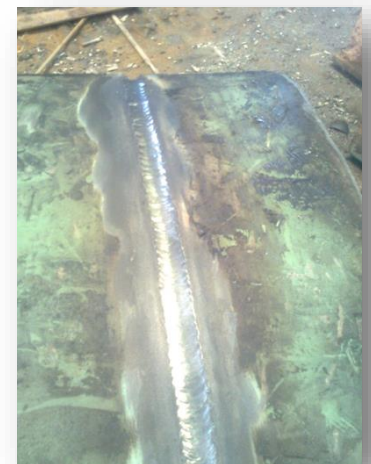
**Figure II. :(c)**



**Figure II. : (d)**



**Figure II. : (e)**



**Figure II. : (f)**

### II.3 Électrodes dessoudage :

Le soudage à l'arc électrique est effectué à l'aide des électrodes enrobées de type basique et cellulosiques. L'assemblage de l'acier X60 est exécuté en trois passe, à savoir la première passe c'est la pénétration, la deuxième pour le bourrage et enfin la troisième c'est celle de finition tout on nettoyant notre cordon de soudure par une meule après chaque passe. Alors que pour l'acier X70 le soudage ce fait en quatre passe ; celle de la pénétration ce fait

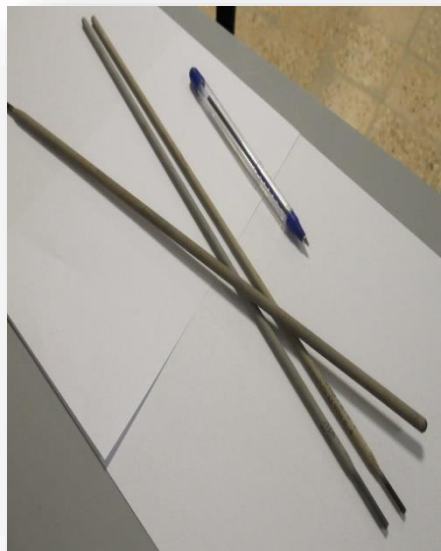
par une électrode cellulosique et les trois autres passes se font par électrode basique bien sur selon les normes standards. L'électrode cellulosique utilisée en soudage de aciers en question X60 et X70 pour la premier passe de pénétration et E6010 pour l'électrode basique utiliser pour les autre passe et E7018 pour le X60 et E 8018 pour le X70( norme API 1104).



**Figure II.2 : Four pour les électrodes SONATRAGH**



**Figure II.3 : poste de soudure DML SONATRAGH**



**Figure II.10 : photo électrode enrobé**

**II.3.1 Électrodes cellulosique E6010 :****Composition chimique (métal déposé)**

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>
<b>Valeur type en %</b>	0,10	0,60	0,20

- **Caractéristiques mécaniques du métal déposé**

<b>Rm(MPa)</b>	<b>Rp(MPa)</b>	<b>A 5d(%)</b>	<b>KV(J)</b>
470-560	≥380	≥24	≥47 à -30

**II.3.2 Électrodes basiques :****II.3.2.1 Électrodes -E7018**

- **Analyse chimique (métal déposé)**

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>P</b>	<b>S</b>
<b>Valeur type en %</b>	0,08	1,20	0,40	≤0,02	≤0,015

- **Caractéristiques mécaniques du métal déposé**

<b>Rm(MPa)</b>	<b>Rp(MPa)</b>	<b>A 5d(%)</b>	<b>KV(J)</b>
510-610	≥420	≥24	≥90 à -40

**II.3.2.2 Électrodes -E8018 :**

- **Analyse chimique (métal déposé)**

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Ni</b>
<b>Valeur type en %</b>	0,06	1,60	0,50	≤0,02	≤0,015	0,90

- **Caractéristiques mécaniques** du métal déposé

<b>Rm(MPa)</b>	<b>Rp(MPa)</b>	<b>A 5d(%)</b>	<b>KV(J)</b>
590-680	$\geq 510$	$\geq 24$	$\geq 80$ a -60

### II.3.3 Découpage et préparation des échantillons :

La préparation des échantillons a été réalisée au atelier de SONATRACH DML Laghouat (découpage grossie) et dans le laboratoire de mécanique à l'université de Laghouat (découpage de finition) ; Chaque échantillons est formé par le cordon de soudure et la ZAT et le métal de base comme le montre le schéma de la figure (II.5) est traité thermiquement suivant un protocole de traitement thermique préalablement définie.

Les échantillons destinés à la mesure de la dureté et l'observation métallographique ainsi que les analyses par diffraction x, ont été découpés transversalement comme le présente le schéma de la figure (II.7)

- **Dimension des échantillons :**

Chaque échantillon découpé en deux, aux dimensions suivantes (60 mm x12, 70 mm x 5 mm).

- ✓ une partie destiné à la mesure de dureté à pour dimensions (30mm x12, 7mm x 5 mm).
- ✓ une partie destiné à la préparation métallographique et diffraction de rayons x est découpé en échantillons de dimensions (4mm x 6,35 mm x 5mm).



**Figure II. 5 : decoupage grossier des echantillons**



**Figure II.6 : trouçonneuse pour découpage de finition**



**Figure II .7 : Echantillons decouper grossierement**

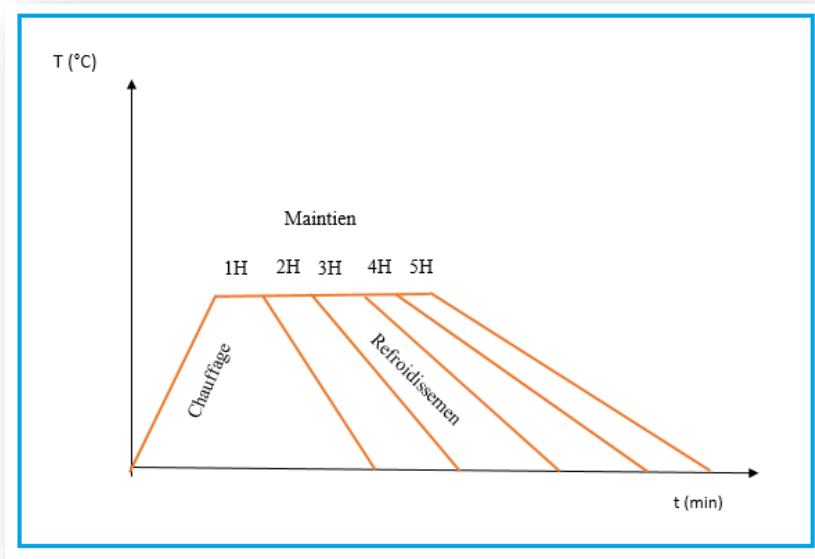


**Figure II. 8 : échantillon pour mesure de dureté et diffraction de dureté**

## II 4. Traitement thermique :

### II 4.1 Cycle d'un traitement thermique :

Effectuer un traitement thermique à une pièce métallique, c'est de faire subir à celle-ci un maintien à une température inférieure à celle de la température de fusion pendant un temps bien définie, il existe plusieurs type de traitement thermique à savoir traitement thermique d'homogénéisation, traitement thermique de relaxation, et de durcissement etc... Le procédé de traitement thermique se compose comme le présent schéma Figure II .9



**Figure II. 9 : Cycle d'un traitement thermique (1<sup>er</sup> protocole)**

- ✓ Chauffage : L'échauffement à des températures supérieures aux températures.
- ✓ Maintien : Maintient à une température définie.
- ✓ Refroidissement : Refroidissement lent à l'aire.

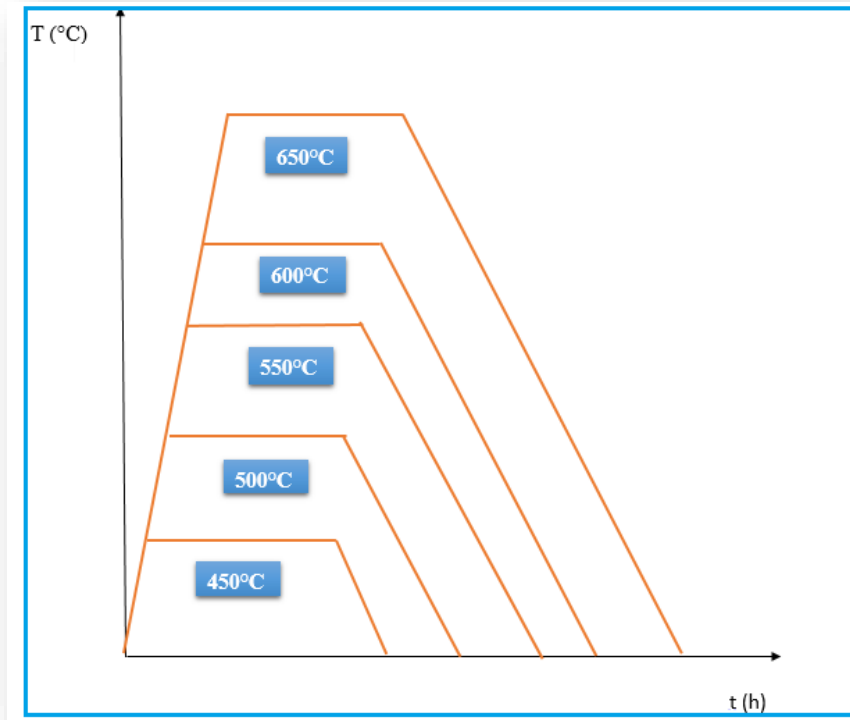


Figure II.10 : Cycle d'un traitement thermique (2<sup>ème</sup> protocole)



Figure II.11 : Four VECSTAR LDT  
(laboratoire mécanique)



Figure II.12 : Échantillon sortis de four  
(laboratoire mécanique)

Un échantillon à l'état brute a été gardé comme référence ; le reste des échantillons a été soumis à un traitement d'homogénéisation et relaxation avec une température qui varie de 450°C, 500°C, 550°C, 600°C et à 650°C pendant des temps de maintien fixe de 2 heures (1<sup>er</sup>

protocole) et des traitements thermique de temps de maintien 1heur,2heures ,3heures ,4heures et 5 heures pour une temperature de maintient fixe à 550°C ( protocole 2) suivi d'un refroidissement très lent à l'aire.

## **II.5 Essai mécanique de dureté :**

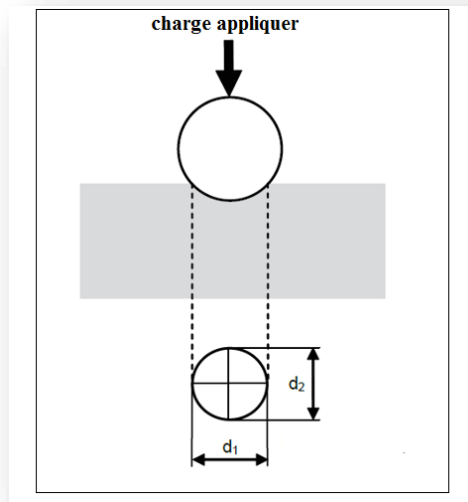
### **II.5.1 Principe de l'essai dureté :**

Pour les essais de dureté par pénétration, ou la taille de l'empreinte est déterminée de façon optique, comme pour Vickers, Brinell et Knoop, la dureté est définie comme la charge appliquée, divisée par la face de contact (pour Knoop, il s'agit de la surface projetée). Les essais peuvent être réalisés manuellement en utilisant des tableaux ou la valeur moyenne des diagonales/diamètres mesurés est convertie dans une valeur de dureté ou la valeur peut être calculée en se basant sur une formule, ou par une machine d'essai de dureté automatique ou la dureté est déterminée automatiquement.

Selon la dimension de la charge appliquée, l'essai de dureté par pénétration peut être divisé en macro (également appelé général ou universel) et en essai de dureté micro. Pour les essais de dureté macro, les charges d'essai sont 1 kgf (9,81 N) ou plus grandes, alors que les essais de dureté micro couvrent une plage de charges de 1 gf à 1 kgf.

L'état de la surface requis dépend du type d'essai et de la charge utilisée. Pour la dureté macro, généralement une surface percée ou pré polie est suffisante ; parfois aucune préparation n'est requise. Pour les essais de dureté micro, une surface polie est nécessaire, pour les charges très petites même un polissage aux oxydes ou La dureté d'un matériau caractérise sa résistance à la pénétration, un pénétrateur de géométrie connue est appliqué sur la surface du matériau à tester avec une force connue pendant un temps donné, plus l'empreinte laissée est petite, plus le matériau est dur. Bien que la dureté ne soit pas une propriété simple à définir.

La pénétration Brinell donne une empreinte relativement grande avec une bille en carbure de Tungstène, dénotation HBW (W étant le symbole chimique du Tungstène). La taille de l'empreinte est lue optiquement pour pouvoir déterminer la dureté. Les applications typiques sont les forgeages et les moulages ou les éléments structuraux sont de grande taille et hétérogènes, ou les structures trop grossières pour d'autres méthodes (Rockwell/Vickers) pour obtenir un résultat représentatif. Gamme de charges d'essai et de 1 à 3000 kgf Types de pénétrateur ; billes de diamètre 1 / 2,5 / 5 / 10 mm.



**Figure II.13 : Description de l'essai de dureté Brinell**

Les essais de dureté sont très utilisés en raison de leur simplicité et de leur caractère peu destructif, leur résultat donne un aperçu synthétique des propriétés mécaniques du matériau testé et évaluation des matériaux [22] [40].

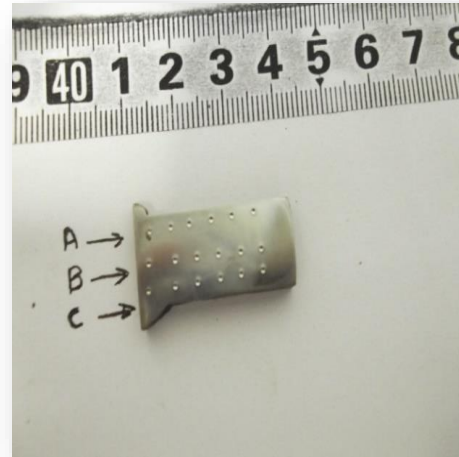
Les essais de dureté sur soudures impliquent généralement qu'une série d'empreintes soit réalisée sur le profil d'une surface d'échantillon relativement grande, dans notre cas de duromètre un pénétrateur de bille de brinell est appliqué sur nos échantillons dans la charge d'essai est généralement de 49,2 N soit 5 kgf (symbole de dureté HV5) ou de 98,07 N soit 10 kgf (symbole de dureté HV10). La charge est appliquée progressivement et de façon constante jusqu'à ce que la charge choisie soit atteinte. Le temps de maintien de la charge est de 10 à 15 secondes, les résultats sont convertis en HV, Le pas de la dentations de prise de mesure de dureté est de 5mm entre deux points de mesure.

Les échantillons utilisés exigent une préparation de la surface de l'échantillon et principalement qui requiert des coupes bien polies pour prendre des valeurs de différentes zones de la ZAT et métal de base.

Les échantillons destinés aux essais de dureté dont les dimensions (30mm x12, 7mm x 5 mm) sont confectionnés au laboratoire de mécanique, le schéma de la figure (II .17 et II .18) présente le mode de mesure de dureté selon les différentes zones.



**Figure II.14 : Appareil de mesure de dureté laboratoire mécanique**



**Figure II.15 : Echantillon pour mesure de dureté**

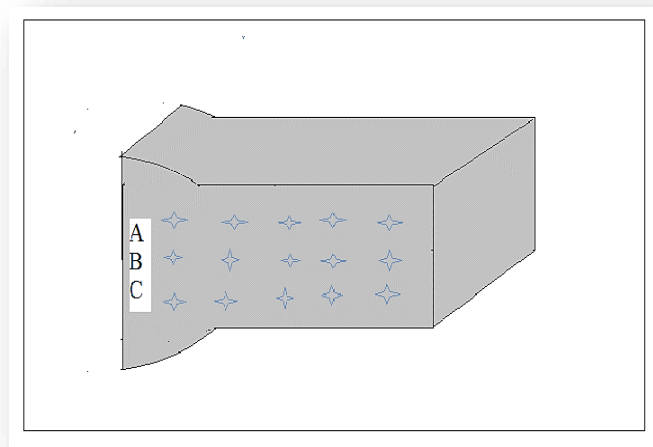
Les essais sont réalisés sur le profil de la soudure et dans trois zones A, B et C.

**Zone A** : partie interne de soudure.

**Zone B** : parti de milieux de soudure.

**Zone C** : parti externe de soudure.

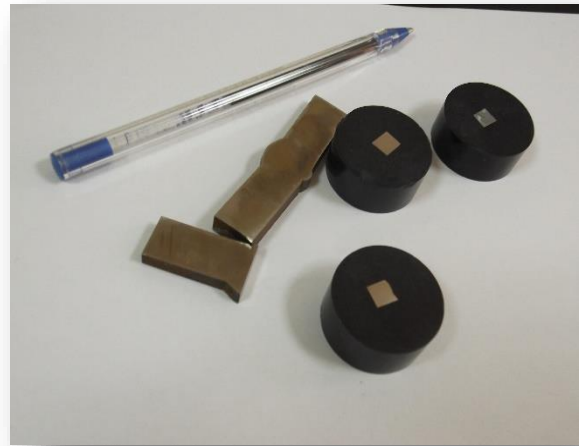
La figure suivante présent un schéma de mesure de dureté dans différente position et zone A B et C de métal fondu, la zone affecter thermiquement et métal de base.



**Figure II.16 : schéma de l'échantillon pour mesure de dureté**

**II.5 .2. Préparation des échantillons :**

Suite au protocole de traitements thermique réalisé sur différentes échantillons, préparer au sein de laboratoire de mécanique tout on passant par une préparation métallographique des échantillons (enrobage, polissage,....ect) pour observation microscopique et diffractions de rayons x, et mesure de dureté

**Figure II. 17 : Enrobeuse a chauds****Figure II .18 : (a) Echantillon enrobe pour observation micrographique****Figure II. 19 : Polisseuse (laboratoire de mécanique)**

## II.6 Examen métallographique :

L'examen métallographique a pour but la caractérisation de la morphologie structurale de l'acier ; dans notre cas c'est de mettre en évidence la limitation des zones (cordon de soudure, ZAT et métal de base) ainsi que l'état de l'homogénéisation.



**Figure II.20 : microscope optique  
(laboratoire de mécanique)**

### II.6.1 Attaque chimique :

Les examens métallographiques nécessitent au préalable une attaque chimique appropriée à chaque nuance pour mettre en évidence la morphologie structurale. Cette opération donne une différence de nuance entre les différentes phases, car elle est directement liée à la différence de vitesse de réaction des constituants selon l'orientation cristallographique de chaque phase. Le réactif chimique utilisé dans notre cas (aciers X60, X70 acier micro allié) est le Nital dont la composition est 4 % (4 ml d'acide nitrique et 100 ml d'éthanol), une fois étalée sur la surface de l'échantillon, à un temps de maintien respecté ; cette opération doit être suivie d'un rinçage à l'eau distillée.

## II.7 Analyse par diffraction des rayons X :

L'utilisation des méthodes des rayons X est un outil très performant et universel pour déterminer la structure des cristaux.

### II.7.1 Théorie et principe de la diffraction des rayons X :

L'interaction d'un faisceau de rayons X avec la matière donne naissance à une émission dans toutes les directions d'un rayonnement de même longueur d'onde et de phase cohérente. Ce phénomène de diffusion conduit à des ondes d'amplitude très faible dans le cas de la diffusion par un électron ou un atome. En revanche, la diffusion par la matière, c'est-à-dire un ensemble d'atomes, entraîne une interférence des ondes cohérentes diffusées par chaque atome. Cette onde, dite diffractée, dépend de la structure atomique de la matière. Les directions pour lesquelles les ondes émises sont en phase sont régies par les conditions de Laue [41].

Dans le cas d'échantillons en poudres formés de très petits cristaux orientés aléatoirement, la direction du faisceau diffracté est donnée par la loi de Bragg. Celle-ci peut être déduite des conditions de Laue, mais également être vérifiée par analogie à la réflexion en considérant une famille de plans interréticulaires (figure II.21), désignés par les indices de Miller (h, k, l).

Par simple trigonométrie, on a les relations :

$$AB + CB = 2 d \sin \theta$$

et

$$AB + CB = n \lambda$$

Avec d distance inter réticulaire séparant deux plans de même famille (h, k, l),  $\lambda$  longueur d'onde du rayonnement diffracté, n l'ordre de diffraction (nombre entier) d'où la loi de Bragg :

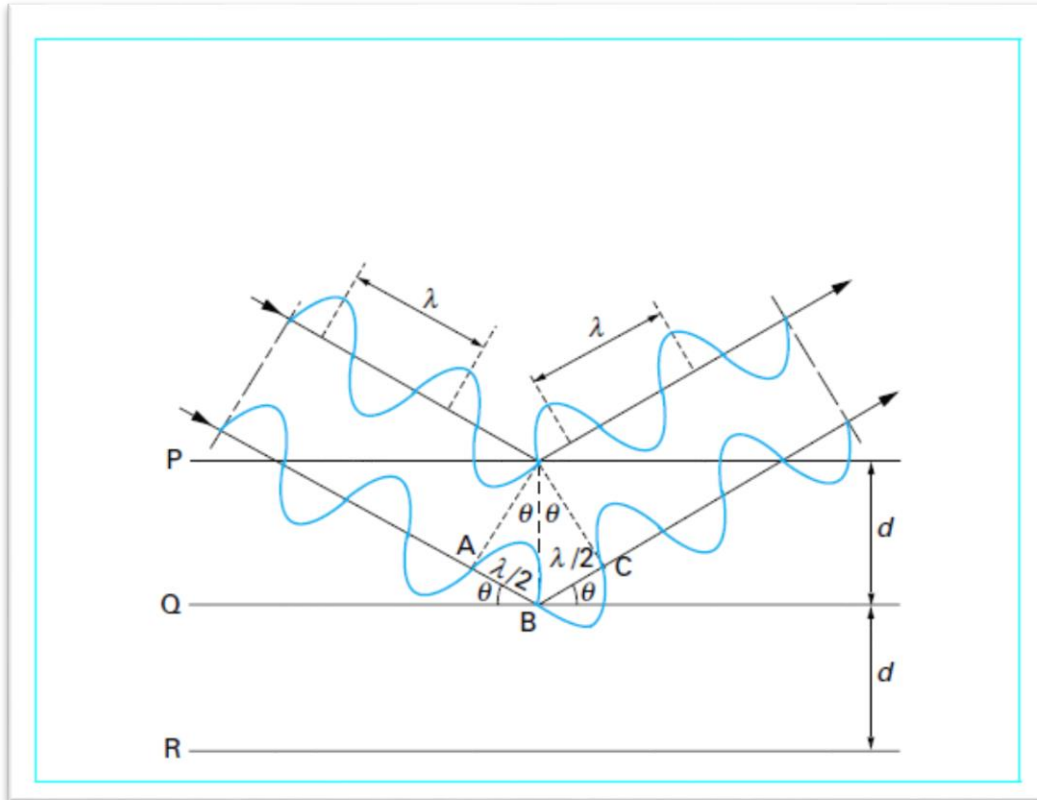
$$n \lambda = 2 d \sin \theta$$

Les directions des faisceaux diffractés dépendent des dimensions du réseau cristallin ; par exemple, pour un système cubique de paramètre a, la distance interréticulaire d est égale à :

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

Et, par conséquent, l'équation de Bragg pour un système cubique s'écrit :

$$n\lambda = \frac{2a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \sin \theta$$



**Figure II.21 : Géométrie expliquant la loi de Bragg par analogie à la réflexion**

### II. 7.2 Description de diffractomètre :

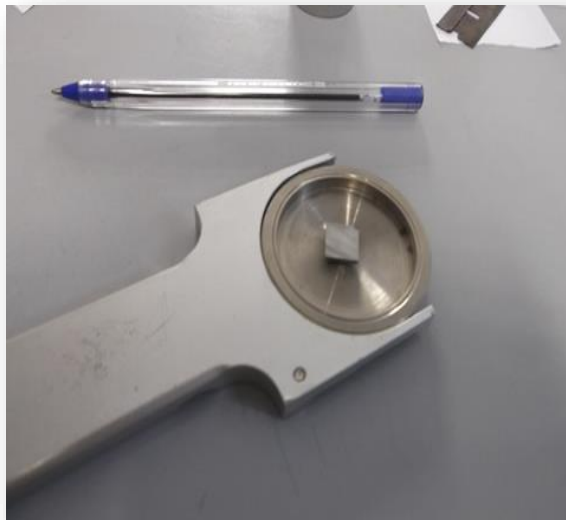
Il s'agit d'un diffractomètre de la compagnie PHILIPS, il est composé d'une source de rayons X, d'un porte échantillon et d'un détecteur à rayons X qui enregistre l'intensité lumineuse diffractée en fonction de l'angle de diffraction. L'acquisition des données se fera sur ordinateur grâce à un logiciel réalisé.

Les mesures de diffractions sont effectuées en sein de laboratoire de diffraction des rayons X par un diffractomètre  $\theta$ - $2\theta$  Phillips assisté par le logiciel d'acquisition X'PERT. Les rayons X sont émis par une anode de Cu  $k\alpha=1.54060\text{\AA}$ . Les paramètres opératoires pour tous

les échantillons sont 40 kV et 50 mA avec un pas de  $0.02^\circ$  et un temps de fixation de 1 seconde pour chaque pas. Le balayage est effectué sur une plage  $2\theta$  de ( $20^\circ$ - $130^\circ$ ) avec rotation et un temps totale de 1 heure :31min.



**Figure II. 22 : photo diffractomètre de rayons X Philips**



**Figure II.23 : Porte échantillon de diffractomètre des rayons X**

# **Chapitre III**

## **RESULTATS**

# Chapitre III

## Résultats

### III.1 RESULTATS :

Les résultats seront présentés dans ce chapitre en deux sens verticale et horizontale et par zone :

#### Présentations des résultats :

Les résultats de diffraction et l'observation microscopique sont présentés comme le montre le schéma de la figure III1. Les trois zones (I, II et III) sont :

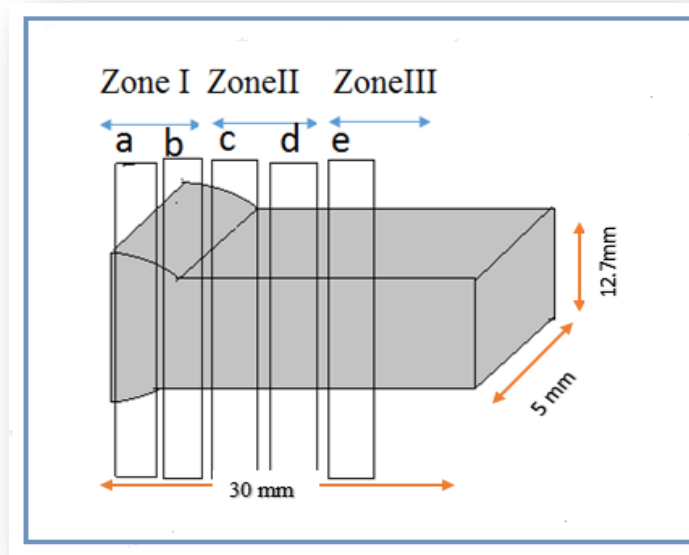
Zone I : zone métal fondu ou la zone de liaisons.

Zone II : (Z.A.T.) zone affecter thermiquement.

Zone III : zone métal de base.

En premier lieu les résultats seront présentés en trois familles.

- a) Première famille** : élément de référence de l'acier X60 ; ce sont des échantillons des trois zones pris à l'état initial sans traitement thermique appliqué.
- b) Deuxième famille** : Dans ce cas les échantillons des trois zones on leur applique un protocole de traitement thermique dont la température est variable pendant un temps de maintien fixe (la température varie de 450°C ,500°C, 550°C, 600°C, 650°C à un temps fixe 2 heure de maintien).
- c) Troisième famille** : concerne le groupe d'échantillons dont le protocole des traitements thermiques, est la variation de temps de maintien à une température de traitement fixe  $T=550^{\circ}\text{C}$  ; le temps de maintien est de 1H, 2H, 3H, 4H et 5H.

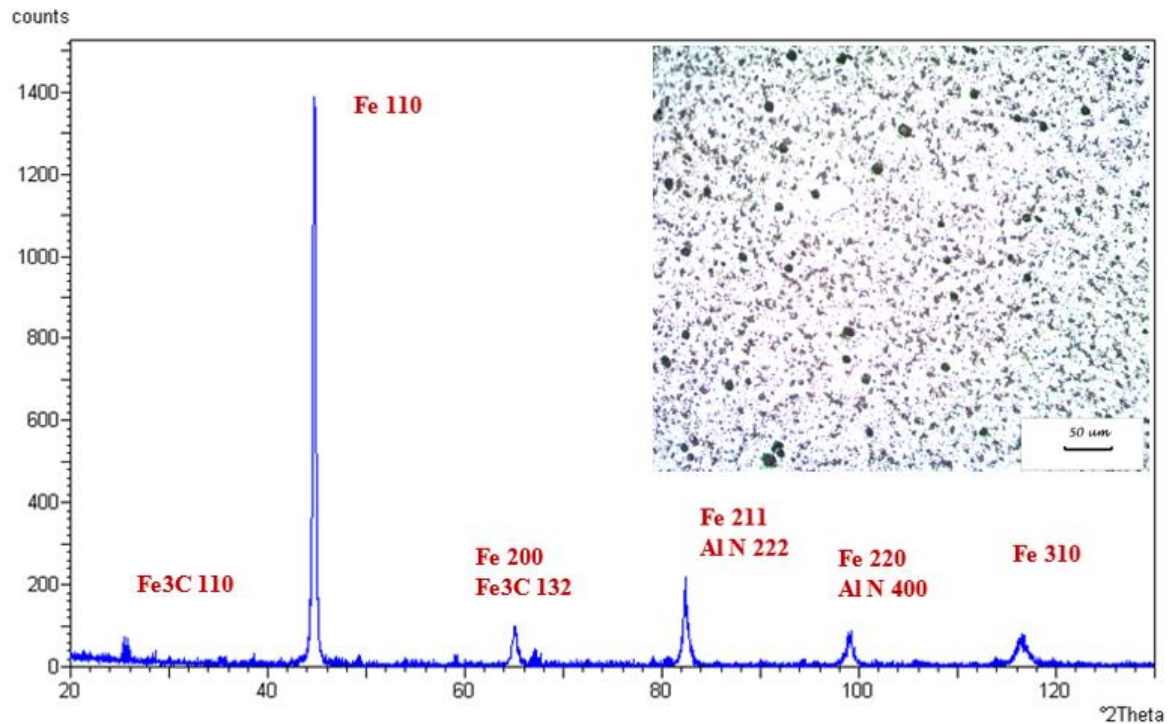


**Figure III .1 : schéma de présentation des résultats**

### **Première famille :**

#### **Zone I - a :**

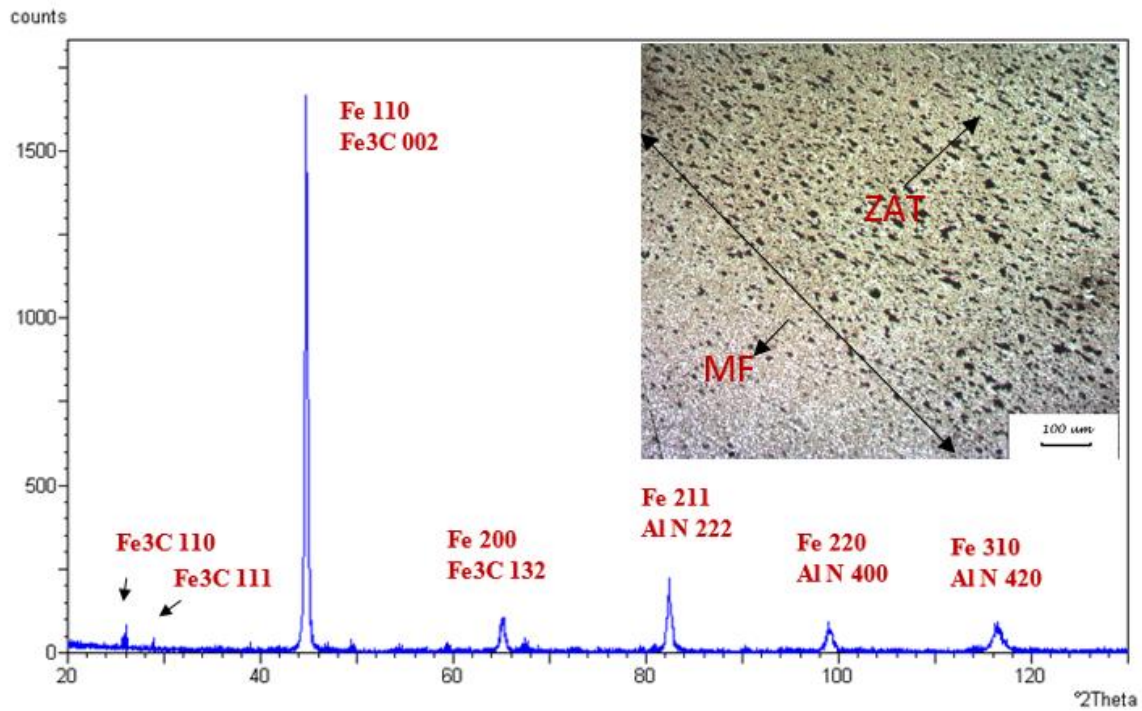
Une observation par microscope optique a été réalisée sur l'échantillon X60 à l'état initial (sans traitement thermique) de la zone (I-a), suivie d'une diffraction des rayons X sur la même zone. Sur la micrographie de la figure (III .2), l'acier présente une répartition homogène des différentes phases, qui sont mise en évidence par la diffraction des rayons x (tel que la matrice Fe, la cémentite  $Fe_3C$  et la phase AlN). Le diffractogramme présente la matrice Fe dont les familles des plans qui diffractent sont (110), (200), (211), (220) et (310), dans laquelle baignent la cémentite dont les familles des plans diffractant sont (110), (111), (002), (132) et (310) et la phase de nitrure d'aluminium AlN (222) (400) et (420); ce dernier est très difficilement observable par la micrographie (quantité très faible), d'où on peut dire que notre acier présente une structure ferrito perlitique sphérique.



**Figure III.2 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure de l'acier X60 et l'observation micrographique (état brut).**

### **Zone I -b :**

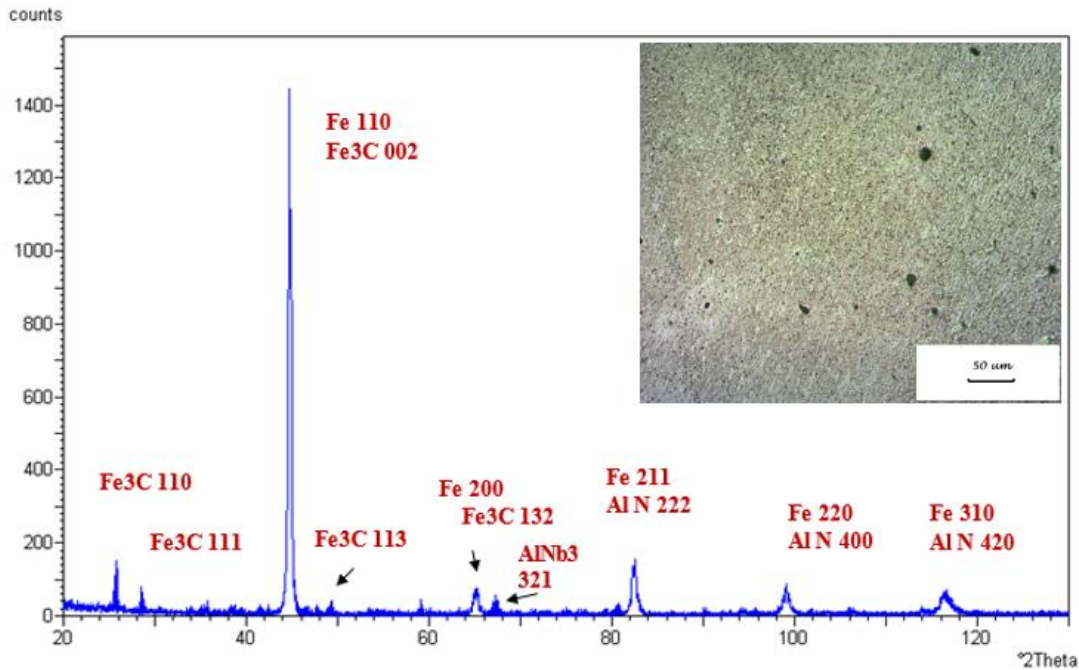
La figure III.2 présente la micrographie et le diffractogramme de la zone b; cette zone présente une frontière entre le cordon de soudure (zone fondue) et la zat (zone affecter thermiquement) comme le montre les indications sur la micrographie. Une nette variation de la densité de répartition des spheroites de la perlite (Fe-Fe<sub>3</sub>C) est clairement observée avec une différence de taille des grains entre les deux secteurs de la micrographie. Alors que du point de vue des phases coexistantes, on remarque, par rapport à la zone I-a, c'est les mêmes phases.



**Figure III.3 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure de l'acier X60 et l'observation micrographique (état brut).**

### **Zone II -c:**

L'analyse des échantillons de la zone II-c (l'état initial) sont présentés par la micrographie et le diagramme de diffraction des rayons x de la figure III-4. Sur la micrographie optique on remarque une répartition homogène de la microstructure (les sphéroïte de perlite) qui sont fines même à grossissement moyenne dans cette microstructure il y a la présence de la phase AlN, AlNb<sub>3</sub> comme le montre bien le diffractogramme de diffraction des rayons x; par la réflexion des plans (321) du AlNb<sub>3</sub> et les plans de famille (222), (400) et (420) de la phase AlN.

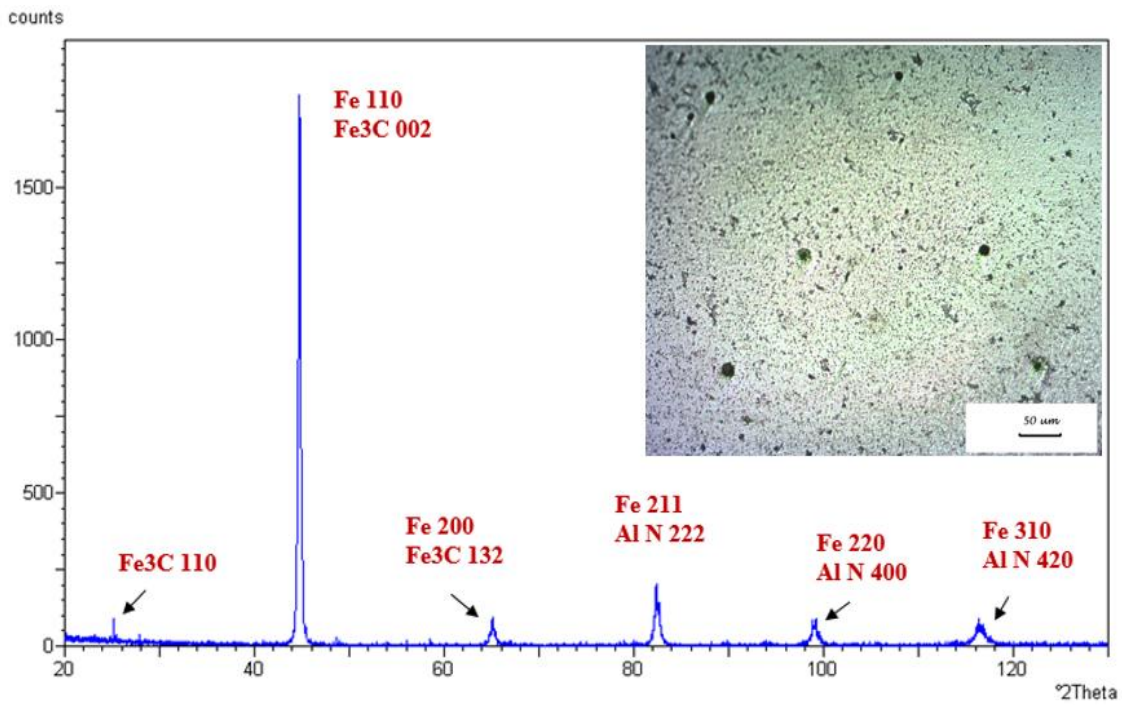


**Figure III.4 : Diffractogramme de la zone I-c du Cordon de soudure de l'acier X60 et l'observation micrographique (état brut).**

#### **Zone II - d :**

La figure III.5 montre l'analyse par diffraction et microscopie optique de la zone II-d . L'analyse par diffraction des rayons x montre bien la presence de la perlite (Fe-  $\text{Fe}_3\text{C}$  ) et la phase AlN dans la matrice Fe .donc l'acier de base est ferrito perlitique avec presence de tres petite phase de AlN dont les familles des plans qui refflectent (222), (220) et (420); cette structure est bien revelée par la mirographie de la figure III .5 ou on observe une repartition très fine et homogene de la perlite et la ferrite (matrice ) à tres petit grain .

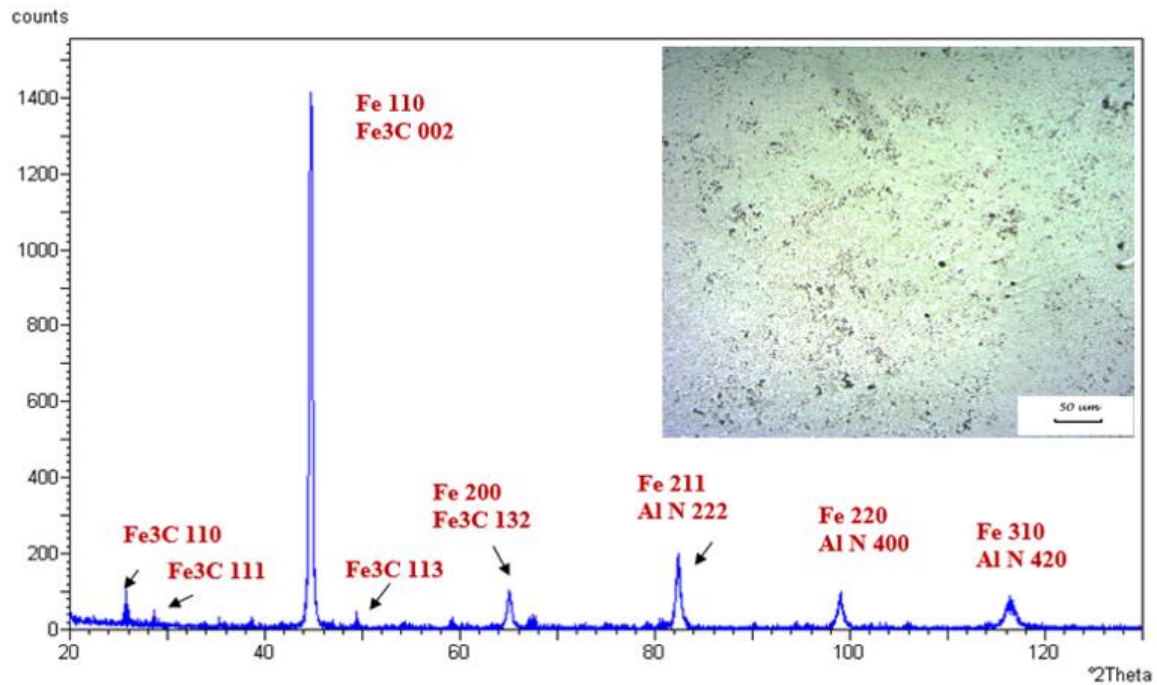
Remarque : la zone II-d c'est la zone du métal de base frontiere avec la ZAT .



**Figure III.5 : Diffractogramme de la zone I-d du Cordon de soudure de l'acier X60 et l'observation micrographique (état brut).**

#### **Zone III-e:**

Les échantillons de la zone III-e (zone métal de base loin de la ZAT) sont observés par microscopie optique et analysés par diffraction des rayons x. La micrographie présente une homogénéisation et un affinement des grains de la perlite ou point on peut dire que cette micrographie présente un acier ferrito perlitique à très petit grain et une répartition très fines de celle-ci, le diffractogramme de diffraction de rayon x présente les mêmes phases que celui de la zone II-d par la présence des mêmes phases (Fe, Fe<sub>3</sub>C, AlN).



**Figure III.6 : Diffractogramme de la zone I-e du Cordon de soudure et l'observation micrographique (état brut).**

### **Deuxième Famille (Temps fixe avec variation de température) :**

#### **Zone de Cordon de soudure :**

#### **Zone I-a :**

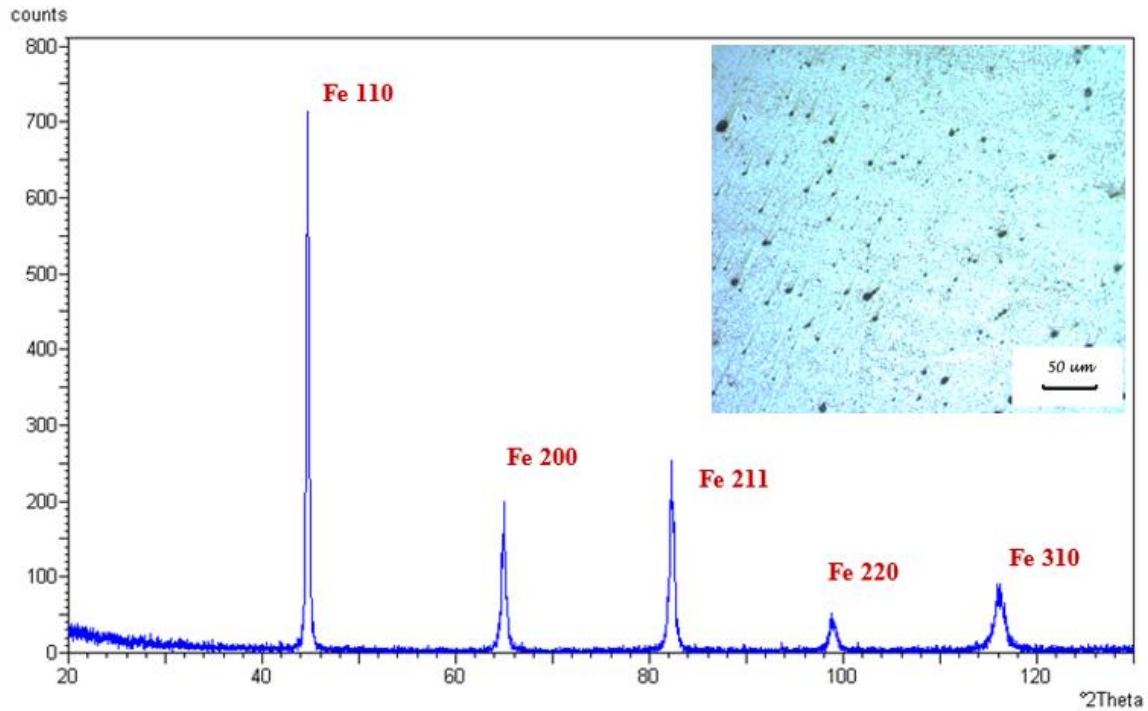
Une série d'analyse des diffractogrammes de diffraction de rayons x et de micrographie a été réalisée sur l'ensemble des échantillons qu'ont subis des traitements thermiques selon le protocole préalablement définie comme à été présentés par la figure ().

La figure III.7 présente le diffractogramme et la micrographie des échantillons de la zone I-a (zone fondue) et qui subit un traitement thermique de 450°C pendant un temps de maintien 2heure.

L'analyse par diffraction des rayons x montre la présence des deux phases (matrice) Fe et Fe<sub>3</sub>C par la réflexion de plans (110), (200), (211), (220) et (310) du Fe et (132) du Fe<sub>3</sub>C tout en remarquant que le plan (110), (111) de la cémentite sont noyés dans le bruit de fond du diagramme.

L'analyse de la micrographie montre une morphologie homogène de la structure avec une faible quantité du sphérolite de perlite.

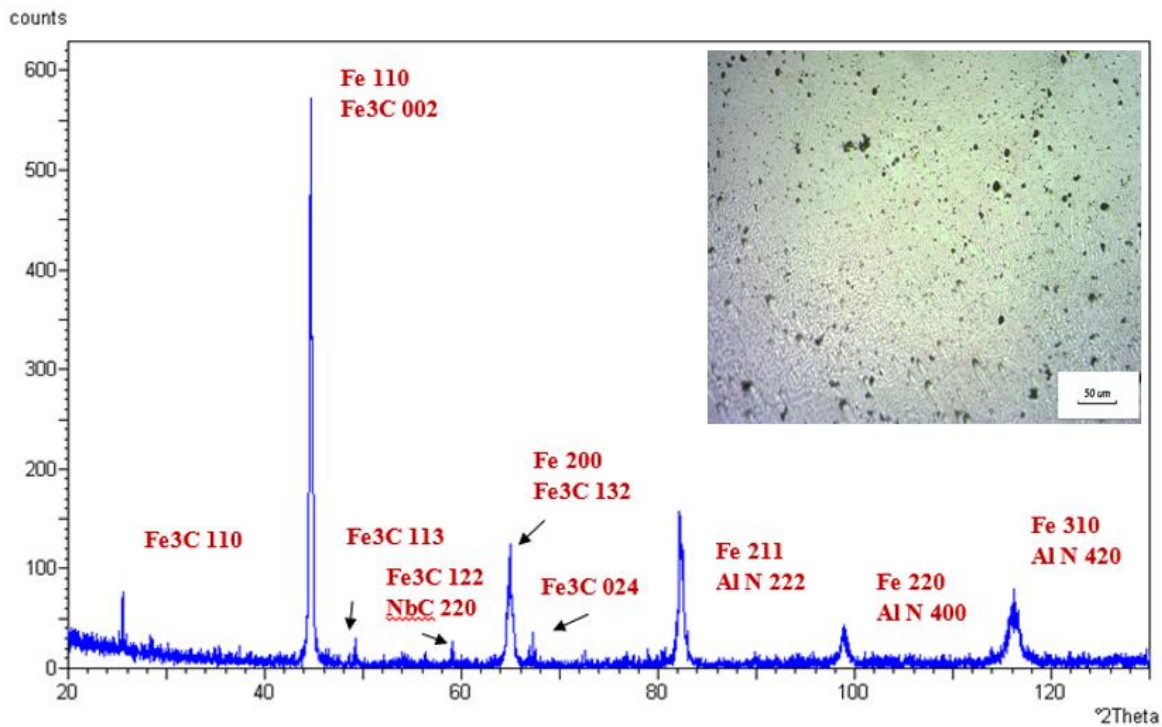
Une augmentation de la température de traitement thermique de 450°C à 500°C pendant le même temps de maintien 2heure modifier nettement la micrographie des figures III.8 et III.7 avec l'apparition d'une nouvelle phase ALN avec une réflexion des famille de plan (222), (400) et (420) et une augmentation des taille de grain de sphérolite de perlite. Comme le confirme l'analyse par diffraction des rayons x de la figure III.8.



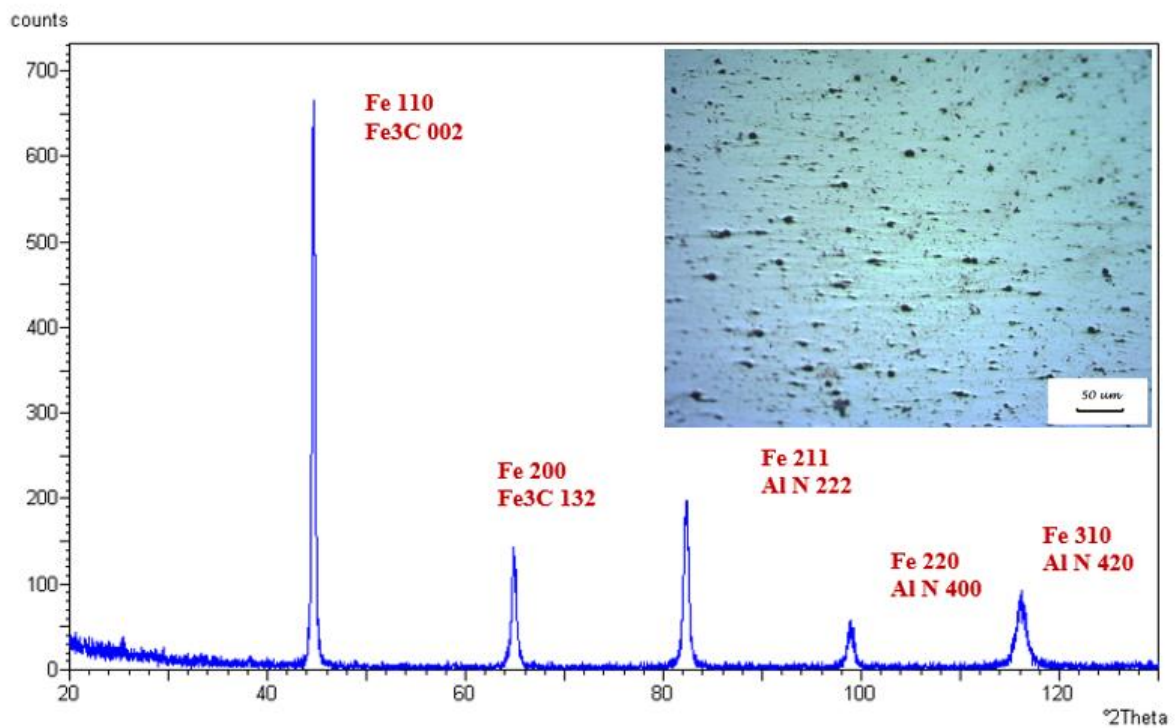
**Figure III.7 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 450°C° pour un temps de maintien 2heur).**

L'application des traitements thermiques sur les échantillons de la zone I-a, en variant la température du traitement thermique de 550°C, 600°C et 650°C modifier nettement la morphologie et la microstructure de l'acier X60.

Les diffractogrammes des figures III.9, III.10 montrent bien la présence de nouvelle phase telle que NbC,  $\text{Al}_3\text{Nb}$  mise à part la phase AlN qui s'est formé lors du traitement thermique à 500°C pendant maintien de deux heures. Alors que les micrographies des figures III.9, III.10 et III.11 montrent bien l'évolution de la morphologie et la répartition des sphéroïdes de la perlite et une apparition des précipités de carbure de Nb et carbure de Ti par la réflexion des familles des plans (111) de TiC, et ceux (111) du NbC.



**Figure III.8 :** Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 500C° pour un temps de maintien 2heur).



**Figure III.9 :** Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 2heur).

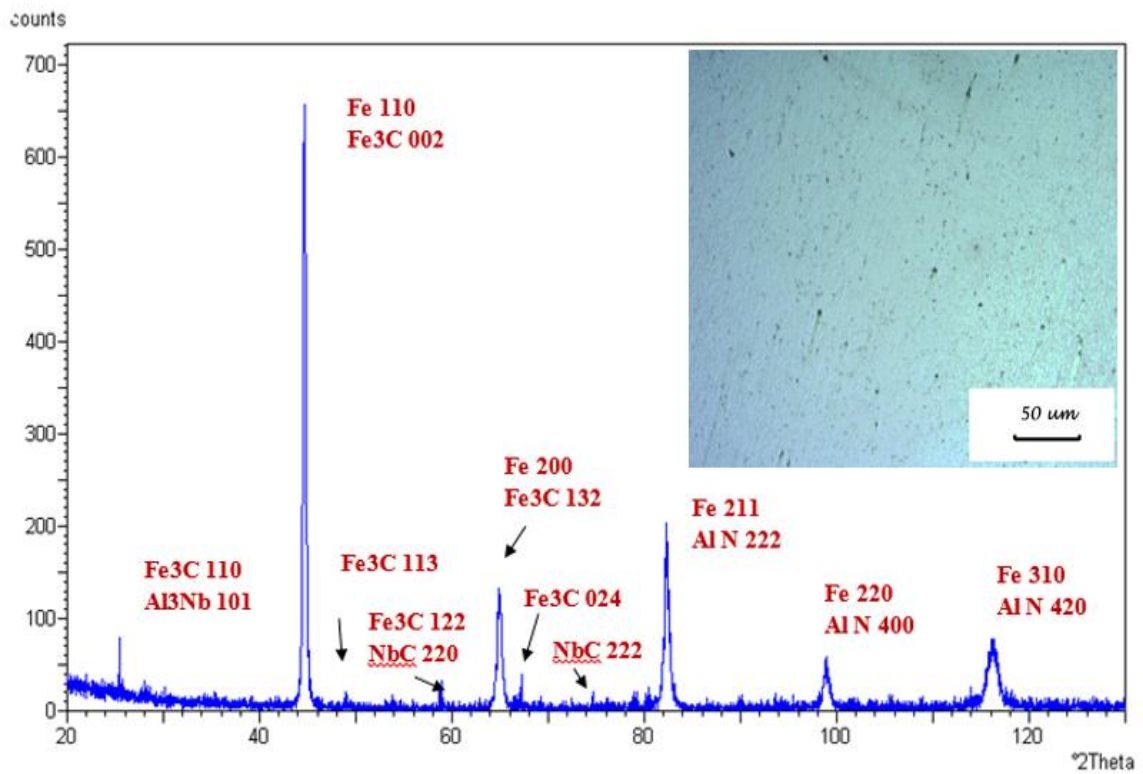


Figure III.10 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 600C° pour un temps de maintien 2heur).

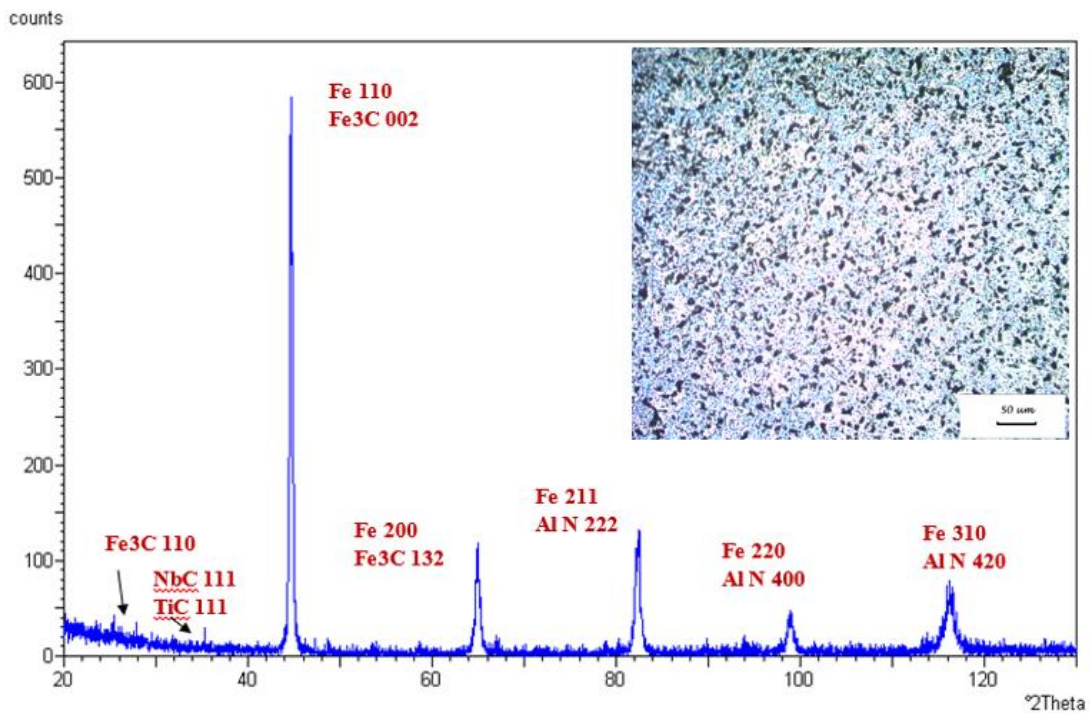


Figure III.11 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 650C° pour un temps de maintien 2heur).

**Zone I-b :**

L'analyse par diffraction des rayons x des échantillons de la zones I-b (zone frontalière entre zone fondu et la zone affecté thermiquement ZAT ) après les différents traitements thermiques de 450°C, 500°C, 550°C, 600°C et 600°C montre une évolution de la microstructure par l'apparition des nouvelles phases.

Les figures (III.12, III.13, III.14, III.15, III.16) présentes les diffractogrammes et les micrographies des échantillons de la zone I-b. Après un traitement thermique à 450°C et 550°C pendant deux heures de maintien, les phases co-existantes dans l'acier sont Fe(matrice), Fe<sub>3</sub>C, AlN, Al<sub>3</sub>Nb dont les plans réflecteurs sont (204) de Al<sub>3</sub>Nb, (222), (220) et (420) de AlN, (002), (132) et (025) pour la cémentite et les familles de plans (110), (200), (211), (220) et (310) du Fe (la matrice). La micrographie des traitements (450°C, 550°C) montre une augmentation des tailles des grains avec une répartition plus au moins homogène de la perlite.

Par la suite et à 550°C et pendant 2 heures de maintien, les mêmes phases existent sans changement, mais avec une quantité de Al<sub>3</sub>Nb qui augmente, comme le montre le pic de la diffraction de la figure III.14 (plan réflecteur (101) de Al<sub>3</sub>Nb). Une apparition des familles de plans de la phase Fe<sub>3</sub>C qui réfléchissent (110), (002), (112) et (023) ainsi que les phases Nb, AlNb<sub>3</sub> et AlN.

A 600°C de traitement thermique avec un maintien de 2H (figure III.15) une absence des phases Al<sub>3</sub>Nb, NbC dont on remarque une affinité des tailles des grains avec une phase ferrite perlitique sphéroïdale. Après un traitement thermique à 650°C pendant deux heures, le diffractogramme de la figure III.16 montre bien la réapparition de la phase NbC par la réflexion des familles des plans (220).

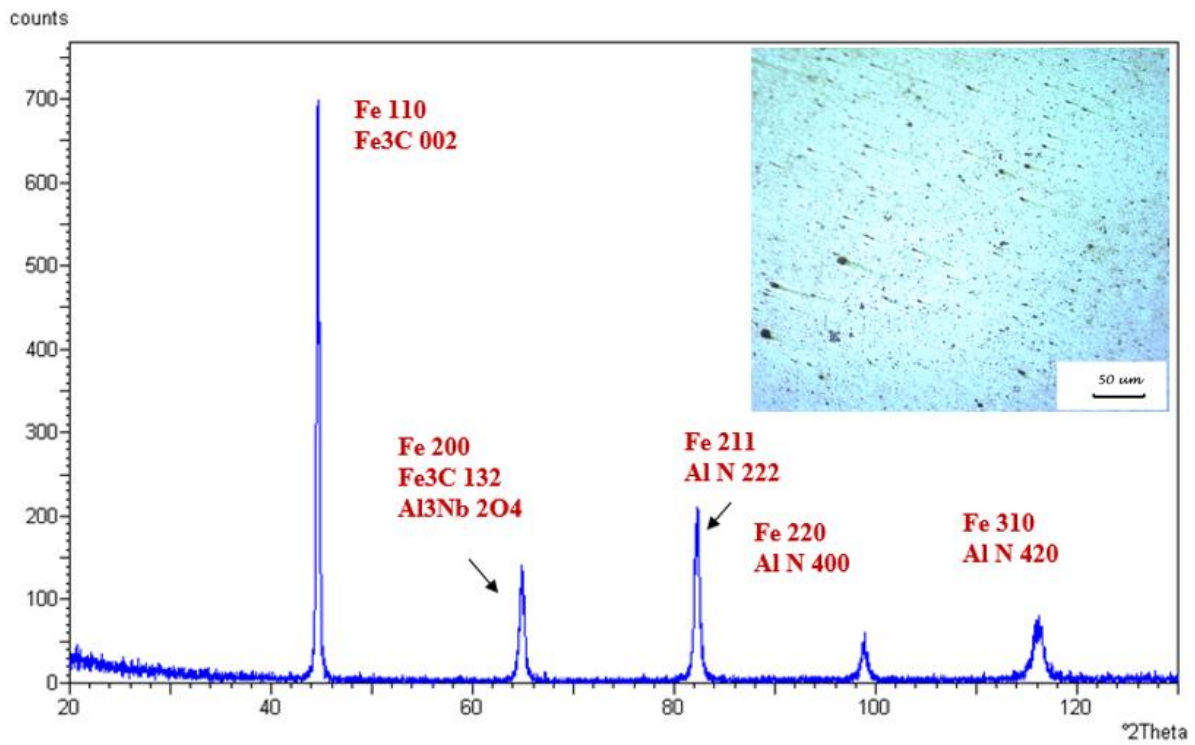


Figure III.12 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 450C° pour un temps de maintien 2heur)

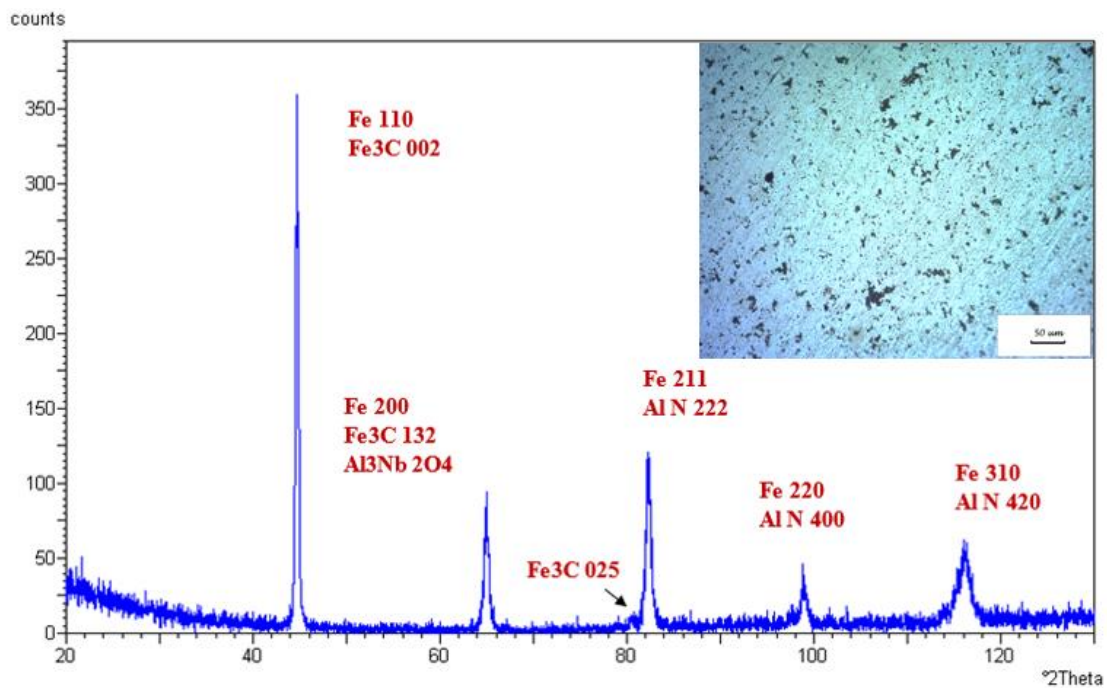


Figure III.13 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 500C° pour un temps de maintien 2heur)

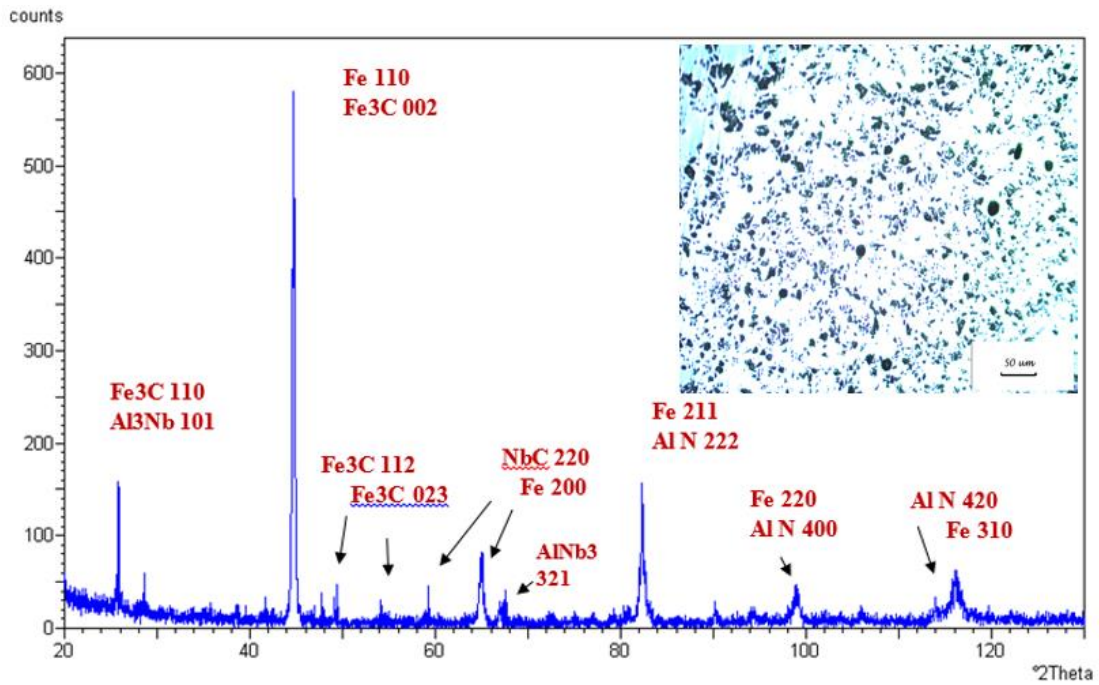


Figure III.14 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 2heur).

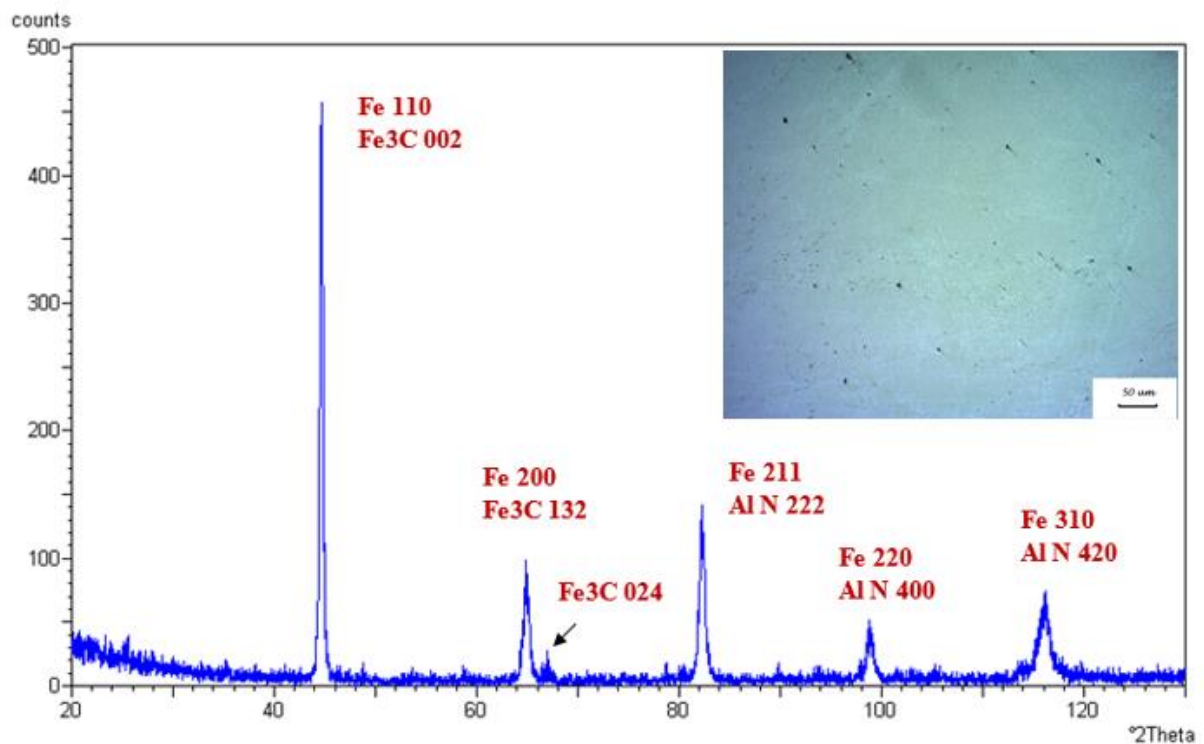
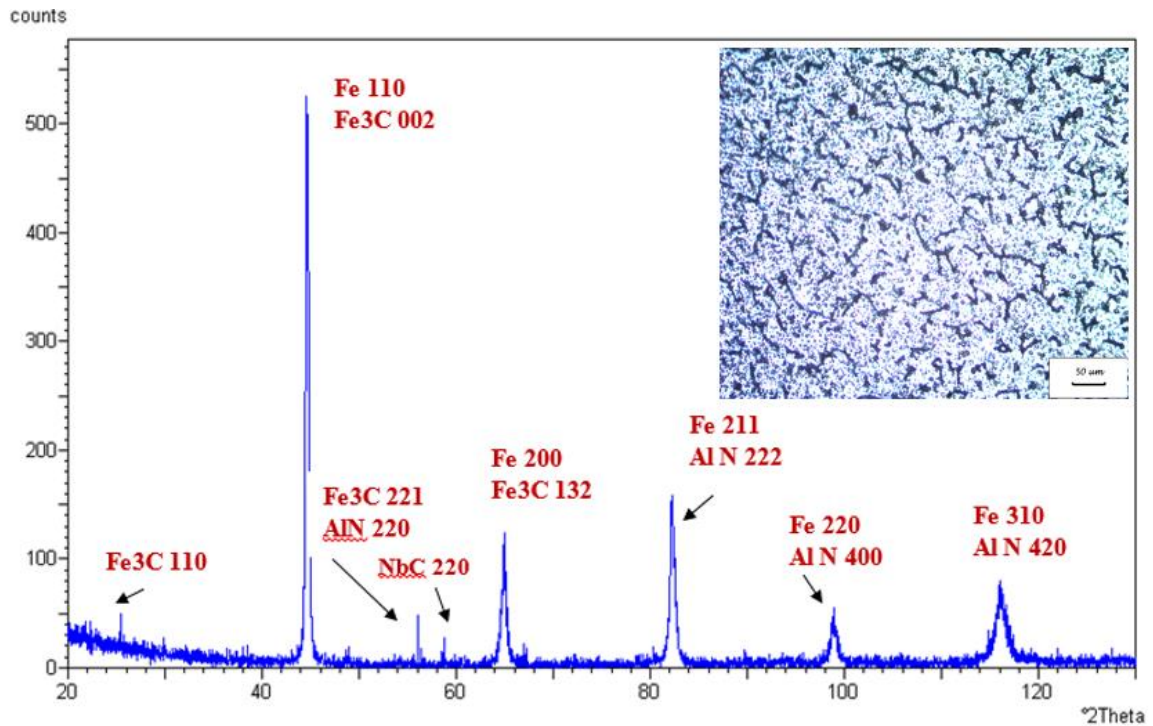


Figure III.15 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 600C° pour un temps de maintien 2heur).



**Figure III.16 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 650°C pour un temps de maintien 2heur).**

### Zone II - c :

L'analyse des échantillons de la zone II-c est présentée par les micrographies et les diffractogrammes de diffraction des rayons x, dans les figures III.17, III.18, III.19, III.20 et III.21. La micrographie optique de la figure III.17 (un traitement thermique 450°C avec un maintien de 2h) révèle bien une répartition homogène de la microstructure (sphéroïte de la perlite), qui sont fines à grossièrement moyen. Dans cette structure on remarque la présence de la phase AlN et la phase Al<sub>3</sub>Nb, comme le montre bien le diffractogramme de DRX de la même figure, par la réflexion des familles des plans (204) de la phase Al<sub>3</sub>Nb et les familles des plans (222), (400) et (420) de la phase AlN ainsi que les familles des plans (110), (200), (211), (220) et (310) de la matrice Fe.

Suite au traitement thermique à 500°C et un maintien de deux heures, des nouvelles phases, de carbure de titane (TiC) et carbure de niobium (NbC), sont formées dans l'alliage et sont mises en évidence par la réflexion des familles des plans (111) de la phase TiC et celles du NbC par la réflexion (111), (220) comme le montre le DRX de la figure III.18. Au cours de ce même traitement thermique on remarque la dissolution de la phase Al<sub>3</sub>Nb.

Après un traitement thermique à 550°C pendant deux heures de maintien, on remarque la réapparition de la phase Al<sub>3</sub>Nb et l'apparition de la nouvelle phase AlNb<sub>3</sub>, comme le montre le diffractogramme de la DRX de la figure III.19.

Dans les diffractogrammes des figures III.20, III.21 (traitements thermiques à 600°C et 650°C avec un maintien de deux heures) en remarque bien dissolution des phases présédentes  $\text{Al}_3\text{Nb}$ ,  $\text{AlNb}_3$ ,  $\text{NbC}$  et  $\text{TiC}$ .

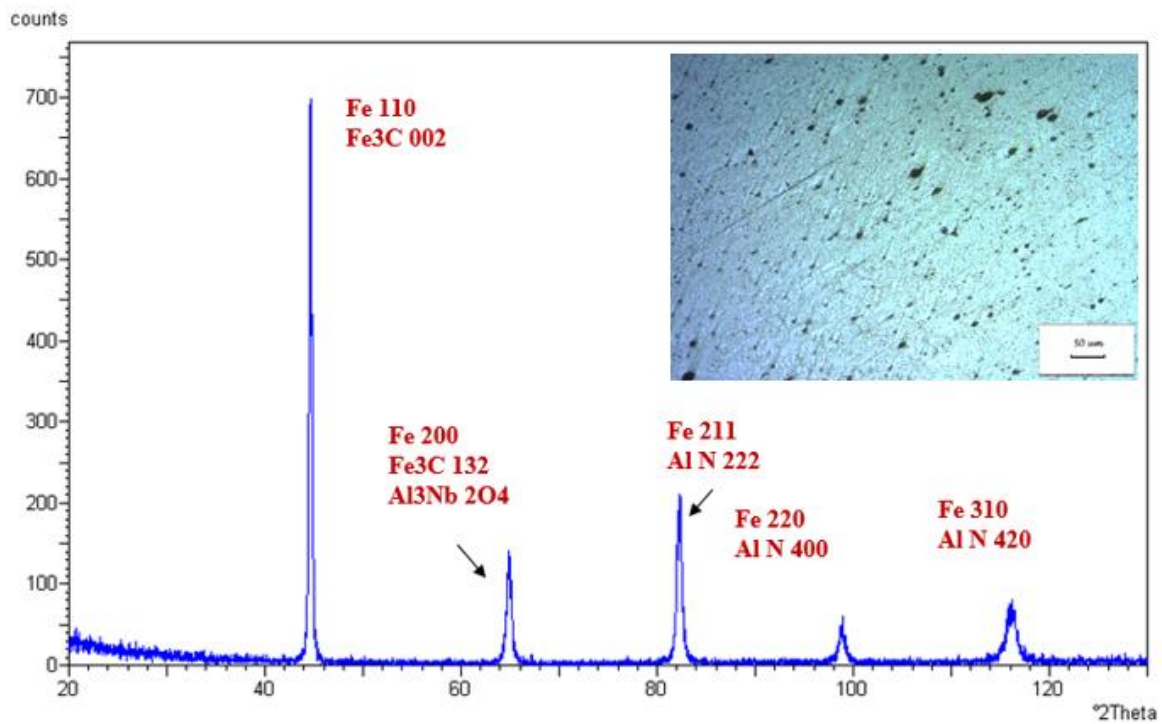


Figure III.17 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 450°C pour un 2heur temps de maintien).

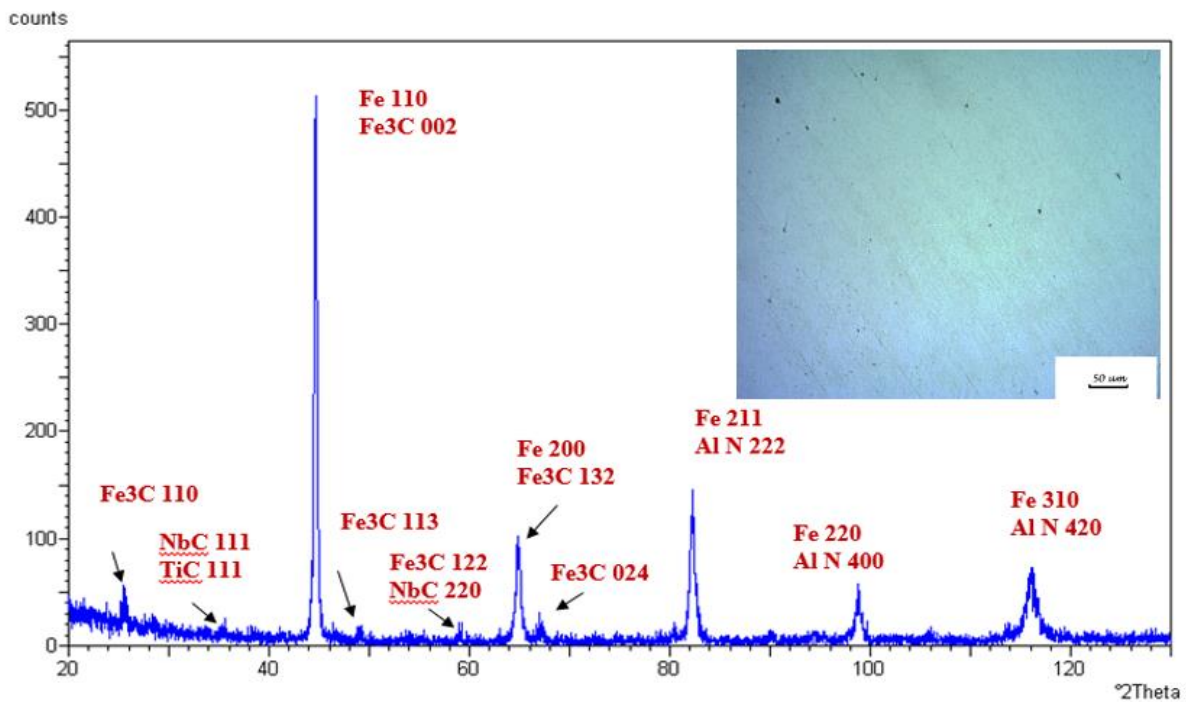


Figure III.18 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 500°C pour un 2heur temps de maintien).

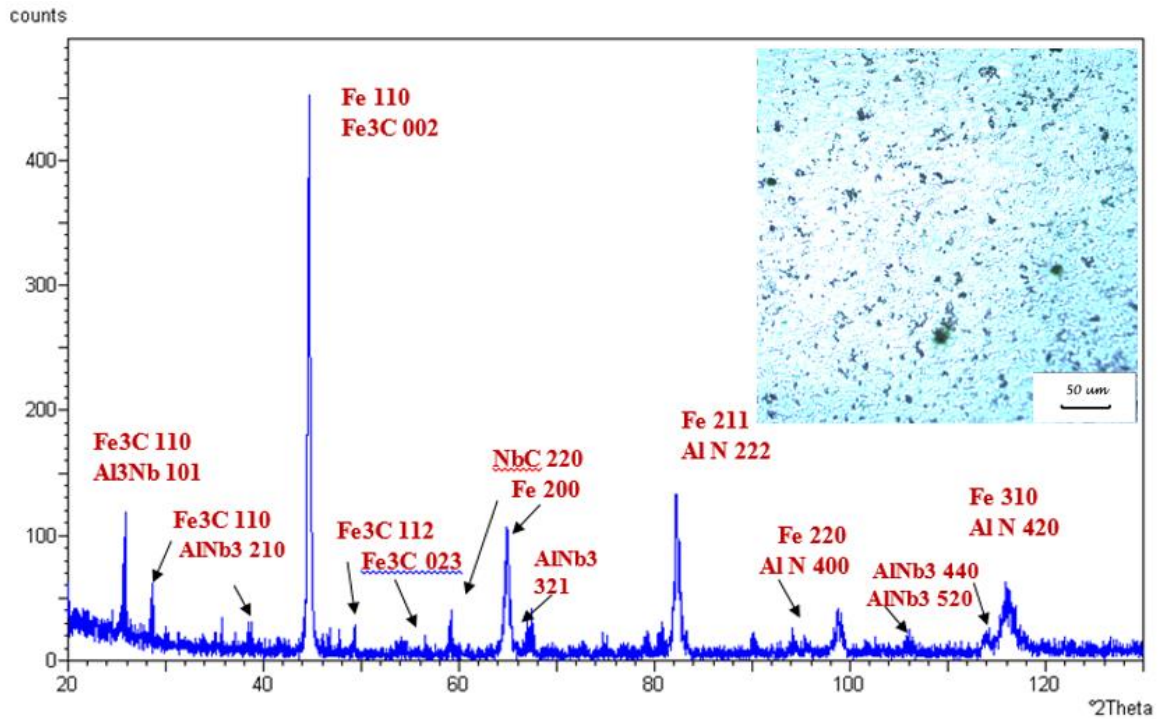


Figure III.19 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure et l’observation micrographique (sous traitement thermique 550°C pour un 2heur temps de maintien).

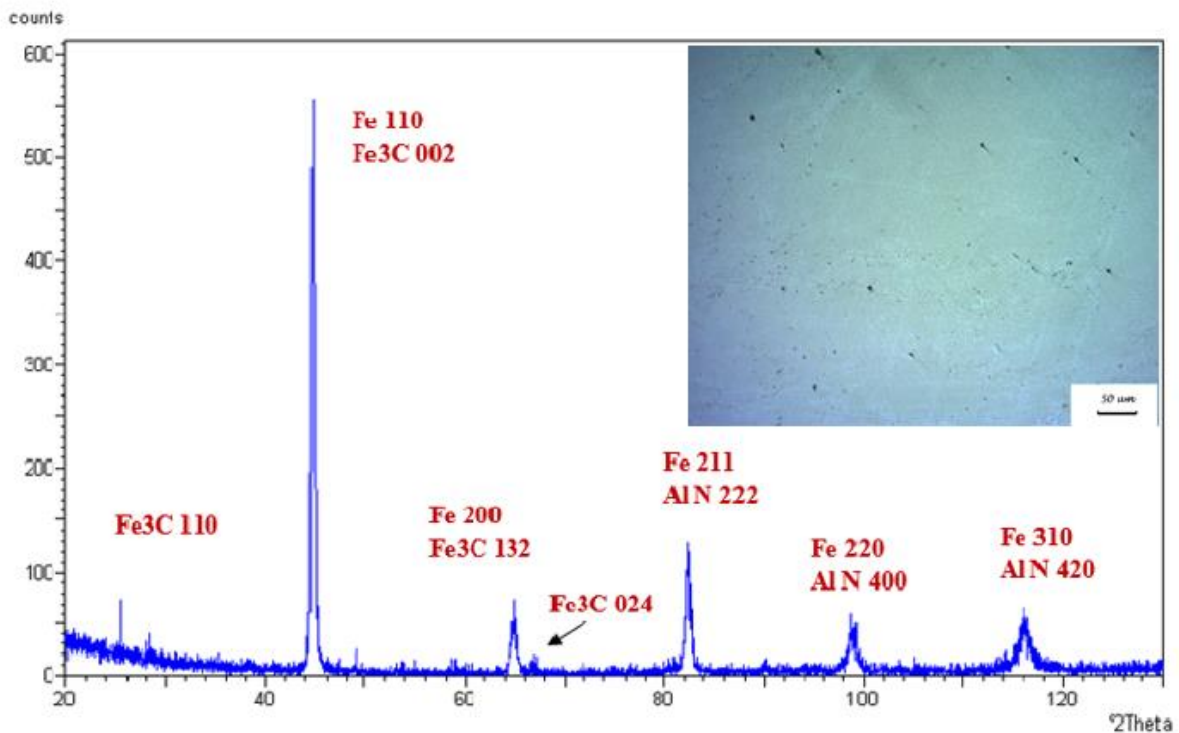
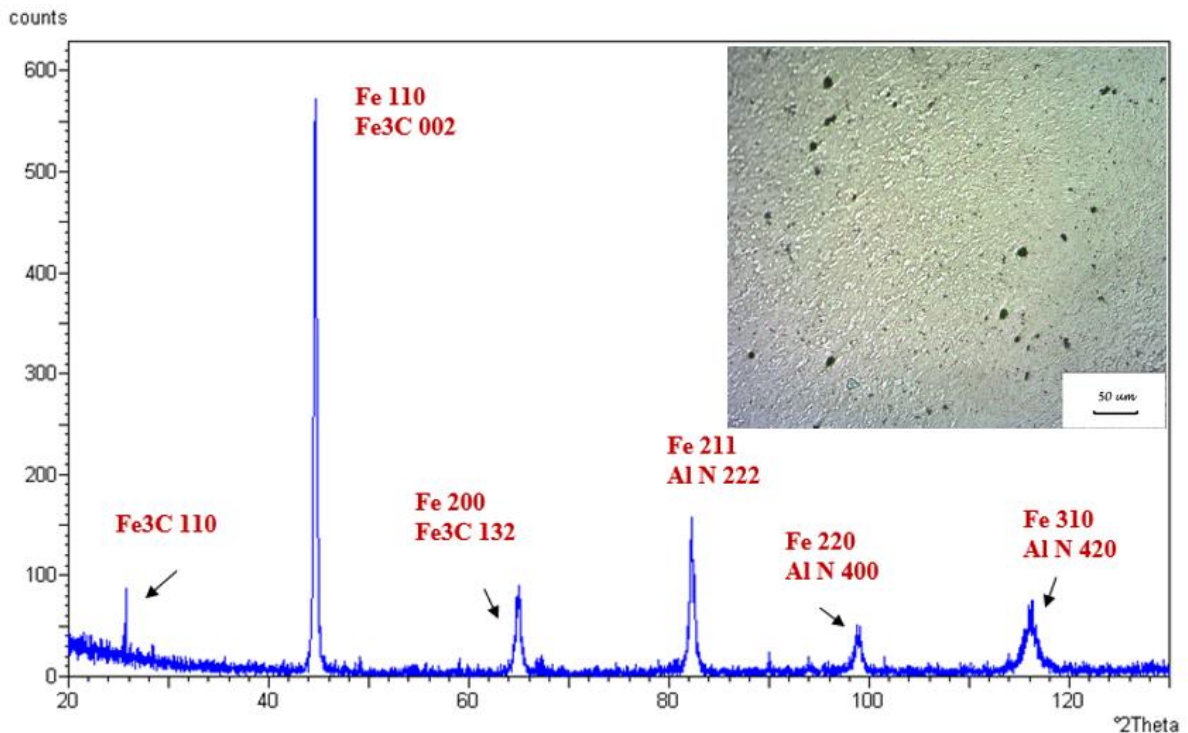


Figure III.20 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure et l’observation micrographique (sous traitement thermique 600°C pour un 2heur temps de maintien).



**Figure III.21 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 650°C pour un 2heur temps de maintien).**

### Zone III - e :

Les échantillons de la zone III-e (zone métal de base loin de la ZAT) sont observés par microscopie optique et analysés par diffraction des rayons x. La micrographie présentent une homogénéisation et un affinement des grains de la perlite, cette micrographie présente un acier ferrito perlitique à très petit taille de grain, les diffractogrammes de diffraction de rayon x présentent les phases (Fe, Fe<sub>3</sub>C, AlN et Al<sub>3</sub>Nb).

Les figures III.22, III.23 III.24, III.25, et III.26 présentes une séries de traitements thermiques appliquée à la zone III-e (zone de métal de base), nous remarquons bien une bonne homogénéisation de la morphologie. Les différentes phases coexistantes dans notre acier dans la zone métal de base sont mises en évidence par la réflexion des familles des plans suivant :

(204) de la phase Al<sub>3</sub>Nb; les familles des plans (222), (400) et (420) de la phase AlN, les famille de plan (110),(200), (211), (220) et (310) de la matrice Fe, pour la cémentite les plans en réflexion sont (002), (132) figure III.22.

Le diffractogramme de traitement thermique (650°C, 2 H) de la figure III.26 montre bien la présence de l'ensemble des phases coexistantes (Fe, Fe<sub>3</sub>C, AlN et Al<sub>3</sub>Nb) qui peuvent être présente même lors des traitements thermique en dessous de 600°C. Alors qu'à 650°C on observe la précipitation des carbures tels que TiC, NbC.

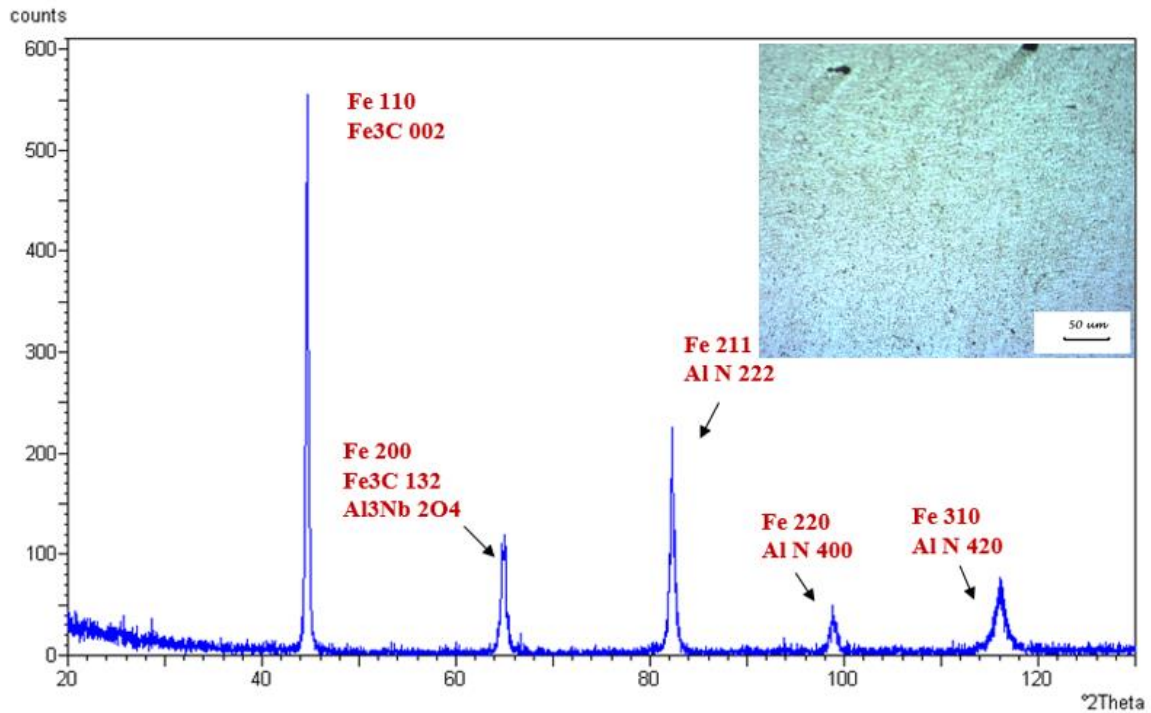


Figure III.22 : Diffractogramme de la zone III-e du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 450°C pour un 2heur temps de maintien).

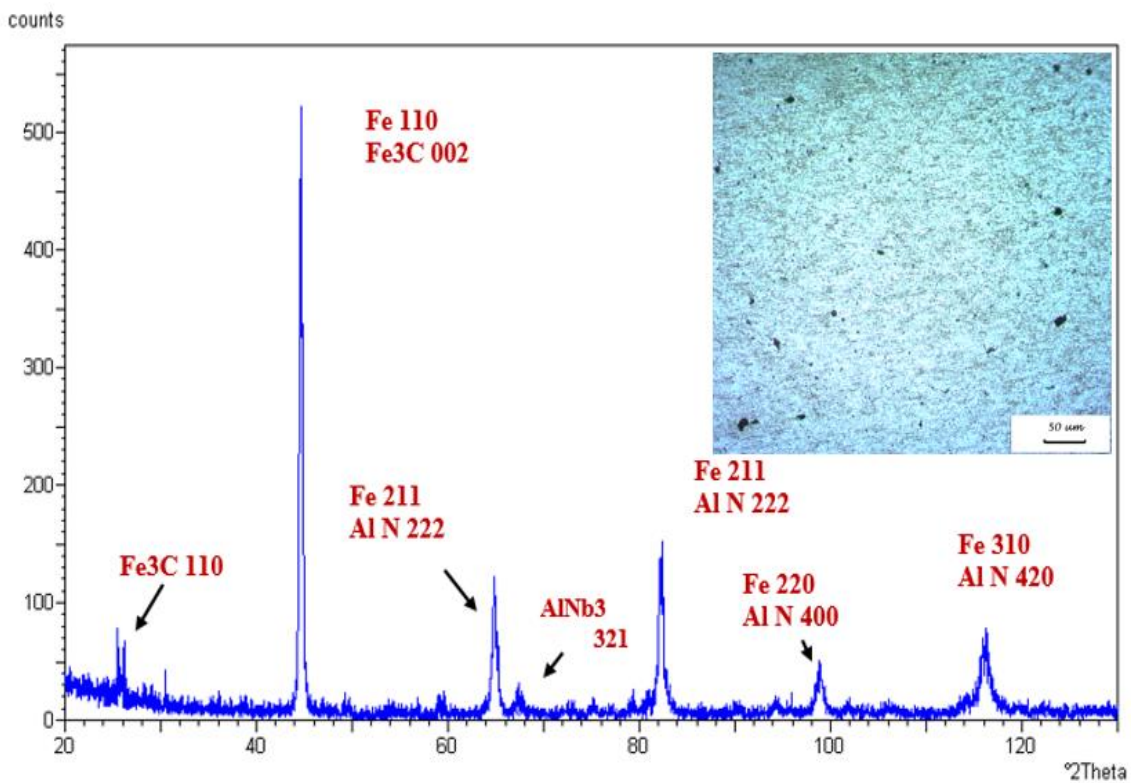


Figure III.23 : Diffractogramme de la zone III-e du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 500°C pour un 2heur temps de maintien).

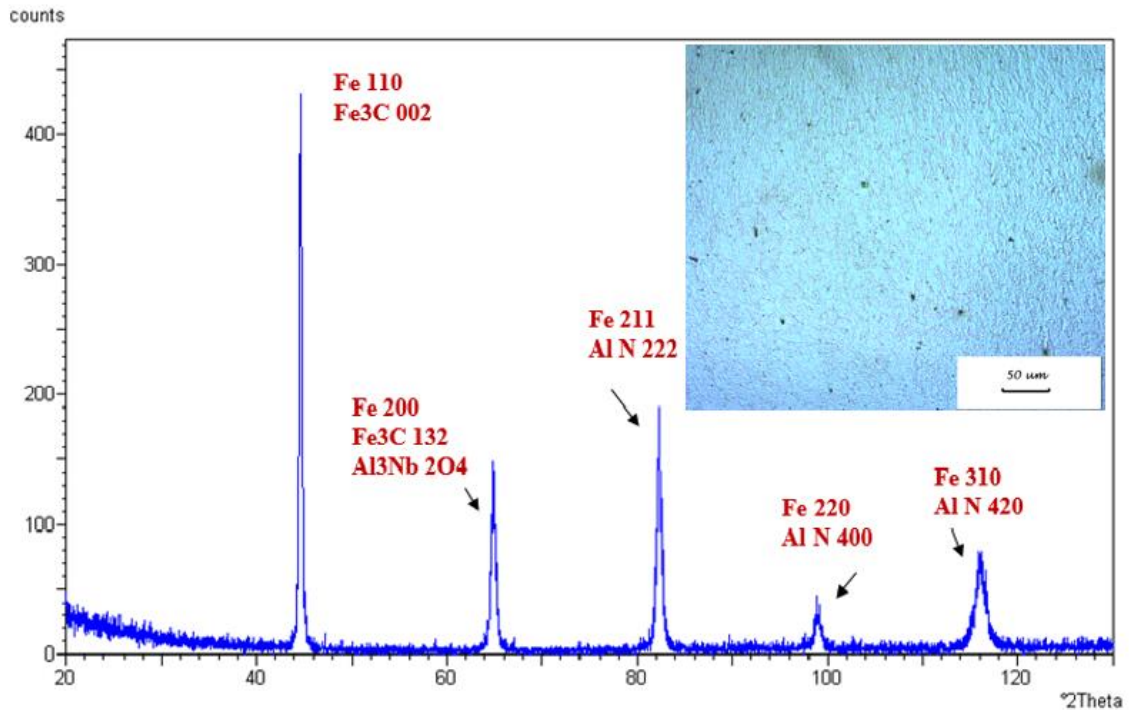


Figure III.24 : Diffractogramme de la zone III-e du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 550°C pour un 2heur temps de maintien).

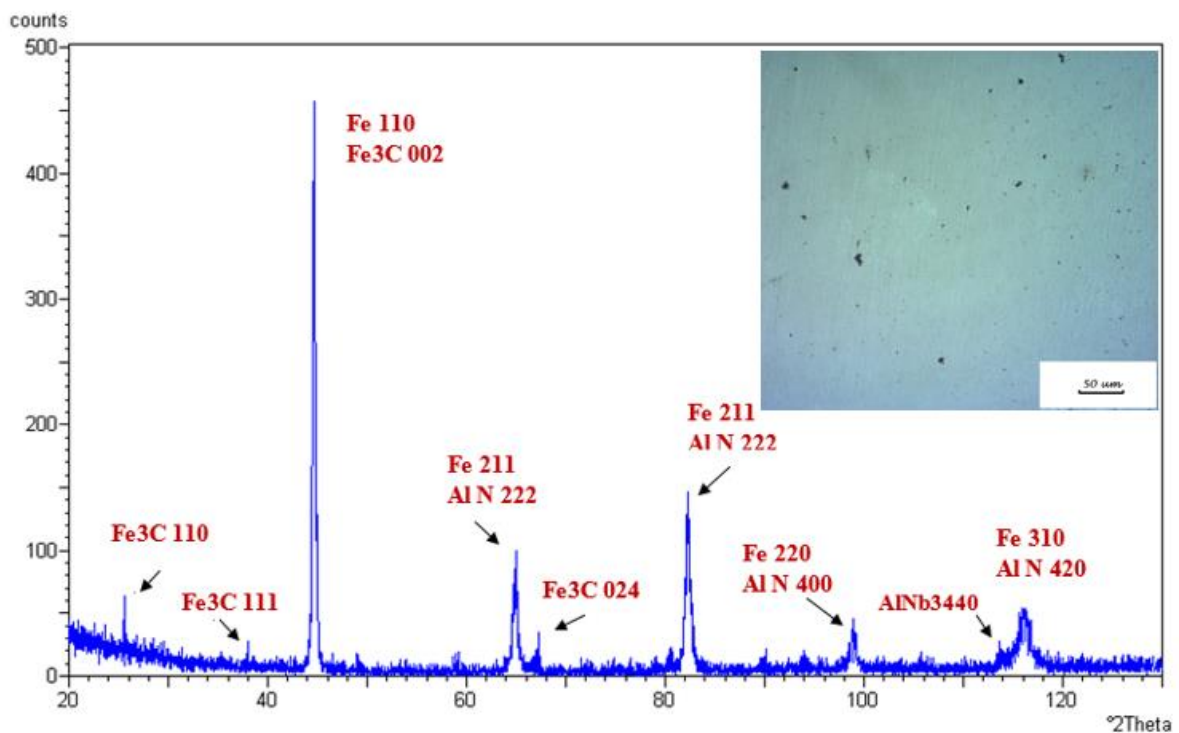
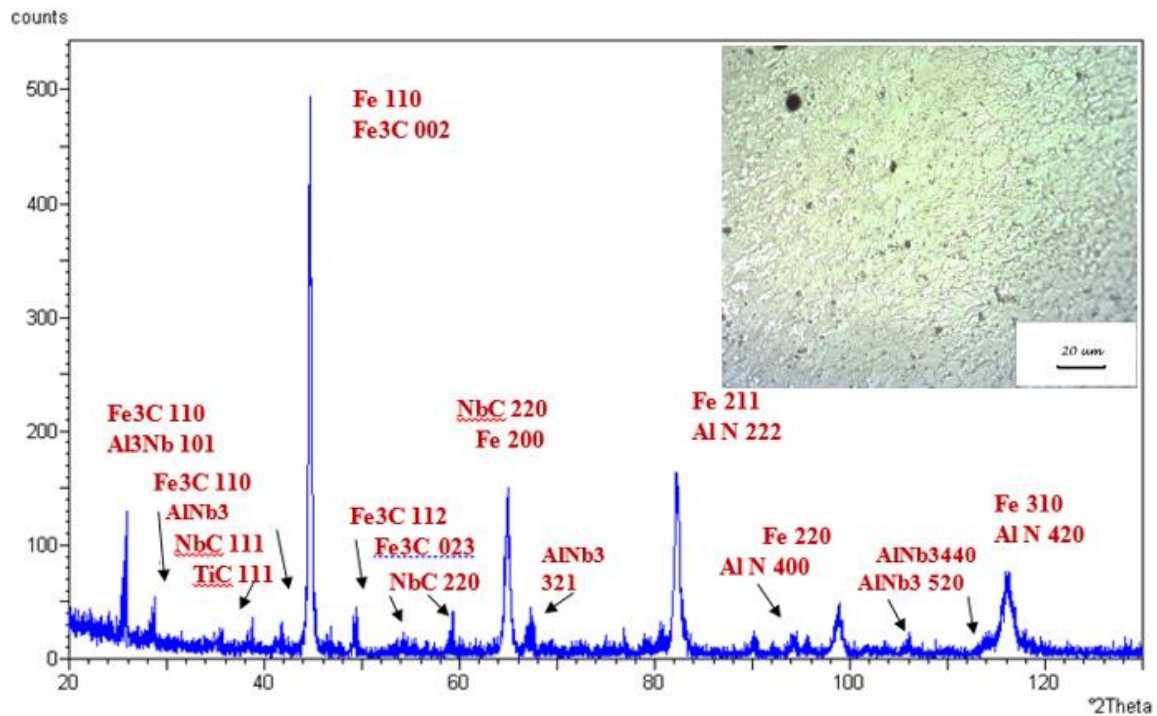


Figure III.25 : Diffractogramme de la zone III-e du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 600°C pour un 2heur temps de maintien).



**Figure III.26 : Diffractogramme de la zone III-e du Cordon de soudure et l'observation micrographique (sous traitement thermique 650°C pour un 2heur temps de maintien).**

### Troisième Famille (Températures fixe avec variation de temps)

#### Zone I - a :

L'application du traitement thermique sur les échantillons de la zone I-a en variant la température du traitement thermique de 550°C, 600°C et 650°C modifier nettement la morphologie et la microstructure de l'acier X60, dans cette partie de traitement en a fait varier le temps de maintien tout en fixant la température de traitement thermique ( $T=550^{\circ}\text{C}$  et temps de maintien variable 1H, 2H, 3H, 4H et 5H).

Les diffractogrammes des figures III.27, III.28, III.29, III.30 et III.31, montrent bien l'apparition des nouvelles phases telles que NbC, Al<sub>3</sub>Nb, AlN et TiC mise à part les phases Fe (matrice) et la cémentite Fe<sub>3</sub>C qui sont toujours présentes lors des différents traitements thermiques.

Alors que les diffractogrammes des figures III.28, III.29, III.30 et III.31 montrent bien la répartition, dans la matrice, de la morphologie des sphéroïdes de la perlite ainsi que la formation des précipités de carbure de Nb et carbure de Ti, comme le confirme les pics des réflexions des familles des plans (111) de TiC, et les plans (111) de la phase NbC.

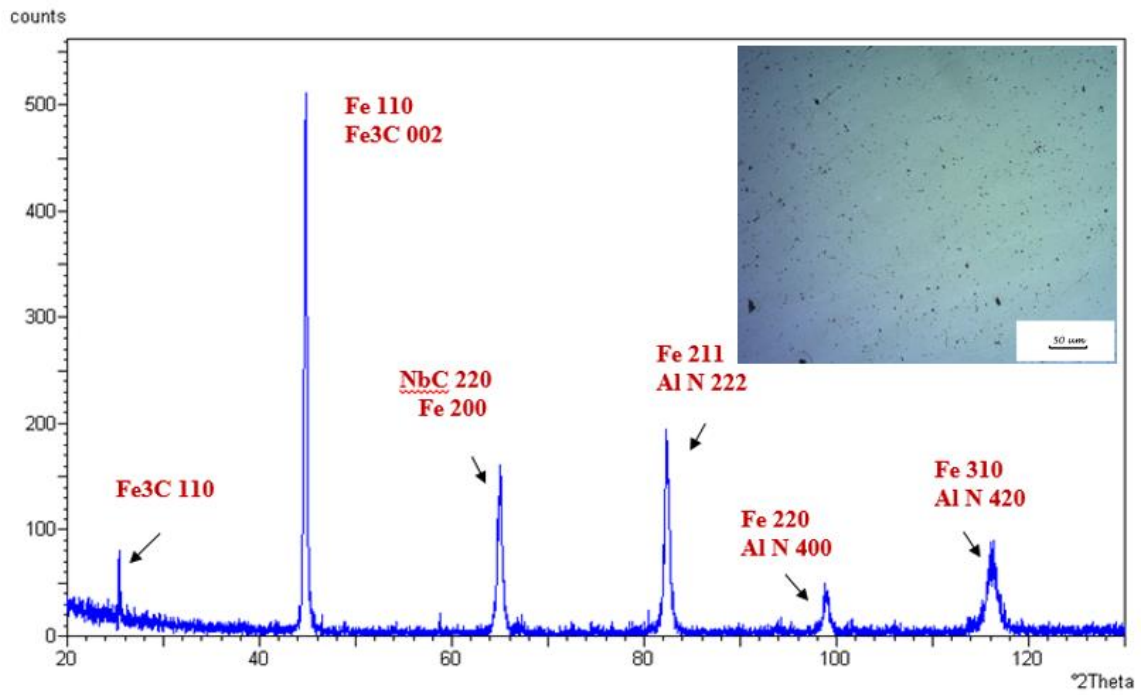


Figure III. 27 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 1heur.

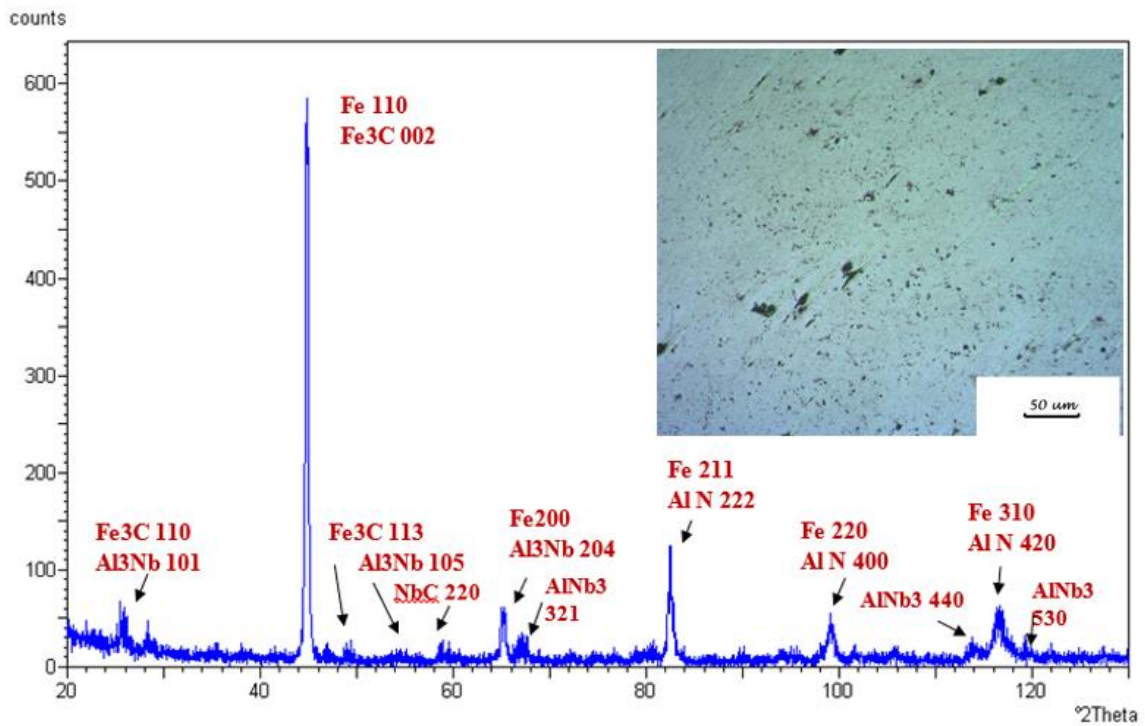


Figure III. 28 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 2heur

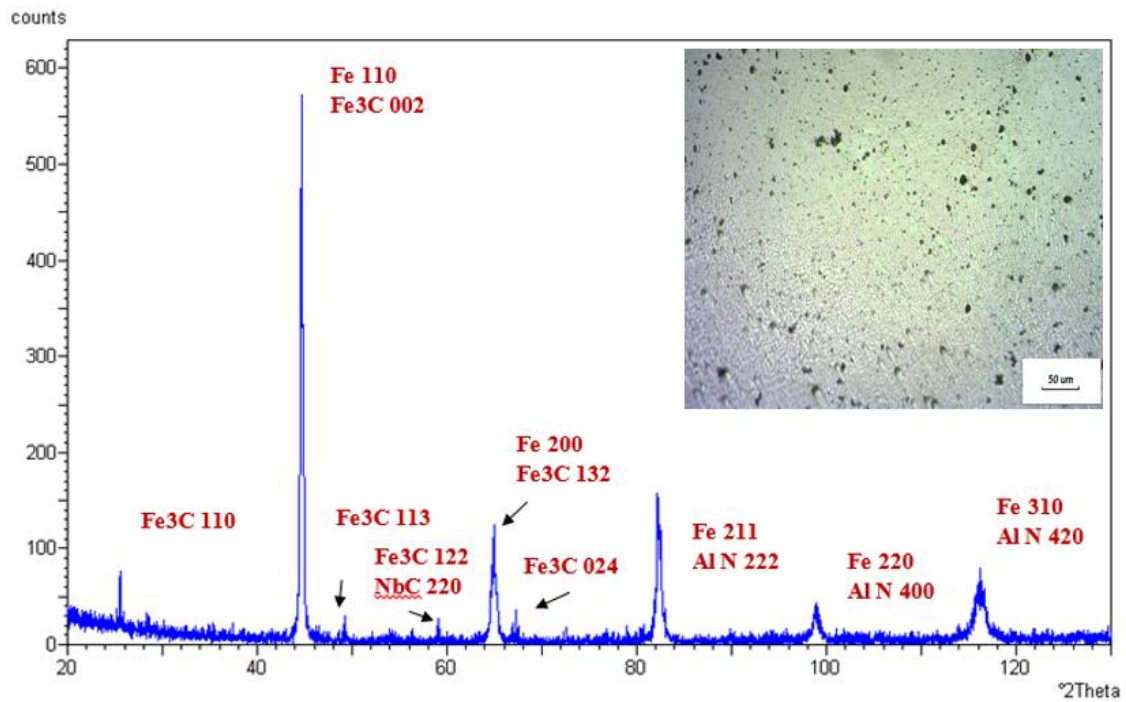


Figure III. 29 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 3heur.

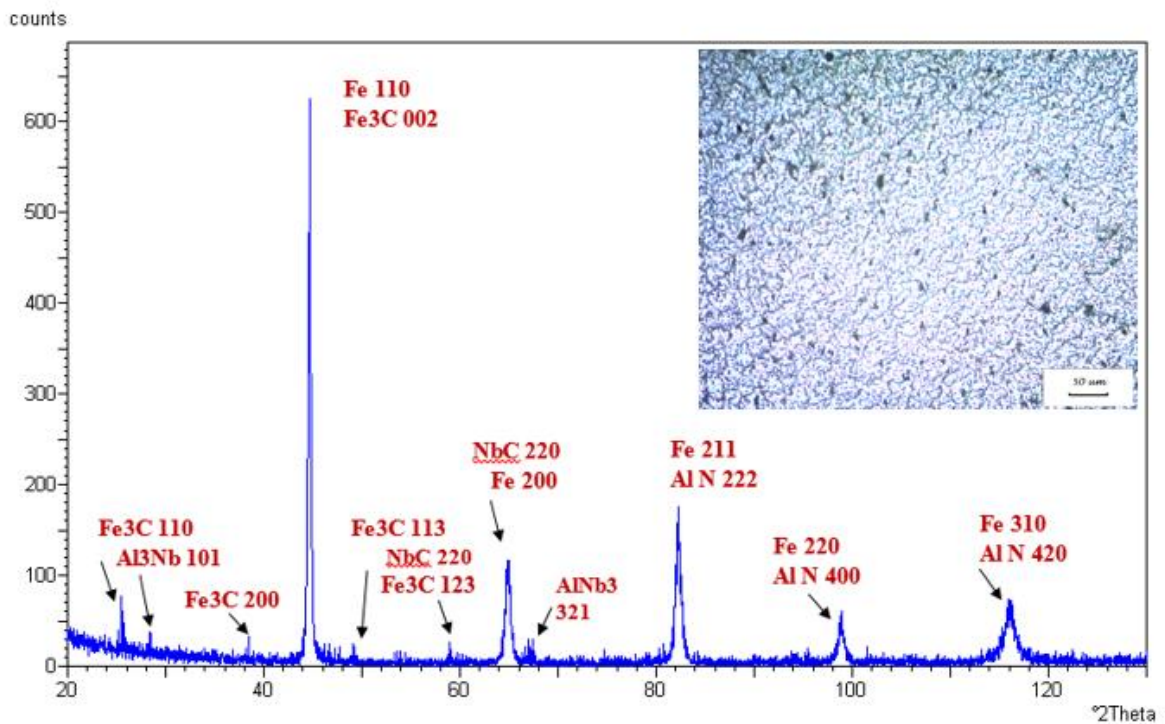


Figure III. 30 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 4 heure.

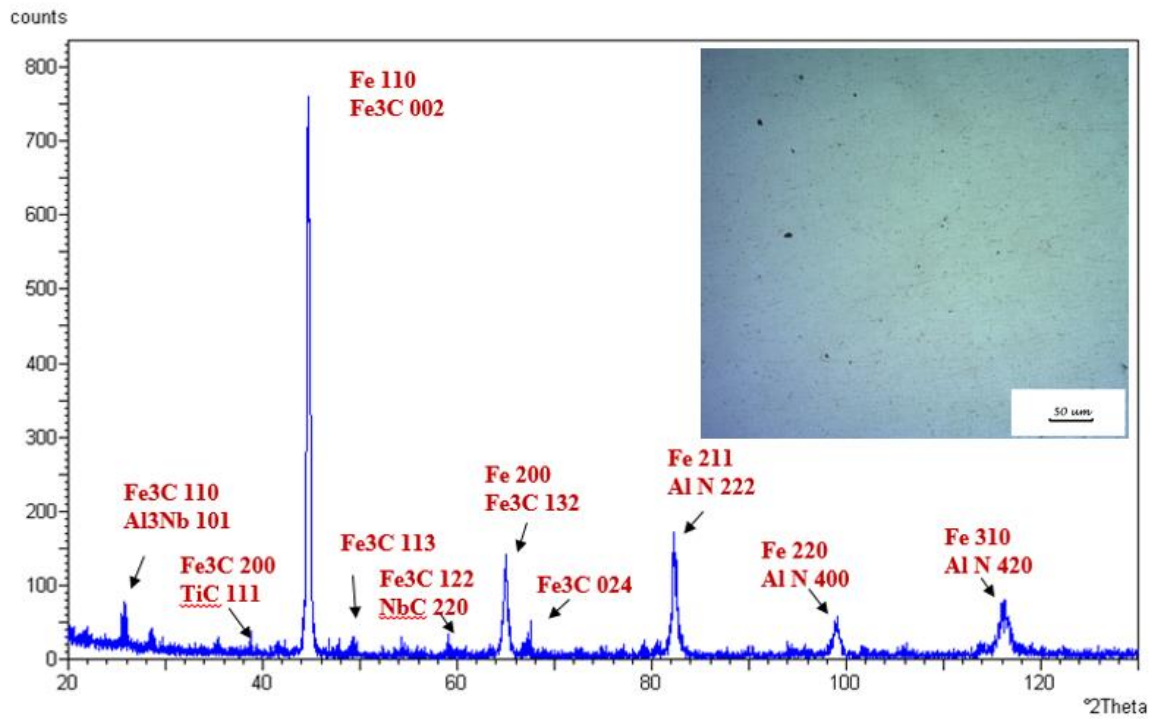


Figure III. 31 : Diffractogramme de la zone I-a du Cordon de soudure sous traitement thermique  $550^{\circ}\text{C}$  pour un temps de maintien 5 heure.

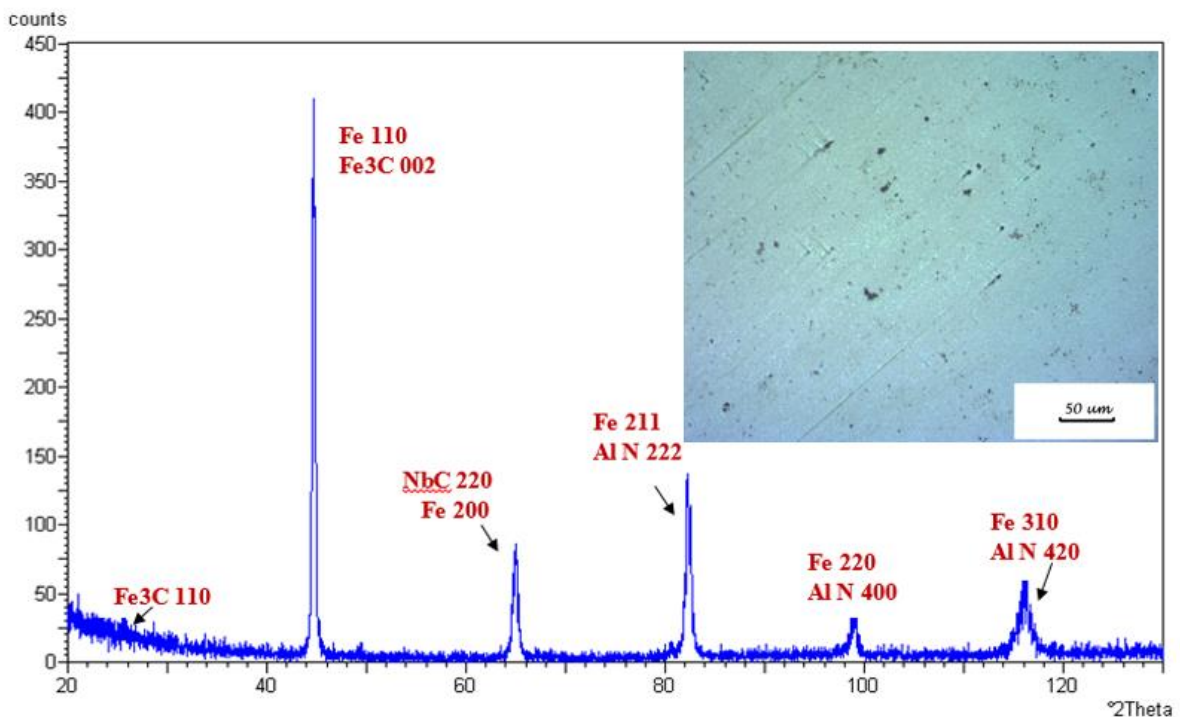
**Zone I -b :**

L'analyse par diffraction des rayons x des échantillons de la zones I-b (zone frontalière entre zone fondu et la zone affectées thermiquement ZAT) après les différents traitements thermiques de 1H, 2H, 3H, 4H et 5H de maintien à la température 550°C, montre une évolution de la microstructure par l'apparition de nouvelles phases. Celle-ci est confirmée par les figures III.32, III.33, III.34, III.35 et III.36 qui présentent les diffractogrammes et les micrographies des échantillons de la zone I-b.

Après un traitement thermique à 550°C pendant une heure de maintien, les phases existantes sont Fe(matrice), Fe<sub>3</sub>C, AlN, NbC, dont les plans réflecteurs des nouvelles phases (220) de NbC, (222), (400) et (420) de AlN, (110), (002) de la cémentite.

L'ensemble des traitements thermiques à 550°C et pendant temps de maintien variable (2H, 3H, 4H et 5H) les figures III.33, III.34, III.35 et III.36, montre bien l'apparition et la disparition des nouvelles phases. Celle-ci est bien confirmée par la réflexion des plans dans les diffractogrammes.

A 550 °C de traitement thermique pendant un maintien de 5H, on remarque bien, sur la figure III.36 une absence des précipités des différents carbures NbC et TiC. La micrographie de cette figure montre une réduction des précipités d'une manière générale en particulier le Fe<sub>3</sub>C.



**Figure III. 32 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure sous traitement thermique 550°C° pour un temps de maintien 1 heure.**

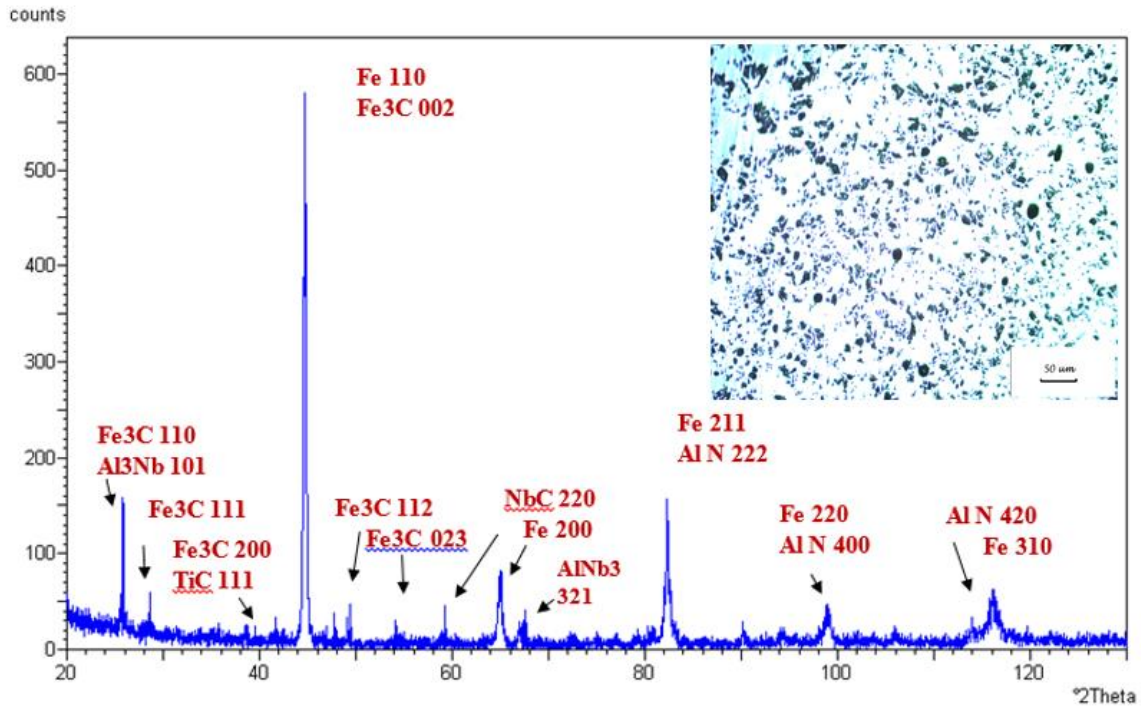


Figure III. 33 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 2 heure.

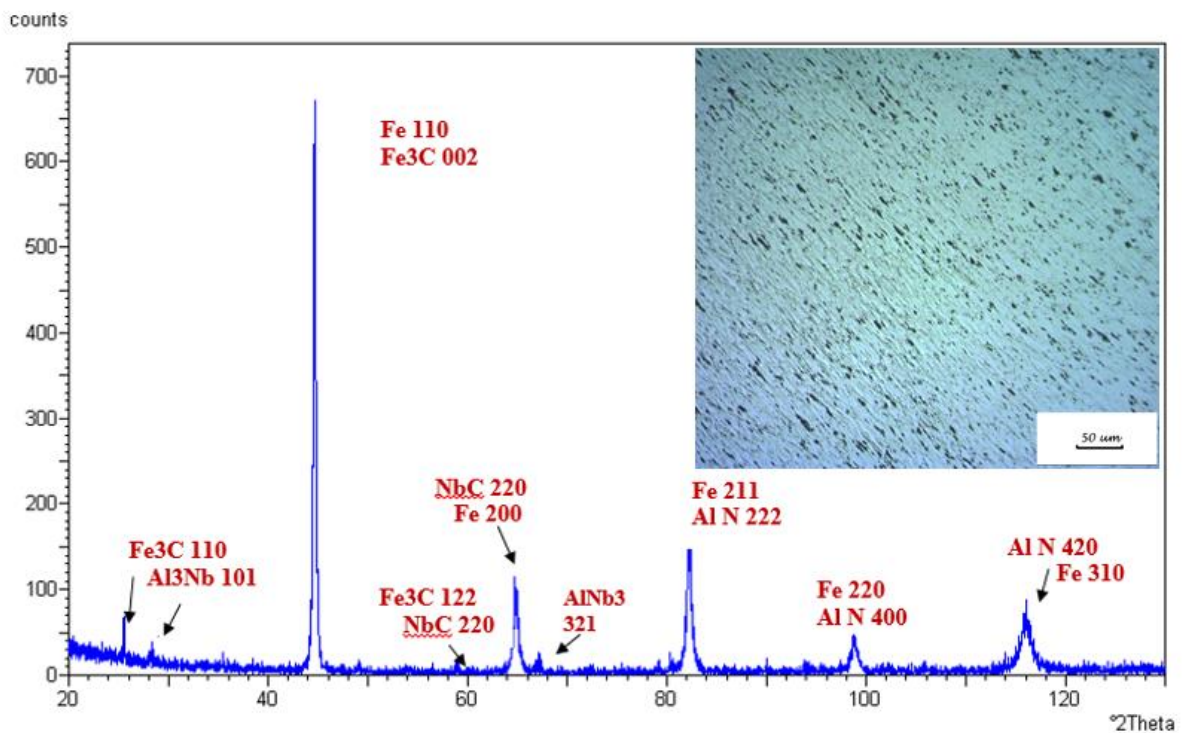


Figure III. 34 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 3 heure.

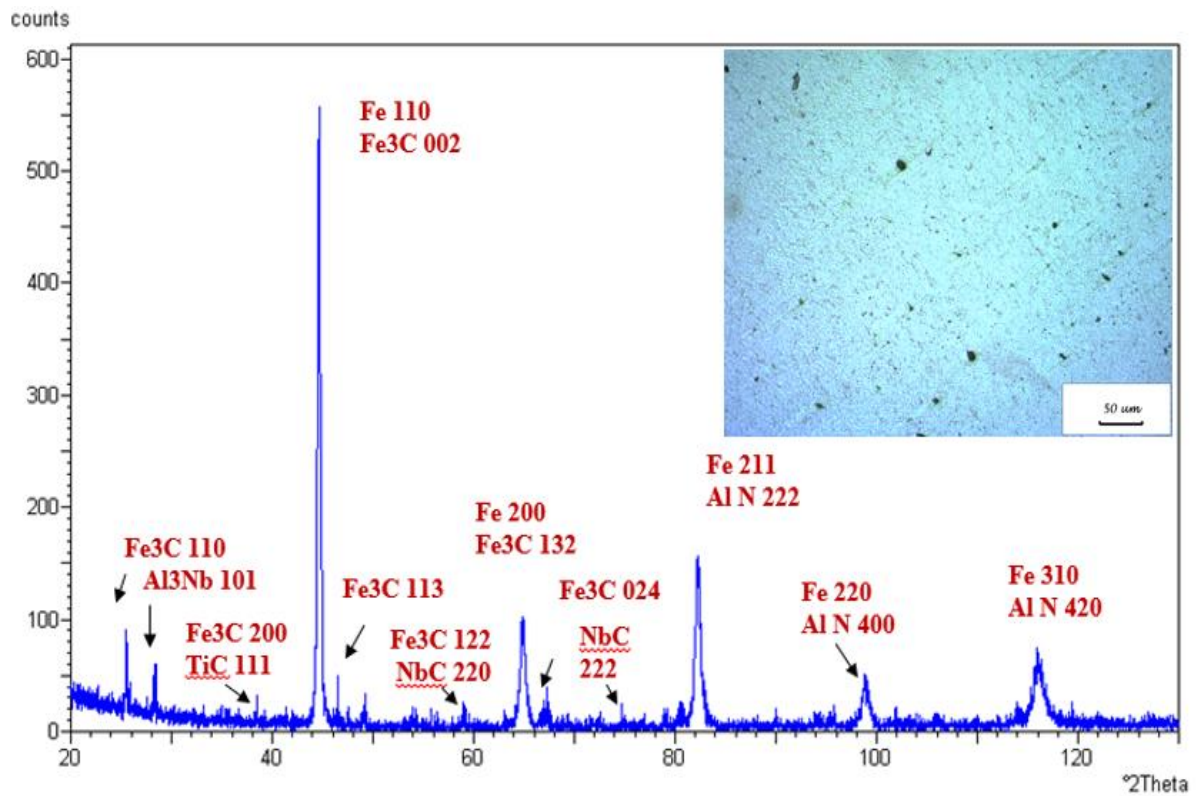


Figure III. 35 : Diffractogramme de la zone I-b du Cordon de soudure sous traitement thermique  $550^{\circ}\text{C}$  pour un temps de maintien 4 heure.

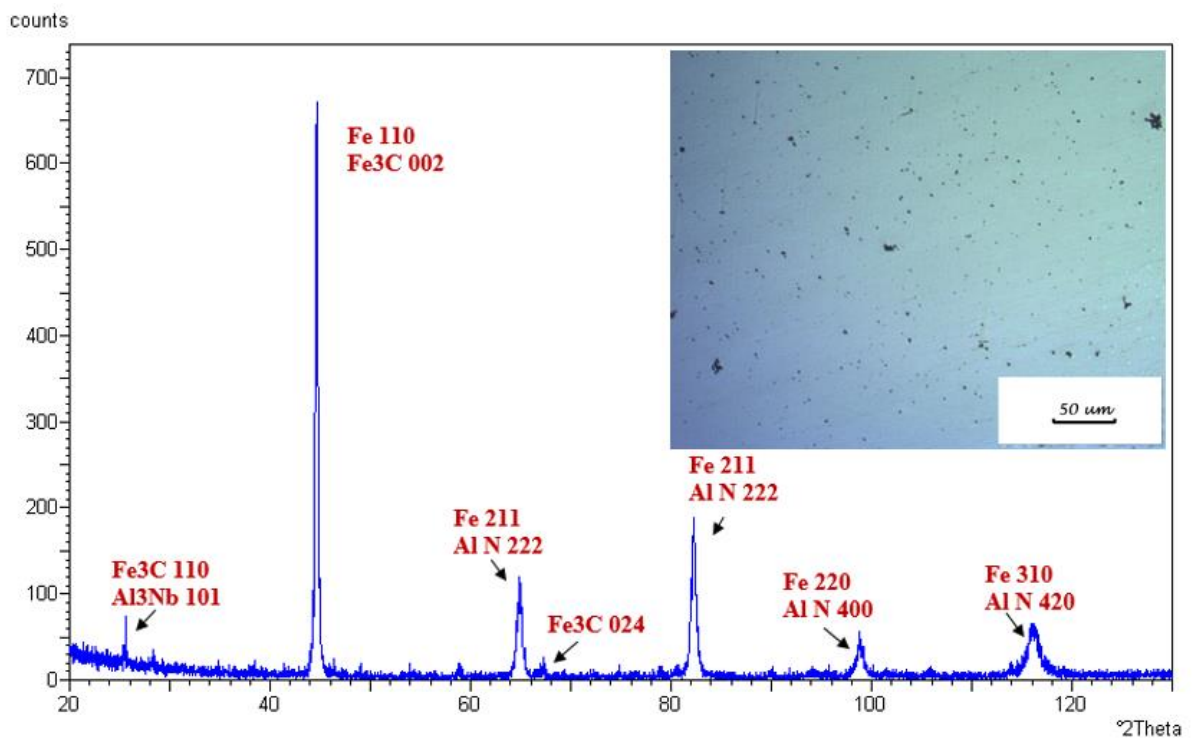
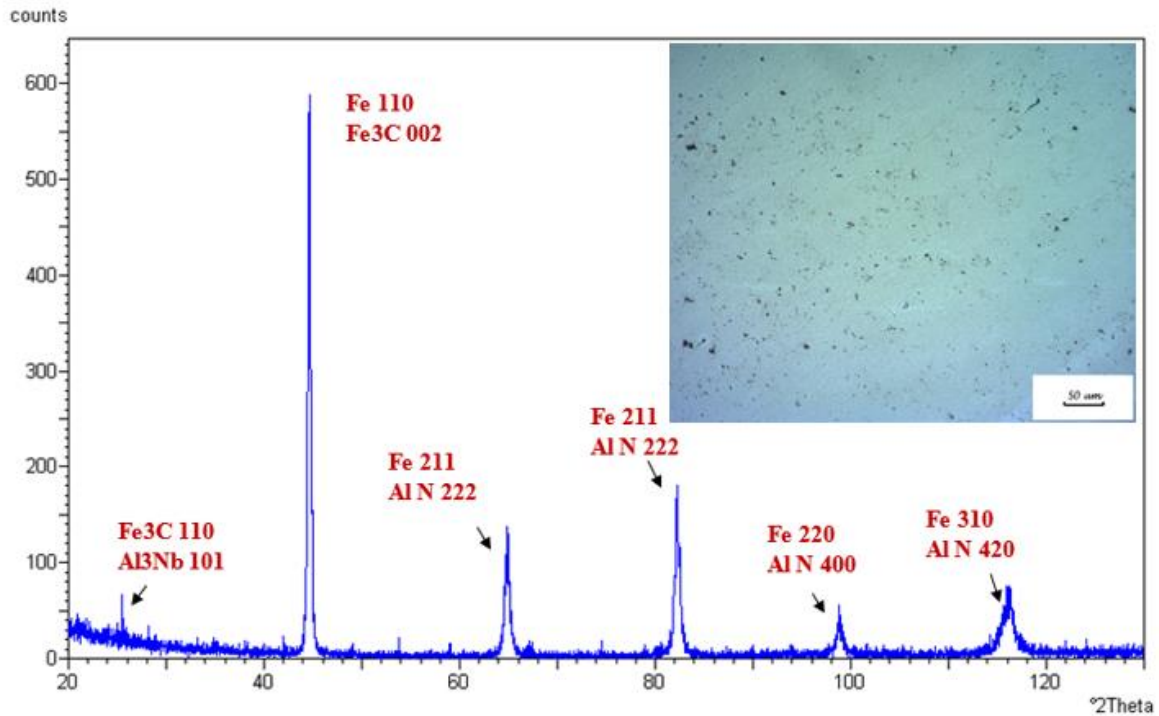


Figure III. 36 : Diffractogramme de la zone II-b du Cordon de soudure sous traitement thermique  $550^{\circ}\text{C}$  pour un temps de maintien 5 heure.

**Zone II- c :**

Les diffractogrammes de diffraction des rayons x, des figures III.37, III.38, III.39, III.40, et III.41 présentent l'analyse des microstructures des échantillons de la zone II-c. Sur la micrographie optique de la figure III.37 (un traitement thermique à 550°C et un maintien de 1h), on remarque bien une répartition homogène de la morphologie des sphérolite de la perlite. Dans cette microstructure il y a présence de la phase AlN et Al<sub>3</sub>Nb, comme le montre bien le diffractogramme de diffraction des rayons x de la même figure.



**Figure III. 37 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure sous traitement thermique 550°C pour un temps de maintien 1 heure.**

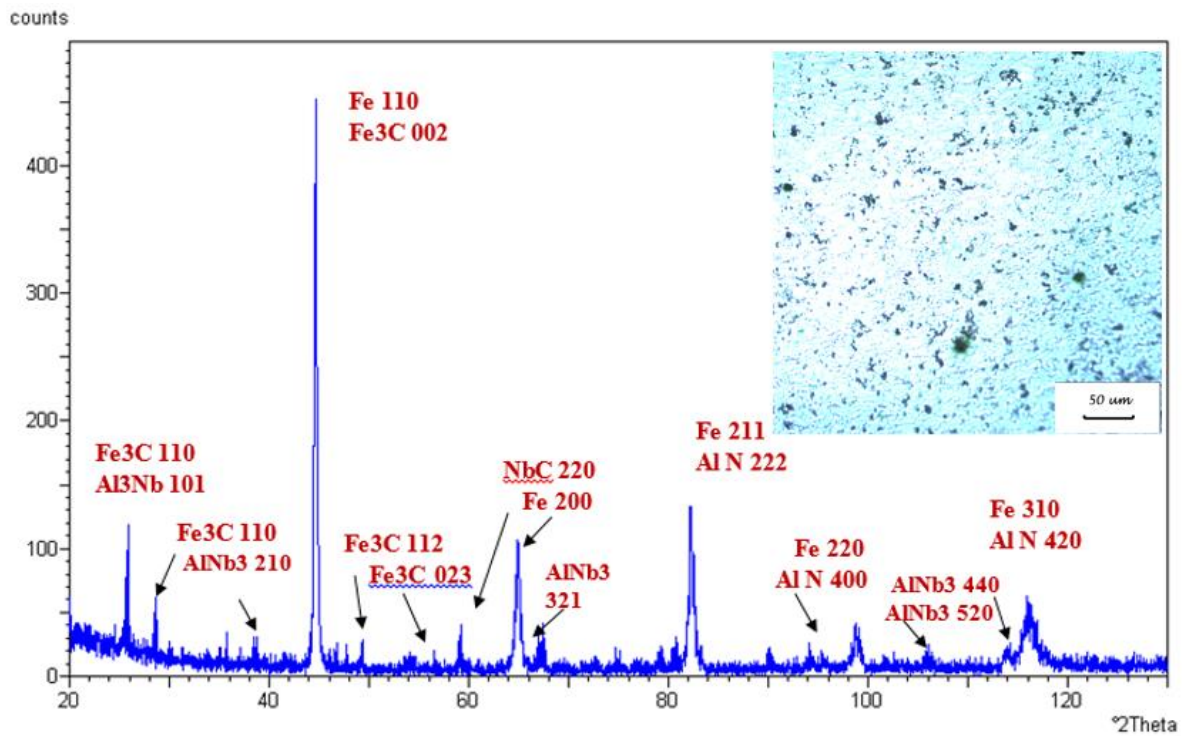


Figure III. 38 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 2 heure.

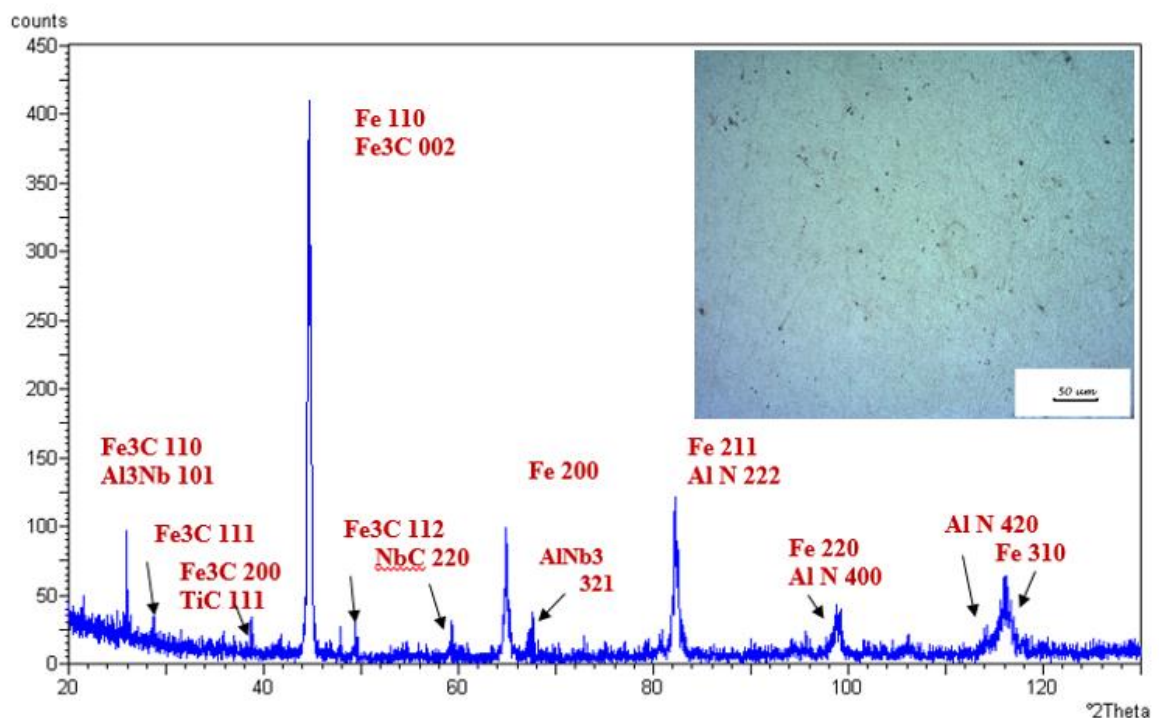


Figure III. 39 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 3 heure.

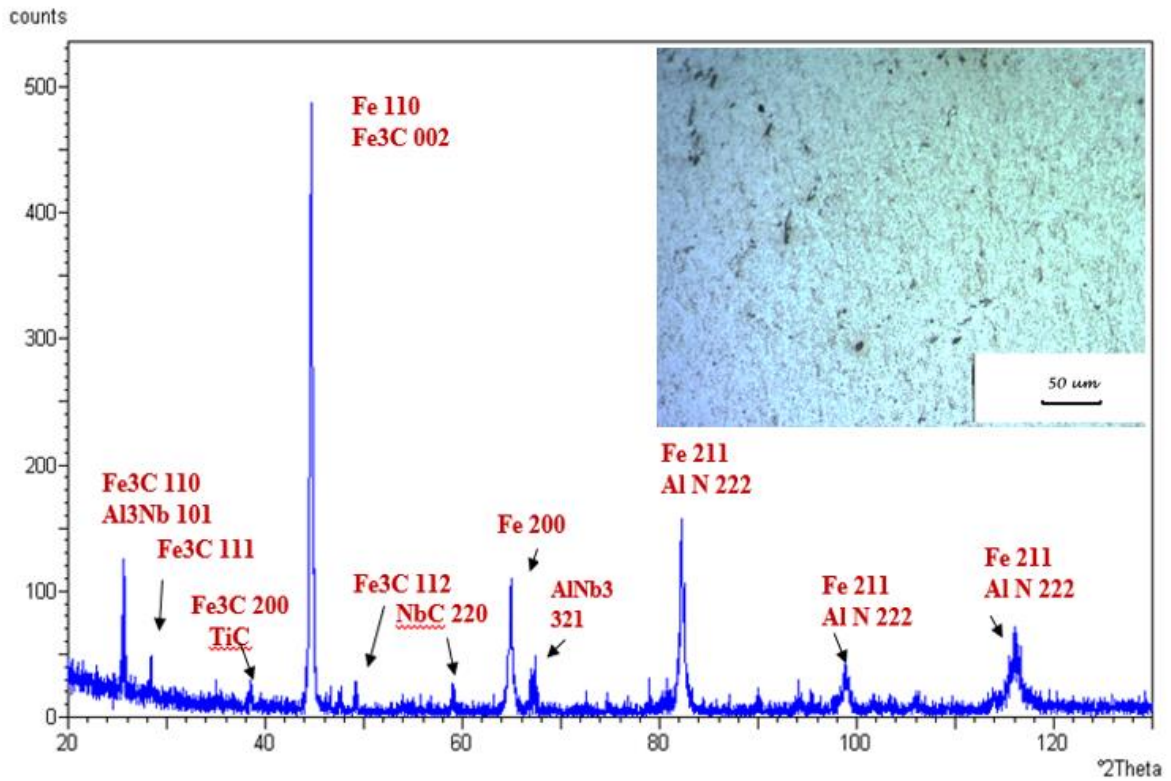


Figure III. 40 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 4 heure.

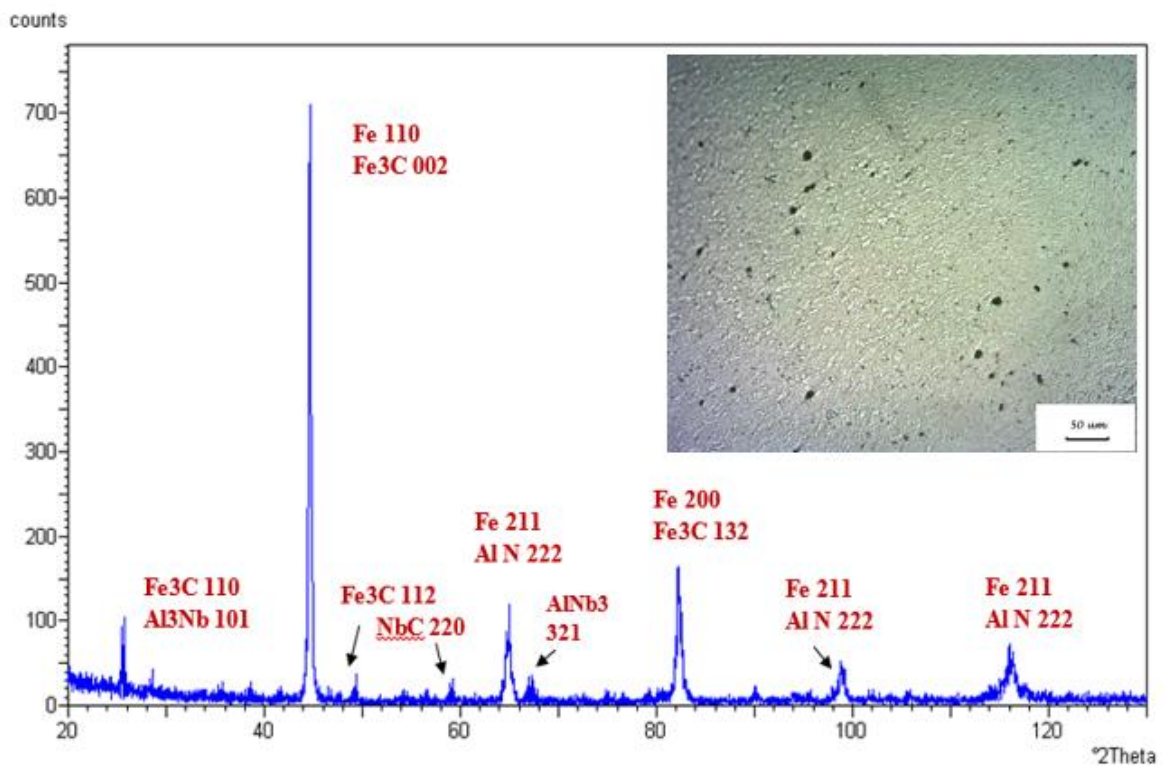


Figure III. 41 : Diffractogramme de la zone II-c du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 5 heure.

**Zone III-e :**

Les échantillons de la zone III-e (zone métal de base plus au moins loin de la ZAT) sont observés par microscopie optique et analysé par diffraction des rayons x. La micrographie présente une homogénéisation et un affinement des grains de la perlite. Cette micrographie présente un acier ferrito perlitique à très petit grain. Les diffractogrammes de diffraction des rayons x révèlent les même phases, que ceux de la zone II-c, par les présences des même phases (Fe, Fe<sub>3</sub>C, TiC, AlN et Al<sub>3</sub>Nb).

Une homogénéisation plus au moins totale de la morphologie de la microstructure (répartition des carbure dans la matrice), est révélée par les micrographies des figures III.42, III.43, III.44, III.45, et III.46.

Le diffractogramme de la figure III.45 (de traitements thermiques à 550°C et 4 heures de maintien), révèle la présence des nitrure d'Al accompagnée par la dissolution des carbure de Ti et Nb, avec une réduction de la quantité de la cémentite.

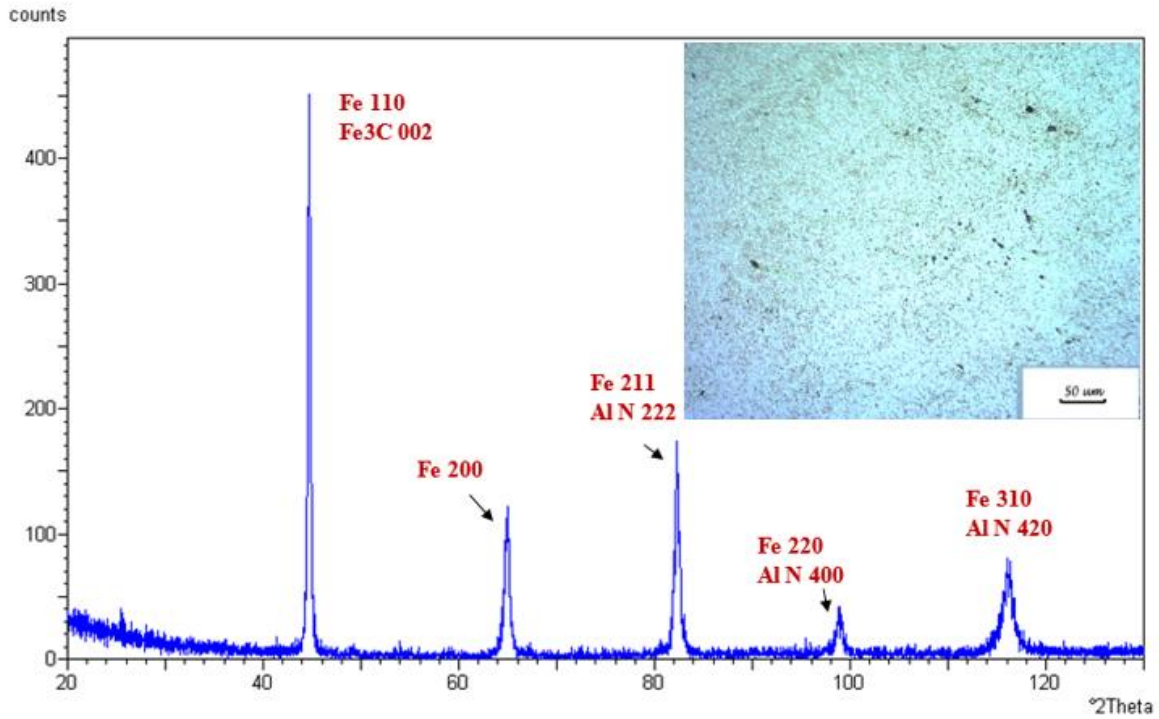


Figure III. 42 : Diffractogramme de la zone III-e du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 1 heure.

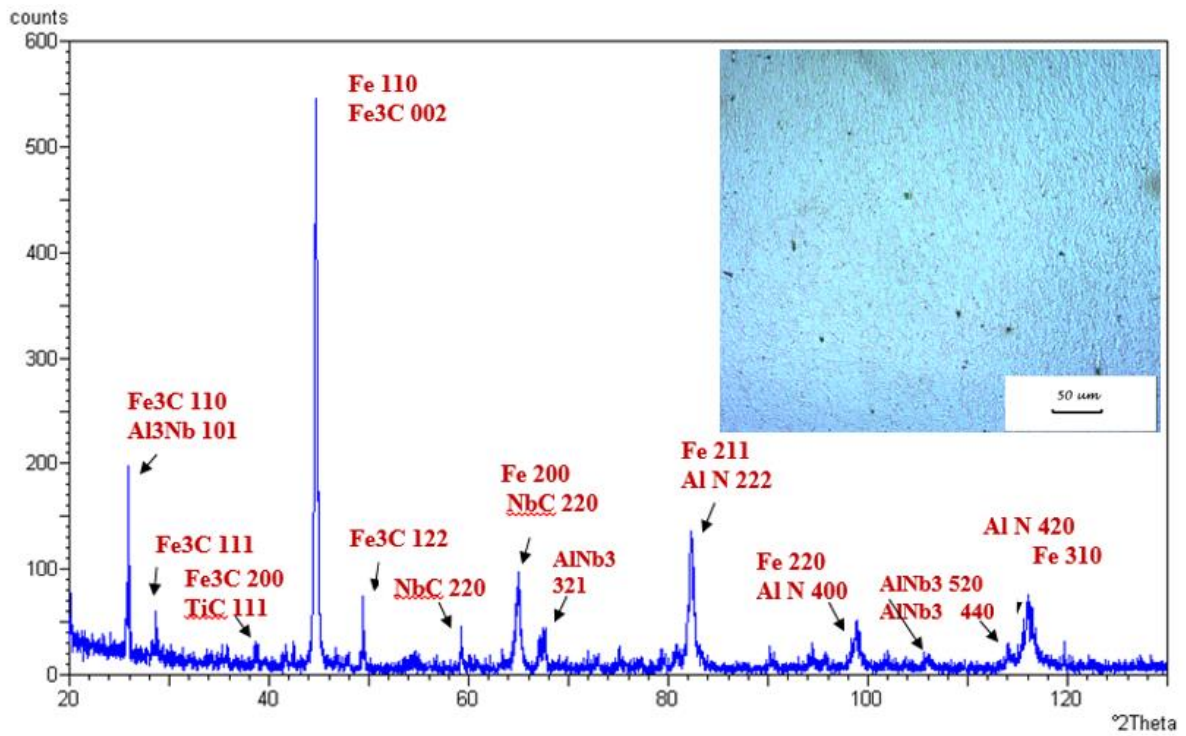


Figure III. 43 : Diffractogramme de la zone III -e du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 2 heure.

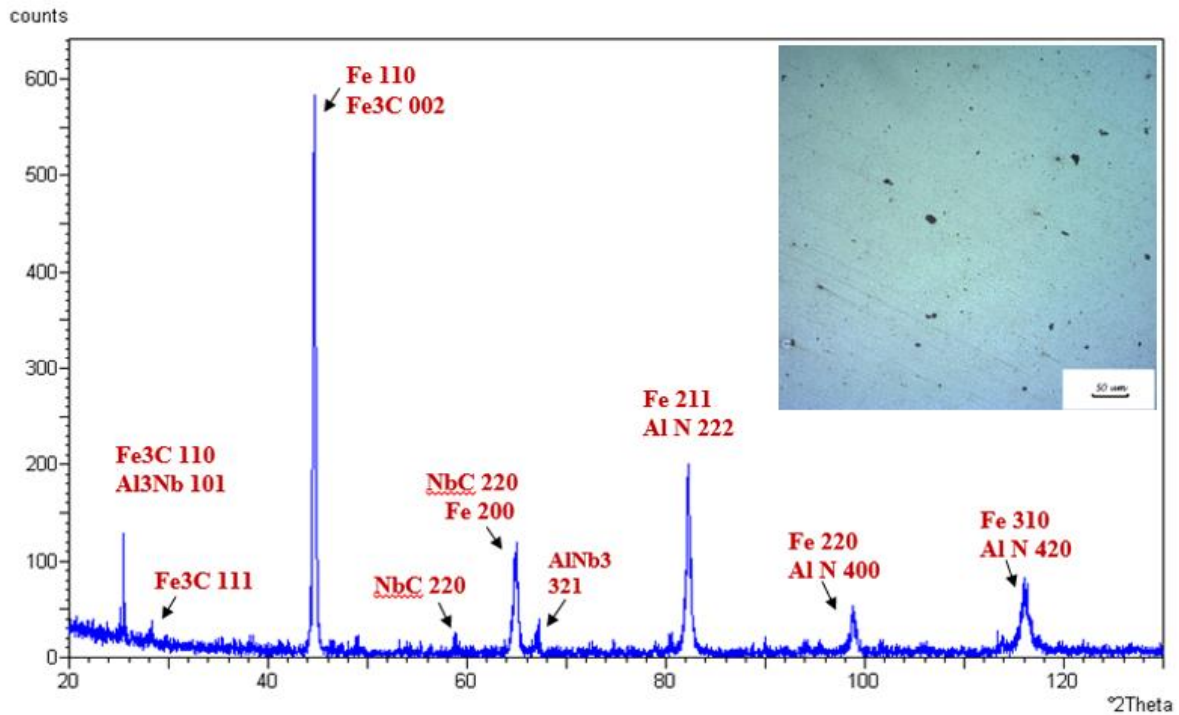


Figure III. 44 : Diffractogramme de la zone III -e du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 3 heure.

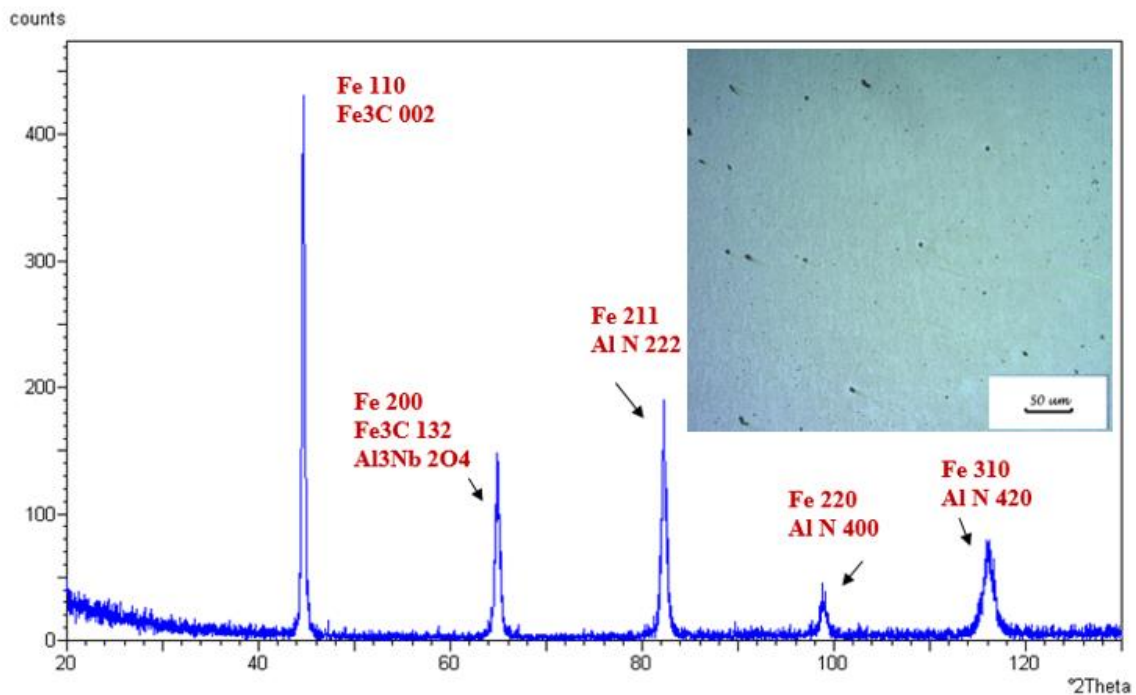


Figure III. 45: Diffractogramme de la zone III -e du Cordon de soudure sous traitement thermique 550C° pour un temps de maintien 4 heure.

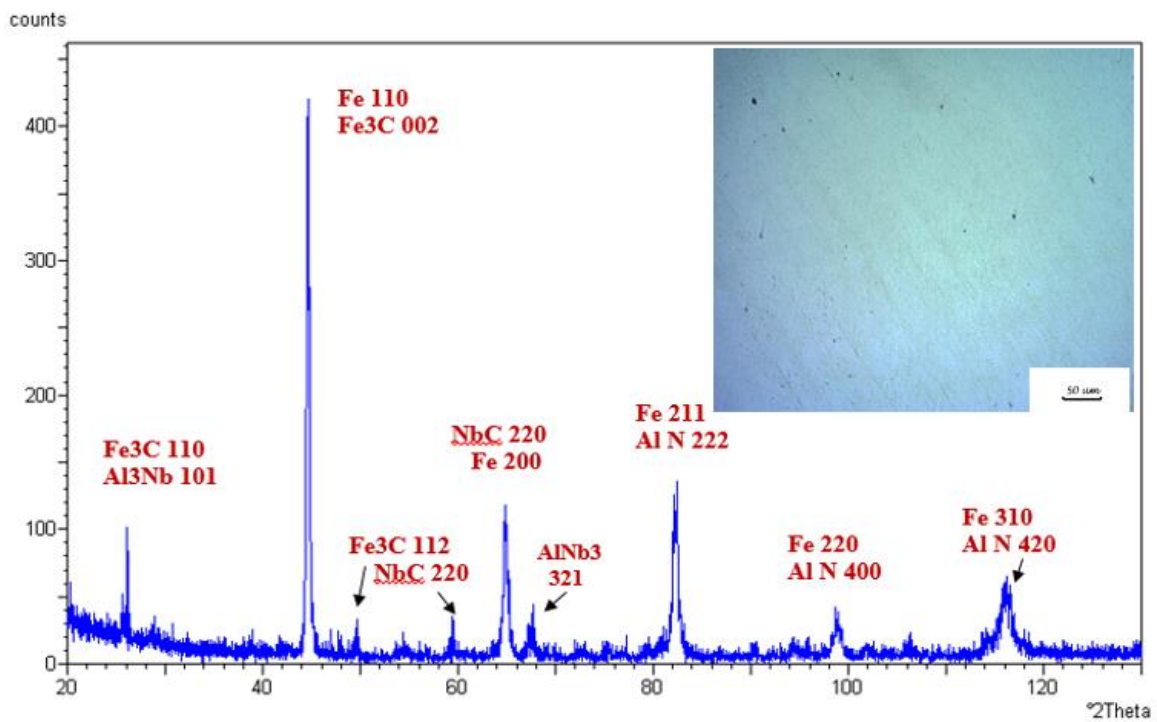


Figure III. 46 : Diffractogramme de la zone III -e du Cordon de soudure sous traitement thermique  $550^\circ\text{C}$  pour un temps de maintien 5 heure.

### Présentation des résultats de mesure de dureté :

On présente les résultats des mesures de dureté selon le schéma de la figure III.47, dont le but de comparer la variation de la dureté par zone et par profil selon le protocole des traitements thermiques. Les zones sont définies comme suit :

Zone I : MF métal fondu ou la zone de liaisons.

Zone II : (Z.A.T.) zone affectée thermiquement.

Zone III : MB zone métal de base.

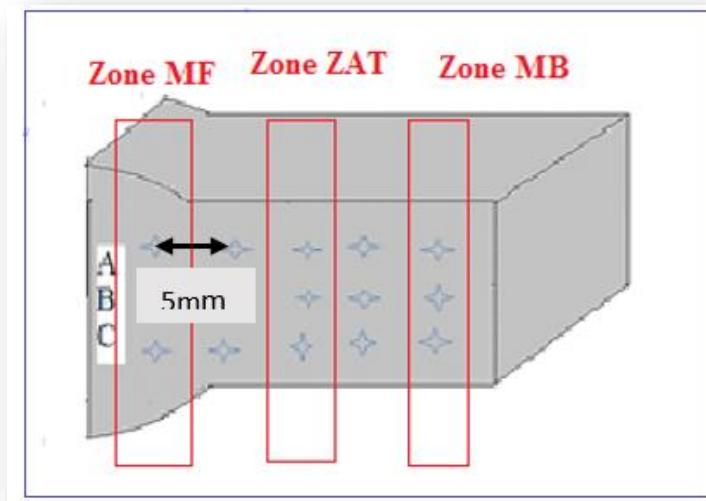


Figure III.47 : schéma de mesure de dureté

### Première famille :

Une présentation des résultats des mesures de dureté sont illustrés dans les figures III.48, III.49, III.50, III.51, III.52, III.53 et III.54.

La figure III.47 présente les mesures de dureté des trois parties A, B et C selon le profil de l'échantillon (échantillon de référence) à différents points et parties.

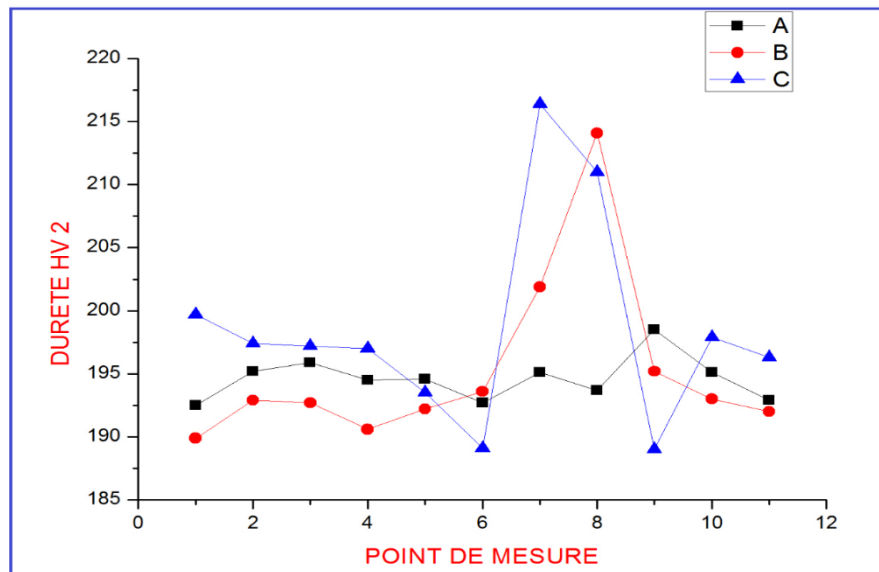
Le point A présente la partie interne de la soudure.

Le point B présente la partie centrale de la soudure.

Le point C présente la partie externe de la soudure.

La mesure de dureté de l'échantillon de référence (figure III.48), montre une fluctuation de la dureté HV2 (200HV) avec augmentation de celle-ci dans la zone de cordon de soudure (218HV). Remarquons bien que pour la partie interne de la soudure une stabilité de la dureté tout le long de l'échantillon avec une diminution dans la zone affectée thermiquement ZAT,

par contre pour les deux autres zones elle garde la même allure, une stabilité de la dureté dans la zone de métal de base avec une petite diminution de dureté dans la ZAT et une augmentation dans la zone de cordon de soudure.



**Figure III. 48 : mesure de dureté pour l'échantillon de référence (sans traitement thermique).**

### **Deuxième famille : (Traitement thermique varions la température et fixons le temps de maintien )**

Une mesure de dureté et réalisé sur notre echantiollons celons le schema présenté sur la figure III .47.

En remarque une stabilité des valeurs de dureté des deux point A et B d'une valeur de 190hv de la zone du métal fondu (MF), pour la partie C interne de soudure une augmentation de la dureté dont la valeur dépasse les 240HV, la figure III.48 montre bien une variation de la valeur de dureté pour chaque traitement thermique, avec une augmentation et diminution de cette dernière selon le traitement thermique.

Dans les figure III.49, III.50 et III.51 des mesures de la dureté et réalisée dans les différentes zone (la zone fondu ,la zone affecté thermiquement (ZAT) et métal de base)et a différentes parties, en remarque toujours que la dureté de la partie interne (point C) et plus élevée que celle des deux points A et B dans tous les zone ,même remarque pour les mesure de dureté des figures III.52, III.53 et III.54.

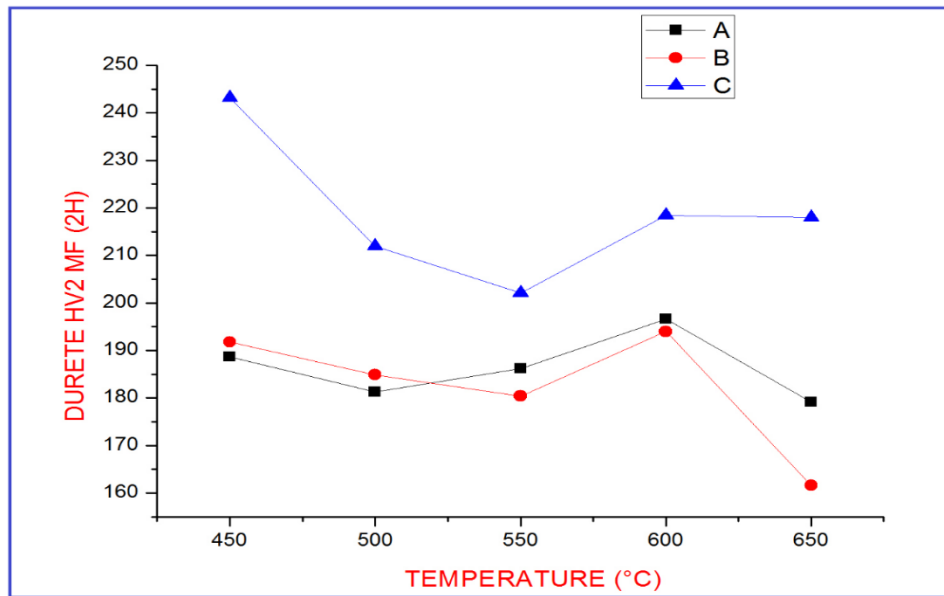


Figure III. 49 : mesure de dureté pour différents traitements thermiques à temps de maintien 2H pour la zone MF (métal fondu).

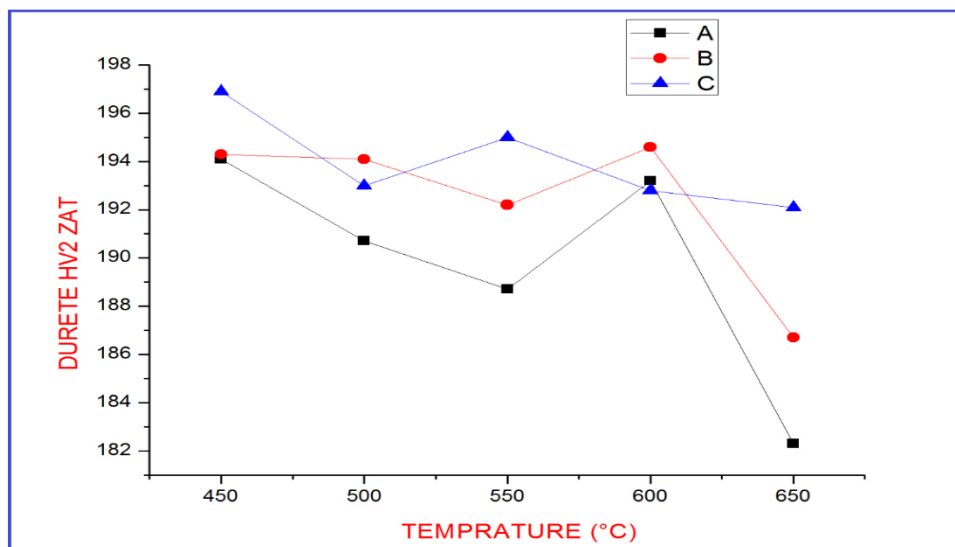


Figure III. 50 : mesure de dureté pour différents traitements thermiques à temps de maintien 2H pour la zone ZAT (zone affecte thermiquement).

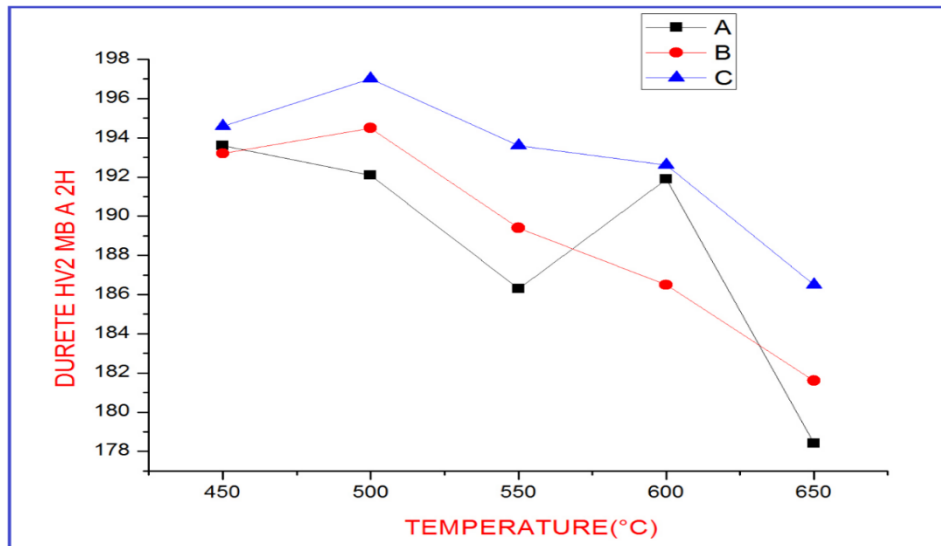


Figure III. 51 : mesure de dureté pour différents traitements thermiques à temps de maintien 2H pour la zone MB (métal de base).

Troisième famille :

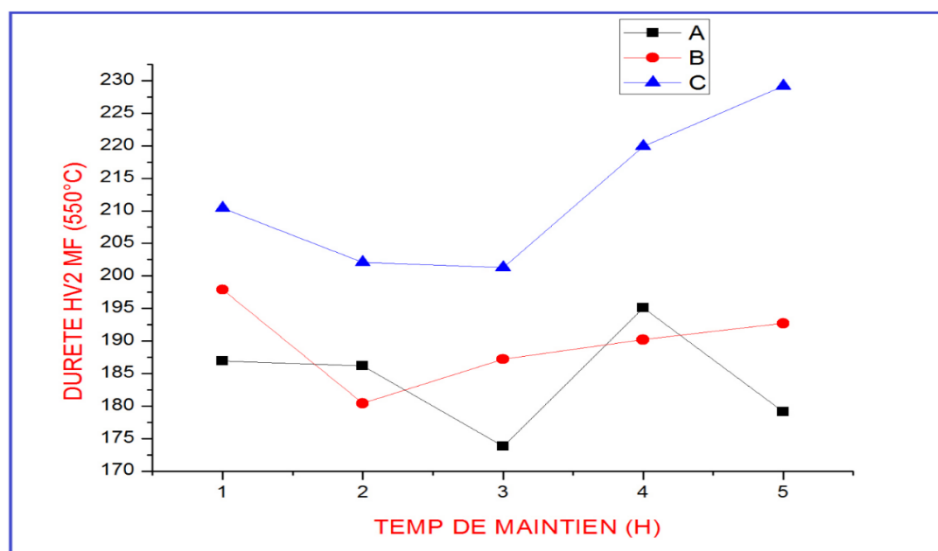


Figure III. 52 : mesure de dureté pour différents traitements thermiques à temps de maintien 2H pour la zone MF (métal fondu).

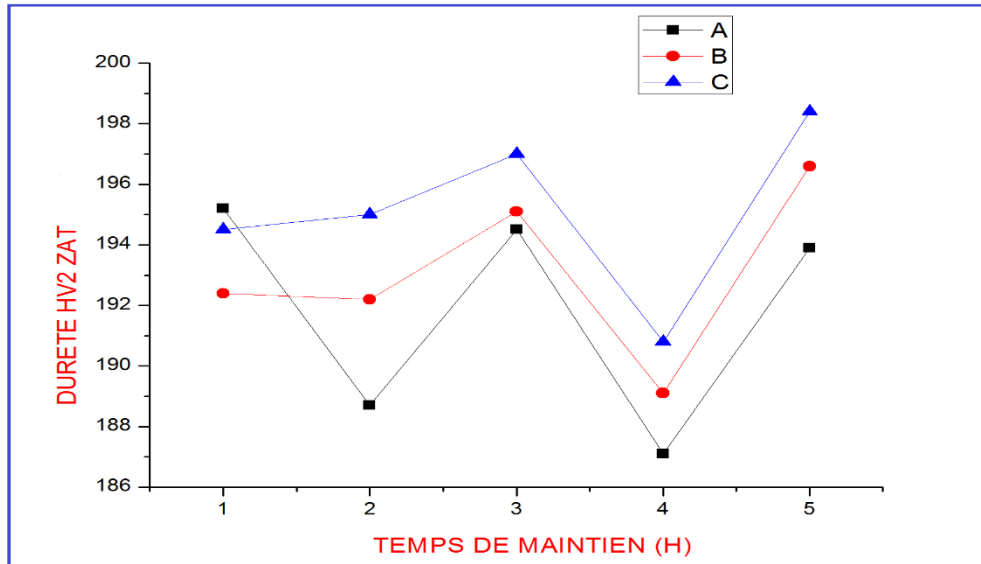


Figure III. 53 : mesure de dureté à différents temps de maintien et traitements thermiques fixe 550°C pour la zone ZAT (zone affecte thermiquement).

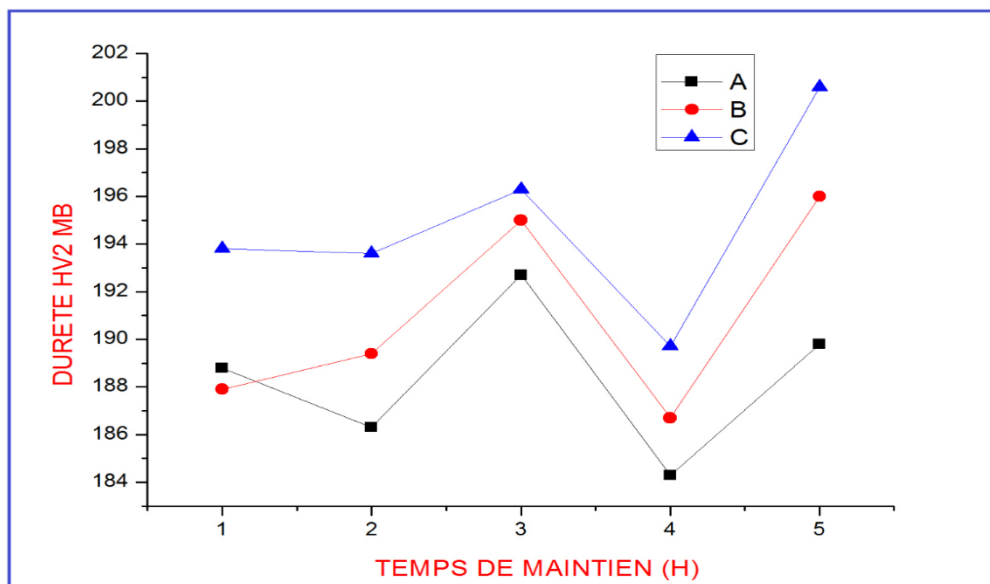


Figure III. 54 : mesure de dureté à différents temps de maintien et traitements thermiques fixe 550°C pour la zone MB (métal de base).

# **Chapitre IV**

## **DISCUSSION**

## Chapitre IV

# DISCUSSION

Après réalisation d'un cordon de soudure sur l'acier X60, la microstructure de celui-ci varie nettement d'une zone à une autre (le cordon de soudure, la zone affecté thermiquement et métal de base), d'après les figures III.2, III.3. On remarque bien que la microstructure est inchangée par l'existence des mêmes phases, matrice Fe, la cémentite  $Fe_3C$  et la phase AlN ; avec l'apparition des précipités, lors de soudage des tube, dans la zone du cordon de soudure et la zone de liaison (zone I-a, I-b), alors que la morphologie des micrographies change du point de vue dissolution et formation par rétrodiffusion des carbures et des nitrures.

Une délimitation claire de la zone affectée thermiquement (ZAT) et la zone fondue est bien formé par la morphologie de la micrographie (figure III.3). Une différence de taille des grains des différents carbures et nitrures s'évoque l'hors du soudage. En remarque l'absence de la phase  $AlNb_3$  dans la zone I-a et celle de I-b (figures III.2 et III.3). Alors que par une rétrodiffusion dans l'acier, par effet de chauffage plus au moins long, lors de soudage, la phase  $AlNb_3$  est formée dans une zone (I-c). Dans la zone I-d (zone frontalière entre la ZAT et le métal de base) la phase  $AlNb_3$  est dissoute par diffusion suite à la propagation par conduction de la chaleur dans l'acier ; cette phase qui existe initialement dans l'acier (métal de base).

L'analyse des résultats des traitements thermique dans la zone I-a (métal fondu) montre une évolution de la morphologie de la structure de l'acier ainsi que la microstructure, à  $450^\circ C$  et un maintien de deux heures seule la cémentite est présent dans la matrice sous forme de sphérolite dispersé avec un affinement de taille des grains.

Alors qu'à  $500^\circ C$ , on remarque une variation de la morphologie par une augmentation de sphérolite .Cette augmentation s'explique par un gain d'énergie (apport de chaleur) qui oriente le système (la matrice et éléments d'addition) Vers un équilibre thermodynamique. Celui-ci qui est fortement affecté par les éléments d'addition et les énergies des défauts ponctuels et linéaire (contraintes interne) ainsi que les tensions interfaciales entre les grains ;

celles-ci qui change en fonction de la taille des grains dans ce systèmes on peut illustrer l'équilibre thermodynamique par l'équation de l'enthalpie libre :

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S + \sum_i^n Qi$$

À des températures T le système en équilibre quand  $\frac{\partial \Delta G}{\partial T} = 0$  .

$Qi$ : l'ensemble des énergies des défauts ponctuels et linéaire (contraintes interne) ainsi que les tensions interfaciales entre les grains et les dislocations.

Dans l'ensemble des diffractogrammes, suite aux variations de température des traitements thermiques (450°C, 500°C, 550°C, 600°C et 650°C) dans les différentes zones de cordon de soudure, nous remarquons l'existence ou non des carbure et nitrure (les phases AlN, Al<sub>3</sub>Nb, AlNb<sub>3</sub>, NbC et TiC), leurs densités du point de vue (dispersion) et taille des grain, cela est tributaire de la rétrodiffusion des éléments d'addition ou la diffusion de ces derniers dans la matrice Fe .

L'ensemble des micrographies et diffractogrammes des traitements thermiques à 550°C pendant un temps de maintien variable (1H, 2H, 3H, 4H et 5H), montre bien l'apparition et la disparition des différentes phases avec la variation de temps de maintien. Nous remarquons bien une variation de la morphologie de la structure de notre aciers, soit par une augmentation de la taille des grains et /ou dispersion des sphérolite, Cette augmentation s'explique toujours par un gain d'énergie (apport de chaleur) qui oriente toujours le système (la matrice, éléments d'addition et les différentes phases) vers un équilibre thermodynamique stable.

La figure III.48 présente une fluctuation des mesure de dureté, montre bien des pics élevés sur la zone fondu du cordon de soudure dont les valeurs sont 215HV, 212HV et 210HV, dans cette zone qui sont nettement plus grandes que celles du reste des autres zones.

Nous remarquons que même dans la zone fondu il y a variation, Cette variation et s'explique par le mode de refroidissement, qui est dans la zone haute du cordon est rapide (trempe à l'aire) et cela dans les parties C et B (figure III.47) ; alors que dans la partie A (partie inférieure du cordon), la valeur de la dureté HV (194HV) est nettement inférieure à celle de la partie C et B. Cet écart de valeur de dureté est due au chauffage de la zone A au cours des différentes passes de soudure, on peut dire que la zone A devient la zone affecté thermiquement ZAT par rapport au zones C et B.

Les courbes de variation des mesures de dureté HV en fonction des traitements thermique de tous les zones (zone fondu, la zone affecté thermiquement ZAT et métal de base) présentent plus au moins les mêmes allures avec des fluctuations par augmentation ou diminutions des valeurs de dureté.

On peut dire aussi que les fluctuations sont tributaires de la dissipation des dislocations (contraintes internes) qui ont un effet très marquant sur les mesures de dureté et le module de Young. Comme on peut l'interpréter par la loi de la vitesse de mobilité des dislocations :

$$V = \alpha \exp(-\Delta H_1 / RT)$$

V : vitesse de mobilité des dislocations.

$\Delta H_1$  : Enthalpie d'activation d'une dislocation à la température T.

Cette vitesse de la dissipation et mesurer dans des grains pur (Exp : Fe) dans notre cas cette vitesse dépendra énormément des impuretés dans les grains à savoir l'existence des éléments d'addition en interstice ou des carbure par une zone de la matrice.

# CONCLUSION

# Chapitre V

## CONCLUSION

L'analyse par microscopie optique de la morphologie et l'analyse par diffraction des rayons x de la microstructure, du cordon de soudure et de la zone affecté thermiquement ainsi que le métal de base de l'acier X60, suite à l'application d'un protocole des traitements thermiques préalablement définie, ont montré une nette variation de la morphologie avec formation et dissolution des carbures et nitrures selon la température et le temps de maintien.

Le dépouillement de l'ensemble des diffractogrammes, nous informe bien sur la formation et la dissolution des différentes phases qui peuvent coexister, suite un traitement thermique définie. On peut citer comme exemple, les phases TiC, NbC qui se forme à 500°C pendant le temps de maintien deux heures alors qu'à 550°C se dissolvé et que la phase AlNb<sub>3</sub> se forma par rétrodiffusion de l'élément Nb, Al en solution dans la matrice.

L'apport énergétique sous forme de traitements thermiques contrôlés conduit à des systèmes thermodynamiquement stable le long de la formation ou la dissolution des phases qui s'accompagne avec la dissipation des contraintes internes initialement introduites par l'effet du refroidissement rapide à l'air du cordon de soudure. La dissipation des contraintes internes (dislocations dans les grains ou inter granulaire) qui s'accompagne avec la formation et /ou la dissolution des carbures et nitrures conduit à des fluctuations des mesures de dureté de l'acier X60.

En perspective, on envisage l'étude approfondie du point de vue thermodynamique sur la relation entre la formation et/ou dissolutions des carbures et nitrures d'une part et la dissipation des contraintes internes d'autre part ; suivie d'une étude électrochimique qui peut révéler rôle des carbures et nitrures sur la résistance à la corrosion.

## Références Bibliographiques

- [1] Guy MURRY, Technique de l'ingénieur, «Soudage et soudabilité métallurgique des métaux», M715.
- [2] Marc GRUMBACH, Technique de l'ingénieur, «Aciers microalliés», M4 525.
- [3] BLONDEAU REGIS «métallurgie et mécanique du soudage», ED. Lavoisier, Paris, Hermès Sciences Publications, 2001.
- [4] R. BAUS, W. CHAPEAU «application du soudage aux constructions», ED. Eyrolles, Paris, 1978.
- [5] SAN YONG SHIN, BYOUNGCHUL H., SANGHO K., SUNGHAX L., "Fracture toughness analysis in transition temperature region of API X70 pipeline steel". Materials Science and Engineering, A429, 2006.
- [6] BOUZID RACHID «Analyse des propriétés et caractéristiques Des aciers des tubes et leurs influences sur La fiabilité des gazoducs" thèse doctorat, 2010
- [7] BAIN E. C et al, Facteurs métallurgique déterminants les propriété mécanique ,1968
- [8] HOO Y., SAN Y., QUIXIANG C, HAITAO J. and LIHONG Z., "Precipitation bihaviors of X70 acicular ferrite pipeline steel". Materials science and Engineering,December 2006.
- [9] GLADMAN T., " Proccedings of the royal society". Vol 294, 1966.
- [10] CONSTANT A., GRUMBACH M., SANG G., " Etude des transformations de l'austénite et de l'évolution des propriétés dans les aciers à dispersoïdes". Revue de métallurgie, Novembre 1970.
- [11] GLADMANT T., DULIEU D., MAGWOR I. D., " Structure property relation ships in High strength microalloyed steels". Microalloying75, Washington Octobre 1975.
- [12] CREUSOT-LOIRE, " Etude de l'influence de l'aluminium". Journées 'information CECA, Luxembourg, 14 Juin 1971
- [13] C.S.M, " Etude de l'influence du niobium". Journées d'information CECALuxembourg, 14 juin 1971
- [14] GLADMANT T., " Proccedings of the royal society". Vol 294, 1966.
- [15] CONSTANT A., GRUMBACH M., SANG G., " Etude des transformations de l'austénite et de l'évolution des propriétés dans les aciers à dispersoïdes".

- Revue de métallurgie, Novembre 1970.
- [16] BEGUINOT J., PALENGAT R., BLONDEAU R., DOLLET J., "Influence de l'état de précipitation du vanadium sur les caractéristiques mécaniques d'aciers calmes à l'aluminium". Journées des aciers spéciaux, saint-Etienne 1978
- [17] SAGE A. M., " Effects of some variations in composition on mechanical properties of controlled rolled and normalized vanadium steel 12 mm plates". Metals technology, July 1976.
- [18] SHANMUMGAM S., MISTRA R.D.K, HARTMANN J., JANSTO S.G., "Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel". Materials Science and Engineering, A441, 2006.
- [19] CIVALLERO M., PARRINI C., " Laminage contrôlé d'aciers à dispersoïdes pour la production de tôles moyennes de forte résistance et ténacité élevée". CIT du CSD, N° 9, 1971.
- [20] PONT G., MAYNIER Ph., DOLLET J., BASTIEN P., " Contribution à l'étude de l'influence du molybdène sur l'énergie d'activation de l'adoucissement au revenu". Revue de métallurgie N°10, 1970.
- [21] LEWELLYM D. T., COOK W. T., " Metallurgy of boron-treated low-alloy steel". Metals technology, Dec 1974.
- [22] MAKHLOUF HAMID, "modélisation numérique du soudage à l'arc des aciers " école nationale supérieure des mines de paris ,17 Juillet 2008.
- [23] DARDEVET, Conception construction et exploitation des réseaux de transport de gaz soudage et contrôle ,4.1 Révision , 1 de 1996 .
- [24] NOUREDDINE MUSTAPHA , "Evolution de la microstructure et des propriétés mécaniques de l'acier hslx70 Lors des réparations par soudage " , 2009
- [25] Blondeau REGIS "métallurgie et mécanique du soudage", ed. Lavoisier, Paris, Hermès Sciences Publications, 2001.
- [26] Guy MURRY, Technique de l'ingénieur, "Soudage et soudabilité métallurgique des métaux", M715.
- [27] H. GRANJON, "bases métallurgiques du soudage", 1995.
- [28] AMRI BRAHIM, "Effet d'hysteresis de la dilatation thermique Sur les contraintes résiduelles dues au soudage" ,Montréal, 2008.
- [29] MOUSSAI AHMED TOUFIK , "Influence des traitements thermiques sur la rupture fragile des cordons de soudure ",2004.
- [30] Hom, ten CHLK Cyclic, "*Plastic Déformation and Welding Simulation*", Ph.D. Thesis Delft University of technology, 2002 .

- [31] METALS HANDBOOK Vol.6 "welding, brazing and soldering", ASM International, USA, 1993.
- [32] STRUERS A/S , Application Notes Essais de dureté et préparation d'échantillons Maria Lindegren, 04.2010
- [33] Pilipenko, Artem. 2001. " *Computer simulation of residual stress and distortion of thick plates in multielectrode submerged arc welding: Their mitigation techniques* ". Dr.ing., Norway, Norges teknisk-naturvitenskapelige universitet (Norway).
- [34] M. SINDO KOU, " *Welding metcdlurgy.* ", pg125, 2003
- [35] H. GERBEAUX et al , "Déformations et contraintes en soudage" /extraits de présentés et mis a jour par P. Berthet.
- [36] OFFSHORE STANDARD DNV-OS-F101 "Submarine pipeline systems", p.1–166, 2000.
- [37] Goldak, John, et Mehdi Akhlaghi. Coll. « Computational Welding Méchantes" 2005.
- [38] X. DESROCHES, Notice d'utilisation pour des calculs de soudage, 2003 [http://www.code-aster.org/DOCASTER/Man\\_U/U2/U20305a.pdf](http://www.code-aster.org/DOCASTER/Man_U/U2/U20305a.pdf).
- [39] NORME API 1104 , dix-neuvième édition, septembre 1999
- [40] API SPECIFICATION 5L, Forty-second edition, january 2000  
Effective date: july 1, 2000
- [41] Norbert BROLL , Caractérisation de solides cristallisés par diffraction X, Techniques de l'Ingénieur