



الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية  
REPUBLIC ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR  
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE  
UNIVERSITE DJILLALI LIABES DE SIDI BEL ABBES



FACULTE DE TECHNOLOGIE  
DÉPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

# THESE

Pour l'obtention du Diplôme :

## DOCTORAT EN SCIENCES

Spécialité : Génie Mécanique  
Option : Sciences Des Matériaux

Présentée Par

**Mme MESSABIH Fatima Zohra**

**CONTRIBUTION A L'OPTIMISATION DES PARAMETRES  
DE SOUDAGE DES DIFFERENTES ZONES SOUMISES A  
DES SOLLICITATIONS CYCLIQUES DE FATIGUE**

**Soutenu le : 08 / 11 / 2018**

**Devant le jury composé de :**

<b>Melle FEKIRINI Hamida</b>	Pr	Présidente	UDL-SBA
<b>Mr BOUCHOUICHA Benattou</b>	Pr	Directeur de thèse	UDL-SBA
<b>Mr YOUNES Mimoune</b>	Pr	Co-directeur de thèse	UDL-SBA
<b>Mr GHAZI Abdelkader</b>	MCA	Examineur	Université de Mascara
<b>Mr BOUZIANE Mohamed Mokhtar</b>	MCA	Examineur	Université de Mascara
<b>Mr REZGANI Laid</b>	MCA	Examineur	Université de Saida

**Année Universitaire 2017/2018**

# Remerciements

*Je remercie tout d'abord ALLAH de m'avoir donné la foi, le courage et la confiance en moi-même pour pouvoir continuer mes études et arriver à ce niveau.*

*Au terme de ce travail, c'est avec émotion que je tiens à remercier tous ceux qui, de près ou de loin, ont contribué à la réalisation de ce projet.*

*Cette thèse présente les résultats des recherches réalisés au sein du Laboratoire de Matériaux et Systèmes Réactifs (LMSR) de l'Université Djilali Liabes (UDL).*

*Je conserve un très grand Merci à mon directeur de thèse, Pr. Benattou BOUCHOUICHA en lui exprimant ma gratitude et mes profonds dédommagements pour avoir accepté de diriger cette thèse, pour ces aides tout au long de la préparation de ce travail, avec sa bonne humeur, ses encouragements, et sa modestie, pour ses conseils avisés. Je lui en suis très reconnaissante car non seulement il m'a aidé pour concrétiser ce travail, mais aussi il était toujours là pour me soutenir et me motiver, J'espère que le fruit de ce travail est à la hauteur de ce qu'il attendait.*

*Mes remerciements s'adressent aussi au Pr. Younes Mimoune codirecteur de ma thèse, pour son aide et ses précieux conseils.*

*Je tiens à exprimer ma reconnaissance au professeur Mohamed MAZARI qui, en tant que directeur du laboratoire, m'a accueilli au sein du LMSR.*

*Ma reconnaissance s'adresse également à M. Mokhtar ZEMRI, Professeur à l'université de Sidi Bel Abbés pour son soutien au cours des essais*

*expérimentaux. Son expertise et ses conseils m'ont beaucoup aidé pour achever les travaux de cette thèse.*

*J'exprime, de même, mes remerciements à M<sup>elle</sup> Fekirini Hamida pour avoir accepté de présider le jury de cette thèse,*

*J'adresse ma reconnaissance à Mr. Bouziane Mohamed Mokhtar, Mr Ghazi Abdelkader, ainsi à Mr. Rezgani Laid, qui m'ont fait l'honneur d'être membres de mon jury et ont accepté de consacrer du temps pour la lecture et le jugement de ce travail,*

*Je remercie Mr. Slimane Abdelkader, Mr Bahrame Kddour, Mr Zouggar Kamel et Mustapha Arab pour leurs hospitalités, leurs conseils et leurs contributions considérables pour la réalisation de ce travail,*

*Je ne peux pas faire abstraction du soutien de Mon mari AOUSSEDJ Rachid, merci de m'avoir aidé lorsque j'avais besoin d'aide.*

*Merci à tous mes amis pour leur soutien, leur aide et leur amitié*

*(Nadjla, Hamida, Mamia, Kheira Merzoug, Baraka Ikrame et Abdessamad Brahami).*

*En outre, mes remerciements vont à l'ensemble des personnes de la faculté de Technologie (sans les nommer, car la liste est un peu longue). Ils m'ont beaucoup aidé et encouragé dans le cadre de cette thèse et dans la vie quotidienne.*

*Enfin, un grand merci à ma famille, à mes amis, et à tous mes proches. Merci de m'avoir soutenu tout au long de ce projet. Une mention spéciale à ma chère Sœur KHEIRA, pour ton amour et ton soutien qui ont rendu ces années bien plus joyeuses.*

*Une pensée pour terminer ces remerciements pour vous, qui n'ont pas vu l'aboutissement de mon travail mais je sais que vous en aurais été très fier de votre fille (Fatima **Zohra**)!!!*

*À mes parents,*

# Dédicaces

## ***A mon défunt et très cher père : MESSABIH Brahim***

*Autant de phrases et d'expressions aussi éloquents soit-elles ne sauraient exprimer ma gratitude et ma reconnaissance. Tu as su m'inculquer le sens de la responsabilité, de l'optimisme et de la confiance en soi face aux difficultés de la vie. Tes conseils ont toujours guidé mes pas vers la réussite.*

*Ta patience sans fin, ta compréhension et ton encouragement sont pour moi le soutien indispensable que tu as toujours su m'apporter. Je te dois ce que je suis aujourd'hui et ce que je serai demain et je ferai toujours de mon mieux pour rester ta fierté. Que Dieu le tout puissant te préserve, t'accorde son paradis.*

## ***A ma défunte et très chère mère : TALBI Fatma***

*Autant de phrases aussi expressives soient-elles ne sauraient montrer le degré d'amour et d'affection que j'éprouve pour toi. Tu m'as comblé avec ta tendresse et affection tout au long de mon parcours. Tu n'as cessé de me soutenir et de m'encourager durant toutes les années de mes études, tu as toujours été présente à mes côtés pour me consoler quand il fallait. En ce jour mémorable, pour moi ainsi que pour toi, reçoit ce travail en signe de ma vive reconnaissance et ma profonde estime.*

## ***A la mémoire de mon beau père Aoussedj Ahmed***

*Aucune dédicace ne saurait exprimer l'amour, l'estime, le dévouement et le respect que j'ai toujours eu pour vous. Rien au monde ne vaut votre présence pour mon bien être.*

***ALLAH yarhamkoum.***

# *Résumé*

L'utilisation des structures mécaniques nécessite l'utilisation des pièces soudées. Pour ce type d'application, la connaissance détaillée du comportement mécanique du matériau utilisé et de sa tenue à long terme est de première importance.

La présence de fortes triaxialités des contraintes sous des sollicitations mécaniques, provoque l'endommagement de ces pièces, et surtout dans les pièces soudées. Même si la résistance à la fissuration des jonctions soudées des aciers utilisés sont encore mal connue, les aciers à très haute résistance restent potentiellement de bons candidats pour ces applications.

En effet, les joints soudés sont toujours des sites privilégiés d'amorçage des fissures, du fait d'un certain nombre de défauts inhérents à ce type de structure. Beaucoup de facteurs, tels que (la discontinuité géométrique, l'hétérogénéité mécanique liée à la juxtaposition de trois matériaux et l'hétérogénéité à l'échelle de la microstructure), rendent l'étude de la rupture de tels assemblages très complexe.

La zone affectée thermiquement présente une variation de structure hétérogène, cette structure est ferrito-perlitique (globulaire). Dans la zone près de la ligne de fusion on trouve une structure surchauffée avec des îlots de bainite en lattes séparés par de la ferrite.

**Mots-clés :** Soudage / Ténacité / Intégrale J / ZAT / Approche locale / Approche globale

# *Abstract*

The use of mechanical structures requires the use of welded parts. For this type of application, detailed knowledge of the mechanical behavior of the material used and its long-term behavior is of primary importance.

The presence of strong triaxialities of the stresses under mechanical stresses, causes the damage of these parts, and especially in the welded parts. Even though the resistance to cracking of welded joints of used steels is still poorly known, very high strength steels remain potentially good candidates for these applications.

Indeed, welded joints are still preferred sites for crack initiation, because of a number of defects inherent in this type of structure. Many factors, such as (geometric discontinuity, mechanical heterogeneity related to the juxtaposition of three materials and heterogeneity at the microstructure scale), make the study of the rupture of such assemblies very complex.

The thermally affected zone has a heterogeneous structure variation, this structure is ferrite-pearlitic (globular). In the area near the melting line there is an overheated structure with islands of lapped bainite separated by ferrite.

**Keywords:** Welding / Tenacity / Integral J / ZAT / Local approach / Global approach

# ملخص

يتطلب استخدام الهياكل الميكانيكية استخدام الأجزاء الملحومة. لهذا النوع من التطبيق فإن المعرفة التفصيلية للسلوك الميكانيكي للمواد المستخدمة وسلوكها على المدى الطويل هي ذات أهمية قصوى .

إن وجود اجهادات ثلاثية قوية من الضغوط تحت الضغوط الميكانيكية ، يسبب تلف هذه الأجزاء ، وخاصة في الأجزاء الملحومة. على الرغم من أن مقاومة تكسير المفاصل الملحومة من الفولاذ المستخدم لا يزال غير معروف ، فإن الفولاذ عالي القوة يظل مرشحًا جيدًا لهذه التطبيقات.

في الواقع ، لا تزال المفاصل الملحومة مواقع مفضلة لبدء التشققات ، وذلك بسبب عدد من العيوب الكامنة في هذا النوع من البنية. العديد من العوامل ، مثل (عدم التطابق الهندسي ، عدم التجانس الميكانيكي المرتبط بتجاور ثلاث مواد وعدم التجانس في مقياس التركيب المجهرى) ، تجعل دراسة كسر هذه التجمعات معقدة للغاية.

المنطقة المتأثرة حراريا لديها اختلاف هيكل غير متجانس ، وهذا الهيكل هو ferrito-pearlitic (كروي). في المنطقة القريبة من خط الانصهار هناك هيكل محمول مع جزر من bainite المربوطة يفصلها الفريت.

الكلمات المفتاحية: اللحام / التمسك / ZAT / J / المقارنة المحلية / المقارنة الاجمالية.

# ***Table des matières***

# TABLE DES MATIERES

Remerciements	
Résumé	
Liste des figures	
Liste des tableaux	
Notations	
Introduction Générale	01
<b>CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE</b>	
Introduction	04
1.1. Procédé de soudage	05
1.1.1 Description d'une opération de soudage	05
1.1.2. Les principaux procédés de soudage	07
1.1.3. Soudage par fusion	07
1.1.4. Procédé de soudage à l'arc	08
1.2. Interactions des phénomènes évoluant pendant une opération de soudage	09
1.2.1 Notion de soudabilité	11
1.2.2 Soudabilité opératoire	12
1.2.3 Soudabilité locale (dite aussi métallurgique)	12
1.2.4 Soudabilité globale (dite aussi constructive)	12
1.2.5 Parties constitutives d'un joint soudé	13
1.3. Les différentes zones de la ZAT	14
1.3.1 Les différents types d'assemblages soudés	15
1.3.2 Défauts des joints soudés	17
1.4. Effets du cycle thermique engendré par le soudage sur la microstructure	23
1.4.1 Transformation thermique et métallurgique de la ZAT par le soudage	25
1.4.2. <i>La microstructure de la ZAT</i>	26
1.4.3. Etude du joint soudé : hétérogénéités extrinsèques	27
1.4.4. Cas du soudage mono-passe	28
1.5. Comportement métallurgique des microstructures dans le cordon de soudure	30
1.5.1. Aspect macrographique	31
1.5.2. Zone affectée thermiquement	32
1.6. Fatigue des assemblages soudés	35
1.6.1 Durée de vie des assemblages soudés	35

1.6.2 Influence de la nature du matériau	36
1.6.3 Fatigue du joint soudé en fonction de la forme du joint	37
1.6.4. Influence de l'épaisseur des tôles	37
1.6.5. Influence de l'angle de raccordement et le rayon au pied du cordon	38
1.6.6. Effet d'une concentration de contrainte sur la tenue en fatigue	39
1.6.7. Influence de l'état hétérogène de la microstructure sur la tenue en fatigue	41
1.6.8. Influence de la limite d'élasticité du métal de base	42
1.6.9 Influence des inclusions	42
1.6.10 Influence des contraintes résiduelles de soudage sur le comportement en fatigue des joints soudés	43
1.7. Méthodes normalisées pour le dimensionnement des joints soudés	44
1.7.1. Méthodes de la déformation locale	44
1.8. Le Mismatching	46
1.8.1. Effet de mis-matching sur les évolutions des paramètres J et CTOD	47
1.8.2. Les contraintes résiduelles	49
1.9. Approche Locale De La Déchirure Ductile	50
1.9.1. Introduction	50
1.9.2 Mécanisme de rupture par déchirure ductile	51
1.9.3. Croissance des cavités	52
1.9.4. Modélisation de la déchirure ductile	53
1.9.4.1. Modèles de croissance des cavités	53
1.9.4.1.1. Modèle de croissance de cavités de Rice et Tracey	53
1.9.4.1.2. Vérification expérimentale du Modèle de Rice – Tracey	54
1.9.4.1.3. Modèle de croissance de cavités de Mc Clintock	56
1.10. Modèles de décohésion locale	57
1.10.1. Modèle de décohésion de Rousselier	57
1.10.2. Modèle de décohésion de Gurson	58
<b>CHAPITRE II : ETUDE EXPERIMENTALE</b>	
2. Expérimentation	61
2.1. Présentation générale du matériau étudié	62
2.1.1. Analyse chimique	62
2.2. Préparation des éprouvettes pour l'opération de soudage	63
2.2.1. Soudage des plaques	64
2.3. Les essais mécaniques de caractérisation	65

2.3.1. Essai de traction	65
2.3.2. Caractéristiques conventionnelles de traction	67
2.4. Essai de pliage	69
2.4.1. Préparation des éprouvettes	69
2.4.2. Principe d'essai	71
2.5 Essai de dureté	72
2.6. Essai de résilience	73
2.6.1. Préparation des éprouvettes de résilience	73
2.6.2. Polissage	75
2.6.3. Conditions d'essais	76
2.6.4. Résultats et discussions	77
2.6.5. Corrélation entre résilience et ténacité	78
2.7. Essais de fissuration par fatigue	80
2.7.1. La vitesse de fissuration	83
2.7.2. Résultats Et Discussions	83
2.8. Examen Métallographique	86
2.9. Simulation mécanique d'acquisition de température	90
2.9.1. Introduction	90
2.10. Méthode de détermination du cycle thermique	91
2.10.1. Essai de soudage instrumenté	91
2.10.2. Acquisition de température	91
2.10.3. Matériel et instrumentation utilisé pour l'acquisition	92
2.10.4. Cycle thermique de la ZAT	96
2.11. VALIDATION DE LA ZAT SIMULEE MECANIQUEMENT	99
2.11.1. Résultats des essais mécaniques	100

## **CHAPITRE III : ETUDE NUMERIQUE**

3.1. INTRODUCTION	102
-------------------	-----

<b>3.2. Hypothèses de travail</b>	<b>104</b>
<b>3.2.1. Evaluation numérique de l'intégrale J</b>	<b>104</b>
<b>3.3. Modélisation de l'éprouvette SENB</b>	<b>107</b>
<b>3.3.1. Maillage utilisé</b>	<b>107</b>
<b>3.3.2. Les conditions aux limites</b>	<b>109</b>
<b>3.4. RESULTATS ET DISCUSSIONS</b>	<b>110</b>
<b>3.4.1. Zone plastifiée</b>	<b>110</b>
<b>3.4.2. Evolution de l'intégrale J</b>	<b>112</b>
<b>3.4.3. Croissance des cavités</b>	<b>113</b>
<b>3.4.4. Evolution du rapport <math>R/R_0</math> en fonction de l'intégrale J</b>	<b>114</b>
<b>3.4.5. Influence de la taille des mailles (<math>L_e</math>) sur les paramètres globaux</b>	<b>115</b>
<b>3.4.6. Ouverture au fond de la fissure (CTOD)</b>	<b>116</b>
<b>3.4.7. COURBE J-<math>\Delta a</math></b>	<b>117</b>
<b>3.5. MODELISATION NUMERIQUE DU PROFIL DE TEMPERATURE D'UNE OPERATION DE SOUDAGE</b>	<b>119</b>
<b>3.5.1. Introduction</b>	<b>119</b>
<b>3.5.2. Présentation de l'étude numérique</b>	<b>119</b>
<b>3.5.3. Modèle géométrique et maillage de la plaque</b>	<b>120</b>
<b>3.5.4. Etude du flux thermique</b>	<b>121</b>
<b>3.5.4.1. Formulation</b>	<b>121</b>
<b>3.5.4.2. Résultats retenus et validation</b>	<b>123</b>
<b>CONCLUSION GENERALE</b>	<b>127</b>

## LISTE DES FIGURES

<b>Figure I.1.</b>	<b>Fatigue d'une structure soudée</b>	<b>6</b>
<b>Figure I.2.</b>	<b>Différents procédés de soudage par fusion</b>	<b>7</b>
<b>Figure I.3.</b>	<b>Configuration de soudage à l'arc</b>	<b>8</b>
<b>Figure I.4.</b>	<b>Schématisation des interactions entre les phénomènes évoluant pendant une opération de soudage</b>	<b>10</b>
<b>Figure I.5.</b>	<b>Parties constitutives d'un joint soudé</b>	<b>13</b>
<b>Figure I.6.</b>	<b>Différentes zones de la ZAT</b>	<b>14</b>
<b>Figure I.7.</b>	<b>Types d'assemblages soudés</b>	<b>17</b>
<b>Figure I.8.</b>	<b>Porosités débouchantes en surface de cordon de soudure</b>	<b>18</b>
<b>Figure I.9.</b>	<b>Macrographie d'alliage d'aluminium avec présence de soufflures sphéroïdales non débouchantes</b>	<b>18</b>
<b>Figure I.10.</b>	<b>Excès de pénétration</b>	<b>19</b>
<b>Figure I.11.</b>	<b>Manque de pénétration et collage en bord du joint</b>	<b>20</b>
<b>Figure I.12.</b>	<b>Fissure à froid détectée en macrographie</b>	<b>20</b>
<b>Figure I.13.</b>	<b>Fissure longitudinale sur un cordon de soudure</b>	<b>21</b>
<b>Figure I.14.</b>	<b>Morsures dans le joint soudé</b>	<b>21</b>
<b>Figure I.15.</b>	<b>Caniveaux en surface de joint soudé</b>	<b>22</b>
<b>Figure I.16.</b>	<b>Défaut géométrique (alignement)</b>	<b>22</b>
<b>Figure I.17.</b>	<b>Diagramme de transformation thermique et métallographique.</b>	<b>25</b>
<b>Figure I.18.</b>	<b>Microstructure de la ZAT.</b>	<b>26</b>
<b>Figure I.19.</b>	<b>(a) Macrographie du joint soudé dans le plan T-TC après une attaque au Nital, (b) représentation schématique et dimensions des différentes zones.</b>	<b>27</b>
<b>Figure I.20.</b>	<b>Joint soudé.</b>	<b>28</b>
<b>Figure I.21.</b>	<b>Evolution de la température prédite par le modèle de Rykalline [8] au cours d'une passe de soudage.</b>	<b>30</b>
<b>Figure I.22.</b>	<b>Représentation schématique des différentes zones constituant la soudure.</b>	<b>31</b>
<b>Figure I.23.</b>	<b>Cartographie EBSD de la ZAT, à gauche zone de surchauffe, à droite zone de recuit partiel</b>	<b>32</b>
<b>Figure I.24.</b>	<b>Micrographie optique de la ZAT –zone de recuit partiel</b>	<b>33</b>
<b>Figure I.25.</b>	<b>Micrographies électroniques en transmission a) zone de</b>	<b>34</b>

	<b>surchauffe,b) zone de recuit partiel.</b>	
<b>Figure I.26.</b>	<b>Influence de l'angle de raccordement sur la limite d'endurance à 2.106 cycles.</b>	<b>38</b>
<b>Figure I.27.</b>	<b>Influence du rayon au pied de cordon sur la réduction à la résistance à la fatigue</b>	<b>39</b>
<b>Figure I.28.</b>	<b>Soufflures et inclusions dans les soudures.</b>	<b>43</b>
<b>Figure I.29.</b>	<b>Illustration de la méthode de déformation locale.</b>	<b>45</b>
<b>Figure I.30.</b>	<b>Schéma de principe de la méthode de déformation locale</b>	<b>46</b>
<b>Figure I.31.</b>	<b>Courbes de référence en fatigue pour la norme PD6493.</b>	<b>47</b>
<b>Figure I.32.</b>	<b>Distribution de la contrainte élasto-plastique et le gradient de contrainte en fond d'entaille</b>	<b>51</b>
<b>Figure I.33.</b>	<b>Algorithme de la procédure de la méthode volumétrique.</b>	<b>52</b>
<b>Figure I.34.</b>	<b>Effet de mis-matching sur les évolutions des paramètres J et CTOD</b>	<b>54</b>
<b>Figure I.35.</b>	<b>Mécanismes de la déchirure ductile.</b>	<b>56</b>
<b>Figure II.1</b>	<b>Métal de base A48AP et le métal d'apport utilisé E7018</b>	<b>62</b>
<b>Figure II.2</b>	<b>Forme et dimensions du chanfrein préparé.</b>	<b>63</b>
<b>Figure II.3</b>	<b>Tôles après soudage</b>	<b>65</b>
<b>Figure II.4</b>	<b>Le sens de prélèvement des éprouvettes (longitudinales)</b>	<b>66</b>
<b>Figure II.5</b>	<b>Machine de traction</b>	<b>66</b>
<b>Figure II.6</b>	<b>Courbe conventionnelle de traction des différentes éprouvettes.</b>	<b>68</b>
<b>Figure 1.7</b>	<b>Méthode d'essai de pliage avec un poinçon</b>	<b>69</b>
<b>Figure II.8</b>	<b>Eprouvette d'essai de pliage.</b>	<b>70</b>
<b>Figure II.9</b>	<b>Eprouvette pour l'essai de pliage.</b>	<b>71</b>
<b>Figure II.10</b>	<b>Filiations de dureté effectuées sur le joint soudé en surface et transversale perpendiculaire au cordon de soudure.</b>	<b>73</b>
<b>Figure II.11</b>	<b>Sens de prélèvement des éprouvettes de résilience dans les zones de la soudure.</b>	<b>74</b>
<b>Figure II.12</b>	<b>Machine RKP 450 Moutons pendulent à 450 joules.</b>	<b>75</b>
<b>Figure II.13</b>	<b>Polissage des éprouvettes.</b>	<b>75</b>
<b>Figure II.14</b>	<b>Schématisation de l'attaque chimique (Fe Cl3) pour apparaitre</b>	<b>76</b>

	<b>les zones de la soudure.</b>	
<b>Figure II.15</b>	<b>Système de refroidissement à l'aide de l'azote.</b>	<b>76</b>
<b>Figure II.16</b>	<b>Système de chauffe à l'aide d'un four.</b>	<b>77</b>
<b>Figure II.17</b>	<b>Thermomètre Digital.</b>	<b>77</b>
<b>Figure II.18</b>	<b>Courbes de résilience des trois zones (MB, MF et ZAT).</b>	<b>78</b>
<b>Figure II.19</b>	<b>Courbe de ténacité de trois zones (MB, MF et ZAT).</b>	<b>80</b>
<b>Figure II.20</b>	<b>Eprouvette de fissuration par fatigue CT50.</b>	<b>81</b>
<b>Figure II.21</b>	<b>Représentation Schématique des différentes zones étudiées</b>	<b>81</b>
<b>Figure II.22</b>	<b>L'apparition des différentes zones de soudure après l'application du perchlorure de fer.</b>	<b>82</b>
<b>Figure II.23</b>	<b>Extension de la fissure en fonction du nombre de cycles pour les trois zones étudiées</b>	<b>85</b>
<b>Figure II.24</b>	<b>Evolution de la vitesse de fissuration en fonction de <math>\Delta K</math> pour les trois zones étudiées</b>	<b>85</b>
<b>Figure II.25</b>	<b>Présence des trois zones du joint de soudure</b>	<b>87</b>
<b>Figure II.26</b>	<b>Structure du métal de base Gx200</b>	<b>87</b>
<b>Figure II. 27</b>	<b>Structure du métal fondu Gx200</b>	<b>88</b>
<b>Figure II. 28</b>	<b>Structure de la ZAT a-Gx400 et b- Gx800</b>	<b>88</b>
<b>Figure II.29</b>	<b>Structure de la ZAT (zone de liaison) Gx200</b>	<b>88</b>
<b>Figure II.30</b>	<b>Système de mesure.</b>	<b>91</b>
<b>Figure II.31</b>	<b>carte d'acquisition NI PCI MOI 16E-4.</b>	<b>92</b>
<b>Figure II.32</b>	<b>placement la carte d'acquisition.</b>	<b>93</b>
<b>Figure II.33</b>	<b>Bloc de connexion SCB 68.</b>	<b>94</b>
<b>Figure II.34</b>	<b>Matériel et instrumentation utilisé pour l'acquisition</b>	<b>94</b>
<b>Figure II.35</b>	<b>Détail des pièces utilisées pour l'acquisition de température placement du thermocouple</b>	<b>95</b>
<b>Figure II.36</b>	<b>placement du thermocouple dans le joint soudé.</b>	<b>96</b>
<b>Figure II.37</b>	<b>Evolution de la température en fonction du temps de soudage</b>	<b>97</b>

	<b>thermocouples frontaux</b>	
<b>Figure II.38</b>	<b>Evolution de la température en fonction du temps de soudage</b>	<b>97</b>
	<b>thermocouples latéraux</b>	
<b>Figure II.39</b>	<b>Structure de la ZAT réelle (a) et de la ZAT simulée (b) Gx200</b>	<b>98</b>
<b>Figure II.40</b>	<b>Eprouvettes CT après opération de chauffage</b>	<b>99</b>
<b>Figure II.41</b>	<b>Comparaison des deux lois de comportements (ZAT et ZAT simulée)</b>	<b>100</b>
<b>Figure II.42</b>	<b>Evolution de la vitesse de fissuration en fonction de <math>\Delta K</math> pour les deux ZAT.</b>	<b>101</b>
<b>Figure III.1.</b>	<b>Contour d'intégration <math>\Gamma</math>.</b>	<b>105</b>
<b>Figure III.2</b>	<b>Configuration des éprouvettes SENB</b>	<b>107</b>
<b>Figure III.3</b>	<b>Maillage de l'éprouvette SENB entière</b>	<b>108</b>
<b>Figure III.4</b>	<b>Conditions aux limites configuration du métal de base (demi éprouvette mono métal)</b>	<b>109</b>
<b>Figure III.5</b>	<b>Forme de la zone plastique pour une charge appliquée (F=1000N et a= 2mm).</b>	<b>110</b>
<b>Figure III.6</b>	<b>Détail de la zone plastifiée.</b>	<b>111</b>
<b>Figure III.7</b>	<b>Surface zone plastique</b>	<b>111</b>
<b>Figure III.8</b>	<b>Evolution de J en fonction du déplacement imposé.</b>	<b>112</b>
<b>Figure III.9</b>	<b>Evolution de <math>R/R_0</math> en fonction du déplacement imposé.</b>	<b>114</b>
<b>Figure III.10</b>	<b>Evolution de <math>R/R_0</math> en fonction de l'intégrale J.</b>	<b>115</b>
<b>Figure III. 11</b>	<b>Evolution de l'intégrale J en fonction du déplacement pour une maille de taille de <math>L_e = 0.2</math></b>	<b>116</b>
<b>Figure III.12</b>	<b>Evolution du CTOD en fonction du déplacement imposé (Pour les différentes configurations).</b>	<b>117</b>
<b>Figure III.13</b>	<b>Evolution de J en fonction de <math>\Delta a</math> dans les trois zones de soudure.</b>	<b>118</b>
<b>Figure III.14</b>	<b>Géométrie de la plaque soudée en (mm).</b>	<b>120</b>
<b>Figure III.15</b>	<b>Soudure avec type d'éléments utilisés pour sa modélisation</b>	<b>120</b>
<b>Figure III.16</b>	<b>Schéma du processus de soudage de deux tôles métalliques.</b>	<b>122</b>
<b>Figure III.17</b>	<b>Evolution de la température au cœur la plaque après chaque passe de soudage</b>	<b>123</b>

<b>Figure III.18</b>	<b>Evolution de la température en surface de la plaque après chaque passe de soudage</b>	<b>124</b>
<b>Figure III.19</b>	<b>Répartition du flux de chaleur dans la plaque en épaisseur</b>	<b>125</b>
<b>Figure III.20</b>	<b>Répartition du flux de chaleur dans la plaque en longueur</b>	<b>125</b>
<b>Figure III.20</b>	<b>Exemple de champs de température à un instant donné</b>	<b>126</b>

**LISTE DES TABLEAUX**

<b>Tableau I.1</b>	<b>Différents types de soudage à l'arc</b>	<b>9</b>
<b>Tableau I.2</b>	<b>Description des différentes zones</b>	<b>15</b>
<b>Tableau II .1</b>	<b>Composition chimique de l'acier A48AP et du métal déposé.</b>	<b>63</b>
<b>Tableau II.2</b>	<b>Caractéristiques mécaniques dans les trois zones de la soudure</b>	<b>67</b>
<b>Tableau II.3</b>	<b>Loi de Paris dans les différentes zones étudiées</b>	<b>84</b>
<b>Tableau II. 4</b>	<b>Comparaison entre les caractéristiques mécaniques de la ZAT (réelle et simulée)</b>	<b>97</b>
<b>Tableau II.5</b>	<b>Caractéristiques mécaniques des deux ZAT</b>	<b>100</b>
<b>Tableau II.6</b>	<b>Loi de Paris dans les deux types de ZAT</b>	<b>101</b>

# NOTATIONS

$\Sigma$	Contrainte vraie	MPa
S	Contrainte de Von Mises	MPa
E	Module de Young	MPa
$K_I, K_{II}, K_{III}$	Facteurs d'intensité de contrainte en modes I, II et III	MPa.m <sup>1/2</sup>
A	Longueur de la fissure	mm
D	Déplacement imposé	mm
P	Effort imposé	N
B	Epaisseur de l'éprouvette	mm
$J_{max}$	Valeur maximale de J	KJ/m <sup>2</sup>
$\Delta a_{max}$	Valeur maximale de $\Delta a$	mm
W	Largeur de l'éprouvette depuis l'axe de chargement	mm
A	Longueur de fissure	mm
<b>P</b>	Charge appliqué	N
$T_{mat}$	Module de résistance à la déchirure	
$f_v$	Porosité	
$f_0$	Fraction volumique du vide initiale	
$f_0^*$	Porosité effective	
$f_n$	Fraction volumique du vide nucléé au niveau des inclusions	
$f_c$	Porosité critique	
$f_F$	Valeur de la porosité finale	
$f_u^*$	Valeur ultime de la porosité ( $1/q_1$ )	
$\varepsilon_{eR}$	Déformation équivalente à la rupture	
PEEQ	Déformation plastique équivalente	
NE	Déformation nominale	
$d\varepsilon_e^p$	Incrément de déformation plastique équivalente	
$\frac{\sigma_m}{\sigma_e}$	Triaxialité des contraintes	
$\nu$	Coefficient de Poisson	
N	Coefficient d'érouissage	
J-da	Courbe de résistance	
$\sigma_{e(MF)}/\sigma_{e(MB)}$	Taux de mismatching	

$R/R_0$	Taux de croissance des cavités
$(R/R_0)_c$	Taux critique de croissance des cavités
$\xi, \eta$	Coordonnées locales
[ J ]	Matrice Jacobien
$N_i$	Fonctions d'interpolation
$\epsilon_t$	Déformation rationnelle totale
$e = \frac{\Delta l}{l_0}$	Déformation totale mesurée
$f\left(\frac{a}{w}\right)$	Fonction de compliance
$V_s$	Vecteur unitaire dans la direction d'avancée de fissure
$n_i$	Normale au contour $\Gamma$
$a_n$	Longueur initiale de la fissure
$a/W$	Longueur relative de la fissure
$a_0, a_1, \dots, a_n$	Coefficients du polynôme
$X_i$	Niveau du facteur $i$
$X_j$	Niveau du facteur $j$
$Y$	Réponse ou la grandeur d'intérêt
$X$	Matrice de calcul des coefficients ou matrice du modèle
$A$	Vecteur des effets
$E$	Vecteur des écarts
$X^t$	Matrice transposée de $X$
$X^t X$	Matrice d'information
$(X^t X)^{-1}$	Matrice de dispersion
$u_i$	Niveau réel donné au facteur $i$
$a_0$	Moyenne générale
$a_1, a_2, a_3$	Effet de la vitesse de rotation, la vitesse de soudage et le profil du pion respectivement
$a_{12}$	Effet de l'interaction de la vitesse de rotation et la vitesse de Soudage
$a_{13}$	Effet de l'interaction de la vitesse de rotation et le profil du pion
$a_{23}$	Effet de l'interaction de la vitesse de soudage et le profil du pion

$I_{12}$ , $I_{13}$ et $I_{23}$	Interaction entre les différentes variables
N	Nombre d'expériences réalisées
P	Nombre d'effets y compris la constante (la moyenne)
T	Température
T	Temps
$\rho$	Densité du matériau à souder
Cp	Chaleur spécifique
K	Conductivité thermique
S	Source de chaleur (générée ou absorbée).

## ABRÉVIATIONS

ASTM	American Society for Testing and Materials
SI	Système international d'unités
CTOD	Ouverture en fond de fissure (Crack Tip Opening Displacement)
EF	Eléments finis
MB	Métal de base
MF	Métal fondu
ZAT	Zone affectée thermiquement
AE	Eprouvette axisymétrique entaillée
CT	Eprouvette de mécanique de la rupture « Compact Tension »
SENB	Eprouvette de flexion en trois points « Single Edge-Notched Bend »
CCP	Plaque fissurée de traction « Centre Crack Panel »

transition, correspondant aux températures élevées (en anglais : " upper-shelf ")

- **rupture de fatigue** : rupture due à la propagation d'une fissure de fatigue. Cette rupture peut être soit de type fragile, soit de type ductile, soit " mixte "

- **rupture ductile** : rupture précédée d'une déformation plastique ; la surface d'une rupture de type ductile est généralement inclinée (en état plan de contrainte) et se caractérise par un faciès à nerfs ; elle correspond à une cristallinité nulle.

- **rupture fragile** : rupture sans déformation plastique initiale ; la surface d'une rupture de type fragile est plate (au niveau macroscopique) et se caractérise par un faciès à grains, d'aspect brillant ; elle a lieu à travers les grains du matériau, il s'agit d'une rupture cristalline.

- **rupture mixte** : rupture entre la rupture de type ductile et la rupture de type fragile ; ce type de rupture se produit avec une déformation plastique limitée, la surface de

rupture n'est plus plane : une partie de cette surface est de type fragile, à grains, plane, entourée d'une zone de rupture ductile, à nerfs.

- **ténacité** : résistance d'un matériau vis-à-vis de la rupture fragile ; la ténacité peut être définie par exemple comme étant la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte

$K_{Ic}$  ou la valeur critique de l'intégrale J :  $J_{Ic}$ .

# ***Introduction Générale***

# INTRODUCTION GÉNÉRALE

Jusqu'à la fin du 19ème siècle, des sections de métal étaient jointes par un processus de chauffage et de martelage appelé le soudage à forge. Aujourd'hui, toute une variété de processus de soudage différents est disponible, de sorte que le soudage est utilisé intensivement comme processus de fabrication servant à joindre des matériaux de nombreuses compositions, formes et tailles.

Contrairement aux idées reçues, les techniques de soudage sont en pleine évolution, pour ne pas dire révolution. Si les premières réalisations soudées ou brasées remontent à l'âge de bronze, ce n'est que depuis le début du 20ième siècle que la maîtrise d'un arc électrique permet de réaliser la fusion puis solidification de matériaux pour constituer un assemblage dit par soudage. Il faut pourtant attendre la fin de la seconde guerre mondiale pour que des constructions soudées soient utilisées dans la réalisation de structures ou bâtis.

On commence alors à parler de mécano-soudage. Or, les seuls procédés industrialisés de façon importante sont la soudure oxyacétylénique et la soudure à l'arc à l'électrode enrobée.

Au fur et à mesure de la maîtrise des sources thermiques (arc électrique, Laser, plasma d'arc, faisceau d'électrons) et des systèmes automatisés, les différents procédés ont gagné en fiabilité et en qualité de réalisation. Les ensembles mécano-soudés sont maintenant devenus irremplaçables dans de nombreuses applications.

Mais, il n'en demeure pas moins indispensable de continuer à faire évoluer ces techniques, et surtout, de mieux appréhender l'ensemble des phénomènes, nombreux et complexes, qui interviennent au cours du soudage.

Ainsi, bien que les robots de soudage et autres systèmes de réalisations automatisées soient de plus en plus performants, les soudeurs restent irremplaçables, car seuls capables de s'adapter à l'ensemble des facteurs qui viennent perturber la bonne réalisation d'une soudure. En effet, les systèmes de calculs et de prédiction des paramètres opératoires servent d'aide à la décision mais ne peuvent remplacer l'expérience et la dextérité d'opérateurs manuels.

Le soudage est un procédé d'assemblage permettant de réaliser des joints soudés grâce à des températures élevées, à de fortes pressions ou aux deux.

Dans notre étude, nous aborderons uniquement les procédés utilisant des hautes températures qui sont les plus fréquemment rencontrés en construction métallique. Il s'agit essentiellement de procédés développant une chaleur intense sur les surfaces à assembler afin d'engendrer une fusion locale. Un métal d'apport est en général ajouté dans le bain de fusion permettant ainsi de relier les deux surfaces à assembler et former ainsi un joint soudé de dimensions et de formes voulues après refroidissement. Le procédé le plus couramment utilisé en construction métallique est l'arc électrique développant une chaleur intense, entretenu entre l'extrémité du fil d'apport et les pièces à assembler.

Aussi les études de ce présent travail portent sur la zone dite affectée thermiquement.

Une première partie, consacrée à l'étude bibliographique, qui présente un bref rappel sur le procédé de soudage, ces différents types, ces défauts et les essais mécaniques appliqués pour contrôler la résistance et les caractéristiques mécaniques de l'ensemble soudé.

Deux principaux objectifs sont visés : la caractérisation du matériau et l'analyse des lois de comportement. Le premier objectif consiste à l'identification de tous les paramètres : mécaniques.

Une seconde partie, traite une étude expérimentale qui consiste à évaluer les essais du comportement mécanique du matériau étudié ainsi que les essais de fatigue et la résistance aux chocs (résilience) des joints soudés et estimer la ténacité dans les conditions de service par passage résilience/ténacité dans la ZAT.

Ensuite, nous proposons un système d'acquisition de température pour déterminer le cycle thermique subi par cette zone au cours de soudage pour déterminer expérimentalement et modéliser la zone affectée thermiquement (ZAT) ; car la faible épaisseur de la ZAT, rend difficile l'usinage d'éprouvette dans le joint soudé et limite potentiellement de ce fait les résultats.

Dans la troisième partie, on présente la simulation numérique utilisant les éléments finis afin de prédire le comportement global d'un assemblage soudé. Les calculs sont réalisés en 3D, à l'aide du code de calcul Abaqus 6.13. Une description générale du modèle géométrique et du maillage de l'assemblage étudié est présentée. Les différentes conditions aux limites et de chargement sont détaillées en soulignant la prise en compte des différents points et surfaces de contact liés à la spécificité de tel assemblage. Afin d'étudier l'effet des différents essais

## INTRODUCTION GENERALE.

---

mécaniques sur le modèle de l'éprouvette (SENB) avec les trois configurations (MB, MF et la ZAT) sur les assemblages soudés.

Enfin, une conclusion générale permet de faire une synthèse des résultats expérimentaux et numériques obtenus et apporter des éléments de réponses à la problématique de cette étude.

# Chapitre I

## Etat de l'art sur les assemblages soudés

### *(Etude Bibliographique)*



# Chapitre I

## Etude Bibliographique :

### *(Etat de l'art sur les assemblages soudés)*

*Ce chapitre permet d'introduire l'état de l'art sur la problématique des assemblages soudés qui présentent une part importante des liaisons et des points faibles des structures, puis nous aborderons les problématiques scientifiques majeures soulevées au cours des travaux en les remplaçant dans leurs contextes.*

*Les travaux sont maintenant très étendus, ces paragraphes ne sont donc pas exhaustifs mais leur objectif est de rappeler les notions de base permettant de comprendre les travaux et les enjeux scientifiques des chapitres suivants.*

*A la fin de ce chapitre, nous précisons la raison pour laquelle nous voudrions réaliser ces travaux de recherche.*

#### **1. Introduction :**

La réalisation d'assemblages indémontables, en fabrication mécanique, utilise couramment les procédés de soudage. Ces techniques assurent la continuité des pièces à assembler contrairement au rivetage, sertissage, collage ou boulonnage qui présentent des discontinuités physiques ou chimiques. Au fur et à mesure de la diversification et de l'évolution des procédés, on a peu à peu utilisé le terme de soudage, désignant l'ensemble des techniques mises en œuvre pour la réalisation de soudures, plutôt que celui de soudure, désignant alors le joint par lui-même.

Le champ d'application du soudage ne se limite pas aux matériaux métalliques puisque l'on soude du verre, des céramiques ou des matières plastiques. Dans le cas particulièrement important des matériaux métalliques, on distingue le soudage autogène du brasage, ainsi que le métal de base (matériau constituant les pièces à assembler) du métal d'apport (matériau étranger qui intervient dans l'opération d'assemblage). On distingue ainsi le soudage dont «

*les pièces à assembler participent à la construction du joint » du brasage dont « la constitution du joint est réalisé par l'intervention du seul métal d'apport ».*

Le soudage est une opération qui consiste à provoquer la fusion de proche en proche des bords des pièces à assembler, généralement de natures très voisines. L'emploi d'un métal d'apport peut être utilisé.

## **1.1. Procédé de soudage**

### **1.1.1. Description d'une opération de soudage**

Le soudage est un procédé qui permet de reconstituer la continuité métallique entre des éléments à assembler. Cette reconstitution implique le rétablissement des forces de liaison interatomiques de type métallique ce qui demande à la fois un rapprochement extrême des nœuds des réseaux cristallins et l'absence de tout corps étranger susceptible de constituer un défaut.

Théoriquement, l'installation de la liaison métallique consiste à rapprocher les surfaces à unir de telle sorte que les atomes superficiels parviennent à des distances de l'ordre de grandeur des distances inter-nœuds de leur système cristallin propre.

Il existe trois types d'activation des surfaces permettant d'obtenir la liaison métallique [1]. Le premier type de processus d'activation, le plus efficace, est la fusion. La liaison métallique est créée par la solidification.

L'activation des surfaces peut aussi être obtenue par échauffement sans fusion. En général, elle est complétée par une action mécanique qui permet également le nettoyage et l'amélioration du contact des surfaces à assembler.

Enfin, l'activation des surfaces peut résulter d'une action mécanique sans échauffement global notable des pièces à assembler. Cette action mécanique provoque une plastification de l'extrême couche de chaque surface et engendre un échauffement très localisé permettant d'établir la liaison métallique.

Dans un processus de soudage, il y a plusieurs éléments qui peuvent influencer la qualité de la liaison. Parmi ces phénomènes, on peut citer : les irrégularités géométriques de la surface, la pollution de la surface et les éléments chimiques apportés par l'atmosphère ambiante.

Les irrégularités de la surface sont susceptibles de perturber l'installation de la liaison métallique. Dans ce cas, la fusion superficielle des pièces peut ne pas être obtenue et il sera alors nécessaire de procéder à une préparation des surfaces par action mécanique telle que le

meulage ou l'usinage. Les pollutions des surfaces peuvent également être éliminées par action mécanique ou chimique.

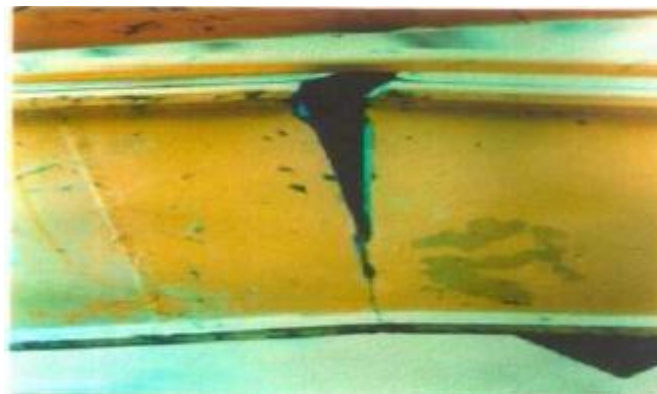
Dans le cas d'un soudage à l'arc, l'oxygène, dans l'atmosphère ambiante, peut réagir avec les éléments vaporisés par l'arc et engendrer des fumées de soudage. Mais il peut surtout se dissoudre dans le métal fondu et contribuer, au cours de la solidification, à la formation d'oxydes métalliques dans le métal solidifié et de soufflures dans le métal fondu.

Lors du soudage, au voisinage du métal fondu, la surface du métal de base portée à haute température peut aussi réagir avec l'oxygène de l'air et se couvrir d'oxydes. Il est donc nécessaire d'utiliser des moyens de protection contre l'oxygène ambiant.

Les différents procédés de soudage se sont souvent différenciés par l'activation d'énergie, les modes d'action ou les moyens de protection contre l'atmosphère. En réalité, les procédés de soudage peuvent également être classés soit par mode d'apport d'énergie nécessaire ou soit par mode de protection du métal chaud.

Le soudage nécessite une attention particulière pour préserver l'intégrité des structures. Les soudures peuvent constituer un point faible. Elles génèrent des modifications des états de surface (discontinuités géométriques et structurales) qui jouent un rôle important sur la tenue en service des structures.

L'observation de nombreuses ruptures en service des structures soudées présente le plus souvent la fatigue comme cause principale, Figure I.1. Aussi complexe soit-elle, une structure métallique est généralement composée d'un petit nombre d'assemblages élémentaires. Pour connaître la tenue en fatigue de la structure, on étudie séparément l'endurance de ces types de joints.

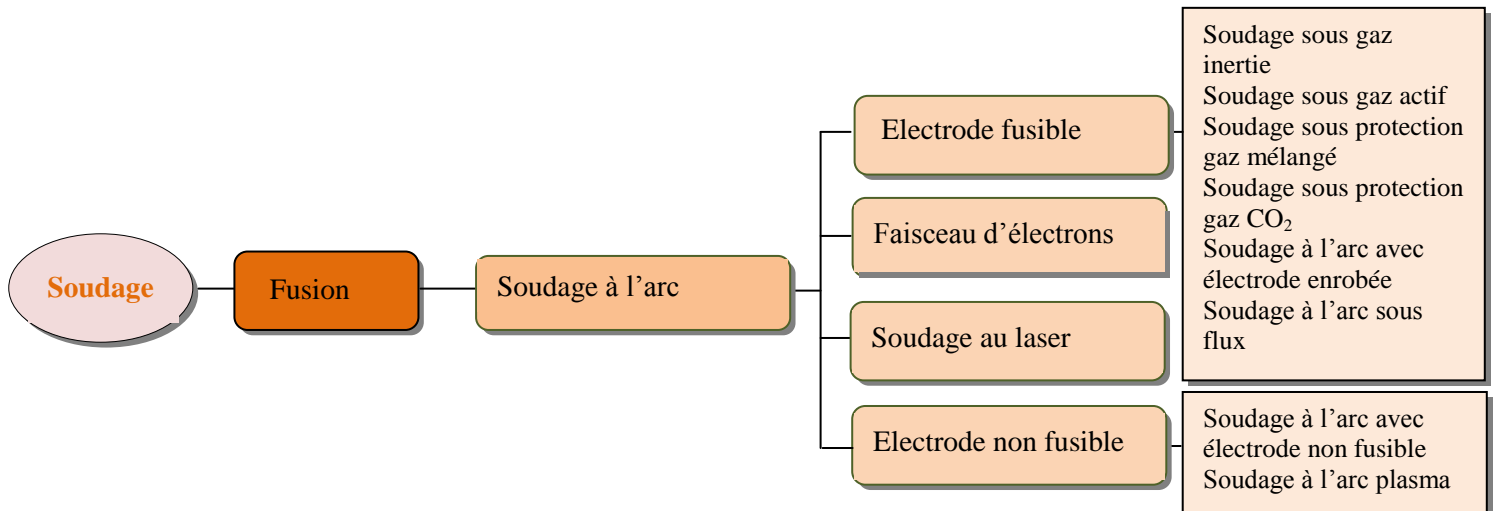


**Figure I.1** : Fatigue d'une structure soudée.

Dans notre étude, nous nous intéressons aux conséquences mécaniques du soudage de l'acier A48-AP couramment utilisé dans la fabrication des pipes. Afin de comprendre ce procédé, une brève description du procédé de soudage est présentée ci-après.

Les procédés de soudage les plus utilisés en construction métallique sont revus en détail ci-dessous.

*Certains des procédés de soudage les plus communs sont illustrés dans le diagramme :*



**Figure I.2 :** Différents procédés de soudage par fusion

### 1.1 .2. Les principaux procédés de soudage :

#### 1.1.3. Soudage par fusion :

La fusion des métaux de base et du métal d'apport est obtenue par chauffage avec un chalumeau qui permet, par combustion d'un gaz (acétylène le plus souvent, hydrogène, propane...) avec un comburant (qui est généralement de l'oxygène), de disposer d'une flamme efficace (densité de flux thermique de l'ordre de 100 à 300 W/cm<sup>2</sup> sur une *tache de chauffe* (surface d'impact de la flamme) [1] dont le diamètre est de l'ordre de quelques centimètres). Cette flamme comporte deux zones ayant chacune un rôle spécifique :

— un **dard** à la sortie immédiate de la buse du chalumeau dont la surface constitue le front de la combustion primaire (celle-ci, si on utilise de l'acétylène, libère de l'hydrogène et du monoxyde de carbone) ; à l'extrémité du dard, la température est très élevée (si on utilise de l'acétylène elle dépasse 3 000°C) et l'atmosphère est réductrice) ;

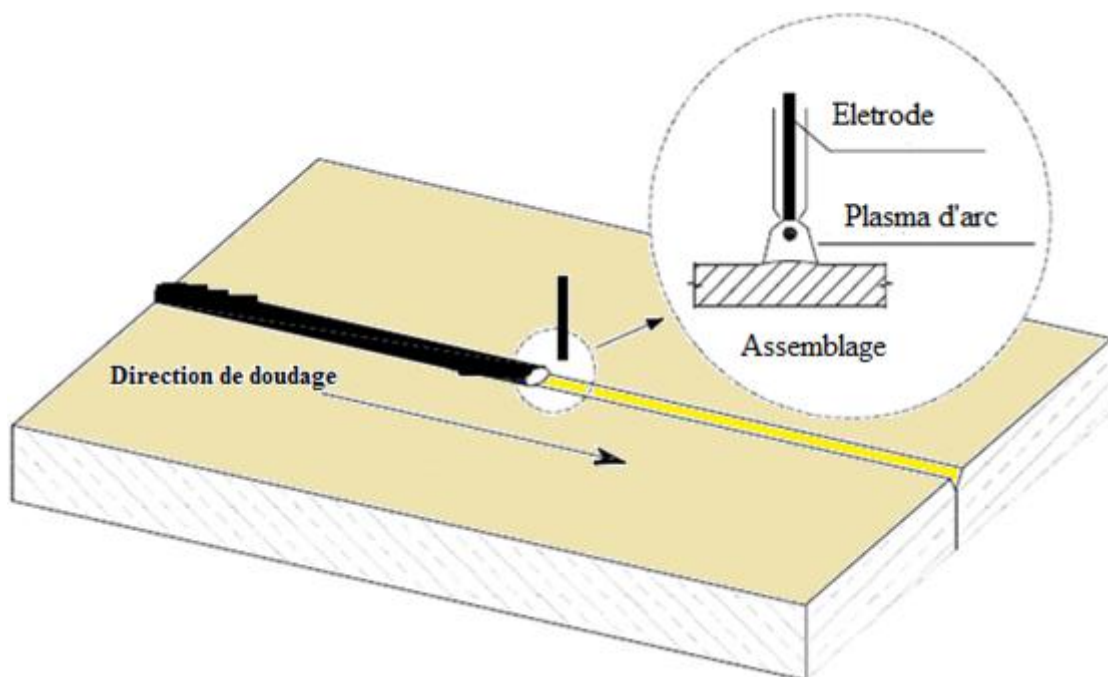
— un **panache** où la combustion s'achève.

Ainsi le chalumeau, par les températures atteintes, permet la fusion des métaux et, par son atmosphère, assure la protection du métal liquide contre toute réaction chimique avec les gaz de l'air.

#### 1.1.4. Procédé de soudage à l'arc

Le soudage à l'arc est un procédé d'assemblage par fusion de l'interface entre deux pièces conduisant à une continuité métallique. Dans ce procédé, la fusion du métal est assurée par une source d'énergie concentrée, constituée d'un plasma d'arc électrique. Le plasma est généré par collision d'électrons avec des molécules de gaz distribuées à travers une buse concentrique à l'électrode. La figure 1 présente une configuration de soudage.

Le soudage à l'arc se décline en plusieurs catégories. Ces dernières se distinguent les unes des autres d'abord par le comportement de l'électrode qui peut être fusible ou non. Une électrode non-fusible, ou électrode réfractaire, est majoritairement composée de tungstène avec des éléments d'addition tels que des oxydes métalliques.



**Figure I.3** : Configuration de soudage à l'arc.

Elle alimente le plasma en électrons de façon continue et son extrémité reste fixe par rapport au tube contact. Tandis que les électrodes fusibles sont des fils électrodes bobinés qui sont distribués de façon continue dans l'arc. La fusion de l'électrode alimente le bain de métal

liquide qui réalise la jonction entre les pièces. La quantité d'énergie apportée à l'assemblage se partage entre le plasma et le dépôt du métal liquide.

Une autre distinction se fait par le type de protection du bain fondu. Elle est réalisée par le gaz de soudage qui isole la surface du bain fondu de la contamination par l'air ambiant. Le gaz de soudage peut être actif, s'il interagit chimiquement avec le bain de fusion (ex. CO<sub>2</sub>), ou inerte, s'il n'y a pas d'échange chimique (ex. argon ou hélium). Il existe aussi des protections solides constituées de granulats qui recouvrent le bain de fusion et l'extrémité de l'électrode. Une partie de ces granulats vont fondre et constituer une couche de laitier protecteur.

Le tableau 1 présente les procédés de soudage à l'arc répondant aux spécificités présentées ci-dessus [2].

<b>Electrode fusible</b>	<b>Type de protection</b>	<b>Type de soudage</b>	<b>Signification</b>	<b>Autres notations</b>
non	gaz inerte	T.I.G	Tungstène Inert Gas	GTA - Gas Tungsten Arc
oui	gaz inerte	M.I.G	Métal Inert Gas	GMAW - Gas Métale Arc Welding
oui	gaz actif	M.A.G	Métal Active Gas	GMAW
oui	flux solide	Arc sous flux		SAW - Submerged Arc Welding

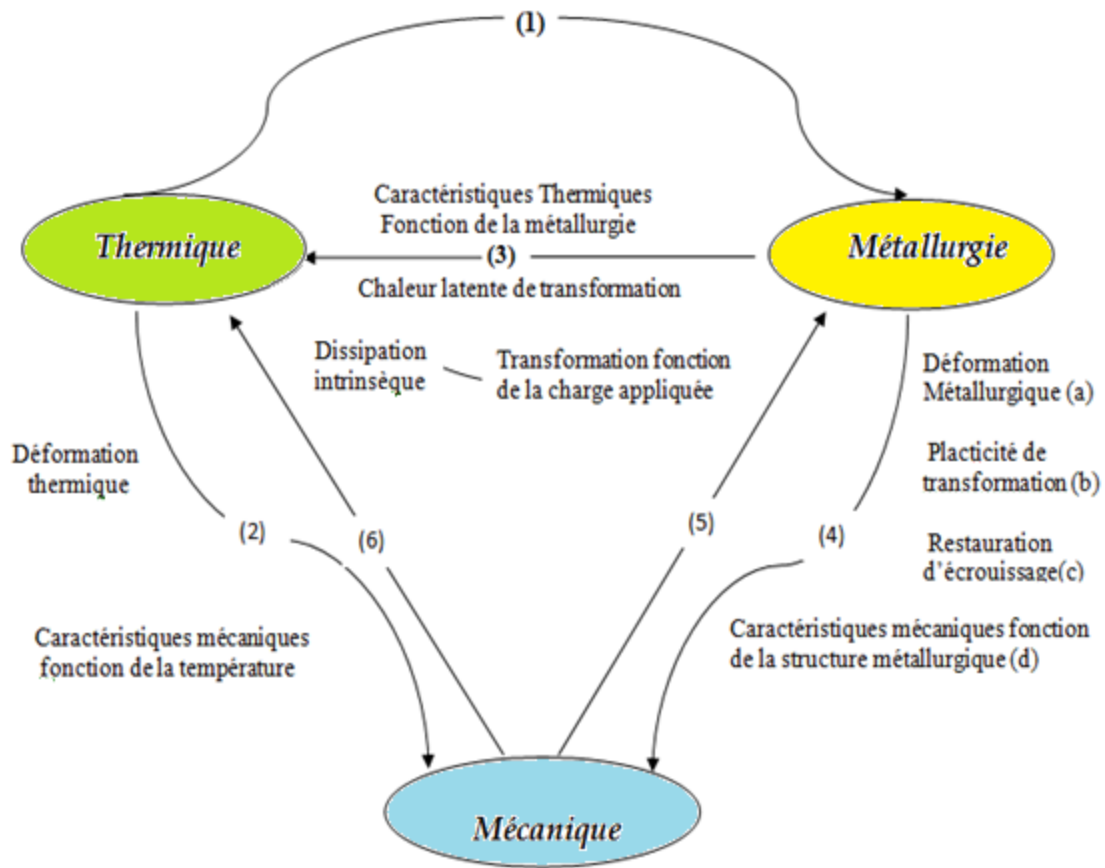
**Tableau I.1** : Différents types de soudage à l'arc.

## **1.2. Interactions des phénomènes évoluant pendant une opération de soudage**

Les opérations de soudage des aciers s'accompagnent de phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques. Ces phénomènes induisent inévitablement des champs de contraintes internes dont le rôle peut être déterminant sur la qualité et la tenue mécanique du composant.

Afin de mieux situer notre contribution vis à vis du problème général, nous allons rappeler les principaux phénomènes qu'il est possible de rencontrer dans un alliage ferreux sujet à une variation importante de température, qui de plus présente des transformations structurales à l'état solide. Sur la figure ci-dessous, sont schématisées les principales interactions thermiques, métallurgiques et mécaniques

### Transformations Structurales



**Figure I.4** : Schématisation des interactions entre les phénomènes évoluant pendant une opération de soudage.

Détaillons ces différentes interactions.

Une élévation de température induit des transformations structurales, (1). Au niveau mécanique, les caractéristiques évoluent en fonction de la température, et l'expansion thermique induit un chargement mécanique, (2).

Les transformations structurales s'accompagnent d'absorption ou de dégagement de chaleur, appelés chaleur latente de transformation, (3). De plus, les caractéristiques métallurgiques dépendent de la température. Les conséquences mécaniques des transformations structurales à l'état solide sont au nombre de quatre, (4) :

- Les transformations de phase engendrent des déformations métallurgiques .
- "transformation" qui traduit entre autre les différences de compacité entre les phases "produite" et "parente".

- Lors d'une transformation structurale, l'application d'une contrainte de niveau même inférieur à la limite d'élasticité de la phase la plus faible, conduit à une déformation irréversible qualifiée de déformation de plasticité de transformation.
- Les changements de phase entraînent des changements des caractéristiques mécaniques. Le comportement multi phase du matériau doit être pris en compte.
- L'écrouissage de l'austénite préalable à un changement de phase est supposé ne se transmettre qu'en partie ou pas du tout : il y a donc restauration d'écrouissage partielle ou totale lors d'un changement de phase.

L'application de sollicitations extérieures modifie les caractéristiques d'une transformation.

Celle-ci peut être provoquée par la charge, (5). L'évolution de la déformation irréversible ainsi que celles des variables internes d'écrouissage, conduisent à une dissipation d'énergie sous forme de chaleur, appelée "dissipation intrinsèque", (6). L'élévation de température consécutive à cet apport de chaleur n'est pas significative dans une opération de soudage.

Ce travail vise principalement, à contribuer à la compréhension des phénomènes mécaniques induits par la métallurgie, (4).

Lors des transformations à l'état solide résultant des cycles thermiques de soudage, deux zones distinctes se définissent. Le métal fondu, où la température conduit à la fusion et la zone affectée thermiquement (ZAT), où la température maximale ne dépasse pas la température de fusion du métal de base, et la température minimale est supérieure à la température de fin d'austénitisation.

Quand le métal fondu situé dans le bain de fusion n'est pas protégé, il peut absorber directement l'oxygène et l'azote contenus dans l'air. Cette absorption peut conduire à l'apparition de porosités et à une fragilité de ce métal après solidification. Les techniques utilisées pour éviter l'absorption de gaz par la soudure dépend des procédés de soudage.

### **1.2.1. Notion de soudabilité**

À la lueur des modifications susceptibles d'être observées au cours du soudage, des notions de soudabilité sont à introduire. En réalité le terme soudabilité est à considérer selon divers niveaux distincts.

### **1.2.2. Soudabilité opératoire**

Il s'agit de l'aptitude physique que présente le matériau considéré à assurer la continuité métallique par le biais de la solidification ou de la diffusion retenue comme mode d'obtention au travers du procédé mis en œuvre. L'exemple typique d'un problème de soudabilité opératoire est celui généré par la présence d'une couche d'oxyde réfractaire et résistante à la surface de certains métaux et alliages (Al et Mg par exemple), qui empêche la diffusion et crée une solution de continuité lors de la solidification.

### **1.2.3.. Soudabilité locale (dite aussi métallurgique)**

Cette notion fait intervenir l'altération des propriétés du matériau au voisinage même de la liaison soudée (ZF : zone fondue, ZL : zone de liaison, ZAT : zone affectée thermiquement) par suite du cycle thermique, mécanique ou thermomécanique induit par le mode opératoire de soudage (MOS) mis en œuvre. L'exemple typique d'un problème de soudabilité locale est celui de la trempe martensitique en soudage d'acier trempant, conduisant en ZL et ZAT à la création d'une zone de fragilité éventuellement excessive et sensible à la fissuration.

### **1.2.4. Soudabilité globale (dite aussi constructive)**

Cette notion prend en compte les modifications du comportement global de la construction soudée qui se trouve affecté par :

- la sensibilité à la fissuration (à froid ou à chaud),
- la présence de contraintes résiduelles.

L'archétype de la soudabilité globale est, dans le cas des aciers non austénitiques, le problème de la rupture fragile.

### 1.2.5. Parties constitutives d'un joint soudé

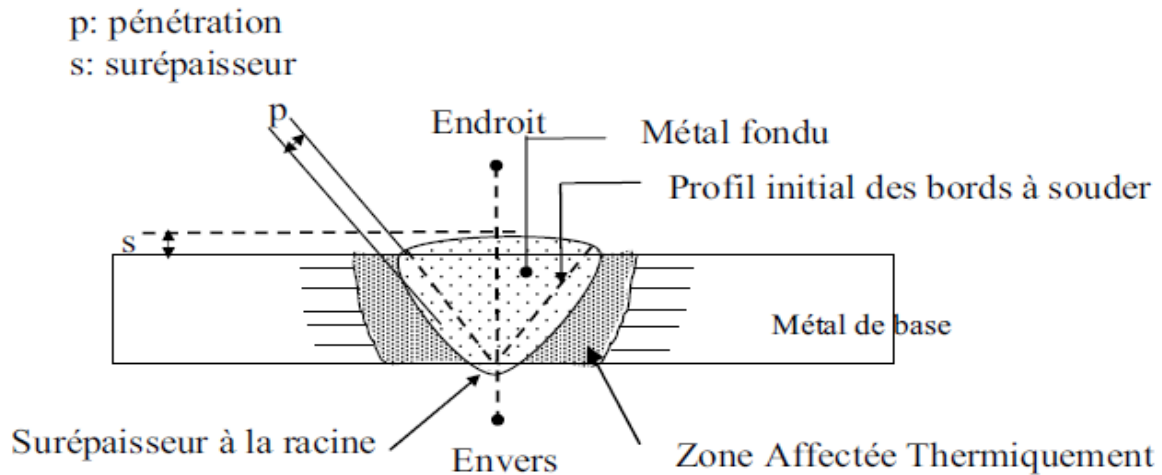


Figure I.5 : Parties constitutives d'un joint soudé.

Nous distinguons plusieurs parties :

1. Métal de base (M.B) : métal des pièces à assembler. Ces pièces peuvent être en métaux semblables ou dissemblables.
2. Métal d'apport : non nécessaire dans tous les cas, c'est le métal ajouté par fusion au joint à réaliser. La masse du métal d'apport ainsi ajoutée se nomme métal déposé.
3. Bain de fusion : dans les soudures par fusion, le bain est formé du métal de base seul (lorsque la soudure est effectuée sans métal d'apport) ou du mélange de métal de base et de métal d'apport à l'état liquide. Le métal composant le bain de fusion, prend après solidification, le nom de métal fondu et le volume qu'il occupe est nommé zone fondue.
4. Zone affectée thermiquement : (ou zone affectée par la chaleur): la (ZAT) est la partie du métal de base non fondue, mais dont les propriétés mécaniques ou la microstructure ont été modifiées à un degré quelconque par la chaleur du soudage.

### 1.3. Les différentes zones de la ZAT :

- **La zone affectée thermiquement ZAT**, se trouve en bordure de la zone fondue, sur une largeur plus ou moins importante. La ZAT a été soumise à l'élévation de température sans être portée à fusion. La vitesse de refroidissement conditionne la structure cristalline de cette zone.

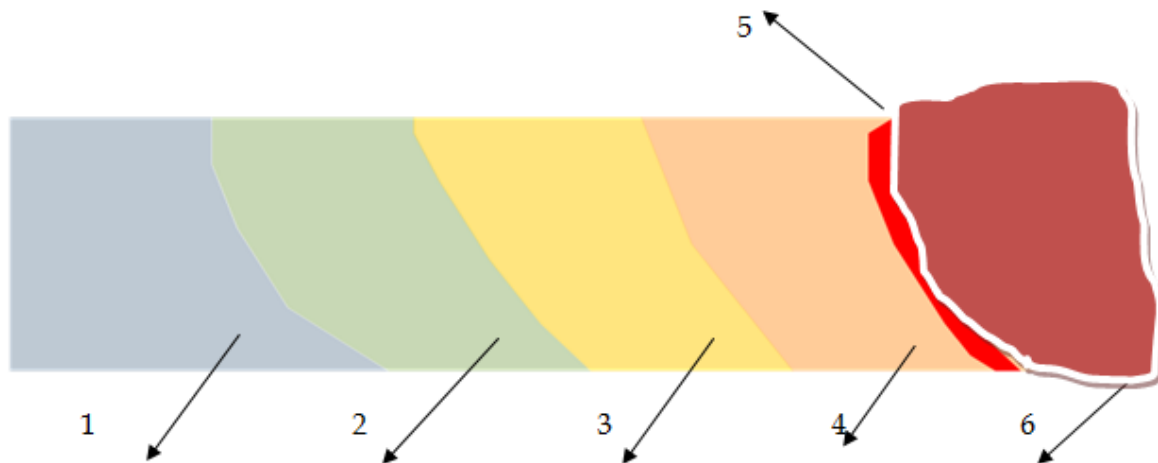


Figure I.6 : Différentes zones de la ZAT

N°	Désignation de la zone :	Aspect :
1	<b>Métal non affecté :</b> Le métal n'a pas été porté à une température suffisante pour subir une quelconque transformation de structure. L'opération de soudage n'a <i>aucune conséquence métallurgique</i> sur cette zone. C'est le métal de base .	
2	<b>Zone de transformation :</b> Le début de la transformation est constaté par la modification de la taille des grains. la température est comprise entre 600°C et Ac1 ; il peut y avoir précipitation, revenu ou globularisation.	
3	<b>Zone de recuit :</b> Dans cette bande on enregistre un grossissement important de la taille des grains. la température est comprise entre Ac1 et Ac3, les modifications sont importantes. L'austénitisation partielle peut conduire à un affinement de structure au refroidissement.	

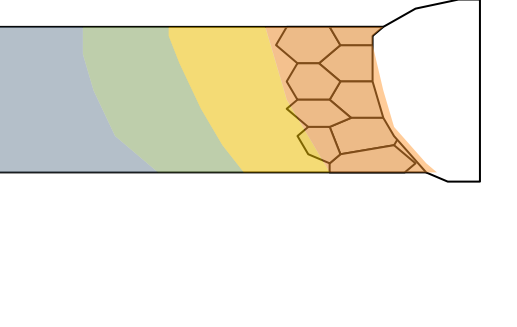
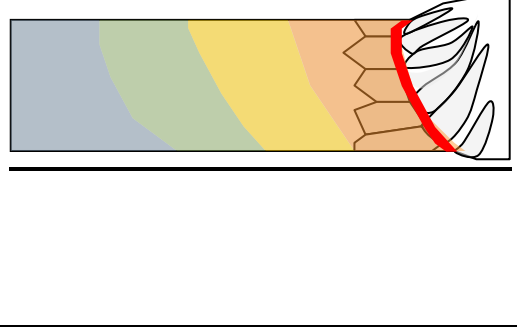
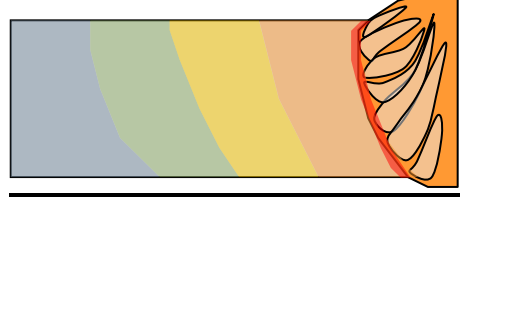
4	<p><b>Zone de surchauffe :</b> Dans cette bande, une température très importante est consignée reste toutefois en dessous de la température de fusion ce qui conduit à une dilatation importante de la taille des grains. la température est comprise entre <math>Ac_3</math> et <math>1100^{\circ}C</math>. Après refroidissement, on obtient des structures normalisées ou des structures grossières selon la température maximale atteinte.</p>	
5	<p><b>Zone de liaison :</b> Cette zone située à la frontière entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement, correspond à la surface sur laquelle la solidification du métal fondu a commencé. C'est aussi une partie du métal de base participant à la réalisation du joint. Son volume détermine le taux de dilution. la température est comprise entre <math>1100^{\circ}C</math> et la température de fusion.</p>	
6	<p><b>Zone fondue :</b> (nommée <b>ZF</b>) zone où l'état liquide a été atteint et dans laquelle a été élaborée la composition chimique. La structure métallurgique obtenue après solidification, dépend du cycle de refroidissement. On peut distinguer, au sein de cette zone, des gradients de concentration (ségrégation). Il est donc possible d'examiner la composition d'une soudure ainsi que les variations de dureté.</p>	

Tableau I.2. Description des différentes zones

### 1.3.1. Les différents types d'assemblages soudés

L'assemblage soudé sert à transmettre des efforts entre des membrures ou des pièces jointes par soudage. Les forces et les tensions introduites en différents points d'une structure sont transmises aux surfaces, et aux membrures à travers la soudure. Le type de sollicitation en service a une influence sur la conception du joint soudé.

La méthode de soudage choisie peut nécessiter la préparation d'un chanfrein, qui sera usiné par coupage thermique, au chalumeau oxyacétylénique, au plasma, au laser ou par usinage mécanique. La soudure se fait par fusion des bords, sans ou avec peu de métal d'apport. De même en angle, les pièces sont généralement assemblées sans chanfrein, mais utilisant un métal d'apport.

Le plus souvent une préparation chanfreinée est nécessaire pour assurer les caractéristiques et la résistance de l'assemblage.

***a) Assemblage bout à bout***

Un assemblage bout à bout correctement exécuté assure une parfaite continuité géométrique de la matière. Son comportement aux sollicitations de tous types est bon. La présentation des bords à assembler nécessite des soins particuliers pour assurer l'alignement et l'écartement des éléments, lors de la préparation des joints à souder, afin de permettre la bonne exécution de la soudure.

Généralement, pour les épaisseurs à 4 ou 5 mm la préparation des bords est chanfreinée.

***b) Assemblage en coin (angle intérieur et angle extérieur)***

On rencontre cet assemblage dans la reconstitution de caisson. L'assemblage de ce type est particulièrement difficile à réaliser. La tolérance sur le jeu entre les deux pièces doit être sévère. Lorsque le jeu est trop important, il y a effondrement du bain de fusion.

***c) Assemblage à bords relevés***

Cette préparation convient pour l'assemblage de tôles de faible épaisseur sans métal d'apport.

***d) Assemblage en T***

Cet assemblage est surtout utilisé pour la fixation des raidisseurs sur les panneaux, sur la préfabrication des profilés reconstitués et dans les pièces mécano-soudées.

***e) Assemblage à clin ou à recouvrement***

Les tôles à assembler sont facilement accostées l'une sur l'autre.

***f) Assemblage avec couvre-joints***

Cette préparation convient pour l'assemblage des pièces peu sollicitées. L'accostage est facilité dans le cas des joints de chantier.

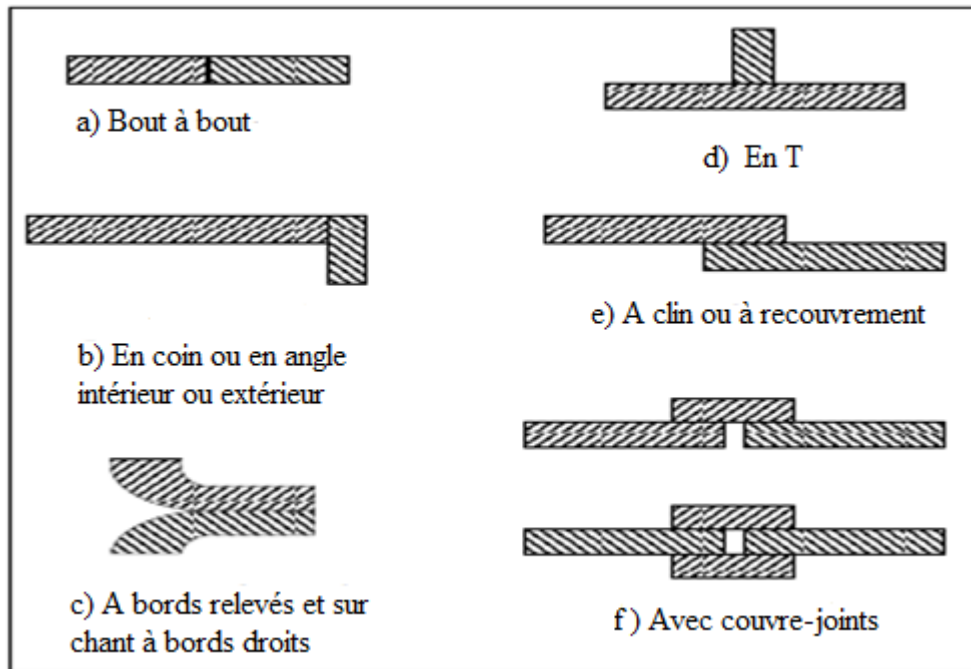


Figure I.7 : Types d'assemblages soudés

### 1.3.2. Défauts des joints soudés

Nous distinguons plusieurs types de défauts :

#### a) Fragilité produite par la ségrégation

Le soudage implique généralement le chauffage local du métal. Il s'agit d'un traitement thermique local. Il y a donc une modification locale de la microstructure et de l'état métallurgique de la zone du métal affectée par le chauffage (ZAT : zone affectée thermiquement). En effet, le cycle de température inhérent au soudage perturbe les conditions d'équilibres et les propriétés telles qu'elles existaient à la livraison du matériau.

Le chauffage active un certain nombre de mécanismes, notamment la diffusion des atomes. Il se produit un phénomène appelé « ségrégation » : le métal n'étant pas pur, les atomes étrangers (impuretés, éléments d'alliage) migrent vers les joints de grain.

Ceci peut entraîner une fragilisation des joints de grain, et faciliter la rupture fragile intergranulaire.

Pour éviter ce problème, on effectue parfois un recuit de mise en solution, voire selon les cas, une hypertrempe de la pièce (cas de certains aciers inoxydables).

### ***b) Corrosion au cordon de soudure***

La soudure est la juxtaposition de deux métaux différents. On peut donc avoir un phénomène de corrosion galvanique. Ce défaut peut se présenter dans le cas du soudage hétérogène d'un assemblage mal conçu, sous réserve de la présence d'un électrolyte. De plus, on peut également voir apparaître un phénomène de corrosion inter-faciale, peut être rencontré lors de la ségrégation du Bore aux joints de grains dans les bases Nickel ou lors de la ségrégation du Carbone aux joints de grains dans les aciers inoxydables.

### ***c) Porosités***

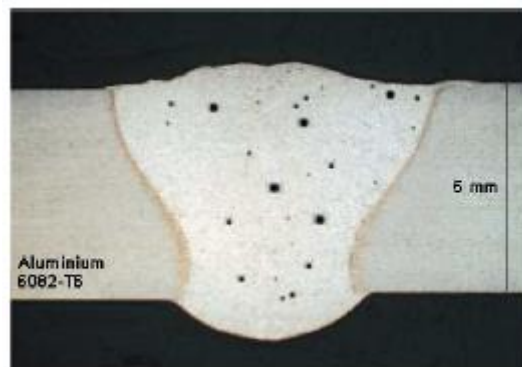
Il s'agit de défauts sphériques creux qui peuvent être ou non débouchant. Elles sont causées par les courants d'air, le manque de gaz, l'obstruction de la buse, un mauvais angle de soudage, de l'eau ou des impuretés dans le joint à souder...etc.



**Figure I.8** : Porosités débouchantes en surface de cordon de soudure

### ***d) Soufflures***

Ce terme désigne un groupe de porosités non débouchantes. Allongées, on parle de soufflures vermiculaires. Si elles sont débouchantes, on parle alors de piqûres.



**Figure I.9** : Macrographie d'alliage d'aluminium avec présence de soufflures sphéroïdales non débouchantes.

***e) Inclusions***

Elles désignent un composé étranger à la soudure et peuvent contenir du Tungstène (Cas du Soudage TIG) ou du laitier (Soudage à l'électrode enrobée ou baguette) ou encore des oxydes.

***f) Retassures***

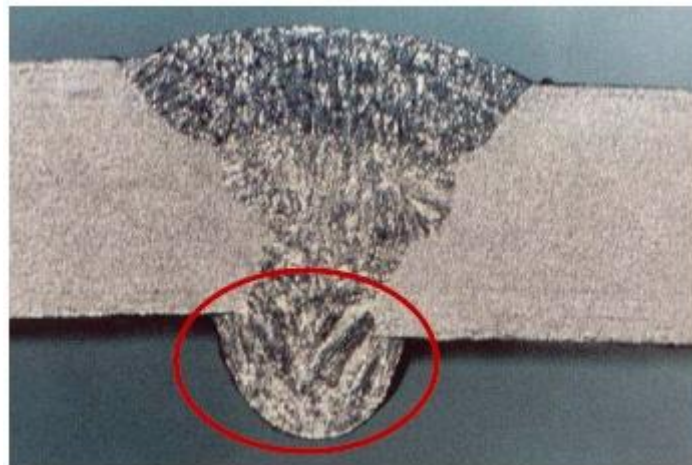
Suite à un retrait du métal lors de son refroidissement, l'espace vide formé apparaît visuellement à la surface du cordon, ainsi qu'à l'intérieur du cordon.

***g) Criques de solidification***

Même défaut que les retassures sauf que le défaut est non apparent. La crique de solidification est un défaut de fonderie.

***h) Excès de pénétration***

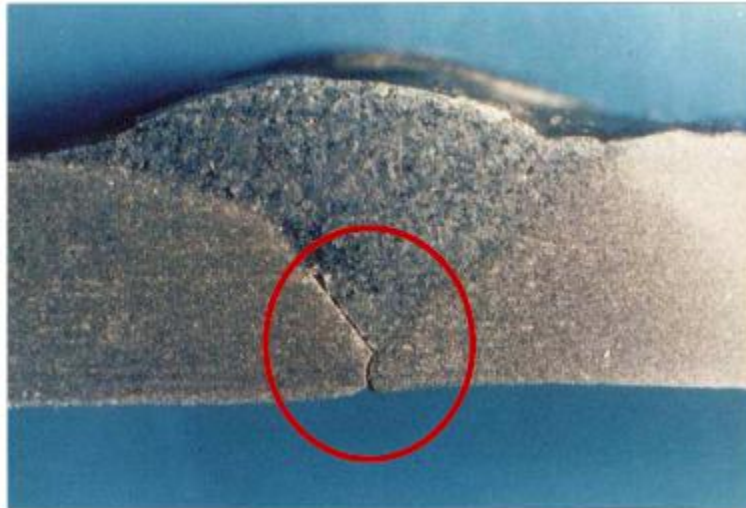
Métal débordant du côté envers du cordon.



**Figure L.10** : Excès de pénétration

***i) Collage ou manque de pénétration***

Le métal de base est non fondu, ce qui diminue la section efficace de la soudure. On distingue le collage noir où l'interface entre le métal de base et la soudure est vide (par contrôle radiographique, apparaît une tache sombre sur les clichés) et le collage blanc, où l'interface est comblée par des oxydes fondus (variété indécélable par contrôle radio).



**Figure I.11** : Manque de pénétration et collage en bord du joint.

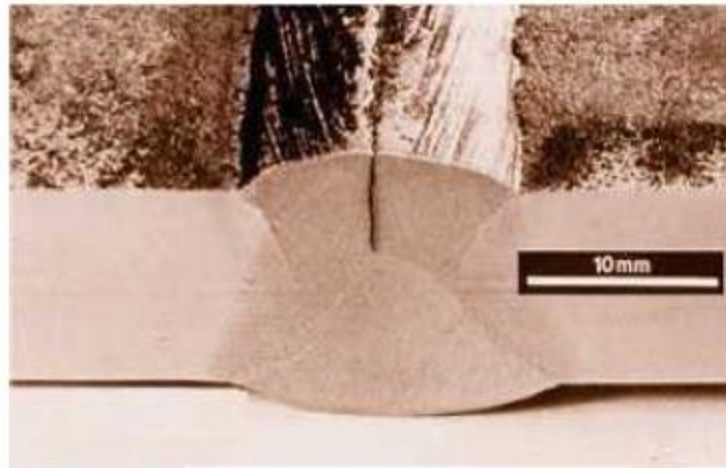
### *j) Fissures*

On distingue :

- La fissuration à froid causée par des contraintes mécaniques résiduelles importantes, une présence d'hydrogène dissous et une phase fragile.
- La fissuration à chaud (ou plus exactement liquation) créée par la ségrégation dans le joint.
- L'arrachement lamellaire causé par la présence d'inclusions parallèles dans le métal (défaut rare inexistant chez les aciéristes de nos jours, en effet, un simple recuit normalisant permet d'éliminer ce défaut).



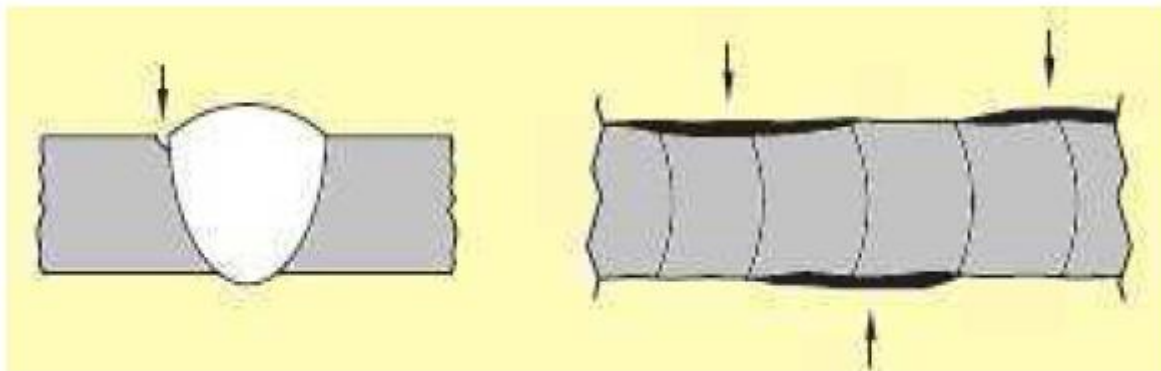
**Figure I.12** : Fissure à froid détectée en macrographie.



**Figure I.13** : Fissure longitudinale sur un cordon de soudure.

### *k) Morsures*

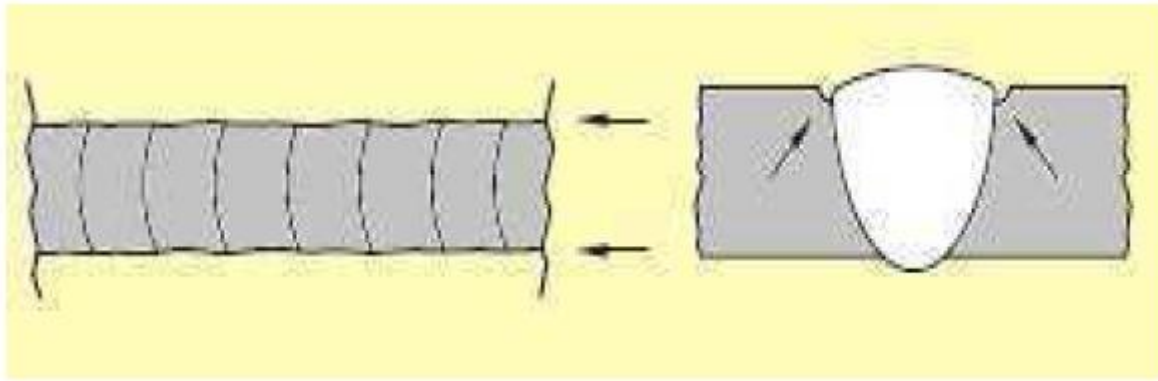
Défaut où le métal de base est creusé sur une partie du cordon.



**Figure I.14** : Morsures dans le joint soudé.

### *l) Caniveaux*

Un caniveau est une morsure de grande taille proportionnellement à la grandeur du métal de base due à une trop grande chaleur du métal d'apport par rapport à l'épaisseur ou la densité du métal qui reçoit. Petit creux de chaque côté de la soudure.



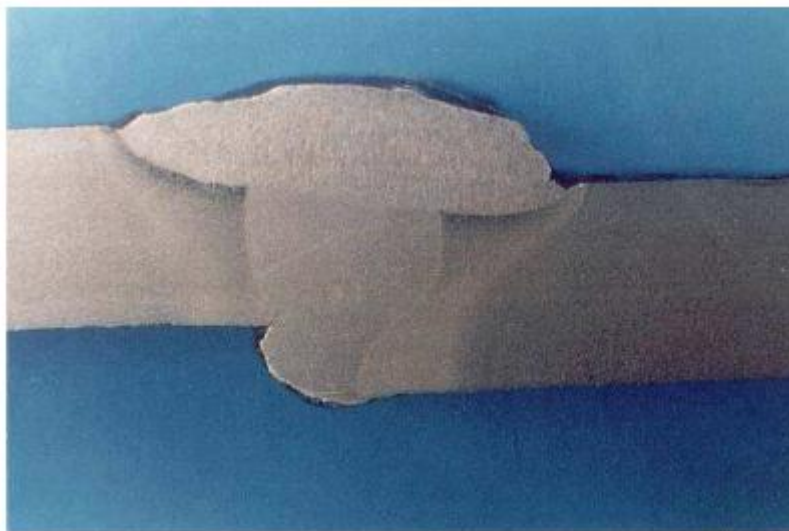
**Figure I.15** : Caniveaux en surface de joint soudé.

***m) Pollution ferreuse***

La pollution ferreuse est une corrosion des aciers inoxydables causée par la destruction de la couche de passivation et activée par la présence de fer. Elle résulte généralement de l'utilisation d'outils métalliques (brosse, cisaille, etc.), après usinage, mise en forme ou la conséquence de projections de métal fondu lors d'opérations de soudage.

***n) Défauts géométriques***

Ces défauts peuvent être des défauts d'alignement entre les pièces, un cordon trop bombé...etc.



**Figure I.16** : Défaut géométrique (alignement).

#### 1.4. Effets du cycle thermique engendré par le soudage sur la microstructure

La chaleur intense développée par le soudage influence la microstructure du métal fondu et du métal de base au voisinage de la ligne de fusion (La frontière entre le métal solide et le métal liquide). De ce fait, les cycles de soudage influencent les propriétés mécaniques du joint. Le bain de fusion (métal en fusion) refroidit rapidement car le métal adjacent froid en absorbe rapidement les calories. Ce refroidissement produit une microstructure brute de solidification du métal fondu. Dans le soudage d'aciers de construction le métal d'apport n'a pas généralement la même composition que le métal de base. Si la composition avait été la même, le refroidissement rapide aurait résulté en un durcissement du métal fondu et en une microstructure fragile de martensite. Ce problème est évité par l'usage de métaux d'apport ayant une teneur en carbone beaucoup plus faible que celle du métal de base.

Le métal de base adjacent au bain de fusion est chauffé rapidement à une température qui dépend de sa distance à la ligne de fusion. Très près de la ligne de fusion le métal de base est chauffé à une température de pic voisine de la température de fusion alors que le métal de base éloigné de quelques millimètres ne peut atteindre que quelques centaines de °C. Le métal de base près de la ligne de fusion est chauffé à des températures correspondant à la phase austénitique. Au refroidissement cette région se transforme en microstructures différentes de celles du reste du métal de base. Dans cette région le refroidissement est généralement rapide et de ce fait les microstructures formées ont tendance à être bainitiques et/ou martensitiques, donc plus dures et plus fragiles que celles du métal de base. Cette région est connue sous le nom de zone affectée par la chaleur (**ZAC**) dire encore zone affectée thermiquement (**ZAT**).

La microstructure de la ZAT est influencée par trois facteurs :

1. L'analyse chimique du métal de base
2. L'énergie de soudage
3. La vitesse de refroidissement en ZAT après soudage

La composition chimique du métal de base est importante car elle détermine le durcissement de la ZAT. L'énergie de soudage est également importante car elle affecte directement la taille de grains en ZAT. Plus le temps de maintien à des températures élevées (au-dessus de la température de développement de gros grains austénitiques) sera important, plus grossière sera la microstructure de la ZAT. Généralement, une forte énergie de soudage conduit à un cycle thermique plus long et donc à une ZAT plus grossière. Il faut également noter que le

niveau de l'énergie de soudage influence la vitesse de refroidissement de la ZAT. En règle générale, plus l'énergie de soudage sera élevée plus faible sera la vitesse de refroidissement. La valeur de l'énergie de soudage est une fonction des paramètres de soudage : tension d'arc, intensité et vitesse de soudage. En plus de l'énergie de soudage, la vitesse de refroidissement de la ZAT est influencée par deux autres facteurs : Premièrement, la géométrie du joint et l'épaisseur qui déterminent le flux calorifique de la soudure vers le métal de base donc la vitesse de refroidissement de la ZAT. Deuxièmement, la température des pièces à assembler, c'est-à-dire qu'un préchauffage sera important car il déterminera le gradient de température entre la soudure et le métal de base.

Le soudage revêt également un aspect thermique particulier. On peut noter :

1. Les rapides changements de température (élévation de température et refroidissement)
2. Le faible temps de maintien de la température maximale.
3. La localisation du point chaud entraînant un gradient de température important entre les parties chaudes et les parties froides.

Le cycle thermique résultant est responsable de la structure métallurgique des différentes zones de la soudure. Selon l'analyse chimique du matériau, un cycle rapide peut conduire à une structure fragile ou au contraire douce et ductile. Le soudage est donc une opération de métallurgie très complexe au cours de laquelle il faut prendre en compte :

- Le métal de base choisi en fonction de la pièce à réaliser pour ses particularités mécaniques, chimiques, ...
- Le triplet métal d'apport, métal de base et gaz de soudage, qui contribue à la composition chimique de la zone fondue. Le métal d'apport est choisi en fonction de la qualité et des caractéristiques que la soudure devra présenter.
- L'énergie de soudage qui régit le cycle thermique induisant la structure de la zone fondue et de la zone thermiquement affectée.

### 1.4.1. Transformation thermique et métallurgique de la ZAT par le soudage :

La zone affectée thermiquement (ZAT) par le soudage est le siège de modifications métallurgiques du métal de base qui peuvent induire des fragilités, des baisses de résistance mécanique, des manques de ductilité [3].

Ce diagramme montre une coupe métallographique transversale de la ZAT d'une soudure ainsi que la courbe de température maximale atteinte en chaque point. Le diagramme de phases joint permet de déterminer les phases présentes au moment où la température maximale est atteinte et, connaissant la vitesse de refroidissement, d'en déduire les transformations métallurgiques. La zone fondue (ZF), après solidification, présente une microstructure de solidification facilement identifiable. La zone qui atteint 400-730°C [3], peut subir un revenu de la martensite. Sur une soudure laser, ces zones sont très étroites (inférieure au millimètre).

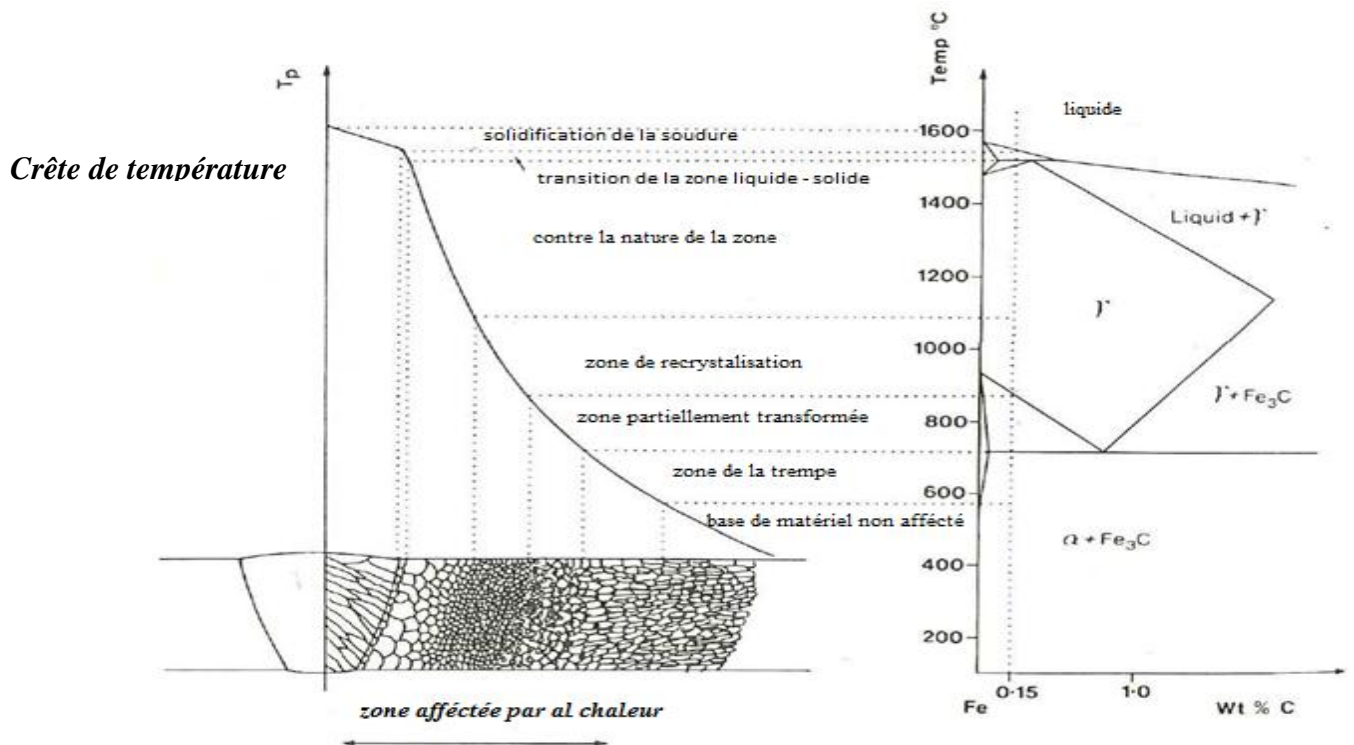


Figure I.17 : Diagramme de transformation thermique et métallographique.

### 1.4.2. La microstructure de la ZAT :

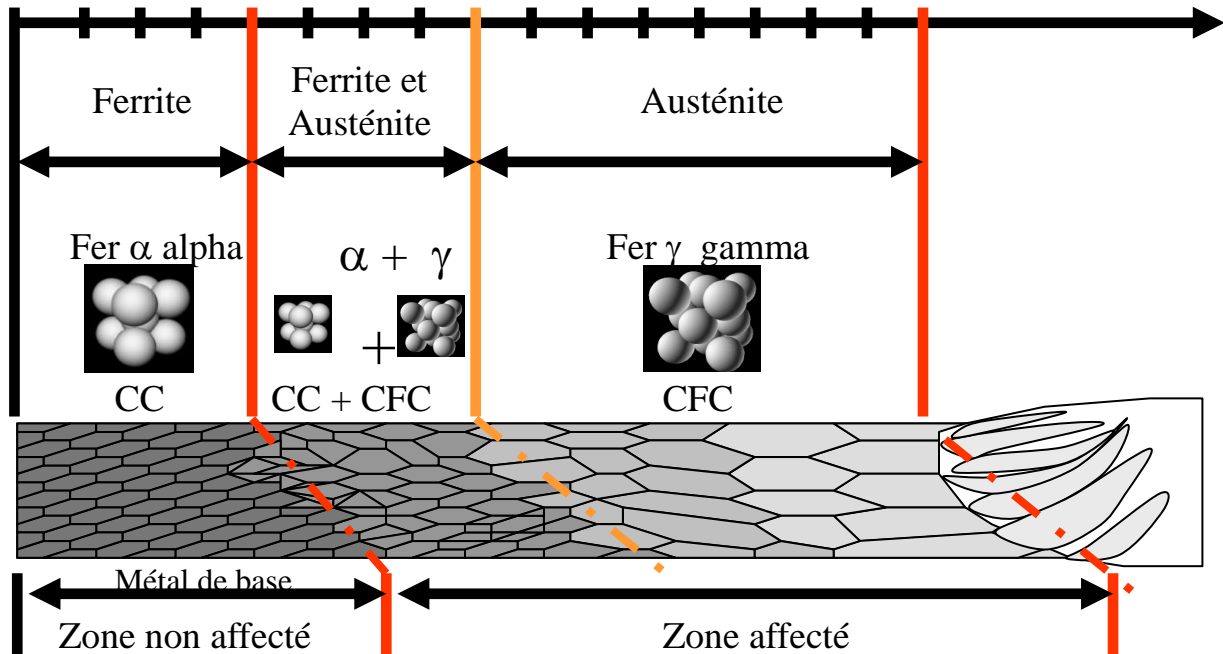


Figure I.18 : Microstructure de la ZAT.

Lors d'une opération de soudage, des montées importantes en température sont à l'origine des transformations structurales de l'acier [4].

Les transformations de phase à l'état solide des aciers, résultent de la combinaison du changement du réseau cristallin et du déplacement des atomes de soluté. L'acier se transforme en austénite au-delà d'une certaine température, et l'austénite se transforme au refroidissement en martensite, bainite, ferrite ou perlite suivant la température de maintien et la vitesse de descente en température.

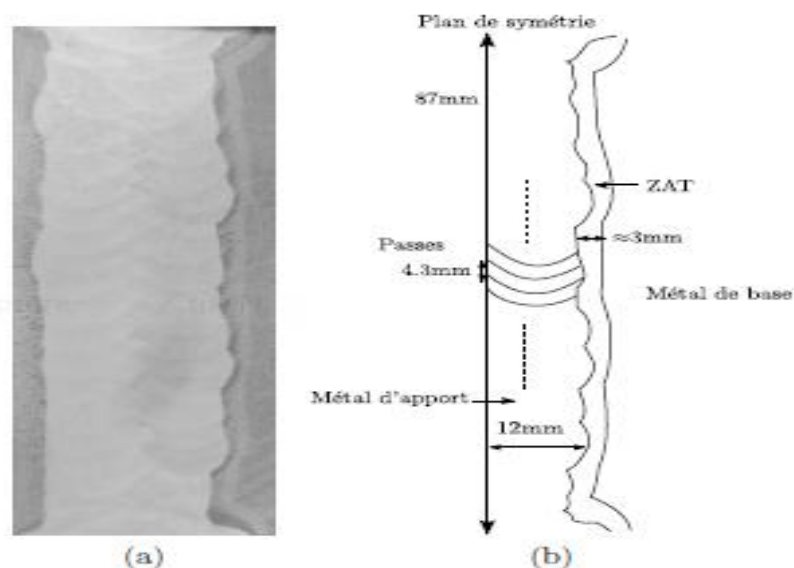
L'austénite est une solution solide d'insertion dans du fer  $\gamma$ , tandis que les phases à structures ferritiques sont des solutions solides de carbone dans du fer  $\alpha$ . Les différences de compacité entre ces deux types de structures cristallines, induisent des variations volumiques à l'échelle macroscopique. Cela est expliqué par le fait que, la structure cristalline du fer  $\gamma$ , est cubique à faces centrées, alors que celle du fer  $\alpha$ , est cubique centrée [5].

Ceci dit, il y a plus d'atomes par maille dans la structure cubique à faces centrées que dans la structure cubique centrée, d'où un nombre de mailles cubiques centrées plus important pour le même nombre d'atomes, compte tenu que les distances interatomiques du fer  $\alpha$  et du fer  $\gamma$  et des quantités de mailles représentant un même nombre d'atomes pour les deux types de structures, il s'en suit une contraction à l'échelle macroscopique durant la transformation structurale du fer  $\alpha$  en fer  $\gamma$ . La solubilité des éléments d'alliage dans le fer, dépend de la température et de la structure cristalline [6]. Ainsi, quand le système cristallin se transforme en passant de cubique à faces centrées à cubique centrée, les atomes de carbone initialement en insertion dans la maille austénitique, ont tendance à diffuser, les mailles ferritiques ayant une solubilité moindre en carbone (0.02% en masse contre 2% pour l'austénite). Il y a donc précipitation de carbures ou de composés définis au refroidissement, quand la vitesse de cette dernière est suffisamment lente pour que la précipitation aurait lieu, la diffusion étant thermiquement activé ou encore "blocage" du carbone en solution et déformation par cisaillement du réseau cristallin.

#### 1.4.3. Etude du joint soudé : hétérogénéités extrinsèques

Sur cette image, on discerne les passes, le métal d'apport (au centre), le métal de base sur les côtés et la ZAT liseré noir entre le métal d'apport et le métal de base.

La figure I.19 montre aussi la structure du joint soudé résultant de cette opération, après une attaque au nital [7].



**Figure I.19 :** (a) Macrographie du joint soudé dans le plan T-TC après une attaque au Nital, (b) représentation schématique et dimensions des différentes zones.

### 1.4.4. Cas du soudage mono-passe

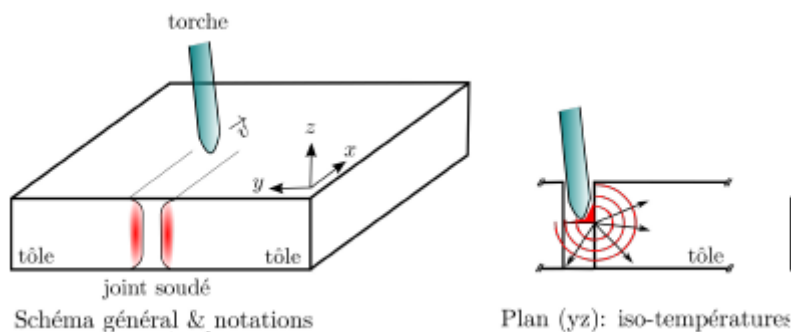
De manière générale, une opération de soudage est caractérisée par un passage rapide à très haute température d'un petit volume de matière qui se refroidit ensuite par conduction dans les parties adjacentes, plus froides. Cet échauffement localisé va engendrer des modifications microstructurales, dont la nature et l'étendue spatiale sont fonction du profil de température. En supposant une source de chaleur ponctuelle,  $q$ , qui se déplace à vitesse constante  $v$ , le long d'un axe  $x$ , Rykaline [8] et Rosenthal [9] proposent une équation de la chaleur simplifiée qui s'écrit :

$$\alpha \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) = \frac{\partial T}{\partial t} \quad (\text{I.1})$$

avec :

- $T$  la température

- $t$  le temps
- $\alpha = \lambda/\rho C$  la diffusivité thermique ( $\text{m}^2.\text{s}^{-1}$ ) du matériau
- $\lambda$  la conductibilité thermique ( $\text{J.m}^{-1}.\text{K}^{-1}.\text{s}^{-1}$ )
- $\rho C$  la capacité calorifique volumique ( $\text{J.m}^{-3}.\text{K}^{-1}$ )



**Figure I.20** Joint soudé.

Pour un produit épais, la solution en régime stationnaire ( $\partial T / \partial t = 0$ ) s'écrit :

$$T(r, t) = T_0 + \frac{q/v}{2\pi\lambda t} \exp\left(-\frac{r^2}{4\alpha t}\right) \quad (\text{I.2})$$

Avec :

- $r$  distance à la source  $\sqrt{x^2 + y^2 + z^2}$
- $\xi$  coordonnée mobile liée à la source ( $x - vt$ )
- $v$  vitesse de déplacement de la source
- $q$  apport calorifique(J) multiplié par le rendement de l'opération de soudage
- $T_0$  température à laquelle la tôle est préchauffée

Ainsi, en tout point de la zone affectée par la chaleur (en anglais HAZ pour Heat Affected Zone), le cycle thermique se compose de trois phases, visibles à la figure I.20 :

- un échauffement rapide jusqu'à la température  $T_{max}$
- un maintien relativement court à cette température
- un refroidissement plus lent que la phase de montée en température, caractérisé par le paramètre  $\Delta t_{300}^{700}$ , qui indique le temps passé entre 700 et 300°C pendant la phase de refroidissement.

Ces deux paramètres,  $T_{max}$  et  $\Delta t_{300}^{700}$  sont importants car ils permettent d'estimer les transformations microstructurales engendrées par l'opération de soudage. De manière pratique, le paramètre  $T_{max}$  permet d'estimer la modification du 'type' de microstructure engendré par le soudage. On distingue trois cas :

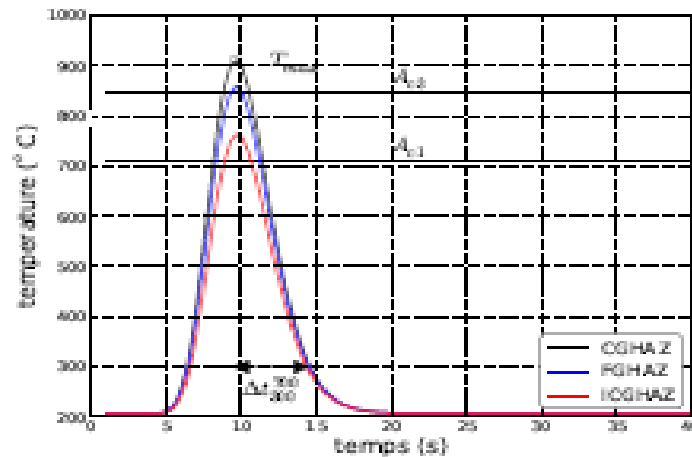
**1.**  $T_{max} > A_{c3}$  : Austénitisation complète du matériau. Une nouvelle microstructure "efface" et remplace la microstructure du métal de base. En règle générale, si le temps passé au-dessus de  $A_{c3}$  est suffisamment long ou si  $T_{max} \gg A_{c3}$  il se forme de gros grains d'austénite (diamètre  $> 100 \mu m$ ) qui se transforment en martensite ou bainite au cours du refroidissement. En revanche, si le temps passé au-dessus de  $A_{c3}$  est relativement court ou si  $T_{max} \approx A_{c3}$ , la phase austénitique commence juste à germer, la microstructure obtenue après refroidissement est une zone bainitique ou martensitique à petits grains (diamètre  $< 10 \mu m$ ). Cette zone correspond à la fin de la ZAT, puisqu'aux températures inférieures, seules des modifications "mineures" apparaissent.

**2.**  $A_{c3} > T_{max} > A_{c1}$  : Il se produit une transformation partielle en austénite. La microstructure obtenue après refroidissement est reconnaissable à ses chapelets de petits grains entourant le grain qui n'a pas eu le temps de se transformer au cours du chauffage. C'est la zone inter-critique.

**3.** Enfin, si  $A_{c1} > T_{max}$  : La température atteinte au chauffage est trop faible pour déclencher la transformation austénitique. Si la température atteinte est assez élevée, certains phénomènes tels que la globularisation des carbures, le vieillissement thermique ou le revenu de la microstructure sont possibles.

Le paramètre  $\Delta t_{300}^{700}$  permet d'évaluer la nature de la microstructure obtenue. En utilisant les paramètres du procédé de soudage employé ici, on peut estimer la valeur de  $\Delta t_{300}^{700}$  (figure

I.19), soit une vitesse de refroidissement comprise entre 80 et 130°C.s<sup>-1</sup>. Au sens strict, le caractère rapide des cycles thermiques de soudage ne permet pas d'utiliser les diagrammes d'équilibre pour prévoir la nature des microstructures au voisinage de la ligne de fusion. Cependant, suivant l'exemple d'Easterling [10], il est commode de raisonner à partir de ces diagrammes pour interpréter qualitativement les microstructures obtenues.



**Figure I.21 :** Evolution de la température prédite par le modèle de Rykalin [8] au cours d'une passe de soudage. Les courbes, CGHAZ ICGHAZ et FGHAZ, correspondent au dernier cycle thermique 'marquant' permettant d'aboutir à ces microstructures. Ces trois termes sont définis dans le texte.

### 1.5. Comportement métallurgique des microstructures dans le cordon de soudure :

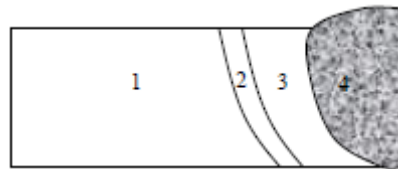
L'étude de la structure métallurgique des soudures des aciers est d'une importance primordiale dans la maîtrise des propriétés de tels assemblages. Dans le cas du soudage multi-passes, la succession des cycles thermiques conduit la transformation ferrite ( $\delta$ )  $\leftrightarrow$  austénite ( $\gamma$ ) à différents taux d'achèvement et influe sur l'équilibre  $\delta/\gamma$  au niveau de la soudure.

Les analyses de la microstructure des joints soudés montrent que la proportion de chaque phase est fonction de la composition chimique, de la température maximale atteinte lors de l'opération de soudage, et de la vitesse de refroidissement depuis cette température. Dans la zone fondue, la microstructure peut être contrôlée en équilibrant les effets de la composition du métal d'apport et de la vitesse de refroidissement du joint soudé. Dans la zone adjacente (zone affectée thermiquement ZAT), l'équilibre  $\delta/\gamma$  est commandé principalement par la vitesse de refroidissement. Par conséquent, la microstructure des joints soudés en acier peut changer de manière significative par rapport à celle du métal de base. Cette variation compromet souvent leur tenue à la corrosion et leur comportement mécanique dans les

conditions de service. La maîtrise des microstructures de la ZAT des aciers dépend d'une meilleure compréhension des transformations de phase.

### 1.5.1. Aspect macrographique

C. J. Long, W.T. Delong, [11] ont étudié les cycles thermiques de soudage qui induisent des transformations métallurgiques complexes au niveau du cordon de soudure. Ces transformations engendrent une hétérogénéité structurale importante dans cette zone. Une coupe métallographique effectuée perpendiculairement au plan de soudage est nécessaire pour caractériser ces différents états structuraux. Cette évolution structurale dans le cordon de soudure varie d'un acier à un autre en fonction de la composition chimique et de la vitesse de refroidissement. D'une manière générale, les zones constituant les soudures d'aciers inoxydables duplex sont les mêmes que celles rencontrées dans les soudures d'autres types d'alliages métalliques à savoir la zone fondue et la ZAT. Une illustration schématique de ces différentes zones est représentée dans la figure suivante :



**Figure I.22 :** Représentation schématique des différentes zones constituant la soudure.

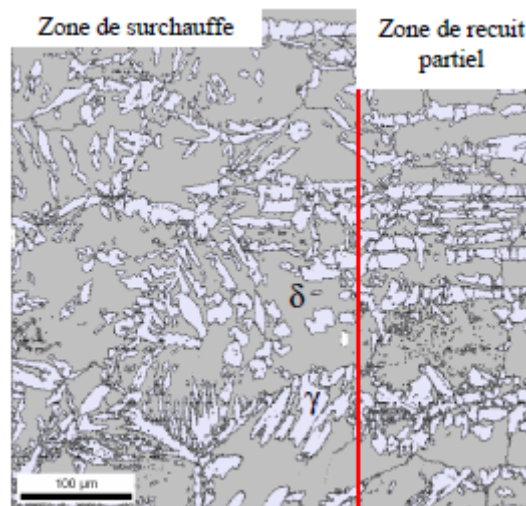
La zone 1 est le métal de base non affecté par les cycles thermiques de soudage. Dans cette zone le métal ne subit pas de transformation et donc conserve sa structure initiale. Les zones 2 et 3 constituent la ZAT ; dans cette zone les cycles thermiques de soudage provoquent à partir de l'état initial de l'acier une ou plusieurs transformations à l'état solide. Dans le cas de l'acier inoxydable duplex 2205, on enregistre la transformation  $\gamma \rightarrow \delta$  au chauffage et  $\delta \rightarrow \gamma$  au refroidissement. Cependant certaines structures de forte épaisseur où on a un refroidissement lent, peuvent être sujettes à une transformation de la ferrite en phases et composés intermétalliques ( $\sigma$ ,  $\chi$ , carbures ...etc.).

La zone 4 désigne le métal fondu caractérisé par la présence d'une structure de solidification. Dans ce qui suit nous présentons en détail l'évolution structurale dans chacune de ces zones dans le cas de l'acier inoxydable duplex 2205.

### 1.5.2. Zone affectée thermiquement

Lors de l'opération de soudage, la zone affectée thermiquement des soudures réalisées en acier inoxydable 2205 est constituée de deux régions principales à savoir la zone de surchauffe, adjacente au métal fondu, et la zone de recuit partiel adjacente au métal de base ; Leurs étendues sont fonction de la distribution du gradient thermique. Ces deux parties constituant la ZAT apparaissent clairement dans la figure I.23.

Dans la zone de surchauffe (partie gauche de la figure I.23), où le gradient thermique atteint des valeurs très élevées (juste en dessous de la ligne de solidus), la structure de l'acier, initialement biphasée, est portée jusqu'à l'état ferritique monophasé, au chauffage. Lors du refroidissement, l'austénite se reforme par une transformation à l'état solide aux interfaces ferrite/ferrite et dans les grains ferritiques. A cause du refroidissement rapide, la transformation  $\delta \rightarrow \gamma$  est incomplète, par conséquent on s'attend à obtenir des taux de ferrite élevés dans cette zone.



**Figure I.23** : Cartographie EBSD de la ZAT, à gauche zone de surchauffe, à droite zone de recuit partiel.

L'état structural obtenu dans cette zone est très proche de celui du métal fondu des soudures réalisées en une seule passe où le refroidissement rapide a entraîné une transformation  $\delta \rightarrow \gamma$  partielle. De cette figure il ressort aussi que la teneur de la microstructure en austénite intragranulaire est relativement faible.

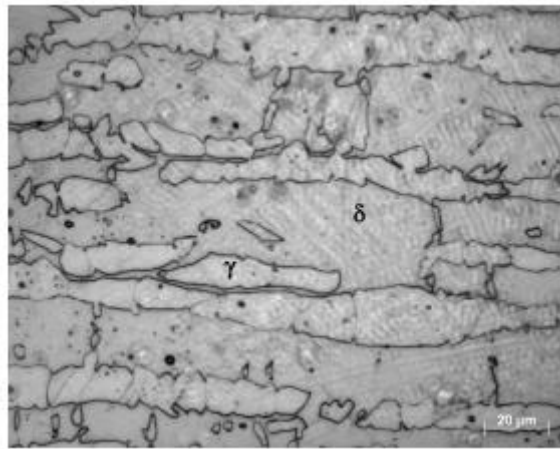
Dans la zone de surchauffe, l'austénite reformée prend les aspects suivants :

- Austénite allotrimorphe.
- Austénite Widmanstätten.

- Austénite intragranulaire.

Lors du refroidissement, l'austénite allotrimorphe se forme aux interfaces  $\delta/\delta$  à très haute température par un mécanisme de précipitation hétérogène. Au fur et à mesure que le refroidissement se poursuit l'austénite Widmanstätten précipite aux interfaces  $\delta/\delta$  et dans les interfaces  $\delta/\gamma$  allotrimorphe déjà formée. Les grains d'austénite Widmanstätten croissent selon des plans spécifiques de la matrice ferritique d'après les travaux de Chen et al [12] Comparée à l'austénite Widmanstätten, l'austénite intragranulaire précipite à des températures moins élevées dans la matrice ferritique. Ces différentes formes d'austénite sont très proches de celles observées par Hwang et al [13] dans un alliage duplex de type Fe-Mn-Al-C et par Atamert et al [14].

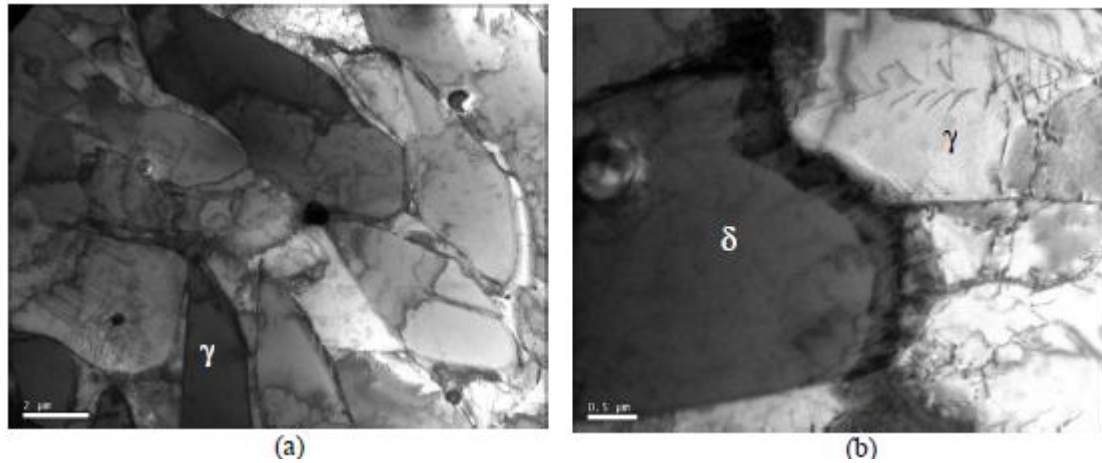
Dans la zone recuite partiellement (partie droite de la figure I.23) les proportions relatives des deux phases en chaque point dépendent du niveau atteint par le gradient thermique en ce point. Le niveau de ce gradient thermique, d'après les travaux de Kordatos et al [15] et Nelson et al [16] ne dépasse pas la limite du domaine biphasé  $\delta + \gamma$  (environ 1300 à 1350 °C). Dans cette zone on observe une faible recrystallisation de la microstructure qui se traduit par une modification de la morphologie des grains des deux phases.



**Figure I.24** : Micrographie optique de la ZAT –zone de recuit partiel

Cette faible recrystallisation est suivie par une légère croissance des grains particulièrement ceux de la phase ferritique comme le montre la micrographie optique de la figure I.23.

Les micrographies électroniques à transmission des deux parties de la ZAT sont présentées dans la figure I.24. Dans la zone de surchauffe, la figure I.24, a confirmé les résultats observés précédemment où on trouve de l'austénite Widmanstätten et intragranulaire dans la matrice ferritique.



**Figure I.25.** Micrographies électroniques en transmission a) zone de surchauffe, b) zone de recuit partiel.

Avec la microscopie électronique on remarque que l'austénite Widmanstätten se forme aux interfaces  $\delta/\delta$  et aux joints entre la ferrite  $\delta$  et les grains d'austénite allotrimorphe déjà formés. Ces résultats sont très proches de ceux rapportés par Chen et al [12]. Il est à noter que des perturbations remarquables sont observées au niveau des joints de grains entre les différentes morphologies d'austénite et de ferrite  $\delta$ . Cette instabilité des interfaces, se produit d'après Atamert et King [14] à cause de la grande taille des grains ferritiques et du refroidissement rapide. La figure nous donne aussi une idée sur la morphologie de l'austénite intragranulaire. Après le stade initial de germination de cette phase dans les grains de ferrite  $\delta$ , d'autres particules de cette phase ayant la même morphologie se forment au niveau des interfaces entre la matrice et les premières particules d'austénite déjà formées. On note que la morphologie des grains d'austénite intragranulaire affectée parfois par l'empiétement de ces mêmes grains prend dans certains cas des formes équiaxes.

Dans la zone de recuit partiel, (figure I.23.b), l'interface ferrite/austénite semble toujours perturbée, on constate en effet que la structure de l'acier à cet état n'a pas atteint son équilibre. La figure montre aussi que les grains d'austénite sont caractérisés par la présence de dislocations. Ces dislocations observées aussi par Pherson et al [17], traduisent les déformations induites dans cette zone lors de l'opération de soudage.

## **1.6. Fatigue des assemblages soudés**

L'analyse des structures soudées ne dévie pas trop de celle des autres types de structures.

Plusieurs mécanismes doivent être évités dans la conception appropriée, le choix de métal et les dimensions de structures. L'amorçage de fissures en fatigue débute et grandit à la proximité de la soudure pendant la vie en service. La résistance en fatigue de joint soudé n'est pas principalement gouvernée par la résistance du métal de base. Les paramètres importants sont surtout les géométries globales et locales du joint soudé.

Cette phase de l'étude bibliographique a pour intérêt de présenter l'influence des principaux paramètres géométriques, microstructuraux et de chargement sur la tenue en fatigue des assemblages soudés. Elle permet une sensibilisation sur la complexité de l'opération de soudage (des aciers), et surtout l'importance des discontinuités générées dans les joints soudés (pied ou racine de la soudure) et mécanismes d'initiation et de propagation des fissures de fatigue (discontinuités d'ordre microscopiques et macroscopiques, structurales et géométriques).

### **1.6.1. Durée de vie des assemblages soudés**

On n'a pas défini de méthode permettant d'évaluer la durée de vie des assemblages soudés en partant des résultats sur des éprouvettes sans soudure. Il y a pour cela plusieurs raisons :

- Les formes des cordons ne sont pas assez bien définies pour que l'on puisse estimer les contraintes aux zones critiques : les bords et la racine du cordon,
- Les contraintes résiduelles sont très élevées, de l'ordre de la limite d'élasticité, et il est difficile à calculer la contrainte moyenne,
- Au moment de la rupture, la proportion du nombre de cycles d'amorçage par rapport au nombre de cycles total est plus faible pour les assemblages soudés.

Pour estimer la durée de vie des assemblages soudés, on réalise des essais sur des éprouvettes soudées. Toutefois les essais doivent porter sur des assemblages représentatifs des structures étudiées : même type de matériau, conditions de réalisations comparables. Les essais de fatigue sur des assemblages soudés reprennent les principes généraux des essais de fatigue. Au bout d'un certain nombre de cycles, relativement faible pour les assemblages soudés, une fissure apparaît dans une zone où l'effet d'entaille est maximum : bord ou racine du cordon. En poursuivant l'essai, on provoque la propagation de la fissure. L'essai est arrêté à la rupture de l'éprouvette, ou au moment où elle ne supporte plus l'effort nominal.

### 1.6.2. Influence de la nature du matériau

Plusieurs différences importantes de résistance à la fatigue, entre matériaux, existent. Si on considère les aciers seuls, les différences sont négligeables, c'est-à-dire que les assemblages en acier ayant des limites d'élasticité les plus élevées, n'ont pas de résistance à la fatigue supérieure aux autres. Cela peut avoir deux causes :

- Lorsque la résistance statique croît, la sensibilité à l'effet d'entaille augmente, c'est-à-dire le facteur  $q$  s'écrit :

$$q = \frac{k_{f-1}}{k_{t-1}} \quad (\text{I.3})$$

$q$  : facteur de sensibilité à l'entaille,

$k_f$  : Facteur de réduction en fatigue,

$k_t$  : Coefficient de concentration de contraintes.

Pour un  $k_t$  donné,  $k_f$  augmente. Pour les aciers, on a établi une certaine corrélation entre la limite d'endurance et la résistance à la traction [18]. La limite d'endurance augmente avec la résistance à la traction, mais le facteur de réduction en fatigue  $k_f$  augmente également en fonction de la résistance à la traction [19].

- Plus la limite d'élasticité est élevée plus les contraintes résiduelles sont élevées, d'où une contrainte moyenne plus élevée.

Pour cela les courbes théoriques ne font pas apparaître la nature de l'acier. Il en résulte que le choix d'un acier plus résistant ne présente aucun intérêt pour améliorer la tenue d'un assemblage.

En fait, cette idée a été changée au début des années 90, grâce à l'apparition des aciers à haute limite d'élasticité (HLE), Cette gamme d'aciers est conforme à la norme EN 10149.2 : 1995.

Les aciers à haute limite d'élasticité se caractérisent par une faible teneur en carbone et en éléments d'alliage, ce qui leur confère d'excellentes propriétés fonctionnelles telles que l'aptitude au formage à froid, profilage, soudage ou au revêtement. Leur durcissement obtenu par précipitation et affinement de la taille des grains permet d'atteindre de hauts niveaux de résistances mécaniques, jusqu'à 950MPa. Ils se caractérisent de plus par une bonne tenue à la fatigue.

### 1.6.3. Fatigue du joint soudé en fonction de la forme du joint

La durée de vie en fatigue des joints soudés est fortement affectée par la présence en pied du cordon d'une concentration de contrainte liée à la géométrie de la soudure [20]. Les zones d'amorçage de la fissure sont soit l'effet géométrique du cordon, ou un défaut interne (manque de pénétration, soufflures) ou externe (caniveaux, inclusions de laitier). Différents paramètres affectent la tenue en fatigue des joints soudés

### 1.6.4. Influence de l'épaisseur des tôles

L'épaisseur de la tôle constituant les joints est un paramètre important dans la prévision de la durée de vie. En effet, plusieurs auteurs ont montré que lorsque l'épaisseur de la tôle augmente, la résistance à la fatigue du joint soudé diminue.

LIEURADE et all [21] mettent en évidence un effet significatif de l'épaisseur (20 ou 40 mm) sur la vitesse de fissuration dans la ZAT (Zone Affectée Thermiquement). Pour un rapport de charge  $R = 0$ , les auteurs observent une réduction de la vitesse de fissuration d'autant plus importante que l'épaisseur est élevée. Ces derniers montrent que cette réduction est due à une augmentation des contraintes résiduelles de compression au cœur de l'éprouvette.

NIHEY et all [22] utilisent dans leurs essais de fatigue, sur des joints en croix type (K2), trois épaisseurs différentes (9, 20, 40 mm). Les résultats d'essais, Figure 27, montrent un effet de l'épaisseur sur la résistance à la fatigue. La tenue à la fatigue des assemblages en angle diminue lorsque l'épaisseur des plaques assemblées s'accroît.

GURNEY [23] rassemble des résultats d'essais obtenue sur différents types de joints d'épaisseurs différentes allant jusqu'à 100 mm. La variation de la résistance relative à la fatigue en fonction de l'épaisseur peut être représentée, selon-lui par une courbe d'équation :

$$S \cdot t^{1/4} = cte \quad (I.4)$$

Où  $S$  est la résistance à la fatigue  $\Delta\sigma$  en MPa, et  $t$  est l'épaisseur de tôle en mm.

$$S = S_B (32 / t)^{1/4} \quad (I.5)$$

Où  $S_B$  est la résistance à la fatigue correspondant à l'épaisseur 32 mm

Pour les autres joints, l'auteur utilise la relation suivante :

$$S = S_B (22 / t)^{1/4} \quad (I.6)$$

MARSHALL [24] considère l'influence de la profondeur des défauts de soudage au pied des cordons sur la résistance à la fatigue des assemblages pour une épaisseur donnée. Pour une augmentation simultanée des deux paramètres, épaisseur de l'assemblage et profondeur des défauts de soudage, l'auteur montre que le facteur de réduction de résistance à la fatigue ( $K_f$ ) augmente considérablement.

### 1.6.5. Influence de l'angle de raccordement et le rayon au pied du cordon

Sur une structure soudée bout à bout, Richards [25] a montré que la limite d'endurance augmente linéairement avec l'angle de raccordement  $\psi$  du cordon.

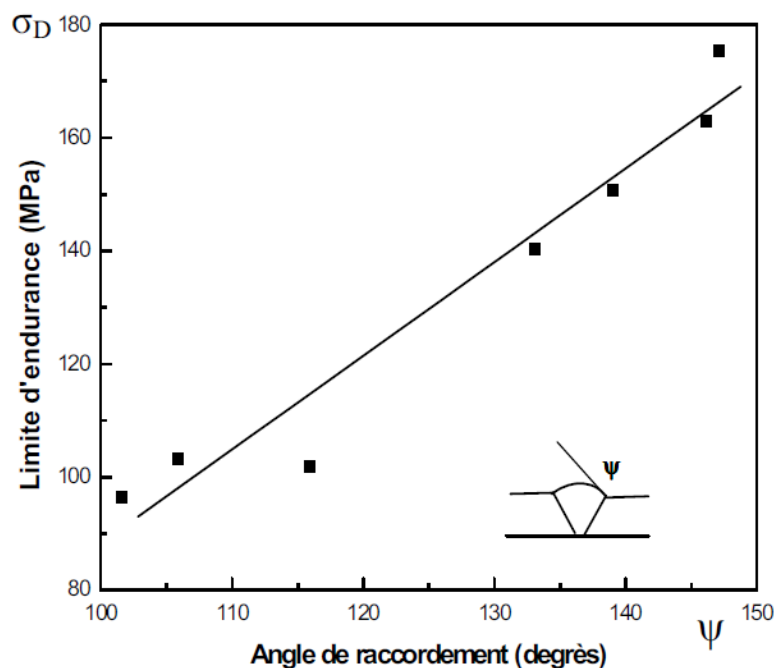


Figure I.26 : Influence de l'angle de raccordement sur la limite d'endurance à 2.106 cycles.

Des études effectuées [26] [27] sur des éprouvettes entaillées, dont le profil est analogue à celui d'éprouvettes soudées, ont été réalisées en faisant varier de façon continue le rayon  $\rho$  et l'angle de raccordement  $\psi$  du joint simulé. Ces études ont montré que l'augmentation du rayon d'entaille ou la diminution de l'angle de raccordement diminue fortement la concentration de contraintes. L'influence de  $\rho$  devient négligeable lorsque  $\psi$  est inférieur à  $10^\circ$  et l'influence de  $\psi$  devient négligeable lorsque sa valeur dépasse  $40^\circ$ .

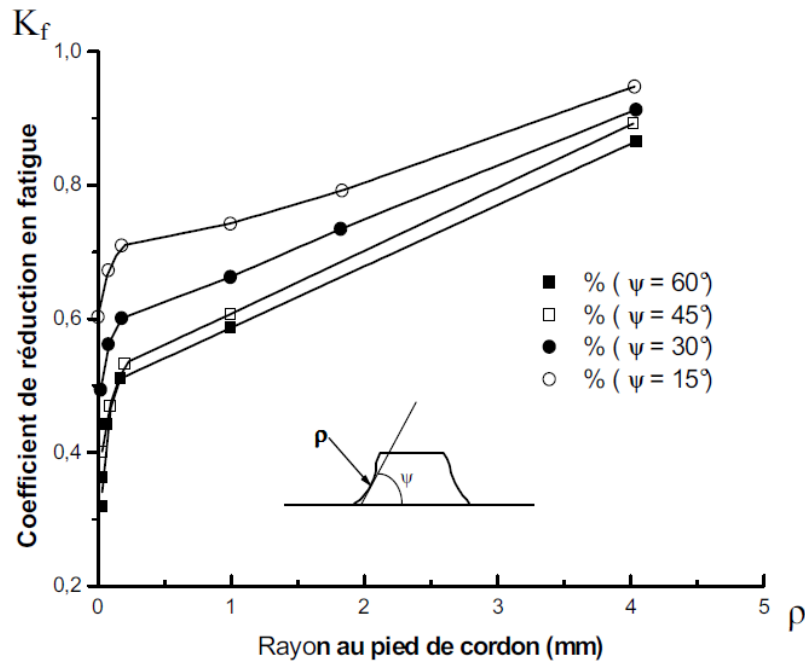


Figure I.27 : Influence du rayon au pied de cordon sur la réduction à la résistance à la fatigue [28].

#### 1.6.6. Effet d'une concentration de contrainte sur la tenue en fatigue

La présence de concentration de contraintes dans un joint soudé se situe à deux échelles différentes :

- A l'échelle macroscopique, cette concentration de contrainte est liée à la géométrie du cordon de soudure et au type d'assemblage (assemblage en "T", en croix, bout à bout, etc...)
- A l'échelle microscopique, les concentrations de contraintes sont induites localement par la présence de petits défauts très aigus au pied (caniveaux, inclusions de laitier ...) ou à la racine de la soudure (collages, micro fissurations, etc...).

Le facteur de concentration de contrainte "global", relatif à l'assemblage, peut être déduit en appliquant le principe de superposition

En utilisant l'équation (1.6), définie par Inglis [29], nous obtenons pour un assemblage en angle soudé par des procédés manuels (ARC) ou semi auto (MIG-MAG), un facteur de concentration de contrainte local compris entre 15 et 27 en pied de cordon de soudure.

$$K_t = \left(1 + 2 \cdot \sqrt{\frac{a_0}{\rho}}\right) \cdot K_t^{macro} \quad (I.7)$$

Avec:

$a_0$  : Profondeur moyenne des défauts

$\rho$  : Rayon de courbure moyen des défauts

$K_t^{macro}$  : Concentration de contrainte sans défaut.

$K_t^{macro}$  : Estimée à 3 pour des assemblages en angle)

Bien que cette concentration de contrainte s'applique sur un petit volume de matière, elle joue un rôle considérable sur la tenue à la fatigue d'un joint soudé à l'état brut de soudage.

Dans la majorité des publications [29], les auteurs semblent être unanimes en affirmant que la phase d'initiation d'une fissure de fatigue n'occupe qu'une fraction négligeable de la durée de vie totale d'un joint à l'état brut de soudage (elle représente environ 5 à 20 % du nombre de cycles à rupture).

Ces auteurs estiment également qu'il est sécurisant, pour calculer la durée de vie, de considérer uniquement une phase de propagation en assimilant les petits défauts aigus à des fissures initiales.

Pour augmenter la durée de vie en fatigue des assemblages soudés, il est possible de réduire la concentration de contrainte aux pieds de cordons de soudage.

Un changement progressif de la section entre l'élément de base et la soudure a pour conséquence de créer un "flux" plus évolutif des contraintes au passage de la perturbation géométrique.

Les méthodes les plus répandues actuellement, dans le domaine des constructions soudées, sont des traitements mécaniques (meulage avec disques, fraisage, etc...), ou encore des méthodes thermiques telles que les refusions (TIG, PLASMA, LASER, etc...).

### 1.6.7. Influence de l'état hétérogène de la microstructure sur la tenue en fatigue :

La fissure de fatigue s'initie soit dans le métal fondu (MF), soit dans la zone affectée par la chaleur (ZAT). Ceci dépend de leur position respective à l'extrémité du raccordement.

Selon GURNEY [30], l'initiation se produirait le plus fréquemment dans le métal fondu (MF) très près de la ligne de fusion. Généralement, la fissure de fatigue se propage ensuite dans la ZAT à gros grains (zone Affectée Thermiquement), puis dans la ZAT à grains fins et enfin dans le métal de base (MB). La profondeur de la ZAT, étant en général de l'ordre du millimètre, une partie importante de la durée de vie peut être constituée par une phase de propagation lente dans une microstructure différente de celle du métal de base.

Les opinions sont très partagées pour définir, dans quelle proportion l'hétérogénéité de la microstructure influe sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue.

LIEURADE [31] estime l'existence de variations de vitesse de propagation lors de la traversée des diverses microstructures. Elles sont uniquement dues à la présence des contraintes résiduelles.

MADDOX [32] a étudié le comportement des joints soudés avec différents métaux d'apport (de limites d'élasticité comprises entre 386 et 636 MPa), pour un acier de construction (acier doux (C-Mn)) et de différentes microstructures simulant la ZAT.

Les essais de fatigue sont effectués avec un rapport de charge  $R=0.1$  sur des éprouvettes CCT, dans des conditions de déformation plane.

En excluant une ZAT de grande dureté, où la présence de martensite avait entraîné une rupture inter-granulaire, tous ces résultats expérimentaux se situent dans une bande de dispersion.

$$\frac{da}{dN} = C. (\Delta K)^{3,07} \quad (I.8)$$

$$0,9.10^{-13} < C < 3.10^{*13}$$

Où  $da/dN$  est la vitesse de propagation de fissure (m/cycle)

C une constante du matériau

$\Delta K$  : amplitude du Facteur d'Intensité de Contraintes ( $MPa \sqrt{m}$ )

LIEURADE [32] a réalisé des essais sur des éprouvettes CT prélevées sur le métal de base et dans la ZAT des joints soudés en croix détensionnés. Les résultats étant sensiblement proches, il détermine la loi de propagation suivante :

$$\frac{da}{dN} = 1,17 \cdot 10^{-13} \cdot (\Delta K)^3 \quad (I.9)$$

Suite à un grand nombre d'essais réalisés sur des aciers de construction, des aciers à haute résistance mécanique, et en zone affectée thermiquement. GURNEY [33] définit une relation empirique entre C et m qui s'exprime quelle que soit la microstructure par :

$$C = 1,315 \cdot 10^{-4} / 895,4^m \quad (I.10)$$

Où : m, C sont des constantes du matériau

Le coefficient "m" varie entre 2,4 et 3,6 selon la microstructure.

### 1.6.8. Influence de la limite d'élasticité du métal de base

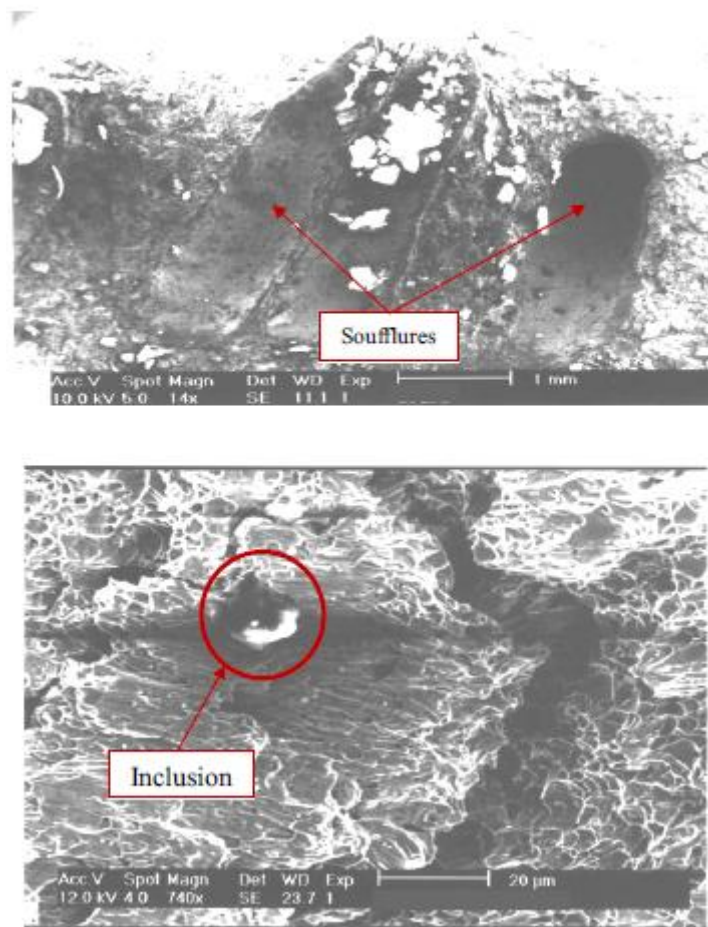
Dans les mêmes conditions de prélèvement (éprouvette CCT) et de chargement (R = 0) OHTA [34] obtient des résultats comparables dans le cas d'assemblages en acier, et dont les limites d'élasticité sont comprises entre 300 et 550 MPa.

Par contre, LIEURADE et al [32] constatent un ralentissement de la vitesse de fissuration dans la ZAT d'autant plus important que la limite d'élasticité du métal de base augmente (280 MPa < Re < 515 MPa) (éprouvette CT, R = 0).

En effet, une augmentation de la limite d'élasticité conduit à un accroissement du niveau des contraintes résiduelles de compression au cœur de l'éprouvette.

### 1.6.9. Influence des inclusions

La nocivité des inclusions, dépend principalement de la présence d'hydrogène, dont le rôle, dans la diminution de l'endurance des joints soudés, en liaison avec la présence de porosité, a été reconnu par de nombreux auteurs [34]. L'influence des soufflures et inclusions de laitier sur les caractéristiques de fatigue provoquent évidemment des effets négatifs, mais tels défauts n'affectent l'endurance du métal que pour des durées de vie supérieures à 10<sup>4</sup> cycles.



**Figure I.28 :** Soufflures et inclusions dans les soudures.

### **1.6.10. Influence des contraintes résiduelles de soudage sur le comportement en fatigue des joints soudés**

#### **a) Origine des contraintes résiduelles**

L'opération de soudage correspond à un traitement thermique localisé. Le niveau élevé des températures atteintes conduit à des processus de transformation du métal. Le gradient de température inhérent à l'opération de soudage provoque en effet des dilatations du métal variant d'un point à l'autre des zones chauffées, et produisent des conditions variables de bridage.

#### **b) Mise en évidence des contraintes résiduelles**

L'évolution des contraintes résiduelles au cours de la fissuration par fatigue a été mise en évidence par FUKUDA et SLIRUTA [35]. Ces auteurs ont étudié la redistribution de ces

contraintes résiduelles de soudage à l'aide de jauges extenso métriques collées au voisinage du chemin de fissuration.

A partir d'un champ de contraintes résiduelles initiales, d'abord de traction, puis de compression dans le plan de fissuration, ils observent que la pointe de la fissure initialement soumise à une traction reste tout au long de la propagation, soumise à des contraintes résiduelles de traction qui décroissent au fur et à mesure que la fissure progresse.

Selon LIEURADE [36], une accélération de la fissuration est reliée à des contraintes résiduelles de traction perpendiculaires à la fissure, tandis qu'un ralentissement correspond à un état des contraintes en compression.

## 1.7. Méthodes normalisées pour le dimensionnement des joints soudés :

### 1.7.1. Méthodes de la déformation locale

Les méthodes de déformation locale utilisent généralement les déformations existantes au voisinage des entailles. Ces méthodes généralement sont proposées dans le cas de la fatigue oligocyclique. Les méthodes de déformation locale peuvent être aussi appliquées au cas de la fatigue à grand nombre de cycles.

La déformation totale est la somme des déformations élastique et plastique. La composante élastique s'exprime à partir de la contrainte élastique en fonction du nombre de cycles :

$$\frac{\Delta \varepsilon_e \cdot E}{2} = \sigma_a = \sigma_f (2N_f)^b \quad (\text{I.11})$$

Où  $\frac{\Delta \varepsilon_e}{2}$ ,  $E$ ,  $\sigma_a$ ,  $\sigma_f$ ,  $N_f$  et  $b$  sont respectivement l'amplitude de la déformation élastique, le module de Young, l'amplitude de la contrainte, le coefficient de résistance en fatigue, le nombre de cycles à rupture et l'exposant de la résistance en fatigue.

La composante plastique de la déformation s'exprime par la relation de Coffin [37] [38] :

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f (2N_f)^c \quad (\text{I.12})$$

Où  $\frac{\Delta \varepsilon_p}{2}$ ,  $\varepsilon_f$ ,  $N_f$  et  $C$  sont respectivement l'amplitude de la déformation plastique,

le coefficient de la ductilité en fatigue, le nombre de cycles à rupture et l'exposant de la ductilité en fatigue.

L'utilisation de l'équation de Manson-Coffin est la méthode locale la plus générale. Cela entraîne l'utilisation d'une autre hypothèse dans la méthode de déformation locale. Cette hypothèse est l'égalité de la durée de vie en fatigue d'une éprouvette lisse et d'une éprouvette entaillée soumise à la même amplitude de déformation avec le même matériau [39].

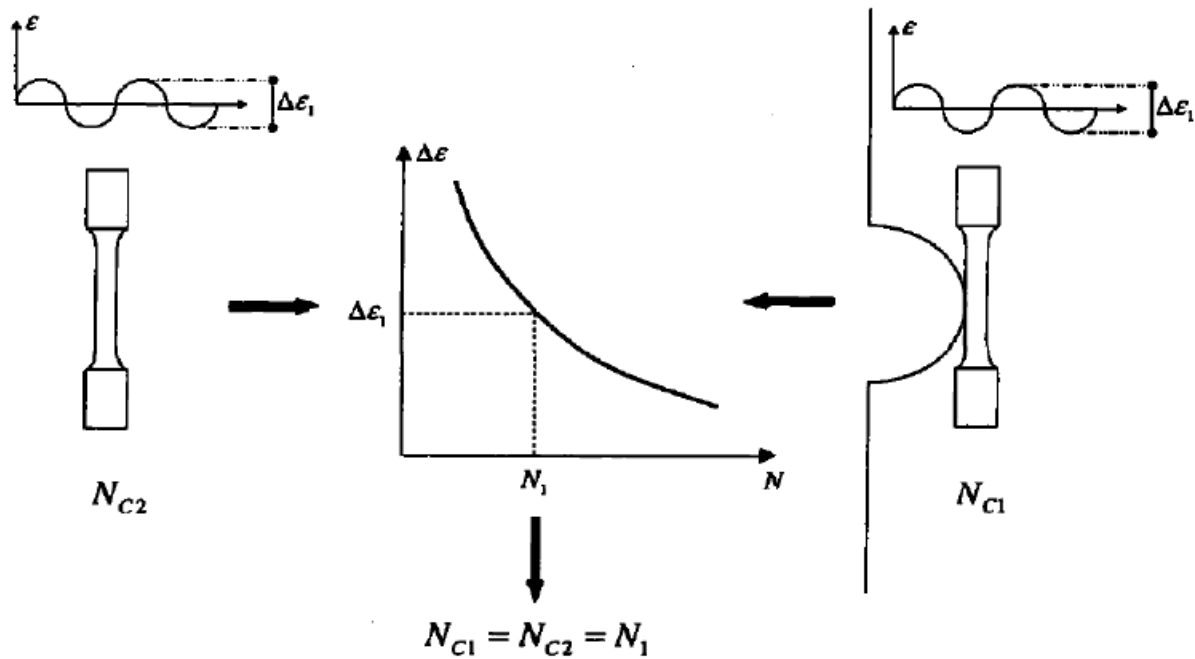
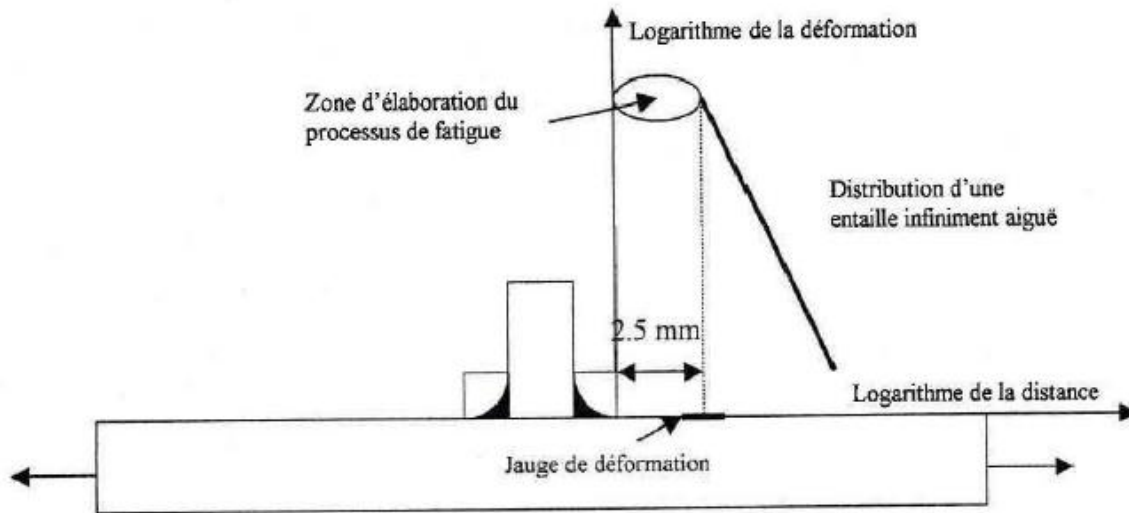


Figure I.29 : Illustration de la méthode de déformation locale.

La méthode de la déformation locale [40] s'applique à la zone de concentration de déformation en pied de cordon. La distribution des contraintes au pied du cordon est supposée être celle d'une entaille de rayon nul située dans un matériau au comportement élastique.



**Figure I.30.** Schéma de principe de la méthode de déformation locale

Sur le plan pratique, on mesurera donc la déformation locale expérimentalement au moyen de jauges de déformations à une distance normalisée du pied de cordon (2.5mm) de façon à mesurer les déformations dans la zone plastique.

La méthode nécessite d'attendre l'adaptation du matériau pour réaliser la mesure de l'étendue de l'amplitude de déformation :

$$\varepsilon_a = \frac{\varepsilon_{max} - \varepsilon_{min}}{2} \quad (I.13)$$

Où  $\varepsilon_{max}$  et  $\varepsilon_{min}$  sont respectivement les valeurs de la déformation maximale et minimale relevée.

La courbe de résistance en fatigue est alors identifiée à la valeur de l'amplitude maximale pour un type de joints. La courbe de référence en fatigue ainsi obtenue possède un caractère universel et peut être utilisée pour toute géométrie, épaisseur et type de joints

### 1.8. Le Mismatching

Le métal de base (MB), la zone fondue (ZF) et la zone affectée thermiquement (ZAT) ont souvent des caractéristiques mécaniques différentes, mises en évidence en première approximation par des filiations de dureté.

Ces différences de comportement peuvent être mises en évidence par des essais mécaniques.

Le rapport qui existe entre la limite d'élasticité de la ZAT et celle du MB est noté M et est désigné par mismatching.

$$M = \frac{\sigma_{YMF}}{\sigma_{YMB}} \quad (\text{I.14})$$

Quand  $M$  est supérieur à 1 on parle d'over-matching, et dans le cas contraire on parle d'undermatching. Si en principe, il est donc nécessaire de disposer des caractéristiques d'éprouvettes de traction prélevées dans le métal de base, il est possible au moins en première approximation d'utiliser les résultats d'une filiation de dureté [41].

Actuellement les codes ne tiennent pas compte de l'effet de mismatching. Ils considèrent le joint soudé comme un matériau homogène prenant en compte les caractéristiques les plus pénalisantes parmi celles constituant la soudure. Cela conduit en général à des résultats conservatifs.

Ont largement pris en compte le mismatching afin de l'intégrer dans l'évaluation de la nocivité des défauts.

La détermination de la ténacité de la zone fondue est influencée par l'effet de mismatching, la largeur de la ZF par rapport à celle de l'éprouvette, le mode de chargement (flexion ou traction), la position de la pointe de la fissure par rapport au cordon et de la plasticité dans le ligament.

La zone adjacente au métal déposé, zone affectée thermiquement par le soudage (ZAT), mesure quelques millimètres d'épaisseur et présente un gradient de propriétés, dû aux différents cycles thermiques vus par le matériau au cours du procédé de soudage. Celui-ci s'effectue en plusieurs passes. Au niveau métallurgique, la ZAT peut être divisée en plusieurs sous-zones. La zone la plus fragile est celle qui se situe du côté du métal fondu. De plus elle se situe en surface, au niveau du pied du bourrelet de soudure à savoir là où se concentrent les contraintes.

### 1.8.1. Effet de mis-matching sur les évolutions des paramètres $J$ et CTOD

Des investigations expérimentales effectuées par HAESLER et al [42-43] pour étudier l'influence de mis-matching sur les paramètres énergétiques  $J$  et CTOD, en modélisant le joint soudé par une éprouvette CCP, les conclusions suivantes ont été tirées :

- Le mis-matching n'a aucun effet sur les évolutions des paramètres énergétiques  $J$  et CTOD dans la partie élastique.

- Dans la partie plastique, la plasticité se développe :
  1. du côté du MF (cas d'under-matching).
  2. du côté du MB (cas d'over-matching).

L'éprouvette CCP utilisée pour ces investigations, est une plaque à fissure centrale de longueur «  $2a$  », présentant une zone caractérisant le MF de largeur «  $2h$  ». Pour les fissures longues, l'effet de la singularité l'emporte sur celui du taux de mis-matching, mais pour le cas contraire cas des fissures courtes, l'influence du taux de mis-matching sur les paramètres énergétiques dépend principalement du rapport «  $h/a$  » :

- les évolutions des paramètres J et CTOD deviennent plus importantes lorsque le rapport «  $h/a$  » augmente (cas d'under-matching).

- les évolutions des paramètres J et CTOD diminuent dans le cas contraire (cas d'over-matching) (figure I.31).

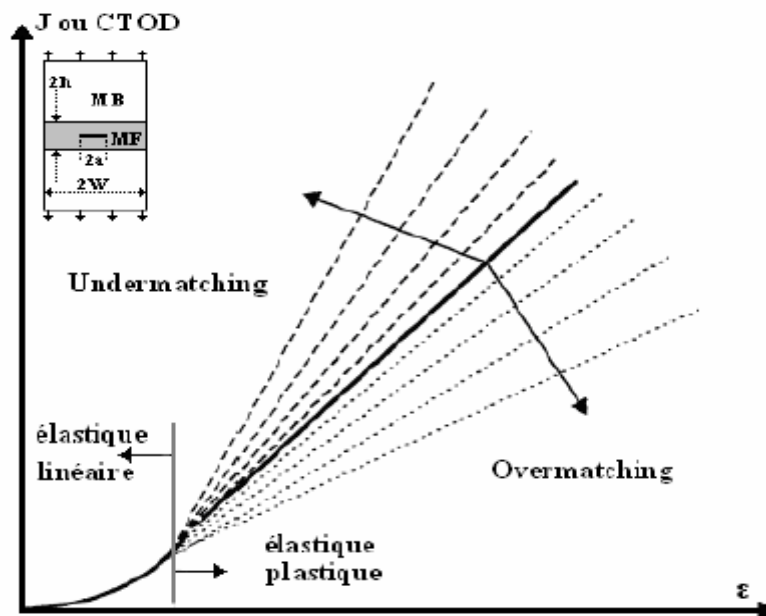


Figure I.31 : Effet de mis-matching sur les évolutions des paramètres J et CTOD .

KRUPP [44] a proposé une méthode permettant de quantifier l'effet du mis-matching sur l'ouverture au fond de la fissure (CTOD), consiste à décrire un rapport  $\delta_R$  des « forces actives de fissuration » par l'expression suivante :

$$\delta_R = \left[ \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{e(B)}} \right]^{\left( \frac{n_{(MB)}}{n_{(MF)}} - 1 \right)} M^{\left( 1 - \frac{1}{n_{(MF)}} \right)} \quad (I.15)$$

Avec :

$$\delta_R = \delta_{MF} / \delta_{MB} \quad (I.16)$$

$\delta_{MF}$  : CTOD dans le cas d'un joint soudé

$\delta_{MB}$  : CTOD pour le MB

$n$  : coefficient d'écrouissage

$M$  : le taux de mismatching

$(\varepsilon_e)_{MB}$  : Déformation élastique dans le cas du MB, correspondant à  $\sigma_e$

$\varepsilon$  : Déformation correspondant à la contrainte appliquée

### 1.8.2. Les contraintes résiduelles :

On définit les contraintes résiduelles comme étant les contraintes existant dans une structure mécanique alors qu'aucune sollicitation extérieure n'est appliquée. Elles s'auto équilibrent donc mais s'additionnent au chargement extérieur. Dans le cas d'un joint soudé, elles proviennent du procédé de soudage. Elles résultent des dilatations thermiques différentielles, des changements de phase, des conditions de bridage des tôles et du mismatching. Il existe plusieurs techniques pour les mesurer :

- Les méthodes non-destructives : ultrasons, rayons X, diffraction des neutrons,
- Les méthodes destructives : méthode du trou, de la flèche.

Ces contraintes sont rarement connues avec précision. En outre, elles peuvent varier d'un joint à l'autre de manière significative. La règle R6 propose des profils de contraintes résiduelles surestimés en traction (donc non-équilibrés), de manière à garder une analyse conservative.

Pour des soudures de raboutage de tube, elle s'appuie notamment sur les travaux de FISSOLO [54 et 55]. D'après ces profils, les contraintes résiduelles peuvent être suffisamment grandes pour écrouir le matériau.

Dans le cas d'une structure fissurée, les contraintes résiduelles influent sur le confinement de la plasticité en pointe de fissure. Dans le cas de la déchirure ductile, il est possible de vérifier cet effet par une approche J-Q (MATEO A [47]), le paramètre Q permettant justement de quantifier le confinement. Dans le cas de la rupture fragile, il est également nécessaire de tenir compte de ce changement de confinement car une simple addition des contraintes résiduelles et des contraintes appliquées peut se révéler non conservative [48]. En revanche, les contraintes résiduelles sont modifiées et redistribuées par une déformation plastique importante. Elles n'ont donc que peu d'effet en cas de ruine par plasticité généralisée, voire en cas de rupture par déchirure ductile.

## **1.9. APPROCHE LOCALE DE LA DECHIRURE DUCTILE**

### **1.9.1. Introduction**

La compréhension des mécanismes de ruine du matériau à l'échelle microscopique a permis de développer une approche prenant en compte l'endommagement calculé localement en pointe de fissure. Cette démarche, appelée approche locale, constitue une alternative totalement différente à d'autres approches puisqu'elle ne s'appuie pas sur une grandeur quantifiant l'énergie liée à la propagation mais cherche à modéliser la manière dont cette énergie est dissipée.

Cette approche, basée sur la connaissance des mécanismes microscopiques intervenant lors de la rupture nécessite le choix d'un modèle adéquat mettant en évidence les diverses phases de cette rupture ductile.

Ce modèle s'exprime à partir des contraintes et des déformations à la pointe de fissure, calculées en utilisant la méthode des éléments finis. Il s'agit ensuite de confronter les paramètres locaux, obtenus par le modèle, avec leurs valeurs critiques, pour évaluer les conditions de propagation de fissure.

### 1.9.2. Mécanisme de rupture par déchirure ductile

Les mécanismes d'endommagement sont habituellement divisés en trois étapes (figure I.35) qui sont :

- Amorçage de cavités à partir de la décohesion (la formation de cavités sur des particules).
- Croissance de ces cavités, contrôlée par la déformation plastique et la contrainte hydrostatique.
- Coalescence des cavités qui conduit à la rupture du matériau [49].

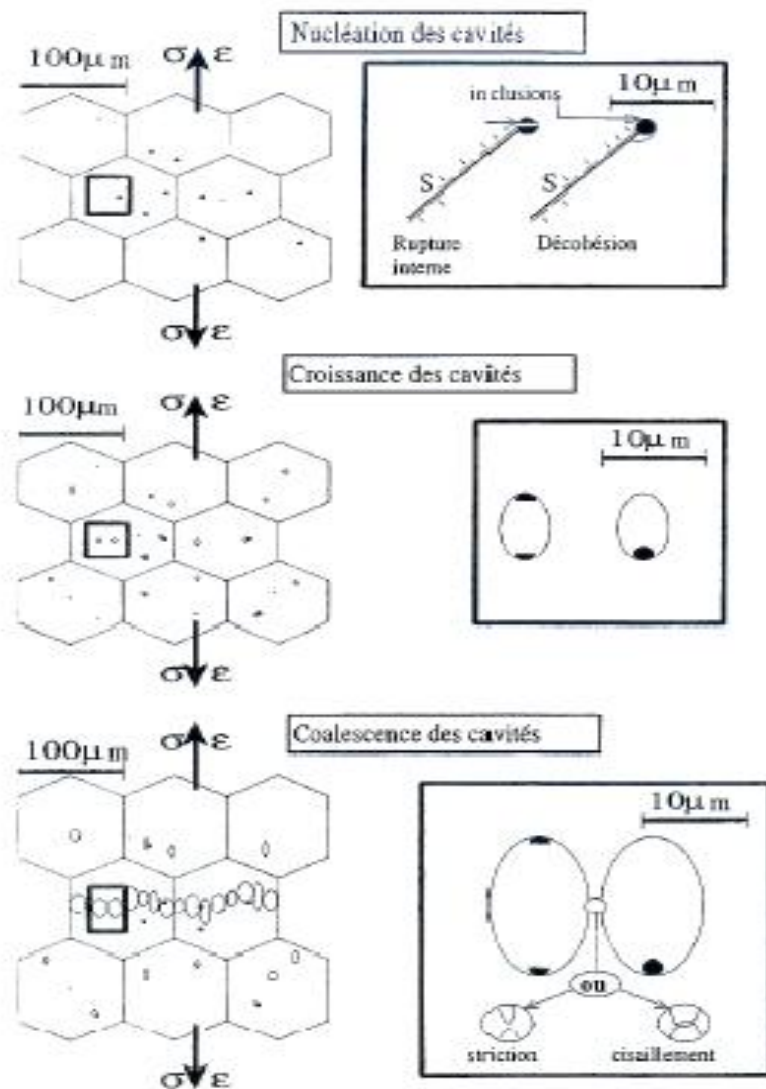
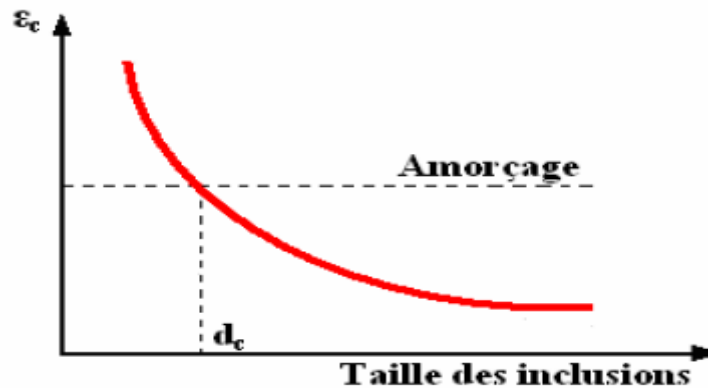


Figure I-32 : Mécanismes de la déchirure ductile.

Les cavités prennent généralement naissance sur des inclusions. La germination est alors le résultat soit de la rupture de ces inclusions par clivage, soit de leur décohésion avec la matrice. En écrivant qu'à la germination la contrainte locale doit être au moins égale à la contrainte de rupture de l'inclusion et l'énergie libérée égale à l'énergie de rupture de l'inclusion, on obtient une déformation critique décroissante lorsque la taille des inclusions augmente (Figure I.33).



**Figure I.33** : Evolution de la déformation critique à l'amorçage de cavités

Dans la pratique, la taille critique  $d_c$  est de l'ordre de quelques microns, de telle sorte que pour la majorité des inclusions qui ont une taille supérieure, il suffit de se préoccuper du critère associé à la contrainte dans l'inclusion et à l'interface, égale à la contrainte de rupture. La condition d'amorçage s'écrit alors [49] :

$$\sigma_d = \sigma_1 + \lambda(\sigma_{eq} - \sigma_Y) \quad (I.17)$$

$\sigma_1$  La plus grande contrainte principale

$\sigma_Y$  Limite d'élasticité

$\sigma_{eq}$  Contrainte équivalente au sens de Von Mises

$\lambda$  Facteur de forme

### 1.9.3. Croissance des cavités

Les cavités croissent sous l'effet combiné de la déformation plastique et de la triaxialité des contraintes. Des travaux basés sur des modèles mathématiques et expérimentables ont

montrés que cette croissance résulte au faite de la combinaison de deux mécanismes simultanés :

- L'augmentation de la taille des cavités.
- L'augmentation du nombre de cavités par germination

Cette phase, purement mécanique, représente la plus grande part dans la durée de vie d'un matériau. Ainsi de nombreux modèles mathématiques ont été proposés pour décrire la croissance des cavités [50].

#### 1.9.4. Modélisation de la déchirure ductile

Dans le domaine de transition fragile-ductile, l'évolution de la ténacité en fonction de la température et la dispersion de la ténacité n'est pas correctement prédite avec les modèles locaux de description du clivage.

En particulier les valeurs expérimentales basses sont sous estimées par les modèles. Des effets de la déchirure ductile, de la déformation plastique ou encore de la température sont invoqués pour expliquer les insuffisances des modèles de rupture par clivage.

Deux types de modèles locaux sont utilisés pour simuler le comportement à rupture du matériau dans le domaine de la transition fragile-ductile : les modèles couplés qui décrivent simultanément l'endommagement ductile et l'endommagement par clivage et les modèles non couplés qui reposent sur les modèles de clivage « aménagés ».

##### 1.9.4.1. Modèles de croissance des cavités

###### 1.9.4.1.1. Modèle de croissance de cavités de Rice et Tracey

Rice - Tracey [51] considère une cavité sphérique de rayon  $R$  dans un massif infini, de comportement rigide parfaitement plastique sous un chargement axisymétrique obéissant au critère de plasticité de Von Misès (figure I.34). Ces auteurs proposent une relation entre la taille de cette cavité (via un rayon moyen) et les champs de contraintes et de déformations de la forme :

$$\frac{dR}{R} = 0.283 \cdot \exp\left(\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right) \cdot d\varepsilon_{eq} \quad (I.18)$$

La rupture est supposée intervenir lorsque la cavité atteint un rayon critique  $R_c$  défini par

Beremin [52], et dans le cas du modèle de Rice et Tracey étendu à un matériau écrouissable, où :

$$\ln \left( \frac{R}{R_0} \right) \int_{\varepsilon_{\text{décohésion}}^P}^{\varepsilon_{\text{eq}}^P} 0.283 \cdot \exp \left( \frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_{\text{eq}}} \right) d\varepsilon_{\text{eq}}^P \quad (\text{I.19})$$

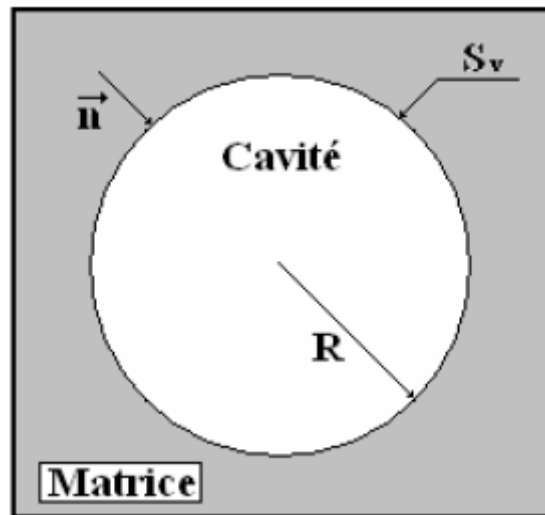


Figure I.34 : Cavité sphérique isolée

La triaxialité joue ici un rôle prédominant. Cette approche est dite « découplée » car le comportement mécanique du matériau n'est pas affecté par l'endommagement, qui peut être évalué en post-traitement des calculs numériques.

La coalescence apparaît lorsque le rapport  $R/R_0$  atteint une valeur critique  $(R/R_0)_c$ . Une relation similaire est proposée par Huang [53] pour les forts taux de triaxialité (à la constante  $x$  près, qui vaut 0.427). Pour un taux de triaxialité inférieur à 1, il propose une relation menant à des déformations à la rupture plus importantes que le modèle de Rice et Tracey :

$$\ln \left( \frac{R}{R_0} \right) \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon} 0.427 \left( \frac{|\sigma_m|}{\sigma_{\text{eq}}} \right)^{\frac{1}{4}} \exp \left( \frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_{\text{eq}}} \right) d\varepsilon_{\text{eq}}^P \quad (\text{I.20})$$

#### 1.9.4.1.2. Vérification expérimentale du Modèle de Rice - Tracey

La méthodologie de vérification expérimentale du Modèle de Rice - Tracey consiste à mesurer la croissance des cavités sur des éprouvettes cylindriques de traction entaillées circulairement ayant subies différents taux de déformation [54, 55 et 56]. Cette méthodologie a été appliquée par :

- Marini et al [57], dans le cas des aciers contenant des particules d'alumine de différents diamètres, servant à initier les cavités ( $f_0 = 5 \cdot 10^{-3}$  et  $3 \cdot 10^{-2}$ ).
- Mudry [58] sur l'acier A 508 Cl 3 (fraction volumique d'inclusions de sulfures de manganèse  $f_0 = 3 \cdot 10^{-4}$ ).

Les taux de croissance mesurés en fonction de la triaxialité des contraintes, met en évidence le fait que :

- la loi de croissance est correctement modélisée par une dépendance exponentielle vis-à-vis du taux de triaxialité des contraintes, du type :

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \alpha \varepsilon_{ep}^P \exp\left(\beta \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \quad (I.21)$$

La valeur  $\beta=1.5$  donnée par Rice - Tracey semble en bon accord avec les résultats expérimentaux de divers auteurs sur une plage de porosité allant de  $3 \cdot 10^{-4}$  à  $3 \cdot 10^{-2}$ . Par contre le coefficient  $a$  dépend fortement de la fraction volumique initiale de vides : plus la fraction volumique est grande, plus la valeur de  $a$  est importante \$ dans tous les cas sa valeur excède largement 0.283, donnée par Rice - Tracey. En extrapolant les résultats expérimentaux de Marini et al, Licht et Suquet [59] ont trouvé une valeur de 0.5 environ correspondant aux très faibles porosités. La différence constatée entre les valeurs expérimentales et théoriques du coefficient  $a$  est attribuée à l'effet des interactions entre inclusions voisines et à la formation d'une seconde population de microcavités.

Il faut noter que ces divers modèles considèrent le cas d'une cavité isolée dans un milieu infini où les interactions entre trous et les effets de la porosité ne sont pas prises en considération [60].

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = A \varepsilon_{ep}^P \exp\left(B \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \quad (I.22)$$

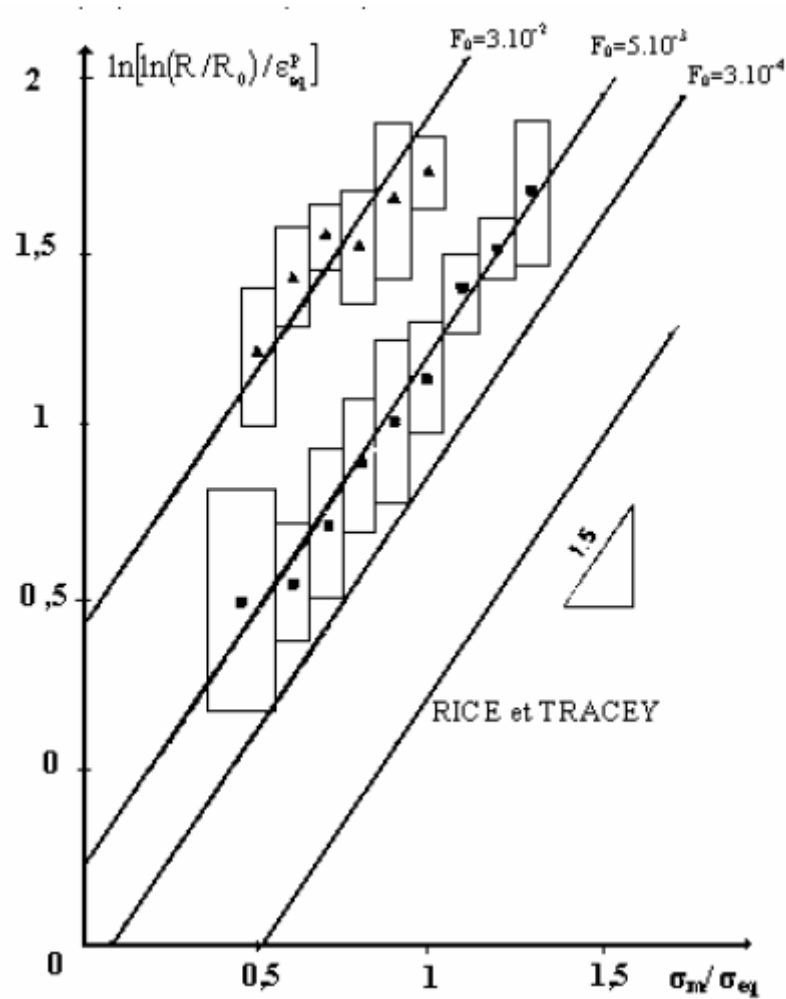


Figure I.35 : Dépendance de A vis-à-vis de la fraction volumique initiale de cavités [51]

#### 1.9.4.1.3. Modèle de croissance de cavités de Mc Clintock

Mc Clintock [61] calcule la croissance de cavités cylindriques dans un matériau parfaitement plastique non linéaire, qui s'allonge dans la direction de l'axe de la cavité et qui est soumis à un chargement axisymétrique. La loi de croissance obtenue est donnée par :

$$\frac{R}{\varepsilon_{\text{eq}}^P R} = -\frac{1}{2} + \frac{\sqrt{3}}{2} \sinh \frac{\sigma_m \sqrt{3}}{\sigma_{\text{eq}}} \quad (\text{I.23})$$

Cette loi a été étendue au cas d'une cavité ellipsoïdale dans un milieu tridimensionnel sous la forme [61] :

$$\frac{R}{R} = \frac{\varepsilon_{eq}^p \sqrt{3}}{2(1-n)} \sinh \frac{(1-n)\sigma_m \sqrt{3}}{\sigma_{eq}} \quad (I.24)$$

Où

n : le coefficient d'écoulement du matériau

R : le rayon moyen de la cavité

## 1.10. Modèles de décohésion locale

### 1.10.1. Modèle de décohésion de Rousselier

Dans le cadre d'une approche thermodynamique des matériaux standards généralisés, Rousselier [62, 63 et 64] a développé une théorie en considérant l'endommagement comme une variable interne. Le modèle repose sur deux hypothèses principales :

- les variables d'écoulement  $p$  et d'endommagement  $\beta$  sont des scalaires (hypothèse d'isotropie); les « forces » associées à  $p$  et  $\beta$  sont notées respectivement  $P$  et  $B$ ,
- le potentiel plastique  $F$  est de la forme :  $F = \frac{\sigma_{eq}}{\rho} + P(p) + B(\beta)g(\sigma_m)$

Avec  $\rho$  : rapport de la masse volumique actuelle sur la masse volumique initiale.

L'expression du potentiel plastique est alors la suivante :

$$F = \underbrace{\frac{\sigma_{eq}}{\rho}}_{(\text{Écoulement})} - \underbrace{R(p)}_{(\text{Endommagement})} + \frac{\sigma_1 f_0 \exp(\beta)}{1 - f_0 + f_0 \exp(\beta)} D \exp\left(\frac{\sigma_m}{\rho \sigma_1}\right) = 0 \quad (I.25)$$

Avec

$R(p)$  : contrainte d'écoulement du matériau non endommagé

$\beta$  : paramètre d'endommagement  $\beta = P \exp(\sigma_m / \rho \sigma_1)$

$D$  : constante d'intégration comprise entre 1,5 et 2. Elle est considérée indépendante du matériau, du moins pour une faible porosité initiale,  $f_0 < 10^{-3}$ .

$\sigma_1$  : Résistance de la matrice à la déchirure ductile. Généralement la contrainte  $\sigma_1$  est environ égale au 2/3 de la contrainte d'écoulement soit  $\sigma_1 = (R_{p0.2} + R_m)/3$

Ce potentiel est identique à celui de Von Mises lorsque la fraction volumique est nulle ( $f_0 = 0$ ). Le matériau perd toute résistance pour une porosité égale à 1. Pour accélérer la rupture,

Howard et al. [65] ont défini une valeur de paramètre d'endommagement critique  $\beta_c$ , qui correspond à une valeur de porosité critique ( $f_c$ ) pour laquelle le matériau perdait toute résistance :

$$f^c = \frac{f_0 \exp(\beta^c)}{1 - f_0 + f_0 \exp(\beta^c)} \quad (\text{I.26})$$

En définitive, les paramètres du modèle sont au nombre de quatre : la constante d'intégration  $D$ , la résistance de la matrice à la déchirure ductile  $\sigma_1$ , la fraction volumique initiale de cavités  $f_0$  et la taille de maille qui représente le volume élémentaire représentatif. La taille de maille vaut usuellement (500  $\mu\text{m}$ ).

### 1.10..2. Modèle de décohésion de Gurson

Gurson [66] à partir d'un modèle microstructural définit pour différentes géométries de microcavités des potentiels plastiques. Dans son approche, la matrice est rigide et parfaitement plastique. Pour des cavités sphériques il montre que le potentiel plastique ( $D$ ) a pour expression :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f \cdot \cosh \left[ \frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_0} \right] - [1 + f^2] = 0 \quad (\text{I.27})$$

Avec

$f$  : fraction volumique de cavité

$\sigma_0$  : contrainte d'écoulement de la matrice

Pour une porosité nulle ( $f=0$ ), le potentiel se réduit au potentiel de Von Mises. Pratiquement, ce modèle surévalue la ductilité, ce qui est attribué au fait que l'interaction entre les cavités n'est pas prise en compte. Pour tenir compte de cette interaction, Tvergaard [67] estime qu'une meilleure représentation est obtenue si on introduit dans le potentiel de Gurson trois paramètres  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f \cdot q_1 \cdot \cosh \left[ \frac{3}{2} \cdot \frac{q_2 \sigma_m}{\sigma_0} \right] - [1 + q_3 f^2] = 0 \quad (\text{I.28})$$

Avec l'appui de calculs par éléments finis, Tvergaard aboutit aux valeurs suivantes des paramètres  $s$  :  $q_1 = 1,5$  ;  $q_2 = 1$  et  $q_3 = q_1^2$  ce qui revient à multiplier la proportion des cavités par  $q_1$ . Récemment Perrin et Leblond [68] ont montré que le paramètre  $q_1$  est fonction de la porosité  $f$ . Pour une porosité tendant vers 0, le paramètre  $q_1$  est égal à  $4/e$ .

Mais si ce modèle décrit convenablement le comportement global, il ne peut rendre compte de l'accélération de la déformation qui se produit juste avant la coalescence des cavités.

Tvergaard et Needleman [69] introduisent ainsi une fraction volumique effective :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f^* \cdot q_1 \cdot \cosh \left[ \frac{3}{2} \cdot \frac{q_2 \sigma_m}{\sigma_0} \right] - [1 + q_3 f^{*2}] = 0 \quad (I.29)$$

La fonction  $e$  veut représenter l'étape de la coalescence des cavités pour des matériaux avec des fractions volumiques faibles :

$$f^* = \left\{ \begin{array}{ll} f^* = f & f \leq f_c \\ f^* = f_c + \delta(f - f_c) & f > f_c \end{array} \right. \quad \text{avec } \delta = \frac{f_u - f_c}{f_F - f_c} \quad (I.30)$$

$\delta$  représente la pente « d'accélération » de la croissance de porosité.  $f_c$  est la valeur du début de la coalescence,  $f_F$  correspond à la porosité pour laquelle le matériau perd toute résistance.

Pour  $f^*$  égale à  $1/q_1$ , on montre que la contrainte équivalente  $\sigma_{eq}$  est nulle.

Les paramètres du modèle de Gurson sont au nombre de cinq : la porosité initiale ( $f_0$ ),  $\delta$ ,  $q_1$ ,  $q_2$ , et la taille de maille qui définit le volume élémentaire représentatif.

Avec les modèles couplés, comme ceux de Rousselier et de Gurson, il n'est pas nécessaire de définir une valeur critique de la variable d'endommagement pour obtenir l'amorçage et ensuite la propagation de la fissure. L'amorçage et la propagation se produisent naturellement lorsque l'adoucissement dû à la croissance des cavités l'emporte sur l'écrouissage du matériau. Il en résulte une instabilité mécanique qui se traduit notamment par un effondrement des contraintes transmises par la zone fortement endommagée.

Généralement, la soudure représente une discontinuité dans la structure chargée, et provoque une concentration de contrainte assez importante, influençant la durée de vie des assemblages soudés. Cette concentration de contraintes, élevée en raison de la forme de joint soudé ou les défauts indésirables, existent dans la soudure ainsi que la corrosion au cordon de soudure, la porosité, les soufflures, les inclusions, les fissures...etc.

La caractérisation des différentes zones du joint de soudure est une opération très difficile à cause de la discontinuité géométrique. En effet l'hétérogénéité mécanique liée à la présence de trois zones présente des comportements mécaniques différents.

La microstructure et l'équilibre de phase  $\delta/\gamma$  change de manière significative lors du soudage de l'acier. Dans la zone de surchauffe (partie de la ZAT adjacente à la ligne de fusion), la microstructure de l'acier est portée jusqu'au domaine ferritique monophasé lors du chauffage par le cycle thermique du soudage. En raison du refroidissement rapide, une grande partie de cette ferrite persiste à température ambiante. La microstructure résultante est donc caractérisée par de fortes teneurs en ferrite. La reformation de l'austénite dans cette zone se fait par germination hétérogène lors du refroidissement. Dans la zone de recuit partiel, la microstructure est sujette à des phénomènes de recristallisation et de croissance des grains. L'équilibre de phase  $\delta/\gamma$  dans cette zone est moins perturbé que celui dans la zone de surchauffe.

Le traitement de la tenue en fatigue des assemblages soudés est assez compliqué. Il est soumis à plusieurs facteurs ainsi qu'à l'état hétérogène de la structure de matériau, les inclusions, les contraintes résiduelles, l'épaisseur des tôles...etc.

Il existe bien des méthodes normalisées pour le dimensionnement des joints soudés et la prédiction de leur durée de vie en fatigue. L'Eurocode3, code très utilisé par les ingénieurs, montre son efficacité, mais en même temps son caractère conservatoire. Il ne tient pas compte de la nature constitutive de l'acier, entraînant ainsi des calculs pessimistes.

Des nouvelles approches sont apparues ces dernières années pour palier à ce manque d'information des bureaux d'études. La méthode volumétrique, qui prend en compte en fatigue de l'effet d'entaille dans les joints soudés, est une approche qui fait face à ses défauts. Effectivement, en intégrant la géométrie du cordon, la loi de comportement cyclique du matériau, et en prenant en compte un volume et non un point, la méthode volumétrique est encourageante.

# Chapitre II

## Etude Expérimentale



---

## Chapitre II : Etude expérimentale

*Cette partie est consacrée à la présentation des éléments relatifs à l'approche expérimentale utilisée dans notre thèse.*

*Ce travail a permis de déterminer expérimentalement les caractéristiques mécaniques, ainsi que les résistances à la déchirure ductile à la température ambiante, du métal de base (MB), métal fondu (MF) et de la zone affectée thermiquement (ZAT) prélevés à partir d'un joint soudé réalisé dans des conditions représentatives des fabrications industrielles. Le profil du cycle thermique subit dans la ZAT a été établi par une simulation mécanique, ce qui a rendu possible la reproduction des caractéristiques de cette zone sur le métal de base.*

*Et tous ces éléments sont nécessaires pour constituer une banque de données qui permettra de valider notre simulation numérique.*

### **2. Expérimentation :**

Les essais mécaniques ont pour but, le contrôle des assemblages du point de vue des caractéristiques mécaniques dans les différentes zones du joint soudé. Les essais sont conduits dans le respect des normes relatives, et sont réalisés en collaboration avec d'autres chercheurs du laboratoire LMSR. Parmi les objectifs de notre travail on peut citer, en premier lieu, essai de traction pour savoir les propriétés mécaniques du joint, de la zone affectée thermiquement et du métal de base, en deuxième lieu, essai de pliage qui permet de réaliser un contrôle qualité, en troisième lieu aussi, un essai de dureté pour confirmer les modifications structurales, et finalement un essai de résilience pour évaluer la résistance aux chocs de ces joint soudés et estimer la ténacité dans les conditions de service par passage résilience / ténacité.

Les essais sont conduits dans le respect des normes relatives et sont complétés par les examens macrographiques pour la pénétration et micrographiques pour l'étude des transformations structurales dans la ZF et la ZAT.

Les difficultés rencontrées pour mesurer les caractéristiques en la zone affectée thermiquement du fait de son étroitesse, nécessite une étude parallèle pour tenter de reproduire celle-ci, sur des éprouvettes prélevées dans le métal de base. Un système

d'acquisition de température exécuté sous Labview permettant la mesure des cycles thermiques dans les différentes positions des tôles de l'assemblage proposé a été mis au point.

### 2.1. Présentation générale du matériau étudié :

Nôtre étude porte sur l'acier A48AP utilisé pour la fabrication des citernes à gaz et les circuits vapeur vive principal VVP. Les procédés de soudage utilisés sont, le soudage manuel à l'électrode enrobée (EE) et le soudage automatique à l'arc (FF).



Figure II.1 : Métal de base A48AP et le métal d'apport utilisé E7018

#### 2.1.1. Analyse chimique :

Les analyses chimiques de l'acier A48AP et celles du métal déposé (Electrode enrobée) ont été effectuées sur deux échantillons (prélèvement mi épaisseur dans l'axe du joint), les résultats sont rassemblés dans le tableau (II- 1). Les compositions chimiques mesurées sont représentatives des valeurs moyennes obtenues en fabrication. Les teneurs en carbone et silicium obtenues sur produit de base sont basses, et celui du produit en soufre est élevé, qui est de 0,021%.

Toutefois, dans le cas du métal d'apport, il convient de noter la teneur élevée en manganèse liée à l'électrode enrobée utilisée (MF 48NUC), ainsi qu'une très faible teneur en aluminium. Les teneurs en carbone équivalent du métal de base (MB) et celle du métal fondu (MF), calculée d'après la formule (II-1) ci-dessous proposée par l'Institut International de Soudure, sont respectivement de 0,38 % et 0,21 %.

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} (\%) \quad (II.1)$$

Elément en (%)	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Sn	V
A48AP	0.198	0.021	0.01	0.207	0.77	0.135	0.09	0.03	0.27	0.023	0.02
Métal déposé	0.074	0.021	0.017	0.35	0.73	0.02	0.03	0.004	0.05	0.006	0.015

Tableau II.1 : Composition chimique de l'acier A48AP et du métal déposé.

## 2.2. Préparation des éprouvettes pour l'opération de soudage

La qualité du joint dépend du soin apporté à la préparation des pièces à souder. Une bonne préparation ne doit pas altérer sensiblement ; ni les propriétés mécaniques, ni les propriétés métallurgiques des pièces.

Avant l'opération de soudage, l'éprouvette doit être nettoyée de tout oxyde, huile, graisse, impureté ou autre matière déposée dessus pouvant provoquer des défauts lors de la solidification du métal fondu. Un nettoyage manuel avec une brosse en acier inoxydable ou un solvant chimique est acceptable.

Après le nettoyage des éprouvettes, un chanfrein doit être préparé pour être rempli du métal déposé. La forme et les dimensions de ce chanfrein dépendent de la géométrie de l'éprouvette à souder. Dans notre cas, un chanfrein de type V et demi V ont été usinés, le premier pour des essais de caractérisation et le deuxième pour l'emplacement des thermocouples. Les caractéristiques géométriques de ce chanfrein sont représentées schématiquement dans la figure II.2.

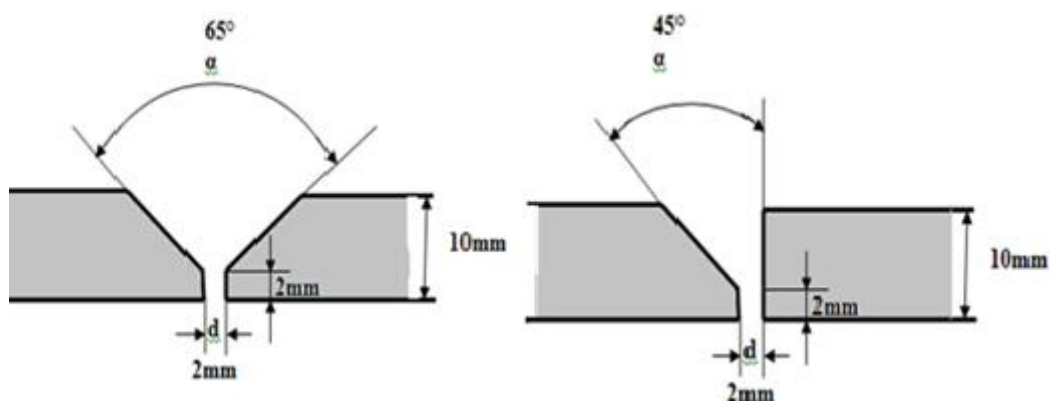


Figure II.2 : Forme et dimensions du chanfrein préparé.

### 2.2.1. Soudage des plaques

Cette partie consiste à évaluer la résistance de ces joints soudés dans les conditions de service. Pour y parvenir, différents étapes ont été réalisés. Le soudage des plaques en acier A48AP, a été réalisé manuellement avec le métal d'apport (EE) E7018.

La qualité du joint dépend du soin apporté à la préparation des pièces à souder. Une bonne préparation ne doit pas altérer sensiblement ; ni les propriétés mécaniques, ni les propriétés métallurgiques des pièces. La préparation des pièces se fait selon les étapes suivantes :

- La mise à dimension est faite par : oxycoupage ou découpage au chalumeau
- Cisailage, sciage
- La préparation des chanfreins est réalisée par : rabotage, fraisage ou machine à chanfreiner à froid.
  
- Soudage
- Usinage des éprouvettes soudées pour avoir les dimensions et les formes des éprouvettes normalisées ;
- Rectification des éprouvettes usinées pour avoir un bon état de surface

Le principal contrôle qui à été appliqué est le contrôle par ressuage, il permet de détecter des défauts de compacité, parfois très fins, débouchant en surface et non obstrués (fissures, porosités, replis, manque de liaison) sur des matériaux métalliques non poreux et non absorbants l'opération se base sur les étapes suivantes :

- 1\*** Dégraissage de l'élément à examiner à l'aide d'un solvant et d'un chiffon propre et non pelucheux.
- 2\*** Application du pénétrant rouge ou fluorescent suivant la sensibilité de l'examen, pour un temps d'imprégnation de 20 minutes.
- 3\*** Nettoyage de l'excès de pénétrant par pulvérisation d'eau et séchage.
- 4\*** Application du révélateur en fine couche uniforme. L'interprétation des indications se fait immédiatement et durant les 30 minutes suivantes.

Après l'exécution de l'opération de soudage on obtient deux tôles assemblées comme indique la (figure II.3).

---

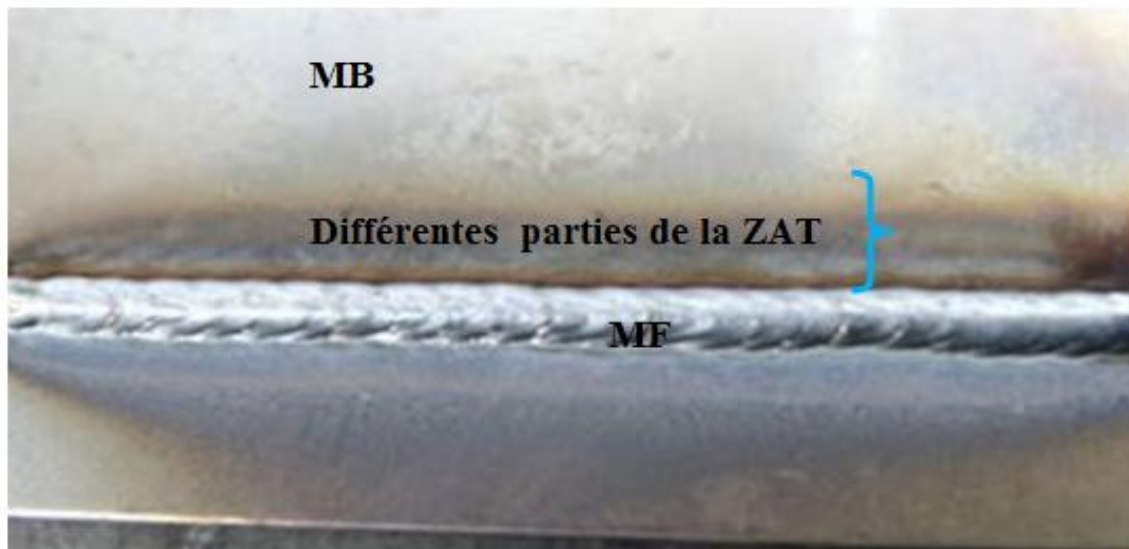


Figure II.3 : Tôles après soudage

### 2.3. Les essais mécaniques de caractérisation:

Les essais mécaniques permettent de vérifier la résistance et les caractéristiques mécaniques de l'ensemble soudé.

Différents essais ont été réalisés :

- Traction.
- Dureté.
- Pliage.
- Résilience.
- Fissuration.

#### 2.3.1. Essai de traction :

L'essai de traction est une expérimentation qui a pour objet la détermination des caractéristiques de résistance dans les trois zones constituant le joint soudé (MB-ZAT-MF)

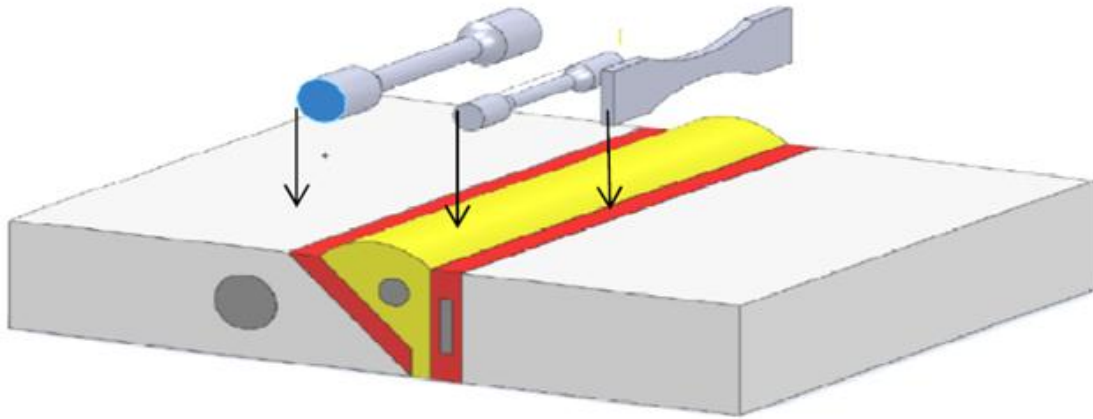
##### a) Echantillons d'essai

Pour le soudage ; il était nécessaire de réaliser des joints en K en demi V pour pouvoir réaliser des essais en pleine épaisseur dans la ZAT.

Pour la détermination des caractéristiques de joint soudé on doit prélever les échantillons dans deux sens

**b) Prélèvement dans le sens longitudinal**

- ❖ Echantillons cylindriques de section droite circulaire pour : Le métal fondu et Le métal de base
- ❖ Echantillons prismatiques dans la (Zone Affectée Thermiquement ZAT).



**Figure II.4 :** Le sens de prélèvement des échantillons (longitudinaux)

L'essai de traction est réalisé sur une machine universelle d'essai électro-hydraulique asservie IBERTEST de capacité 4000 daN en statique et 3300 daN en dynamique (Figure II.5)



**Figure II.5:** Machine de traction.

Pour la caractérisation mécanique de la soudure les éprouvettes normalisées de traction ont été prélevées dans le sens longitudinal et selon la norme (NF EN 100002-1).

les caractéristiques mécaniques obtenues sont données par le tableau II.2 :

	<b>E (MPa)</b>	<b>Re (MPa)</b>	<b>Rm (Mpa)</b>	<b>n</b>	<b>k</b>	<b>A%</b>
BM	203000	410	610	0,401	980	28
FM	190000	350	520	0,508	1009	20
ZAT	183000	290	431	0.3.2	836	15

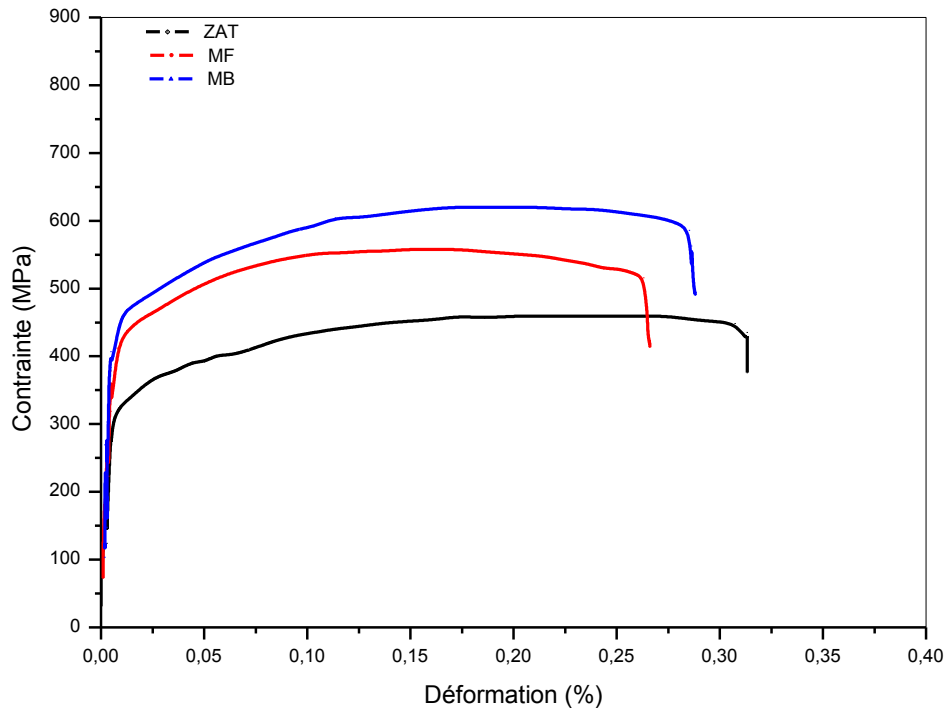
**Tableau II.2 :** Caractéristiques mécaniques dans les trios zones de la soudure

Les paramètres K et n sont calculés à partir de la relation de Ludwik [70]:

$$\sigma = K.(\varepsilon_p)^n \quad (\text{II.1})$$

### 2.3.2. Caractéristiques conventionnelles de traction

Pour des raisons de sécurité et pour éviter la dispersion sur les mesures de la limite conventionnelle d'élasticité, les essais ont été conduits par un contrôle manuel du déplacement du vérin de la machine d'essai. Les résultats de ces essais sont représentés par la figure (II.6).



**Figure II.6 :** Courbe conventionnelle de traction des différentes éprouvettes.

La limite conventionnelle d'élasticité dans le MB (410 MPa), est nettement supérieure que la limite d'élasticité dans les autres zones du joint de soudure (MF :350 MPa et ZAT :290 MPa). En ce qui concerne la résistance à la traction du métal de base est plus faible dans la ZAT (431 MPa) que dans les deux autres zones (MB : 610 MPa) et (MF : 520 MPa). Nous constatons que toutes les valeurs de la limite apparente d'élasticité et de la résistance à la traction sont supérieures aux valeurs minimales garanties (données constructeur). On observe généralement une limite conventionnelle et rationnelle d'élasticité, inférieur dans la ZAT à celle du métal fondu (MF) qui est inférieur à celle du métal de base.

Les mêmes éprouvettes ont été utilisées, après la détermination de la limite conventionnelle d'élasticité et avant rupture, pour tracer des courbes rationnelles de traction ( $\sigma$ ,  $\varepsilon_t$ ), où :

$\sigma$  est la contrainte vraie :

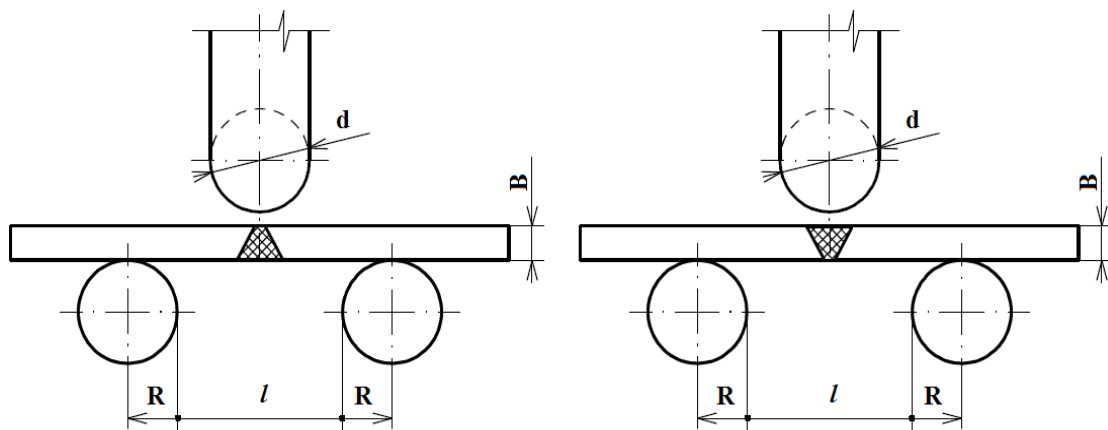
$$\sigma = \frac{F}{S_0}(1 + e) \quad (\text{II.2})$$

Et  $\varepsilon_t$  est la déformation rationnelle totale :  $\varepsilon_t = \log(1 + e)$  (II.3)

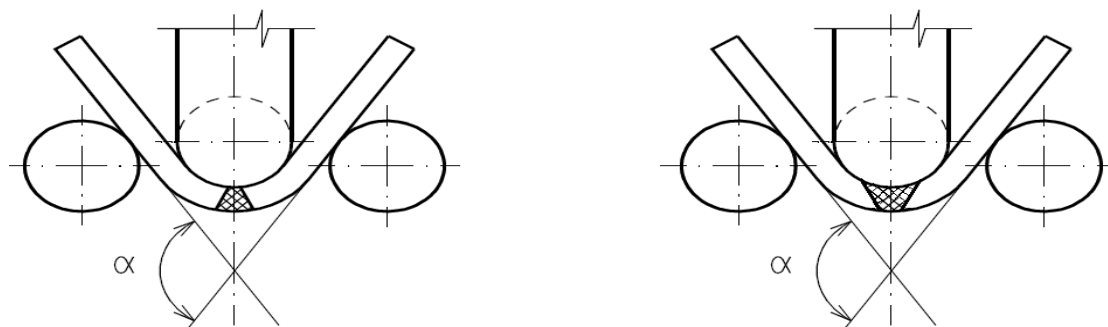
Avec  $e = \frac{\Delta l}{l_0}$ , déformation totale mesurée (élastique + plastique).

### 2.4. Essai de pliage:

Cet essai spécifique aux assemblages soudés se pratique en « pliage envers » ou « pliage endroit », tel que dans le pliage transversal envers, le poinçon sera en contact avec la finition du cordon, et l'allongement maximal sera sur la racine du cordon et on trouve dans le pliage transversal endroit que le poinçon sera en contact avec la racine du cordon, et l'allongement maxi sera sur la finition du cordon (figure II.7). La qualité s'évalue à la présence ou non de fissures dans la zone pliée.



a) Essai de pliage transversal endroit et envers avant l'essai [80].



b) Essai de pliage transversal endroit et envers après l'essai [80].

Figure 1.7 : Méthode d'essai de pliage avec un poinçon.

#### 2.4.1. Préparation des éprouvettes

Après l'assemblage des tôles et l'obtention des pièces de dimensions (300x300x15) mm, des éprouvettes ont été prélevées dans le sens transversal à l'assemblage soudé puis ont été soumises à un surfacage à l'aide d'une tronçonneuse .



**Figure II.8** : Epreuve d'essai de pliage.

L'éprouvette doit être prélevée transversalement dans l'assemblage soudé dans la pièce d'essai soudée pour un essai de pliage transversal, de telle manière qu'après usinage, l'axe de la soudure demeure au centre de l'éprouvette ou dans une position permettant la réalisation de l'essai. Chaque éprouvette doit être marquée de telle manière qu'après son prélèvement il soit possible de repérer sa position exacte dans la pièce d'essai d'où elle a été prélevée [71].

Il est recommandé de préparer les éprouvettes de telle sorte que leur préparation n'altère ni le matériau de base, ni le métal fondu en évitant l'application de tout processus de traitement thermique à l'éprouvette, sauf spécifications ou autorisations contraires dans la norme d'application relative à l'assemblage soudé considéré [72].

Selon la norme EN 910 [71], pour les essais de pliage transversal endroit et envers, l'épaisseur,  $B$ , de l'éprouvette est celle de la tôle dans lequel elle est prélevée à proximité de l'assemblage soudé. Pour les tôles en acier, la largeur  $b$  de l'éprouvette ne doit pas être inférieure à 1,5 fois  $a$ , avec un minimum de 20 mm (avec  $B$  est l'épaisseur de l'éprouvette). L'angle de pliage est compris entre  $120^\circ$  et  $180^\circ$  et la longueur entre les deux appuis est définie par la relation suivante :

$$d + 2B < l \leq d + 3B$$

La longueur totale  $L_t$  des éprouvettes doit être :  $L_t = l + 2R$

Avec :  $L_t$  : longueur totale de l'éprouvette.

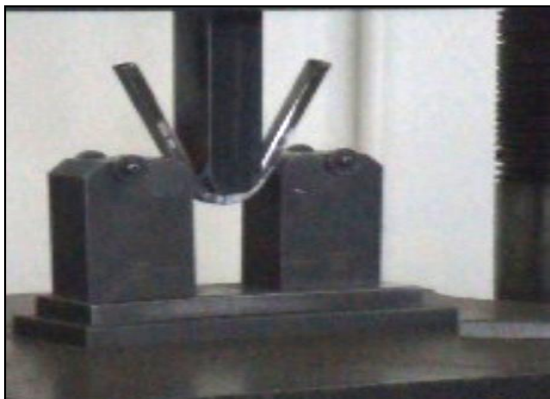
$l$  : distance entre les rouleaux.

$R$  : rayon des rouleaux (appuis).

### 2.4.2.Principe de l'essai

L'essai consiste à exercer sur une éprouvette, à température ambiante, une déformation plastique par pliage. Le pliage est réalisé sur une machine spécialisée (figure II.14 (a)) au niveau de l'entreprise CITER GAZ (Mascara), jusqu'à ce que l'une des branches de l'éprouvette fasse un angle  $\alpha$  déterminé avec le prolongement de l'autre branche (figure II.9 (b)).

L'essai de pliage sur les soudures nous permet de réaliser un contrôle qualité qui nous aide à déterminer la ductilité de la soudure et l'efficacité du processus de soudage, pour ce but le côté de traction (inférieur) de l'éprouvette est inspecté visuellement pour détecter la présence de fissures ou de défauts.



(a) Positionnement de l'éprouvette



(b) Eprouvette après l'essai de pliage.

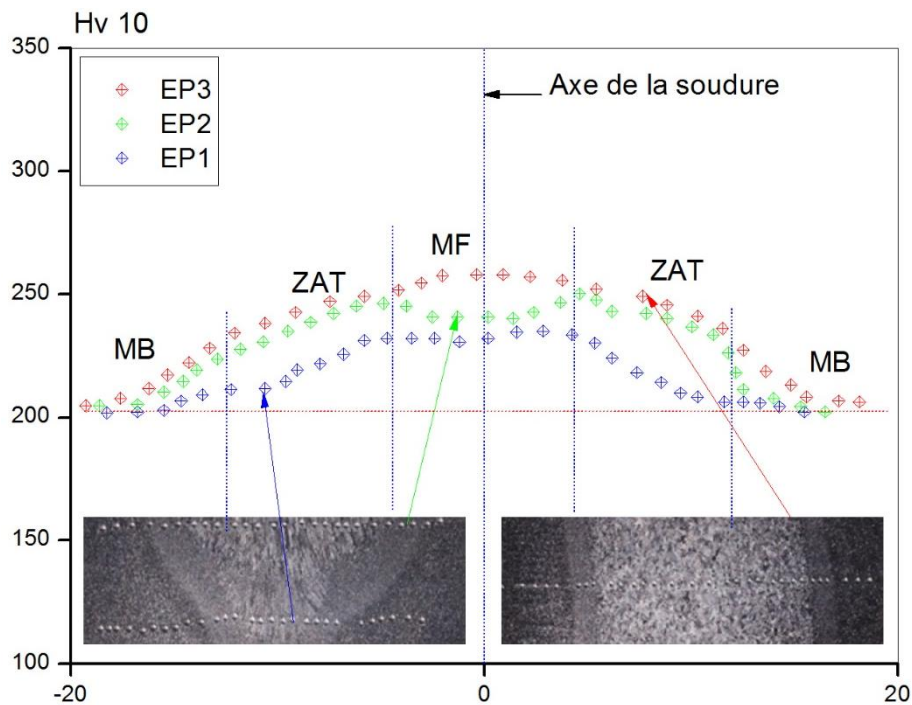
**Figure II.9** : Eprouvette pour l'essai de pliage.

L'analyse des résultats de pliage montre que le joint de soudure réalisé avec le métal d'apport E7018, résiste mieux aux différentes sollicitations. Enfin, chaque éprouvette est examinée du côté sollicité en traction et la plupart des spécifications considèrent les défauts ayant une longueur de 3 mm ou plus comme devant être rebutés [71], Le contrôle détecte facilement chaque défaut transversal mais plus difficilement les défauts tels que les fissures dans le sens de la longueur.

### **2.5. Essai de dureté:**

La dureté Vickers est caractérisée par l'empreinte faite par un pénétrateur sous une charge donnée durant 15 secondes. Le pénétrateur est formé d'une pyramide en diamant à base carrée dont les faces opposées font un angle de  $136^\circ$ . La charge appliquée  $F$  est comprise entre 1 et 120 kgf. Le côté de l'empreinte est de l'ordre de 0,5 mm, la mesure s'effectuant à l'aide d'un microscope. Des filiations de dureté Vickers sous 10 Kgf de charge, ont été effectuées à raison d'une mesure par millimètre dans l'épaisseur du produit, sur une coupe longitudinale et sur une coupe transversale. Les résultats des mesures sont reportés en (figure II.10). La dureté est plus élevée au voisinage de la surface externe en raison du laminage des tôles, la dureté moyenne mesurée est de 191 Hv10 dans le métal de base et de 171 Hv10 dans le métal déposé.

Il est bien constaté que pour toutes les courbes de mesure au milieu, en bas ou bien en haut de l'éprouvette, il y a des pics de dureté dans la ZAT, ces pics représentent les valeurs les plus importantes de dureté dans cette zone, cela est dû probablement aux différentes modifications structurales causées par l'opération de soudage (trempe structurale). Une chute de dureté remarquable localisée dans la zone à proximité de la ZAT.

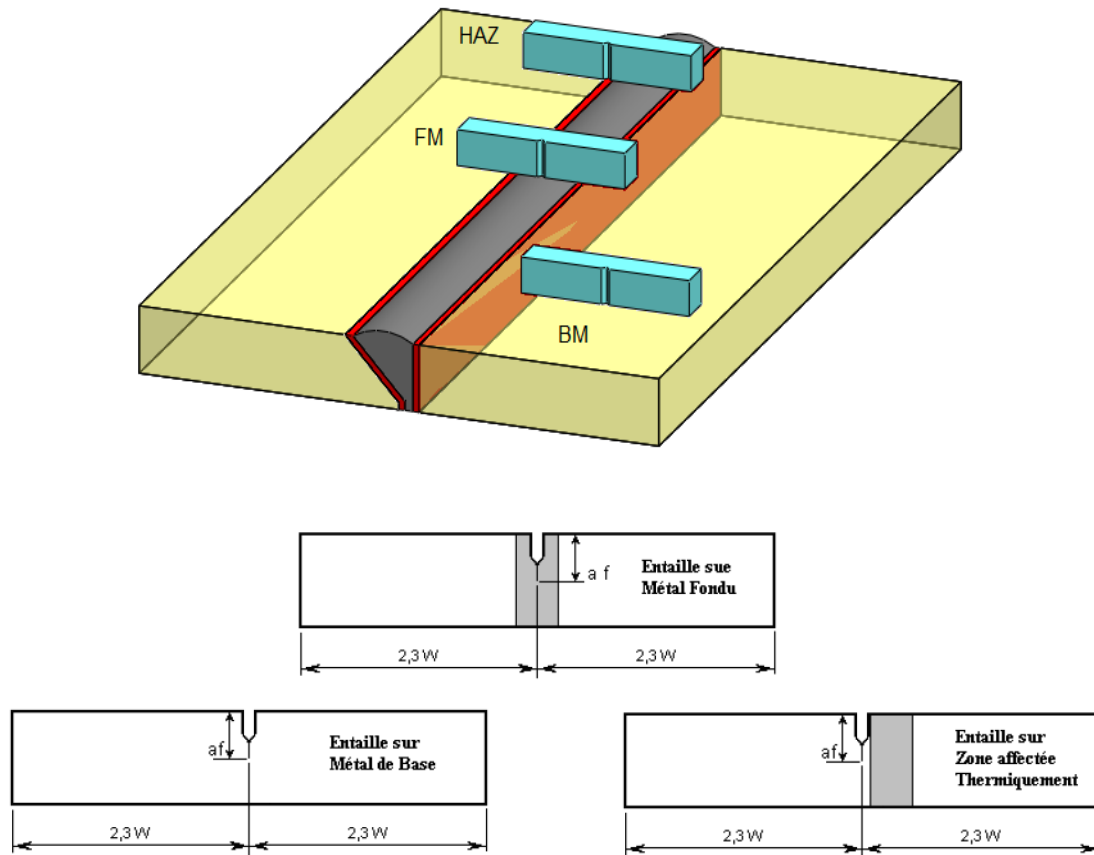


**Figure II.10 :** Filiactions de dureté effectuées sur le joint soudé en surface et transversale perpendiculaire au cordon de soudure.

## 2.6. Essai de résilience :

### 2.6.1. Préparation des éprouvettes de résilience

Après le soudage des tôles et avec le même procédé et les mêmes paramètres que pour les éprouvettes de pliage, ainsi que le découpage avec une scie mécanique. L'usinage des éprouvettes se fait sur une fraiseuse universelle, l'entaille de 45° sur se fait à l'aide d'une fraise (outil) avec une vitesse de coupe de 300 tr/mn, sachant que cette entaille est réalisée sur les trois côtés du cordon de soudure, L'estimation de la ténacité a été faite à partir des corrélations provenant d'essais de résilience. Ces corrélations ne sont valables que pour les essais de résilience réalisés sur les éprouvettes standards de dimensions 10x10, entaillée en V, le sens de prélèvement et les dimension sont données par (la figure II.11)



**Figure II.11:** Sens de prélèvement des éprouvettes de résilience dans les zones de la soudure.

Les essais de résilience ont été réalisés en utilisant une machine « mouton pendule de type RKP 450) (figure II.12), sur des éprouvettes Charpy (figure 32) [73]. La position du prélèvement selon la norme EN 875 [74] est indiquée à la figure 33. Cette position est la plus courante car elle permet de tenir compte d'une certaine façon des variations des caractéristiques dans le joint de soudure. L'unité pour l'essai de résilience est l'énergie, c'est-à-dire les Joules [J] dans le système international d'unités SI. On trouve également des résultats de résilience rapportés à la section de l'éprouvette, en  $J/cm^2$ . La section de l'éprouvette standard étant de  $0,8 cm^2$ .



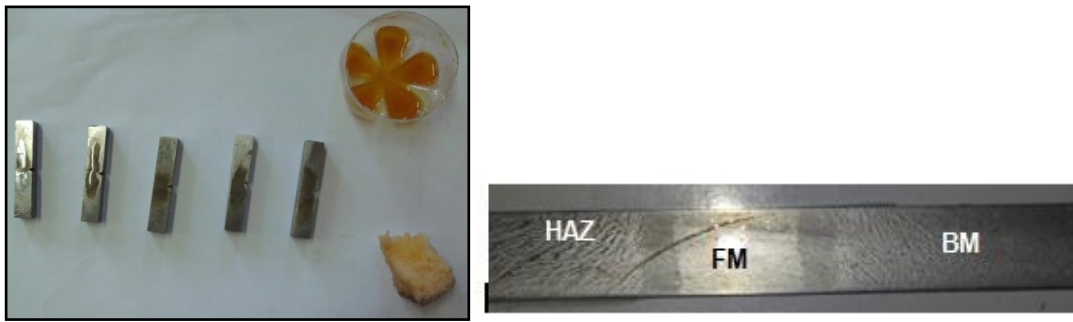
**Figure II.12 :** Machine RKP 450 Moutons pendulent à 450 joules.

### 2.6.2. Polissage

Pour faire apparaître les différentes zones de la soudure sur les éprouvettes étudiées, les éprouvettes ont été polis mécaniquement sur une polisseuse (figure II.13), ensuite nous avons effectué une attaque chimique avec du Perchlorure de fer sur les surfaces étudiées (figure II.14).



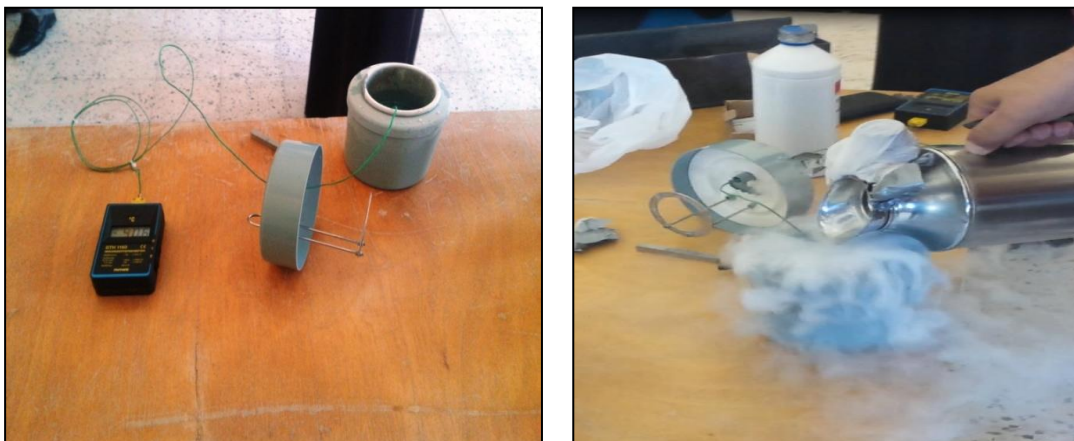
**Figure II.13 :** Polissage des éprouvettes.



**Figure II.14:** Schématisation de l'attaque chimique (Fe Cl3) pour apparaitre les zones de la soudure.

### 2.6.3. Conditions d'essais

La plage de températures des essais devait permettre d'obtenir des mesures de la résilience du palier inférieur jusqu'au début de la courbe de transition. Pour chaque température et chaque zone, trois éprouvettes ont été utilisées. Le liquide réfrigérant utilisé pour abaisser la température des éprouvettes est l'azote associé à l'alcool (figure II.15). Pour le chauffage des éprouvettes nous avons utilisé le four Nabertherm du laboratoire de Traitements thermiques du département de Génie Mécanique (figure II.16). Nous avons utilisé un thermomètre digital pour mesurer la température au cours des essais (figure II.17).



**Figure II.15 :** Système de refroidissement à l'aide de l'azote.



Figure II.16 : Système de chauffe à l'aide d'un four.



Figure II.17 Thermomètre Digital.

#### 2.6.4. Résultats et discussions:

Les résultats obtenus sont représentés par (la figure II.18) ci-dessous. En comparant les résultats représentés dans ces courbes, soit les valeurs mesurées, leur variation sur une gamme de température (de  $-50$  à  $70^{\circ}\text{C}$ ), ainsi que la forme des courbes de transition évaluées pour les types d'éprouvettes testées et les valeurs minimales d'énergie de rupture. Les conclusions suivantes peuvent être tirées :

- Globalement les résiliences les plus faibles correspondent aux éprouvettes pour des gammes de température inférieure à zéro. La résilience semble augmenter jusqu'à la température ambiante ( $30^{\circ}\text{C}$ ) et reste pratiquement inchangée, ou une légère hausse pour les températures jusqu'à  $70^{\circ}\text{C}$ .
- A basse températures (inférieur à  $-30^{\circ}\text{C}$ ), nous avons pratiquement obtenus le même ordre de grandeur de l'énergie dans les trois zones. La plage entre ( $-30^{\circ}\text{C}$  et  $10^{\circ}\text{C}$ ) caractérise les températures de transitions, qui sont comme suit :
  - ✓ Pour le métal de base MB cette transition est cerné entre ( $-30^{\circ}\text{C}$  et  $-5^{\circ}\text{C}$ ) ce qui explique que le palier de ductilité se stabilise avant  $0^{\circ}\text{C}$  et par conséquent on parle de ductilité stable.
  - ✓ Par contre pour la ZAT cette transition est cerné entre ( $-15^{\circ}\text{C}$  et  $10^{\circ}\text{C}$ ), avec un crochet de pré stabilisation de ( $10^{\circ}\text{C}$  et  $20^{\circ}\text{C}$ ), ce qui confère à cette zone un

comportement moins stable que le métal de base. Ce phénomène révèle un changement de structure.

- ✓ Pour le métal fondu MF, qui se situe entre les deux configurations, cette transition est très appréciable dans les graphes de filiations de la dureté.

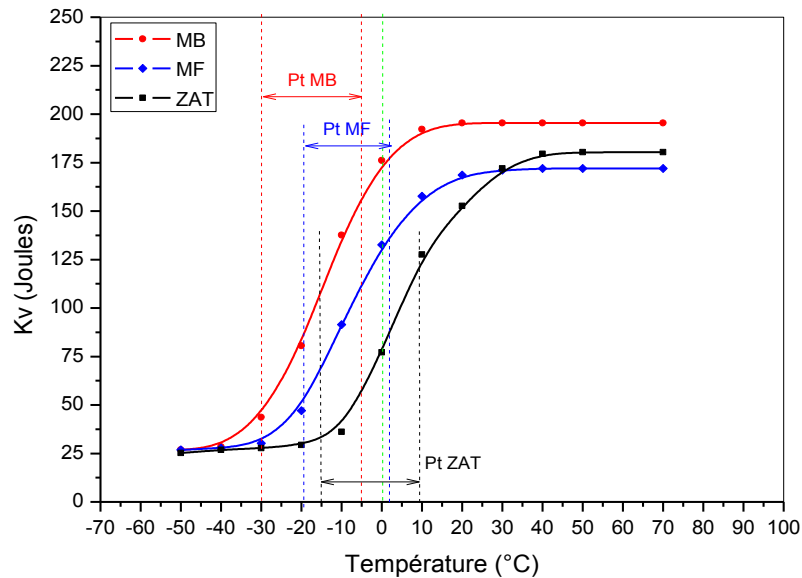


Figure II.18 : Courbes de résilience des trois zones (MB, MF et ZAT).

### 2.6.5. Corrélation entre résilience et ténacité

La température de transition ductile fragile est importante, car elle permet de connaître les plages de température présentant un risque de rupture fragile pour les structures et elle sépare le domaine ductile, qui se caractérise par une déformation plastique et une énergie absorbée importante avant rupture, du domaine fragile où l'énergie dissipée est faible.

Des méthodes empiriques d'évaluation de la ténacité à partir de la résilience ont été développées mais elles ne sont pas basées sur l'observation des phénomènes physiques et peuvent conduire à des marges excessives [75]. Les relations utilisées pour ce passage est données par l'institut de soudure (IS) :

Différents chercheurs ont déterminé expérimentalement de telles corrélations [76-78]. Parmi celles-ci, les relations données par BARSOM et ROLFE [77, 79] entre  $K_{IC}$  et la résilience  $K_{CV}$  sont particulièrement intéressantes. La relation empirique suivante de Barsom et Rolfe est utilisée pour les deux zones (fragile et ductile).

$$\left(\frac{K_{IC}}{R_e}\right)^2 = \frac{1}{\left(\frac{\pi^4}{2}\right)} \left[100\left(\frac{K_v}{R_e}\right) - 1\right] \quad (\text{II.4})$$

L'énergie nécessaire pour la rupture d'un échantillon standard pendant l'essai de résilience d'Izod diminue de manière importante si on diminue la température au-dessous 0°C. On voit aussi que la détermination de  $T_{fd}$  n'est pas très précise mais elle est décalée vers les températures moyennes (-15 à -5°C). Pour la caractérisation de cette transition, on utilise aussi l'analyse de la surface de rupture. On peut facilement distinguer entre eux les endroits où la rupture a procédé par des mécanismes de rupture ductile.

La transition se produit sur une certaine plage de température. Il n'y a pas de critère généralement utilisé pour la définition de  $T_{fd}$  d'autant plus que la température de transition dépend de l'essai effectué (traction, torsion ou résilience). Le plus souvent,  $T_{fd}$  est définie comme étant la température minimale pour laquelle la surface de rupture présente un aspect 100% ductile.

Les résultats présentés par (la figure II.19) sont obtenus par l'introduction d'un facteur d'incertitude (distribué selon une loi de distribution de Weibull, loi du minimum) dans la corrélation de Wallin [80, 81]. Les estimations de la ténacité minimales, moyennes pour les trois zones sont relatives aux résultats de résiliences.

On remarque que pour des faibles températures une ténacité moyenne stable pour les trois zones. Dans la phase de transition, on remarque une évolution logique mais inversement proportionnelle aux lois de comportement des trois zones, ce qui caractérise les aciers travaillant sous pression. A partir de 0°C, les valeurs de ténacité se stabilisent, avec des valeurs plus élevées dans le métal de base (MB) que pour le métal fondu (MF), avec des valeurs moindres pour la ZAT. Par conséquent les paramètres utilisés par Wallin pour la loi de distribution de Weibull paraissent raisonnables.

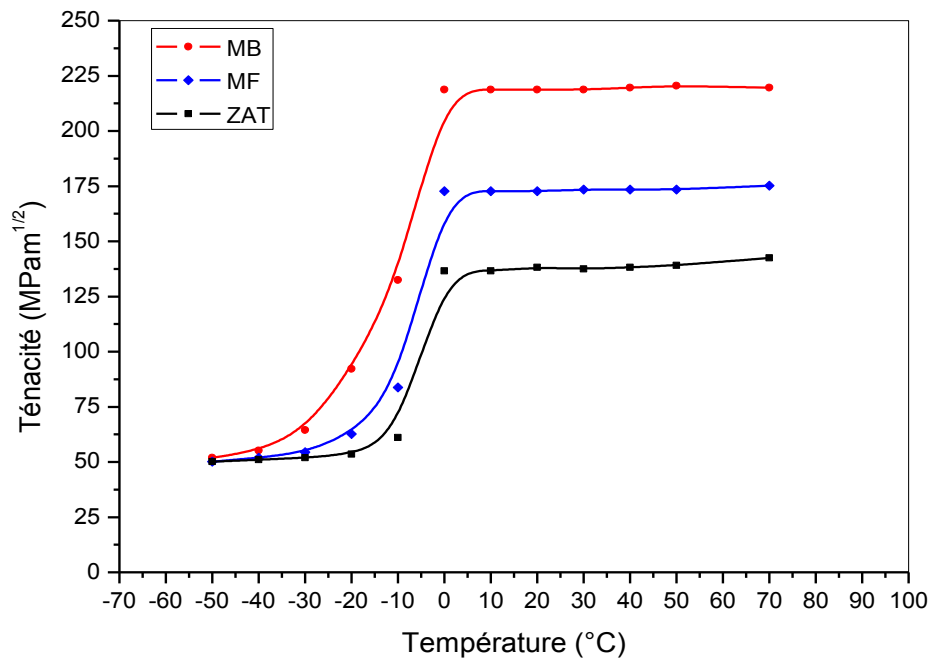
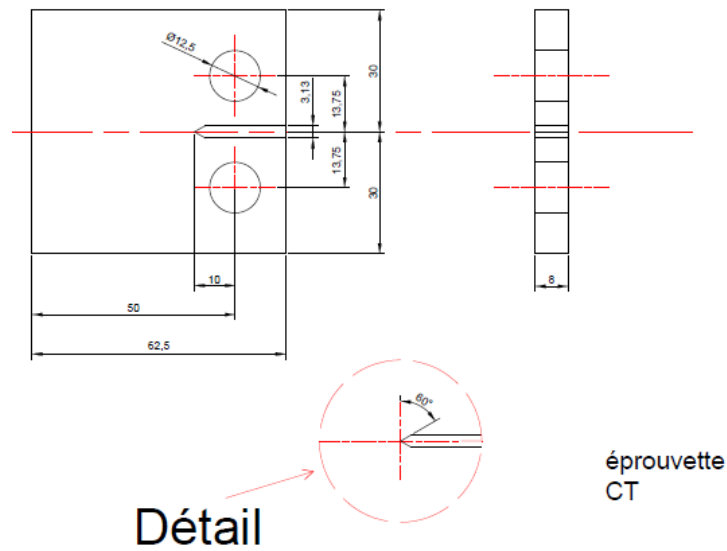


Figure II.19 : Courbe de ténacité des trois zones (MB, MF et ZAT).

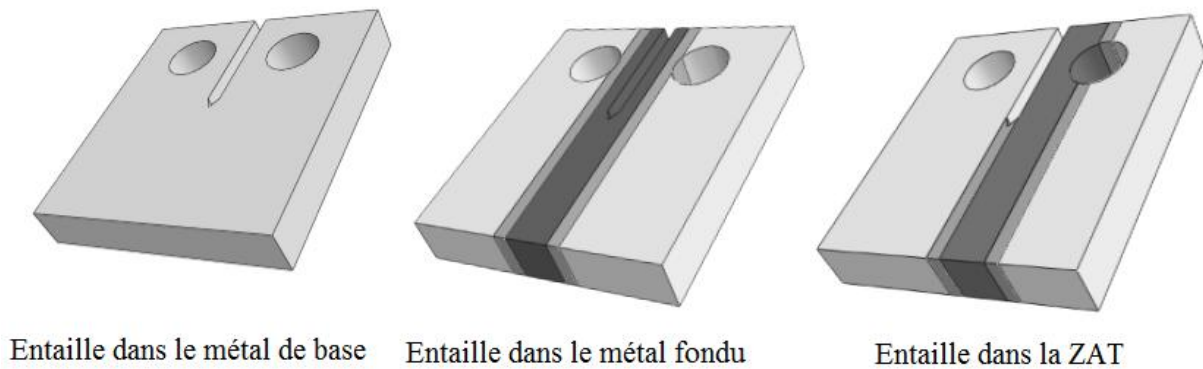
## 2.7 . Essais de fissuration par fatigue

Les essais de fatigue ont été réalisés au laboratoire LMSR de l'université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbès sur une machine électro-hydraulique asservie INSTRON de capacité 50 KN en statique et 100 KN en dynamique. Les éprouvettes utilisées sont du type CT50 (figure II.20) [78]. Les essais ont été réalisés à l'air ambiant, pour une même valeur de rapport de charge  $R=0.1$  et à une fréquence de 20 Hz. Le but est de vérifier la vitesse de propagation de la fissure dans les trois zones de la soudure.



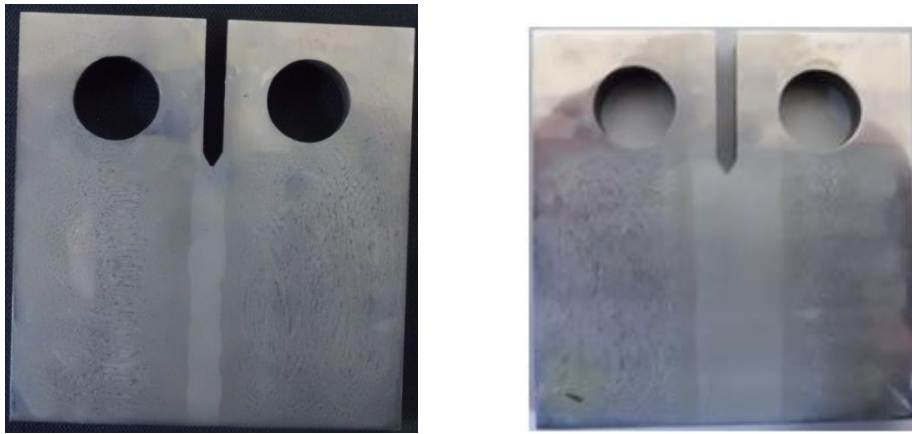
**Figure II.20** : Epreuve de fissuration par fatigue CT50.

Pour pouvoir étudier la résistance à la fissuration dans différentes zones, les entailles mécaniques ont été réalisées de la manière indiquée sur (la figure II.21) :



**Figure II.21** : Représentation Schématique des différentes zones étudiées.

L'apparition des différentes zones de soudure (figure II.22) nécessite une attaque chimique après polissage en utilisant le perchlorure de fer appelé chlorure ferrique de formule chimique  $\text{FeCl}_3$ .



**Figure II.22** : L'apparition des différentes zones de soudure après l'application du perchlorure de fer.

La mesure de la longueur de fissure a été effectuée à l'aide d'une lunette binoculaire optique grossissante et un stroboscope montés sur un dispositif solidaire de la machine.

Le facteur d'intensité de contrainte  $K$  dans le cas d'une géométrie CT est donné par la relation suivante (Norme ASTM E 399) [82]:

$$K = \frac{P}{B\sqrt{W}} f(\alpha)$$

$P$  : est la charge appliqué [N].

$w$  : est la largeur de l'éprouvette depuis l'axe de chargement [m].

$B$  : est l'épaisseur de l'éprouvette [m].

$\alpha = a/w$  :  $a$  est la longueur de fissure.

$f(a/w)$  : est une fonction de complaisance qui prend une forme différente

$$f\left(\frac{a}{w}\right) = 29.6\left(\frac{a}{w}\right)^{1/2} - 185.5\left(\frac{a}{w}\right)^{3/2} + 655.7\left(\frac{a}{w}\right)^{5/2} - 1017\left(\frac{a}{w}\right)^{7/2} + 638.9\left(\frac{a}{w}\right)^{9/2} \quad (\text{II.5})$$

### 2.7.1. La vitesse de fissuration :

Pour le traitement des données expérimentales, une méthode basée sur une méthode polynomiale incrémentale a été utilisée. Cette méthode utilise le lissage d'une série de points successifs par un polynôme dont la croissance est monotone dans cet intervalle de sept points. L'équation de la courbe lissée est de la forme :

$$\frac{da}{dN} = \frac{b_1}{C_2} + 2b_2 \left( \frac{N_i - C_1}{C_2} \right) \quad (\text{II.6})$$

$$a_i = b_0 + b_1 \left( \frac{N_i - C_1}{C_2} \right) + b_2 \left( \frac{N_i - C_1}{C_2} \right)^2 \quad (\text{II.7})$$

$b_0$ ,  $b_1$  et  $b_2$  : Paramètres de régression déterminés par la méthode des moindres carrés dans un intervalle de sept points.

$$C_1 = \frac{1}{2}(N_{i-3} + N_{i+3}) \quad C_2 = \frac{1}{2}(N_{i+3} - N_{i-3}) \quad (\text{II.8})$$

### 2.7.2. RESULTATS ET DISCUSSIONS

Les essais de fissuration ont été effectués dans les trois zones, à l'air ambiant et avec un rapport de charge ( $R=0,1$ ). Les valeurs de  $\Delta K$  varient de [83]:

- ❖ 18 à 54  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  dans le métal de base (MB).
- ❖ 22 à 52  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  dans la zone affectée thermiquement (ZAT).
- ❖ 18 à 45  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  dans le métal fondu (MF).

Afin de comparer plus clairement et de manière plus systématique l'évolution de la vitesse de fissuration dans les trois zones, nous avons choisi de les représenter par leurs droites de régression linéaire respectives obtenues à partir des points expérimentaux (méthode des sept points) sur les parties linéaires des courbes.

En effet, nous pouvons remarquer que les courbes présentent une allure quasi rectiligne sur une grande partie du domaine exploré, pouvant être présentée par une loi de PARIS de la forme [84] :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (\text{II.10})$$

L'exposant  $m$  est de l'ordre de [83]:

- ❖ 5,13 dans le métal de base (MB).
- ❖ 7,1 dans la zone affectée thermiquement (ZAT).
- ❖ 7,9 dans le métal fondu (MF).

A même niveau de  $\Delta K$ , on observe généralement une vitesse de fissuration  $da/dN$ , inférieur dans la ZAT à celle du métal de base MB qui est inférieur à celle du métal fondu. Cependant, l'écart entre ces vitesses diminue lorsque  $\Delta K$  augmente. Ce même phénomène est rencontré dans le cas des aciers austénitiques et des aciers ferritiques. Pour ces deux types d'aciers, cette réduction de vitesse s'accompagne généralement d'une déviation de la fissure de son plan initial vers le métal de base. Certains auteurs ont tenté d'expliquer cette déviation par la différence de caractéristiques mécaniques entre les trois zones, la fissure se dirigeant d'une microstructure plus dure, vers une microstructure plus douce. Pour notre acier, aucune déviation de la fissure de son axe de propagation n'est remarquée (figure II.24), ce qui nous pousse à conclure que la soudure a été soignée et le choix du métal d'apport qui présente une limite d'élasticité inférieur à celle du métal de base était adéquat.

Les résultats obtenus dans les trois zones consignés dans le tableau II.3 :

Désignation	Loi de Paris
MB	$da/dN=7,83E-8\Delta K^{2,4}$
MF	$da/dN=2,54E-12\Delta K^{6,1}$
ZAT	$da/dN=4,25E-9\Delta K^{3,4}$

**Tableau II.3:** Loi de Paris dans les différentes zones étudiées

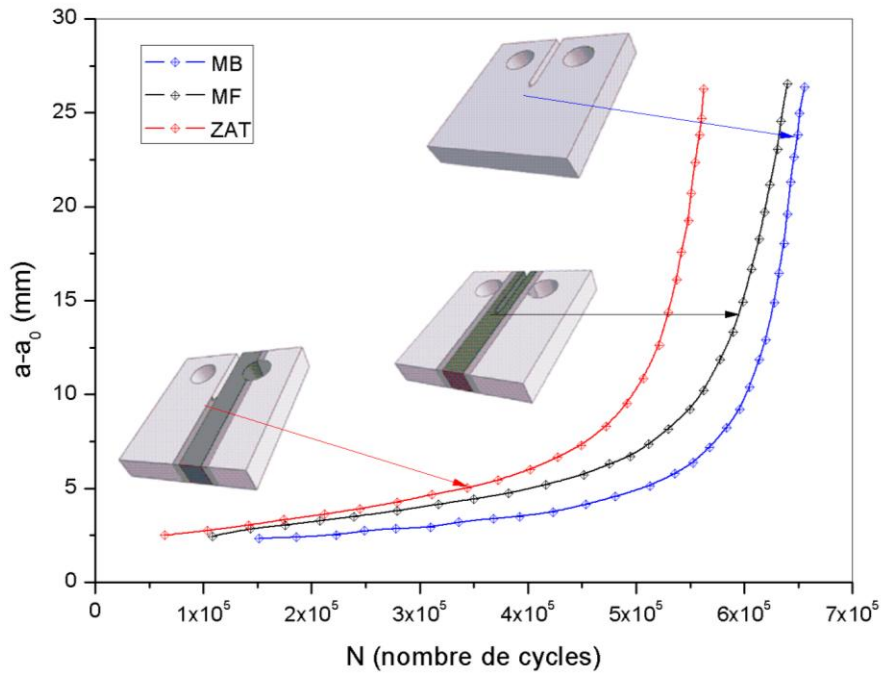


Figure II.23 : Extension de la fissure en fonction du nombre de cycles pour les trois zones étudiées.

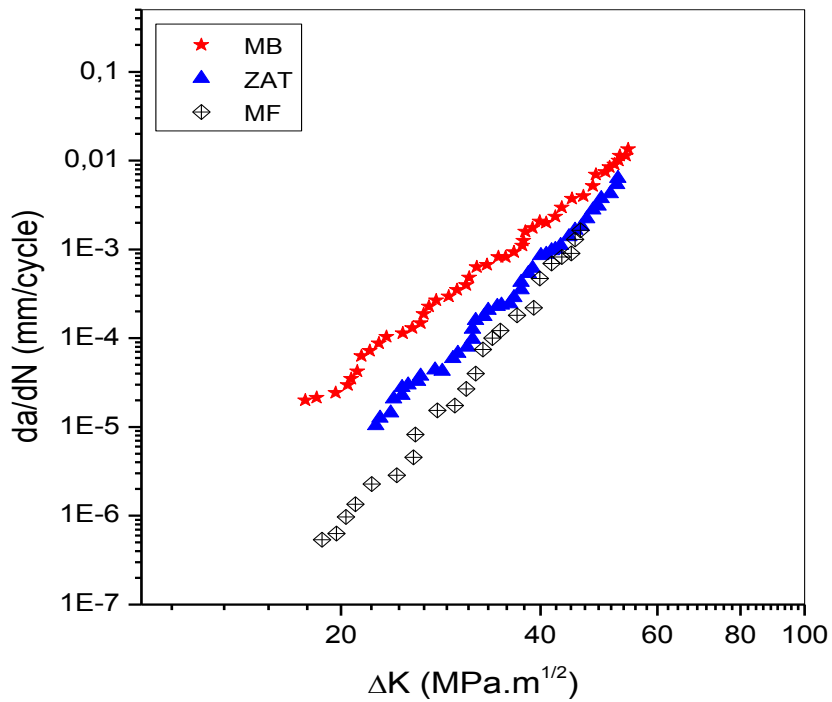


Figure II.24 : Evolution de la vitesse de fissuration en fonction de  $\Delta K$  pour les trois zones étudiées.

---

Pour les faibles niveaux de  $\Delta K$ , on observe généralement une légère différence entre la ZAT et le métal de base MB. Cependant, l'écart entre ces vitesses augmente lorsque  $\Delta K$  augmente pour atteindre quatre fois la valeur. Ce phénomène est rencontré dans le cas des aciers au carbone notamment le l'API X60.

On conclut que la soudure a été saine et le choix du métal d'apport qui présente une limite d'élasticité supérieur à celle du métal de base était adéquat.

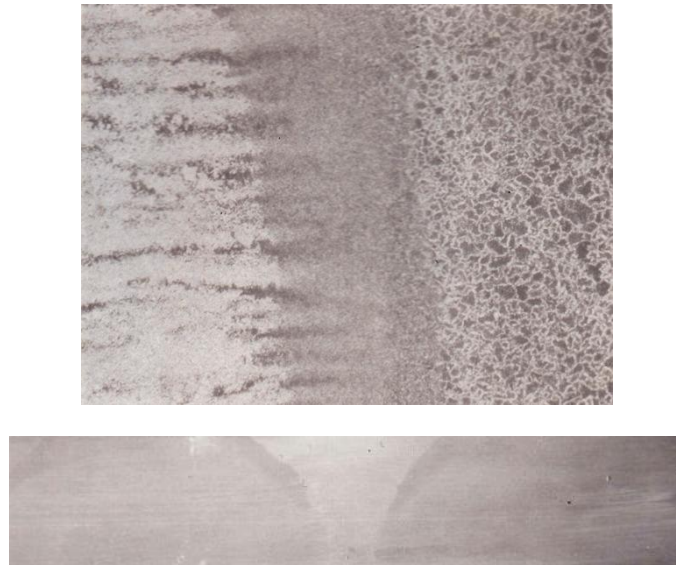
### **2.8. Examen Métallographique**

Souder c'est établir une liaison ou une continuité métallique, toutefois l'espace soudé ne présente pas une structure homogène. En effet le chauffage en fusion localisé et le refroidissement qui a suivie ont entraînés des structures variées. Pour mettre en évidence une structure ou procédé à des examens métallographiques.

Après polissage successif l'échantillon est attaqué avec un réactif à base de chlorure ferrique et d'eau (pour l'examen macroscopique) et à base d'Acide Nitrique et l'Alcole pour examen microscopique.

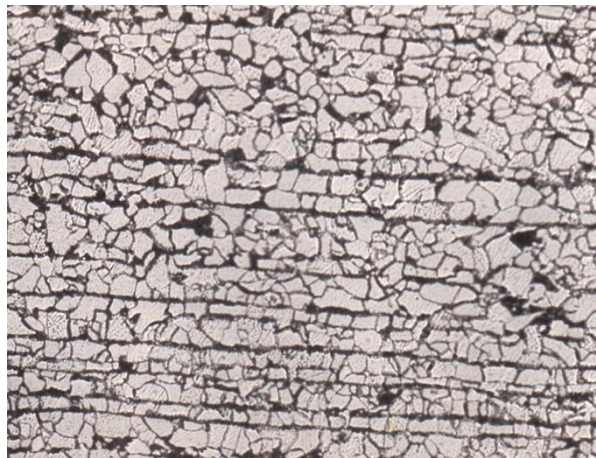
L'examen microscopique est effectué à l'aide d'1 microscope pour observer d'une manière très fine, les structures dans une zone très localisé.

Les transformations que subit la ZAT ne sont pas simulable aux traitements thermiques appliqués aux aciers. En effet après une opération de soudage, il ya apparition de la bainite et la ferrite intergranulaire dans la zone de jonction et les zones de transformations. (La figure II.25) montre la différence de structure dans les trois zones.



**Figure II.25** : Présence des trois zones du joint de soudure

- Zone MB : L'observation montre qu'il ya présence de la ferrite et de la ferrite-perlite (figure II.26)



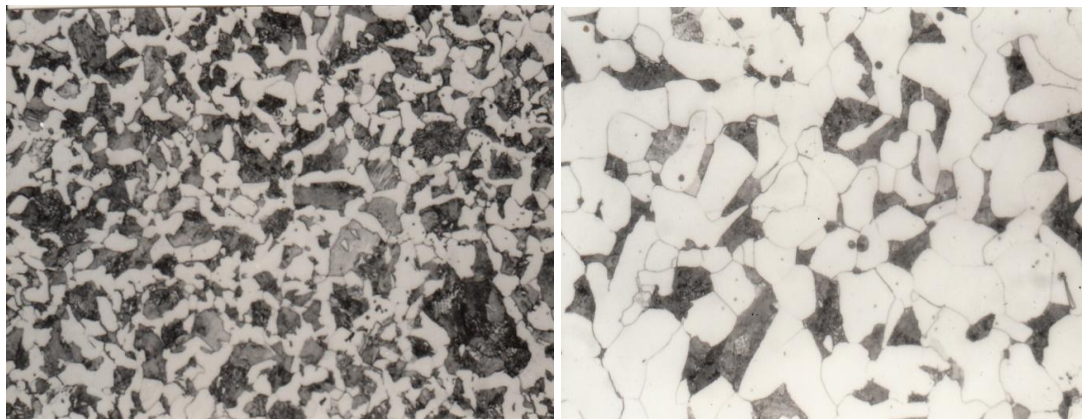
**Figure II.26** : Structure du métal de base Gx200

- Zone MF : Dans la dernière passe du MF, les dispositions des plages ferritiques et des constituants carburés assimilable à la ferrite présentent une disposition marquée liée à la solidification. L'observation montre la présence d'une structure dendritique avec des îlots (ferrite-perlite).



**Figure II. 27** : Structure du métal fondu Gx200

- Zone ZAT : Cette zone présente une variation de structure hétérogène. (La figure II.28), montre que la structure est ferrito-perlitique (globulaire). Dans la zone près de la ligne de fusion on trouve une structure surchauffé avec un aspect et une disposition assez particulière de la ferrite, aussi présente des îlots de bainite en lattes séparé par de la ferrite (figure II.29).



**Figure II. 28** : Structure de la ZAT a-Gx400 et b- Gx800



**Figure II.29** : Structure de la ZAT (zone de liaison) Gx200

---

Les caractérisations mécaniques du métal de base (MB), métal fondu (MF) et de la zone affectée thermiquement (ZAT) prélevés à partir d'un joint de soudure de l'acier A48AP sont présentées dans cette étude expérimentale. Les différents essais, de traction, de dureté, de résilience et de résistance au pliage montrent que les propriétés mécaniques sont convenables pour une utilisation dans la fabrication des citernes à gaz et les pipes. Cette étude conduit aux conclusions suivantes :

- La détermination du comportement mécanique se fait par l'enregistrement de la force appliquée à l'éprouvette par la machine de traction et son allongement progressif, ce qui nous permet d'obtenir le diagramme contrainte-déformation de notre matériau afin de déterminer les valeurs classiques ( $R_e$ ,  $R_m$ ,  $A\%$ ,  $E$ , ...). Enfin, nous établirons la courbe rationnelle pour en déterminer la loi de comportement expérimentale ( $\sigma = f(\epsilon)$ ) pour l'implémenter dans les prochaines parties d'étude.
- Les procédés mécaniques ou thermiques utilisés pour découper l'éprouvette ne doivent en aucune façon modifier les propriétés mécaniques de celle-ci.
- L'évaluation de l'éprouvette de pliage est faite et enregistrée conformément aux indications de la norme d'application correspondante, ce qui nous a montré le bon choix du métal fondu et l'aptitude du joint soudé à résister aux différentes sollicitations appliquées.
- La variation de la dureté Vickers au niveau de la zone entre le métal de base et le métal d'apport est dûe à l'influence des traitements thermiques.
- L'essai de résilience est un très bon moyen pour comparer différents zones de soudage, mais il doit être utilisé avec prudence pour estimer les caractéristiques de ténacité d'un matériau. Il souffre d'un sérieux inconvénient : il ne peut être utilisé immédiatement pour une évaluation quantitative de la sécurité d'un matériau par le biais de la mécanique de la rupture, puisque  $K_V$  et  $K_{IC}$  ne sont pas directement reliés.
- L'évolution de la vitesse de fissuration  $da/dN$  est presque similaire dans les trois zones et l'écart entre les trois vitesses diminue avec l'augmentation de  $\Delta K$ , ce qui signifie que la microstructure dans les trois zones possède presque le même aspect et les mêmes caractéristiques.
- L'analyse de l'essai de propagation en fatigue dans le joint soudé a montré que la vitesse de fissuration était en bon accord avec la loi de Paris identifiée sur éprouvette CT [85].

- Aucune déviation de la fissure de son axe de propagation n'a été remarquée, ce qui nous pousse à conclure que la soudure a été saine et le choix d'un métal d'apport à celle du métal de base est adéquat.

La conformité des résultats expérimentaux est due au bon choix du métal d'apport, elle nous a permis de faire une simulation du comportement de notre matériau via une approche globale et une approche locale.

## **2.9. Simulation mécanique d'acquisition de température :**

### **2.9.1. Introduction :**

L'objectif de cette partie de l'étude est de déterminer expérimentalement et modéliser la zone affectée thermiquement (ZAT).

La faible épaisseur de la ZAT, rend difficile l'usinage d'éprouvette dans le joint soudé et limite potentiellement de ce fait les résultats. C'est pourquoi une deuxième méthode est utilisée pour confirmer les résultats obtenus sur la ZAT réelle. Le principe est reproduire le cycle thermique subi sur la ZAT sur des éprouvettes prélevées dans le métal de base.

Afin d'être validée, cette méthode nécessite une caractérisation métallurgique très précise de la zone afin d'obtenir une microstructure simulée représentative de la ZAT. Plusieurs critères sont définis afin d'évaluer cette représentative.

Pour reproduire la microstructure de la ZAT, il est tout d'abord nécessaire de déterminer le cycle thermique subi par cette zone au cours de soudage.

La microstructure de la ZAT peut être reproduite par des traitements thermiques soit au moyen d'un four, soit grâce à un dispositif de simulation par conduction ou induction.

Le problème proposé c'est comment on doit mesurer le cycle thermique de la zone affectée thermiquement (ZAT) ; pour cela on a proposé un système d'acquisition de température. L'acquisition de température combine des logiciels et des matériels au sein du PC afin de créer des systèmes de mesure souples et définis par l'utilisateur, ce système de mesure permet de convertir une tension analogique en valeur numérique (figure II.30).

---

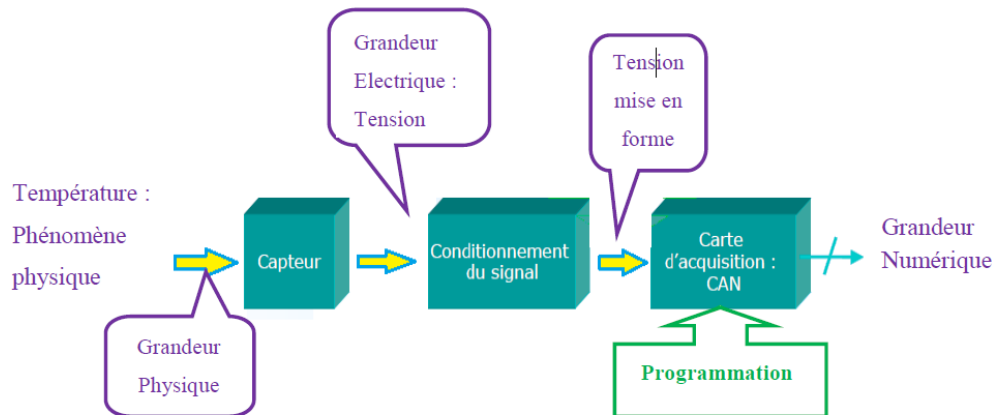


Figure II.30 : Système de mesure

### 2.10. Méthode de détermination du cycle thermique :

Différentes étapes ont permis d'estimer le cycle thermique subi par la zone affectée thermiquement, elles sont décrites par la suite :

#### 2.10.1. Essai de soudage instrumenté :

Tout d'abord il faut que la maquette soit instrumentée afin de sélectionner les cycles réalisés à des températures comprises entre la température de début de transformation austénitique  $Ac1$  et la température de fin de transformation austénitique  $Ac3$ , c'est-à-dire mesure les cycles thermiques de température dans la ZAT. Les cycles thermiques doivent être mesurés de façon à obtenir les valeurs des paramètres permettant de reproduire ultérieurement la ZAT par simulation.

Donc dans un premier temps, un essai de soudage instrumenté sur une ligne de fusion est réalisé. L'opération consiste à appliquer le produit d'apport sur une tôle.

La plaque doit être alignée pour faciliter le travail, une ligne de fusion rectiligne, constituée d'une seule passe, est obtenue. L'instrumentation d'une seule ligne de fusion suffit pour déterminer le cycle thermique de la ZAT.

#### 2.10.2. Acquisition de température :

Lorsqu'on termine le placement des thermocouples, on doit passer à préparer le système d'acquisition de température avec LABVIEW.

### 2.10.3. Matériel et instrumentation utilisé pour l'acquisition :

L'acquisition de température combine des logiciels et des matériels sur l'ordinateur afin de créer un système de mesure de température définis par l'utilisateur, pour sa on a besoin du matériel suivant :

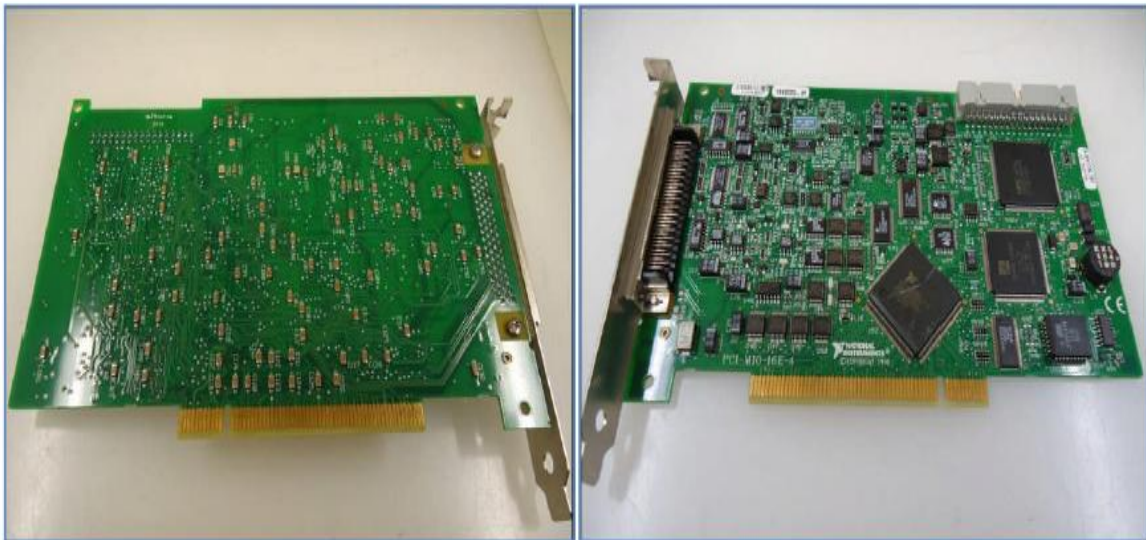
➤ **L'Ordinateur :**

Il est utilisé pour effectuer les calculs, mais à l'aide d'une carte d'acquisition DAQ.

➤ **Carte d'acquisition DAQ :**

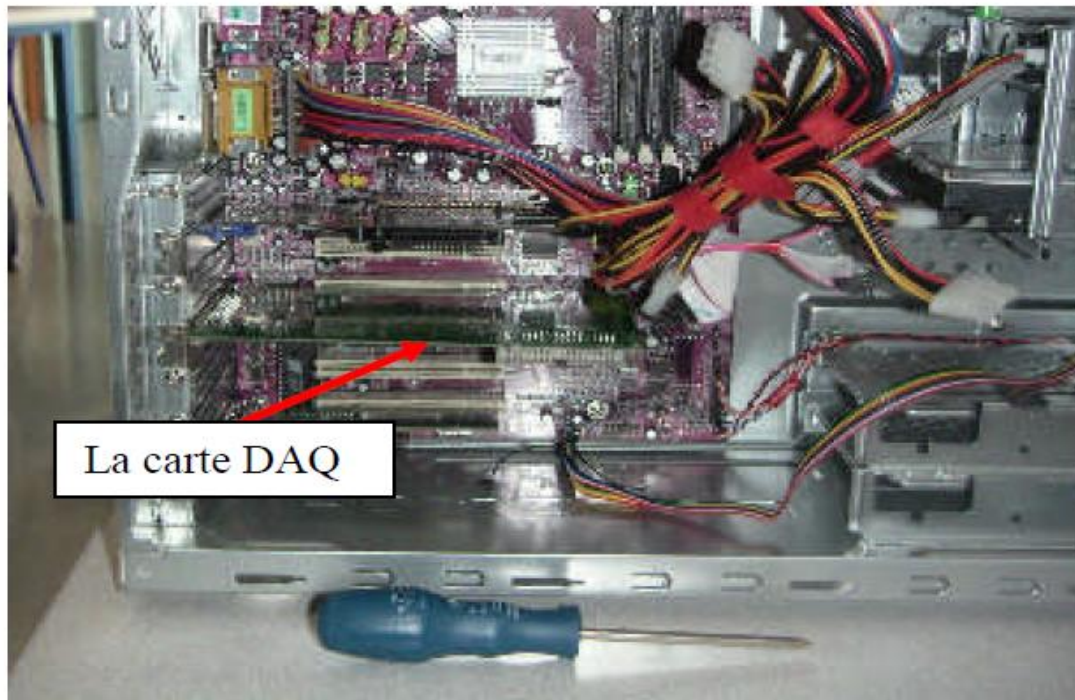
La carte d'acquisition DAQ se trouve dans l'ordinateur. Elle assure la conversion des signaux analogique (les tensions) en signaux digitaux (les nombres).

Dans notre travail on a utilisé Une carte d'acquisition PCI NI MIO-16E-4 (PCI-6040E) (figure II.31). Le National Instruments PCI-6040E utilise la technologie série à hautes performances et fiable de données acquisition fonctionnalités pour répondre à un large éventail de besoins de l'application.



**Figure II.31 :** Carte d'acquisition NI PCI MOI 16E-4.

Le placement de la carte dans l'ordinateur est comme suit :



**Figure II.32 :** Placement la carte d'acquisition.

Après avoir installé la carte dans le PC, il faudra dans un premier temps s'assurer que la carte est convenablement installée et reconnue. Pour cela LABVIEW propose un outil :

L'explorateur «Measurement & Automation »; c'est un logiciel qui donne accès à l'ensemble des composants National Instrument implantés dans l'ordinateur.

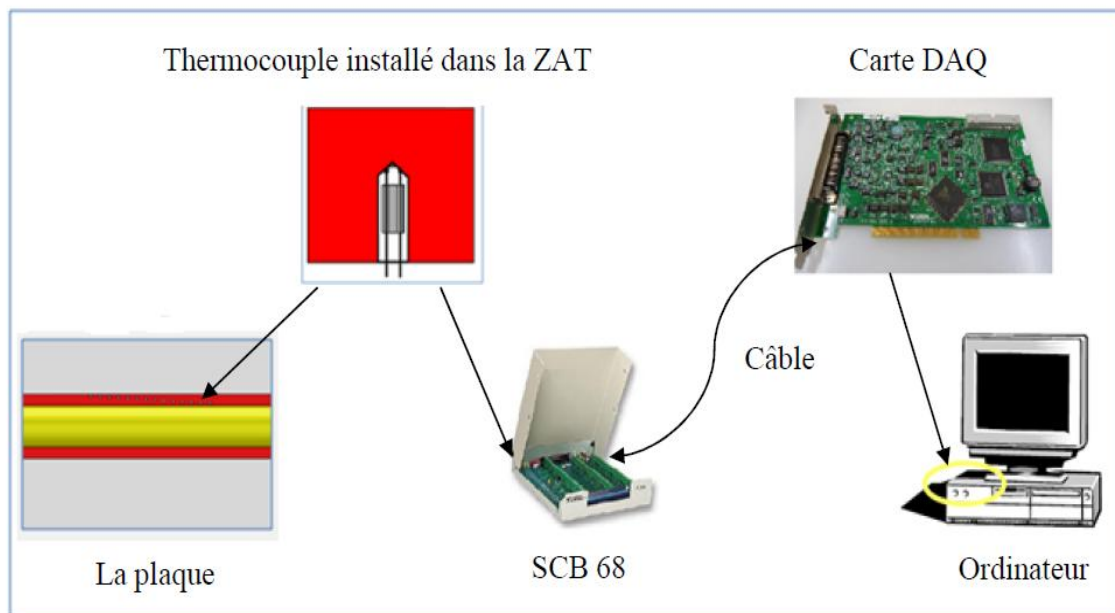
➤ **Un bloc de connexion :**

Le bloc de connexion permet de diriger les signaux analogiques sur la carte d'acquisition ; dans notre travail on utilise un bloc de connexion SCB 68 qui est blindé pour interfacer les signaux avec des matériels enfichables DAQ équipés de connecteurs 68 broches (figure II.36).



**Figure II.33** : Bloc de connexion SCB 68.

Pour faire l'acquisition ; il faut brancher les thermocouples avec le matériel et l'instrumentation utilisés pour l'acquisition comme il est indiqué dans la figure ci-dessous (figure II.34).



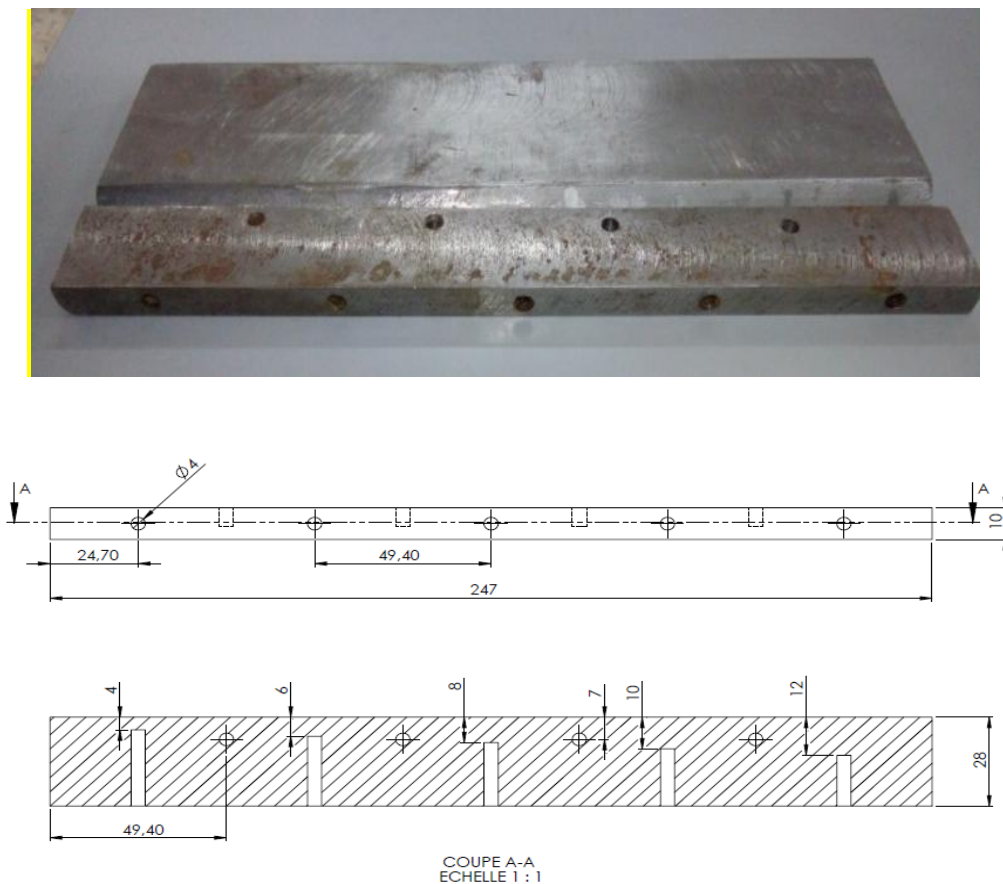
**Figure II.34** : Matériel et instrumentation utilisé pour l'acquisition.

**f. Placement des thermocouples :**

Le cycle thermique doit être déterminé grâce à l'essai de soudage instrumenté.

Dans un deuxième temps, on doit positionner des thermocouples soudés par point à des distances croissantes de la ligne de fusion, et à des distances croissantes de sa profondeur (figure II.35).

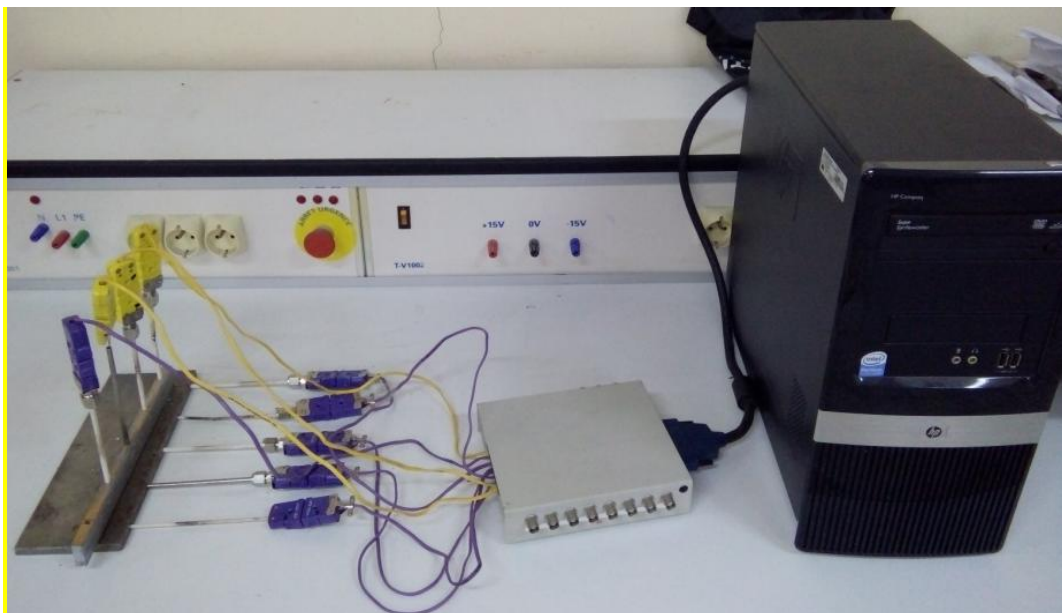
La position de ces thermocouples par rapport à la ligne de fusion a été précisément mesurée consécutivement à la réalisation de la ligne de fusion à l'aide d'un instrument de mesure (règle). Les cycles thermiques mesurés par les thermocouples sont présentés séparément en fonction de température maximale et de sa position par rapport à la ligne de fusion.



**Figure II.35** : Détail des pièces utilisées pour l'acquisition de température placement du thermocouple

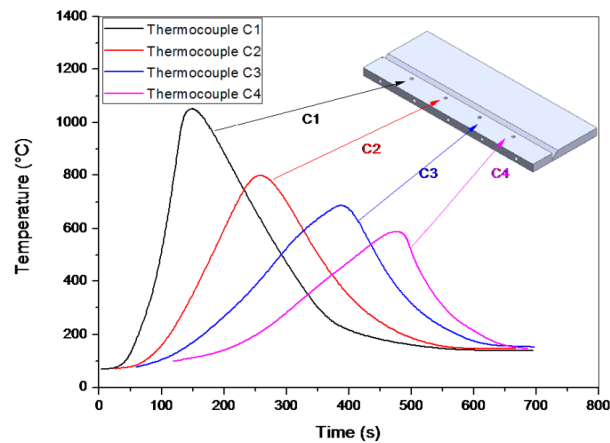
#### 2.10.4. Cycle thermique de la ZAT :

La caractérisation des différentes zones du joint de soudure est une opération très difficile en raison de la discontinuité géométrique. En effet l'hétérogénéité mécanique liée à la présence de trois zones présente des comportements mécaniques différents. En raison de l'étroitesse de la ZAT nous avons choisi pour une simulation thermique des spécimens destinés à la caractérisation. Le but de cette manipulation est d'augmenter le cycle thermique dans les différentes zones pour reproduire plus tard la ZAT sur le matériau de base sans remplir les plaques. La modification de la microstructure dans la zone de soudage est provoquée par la superposition du cycle thermique résultant de chaque passage de soudage. Ce cycle thermique est la cause des transformations microstructurales du métal de base (BM), qui se transforme ainsi en zone thermiquement affectée ZAT ou en zone de connexion.

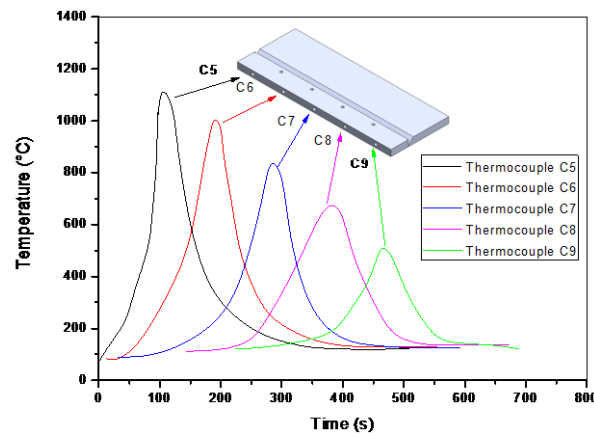


**Figure II.36** : placement du thermocouple dans le joint soudé.

Les figures II.37 et II.38 représentent les températures maximales enregistrées par les thermocouples à chaque cycle de soudage. Ainsi, les cycles équivalents sont déterminés pour pouvoir simuler ce ZAT mécaniquement.



**Figure II.37:** Evolution de la température en fonction du temps de soudage thermocouples frontaux

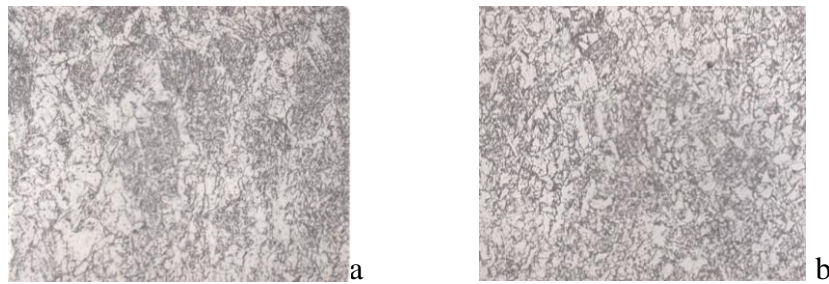


**Figure II.38:** Evolution de la température en fonction du temps de soudage: thermocouples latéraux

Pour la validation des résultats par des essais mécaniques, les éprouvettes (tractions et micrographies) ont été prélevées directement dans le métal de base. Les tests de caractérisation et les observations micrographiques effectuées sur la ZAT simulé montrent qu'il existe une similarité entre les deux ZAT (réelles et simulées). Nous observons un accord acceptable entre les caractéristiques mécaniques des deux ZAT (tableau II.4), et la figure II.39, présente une apparence quasi identique des deux microstructures. En effet, nous observons la même disposition de la ferrite que celle observée sur la ZAT réelle.

	E (MPa)	Re (MPa)	Rm (Mpa)	A%	k	N
ZAT	183000	297	499	28	1009	0,508
ZATS	180000	300	505	20	970	0,6

**Tableau II. 4:** Comparaison entre les caractéristiques mécaniques de la ZAT (réelle et simulée)



**Figure II.39:** Structure de la ZAT réelle (a) et de la ZAT simulée (b) Gx200

Dans ce travail nous avons étudié l'état à la fois mécanique et microstructurale de la pièce soudée. Les diagnostics utilisés, sont les essais de dureté, de choc, de traction et de pliage. En suite nous avons comparé les différents résultats trouvés dans les trois zones (ZF, MB, ZAT). Mais la faible épaisseur de la ZAT, rend difficile l'usinage d'éprouvette dans le joint soudé et limite potentiellement de ce fait les résultats, pour sa nous avons proposé une simulation mécanique de la ZAT par un système d'acquisition de température et l'enregistrement du cycle thermique subit sur cette zone pour pouvoir la reproduire pour confirmer les résultats obtenus sur la ZAT réelle.

Le programme d'acquisition pour la reproduction de la ZAT combine des logiciels et des matériels afin de le crée, pour sa nous avons utilisé un matériel édité par national instruments. Pour la réalisation de ce programme, il faut suivre des étapes qui ne sont pas compliqué pour l'apprendre. Grace à ce programme, nous pouvons prendre plusieurs mesures des différents thermocouples. De plus, on doit prendre des enregistrements de la température plus précise qui donne l'accès pour avoir une ZAT plus proche que la ZAT réelle.

Nous avons mis au point un programme permettant l'acquisition du cycle de température pendant un cycle de soudage et de ce fait la reproduction d'une ZAT simulé qui remplace la ZAT réelle.

Pour le ZAT (réelle ou simulée mécaniquement) la transition fragile-ductile passe par un crochet de pré-stabilisation qui confère à cette zone un comportement moins stable que le métal de base. Ce phénomène est justifié par un changement de structure.

La zone affectée thermiquement présente une variation de structure hétérogène, cette structure est ferrito-perlitique (globulaire). Dans la zone près de la ligne de fusion, il y a une structure surchauffée avec des îlots de bainite séparés par de la ferrite.

### 2.11. VALIDATION DE LA ZAT SIMULEE MECANIQUEMENT

Pour la simulation mécanique, nous avons utilisé un four à induction (Laboratoire de Saint-Nazaire). Le principe consiste à faire circuler un courant électrique à travers l'échantillon qui se comporte comme une résistance et s'échauffe par effet Joule. En principe, cette opération de chauffage est suivie par une mesure de température par pyrométrie infrarouge et l'utilisation de jauges permettant de mesurer les efforts et les déplacements, mais on s'est contenté de la phase de chauffage seulement.

Les échantillons (Altères et CT) utilisés pour la simulation mécanique sont prélevés sur le métal de base (figure II.40).

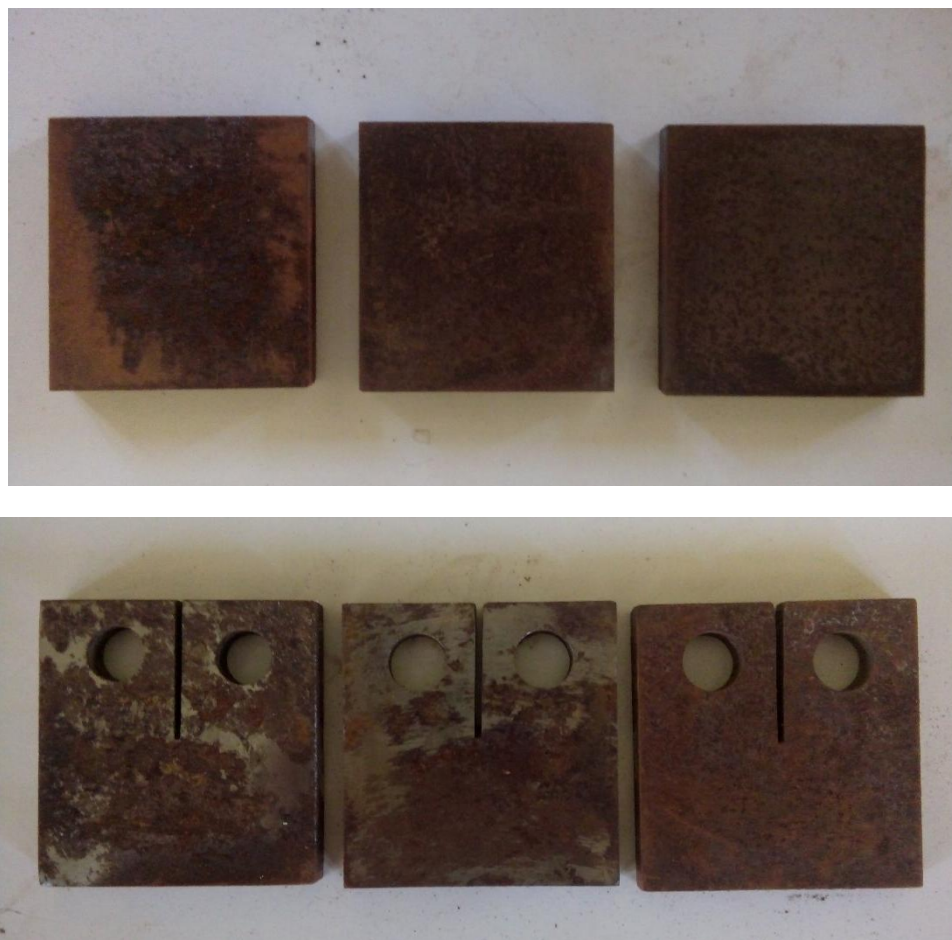


Figure II.40 : Eprouvettes CT après opération de chauffage.

### 2.11.1. Résultats des essais mécaniques

#### a) Essais de traction

La figure (II.40) montre l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour la ZAT réelle et la ZAT simulée mécaniquement. Les résultats consignés dans le tableau (II.5), présentent un accord raisonnable entre ces deux configurations. Ces courbes mettent en évidence le caractère ductile du comportement des deux cas, la différence qu'il faut noter concerne les valeurs de la déformation caractérisée par le pourcentage de striction. Par contre le coefficient d'écroutissage est légèrement supérieur.

Enfin, il faut noter que les deux configurations ne présentent pas de différence sensible.

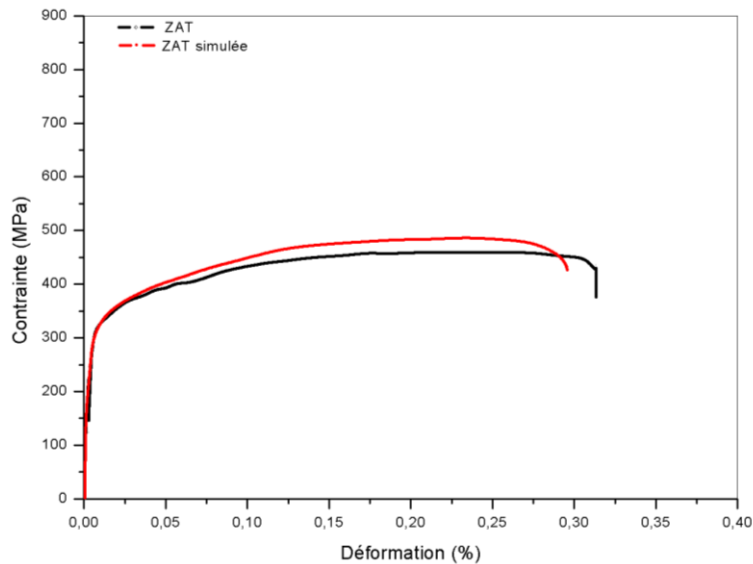


Figure II.41 : Comparaison des deux lois de comportements (ZAT et ZAT simulée)

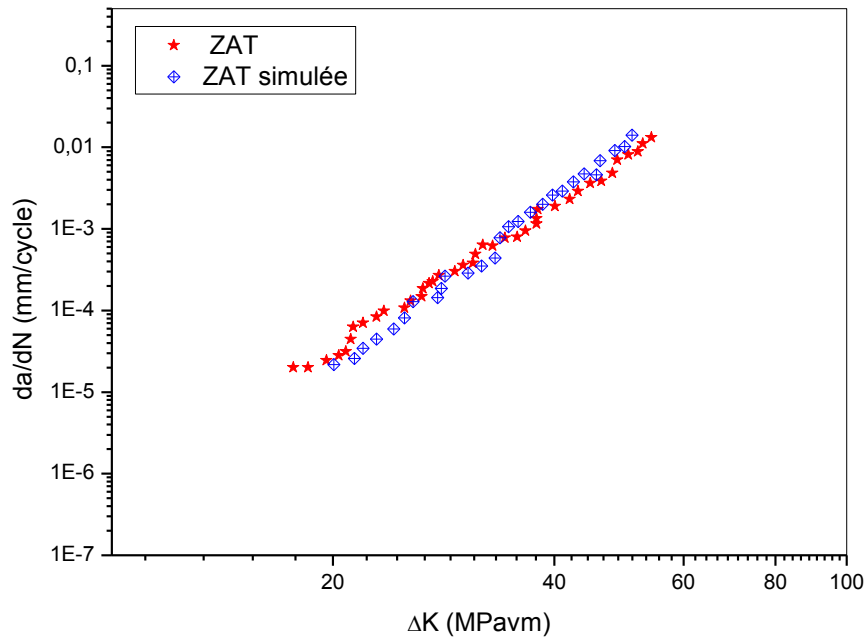
	E (MPa)	Re (MPa)	Rm (Mpa)	n	k	A%
ZAT	183000	290	431	0.32	836	15
ZAT simulée	183000	290	465	0.41	956	14

Tableau II.5 : Caractéristiques mécaniques des deux ZAT

#### b). Essais de fissuration

L'essai de traction ne peut représenter à lui seul un critère de validation, donc les essais de fissurations complètent cette procédure de simulation mécanique. La figure xx montre l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction du facteur de concentration de contraintes des deux ZAT. Même remarque que précédemment, les résultats présentent un accord raisonnable entre ces deux configurations. Ces courbes mettent en évidence un léger décalage

au début de la propagation de fissure engendré par la présence des contraintes résiduelles due au chauffage. Par contre le coefficient de Paris reste inchangé. Les résultats consignés dans le tableau (II.6).



**Figure II.42** : Evolution de la vitesse de fissuration en fonction de  $\Delta K$  pour les deux ZAT.

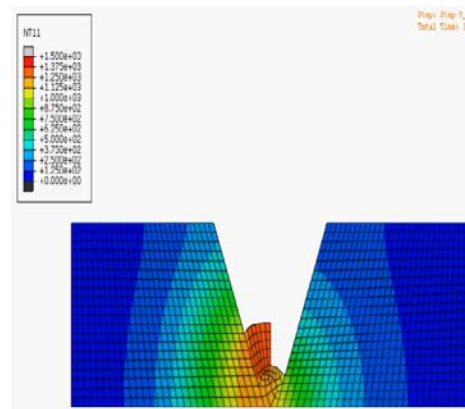
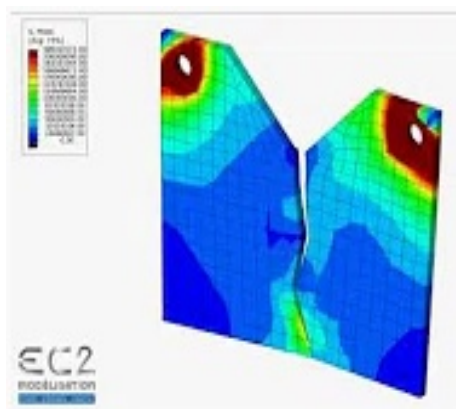
Les résultats obtenus dans les deux ZAT (réelle et simulée) sont consignés dans le tableau II.7 :

Désignation	Loi de Paris
ZAT	$da/dN=4,25E-9\Delta K^{3,4}$
ZAT simulée	$da/dN=5,15E-9\Delta K^{3,4}$

**Tableau II.6:** Loi de Paris dans les deux types de ZAT

# Chapitre III

## Etude Numérique



## Chapitre III

# Etude Numérique

*Ce chapitre englobe une simulation numérique utilisant les éléments finis, les calculs ont été réalisés en 3D, à l'aide du code de calcul ABAQUS. Une description générale du modèle géométrique et du maillage de l'assemblage étudié est présentée avec les différentes conditions aux limites et de chargement sont détaillées en soulignant la prise en compte de toutes les surfaces de contact liées à la spécificité de l'assemblage soudé. Les résultats numériques sont ensuite comparés aux résultats expérimentaux. Ceci permettra d'expliquer les différents stades du comportement de l'assemblage mais aussi de valider les modèles et les paramètres choisis.*

### 3.1. INTRODUCTION.

Considéré comme le développement le plus significatif de l'assemblage des métaux au cours de la dernière décennie, le soudage à l'arc électrique est un processus d'assemblage avec un bon rendement énergétique, aussi respectueux de l'environnement et polyvalent. Des recherches significatives ont été menées dans divers domaines depuis l'invention de cette technique en 1900, notamment ceux menés par W. M. Thomas et all [86].

Généralement, les structures soudées à l'arc électrique ont une résistance plus élevée que celles soudées en utilisant le gaz inerte métallique (MIG) et les procédés de gaz inerte Tungstène (TIG). Des chercheurs [87-88] ont comparé les résultats de fatigue des soudures par frottement avec les données obtenues pour les procédés classiques de soudage à l'arc, à savoir les procédés MIG-pulse et TIG, [89-90] ont également comparé le comportement à la fatigue des joints réalisés par le procédé de soudage MIG traditionnel et par le procédé de l'arc électrique, en observant que les pièces soudées par ce dernier principe et par MIG présentaient un rendement et des contraintes ultimes plus faibles que le matériau de base. En général, une durée de vie plus élevée pour les soudures par l'arc électrique par rapport à d'autres soudures a

également été observée par [91]. Il a été également observé que le soudage à l'arc électrique conduit à un abattement des propriétés mécaniques du cordon de soudure par rapport au métal de base [92].

En outre, une diminution importante de la dureté dans la zone thermiquement atteinte (ZAT) et une dureté moyenne dans le noyau a été enregistrée.

En raison de déformations thermiques et mécaniques sévères dans la zone du soudage, cette zone possède généralement diverses caractéristiques microstructurales et diverses propriétés mécaniques [93-94]. La propagation des fissures dans le cordon de soudure (classique) est connue pour être concernée par une contrainte résiduelle et /ou une dureté autour de la zone soudée [95-96], d'autres chercheurs [97] ont effectués des essais de dureté sur des microéchantillons. La limite d'élasticité, la résistance à la traction et le module d'élasticité  $E$  de l'acier AP48 ont été mesurés à l'aide d'essais de traction sur des éprouvettes soudées et non soudées.

La modélisation du comportement à la traction d'un joint en acier soudé par l'arc électrique a montré que la zone faible est la ZAT. Les paramètres de soudage affectent également les propriétés mécaniques de la soudure.

La modélisation numérique a été réalisée sur des configurations différentes d'éprouvettes en se basant sur la méthode des éléments finis dans une option de calcul en déformations planes du logiciel " ABAQUS CAE ". Les résultats du calcul élastoplastique (contraintes, déformations, énergie de déformation) sont injectés dans les procédures de calcul. Cette étude numérique est consacrée à la modélisation de la rupture d'un joint soudé. Elle constitue une suite des travaux d'autres chercheurs [98, 99] qui avaient notamment permis de simuler la déchirure ductile et de prédire la direction probable d'une fissure à l'aide du modèle de Rice-Tracey [100].

En effet un joint soudé est constitué de trois zones de structure métallurgique et de propriétés mécaniques différentes à savoir : le Métal de Base (MB), le Métal Fondu (MF) et la Zone Affectée Thermiquement (ZAT). Nous avons recherché à dégager l'influence des paramètres locaux sur les courbes de déchirure «  $J-\Delta a$  », notamment sur la ténacité à l'amorçage  $J_{IC}$  ou  $J_{0,2}$  et sur la résistance à la déchirure  $dJ/da$  dans le cas des joints soudés.

### 3.2. Hypothèses de travail :

Cette étude est basée sur la synthèse de l'état de l'art en ce qui concerne l'approche locale et l'approche globale. Les simulations des essais de rupture mis en œuvre expérimentalement ont été réalisées à l'aide du code éléments finis « ABAQUS ». L'analyse est faite en déformations planes, nous avons choisi de mener une première approche numérique en introduisant une loi de comportement élastoplastique.

Par conséquent, nous introduisons la relation contrainte vraie – déformation vraie obtenue lors des essais de traction. La méthode utilisée consiste en un changement des conditions aux limites : on laisse libre le déplacement en ouverture des nœuds précédemment bloqués dans le plan de symétrie, cette procédure a pour supposition la connaissance au préalable du trajet et de la forme du front de fissure car il faut mailler les différents fronts dès le départ du calcul. Dans le cas d'une éprouvette CT, la fissure reste dans le plan de symétrie de l'éprouvette. En revanche, on ne dispose, dans la base de données, que des formes initiales et finales des fronts de fissure. Pour notre cas, deux hypothèses simplificatrices sont donc faites sur la forme de la fissure simulée :

Nous avons simulé un front toujours rectiligne car on ne connaît pas l'évolution de la forme du front de fissure au cours du chargement. La longueur initiale du défaut est prise égale à la longueur de pré fissuration obtenue par **ASTM E399-90** [101].

#### 3.2.1. Evaluation numérique de l'intégrale J :

Les intégrales de contour sont souvent utilisées pour exprimer des variations d'énergie potentielle et pour définir les paramètres des singularités élastiques ou plastiques. Eshelby [102] a montré que cette intégrale est indépendante du contour d'intégration.

L'estimation du paramètre J est évaluée en utilisant l'intégrale de surface dérivée de l'intégrale de contour de Rice [103]. L'intégrale J du contour peut s'exprimer de la manière suivante :

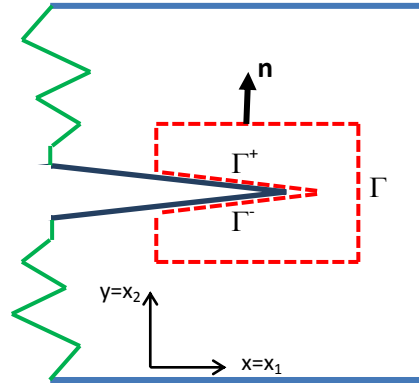


Figure III.1 : Contour d'intégration  $\Gamma$ .

$$J = \int_{\Gamma} \left( W n_s - \sigma_{ij} n_i \frac{\partial u_j}{\partial x_s} \right) v_s ds \quad (\text{III.1})$$

Où  $v_s$  : est un vecteur unitaire dans la direction d'avancée de fissure,  
 $n_i$  : est la normale au contour  $\Gamma$  ,  
 $W$  : est la densité d'énergie de déformation,  
 $\Gamma$  : est un chemin dans le plan autour de l'extrémité de l'entaille.

On étend le contour  $\Gamma$  à un contour fermé,  $\Gamma + C_+ + C + C_-$ , autour du fond de fissure.  
 Ce contour renferme une surface (figure III.1).

On intègre le vecteur poids,  $q_i$ , continu à l'intérieur de  $A$ , tel que :

$$\begin{cases} q_i = v_i & \text{sur } \Gamma \\ \sqrt{q_i q_i} = 0 & \text{sur } C \\ \sqrt{q_i q_i} \text{ varie de } 1 \text{ à } 0 & \text{sur } C_+ \text{ et } C_- \end{cases} \quad (\text{III.2})$$

L'expression (1) peut alors s'écrire :

$$J = \int_{\Gamma + C_+ + C + C_-} \left( W \delta_{is} - \sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_s} \right) (-m_i) q_s ds - \int_{C_+ + C_-} t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_s} q_s ds \quad (\text{III.3})$$

Où  $t_j$  est la force de traction sur les bords libres de la fissure :

$$t_j = \sigma_{ij} m_i \quad (\text{III.4})$$

En appliquant le théorème de la divergence, on obtient :

$$J = \int_{\Gamma+C_++C+C_-} \frac{\partial}{\partial x_i} \left[ \left( \sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_s} - W \delta_{is} \right) q_s \right] dA - \int_{C_++C_-} t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_s} q_s ds \quad (III.5)$$

Nous pouvons transformer l'intérieur de l'intégrale de surface de la manière suivante :

$$I = \frac{\partial}{\partial x_i} \left( \sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_k} q_k - W q_i \right) \quad (III.6)$$

De plus en écrivant l'équation d'équilibre :

$$f_j = - \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_i} \quad (III.7)$$

L'expression (6) prend la forme suivante :

$$I = -f_j \frac{\partial u_j}{\partial x_k} q_k + \sigma_{ij} \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial x_k} q_k + \sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_k} \frac{\partial q_k}{\partial x_i} - \frac{\partial W}{\partial x_i} q_i - W \frac{\partial q_i}{\partial x_i} \quad (III.8)$$

Dans le code de calcul ABAQUS, la densité d'énergie de déformation peut s'écrire comme une fonction de la déformation mécanique :

$$W = W(\varepsilon_{ij}^m) \quad (III.9)$$

$$\text{Ainsi : } \frac{\partial W}{\partial x_s} = \frac{\partial W}{\partial \varepsilon_{ij}^m} \frac{\partial \varepsilon_{ij}^m}{\partial x_s} = \sigma_{ij} \left[ \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial x_s} - \frac{\partial \varepsilon_{ij}^m}{\partial x_s} \right] \quad (III.10)$$

J peut s'écrire :

$$J = \int_A \left[ \sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_k} \frac{\partial q_k}{\partial x_i} - f_i \frac{\partial u_j}{\partial x_k} q_k - W \frac{\partial q_i}{\partial x_i} + \sigma_{ij} \frac{\partial \varepsilon_{ij}^m}{\partial x_k} q_k \right] dA - \int_{C_++C_-} t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_k} q_k ds \quad (III.11)$$

Les calculs numériques ont été réalisés sur des configurations différentes d'éprouvettes SENB (flexion trois points) et CT (Compact Tension) en se basant sur la méthode des éléments finis dans une option de calcul en déformations planes. Les résultats du calcul élastoplastique (contraintes, déformations, énergie de déformation) sont injectés dans les procédures de calcul de l'intégrale J et de la croissance des cavités. Un processus de relâchement des liaisons constituant le fond de fissure, couplé au critère de déchirure, a permis de modéliser l'avancement de la fissure.

### 3.3. Modélisation de l'éprouvette SENB :

Dans cette partie, l'étude numérique est effectuée en utilisant un joint soudé présentant des zones ayant des caractéristiques mécaniques différentes. Nous avons comparé les résultats issus de deux analyses, l'intégrale J de Rice et le modèle de croissance de cavités de Rice-Tracey.

Trois configurations différentes d'éprouvette SENB (flexion trois points) ont été modélisé, dont nous nous sommes servis dans l'étude expérimentale (figure III-2) :

- Une configuration homogène composée d'un seul matériau. Dans le cas du métal de base MB, il s'agit d'une éprouvette (SENB 25x50). Cette configuration servira à l'étude paramétrique.
- Une configuration hétérogène, composée de deux constituants (MB+MF) puis des trois constituants du joint soudé (MB+MF+ZAT).

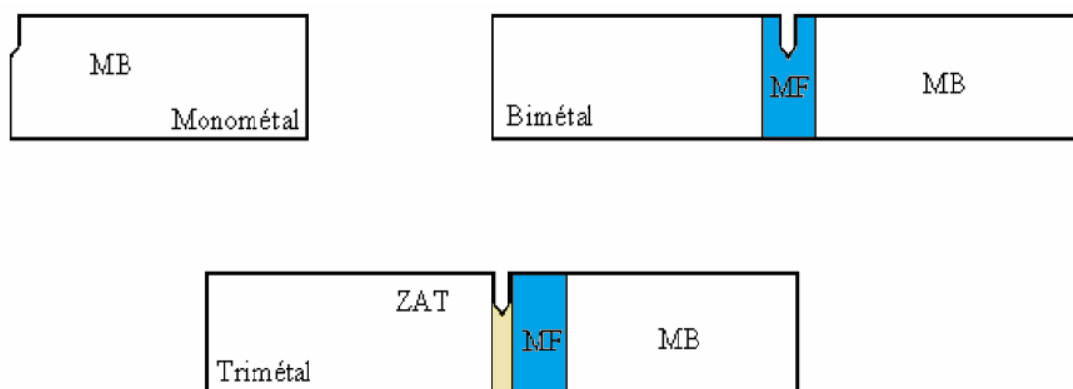


Figure III-2 : Configuration des éprouvettes SENB

#### 3.3.1 : Maillage utilisé :

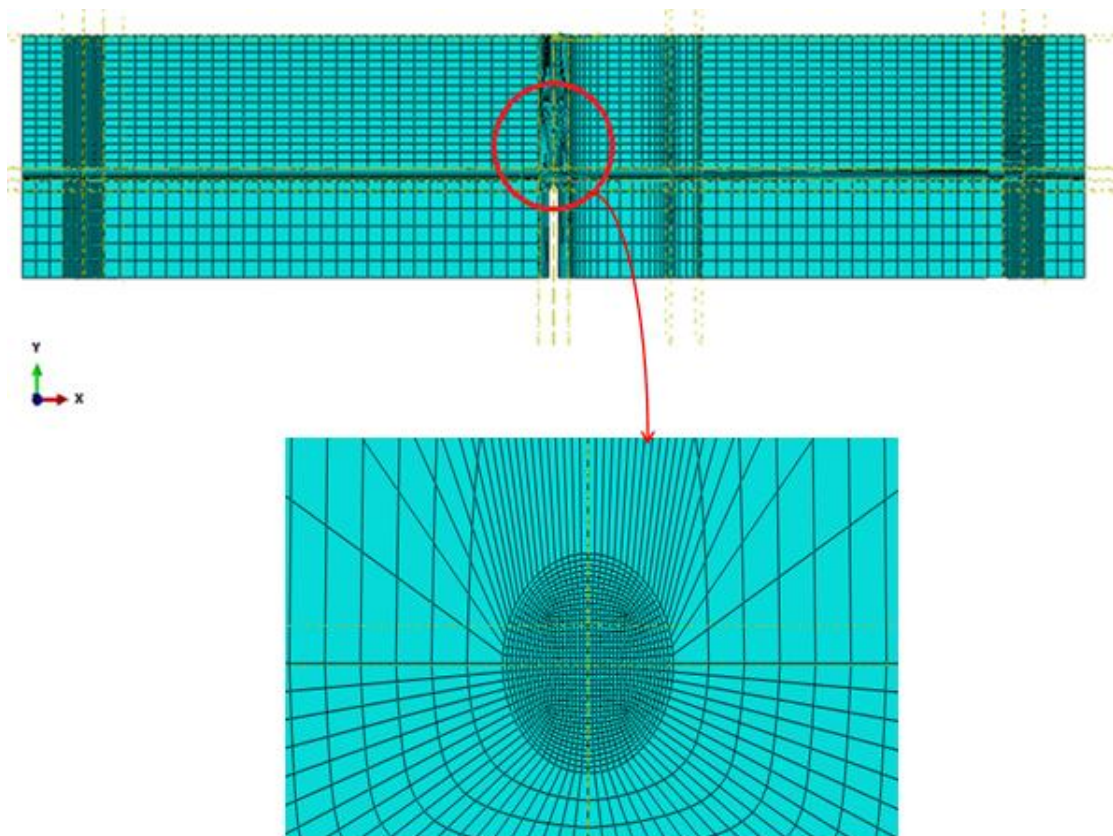
Le maillage de l'éprouvette SENB (25x50) est réalisé à l'aide des mailles quadrilatérales à 8 nœuds qui permettent de considérer l'état de contraintes planes (CPS8). Dans le fond de fissure, il est particulièrement affiné pour la modélisation en approche locale. L'évaluation de l'intégrale J s'effectuera sur 6 contours, telle que  $a/w = 0,5$ . Enfin, les régressions de maillage sont régulières afin d'éviter tout changement brusque de taille de maille ainsi que les éléments trop distordus.

De part la symétrie de la géométrie pour le métal de base (MB), nous n'avons modélisé que la moitié des éprouvettes et l'imposition d'un déplacement nul aux

nœuds situés sur la partie correspondant au ligament va permettre d'introduire la longueur de fissure initiale.

Dans le cas de la configuration hétérogène, une éprouvette entière a été modélisée. La ZAT se trouve dans la partie centrale de l'éprouvette, de largeur constante égale à 3mm (largeur mesurée sur éprouvette réelle). La fissure a été modélisée à 1mm de la ligne de fusion à partir de l'interface avec le métal fondu. Le maillage de cette éprouvette est présenté sur la figure (III.3) .

Le maillage des éprouvettes est constitué de mailles quadratiques à 8 nœuds sous-intégrés. Le maillage en pointe de fissure est particulièrement affiné pour la modélisation en approche locale.



**Figure III.3** : Maillage de l'éprouvette SENB entière.

### 3.3. 2 : Les conditions aux limites

#### a)- configuration du métal de base (demi éprouvette mono métal)

Par analogie avec l'expérience, le chargement est modélisé par un déplacement imposé des du nœud A0 suivant l'axe Y, ce qui correspond pour les éprouvettes SENB à l'ouverture de l'entaille suivant l'axe X. Ce déplacement est imposé de manière incrémentale, par pas de 0,2 mm et jusqu'à obtention d'un déplacement total de 2 mm. Ce déplacement imposé sur la moitié de la géométrie correspond à un déplacement de 4 mm sur la totalité de l'éprouvette.

Pour éviter une concentration de contrainte purement numérique autour des nœuds, nous considérons le point de contact comme parfaitement élastique avec un module d'Young égal à celui du métal réel. Le chargement est simulé en imposant un déplacement aux nœuds situés à l'extrémité de la demi-éprouvette, dans le sens de sollicitation.

Les nœuds de l'axe de symétrie qui se trouvent dans le ligament de l'éprouvette sont astreints à un déplacement  $U_x$  nul (par symétrie) (figure III.4). L'un d'entre eux est également astreint à un déplacement  $U_y$  nul (élimination du mouvement du corps solide selon cet axe). Les segments délimitant l'éprouvette (bords libres) ainsi que la surface fissurée sont libres de toutes contraintes.

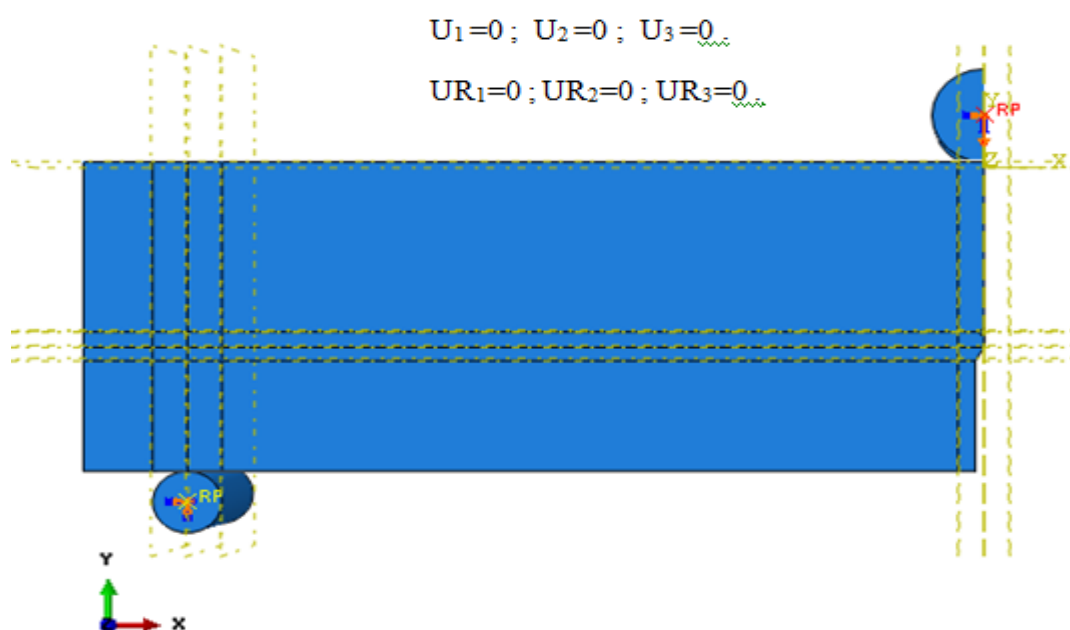


Figure III.4 : conditions aux limites configuration du métal de base  
(demi éprouvette mono métal)

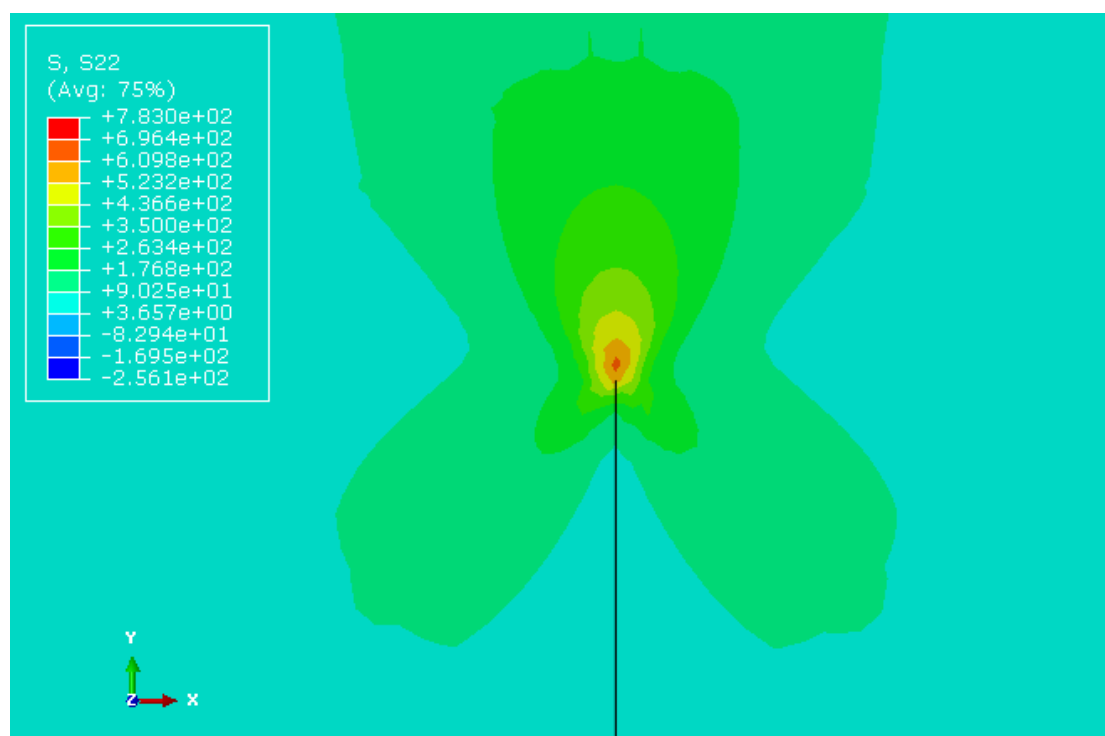
### 3.4. RESULTATS ET DISCUSSIONS :

#### 3.4.1. Zone plastifiée

La forme de la zone plastique qui s'est formée à l'extrémité de la fissure sollicitée en mode I, calculée par le critère de Von Mises est représentée sur les figures III.5 et III.6. L'étendue de la zone plastifiée est plus importante en contraintes planes qu'en déformation plane. Aussi une zone plastique de forte concentration de contrainte se forme à l'extrémité de ligament non fissuré de la plaque, cela est dû à l'effet de l'ouverture maximal des lèvres de la fissure sous l'augmentation de la charge.

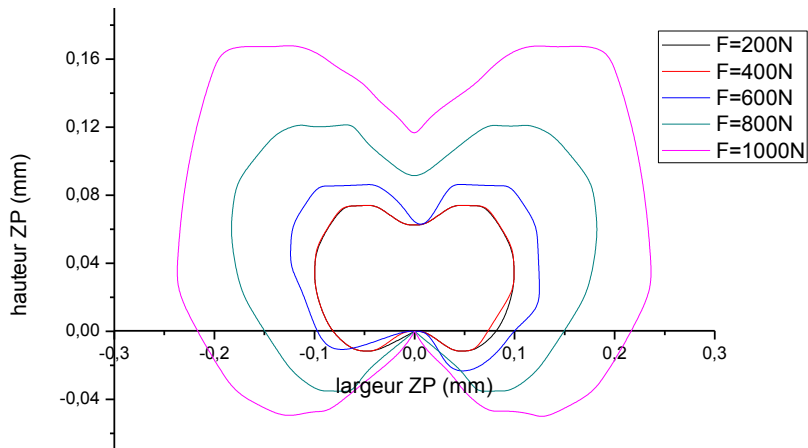
L'évolution de la zone de déformation en fonction des déplacements imposés est présentée par les figures ci-dessous. En ce qui concerne le mono-métal, nous retrouvons bien la forme classique dite "en ailes de papillon".

On constate bien une distribution des contraintes sur la zone déchirée, c'est à dire les nœuds relâchés. Le ligament restant est globalement chargé en flexion.

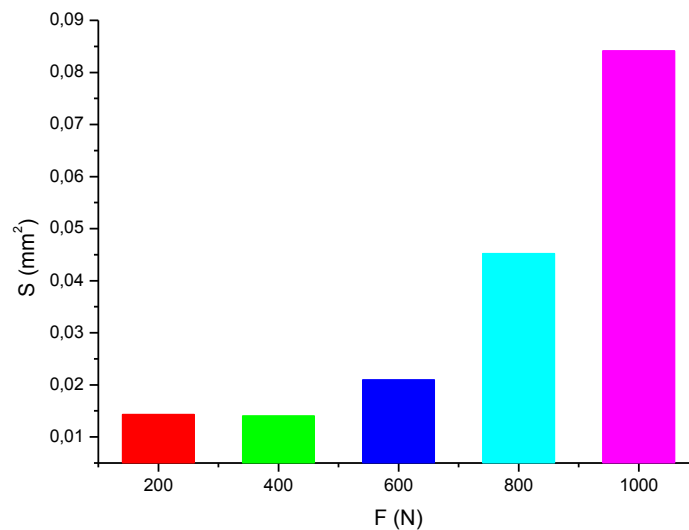


**Figure III.5 :** Forme de la zone plastique pour une charge appliquée  
(F=1000N et a= 2mm).

- Dans le cas de trimétal, la plastification se développe d'une manière confinée dans la ZAT, et rejoint rapidement à partir de l'interface la zone du MB. Cette zone, ayant une limite d'élasticité faible, devient le siège d'une forte plastification. Tandis que, du côté du MF, nous constatons l'inexistence des déformations plastiques.



**Figure III.6 :** Détail de la zone plastifiée.



**Figure III.7 :** Surface zone plastique

### 3.4.2. Evolution de l'intégrale J

L'évolution de l'intégrale J pour les trois configurations (MB, MF et la ZAT), calculées sous Abaqus suivant le contour  $\Gamma_5$  est présentée par la figure (III.8).

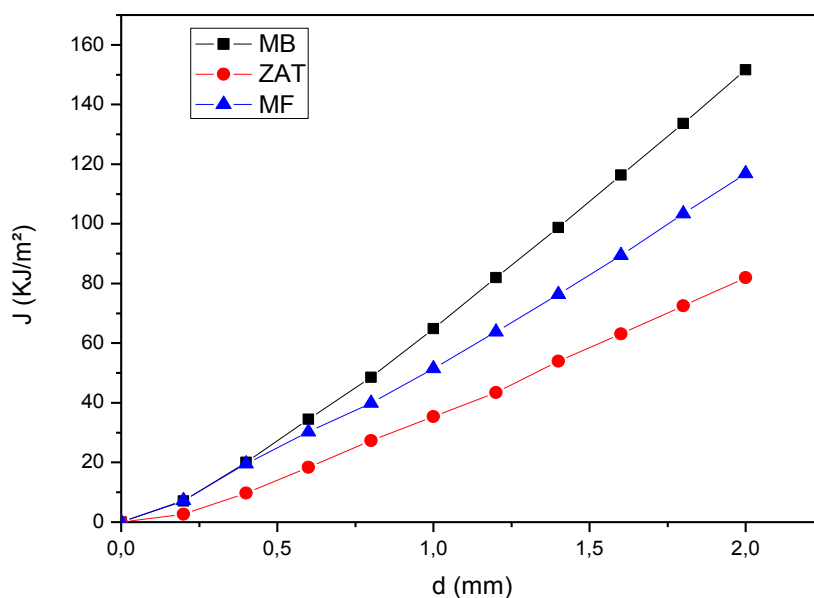


Figure III.8 : Evolution de J en fonction du déplacement imposé.

On remarque que les trois calculs des différentes modélisations et de même dimensionnements donnent cependant une ténacité à l'amorçage identique pour des faibles valeurs des déplacements, et une évolution relative pour des déplacements plus importants. L'écart de l'intégrale de contour J entre le Métal de base et la zone affectée thermiquement ZAT pour  $d=2\text{mm}$  est pratiquement le double, tandis que l'écart entre le métal de base et le métal fondu est nettement inférieur.

Cette constatation nous amènent à la conclusion que l'intégrale J n'a pas été influencée par le changement de l'éprouvette si les paramètres du matériau et le contact des différentes zones sont bien définis.

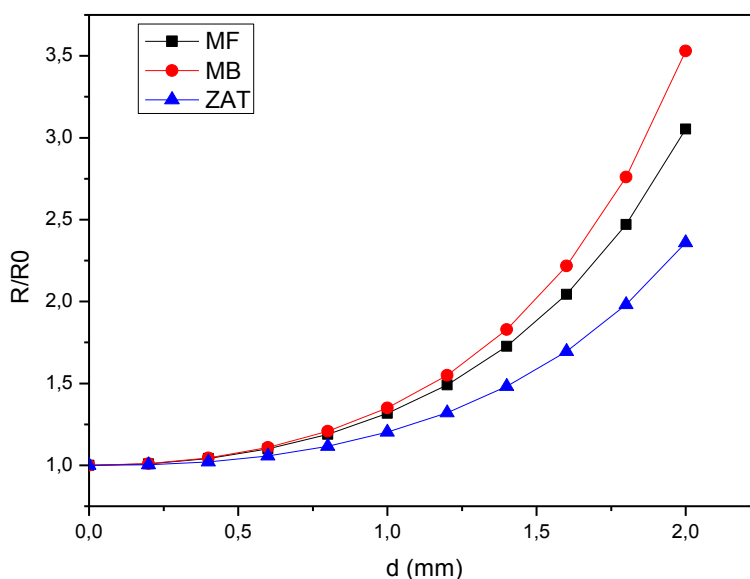
L'évolution de la valeur de l'intégrale J en fonction du choix du contour d'intégration pour vérifier l'indépendance de l'intégrale J vis à vis des contours d'intégration, celle-ci est calculée selon plusieurs contours différents. Les résultats obtenus montrent l'existence de trois domaines :

- Lorsque le contour d'intégration englobe la totalité de la zone de propagation, la valeur obtenue est la valeur globale J.
- Lorsque le contour d'intégration traverse la zone de décharge, correspondant à la zone plastique existante avant l'extension de fissure, les résultats obtenus divergent, puisque ce domaine correspond à une zone de décharge. On observe un minimum négatif, sans aucun sens physique, lorsque le contour d'intégration passe par l'ancienne pointe de fissure.
- Enfin, si le contour d'intégration passe entre les deux pointes de fissures successives, sans traverser la zone de décharge, les résultats donnent une valeur indépendante du choix de ce contour, plus faible que la valeur obtenue pour J.

### 3.4.3. Croissance des cavités

La Figure (III.9) présente l'évolution du paramètre  $R/R_0$  en fonction du déplacement imposé. Contrairement à l'intégrale J, ce paramètre  $R/R_0$  est très sensible aux champs de déformations et de contraintes en fond de fissure. Comme le confirme les écarts importants observés entre les différentes configurations :

L'évolution du paramètre  $R/R_0$  dans le cas du MB est plus importante que celle constatée dans le cas du trimétal. Cette différence du comportement est due au fait que la limite d'élasticité pour la ZAT ( $R_e = 480 \text{ N/mm}^2$ ) et MF ( $R_e = 465 \text{ N/mm}^2$ ), où se trouve le fond de la fissure dans le cas hétérogène, est plus importante que celle de métal de base ( $R_e = 297 \text{ N/mm}^2$ ).



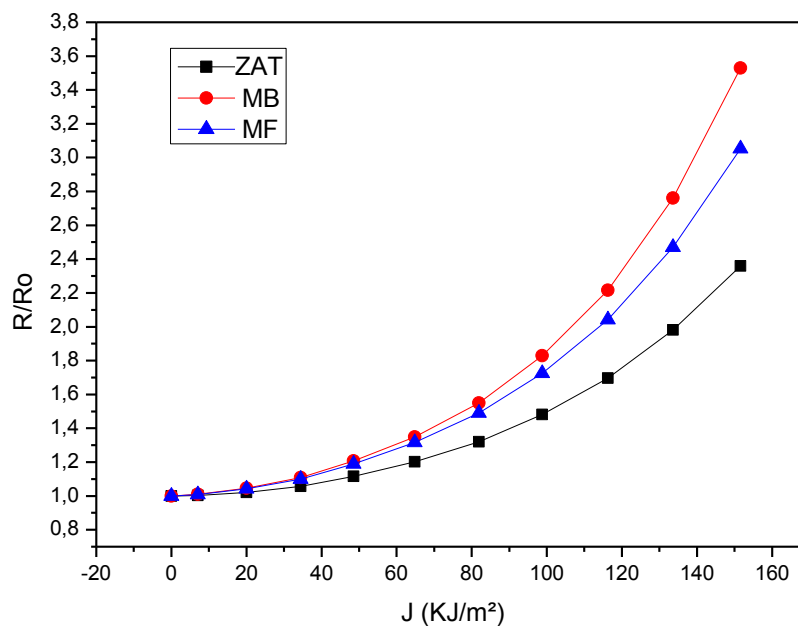
**Figure III.9** : Evolution de  $R/R_0$  en fonction du déplacement imposé.

Nous constatons qu'il y a une similitude avec l'évolution du CTOD en fonction du déplacement imposé, cette configuration se manifeste aussi dans l'évolution du paramètre local  $R/R_0$ . En effet, on remarque une légère différence entre le (MB) et le (MF), tandis que la différence entre le MB et la ZAT est importante. Cette différence montre que contrairement à l'intégrale  $J$ , le paramètre  $R/R_0$  est très sensible au champ de déformations et de contraintes en fond de fissure.

L'évolution du paramètre  $R/R_0$  dans le cas du (MB) est plus importante que celle constatée dans le cas de la ZAT. Cette différence de comportement est due au fait que la limite d'élasticité pour la zone affecté thermiquement est plus importante que celle du métal de base.

#### 3.4.4. Evolution du rapport $R/R_0$ en fonction de l'intégrale $J$

Le taux de croissance de cavité  $R/R_0$  et l'intégrale  $J$ , évoluent relativement avec le déplacement, ce qui justifie la relation de l'évolution de ce rapport ( $R/R_0$ ) avec le niveau énergétique choisi pour évaluer la croissance de cavité au niveau du matériau. Cette évolution du taux de la croissance des cavités au fond de la fissure en fonction de l'intégrale  $J$ , est illustrée par la figure (III.10), pour les trois configurations de chaque modélisation.

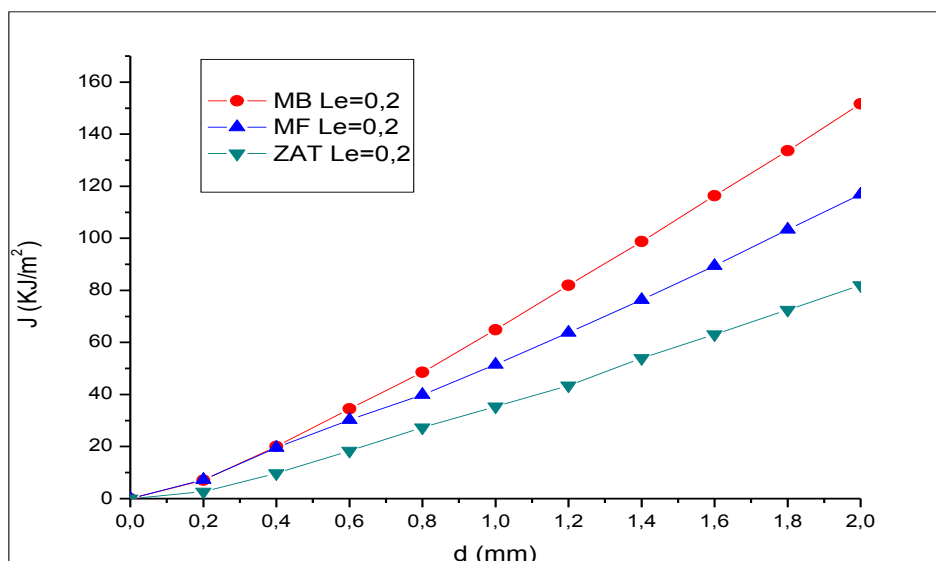


**Figure III.10.** Evolution de  $R/R_0$  en fonction de l'intégrale  $J$ .

#### 3.4.5. Influence de la taille des mailles ( $L_e$ ) sur les paramètres globaux

Nous avons, au préalable, vérifié l'influence de la taille des mailles en pointe de fissure sur des paramètres globaux, tels que l'intégrale  $J$  et le CTOD (Crack Tip Opening Displacement). Pour cela, nous avons effectué un calcul élastoplastique.

L'intégrale  $J$  est calculée par le logiciel Abaqus à l'aide d'une procédure automatique et nécessite la définition d'un contour suffisamment éloigné de la zone en pointe de fissure. Ce contour est défini par des nœuds et suit les arêtes des mailles. La figure (III.11) montre l'évolution de l'intégrale  $J$  en fonction du déplacement.

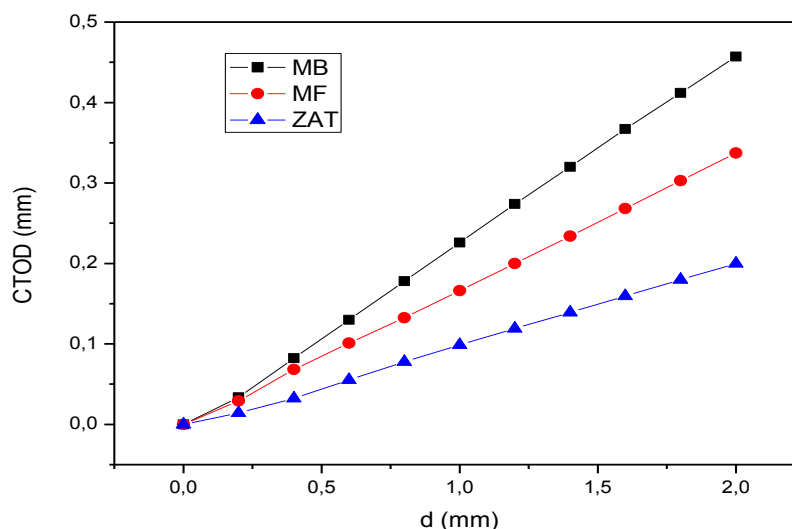


**Figure III.11.** Evolution de l'intégrale J en fonction du déplacement pour une maille de taille de  $Le = 0.2$ .

### 3.4.6. Ouverture au fond de la fissure (CTOD)

L'évolution du CTOD en fonction du déplacement imposé  $d=2\text{mm}$  dans le cas du mono-métal et du trimétal, représenté par la figure (III.12), montre que l'ouverture au fond de la fissure présente la même évolution, et presque la même dans les trois configurations étudiées (MB, MF et ZAT). Cette constatation signifie que l'ouverture au fond de la fissure dépend essentiellement du comportement du matériau ayant la plus faible limite d'élasticité.

Le profil d'ouverture de la fissure, dans le cas du mono-métal et du trimétal, confirme les formes des zones plastiques : profil symétrique dans le cas du mono-métal et profil dissymétrique dans le second cas. Ces ouvertures dépendent du niveau de la résistance de chacun des matériaux adjacents à l'entaille (niveau de Mismatching). C'est pourquoi l'ouverture se développe d'une manière plus importante du côté du métal de base dont la résistance est la plus faible.



**Figure III.12 :** Évolution du CTOD en fonction du déplacement imposé  
(Pour les différentes configurations).

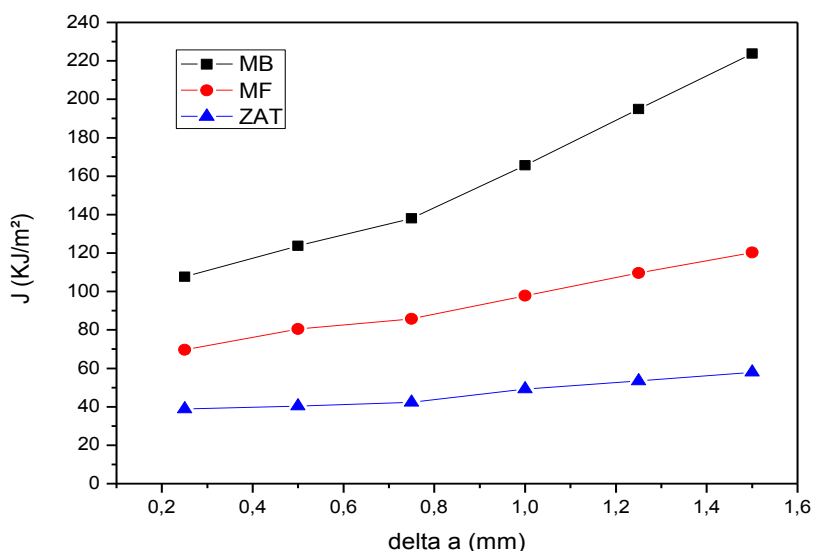
Nous pouvons donc dire que l'évolution du paramètre CTOD est plus importante dans le cas d'Over-matching, et diminue dans le cas contraire (cas d'Under-matching). Par ailleurs, l'ouverture au fond de la fissure dans le cas de la ZAT, qui présente une dissymétrie, peut être décomposée en (ouverture du côté de MB), et (ouverture du côté de MF).

### 3.4.7. COURBE J- $\Delta a$

La figure (III.13) représente les courbes de l'évolution de l'intégrale J pour les différentes configurations, calculées suivant le cinquième contour loin des perturbations induites par la singularité en pointe de fissure. Cette figure met en évidence principalement un faible écart entre les courbes correspondant aux éprouvettes hétérogènes pour les deux modélisations. Les valeurs du paramètre J a été déterminé pour chaque avancée de la fissure. Ces valeurs ont permis de tracer la courbe numérique de déchirure ductile « J- $\Delta a$  », afin de la comparer avec la courbe expérimentale issue des résultats obtenus par des chercheurs [104]:

Les valeurs les plus faibles du paramètre  $J_{0,2}$  obtenues sont observées pour les éprouvettes dont la fissure est en ZAT, 40 kJ/m<sup>2</sup> environs. Par contre les valeurs les plus élevées sont observées pour les éprouvettes dont la fissure est en métal de base

MB, 108 kJ/m<sup>2</sup> environs. On constate alors que la ténacité est trois fois plus importante que dans le cas de la ZAT. Le métal fondu présente une ténacité, exprimée par  $J_{0,2}$  d'environ 70 kJ/m<sup>2</sup>, presque le double que pour la ZAT.



**Figure III.13** : Evolution de J en fonction de  $\Delta a$  dans les trois zones de soudure.

Cette partie est consacrée à la comparaison de deux modélisations des éprouvettes SENB homogènes et hétérogènes pour caractériser la déchirure ductile de l'acier A48AP, nous avons déterminé les paramètres des modèles à partir de la simulation numérique à l'aide du logiciel ABAQUS.

L'analyse par éléments finis permet même de confirmer la validité de la partie extrapolée de la courbe expérimentale. L'ensemble des résultats a permis de montrer l'effet prépondérant des caractéristiques mécaniques des trois configurations. En effet, ces derniers gouvernent le comportement global (les évolutions de la charge, de l'intégrale J, du CTOD, des zones plastiques,...) dans le cas des structures soudées. En effet, dans le cas du trimétal, une forte dissymétrie peut être décomposée en ouverture du côté de MB et du côté de MF. Cette constatation signifie que l'ouverture au fond de la fissure dépend essentiellement du comportement du métal ayant la plus faible limite d'élasticité.

La forte dissipation d'énergie liée à la plasticité loin du fond de la fissure, observée notamment dans les configurations hétérogènes, pose la question de la validité d'un critère global basé sur le paramètre énergétique  $J$  pour décrire la progression d'une fissure dans les matériaux hétérogènes. En effet, l'énergie totale de déformation est alors décomposée en deux parties : la première contribue à la phase de plastification, la seconde étant l'énergie de la fissuration.

À l'inverse de l'intégrale  $J$ , le taux de croissance des cavités  $R/R_0$ , est sensible à tout changement dans les champs des contraintes et déformations au fond de la fissure. Ce dernier point confirme la nécessité d'utilisation d'une approche locale pour l'étude de la déchirure ductile dans le cas des joints soudés.

### **3.5. MODELISATION NUMERIQUE DU PROFIL DE TEMPERATURE D'UNE OPERATION DE SOUDAGE**

#### **3.5.1. Introduction :**

La modélisation numérique d'une opération de soudage est nécessaire et utile dans l'estimation de la limite de la largeur de valeur de la zone affectée thermiquement dite ZAT. Seulement quelques publications ont considéré au cours du soudage la source de chaleur mobile lorsque celui-ci est en progression en fonction du temps, entre une température initiale et finale afin de définir la variation de température et sa diffusion à travers la ZAT [105].

#### **3.5.2. Présentation de l'étude numérique :**

Après la simulation des essais de rupture mis en œuvre expérimentalement qui ont été réalisés à l'aide du code éléments finis « ABAQUS », nous avons opté pour la modélisation et la simulation thermique tridimensionnelle du problème de soudage à l'arc électrique des tôles d'acier. Cette modélisation a été menée conjointement avec une étude expérimentale de validation et de caractérisation.

La simulation numérique a été effectuée par la méthode des éléments finis (MEF) en utilisant le même code ABAQUS. Sur la base des résultats expérimentaux obtenus, un travail d'optimisation du maillage du domaine de calcul et des paramètres du modèle

de source de chaleur, a permis d'obtenir des résultats numériques concluants. Une bonne concordance des résultats est observée.

La source de chaleur sur l'enveloppe des pics des cycles thermiques a bien été mis en évidence. Donc, la précision des résultats numériques dépend fortement des paramètres du modèle de source de chaleur utilisé et de la finition du maillage appliqué. Cette étude a permis aussi de voir l'effet des paramètres de soudage sur les évolutions de champs de température, les cycles thermiques, le flux thermique et les étendus des zones à risques (ZF et ZAT).

### 3.5.3. Modèle géométrique et maillage de la plaque :

La plaque modélisée présente les dimensions (250x160x10mm) figure xx, bridée sur les faces latérales parallèles à la direction de soudage. Cette configuration a été choisie car elle est simple à mettre en œuvre numériquement.

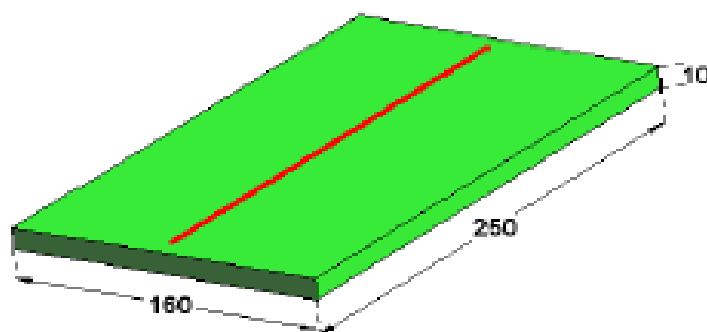


Figure III.14 : Géométrie de la plaque soudée en (mm).

Le type de maillage utilisé dans notre étude est

DC2D8 : éléments à deux dimensions avec 8 nœuds quadratiques.

DC2D6 : éléments triangulaire quadratique à 6 nœuds.

Ces éléments spéciaux d'ABAQUS traitent les phénomènes thermomécaniques. Ces éléments peuvent enregistrer l'état de contraintes résiduelles après l'effet thermique du soudage.

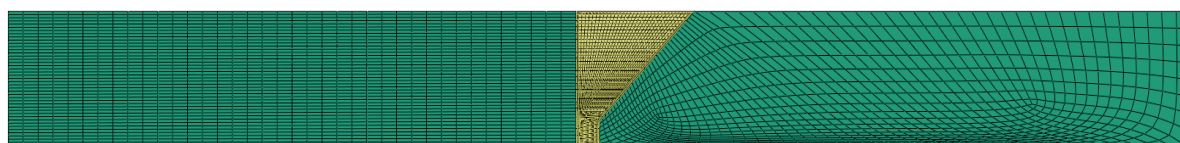


Figure III.15 : soudure avec type d'éléments utilisés pour sa modélisation

L'analyse éléments fini comporte 21 étapes entre chauffage, soudure et refroidissement dans lequel les conditions aux limites sont introduites associés aux interactions proposées.

#### 3.5.4. Etude du flux thermique :

La connaissance du flux thermique et du champ de température lors d'un procédé de soudage est primordial pour toute étude du comportement thermique ou mécanique (ou métallurgique) des soudures. Dans le présent travail, on détermine les vecteurs du flux thermique et le champ de température, à travers une simulation tridimensionnelle du phénomène de transfert de la chaleur, lors du soudage à l'arc des tôles d'acier. Ainsi, on prédit l'étendu des zones thermiques critiques d'un cordon de soudure. Le calcul est effectué par la méthode des éléments finis.

Parmi les résultats numériques présentés, on a les cycles thermiques à quelques points proches au cordon de soudure sur la tôle, où ils ont été l'objet d'une validation expérimentale. La comparaison avec l'expérimental de ces différents cycles thermiques montre une bonne concordance.

Cela a permis la prédiction de l'étendu des zones critiques du cordon, lors du soudage, et comparer à d'autres références. Ces résultats servent aussi à toutes études du comportement mécanique ou métallurgique ultérieurs.

##### 3.5.4.1. Formulation :

L'équation de conduction de la chaleur dans les tôles à souder 1 & 2 (Figure III.14) s'écrit en générale [106].

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( K \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K \cdot \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( K \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \right) + S \quad (\text{III.12})$$

Où

T : Température ;

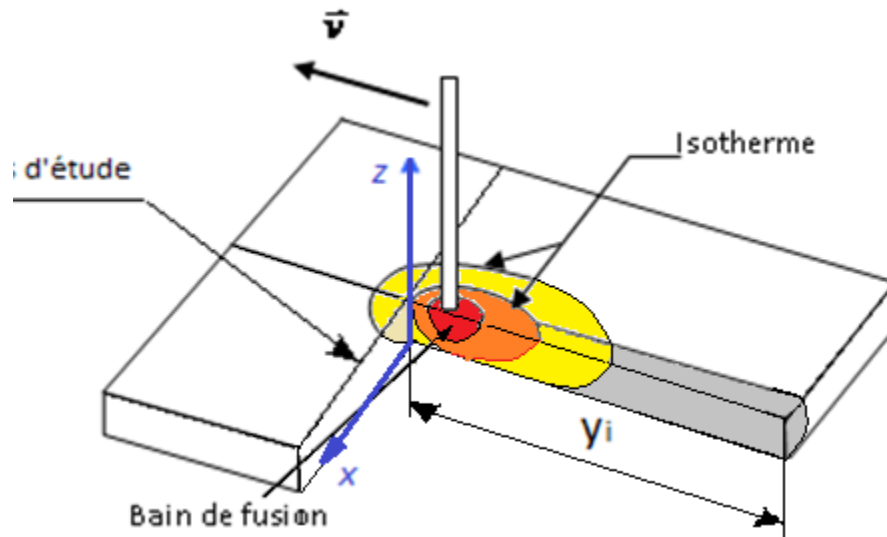
t : Temps ;

$\rho$  : Densité du matériau à souder ;

$C_p$  : Chaleur spécifique ;

K : Conductivité thermique ;

S : Source de chaleur (générée ou absorbée).



**Figure III.16** Schéma du processus de soudage de deux tôles métalliques.

Pour modéliser le processus, il est important d'évoquer quelques hypothèses importantes [107-108].

- Les propriétés thermiques (K et Cp) du matériau sont fonction de la température [109]
- Le régime est transitoire et tridimensionnelle (0,x,y,z). [110].
- Prise en compte du changement de phases dans les métaux à souder;
- La source de chaleur est mobile et est répartie;
- Les déperditions calorifiques par convection et rayonnement à travers les surfaces libres et les frontières de la pièce sont prises en compte.

Pour bien poser le problème et avoir une solution unique, on résume les conditions aux limites comme suit :

$$q_n = h_\infty(T - T_\infty) + \sigma\varepsilon(T^4 - T_\infty^4) \quad (\text{III.13})$$

Tel que le flux est donné par l'équation de Fourier :

$$q_n = -K \cdot \vec{\nabla} T \quad (\text{III.14})$$

- Au plan symétrique d'assemblage, le flux de chaleur est nul donc:

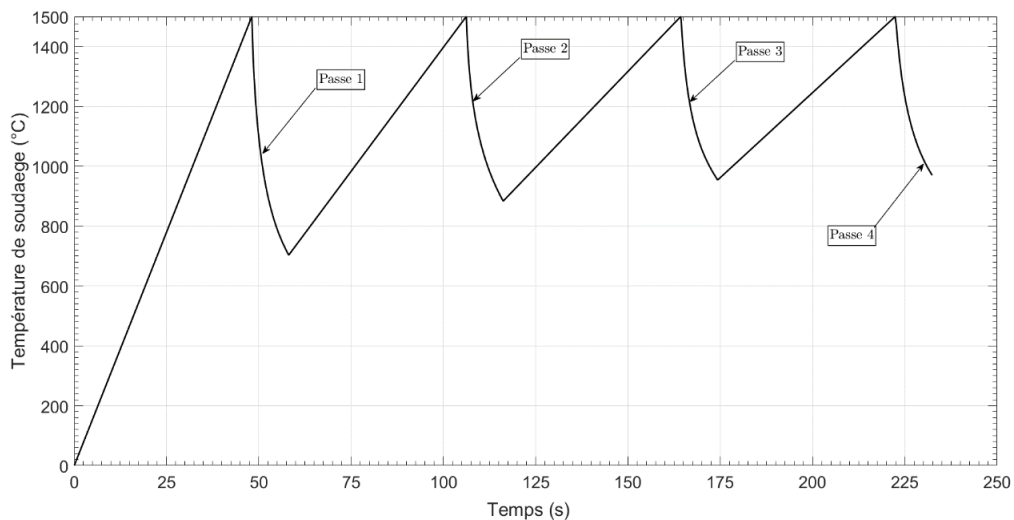
$$q_n = 0.$$

- La température initiale du matériau est supposée égale à la température ambiante  $T_0=300\text{ K}$ .

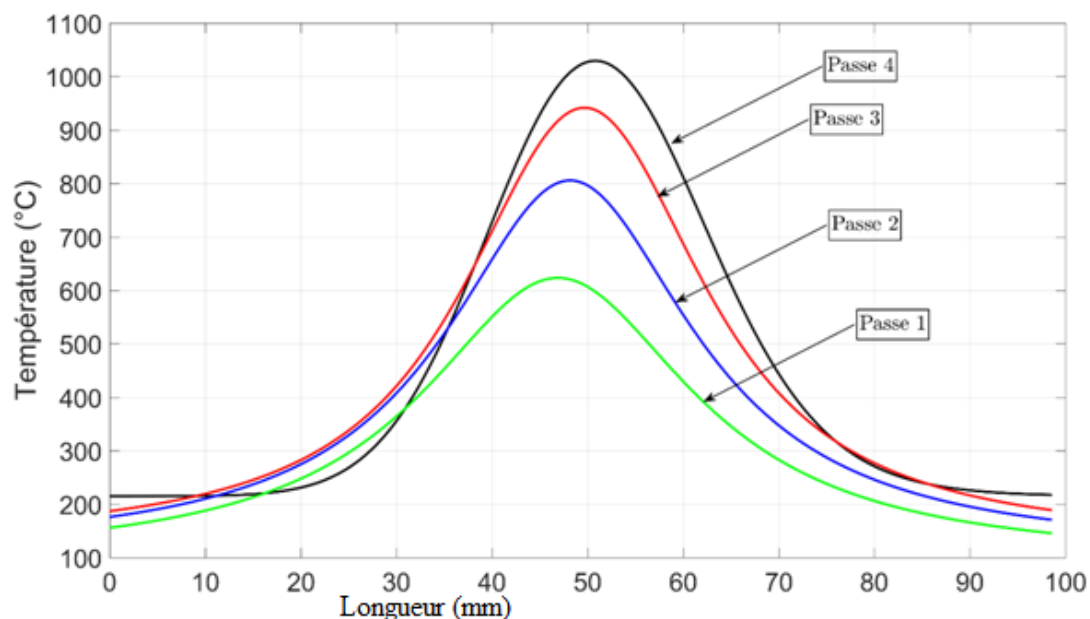
### 3.5.4.2. Résultats retenus et validation

Les figures (III.17 et III.18) montrent la répartition de température par les contours isothermes et les champs des températures (cartographies thermiques) sur les tôles assemblées ; aux instants ( $t=48\text{s}$ ,  $120\text{s}$ ,  $160\text{s}$  et  $223\text{s}$ ) avec une calibration majoré de  $500^\circ\text{C}$ . Ces champs thermiques montrent l'évolution de la température au cours du soudage et retracent la trajectoire de la source de chaleur.

On constate que les régions proches de la source sont soumises à des gradients de température très élevés. Les lignes des isothermes sont beaucoup plus denses en amont qu'en aval de la source de chaleur, car la diffusion de chaleur et le déplacement de la source ont le même sens en amont mais opposé en aval.



**Figure III.17** Evolution de la température au cœur la plaque après chaque passe de soudage



**Figure III.18** Evolution de la température en surface de la plaque après chaque passe de soudage

Les figures (III.17 et III.18) montrent un recueil de résultats de l'effet du changement thermique sur l'évolution des maxima de la température du centre de la source (enveloppe des pics), au cours du soudage.

Les températures maximales de chaque cycle correspondent aux températures enregistrées pendant l'opération de soudage pour chacun des intervalles indiqués. En outre, du fait du gradient thermique régnant dans la ZAT, les différents paramètres de ces cycles équivalents dépendent du point particulier de cette zone que l'on cherche à reproduire par simulation.

Par analogie aux cycles de températures enregistrés expérimentalement on remarque :

- Phase 1 : un revenu inférieur à  $Ac_1$
- Phase 2 : une austénitisation à haute température supérieure à  $Ac_3$
- Phase 3 : une austénitisation à température réduite supérieure à  $Ac_1$

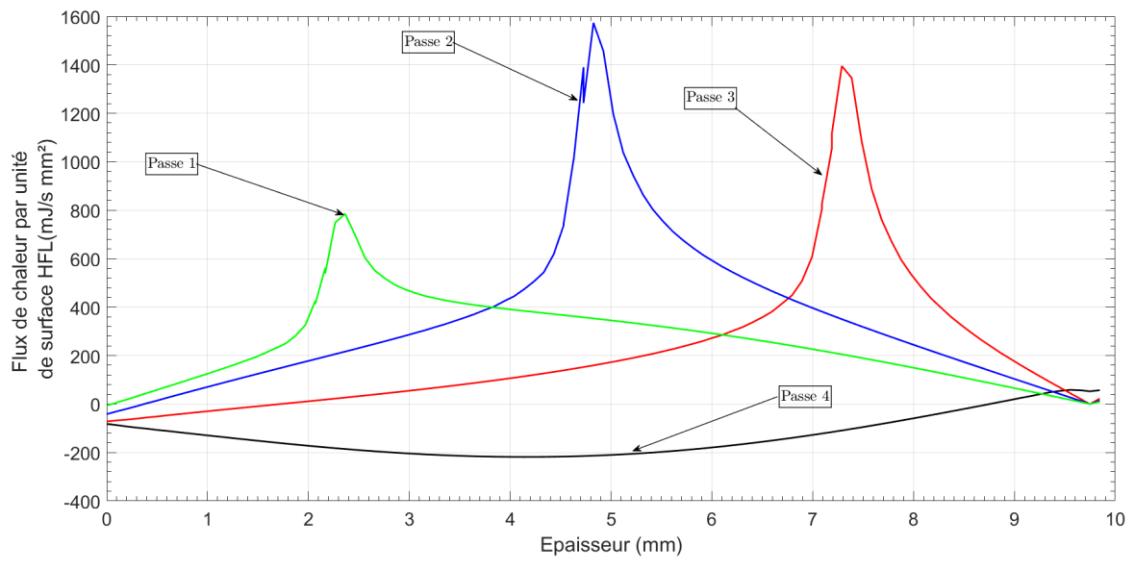


Figure III.19 Répartition du flux de chaleur dans la plaque en épaisseur

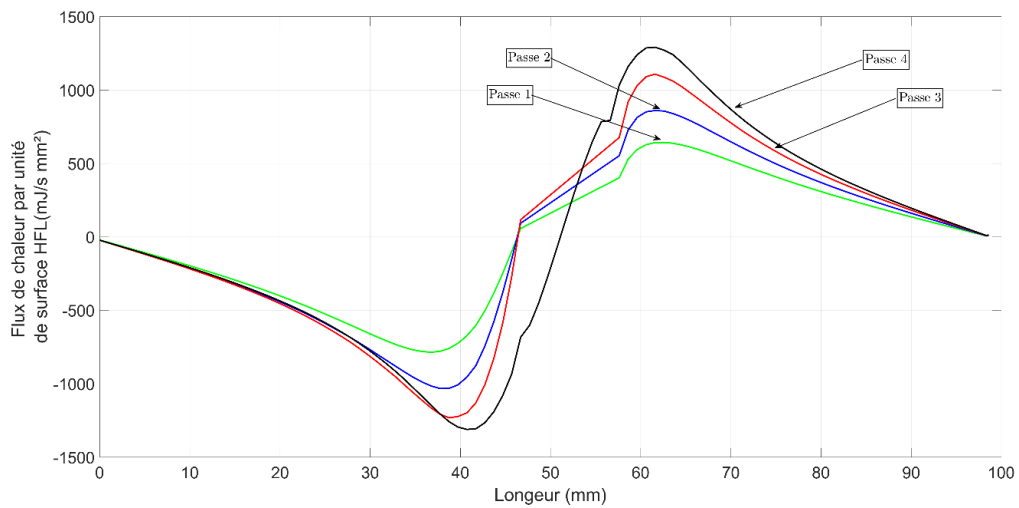


Figure III.20 Répartition du flux de chaleur dans la plaque en longueur

La figure (III.21) donne un aperçu cartographique sur l'évolution du transfert thermique au cours de l'opération de soudage et pour chaque passe.

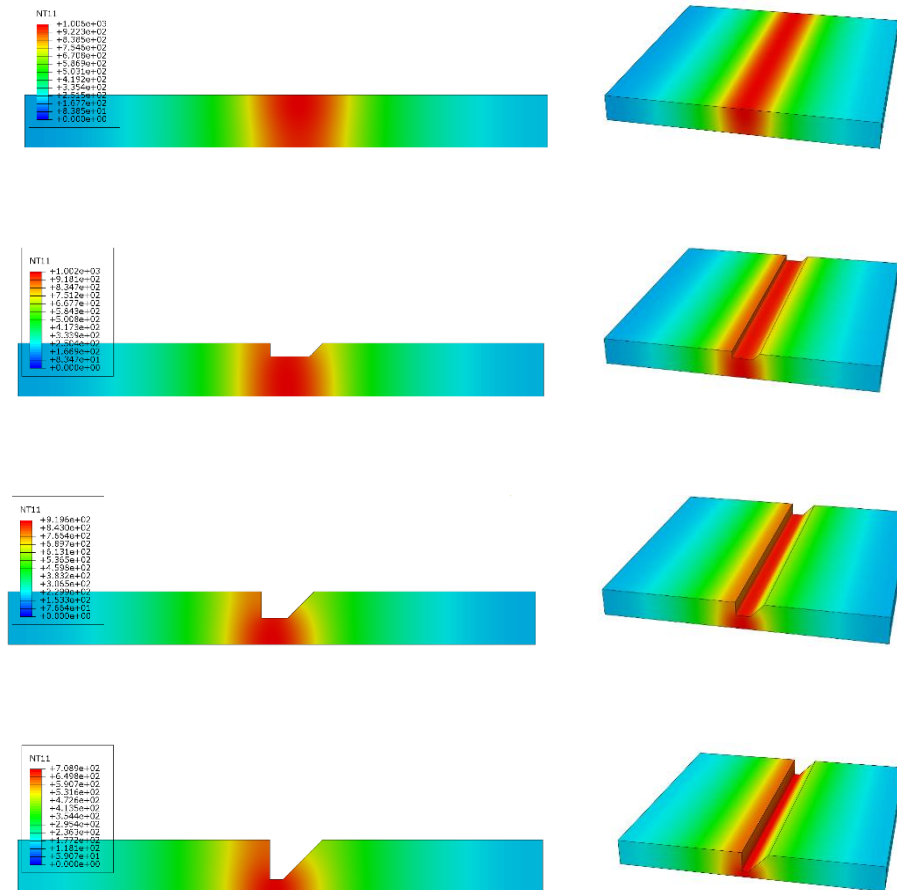


Figure III.21 : Exemple de champs de température à un instant donné

D'une façon générale cette partie nous a permis de tirer les observations suivantes :

- La variation du flux de température dû à la source de chaleur de soudage durant tout le temps de l'assemblage des deux embouts (supérieur et inférieur) de la bouteille de gaz.
- L'identification physique de la zone affectée thermiquement durant et après l'opération de soudage.
- Prédiction et localisation du comportement métallurgique et mécanique des différentes zones affectées par le soudage des deux éléments assemblés de la bouteille à gaz.
- Existence d'une variation de valeur physique des propriétés mécaniques et probablement aussi de la composition chimique des différentes zones de la ZAT.

# **Conclusion Générale**

## CONCLUSION GENERALE:

Ce travail a permis de déterminer expérimentalement les caractéristiques mécaniques, ainsi que les résistances à la déchirure ductile à la température ambiante, du métal de base (MB), métal fondu (MF) et de la zone affectée thermiquement (ZAT) prélevés à partir d'un joint soudé réalisé dans des conditions représentatives des fabrications industrielles. Le profil du cycle thermique subit dans la ZAT a été établi par une simulation mécanique, ce qui a rendu possible la reproduction des caractéristiques de cette zone sur le métal de base.

En terme de caractérisation mécanique, les résiliences les plus faibles correspondent aux éprouvettes pour des gammes de température inférieure à  $-20^{\circ}\text{C}$ . La résilience semble augmenter jusqu'à la température ambiante ( $20^{\circ}\text{C}$ ) et reste pratiquement inchangé, ou une légère hausse pour les températures jusqu'à  $70^{\circ}\text{C}$ . Pour la ZAT (réelle ou simulée mécaniquement) la transition fragile-ductile passe par un crochet de pré stabilisation, ce qui confère à cette zone un comportement moins stable que le métal de base. Ce phénomène est justifié par un changement de structure.

La zone affectée thermiquement présente une variation de structure hétérogène, cette structure est ferrito-perlitique (globulaire). Dans la zone près de la ligne de fusion on trouve une structure surchauffé avec des îlots de bainite en lattes séparé par de la ferrite.

L'analyse par éléments finis permet même de confirmer la validité de la partie extrapolée de la courbe expérimentale. L'ensemble des résultats a permis de montrer l'effet prépondérant des caractéristiques mécaniques des trois configuration. En effet, ces derniers gouvernent le comportement global (les évolutions de la charge, de l'intégrale J, du CTOD, des zones plastiques...) dans le cas des structures soudées. En effet, dans le cas du trimétal, une forte dissymétrie peut être décomposée en ouverture du côté de MB et du côté de MF. Cette constatation signifie que l'ouverture au fond de la fissure dépend essentiellement du comportement du métal ayant la plus faible limite d'élasticité.

La forte dissipation d'énergie liée à la plasticité loin du fond de la fissure, observée notamment dans les configurations hétérogènes, pose la question de la validité d'un critère global basé sur le paramètre énergétique  $J$  pour décrire la progression d'une fissure dans les matériaux hétérogènes. En effet, l'énergie totale de déformation est alors décomposée en deux parties: la première contribue à la phase de plastification, la seconde étant l'énergie de la fissuration.

À l'inverse de l'intégrale  $J$ , le taux de croissance des cavités  $R/R_0$ , est sensible à tout changement dans les champs des contraintes et déformations au fond de la fissure. Ce dernier point confirme la nécessité d'utilisation d'une approche locale pour l'étude de la déchirure ductile dans le cas des joints soudés.

- La variation du flux de température dû à la source de chaleur de soudage durant tout le temps de l'assemblage des deux embouts (supérieur et inférieur) de la bouteille de gaz.

- L'identification physique de la zone affectée thermiquement durant et après l'opération de soudage.

- Prédiction et localisation du comportement métallurgique et mécanique des différentes zones affectées par le soudage des deux éléments assemblés de la bouteille à gaz.

- Existence d'une variation de valeur physique des propriétés mécaniques et probablement aussi de la composition chimique des différentes zones de la ZAT.

# ***Bibliographie***

# BIBLIOGRAPHIE

---

- [1] PRATT, J.L., Introduction to the Welding of Structural Steelwork, Steel Construction Institute, 3rd rev. ed. 1989.
- [2] Roger, F. 2000. Etude et modélisation de la formation d'un cordon de soudure à l'arc. Ph.D. thesis, Ecole Polytechnique - LMS.
- [3] Biro E., Jiang C., Lyttle K., Sheet Metal Welding Conference XIII, May 14-16, Livonia, MI, paper 4-4,2008.
- [4] Easterling K, Introduction to the physical metallurgy of welding, Second edition, Butterworth Heinemann, 126, 1992.
- [5] Jeffus, L, Welding metallurgy, in Welding: Principles and Applications, D. Publishers, Editor. 1993, Delmar Publishers: Albany. p. 364-391.
- [6] Mabelly, P, Bourges P., and Pont G., Effect of metallurgical transformations on weld residual stresses -Application to E690 steel grade. Jack-up platforms Marine Structures, 2001. 14(4-5): p. 553-567.
- [7] Bhadeshia, H.K.D.H., Material Factors, in Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, A. International, Editor. 2002, ASM International. p. 3-10.
- [8] N. Rykalin. Calcul des processus thermiques de soudage. Soudage et Techniques connexes, 15, 1961.
- [9] D. Rosenthal. The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments. Transactions American Society Mech. Eng., 68 :849-866, 1946.
- [10] K. Easterling. Introduction to the physical metallurgy of welding. Butterworth, 1992.
- [11] C. J. Long, W.T. DeLong, The ferrite content of austenitic stainless steel weld metal. Welding journal, 52 (1973) 281-287
- [12] T.H. Chen, J. R. Yang. Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen containing 2205 duplex stainless steel. Mater. Sci. Eng. A338 (2002) 166-181.
- [13] K. H. Hwang, C. M. Wan, J.G. Byrne. Phase transformation in a duplex Fe-Mn-Al-C alloy. Mater. Sci. Eng. A 132 (1991) 161-169.

- [14] S. Atamert, J. E. King. Elemental partitioning and microstructural development in duplex stainless steel weld metal. *Acta metal mater*, 39 3 (1991) 273-285.
- [15] J.D Kordatos, G. Foularis and G. Papadimitriou, The effect of cooling rate on the mechanical and corrosion properties of SAF 2205 duplex stainless steel welds. *Scripta materialia*, 44 (2001) 401-408
- [16] D.E Nelson, W.A Baeslack, J.C Lippold. Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using color metallography. *Mater Charact*, 39 (1997) 467-477.
- [17] N. A. McPherson, Y. Li, T. N. Baker. Microstructure and properties of as welded duplex stainless steel. *Sci. and techol. of welding and joining*. 5 4 (2000) 235-244.
- [18] CETIM, S. (Ed.). *Mécano-soudage, Conception*. [S.l.]: Centre technique des industries mécanique (France), 1989.
- [19] CETIM. *Données Technologiques sur la Fatigue*. [S.l.], p. 336. 1989.
- [20] G.PLUVINAGE. *L'effet d'entaille en fatigue et en rupture*. Laboratoire de Fiabilité Mécanique (LFM). Metz, France. 2003.
- [21] H.LIEURADE, C. M. *Fissuration par fatigue d'assemblage soudés en acier HLE*. LABSE Colloquium. [S.l.], p. 137-144. 1982.
- [22] M.NIHEY, E. A. *Effect of specimen size on fatigue proportion of SM50b on load carrying fillet welded joints*. National Research Institute for Metals, v. 24, 1982.
- [23] T.R.GURNEY. *The basis of the revised fatigue design rules in the department of energy offshore guidance notes*. Second international conference, on offshore welded structure. [S.l.]: Welding Institute. 1982. p. 16-18.
- [24] P.W.MARSHALL. *Assemblages pour structures tubulaires soudés*. Houdermont. [S.l.]:IIW. 1984.
- [25] K.G.RICHARDS. *fatigue strength of welded structures*. Welding Institute. [S.l.]. 1969.
- [26] M.SKORUPA, M. B. J. P. *Applicability of approximate KI solutions towards cracks at weld toes*. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 26, p. 669-681, 1987.

- [27] K.IKEDA, S. D. T. G. T. O. improvement of the fatigue strength of fillet welded joints in 780 N/mm<sup>2</sup> high strength steel. Welding Research International (WRI). [S.l.]. 1978.
- [28] X.NIU, G. G. The weld profile effect on stress intensity factor in weldments. International Journal of Fracture, v. 35, p. 3-20, 1987.
- [29] B.SAHLI, J. A. L. D. Evolution de la durée de vie des joints soudés en croix transversaux (K4) à l'aide de la Mécanique de la rupture. Metz. 1986.
- [30] T.R.GURNEY, G. O. J. A revised analysis of the influence of the toe defects on fatigue strength of TNLC fillet Welds. Welding Research International (WRI), p. 43, 1979.
- [31] H.P.LTEURADE. Application de la mécanique de la rupture à la fatigue des structure soudées. Revue de Métallurgique C.I.T, Oct 1983. 797.
- [32] S.J.MADDOX. Assessing the Significance of Flaws in Welds subject to fatigue. Welding Journal, p. 401, Sept 1974.
- [33] T.R.GURNEY. Welding Institute Report. [S.l.]. 1978.
- [34] H.ZEDIRA, A. B. Cracking of welded monoblocs of the mechanical shovels 9210. Third Mechanical and Industrial Engineering. Amman, Jordan: [s.n.]. 1999. p. 851-869.
- [35] FUKUDA, S. An experimental study of redistribution of welding residual stress with fatigue crack extension. Welding Research Internatinal (WRI), 1987, v. 2.
- [36] H.P.LTEURADE. Effet des contraintes résiduelles et du rapport  $R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$  sur la résistance à la fatigue des éléments soudés. CETM, Senlis. [S.l.]: [s.n.]. 1987. p. 99.
- [37] R.W. SMITH, M. H. H. S. S. M. fatigue behavior of Materials under Strain Cycling un Low and Intermediate Life Range. NASA TND. [S.l.]. April 1963.

- [38] J.F.TAVERNELLI, L. F. C. A Compilation and Interpretation of Cyclic Strain Fatigue Tests on Metals. Transactions, Am. Soc. Metals, v. 51, p. 438, 1959.
- [39] C.S.SHIN. Fatigue crack growth from stress concentration and fatigue life prediction in notched components. In: A.CARPINTERI Fatigue crack propagation in metallic structure. [S.l.]: [s.n.], 1994.
- [40] B.ATZORI, G. B. C. P. Evaluation of fatigue strength of welded structures by local stress measurements. Experimental Mechanics, p. 129-139, 1985.
- [41] JANOSCH, J.J., ROELEN, J.B. and KONECZNY, H., *Definition of a "materials" data base for heavy structures, created by numerical simulation of welding and by experimental characterization of toughness – Impact strength*, Document IIW X-1293-94, 1994
- [42] HAESLER, V. et BEZ, R., *Modèles de charge actualisés du trafic routier pour l'évaluation de ponts existants / Document justificatif*, EPFL, ICOM, Lausanne, décembre 1994 (mandat du Département des Travaux Publics du Canton du Valais, rapport ICOM N°643-4).
- [43] HAESLER, V. et BEZ, R., *Modèles de charge actualisés du trafic routier pour l'évaluation de ponts existants / Document d'utilisation*, EPFL, ICOM, Lausanne, décembre 1995 (mandat du Département des Travaux Publics du Canton du Valais, rapport ICOM N°643-3 rév. 1)
- [44] Krupp U., Christ H.-J., Lezuo P., Maier H.J., Teteruk R.G. Influence of carbon concentration on martensitic transformation in metastable austenitic steels under cyclic loading conditions, Materials science and engineering A, 2001, 319, pp. 527-530.
- [45] FISSOLO A., Robertson C., Maillot V. Prediction of crack initiation and growth under thermal fatigue, in : Thermomechanical fatigue and fracture Chapter 3, Wit Press Editor, M. H. Aliabadi, 2000, pp. 67–105.
- [46] FISSOLO A. Fissuration en fatigue thermique des aciers inoxydables austénitiques, Rapport d'habilitation, CEA Saclay, 2001.
- [56] MATEO A., Llanes L., Akdut N., Anglada M. High cycle fatigue behaviour of a standard duplex stainless steel plate and bar, Materials science and engineering, 2001, A 319-321, pp. 516-520.
- [47] TORRES M.A.S. and Voorwald H.J.C. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of steel, International journal of fatigue, 2002, 24, pp. 877-886.
- [48] MUDRY .F, « Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'aciers faiblement alliés », thèse, Université de Technologie de Compiègne, (1982).

- [50] WANG TE-JUN, « Micro-and macroscopic damage and fiacture behaviour of welding coarse grained heat affected zone of low alloy steel : Mecahnisms and modeiling »,Engineering Fracture Mechanics Vol. 45, N°. 6, pp. 799-812, (1993).
- [51] FRANCOIS .D, « Evolution en mécanique de la rupture. Approches locales », La revue de Métallurgie, pp. 181-186, Février (1995).
- [52] RICE .J.R and TRACEY .D.M, «On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields», J. Mech. Phys. Solids, 17, PP. 20 1-2 17, (1969).
- [53] Y. HUANG, J.W. HUTCHINSON and V. TVERGAARD, « Cavitation instabilities in elastic-plastic solids », J. Mech. Phys. Solids Vol. 39, No. 2, pp. 223-241, (1991).
- [54] OTSUKA .A, K. TOHGO and Y. OKAMOTO, « Relationship between ductile crack initiation and void volume fraction », Centre de recherche Les Renardières, Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 309-320, Juin (1986).
- [55] BEREMIN .F.M, « Calculs élastoplastiques par la méthode des éléments finis d'éprouvettes axisymétriques entaillées circulairement », J. de Méc. Appl., Vol. 4, No 3,PP. 307-325, (1980).
- [56] BEREMIN .F.M, « Influence de la triaxialité des contraintes sur la rupture par déchirement ductile et la rupture fragile par clivage d'un acier doux », J. de Méc. Appl.,Vol. 4, No 3, PP. 327-342, (1980).
- [57] MARINI .B, F. MUDRY, A PJNEAU, « Experimental study of cavity growth in ductile rupture », Eng. Fracture Mechanics, vol. 22, no 6, pp. 989-996, (1985).
- [58] LICHT .C, SUQUET .P, « Croissance de trous, prise en compte d'interactions », Rapport final ATP CNRS 'Plasticité des matériaux solides', Laboratoire de Mécanique Générale des Milieux continus, Montpellier, (1987).
- [59] BARSOM, J.M. and ROLFE, S.T., *Fracture & Fatigue Control in Structures. Applications of Fracture Mechanics*, Second edition, New Jersey, Prentice Hall, 1987.
- [60] Mc CLINTOCK .F. A, « A cterion for ductile fracture by the growth of holes », J. Appl. Mech., 35, PP. 363-371, (1968).
- [61] ROUSSELIER .G, « Les modèles de rupture ductile et leurs possibilités actuelles dans le cadre de l'approche locale de la rupture », Centre de recherche Les Renardières,Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 257-284, Juin (1986).
- [62] ROUSSELIER .G, DEVAUX .J.C et MOTTET .G, (( Experimental validation of constitutive relations including ductile fracture damage », Advances in Fracture Research Conference on Fracture (ICF6) New Delhi, Lndia, Pergamon Press, decembre (1 984).

- [63] BATISSE .R, M BETHMONT, G. DEVESA et G. ROUSSELIER, (( Ductile fracture of A 508 CL 3. Steel in relation with inclusion content. The benefit of the local approach of fracture and continuum damage mechanics », Centre de recherche Les Renardières, Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 285-298, Juin (1986).
- [64] DEVAUX .J.C, G. MOTTET, P. BALLADON and A PELLISSIER-TANON, (( Calibration of the parameters of a ductile fracture damage model on an austenitic-ferritic duplex welded joint », Nuclear Engineering and Design, Vol. 105, PP. 131-138, (1987).
- [65] BILBY B.A, HOWARD I.C, LI Z.H, Mesh independent cell models for continuum damage theory, Fatigue and fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 17, N°10, pp ; 1221-1233, 1994
- [66] GURSON A.L, Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : part I- Yield criteria and flow rules for porous ductile media, ASME Journal of Engineering Materials and Technology, Vol 99, pp ; 2-15, 1997.
- [67] TVERGAARD .V, On localization in ductile materials containing spherical voids, International Journal of fracture, Vol. 18, pp. 237-252, 1982
- [68] PERRIN .G, LEBLON .J.B, Analytical study of a hollow sphere made of plastic porous material and subjected to hydrostatic tension – Application to some problems in ductile fracture metals, International Journal of Plasticity, Vol 6, pp. 677-698, 1990.
- [69] TVERGAARD .V, NEEDLEMAN, Analysis of the cup-cone fracture in round tensile bar, Acta Metallurgica, Vol. 32, pp. 157-169, 1984.
- [70] P. Ludwik, "Elemente der Technogyschen Mechanik," ed: Berlin, Springer, 1909.
- [71] NF-EN-910, "Essais destructifs des soudures sur matériaux métalliques, Essais de pliage," *Norme française*, Mai 1996.
- [72] B. S. P. Welding, "Qualify processes and operators according to ASME Boiler and Pressure Vessel Code: Section IX,"" *Welding and Brazing Qualifications*, vol. 1, pp.00-2, 2012.
- [73] NF-EN-10045-1, "Essai de flexion par choc sur éprouvette charpy. Partie 1: Méthode d'essai," *Norme française*, 1990.
- [74] NF-EN-875, "Essais destructifs des soudures sur matériaux métalliques -- Essai de flexion par choc -- Position de l'éprouvette, orientation de l'entaille et examen," *Norme française*, 1995.

- [75] A. Marais, "Influence du vieillissement statique sur la transition ductile-fragile des aciers au C-Mn," Paris, ENMP, 2012.
- [76] B. Marandet and G. Sanz, "Étude par la Mécanique de la Rupture de la Ténacité d'aciers à Résistance moyenne fournis en forte épaisseur," *Rev Metall*, 1976.
- [77] J. M. Barsom and S. Rolfe, "Correlations between K<sub>IC</sub> and Charpy V-notch test results in the transition-temperature range," in *Impact testing of metals*, ed: ASTM International, 1970.
- [78] B. Tanguy, "Modélisation de l'essai charpy par l'approche locale de la rupture: application au cas de l'acier 16MND5 dans le domaine de transition," École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2001.
- [79] S. T. Rolfe and J. M. Barsom, *Fracture and fatigue control in structures: Applications of fracture mechanics*: ASTM International, 1977.
- [80] K. Wallin, "A Simple Theoretical Charpy-V– K<sub>IC</sub> Correlation for Irradiation Embrittlement," in *ASME Pressure Vessels and Piping Conference, Innovative Approaches to Irradiation Damage and Fracture Analysis*, 1989.
- [81] K. Wallin, "Relevance of fracture mechanical material properties for structural integrity assessment," in *ECF10, Berlin 1994*, 2013.
- [82] ASTM-Standard-E399-90, "Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Determination of Fracture Toughness," ed, 1990.
- [83] B. Bouchouicha, M. Zemri, A. Zaim, and B. O. Chikh, "Estimation of the energy of crack propagation in different zones of a welded joint by the local technique," *International Journal of Fracture*, vol. 192, pp. 107-116, 2015.
- [84] P. Paris and F. Erdogan, "A critical analysis of crack propagation laws," *Journal of basic engineering*, vol. 85, pp. 528-533, 1963.
- [85] F. Curtit, "Propagation de fissures semi-elliptiques en fatigue-Fluage à 650 C dans des plaques d'acier 316L (N) avec ou sans joints soudés," *Phd, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris*, 1999.
- [86] W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Murch, P. Temple-Smith P, C. J. Dawes, "Friction-stir butt weldin", G.B. Patent No. 9125978.8, International patent application No. PCT/GB92/02203, 1991.

- [87] M. Ericsson, R. Sandstrom, “Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds and comparison with MIG and TIG”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 25, No. 12, pp. 1379–1387, 2003.
- [88] W.M. Thomas, E.D. Nicholas, Friction stir welding for the transportation industries. *Mater Des* (1997), 18(4-6):pp.269-73.
- [89] Moreira, P.M.G.P., de Figueiredo, M.A.V., de Castro, P.M.S.T., 2007. Fatigue behaviour of FSW and MIG weldments for two aluminium alloys. *Theor. Appl. Fract. Mech.* 48 (2),169–177.
- [90] P. M. G. P. Moreira, A. M. P. de Jesus, A. S. Ribeiro, M. S. T. de Castro, “Fatigue crack growth in friction stir welds of 6082-T6 and 6061-T6 aluminium alloys: a comparison, “ *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*“, Vol. 50, No. 2, pp. 81-91, 2008.
- [91] Y. Kobayashi, M. Sakuma, Y. Tanaka, K. Matsuoka, “Fatigue strength of friction stir welding joints of aluminium alloy 6082 extruded shape”, *Welding International*, Vol. 21, No.1, pp. 18–24, 2007
- [92] J. D. Costa, J. A. M. Ferreira, L. P. Borrego, “Influence of spectrum loading on fatigue resistance of AA6082 friction stir welds”, *International Journal of Structural Integrity*, Vol. 2, No. 2, pp. 122–134, 2011
- [93] K. V. Jata, K. K. Sankaran, J. J. Ruschau, “Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 31, No. 9, pp. 2181– 2192, 2000
- [94] Long Wan, Yongxian Huang, Weiqiang Guo. *Mechanical Properties and Microstructure of 6082-T6 Aluminum Alloy Joints by Self-support Friction Stir Welding*. State Key
- [95] G. Busu, P. E. Irving, “The role of residual stress and heat affected zone properties On fatigue crack propagation in friction stir welded 2024- T351 aluminium joints”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 25, No. 1, pp. 77–88, 2000
- [96] B. Bouchouicha, *Contribution à l’étude de la déchirure ductile et de la propagation Des fissures en fatigue dans les joints soudés*, Thèse de doctorat, Djillali Liabes University of Sidi Bel Abbes, 2007
- [97] C. Genevois, “Genesis of the microstructures during friction stir welding of aluminium alloys of the serie 2000 and 5000 and resulting mechanical behavior” (Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d’alliages d’aluminium de la série 2000 & 5000 et comportement mécanique résultant), Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, 2004.

- [98] A. Al Rassis, "Contribution à l'étude de la déchirure ductile à chaud dans les joints soudés et modélisation numérique en approche globale et en approche locale," 1995.
- [99] A. Al Rassis, "Contribution à l'étude de la déchirure ductile à chaud dans les joints soudés et modélisation numérique en approche globale et en approche locale," 1995.
- [100] J. R. Rice and D. M. Tracey, "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields\*," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 17, pp. 201-217, 1969.
- [101] ASTM-Standard-E399-90, "Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Determination of Fracture Toughness," ed, 1990.
- [102] J. D. Eshelby, "The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems," in *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 1957, pp. 376-396.
- [103] J. R. Rice, "A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks," *Journal of applied mechanics*, vol. 35, pp. 379-386, 1968.
- [104] A. Al Rassis, "Contribution à l'étude de la déchirure ductile à chaud dans les joints soudés et modélisation numérique en approche globale et en approche locale," 1995.
- [105] Yaowu Shi , Dong Chen, Yongping Lei, Xiaoyan Li "HAZ microstructure simulation in welding of a ultra fine grain steel" *Computational Materials Science* 31 (2004) p 379–388
- [106] J. Goldak, & M. Akhlaghi, "Computer Simulation of Welding Processes: Chap II". In Springer US (Ed.), *Computational Welding Mechanics*, pp. 16-69, 2005.
- [107] M. Aissani, H. Maza, B. Belkessa, "Contribution à la modélisation du soudage TIG des tôles minces d'acier austénitique 304L par un modèle source bi-elliptique avec confrontation expérimentale", *J. Physique IV*, Vol 124, pp 213-220, 2005.

- [108] M. Aissani, "Simulation & Expérimentation en Soudage : Etude du Comportement Thermique et Mécanique des Métaux à Usage Aéronautique", Edi. Presses Académiques Francophones, Allemagne ISBN: 978-3-8381-4054- 4, pp196, 07/2014.
- [109] M. Choi, R. Greif, & M. Salcudean, "A study of the heat transfer during arc welding with application to pure metals or alloys and low or high boiling temperature materials", *Numerical Heat Transfer*, vol.11N°.4, pp. 477-489, 1987.
- [110] M. Aissani, R. Hamzaoui, D. H. Bassir, S. Guessasma, Y. Benkedda, " Simulation des Flux Thermiques lors du soudage TIG et prédiction de la taille des zones du cordon dans les tôles d'Acier 304L, *Partie B : Evolution 3D*", International conference IC-WNDT-MI'14, Annaba, 09-11 Nov.2014.