



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



UNIVERSITE DJILLALI LIABES DE SIDI BEL ABBES
FACULTE DE TECHNOLOGIE
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE

Présenté Pour l'obtention du grade de

DOCTEUR EN SCIENCES

SPÉCIALITÉ : ENDOMMAGEMENT ET FIABILITE DES STRUCTURES

Par

SLIMANE Abdelkader

TITRE

**INFLUENCE D'UNE HETEROGENEITE MECANIQUE
SUR LA DECHIRURE D'UNE STRUCTURE SOUDEE**

Soutenu le : 29 / 05 / 2016

Devant le jury composé de :

Mr ZEMRI Mokhtar	Pr	Président	UDL-SBA
Mr BOUCHOUICHA Benattou	Pr	Directeur de thèse	UDL-SBA
Mr BENGUEDIAB Mohamed	Pr	Co-directeur de thèse	UDL-SBA
Mr OULD CHIKH El Bahri	Pr	Examineur	Université de MASCARA
Mr BENACHOUR Mustapha	MCA	Examineur	Université de TLEMCEM
Mr BENHAMENA Ali	MCA	Examineur	Université de MASCARA

Année Universitaire 2015/2016

REMERCIEMENTS

*Je voudrais tout d'abord exprimer ma profonde gratitude à **Mr. BOUCHOUICHA Benattou**, professeur à l'Université de Sidi Bel Abbès, pour m'avoir accueilli dans son équipe et de m'avoir témoignée durant ces années une totale confiance. Merci d'avoir été un directeur de mon travail.*

*Je tiens également à adresser mes sincères remerciements à **Mr. BENGUEDIAB Mohamed**, professeur à l'Université de Sidi Bel Abbès, pour avoir co-encadré cette thèse, pour ses conseils avisés et aussi pour sa bonne humeur et ses encouragements.*

*J'adresse ma reconnaissance à **Mr. OULD CHIKH El Bahri** (Professeur à l'Université de MASCARA), **BENHAMENA Ali** (Maitre de Conférence à l'Université de MASCARA) et **BENACHOUR Mustapha** (Maitre de Conférence à Université de TLEMCEM), pour l'honneur qu'ils m'ont fait en acceptant d'être membres du jury et de consacrer du temps pour la lecture et le jugement de ce travail.*

*J'exprime, de même, mes remerciements à **Mr. ZEMRI Mokhtar** pour avoir accepté de présider le jury de cette thèse.*

Mes remerciements vont aussi à M. Chaib, K. Bahram, M. Benaouf et M. Achouri qui m'ont aidé à effectuer les corrections requises. Merci à mes amis et collègues pour leur soutien et leur aide. Merci à tous les gens du CDS pour leurs encouragements et leurs aides.

Enfin, je voudrais remercier mes parents, mes frères, mes sœurs et mon épouse pour leur soutien permanent pendant mes études et durant la réalisation de cette thèse.

RESUME

Cette thèse est destinée à l'étude de la déchirure ductile des joints soudés d'un acier A510AP. La résistance à la déchirure ductile des aciers est souvent caractérisée par des courbes exprimant la variation d'un paramètre global (Ouverture en pointe de fissure CTOD, force d'extension de fissure J) en fonction de l'accroissement de fissure Δa .

En outre des essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes prismatiques ont permis d'établir le comportement local ($\sigma_{\text{vraie}} - \varepsilon_{\text{vraie}}$) dans chacune des zones du joint. Les résultats de différents essais de cette étude vont servir pour la modélisation du comportement mécanique des joints de soudure.

L'objectif de cette thèse est d'étudier l'effet des hétérogénéités microstructurales induites par le soudage sur les hétérogénéités de comportement mécanique dans les différentes parties du joint soudé.

La simulation de la propagation de fissure en déchirure ductile des joints soudés hétérogènes en acier A510AP à partir d'une méthode énergétique est réalisée sous le logiciel de calcul par éléments finis, Abaqus, dans chaque zone de soudure pour estimer l'influence de différents paramètres de chacune des deux approches étudiées, locale et globale. Une étude comparative entre deux modélisations a été faite pour valider les résultats de simulation des éprouvettes CT50 en introduisant une loi de comportement élastoplastique afin de montrer que les grandeurs de la méthode énergétique permettent de décrire l'amorçage et la propagation d'une fissure dans les joints soudés hétérogènes.

La simulation par un modèle GTN est établie sur des éprouvettes axisymétriques entaillées pour modéliser le mécanisme d'endommagement et connaître l'influence de différents paramètres de ce modèle sur la réponse de l'éprouvette.

Un modèle mathématique est établi par la méthode du plan d'expériences pour trouver l'influence des trois paramètres de soudage hétérogène FSW, cette méthode présente une optimisation nécessaire pour obtenir un maximum d'informations par un minimum d'essai.

Mots-clés : Approche locale, Approche globale, Déchirure ductile, Plan d'expérience.

ABSTRACT

This study is intended to study the ductile tearing of welded joints of steel A510AP. The resistance to ductile tearing of steels is often characterized by curves expressing the variation in a global parameter (crack tip opening CTOD, crack extension force J) according to the crack growth Δa .

In addition, tensile tests were performed on prismatic specimens have established the local behavior ($\sigma_{\text{true}} - \epsilon_{\text{true}}$) in each zone of the joint. The results of various tests of this study will be used for modeling the mechanical behavior of welded joints.

The objective of this thesis is to study the effect of microstructural heterogeneities induced by the welding heterogeneities of mechanical behavior in different parts of the welded joint.

The simulation of crack propagation in ductile tearing of heterogeneous welds of A510AP steel from an energetic method is performed in the finite element calculation software, Abaqus, in each weld zone to estimate the influence of different parameters of both approaches studied, local and global. A comparative study between two models was made to validate the CT50 specimens simulation results by introducing an elastoplastic constitutive law to show that the parameters of the energetic method allow describing the initiation and propagation of a crack in the heterogeneous welded joints.

A mathematical model is established by the method of design of experiments to find the influence of the three heterogeneous welding parameters, FSW, this method has a necessary optimization to obtain maximum information with a minimum test.

Keywords: Local approach, global approach, ductile tearing, design of experiments.

الملخص

يهدف هذا البحث إلى دراسة التمزق المرن للوصلات الملحومة على المادة A510AP. إن مقاومة تمزق الفولاذ الصلب غالباً ما تتميز بمنحنيات تعبر عن اختلاف المعاملات (CTOD، قوة تمديد الشق (J) وفقاً لتزايد التشقق Δa .

وبالإضافة إلى ذلك، تم إجراء اختبارات الشد على عينات موشورية، والتي تسمح بإنشاء سلوك محلي ($\sigma_{vraie} - \epsilon_{vraie}$) في كل منطقة من اللحام. سيتم استخدام نتائج الاختبارات المختلفة لهذه الدراسة لنمذجة السلوك الميكانيكي لوصلات اللحام. الهدف من هذه الأطروحة هو دراسة تأثير التغيرات المجهرية التي يسببها عدم تجانس السلوك الميكانيكي في أجزاء مختلفة من الوصلة الملحومة.

محاكاة انتشار التشقق خلال التمزق المرن للوصلات الملحومة غير المتجانسة للفولاذ A510AP باستخدام الطريقة الطاقوية تتم باستخدام برنامج العناصر المحدودة، ABAQUS، في كل منطقة من مناطق اللحام لتقدير تأثير مختلف معاملات المقاربتين التي نحاول دراستهما، المحلية والعمامة. وأجريت دراسة مقارنة بين نموذجين للتحقق من صحة نتائج المحاكاة للعينات CT50 من خلال إدخال قانون السلوك المرن-البلاستيكي لإظهار أن مقادير الطريقة الطاقوية تسمح بوصف بدء وانتشار الشق في الوصلات الملحومة غير المتجانسة.

تتم محاكاة نموذج GTN على العينات ذات المحاور المتناظرة لنمذجة آلية الاتلاف ومعرفة تأثير المعاملات المختلفة لهذا النموذج على استجابة العينة.

تم تأسيس نموذج رياضي من خلال طريقة تصميم التجارب لإيجاد تأثير المعاملات الثلاثة للحام غير المتجانس FSW، وهذه الطريقة تمثل التحسين اللازم للحصول على أقصى قدر من المعلومات مع الحد الأدنى للتجارب.

الكلمات المفتاحية: المقاربة المحلية، المقاربة العمامة، التمزق المرن، طريقة تصميم التجارب.

Table des matières

Table des matières

Liste des figures	6
Liste des tableaux	10
NOTATIONS.....	11
ABRÉVIATIONS	13
INTRODUCTION GENERALE	15
CHAPITRE I	18
I.1. Introduction.....	19
I.2. Endommagement des matériaux vers la rupture ductile.....	20
I.2.1. Mécanismes	20
I.2.2. Endommagement instantané	21
I.2.3. Endommagement fragile.....	21
I.2.4. Endommagement ductile.....	21
I.2.4.1. Nucléation ou germination.....	22
I.2.4.2. Croissance des cavités.....	23
I.2.4.3. Coalescence des cavités	24
I.2.5. Couplage endommagement/comportement.....	25
I.2.6. Modélisation de l'endommagement ductile.....	26
I.2.7. Modèles non couplés	26
I.2.7.1. Modèle de Oyane et al.	26
I.2.7.2. Modèle de Mc Clintock	27
I.2.7.3. Modèle de Rice et Tracey	28
I.2.7.4. Modèle de Huang et Hutchinson.....	28
I.2.8. Modèles couplés	29
I.2.8.1. Modèle de Gurson.....	29
I.2.8.2. Modèle de Tvergaard	30
I.2.8.3. Modèle de Gurson,Tvergaard et Needleman (G.T.N)	30
I.2.8.4. Autres extensions du modèle de Gurson.....	32
I.3. Approches globales de la déchirure ductile.....	32
I.3.1. Intégrale J.....	32
I.3.2. Définition des critères d'amorçage et de propagation.....	35
I.3.2.1. Amorçage.....	35
I.3.2.2. Propagation	36
I.3.3. Détermination de la ténacité et de la résistance à la propagation de la fissure ..	37
I.3.4. Ténacité d'un joint soudé	39
I.3.5. Effet de l'hétérogénéité macrostructurale sur la ténacité.....	39
I.3.5.1. Effet de l'hétérogénéité sur l'intégrale de contour J	40
I.3.5.2. Effet du mismatching sur les évolutions des paramètres J et CTOD.....	40
I.4. Modélisation numérique de la déchirure ductile	41
I.4.1. Modèle par rupture des éléments (Rice - Tracey)	41

I.4.2. Calcul numérique du taux de croissance des cavités (R/R_0)	42
I.4.2.1. Influence de la fraction volumique initiale des cavités.....	42
I.4.2.2. Calcul du taux de croissance des cavités R/R_0	42
I.4.2.3. Détermination du taux critique de croissance de cavités $(R/R_0)_c$	43
I.4.3. Modèle basé sur l'endommagement progressif	44
I.4.4. Calcul numérique de l'intégrale J	45
I.4.5. Choix du maillage au fond de la fissure	46
I.4.5.1. Intégrale J.....	46
I.4.5.2. Approche locale	47
I.4.6. Techniques d'adaptation de maillages	47
I.4.6.1. h- adaptation.....	47
I.4.6.2. r-adaptation	48
I.4.6.3. p-adaptation.....	49
I.4.6.4. hp-adaptation.....	50
I.4.7. Présentation de l'outil de calcul	50
I.4.7.1. Justification du choix du code de calcul ABAQUS.....	51
I.5. Conclusion	52
CHAPITRE II	53
II.1. Introduction	54
II.2. Présentation générale du matériau étudié	54
II.2.1. Choix du Matériau utilisé et du métal d'apport	54
II.2.2. Analyse chimique	54
II.3. Caractérisations mécaniques	55
II.3.1. Contrôle de soudure	55
II.3.2. Préparation des éprouvettes	55
II.4. Essais mécaniques de caractérisation	56
II.4.1. Essai de traction	56
II.4.1.1. Préparation des éprouvettes de traction	56
II.4.2. Essai de pliage	59
II.4.3. Essai de dureté	62
II.4.4. Essais de résilience	64
II.5. Résultats et discussions	67
II.5.1. Corrélation entre résilience et ténacité	68
II.6. Essais de fissuration par fatigue	70
II.7. Conclusion	73
CHAPITRE III	75
III.1. Introduction	76
III.2. Hypothèses de travail	76
III.3. Evaluation numérique de l'intégrale J	77
III.4. Comparaison de deux modélisations étudiées	79
III.5. Types d'éprouvettes utilisées	80
III.5.1. Préfissuration des éprouvettes	81

III.5.2. Configurations des différentes éprouvettes	82
III.6. Type du maillage	83
III.7. Conditions aux limites	83
III.8. Propriétés du matériau	84
III.9. Résultats et discussion	85
III.9.1. Zone plastifiée	85
III.9.2. Influence de la taille du maillage L_e	86
III.9.2.1. Influence de L_e sur les paramètres globaux	86
III.9.2.2. Influence de L_e sur les valeurs de R/R_0	88
III.9.3. Ouverture au fond de la fissure (CTOD)	89
III.9.4. COURBE J-Δa	90
III.9.5. Evolution de l'intégrale J	91
III.9.6. Croissance des cavités	92
III.9.7. Evolution du rapport R/R_0 en fonction de l'intégrale J	93
III.10. Conclusion	96
CHAPITRE IV	98
IV.1. Introduction	99
IV.2. Choix des éprouvettes	100
IV.3. Géométrie des éprouvettes	100
IV.4. Comportement et propriétés du matériau	101
IV.5. Maillages et conditions aux limites	101
IV.6. Comparaison entre ABAQUS/Standard et ABAQUS/ Explicit	103
IV.7. Analyse numérique : cas d'une éprouvette homogène	104
IV.7.1. Sensibilité au maillage	104
IV.8. Analyse numérique : cas de l'existence du joint soudé	107
IV.9. Effet de f_n	116
IV.10. Effet de q_i	117
IV.11. Conclusion	119
CHAPITRE V	121
V.1. Introduction	122
V.2. La méthode des plans d'expériences	122
V.2.1. Principe	123
V.2.2. Plan factoriel complet à deux niveaux	127
V.2.3. Surfaces de réponse	128
V.2.4. Modélisation de la réponse	129
V.2.4.1. Modélisation mathématique	129
V.2.4.2. Modélisation expérimentale	130
V.2.4.3. Système d'équations.....	130
V.3. Optimisation par la méthode des plans d'expériences	131
V.3.1. Codage de la matrice d'expériences	132
V.3.2. Matrice d'expériences	132
V.4. Analyse des effets	136
V.4.1. Effet principal de chaque facteur	136

V.4.2. Effet d'interaction pour deux facteurs	138
V.4.3. Analyse par la méthode de surface de réponse	139
V.4.3.1. Interaction entre la vitesse de rotation et la vitesse de soudage	140
V.4.3.2. Interaction entre la vitesse de rotation et le profil du pion.....	141
V.4.3.3. Interaction entre la vitesse de soudage et le profil du pion	142
V.5. L'influence de tous les facteurs	143
V.5.1. Calcul des résidus	143
V.6. Signification des effets.....	146
V.6.1. Intervalle de confiance des effets	149
V.7. Conclusion.....	150
CONCLUSION GÉNÉRALE	152
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	156

Liste des figures

Figure 1. Faciès de rupture ductile d'un acier	21
Figure 2. Schématisation d'un métal contenant diverses inclusions.	22
Figure 3. Schématisation du mécanisme de germination des cavités.	23
Figure 4. Croissance des cavités.	24
Figure 5. Fin du stade de coalescence conduisant à la rupture totale de l'EVR.	24
Figure 6. Réponse schématique d'une éprouvette d'essai de traction uniaxiale	25
Figure 7. Cavité cylindrique.....	27
Figure 8. Evolution de la porosité fictive f^*	31
Figure 9. Contour Γ dans la définition de l'intégrale J.	33
Figure 10. Interprétation géométrique de l'intégrale J.....	34
Figure 11. Evaluation de $J_{0.2}$	35
Figure 12. Schématisation de l'érousement en pointe de fissure avant l'amorçage.	36
Figure 13. Détermination de la ténacité J_C selon la norme ASTM.....	38
Figure 14. Courbe de résistance selon la norme ASTM	38
Figure 15. Effet de mismatching sur les évolutions des paramètres J et CTOD	41
Figure 16. Organigramme du calcul.	42
Figure 17. Schématisation des étapes de calcul.....	45
Figure 18. h -adaptation avec raffinement non uniforme.....	48
Figure 19. h -adaptation avec raffinement uniforme.....	48
Figure 20. p -adaptation.	49
Figure 21. Structure d'une analyse ABAQUS.	50
Figure 22. Les étapes du contrôle par ressuage.....	55
Figure 23. Eprouvette d'essai de traction.	56
Figure 24. Courbe conventionnelle de traction des différentes éprouvettes.....	57
Figure 25. Courbe rationnelle de traction des différentes éprouvettes.	58
Figure 26. Méthode d'essai de pliage avec un poinçon.....	59
Figure 27. Éprouvette d'essai de pliage.....	60
Figure 28. Eprouvette pour l'essai de pliage.	61
Figure 29. Localisation des positions de mesure de la dureté Vickers.....	62
Figure 30. Filiations de dureté effectuées sur le joint soudé en surface et transversale perpendiculaire au cordon de soudure.	63
Figure 31. Machine RKP 450 Moutons pendulent à 450 joules.	64
Figure 32. Dimensions et forme de l'éprouvette de l'entaille en V pour l'acier A510AP.....	64
Figure 33. Localisation des éprouvettes dans un joint soudé.....	65

Figure 34. Schématisation de polissage des éprouvettes de l'acier A510AP.....	65
Figure 35. Schématisation de préparation du produit chimique.	65
Figure 36. Schématisation d'attaques chimique.....	66
Figure 37. Système de refroidissement à l'aide de l'azote.....	66
Figure 38. Système de chauffe à l'aide d'un four.	67
Figure 39. Thermomètre Digital.	67
Figure 40. Courbes de résilience des trois zones (MB, MF et ZAT).....	68
Figure 41. Courbe de ténacité des trois zones (MB, MF et ZAT).	69
Figure 42. Epreuve de fissuration par fatigue CT50.....	70
Figure 43. Représentation Schématique des différentes zones étudiées.....	70
Figure 44. Représentation Schématique des différentes zones étudiées.....	71
Figure 45. Extension de la fissure en fonction du nombre de cycles pour les trois zones étudiées.	72
Figure 46. Evolution de la vitesse de fissuration en fonction de ΔK pour les trois zones étudiées.....	73
Figure 47. Contour d'intégration Γ	77
Figure 48. Les deux modélisations d'une éprouvette hétérogène (cas de MF).....	79
Figure 49. Les deux configurations d'une éprouvette homogène et l'autre hétérogène (cas de ZAT).	80
Figure 50. Epreuve CT donné dans la norme d'ASTM E 399.....	80
Figure 51. Configurations des éprouvettes CT (Compact Tension).	82
Figure 52. Type de maillage utilisé.	83
Figure 53. Conditions aux limites.....	84
Figure 54. Modélisation de l'éprouvette CT.	85
Figure 55. Détail de la zone plastifiée.	86
Figure 56. Evolution de l'intégrale J en fonction du déplacement pour deux tailles de maille.....	87
Figure 57. Influence de la taille des mailles L_e sur l'ouverture en fond de fissure.	87
Figure 58. Différentes tailles de la maille.....	88
Figure 59. Influence de la taille des mailles en pointe de fissure sur les valeurs du taux de croissance des cavités pour deux tailles de maille. Cas du métal de base.	89
Figure 60. Évolution du CTOD en fonction du déplacement imposé.....	90
Figure 61. Evolution de J en fonction de Δa dans les trois zones de soudure.	91
Figure 62. Evolution de J en fonction du déplacement imposé.	91
Figure 63. Evolution de R/R_0 en fonction du déplacement imposé.....	93
Figure 64. Evolution de R/R_0 en fonction de l'intégrale J.	94
Figure 65. Evolution de chaque modélisation.	94
Figure 66. Comparaison de l'évolution de chaque zone.	96
Figure 67. Géométrie des éprouvettes a) AE2, b) AE4 et c) AE10.....	101

Figure 68. Maillage et conditions aux limites de l'éprouvette AE2.....	102
Figure 69. Comparaison entre Abaqus/Standard et Abaqus/ Explicit	103
Figure 70. Les différents maillages utilisés.....	105
Figure 71. Influence du maillage sur la courbe Charge-Réduction diamétrale.....	105
Figure 72. Influence du maillage sur la courbe Contrainte Equivalente-Déformation nominale.....	106
Figure 73. Epreuve AE2 : a) Modèle d'essai ; b) Epreuve homogène (MB) ; c) Epreuve hétérogène (MF) ; d) Epreuve hétérogène (ZAT).....	107
Figure 74. Maillage et conditions aux limites.....	108
Figure 75. Evolution de la contrainte de Von Mises en fonction du temps.....	109
Figure 76. Evolution de la contrainte de Von Mises en fonction de la déformation plastique équivalente.....	109
Figure 77. Evolution de la contrainte en fonction de la fraction volumique des cavités.....	110
Figure 78. Evolution de la contrainte en fonction de la fraction volumique due à la croissance des cavités.....	111
Figure 79. Evolution de la contrainte en fonction de la fraction volumique due à la nucléation des cavités.....	111
Figure 80. Variation de la fraction volumique en fonction de la déformation nominale et la déformation plastique équivalente.....	112
Figure 81. Variation de la croissance des cavités en fonction de la déformation nominale et la déformation plastique équivalente.....	113
Figure 82. Variation de la nucléation des cavités en fonction de la déformation nominale et la déformation plastique équivalente.....	113
Figure 83. La contrainte et la fraction volumique des vides en fonction de la déformation nominale pour les trois zones de soudage.....	114
Figure 84. Fractions volumiques VVF, VVFG et VVFN à un déplacement imposé de 0,1 mm (Cas du MB).....	115
Figure 85. Fraction volumique des cavités en fonction de NE pour le point INT et EXT à un déplacement de 0,5 mm.....	115
Figure 86. Fraction volumique des cavités en fonction de NE pour le point INT et EXT à un déplacement de 0,57 mm.....	116
Figure 87. Influence de f_n sur le comportement de l'éprouvette.....	117
Figure 88. Influence de q_1	118
Figure 89. Influence de q_2	119
Figure 90. Domaine de variation d'un facteur.....	124
Figure 91. Espace expérimental.....	125
Figure 92. Point expérimental.....	126
Figure 93. Le domaine d'étude.....	126
Figure 94. Emplacement des points expérimentaux.....	127

Figure 95. Surface de réponse.....	128
Figure 96. Représentation géométrique d'un plan 2^3	136
Figure 97. Illustration de l'effet principal des trios facteurs.....	137
Figure 98. Interaction entre la vitesse de rotation et la vitesse de soudage.....	138
Figure 99. Interaction entre la vitesse de rotation et le profil du pion.....	138
Figure 100. Interaction entre la vitesse de soudage et le profil du pion.....	139
Figure 101. Réponse de surface dans le cas d'un pion carré.....	140
Figure 102. Réponse de surface dans le cas d'un pion rond.....	140
Figure 103. Réponse de surface dans le cas d'une vitesse de soudage faible.....	141
Figure 104. Réponse de surface dans le cas d'une vitesse de soudage élevée.....	142
Figure 105. Réponse de surface dans le cas d'une vitesse de rotation faible.....	142
Figure 106. Réponse de surface dans le cas d'une vitesse de rotation élevée.....	143
Figure 107. Paramètres d'ajustement.....	145
Figure 108. La relation entre les réponses calculées et observées du soudage FSW.....	146

Liste des tableaux

Tableau 1. Compositions chimiques de l'acier A510AP et du métal déposé.....	55
Tableau 2. Propriétés mécaniques des trois zones.	57
Tableau 3. Comparaison des résultats.....	95
Tableau 4. Paramètres de la simulation.	104
Tableau 5. Paramètres du modèle GTN.....	108
Tableau 6. Paramètres utilisés pour la simulation (Effet de f_n).....	116
Tableau 7. Différents paramètres de FSW et les niveaux sélectionnés.	132
Tableau 8. Matrice expérimentale.....	133
Tableau 9. Matrice de calcul.	135
Tableau 10. Calcul des réponses estimées.....	144
Tableau 11. Calcul des résidus.....	144
Tableau 12. Calcul des résidus et des variances.....	147
Tableau 13. Signification des effets.....	148
Tableau 14. Intervalle de confiance des effets.	149

NOTATIONS

σ_m	Contrainte hydrostatique	MPa
σ_e	Contrainte équivalente	MPa
σ	Contrainte vraie	MPa
σ_{ec}	Contrainte d'écoulement	MPa
σ_y, σ_0	Limite élastique de la matrice	MPa
S	Contrainte de Von Mises	MPa
E	Module de Young	MPa
V_0	Volume de cavités initial	mm ³
V_R	Volume de cavités à rupture	mm ³
V_{vides}	Volume des vides présents dans la matrice	mm ³
$V_{matrice}$	Volume de la matrice	mm ³
R_0	Rayon initial d'une cavité	mm
R	Rayon de la cavité sphérique	mm
R_c	Rayon critique de la cavité à rupture	mm
K_I, K_{II}, K_{III}	Facteurs d'intensité de contrainte en modes I, II et III	MPa.m ^{1/2}
P	Energie potentielle	Joule
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 ²
Δa_{max}	Valeur maximale de Δa	mm
$\Delta\Phi$	Contraction diamétrale	mm
$\Delta\Phi_C$	Contraction diamétrale expérimentale à l'amorçage	mm
W	Largeur de l'éprouvette depuis l'axe de chargement	mm
a	Longueur de fissure	mm
u_i, v_i	Déplacement des nœuds	mm
P	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 ($1/q_1$)
ε_{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
q_1, q_2 et q_3	Paramètre de Tvergaard
ν	Coefficient de Poisson
n	Coefficient d'écrouissage
f_{ij}, g_{ij} et I_n	Fonctions tabulées
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
ξ, η	Coordonnées locales
[J]	Matrice Jacobien
N_i	Fonctions d'interpolation
ε_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 Γ
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^tX	Matrice d'information
$(X^tX)^{-1}$	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)

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 »

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

L'analyse des contraintes et des déformations au voisinage des fonds de fissures constitue une base nécessaire à la compréhension du comportement des fissures dans les joints soudés. Bien qu'une zone plastique ou endommagée soit toujours présente à la pointe de la fissure, l'analyse élastique linéaire donne une schématisation suffisamment correcte de la réalité pour des matériaux tels que l'acier. Toutefois, dans le cas de matériaux ductiles ou de charges extrêmes, la prise en compte de lois de comportement élastoplastique s'avère nécessaire.

La phase qui explicite le comportement de la structure hétérogène de l'état intact à l'état où la structure contient une fissure macroscopique s'appelle la phase d'amorçage de la fissure. L'amorçage d'une fissure se fait généralement au voisinage des défauts. Ces défauts créent localement des contraintes élevées qui favorisent l'amorçage de fissures sans que les contraintes généralisées ne dépassent pas la limite élastique du matériau. L'usage de techniques de soudage, de fabrication et de l'utilisation des citernes à gaz (GPL) et les pipes nécessitent une meilleure connaissance des mécanismes de déformation en sollicitations dynamiques et des processus de ruines dynamiques liées aux grands champs de contrainte et de déformation.

Pour cela, l'analyse des résultats expérimentaux permet d'obtenir d'une part le comportement de matériau utilisé et une meilleure compréhension des processus de déformation en sollicitations dynamiques, d'autre part d'étudier la rupture dynamique. Il apparaît que les mécanismes de rupture dynamique des matériaux se traduisent par la germination, la croissance et la coalescence de micros ruptures qui sont soit des cavités dans le cas de nombreux matériaux ductiles, soit des microfissures dans le cas de beaucoup de matériaux fragiles.

La déchirure ductile se produit lorsqu'une structure fissurée est soumise à un chargement monotone croissant, dans le cas où le matériau qui la constitue peut endurer d'importantes déformations plastiques. Dans ces conditions, la fissure présente en général une phase de propagation stable. Cependant, la taille de fissure augmente, tandis que la capacité de résistance à l'effort de la structure va diminuer. De ce fait, elle ne sera éventuellement plus capable de tenir son rôle en cours de fonctionnement, la fissure alors devient instable.

L'objectif de la thèse était donc de comprendre et de modéliser la déchirure ductile dans les joints soudés de différentes éprouvettes en acier A510AP. Cet acier, qui a été choisi dans le but d'avoir une haute ténacité, est utilisé pour la fabrication des citernes à gaz et les pipes, soumises

à des efforts de traction et pour lesquelles la résistance à la propagation de fissure est critique. Pour une meilleure compréhension des processus conduisant à la déchirure ductile des structures soudées, nous avons vérifié deux approches de la mécanique de la rupture : une approche globale (J, CTOD) et une approche locale (R/R₀).

Le premier chapitre de cette thèse est consacré tout d'abord à un rappel des points essentiels de la théorie de la mécanique de la rupture pour la déchirure ductile, où nous mettrons en évidence les possibilités des problèmes liés aux différentes approches possibles, ainsi que leur intérêt pour notre étude et ses objectifs. Cette bibliographie nous permet en particulier de justifier le choix d'une approche énergétique pour modéliser la déchirure ductile. L'approche locale de la déchirure ductile est basée sur la connaissance des mécanismes microscopiques intervenant lors de ce type de rupture. Nous présentons d'abord un bref rappel des mécanismes physiques conduisant à la déchirure ductile. Ensuite, nous exposons les principaux types de modèles permettant la modélisation de ce phénomène.

Le deuxième chapitre est consacré à la caractérisation de notre matériau. Il s'agit d'un acier A510AP, le joint soudé est réalisé à l'aide d'un métal d'apport E7018, avec un procédé de soudage automatique à l'électrode enrobée. Nous présentons sa dureté puis son comportement mécanique, ses caractéristiques en fatigue sont évaluées à partir des essais sur éprouvettes CT50. Nous nous attachons ensuite à caractériser la résilience et la ténacité des trois zones du joint de soudure.

L'objectif du troisième chapitre est de montrer l'efficacité de la méthode énergétique proposées à décrire la déchirure ductile dans les différentes zones de soudure. Nous avons étudié deux approches, globale et locale : la première approche, globale, fondée sur les concepts de la mécanique de la rupture, une deuxième approche, locale, décrit les micromécanismes de rupture. Une étude comparative est effectuée entre deux modélisations différentes d'une éprouvette CT50 par un code de calcul d'éléments finis, Abaqus, pour vérifier les résultats de simulation obtenus afin de valider les paramètres utilisés dans ces deux approches et montrer l'efficacité de la méthode énergétique à caractériser la déchirure ductile dans les joints soudés.

Le quatrième chapitre présente une étude paramétrique, par calcul aux Eléments Finis, basée sur le modèle de Gurson modifié par Tvergaard et Needleman (modèle GTN) pour décrire la déchirure ductile en intégrant les trois mécanismes d'endommagement, la nucléation, la croissance et la coalescence des cavités à l'aide des éprouvettes axisymétriques entaillées. Cette

étude se décompose en deux parties, la première concerne l'influence de différents paramètres sur une éprouvette homogène en mode statique d'Abaqus/Standard. Ensuite, une analyse numérique dans le cas d'un joint soudé en mode dynamique d'Abaqus/Explicite.

Finalement, le dernier chapitre est consacré à l'étude de la validité du modèle mathématique proposé dans le cas d'un soudage FSW par la méthode du plan d'expériences. Cette méthode de modélisation est basée sur l'expérimentation. Dans ce chapitre, une introduction présente les méthodes de plan d'expériences et la forme des modèles recherchés. L'obtention de ces modèles nécessite dans un premier temps de limiter l'étude aux facteurs ayant une influence statistiquement significative sur les réponses observées. On utilise pour cela des plans dits de criblage afin de mesurer l'effet des facteurs et des interactions sur les réponses et d'éliminer les paramètres n'ayant pas d'influence. Le but du plan d'expériences est d'obtenir un maximum d'information en ne réalisant qu'un minimum d'essais, ce qui répond parfaitement au défi qu'impose le contexte économique actuel.

CHAPITRE I

Etat de l'Art

I.1. Introduction

La rupture instable d'une pièce ou d'une structure fissurée faite en acier soudé est généralement précédée d'une propagation stable sous-critique par déchirement ductile. Cette étude porte sur l'amorçage et la propagation de fissure en déchirure ductile. Elle a pour ambition de proposer une approche pour l'ingénieur permettant la prédiction de l'évolution des fissures dans des composants réels de grande dimension, à partir de paramètres déterminés sur éprouvettes de caractérisation [1].

L'approche globale de la rupture fournit plusieurs critères simples permettant de caractériser la déchirure ductile. L'intégrale de contour J, caractérise la variation d'énergie potentielle lors d'une extension de fissure, par ses propriétés très intéressantes, il a rencontré un succès dès les années 70 et il a fait l'objet de plusieurs normes pour caractériser l'amorçage et la propagation stable de fissure [2]. Cependant, la courbe de résistance à la déchirure ductile ($J-\Delta a$) a été proposée pour décrire la propagation de la fissure.

L'approche locale de la déchirure ductile des aciers est basée sur la modélisation de l'endommagement du matériau par un mécanisme de germination, de croissance et de coalescence de cavités nées sur des inclusions de seconde phase. Rice et Tracey ont mis en évidence le rôle important de la triaxialité des contraintes sur le taux de croissance des cavités. La mécanique des milieux poreux propose de prendre en compte un couplage entre le comportement du matériau et l'endommagement [2]. La croissance des cavités est décrite par des potentiels d'écoulement plastiques dans lesquels interviennent la triaxialité des contraintes et la porosité du matériau.

Il est actuellement possible d'envisager la simulation numérique de la propagation stable d'une fissure par déchirure ductile sur quelques millimètres de propagation grâce à des modèles fondés sur la connaissance des mécanismes d'endommagement. Dans le cadre de cette étude, il n'est pas envisageable de simuler numériquement la propagation sur de grandes amplitudes.

Il est important d'insister sur le fait que cette bibliographie ne s'intéresse qu'aux études menées sur la déchirure ductile, à savoir la propagation stable de fissure sous chargement monotone croissant dans un matériau ductile. Nous nous limiterons également au cas d'une fissure sollicitée en mode I (Contrainte d'ouverture normale au plan de fissuration).

I.2. Endommagement des matériaux vers la rupture ductile

Les déformations élastiques et plastiques qui se situent au niveau des plans cristallins et des atomes respectent la cohésion de la matière. La fissuration détruit cette cohésion pour former au sein de la matière des micro-discontinuités pouvant être volumiques ou surfaciques.

Lorsque la taille de ces fissures atteint des dimensions de l'ordre du micron, on parlera de microfissures. Le terme « fissure » est utilisé à l'échelle des structures mécaniques mesurée en millimètre ou centimètre.

On parle de matériau vierge s'il est dépourvu de cavités ou de fissures à l'échelle microscopique. Un matériau est dit non endommagé si son comportement à la déformation est élaboré dans les meilleures conditions. Dans ce cas, on supposera que l'endommagement est nul dans la configuration initiale.

Au début des sollicitations, on négligera l'endommagement. On parle de stade final d'endommagement lors de la rupture de l'élément de volume représentatif (EVR), ou plus précisément dès l'apparition de fissure dont la taille varie en général entre 0.1 et 1 mm pour les métaux. On parle dans ce cas de fissure macroscopique.

I.2.1. Mécanismes

Il existe différents types d'endommagement (fragile, ductile). Dans le cas du soudage, nous nous intéresserons uniquement à l'endommagement ductile qui accompagne les grandes déformations plastiques des métaux aux températures ambiantes ou peu élevées.

Lors de la mise en forme, la déformation plastique du matériau s'accompagne d'une évolution progressive de sa microstructure. L'endommagement ductile correspond alors à la formation de microcavités qui vont croître puis coalescer, conduisant ainsi à la rupture ductile du matériau [3].

Le but de ce paragraphe n'est pas de faire une typologie détaillée des mécanismes d'endommagement, mais juste de différencier les deux grandes familles d'endommagement à savoir l'endommagement instantané et l'endommagement différé. Il faut savoir que la rupture peut apparaître au cours d'un chargement statique ou après une propagation de défauts sous chargement cyclique en atteignant une dimension critique.

Les faciès de rupture sont caractérisés par la présence de cupules (Figure 1). L'observation d'inclusions ou de fragments d'inclusions au fond des cupules indique que l'amorçage de l'endommagement est fortement lié à la présence d'hétérogénéités dans le matériau [4].

I.2.2. Endommagement instantané

Ici on se place dans le cadre des chargements monotones, les propriétés mécaniques des matériaux sont affaiblies localement ou globalement par des mécanismes physiques d'endommagement.

I.2.3. Endommagement fragile

La rupture dite « fragile » est caractérisée par des ruptures de liaisons interatomiques, les micro-défauts se propageant brutalement sans déformations plastiques appréciables. Le dommage passe dans ce cas brusquement de la valeur zéro à sa valeur critique de rupture finale d'une manière quasi instantanée.

I.2.4. Endommagement ductile

En formage de pièces par grandes déformations plastiques, le principal mécanisme de rupture est celui de la rupture ductile. Ce mécanisme de rupture a beaucoup été étudié dans la littérature aussi bien du point de vue métallurgique que du point de vue modélisation. La littérature concernant cette question est trop large pour faire des citations exhaustives. Nous nous contenterons de citer les travaux de François, Pineau et Zaoui auquel le lecteur pourra se référer [5].

La photo de la Figure 1 montre le faciès typique d'une rupture ductile dans un aluminium.

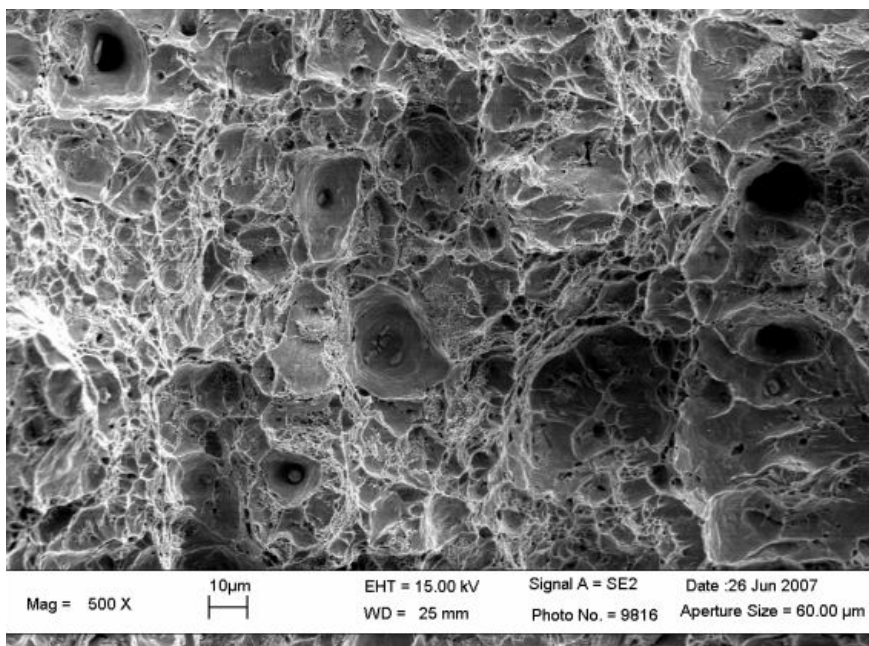


Figure 1. Faciès de rupture ductile d'un acier [6].

Sur cette image on observe clairement la formation de cavités autour des inclusions. Il est maintenant bien admis que le mécanisme de rupture ductile se décompose en trois étapes essentielles qui sont :

- La nucléation ou germination de cavités de petites tailles,
- La croissance de ces cavités,
- La coalescence des cavités jusqu'à l'amorçage d'une fissure macroscopique.

Dans ce qui suit nous allons résumer le principe de chaque mécanisme. Pour cela nous utilisons le schéma de la Figure 2 qui présente un métal contenant de nombreuses inclusions de différentes tailles, formes et phases (Figure 2 (a)). Pour illustrer nos propos, nous isolons un EVR contenant deux inclusions, l'une sphérique et l'autre elliptique distantes d'une longueur l_0 l'une de l'autre (Figure 2 (b)). Cet EVR est supposé soumis à une traction uniaxiale selon l'axe vertical.

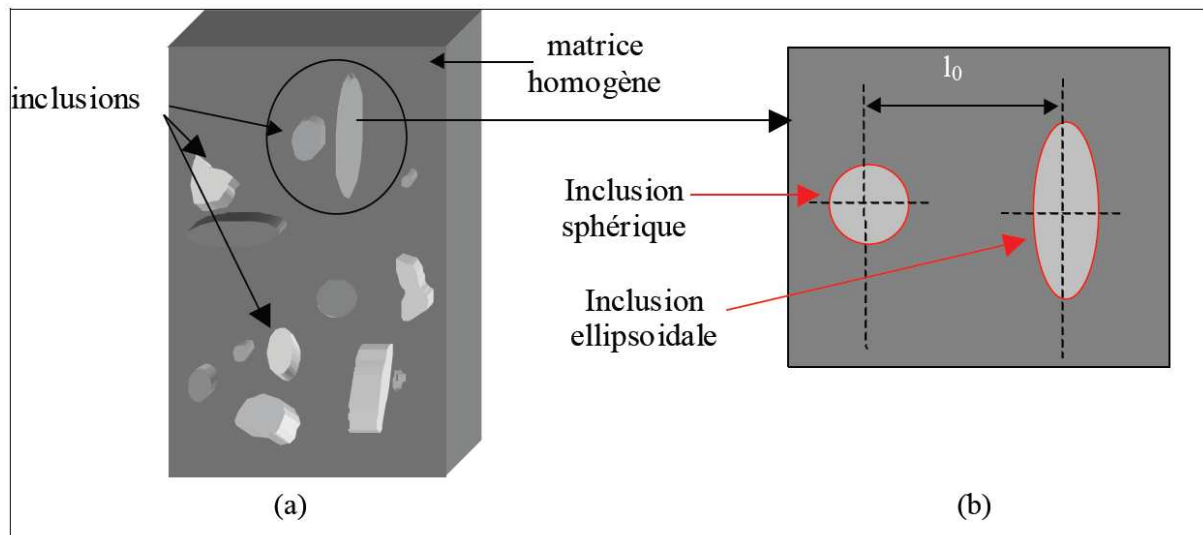


Figure 2. Schématisation d'un métal contenant diverses inclusions.

1.2.4.1. Nucléation ou germination

Les matériaux métalliques sont des milieux fortement hétérogènes (au moins localement), ils sont constitués d'une matrice élasto-plastique et de particules de seconde phase ou inclusions quasi-rigides. Dans les aciers ces inclusions sont principalement : des oxydes, des sulfures ou encore plus complexes des oxysulfures et des nitrures. Ces inclusions interviennent dans la germination par le biais de leur interface qui présente de faibles propriétés mécaniques et spécialement en adhérence.

Dans un état non sollicité, les particules sont solidaires de la matrice. Cependant la différence de rigidité au niveau des interfaces matrice/inclusion donne localement une concentration de contraintes. L'application d'une sollicitation mécanique, donc d'une déformation, engendre la décohésion des inclusions (Figure 3 (b)) de la matrice, ou la rupture de l'inclusion (Figure 3 (a)). Le vide créé entre la matrice et les inclusions, ou entre les deux parties de l'inclusion rompue, est usuellement appelé une cavité (Figure 3).

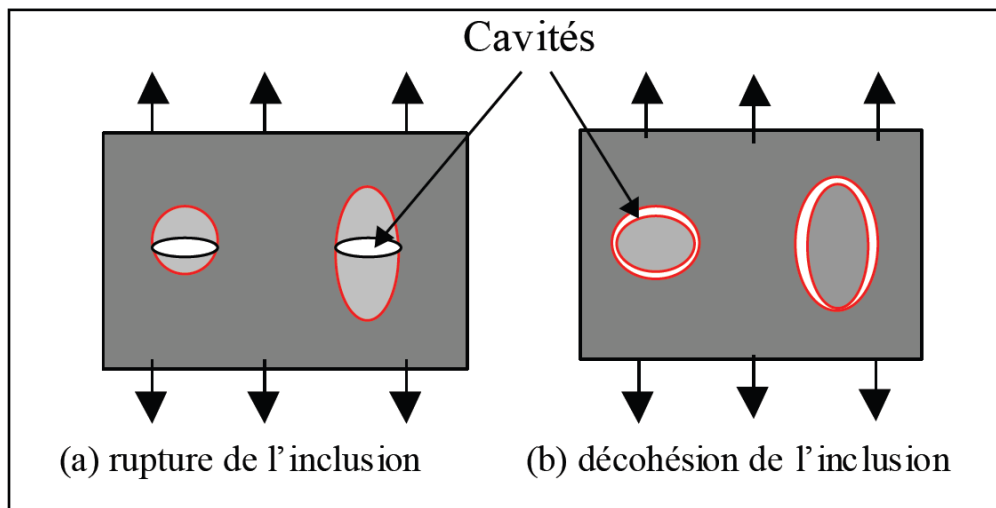


Figure 3. Schématisation du mécanisme de germination des cavités.

L'ensemble inclusion-cavité se comporte en général, comme un trou et a fortiori comme un défaut dont la taille et la forme initiale sont peu différentes de celle de l'inclusion elle-même. Ce mécanisme de naissance de micro-cavités est appelé le stade de nucléation ou de germination qui est à l'origine de la rupture ductile. Toutefois la germination peut également s'effectuer par un endommagement de la matrice même au voisinage immédiat d'une particule, ce qui est difficilement observable expérimentalement lorsque la matrice est homogène. Notons que pendant ce stade de germination, les cavités sont tellement petites qu'elles ne modifient pas la réponse macroscopique. En d'autres termes nous supposons que pendant le stade de nucléation des cavités, ni les propriétés élastiques ni les propriétés plastiques ne sont affectées.

1.2.4.2. Croissance des cavités

Une cavité générée durant le stade de la germination, croît selon un état de contrainte donné. Cette croissance est pilotée par un écoulement plastique traduisant un écrouissage de la matière autour des cavités. En toute rigueur, la croissance commence avant que la germination ne soit achevée. Cet écoulement n'est pas uniforme, elle dépend beaucoup de l'état de contrainte et de la forme de la cavité (Figure 4 (a)).

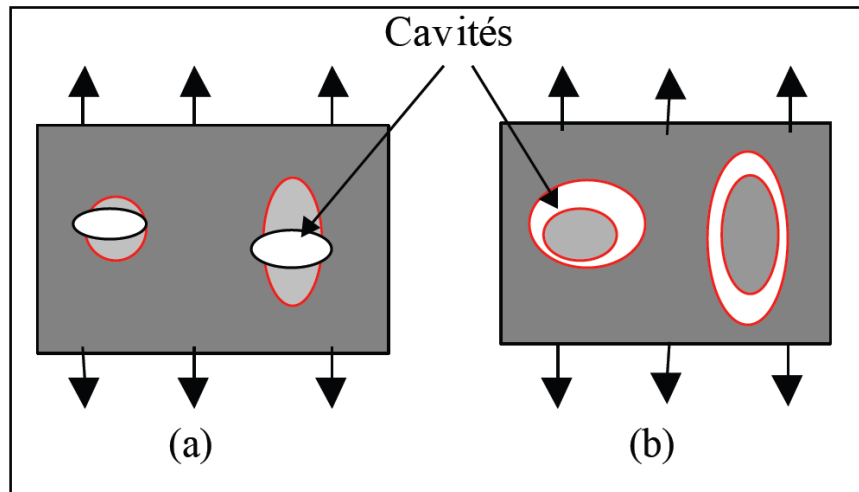


Figure 4. Croissance des cavités.

Ces cavités se comportent comme des micro-fissures, dans le cas d'une décohésion totale matrice/inclusion, les inclusions situées à l'intérieur ne jouent plus un rôle prépondérant (Figure 4 (b)). Néanmoins, il est important dans certains cas de les tenir en compte.

En effet, si la décohésion entre la particule et la matrice n'est pas complète, le volume des cavités créées est très inférieur à celui de la particule qui l'a donné naissance. Dans cette phase l'interaction entre les cavités et la plasticité écouissable de la matrice est essentielle. On doit donc tenir compte de l'effet des cavités non seulement sur la plasticité mais aussi sur l'élasticité.

1.2.4.3. Coalescence des cavités

Quand le ligament entre les deux cavités est suffisamment faible, l'interaction directe entre les deux cavités devient essentielle et ne peut plus être négligée. L'écoulement plastique localise dans le ligament provoque sa rupture par cisaillement. Ceci est montré schématiquement sur la Figure 5 (a) et la Figure 5 (b) et expérimentalement sur la figure 5 (c) de Benzerga [7].

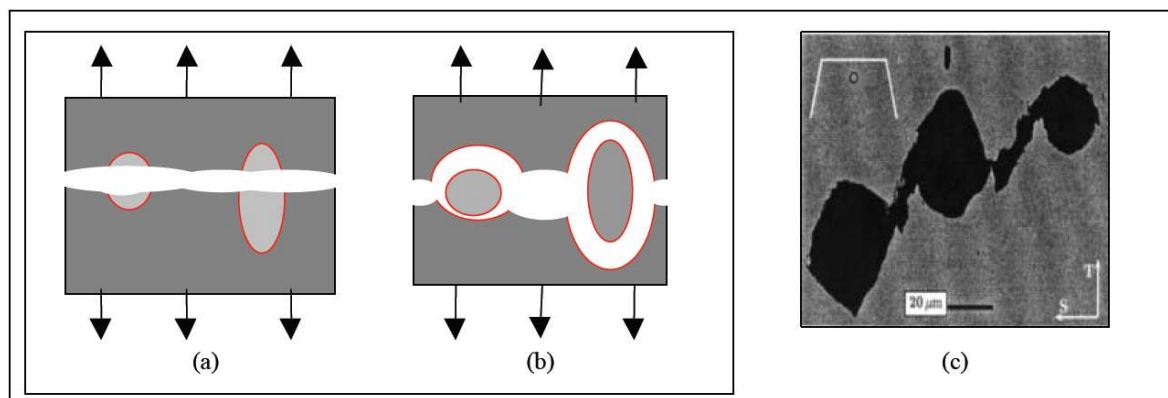


Figure 5. Fin du stade de coalescence conduisant à la rupture totale de l'EVR.

L'achèvement du stade de coalescence des cavités est supposé définir l'amorçage d'une fissure macroscopique de quelques millimètres carrés de superficie. La propagation de la fissure macroscopique est alors une succession des étapes de coalescence qui se produisent dans la structure jusqu'à la rupture finale de cette dernière.

I.2.5. Couplage endommagement/comportement

Les mécanismes physiques qui gouvernent l'endommagement interagissent fortement sur le comportement du matériau. Au fur et à mesure que le matériau subit une déformation plastique, ces propriétés mécaniques sont alors altérées par la création d'endommagement. On parle ainsi de couplage entre l'endommagement et la plasticité. Ceci peut être illustré en prenant le cas d'une éprouvette axisymétrique subissant un essai de traction uniaxiale [3]. La réponse schématique obtenue dans la courbe Contrainte/Déformation est représentée par la Figure 6 :

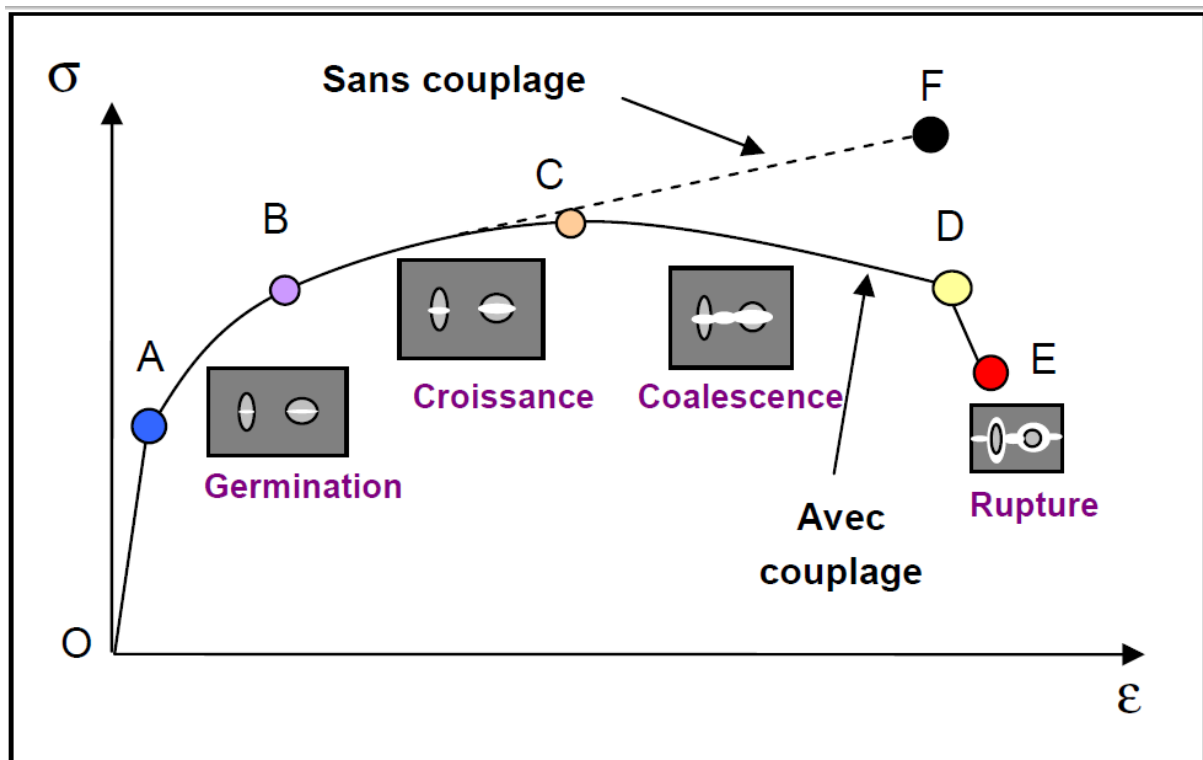


Figure 6. Réponse schématique d'une éprouvette d'essai de traction uniaxiale [8].

Dans un premier temps, la déformation de l'éprouvette est élastique et linéaire (trajet OA). L'endommagement est alors nul. Viennent ensuite les trois mécanismes physiques définis précédemment et amenant à la rupture ductile :

- la phase de germination des cavités qui sont encore trop petites pour modifier le comportement macroscopique du matériau (trajet AB).

- la croissance des cavités qui va entraîner un adoucissement progressif du matériau. Le couplage entre le comportement et l'endommagement ne peut plus être négligé car il devient prépondérant (trajet BC).
- la phase de coalescence entre cavités (trajet CD).

Pour finir, l'apparition des fissures macroscopiques vont se propager et provoquer la rupture de l'éprouvette (point E). Sans couplage entre l'endommagement et la plasticité du matériau, la réponse schématique serait le trajet OABF, ce qui n'est pas en accord avec la réalité expérimentale. C'est pourquoi l'endommagement joue un rôle majeur sur le comportement du matériau, et il doit nécessairement être pris en compte à travers un couplage avec la loi de comportement lorsque le matériau subit de grandes déformations.

I.2.6. Modélisation de l'endommagement ductile

La modélisation de l'endommagement ductile a fait l'objet de nombreuses études depuis les années 70. Plusieurs approches ont été développées et proposées dans la littérature par de nombreux auteurs. Deux catégories de modèles d'endommagement existent : les modèles découplés ([9], [10], [11]) et les modèles couplés au comportement du matériau ([12], [13], [14]).

L'approche découplée est basée sur des modèles prenant en compte une variable externe qui prédit la rupture lorsqu'une valeur critique est atteinte. En revanche, l'endommagement calculé n'interagit pas sur les caractéristiques mécaniques du matériau. La deuxième approche (modèles couplés) permet de prendre en compte l'affaiblissement des propriétés mécaniques dû au développement de l'endommagement. Nous présentons ici quelques modèles permettant de décrire les trois mécanismes décrits précédemment.

I.2.7. Modèles non couplés

I.2.7.1. Modèle de Oyane et al. [11]

La déformation volumique d'une cavité est une fonction du tenseur local des contraintes. Oyane et al. [11, 15] ont par conséquent postulé que le matériau subit une rupture lorsqu'un volume critique donné est atteint. Ces auteurs proposent une équation sous forme d'intégrale :

$$\ln \frac{V_R}{V_0} = \int_0^{\varepsilon_{eR}} \left(a + b \frac{\sigma_m}{\sigma_e} \right) d\varepsilon_e^p \quad (1)$$

Où V_R et V_0 sont respectivement le volume de cavités à rupture et initial, ε_{eR} est la déformation équivalente à la rupture, σ_m est la contrainte hydrostatique, σ_e est la contrainte équivalente, $d\varepsilon_e^p$ est l'incrément de déformation équivalente et a, b sont des constantes de matériaux. Après, ils ont proposé le critère de rupture suivant :

$$I = \frac{1}{b} \int_0^{\varepsilon_{eR}} \left(a \frac{\sigma_m}{\sigma_e} + 1 \right) d\varepsilon_e^p = 1 \quad (2)$$

Lorsque l'intégrale I atteint une valeur de 1, la rupture se produit avec a et b qui sont deux constantes caractéristiques du matériau.

I.2.7.2. Modèle de Mc Clintock [9]

McClintock prend en compte la croissance de cavités cylindriques de rayon R d'un matériau parfaitement plastique (figure 7).

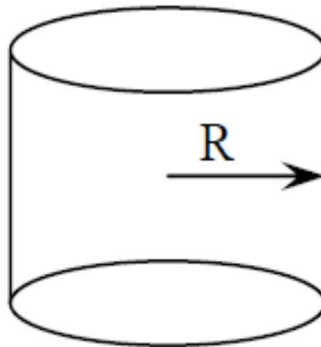


Figure 7. Cavité cylindrique.

L'hypothèse de base est de considérer une interaction négligeable entre les cavités. Pour des dimensions caractéristiques petites devant la distance entre cavités. On a :

$$\frac{dR}{R} = 0,8 \exp\left(\sqrt{3} \frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right) d\varepsilon_e^p \quad (3)$$

Où l'incrément de déformation plastique équivalente de Von Mises $d\varepsilon_e^p$ est déterminé de la façon suivante :

$$d\varepsilon_e^p = \sqrt{\frac{2}{3}} \sqrt{d\varepsilon_{ij}^p d\varepsilon_{ij}^p} \quad (4)$$

1.2.7.3. Modèle de Rice et Tracey [16]

Le modèle de Rice et Tracey [16] est inspiré à partir du modèle de Mc Clintock [9]. Les cavités sont supposées initialement sphériques de rayon R_0 , elles restent sphériques pendant la croissance. La matrice est supposée rigide parfaitement plastique, elle suit le critère de Von Mises. L'endommagement est exprimé en fonction de la déformation plastique cumulée localement. Ces auteurs obtiennent une loi d'évolution pour le rayon de cavités :

$$\frac{dR}{R_0} = 0,283 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_e}\right) d\varepsilon_e^p + 0,008 \left(\frac{-3\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{11} - \varepsilon_{33}}\right) \cosh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_e}\right) \quad (5)$$

Lorsque la triaxialité des contraintes $\frac{\sigma_m}{\sigma_e}$ est positive, une bonne approximation de la loi donne:

$$\frac{dR}{R_0} \approx 0,283 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_e}\right) d\varepsilon_e^p \quad (6)$$

Le critère de rupture de Rice et Tracey s'écrit selon la même forme que le critère de Oyane et al :

$$0,283 \int_0^{\varepsilon_e^R} \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_e}\right) d\varepsilon_e^p - M = 0 \quad (7)$$

avec : $M = \ln \frac{R_c}{R_0}$

Où M est un paramètre du matériau et R_c le rayon critique de la cavité à la rupture.

1.2.7.4. Modèle de Huang et Hutchinson [17]

Huang et Hutchinson ont cherché à améliorer le modèle de Rice et Tracey pour une cavité sphérique dans une matrice supposée rigide parfaitement plastique, ils ont obtenu :

$$\text{Si } \frac{\sigma_m}{\sigma_e} > 1 \quad \text{alors} \quad \frac{dR}{R} = 0,426 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_e}\right) d\varepsilon_e^p \quad (8)$$

$$\text{Si } \frac{\sigma_m}{\sigma_e} < 1 \quad \text{alors} \quad \frac{dR}{R} = 0,426 \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right)^{1/4} \exp\left(\frac{\sqrt{3}\sigma_m}{2\sigma_e}\right) d\varepsilon_e^p \quad (9)$$

Dans les quatre cas décrits précédemment, il s'agit de calculs de localisation et la détermination de grandeurs locales ($\sigma, \varepsilon, \dots$) associées à un chargement donné du milieu contenant une inclusion ou une cavité.

I.2.8. Modèles couplés

I.2.8.1. Modèle de Gurson [12]

On a vu précédemment que de nombreux auteurs ont modélisé la croissance de cavités en termes de formes géométriques des cavités. Une autre approche a été développée consistant non plus à considérer la géométrie des vides mais d'associer à un matériau comportant des vides de différentes tailles : un milieu poreux avec une distribution uniforme de vides (matériau homogène et isotrope), une porosité est alors introduite.

Le modèle de Gurson [12] est un modèle continu où l'endommagement est couplé à la plasticité. Il est reconnu comme apte à décrire le seuil d'écoulement d'un matériau poreux dont la matrice est rigide parfaitement plastique et obéit au critère de Von Mises, pour des porosités faibles. Ce modèle, modifié par plusieurs auteurs comme nous allons le voir, néanmoins, il a été utilisé dans de nombreux travaux sur la rupture ductile des métaux.

Ce critère s'écrit sous la forme suivante :

$$\Phi(\sigma_e, \sigma_y, f_v) = \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_y} \right)^2 + 2f_v \left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_y} \right) - 1 - f_v^2 = 0 \quad (10)$$

$$f_v = \frac{V_{vides}}{V_{vides} + V_{matrice}} \quad (11)$$

Où f_v est la porosité, σ_e est la contrainte équivalente de Von Mises, σ_y est la limite élastique de la matrice, σ_m est la contrainte hydrostatique, V_{vides} et $V_{matrice}$ sont respectivement les volumes des vides présents dans la matrice et le volume de la matrice. La loi d'évolution d'endommagement s'écrit :

$$\frac{\dot{f}_v}{f_v \dot{\epsilon}_e^p} = \frac{3}{2} (1 - f_v) \sinh \left(\frac{3\sigma_m}{2} \right) \left[1 + f_v^2 - 2f_v \cosh \left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_y} \right) \right]^{-\frac{1}{2}} \quad (12)$$

A faible porosité ($f_v \ll 1$, $\sigma_e \approx \sigma_y$), et en prend en considération des cavités sphériques, la loi d'endommagement s'écrit alors:

$$\frac{\dot{R}}{R} = \frac{\dot{\epsilon}_e^p}{2} \sinh \left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_e} \right) \quad (13)$$

Où R est le rayon de cavité sphérique ;

Ce modèle fut modifié par différents auteurs comme nous allons le voir, il a été utilisé dans de nombreux travaux sur la rupture ductile des métaux. Il est plus phénoménologique que physique, même si la croissance des cavités est modélisée par un paramètre observable qui est

la fraction volumique f_v . Néanmoins, ce modèle ne prend pas en compte l'interaction entre les vides. Pour tenir compte de cette interaction, Tvergaard [18] a développé le modèle de Gurson.

I.2.8.2. Modèle de Tvergaard [18]

Dans le cas des cavités sphériques, la condition d'écoulement est donnée par :

$$\psi(\sigma_e, \sigma_y, f_v, \sigma_m) = \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_y} \right)^2 + 2q_1 f_v \cosh \left(\frac{3}{2} \frac{q_2 \sigma_m}{\sigma_y} \right) - 1 - q_3 f_v^2 = 0 \quad (14)$$

où q_1, q_2, q_3 sont des caractéristiques du matériau introduites par Tvergaard [18] d'une part pour être en meilleur accord avec les résultats de localisation de l'endommagement obtenus par calcul des éléments finis, d'autre part pour corriger une insuffisance du critère de Gurson. En effet, le critère de Gurson prévoit la perte de résistance du matériau en cisaillement pur à une porosité de 100%, or cette valeur est surestimée. Tvergaard a ainsi introduit une porosité apparente $q_1 f_v$ [19]). Si $q_1=q_2=q_3=1$, on retrouve le modèle initialement proposé par Gurson, les valeurs de q_1 et q_2 couramment utilisées sont comprises entre 1 et 2 selon le matériau poreux ductile considéré, en outre, on utilise souvent l'égalité $q_3 = q_1^2$. De plus si la porosité est nulle, on a $\psi = 0$ qui correspond au critère de Von Mises. D'autres auteurs comme Tvergaard et Needleman ont généralisé ce modèle à une matrice viscoplastique suivant une loi puissance avec écrouissage et adoucissement thermique.

I.2.8.3. Modèle de Gurson, Tvergaard et Needleman (G.T.N) [20, 21]

La porosité f_v dans l'équation 14 fut remplacée par une porosité effective f_v^* . Ainsi, le critère de Gurson, Tvergaard et Needleman (que nous appellerons par la suite le critère G.T.N) s'écrit:

$$\psi(\sigma_e, \sigma_y, f_v^*, \sigma_m) = \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_y} \right)^2 + 2q_1 f_v^* \cosh \left(\frac{3}{2} \frac{q_2 \sigma_m}{\sigma_y} \right) - 1 - q_3 f_v^{*2} = 0 \quad (15)$$

Ces auteurs proposent :

$$f_v^* = \begin{cases} f_v & \text{pour } f_v \leq f_c \\ f_c + \frac{f_u^* - f_c}{f_F - f_c} (f_v - f_c) & \text{pour } f_v > f_c \end{cases} \quad (16)$$

Où f_c est la porosité à partir de laquelle la porosité effective f_v^* croit plus vite que la porosité vraie f_v , ce qui pourrait être assimilé à une amorce de coalescence, f_F est la valeur de la porosité vraie à partir de laquelle la rupture se déclenche, f_u^* : valeur ultime de la porosité ($=1/q_1$).

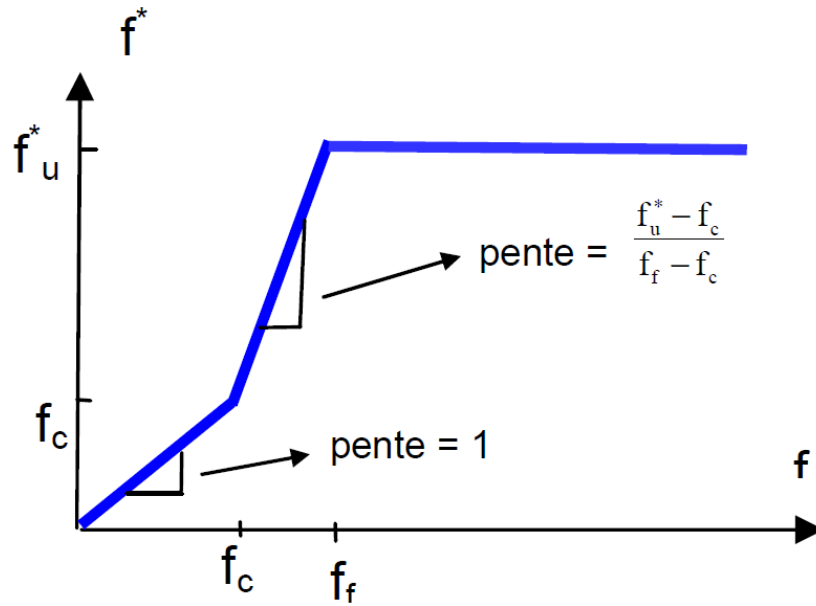


Figure 8. Evolution de la porosité fictive f^* .

L'utilisation de la variable f^* permet de simuler la rapidité d'augmentation de la fraction volumique de porosités due à la coalescence des microcavités (Figure 8), et ainsi de simuler la chute des contraintes.

• Germination et croissance

La variation de la porosité du matériau, notée f , provient de deux sources microscopiques : la germination et la croissance de cavités :

$$\dot{f} = \dot{f}_{\text{nucléation}} + \dot{f}_{\text{croissance}} \quad (17)$$

Le terme de germination est délicat à déterminer. Needleman et Rice [22] ont proposé une équation de la forme :

$$\dot{f}_{\text{nucléation}} = A \dot{\sigma}_y + B \text{tr}\left(\frac{\dot{\sigma}}{3}\right) \quad (18)$$

où A et B sont des fonctions exponentielles de la contrainte ou de la déformation selon si la germination est contrôlée par la contrainte ou la déformation. Le lecteur peut se reporter à l'article de Tvergaard [21].

Si on considère un EVR, la vitesse de variation du EVR est donnée par la trace de la vitesse de déformation équivalente. Dans les cas où la matrice est plastique incompressible, la conservation de la masse s'écrit alors :

$$\dot{f} = (1 - f) \dot{\epsilon}_{kk} \quad (19)$$

I.2.8.4. Autres extensions du modèle de Gurson

D'autres extensions du modèle de Gurson ont été développées par Mear et Hutchinson [23] et Perrin [24], ils ont introduit des variables d'érouissage. Le modèle de Gurson dans sa forme initiale prend en compte l'érouissage mais sous-estime son effet sur la croissance des cavités. De plus le modèle G.T.N. suppose que les cavités soient sphériques tout au long de la déformation, or cette hypothèse n'est pas toujours satisfaite. Des extensions de ce modèle ont donc été développées pour prendre en compte un changement de forme des cavités.

I.3. Approches globales de la déchirure ductile

En mécanique élastique linéaire de la rupture, le premier terme du développement limité des champs de contraintes et de déformations en pointe de fissure est proportionnel au facteur d'intensité de contrainte K [2]. Le facteur K rassemble les influences des forces appliquées, de la géométrie et la longueur de fissure. Cependant cette notion n'est valable que pour un comportement élastique linéaire, or le phénomène de déchirure fait intervenir la plasticité.

I.3.1. Intégrale J

L'intégrale J de Rice [25] caractérise le taux de restitution d'énergie élastique d'une structure contenant une fissure lors de l'avancée de celle-ci :

$$J = \int_{\Gamma} \left[W \cdot dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \right] \quad (20)$$

Avec :

Γ : Tout contour orienté entourant la pointe de fissure (Figure 9).

W : Densité volumique d'énergie de déformation, s'écrit : $W = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} \cdot d\varepsilon_{ij}$

$\mathbf{T} = \boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n}$: Vecteur contrainte s'exerçant sur les facettes de normale \mathbf{n} , \mathbf{n} étant la normale extérieure à Γ .

\mathbf{u} : Vecteur déplacement.

s : Abscisse curviligne le long de Γ .

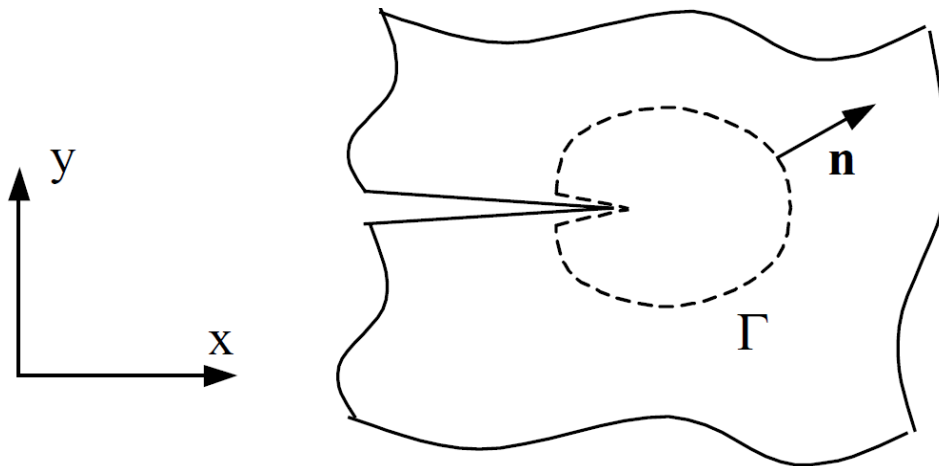


Figure 9. Contour Γ dans la définition de l'intégrale J.

Si l'on considère un matériau élastique linéaire ou non-linéaire, homogène, sans contraintes résiduelles et sans décharges locales (donc pas de propagation), on montre que l'intégrale J est indépendante du contour Γ . Pour une loi de comportement élasto-plastique, cette propriété reste vraie si le chargement est proportionnel. Ceci implique que l'intégrale J ne peut pas être en principe utilisée pour un chargement cyclique.

D'autre part, dans le cas d'un matériau élastique linéaire, J représente le taux de restitution d'énergie G :

$$J = G = -\frac{dP}{da} = \frac{1}{E}(K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1+\nu}{E}K_{III}^2 \quad \text{En contrainte plane} \quad (21)$$

$$= \frac{1+\nu^2}{E}(K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1+\nu}{E}K_{III}^2 \quad \text{En déformation plane} \quad (22)$$

Avec :

E : Module d'Young.

ν : coefficient de Poisson.

K_I, K_{II}, K_{III} : Facteurs d'intensité de contrainte en modes I, II et III.

P : Energie potentielle.

a, da : longueur de fissure, variation de longueur de fissure.

Cette propriété, illustrée pour un solide soumis à un déplacement imposé ou à un effort imposé (figure 10), a permis à [26] de proposer une première évaluation expérimentale de J à partir de l'aire sous la courbe Force - Déplacement.

Pour un matériau obéissant à une loi d'écoulement de type Ramberg-Osgood :

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (23)$$

L'intégrale J permet également de définir les champs de contraintes et déformations suivant les formulations de [27], [28] (champs HRR) :

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{J}{\alpha \cdot \sigma_0 \cdot \varepsilon_0 \cdot I_n \cdot r} \right)^{\frac{1}{n+1}} f_{ij}(\theta, n) \quad \varepsilon_{ij} = \alpha \varepsilon_0 \left(\frac{J}{\alpha \cdot \sigma_0 \cdot \varepsilon_0 \cdot I_n \cdot r} \right)^{\frac{n}{n+1}} g_{ij}(\theta, n) \quad (24)$$

avec :

r, θ : Coordonnées polaires en fond de fissure.

σ_0 : Limite d'élasticité.

α : Constante.

n : Coefficient d'écrouissage.

f_{ij}, g_{ij} et I_n : Fonctions tabulées de n et θ .

$$J = - \int_0^{\Delta} \frac{\partial P(\Delta, a)}{\partial a} \cdot d\Delta \quad (25)$$

$$J = - \int_0^P \frac{\partial \Delta(P, a)}{\partial a} \cdot dP \quad (26)$$

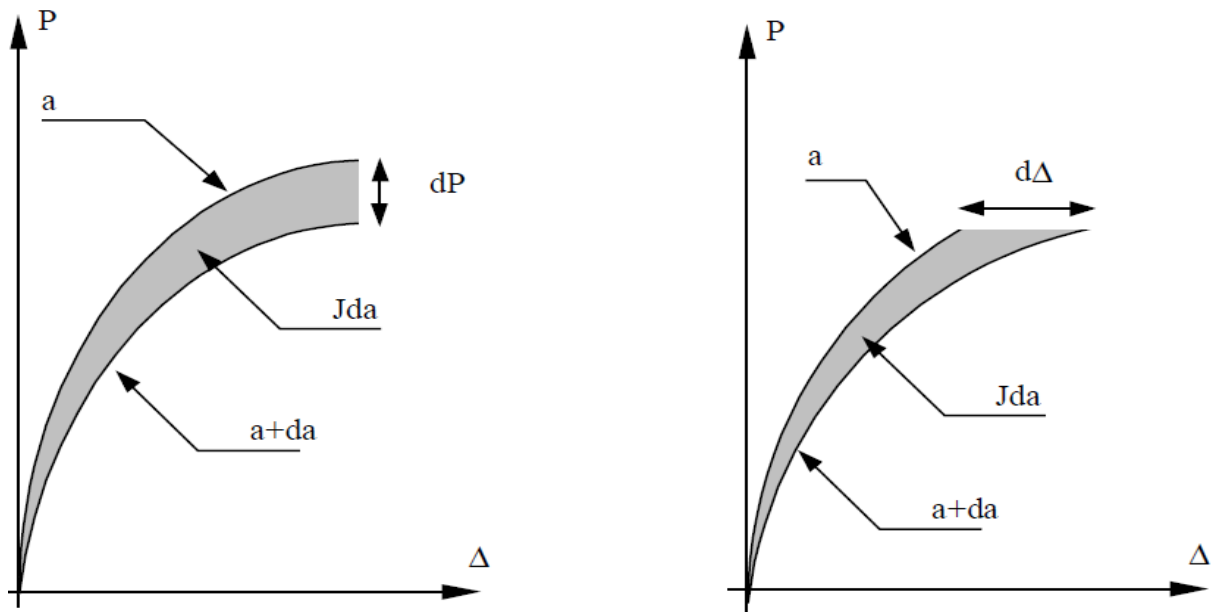


Figure 10. Interprétation géométrique de l'intégrale J.

I.3.2. Définition des critères d'amorçage et de propagation

Une valeur critique J_{IC} a été proposée comme critère d'amorçage et la courbe $J-\Delta a$ a été proposée pour décrire la propagation. Néanmoins, il a été très vite montré que ces paramètres ne sont pas intrinsèques au matériau mais dépendent de la taille de l'éprouvette et de sa géométrie. Ceci rend difficile voire illusoire la transférabilité d'un résultat obtenu sur éprouvette de laboratoire à une structure.

I.3.2.1. Amorçage

Sous l'application d'un chargement, la pointe de fissure va subir une déformation plastique importante. La taille de défaut va augmenter sans que la déchirure proprement dite ne soit amorcée. Il y a alors émoussement en fond de fissure. Lors de cet émoussement, J suit une loi de type :

$$J = \alpha \cdot \Delta a \quad (27)$$

Avec α constante dépendant des caractéristiques de traction du matériau.

La forme de la courbe $J-\Delta a$ au cours du chargement est celle donnée à la Figure 11. L'instant auquel la propagation démarre étant difficile à déterminer expérimentalement (Figure 12), les normes [29] et [30] préconisent de prendre pour valeur de J à l'amorçage la valeur obtenue à $\Delta a = 0.2$ mm, noté $J_{0,2}$ (Figure 11). Mais cette valeur dépend de la courbe $J-\Delta a$ et ne constitue donc pas un paramètre intrinsèque au matériau.

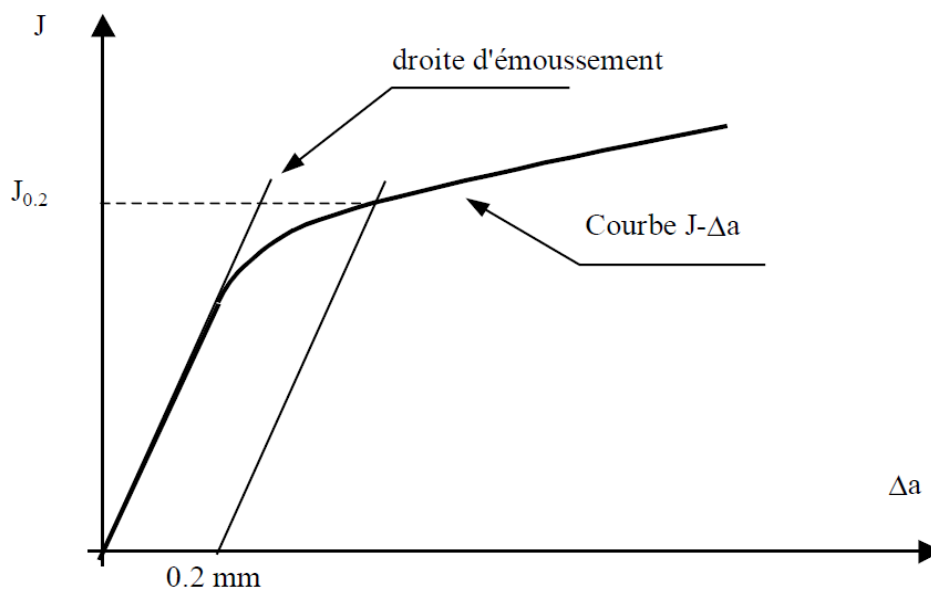


Figure 11. Evaluation de $J_{0,2}$

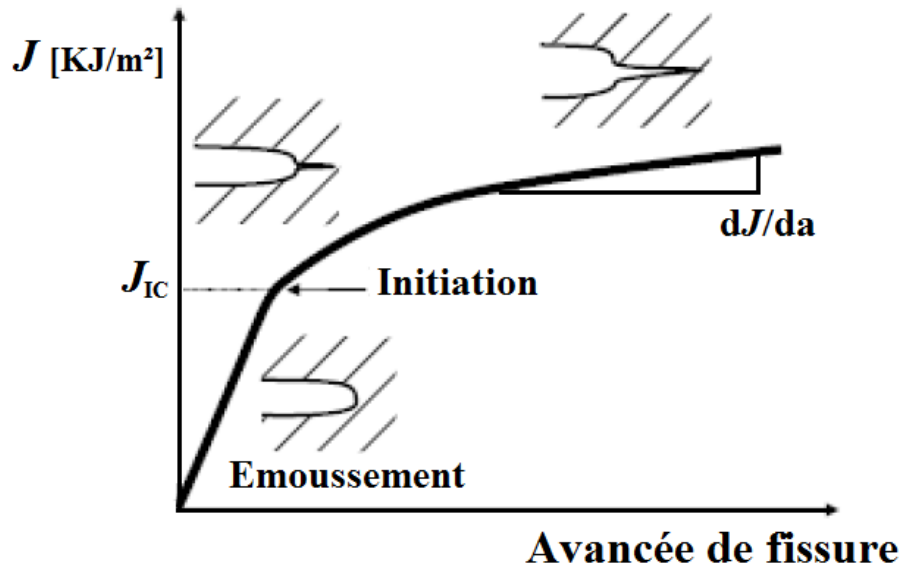


Figure 12. Schématisation de l'émoussement en pointe de fissure avant l'amorçage.

1.3.2.2. Propagation

La courbe $J-\Delta a$ est obtenue à partir des essais de déchirure sur éprouvettes fissurées. Dans la pratique, la propagation de fissure n'est contrôlée par J que sous certaines conditions très sévères préconisées par les normes.

Premièrement la propagation doit être faible par rapport au ligament :

$$\Delta a < 0.25 b_0 \quad (28)$$

Deuxièmement, il faut s'assurer que la zone en pointe de fissure où le chargement n'est pas proportionnel est négligeable par rapport à la zone où J pilote la propagation :

$$\frac{b}{J} \frac{dJ}{da} \gg 1 \quad (29)$$

Au niveau de la norme, cette condition est traduite par l'inégalité suivante :

$$J < \text{Min} \left[\frac{b \cdot \sigma_{ec}}{20}; \frac{B \cdot \sigma_{ec}}{20} \right] \quad (30)$$

Où $\sigma_{ec} = \frac{(R_{p02} + R_m)}{2}$ est la contrainte d'écoulement, b est la longueur du ligament et B est l'épaisseur de l'éprouvette.

Une propagation suffisante permet de déterminer le module de résistance à la déchirure T_{mat} proposé par [31]:

$$T_{mat} = \frac{E}{\sigma_0^2} \frac{dJ}{da} \quad (31)$$

Ce paramètre permet de quantifier la résistance à la déchirure d'une éprouvette à travers un seul paramètre scalaire. Les caractérisations usuelles de la propagation d'un défaut par déchirure ductile permettent de déterminer les lois de propagation de type $J-\Delta a$ pour des propagations n'excédant pas quelques millimètres. Or pour des structures de grandes dimensions, les analyses de stabilité des défauts et de fuite avant rupture peuvent nécessiter la connaissance des lois d'évolution pour des propagations supérieures à quelques millimètres. Un problème d'extrapolation vient s'ajouter au problème de non-transférabilité des paramètres de déchirure.

I.3.3. Détermination de la ténacité et de la résistance à la propagation de la fissure

La détermination des paramètres dJ/da et J_c a fait l'objet de nombreuses recherches afin d'aboutir à une normalisation de la procédure expérimentale de détermination de la résistance à la déchirure ductile. Nous citons entre autres : norme ASTM (American Society for Testing and Materials) [30], ESIS (European Structural Integrity Society) [32], recommandations du Groupe Fragilité Rupture (1986) [33], BS (British Standard) [34].

La méthode proposée par la norme ASTM E 813-89 [30], limite le domaine de validité des points de mesure par deux valeurs maximales de J et de Δa notées respectivement J_{\max} et Δa_{\max} . Ces dernières sont définies par les relations suivantes :

$$J_{\max} = (W - a_0) \sigma_e / 15 \quad (32)$$

$$\Delta a_{\max} = 0,06(W - a_0) + 0,2 \quad (33)$$

La régression linéaire se fait ensuite sur les points expérimentaux situés entre deux droites parallèles à la droite d'émoussement d'équation $J=2.R_e.\Delta a$ [35]. La première droite est décalée de 0.15 mm, la deuxième de 1,5 mm. La pente (dJ/da) de la droite, obtenue par cette procédure, représente la résistance à la propagation de la fissure. La ténacité J_{IC} correspond à l'intersection de la droite dJ/da avec la droite d'émoussement. D'autre part, on utilise souvent la valeur conventionnelle $J_{0,2}$ à $\Delta a = 0.2$ mm. Cette valeur a été proposée par la recommandation [33] comme une valeur approchée de J au début de la déchirure ductile sur toute l'épaisseur de l'éprouvette, compte-tenu des difficultés de mesure du point d'amorçage. L'équation de la droite d'émoussement proposée par l'ASTM donne des pentes plus faibles que les déterminations expérimentales (figure 13), conduisant à des valeurs de J_{IC} plutôt surestimées [36]. C'est pourquoi Lautridou [37] a proposé une autre équation de la droite d'émoussement :

$$J = 4 R_e \Delta a \quad (34)$$

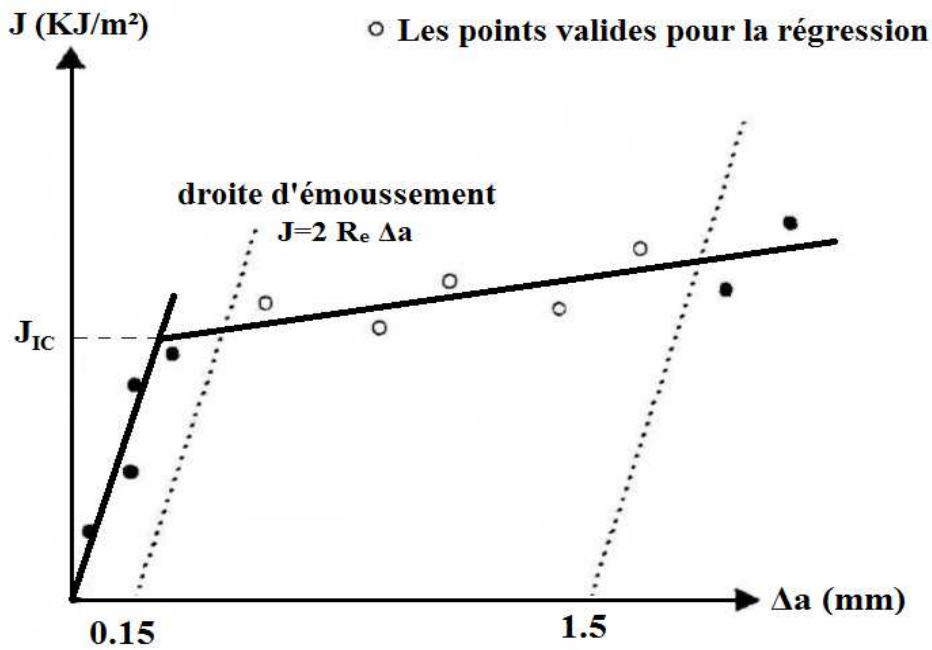


Figure 13. Détermination de la ténacité J_C selon la norme ASTM [35, 38].

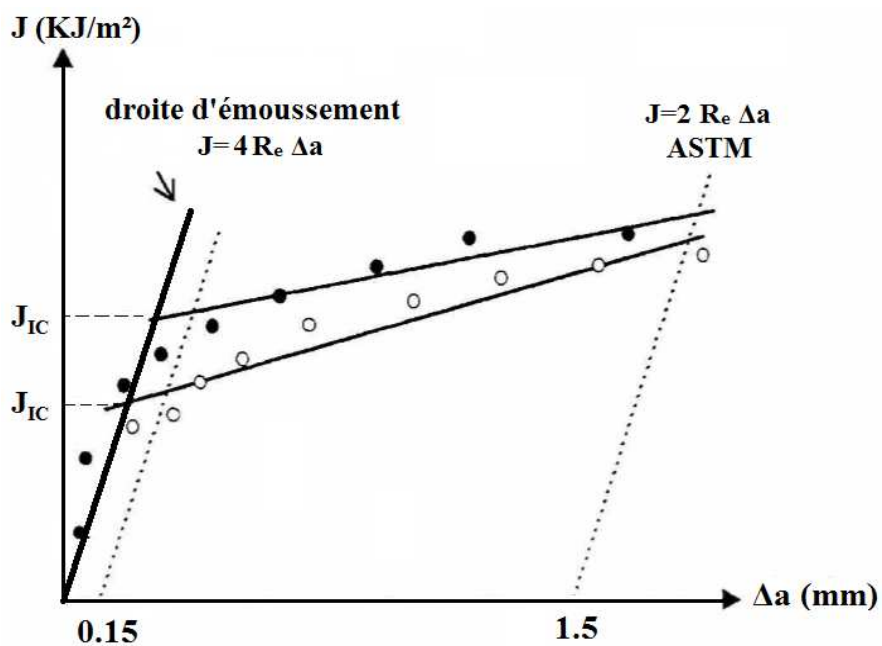


Figure 14. Courbe de résistance selon la norme ASTM [36].

Cependant, l'utilisation de la régression linéaire pour lisser les courbes ($J-\Delta a$) conduit parfois à des résultats très différents de J_C [36] (Figure 14). Pour surmonter ce problème, des chercheurs [39] ont proposé l'utilisation d'un lissage des points au moyen d'une fonction puissance de la forme :

$$J = C \Delta a^n \quad (35)$$

I.3.4. Ténacité d'un joint soudé

L'application des notions de la mécanique de la rupture dans le cas d'un joint soudé, nécessite certaines précautions [40, 41]. En effet, un joint soudé présente :

- Une hétérogénéité dite «macroscopique» : le Métal de Base (MB), le Métal Fondu (MF), la Zone Affectée Thermiquement (ZAT), constituent trois zones ayant des caractéristiques mécaniques différentes.
- Une hétérogénéité dite «microscopique» : la ZAT peut être décomposée en une zone à gros grain (ZGG) et une zone à grain fin (ZGF), [42, 43].

Pour caractériser l'hétérogénéité macroscopique (ou mécanique), on utilise souvent la notion de « mis-matching » [44, 45]. Ce terme anglo-saxon signifie que le métal de base et le métal fondu ont des limites d'élasticité différentes, abstraction faite de la ZAT qui représente en quelque sorte une transition entre les deux matériaux. Ainsi, le rapport ($\sigma_{e(MF)}/\sigma_{e(MB)}$) caractérise le taux de mismatching, notée M. On peut distinguer trois configurations différentes :

- Overmatching : quand la limite élastique du métal fondu est plus grande que celle du métal de base, ($M > 1$)
- Undermatching : quand la limite élastique du métal base est plus grande que celle du métal fondu, ($M < 1$).
- Matching: cas d'un matériau homogène c.à.d. ($M=1$).

Afin de caractériser un joint soudé, la plupart des travaux issus de la littérature [44, 46], utilise des éprouvettes comportant une zone centrale (représentant le MF) entourée de zones dont la structure et les propriétés mécaniques sont différentes (représentant le MB). Les mesures de ténacité, effectuées sur ces éprouvettes, ne caractérisent pas d'une manière intrinsèque la zone centrale, mais ils reflètent la ténacité de la structure mixte : zone centrale + zones adjacentes. La ténacité « apparente » peut être très différente de la ténacité intrinsèque de la zone centrale et dépend notamment en première approximation de sa largeur, des ténacités respectives des zones et de leurs propriétés mécaniques relatives.

Dans ce qui suit, nous présentons plusieurs travaux portant sur l'influence des paramètres géométriques et mécaniques sur la ténacité mesurée.

I.3.5. Effet de l'hétérogénéité macrostructurale sur la ténacité

De nombreuses études ont été effectuées pour prévoir l'effet de mismatching sur les paramètres tels que : J, CTOD [47, 48]. Nous présentons ici les principaux résultats.

1.3.5.1. Effet de l'hétérogénéité sur l'intégrale de contour J

Sumpter [47] a montré, en effectuant un calcul de l'intégrale J suivant les différents contours, dont certains étant entièrement contenus dans la zone soudée, d'autres traversent à la fois la soudure et le métal de base. La différence maximale entre les valeurs obtenues pour chaque contour et la valeur moyenne n'excède pas 11%. Il a constaté que l'indépendance de l'intégrale J vis à vis du chemin d'intégration est perdue seulement quand le contour traverse une interface soudure-métal de base, présentant une très forte discontinuité de déformation plastique : cette dépendance est plus marquée lorsque la différence entre les limites élastiques de chaque région est importante, (cette situation signifie qu'il y a une discontinuité de la zone plastique).

1.3.5.2. Effet du mismatching sur les évolutions des paramètres J et CTOD

KIRK et al [49] ont étudié l'influence de « mis-matching » sur les paramètres J et CTOD, en modélisant le joint soudé par une éprouvette de type «CCP» (plaque à fissure centrale de longueur $2a$), dont la zone centrale de largeur « $2h$ » matérialise le MF, le reste correspond au MB. Leurs travaux ont permis de montrer que (figure 15) :

- Dans la partie élastique : le mis-matching n'a aucun effet sur les évolutions de J et du CTOD (le MB et le MF ont le même module de Young E , et le même coefficient de Poisson ν).

- Dans la partie plastique, la plasticité se développe essentiellement dans le côté du MF dans le cas d'under-matching ou dans le côté du MB dans le cas d'over-matching. L'effet du taux de mis-matching dépend alors du rapport « h/a ». En effet, lorsque la longueur de fissure « a » est très grande par rapport à la largeur « h » ($a \gg h$), l'effet de la singularité l'emporte sur celui du taux de mis-matching M . En revanche, pour les fissures dites « courtes » (a/W faible), l'influence du taux « M » sur les évolutions de J et CTOD dépend principalement du rapport « h/a ». Lorsque h/a augmente, ces évolutions deviennent plus importantes dans le cas d'undermatching. A l'inverse, elles diminuent dans le cas d'over-matching, (figure 15).

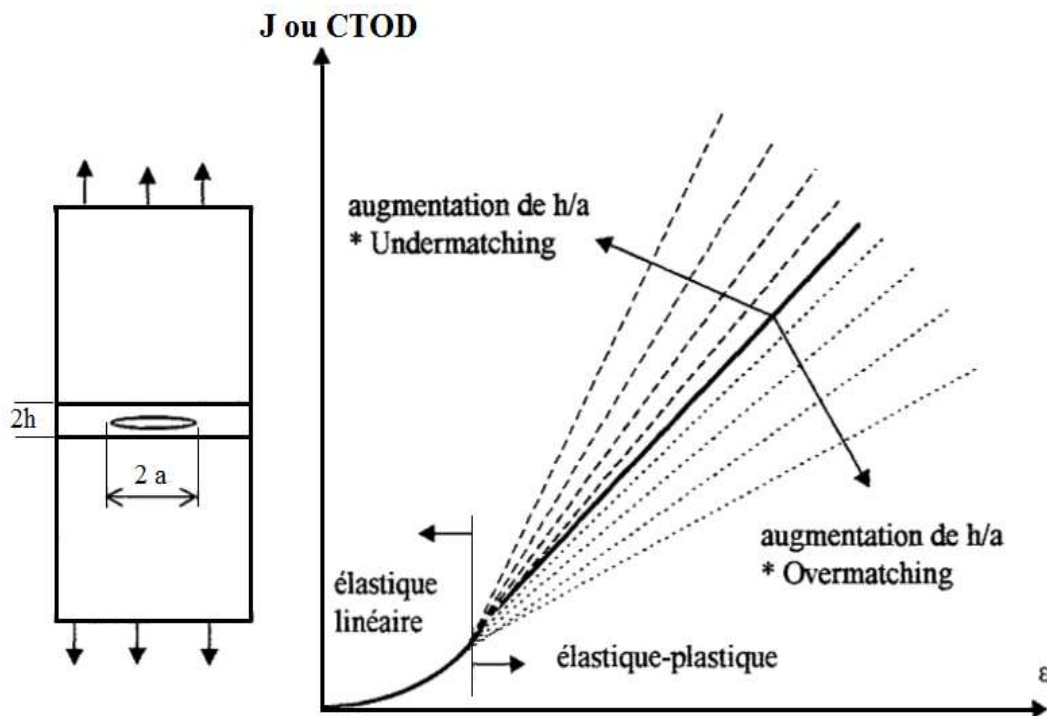


Figure 15. Effet de mismatching sur les évolutions des paramètres J et CTOD [49].

I.4. Modélisation numérique de la déchirure ductile

Dans ce paragraphe, nous présentons deux modèles différents permettant de simuler numériquement la rupture ductile en pointe de fissure :

- Modèle de croissance des cavités de RICE-TRACEY : « rupture des éléments »,
- Modèle d'endommagement de ROUSSELIER: « rupture par endommagement ».

I.4.1. Modèle par rupture des éléments (Rice - Tracey)

Dans ce cas, la loi de comportement du matériau n'est pas affectée par l'endommagement. L'organigramme du calcul est illustré par la figure 16. La progression élémentaire de la fissure Δa s'effectue numériquement par un relâchement des nœuds à chaque fois que le critère de rupture est atteint dans l'élément en pointe de fissure. Cette méthode nécessite une discrétisation spéciale le long du trajet de la fissure qui doit être préalablement défini.

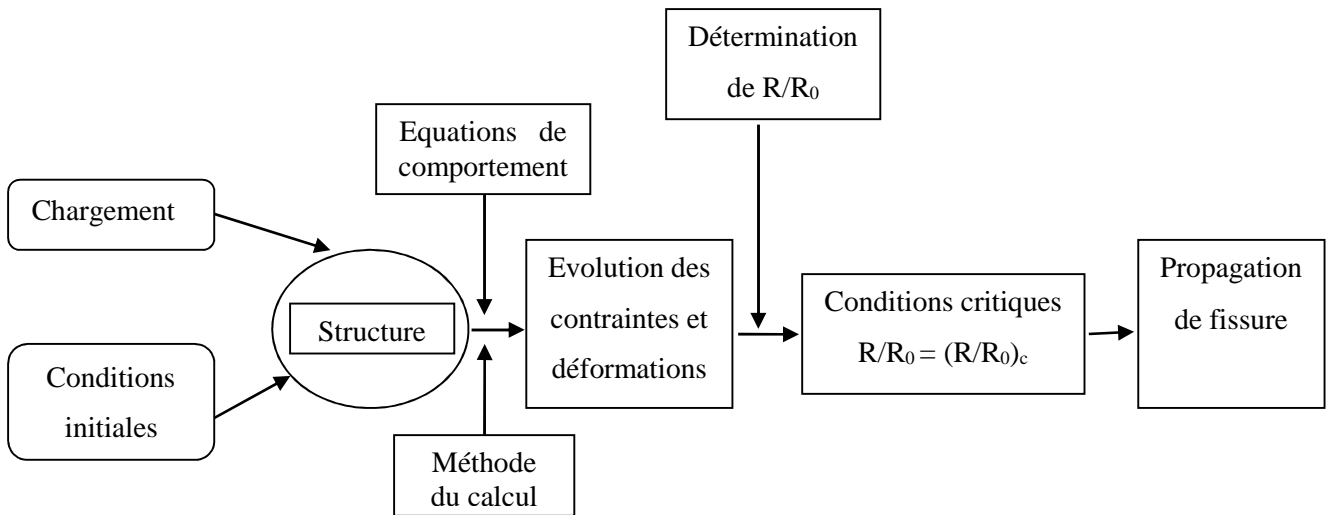


Figure 16. Organigramme du calcul.

I.4.2. Calcul numérique du taux de croissance des cavités (R/R_0)

I.4.2.1. Influence de la fraction volumique initiale des cavités

La formulation du modèle de Rice-Tracey fait apparaître une constante évaluée à 0,283. Des observations et des mesures métallographiques [50-52] ont montré que ce coefficient est très important et qu'il dépend du type de matériau. De plus, il est proportionnel au taux inclusionnaire. A titre d'exemple, il est de l'ordre de 0,5 pour un acier faiblement allié forgé [52], 0,67 pour une fonte nodulaire [53], 0,73 pour un acier soudé de type E6013 [53]; 0,6 pour un acier soudé E6015 [53]; 0,2 pour un acier à 0,2% de carbone [54].

La valeur du coefficient A apparent dans le modèle dépend fortement de la fraction volumique initiale de vides : plus la fraction volumique est grande plus la valeur de cette constante A est importante [55].

I.4.2.2. Calcul du taux de croissance des cavités R/R_0

Dans le modèle de Rice-Tracey, le matériau ne s'endommage pas et la détermination de R/R_0 dans chaque élément en pointe de fissure s'effectue en post-traitement d'un calcul élastoplastique.

Pour calculer R/R_0 à une étape de chargement donnée " n ", on intègre l'équation précédente entre le chargement 0 et le chargement " n ".

$$\ln(R/R_0) = \sum_a^n d(\ln R/R_0) \quad (36)$$

La condition initiale est $R/R_0 = 1$

Ainsi :
$$\text{Ln}(R/R_0)_n = \text{Ln}(R/R_0)_{n-1} + d(\text{Ln}(R/R_0)) \quad (37)$$

$d\text{Ln}(R/R_0)$ est calculé par l'accroissement de déformation équivalente au chargement "n" :

$$dE_{eq}^{(n)} = \sqrt{\frac{2}{3} dE_{ij}^{(n)} dE_{ij}^{(n)}} \quad (38)$$

Où
$$dE_{ij}^{(n)} = dE_{ij}^{(n)} - \frac{dE_{kk}^{(n)}}{3} \delta_{ij} \quad (39)$$

L'accroissement de déformation ($dE_{ij}^{(n)}$), entre les chargements ($n-1$) et n , est donné alors par $dE_{ij}^{(n)} = E_{ij}^{(n)} - E_{ij}^{(n-1)}$.

Ce dernier calcul peut être effectué en utilisant soit les déformations totales soit uniquement les déformations plastiques. Dans ce cas, où l'on considère les déformations plastiques, celles-ci peuvent être obtenues à partir des déformations plastiques en chaque point de calcul à partir de la différence ($E_{ij}^t - E_{ij}^e$), E_{ij}^t les déformations totales en moyenne et E_{ij}^e les déformations élastiques déterminées à partir de σ_{ij} moyen.

Cependant, il faut noter que les techniques de calculs des moyennes des champs mécaniques ont une grande influence sur les résultats [56]. En effet, les calculs de R/R_0 , à partir des moyennes des contraintes et des déformations sur l'élément, ou à partir de la moyenne de R/R_0 en chaque point de calcul de l'élément donnent des résultats différents.

1.4.2.3. Détermination du taux critique de croissance de cavités $(R/R_0)_c$

Le paramètre de ce modèle est le taux critique de croissance de cavités $(R/R_0)_c$. Il est possible de déterminer ce paramètre de trois manières différentes, en combinant les résultats expérimentaux (qui fournissent le point d'amorçage) et les résultats numériques :

1) La détermination de $(R/R_0)_c$ peut être faite à partir de la simulation numérique d'une éprouvette en traction axisymétrique [55]. La valeur $(R/R_0)_c$ est obtenue lorsque la contraction diamétrale $\Delta\Phi$ est égale à la contraction diamétrale expérimentale $\Delta\Phi_c$ à l'amorçage. Pour une éprouvette axisymétrique, l'amorçage est repéré par une rupture de pente visible sur la courbe de charge $P - \Delta\Phi$.

2) Le paramètre $(R/R_0)_c$ peut également être déterminé à partir de la charge P_a à l'amorçage de la fissure correspondant au point de variation de pente sur la courbe expérimentale charge-longueur de la fissure [38]. L'identification de la valeur critique de R/R_0

se fait ensuite, en déterminant à partir de la courbe numérique « R/R_0 - charge au fond initial de la fissure », la valeur de $(R/R_0)_C$ correspond à la valeur de la charge P_a .

3) La valeur critique de R/R_0 peut être déterminée numériquement à partir d'une éprouvette fissurée (CT, SENB,...), ce qui permet d'obtenir la courbe " $J - R/R_0$ ". $(R/R_0)_C$ correspond à la valeur de R/R_0 lorsque J atteint sa valeur critique J_{IC} ou $J_{0.2}$. Ce dernier paramètre est obtenu à partir de la courbe expérimentale " $J - \Delta a$ ".

Il a été montré que le paramètre J_{IC} pourrait être relié à des facteurs métallurgiques, tels que la distribution des inclusions, en considérant le critère $(R/R_0)_C$. A partir de la valeur de $Ln(R/R_0)_C$, on peut retrouver la valeur de J_{IC} grâce à la formule définie par Mudry [52] :

$$J_{IC} = \alpha \sigma_y Ln\left(\frac{R}{R_0}\right)_C \Delta a_c \quad (40)$$

Où σ_y est la limite d'élasticité du matériau, Δa_c est la distance caractéristique définie précédemment, α est la constante fonction de la géométrie de l'éprouvette (égale à 4,5 dans le cas de l'éprouvette CT).

I.4.3. Modèle basé sur l'endommagement progressif

Dans ce modèle, la rupture ductile est prise en compte par une variable d'endommagement intégrée dans le modèle de comportement du matériau. L'organigramme du calcul est donné par la figure 17. Le matériau s'endommageant progressivement en pointe de fissure, il n'est donc pas nécessaire de définir une valeur critique de la variable d'endommagement pour obtenir l'instant où la fissure s'amorce. En effet, la progression de la fissure s'opère par l'effondrement des contraintes transmises par la zone fortement endommagée. Pour ce faire, on suit l'évolution des contraintes au deuxième point de Gauss des mailles situées au fond de la fissure. L'avancement de la fissure ($\Delta a = L_c$) se produit à chaque fois que cette évolution atteint son maximum.

Dans cette approche, la notion de singularité disparaît, il n'est plus nécessaire ni d'introduire une distance critique pour traiter le problème de la propagation, ni d'utiliser la technique de relâchement des nœuds.

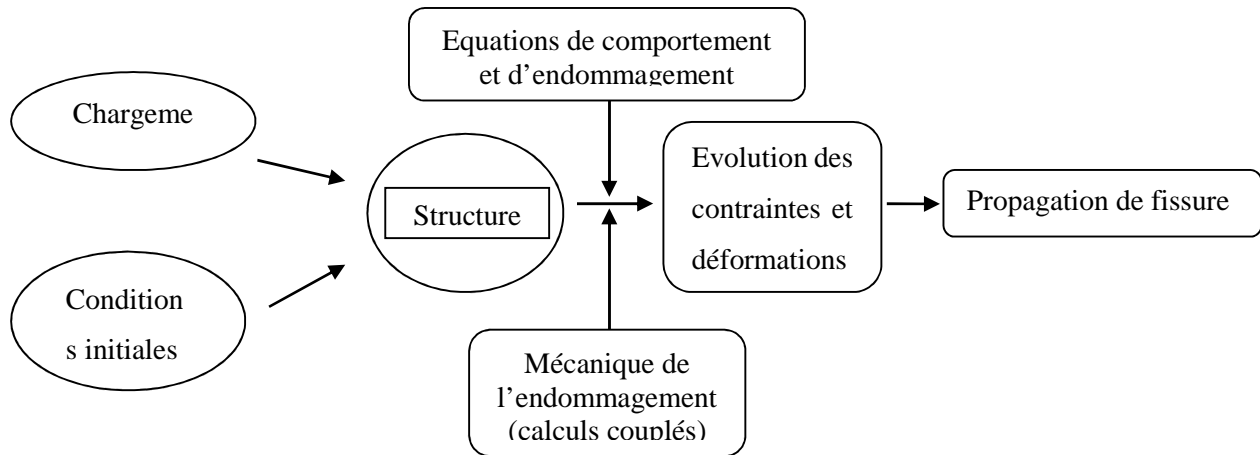


Figure 17. Schématisation des étapes de calcul.

I.4.4. Calcul numérique de l'intégrale J

La méthode des éléments finis permet de calculer, pour une structure soumise à des sollicitations extérieures, les déplacements en chacun des nœuds du maillage de celle-ci. Par contre, les contraintes et les déformations sont calculées aux points d'intégration des mailles. Pour calculer l'intégrale J, il faut donc interpoler ces valeurs aux nœuds car nous adoptons une hypothèse qui dit que les contours choisis passent par les sommets des mailles. Pour un contour donné, le système de calcul « Abaqus » fournit les valeurs des contraintes (σ), le gradient des déplacements et l'énergie de déformations [38]. En chaque nœud du contour, toutes les quantités sont données par leur moyenne arithmétique.

Nous rappelons la méthode de calcul pour les différentes composantes de l'intégrale [57, 58]:

a) La densité d'énergie de déformation peut être évaluée en utilisant la formule suivante :

$$W = \int_0^{\epsilon} \sigma_{ij} \epsilon_{ij} \quad (41)$$

b) \mathbf{T} : le vecteur contrainte agissant sur le contour Γ

$$T_i = \sigma_{ij} n_j \quad (42)$$

Tel que :

$$T_1 = \sigma_{11}n_1 + \sigma_{12}n_2 \quad T_2 = \sigma_{22}n_2 + \sigma_{21}n_1$$

$$T_2 = \sigma_{22}n_2 + \sigma_{21}n_1$$

$$n_1 ds = dx$$

$$n_2 ds = dy$$

Les quantités dx , dy sont calculées par différence des coordonnées de deux nœuds consécutifs du contour envisagé.

c) Le gradient des déplacements :

$$\begin{bmatrix} \frac{\partial u}{\partial x} & \frac{\partial v}{\partial x} \\ \frac{\partial u}{\partial y} & \frac{\partial v}{\partial y} \end{bmatrix} = [J]^{-1} \begin{bmatrix} \frac{\partial u}{\partial \xi} & \frac{\partial v}{\partial \xi} \\ \frac{\partial u}{\partial \eta} & \frac{\partial v}{\partial \eta} \end{bmatrix} \quad (43)$$

où :

- ξ, η : coordonnées locales
- $[J]$: matrice Jacobien

$$[J] = \begin{bmatrix} \frac{\partial x}{\partial \xi} & \frac{\partial y}{\partial \xi} \\ \frac{\partial x}{\partial \eta} & \frac{\partial y}{\partial \eta} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\partial N_i}{\partial \xi} \\ \frac{\partial N_i}{\partial \eta} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} u_i & v_i \end{bmatrix} \quad (44)$$

u_i, v_i : déplacement des nœuds.

N_i : fonctions d'interpolation

L'intégration numérique s'effectue en supposant une variation linéaire des quantités à intégrer sur le segment élémentaire (dx , dy) entre deux nœuds consécutifs de contour (méthode des trapèzes).

I.4.5. Choix du maillage au fond de la fissure

Les aspects qui dominent le choix de la forme et plus particulièrement de la taille des mailles au fond de la fissure sont :

- Le type du paramètre à déterminer ($K, J, R/R_0, \dots$).
- La précision des calculs.
- Le coût des calculs.

I.4.5.1. Intégrale J

L'indépendance de l'intégrale J vis à vis le contour d'intégration choisi, permet de calculer ce paramètre loin de la perturbation induite par la singularité en pointe de la fissure. Il n'est donc pas nécessaire d'utiliser un maillage très fin dans cette zone.

I.4.5.2. Approche locale

Le maillage au fond de la fissure prend une importance particulière lorsqu'on applique les modèles basés sur une approche locale. En effet, la longueur L_e des mailles en pointe de fissure doit respecter la distance caractéristique traduisant l'interaction entre les inclusions et la pointe de fissure. Une première estimation de la taille L_e peut être faite à partir de nombre d'inclusions par unité de volume N_v [59], par la relation :

$$L_e = \frac{2}{\sqrt[3]{N_v}} \quad (45)$$

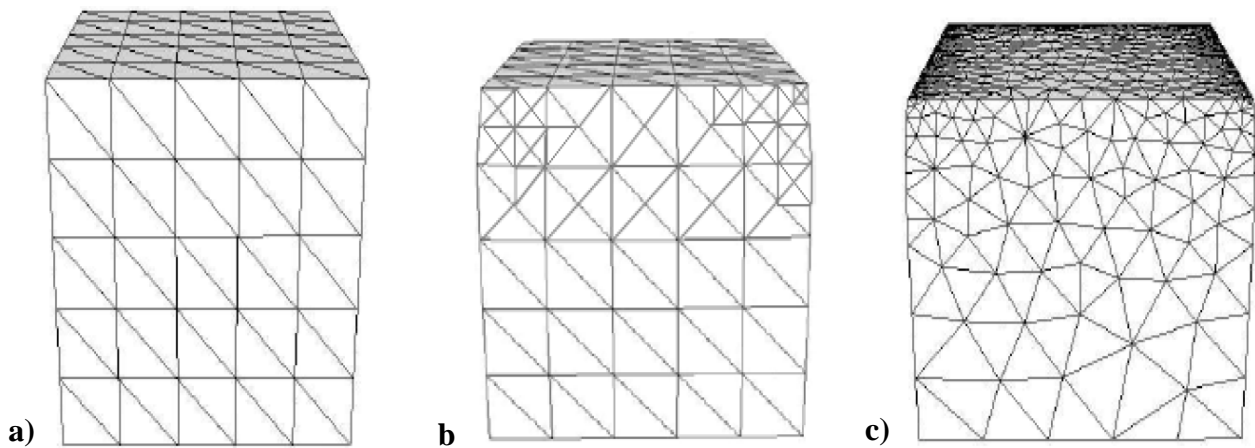
I.4.6. Techniques d'adaptation de maillages

Les techniques d'adaptation de maillages reposent sur trois méthodes principales : méthode h , méthode r et méthode p et celles-ci sont usuellement appelées h -adaptation, r -adaptation et p -adaptation [60, 61]. Une combinaison entre la méthode h et p peut être aussi utilisée dans l'adaptation de maillage, on parle ainsi de la hp -adaptation.

I.4.6.1. h- adaptation

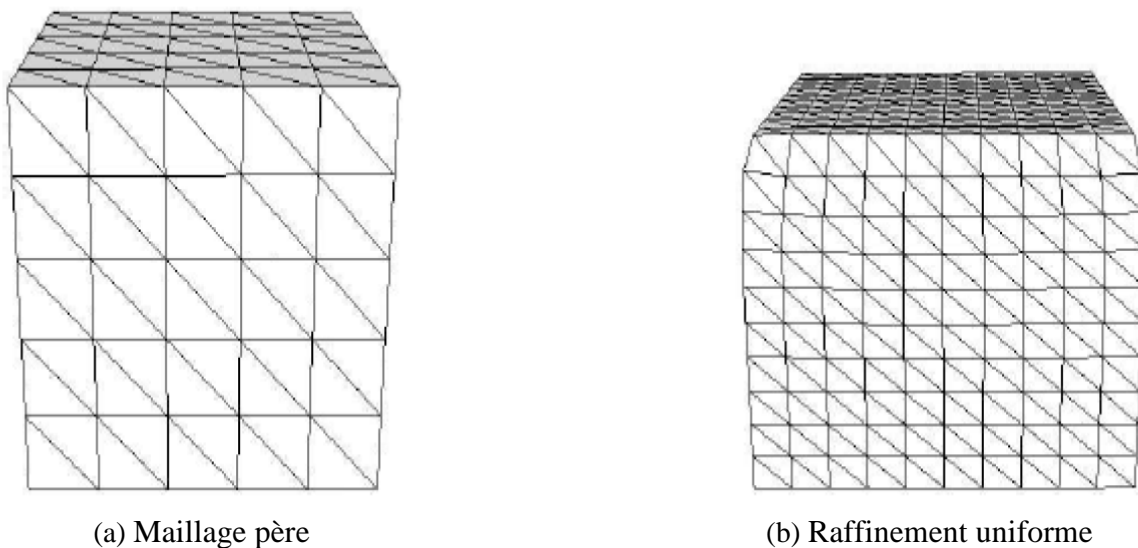
Dans ce type d'adaptation, le maillage est raffiné en augmentant le nombre de degrés de liberté. Plusieurs possibilités sont envisageables :

- Adaptation à partir d'un maillage père (figure 18 (a)): à partir d'un maillage initial, dit maillage père, le maillage adapté (maillage fils) est construit en subdivisant les éléments dans les zones de maillages où l'erreur est importante en ajoutant récursivement des nœuds par exemple au milieu de chaque arête (figure 18 (b)), [60, 61].
- Adaptation avec création d'un nouveau maillage : dans ce cas il s'agit d'un remaillage complet du domaine (figure 18 (c)). On construit un tout nouveau maillage avec un raffinement dans les zones où l'erreur est importante et déraffinement dans les zones où l'erreur est faible. Ce type d'adaptation nécessite un mailleur automatique qui reçoit en consigne la taille des éléments, qui est calculée à partir des résultats obtenus sur le maillage père.
- Adaptation avec raffinement uniforme de tout le maillage (figure 19).



(a) Maillage père (b) Maillage fils adapté (c) Maillage adapté avec création de nouveau maillage

Figure 18. h -adaptation avec raffinement non uniforme (Problème d'écrasement d'un cube).



(a) Maillage père

(b) Raffinement uniforme

Figure 19. h -adaptation avec raffinement uniforme (Problème d'écrasement d'un cube).

1.4.6.2. r -adaptation

Cette technique d'adaptation consiste à améliorer la solution en optimisant la position des nœuds dans le maillage sans rajouter ou modifier les connectivités. Le maillage amélioré est ainsi obtenu en déplaçant les nœuds vers les zones où l'erreur est importante. L'inconvénient de cette technique est que l'amélioration de la précision est limitée par le nombre de degrés de liberté disponibles.

Bigot [61] a utilisé ce type d'adaptation pour la simulation des problèmes dynamiques d'injection de polymères et de remplissage des moules, pour suivre l'évolution du front de matière. Dans le cas des problèmes de mise en forme, la nature de l'écoulement et des grandes déformations décrites par une approche Lagrangienne nécessite l'adaptation continue du maillage et le changement de topologie, afin de capturer les détails géométriques. La méthode d'adaptation r s'avère dans ce cas insuffisante.

1.4.6.3. p -adaptation

Il s'agit d'augmenter d'une autre manière la précision de la solution. Elle consiste à augmenter le degré d'interpolation des éléments en conservant la topologie du maillage (figure 20). Cette augmentation peut être uniforme sur tout le maillage, on parle ainsi d'une p -adaptation uniforme [60, 61]. Dans le cas où le degré d'interpolation est augmenté localement (figure 20), on parle de p -adaptation adaptative.

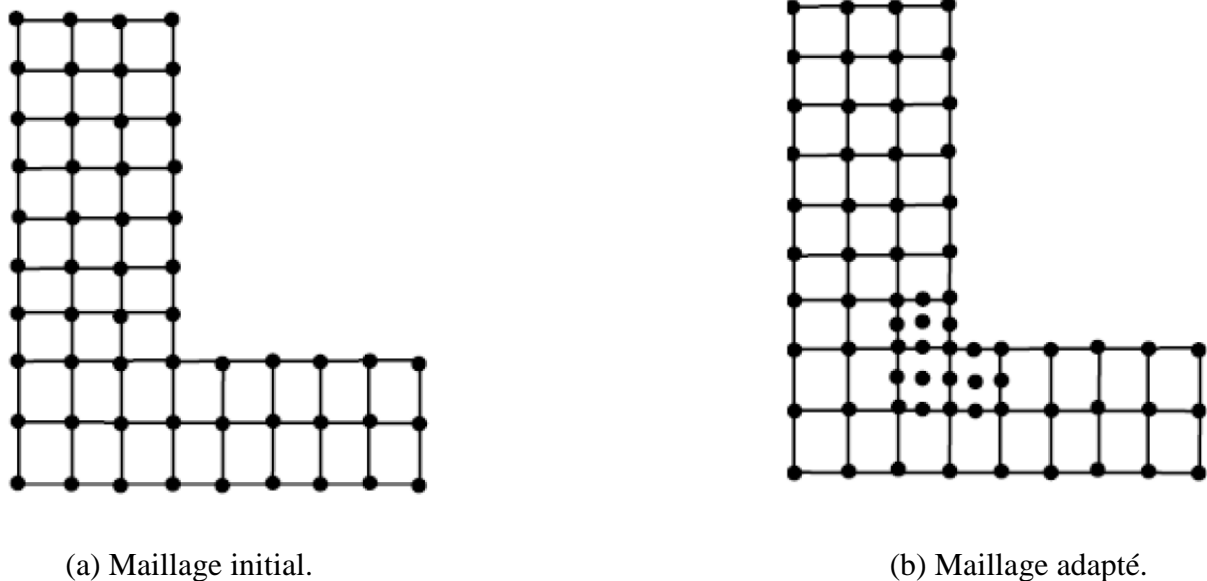


Figure 20. p -adaptation.

L'inconvénient majeur de la p -adaptation est qu'elle est difficile à introduire dans un code de calcul existant. Babuška et Szabo [62] ont montré numériquement que pour un problème d'élasticité, le taux de convergence de la méthode est indépendant du coefficient de Poisson (les valeurs du coefficient de poisson testées sont 0,3 et 0,4999).

I.4.6.4. *hp-adaptation*

Cette technique est une combinaison entre la *h*-adaptation et la *p*-adaptation. L'objectif est d'améliorer la précision des calculs en profitant d'avantage des deux méthodes. Par exemple, on commence par un raffinement par la méthode *h*-adaptation pour répartir uniformément l'erreur, puis on le poursuit par un raffinement par la méthode *p*-adaptation afin d'augmenter le taux de convergence qui devient ainsi exponentiel.

I.4.7. Présentation de l'outil de calcul

Dans ce chapitre, nous allons présenter de manière générale le code de calcul ABAQUS. ABAQUS est un code de calcul utilisant la MEF créé en 1978. Selon la méthode de résolution, on distingue deux grands codes :

- ABAQUS/Standard : résolution par un algorithme statique implicite,
- ABAQUS/Explicit : résolution par un algorithme dynamique explicite.

La dernière version que nous avons utilisée, ABAQUS 6.13, permet de traiter des problèmes couplés (hydromécanique, thermomécanique...) dans les divers domaines (mécaniques, génie civil, thermiques, électriques,...). Un très large choix d'éléments en 2D ou 3D est proposé dans le code pour des analyses statiques, dynamiques, linéaires et non-linéaires. La structure d'une analyse ABAQUS est présentée sur la figure 21.

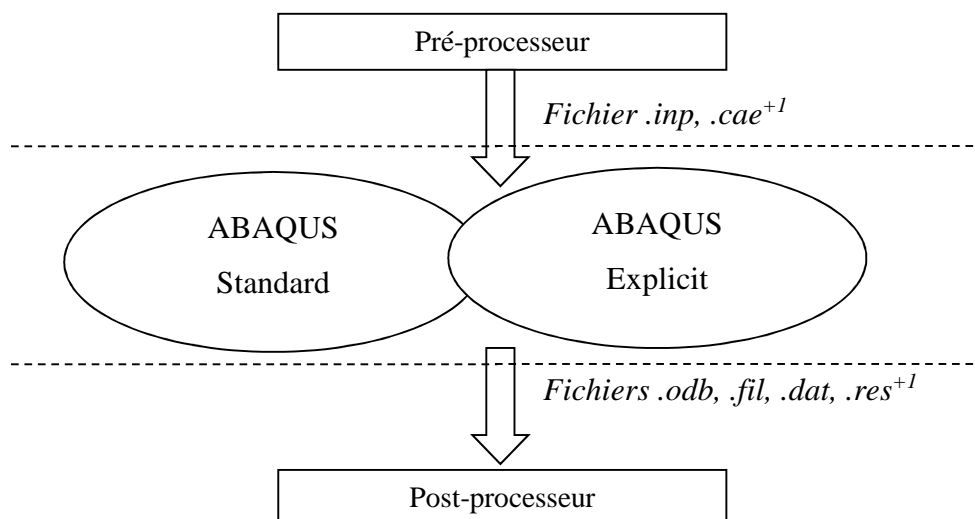


Figure 21. Structure d'une analyse ABAQUS.

Le préprocesseur lit le fichier d'entrée qui définit la géométrie du modèle, sa discrétisation, les conditions aux limites, les chargements appliqués et les résultats demandés. Ensuite Abaqus exécute le calcul, le post-processeur se charge de récupérer les résultats et permet aux utilisateurs de les visualiser puis de les exploiter.

ABAQUS [63] est avant tout un logiciel de simulation par éléments finis de problèmes très variés en mécanique. Il est connu et répandu, en particulier pour ses traitements performants de problèmes non-linéaires.

Le cœur du logiciel ABAQUS est donc ce qu'on pourrait appeler son "moteur de calcul". À partir d'un fichier de données (caractérisé par le suffixe .inp), qui décrit l'ensemble des problèmes mécaniques, le logiciel analyse les données, effectue les simulations demandées et fournit les résultats dans un fichier .odb.

Deux tâches restent à accomplir : générer le fichier de données (cela s'appelle aussi effectuer le pré-traitement), et exploiter les résultats contenus dans le fichier .odb (ou post-traitement). La structure du fichier de données peut se révéler rapidement complexe : elle doit contenir toutes les définitions géométriques, les descriptions des maillages, des matériaux, des chargements, etc..., suivant une syntaxe précise. Il faut savoir que le pré traitement et le post traitement peuvent être effectués par d'autres logiciels. ABAQUS propose le module ABAQUS CAE, interface graphique qui permet de gérer l'ensemble des opérations liées à la modélisation [64]:

La génération du fichier de données,

Le lancement du calcul proprement dit,

L'exploitation des résultats.

1.4.7.1. Justification du choix du code de calcul ABAQUS

ABAQUS est l'un des premiers fournisseurs mondiaux de logiciels et services pour l'analyse par éléments finis. La gamme de logiciels d'ABAQUS est particulièrement réputée pour sa technologie, sa qualité et sa fiabilité. Elle s'est imposée comme partie intégrante des processus de conception de sociétés de renommée mondiale dans tous les secteurs industriels et domaines physiques (mécanique, Thermique, Électrique, Problèmes couplés). Ce logiciel également très utilisé dans les milieux universitaires, pour la recherche et l'enseignement.

ABAQUS offre les meilleures solutions aux problèmes linéaires, non linéaires, explicites et dynamiques.

I.5. Conclusion

Cette étude bibliographique permet de fixer le cadre d'étude dans lequel s'inscrit notre axe de recherche. D'un point de vue théorique, nous avons pris des généralités sur la rupture illustrée par les processus d'endommagement des matériaux et des structures, ensuite une définition sur la rupture par deux approches utilisées, locale et globale.

L'étude énergétique d'une éprouvette fissurée, dont le comportement est non linéaire, s'effectue à l'aide du taux de restitution d'énergie non linéaire ou intégrale J nommé par Rice. Ce paramètre caractérise, de façon unique les champs de contraintes et de déformations au voisinage de l'extrémité d'une fissure dans un matériau non linéaire.

L'évolution d'une fissure dépend de plusieurs paramètres intrinsèques au matériau, tel que les propriétés géométriques et mécaniques de la structure ou extrinsèques comme l'étendue de cette fissure ou la nature des charges appliquées.

D'autre part, pour la modélisation des structures fissurées, il est indispensable de traiter le problème numériquement et d'aborder les différentes méthodes déjà implémentées. Il y a plusieurs méthodes qui traitent la rupture des structures, dans ce cas, nous avons utilisé seulement trois d'entre elles basées sur les éléments finis qui contiennent le relâchement des nœuds. La première méthode est basée sur le calcul de l'intégrale J et l'ouverture au fond de la fissure, la deuxième traite le processus de rupture par cavités en calculant le taux de croissance de cavité et la troisième présente l'endommagement par le critère de Gurson et ses extensions.

CHAPITRE II

Etude Expérimentale

II.1. Introduction

Les cycles thermiques et la déformation au soudage sont très influencés par les hétérogénéités mécaniques et métallurgiques, ces dernières ont une incidence sur le comportement à la rupture et l'évaluation de la ténacité à la rupture. Ces hétérogénéités mécaniques observées dans les soudures devraient compliquer considérablement les problèmes d'évaluation de la signification des résultats des essais de ténacité à la rupture. Par exemple, le comportement à la déformation, tel que la distribution des contraintes et des déformations au voisinage de la pointe de la fissure dans des éprouvettes de résistance variable est différente de celle d'un matériau homogène. En raison de ces variations, il est impossible d'établir une corrélation unique entre les divers paramètres à la rupture.

Dans cette étude et pour des raisons citées ci-dessus, plus des essais de caractérisations et de fatigues, des essais de chocs ont été mis au point pour évaluer l'énergie et déduire par corrélation la ténacité à la rupture de matériaux macroscopiquement homogènes. Dans ces essais, on utilise comme paramètres de ténacité à la rupture la résilience (essai Charpy) et on déduit la ténacité qui est un critère fondé sur l'énergie.

Les essais de résilience Charpy ont été effectués sur des éprouvettes présentant des hétérogénéités mécaniques et métallurgiques, dues à l'effet de soudage afin d'évaluer si l'énergie absorbée au cours d'essais de résilience étaient significatifs en tant que paramètres représentatifs de l'amorçage de la rupture ; l'étude a également porté sur la corrélation entre ces paramètres par référence à l'évaluation classique de la ténacité à la rupture.

II.2. Présentation générale du matériau étudié

II.2.1. Choix du Matériau utilisé et du métal d'apport

Nôtre étude a été menée sur l'acier A510AP (P355NH), utilisé pour la fabrication des citernes à gaz (GPL) et les pipes. Pour cette raison de résistance nous avons choisi comme métal d'apport (EE) E7018, avec un procédé de soudage automatique à l'électrode enrobée.

II.2.2. Analyse chimique

Les analyses chimiques menées sur le métal de base et le métal déposé (Electrode enrobée) ont été effectuées sur deux échantillons (prélèvement mi-épaisseur dans l'axe du joint), les résultats sont donnés dans le tableau 1. Les compositions chimiques mesurées sont représentatives des valeurs moyennes obtenues en fabrication.

Tableau 1. Compositions chimiques de l'acier A510AP et du métal déposé.											
Élément (%)	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	V
A510AP	0,162	0,005	0,013	0,44	1,45	0,08	0,07	0,008	0,038	0,004	0,10
Métal déposé	0,068	0,012	0,014	0,38	1,40	0,025	0,035	0,012	0,05	0,006	0,001

II.3. Caractérisations mécaniques

II.3.1. Contrôle de soudure

Le principal contrôle qui a été appliqué est le contrôle par ressuage comme le montre la figure 22, 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 :

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



Figure 22. Les étapes du contrôle par ressuage.

II.3.2. Préparation des éprouvettes

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 : découpage laser.
- La préparation des chanfreins est réalisée par une machine à chanfreiner à froid.

II.4. Essais mécaniques de caractérisation

II.4.1. Essai de traction

Les essais 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), Cet essai est caractérisé par sa facilité de mise en œuvre et par la richesse des informations fournies. Dans cet essai on doit déterminer le comportement mécanique des trois zones de notre matériau hétérogène.

II.4.1.1. Préparation des éprouvettes de traction

Les éprouvettes de traction ont été obtenues par usinage après avoir découpées des pièces de dimensions (300x300x15) mm obtenue lors de l'opération de soudage.

De manière à pouvoir réaliser des essais en pleine épaisseur dans la ZAT, il était nécessaire de réaliser des joints en K en plus des joints en X. Les tôles sont découpées et positionnées de façon à ce que la soudure soit perpendiculaire au sens du laminage.

Pour la détermination des caractéristiques conventionnelles et rationnelles de traction, deux prélèvements des éprouvettes ont été effectués :

- Prélèvement dans le sens longitudinal.
- Prélèvement dans le sens transversal.

Le surfacage est effectué à l'aide d'une fraiseuse au niveau de l'entreprise nationale des grands travaux pétrolières GTP (EL REGHAYA-ALGER) pour obtention des éprouvettes de section prismatique (266) mm² (figure 23).



Figure 23. Eprouvette d'essai de traction.

Les essais de traction ont été réalisés sur une machine qui enregistre les efforts et les allongements au niveau de l'entreprise nationale des grands travaux pétroliers GTP (EL REGHAYA- ALGER). Les résultats de cet essai sont justifiés par le fournisseur de la tôle allemand RUUKK.

Les caractéristiques mécaniques sont présentées dans le tableau (Tableau 2) suivant :

Tableau 2. Propriétés mécaniques des trois zones.					
Matériaux	Propriétés mécaniques				
	Re (N/mm²)	Rm (N/mm²)	A (%)	K	n
Métal de Base (MB)	297	499	28	980	0,401
Zone affectée thermiquement (ZAT)	480	631	35	836	0,302
Métal fondu (MF)	465	560	30	1009	0,508

Les paramètres K et n sont calculés à partir de la relation de Ludwik [65]:

$$\sigma = K.(\varepsilon_p)^n \quad (46)$$

II.4.1.2. Caractéristiques conventionnelles de traction

Pour des raisons de sécurité et pour éviter la dispersion sur les mesures de la limite conventionnelles 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 donnés dans le tableau (2) et la figure 24.

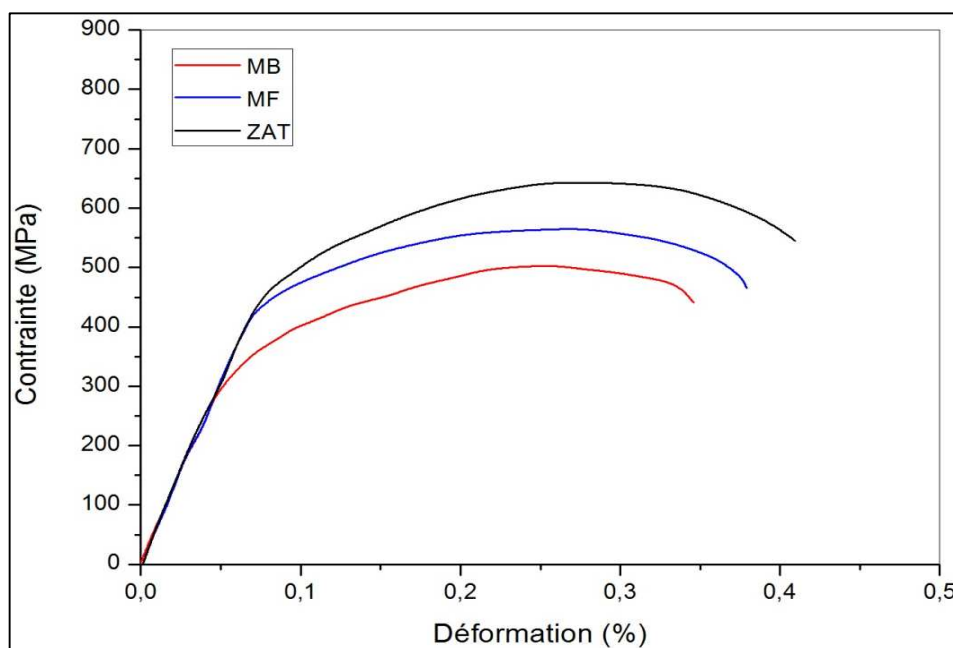


Figure 24. Courbe conventionnelle de traction des différentes éprouvettes.

La limite conventionnelle d'élasticité dans la ZAT (480 MPa), est nettement supérieure que la limite d'élasticité dans les autres zones du joint de soudure (MF : 465 MPa et MB : 297 MPa). En ce qui concerne la résistance à la traction du métal de base, elle est plus faible (499 MPa) que dans les deux autres zones (MF : 560 MPa) et (ZAT : 631 MPa).

II.4.1.3. Courbes rationnelles de traction

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 (σ , ε_t), où :

σ est la contrainte vraie :

$$\sigma = \frac{F}{S_0} (1 + e) \quad (47)$$

Et ε_t est la déformation rationnelle totale : $\varepsilon_t = \log(1 + e)$ (48)

Avec $e = \frac{\Delta l}{l_0}$, déformation totale mesurée (élastique + plastique). Les résultats obtenus sont représentés dans la figure 25.

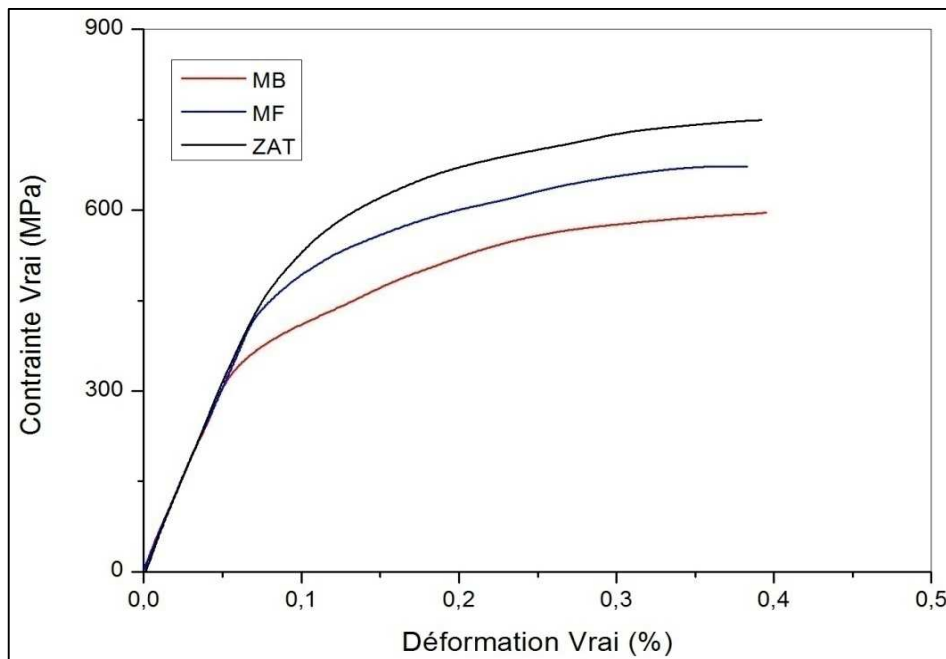
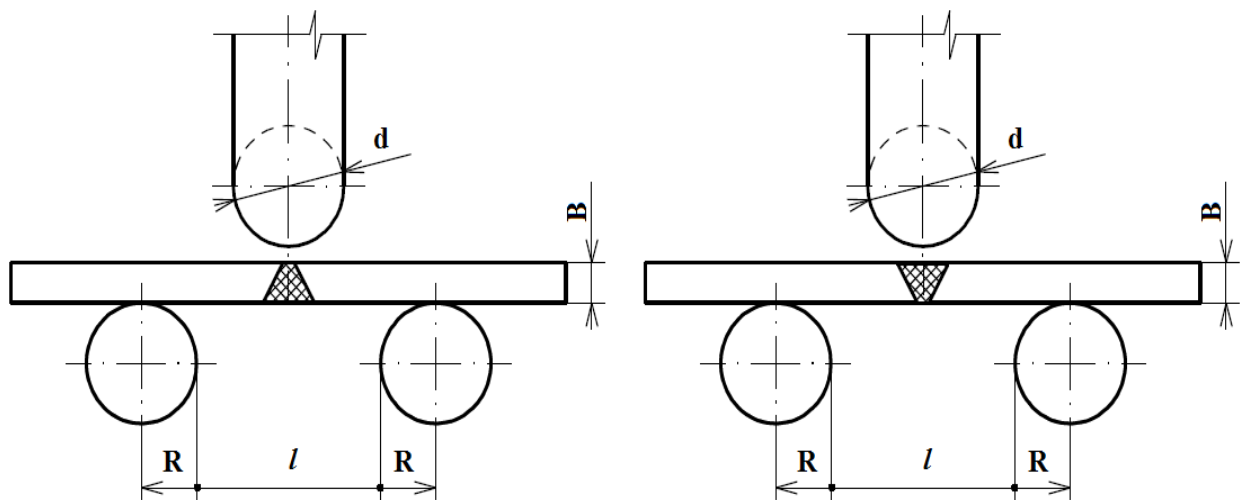


Figure 25. Courbe rationnelle de traction des différentes éprouvettes.

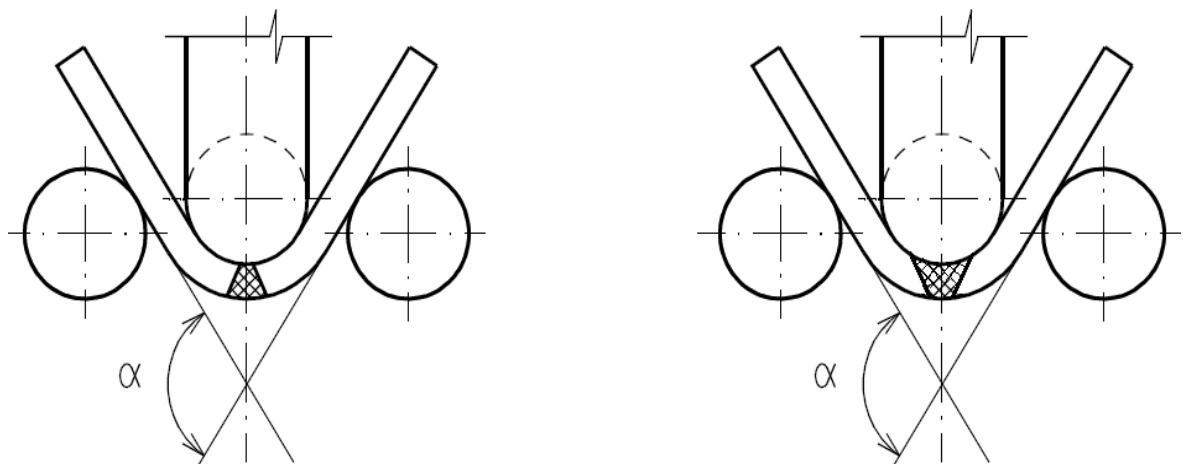
Nous constatons que toutes les valeurs de la limite apparente d'élasticité et de la résistance à la traction sont supérieures aux valeurs minimales garanties (données de constructeur). On observe généralement une limite conventionnelle et rationnelle d'élasticité supérieure dans la ZAT à celle du métal d'apport (MF) qui est supérieur à celle du métal de base (MB).

II.4.2. 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 26). 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 [66].



b) Essai de pliage transversal endroit et envers après l'essai [66].

Figure 26. Méthode d'essai de pliage avec un poinçon.

II.4.2.1. 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 surfaçage à l'aide d'une fraiseuse (figure 27).



Figure 27. Éprouvette 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 [66].

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 tout processus de traitement thermique à l'éprouvette, sauf spécifications ou autorisations contraires dans la norme d'application relative à l'assemblage soudé considéré [67].

Selon la norme EN 910 [66], 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° et 180° 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.

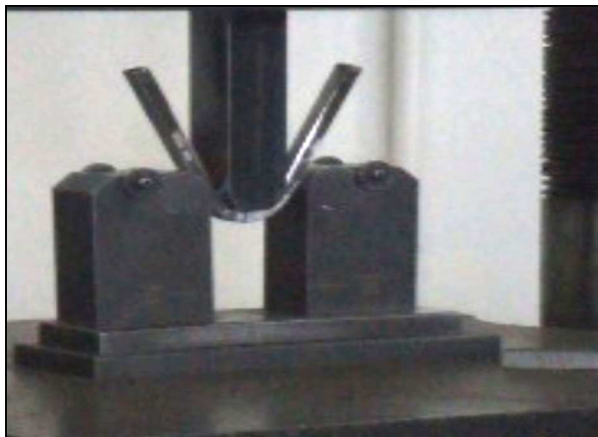
l : distance entre les rouleaux.

R : rayon des rouleaux (appuis).

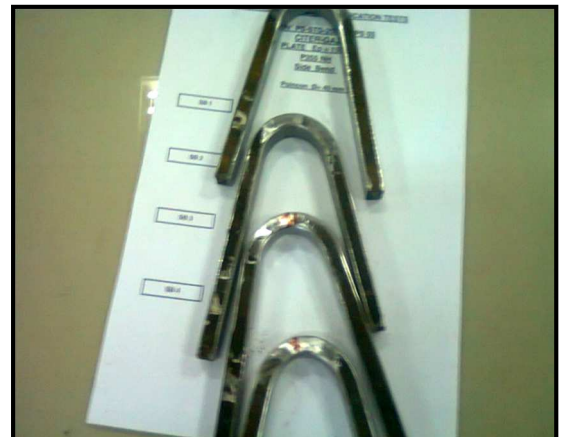
II.4.2.2. Principe d'essai

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 28 (a)) au niveau de l'entreprise nationale des grands travaux pétrolières GTP jusqu'à ce que l'une des branches de l'éprouvette fasse un angle α déterminé avec le prolongement de l'autre branche (figure 28 (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 28. 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 [66], Le contrôle détecte facilement chaque défaut transversal mais plus difficilement les défauts tels que les fissures dans le sens de la longueur.

II.4.3. Essai de dureté

La dureté Vickers est caractérisée par l'empreinte faite par un indenteur sous une charge donnée durant 15 secondes. L'indenteur est formé d'une pyramide en diamant à base carrée dont les faces opposées font un angle de 136° . 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 (figure 29). Les résultats des mesures sont reportés en figure 30. 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.

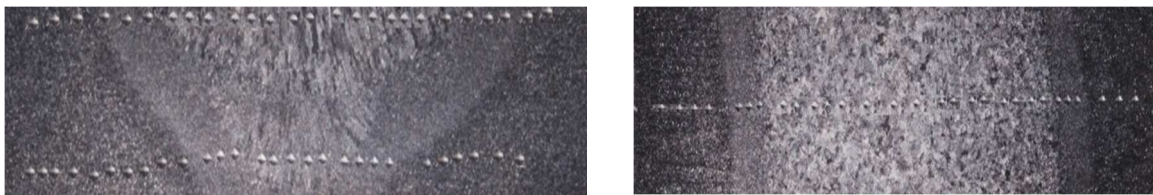
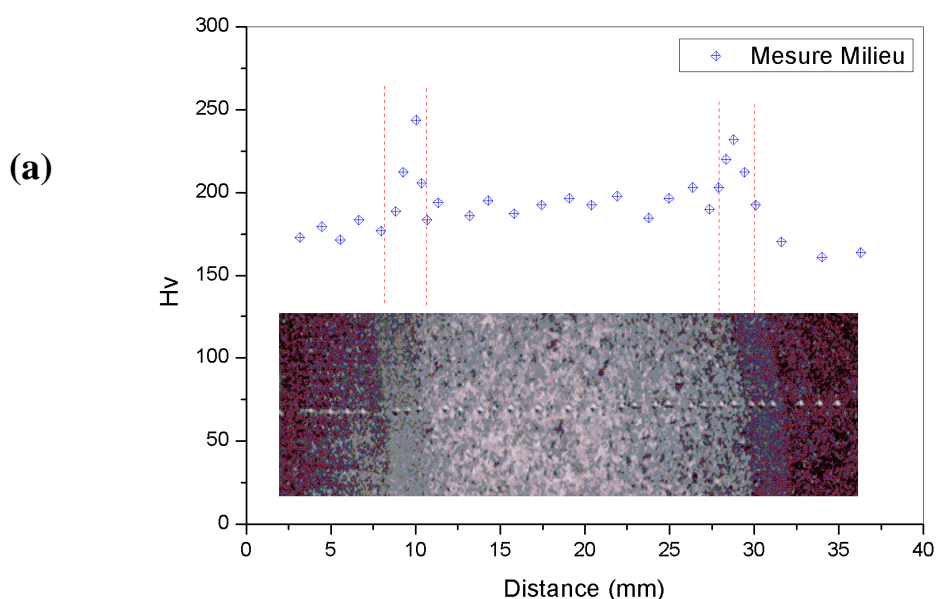


Figure 29. Localisation des positions de mesure de la dureté Vickers.



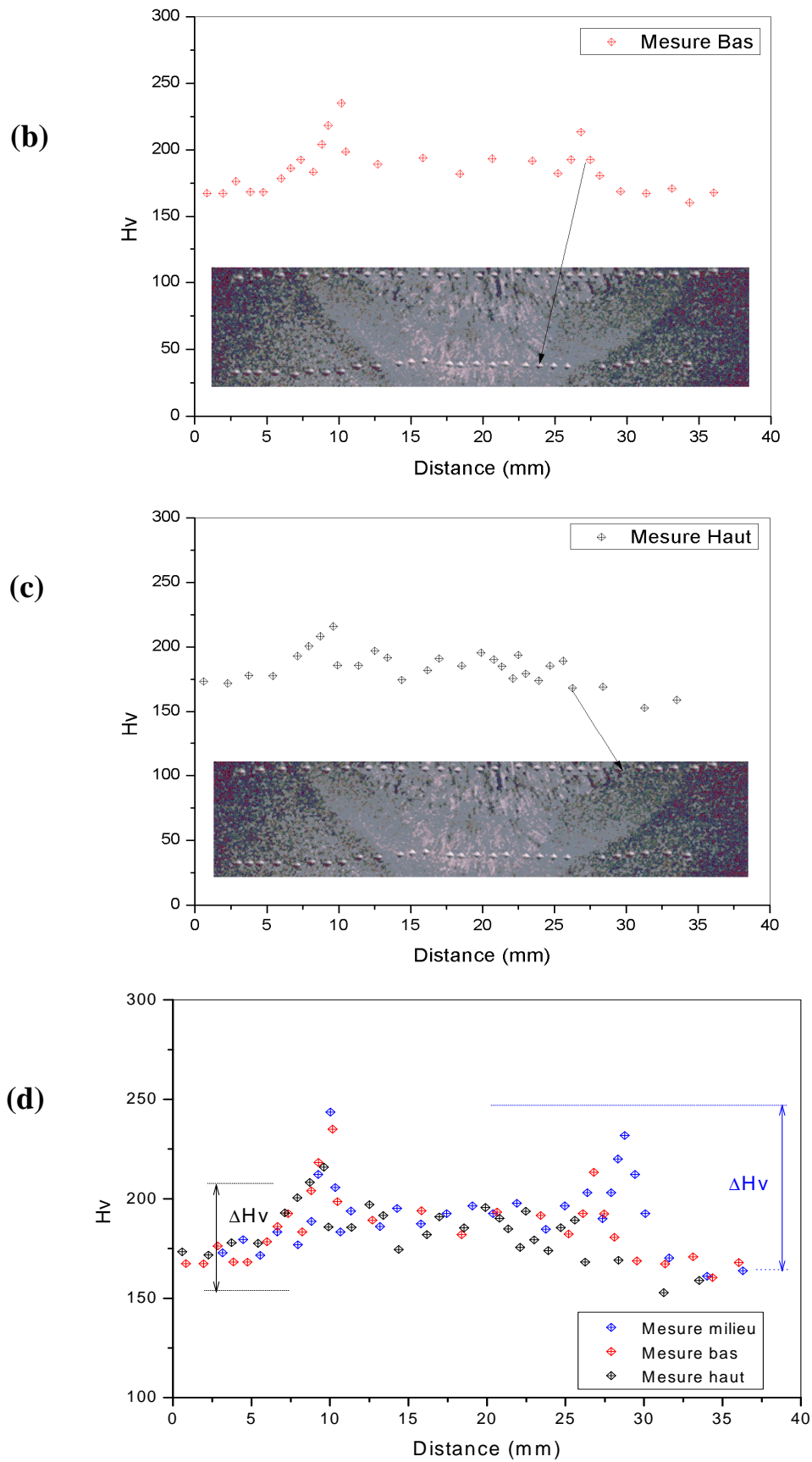


Figure 30. Filiations de dureté effectuées sur le joint soudé en surface et transversale perpendiculaire au cordon de soudure.

II.4.4. Essais de résilience

Les essais de résilience ont été réalisés en utilisant une machine « mouton pendule de type RKP 450) (figure 31), sur des éprouvettes Charpy (figure 32) [68]. La position du prélèvement selon la norme EN 875 [69] 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 31. Machine RKP 450 Moutons pendule à 450 joules.

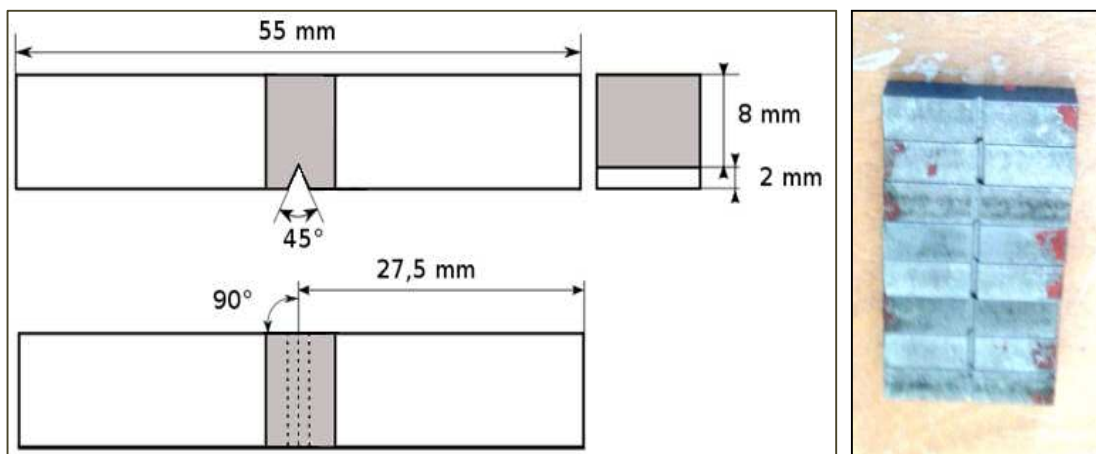


Figure 32. Dimensions et forme de l'éprouvette de l'entaille en V pour l'acier A510AP.

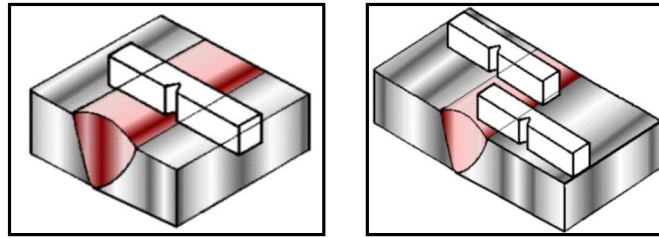


Figure 33. Localisation des éprouvettes dans un joint soudé.

II.4.4.1. Polissage

Pour faire apparaître les différentes zones de la soudure sur les éprouvettes étudiées, les éprouvettes ont été polis mécaniquement sur une polisseuse (figure 34), ensuite nous avons effectué une attaque chimique avec du Perchlorure de fer sur les surfaces étudiées (figure 35 et 36).



Figure 34. Schématisation de polissage des éprouvettes de l'acier A510AP.

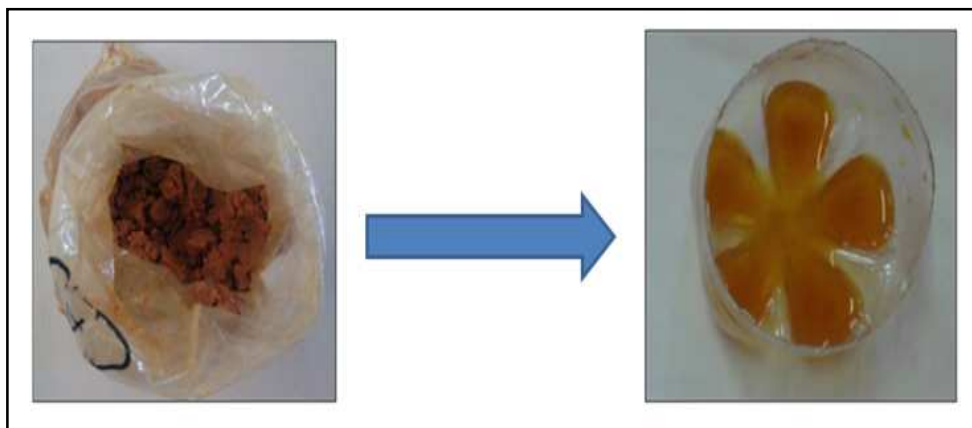


Figure 35. Schématisation de préparation du produit chimique.

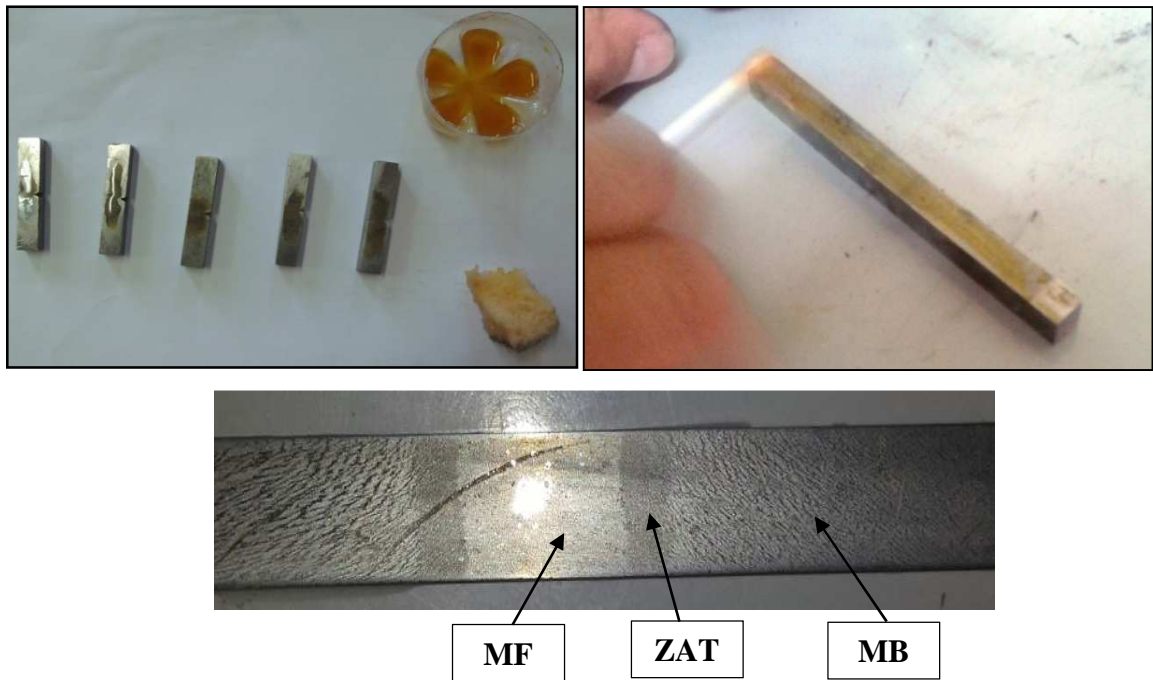


Figure 36. Schématisation d'attaques chimiques.

II.4.4.2. 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 37). Pour le chauffage des éprouvettes nous avons utilisé le four Nabertherm du laboratoire de matériaux du département de génie mécanique (figure 38). Nous avons utilisé un thermomètre digital pour mesurer la température au cours des essais (figure 39).

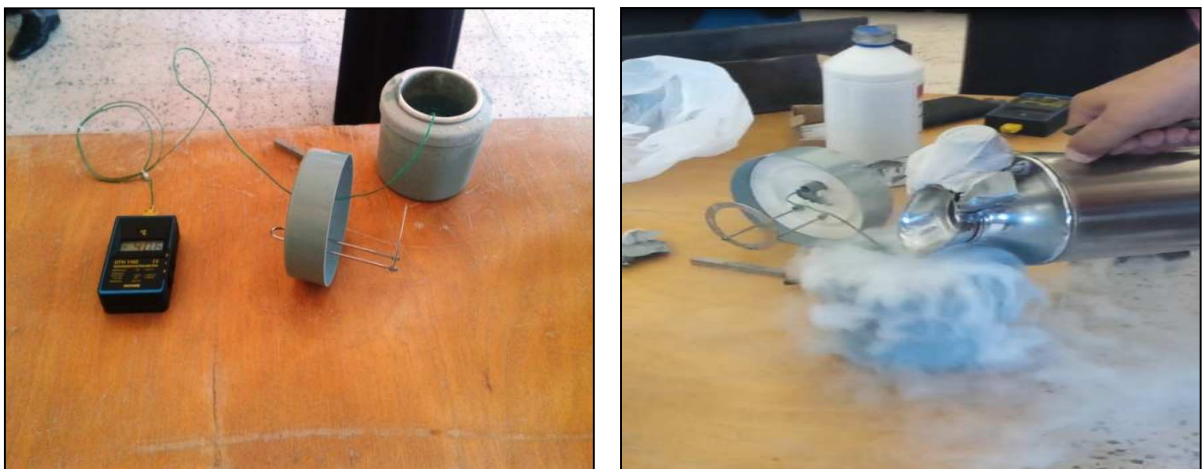


Figure 37. Système de refroidissement à l'aide de l'azote.



Figure 38. Système de chauffe à l'aide d'un four.



Figure 39. Thermomètre Digital.

II.5. Résultats et discussions

Les résultats obtenus sont représentés par la figure 40 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°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°C) et reste pratiquement inchangée, ou une légère hausse pour les températures jusqu'à 70°C .
- A basse températures (inférieur à -30°C), nous avons pratiquement obtenus le même ordre de grandeur de l'énergie dans les trois zones. La plage entre (-30°C et 10°C) caractérise les températures de transitions, qui sont comme suit :
 - ✓ Pour le métal de base MB cette transition est cerné entre (-30°C et -5°C) ce qui explique que le palier de ductilité se stabilise avant 0°C et par conséquent on parle de ductilité stable.
 - ✓ Par contre pour la ZAT cette transition est cerné entre (-15°C et 10°C), avec un crochet de pré stabilisation de (10°C et 20°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.

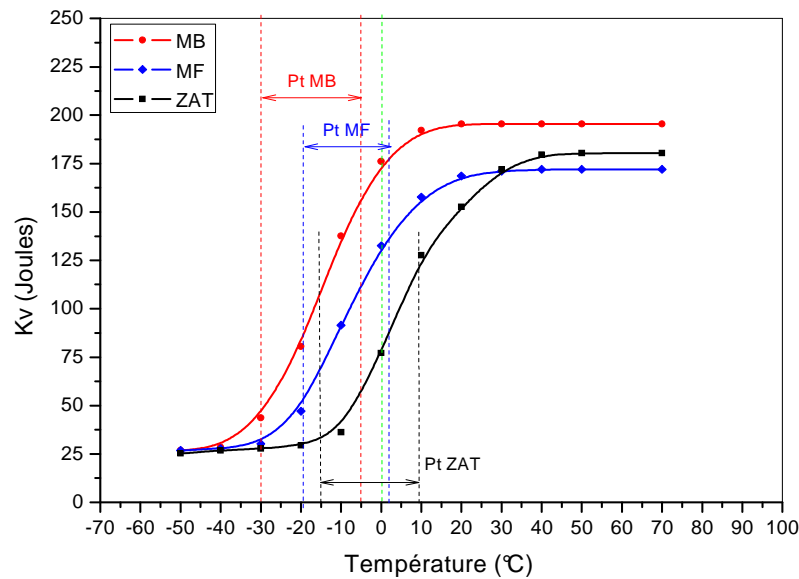


Figure 40. Courbes de résilience des trois zones (MB, MF et ZAT).

II.5.1. 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 [70]. Les relations utilisées pour ce passage est données par l'institut de soudure (IS) :

Différents chercheurs ont déterminé expérimentalement de telles corrélations [71-75]. Parmi celles-ci, les relations données par BARSOM et ROLFE [72, 76] 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).

$$\left(\frac{K_{IC}}{R_e}\right)^2 = \frac{1}{\left(\frac{\pi^4}{2}\right)} \left[100\left(\frac{K_v}{R_e}\right) - 1\right] \quad (49)$$

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 41 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 [73, 77]. 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.

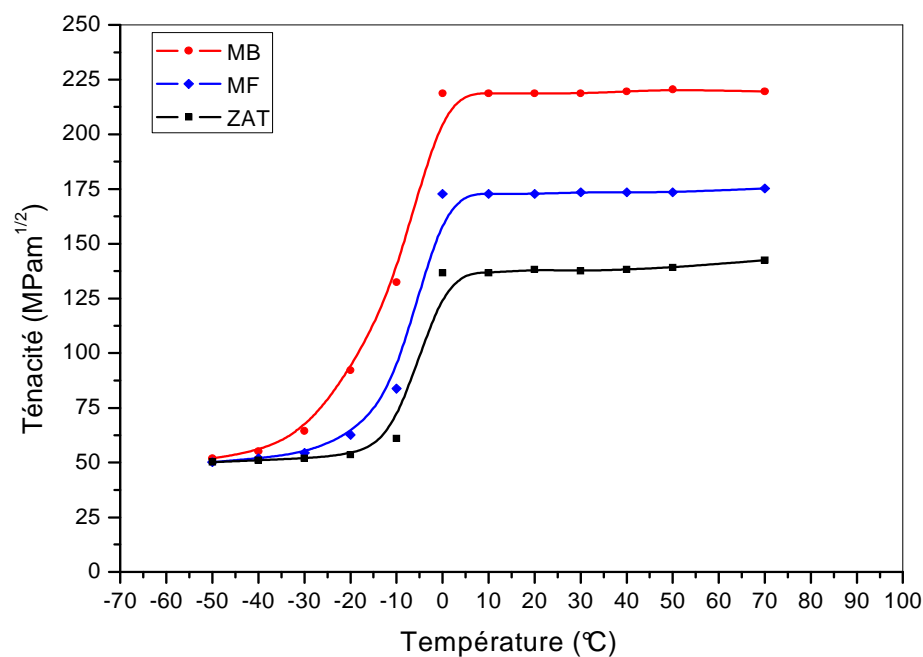


Figure 41. Courbe de ténacité des trois zones (MB, MF et ZAT).

II.6. Essais de fissuration par fatigue

Les essais de fatigue ont été réalisés au laboratoire LMSR de l'université 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 42) [78]. Les essais ont été réalisés à l'air ambiant, pour une même valeur de rapport de charge R 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.

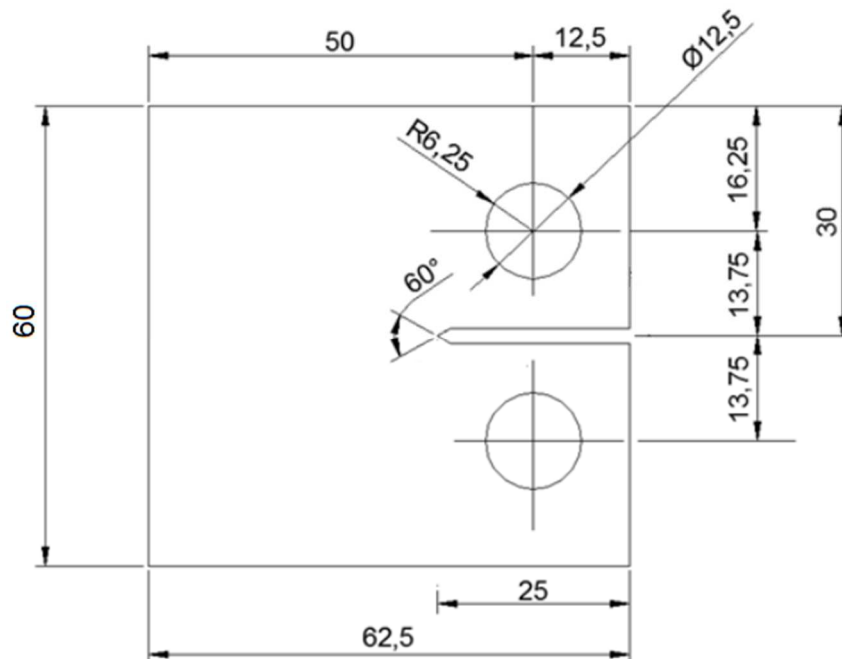
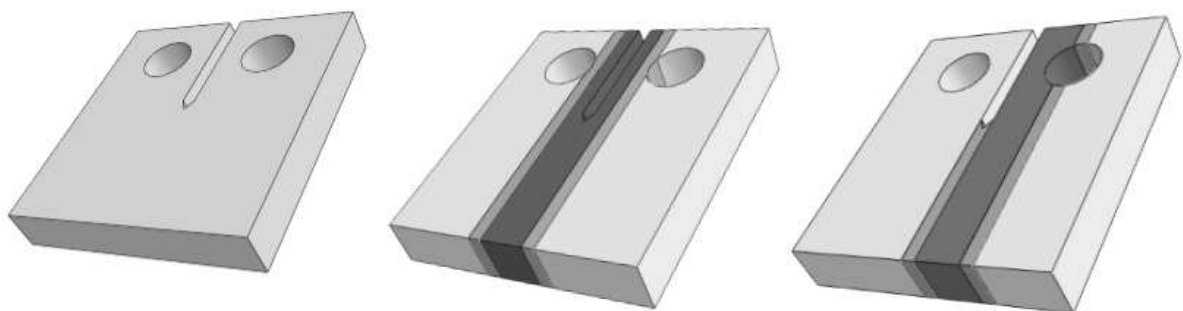


Figure 42. Eprouvette de fissuration par fatigue CT50.

Pour pouvoir étudier la résistance à la fissuration dans différentes zones, les entailles mécaniques ont été réalisées de la manière indiquée sur la figure 43 suivante :



Entaille dans le métal de base

Entaille dans le métal fondu

Entaille dans la ZAT

Figure 43. Représentation Schématique des différentes zones étudiées.

L'apparition des différentes zones de soudure (figure 44) nécessite une attaque chimique après polissage en utilisant le perchlorure de fer appelé chlorure ferrique de formule chimique FeCl_3 .

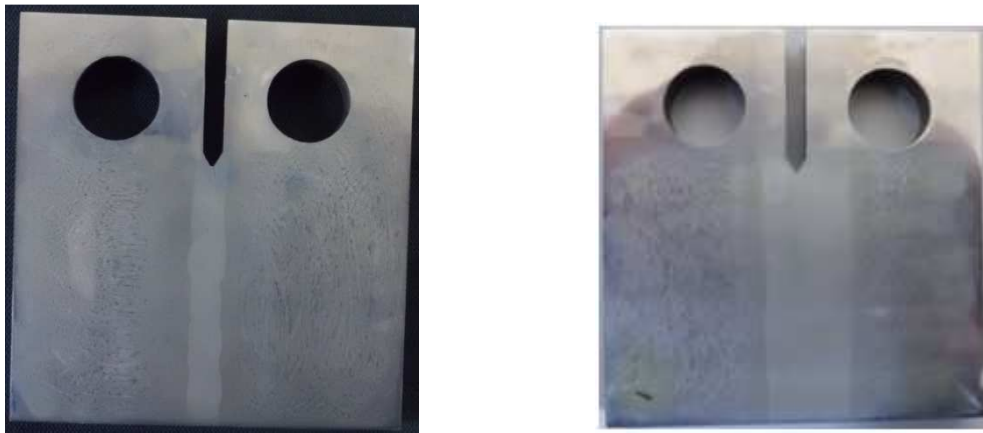


Figure 44. Représentation Schématique des différentes zones étudiées.

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.

II.7. RESULTATS ET DISCUSSIONS

Les résultats obtenus concernant les différentes éprouvettes possédant une entaille mécanique traversant l'épaisseur de la tôle et située dans les trois zones (MB – MF – ZAT) sont représentés par la figure 45.

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 ΔK varient de [79]:

- 21 à 52 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ dans le métal de base (MB).
- 17 à 45 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ dans la zone affectée thermiquement (ZAT).
- 18 à 48 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 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 [80] :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (50)$$

L'exposant m est de l'ordre de [79]:

- 4,39 dans le métal de base (MB).
- 4,09 dans la zone affectée thermiquement (ZAT).
- 3,54 dans le métal fondu (MF).

A même niveau de ΔK , 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 ΔK 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 au carbone A510AP, aucune déviation de la fissure de son axe de propagation n'est remarquée (figure 46), 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.

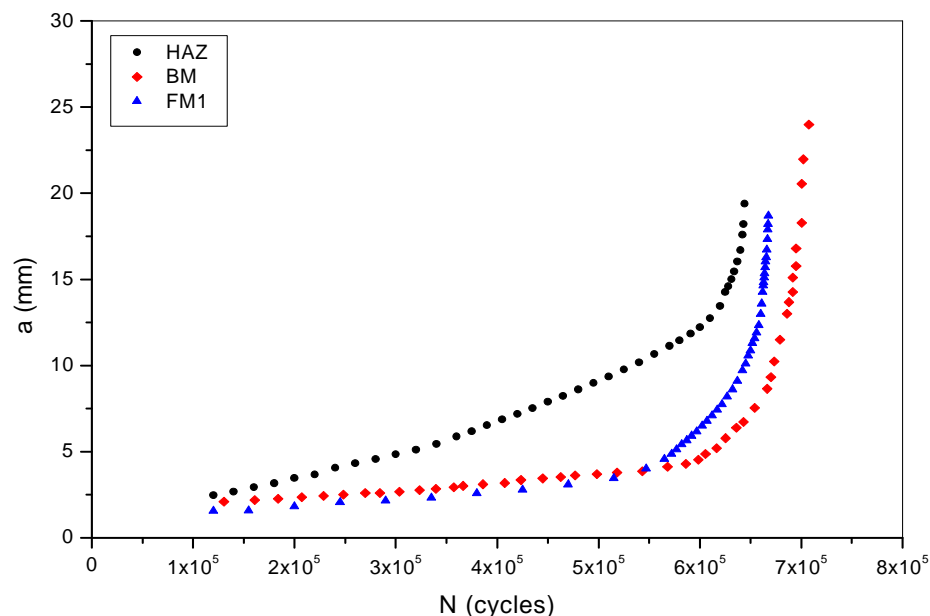


Figure 45. Extension de la fissure en fonction du nombre de cycles pour les trois zones étudiées.

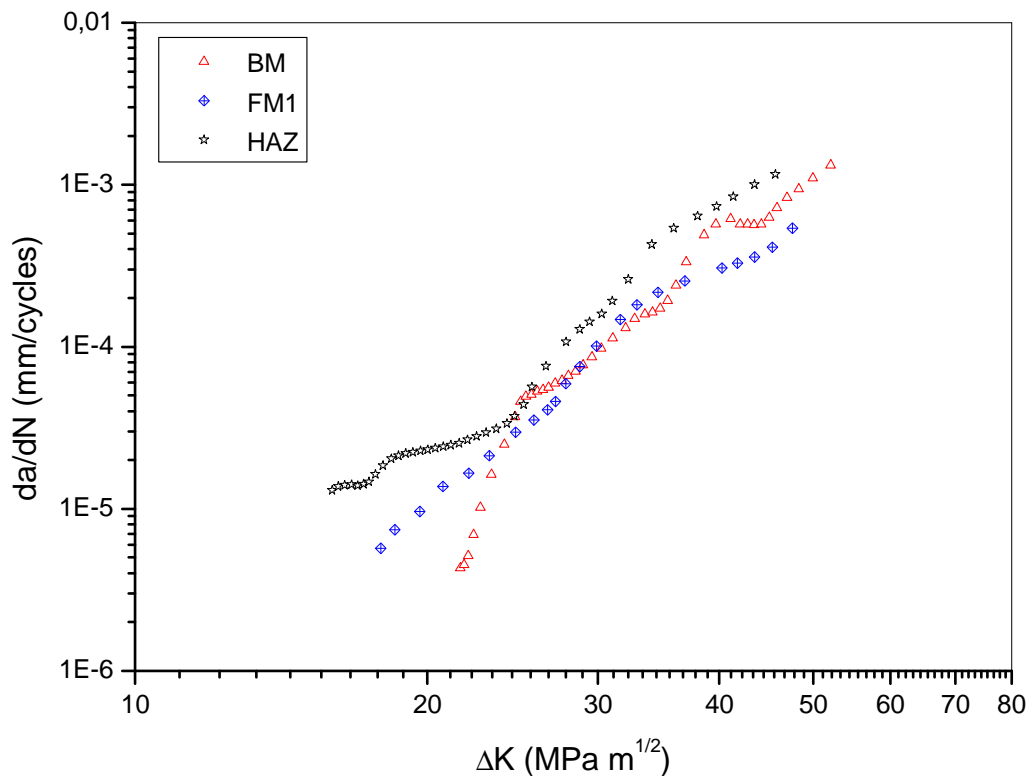


Figure 46. Evolution de la vitesse de fissuration en fonction de ΔK pour les trois zones étudiées [79].

II.7. Conclusion

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 A510AP 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 ΔK , 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 [81].
- 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.

CHAPITRE III

Etude Numérique

III.1. Introduction

L'objectif de cette partie est consacré à faire une comparaison entre deux modélisations en trois dimensions sur une éprouvette CT50, la première modélisation est déjà faite d'après une étude précédente [82] et la nouvelle modélisation comporte de nouveaux concepts sur la modélisation des joints soudés. Cette phase s'intéresse principalement à l'étude de la simulation numérique de la déchirure ductile d'un joint de soudure hétérogène en acier A510AP.

Les calculs numériques ont été réalisés sur des configurations différentes d'éprouvette 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 [38, 83] 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 [16].

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.

III.2. Hypothèses de travail

Notre travail est une étude 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 v.6.10 » pour la première modélisation et « ABAQUS v.6.13-4 » pour la deuxième modélisation. 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 initiale et finale des fronts de fissure. Pour notre cas, deux hypothèses simplificatrices sont donc faites sur la forme de la fissure simulée :

- On a 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 préfissuration obtenue par **ASTM E399-90** [78].

III.3. 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 [84] 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 [25]. L'intégrale J du contour peut s'exprimer de la manière suivante :

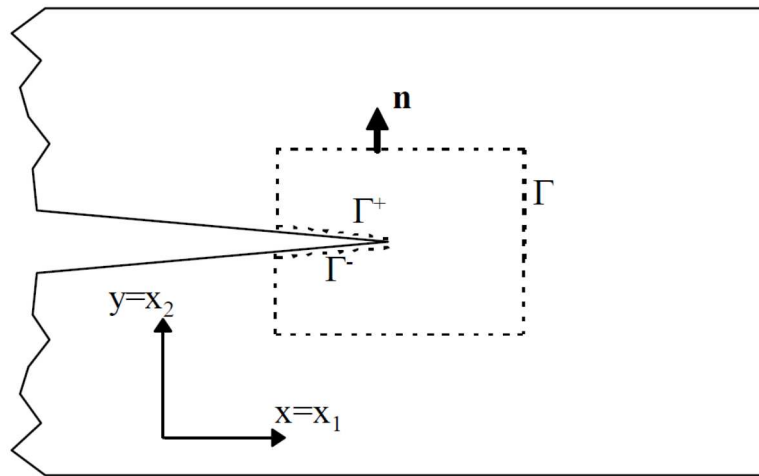


Figure 47. Contour d'intégration Γ .

$$J = \int_{\Gamma} \left(W n_s - \sigma_{ij} n_i \frac{\partial u_j}{\partial x_s} \right) v_s ds \quad (51)$$

Où v_s : est un vecteur unitaire dans la direction d'avancée de fissure,
 n_i : est la normale au contour Γ ,

W : est la densité d'énergie de déformation,

Γ : est un chemin dans le plan autour de l'extrémité de l'entaille.

On étend le contour Γ à un contour fermé, $\Gamma + C_+ + C + C_-$, autour du fond de fissure. Ce contour renferme une surface (figure 47).

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

$$\begin{cases} q_i = v_i & \text{sur } \Gamma \\ \sqrt{q_i q_i} = 0 & \text{sur } C \\ \sqrt{q_i q_i} \text{ varie de } 1 \text{ à } 0 & \text{sur } C_+ \text{ et } C_- \end{cases} \quad (52)$$

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

$$J = \int_{\Gamma+C_++C+C_-} \left(W \delta_{is} - \sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_s} \right) (-m_i) q_s ds - \int_{C_++C_-} t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_s} q_s ds \quad (53)$$

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

$$t_j = \sigma_{ij} m_i \quad (54)$$

En appliquant le théorème de la divergence, on obtient :

$$J = \int_{\Gamma+C_++C+C_-} \frac{\partial}{\partial x_i} \left[\left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_s} - W \delta_{is} \right) q_s \right] dA - \int_{C_++C_-} t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_s} q_s ds \quad (55)$$

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

$$I = \frac{\partial}{\partial x_i} \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_k} q_k - W q_i \right) \quad (56)$$

De plus en écrivant l'équation d'équilibre :

$$f_j = - \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_i} \quad (57)$$

L'expression (6) prend la forme suivante :

$$I = -f_j \frac{\partial u_j}{\partial x_k} q_k + \sigma_{ij} \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial x_k} q_k + \sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_k} \frac{\partial q_k}{\partial x_i} - \frac{\partial W}{\partial x_i} q_i - W \frac{\partial q_i}{\partial x_i} \quad (58)$$

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

$$W = W(\varepsilon_{ij}^m) \quad (59)$$

Ainsi :

$$\frac{\partial W}{\partial x_s} = \frac{\partial W}{\partial \varepsilon_{ij}^m} \frac{\partial \varepsilon_{ij}^m}{\partial x_s} = \sigma_{ij} \left[\frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial x_s} - \frac{\partial \varepsilon_{ij}^m}{\partial x_s} \right] \quad (60)$$

J peut s'écrire :

$$J = \int_A \left[\sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_k} \frac{\partial q_k}{\partial x_i} - f_i \frac{\partial u_j}{\partial x_k} q_k - W \frac{\partial q_i}{\partial x_i} + \sigma_{ij} \frac{\partial \varepsilon_{ij}^m}{\partial x_k} q_k \right] dA - \int_{C_+ + C_-} t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_k} q_k ds \quad (61)$$

III.4. Comparaison de deux modélisations étudiées

Dans cette partie, nous effectuons deux modélisations en trois dimensions identiques en forme et différentes dans la déclaration du contact entre les zones de soudage, soit entre MF et la ZAT ou bien entre la ZAT et MB. La première modélisation est configurée comme une éprouvette homogène CT50 puis on divise l'éprouvette modélisée en plusieurs zones pour obtenir des échantillons correspondants à des normes internationales (figure 48). La deuxième modélisation est effectuée par la modélisation de chaque partie séparément jusqu'à ce que nous obtenons toutes les pièces isolées les unes des autres ; finalement en rassemblant toutes les pièces, nous obtenons la forme d'une éprouvette normalisée selon les normes indiquées dans le paragraphe § III.5 (figure 50), puis on déclare le contact entre les surfaces assemblées. La figure 49 présente deux configurations, une éprouvette homogène (figure 49-a) et une autre éprouvette hétérogène dans le cas où l'entaille est située à la ZAT correspond à la figure 49-b.

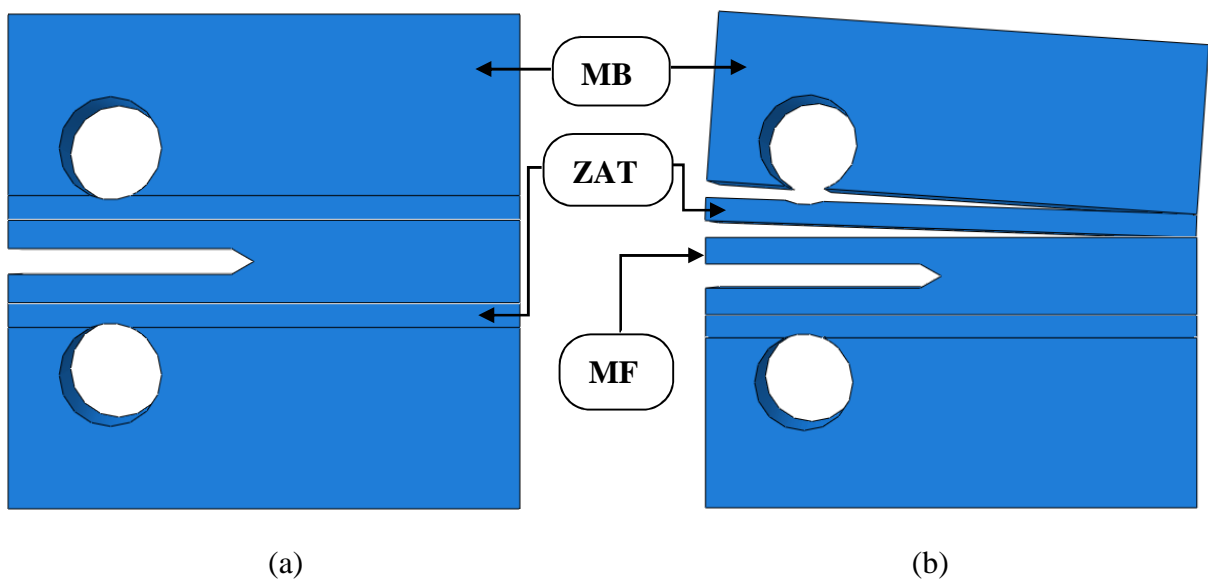


Figure 48. Les deux modélisations d'une éprouvette hétérogène (cas de MF).

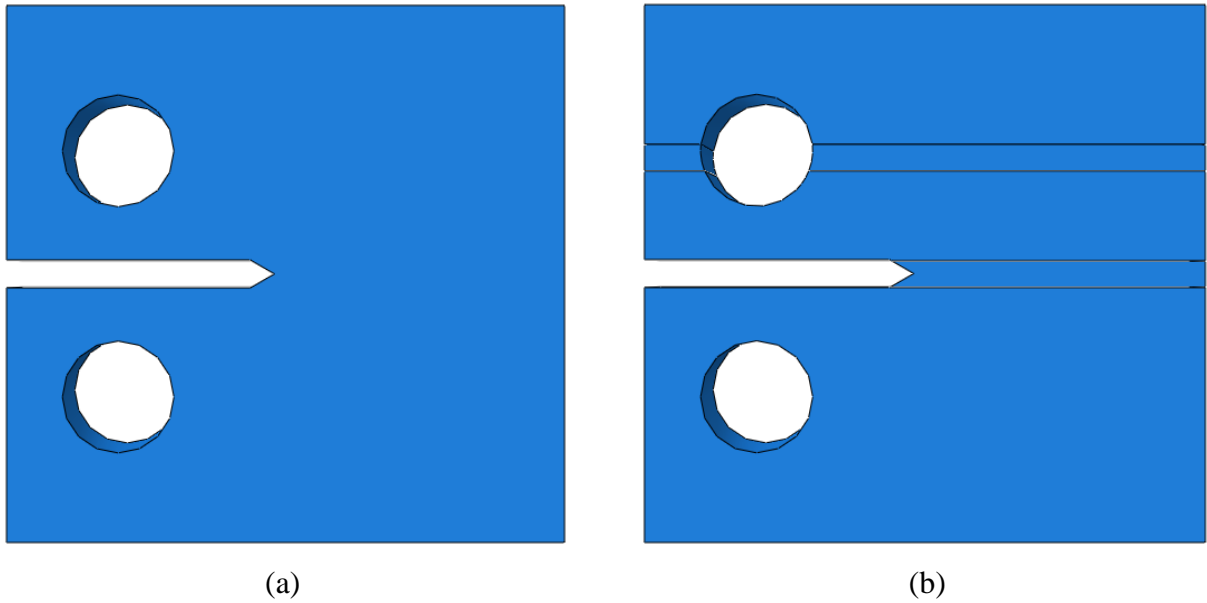


Figure 49. Les deux configurations d’une éprouvette homogène et l’autre hétérogène (cas de ZAT).

III.5. Types d’éprouvettes utilisées

Selon la norme ASTM E 399 [78], les dimensions d’une éprouvette CT 50 (Compact Tension) devraient être dans les conditions représentées par la figure 50 suivante :

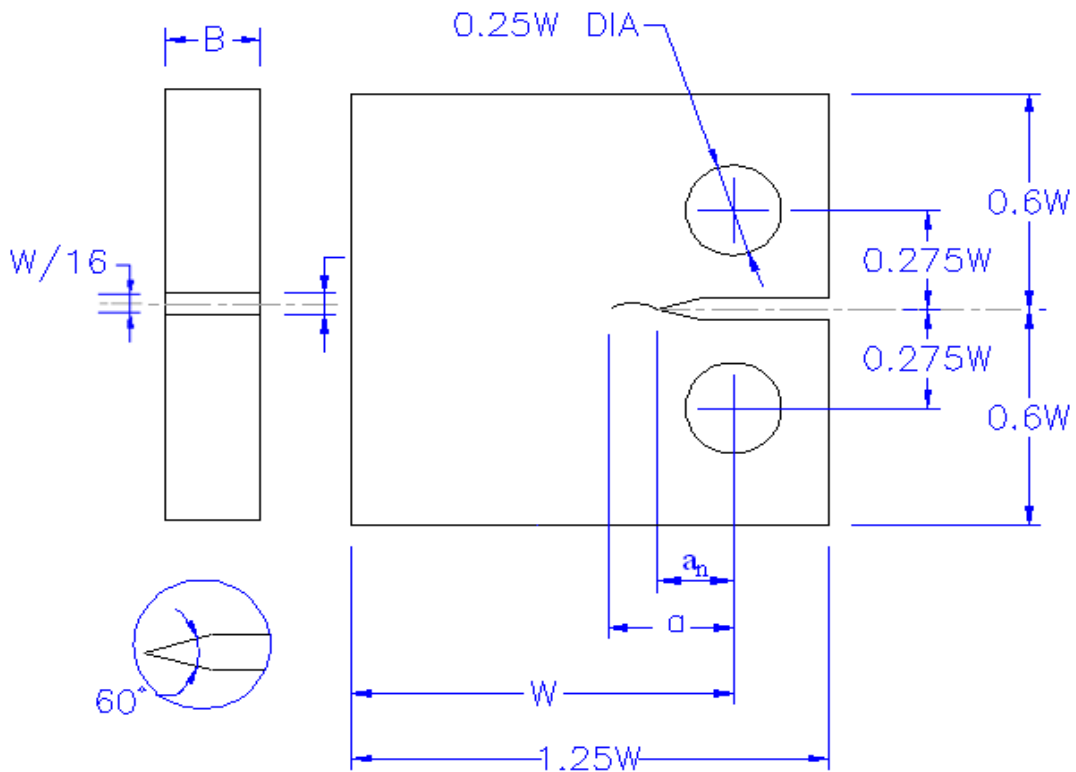


Figure 50. Eprouvette CT donné dans la norme d’ASTM E 399 [82].

Conformément à la norme ASTM E 399 [78], la valeur minimum suggérée de W est de 50 millimètres pour une éprouvette CT 50 et l'épaisseur recommandée, B , de l'éprouvette est donné par le critère :

$$\frac{W}{20} \leq B \leq \frac{W}{4} \quad (62)$$

$$\frac{50}{20} \leq B \leq \frac{50}{4}$$

$$2,5 \text{ mm} \leq B \leq 12,5 \text{ mm}$$

La longueur initiale de la fissure a_n est donnée comme suit,

$$a_n \geq 0,2W \quad (63)$$

$$a_n \geq 10 \text{ mm}$$

Pour dessiner l'éprouvette CT, on suppose que B est de 10 millimètres.

Au départ, on présume que la longueur initiale de la fissure est de 10 millimètres, sauf qu'avec cette valeur, l'éprouvette CT échouait aux deux trous au lieu du bout de la fissure. Par conséquent, après certaines études, on suppose que la valeur de a_n doit être 17,5 millimètres.

III.5.1. Préfissuration des éprouvettes

Les éprouvettes sont préfissurées, par fatigue à amplitude de charge constante à la température ambiante suivant la norme ASTM E 813 [30], jusqu'à ce que la fissure atteigne une longueur relative (a/W) comprise entre 0,45 et 0,55.

La longueur de la fissure a est donnée par :

$$a = a_n + a_f \quad (64)$$

D'après ASTM E 647, a_f est donné comme suite,

$$a_f \geq 0,025W \quad (65)$$

$$a_f \geq 1,25 \text{ mm}$$

D'où, l'expression de la longueur a selon la norme ASTM E 813 :

$$0,45W \leq a \leq 0,55W \quad (66)$$

$$22,5 \leq a \leq 27,5$$

Suite aux différentes études, on suppose que a_f est de 5,8 millimètre de sorte que le l'éprouvette CT ne se déforme pas au niveau des trous pendant la simulation.

Donc, la longueur a est égale à 23,3 mm pour garantir la bonne démarche de l'essai de simulation et la longueur relative de la fissure a/W est égale à 0,466.

III.5.2. Configurations des différentes éprouvettes

Après le choix des dimensions appropriées, nous pouvons maintenant localiser la fissure pour chaque configuration étudiée. La simulation est effectuée en utilisant un joint soudé présentant des zones ayant des caractéristiques mécaniques différentes.

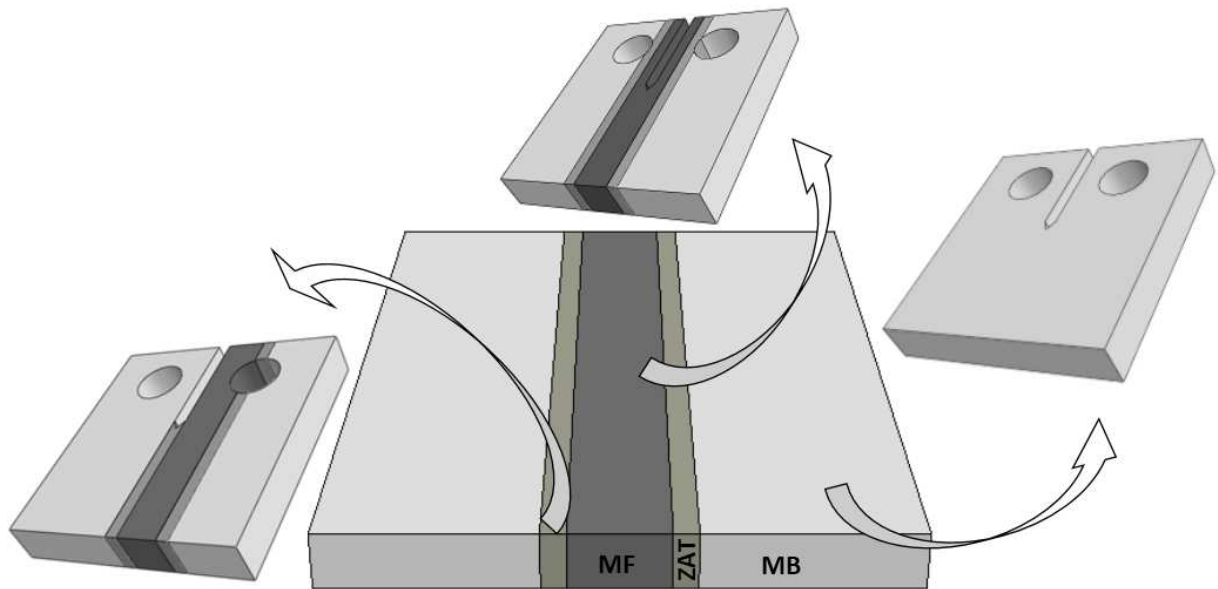


Figure 51. Configurations des éprouvettes CT (Compact Tension).

La figure 51 représente les trois configurations différentes d'éprouvette qui ont été modélisées ; ces configurations sont :

- Une configuration homogène composée d'un seul matériau. Dans le cas du métal de base MB, cette configuration servira à l'étude paramétrique,
- Une configuration hétérogène dont la fissure existe sur la partie de métal fondu,
- Une configuration hétérogène dont la fissure existe sur la partie de la ZAT.

III.6. Type du maillage

Le but de cette étude étant d'obtenir une bonne approximation des champs des contraintes et déformations en élastoplasticité. Notre choix s'est porté dans un premier temps sur des éléments de maillage quadratiques à vingt nœuds de type C3D20R pour la première modélisation [82], et un maillage de type C3D8R (élément à huit nœuds de type iso paramétrique) pour la deuxième modélisation. Enfin, les régressions de maillage sont régulières afin d'éviter tout changement brusque de taille de maille ainsi que les éléments trop distordus. Le fond de fissure est indiqué par le rapport de deux grandeurs géométriques a_0 et W . Dans la figure 52, le maillage en pointe de fissure est particulièrement raffiné pour la modélisation en approche locale (maillage carré avec des dimensions des d'éléments de 0.2 mm x 0.2 mm), le maillage a été raffiné dans les régions jugées critiques où l'on prévoit de forte concentration de contrainte.

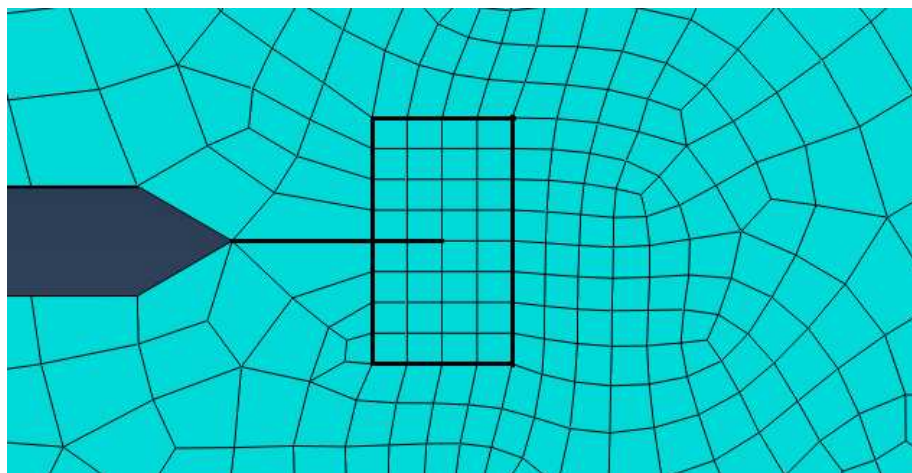


Figure 52. Type de maillage utilisé.

III.7. Conditions aux limites

Dans notre cas, les conditions aux limites pour la modélisation (m1) sont les suivantes : les nœuds A_0 et A_1 sont astreints à un déplacement U_x nul (élimination du mouvement du corps solide selon cet axe). Le chargement est modélisé par un déplacement imposé positif au nœud A_0 et négatif en A_1 suivant l'axe Y (pour ce mode de chargement, le système de calcul d'ABAQUS exige l'utilisation d'une condition initiale sur les déplacements suivant Y : $((U_y)_0 = 0)$ comme indiqué dans la figure 53-a. Le calcul est accompli en 10 pas de chargement également répartis jusqu'à l'ouverture de 2 mm (1 mm de déplacement imposé de chaque côté). Pour éviter une concentration de contrainte purement numérique autour de ce nœud, nous

considérons la goupille comme parfaitement élastique avec un module de Young égal à celui d'un métal réel.

Concernant la modélisation (m2), les sections rouges indiquées pour le trou supérieur ont été contrôlés de manière continue en utilisant un maillage et dimensions compatibles pour éviter la déformation des trous de l'éprouvette. Le trou inférieur a été restreint dans les axes x , y et z . Le trou supérieur a été restreint dans la direction x et z et on applique le chargement dans l'axe y comme il est indiqué dans la figure 53-b.

Les nœuds de l'axe de symétrie qui se trouvent dans le ligament de l'éprouvette sont astreints à un déplacement U_y nul (par symétrie). Les segments délimitant l'éprouvette (bords libres) ainsi que la surface fissurée sont libres de toutes contraintes.

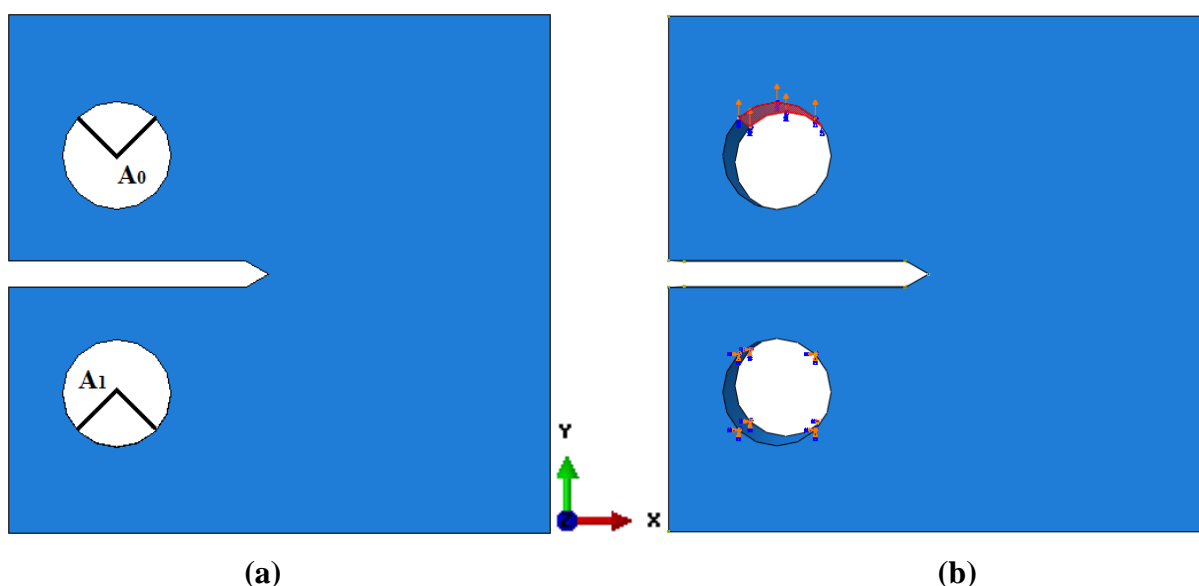


Figure 53. Conditions aux limites.

III.8. Propriétés du matériau

La propriété du matériau utilisé est donnée par le tableau 2 ; la limite d'élasticité dans la ZAT (480 MPa) qui est nettement supérieure à la limite d'élasticité dans les autres zones du joint de soudure (MF : 465 MPa et MB : 297 MPa). En ce qui concerne la résistance à la traction du métal de base elle est plus faible (499 MPa) que dans les deux autres zones (MF : 560 MPa) et (ZAT : 631 MPa).

III.9. Résultats et discussion

III.9.1. 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 54 et 55. 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.

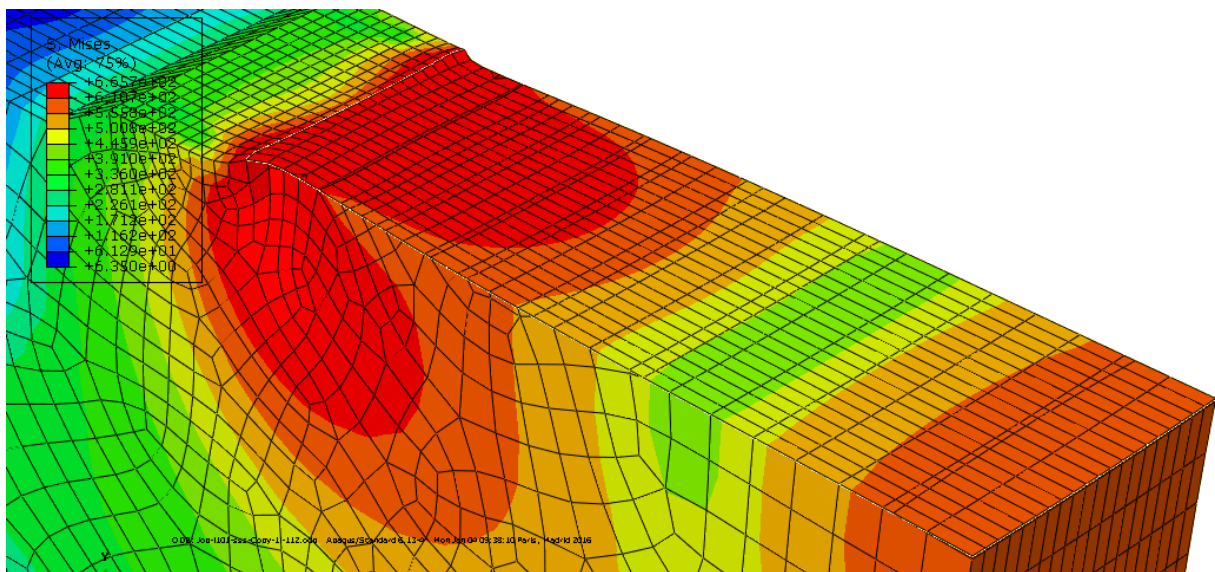


Figure 54. Modélisation de l'éprouvette CT.

- 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.

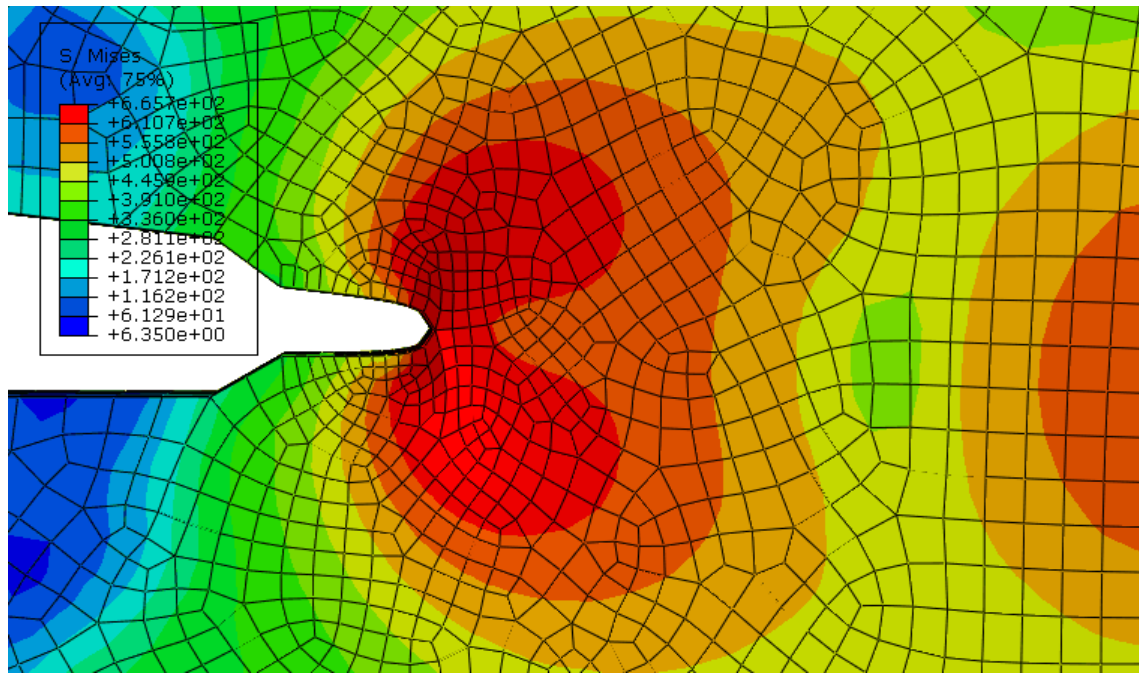


Figure 55. Détail de la zone plastifiée.

III.9.2. Influence de la taille du maillage L_e

Pour nos simulations, nous nous intéressons à analyser l'influence de L_e sur les paramètres globaux (J et CTOD) et locaux (paramètres liés aux modèles). Nous avons considéré deux tailles de maille en pointe de fissure : des mailles carrées de 0.2 mm et 0.1 mm de côté.

III.9.2.1. Influence de 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 en utilisant les deux tailles de mailles étudiées.

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 56 montre que l'évolution de l'intégrale J en fonction du déplacement est indépendante de la taille L_e des mailles. Le CTOD (δ) a été mesuré à partir du déplacement de deux nœuds situés sur les lèvres de la fissure.

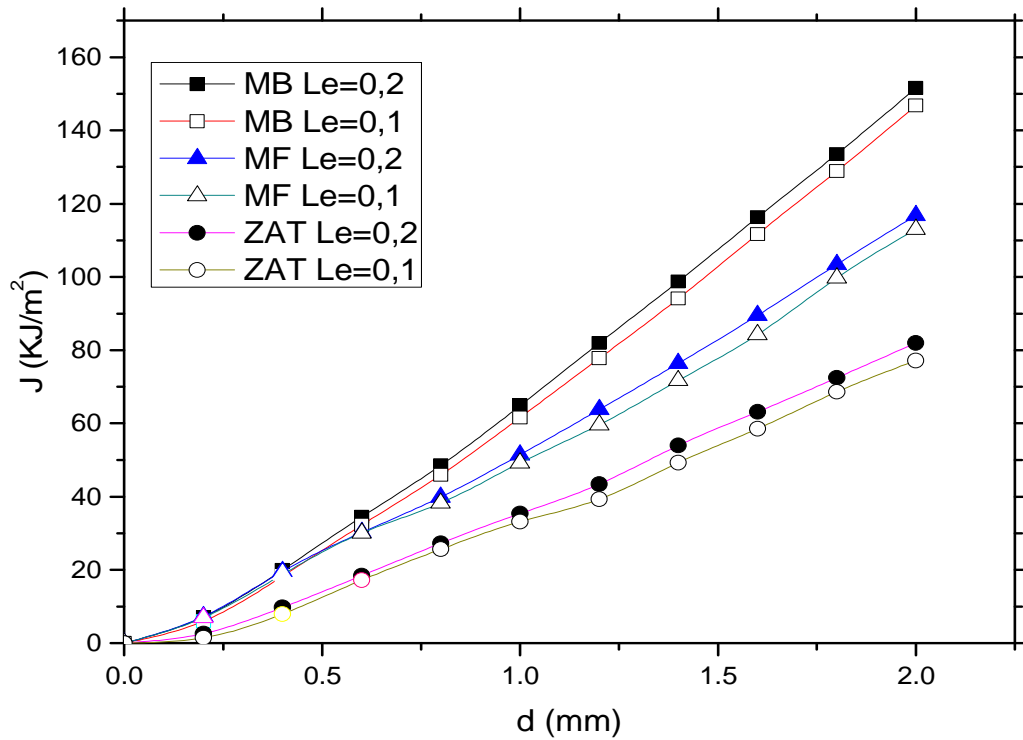


Figure 56. Evolution de l'intégrale J en fonction du déplacement pour deux tailles de maille.

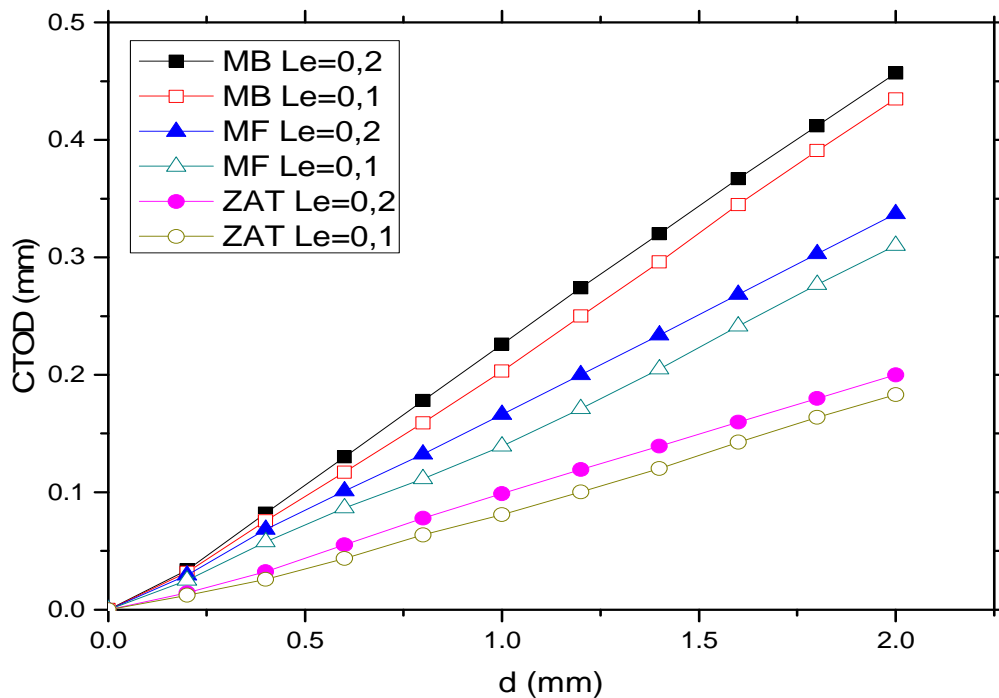


Figure 57. Influence de la taille des mailles L_e sur l'ouverture en fond de fissure.

La figure 57, donne l'évolution du CTOD en fonction du déplacement, qui montre la faible influence de la taille L_e des mailles sur l'ouverture des lèvres de la fissure. Ce résultat était

attendu puisqu'il existe une relation linéaire entre le paramètre J et le CTOD qui s'écrit sous la forme :

$$J/\sigma_y = m.\delta \quad (67)$$

Où : m : est une constante qui dépend de l'état des contraintes et des propriétés du matériau.

σ_y : la limite d'élasticité.

A l'issue de ces vérifications, nous montrons que la taille des mailles en pointe de fissure n'a pas d'influence sur l'intégrale J et l'ouverture en fond de fissure CTOD. Ce constat est valable dans le cas d'une approche globale en mécanique de la rupture.

III.9.2.2. Influence de L_e sur les valeurs de R/R_0

Pour présenter l'influence de la taille des mailles en fond de fissure sur le calcul du taux de croissance des cavités ; la courbe de R/R_0 en fonction du déplacement imposé déterminée à partir des contraintes et des déformations moyennes au fond de la fissure, lorsque la taille des mailles égale à 0,1 mm, est comparée à celle déterminée à partir de la moyenne des contraintes et des déformations calculée si la taille des mailles est égale à 0,2 mm (Figure 58).

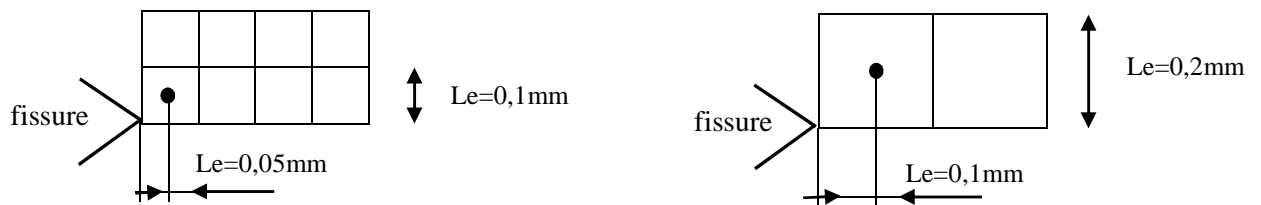


Figure 58. Différentes tailles de la maille.

Il est bien connu que la taille du maillage en pointe de fissure a une grande influence sur le taux de croissance des cavités, comme le montre la Figure 59. Pour un déplacement donné, les valeurs les plus grandes du paramètre R/R_0 sont obtenues avec la taille de maille la plus petite. Ce résultat, vérifié pour les trois configurations homogènes [55], était prévisible. En effet, plus la taille de la maille est petite, plus le calcul de R/R_0 est effectué près de la pointe de la fissure : lorsque $L_e=0.2\text{mm}$, $(R/R_0)_{\text{moyen}}$ est calculé à 0,1mm de la pointe de la fissure, alors que pour $L_e=0,1\text{mm}$, le calcul de R/R_0 est effectué à 0,05mm de la pointe de la fissure (Figure 58). La valeur du paramètre R/R_0 sera donc d'autant plus affectée par la singularité en fond de fissure, que la taille de la maille est petite. De plus, nous notons que la différence entre les deux courbes augmente avec le déplacement.

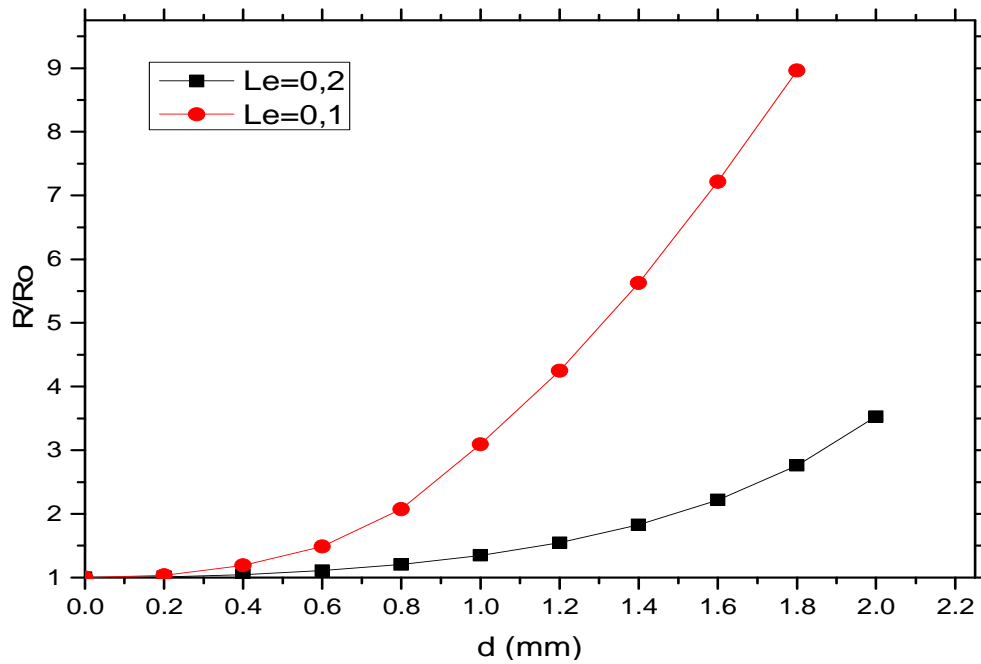


Figure 59. Influence de la taille des mailles en pointe de fissure sur les valeurs du taux de croissance des cavités pour deux tailles de maille. Cas du métal de base.

III.9.3. 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 tri-métal, représenté par la figure 60, 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.

On remarque dans la figure 60 qu'il y a un écart plus petit entre les modélisations **m1** et **m2** de chaque configuration des éprouvettes de tri-métal, ce qui signifie que la modélisation des géométries, l'identification des paramètres et la définition du contact sont entre les surfaces ajustés parfaitement avec le comportement réel de ces éprouvettes.

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.

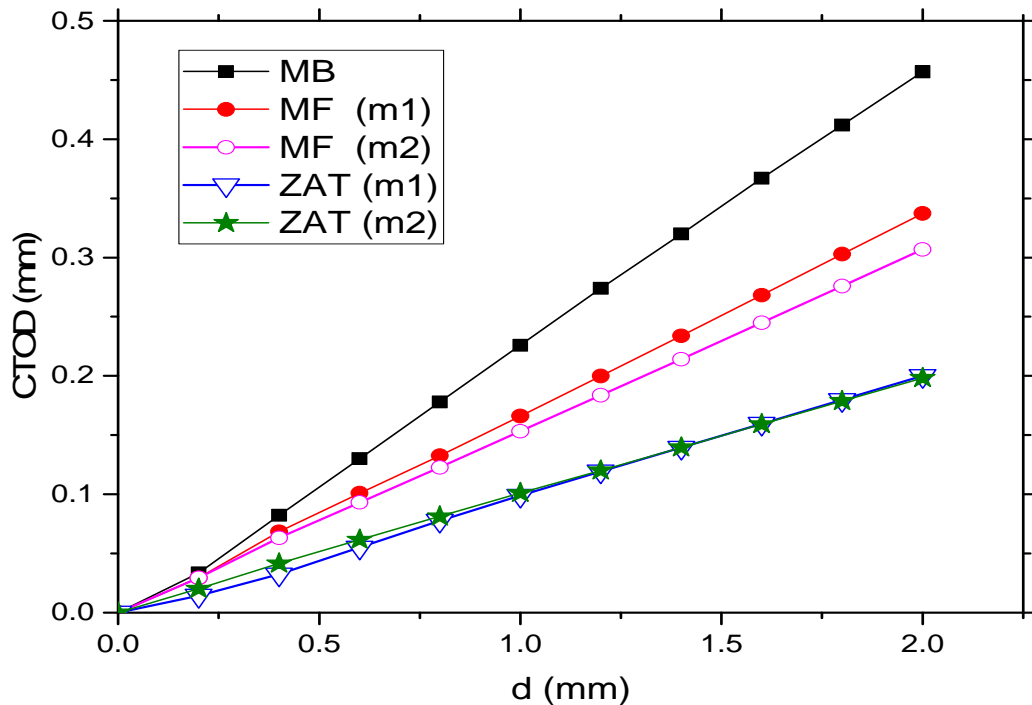


Figure 60. Évolution du CTOD en fonction du déplacement imposé (Pour les différentes configurations).

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).

III.9.4. COURBE J- Δa

La figure 61 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- Δa » (Figure 61) afin de la comparer avec la courbe expérimentale issue des résultats obtenus par des chercheurs [38, 83]: Les valeurs les plus faibles du paramètre $J_{0,2}$ obtenues sont observées pour les éprouvettes dont la fissure est en ZAT, 40 kJ/m² environs. Par contre les valeurs les plus élevées sont observées pour les éprouvettes dont la fissure est en métal de base MB, 108 kJ/m² 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/m², presque le double que pour la ZAT.

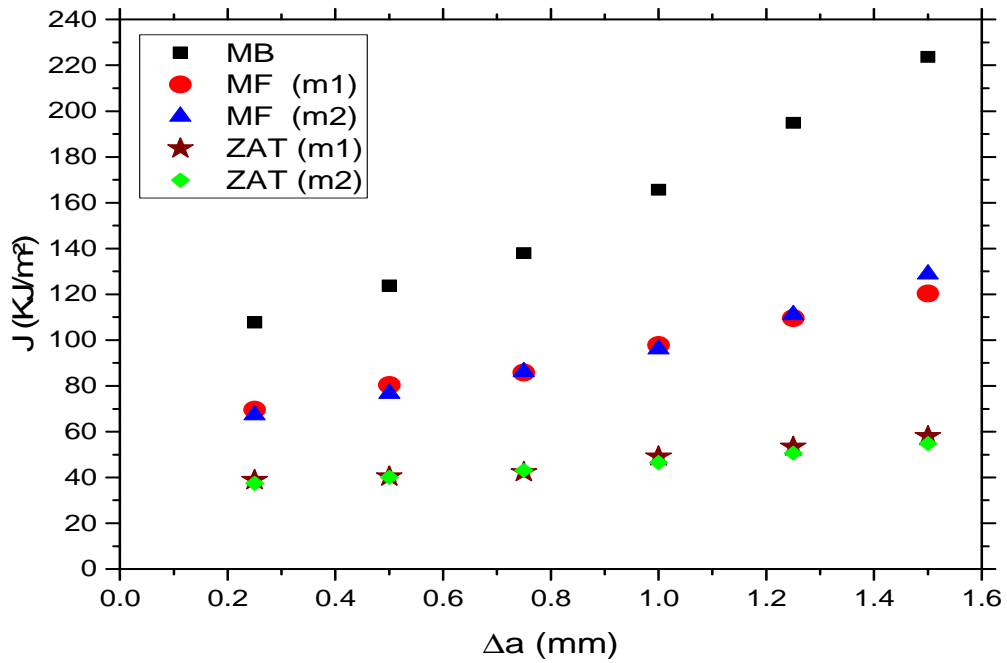


Figure 61. Evolution de J en fonction de Δa dans les trois zones de soudure.

III.9.5. Evolution de l'intégrale J

L'évolution de l'intégrale J pour les cinq configurations (MB, MF et la ZAT), calculées sous Abaqus suivant le contour Γ_5 est présentée par la figure 62.

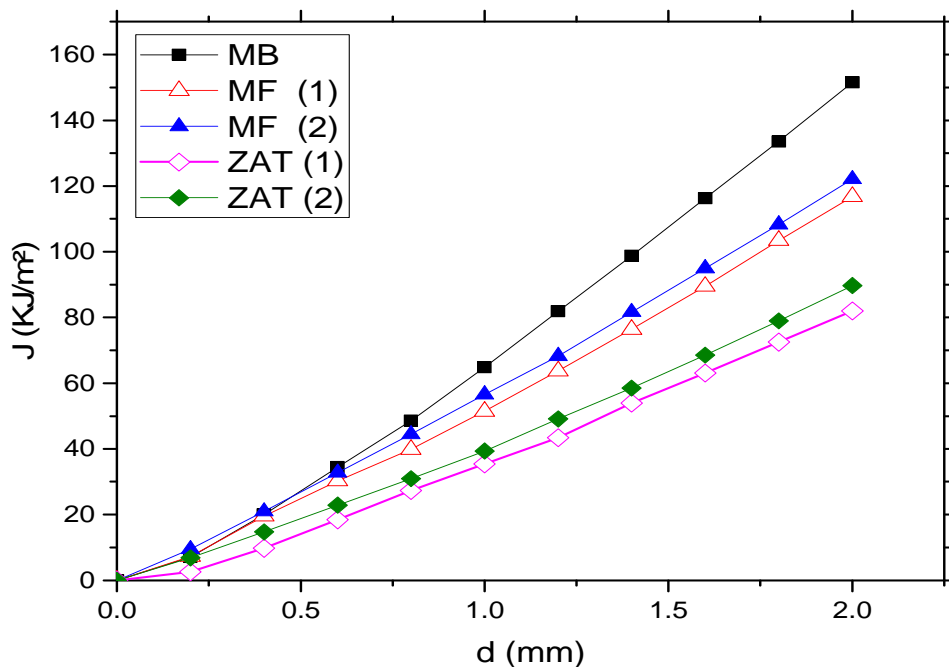


Figure 62. Evolution de J en fonction du déplacement imposé.

On remarque que les cinq 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.

Il y a un écart faible entre les résultats de la modélisation (m1) et celles issus de la modélisation (m2), dans toutes les configurations étudiées. Cette constatation nous amène 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.

III.9.6. Croissance des cavités

La Figure 63 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 ($R_e = 297 \text{ N/mm}^2$).

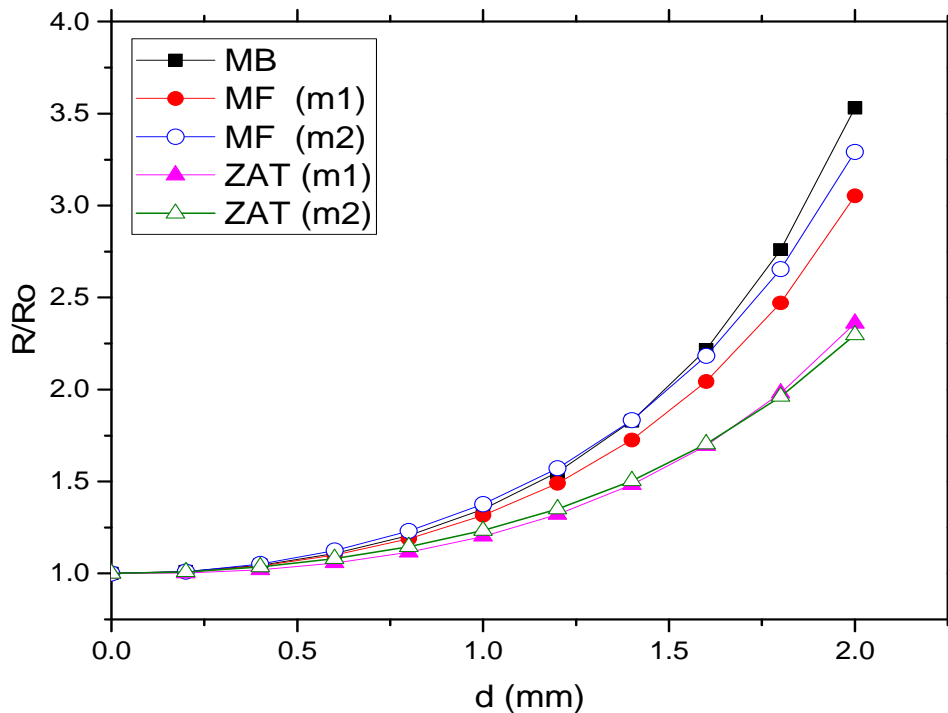


Figure 63. Evolution de R/R_0 en fonction du déplacement imposé.

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 du comportement est due au fait que la limite d'élasticité pour la zone affecté thermiquement est plus importante que celle du métal de base.

III.9.7. 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 64, pour les trois configurations de chaque modélisation (en prend en considération que la configuration homogène du MB est la même pour les deux modélisations).

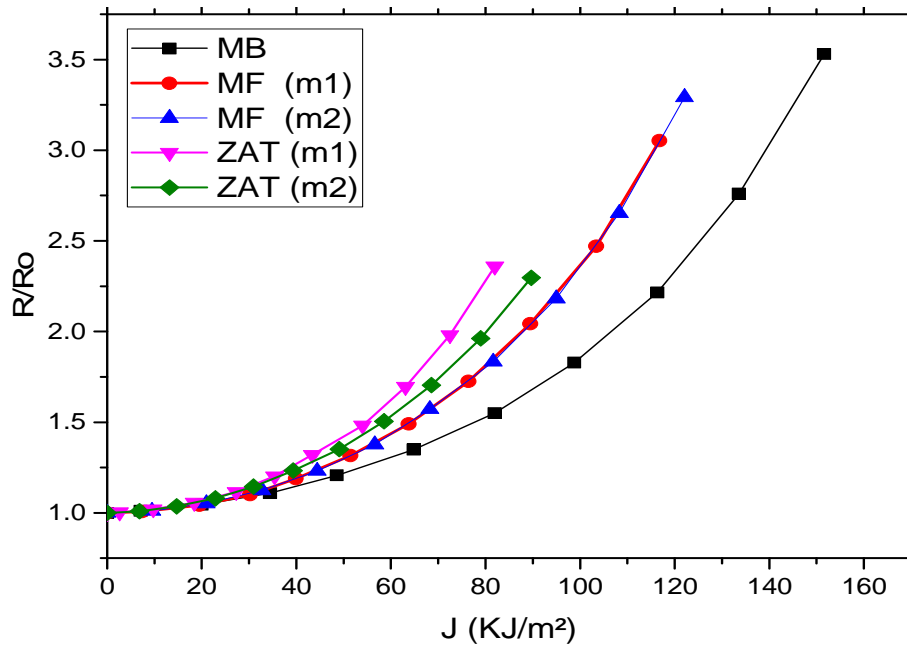


Figure 64. Evolution de R/R_0 en fonction de l'intégrale J .

Nous constatons que, pour un même niveau énergétique global donné par la valeur de J à faible déplacement, les valeurs du taux R/R_0 dans les trois configurations sont différentes. A titre d'exemple, pour une valeur de $J = 40 \text{ kJ/m}^2$, on trouve trois valeurs de $R/R_0 = 1,15 ; 1,18$ et $1,3$ environ, correspondant aux trois configurations de la première modélisation et pour la deuxième modélisation, on trouve trois valeurs de $R/R_0 = 1,15 ; 1,18$ et $1,25$ environ, correspondant aux : MB, MF, et ZAT, successivement. Cette constatation montre la non capacité d'un critère énergétique global, en l'occurrence l'intégrale J , à mettre en évidence la singularité au fond de la fissure.

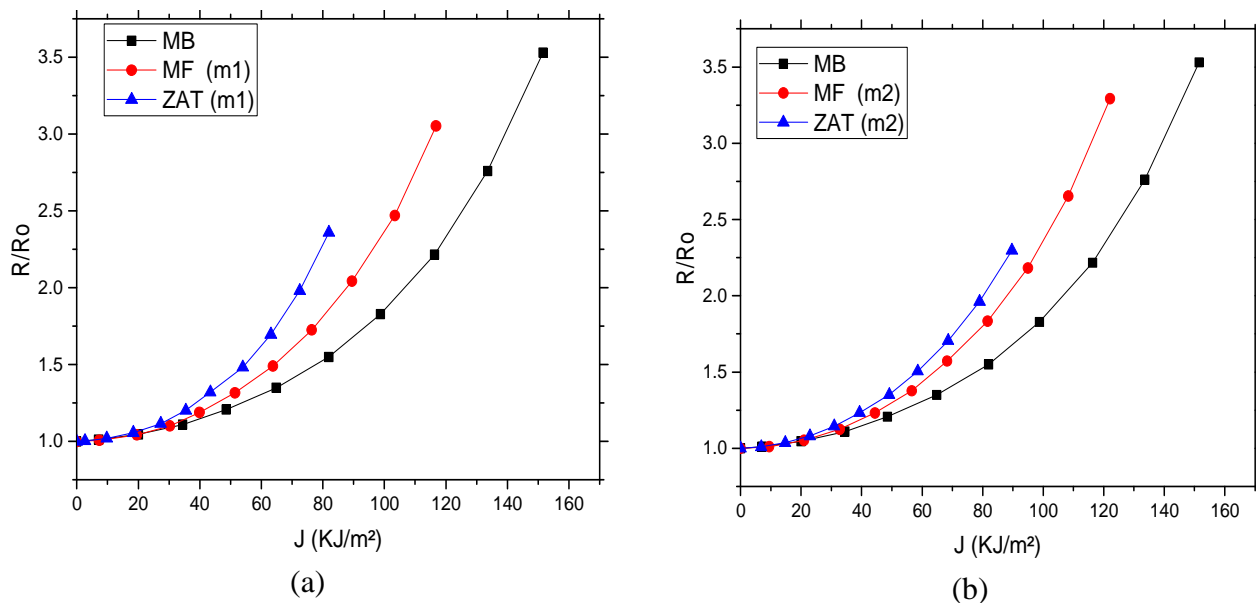


Figure 65. Evolution de chaque modélisation.

La figure 65 présente une évolution relative du taux de croissance de cavité en fonction de l'intégrale J pour les trois configurations de chaque modélisation. La figure 65-a et 65-b montre la capacité du code de calcul Abaqus à donner des résultats similaires surtout à un niveau énergétique moins important.

On remarque qu'il y a un écart entre la modélisation (m1) de la figure 65-a et la modélisation (m2) de la figure 65-b surtout dans la configuration de la ZAT, cette erreur est due à la taille de la ZAT dans le cas où la zone plastifiée est large, ce qui signifie que la surface de contact joue un rôle important dans l'extension de la zone plastifiée.

a		b	
J (KJ/m²) (m2)	R/R₀ (m2)	J (KJ/m²) (m1)	R/R₀ (m1)
0	1	0	1
6,825	1,00869	2,618	1,00288
14,72	1,03593	9,744	1,0203
22,89	1,08062	18,4	1,05679
30,92	1,14501	27,3	1,11573
39,35	1,23333	35,41	1,20176
49,12	1,35073	43,43	1,32087
58,51	1,50446	53,98	1,48158
68,55	1,70396	63,12	1,69583
78,98	1,96219	72,49	1,98055
89,7	2,29697	81,96	2,35989

Bien qu'il y a des différences entre les valeurs du rapport R/R_0 et les niveaux énergétiques de MF des deux modélisations (tableau 3), on obtient des courbes identiques comme nous constatons sur la figure 66-a. La figure 66-b montre un écart entre les configurations de la ZAT, surtout à un grand niveau énergétique contrairement aux configurations de MF. Ce phénomène est justifié par la sensibilité du taux de croissance de cavité par rapport à la taille du maillage et les dimensions de la ZAT, avec la configuration du contact entre les surfaces de chaque configuration hétérogène dans le logiciel.

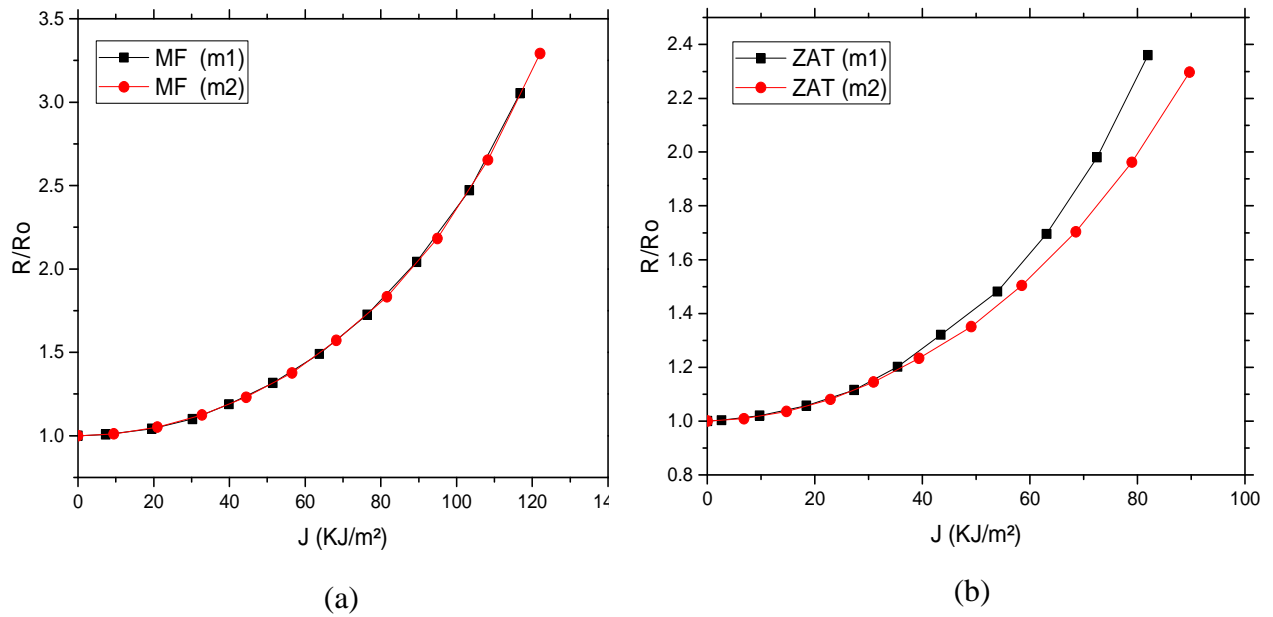


Figure 66. Comparaison de l'évolution de chaque zone.

III.10. Conclusion

Ce chapitre est consacré à la comparaison de deux modélisations des éprouvettes CT50 homogènes et hétérogènes pour caractériser la déchirure ductile de l'acier A510AP, 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.

CHAPITRE IV

Etude Numérique du Modèle de l'Endommagement - GTN

IV.1. Introduction

Après le travail réalisé [85] sur la simulation de la nucléation des éprouvettes homogènes AE2 par l'implantation du modèle de Gurson dans le code de calcul Abaqus 6.10, une autre étude a été effectuée dans la suite sur des éprouvettes hétérogènes.

L'objectif de ce travail numérique est de fournir des outils efficaces pour analyser les phénomènes d'endommagement. Ils permettront en effet d'obtenir des informations locales au voisinage de la zone de striction des éprouvettes axisymétriques entaillées telles que les champs de contraintes et de déformations. Ils permettront également d'améliorer l'évaluation de paramètres de la fraction volumique des cavités (VVF), la fraction volumique due à la croissance des cavités (VVFG) et la fraction volumique due à la nucléation des cavités (VVFN) sur lesquels nous souhaitons construire notre modèle [81].

Plusieurs modèles d'endommagement couplés prenant en compte les aspects microstructuraux existent dans la littérature. Ces modèles sont basés soit sur le modèle micromécanique de Gurson [86] ou de Rousselier [87, 88], soit sur le modèle phénoménologique de Lemaitre [89, 90]. Le modèle de Gurson est probablement le plus répandu dans la littérature. Le modèle initialement proposé par Gurson [86] est un modèle de croissance de cavités. Tvergaard et Needleman [20] ont développé ce modèle en y ajoutant la description de la coalescence de cavités par striction interne. Chu et Needleman [91] ont ensuite complété le modèle avec une loi de nucléation continue de cavités [92].

Le choix d'une modélisation par éléments finis avec des éléments axisymétriques est motivé à la fois par la striction produite aux milieux des éprouvettes et la durée de calcul courte par rapport à une modélisation en 3 dimensions.

Notre matériau A510AP est retenu pour cette étude à cause des travaux qui ont été déjà réalisés sur cet acier, en conséquence son comportement et ses propriétés mécaniques sont bien connues, tel que la limite d'élasticité, le module de Young, coefficient de poisson. Ces données permettent de reproduire numériquement le comportement réel de ce matériau.

Au premier lieu, une étude de sensibilité du modèle au maillage est réalisée afin de voir l'influence de celui-ci sur la réponse de l'éprouvette à la sollicitation extérieure, ce qui permet de retenir un maillage adéquat pour les calculs suivants.

Une analyse paramétrique est effectuée pour éclaircir l'influence des paramètres de l'endommagement et l'évolution des réponses des éprouvettes en fonction de celle-ci, les valeurs des autres paramètres ont été fixées selon les valeurs les plus utilisées dans la littérature pour l'acier, tel que q_1 à 1,5 et q_2 à 1.

IV.2. Choix des éprouvettes

Le choix des éprouvettes AE a été effectué pour plusieurs avantages, tout d'abord contrairement au cas des éprouvettes lisses de traction où le phénomène de la striction ne se produit pas forcément au milieu des éprouvettes, la striction des éprouvettes AE se développe au niveau de l'entaille. En jouant sur le rayon de l'entaille, donc le taux de triaxialité des contraintes.

En plus la géométrie axisymétrique de l'éprouvette permet une modélisation bidimensionnelle en mode axisymétrique par un calcul éléments finis pour un matériau isotrope, donc une modélisation peu gourmande en temps de calcul.

Il faut bien noter que la modélisation en mode axisymétrique est sous hypothèse de l'isotropie du matériau, sans cette hypothèse la modélisation se fera en éléments tridimensionnels.

IV.3. Géométrie des éprouvettes

La géométrie des éprouvettes est donnée sur la figure 67 avec des dimensions exprimées en millimètre. Ces éprouvettes sont AE2, AE4 et AE10 de rayon de l'entaille de valeurs 2 mm, 4 mm et 10 mm respectivement, avec un diamètre en fond d'entaille de 6 mm et le diamètre extérieur de la zone utile est de 14 mm. Nous notons Φ est le diamètre actuel de la section minimale de l'éprouvette et $\Delta\Phi = \Phi_0 - \Phi$ est la réduction du diamètre.

Les éprouvettes AE2, AE4 et AE10 sont respectivement dites fortement, moyennement et faiblement entaillées, elles permettent de développer au centre de chaque éprouvette une triaxialité relativement stable à partir d'une déformation moyenne.

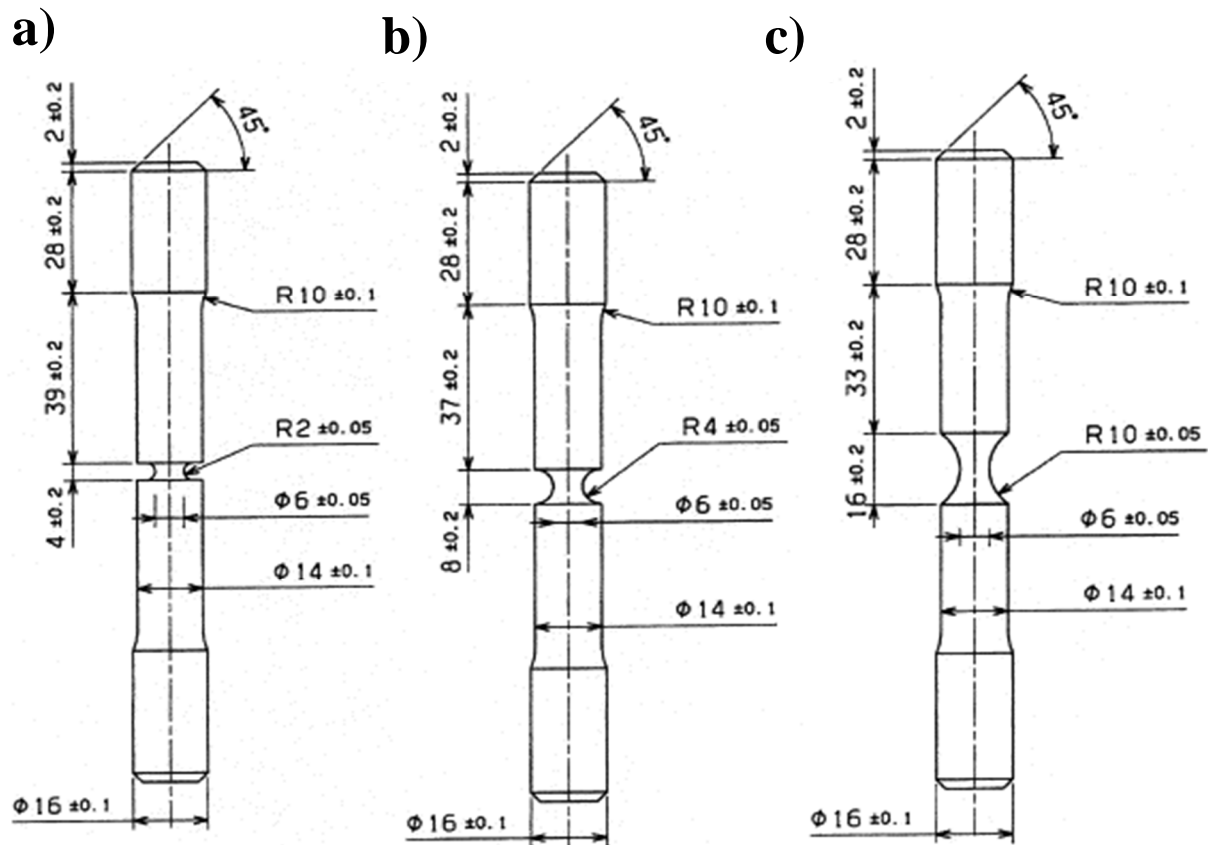


Figure 67. Géométrie des éprouvettes a) AE2, b) AE4 et c) AE10 [1].

IV.4. Comportement et propriétés du matériau

Le matériau est supposé isotrope endommageable avec un comportement élastoplastique, pour les paramètres du modèle, nous avons choisi les valeurs les plus utilisées dans la littérature dans le cas des aciers [93-98].

Les paramètres q_i et f_n seront variés pour mieux illustrer leur influence sur le comportement de l'éprouvette caractérisé par la courbe de la contrainte équivalente en fonction de la déformation nominale. Pour chaque valeur attribuée à l'un de ces deux paramètres, la courbe de la contrainte équivalente en fonction de la déformation nominale nous renseigne sur l'évolution de la charge, le point d'initiation de la fissure et la vitesse de la chute de la charge selon les valeurs attribuées aux deux paramètres.

IV.5. Maillages et conditions aux limites

Par symétrie, seul un quart du plan méridien est modélisé en mode axisymétrique (figure 68), vu que l'éprouvette à deux plans de symétrie, ensuite les parties côté plans de symétrie de

l'éprouvette seront bloquées en déplacement dans le sens perpendiculaire aux plans de symétrie.

Cette modélisation axisymétrique permet de gagner en durée de calcul par rapport à une modélisation 3D qui nécessite un temps de calcul plus long, mais la modélisation axisymétrique suppose que les grandeurs mécaniques restent constantes dans la direction θ par rapport à l'axe de l'éprouvette, ce qui n'est pas forcément juste dans une modélisation 3D qui est plus représentative de la réalité.

La figure 68 représente le maillage de l'éprouvette AE2, le maillage est composé d'éléments axisymétriques quadratiques à 8 nœuds, ce premier maillage sert à effectuer le premier calcul et de visualiser les premiers résultats qui ne seront pas forcément justes, mais peuvent nous donner des indications sur le temps de calcul, le déroulement du programme de calcul et les zones de forte gradient pour raffiner un peu plus le maillage dans ces zones.

Pour le choix du maillage (la taille de la maille), il doit être fait en fonction de la nature du matériau simulé, la taille de ses grains, ses défauts et ses imperfections et aussi l'évolution de ces imperfections au cours de chargement.

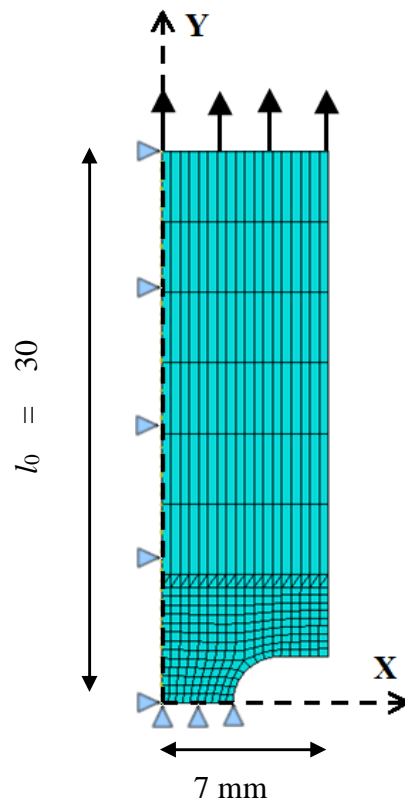


Figure 68. Maillage et conditions aux limites de l'éprouvette AE2.

Nous allons procéder au raffinement du maillage à proximité de l'entaille car dans cette zone le gradient des déformations et des contraintes est intense, contrairement à la partie supérieure de l'éprouvette, le raffinement du maillage ne sera pas important tant qu'on s'intéresse à la zone à proximité de l'entaille, ce qui permet de gagner un peu plus de la durée de calcul [99].

Les conditions aux limites et de chargement sont identiques quel que soit l'éprouvette :

- Blocage des déplacements selon l'axe X pour les nœuds adjacents à l'axe Y.
- Blocage des déplacements selon l'axe Y pour les nœuds adjacents à l'axe X.
- Chargement imposé selon l'axe Y pour les nœuds situés à la partie supérieure de l'éprouvette (figure 68).

IV.6. Comparaison entre ABAQUS/Standard et ABAQUS/ Explicit

ABAQUS est un logiciel de calcul par la méthode des éléments finis, il se compose de deux modes de calcul : ABAQUS/Standard, ABAQUS/Explicit, chacun de ces modes est complété par des modules additionnels et/ou optionnels, spécifiques à certaines applications.

- **ABAQUS/Standard** est un solveur généraliste qui recourt à un schéma traditionnel d'intégration implicite. Généralement, c'est la méthode de Newton qui est utilisée pour résoudre les problèmes non-linéaires.
- Le solveur **ABAQUS/Explicit** emploie un schéma d'intégration explicite pour résoudre des problèmes dynamiques ou quasi-statiques non-linéaires.

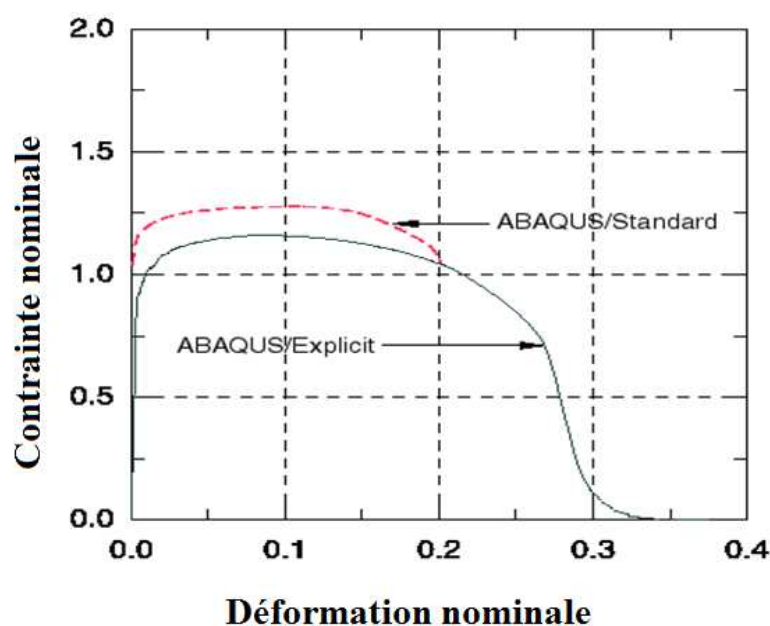


Figure 69. Comparaison entre Abaqus/Standard et Abaqus/ Explicit [111].

Le mode explicite est entièrement vectorisée afin d'utiliser les supercalculateurs multiprocesseurs. Le mode Standard implanté au sein d'Abaqus conduit à des temps de calcul plus faibles comparativement au schéma implicite nommé Abaqus/Explicite (figure 69), L'algorithme explicite assure une certaine robustesse, il est plus efficace pour aboutir à un calcul complet que Abaqus/Standard [100].

IV.7. Analyse numérique : cas d'une éprouvette homogène

Dans ce cas, on utilise une éprouvette homogène AE2 avec le mode implicite du solveur **ABAQUS/Standard** afin de vérifier l'influence de différents paramètres qui caractérisent le phénomène de la nucléation, Ce mode de calcul ne nécessite pas d'utiliser les paramètres de la croissance et la coalescence des cavités, f_C et f_F .

IV.7.1. Sensibilité au maillage

La figure 70 montre les quatre maillages utilisés de plus grossier M1 au plus fin M4, la taille des éléments au niveau de la zone entaillée est divisée par 2 en passant du maillage M1 à M2, de M2 à M3 et de M3 à M4. Le maillage de la partie supérieure de l'éprouvette n'est pas raffiné, car cette partie n'est pas soumise à des fortes variations d'une part et d'autre part notre étude concerne la partie à proximité de l'entaille.

Ce maillage nous évite de prendre un temps de calcul plus long par rapport à un maillage raffiné sur toute la surface de l'éprouvette, même si la différence de la taille des éléments entre la partie haute et la partie basse de l'éprouvette est importante, cela n'affecte pas les précisions de nos calculs vu que les champs mécaniques qui nous intéressent particulièrement se trouvent dans la partie basse de l'éprouvette.

Le paramètre f_0 est généralement estimée en calculant la fraction volumique des particules non métalliques ou à l'aide de la formule de Franklin qui évalue la fraction volumique en utilisant le pourcentage de manganèse et du soufre [16, 98]:

$$V(\%) = 0,054 \left[S(\%) - \frac{0,001}{Mn(\%)} \right] \quad (68)$$

Les paramètres utilisés pour la simulation sont donnés dans le tableau suivant (Tableau 4) :

Tableau 4. Paramètres de la simulation.									
E (GPa)	ν	σ_e (MPa)	q_1	q_2	$q_3 = (q_1)^2$	f_0	f_n	ϵ_n	S_n
183	0,3	325	1,5	1	2,25	2,3 e-04	0,004	0,3	0,1

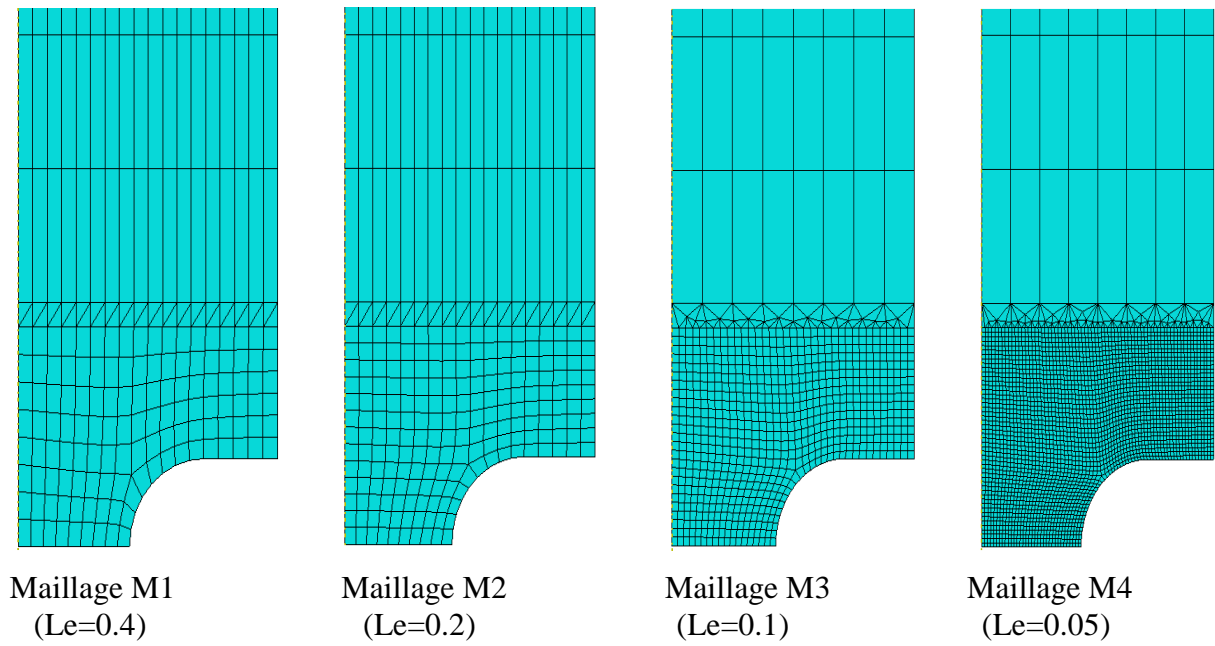


Figure 70. Les différents maillages utilisés.

Les figures suivantes représentent les résultats des simulations obtenus sur les quatre maillages utilisés :

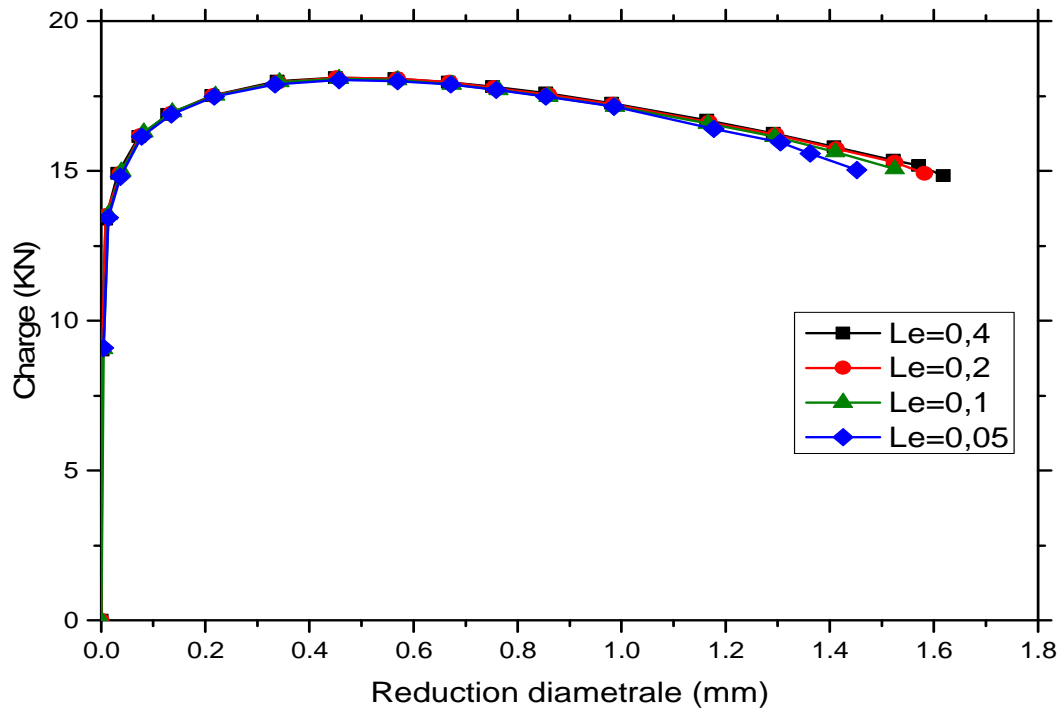


Figure 71. Influence du maillage sur la courbe Charge-Réduction diamétrale.

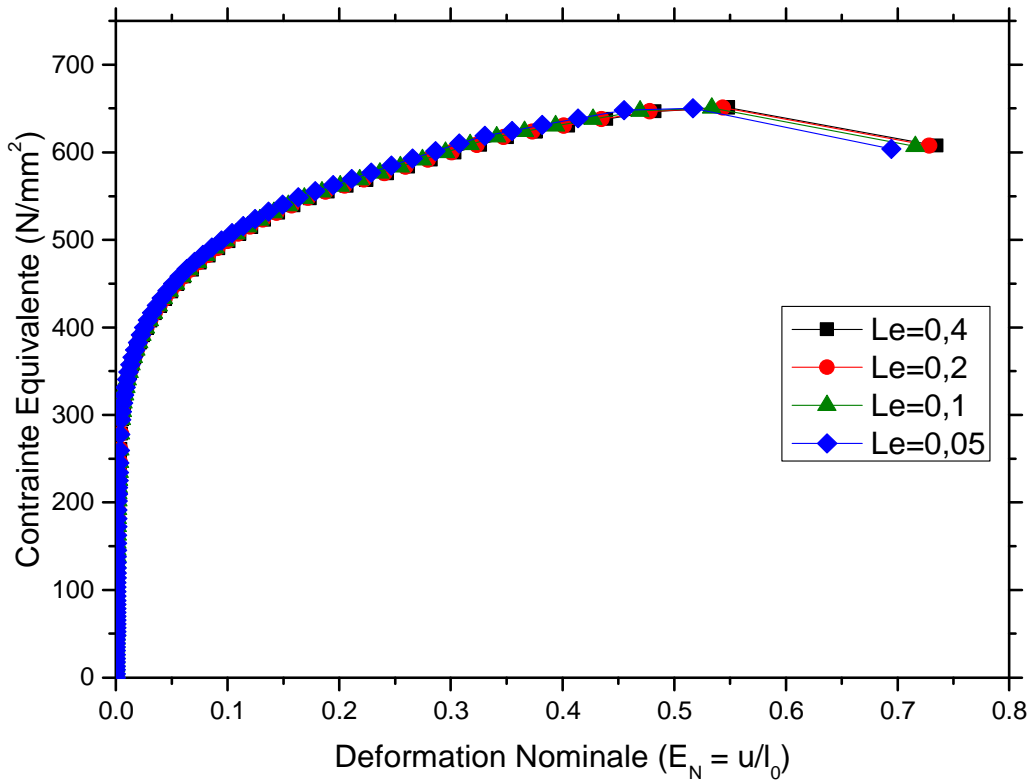


Figure 72. Influence du maillage sur la courbe Contrainte Equivalente-Déformation nominale.

La figure 71 représente la courbe charge-Réduction diamétrale pour chaque cas de maillage pour un comportement élastoplastique, cette figure montre que l'endommagement affecte le matériau dès que la limite d'élasticité est dépassé, cela est traduit par la dégradation de la charge juste après la phase élastique et avant l'initiation de la fissure. On constate que cette dégradation est progressive et linéaire jusqu'au point de l'initiation de la fissure.

La figure 72 représente la courbe de la contrainte équivalente en fonction de la déformation nominale pour les quatre cas de maillage pour un comportement élastoplastique. Les deux figures (71 et 72) montrent que la partie élastoplastique est très peu sensible au maillage car les courbes sont pratiquement confondues dans les deux cas. Contrairement à la partie rupture, les courbes ne sont pas confondues à cause de la différence de point d'amorçage pour chaque maillage. Un maillage plus raffiné qu'un autre précipite l'amorçage des cavités.

La vitesse de la dégradation de la charge reste relativement la même pour les quatre cas des maillages.

IV.8. Analyse numérique : cas de l'existence du joint soudé

Les calculs numériques ont été effectués en utilisant la version d'Abaqus 6.13-4. Les éprouvettes de forme axisymétriques entaillées avec une entaille de rayon 2 mm (AE2) ont été modélisées en utilisant un maillage avec des éléments à 8 nœuds, CAX8R [85]. En raison de problème de la symétrie dans les éprouvettes hétérogènes, des demi-éprouvettes ont été modélisées. La longueur des éprouvettes utilisées correspond au maximum de la longueur utile des éprouvettes, à savoir, 30 mm. Le modèle de matériau Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) modifié a été utilisé avec une analyse dynamique non linéaire explicite.

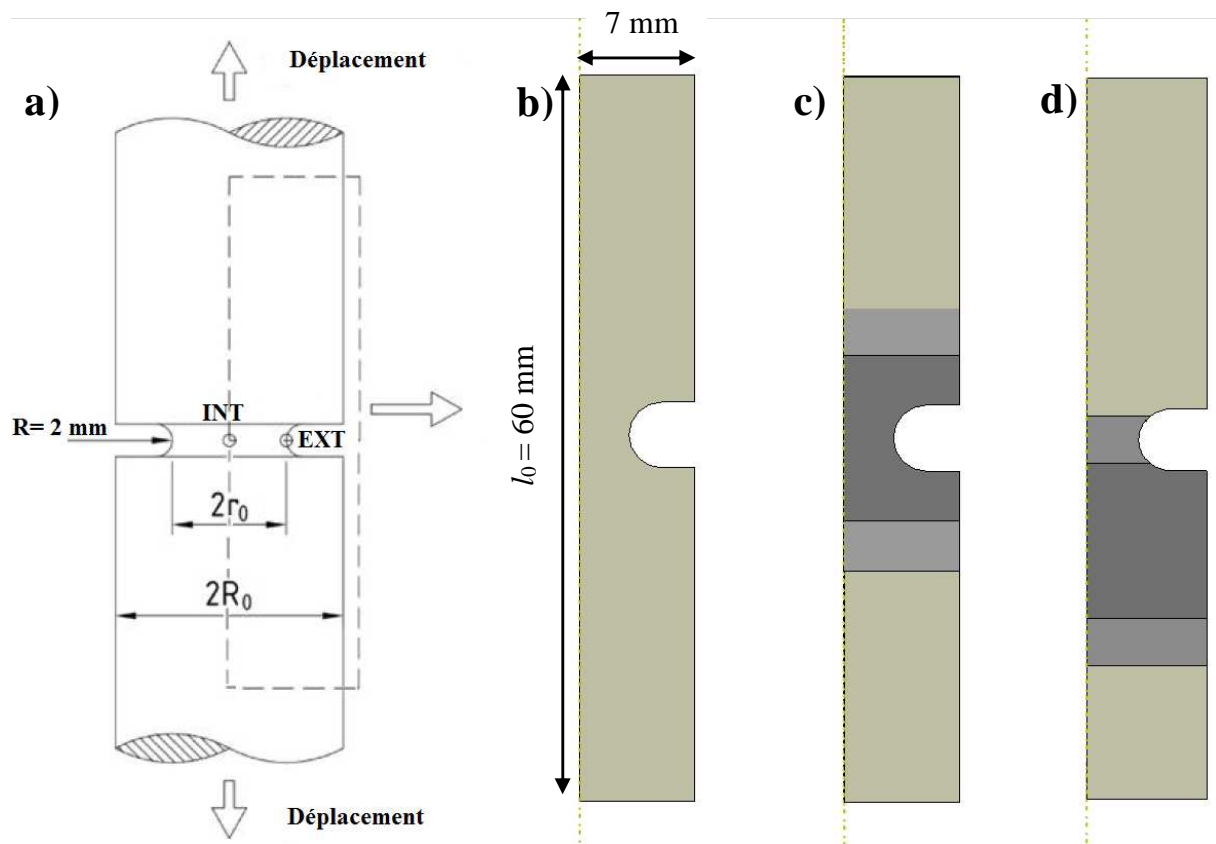


Figure 73. Eprouvette AE2 : a) Modèle d'essai ; b) Eprouvette homogène (MB) ; c) Eprouvette hétérogène (MF) ; d) Eprouvette hétérogène (ZAT).

L'approche locale a été utilisée en supposant un critère GTN d'un matériau poreux, pour le modèle numérique modélisé, comme le montre la figure 73. Les paramètres de matériau du modèle GTN ont été assumés selon les valeurs indiquées dans le tableau 5. Le maillage dans la zone proche du plan de rupture en fond d'entaille, dite zone de process, a été modélisé et raffiné en utilisant des éléments finis de taille égale à 0,1 mm, tandis que la longueur utile des éprouvettes utilisées dans la simulation est égale à $l_0 = 60$ mm, comme il est représenté sur la

Figure 73. Les conditions aux limites pour cette modélisation sont les suivantes : le côté qui coïncide avec l'axe axisymétrique suivant l'axe Y défini sur la figure 74 est astreint à un déplacement U_x nul et le chargement est modélisé par un déplacement imposé dans les deux cotés existantes suivant l'axe Y.

D'après les résultats des études expérimentales et des simulations numériques réalisées par des chercheurs [93-98] à l'aide d'un modèle GTN, les paramètres de notre modèle ont été fixés pour effectuer cette étude paramétrique sur des éprouvettes hétérogènes axisymétriques entaillées (AE2) en se basant sur le modèle GTN à l'aide d'un code de calcul, Abaqus/Explicit, pour décrire les phénomènes d'endommagement de la nucléation, la croissance et la coalescence des cavités.

Les courbes de la fraction volumique des vides en fonction de la déformation nominale pour le centre des éprouvettes au point marqué comme « INT » et le fond de l'entaille au point marqué « EXT » ont été obtenues, selon les figures 75 et 76, pour bien décrire le processus d'endommagement de la nucléation, croissance et coalescence des cavités.

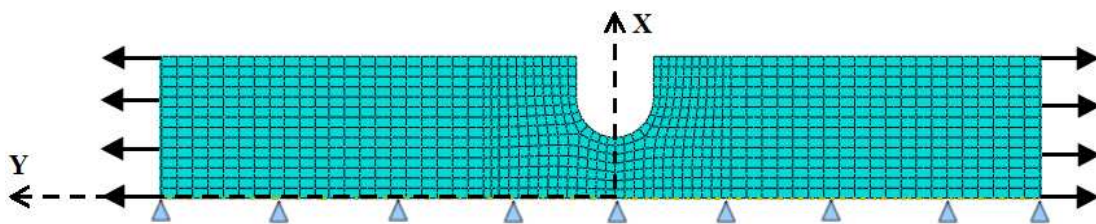


Figure 74. Maillage et conditions aux limites.

IV.8.1. Résultat et discussion

La simulation numérique de l'évolution des microcavités a été basée sur une analyse des changements dans la fraction volumique des vides (VVF) dans le processus de la déformation plastique de l'acier A510AP. Les paramètres utilisés pour la simulation sont donnés dans le tableau 5 suivant :

Tableau 5. Paramètres du modèle GTN.												
	E (GPa)	ν	σ_e (MPa)	q_1	q_2	$q_3 = (q_1)^2$	ϵ_n	S_n	f_0	f_n	f_c	f_F
MB	183	0,3	297	1,5	1	2,25	0,3	0,1	2,3 e-04	0,004	0,01	0,1
MF	197	0,3	465	1,5	1	2,25	0,3	0,1	6,1 e-04	0,004	0,01	0,1
ZAT	180	0,3	480	1,5	1	2,25	0,3	0,1	1 e-5	0,004	0,01	0,1

Cette simulation est effectuée à un déplacement important jusqu'à ce que les premiers éléments de l'éprouvette atteignent une valeur maximale de VVF (Tableau 5). Les courbes des contraintes de Von Mises en fonction de la déformation plastique équivalente et du temps de la simulation pour les trois zones de soudage (selon les Figures 75 et 76) ont été obtenues pour vérifier la compatibilité et l'évolution de la charge de ces courbes avec les résultats d'études expérimentales afin d'ajuster notre modèle pour effectuer la simulation dans les meilleures conditions.

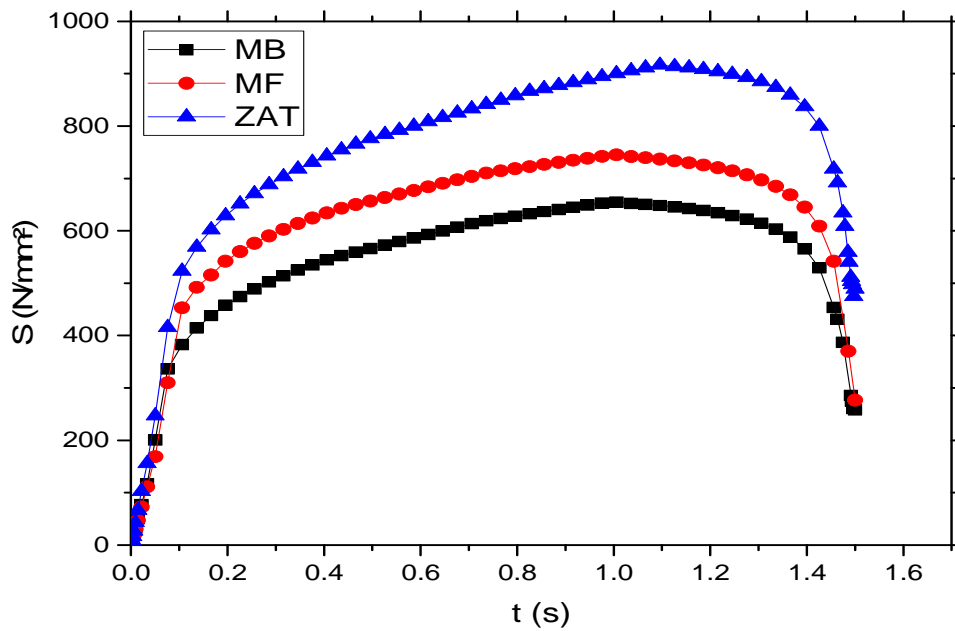


Figure 75. Evolution de la contrainte de Von Mises en fonction du temps.

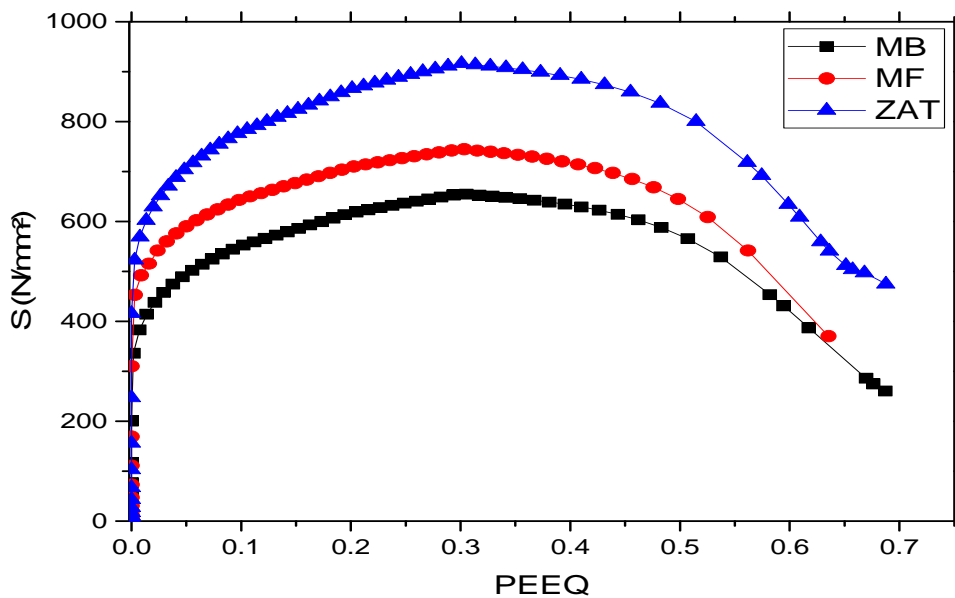


Figure 76. Evolution de la contrainte de Von Mises en fonction de la déformation plastique équivalente.

Les Figures 77 et 78 présentent l'évolution de la contrainte équivalente en fonction de la fraction volumique des vides (VVF) et la fraction volumique due à la croissance des cavités (VVFG) respectivement, dans chaque zone du joint soudé. On remarque une très faible variation de la fraction volumique des vides (VVF) et la croissance des cavités (VVFG) jusqu'à ce que la contrainte appliquée atteigne la valeur maximale. Après cette valeur, il se produit dans le milieu de l'éprouvette une réduction importante de la section (striction). Si cette réduction est importante, la contrainte est diminuée de manière aigue comme il est représenté sur les figures ci-dessous, ce qui justifie l'augmentation de la croissance des cavités et leurs coalescences après l'achèvement de la phase de nucléation.

L'évolution de la contrainte dans le cas de la ZAT et le MF est plus importante que celle constatée dans le cas du MB. Cette différence de comportement est due au fait que la limite d'élasticité est plus élevée dans la ZAT ($Re = 480 \text{ N/mm}^2$) et le MF ($Re = 465 \text{ N/mm}^2$), et moins importante dans le cas de métal de base ($Re = 297 \text{ N/mm}^2$).

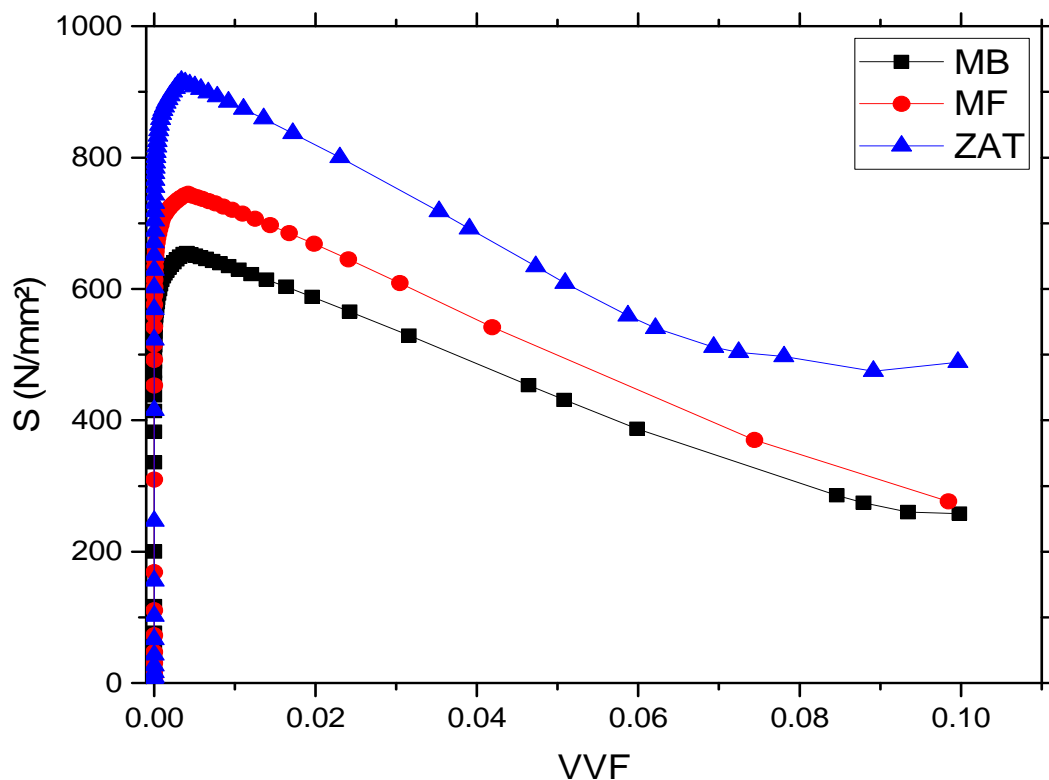


Figure 77. Evolution de la contrainte en fonction de la fraction volumique des cavités.

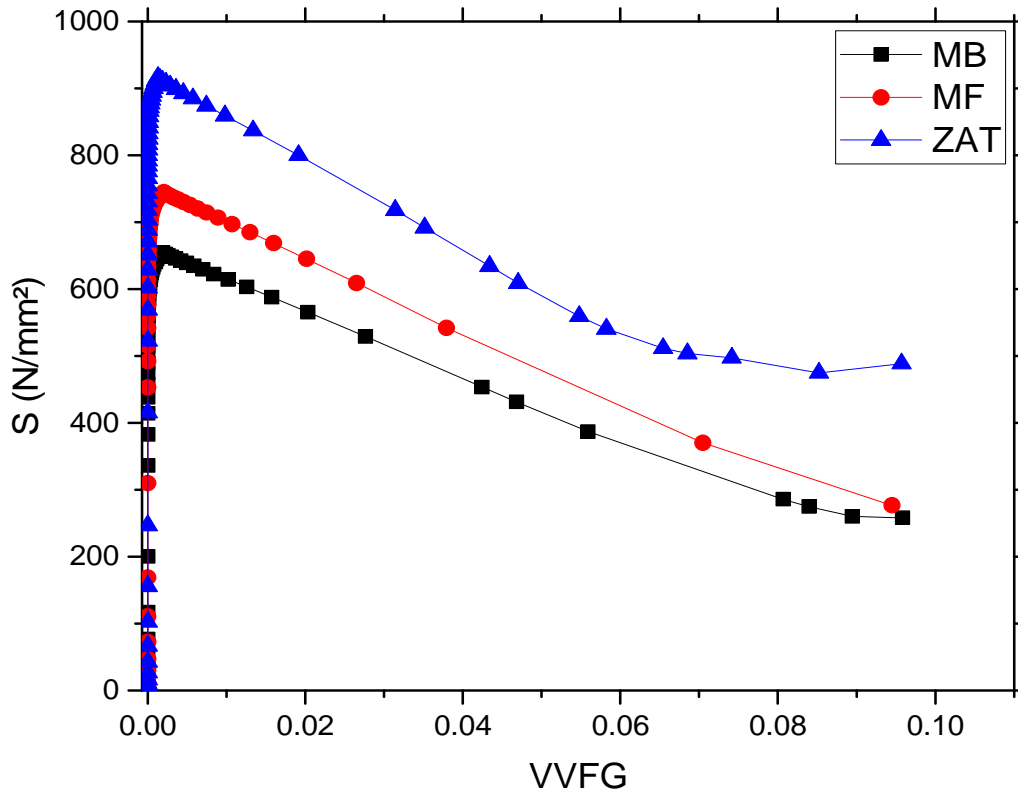


Figure 78. Evolution de la contrainte en fonction de la fraction volumique due à la croissance des cavités.

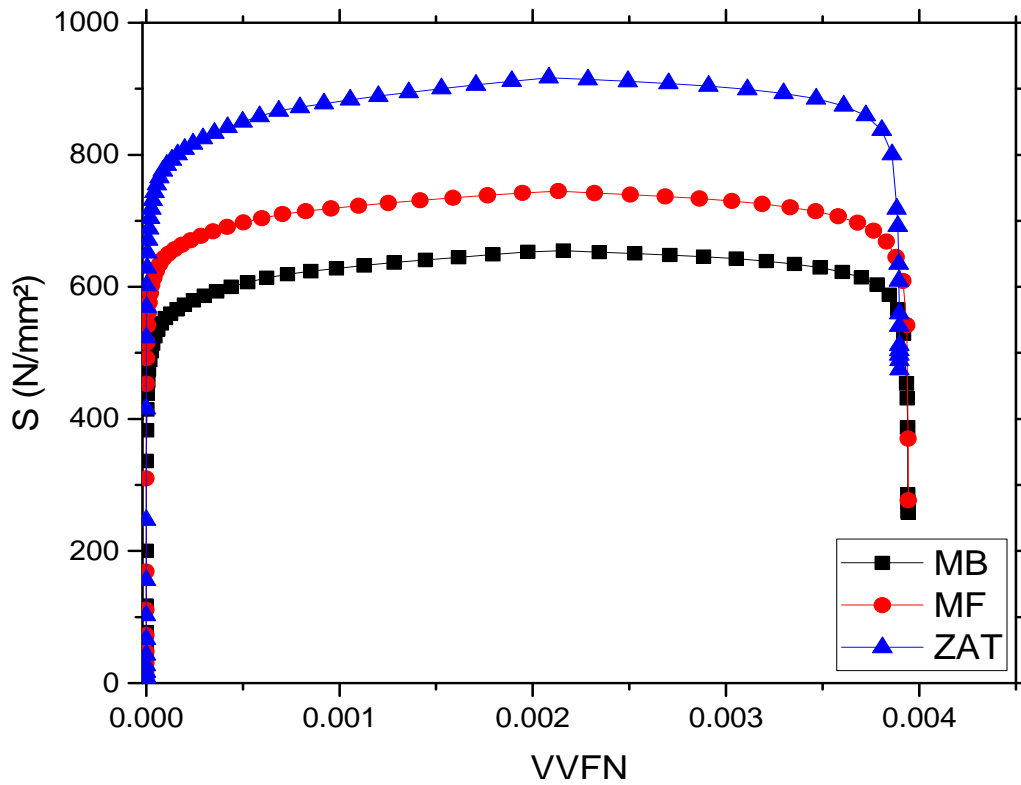


Figure 79. Evolution de la contrainte en fonction de la fraction volumique due à la nucléation des cavités.

La Figure 79 représente la nucléation des cavités au cours de l'évolution de la contrainte appliquée sur les éprouvettes dans les trois cas étudiés MB, MF et la ZAT. Il n'y a pas de grande variation de la nucléation des vides jusqu'à ce que la contrainte atteigne une valeur importante.

Cette évolution commence à se développer d'une manière quasi stable avec une petite augmentation de la contrainte appliquée dans le cas où la contrainte est maximale pour chaque zone. La nucléation est stabilisée à une valeur proche de la valeur f_n indiquée sur le tableau 5. Alors, on trouve que la nucléation du MB est commencée avant les autres zones de soudage, MF et la ZAT respectivement, en raison de la faible valeur de la limite d'élasticité possédée par le MB.

Pour le critère GTN, le mécanisme de nucléation et d'évolutions des microcavités est similaire dans les trois zones de soudage pour chaque courbe de VVF, VVFG et VVFN en fonction de la déformation nominale ou bien la déformation plastique équivalente (Figure 80, 81 et 82). Dans les parties intérieures des éprouvettes, la nucléation des cavités se produit à faible niveau de déformation, et elle se stabilise rapidement à 0,5 de déformation plastique équivalente et à 0,6 de déformation nominale (Figure 82). La suite de l'évolution des cavités est due à leur croissance et la séparation de la surface entre ces cavités.

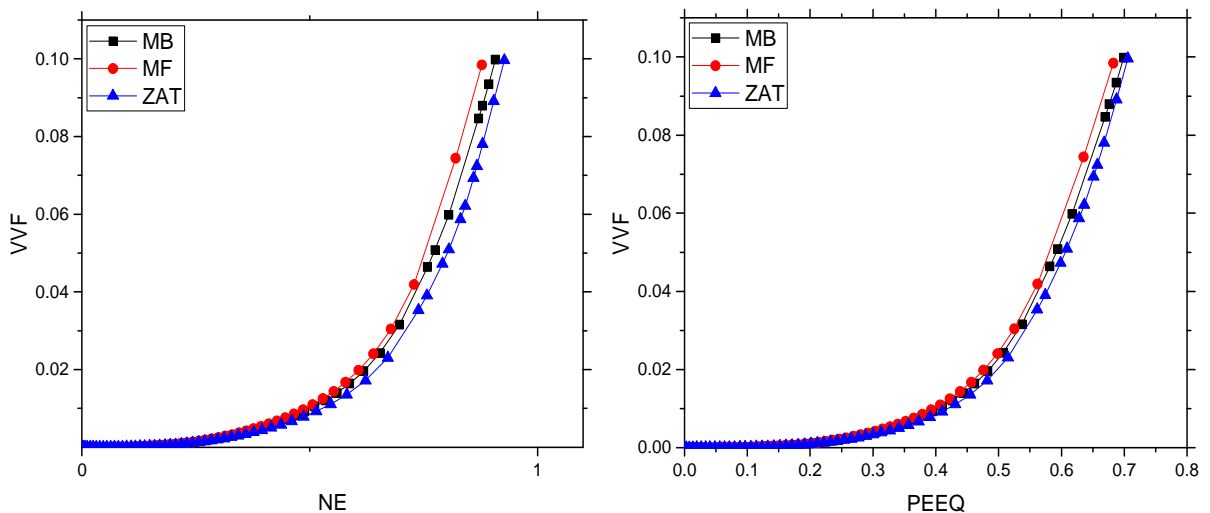


Figure 80. Variation de la fraction volumique en fonction de la déformation nominale et la déformation plastique équivalente.

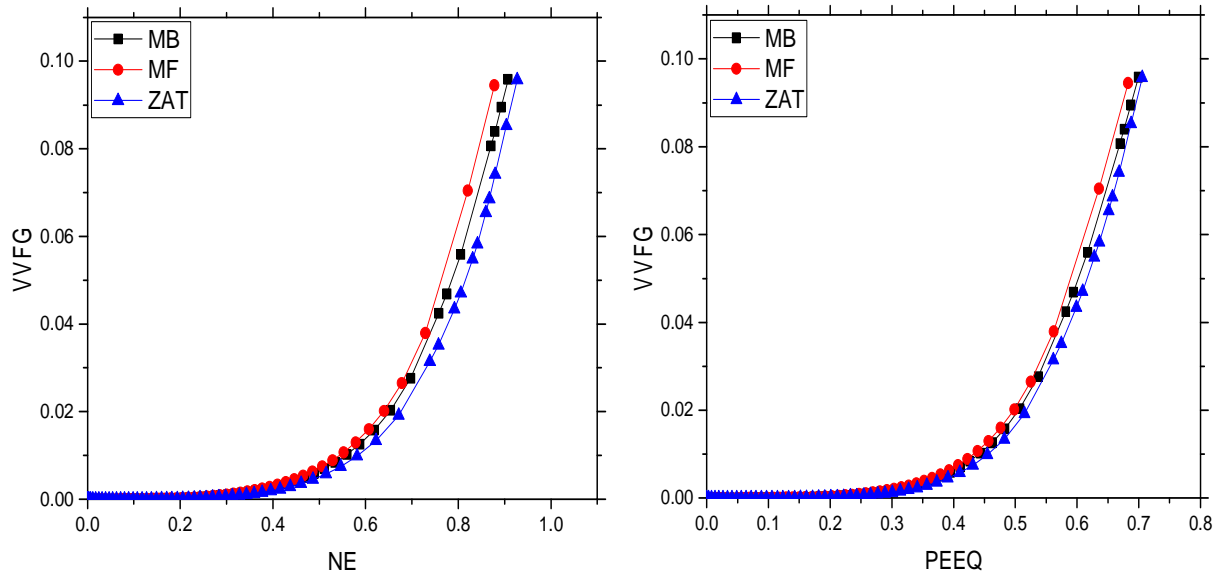


Figure 81. Variation de la croissance des cavités en fonction de la déformation nominale et la déformation plastique équivalente.

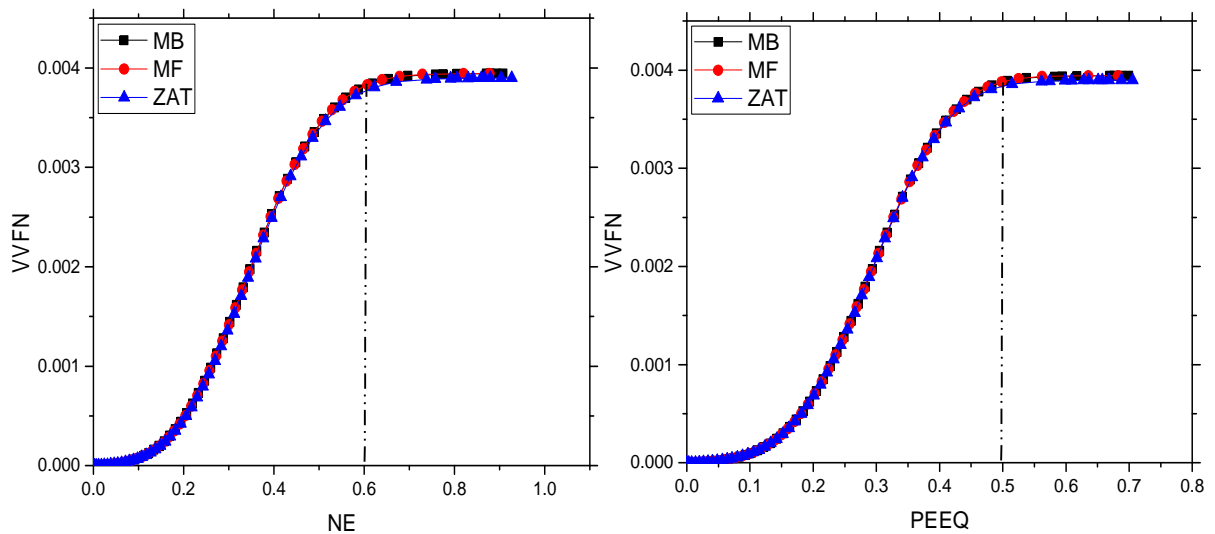


Figure 82. Variation de la nucléation des cavités en fonction de la déformation nominale et la déformation plastique équivalente.

Dans l'analyse du processus de l'évolution des microcavités, il faut d'abord noter que dans tous les éléments analysés de chaque éprouvette à faible déformation, il n'y avait pas d'évolution de croissance des cavités dans les trois zones du joint soudée (Figure 83). Cependant, on a observé le début du processus de la nucléation et la croissance des cavités juste avant que la contrainte maximale a été atteinte (Figure 84). Une fois que la contrainte maximale est atteinte, la fraction de croissance des vides augmente d'une façon rapide.

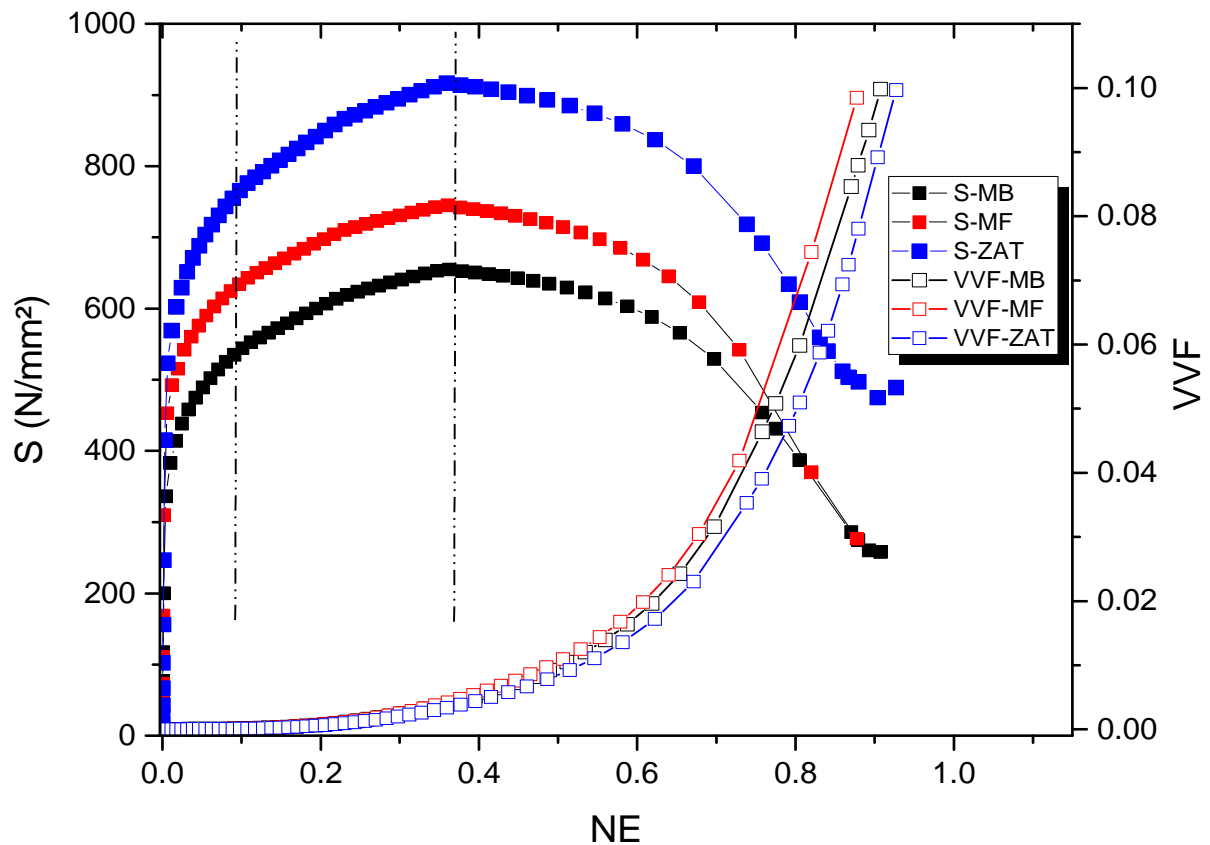


Figure 83. La contrainte et la fraction volumique des vides en fonction de la déformation nominale pour les trois zones de soudage.

L'initiation de la nucléation et la croissance des cavités sont particulièrement intenses dans la partie extérieure de l'éprouvette, pour le point EXT, par rapport au point INT, ce qui correspond aux déformations nominales de $7 \cdot 10^{-4}$ et $2 \cdot 10^{-3}$, respectivement (Figure 86).

La suite de l'évolution des vides est due à leur croissance, mais se produit plus tard pour une déformation nominale proche de 0,02. A partir de cette déformation, le début de la croissance rapide des vides dans le milieu de l'éprouvette (au point INT) par rapport à la partie externe (au point EXT) est presque similaire jusqu'à la valeur 0,3 de déformation (Figure 85). A partir de cette valeur, on remarque une stabilisation de VVF à une valeur de 0,006 dans le point EXT et l'augmentation de la fraction volumique des cavités (VVF) du point INT jusqu'à ce que la valeur ultime a été atteinte, $VVF=0,01$ (Tableau 5, Figure 85), ce qui représente le début de la rupture de l'éprouvette au milieu. On peut conclure que dans toutes les éprouvettes analysées, la rupture passe de l'intérieur vers l'extérieur des éléments.

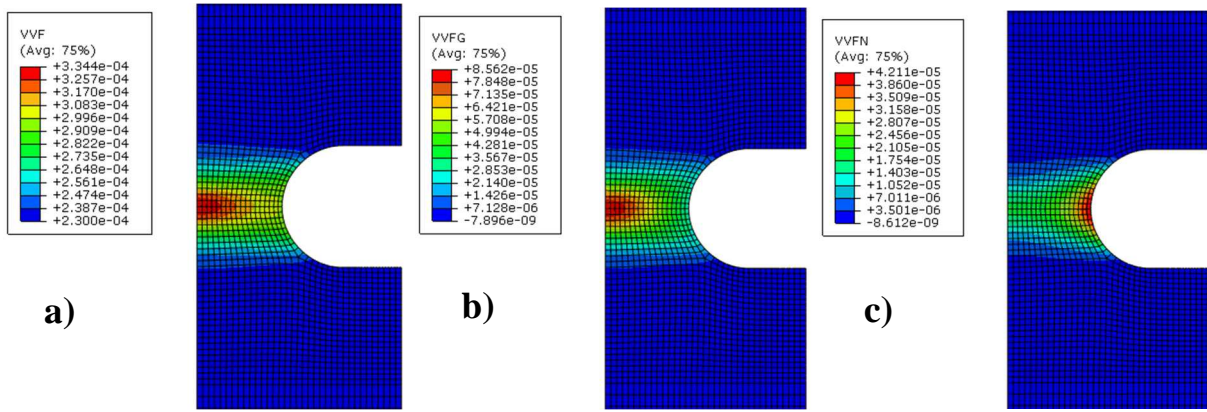


Figure 84. Fractions volumiques VVF, VVFG et VVFN à un déplacement imposé de 0,1 mm (Cas du MB).

En outre, la différence entre les courbes de fraction volumique des vides en fonction de la déformation nominale obtenues à un déplacement de 0,57 mm (Figure 86), à l'aide des modèles de GTN, par rapport aux courbes obtenues à un déplacement de 0,5 mm (Figure 85), a été observée essentiellement dans la phase de l'initiation de la nucléation et la phase finale correspondante à la rupture de l'éprouvette pour une déformation nominale, NE, inférieure à 0,02 et supérieure 0,3 mm, respectivement.

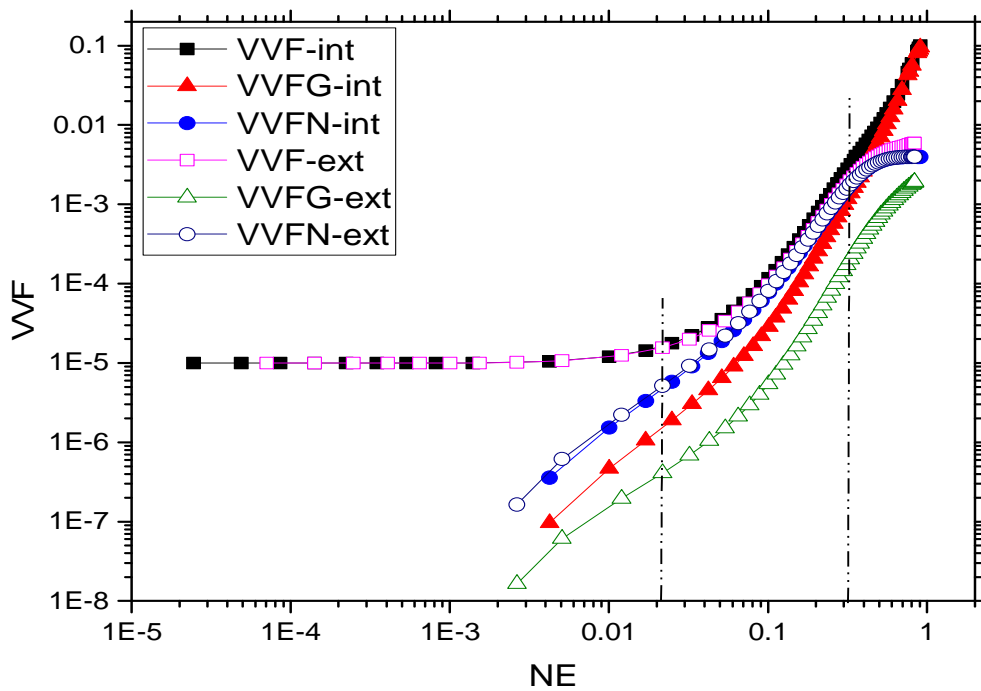


Figure 85. Fraction volumique des cavités en fonction de NE pour le point INT et EXT à un déplacement de 0,5 mm.

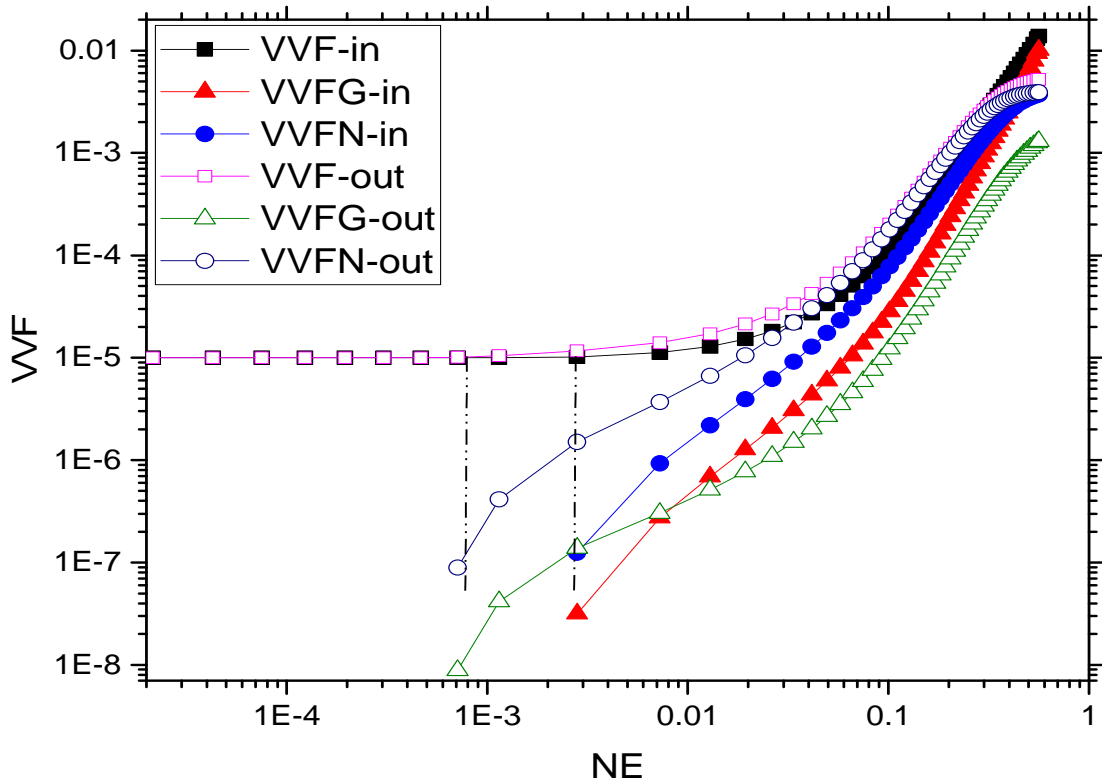


Figure 86. Fraction volumique des cavités en fonction de NE pour le point INT et EXT à un déplacement de 0,57 mm.

IV.9. Effet de f_n

Le paramètre f_n représente la fraction volumique des cavités nucléées au niveau des inclusions, nous avons effectué plusieurs modélisations avec le maillage M3 en variant le paramètre f_n de 0,001 à 0,006, tous les autres paramètres de simulations sont gardés fixes. Les paramètres utilisés pour la simulation sont indiqués sur le tableau suivant :

Tableau 6. Paramètres utilisés pour la simulation (Effet de f_n).									
E (GPa)	ν	σ_e (MPa)	q_1	q_2	$q_3 = (q_1)^2$	f_0	f_n	ϵ_n	S_n
183	0,3	297	1,5	1	2,25	2,3 e-04	0,001 0,004 0,006	0,3	0,1

On attribue au paramètre f_n plusieurs valeurs afin de constater son influence sur la réponse de l'éprouvette modélisée. Les réponses obtenues sont données dans la figure suivante :

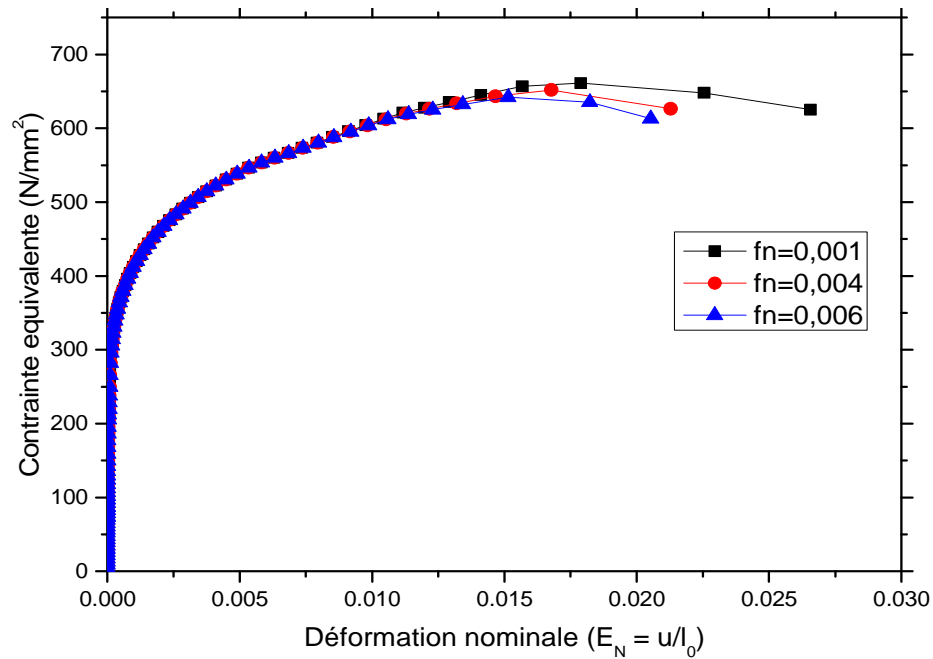


Figure 87. Influence de f_n sur le comportement de l'éprouvette.

La figure 87 représente l'évolution de la contrainte équivalente en fonction de la déformation nominale de l'éprouvette. Cette figure montre que la partie élastoplastique est totalement insensible aux variations de f_n et les courbes à ce niveau sont totalement confondues. La différence réside dans la partie de la rupture au niveau du point de l'amorçage des cavités et de la vitesse de la chute de la charge.

On constate que l'augmentation de la valeur de f_n précipite un peu plus l'amorçage des cavités et augmente la vitesse de la chute de la charge (dans la partie rupture), l'augmentation de sa valeur de f_n se traduit par l'augmentation de nombre de cavités présentes dans la matrice. Comme on peut le trouver depuis la figure 87, la valeur f_n influe sur l'initiation de la fissure si la contrainte maximale est atteinte.

Des valeurs plus élevées f_n peuvent conduire à la rupture précoce de l'éprouvette, tandis que la pente de toutes les courbes après l'initiation de la fissure est constante. Par conséquent, les propriétés mécaniques du matériau sont affectées et affaiblies, cela est traduit par la dégradation rapide de la charge et l'amorçage des cavités pour des faibles chargements.

IV.10. Effet de q_i

L'effet de la fraction volumique de cavité du modèle de Gurson dépend de la définition de trois paramètres q_i ($i = 1, 2$ et 3) introduits par Tvergaard [101, 102].

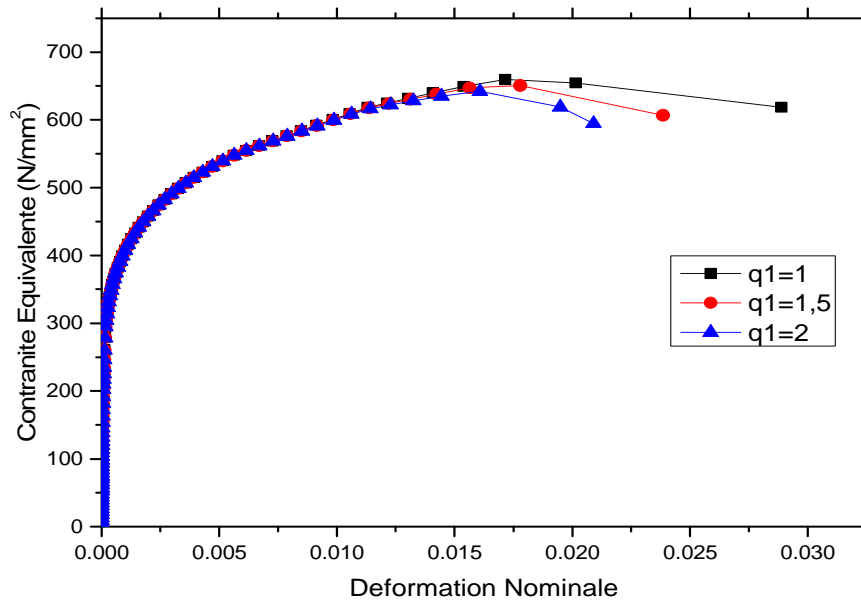


Figure 88. Influence de q_1 .

Les figures (88 et 89) représentent l'effet de q_i en utilisant une éprouvette axisymétrique entaillée. La croissance de q_i augmente l'effet de la fraction volumique des cavités, ce qui entraîne des diminutions plus sévères de la résistance à la traction. Des valeurs relativement importantes de q_i jusqu'à 2 sont également incluses pour la comparaison, où l'influence de q_2 est plus importante que l'effet de q_1 dans la partie rupture particulièrement sur le point d'amorçage des cavités et la vitesse de la chute de la charge.

L'augmentation de la valeur du paramètre q_1 diminue la résistance du matériau de GTN. La courbe de la contrainte équivalente-déformation nominale est influencée par le paramètre q_1 , modifiant la capacité de la contrainte supportée, ceci démontre que la diminution de la limite plastique, est due à la croissance des cavités. La valeur de $q_1 = 1,5$ est proposée par Tvergaard [103, 104] comme une valeur optimale pour modéliser numériquement les effets des déformations plastiques et les phénomènes de rupture pour beaucoup de matériaux poreux.

Le deuxième paramètre de Tvergaard q_2 modifie le premier invariant de l'état de la contrainte σ_{kk} , il est en fonction de la composante hydrostatique $\sigma_m = \sigma_{kk} / 3$. Pour des valeurs élevées de q_2 , la limite plastique est fortement réduite. Selon les résultats de Tvergaard [21], la valeur proposée $q_2 = 1$. Ensuite, les propriétés globales de la résistance du matériau poreux GTN sont réduites.

En conclusion,

- Les valeurs proposées q_1 et q_2 sont liés aux propriétés mécaniques du matériau.
- les valeurs des paramètres de Tvergaard pour les nuances d'acier ont été établies comme $q_1 = 1,5$, $q_2 = 1$ et $q_3 = q_1^2 = 2,25$.

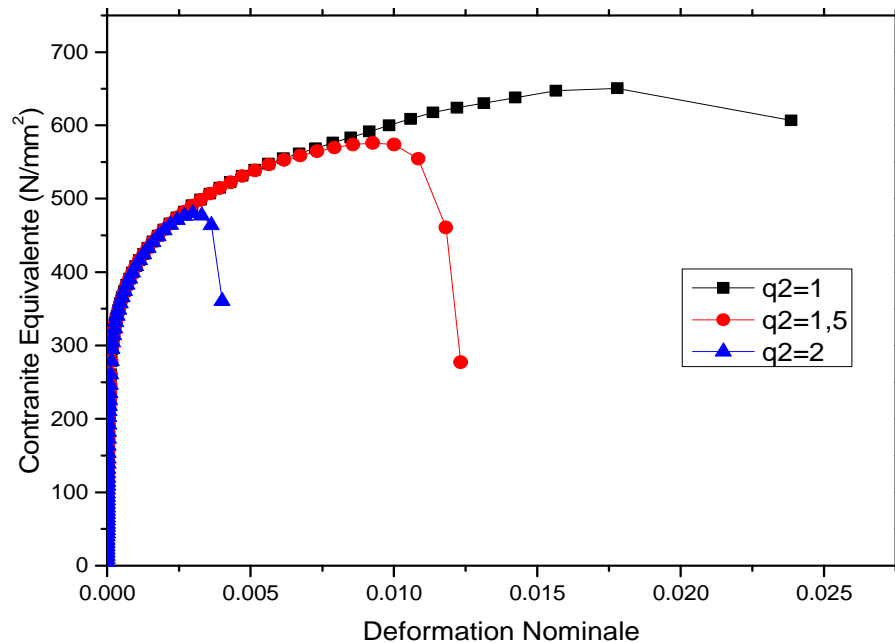


Figure 89. Influence de q_2 .

IV.11. Conclusion

Les éprouvettes choisies sont de type axisymétrique entaillées (AE), ce choix est motivé à la fois par la symétrie de ces éprouvettes, et l'existence des entailles qui les rendent intéressantes de point de vue de la mécanique de la rupture. La symétrie permet de simuler qu'un quart de l'éprouvette choisie dans un plan méridien et utiliser des éléments axisymétriques pour le maillage, ce qui réduit énormément la durée de calcul.

L'entaille localise les déformations au milieu de l'éprouvette au cours du chargement et permet pratiquement d'évaluer les grandeurs mécaniques en ce niveau, tel que le déplacement au fond de l'entaille, et d'observer le phénomène de la rupture et la propagation de la fissure. Le choix du maillage est justifié par la nature du matériau et ses propriétés, la taille de l'élément doit être suffisamment grande par rapport aux hétérogénéités du matériau pour avoir une répartition homogène de ces défauts sur les éléments. D'autre part, la taille des éléments ne doit pas dépasser certaines dimensions qui faussent les résultats et donnent des mauvaises répartitions des champs des grandeurs mécaniques.

L'étude paramétrique montre l'influence du maillage et des paramètres q_i et f_n sur les courbes Charge-réduction diamétrale et Contrainte équivalente-Déformation nominale. On a constaté que le raffinement du maillage a une influence très peu sensible sur la partie élastoplastique du matériau, par contre il influe d'une manière importante sur le point d'amorçage des cavités.

La variation du paramètre f_n n'a aucune influence sur la partie élastoplastique du matériau mais joue un rôle plus important dans la partie rupture notamment sur le point d'amorçage des cavités et la vitesse de la chute de la charge.

CHAPITRE V

Analyse par la Méthode du Plan d'Expériences

V.1. Introduction

Plus que jamais, l'amélioration de la qualité du soudage, la réduction des coûts et des délais, le respect des normes sont des challenges auxquels doit faire face le secteur de soudage par friction malaxage. Cette réalité industrielle est fortement impactée par de nombreux paramètres, non seulement d'identifier, mais de contrôler au mieux.

Les réponses à cette problématique multiparamétriques ne peuvent être obtenues par la méthode intuitive, désignée par OVAT (one variable at a time), qui consiste à fixer les niveaux de tous les paramètres, sauf un, et de mesurer, pour plusieurs valeurs de celui-ci, la réponse souhaitée. Cette démarche, longue et fastidieuse, aboutit à une kyrielle d'informations, souvent difficilement exploitables, où seul l'effet de chaque paramètre est déterminé sans identification d'interactions possibles entre facteurs. Aussi, le recours à la méthodologie des plans d'expériences, stratégie pour la planification de la recherche ou de l'expérimentation, s'avère de mise [105].

L'expérimentateur, quel que soit son domaine d'étude, est toujours confronté au problème difficile de l'organisation optimale de ses essais. Comment obtenir les bonnes informations dans les meilleurs délais et pour le moindre coût ? Telle est la question à laquelle nous allons nous efforcer d'apporter une réponse dans ce chapitre.

V.2. La méthode des plans d'expériences

Les plans d'expériences permettent d'organiser au mieux les essais qui accompagnent une recherche scientifique ou des études industrielles [106]. Ils sont applicables à de nombreuses disciplines et à toutes les industries à partir du moment où l'on recherche le lien qui existe entre une grandeur d'intérêt, y , et des variables, x_i . Il faut penser aux plans d'expériences si l'on s'intéresse à une fonction du type (relation (69)) :

$$y = f(X_i) \quad (69)$$

Avec les plans d'expériences on obtient le maximum de renseignements avec le minimum d'expériences. Pour cela, il faut suivre des règles mathématiques et adopter une démarche rigoureuse [107]. Il existe de nombreux plans d'expériences adaptés à tous les cas rencontrés par un expérimentateur.

La compréhension de la méthode des plans d'expériences s'appuie sur deux notions essentielles, celle d'espace expérimental et celle de la modélisation mathématique des grandeurs étudiées. La méthode d'expérimentation choisie doit faciliter l'interprétation des résultats. Elle doit également minimiser le nombre d'essais sans toutefois sacrifier la qualité. La théorie des plans d'expériences assure les conditions pour lesquelles on obtient la meilleure précision possible avec le minimum d'essais. On a donc le maximum d'efficacité avec le minimum d'expériences et par conséquent une diminution du coût.

V.2.1. Principe

La technique des plans d'expériences va permettre de répondre à nos exigences. En effet, son principe consiste à faire varier simultanément les niveaux de un ou plusieurs facteurs (qui sont les variables) à chaque essai. Ceci va permettre de diminuer fortement le nombre d'expériences à réaliser tout en augmentant le nombre de facteurs étudiés, en détectant l'effet des interactions entre ces facteurs sur la réponse. Le point délicat dans l'utilisation des plans d'expériences sera donc de minimiser le plus possible le nombre d'expériences à mener sans sacrifier la précision sur les résultats.

Il existe actuellement un nombre important de plans différents. Chacun, par ses propriétés, permet de résoudre certains problèmes particuliers. On peut cependant diviser les plans d'expériences en deux grandes catégories :

- les plans pour étudier (estimer et comparer) les effets des paramètres,
- les plans pour régler les paramètres afin d'atteindre une réponse optimale.

L'idée essentielle qui doit mener la démarche expérimentale de l'expérimentateur est que l'on met en œuvre un plan d'expériences afin de répondre à une problématique bien précise. Il faut donc choisir ou construire le plan qui donnera les informations recherchées.

Afin d'obtenir des informations pertinentes, une démarche méthodologique doit être suivie :

- définitions des objectifs et critères,
- définition des facteurs étudiés et du domaine expérimental,
- construction du plan d'expériences,
- expérimentation,
- analyse des résultats,
- l'arrêt ou la poursuite de l'étude,
- validation des résultats,
- conclusion de l'étude.

A l'issue de cette procédure, on pourra conclure sur la base des résultats donnés par la signification des effets ou bien par les surfaces de réponse.

Une fois l'étude lancée, l'expérimentateur s'intéresse à une grandeur qu'il la mesure à chaque essai. Cette grandeur s'appelle la « **réponse** », c'est la grandeur d'intérêt. La valeur de cette dernière dépend de plusieurs variables. Au lieu du terme « variable » on utilisera le mot « **facteur** ». La réponse dépend donc d'un ou de plusieurs facteurs. Le premier facteur peut être représenté par un axe gradué et orienté. La valeur donnée à un facteur pour réaliser un essai est appelée « **niveau** ». Lorsqu'on étudie l'influence d'un facteur, en général, on limite ses variations entre deux bornes ; c'est l'expérimentateur qui définit les deux niveaux d'un facteur en fonction des spécificités de l'étude.

La méthode des plans d'expériences (MPE) cherche à déterminer une relation entre 2 types de grandeurs :

- La réponse : qui correspond à la grandeur physique étudiée ;
- Les facteurs : qui correspondent à des grandeurs physiques modifiables par l'expérimentateur et qu'ils sont censés d'influer sur les variations de la réponse.

L'ensemble de toutes les valeurs que peut prendre le facteur entre le niveau bas et le niveau haut, s'appelle le domaine de variation du facteur ou plus simplement le domaine du facteur comme il est indiqué dans la figure 90 :

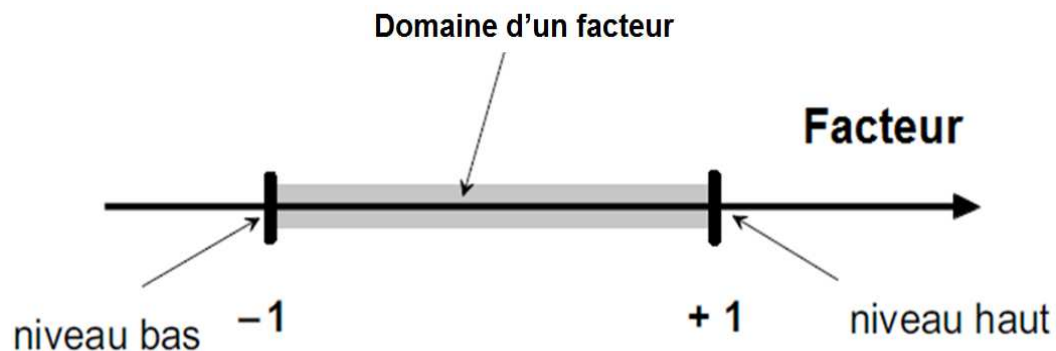


Figure 90. Domaine de variation d'un facteur.

S'il y a plusieurs facteurs, chacun d'eux à son domaine de variation. Afin d'avoir une représentation commune pour tous les facteurs, on a l'habitude d'indiquer les niveaux bas par -1 et les niveaux hauts par $+1$.

À l'intérieur du domaine d'un facteur continu toutes les valeurs sont théoriquement possibles. On peut donc y choisir deux, trois ou plusieurs niveaux selon les besoins de l'étude.

Pour présenter l'espace expérimental nous utiliserons un espace à deux dimensions, ce qui facilitera les représentations graphiques. Il est ensuite facile d'étendre les notions introduites à des espaces multidimensionnels. Un facteur peut être représenté par un axe gradué et orienté. S'il y a un second facteur, il est représenté, lui aussi, par un axe gradué et orienté.

Ce second axe est disposé orthogonalement au premier. On obtient ainsi un repère cartésien qui définit un espace euclidien à deux dimensions. Cet espace est appelé « **l'espace expérimental** » (figure 91). L'espace expérimental comprend tous les points du plan « facteur 1 x facteur 2 » et chacun d'eux représente une expérience [106].

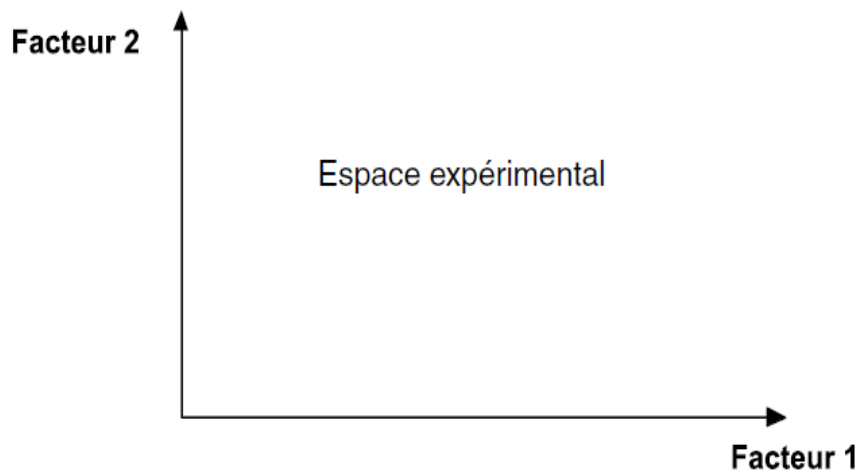


Figure 91. Espace expérimental.

S'il y a un troisième facteur, on le représente aussi par un axe orienté et gradué, et on le positionne perpendiculairement aux deux premiers. À partir de quatre facteurs, on opère de même, mais il n'y a plus de représentation géométrique possible et on doit adopter une représentation purement mathématique de l'espace expérimental qui est un hypervolume à quatre dimensions.

Dans un espace à deux dimensions, le niveau x_1 du facteur 1, et le niveau x_2 du facteur 2, peuvent être considérés comme les coordonnées d'un point de l'espace expérimental ou du domaine d'étude (figure 92).

Une expérience donnée est alors représentée par un point dans ce système d'axes. C'est la raison pour laquelle une expérience est souvent désignée par l'expression « point expérimental » ou bien « point d'expérience ». Un plan d'expériences est donc représenté par un ensemble de points expérimentaux, eux-mêmes situés dans l'espace expérimental.

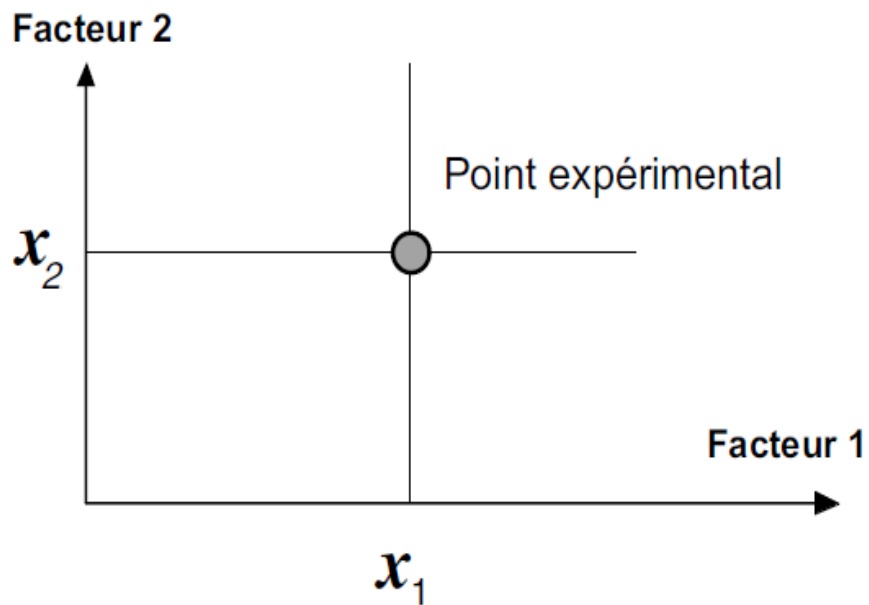


Figure 92. Point expérimental.

La zone particulière de l'espace expérimental est appelée le domaine d'étude, comme il est indiqué dans la figure 93, qui est définie par les niveaux hauts et les niveaux bas de tous les facteurs. Pratiquement, l'expérimentateur sélectionne cette partie de l'espace expérimental pour réaliser son étude.

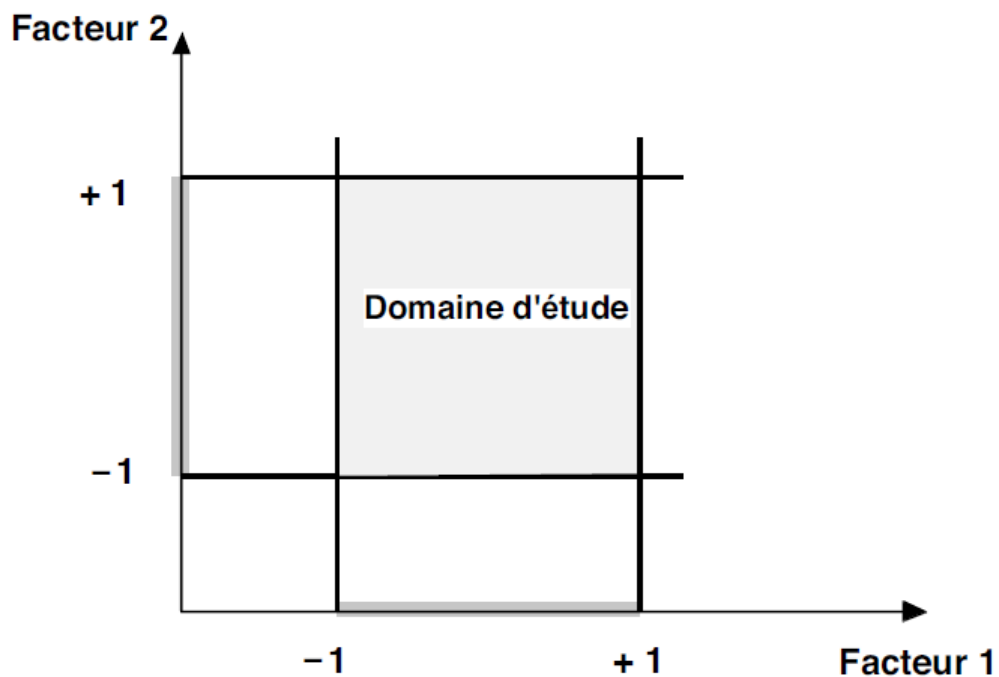


Figure 93. Le domaine d'étude.

V.2.2. Plan factoriel complet à deux niveaux

Nous allons dans un premier temps présenter les plans factoriels, c'est-à-dire les plans d'expériences à 2 niveaux par facteur. Ce sont les plus utilisés car ils sont les plus simples et les plus rapides à mettre en œuvre. Tout d'abord, nous allons traiter les plans factoriels complets. Avec deux niveaux et k facteurs, ceux-ci sont notés 2^k .

Dans un plan factoriel complet, la totalité des expériences doit être réalisée, comme dans la méthodologie standard. Pour un plan factoriel complet optimal à k facteurs, il va donc falloir mener 2^k expériences. Le principe consiste alors à répartir de façon optimale les essais dans le domaine expérimental comme il est représenté dans la figure 94.

Soit par exemple un plan factoriel complet à 3 facteurs, noté : 2^3 . La meilleure stratégie consiste à choisir les points de mesures aux extrémités du domaine expérimental, ce qui accroît la précision du résultat et ne demande que 8 essais notés.

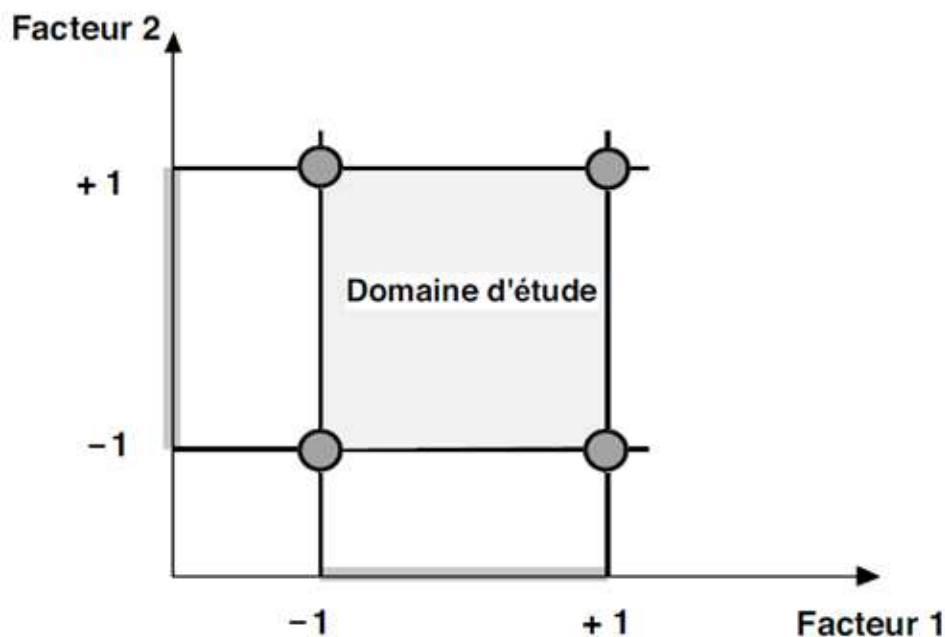


Figure 94. Emplacement des points expérimentaux.

Les avantages des plans factoriels complets sont nombreux et nous en citerons que les principaux :

- Les plans factoriels complets sont faciles à construire.
- Comme chaque facteur ne prend que deux niveaux les essais sont faciles à contrôler et les risques d'erreur sont minimisés.

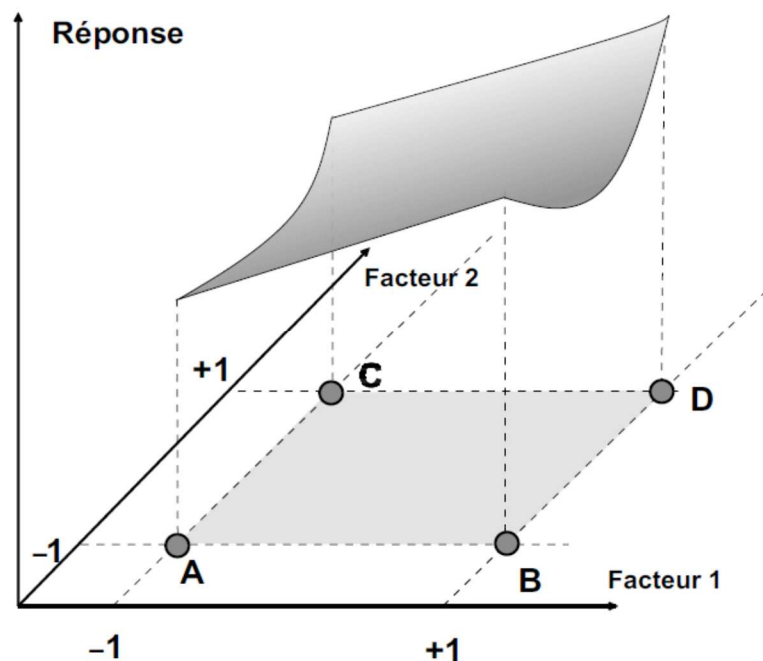
- Le calcul des effets et des interactions est très simple et ne demande pas d'outils informatiques évolués.
- L'interprétation des résultats est à la portée de tout expérimentateur et ne demande pas de connaissances approfondies en statistiques.
- La modélisation mathématique est immédiate.
- Les résultats obtenus avec un premier plan peuvent être utilisés en partie ou en totalité soit, pour explorer une autre zone du domaine expérimental, soit pour établir un modèle mathématique de degré plus élevé.

Un inconvénient majeur de ces plans factoriels complets est que le nombre d'expériences croît rapidement et cela peut être très coûteux pour l'expérimentateur ou impossible à réaliser. Pour se faire, une fraction de plan judicieusement choisie peut remédier à ce problème [108].

Néanmoins ils présentent une limite essentielle : le nombre d'essais augmente très rapidement avec le nombre de facteurs. On atteint déjà 128 expériences (2^7) pour 7 facteurs ce qui devient donc très difficile à réaliser dans la pratique.

V.2.3. Surfaces de réponse

À chaque point du domaine d'étude correspond une réponse. À l'ensemble de tous les points du domaine d'étude correspond un ensemble de réponses qui se localise sur une surface appelée surface de réponse (figure 95).



En général, on ne connaît que quelques réponses, celles qui correspondent aux points expérimentaux retenus par l'expérimentateur. On interpole à l'aide d'un modèle mathématique, les réponses inconnues pour obtenir la surface de réponse. Les points d'expériences retenus par la théorie des plans d'expériences assurent la meilleure précision possible sur la forme et la position de la surface de réponse.

L'objectif visé lors d'une étude de surface de réponse peut être de différentes natures [109]:

- Optimiser (maximiser/minimiser) une ou plusieurs variables de réponse,
- Trouver un compromis satisfaisant entre plusieurs variables de réponse,
- Construire une cartographie de la variation d'une réponse dans un plan, comme ce sera le cas pour nous,
- Rechercher dans quelles proportions on peut mélanger des constituants préalablement choisis.

V.2.4. Modélisation de la réponse

V.2.4.1. Modélisation mathématique

En l'absence de toute information sur la fonction qui lie la réponse aux facteurs, on se donne a priori une loi d'évolution dont la formulation la plus générale est la suivante (relation(70)) :

$$y = f(X_1, X_2, X_3, \dots, X_n) \quad (70)$$

Cette fonction est trop générale et il est d'usage d'en prendre un développement limité de Taylor-Mac Laurin, c'est-à-dire une approximation. Les plans d'expériences dits factoriels utilisent tous le modèle mathématique suivant qui relie la réponse y aux facteurs $x_1, x_2, \dots, x_i, \dots, x_n$. Ce modèle théorique est postulé a priori. Il s'agit d'un modèle polynomial présenté par la relation (71).

$$y = a_0 + \sum_{i=1}^n a_i X_i + \sum_{\substack{i,j=1 \\ i \neq j}}^n a_{ij} X_i X_j + \sum_{\substack{i,j,k=1 \\ i \neq j \neq k}}^n a_{ijk} X_i X_j X_k + \dots \quad (71)$$

Où :

a_0, a_1, \dots, a_n : sont les coefficients du polynôme.

X_i : représente un niveau du facteur i .

X_j : représente un niveau du facteur j .

y : la repense ou la grandeur d'intérêt.

Les termes produits de type par exemple $a_{ij} \cdot X_i \cdot X_j$ correspondent aux interactions d'ordre 2 et les termes produits de type par exemple $a_{ijk} \cdot X_i \cdot X_j \cdot X_k$ correspondent aux interactions d'ordre 3.

Pour un plan factoriel à 3 facteurs X_1 , X_2 et X_3 , on obtient l'équation (71) :

$$y = a_0 + a_1 \cdot X_1 + a_2 \cdot X_2 + a_3 \cdot X_3 + a_{12} \cdot X_1 \cdot X_2 + a_{13} \cdot X_1 \cdot X_3 + a_{23} \cdot X_2 \cdot X_3 + a_{123} \cdot X_1 \cdot X_2 \cdot X_3 \quad (72)$$

Ce modèle est appelé le modèle postulé. Les modèles établis sont des modèles de prévision valables dans le domaine d'étude, un domaine que l'on doit toujours préciser.

V.2.4.2. Modélisation expérimentale

Deux compléments doivent être apportés au modèle purement mathématique précédemment décrit. Le premier complément est le manque d'ajustement. Cette expression traduit le fait que le modèle choisi par l'expérimentateur avant les expériences est probablement un peu différent du modèle réel qui régit le phénomène étudié. Il y a un écart entre ces deux modèles. Cet écart est le manque d'ajustement (*lack of fit* en anglais). Le second complément est la prise en compte de la nature aléatoire de la réponse. En effet, dans le cas général, si l'on mesure plusieurs fois une réponse en un même point expérimental, on n'obtiendra pas exactement le même résultat. Il y a une dispersion des résultats. Les dispersions ainsi constatées sont appelées erreurs aléatoires ou erreurs expérimentales.

On note ces erreurs par la lettre e et la relation générale doit être modifiée ainsi :

$$y = f(X_1, X_2, X_3, \dots, X_n) + e \quad (73)$$

V.2.4.3. Système d'équations

Chaque point expérimental apporte une valeur de la réponse. Or cette réponse est modélisée par un polynôme dont les coefficients sont les inconnues qu'il faut déterminer. À la fin du plan d'expériences, on a un système de n équations (s'il y a n essais) à p inconnues (s'il y a p coefficients dans le modèle choisi a priori). Ce système s'écrit d'une manière simple en notation matricielle :

$$y = X \cdot a + e \quad (74)$$

Où :

- y est le vecteur des réponses,
- X est la matrice de calcul des coefficients ou matrice du modèle qui dépend des points expérimentaux choisis pour exécuter le modèle postulé,
- a est le vecteur des effets,
- e est le vecteur des écarts.

Ce système ne peut pas, en général, être résolu simplement car le nombre d'équations est inférieur au nombre d'inconnues. Cette résolution ne peut être menée à bien que si l'on utilise une méthode de régression. La plupart du temps cette méthode est basée sur le critère d'optimisation des moindres carrés. On obtient ainsi les estimations des coefficients que l'on note $\hat{\mathbf{a}}$. Le résultat de ce calcul est donné par l'équation (74) :

$$\hat{\mathbf{a}} = (\mathbf{X}^t \mathbf{X})^{-1} \mathbf{X}^t \mathbf{y} \quad (75)$$

Où :

- la matrice \mathbf{X}^t est la matrice transposée de \mathbf{X} .
- la matrice d'information $\mathbf{X}^t \mathbf{X}$,
- la matrice de dispersion $(\mathbf{X}^t \mathbf{X})^{-1}$.

V.3. Optimisation par la méthode des plans d'expériences

On applique dans cette étude une méthode d'optimisation, par la méthode des plans d'expériences, du processus de soudage par friction malaxage FSW qui basé sur différents paramètres comme la vitesse de rotation, la vitesse de soudage et le profil du pion qui porte un rapport surfacique (S_s/S_d) représentant le type du pion, où S_s/S_d représente le rapport entre la surface occupée par le pion en état statique et la surface occupée par le pion en état dynamique. Par exemple, dans le cas d'un pion rond, le rapport surfacique est égal à 1 et dans le cas où le pion est carré on trouve le rapport 1,57.

Les effets de la vitesse de rotation, la vitesse de soudage et les profils du pion sur la résistance à la rupture de traction des joints ont été étudiées dans une zone de soudage composée de deux matériaux AA6061-T651 et AA7075-T651 qui ont été soudés par friction malaxage. Deux outils différents, en acier à outils H13, ayant des profils de pions différents sont utilisés pour fabriquer les joints soudés [110].

Les expériences effectuées par Ravikumar [110] donnent des résultats de différentes résistances à la rupture pour chaque variation des paramètres étudiés pour déterminer le fonctionnement et la gamme possible des paramètres du processus de soudage par la méthode des plans d'expérience. Les paramètres de processus influencés et leur plage de travail pour le soudage FSW de AA6061-T651 et T651-AA7075 sont présentés dans le Tableau 7.

Tableau 7. Différents paramètres de FSW et les niveaux sélectionnés.					
N°	paramètres	Symbole	Unité	niveau	
				Bas (-1)	Haut (+1)
1	Vitesse de rotation	R	rpm	800	1000
2	Vitesse de soudage	S	mm/min	90	100
3	Type du pion	P	-	Rond (1)	Carré (1,57)

V.3.1. Codage de la matrice d'expériences

Les paramètres de réglage d'un processus traduisent le plus souvent des grandeurs différentes. Il convient donc de standardiser les variations de ces paramètres pour avoir accès aux outils généraux de construction des plans d'expériences. Pour cela on utilise une relation de codage unique définie à partir de la transformation bijective définissant la valeur x_i à partir de la relation (76) que l'on peut retrouver dans l'ensemble des ouvrages traitant des plans pour étude de surface de réponses comme par exemple [109]:

$$X_i = \frac{u_i - \left(\frac{u_{i\max} + u_{i\min}}{2} \right)}{\left(\frac{u_{i\max} - u_{i\min}}{2} \right)} \quad (76)$$

$u_{i\max}$ et $u_{i\min}$ étant les bornes définies par l'utilisateur et u_i le niveau réel donné au facteur i .

Le facteur codé X , transformé du facteur u , est sans dimension et ses valeurs sont comprises dans l'intervalle borné $[-1 ; 1]$.

– **Variables naturelles** : ce sont les facteurs étudiés, notés u_i ($i=1$ à k , k le nombre de facteurs).

Lorsque la variable naturelle u_i prend deux niveaux dans une expérimentation, on convient de désigner par u_i (inf.) son niveau inférieur et par u_i (sup.) son niveau supérieur [111].

– **Variables codées** : le traitement des données, issues des plans d'expériences, exige l'utilisation de variables sans dimension, désignées par «variables codées», à la place des «variables naturelles». Pour cela, on associe à chaque variable naturelle u_i une variable codée X_i , qui prend le niveau (-1) pour le niveau u_i (inf.), et le niveau $(+1)$ pour le niveau u_i (sup.) [111].

V.3.2. Matrice d'expériences

Un plan d'expériences peut être défini comme une suite d'essais organisés à l'avance, de manière à déterminer, au moyen d'un nombre réduit d'essais et avec un maximum de précision, l'influence de multiples paramètres (facteurs) sur une propriété étudiée (réponses). La matrice

d'expériences d'un plan factoriel complet à k facteurs à deux niveaux est obtenue par la combinaison, de toutes les manières possibles, des deux niveaux attribués à chaque facteur.

Dans notre cas de trois facteurs, la matrice d'expériences est représentée par le tableau 8 (à l'exclusion de la dernière colonne relative aux valeurs des réponses mesurées dans l'exemple traité [110]). Les points expérimentaux, définissant le domaine expérimental d'étude, sont localisés aux sommets d'un hypercube présenté dans la figure 96.

En réalisant une matrice d'expériences de type 2^k , les effets des facteurs et de leurs interactions sur une propriété déterminée peuvent être estimés par les valeurs des coefficients d'un modèle mathématique du type polynomial du premier degré (par rapport à chaque variable) traduisant la relation de cause à effet entre la réponse y et les facteurs X_i .

Dans le cas d'un plan 2^3 est associé un modèle mathématique, y, d'expression :

$$y = a_0 + a_1.X_1 + a_2.X_2 + a_3.X_3 + a_{12}.I_{12} + a_{13}.I_{13} + a_{23}.I_{23} \quad (77)$$

a_0 : la 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.

Tableau 8. Matrice expérimentale.				
N° Essai	Vitesse de rotation (rpm) (R) ≡ (X₁)	Vitesse de soudage (mm/min) (S) ≡ (X₂)	Profil du pion (S_s/S_d) (P) ≡ (X₃)	Résistance à la rupture-UTS (Mpa) (Y)
01	800	90	1	174
02	1000	90	1	184
03	800	100	1	186
04	1000	100	1	188
05	800	90	1,57	150
06	1000	90	1,57	172
07	800	100	1,57	160
08	1000	100	1,57	175

Un plan 2^k comporte 2^k points expérimentaux qui se situent aux 2^k sommets d'un hypercube à k dimensions (figure 96). Le modèle mathématique contient 2^k coefficients qui sont les inconnues. L'ensemble des résultats d'un plan 2^3 conduit donc à un système de 8 équations à 8 inconnues, si l'on ne tient pas compte des erreurs expérimentales. Ce système peut se mettre sous forme matricielle :

$$Y = X.a \quad (78)$$

Avec :

Y : vecteur ayant pour composantes les réponses de chaque essai, et représenté par une matrice colonne ($2^k, 1$),

a : vecteur ayant pour composantes la moyenne, les effets des facteurs et toutes les interactions, et représenté par une matrice colonne ($2^k, 1$) ; ces composantes sont les inconnues que l'on cherche à déterminer,

X : matrice carrée ($2^k, 2^k$) composée de -1 et $+1$ suivant les valeurs des niveaux x_i .

Si nous reprenons le système du plan 2^3 , la relation (78) prend la forme suivante :

$$\begin{bmatrix} y_1 \\ y_2 \\ y_3 \\ y_4 \\ y_5 \\ y_6 \\ y_7 \\ y_8 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & -1 & -1 & -1 & 1 & 1 & 1 & -1 \\ 1 & 1 & -1 & -1 & -1 & -1 & 1 & 1 \\ 1 & -1 & 1 & -1 & -1 & 1 & -1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 & -1 & 1 & -1 & -1 & -1 \\ 1 & -1 & -1 & 1 & 1 & -1 & -1 & 1 \\ 1 & 1 & -1 & 1 & -1 & 1 & -1 & -1 \\ 1 & -1 & 1 & 1 & -1 & -1 & 1 & -1 \\ 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} a_0 \\ a_1 \\ a_2 \\ a_3 \\ a_{12} \\ a_{13} \\ a_{23} \\ a_{123} \end{bmatrix}$$

La matrice **X** comporte une colonne de $+1$, et sept colonnes ayant chacune autant de signes positifs que de signes négatifs. Si l'on multiplie signe à signe deux quelconques de ces colonnes et que l'on additionne les produits, on trouve zéro. On dit que la matrice est orthogonale. Cette propriété est très importante car, dans ce cas, l'inverse de **X** est égale à la transposée de **X** divisée par le nombre de lignes **n** [112]. En effet, d'après Hadamard, on a, pour ce type de matrice, la relation (79) :

$$X^t X = n.I \quad (79)$$

Avec **I** représente la matrice unité.

Où **X^t** est la matrice transposée de **X**, **I** la matrice identité et **n** le nombre d'expériences réalisées. **n** doit être un multiple de 4.

Le calcul de l'inconnue \mathbf{a} s'effectue à partir de la relation (78), en tenant compte de la relation (79) :

$$\left. \begin{aligned} X^t y &= X^t X.a \\ X^t y &= n.I.a \\ a &= \frac{1}{n} X^t y \end{aligned} \right\} \quad (80)$$

La relation (81) est valable pour tous les plans factoriels complets. Chaque élément de \mathbf{a} est donc de la forme :

$$a_i = \frac{1}{n} [\pm y_1 \pm y_2 \pm y_3 \pm \dots \pm y_n] \quad (81)$$

Le choix des expériences réalisées sera explicité par la suite. On utilise un tableau nommé matrice de calcul pour récapituler l'ensemble des essais (tableau 9).

Elle comprend plusieurs colonnes ; la première identifie la moyenne des essais, les suivantes indiquent les états des facteurs exprimés en unités codés, chaque colonne étant représentative d'un facteur. La dernière colonne indique les réponses obtenues pour chaque essai de soudage [110]. Les lignes inférieures rappellent les valeurs des niveaux en unités naturelles.

Tableau 9. Matrice de calcul.									
N° Essai	Moyenne	X ₁	X ₂	X ₃	I ₁₂	I ₁₃	I ₂₃	I ₁₂₃	UTS (MPa) (Y)
01	1	-1	-1	-1	1	1	1	-1	174
02	1	1	-1	-1	-1	-1	1	1	184
03	1	-1	1	-1	-1	1	-1	1	186
04	1	1	1	-1	1	-1	-1	-1	188
05	1	-1	-1	1	1	-1	-1	1	150
06	1	1	-1	1	-1	1	-1	-1	172
07	1	-1	1	1	-1	-1	1	-1	160
08	1	1	1	1	1	1	1	1	175
Effets et interactions	a₀	a₁	a₂	a₃	a₁₂	a₁₃	a₂₃	a₁₂₃	
	173,625	6,125	3,625	-9,375	-1,875	3,125	-0,375	0,128	
niveau -		800	90	Rond					
niveau +		1000	100	Carré					

Le calcul des effets par la méthode des moindres carrées permet d'obtenir le modèle mathématique ajusté suivant :

$$y = 173,625 + 6,125 X_1 + 3,625 X_2 - 9,375 X_3 - 1,875 I_{12} + 3,125 I_{13} - 0,375 I_{23} + 0,128 I_{123}$$

$$UTS = 173,625 + 6,125 R + 3,625 S - 9,375 P - 1,875 RS + 3,125 RP - 0,375 PS + 0,128 RSP$$

La figure 96 donne l'image géométrique du plan d'expériences :

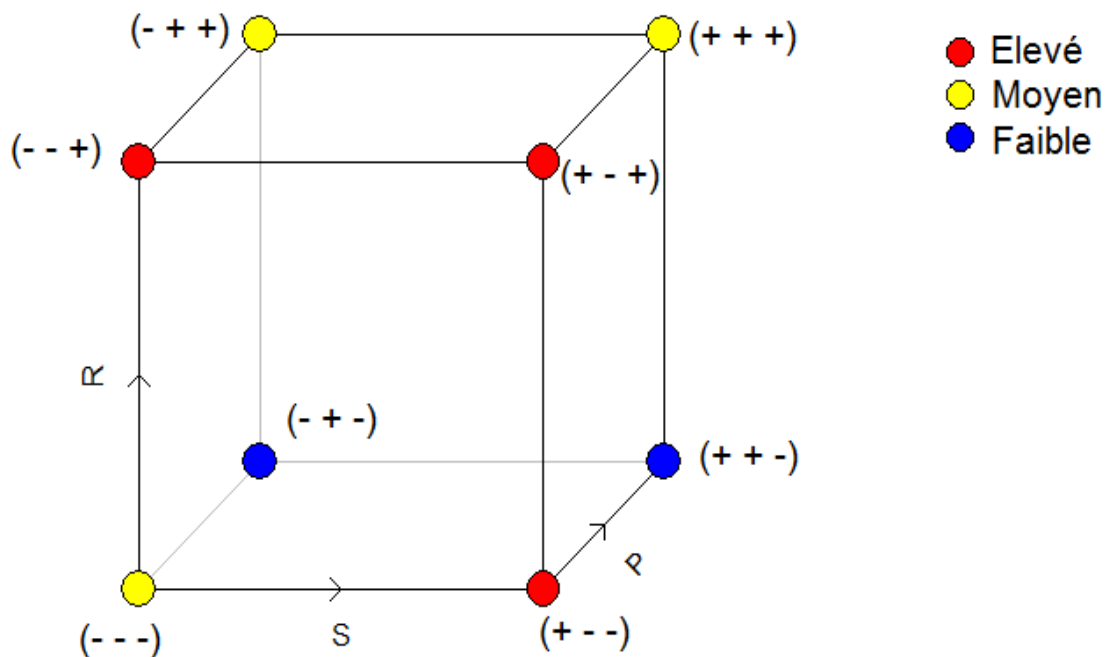


Figure 96. Représentation géométrique d'un plan 2^3 .

V.4. Analyse des effets

V.4.1. Effet principal de chaque facteur

La figure 97 représente l'effet de chaque facteur seul sur la résistance à la rupture. Depuis le plan expérimental dans notre cas qui est un plan factoriel complet à deux niveaux, tous les facteurs varient simultanément et de manière systématique équilibrée. Cela permet l'estimation d'un effet principal de chaque facteur indépendamment des autres facteurs.

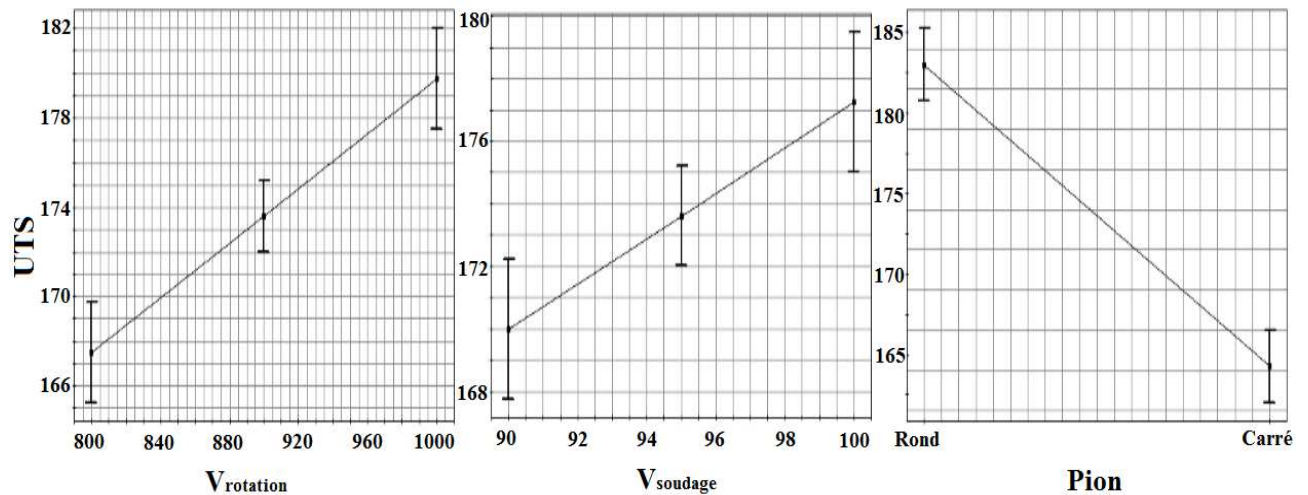


Figure 97. Illustration de l'effet principal des tris facteurs.

Nous allons maintenant décrire l'effet principal d'un facteur. Considérons la figure 97, ceci est une représentation graphique de la façon dont une réponse, UTS, peut changer en raison de l'évolution des valeurs des facteurs : vitesse de rotation (X_1), vitesse de soudage (X_2) et type de profil du pion (X_3), la réponse est la résistance à la rupture.

Le principal effet d'un facteur est défini comme la variation de la réponse en raison de la variation d'un facteur de son faible niveau à son niveau élevé.

Ainsi, dans notre cas, l'effet principal des facteurs est l'augmentation de la résistance à la rupture lorsque l'on augmente les valeurs des facteurs dans l'opération de soudage de 800 rpm à 1000 rpm pour la vitesse de rotation et de 90 mm/min à 100 mm/min pour la vitesse de soudage ; le profil du pion circulaire montre la grande importance par rapport au pion carré, ceci est évident dans la valeur de la résistance à la rupture qui est comprise entre 183 MPa et 164,25 MPa respectivement.

En outre, nous pouvons voir dans la figure 97 que l'effet principal de la vitesse de rotation équivaut à environ 13 unités de résistance à la rupture de 167,5 MPa à 179,75 MPa et 8 unités de résistance à la rupture de 170 MPa à 177,25 MPa concernant l'effet principal de la vitesse de soudage ; ce qui met en évidence l'influence de la vitesse de rotation par rapport à la vitesse de soudage en comparant la pente de chaque effet ; l'influence le plus important du type de pion par rapport aux autres facteurs indique que plus le rapport surfacique S_s/S_d est élevé, plus la résistance à la rupture est abaissée.

V.4.2. Effet d'interaction pour deux facteurs

Il est possible de créer des graphes d'interaction spécifique explorant la nature de ces interactions. Ces graphes sont fournis à la figure 98.

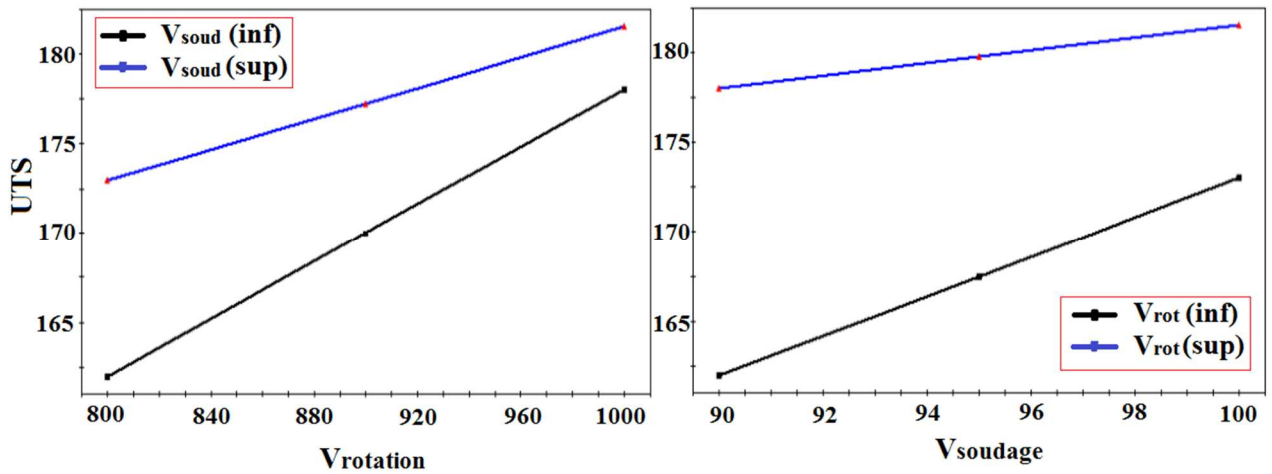


Figure 98. Interaction entre la vitesse de rotation et la vitesse de soudage.

La figure 98-gauche montre que lorsque l'on augmente la vitesse de rotation, la résistance à la rupture augmente. Cependant, l'influence de la vitesse de rotation est élevée lorsque la vitesse de soudage est définie à son niveau le plus haut qu'à son niveau le plus bas. En d'autres termes, l'effet de la vitesse de rotation dépend de niveau de la vitesse de soudage et surtout si la vitesse de rotation possède une valeur basse. De la même manière, on voit sur la figure 98-droite que l'influence de la vitesse de soudage est plus grande lorsque la vitesse de rotation est fixée à son niveau plus haut. Maintenant, nous concluons que l'influence de la vitesse de soudage est moins importante lorsque la vitesse de rotation prend des valeurs de plus en plus grandes et cela est peut être expliqué par la faible pente.

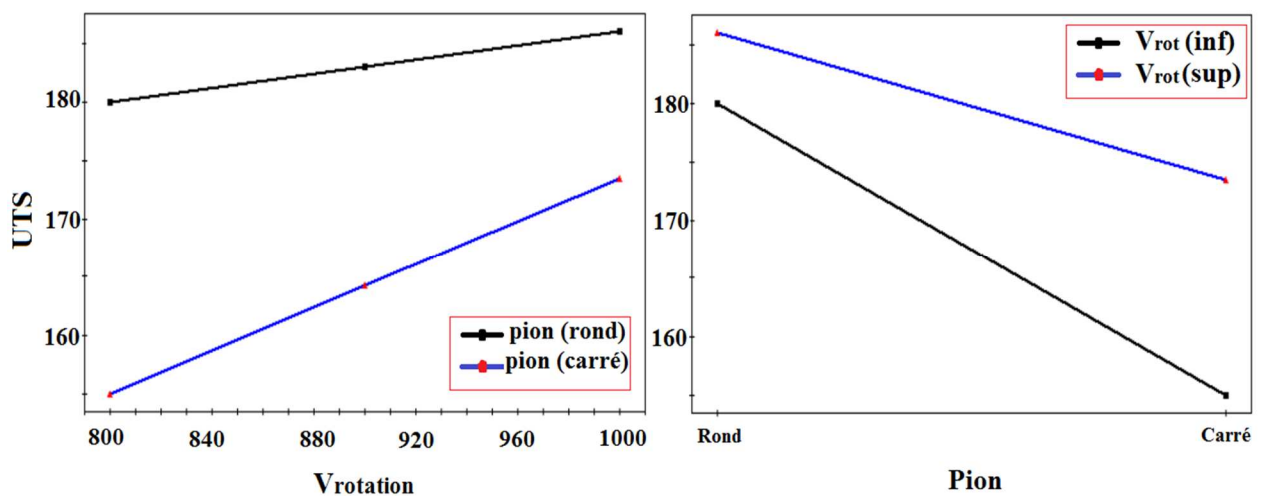


Figure 99. Interaction entre la vitesse de rotation et le profil du pion.

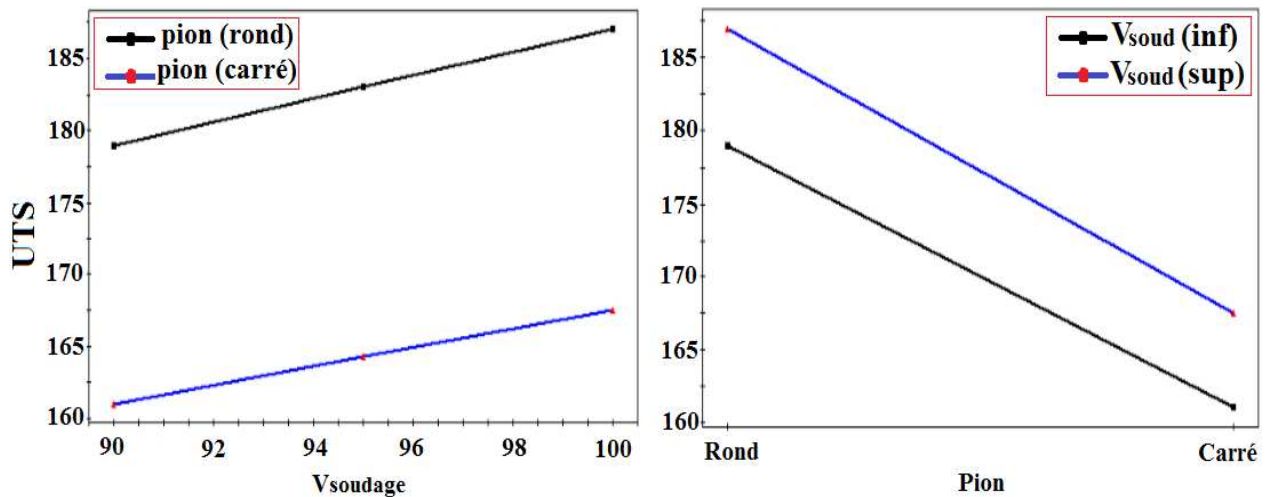


Figure 100. Interaction entre la vitesse de soudage et le profil du pion.

De la même manière, on voit sur la figure 99-gauche et figure 100-gauche que lorsque la vitesse de rotation et la vitesse de soudage sont augmentées, la résistance à la rupture est proportionnellement élevée si nous choisissons le pion rond qui prend le rapport (S_s/S_d) égale à 1, pour le cas d'un pion carré qui prend le rapport (S_s/S_d) égale à 1,57, la résistance à la rupture est plus basse ; cette influence est légèrement prononcée lorsque le rapport (S_s/S_d) est élevé.

La figure 99-droite et la figure 100-droite montrent que pour un pion rond, la résistance est plus importante pour une valeur élevée de la vitesse de rotation et la vitesse de soudage, par contre, on remarque des valeurs moins importantes de la résistance à la rupture pour un pion carré ; alors, lorsque le rapport surfacique est important, la résistance à la rupture est plus faible.

V.4.3. Analyse par la méthode de surface de réponse

Les effets principaux et les effets d'interaction à deux facteurs ont des impacts différents sur l'apparition d'un modèle empirique. Les figures ci-dessous montrent les surfaces de réponse obtenues lors de l'ajustement d'un modèle d'interaction pour une réponse de la résistance à la rupture. Les deux effets principaux font la pente de la surface et l'interaction à deux facteurs amènent à se tordre, ceci est une façon d'interprétation de ces effets.

Ces interactions peuvent être considérées comme représentant des lignes de la surface de réponse mentionnée sur chaque figure.

V.4.3.1. Interaction entre la vitesse de rotation et la vitesse de soudage

Nous pouvons voir que le profil du pion, en principe, a une grande influence pour la résistance à la rupture. Puisque nous voulons obtenir la résistance la plus élevée possible, nous devrions fixer le type du pion, puis laisser les deux autres facteurs varier. Ces courbes de contour de réponse sont tracées dans la figure 101 qui représente le cas d'un pion carré et la figure 102 qui représente le cas d'un pion rond.

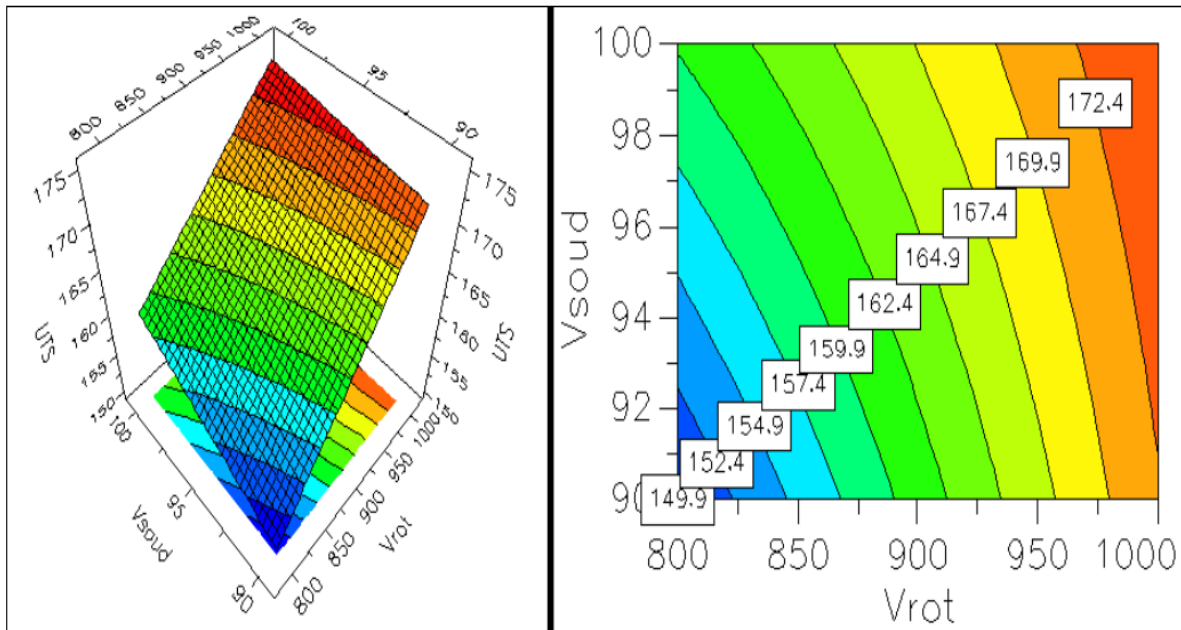


Figure 101. Réponse de surface dans le cas d'un pion carré.

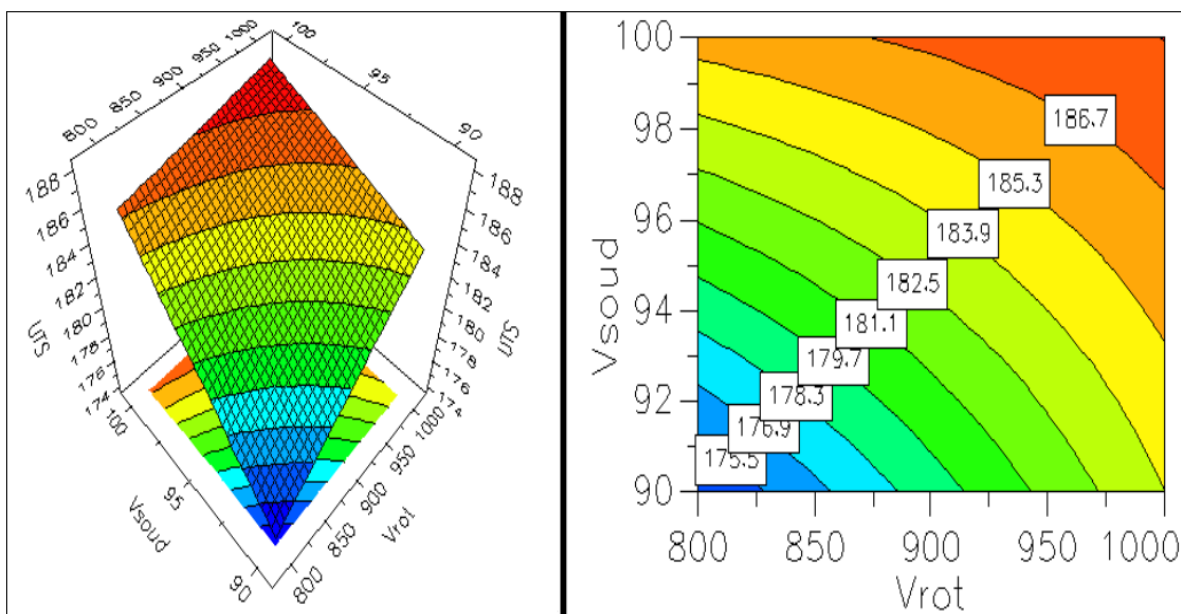


Figure 102. Réponse de surface dans le cas d'un pion rond.

Dans le cas d'un pion carré, la résistance à la rupture prend des valeurs croissantes, si la vitesse de rotation et la vitesse de soudage augmentent simultanément, jusqu'à 175 MPa, cette valeur est atteinte dans le cas où la vitesse de rotation et la vitesse de soudage sont élevées ; mais lorsque la vitesse de rotation atteint une valeur maximale, l'influence de la vitesse de soudage diminue. La même chose pour un pion rond sauf que la résistance à la rupture dans ce cas atteint une valeur maximale, supérieure à celle obtenue dans le premier cas, 180 MPa. Donc, la plage de la réponse dans le cas d'un pion rond (de 149 MPa à 175 MPa) est plus importante que celle obtenue dans le cas d'un pion carré (de 174,1 MPa à 188,1 MPa).

V.4.3.2. Interaction entre la vitesse de rotation et le profil du pion

Il s'agit dans ce cas de fixer la vitesse de soudage à son niveau bas puis à son niveau haut, et laisser les deux autres facteurs varier. Ces courbes de contours de réponse sont tracées dans la figure 103 et la figure 104. L'augmentation de la vitesse de rotation avec la diminution de rapport surfacique du profil de pion entraînent l'augmentation de la résistance à la rupture des joints soudés jusqu'à une valeur maximale de 183,9 MPa dans le cas où la vitesse de soudage est faible (figure 103), et de 188,1 MPa pour une vitesse de soudage élevée (figure 104), ce qui nous amène à conclure que pour un pion rond, la réponse est toujours maximale surtout dans le cas où la vitesse de soudage est élevée ; et pour un pion carré ou un pion porte un rapport élevé, la réponse est toujours minimale, 149,9 MPa pour une vitesse de soudage faible et 160,1 MPa pour une vitesse de soudage élevée.

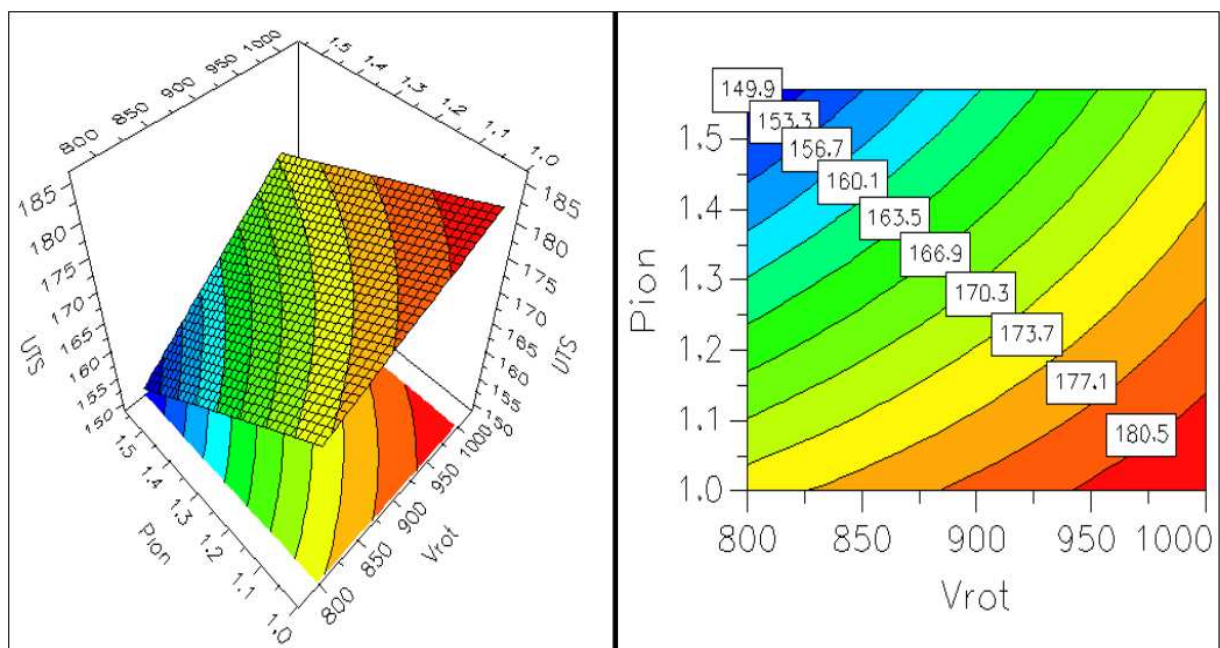


Figure 103. Réponse de surface dans le cas d'une vitesse de soudage faible.

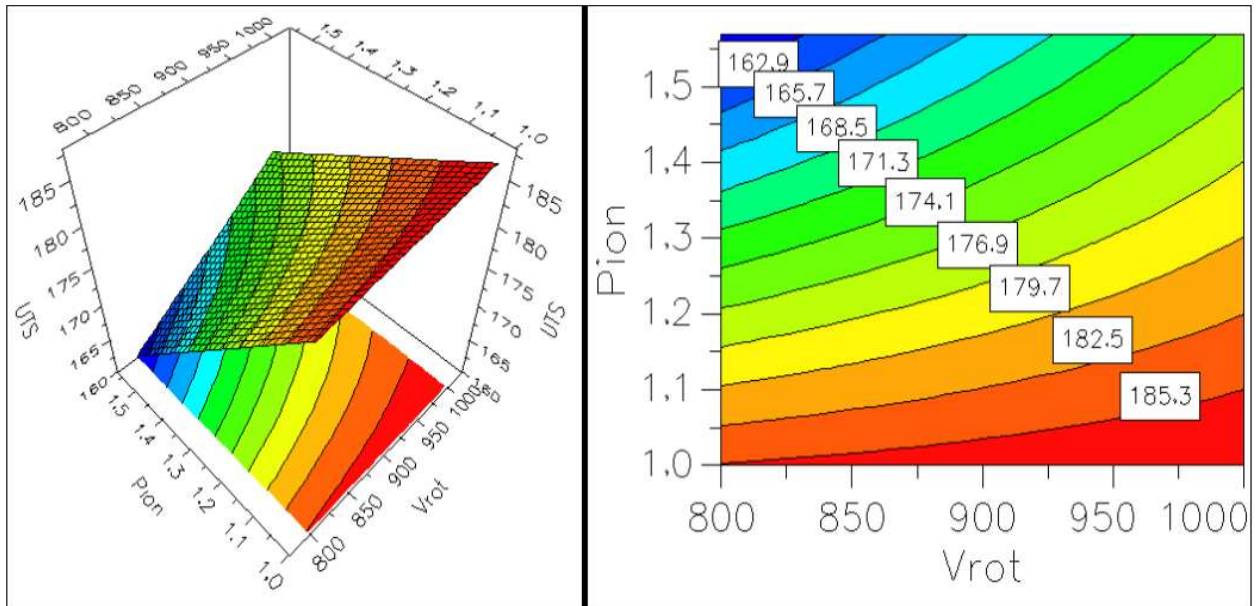


Figure 104. Réponse de surface dans le cas d'une vitesse de soudage élevée.

V.4.3.3. Interaction entre la vitesse de soudage et le profil du pion

Les figures 105 et 106 représentent la surface de réponse dans le cas où la vitesse de rotation est fixée à son niveau bas puis à son niveau haut, elles montrent le changement de la résistance à la rupture tandis que la vitesse de soudage et le profil du pion varient.

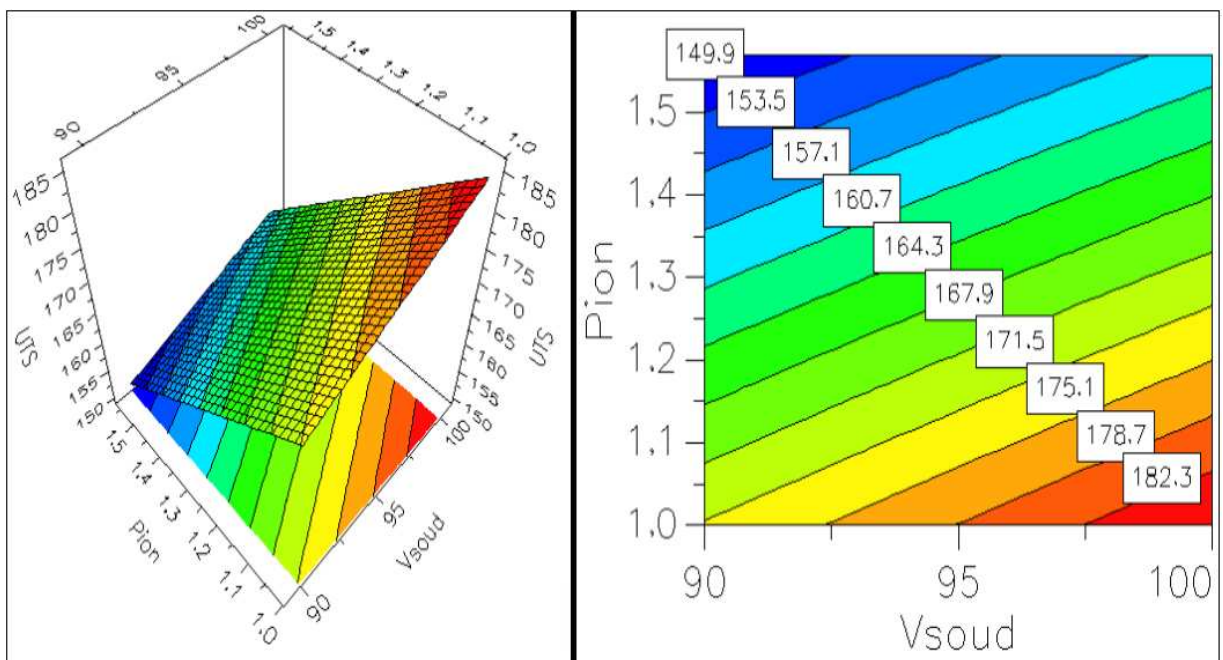


Figure 105. Réponse de surface dans le cas d'une vitesse de rotation faible.

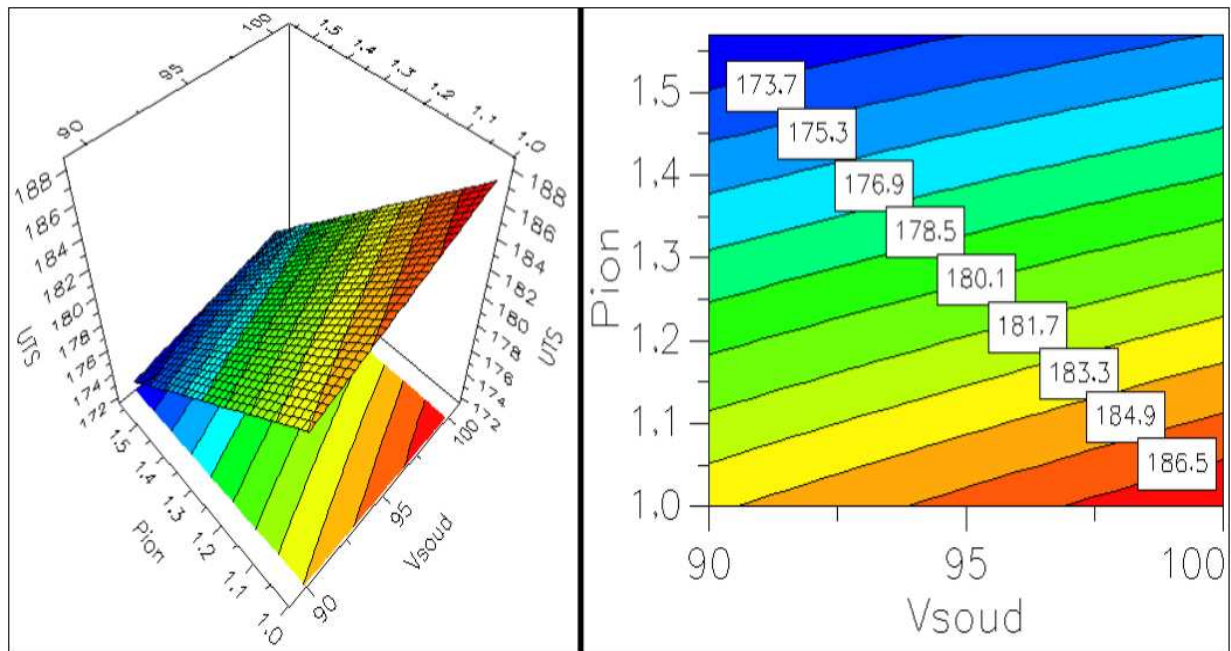


Figure 106. Réponse de surface dans le cas d'une vitesse de rotation élevée.

La figure 105 illustre les contours de réponse présentant l'effet de l'interaction de ces deux derniers paramètres d'entrée sur la résistance à la rupture. Les vitesses de soudage les plus élevées et les rapports surfaciques du pion les plus faibles dans le cas d'une faible vitesse de rotation, entraînent l'augmentation de la résistance du joint de soudure de 149,9 MPa à 185,9 MPa.

Mais dans le cas où la vitesse de rotation est élevée accompagnée d'une augmentation des vitesses de soudage et une diminution des rapports surfaciques, on constate que cette configuration entraîne l'élimination des défauts dans la zone de soudage en raison d'assez de frottement et du flux de matière plastique, donc la résistance est plus élevée de 172,1 MPa à 188,1 MPa.

V.5. L'influence de tous les facteurs

V.5.1. Calcul des résidus

D'après la relation du modèle mathématique trouvé, on calcul les réponses estimées (tableau 10) :

y_i	Modèle appliqué de chaque expérience	$y_{\text{préd}}$
y_1	$173,625 + 6,125 (-1) + 3,625 (-1) - 9,375 (-1) - 1,875 (1) + 3,125 (1) - 0,375 (1)$	174,125
y_2	$173,625 + 6,125 (1) + 3,625 (-1) - 9,375 (-1) - 1,875 (-1) + 3,125 (-1) - 0,375 (1)$	183,875
y_3	$173,625 + 6,125 (-1) + 3,625 (1) - 9,375 (-1) - 1,875 (-1) + 3,125 (1) - 0,375 (-1)$	185,875
y_4	$173,625 + 6,125 (1) + 3,625 (1) - 9,375 (-1) - 1,875 (1) + 3,125 (-1) - 0,375 (-1)$	188,125
y_5	$173,625 + 6,125 (-1) + 3,625 (-1) - 9,375 (1) - 1,875 (1) + 3,125 (-1) - 0,375 (-1)$	149,875
y_6	$173,625 + 6,125 (1) + 3,625 (-1) - 9,375 (1) - 1,875 (-1) + 3,125 (1) - 0,375 (-1)$	172,125
y_7	$173,625 + 6,125 (-1) + 3,625 (1) - 9,375 (1) - 1,875 (-1) + 3,125 (-1) - 0,375 (1)$	160,125
y_8	$173,625 + 6,125 (1) + 3,625 (1) - 9,375 (1) - 1,875 (1) + 3,125 (1) - 0,375 (1)$	174,875

Alors, on peut calculer le résidu (tableau 11) pour chaque expérience qui représente la valeur absolue de l'écart entre la réponse expérimentale et la réponse prédite (estimée) avec la relation (82) :

$$e_i = |Y_{\text{exp}} - Y_{\text{estimé}}| \quad (82)$$

y_{exp}	$Y_{\text{estimé}}$	e_i
174	174,125	-0,125
184	183,875	0,125
186	185,875	0,125
188	188,125	-0,125
150	149,875	0,125
172	172,125	-0,125
160	160,125	-0,125
175	174,875	0,125

Nous pouvons passer à l'étape suivante, l'analyse de régression et le modèle d'interprétation. Lors de l'ajustement d'un modèle de régression, l'outil de diagnostic le plus important est constitué de deux paramètres compagnons R^2 et Q^2 , un tracé de ceux-ci pour le modèle de la résistance à la rupture (UTS) est montré dans la figure 107.

La barre de gauche de la figure 107 est R^2 et il revient à 1. Ce paramètre est appelé la qualité de l'ajustement, et est une mesure de la manière où le modèle de régression peut être amené à ajuster les données brutes, R^2 varie entre 0 et 1, où 1 indique un modèle parfait et 0 aucun

modèle. Quand R^2 est égal à 1 tous les points sont situés sur la diagonale de la figure 108, le principal inconvénient de R^2 est qu'il peut être arbitrairement proche de 1. Par conséquent, R^2 seul, n'est pas un indicateur suffisant pour sonder la validité d'un modèle.

Une meilleure indication de la validité d'un modèle de régression est donnée par le paramètre Q^2 . Q^2 est la barre à droite dans la figure 107 et il est égal à 0,993. Ce paramètre est appelé la qualité de prédiction, et estime que la puissance prédictive du modèle. Ceci est un indicateur de performance utile et plus réaliste, car il reflète l'objectif de modélisation des prévisions de nouvelles expériences. Comme R^2 , Q^2 a une borne supérieure égale à 1, mais sa limite inférieure est moins l'infini, Q^2 négatif indique un modèle invalide dépourvu de toute puissance prédictive. Pour qu'un modèle passe ce test de diagnostic, à la fois R^2 et Q^2 doivent être élevés, et de préférence leur différence ne dépasse pas 0,2 ou 0,3, une différence sensiblement plus grande constitue un avertissement d'un modèle inapproprié. D'une manière générale, une $Q^2 > 0,5$ devrait être considérée comme bonne, et $Q^2 > 0,9$ comme excellente.

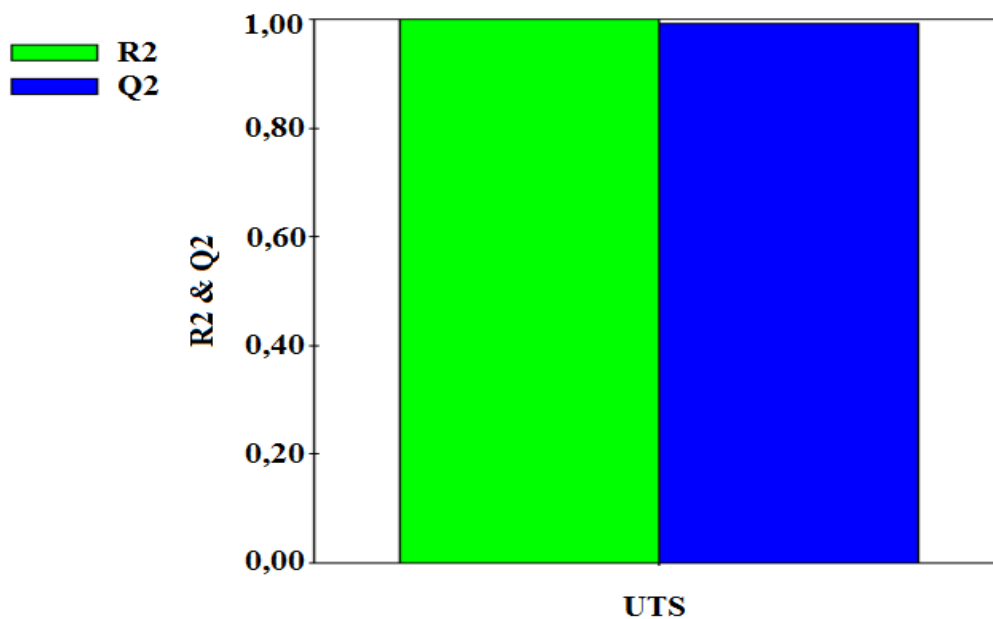


Figure 107. Paramètres d'ajustement.

Dans la figure 108, l'ajustement est excellent, parce que tous les points sont situés à proximité de la ligne. Cependant, nous pouvons voir qu'il y a des petits écarts entre les valeurs de réponse calculées et mesurées (observées), à savoir, les petites distances verticales entre les points sur la ligne de régression. Une estimation moyenne de ces écarts est donnée par l'écart type résiduel.

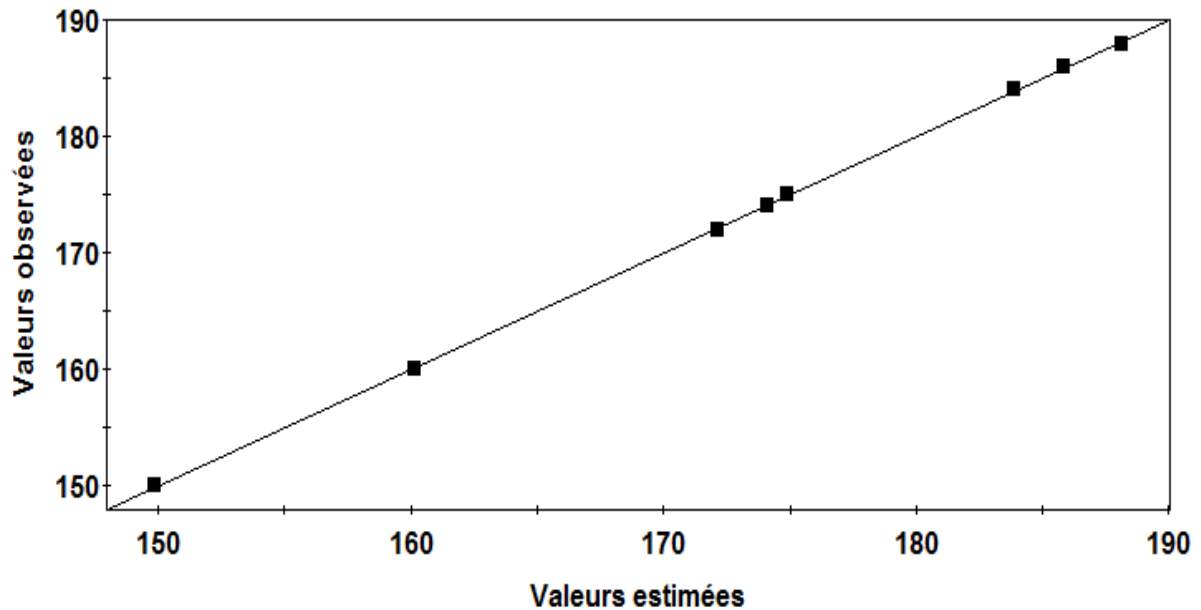


Figure 108. La relation entre les réponses calculées et observées du soudage FSW.

V.6. Signification des effets

On cherche à déterminer l'influence de chaque variable et chaque interaction sur la réponse pour un risque choisit de 5 %.

Un effet sera dit significatif s'il est pour un risque donné, significativement différent de 0.

On testera donc l'hypothèse : $H_0 = \langle\langle a_i = 0 \rangle\rangle$

Contre l'hypothèse : $H_1 = \langle\langle a_i \neq 0 \rangle\rangle$

Pour cela on utilise le test de Student donné par la relation (83) :

$$t_i = \frac{|a_i|}{\sigma_i} \quad (83)$$

Pour le test on utilise la table de Student à $\nu = n - p$ (ν : ddl)

Où : n : est le nombre d'expériences réalisées,

P : est le nombre d'effets y compris la constante (la moyenne).

D'où la règle :

- ☞ si $t_i > t_{\text{crit}}(\alpha, \nu)$, on rejette H_0 au risque accepté.
- ☞ si $t_i < t_{\text{crit}}(\alpha, \nu)$, on accepte H_0 au risque accepté.

Pour un risque de première espèce α (1% ou 5%), on lit dans la table de Student la valeur $t_{\text{crit}}(\alpha, \nu)$, en utilisant la partie de la table relative à un test bilatéral.

V.6.1. Variance expérimentale

La variance commune des résidus est estimée avec $\nu = n - p$ degrés de libertés et en négligeant au moins un effet, Si pour un plan complet $n = p$ alors on ne peut pas calculer la variance commune des résidus σ^2 . C'est pour cela que, dans la pratique, il est d'usage de négliger les interactions d'ordre élevé (3 ou plus). C'est souvent le contexte et la connaissance de lois régissant le phénomène étudié qui permet de négliger certaines interactions et donc de pouvoir conduire des calculs statistiques [113].

Les calculs statistiques qui permettent de savoir si les effets sont significatifs, de calculer les intervalles de confiance ou de valider la linéarité du modèle font intervenir d'une part les résidus e_i , c'est-à-dire la différence entre la valeur expérimentale et la valeur prédite par le modèle et, d'autre part un estimateur de la variance commune des résidus. Cet estimateur est donné par la relation (84) :

$$\sigma^2 = \frac{1}{n-p} \sum e_i^2 \quad (84)$$

Dans ces conditions, on peut montrer que tous les effets ont la même variance donnée par la relation (85) :

$$\sigma_i^2 = \frac{\sigma^2}{n} \quad (85)$$

Considérons notre plan d'expérience 2^3 dans lequel on néglige l'interaction d'ordre 3, on rassemble les résidus et les variances correspondent à chaque effet dans le tableau 12 :

Tableau 12. Calcul des résidus et des variances.		
Y_i estimés	e_i^2	σ_i
174,125	0,015625	0,125
183,875	0,015625	0,125
185,875	0,015625	0,125
188,125	0,015625	0,125
149,875	0,015625	0,125
172,125	0,015625	0,125
160,125	0,015625	0,125
174,875	0,015625	0,125

La variance commune des résidus est donnée comme suit :

$$\sigma^2 = \frac{1}{n-p} \sum e_i^2 = \frac{1}{8-7} (8 * 0,015625) = 0,125$$

Et la variance commune de tous les effets :

$$\sigma_i^2 = \frac{\sigma^2}{n} = \frac{0,125}{8} = 0,015625$$

Puis, on trouve le calcul du test de Student « t » pour chaque effet :

$$t_i = \frac{|a_i|}{\sigma_i}$$

La table du test de Student donne, pour un risque de 5 % avec $v = n - p = 8 - 7 = 1$ ddl :

$$t(\alpha;v) = t(0,05;1) = 12,706$$

Un effet sera donc significatif au risque de 5% s'il son "t_i" et supérieur à 12,706. On obtient le tableau 13 :

Tableau 13. Signification des effets.		
t_i	Résultat	Remarque
t ₀ = 1389 > 12,71	<i>significatif</i>	L'effet de la valeur constante (moyenne) est significatif
t ₁ = 49 > 12,71	<i>significatif</i>	L'effet de la vitesse de rotation est significatif
t ₂ = 29 > 12,71	<i>significatif</i>	L'effet de la vitesse de soudage est significatif
t ₃ = 75 > 12,71	<i>significatif</i>	L'effet de profil du pion est significatif
t ₁₂ = 15 > 12,71	<i>significatif</i>	L'effet de l'interaction entre la vitesse de rotation et la vitesse de soudage est significatif
t ₁₃ = 25 > 12,71	<i>significatif</i>	L'effet de l'interaction entre la vitesse de rotation et le profil du pion est significatif
t ₂₃ = 3 < 12,71	<i>non significatif</i>	L'effet de l'interaction entre la vitesse de soudage et le profil du pion n'est pas significatif

On peut donc considérer que le coefficient a₂₃ n'est pas significativement différent de 0. Donc, ce tableau montre que seul les variables X₁, X₂, X₃ et les interactions I₁₂, I₁₃ sont significatives.

Il faudrait donc retenir un modèle de la forme :

$$y = 173,625 + 6,125 X_1 + 3,625 X_2 - 9,375 X_3 - 1,875 X_1 X_2 + 3,125 X_1 X_3$$

$$UTS = 173,625 + 6,125 R + 3,625 S - 9,375 P - 1,875 RS + 3,125 RP$$

V.6.1. Intervalle de confiance des effets

Nous déterminerons un intervalle de confiance, au risque de 5%, pour les coefficients des effets significatifs : a_1 , a_2 , a_3 , a_{12} et a_{13} . Si l'on choisit un risque α , on détermine à l'aide de la table de Student le nombre $t(\alpha, v)$ et l'intervalle de confiance d'un effet est donné par :

$$\text{risque } \alpha_i : [(a_i - t(\alpha, v) \sigma_i) ; (a_i + t(\alpha, v) \sigma_i)]$$

Après le remplacement de $t(\alpha; v)$ et σ_i par ses valeurs, on obtient :

$$\alpha_i = [a_i - 12,706*0,0125 ; a_i + 12,706*0,0125]$$

Le tableau 14 représente l'intervalle de confiance des coefficients des effets significatifs :

Tableau 14. Intervalle de confiance des effets.			
	a_i	Borne supérieur	Borne inférieur
α_1	6,125	5,966175	6,283825
α_2	3,625	3,466175	3,783825
α_3	-9,375	-9,533825	-9,216175
α_{12}	-1,875	-2,033825	-1,716175
α_{13}	3,125	2,966175	3,283825

Remarque :

Pour chercher à l'intervalle de confiance d'un effet non significatif, a_{23} . On obtient :

$$\alpha_{23} = [-0,375-12,706*0,0125 ; -0,375+12,706*0,0125]$$

On trouve maintenant l'intervalle de l'effet a_{23} :

$$\alpha_{23} = [-0,5338 ; -0,2162]$$

On constate que la valeur de l'effet comprise dans cet intervalle de confiance est plus proche de 0, ce qui montre bien que le coefficient de l'effet a_{23} n'est pas significativement différent de 0 au risque de 5%.

V.7. Conclusion

Ce travail de recherche a donc pour but, de déceler l'influence probable et quantifier les effets des paramètres procédés sur la résistance à la rupture en traction (UTS) selon la méthode des plans d'expériences et trouver le modèle qui représente la partie analytique de cette méthode.

Un plan d'expériences permet de mieux comprendre les phénomènes suivants :

- l'influence des paramètres est quantifiée ;
- les paramètres sont hiérarchisés ;
- leur sens de variation est connu ;
- les interactions sont mises en évidence ;
- les réponses sont modélisées.

Ces connaissances permettent d'optimiser le système étudié et d'enrichir la base de données.

Ultérieurement, les informations recueillies pourront orienter d'autres études, Toutes ces raisons contribuent au développement des plans d'expériences dans le monde industriel.

Alors le choix de type du pion est très important dans une opération de soudage FSW, l'interaction de ce dernier avec la vitesse de rotation ont une influence mieux que l'interaction avec la vitesse de soudage, Sachant que le choix du pion est le facteur le plus influent (dominant) que l'effet de la vitesse de rotation et la vitesse de soudage.

CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES

CONCLUSION GÉNÉRALE

Dans le cadre de cette thèse, nous avons présenté essentiellement une contribution à l'étude de la déchirure ductile sur les structures soudées et l'influence des différents paramètres de soudage hétérogènes. La résistance à la déchirure ductile des assemblages soudés en acier est souvent caractérisée par des courbes exprimant l'augmentation de la force d'extension de fissure J appliquée à une éprouvette pré-fissurée pour faire croître la taille de fissure de Δa . Ces courbes « J - Δa » sont obtenues, dans la plupart des études, sur des éprouvettes CT. Cette technique ne permet pas en général d'obtenir des courbes de résistance sur de grandes déchirures. Mais son principal inconvénient est la dépendance des courbes de la géométrie et du type de chargement.

L'étude de l'hétérogénéité de la structure en utilisant les concepts de la mécanique de la rupture pose le problème de la validité de ce type d'approche proposée initialement pour les structures homogènes. En effet, la fissure est entourée de trois matériaux (Métal de Base MB, Zone Affectée Thermiquement ZAT et Métal Fondu MF) dont les structures métallurgiques et les propriétés mécaniques sont différentes. En fonction de la structure étudiée ou du chargement considéré, le rôle joué par chaque zone du joint soudé sur le chargement local de la fissure peut varier fortement.

L'approche locale de la mécanique de la rupture se propose de décrire la rupture du matériau à l'aide de modèles micromécaniques, elle comporte plusieurs modèles étudiés dans cette étude, le modèle de Rice-Tracey et le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN).

L'étude numérique de la déchirure ductile réalisée à l'aide de deux modèles basés sur l'approche globale en identifiant les paramètres nécessaires CTOD et l'intégrale J . Cette intégrale est utilisée comme un paramètre caractéristique de l'état de contrainte au voisinage de l'extrémité d'une fissure, dans les matériaux dont le comportement est non linéaire, elle peut être considérée à la fois comme un paramètre d'énergie et un paramètre d'intensité de contrainte. L'approche locale de Rice-Tracey basé sur la croissance des cavités, a permis de mettre en évidence l'importance des paramètres liés au modèle, les caractéristiques mécaniques d'une structure soudée ont un effet prépondérant sur le comportement global de ce type de structures, et le taux de croissance des cavités R/R_0 est sensible à tout changement dans les champs des contraintes et des déformations au fond de la fissure.

Tout d'abord, deux modélisations ont été envisagées afin de tester l'efficacité des deux approches, globale et locale, sous plusieurs configurations établies (chaque configuration présente l'existence de la fissure dans la zone étudiée, MB, MF ou bien ZAT). Cette étude paramétrique, basée sur des calculs par la méthode des éléments finis d'un joint soudé à l'aide d'un code de calcul, Abaqus. Nous avons réalisé cette simulation pour identifier les facteurs principaux qui régissent la résistance à la rupture d'un joint soudé et de montrer l'influence des caractéristiques mécaniques du métal de base sur le comportement global de ce type de structures (les évolutions de la charge, de l'intégrale J, du CTOD, des zones plastiques, ...). Nous avons vu qu'il était possible de simuler l'avancée de la fissure par la méthode de relâchement des nœuds. Cependant, dans une structure hétérogène, lorsque le trajet de la fissure n'est pas connu, ce modèle se limite à la prévision de l'amorçage de la fissure.

De plus, l'utilisation de critères globaux ne permet pas de rendre compte de l'influence complexe de la géométrie et du système de chargement, ce qui limite la validité de l'approche globale. Mais si la prédiction de l'amorçage peut être effectuée par l'approche globale, seule l'approche locale semble capable de prédire à la fois le trajet de fissuration et l'avancée de la fissure.

La mise en œuvre numérique des phénomènes d'endommagement dans le calcul numérique est basée sur la nucléation, la croissance et la séparation de la surface entre les cavités adjacents (coalescence) en utilisant un modèle de matériau tient compte du microdommage, modèle GTN. Le modèle de matériau poreux est supposé localement à la zone dans laquelle une augmentation importante de microcavités et l'initiation de fissuration est attendue. Dans la suite du processus de déformation, les cavités augmentent beaucoup plus intensive et plus rapide dans la partie intérieure d'une éprouvette axisymétrique entaillée par rapport à la partie extérieure. Ce qui nous amène à dire que la rupture passe de l'intérieur vers l'extérieur des éléments.

Le dernier chapitre a traité l'application de la méthode des plans d'expériences dans une étude d'optimisation. Ce type d'étude vise à estimer l'effet des facteurs, et au besoin, comme c'est le cas ici, des interactions entre les différents paramètres de soudage FSW, sur la réponse observée afin d'identifier parmi eux les éléments statistiquement influents. En effet, le plan d'expériences pour l'étude des surfaces de réponse étant très gourmand en essais, cette méthode utilise ces trois facteurs influents à savoir la vitesse de rotation, la vitesse de soudage et le profil du pion. Le nombre d'essais étant étroitement liés au nombre de facteurs de l'étude, il est nécessaire de les aborder en ne prenant en considération que les facteurs dont l'influence sur la réponse a été préalablement vérifiée.

PERSPECTIVES

La difficulté de l'utilisation d'une telle approche réside dans le fait que la littérature n'offre pas suffisamment de résultats expérimentaux sur de nombreux matériaux, pour la caractérisation des différents paramètres. Il serait donc nécessaire de mener une campagne d'essais pour différents matériaux à de nombreuses vitesses pour obtenir de bons jeux de paramètres.

Des perspectives peuvent être envisagées :

- Il est nécessaire également d'étudier la transférabilité des structures pour réduire ce qu'on nomme de façon courante les effets d'échelle qui sont liés à la taille d'éprouvette, se traduit par la perte de signification de J pour de grandes extensions de fissure et les effets de confinement de plasticité sur la déchirure ductile.
- Le comportement et l'évolution des cavités dans les joints soudés par l'approche locale (Rice-Tracey et GTN).
- Modélisation de processus de soudage FSW de différents matériaux hétérogènes pour identifier les différents paramètres existants dans ce type de soudage.
- Estimation de l'effet de vibration sur le processus de soudage FSW afin d'étudier le comportement mécanique du joint de ce type de soudage.

**REFERENCES
BIBLIOGRAPHIQUES**

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] S. Marie, "Approche énergétique de la déchirure ductile, These de doctorat de l'Université de Poitiers, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique," Rapport CEA1999.
- [2] V. Le Corre, "Etude de la compétition déchirure ductile/rupture fragile: Application à la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés," Ecole Centrale de Lille, 2006.
- [3] L. Bourgeon, "Etude et modélisation des mécanismes d'endommagement en forge à froid," École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2009.
- [4] F. Montheillet and F. Moussy, "Physique et mécanique de l'endommagement," Les éditions de physique1986.
- [5] D. François, A. Pineau, and A. Zaoui, "Comportement mécanique des matériaux " ISBN 2-86601-348-4, Hermès,1993.
- [6] J. Belotteau, "Comportement et rupture d'un acier au C-Mn en présence de vieillissement sous déformation," Ecole Centrale Paris, 2009.
- [7] A. A. Benzerga, "Rupture ductile des tôles anisotropes. Simulation de la propagation longitudinale dans un tube pressurisé," Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2000.
- [8] J. F. Mariage, "Simulation numérique de l'endommagement ductile en formage de pièces massives," Université de Technologie de Troyes, 2003.
- [9] F. A. McClintock, "A criterion for ductile fracture by the growth of holes," *Journal of applied mechanics*, vol. 35, pp. 363-371, 1968.
- [10] 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.
- [11] M. Oyane, T. Sato, K. Okimoto, and S. Shima, "Criteria for ductile fracture and their applications," *Journal of Mechanical Working Technology*, vol. 4, pp. 65-81, 1980.
- [12] A. L. Gurson, "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I—Yield criteria and flow rules for porous ductile media," *Journal of engineering materials and technology*, vol. 99, pp. 2-15, 1977.
- [13] J. Lemaitre and J. Chaboche, "Mécanique Des Matériaux Solides, Dunod, Paris.[Mechanics of solid materials]," ed: Berlin: Springer Verlag, 1985.
- [14] G. Rousselier, "Three dimensionnal constitutive relations and ductile fracture," in *IUTAM Symp*, 1981, pp. 197-226.
- [15] L. Campagne, "Modélisation et simulation de la viscoplasticité et de l'endommagement en grandes vitesses de déformation," *PhD, Institut de mécanique des fluides et des solides, Université Louis Pasteur, Strasbourg*, 2003.
- [16] 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.
- [17] Y. Huang, "Accurate dilatation rates for spherical voids in triaxial stress fields," *Journal of Applied Mechanics*, vol. 58, pp. 1084-1086, 1991.
- [18] V. Tvergaard, "On localization in ductile materials containing spherical voids," *International Journal of Fracture*, vol. 18, pp. 237-252, 1982.
- [19] M. Bornert, T. Bretheau, and P. Gilormini, "Homogénéisation en mécanique des matériaux, Tome 2: Comportements non linéaires et problèmes ouverts," 2001.
- [20] V. Tvergaard and A. Needleman, "Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar," *Acta metallurgica*, vol. 32, pp. 157-169, 1984.
- [21] V. Tvergaard, "Material failure by void growth to coalescence," *Advances in applied Mechanics*, vol. 27, pp. 83-151, 1990.

- [22] A. Needleman and J. Rice, *Limits to ductility set by plastic flow localization*: Springer, 1978.
- [23] M. Mear and J. Hutchinson, "Influence of yield surface curvature on flow localization in dilatant plasticity," *Mechanics of Materials*, vol. 4, pp. 395-407, 1985.
- [24] G. Perrin, "Contribution à l'étude théorique et numérique de la rupture ductile des métaux," 1992.
- [25] 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.
- [26] J. Begley and J. Landes, "The J-integral as a fracture criterion," *Astm Stp*, vol. 514, pp. 1-20, 1972.
- [27] J. Hutchinson, "Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 16, pp. 13-31, 1968.
- [28] J. Rice and G. Rosengren, "Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 16, pp. 1-12, 1968.
- [29] Norme-AFNOR-NF-A-03-183, "Mécanique de la rupture : Détermination à partir de la courbe $J-\Delta a$ des valeurs conventionnelles J_0 et dJ/da , caractéristiques de la résistance à déchirure ductile," ed, Juin 1987.
- [30] ASTM-Standard-E813-89, "Standard Test Method for J_{IC} , A measure of fracture toughness," ed, 1989.
- [31] P. C. Paris, H. Tada, A. Zahoor, and H. Ernst, "The theory of instability of the tearing mode of elastic-plastic crack growth," *Elastic-plastic fracture*, vol. 668, pp. 5-36, 1979.
- [32] ESIS-P1-92, "Recommendations for determining the fracture resistance of ductile materials," ed, 1992.
- [33] Groupe-Fragilité-Rupture, "Recommandations d'essais de mesure de résistance à la déchirure ductile des matériaux métalliques (Essais $J-\Delta a$)," ed, 1986.
- [34] British-Standard, "Fracture mechanics toughness tests, Part 1. Method for determination of K_{IC} , critical CTOD and critical 1 values of metallic materials," ed, 1991.
- [35] P. Beaver, M. Heller, and T. Rose, "DETERMINATIONS OF J_{IC} FOR 2024-T351 ALUMINIUM ALLOY," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 10, pp. 495-506, 1987.
- [36] E. Amar and A. PINEAU, "Application de l'approche locale de la rupture à l'étude de la transition Ductile-Fragile dans l'acier 16 MND 5," 1986.
- [37] J. C. LAUTRIDOU, "Etude de la déchirure ductile d'aciers à faible résistance influence de la teneur inclusionnaire," thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1980.
- [38] 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.
- [39] H.-J. Kaiser and K. Hagedorn, "Prediction of Maximum Load Values of Different Sized CT-Specimens using the JR-Curve-Concept," in *ECF4, Leoben 1982*, 2013.
- [40] H. Koneczny, "Corrélation entre la microstructure et les propriétés de la ZAT réalisée en soudage multipasse," Lille 1, 1990.
- [41] M. DADIAN, "Contribution du soudage à la connaissance des phénomènes métallurgiques," *Soudage et Techniques Connexes*, pp. 323-346, Septembre 1985.
- [42] M. TOYODA, "Fracture toughness evaluation of steel welds (Review part I)," Osaka University, Japan, 1988.
- [43] M. TOYODA, "Fracture toughness evaluation of steel welds (Review part II)," Osaka University, Japan, 1989.

- [44] P. Hornet and C. Eripret, "EXPERIMENTAL J EVALUATION FROM A LOAD-DISPLACEMENT CURVE FOR HOMOGENEOUS AND OVERMATCHED SENB OR CCT SPECIMENS," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 18, pp. 679-692, 1995.
- [45] R. M. DENYS, "Toughness requirements in transversely loaded welded joints-an evaluation based on wide plate testing," *The Fracture Mech. of Welds, EGF Pub. 2 (Edited by J.G. BLAUDEL and K.H. SCHWABLE)*, Mech. Engng. Pub., London, pp. 155-189, 1987.
- [46] M. Burstow and R. Ainsworth, "Comparison of analytical, numerical and experimental solutions to problems of deeply cracked welded joints in bending," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 18, pp. 221-234, 1995.
- [47] J. Sumpter, "Jc determination for shallow notch welded bend specimens," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 10, pp. 479-493, 1987.
- [48] W. BURGET and J. G. BLAUDEL, "Fracture toughness of welding procedure qualification and component welds tested in SENB and C-specimens," *The Fracture Mech. of Welds, EGF Pub. 2 (Edited by J.G. BLAUDEL and K.H. SCHWABLE)*, Mech. Engng. Pub., London, pp. 19-42, 1987.
- [49] M. T. Kirk, "Effect of weld strength mismatch on elastic-plastic fracture parameters," University of Illinois at Urbana-Champaign, 1992.
- [50] F. Beremin, "Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 steel," *Metallurgical Transactions A*, vol. 12, pp. 723-731, 1981.
- [51] B. Marini, F. Mudry, and A. Pineau, "Ductile rupture of A508 steel under nonradial loading," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 22, pp. 375-386, 1985.
- [52] F. Mudry, "Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'aciers faiblement alliés," université de technologie de Compiègne, 1982.
- [53] Y. Shi, J. Cheng, and B. Chen, "The effect of stress state on the ductility and the critical extent of void growth in nodular cast iron," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 149, pp. 195-202, 1992.
- [54] W. Shichun, L. Hua, and L. Miaoquan, "Microvoid growth in metals during plastic deformation," *Journal of materials processing technology*, vol. 32, pp. 627-631, 1992.
- [55] J. Wilsius, "Etude expérimentale et numérique de la déchirure ductile basée sur des approches locales en mécanique de la rupture," 1999.
- [56] C. E. P. HORNET, "Simulation numérique du comportement à rupture d'un joint soudé fissuré en acier inoxydable," Rapport interne, EDF1991.
- [57] J. CHEISSOUX and J. IVARS, "Calcul numérique des intégrales de contour, formulation et méthodes utilisées, exemples d'application," *RFM Revue française de mécanique*, pp. 15-23, 1983.
- [58] A. Bakker, "The three-dimensional J-integral: an investigation into its use for post-yield fracture safety assessment," TU Delft, Delft University of Technology, 1984.
- [59] G. ROUSSELIER, "Les modèles de rupture ductile et leurs possibilités actuelles dans le cadre de l'approche locale de la rupture," presented at the Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, Centre de recherche Les Renardières, Juin 1986.
- [60] R. Boussetta, "Estimateurs d'erreur et maillage adaptatif: application à la simulation 3D des procédés de mise en forme des matériaux," École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2005.
- [61] E. Bigot, "Simulation tridimensionnelle du remplissage de corps minces par injection," École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2001.
- [62] I. Babuska and B. A. Szabo, "On the rates of convergence of the finite element method," DTIC Document 1980.
- [63] ABAQUS, "Theory Manual," K. a. S. Hibbitt, Inc., Ed., ed, 1995.

- [64] F. Noureddine, "Etude de comportement mécanique des poteaux rectangulaire en acier rempli de béton," Université Badji Moktar de Annaba, 2013.
- [65] P. Ludwik, "Elemente der Technogyschen Mechanik," ed: Berlin, Springer, 1909.
- [66] NF-EN-910, "Essais destructifs des soudures sur matériaux métalliques, Essais de pliage," *Norme française*, Mai 1996.
- [67] 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.
- [68] NF-EN-10045-1, "Essai de flexion par choc sur éprouvette charpy. Partie 1: Méthode d'essai," *Norme française*, 1990.
- [69] 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.
- [70] A. Marais, "Influence du vieillissement statique sur la transition ductile-fragile des aciers au C-Mn," Paris, ENMP, 2012.
- [71] 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.
- [72] J. M. Barsom and S. Rolfe, "Correlations between K_{IC} and Charpy V-notch test results in the transition-temperature range," in *Impact testing of metals*, ed: ASTM International, 1970.
- [73] K. Wallin, "A Simple Theoretical Charpy-V– K_{IC} Correlation for Irradiation Embrittlement," in *ASME Pressure Vessels and Piping Conference, Innovative Approaches to Irradiation Damage and Fracture Analysis*, 1989.
- [74] A. Rossoll, "Détermination de la ténacité d'un acier faiblement allié à partir de l'essai Charpy instrumenté," 1998.
- [75] 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.
- [76] S. T. Rolfe and J. M. Barsom, *Fracture and fatigue control in structures: Applications of fracture mechanics*: ASTM International, 1977.
- [77] K. Wallin, "Relevance of fracture mechanical material properties for structural integrity assessment," in *ECF10, Berlin 1994*, 2013.
- [78] ASTM-Standard-E399-90, "Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Determination of Fracture Toughness," ed, 1990.
- [79] 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.
- [80] P. Paris and F. Erdogan, "A critical analysis of crack propagation laws," *Journal of basic engineering*, vol. 85, pp. 528-533, 1963.
- [81] 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.
- [82] A. Slimane, B. Bouchouicha, M. Benguediab, and S. A. Slimane, "Contribution to the Study of Fatigue and Rupture of Welded Structures in Carbon Steel-A48 AP: Experimental and Numerical Study," *Transactions of the Indian Institute of Metals*, vol. 68, pp. 465-477, 2014.
- [83] B. Bouchouicha, "Contribution à l'étude de la déchirure ductile et de la propagation des fissures en fatigue dans les joints soudés," *These de doctorat, Université djillali liabes-sba, Sid Bel Abbes*, 2007.

- [84] 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.
- [85] A. Slimane, B. Bouchouicha, M. Benguediab, and S.-A. Slimane, "Parametric study of the ductile damage by the Gurson–Tvergaard–Needleman model of structures in carbon steel A48-AP," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 4, pp. 217-223, 2015.
- [86] A. L. Gurson, "Plastic flow and fracture behavior of ductile materials incorporating void nucleation, growth, and interaction [Ph. D. Thesis]," 1975.
- [87] G. Rousselier, "Dissipation in porous metal plasticity and ductile fracture," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 49, pp. 1727-1746, 2001.
- [88] G. Rousselier, "Finite deformation constitutive relations including ductile fracture damage," *Three-dimensional constitutive relations and ductile fracture. (A 83-18477 06-39) Amsterdam, North-Holland Publishing Co., 1981*, pp. 331-355, 1981.
- [89] J. Lemaitre, R. Desmorat, and M. Sauzay, "Anisotropic damage law of evolution," *European Journal of Mechanics-A/Solids*, vol. 19, pp. 187-208, 2000.
- [90] Y. Hammi and M. Horstemeyer, "A physically motivated anisotropic tensorial representation of damage with separate functions for void nucleation, growth, and coalescence," *International Journal of Plasticity*, vol. 23, pp. 1641-1678, 2007.
- [91] C. Chu and A. Needleman, "Void nucleation effects in biaxially stretched sheets," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 102, pp. 249-256, 1980.
- [92] Y. Shen, "Comportement et endommagement des alliages d'aluminium 6061-T6: approche micromécanique," Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2012.
- [93] J. Faleskog, X. Gao, and C. F. Shih, "Cell model for nonlinear fracture analysis–I. Micromechanics calibration," *International Journal of Fracture*, vol. 89, pp. 355-373, 1998.
- [94] J. Koplik and A. Needleman, "Void growth and coalescence in porous plastic solids," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 24, pp. 835-853, 1988.
- [95] I. Cuesta, J. Alegre, and R. Lacalle, "Determination of the Gurson–Tvergaard damage model parameters for simulating small punch tests," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 33, pp. 703-713, 2010.
- [96] Y. Lu, L. Chen, and K. Guan, "Determination and Validation of Gurson-Tvergaard Model Parameters for Finite Element Simulation of Small Punch Test," *Applied Mechanics & Materials*, vol. 750, 2015.
- [97] P. G. KOSSAKOWSKI and W. TRAMPCZYNSKI, "Microvoids evolution in S235JR steel subjected to multi-axial stress state," *Engineering Transactions*, vol. 60, pp. 287–314, 2012.
- [98] B. P. Araujo, "MÉTODO PARA IDENTIFICAÇÃO DOS PARÂMETROS DE MATERIAL PARA O MODELO DE DANO DE GURSON-TVERGAARD-NEEDLEMAN POR ALGORITMO GENÉTICO," Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2015.
- [99] F. Bellache, "Etude de la rupture ductile des matériaux (modèle GTN)," *Université des Sciences et Technologies de Lille*, 2007.
- [100] F. A. O. ANSART, E. KREMER, I. NIANG, K. ZANNIR, "Apprentissage du crash sur Abaqus," *Projet scolaire, Université du Maine*, 2004/2005.
- [101] Z. Zhang, C. Thaulow, and J. Ødegård, "A complete Gurson model approach for ductile fracture," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 67, pp. 155-168, 2000.
- [102] V. Tvergaard and J. W. Hutchinson, "The relation between crack growth resistance and fracture process parameters in elastic-plastic solids," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 40, pp. 1377-1397, 1992.

-
- [103] V. Tvergaard, "Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions," *International Journal of Fracture*, vol. 17, pp. 389-407, 1981.
- [104] L. Xia and C. F. Shih, "Ductile crack growth—II. Void nucleation and geometry effects on macroscopic fracture behavior," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 43, pp. 1953-1981, 1995.
- [105] M. AYAD and Y. BARKA, "Modélisation des Betons Ordinaires par des Plans d'expériences," université Abou Bekr Belkaid Tlemcen, 2014.
- [106] J. Goupy and L. Creighton, *Introduction aux plans d'expériences: Toutes les techniques nécessaires à la conduite d'une étude: 5e édition*, Dunod, 2013.
- [107] G. E. Box, W. G. Hunter, and J. S. Hunter, "Statistics for Experimenters," *Wiley & Sons and Wiley-Interscience, Hoboken, New Jersey, 2nd edition*, 2005.
- [108] K. Kimouche, "Etude de quelques plans d'expériences associées aux surfaces de réponse," *Universite Mentouri de Constantine, Memoire de Magister*, 2008.
- [109] J. Goupy, *Plans d'expériences pour surfaces de réponse*: Dunod, 1999.
- [110] S. Ravikumar, V. S. Rao, and R. Pranesh, "Effect of Process Parameters on Mechanical Properties of Friction Stir Welded Dissimilar Materials between AA6061-T651 and AA7075-T651 Alloys," *International Journal of Advanced Mechanical Engineering*, vol. 4, pp. 101-114, 2014.
- [111] A. KAMOUN, M. M. CHAABOUNI, and H. F. AYEDI, "Plans d'expériences et traitements de surface-Etude quantitative des effets et interactions," *Techniques de l'Ingénieur, Paris*, 2011.
- [112] G. Jacques, "Plans d'expériences," *Techniques de l'Ingénieur*, 1997.
- [113] A. Savary, L. Gendre, and a. B. Soulier, "Les plans d'expériences," *Sciences de l'Ingénieur*, 2009.