



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA
RECHERCHE SCIENTIFIQUE
UNIVERSITE DJILLALI LIABES DE SIDI-BEL-ABBES
Faculté de Technologie
Département de Génie Mécanique



THESE

Pour l'obtention du diplôme de

Doctorat en Sciences

Spécialité: Génie Mécanique

Option: Mécanique Physique des Matériaux

Présentée par Monsieur :

EL-AHMAR Kadi

MODELISATION DU COMPORTEMENT EN RUPTURE DES JOINTS SOUDES

Soutenue le : 05 / 06 / 2016 devant le jury composé de :

Président:

M. MAZARI Mohamed Professeur, Université de Sidi Bel Abbès.

Examineurs:

M. BENACHOUR Mustapha Maître de Conférences Classe A, Université de Tlemcen.

MILOUDI Abdelkader Maître de Conférences Classe A, Université de Mascara.

Directeur de Thèse:

M. BENGUEDIAB Mohammed Professeur, Université de Sidi Bel Abbès.

Invité :

M. BENRAHOU Kouider Halim Professeur, Université de Sidi Bel Abbès.

2015-2016

A MON TRÈS CHER PÈRE : EL-AHMAR Mohammed

Autant de phrases et d'expressions aussi éloquentes soit-elles ne sauraient exprimer ma gratitude et ma reconnaissance. Tu as su m'inculquer le sens de la responsabilité, de l'optimisme et de la confiance en soi face aux difficultés de la vie. Tes conseils ont toujours guidé mes pas vers la réussite. Ta patience sans fin, ta compréhension et ton encouragement sont pour moi le soutien indispensable que tu as toujours su m'apporter. Je te dois ce que je suis aujourd'hui et ce que je serai demain et je ferai toujours de mon mieux pour rester ta fierté et ne jamais te décevoir. Que Dieu le tout puissant te préserve, t'accorde santé, bonheur et te protège de tout mal.

A MA TRÈS CHÈRE MÈRE : EL-AHMAR Embarka

Autant de phrases aussi expressives soient-elles ne sauraient montrer le degré d'amour et d'affection que j'éprouve pour toi. Tu m'as comblé avec ta tendresse et affection tout au long de mon parcours. Tu n'as cessé de me soutenir et de m'encourager durant toutes les années de mes études, tu as toujours été présente à mes cotés pour me consoler quand il fallait. En ce jour mémorable, pour moi ainsi que pour toi, reçoit ce travail en signe de ma vive reconnaissance et mon profond estime. Puisse le tout puissant te donner santé, bonheur et longue vie afin que je puisse te combler à mon tour.

Remerciements

À mon père,

À ma mère,

A toute ma famille

pour leur patience et leurs encouragements.

Remerciements

Je voudrais tout d'abord exprimer mes plus profonds remerciements à Monsieur *BENGUEDIAB Mohammed*, Professeur à l'Université Djillali Liabes de Sidi-Bel-Abbès, pour son dynamisme et son implication dans le rôle de directeur de thèse.

Que Monsieur *Mazari Mohammed*, Professeur à l'université Djillali Liabes de Sidi-Bel-Abbès, qui m'a fait l'honneur de s'intéresser à mon travail et de présider mon jury de thèse trouve ici l'expression de ma reconnaissance.

J'adresse mes remerciements à Monsieur *BENACHOUR Mustapha* de l'Université de Tlemcen, et à Monsieur *MILOUDI Abdelkader* de l'Université de Mascara pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail de thèse en acceptant d'être des examinateurs.

Et tout mes remerciements à Monsieur *BENRAHOU Kouider Halim* Professeur à l'Université de Sidi-Bel-Abbes, d'honorer notre invitation pour être parmi les membres du jury.

Merci également à tous mes amis thésards et docteurs de l'UDL de m'avoir aidé ainsi que d'avoir rendu, à leur manière, ce travail plus sympathique et agréable.

Je tiens à exprimer mes remerciements aussi à l'équipe d'AIR LIQUIDE WELDING – France, et surtout à Mr Mohamed Khattou, Mr Nourdine El-hajami, Mr Pascale Marion, et à Mr Sebastien Benti pour leurs documentations, et leurs efforts fait dans les laboratoires de recherche et de contrôle pour mieux rendre ce travail applicable dans l'industrie.

Enfin, je remercie chaleureusement ma famille qui m'a soutenu avant et pendant cette thèse.

RESUME

Le soudage est un procédé d'assemblage très connu dans l'industrie mécanique, pour cela diverses études et recherches sont intéressées par ce domaine, la variation des procédés a permis aux chercheurs d'approfondir leurs recherches dans la rupture et l'endommagement des structures soudées. A cet effet, le but de notre thèse est l'étude de la déchirure ductile des joints soudés d'un acier A48-AP.

Des essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes prismatiques ont permis d'établir le comportement local (contrainte vraie- déformation vrai) dans chacune des zones du joint. Les résultats de différents essais de cette étude vont servir pour la modélisation du comportement mécanique des joints soudés.

L'objectif de ce manuscrit est de mettre en évidence l'influence de l'hétérogénéité de la microstructure des joints soudés sur le comportement mécanique de la structure, ainsi qu'une simulation numérique par le modèle de GTN est appliqué sur des éprouvettes axisymétriques entaillées pour modéliser l'effet de la triaxialité sur l'endommagement de la structure soudée. La méthode de la cellule va être utile dans notre travail pour une validation de l'effet de triaxialité et de modéliser l'effet de la taille des porosités sur le comportement mécanique des aciers soudés.

Mots-clés: Croissance des Cavités, Endommagement, GTN, joint soudé

المخلص

اللحام هي طريقة معروفة للتجميع في الصناعات الهندسية، لهذا الغرض الكثير من الدراسات والبحوث بدأت تهتم في بهذا المجال، وعملية التغيير قد مكنت العلماء لتطوير أبحاثهم في كسر والتلف الذي يصيب بنية الملحومة. تحقيقا لهذه الغاية، والهدف من أطروحتنا هو دراسة التمزق اللين للوصلات الملحومة من

الصلب A48 AP

أجريت اختبارات الشد على عينات منشورية الشكل حتى نستطيع أن ننشئ السلوك المحلي (الإجهاد صحيح/ تشوه صحيح) في كل منطقة من الوصلات الملحومة. سيتم استخدام نتائج الاختبارات المختلفة

لهذه الدراسة لنموذج السلوك الميكانيكي للوصلات الملحومة

والهدف من هذا المخطوط هو تسليط الضوء على تأثير عدم التجانس في المجهرية للوصلات الملحومة على السلوك الميكانيكي للهيكل، و المحاكاة الرقمية من خلال نموذج GTN التي يتم تطبيقها على عينات اكسيميتريك (Axisymetriques) لنمذجة تأثير تريكسياليتي (Triaxialité) على الأضرار التي لحقت هيكل الملحومة .

طريقة الخلية ستكون مفيدة في عملنا للتحقق من تأثير تريكسياليتي (Triaxialité) و نمذجة تأثير حجم المسام على السلوك الميكانيكي من الصلب الملحوم

الكلمات المفتاحية : نمو التجاوبف ، الأضرار، ملحومة مشتركة

Table des matières

Table des matières	1
Liste des figures	4
Liste des tableaux	6
NOTATIONS	7
ABRÉVIATIONS	10
INTRODUCTION GENERALE	11
CHAPITRE I : Etude Bibliographique	13
1 Procédé de soudage	14
1.1 Description d'une opération de soudage.....	14
1.1.1 Procédé de soudage à l'arc	15
1.1.2 Soudage à arc submergé (SAW Submerged Arc Welding).....	17
1.3 Conséquences du procédé de soudage.....	19
1.3.1 Conséquences thermiques du soudage	19
1.3.2 Conséquences métallurgiques du soudage.....	19
1.3.3 Conséquences mécaniques du soudage.....	20
1.3.4 Couplage thermique, métallurgique et mécanique	20
2 Endommagement ductile	22
2.1 Les mécanismes d'endommagement ductile.....	22
2.1.1 Généralités	22
2.1.2 Les mécanismes physiques.....	23
2.1.3 Couplage endommagement / comportement.....	26
2.2 Modélisation de l'endommagement ductile.....	27
2.2.1 Introduction	27
2.2.2 Modèles découplés.....	28
2.2.3 Modèles couplés de type micromécanique.....	29
2.2.4 Modèles couplés de type macromécanique.....	37
3 Approches globales de la déchirure ductile.....	41
3.1 Intégrale J.....	41
3.2 Définition des critères d'amorçage et de propagation.....	44
3.2.1 Amorçage	44
3.2.2 Propagation.....	46

3.3	Détermination de la ténacité et de la résistance à la propagation de la fissure	47
3.4	Ténacité d'un joint soudé	49
3.5	Effet de l'hétérogénéité macrostructurale sur la ténacité.....	50
3.5.1	Effet de l'hétérogénéité sur l'intégrale de contour J :	50
3.5.2	Effet du mismatching sur les évolutions des paramètres J_{et} CTOD	50
4	Modélisation numérique de la déchirure ductile.....	52
4.1	Modèle par rupture des éléments (Rice - Tracey).....	52
4.1.1	Influence de la fraction volumique initiale des cavités.....	53
4.1.2	Calcul du taux de croissance des cavités R/R_0	53
4.1.3	Détermination du taux critique de croissance de cavités $(R/R_0)_c$..	54
4.2	Modèle basé sur l'endommagement progressif.....	55
5	Modélisation d'endommagement par croissance des cavités.....	56
5.1	Introduction	56
6	Présentation du modèle GTN :.....	58
6.1	Généralités	58
7	Description du modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN).....	59
7.1.	Description de la fonction d'écoulement et des fonctions d'endommagement	59
8	Conclusion :.....	64
CHAPITRE II : Effet de la triaxialité sur le comportement mécanique.....		65
1.	Présentation du code de calcul	66
2.	Mécanique des éprouvettes entaillées	67
3.	Choix des géométries.....	70
4.	Etude expérimentale :	71
4.1.	Conditions de l'étude :.....	71
4.2.	Caractéristique des éprouvettes :.....	72
4.3.	Analyse des résultats :.....	73
4.3.1	Mesure de dureté :.....	73
4.3.2	Essai de traction :.....	76
5.	Analyse numérique du comportement mécanique des joints soudés	78

5.1.	Analyse numérique du modèle élasto-plastique.....	79
5.2.	Analyse numérique du modèle élasto-plastique endommageable (model GTN).....	90
6.	CONCLUSION	96
CHAPITRE III : Modélisation du comportement et de l'endommagement		97
1	Introduction	98
2	Modélisation du comportement et de l'endommagement par cellule unitaire	99
2.1	Principe de la cellule unitaire :.....	99
2.2	Technique de calcul.....	101
2.3	Application de la method.....	106
3.	Résultats numériques.....	107
4.	Conclusion.....	118
Conclusion Generale.....		119
Références.....		121

Liste des figures

Figure 1: Configuration de soudage à l'arc	16
Figure 2 : Configuration de soudage à arc submergé.....	18
Figure 3 : Cordon de soudage avec le procédé arc submergé.....	18
Figure 4 : Principe soudage arc submergé.....	19
Figure 5 : Couplages entre les phénomènes thermique, métallurgique et mécanique induits lors d'une opération de soudage	21
Figure 6 : facies d'une coupe due à la rupture d'un cordon de soudure	22
Figure 7 : cordon de soudure à arc submergé avec inclusion apparente.....	23
Figure 8 : Germination de l'inclusion par a) rupture b) décohésion inclusion/matrice	24
Figure 9 : Croissance des cavités	25
Figure 10 : Coalescence des cavités.....	25
Figure 11: Réponse schématique d'une éprouvette à un essai de traction uniaxiale [4].....	26
Figure 12 : Cavité cylindrique de rayon R.....	28
Figure 13 : VER correspond au critère de GURSON pour cavitation sphérique.....	30
Figure 14 : Loi de germination de type Chu et Needleman	32
Figure 15 : Evolution de la porosité fictive f^*	32
Figure 16 : Microcavité a-allongée et b-aplatie.....	35
Figure 17 : Coupe d'un élément endommagé.....	37
Figure 18 : Principe d'équivalence en déformation	39
Figure 19 Contour Γ dans la définition de l'intégrale J.	42
Figure 20. Interprétation géométrique de l'intégrale J.	44
Figure 21 : Evaluation de $J_{0,2}$	45
Figure 22 : Schématisation de l'émoussement en pointe de fissure avant l'amorçage.	45
Figure 23 : Détermination de la ténacité J_C selon la norme ASTM[32,35].	48
Figure 24. Courbe de résistance selon la norme ASTM.	48
Figure 25. Effet de mismatching sur les évolutions des paramètres J et CTOD.	51
Figure 26. Organigramme du calcul	52
Figure 27 Schématisation des étapes de calcul.....	56

Figure 28 : Fonction f^* [82]	62
Figure 29 - a) Schéma d'une éprouvette axisymétrique entaillée.	69
Figure 30 Géométries des éprouvettes AE.	70
Figure 31 Maillage des éprouvettes AE.	71
Figure 32 Dimension des éprouvettes usinées.	72
Figure 33 Représentation des différentes zones pour la mesure de dureté dans l'éprouvette.	73
Figure 34 Variation de la dureté en fonction des différentes zones pour les 5 éprouvettes.	75
Figure 35 Courbe pour l'acier A48 (MB, MF et ZAT)	76
Figure 36 Eprouvette entaillé de type sablier avec un rayon de courbure R (mm)	77
Figure 37 : Géométrie schématique des éprouvettes AE.	78
Figure 38 Champs des déformations pour les trois zones (MB, MF, ZAT).	80
Figure 39 Evolution de la contrainte équivalente en fonction du temps.	81
Figure 40: Evolution des contraintes - déformations en fonction du temps	85
Figure 41 : la variation de la contrainte vraie et du volume en fonction de la déformation axiale vraie ..	90
Figure 42: Variation de la contrainte en fonction du temps pour chaque eprouvette , sous le model e endommageable GTN.....	93
Figure 43 : Variation de la contrainte en fonction du temps pour chaque zone , sous le modèle endommageable GTN.....	94
Figure 44 Modélisation micromécanique à partir de cellules unitaires et approximation 2D.	99
Figure 45 Chargement de la cellule unitaire.	102
Figure 46 : Maillages utilisés pour la cellule unitaire	106
Figure 47 Isovaleurs des contraintes au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone MB avec $R0 = 0.07$	108
Figure 48 Isovaleurs des contraintes au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone MF avec $R0 = 0.08$	108
Figure 49 Isovaleurs des contraintes au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone MF avec $R0 = 0.5$	109
Figure 50 Isovaleurs des contraintes au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone ZAT avec $R0 = 0.5$	109
Figure 51 Isovaleurs des déformations au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone MB avec $R0 = 0.07$	110
Figure 52 Isovaleurs des déformations au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone MF avec $R0 = 0.08$	110
Figure 53 Isovaleurs des déformations au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone MF avec $R0 = 0.5$	111
Figure 54 Isovaleurs des déformations au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone ZAT avec $R0 = 0.5$	111
Figure 55 Evolution de la contrainte en fonction du temps pour les petites porosités	112

Figure 56 Evolution de la contrainte en fonction du temps pour les grandes porosités.....	112
Figure 57 Evolution de la contrainte en fonction du temps dans le MF pour les deux porosités	113
Figure 58 Evolution de la fraction volumique des cavités en fonction de la déformation plastique équivalente pour les petites porosités	114
Figure 59 Evolution de la fraction volumique des cavités en fonction de la déformation plastique équivalente pour les grandes porosités	114
Figure 60 Evolution de la contrainte en fonction de la fraction volumique des cavités pour les petites porosités.....	115
Figure 61 Evolution de la contrainte en fonction de la croissance des cavités pour les petites porosités	115
Figure 62 Evolution de la contrainte en fonction de la fraction volumique des cavités pour les grandes porosités.....	116
Figure 63 Evolution de la contrainte en fonction de la croissance des cavités pour les grandes porosités	116
Figure 64 Evolution de la fraction volumique du vide en fonction de la deformation nominale pour les petites porosités au centre de l'éprouvette.....	117
Figure 65 Evolution de la fraction volumique du vide en fonction de la deformation nominale pour les grandes porosités au centre de l'éprouvette.....	117

Liste des tableaux

Tableau 1: Différents types de soudage à l'arc.....	16
Tableau 2 : Composition chimique de l'acier utilisé (A48-AP).	71
Tableau 3 Composition chimique du Métal d'apport (ou Métal fondue).....	71
Tableau 4 propriétés mécaniques de l'acier A48 (MB, MF et ZAT)	78
Tableau 5 Paramètres du modèle GTN.....	91
Tableau 6 : Valeurs initiales de α et de l'angle φ_0	105

NOTATIONS

σ_m	Contrainte hydrostatique	MPa
σ_{eq}	Contrainte équivalente	MPa
σ	Contrainte vraie	MPa
σ_{ec}	Contrainte d'écoulement	MPa
σ_y, σ_0	Limite élastique du matériau	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 ($1/q_1$)
$\varepsilon_{\varepsilon R}$	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'écroutissage
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 complaisance
\mathbf{v}_s	Vecteur unitaire dans la direction d'avancée de fissure
\mathbf{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

L'analyse des contraintes et des déformations au voisinage immédiat de la fissure 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 élasto-plastique s'avère nécessaire. La phase d'amorçage de la fissure est la phase qui explique le comportement hétérogène de l'état de structure qui contient une fissure macroscopique. La fissure s'amorce généralement dans les zones faibles qui se trouvent au voisinage des défauts, où sont créées les contraintes élevées qui favorisent l'amorçage de la fissure sans dépasser la limite élastique du matériau par les contraintes généralisées.

Pour un bon usage des techniques de soudage, de fabrication et de l'utilisation des citernes de stockage, une connaissance des mécanismes de déformation et les processus de rupture et endommagement, sont nécessaires à connaître.

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 A48AP. Cet acier, qui a été choisi dans le but d'avoir une haute ténacité, est utilisé pour la fabrication des citernes de stockage de grande capacité, 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 l'approche locale de la mécanique de la rupture basée sur la croissance des cavités suivant le modèle de GTN.

Le premier chapitre est consacré à l'étude bibliographique, il est subdivisé en plusieurs parties, la première partie décrit un rappel sur les procédés de soudage à l'arc, et un passage sur le soudage à arc submergé sous flux solide, qu'on utilise dans le soudage des citernes de stockage de carburant à grande capacité à l'aide de potence de soudage, ce type de soudage est nouveau dans l'industrie locale, on finalisera notre étude bibliographique par 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 présenterons d'abord un bref rappel des mécanismes physiques conduisant à la déchirure ductile. Ensuite, nous exposerons les principaux types de modèles permettant la modélisation de ce phénomène.

Le deuxième Chapitre de cette thèse est l'étude de l'effet de triaxialité sur le comportement mécanique des éprouvettes entaillées, qui comporte une étude expérimentale et une modélisation numérique de notre matériau. Il s'agit d'un acier A48AP, le joint soudé est réalisé à l'aide d'un couple fil/flux AS36/AS461, avec un procédé de soudage automatique à arc submergé. Nous présentons sa dureté puis son comportement mécanique. Pour la partie modélisation numérique, on passe par un 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.

Le dernier chapitre est consacré à la modélisation numérique par éléments finis du comportement mécanique et de l'endommagement des joints soudés. Nous proposerons d'abord une technique de calculs par cellule unitaire permettant de maintenir une triaxialité constante au cours du chargement. En particulier, cette approche a permis de cerner les effets de la porosité initiale et de la triaxialité des contraintes sur la loi de comportement et la variation de volume. Les résultats sont également comparés à ceux obtenus sur éprouvettes axisymétriques entaillées dans le deuxième chapitre.

CHAPITRE I : Etude Bibliographique

1 Procédé de soudage

1.1 Description d'une opération de soudage

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

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

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

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

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

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

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

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

métalliques dans le métal solidifié et de soufflures dans le métal fondu.

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

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

Dans notre étude, nous nous intéressons aux conséquences mécaniques du soudage de l'acier A48-AP couramment utilisé dans la fabrication des cuves de stockage. Dans ce cas, les technologies de soudage à arc submergé sont généralement utilisées. Afin de comprendre ce procédé, une brève description du procédé de soudage est présentée ci-dessous.

1.1.1 Procédé de soudage à l'arc

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

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

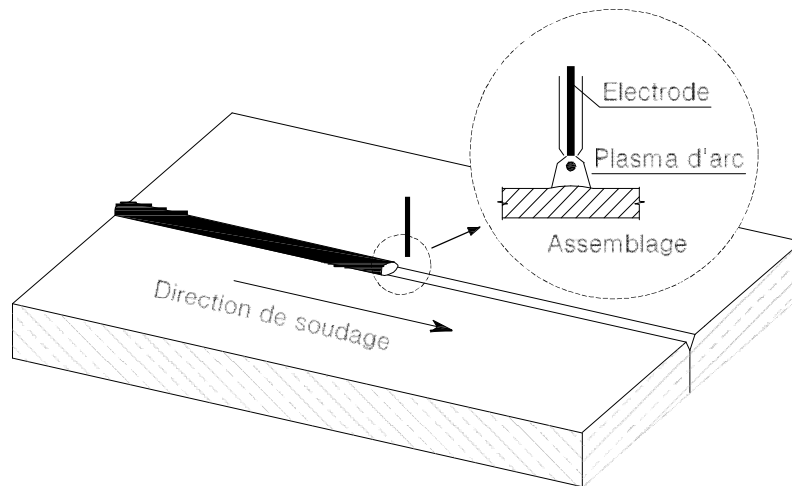


Figure 1: Configuration de soudage à l'arc

Elle alimente le plasma en électrons de façon continue et son extrémité reste fixe par rapport au tube contact. Tandis que les électrodes fusibles sont des fils électrodes bobinés qui sont distribués de façon continue dans l'arc. La fusion de l'électrode alimente le bain de métal liquide qui réalise la jonction entre les pièces. La quantité d'énergie apportée à l'assemblage se partage entre le plasma et le dépôt du métal liquide.

Une autre distinction se fait par le type de protection du bain fondu. Elle est réalisée par le gaz de soudage qui isole la surface du bain fondu de la contamination par l'air ambiant. Le gaz de soudage peut être actif, s'il interagit chimiquement avec le bain de fusion (ex. CO₂), ou inerte, s'il n'y a pas d'échange chimique (ex. argon ou hélium). Il existe aussi des protections solides constituées de granulats qui recouvrent le bain de fusion et l'extrémité de l'électrode. Une partie de ces granulats vont fondre et constituer une couche de laitier protecteur, c'est ce qu'on appelle soudage à Arc Submergé.

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

Tableau 1: Différents types de soudage à l'arc

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

1.1.2 Soudage à arc submergé (SAW Submerged Arc Welding)

a- Définition et principe :

Le soudage à l'arc submergé permet d'assembler des pièces métalliques par fusion de leurs bords et d'un fil électrode fusible. Le courant électrique entre l'électrode fusible et les pièces à souder induit la création d'un arc qui apporte l'énergie nécessaire à la fusion. L'arc est établi dans une couche de flux qui génère, durant la fusion, des gaz protecteurs et le laitier.

L'arc se déplace le long du joint et l'excès de flux est recyclé à l'aide d'une trémie. Le laitier fondu peut être facilement retiré après le soudage. L'arc et le bain de fusion ne sont pas visibles, c'est pourquoi la plupart des installations sont mécanisées pour assurer un bon suivi du joint.

Le procédé arc submergé présente l'avantage d'offrir des facteurs de marche élevés et d'importants taux de dépôt. La présence de flux augmente le rendement thermique et permet le soudage de joints épais avec une pénétration importante, des vitesses de soudage élevées et de faibles déformations. Le soudage en une passe peut être réalisé sur de fines épaisseurs, contrairement au procédé MIG/MAG, et sans préparation des bords en dessous de 12 millimètres d'épaisseur. De bonnes propriétés mécaniques peuvent être obtenues avec des consommables adaptés.

Le procédé arc submergé permet d'assembler une large gamme d'épaisseurs. Toutefois le taux de pénétration élevé limite l'épaisseur minimale soudable à deux millimètres. Il existe de nombreuses variantes du procédé qui permettent notamment d'accroître la productivité. Ce procédé est employé pour diverses applications telles que la construction navale, le soudage de canalisations, la construction métallique, la construction d'appareils sous pression, le rechargement et le revêtement.

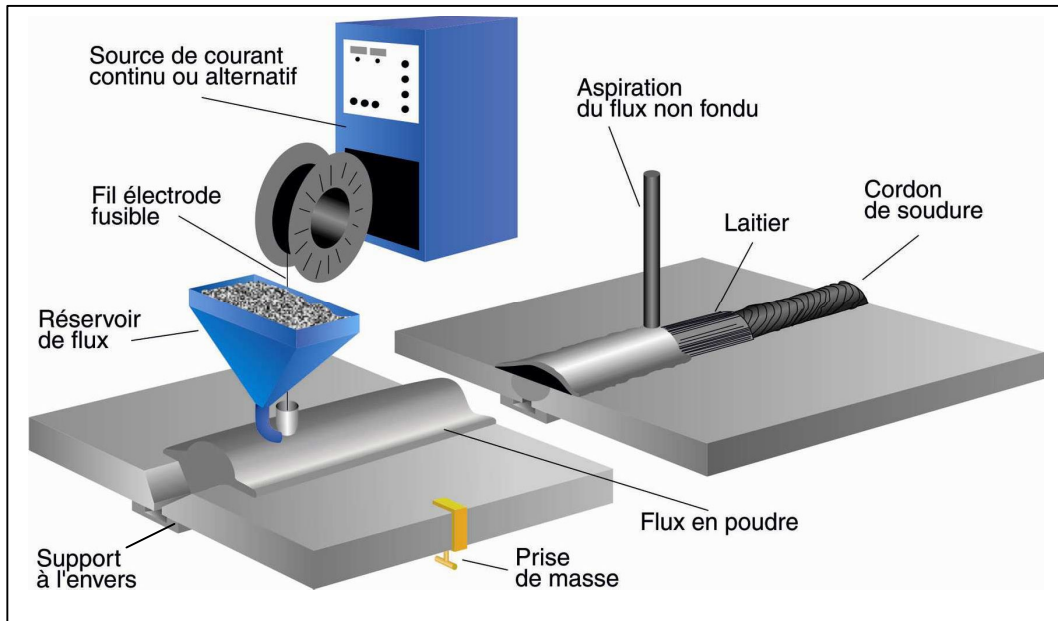


Figure 2 : Configuration de soudage à arc submergé

b- Historique :

C'est en Octobre 1935, aux Etats-Unis, que le brevet clé définissant le procédé de soudage à l'arc submergé a été publié par l'Union Carbide Corporation. Le procédé a été introduit en France peu après la seconde guerre mondiale par la Soudure Autogène Française (SAF). Il était alors limité au soudage à plat et principalement mis en œuvre dans les chantiers navals. Le soudage en position horizontal apparaît en 1950. Les équipements et les consommables furent considérablement développés dans les années qui suivirent avec, par exemple, le soudage multi-électrodes.



Figure 3 : Cordon de soudure avec le procédé arc submergé.

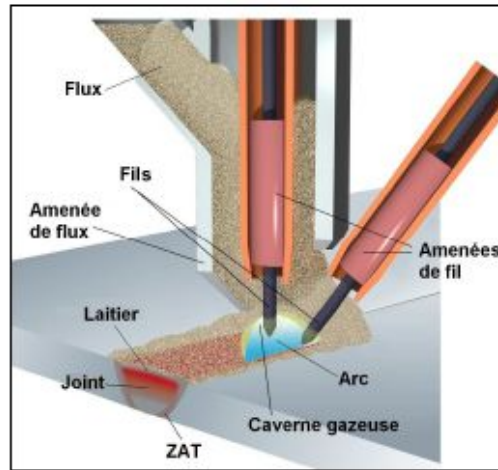


Figure 4 : Principe soudage arc submergé

1.3 Conséquences du procédé de soudage

1.3.1 Conséquences thermiques du soudage

Les opérations de soudage engendrent des cycles thermiques qui conduisent à des changements de phase à l'état liquide et solide dans la zone soudée. Les cycles thermiques sont caractérisés par un chauffage suivi d'un refroidissement. L'amplitude et la durée de ce trajet thermique varie en fonction de la distance par rapport à la source de la chaleur qui peut être mobile (ex. soudage à l'arc) ou non (ex. soudage par résistance).

1.3.2 Conséquences métallurgiques du soudage

Les cycles thermiques du soudage conduisent à des modifications métallurgiques du matériau de base dans la zone où la température maximale obtenue au chauffage est suffisamment importante. Ces modifications métallurgiques dépendent de la composition chimique locale du matériau de base et des conditions de soudage telles que l'énergie de soudage, la vitesse de déplacement de la source de chaleur et les conditions de refroidissement.

1.3.3 Conséquences mécaniques du soudage

L'histoire thermique et les modifications de microstructures provoquées par le soudage s'accompagnent naturellement d'évolutions importantes des propriétés mécaniques par rapport au métal de base. D'autre part, la localisation de la source de chaleur ou autrement dit, les dilatations hétérogènes et les variations des propriétés mécaniques du matériau en fonction de la température et de la microstructure ainsi que les conditions de bridage des pièces engendrent les contraintes et les déformations résiduelles dans les structures après soudage.

1.3.4 Couplage thermique, métallurgique et mécanique

Lors d'une opération de soudage, les phénomènes physiques peuvent être répertoriés dans trois catégories :

- thermique : apport de chaleur, conduction et convection ;
- métallurgie : transformations allotropiques, évolutions microstructurales ;
- mécanique : contraintes et déformations résiduelles induites lors du soudage.

Les interactions entre ces trois phénomènes sont souvent représentées par la figure 5 [3].

Lors de la simulation numérique d'une opération de soudage, le calcul thermique permet de simuler le champ de température dans la pièce. Ce calcul nécessite la connaissance des caractéristiques thermiques, le comportement thermique du matériau ainsi que la quantification de l'apport de chaleur. Ce calcul est généralement à la base des calculs métallurgiques et mécaniques.

L'état métallurgique est ensuite obtenu à partir du champ de température, de l'état métallurgique du matériau de base et des cinétiques de transformation de phase pour chaque histoire thermique du soudage.

L'état mécanique est ensuite déterminé à partir de la loi de comportement et des chargements appliqués à la structure (bridage, chargement thermique, chargement mécanique). Il dépend très fortement des états thermiques et métallurgiques précédemment calculés. Le calcul mécanique fournit les champs de contraintes et déformations résiduelles

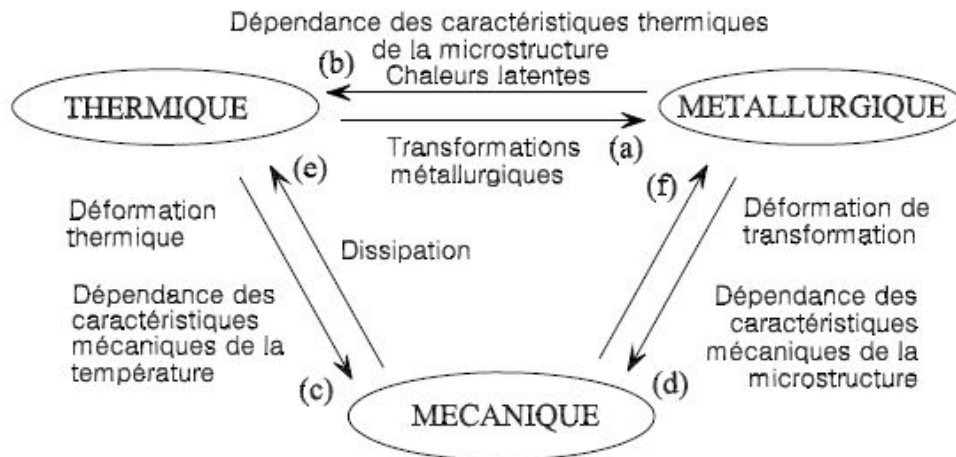


Figure 5 : Couplages entre les phénomènes thermique, métallurgique et mécanique induits lors d'une opération de soudage

Généralement, les interactions entre ces différents phénomènes peuvent être classées en six catégories :

- a) Le premier type d'interaction représente l'influence de la température sur la microstructure de l'acier. Pour les aciers, il décrit l'effet de la température sur la cinétique de transformation de phase à l'état solide et le changement d'état liquide-solide.
- b) Le deuxième type d'interaction couvre l'influence de l'état métallurgique sur l'état thermique. Il est caractérisé par les chaleurs latentes de changement d'état liquide-solide et de transformations de phase à l'état solide et par la dépendance des caractéristiques thermiques de la microstructure.
- c) Le troisième type d'interaction représente l'influence de la température sur l'état mécanique du matériau. Il provient de la dépendance des caractéristiques mécaniques de la température et de la dilatation thermique du matériau.
- d) Le quatrième type d'interaction représente l'influence de l'état métallurgique sur l'état mécanique, il décrit la dépendance du comportement du matériau par rapport à l'évolution de la microstructure et permet d'obtenir une déformation de transformation (TRIP - TRansformation Induced Plasticity).
- e) Le cinquième type d'interaction décrit l'influence de l'état mécanique sur l'état thermique par la prise en compte des dissipations dues aux mécanismes irréversibles.
- f) Le sixième type d'interaction concerne l'influence de l'état mécanique sur les cinétiques de transformation métallurgique.

2 Endommagement ductile

2.1 Les mécanismes d'endommagement ductile

2.1.1 Généralités

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 du refroidissement après soudage des pièces, 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.



Figure 6 : facies d'une coupe due à la rupture d'un cordon de soudure



Figure 7 : cordon de soudure à arc submergé avec inclusion apparente

Les faciès de rupture sont caractérisés par la présence de cupules (Figure 6). 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.

2.1.2 Les mécanismes physiques

Le processus qui mène les matériaux ductiles à la rupture peut être décrit par trois principaux mécanismes successifs qui sont :

- la germination des cavités,
- la croissance de ces cavités,
- la coalescence des cavités.

A. Germination :

La germination correspond à la création de cavités au cours du processus de déformation plastique. Les métaux sont constitués d'une matrice élasto-plastique et de particules de seconde phase (inclusions, précipités) considérées comme quasi-rigides. Ce sont ces inclusions (sulfures, oxydes pour les aciers, grain de flux) qui sont à l'origine de la germination. Lorsqu'il n'y a pas de sollicitation, ces particules sont solidaires de la matrice mais il existe tout de même une concentration de contraintes à l'interface matrice/inclusion.

Une sollicitation mécanique, même faible, peut alors entraîner une décohésion (Figure 8 b) des inclusions dans la matrice ou même une rupture (Figure 8 a) de celles-ci.

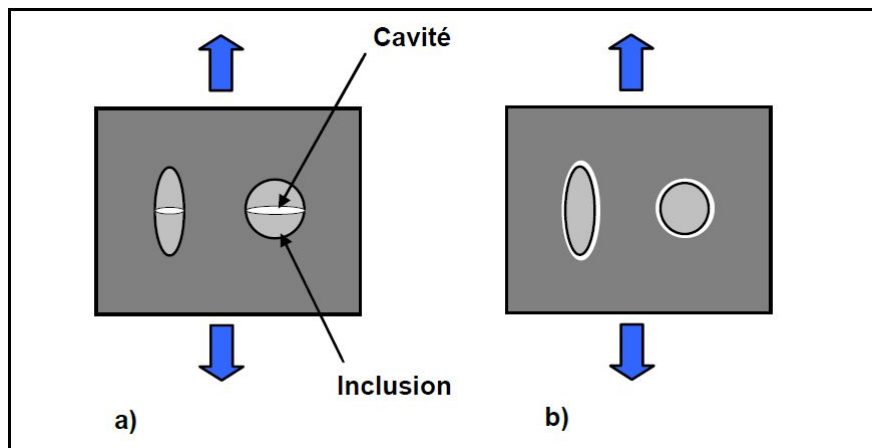


Figure 8 : Germination de l'inclusion par a) rupture b) décohésion inclusion/matrice

Le vide ainsi créé est appelé cavité. Cependant durant ce stade de germination, les cavités créées sont tellement petites qu'elles n'affectent pas encore le comportement macroscopique du matériau. D'un point de vue mécanique, les propriétés élastiques et plastiques seront considérées comme inchangées.

B. Croissance :

Le mécanisme de croissance est certainement celui qui a le plus été étudié expérimentalement dans le passé et pour lequel de nombreux modèles ont été développés pour le décrire. Durant ce mécanisme, les microcavités voient leur taille croître, notamment sous l'effet de la tension hydrostatique qui est un facteur prédominant. Celles-ci peuvent se développer sous forme de cavités sphériques, ellipsoïdales ou de fissures.

Si la décohésion entre la matrice et une inclusion est totale (Figure 9 b), alors celle-ci ne joue plus un rôle prépondérant. Dans le cas contraire (Figure 9 a), il faut en tenir compte. Durant cette phase de croissance, on observe un adoucissement du comportement mécanique du matériau.

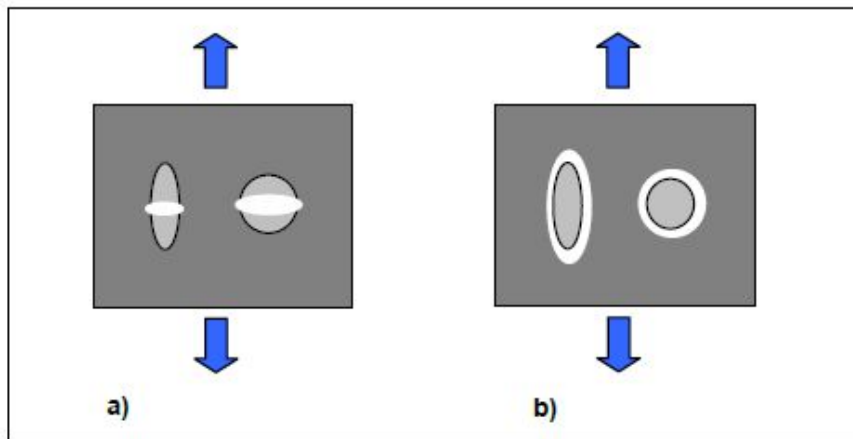


Figure 9 : Croissance des cavités

C. Coalescence :

Lorsque le taux de porosités atteint une valeur critique de l'ordre de 10% à 15%, il se produit alors un phénomène d'interaction entre les différentes cavités. Effectivement, dès lors que la distance séparant deux cavités est suffisamment faible, celles-ci tendent à se réunir de façon assez brutale (Figure 10). Un deuxième phénomène, mettant en jeu la striction des ligaments entre cavités existantes, peut également se produire.

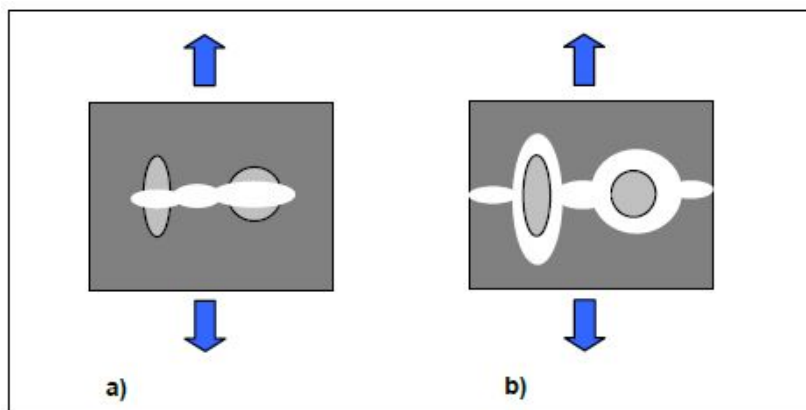


Figure 10 : Coalescence des cavités

La prédominance de l'un de ces deux phénomènes est fortement liée à l'existence et la répartition de particules de seconde phase. La fin du stade de coalescence correspond à l'amorçage d'une fissure macroscopique qui conduira de manière irréversible à la rupture du matériau.

2.1.3 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 s'illustrer simplement en prenant par exemple le cas d'une éprouvette axisymétrique subissant un essai de traction uniaxiale. La réponse schématique obtenue sur la courbe Contrainte/Déformation est représentée par la Figure 11 :

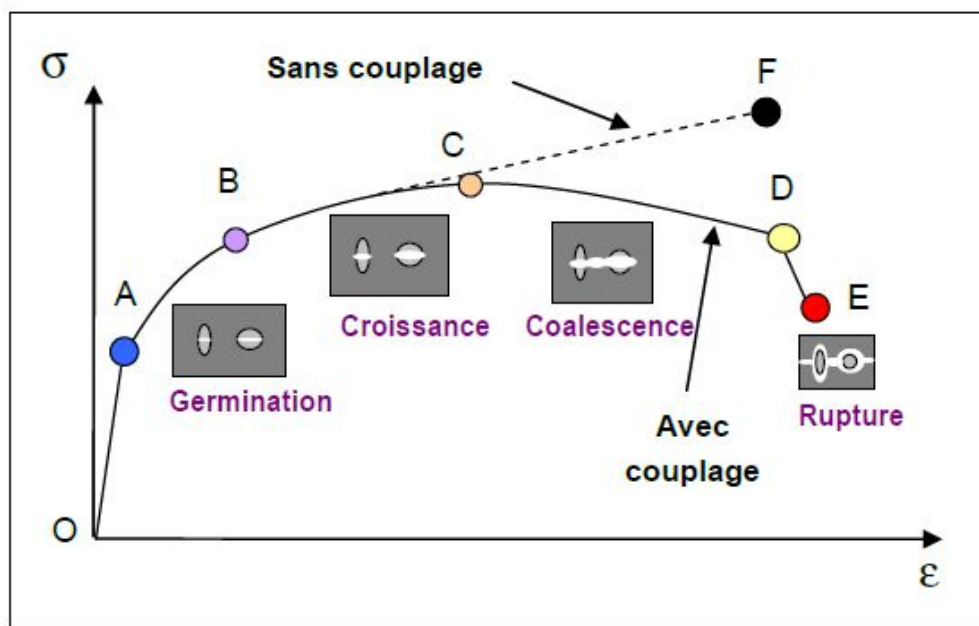


Figure 11: Réponse schématique d'une éprouvette à un essai de traction uniaxiale [4]

Dans un premier temps, la déformation appliquée à 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 de fissures macroscopiques qui 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 doit nécessairement être pris en compte au travers d'un couplage avec la loi de comportement lorsque le matériau subit de grandes déformations.

2.2 Modélisation de l'endommagement ductile

2.2.1 Introduction

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 [5], [6], [8], et les modèles couplés au comportement du matériau [10], [9], [7].

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 rendre compte de l'affaiblissement des propriétés mécaniques dû au développement de l'endommagement. Cette approche peut être décomposée en deux catégories différentes :

- les modèles basés sur une approche micromécanique,
- les modèles basés sur une approche macromécanique ou phénoménologique.

Nous présentons ici quelques modèles permettant de décrire, tout ou en partie, les trois mécanismes décrits précédemment.

2.2.2 Modèles découplés

a- Modèle d'Oyane [8] :

D'après Oyane, la rupture du matériau se produit lorsque le volume des cavités atteint une valeur critique donnée. Sous forme intégrée, Oyane propose la relation suivante :

$$\ln\left(\frac{V_R}{V_0}\right) = \int_0^{\bar{\epsilon}^R} \left(a + b \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) d\bar{\epsilon}^p \quad (1)$$

avec :

- V_0 : Volume de cavité initial,
- V_R : Volume de cavité à rupture,
- $\bar{\epsilon}^R$: Déformation équivalente à rupture
- σ_{eq} : Contrainte équivalente de Von Mises,
- $\sigma_H = (1/3)\text{Trace}(\sigma)$: Contrainte hydrostatique.
- a et b sont deux paramètres matériaux à identifier.

Finalement, le critère de rupture suivant est proposé :

$$I_{cr} = \frac{1}{b} \int_0^{\bar{\epsilon}^R} \left(1 + a \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) d\bar{\epsilon}^p \quad (2)$$

La rupture se produira lorsque I_{cr} sera égal à 1.

b- Modèle de Mc Clintock :

Mc Clintock [5] considère la croissance de cavités cylindriques de rayon R (Figure 12) dans un matériau parfaitement plastique.

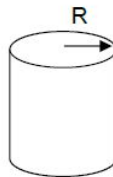


Figure 12 : Cavité cylindrique de rayon R

Il fait également l'hypothèse de négliger l'interaction entre cavités. L'expression de l'évolution de l'endommagement ductile est alors donnée par :

$$\frac{dR}{R} = 0.8 \exp\left(\sqrt{3} \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) d\bar{\epsilon}^p \quad (3)$$

c- Modèle de Rice et Tracey :

Rice et Tracey [6] ont développé un modèle basé sur la croissance de cavités.

L'approche considère la croissance d'une cavité sphérique en milieu infini rigide parfaitement plastique. L'expression de l'évolution de l'endommagement ductile est donnée par :

$$\frac{dR}{R} = \alpha \exp\left(\frac{3 \sigma_H}{2 \sigma_{eq}}\right) d\bar{\epsilon}^P \quad (4)$$

avec :

- R : rayon actuel de la cavité,
- α : constante (0.283 pour le modèle original).

Cependant, le modèle de Rice et Tracey est basé sur l'analyse d'une cavité isolée et ne prend pas en compte les interactions entre les différentes cavités. Les modèles présentés par la suite, de type micromécanique, tendent à résoudre ce problème.

Généralement, les modèles découplés ont l'avantage d'être faciles à implémenter et possèdent peu de paramètres à identifier. En revanche, ils apparaissent comme souvent insuffisants pour des chemins de chargement complexes et de grandes déformations plastiques, ce qui est le cas notamment lors du forgeage à froid de pièces mécaniques.

2.2.3 Modèles couplés de type micromécanique

A. Le modèle de Gurson :

Le modèle de Gurson [10] est le premier modèle micromécanique qui a introduit un couplage entre le comportement et l'endommagement. Le modèle est basé sur la croissance de cavités sphériques et s'inspire des travaux préalables de Rice et Tracey [6]. La présence de cavités dans le matériau, modifie le comportement plastique macroscopique de celui-ci. Il paraît donc intéressant d'introduire une variable d'endommagement relative à ce phénomène physique. La variable d'endommagement f est alors définie comme étant la fraction volumique de vide

(volume des cavités/volume total). Gurson propose un potentiel plastique de la forme suivante [10] :

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0}\right)^2 + 2f \cosh\left(\frac{3\sigma_H}{2\sigma_0}\right) - 1 - f^2 = 0 \quad (5)$$

Avec :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \mathbf{s} : \mathbf{s}} : \text{Contrainte de Von Mises (s étant le déviateur des contraintes)}$$

$$\sigma_H = \frac{1}{3} \text{Trace}(\boldsymbol{\sigma}) : \text{Contrainte hydrostatique}$$

σ_0 : Contrainte d'écoulement de la matrice

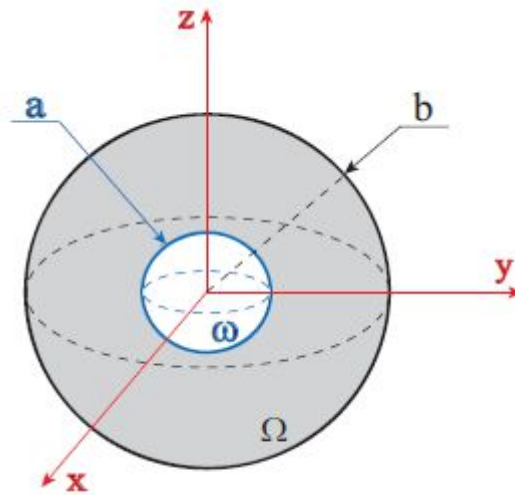


Figure 13 : VER correspond au critère de GURSON pour cavitation sphérique

L'endommagement, par l'intermédiaire de la variable f , va modifier la surface de charge du critère de plasticité, et ainsi traduire la baisse de capacité résistante du matériau. Dans le cas particulier où f est égal à 0 (matériau vierge sans endommagement), le critère de plasticité correspond alors à celui de von Mises $\left(\Phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0}\right)^2 = 1\right)$.

La vitesse d'évolution de la fraction volumique, due à la croissance des microcavités, est déterminée à partir de la conservation de la masse :

$$\dot{f}_{\text{croissance}} = (1 - f) \text{tr}(\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{pl}) \quad (6)$$

où $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{pl}$ représente le tenseur du taux de déformation plastique.

Néanmoins, ce modèle ne prend pas en compte les interactions entre microcavités.

B. Le modèle de Gurson, Tvergaard et Needleman (GTN) :

Pour rendre compte du phénomène d'interaction, Tvergaard et Needleman [11] ont modifié le modèle de Gurson en ajoutant de nouveaux paramètres q_1 , q_2 et q_3 tels que :

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0}\right)^2 + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3q_2 \sigma_H}{2\sigma_0}\right) - 1 - q_3 f^{*2} = 0 \quad (7)$$

où q_1 , q_2 et q_3 sont les paramètres constitutifs du modèle.

Généralement, ces paramètres sont fixés à $q_1 = 1.5$, $q_2 = 1$ et $q_3 = (q_1)^2$ pour les aciers.

Le mécanisme de germination des microcavités est maintenant pris en compte dans l'évolution de la fraction volumique de vide :

$$\dot{f} = \dot{f}_{\text{croissance}} + \dot{f}_{\text{germination}} \quad (8)$$

Le terme de germination est contrôlé par la déformation plastique et de nombreux auteurs utilisent une expression sous la forme d'une probabilité Gaussienne (Figure 14) introduite par Chu et Needleman [12] :

$$\dot{f}_{\text{nucleation}} = \frac{f_N}{s_N \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2} \left(\frac{\bar{\varepsilon}_{pl} - \varepsilon_N}{s_N}\right)^2\right) \frac{1}{\bar{\varepsilon}_{pl}} \quad (9)$$

avec

- f_N : fraction volumique de cavités créées par nucléation,
- ε_N : déformation plastique moyenne pour laquelle la nucléation est maximum,
- s_N : écart type de la distribution normale de Gauss.

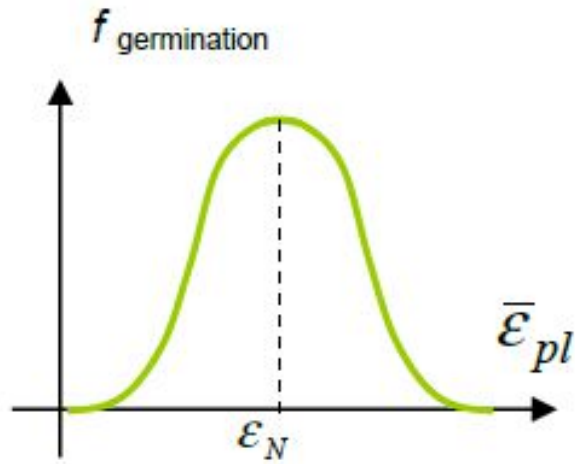


Figure 14 : Loi de germination de type Chu et Needleman

La coalescence est également prise en compte par l'intermédiaire de la variable f^* (porosité fictive) qui représente la fraction volumique modifiée de vide :

$$f^* = \begin{cases} f & \text{si } f < f_c \\ f_c + \frac{f_u - f_c}{f_r - f_c} (f - f_c) & \text{si } f > f_c \end{cases} \quad (10)$$

Avec :

- f_c : fraction volumique de cavités pour laquelle la coalescence débute,
- f_r : valeur finale de f à la rupture ductile,
- f_u^* : valeur ultime de f^* ($=1/q_1$).

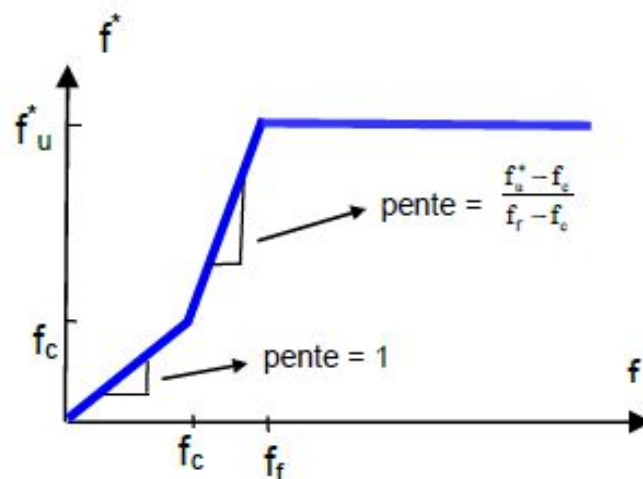


Figure 15 : Evolution de la porosité fictive f^*

L'utilisation de la variable f^* permet de simuler la rapide augmentation de la fraction volumique de porosités (Figure 1.8) due à la coalescence des microcavités et ainsi de simuler la chute des contraintes.

Remarque : En cisaillement pur ($\sigma_{kk} = 0$), l'évolution de l'endommagement reste nulle pour ce type de modèle. Néanmoins, des contraintes tangentielles apparaissent aux interfaces des particules de seconde phase entraînant une décohésion locale. C'est pourquoi dans les cas de fort cisaillement, certains auteurs [13] ont introduit une composante supplémentaire faisant intervenir une nucléation due au cisaillement.

$f_{\text{cisaillement}}$ est alors de forme comparable à $f_{\text{nucléation}}$ et dépend de la déformation tangentielle ϵ_{xy} ainsi que de la vitesse de déformation tangentielle $\dot{\epsilon}_{xy}$:

$$f_{\text{cisaillement}} = \frac{f_{\text{cis}}}{S_{\text{cis}} \sqrt{2\pi}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\epsilon_{xy} - \epsilon_{\text{cis}}}{S_{\text{cis}}} \right)^2 \right] \dot{\epsilon}_{xy} \quad (11)$$

Avec :

- f_{cis} : Fraction volumique de cavités créées par décohésion locale de particules de seconde phase.
- ϵ_{cis} : Déformation plastique moyenne pour laquelle la décohésion locale est maximale.
- S_{cis} : Écart type de la distribution normale de Gauss.

Remarque : Même si cela permet d'introduire la nucléation en cisaillement, la croissance quant à elle restera nulle en cisaillement pur puisqu'elle est basée sur la Trace du tenseur $\dot{\epsilon}_{pI}$.

En résumé, le modèle GTN nécessite la connaissance de 9 paramètres d'endommagement ($q_1, q_2, q_3, f_0, f_c, f_f, f_N, \epsilon_N, S_N$) ou bien 12 si l'on prend également en compte le cisaillement ($f_{\text{cis}}, \epsilon_{\text{cis}}$ et S_{cis} en plus).

Le nombre élevé de paramètres à déterminer complique l'utilisation d'un tel modèle. Certains peuvent être déterminés plus facilement par le biais d'analyses micrographiques (f_0, f_c, f_f, f_N), d'autres sont accessibles dans la littérature ou par le biais d'essais mécaniques et d'analyse inverse ($q_1, q_2, q_3, f_0, f_c, f_f, f_N, \epsilon_N, S_N$). Il est toute fois possible de déterminer tous ces

paramètres par analyse inverse mais leur nombre élevé augmente considérablement le temps de calcul de l'analyse inverse et l'obtention d'un jeu de paramètres unique n'est pas garantie. En effet, la quantité d'informations contenue dans la ou les observables (courbe force/déplacement par exemple) utilisées pour l'analyse inverse, est relativement faible comparé au nombre de paramètres inconnus du modèle [15]. Le nombre de paramètres identifiés simultanément ne doit guère être supérieur à 3 du fait de leur grande sensibilité sur les simulations [14]. C'est pourquoi il est recommandé d'utiliser au maximum les observations microscopiques pour déterminer les paramètres d'endommagement pour ce modèle.

C. Le modèle de Gologanu, Leblond et Devaux (GLD) :

Une des limitations majeures du modèle GTN est qu'il ne considère que la croissance de cavités initialement sphériques et qui le restent. Ceci n'est vrai que pour des taux de triaxialité moyen d'environ 1,5. Les cavités peuvent également ne pas être initialement de forme sphérique mais allongées ou aplaties à cause du procédé de mise en forme.

C'est pour ces raisons que le modèle GLD a été développé par Gologanu, Leblond et Devaux [16]. Ce modèle considère que le matériau est constitué d'une matrice incompressible et de microcavités pouvant changer de forme, de volume et d'orientation. Le volume élémentaire représentatif est constitué d'un volume ellipsoïdal Ω (matrice et microcavité) contenant une microcavité locale ellipsoïdale de volume w (Figure 16). Le chargement est axisymétrique par hypothèse.

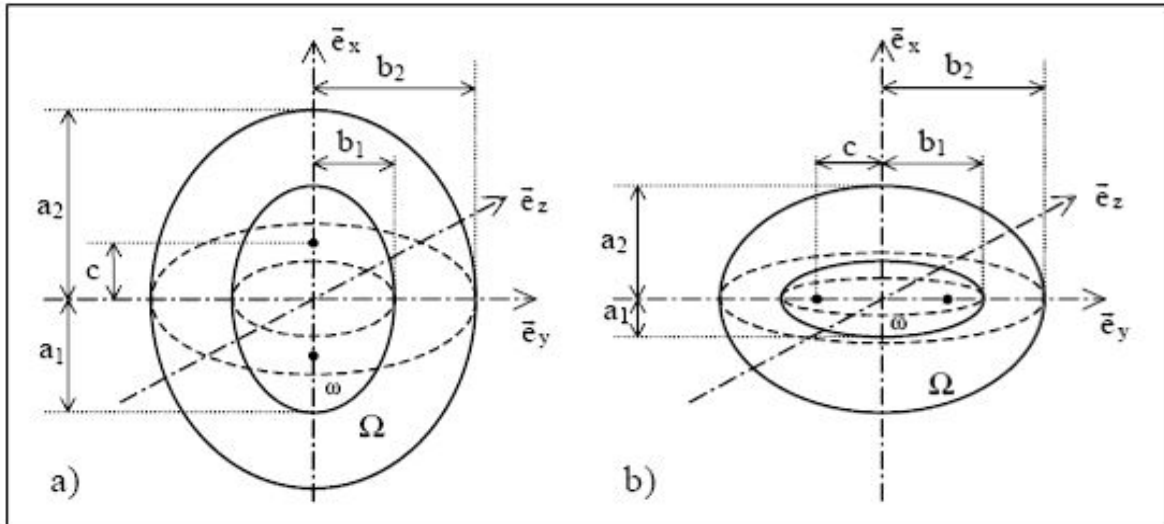


Figure 16 : Microcavité a-allongée et b-aplatie

Le modèle GLD est défini à partir des 3 paramètres suivants :

- la fraction volumique de microcavité : $f = \frac{W}{\Omega} = \frac{a_1 b_1^2}{a_2 b_2^2}$

Où a_1 , b_1 , a_2 et b_2 sont respectivement les demi-axes de la microcavité ellipsoïdale et de la matrice (Figure 16).

- le paramètre de forme de la microcavité : $S_{GLD} = \ln(a_1/b_1)$

($S_{GLD} < 0$: cavité aplatie, $S_{GLD} > 0$: cavité allongée, $S_{GLD} = 0$: cavité sphérique)

- l'orientation de la cavité donnée par le vecteur \vec{e}_x

Le potentiel plastique s'exprime alors de la façon suivante :

$$\Phi = \frac{C}{\sigma_0^2} \|\mathbf{S} + \eta \sigma_H \chi\|^2 + 2q_{GLD} (g + 1)(g + f) \cosh\left(\frac{\kappa \sigma_H}{\sigma_0}\right) - (g + 1)^2 - (q_{GLD})^2 (g + f)^2 = 0$$

Ou :

- \mathbf{S} est le déviateur des contraintes macroscopiques σ ,
- $\|\cdot\|$ représente la norme au sens de von Mises : $\|\mathbf{T}\| = \|\mathbf{T}'\| = \sqrt{\frac{3}{2} \mathbf{T}_{ij} \mathbf{T}_{ij}}$
- $\sigma_H = (1 - 2\alpha_2) \alpha_{xx} + \alpha_2 (\alpha_{yy} + \alpha_{zz})$
- $\chi = \frac{1}{3} (2\mathbf{e}_x \otimes \mathbf{e}_x - \mathbf{e}_y \otimes \mathbf{e}_y - \mathbf{e}_z \otimes \mathbf{e}_z)$

Les paramètres α_2 , C , η , κ et g sont exprimés en fonction de f et S_{GLD} [13].

Le paramètre de Tvergaard q_1 a été modifié par Gologanu pour rendre compte de la nouvelle forme du volume élémentaire et il dépend maintenant de la forme de la microcavité :

$$q_{GLD} = 1 + 2(q_1 - 1) \frac{h_{GLD}}{1 + (h_{GLD})^2} \quad (12)$$

Avec $h_{GLD} = \exp(S_{GLD})$ et q_1 représentant le paramètre de Tvergaard pour une cavité sphérique (généralement $q_1 = 1.5$).

L'évolution de la fraction volumique de vide f est comparable au modèle GTN :

$$\dot{f} = \dot{f}_{\text{nucléation}} + \dot{f}_{\text{croissance}} \quad (13)$$

De même, la prise en compte de la coalescence est effectuée par le biais de la porosité fictive f^* . Ce modèle apporte une bonne avancée car il permet de prendre en compte l'anisotropie de l'endommagement. Il repose à l'origine sur l'hypothèse d'un chargement axisymétrique avec triaxialité positive mais est couramment utilisé pour toutes conditions de chargement.

Une remarque analogue au modèle GTN peut être faite concernant la prise en compte du cisaillement à savoir que ce modèle n'endommage pas en cisaillement.

En résumé, le modèle GLD nécessite la connaissance de 8 paramètres d'endommagement (q_1 , f_0 , S_0 , f_c , f_f , f_N , ϵ_N et S_N) ou bien 11 si l'on prend également en compte le cisaillement (f_{cis} , ϵ_{cis} et S_{cis} en plus). Dans sa thèse, Croix [13] a étudié la sensibilité de paramètres d'endommagement (q_1 , f_0 , S_0 , f_N , ϵ_N et S_N) à partir de l'analyse inverse d'un essai de traction sur éprouvettes entaillées. Il en ressort que certains paramètres comme q_1 et f_0 ont plus d'influence sur l'endommagement que les autres.

Là encore, le nombre élevé de paramètres à déterminer représente un inconvénient pour ce type de modèle. Ceux-ci sont également accessibles par le biais de la littérature, d'analyses microscopiques et d'essais mécaniques combinés à l'analyse inverse. Les remarques faites précédemment pour le modèle GTN restent vraies.

2.2.4 Modèles couplés de type macromécanique

Cette approche est une représentation phénoménologique de la mécanique de l'endommagement continu (MEC) qui a été initiée par Kachanov [18] et Rabotnov [19]. Mais c'est Chaboche [17] qui a véritablement structuré cette approche dans le cadre de la thermodynamique des milieux continus avec variables internes. Cette théorie a depuis été largement développée et utilisée par de nombreux auteurs pour modéliser l'endommagement.

A. Variables d'endommagement :

Dans cette formulation, l'endommagement est décrit par des variables scalaires ou tensorielles. Considérons un matériau endommagé à l'intérieur duquel on isole un élément de volume représentatif (EVR) de taille suffisamment grande par rapport aux hétérogénéités du milieu. On désigne par S l'aire d'une section de ce volume coupé (Figure 17) par un plan de normal \vec{n} et S_D la surface endommagée (cavités, fissures).

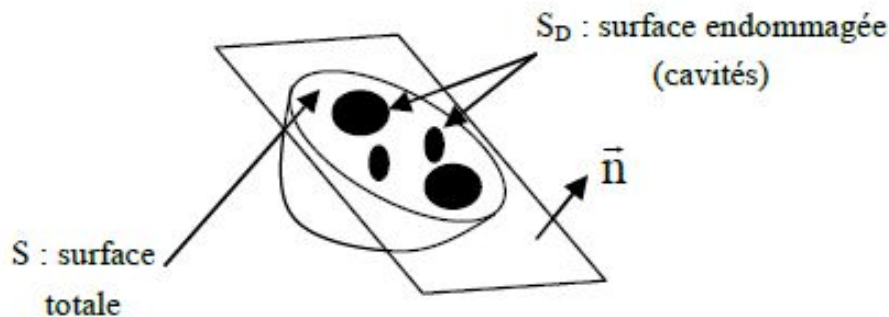


Figure 17 : Coupe d'un élément endommagé

La variable d'endommagement est donnée, pour chaque direction \vec{n} , par le rapport entre la surface S_D et la surface S :

$$D_n = \frac{S_D}{S} \quad (14)$$

Cette variable D_n représente la densité surfacique de défauts dans le plan de normal \vec{n} :

$D_n = 0$ correspond au matériau initialement non endommagé,

$D_n = 1$ correspond au matériau totalement rompu dans le plan de normale \vec{n} .

Cette représentation générale permet de rendre compte d'un endommagement anisotrope.

Si l'on considère que les défauts sont répartis de manière uniforme pour toutes les directions \vec{n} alors l'endommagement peut être considéré comme isotrope, soit $D_n = D \quad \forall \vec{n}$.

Cette forme d'endommagement scalaire a été utilisée par de nombreux auteurs de par sa simplicité. Notons qu'il est tout à fait possible d'utiliser plusieurs variables scalaires pour des directions prédéfinies.

B. Concept de variables effectives :

La notion de contrainte effective introduite par Kachanov [18] découle directement de la densité surfacique de discontinuités. Lorsqu'un matériau est endommagé, les sections élémentaires ne résistent pas dans leur totalité aux efforts. Dans le cas d'un matériau sain, la contrainte exercée sur une surface S soumise à une force perpendiculaire F s'exprime par la relation :

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad (15)$$

Dans un matériau endommagé, la section effective résistante \tilde{S} est plus faible que S du fait de la création de microcavités. Dans le cas d'un endommagement isotrope, on définit \tilde{S} comme suit :

$$\tilde{S} = S(1 - D) < S \quad (16)$$

Dans le cas uniaxial, la contrainte effective est alors définie par :

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{\tilde{S}} = \frac{\sigma}{1 - D} \quad (17)$$

Dans le cas tridimensionnel d'un endommagement isotrope, le tenseur des contraintes effectives s'écrit :

$$\tilde{\sigma}_{ij} = \frac{\sigma_{ij}}{1 - D} \quad (18)$$

Afin de tenir compte des effets de concentration de contraintes au voisinage de micro-défauts, une hypothèse d'équivalence en déformation (Figure 18) a été introduite par Chaboche [17] et Lemaitre [9]. Le tenseur des contraintes effectives est alors défini de la façon suivante :

« Le tenseur des contraintes effectives $\tilde{\sigma}$ est celui qu'il faudrait appliquer à l'EVR vierge afin d'obtenir la même déformation que dans l'EVR endommagé soumis à la contrainte σ . »

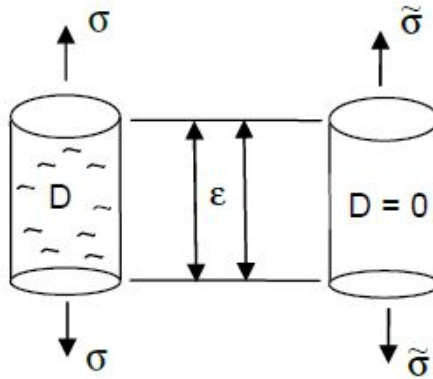


Figure 18 : Principe d'équivalence en déformation

C. Formulation du modèle de Lemaitre :

De nombreuses observations et expérimentations ont montré que l'endommagement était gouverné par la déformation plastique, qui elle-même dépend du multiplicateur plastique λ :

$$D' = \lambda \frac{\partial F}{\partial Y} = \lambda \frac{\partial F_D}{\partial Y} \quad (19)$$

Ce potentiel F de dissipation peut être décomposé en 3 termes :

$$F = f + F_X + F_D \quad (20)$$

Où :

- F_X est un terme relatif à l'écroûissage cinématique non linéaire,
- F_D est le potentiel d'endommagement.
- f est la fonction relative au critère de plasticité et est déterminée par le critère de von Mises :

$$f = \left(\frac{\sigma}{1 - D} - X \right)_{eq} - R - \sigma_y = 0 \quad (21)$$

avec :

$$\left(\frac{\sigma}{1-D} - X\right)_{\text{eq}} = \sqrt{\frac{3}{2} \left(\frac{S_{ij}}{1-D} - X_{ij}\right) \left(\frac{S_{ij}}{1-D} - X_{ij}\right)} \quad (22)$$

$R = R(r)$ représente la loi d'écroutissement isotrope,

D'après les lois de normalité, le tenseur des déformations plastiques est donné par :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} = \frac{3}{2} \frac{\frac{S_{ij}}{1-D} - X_{ij}}{\left(\frac{\sigma}{1-D} - X\right)} \frac{\dot{\lambda}}{1-D} \quad (23)$$

Le taux de déformation plastique cumulée $\dot{\bar{\varepsilon}}_p$ étant défini par :

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_p = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_{ij}^p \dot{\varepsilon}_{ij}^p} \quad (24)$$

On obtient finalement :

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_p = \frac{\dot{\lambda}}{1-D} \quad (25)$$

D'après l'expression (25), l'évolution de l'endommagement dépend du potentiel d'endommagement choisi. Lemaitre [20] propose une expression qui est une fonction non linéaire de Y :

$$F_D = \frac{S_0}{(b+1)(1-D)} \left(\frac{Y}{S_0}\right)^{b+1} \quad (26)$$

$$\text{Soit } \dot{D} = \dot{\lambda} \frac{\partial F_D}{\partial Y} = \left(\frac{Y}{S_0}\right)^b \dot{\bar{\varepsilon}}_p \quad (27)$$

S_0 et b sont deux paramètres propres au matériau et qui caractérisent l'endommagement.

Un troisième paramètre (ε_D) est également introduit pour rendre compte du fait que l'endommagement ductile n'intervient qu'au-delà d'un certain seuil de déformation plastique cumulée ε_D :

$$\begin{cases} \dot{D} = \left(\frac{Y}{S_0}\right)^b \dot{\bar{\varepsilon}}_p & \text{si } \bar{\varepsilon}_p \geq \varepsilon_D \\ \dot{D} = 0 & \text{si } \bar{\varepsilon}_p < \varepsilon_D \end{cases} \quad (28)$$

Enfin, un quatrième paramètre (D_c) peut être ajouté pour rendre compte de la rupture.

L'amorçage d'une fissure macroscopique est sensé se produire lorsque l'endommagement atteint la valeur de 1. Mais généralement, pour les matériaux métalliques, cette valeur est plus faible et comprise entre 0.2 et 0.8 selon la ductilité du matériau. La valeur de l'endommagement à rupture correspond ainsi au paramètre D_c . Lorsqu'un élément atteint cette valeur critique, celui-ci n'a alors plus aucune capacité résistante.

Cette formulation de l'endommagement ductile correspond à l'approche classique développée par Lemaitre [9]. Dans ce cas de figure, il est alors nécessaire d'identifier 3 paramètres : b , S_0 et D_c .

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 [21]. 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.

3.1 Intégrale J

L'intégrale J de Rice [22] caractérise le taux de restitution d'énergie élastique d'une structure contenant une fissure lors de l'avancée de celle-ci :

$$J = \int_{\Gamma} \left[W \cdot dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \right] \quad (29)$$

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 .

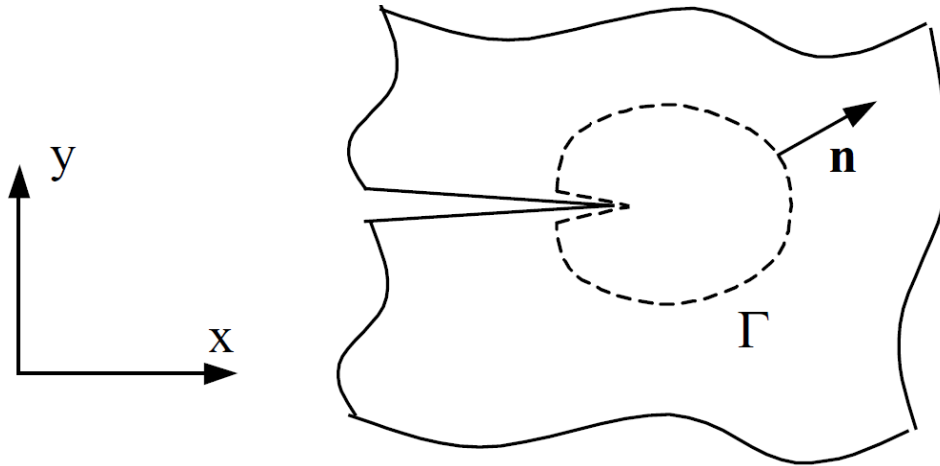


Figure 19 Contour Γ dans la définition de l'intégrale J.

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 non-linéaire, J représente le taux de restitution d'énergie G :

$$J = G = -\frac{dP}{da} = \frac{1}{E}(K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1+\nu}{E}K_{III}^2 \quad \text{En contrainte plane} \quad (30)$$

$$= \frac{1+\nu^2}{E}(K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1+\nu}{E}K_{III}^2 \quad \text{En déformation plane} \quad (31)$$

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 20), a permis à [23] 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 :

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (32)$$

L'intégrale J permet également de définir les champs de contraintes et déformations suivant les formulations de [24], [25] (champs HRR) :

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{J}{\alpha \cdot \sigma_0 \cdot \varepsilon_0 \cdot I_n \cdot r} \right)^{\frac{1}{n+1}} f_{ij}(\theta, n) \quad \varepsilon_{ij} = \alpha \varepsilon_0 \left(\frac{J}{\alpha \cdot \sigma_0 \cdot \varepsilon_0 \cdot I_n \cdot r} \right)^{\frac{n}{n+1}} g_{ij}(\theta, n) \quad (33)$$

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 .

$$J = - \int_0^{\Delta} \frac{\partial P(\Delta, a)}{\partial a} \cdot d\Delta \quad (34)$$

$$J = - \int_0^P \frac{\partial \Delta(P, a)}{\partial a} \cdot dP \quad (35)$$

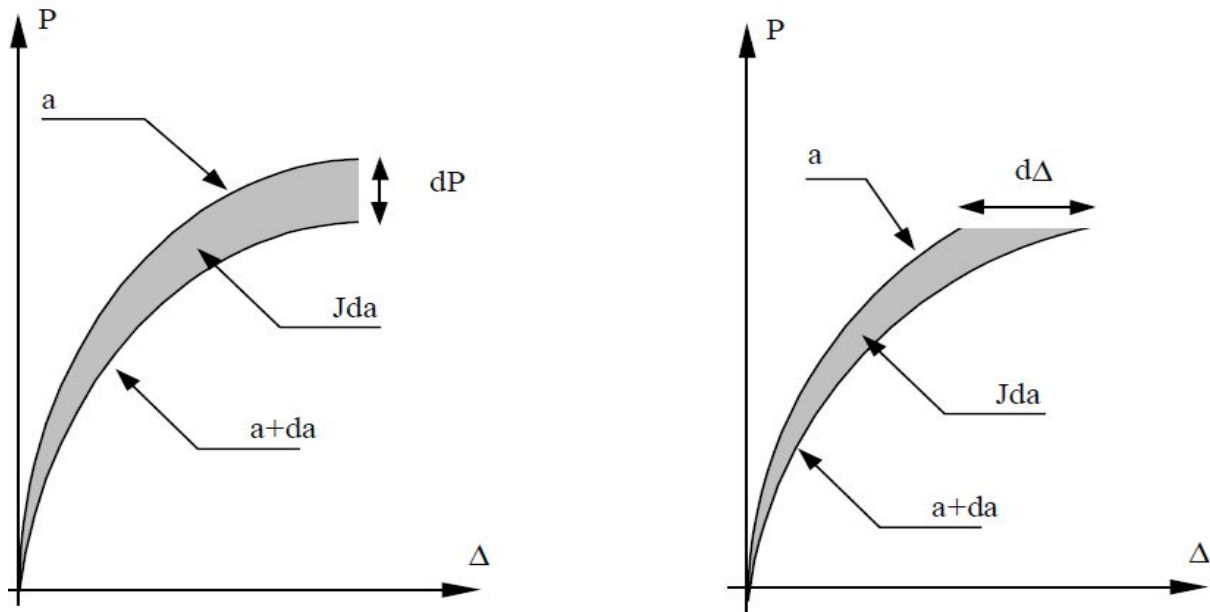


Figure 20. Interprétation géométrique de l'intégrale J.

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.

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 :

$$J = \alpha \cdot \Delta a \quad (36)$$

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 [26] et [27] 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.

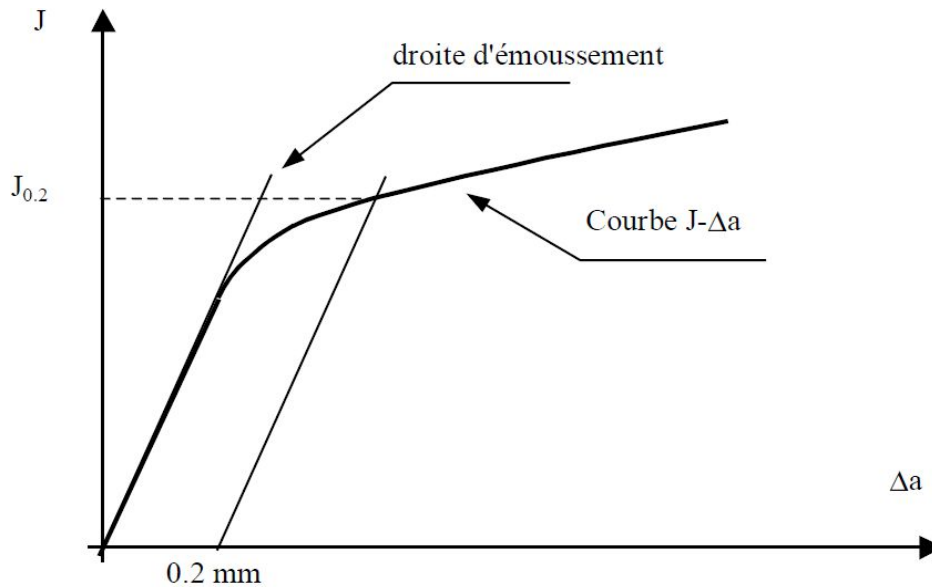


Figure 21 : Evaluation de $J_{0,2}$

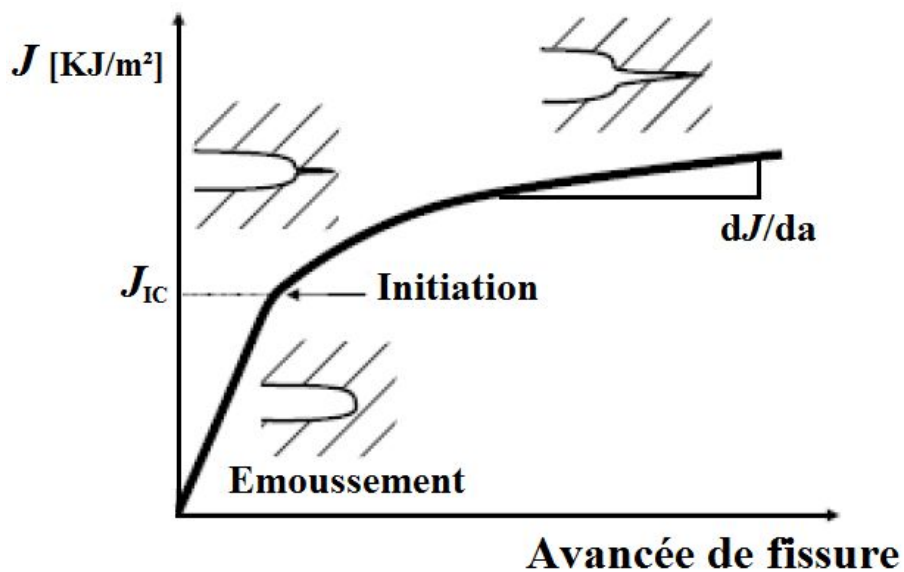


Figure 22 : Schématisation de l'érousement en pointe de fissure avant l'amorçage.

3.2.2 Propagation

La courbe J- Δa 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 :

$$\Delta a < 0.25 b_0 \quad (37)$$

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 :

$$\frac{b}{J} \frac{dJ}{da} \gg 1 \quad (38)$$

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

$$J < \text{Min} \left[\frac{b \cdot \sigma_{ec}}{20}, \frac{B \cdot \sigma_{ec}}{20} \right] \quad (39)$$

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 [28]:

$$T_{mat} = \frac{E}{\sigma_0^2} \frac{dJ}{da} \quad (40)$$

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- Δa 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.

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) [27], ESIS (European Structural Integrity Society) [29], recommandations du Groupe Fragilité Rupture (1986) [30], BS (British Standard) [31].

La méthode proposée par la norme ASTM E 813-89 [27], 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 :

$$J_{\max} = (W - a_0) \sigma_e / 15 \quad (41)$$

$$\Delta a_{\max} = 0,06(W - a_0) + 0,2 \quad (42)$$

La régression linéaire se fait ensuite sur les points expérimentaux situés entre deux droites parallèles à la droite d'émoussement d'équation $J=2.R_e.\Delta a$ [32]. 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 $\Delta a=0.2\text{mm}$. Cette valeur a été proposée par la recommandation [30] 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 21), conduisant à des valeurs de J_{IC} plutôt surestimées [33]. C'est pourquoi Lautridou[34] a proposé une autre équation de la droite d'émoussement :

$$J = 4 R_e \Delta a \quad (43)$$

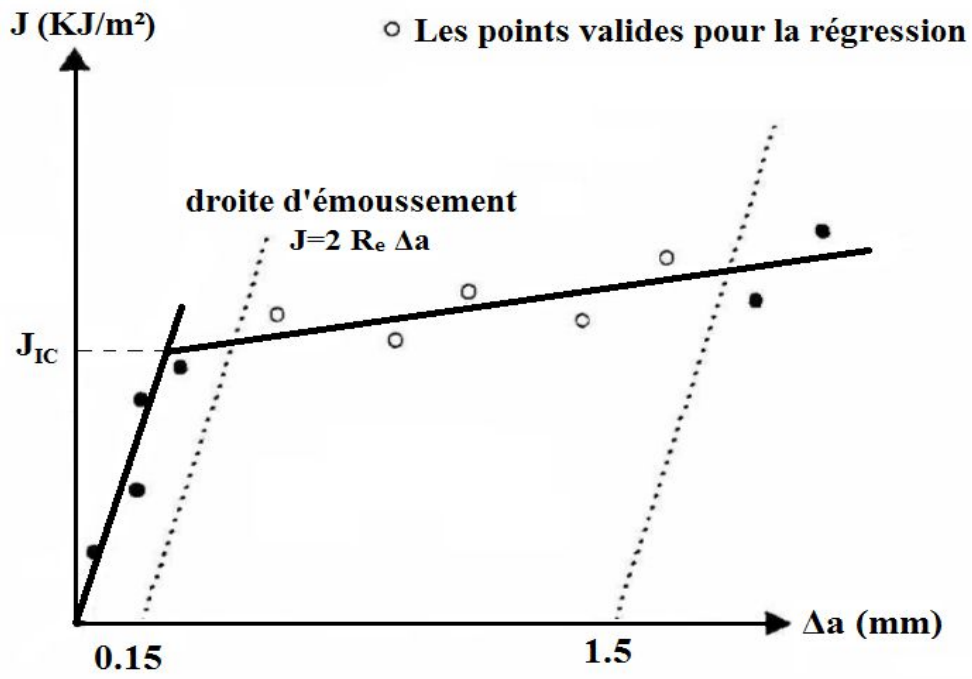


Figure 23 : Détermination de la ténacité J_C selon la norme ASTM[32,35].

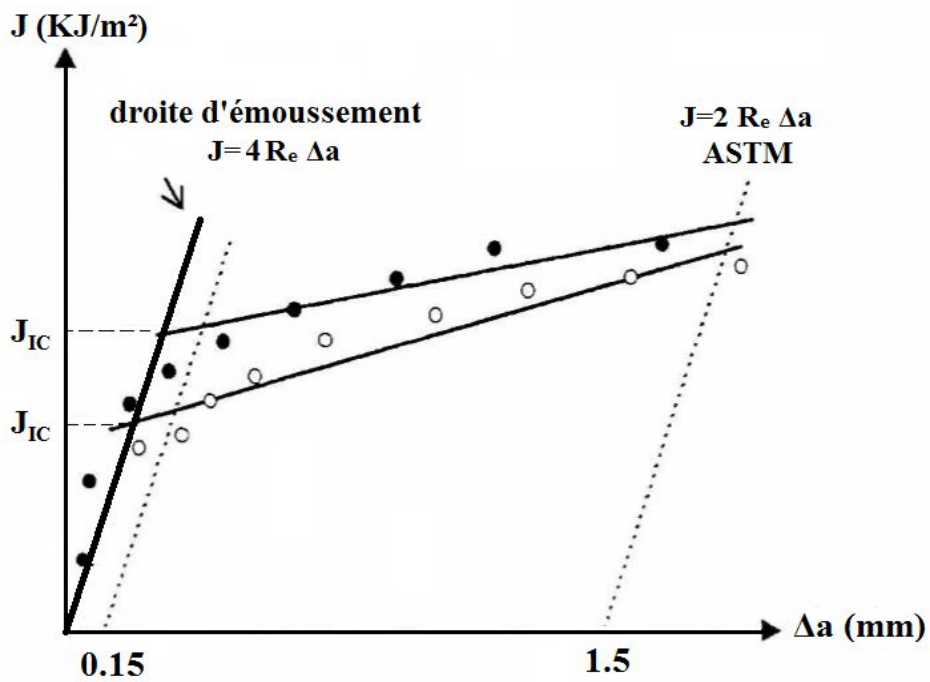


Figure 24. Courbe de résistance selon la norme ASTM.

Cependant, l'utilisation de la régression linéaire pour lisser les courbes (J - Δa) conduit parfois à des résultats très différents de J_C [33] (Figure 22). Pour surmonter ce problème, des chercheurs [36] ont proposé l'utilisation d'un lissage des points au moyen d'une fonction puissance de la forme :

$$J = C \Delta a^n \quad (44)$$

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 [37,38]. 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), [39, 40].

Pour caractériser l'hétérogénéité macroscopique (ou mécanique), on utilise souvent la notion de « mis-matching » [41, 42]. 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 de 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 [41, 43], 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 reflète 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.

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 [44, 45]. Nous présentons ici les principaux résultats.

3.5.1 Effet de l'hétérogénéité sur l'intégrale de contour J :

Sumpter [44] 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).

3.5.2 Effet du mismatching sur les évolutions des paramètres J et CTOD

KIRK et al [46] 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 23) :

- Dans la partie élastique : le mis-matching n'a aucun effet sur les évolutions de J ou 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 ou 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 23).

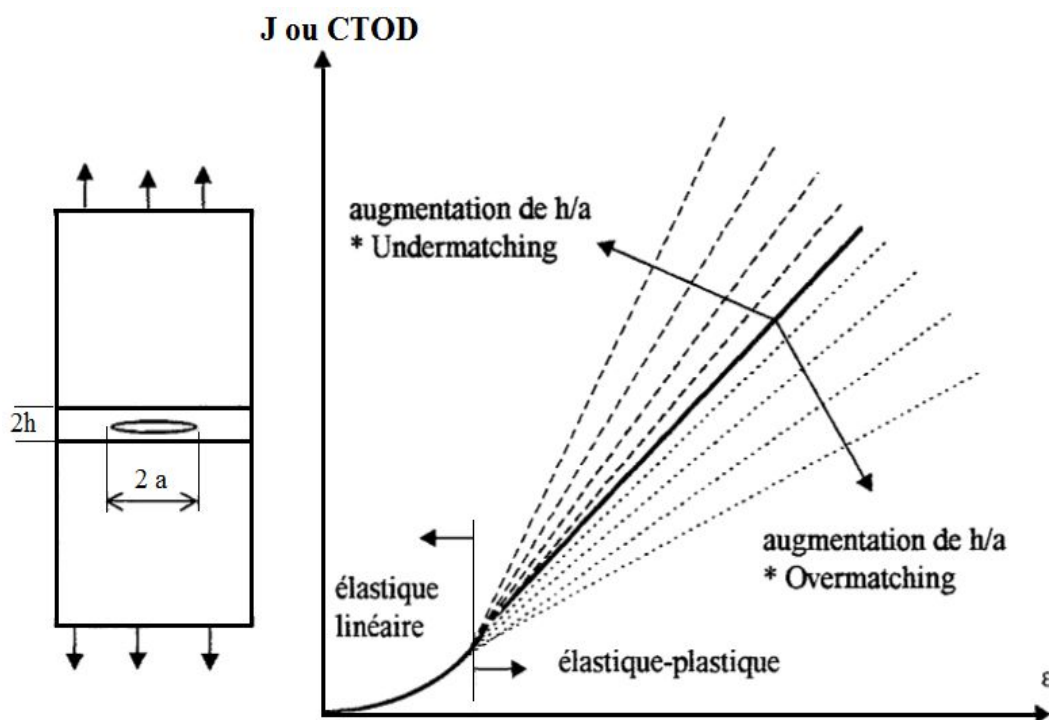


Figure 25. Effet de mismatching sur les évolutions des paramètres J et CTOD.

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 ».

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 23. 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.

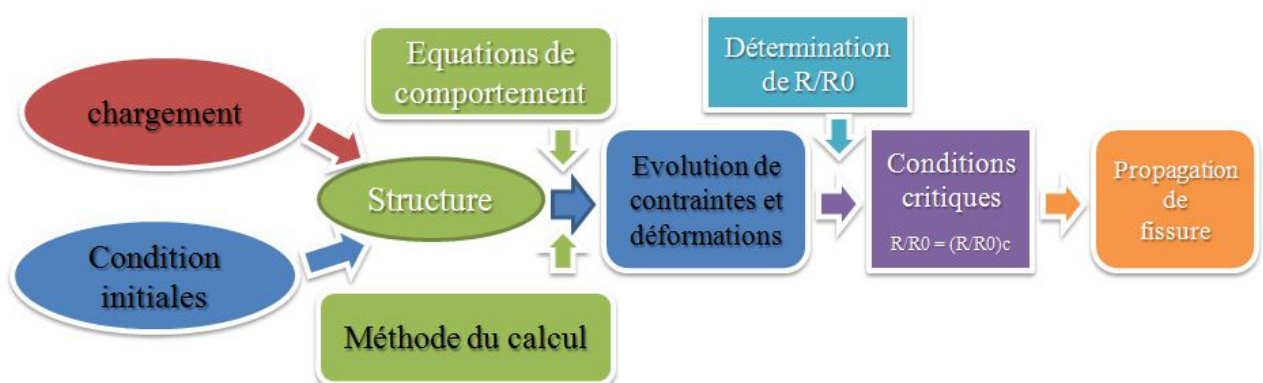


Figure 26. Organigramme du calcul

4.1.1 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 [47-49] 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 [49], 0,67 pour une fonte nodulaire [50], 0,73 pour un acier soudé de type E6013 [50]; 0,6 pour un acier soudé E6015 [53]; 0,2 pour un acier à 0,2% de carbone [51].

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 [52].

4.1.2 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 élasto-plastique.

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 ".

$$\ln(R/R_0) = \sum_{\dot{a}}^n d(\ln R/R_0) \quad (45)$$

La condition initiale est $R/R_0 = 1$

$$\text{Ainsi : } \ln(R/R_0)_n = \ln(R/R_0)_{n-1} + d(\ln(R/R_0)) \quad (46)$$

$dLn(R/R_0)$ est calculé par l'accroissement de déformation équivalente au chargement "n" :

$$dE_{eq}^{(n)} = \sqrt{\frac{2}{3} dE_{ij}^{(n)} dE_{ij}^{(n)}} \quad (47)$$

$$\text{Où } dE_{ij}^{(n)} = dE_{ij}^{(n)} - \frac{dE_{kk}^{(n)}}{3} \delta_{ij} \quad (48)$$

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.

4.1.3 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 [49] :

$$J_{IC} = \alpha \sigma_y Ln\left(\frac{R}{R_0}\right)_C \Delta a_c \quad (49)$$

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).

4.2 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 24. 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 ($\Delta a = L_e$) 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.

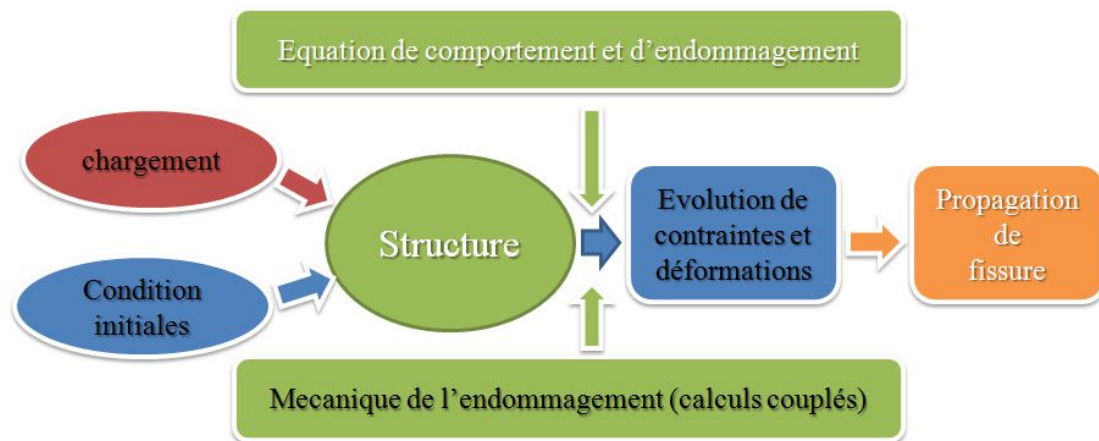


Figure 27 Schématisation des étapes de calcul.

5 Modélisation d'endommagement par croissance des cavités

5.1 Introduction

Les essais mécaniques et les observations microscopiques ont révélé que la cavitation était le mode d'endommagement majeur des aciers. Le modèle utilisé devra ainsi simuler la croissance des cavités avec la variation de volume associée, suivant la déformation. Le modèle devra simuler la saturation de la force maximale obtenue pour les petits rayons de

courbure des AE. Il devra ainsi rendre compte de la compétition qui existe entre la rigidité et l'endommagement, tout deux accrus par l'élévation du taux de triaxialité des contraintes.

Bien que ce mode d'endommagement ductile ait été très fréquemment mis en évidence et modélisé sur les métaux, ces études ont été très développées, et l'endommagement ductile peut être décrit par deux types de modèles : soit les modèles découplés, soit les modèles couplés.

Les modèles découplés utilisent un calcul élastoplastique sur une structure, en faisant l'hypothèse forte que l'endommagement n'aura pas d'influence sur le comportement global du matériau. La rupture est obtenue pour une valeur critique d'un paramètre d'endommagement, calculé en post-processeur après le calcul élasto-plastique. Ce type de modèle permet de décrire l'amorçage de la déchirure ductile pour les éprouvettes fissurées et l'instabilité pour les éprouvettes non fissurées [62]. On peut citer comme exemple le modèle découplé de Rice et Tracey qui permet de décrire la croissance d'une cavité sphérique dans une matrice rigide, incompressible et non-écrouissable soumise à un champ macroscopique uniforme [63]. La prise en compte de l'écrouissage peut se faire en utilisant l'expression de la triaxialité. L'hypothèse est faite que la rupture a lieu pour un rapport critique de rayon de cavité $(R/R_0)_c$, déterminé au préalable sur des éprouvettes de laboratoire.

Les modèles couplés comme leur nom l'indique permettent de coupler l'effet de l'endommagement avec le comportement du matériau. Le potentiel plastique s'exprime en fonction de la porosité f , variable interne du modèle. Ces modèles permettent de décrire l'amorçage et la propagation de la fissure. Ils permettent en plus d'accéder aux champs de contrainte-déformation en fonction de l'avancée de la fissure. Le modèle couplé auquel nous nous sommes intéressés est celui de Gurson-Tvergaard-Needleman. Sa présentation va être faite par la suite.

6 Présentation du modèle GTN :

6.1 Généralités

Les résultats expérimentaux ont indiqué le rôle central que jouait la croissance des cavités dans la rupture ductile des métaux [64], [65], [66]. Toutes ces études ont porté sur des matériaux métalliques et ont montré que les cavités se formaient sur des particules de seconde phase, ou par décohésion entre une particule et la matrice, ou par la rupture d'une particule. La rupture finale intervient après la phase de croissance de cavités voisines jusqu'à leurs coalescences finales. Des analyses de croissance de cavités dans un matériau infini plastique montrent que cette croissance est fortement dépendante de la contrainte hydrostatique [67], [63]. Ainsi la coalescence des cavités sera engendrée par un taux de triaxialité élevé. Cette prévision a été confirmée par des séries de testes sur des éprouvettes plus moins entaillées sévèrement dans le cas d'acier [68], [69].

Compte tenu des résultats expérimentaux, il y a eu un intérêt croissant sur l'utilisation de la croissance et de la coalescence des cavités pour décrire la rupture ductile des métaux. De nombreux exemples de recherche ont porté sur la croissance d'une cavité unique dans un solide élasto-plastique infini, pour différents états de contraintes [70], [63], [71]. Basé sur des analyses équivalentes pour une cavité sphérique, Gurson a développé un modèle permettant de décrire le comportement d'un solide poreux ductile [72 ;73]. dans ce modèle le paramètre f , fraction volumique de porosités, est le seul paramètre d'endommagement et la réponse matériau est très sensible a son évolution. Ce modèle a été étendu par Needleman et Rice pour tenir compte de la germination de cavités [74], et ensuite par Tvergaard et Needleman pour tenir compte de la coalescence de cavités [75], [76].

7 Description du modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN)

7.1. Description de la fonction d'écoulement et des fonctions d'endommagement

Le modèle GTN est basé sur le modèle micromécanique développé par Gurson en 1977 [77]. Il permet de décrire la croissance d'une cavité sphérique dans une matrice rigide parfaitement plastique conduisant à l'expression du critère de plasticité donné par (50) :

$$\phi(\underline{\underline{\sigma}}, f, \sigma_0) = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0} + 2f \cosh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_0}\right) - (1 + f^2) \quad (50)$$

Avec $\underline{\underline{\sigma}}$ le tenseur des contraintes macroscopiques (matrice+porosités), σ_{eq} la contrainte macroscopique équivalente, $\sigma_m = 1/3\sigma_{kk}$ la contrainte macroscopique moyenne, f la porosité du matériau, et σ_0 la limite d'élasticité de la matrice.

En appliquant la règle de normalité et en calculant la trace du tenseur des vitesses de déformation macroscopique $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_p$, on obtient (51) :

$$tr \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_p = tr \left(\lambda \frac{\partial \phi}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \right) = \lambda \frac{3f}{\sigma_0} \sinh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_0}\right) \neq 0 \quad (51)$$

L'équation (2) est obtenue en considérant d'abord la règle de normalité telle que (52)

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_p = \lambda \frac{\partial \phi}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad (52)$$

On considère ensuite la dérivée $\frac{\partial \phi}{\partial \underline{\underline{\sigma}}}$, séparée en deux parties telles que (53) :

$$\frac{\partial \sigma_{eq}^2}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{\partial(3/2 \underline{\underline{s}} : \underline{\underline{s}})}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = 3 \underline{\underline{s}} \quad \text{et} \quad \frac{\partial \sigma_m}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = 1/3 \underline{\underline{I}} \quad (53)$$

Avec $\underline{\underline{I}}$, le tenseur identité et $\underline{\underline{S}}$, le déviateur des contraintes.

Ainsi, il est possible d'avoir une variation positive ou négative du volume, donc une croissance ou une réduction de porosité.

Le calcul de la trace de $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}_p}$ donne ensuite le résultat énoncé dans l'équation (51).

A. Introduction de la contrainte d'écoulement σ_y :

L'expression (50) prévoit une porosité à rupture ($\phi = 0$ si $\underline{\underline{\sigma}} = 0$) $f = 1$, ce qui conduit à une surestimation des ductilités à rupture et suppose un matériau rigide parfait. Le modèle a alors été modifié par Tvergaard et Needleman pour prendre en compte l'interaction entre les cavités et l'écrouissage [78]. La prise en compte de l'écrouissage est réalisée en remplaçant la limite d'élasticité σ_0 du matériau parfaitement plastique par σ_y la résistance à l'écoulement de la matrice écrouissable avec $\sigma_y = f(p)$. L'écrouissage est supposé de nature isotrope. La variable d'écrouissage p est définie en supposant l'égalité de la dissipation plastique microscopique et de la dissipation macroscopique. La déformation plastique effective p représente l'état de la déformation microscopique dans la matrice. Son évolution est donnée par :

$$(1-f) \dot{p} \sigma_y = \underline{\underline{\dot{\epsilon}}_p} : \underline{\underline{\sigma}} \quad (54)$$

$(1-f) \dot{p} \sigma_y$ Correspond à la puissance microscopique puisque seule une fraction $(1-f)$ est occupée par la matière. La variable d'écrouissage est différente de la variable employée pour les matériaux non endommagés puisque ici on considère la déformation plastique cumulée au sens de von Mises

telle que $\dot{p} = (2/3 \underline{\dot{\epsilon}}_p : \underline{\dot{\epsilon}}_p)^{0.5}$. L'écrouissage est introduit sous la forme d'un écrouissage moyen d'un milieu poreux se déformant de façon uniforme [79]

B. Introduction des paramètres q_1 et q_2 dans l'expression du critère de plasticité :

Deux paramètres, q_1 et q_2 , ont été ajoutés dans le critère de plasticité. Ils permettent de tenir compte de l'interaction possible des cavités [80.81]. Ils sont en général déterminés à partir de calcul sur des cellules élémentaires (une seule cavité dans le volume représente la fraction volumique de cavités dans la matrice). Ils ont dans un premier temps été pris égaux à l'unité, ceci pour une matrice parfaitement rigide plastique, où la déformation autour d'une cavité sphérique est parfaitement symétrique. Cependant, en considérant un matériau ayant une distribution périodique de cavités sphériques et cylindriques, un meilleur accord est obtenu avec l'expérience en prenant $q_1 = 1.5$ et $q_2 = 1$.

Le critère de plasticité du modèle GTN est alors de la forme suivante (6) :

$$\phi(\underline{\underline{\sigma}}, f, \sigma_y) = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_y^2} + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3q_2 \sigma_m}{2\sigma_y}\right) - (1 + q_1^2 f^{*2}) \quad (55)$$

Le paramètre q_1 a un sens physique, puisque pour $\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{0}}$, c'est-à-dire à l'instant de la rupture, $q_1 = 1/f$, avec f la porosité à rupture. q_2 aura plutôt une influence sur l'évolution de l'endommagement, puisqu'il se situe devant le terme représentatif du taux de triaxialité.

C. Introduction de la coalescence et de la germination :

Pour une croissance donnée, il a été observé que les cavités pouvaient se joindre, ce qui entraîne un endommagement supplémentaire par rapport à la croissance seule. Pour représenter l'accélération de la croissance des cavités pendant le stade de

coalescence, la fonction f^* est introduite [86] dans l'expression du potentiel d'écoulement. La fonction bilinéaire f^* représente la porosité effective et est justifiée pour décrire l'apparition de la coalescence au-delà d'une porosité critique f_c , la porosité est alors plus endommageante que si elle restait sphérique (7).

$$f^*(f) = f \text{ si } f \leq f_c$$

sinon $f^*(f) = f_c + \delta (f - f_c)$ (56)

avec $\delta = \frac{f_u^* - f_c}{f_f - f_c}$, f_u^* ; est la porosité effective à rupture ($f_u^* = 1 / q_l$), et f_f la porosité à rupture.

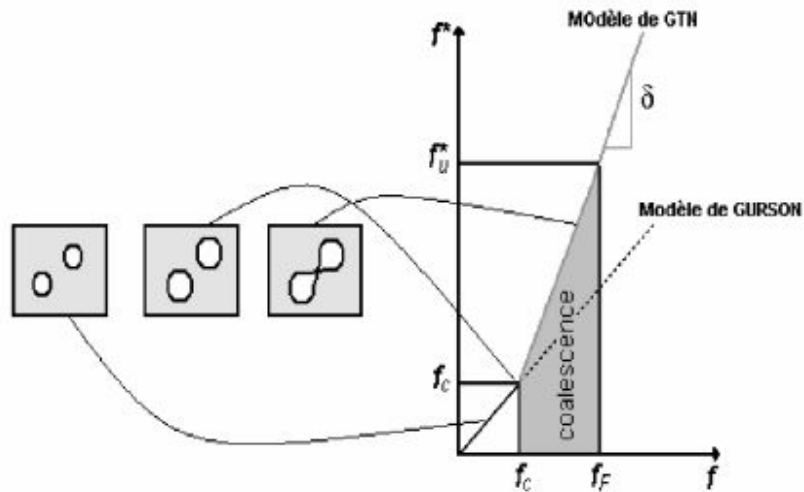


Figure 28 : Fonction f^* [82]

En cours de croissance, des cavités peuvent également apparaître en complément, on parle alors de germination. L'évolution de la porosité due à la croissance et à la germination de nouvelles cavités est telle que (56) :

$$\dot{f} = \dot{f}_{croissance} + \dot{f}_{germination}$$
 (57)

L'évolution de la croissance est obtenue à partir du principe de conservation de la masse telle que (9) :

$$\dot{f}_{croissance} = (1-f) \text{trace} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_p \quad (58)$$

Cette dernière équation est obtenue à partir du raisonnement suivant : soit Ω le volume (matrice+cavités), et soit w le volume des cavités. Par incompressibilité de la matrice, on aura $\dot{\Omega} = \dot{w}$. La porosité est définie par $f = \frac{w}{\Omega}$.

On aura donc

$$\dot{f} = \frac{\dot{\Omega}}{\Omega} \left(1 - \frac{w}{\Omega}\right) = \frac{\dot{\Omega}}{\Omega} (1-f) \text{ et } \frac{\dot{\Omega}}{\Omega} (1-f) \text{ et } \frac{\dot{\Omega}}{\Omega} = \text{tr} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_p \quad (59)$$

$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_p$ est obtenue par la règle de normalité $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_p = \left(\lambda \frac{\partial \phi}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \right)$

La cinétique de germination est décrite à partir de deux coefficients supplémentaires A_n et B_n qui peuvent être associés à l'intensité de germination contrôlée en contrainte et en déformation respectivement (59) [83] :

$$\dot{f}_{germination} = B_n \dot{\sigma}_{eff} + A_n \dot{p} \quad \text{où} \quad \dot{\sigma}_{eff} = \alpha \dot{\sigma}_{eq} + \beta \dot{\sigma}_{kk} \quad (60)$$

8 Conclusion :

Cette étude bibliographique permet de fixer le cadre d'étude dans lequel est inscrit notre 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.

Dans ce chapitre, les différents mécanismes physiques de l'endommagement ductile ont été présentés. Un certain nombre de modèles d'endommagement ont également été présentés.

Les modèles micromécaniques ont pour avantage de réellement modéliser les phénomènes physiques de l'endommagement à savoir la germination, la croissance et la coalescence de cavités. Le modèle GLD semble le plus évolué car il prend en compte l'anisotropie de l'endommagement à travers des cavités ellipsoïdales pouvant changer de forme, de volume et d'orientation sans introduire plus de paramètres que le modèle GTN.

En revanche, ces modèles requièrent la connaissance de nombreux paramètres (8 à 12) souvent assez délicats à déterminer précisément. Ces modèles apparaissent donc difficilement utilisables notamment dans le cadre de projets industriels et c'est pourquoi nous avons choisi le modèle GTN dans le cadre de notre recherche numérique pour qu'il soit plus utilisé dans le domaine de la recherche.

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 la méthode basée sur les éléments finis qui contiennent le relâchement des nœuds. Elle est présentée sous l'endommagement par le critère de Gurson et ses extensions.

CHAPITRE II : Effet de la triaxialité sur le comportement mécanique

1. Présentation du code de calcul

ABAQUS est un puissant logiciel de calcul par élément fini. Il est utilisé dans des différents domaines d'ingénierie à travers le monde. ABAQUS effectue l'analyse et/ou statique et la simulation dynamique sur les structures. Il peut traiter avec plusieurs organismes ayant divers charges, les températures, les contacts, les impacts, et d'autres conditions environnementales. ABAQUS est développé et soutenu par Hibbitt, Karlsson et Sorensen, Inc (HKS). ABAQUS comprend quatre composantes fonctionnelles : Modules d'analyse, module du prétraitement, Module distribution de traitements, Utilitaires.

La méthode des éléments finis est une méthode numérique employée dans le domaine de la rupture. Son succès s'explique par la facilité de sa mise en œuvre pour la résolution d'une grande variété de problèmes (statiques ou dynamiques, linéaires ou non linéaires....).

Elle permet l'évaluation de certains paramètres caractérisant la rupture des matériaux à comportement linéaire élastique et plus récemment les matériaux à comportement non linéaire.

De nombreux codes de calcul par éléments finis sont disponibles. Citons par exemple : ABAQUS, ANSYS, ADINA.....etc.

Cette approche numérique a été réalisée dans le but de simuler des essais de traction sur des éprouvette de type AE en acier soudé. Et pour validé notre model on a fait appel à un calcul sur des cellules élémentaires.

2. Mécanique des éprouvettes entaillées

En travaillant sur des éprouvettes axisymétriques entaillées (AE), il est possible d'étudier des sollicitations multiaxiales, uniquement en utilisant un essai de traction. Ces éprouvettes permettent l'étude des conditions de contraintes planes et déformations planes.

Pour une éprouvette entaillée, tant que la limite d'élasticité n'est pas dépassée la contrainte est maximale en fond d'entaille par phénomène de concentration des contraintes. La limite d'élasticité est donc atteinte en premier à cet endroit. Si l'éprouvette continue à être déformée, la zone déformée plastiquement s'étend et finit par envahir toute la section entaillée. La charge atteint alors la charge limite de l'éprouvette, elle est supérieure à ce qu'elle serait sans défaut (entaille). Considérons pour cela tout d'abord un cylindre de matière dans la partie entaillée de l'éprouvette ; s'il était isolé, il s'allongerait selon son axe et se contracterait selon son diamètre de façon à conserver un volume constant. Inclus dans l'entaille, entre les deux parties non entaillées qui restent élastiques et se déforment peu, il ne peut que se contracter de la même façon et il apparaît donc des contraintes radiales de tension. Pour satisfaire le critère de plasticité (Von Mises ou Tresca), il est nécessaire d'augmenter d'autant la contrainte axiale. Ainsi, la déformation plastique confinée élève le niveau général des contraintes et le taux de triaxialité des contraintes β . Celui-ci est défini par la relation (60) :

$$\beta = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \quad (61)$$

σ_m : Contrainte moyenne définie telle que $\sigma_m = \left(\frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})\right)$

σ_{eq} : Contrainte équivalente de Von Mises.

Pour une éprouvette cylindrique comportant une gorge de rayon à fond d'entaille (R) laissant subsister un col de rayon (a) dans la section minimale (*Figure 30*), le calcul des répartitions de contraintes et des déformations est compliqué et ne peut être complètement résolu analytiquement. Des hypothèses simplificatrices sont nécessaires comme celle de l'égalité entre les déformations radiales et tangentielles dans la section minimale où $Z=0$. Il

en résulte que les contraintes radiales et tangentielles sont égales et que le déviateur est indépendant de la coordonnée radiale (r) dans cette section. Avec ces hypothèses, les équations de l'équilibre et le critère de plasticité, il est démontré que :

$$\frac{d\sigma_{rr}}{dr} = -\frac{\sigma_{eq}}{\rho} \quad (62)$$

Avec (r) le rayon de courbure des lignes isostatiques, là où elles interceptent le plan $Z = 0$. Bridgman [63] a supposé que les lignes isostatiques peuvent être assimilées à des cercles qui coupent à angle droit la surface de l'entaille qui est torique [20]. Le rayon de courbure (ρ) est donné par la relation (62) :

$$\rho = \frac{a^2 + 2aR - r^2}{2r} \quad (61)$$

L'intégration de l'équation différentielle (61) conduit à (63) :

$$\text{Et} \quad \left\{ \begin{array}{l} \sigma_{rr} = \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{eq} \ln\left(1 + \frac{a^2 - r^2}{2aR}\right) \\ \sigma_{zz} = \sigma_{eq} \left[1 + \ln\left(1 + \frac{a^2 - r^2}{2aR}\right)\right] \end{array} \right. \quad (62)$$

La contrainte axiale moyenne $\bar{\sigma}_{zz}$ c'est à dire la charge appliquée à l'éprouvette est donnée par l'expression (64) :

$$\bar{\sigma}_{zz} = \sigma_{eq} \left(1 + \frac{2R}{a}\right) \ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right) \quad (63)$$

Le taux de triaxialité des contraintes est maximale sur l'axe de l'éprouvette tel que :

$$\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{3} + \ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right) \quad (64)$$

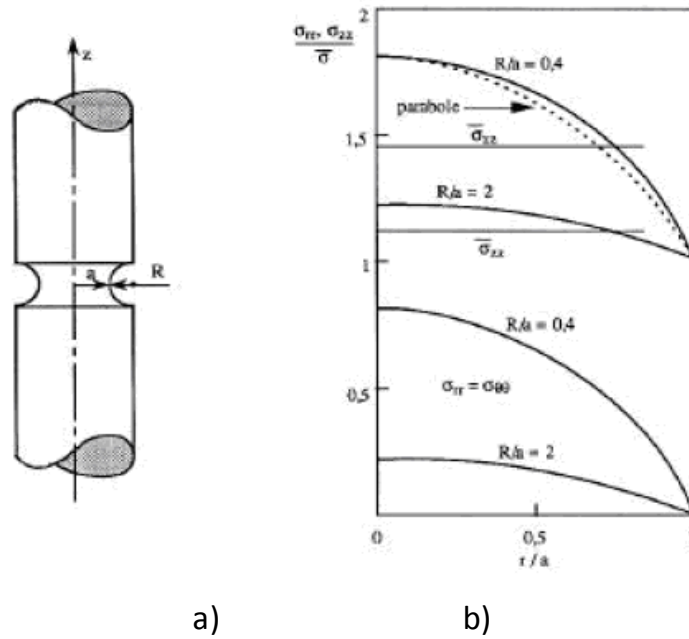


Figure 29 - a) Schéma d'une éprouvette axisymétrique entaillée.
 - b) Répartition des contraintes Axi, Rad et Tang selon le calcul de Bridgman

Ainsi comme indiqué sur la Figure 30, le profil de contraintes est une parabole, avec un maximum au centre de l'éprouvette. La contrainte axiale sera d'autant plus élevée que le rayon de courbure R sera faible.

3. Choix des géométries

A partir de ces rappels, on a choisit de travailler avec des éprouvettes axisymétriques entaillées AE à quatre rayons de courbures différents afin d'étudier l'influence du taux de triaxialité des contraintes sur le comportement du matériau «l'endommagement ». Les quatre rayons de courbures étudiés sont : $R = 80$ mm (AE80), 10 mm (AE10), 4 mm (AE4) et 2 mm (AE2). Les géométries des éprouvettes sont telles que la longueur totale est de 66 mm, le diamètre du fût est de 10 mm, le diamètre en fond d'entaille est de 5 mm (*Figure 31*).

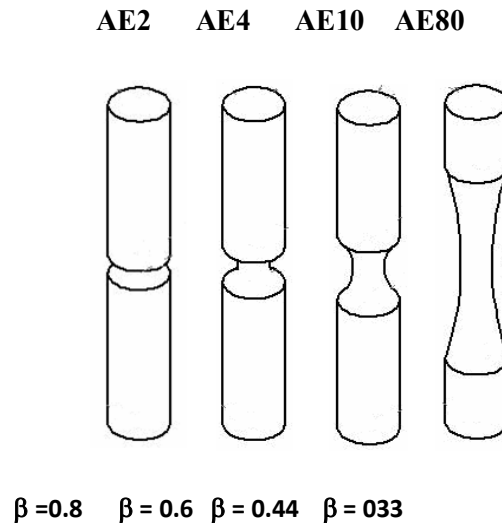


Figure 30 Géométries des éprouvettes AE.

Les géométries entaillées ont été étudiées par symétrie (axisymétriques), seul la moitié de l'éprouvette est maillée à l'aide d'élément axisymétrique quadratique à intégration réduite (appelé cax4r). Ainsi, grâce à la symétrie, il est possible de ne mailler que la demi-longueur pour représenter la structure entière. Dans la zone entaillée, le maillage est fini, contrairement à la zone lisse où celui-ci est plus grossier. Le nombre total de nœud varie suivant la géométrie étudiée : 905 nœuds et 280 éléments pour l'AE80, 1080 nœuds et 345 éléments pour l'AE10, 1273 nœuds et 400 éléments pour l'AE4, 1527 nœuds et 400 éléments pour l'AE2. La **Figure 32** indique les maillages utilisés dans la zone de l'entaille et toute la demi-longueur.

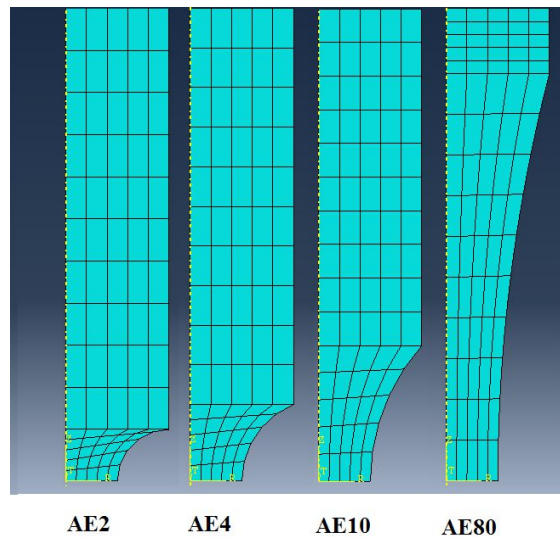


Figure 11 Maillage des éprouvettes AE.

4. Etude expérimentale :

4.1. Conditions de l'étude :

Les essais ont été effectués sur un acier non allié d'usage courant A48- dont la composition chimique est donnée par les tableaux ci-dessous, ainsi que la composition chimique du métal d'apport :

Tableau 2 Composition chimique de l'acier utilisé (A48-AP).

Eléments	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Cu	Cr	Ni	Nb	Mo	V
Pourcentage	0.18	0.33	1.17	0.016	0.005	0.004	0.039	0.04	0.06	0.05	0.002	0.01	0.004

Tableau 3 Composition chimique du Métal d'apport (ou Métal fondue)

Eléments	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Cu	Cr	Ni	Nb	Mo	V
Pourcentage	0.076	0.34	1.33	0.009	0.007	0.009	0.001	0.08	0.04	0.04	0.002	0.01	0.015

Ces aciers sont produits sous la forme de profilés (produits longs) ou sous la forme de tôles (produits plats) et comprennent les tôles fortes, les plaques (épaisseur supérieure à 5 mm), les tôles minces pour l'emboutissage.

4.2. Caractéristique des éprouvettes :

Pour faciliter la manipulation des éprouvettes, nous avons pris deux plaques en acier A48-AP de dimensions 150x100x6 mm, soudées bout à bout. Sous forme de V, avec la procédure de soudage SAW. L'usinage et la rectification des éprouvettes (figure 32), ont été réalisés au sein des ateliers de la faculté des sciences de l'ingénieur. Le fraisage des différentes éprouvettes ont été réalisé sur une fraiseuse universel de marque ALMO, et la rectification avec une rectifieuse plane de type GLINT.

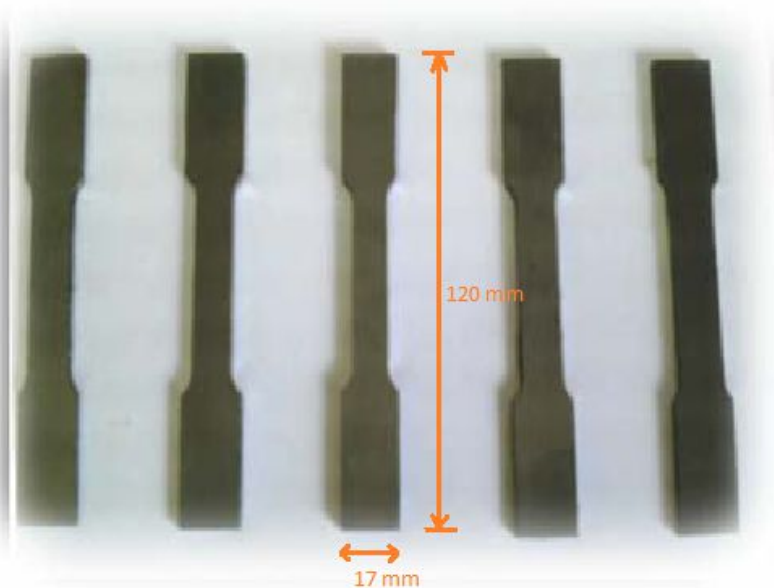


Figure 32 Dimension des éprouvettes usinées.

4.3. Analyse des résultats :

4.3.1 Mesure de dureté :

Nous avons réalisé des essais de dureté Vickers sur les deux faces des différentes éprouvettes, avec différentes zones (voir *figure33*). Ces essais sont définis selon la norme AFNOR A 03-154.

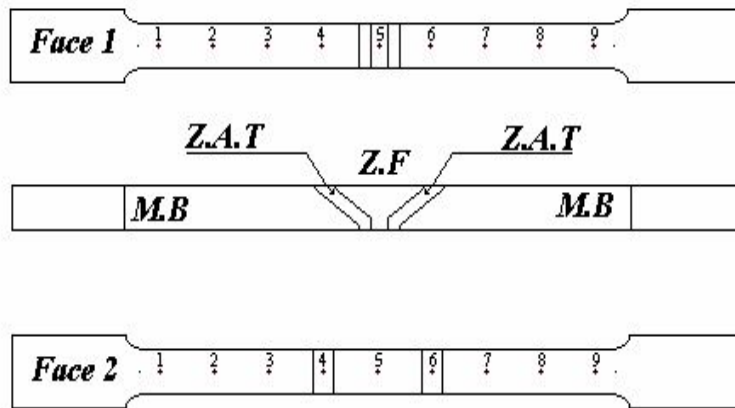
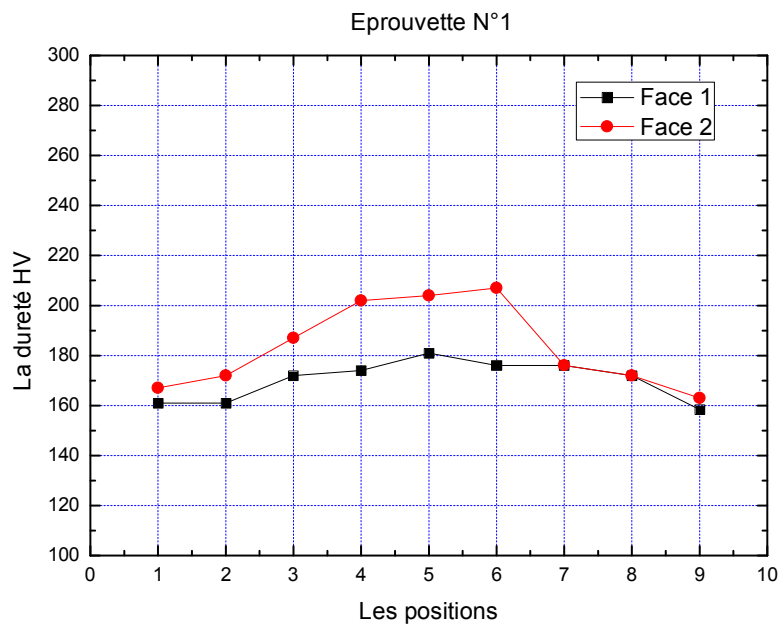
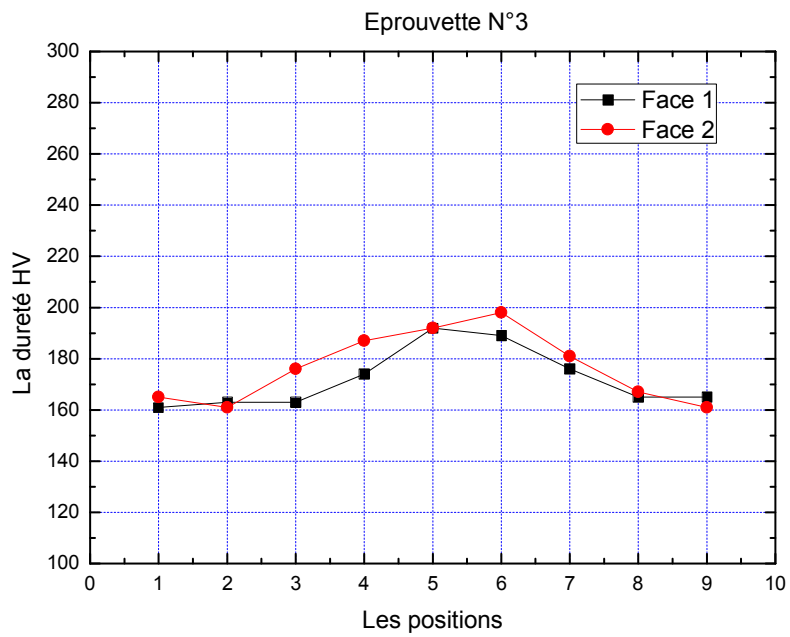
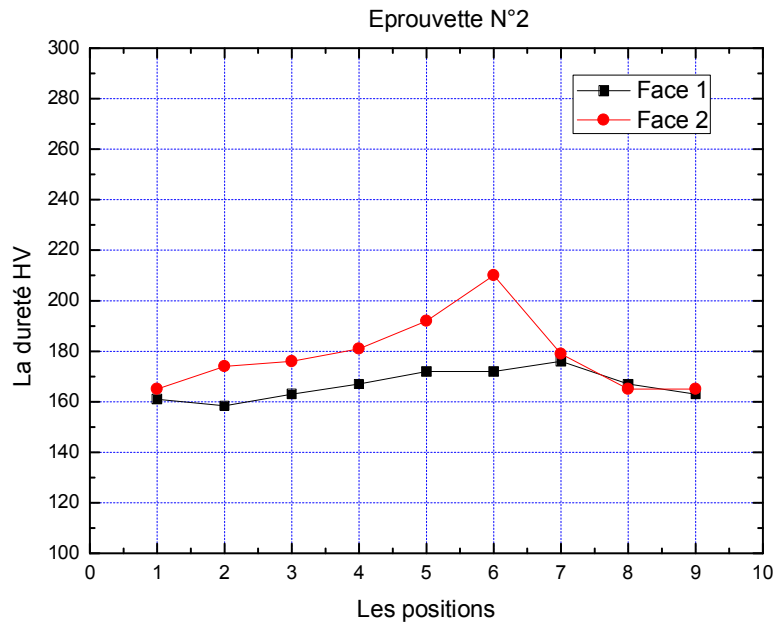


Figure 33 Représentation des différentes zones pour la mesure de dureté dans l'éprouvette.



CHAPITRE II : Effet de la triaxialité sur le comportement mécanique



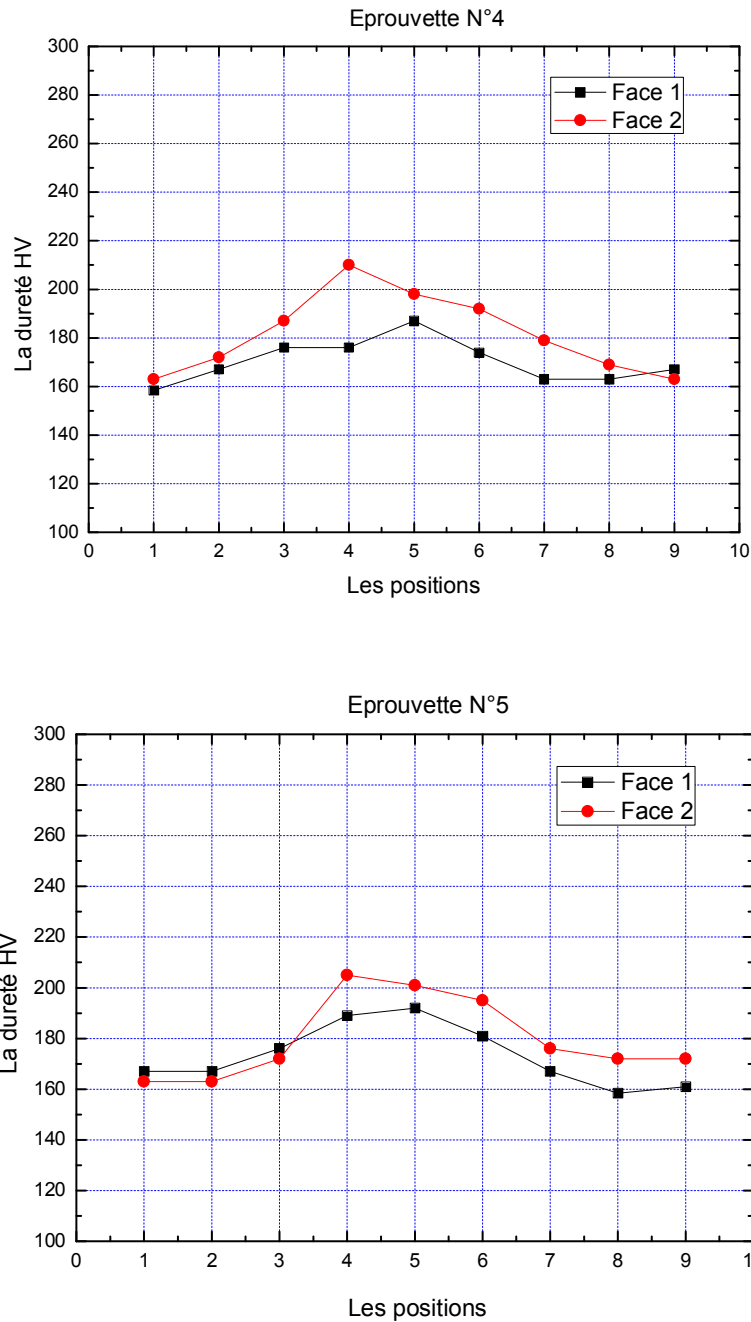


Figure 34 Variation de la dureté en fonction des différentes zones pour les 5 éprouvettes.

On remarque la stabilité de la dureté dans la Zone I (1-2-3-7-8-9) qui est d'une moyenne de (161 à 171) HV , pour la Zone II (4-6) une augmentation de la valeur de dureté avec l'approche de la zone de liaison pour atteindre une valeur maximale. Elle est environ 200HV. Ils nous restent la zone III (5), dont on remarque dans la majorité des essais que la valeur de la

dureté diminue avec l'approche du centre du joint jusqu'à atteindre une valeur qui varie entre 180 et 190 HV.

La variation de la dureté entre les zones I et II est due à l'effet de la trempe faite par l'arc de soudage, car les zones de la pièce qui sont proches de la zone de liaison ont subi un échauffement jusqu'à 1300°C puis un refroidissement à l'air ambiant cela a provoqué un grossissement des grains et par voie de conséquence a augmenté la dureté dans les zones les plus proches de la soudure. La diminution de la dureté avec l'approche de centre du joint est due au fait que la quantité de métal d'apport augmente et celle du métal de base diminue ce qui fait que la valeur de la dureté diminue avec l'approche du centre qui est constitué de 100% de métal d'apport.

4.3.2 Essai de traction :

Après des essais de traction, on a fait sortir la courbe des trois zones de soudage : Métale de base, Métale fondue et la zone affecté thermiquement

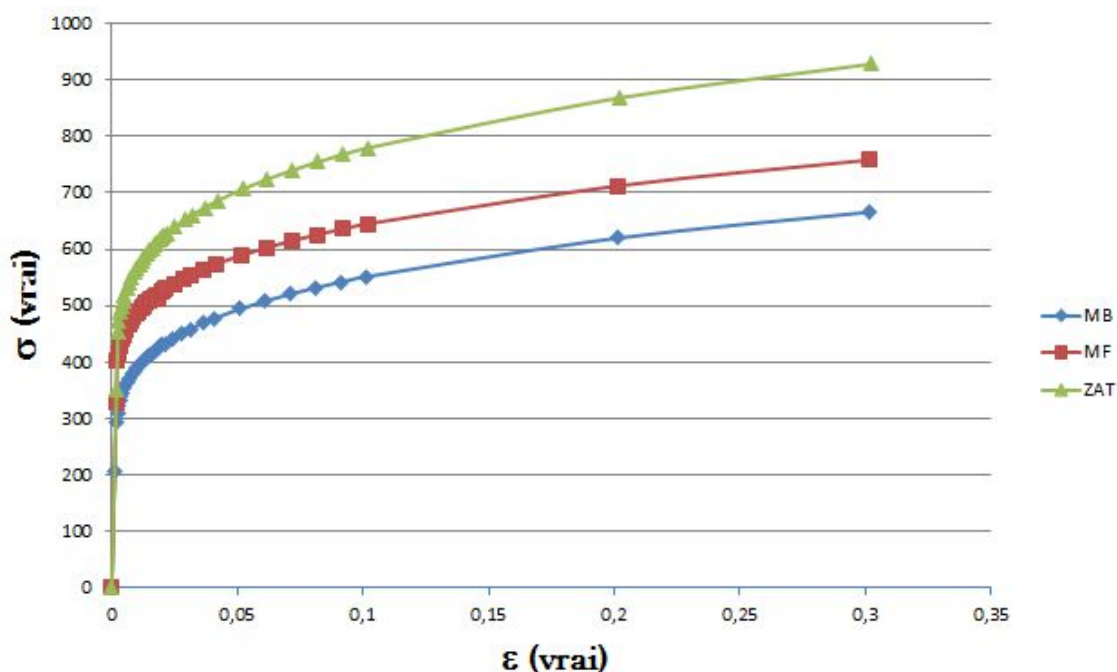


Figure 35 Courbe pour l'acier A48 (MB, MF et ZAT)

Nous considérons l'analyse la plus simple en traction monotone. Compte tenu des imperfections du modèle, nous justifierons malgré tout l'apport de ses composantes dépendantes du critère de plasticité.

La géométrie des éprouvettes axisymétriques entaillées (AE) est de type Sablier (**Figure 36**) telle que la longueur totale est de 66 mm, la largeur du fût est de 10 mm, et le fond d'entaille est de 5 mm. La hauteur de la zone entaillée variera avec le rayon de courbure ($R = 80, 10, 4, 2$ mm)

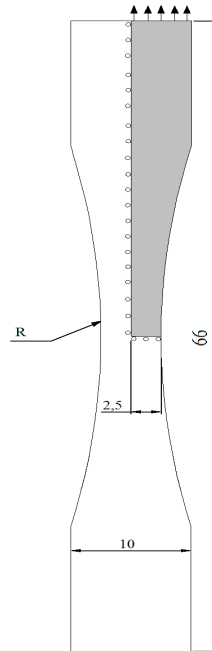


Figure 36 Epreuve entaillée de type sablier avec un rayon de courbure R (mm)

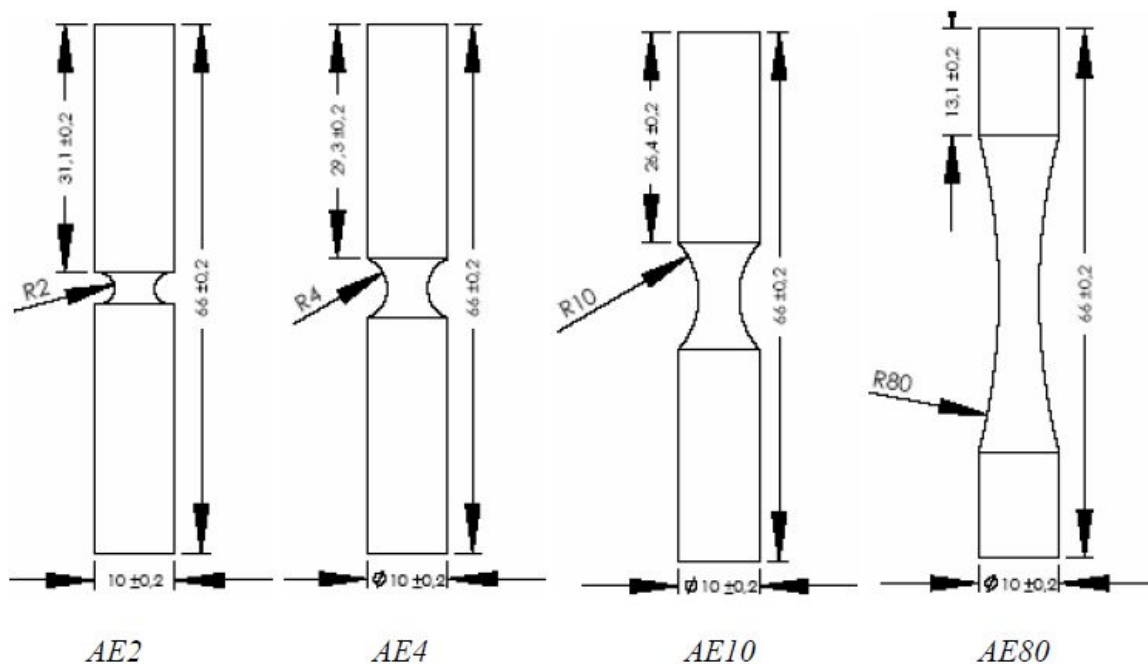


Figure 37 : Géométrie schématique des éprouvettes AE.

5. Analyse numérique du comportement mécanique des joints soudés

Pour déterminer la loi de comportement des joints soudés on a fait appel à des essais expérimentaux déjà faites pour les trois zones connu en soudage : métal de base, métal fondue et la zone affectée thermiquement, les variations des propriétés mécaniques des différentes zones pour une vitesse de 0.001 S^{-1} sont données dans le tableau suivant :

Tableau 4 propriétés mécanique de l'acier A48 (MB, MF et ZAT)

ZONES	Module de Young E (GPa)	Limite élastique σ_y (MPa)	Coeff de poisson ν
<i>MB</i>	183	300	0.3
<i>MF</i>	180	400	0.3
<i>ZAT</i>	200	205	0.3

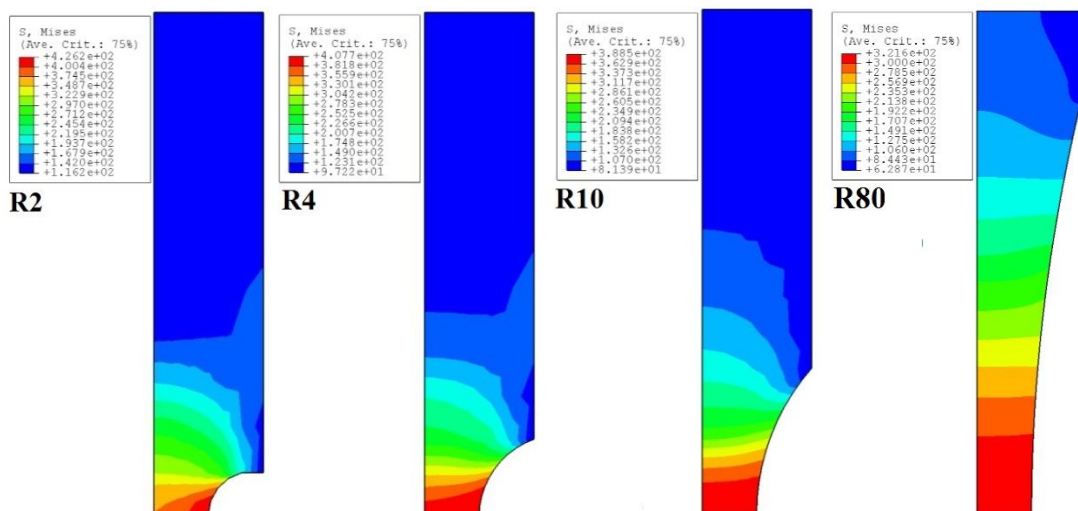
5.1. Analyse numérique du modèle élasto-plastique

La résolution par éléments finis nous a permis d'analyser numériquement et de déterminer la répartition des champs de déformations au voisinage de l'entaille. Ces résultats sont obtenus à partir des tests d'analyse en traction sur quatre éprouvettes de triaxialité différentes $\beta = 0.33, 0.44, 0.6$ et 0.8 [87].

La figure suivante présente les évolutions et la localisation des déformations longitudinales dans les zones utiles. On remarque d'une part que les déformations sont concentrées en fond d'entaille, cette concentration diminue au fur et à mesure qu'on s'éloigne de celui-ci, d'autre part cette concentration croît avec l'augmentation du rayon de courbure.

La zone déformée est plus petite que la zone utile, elle est homogène dans une section transverse, or la distribution des déformations n'est pas homogène sur la face latérale proche du défaut, et elle est soumise à des contraintes d'amplitude relativement faible.

Les déformations les plus fortes sont localisées au fond de l'entaille dont l'amplitude diminue au fur et à mesure que l'on s'éloigne de cette zone. Si la contrainte dépasse la limite élastique du matériau, une zone plastique au voisinage du fond d'entaille apparaît.



-MB-

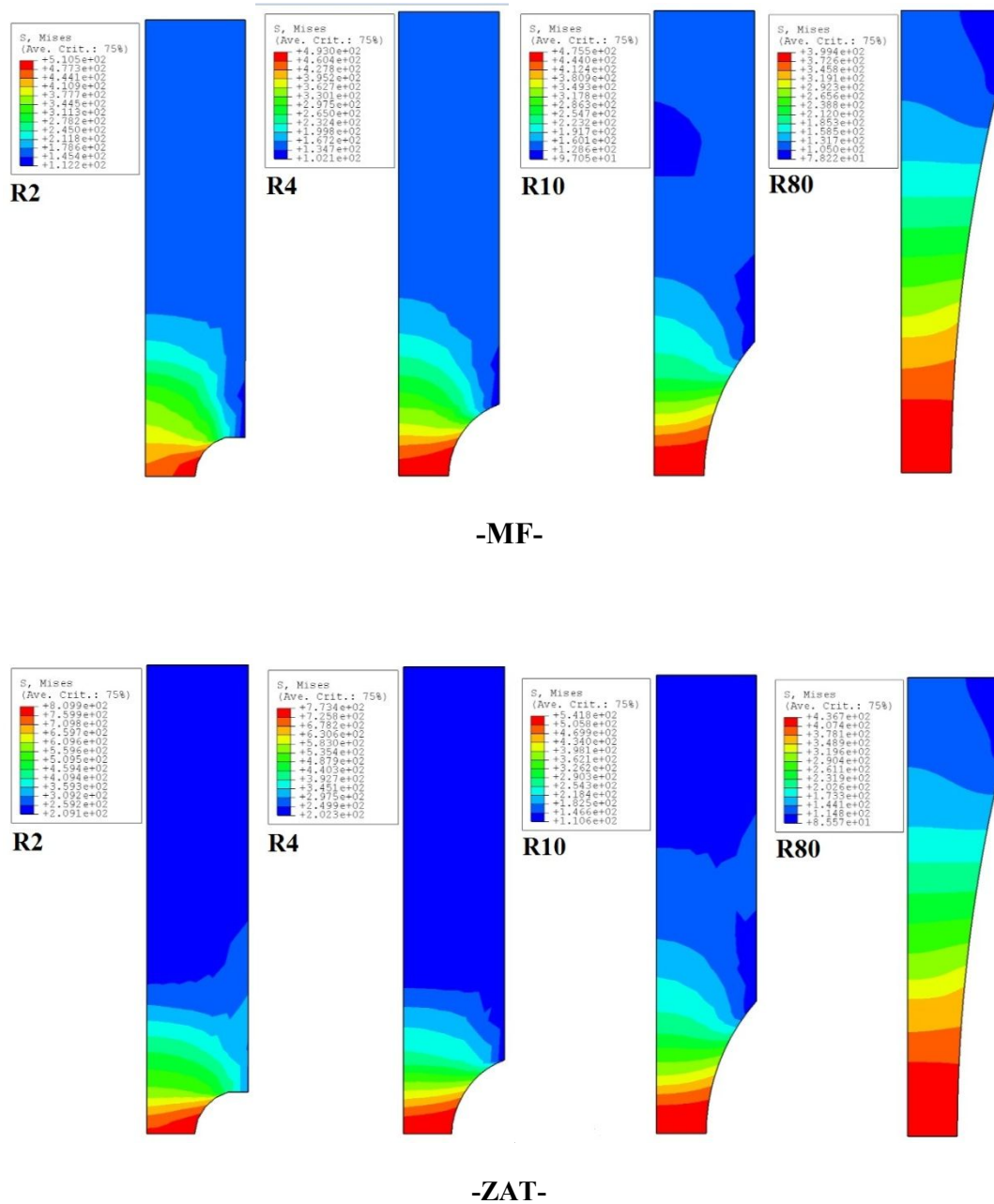


Figure 38 Champs des déformations pour les trois zones (MB, MF, ZAT).

La Figure 39 montre la variation de la contrainte équivalente de Von-Mises en fonction du temps réalisé par éléments finis et prise au centre de l'éprouvette (la partie la plus sollicitée) pour les mêmes tests d'analyse en traction avec les quatre différents triaxialité $\beta = 0.33, 0.44, 0.6$ et 0.8 dans les trois zones de l'acier soudés. Les résultats obtenus montrent que la contrainte équivalente évolue lorsque la triaxialité augmente.

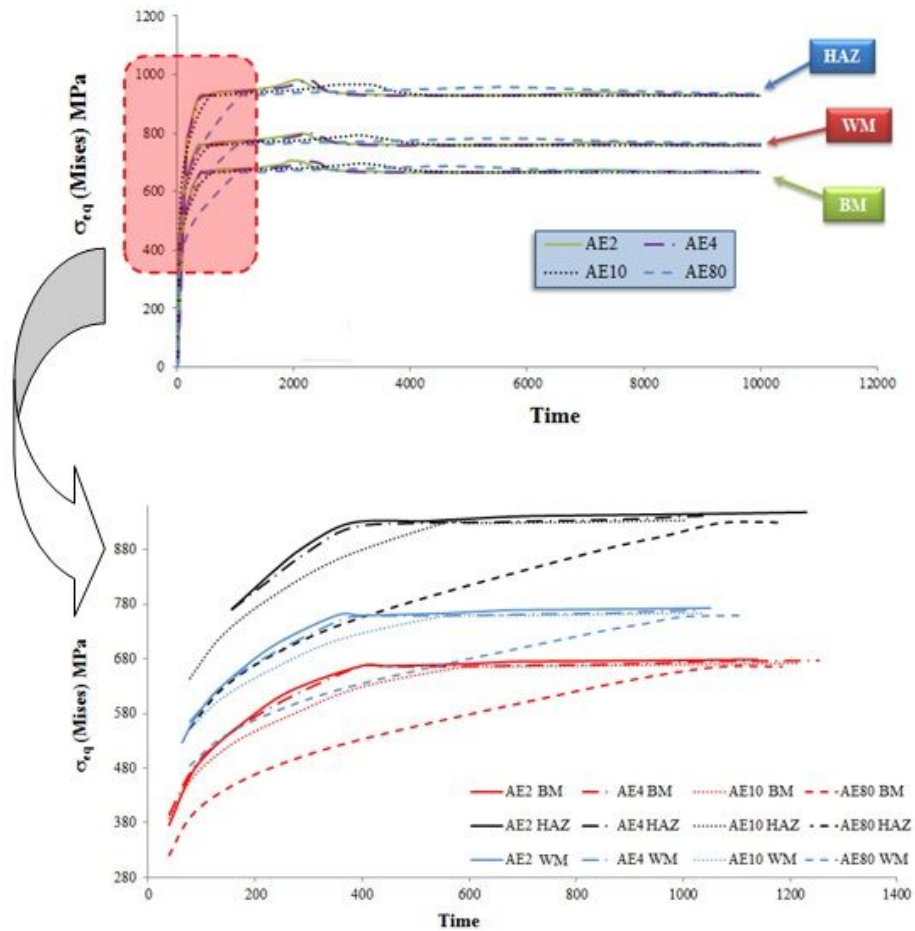
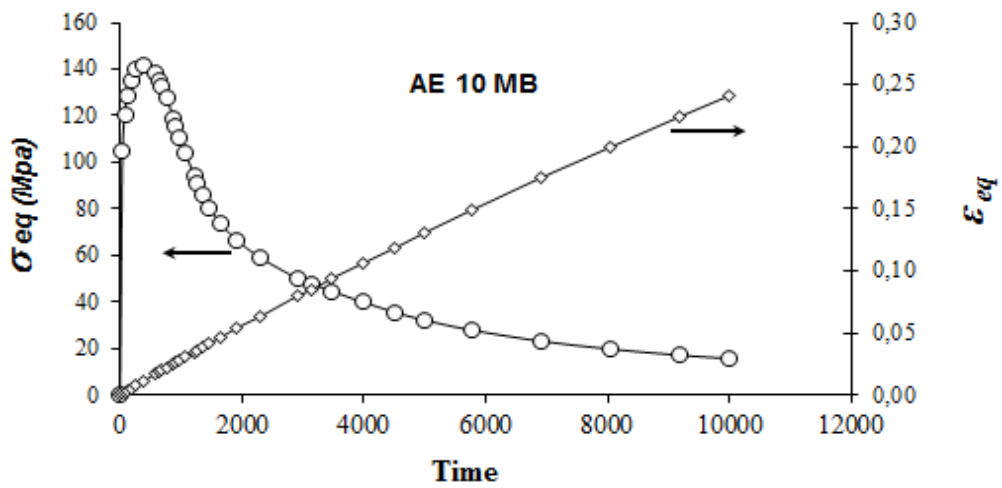
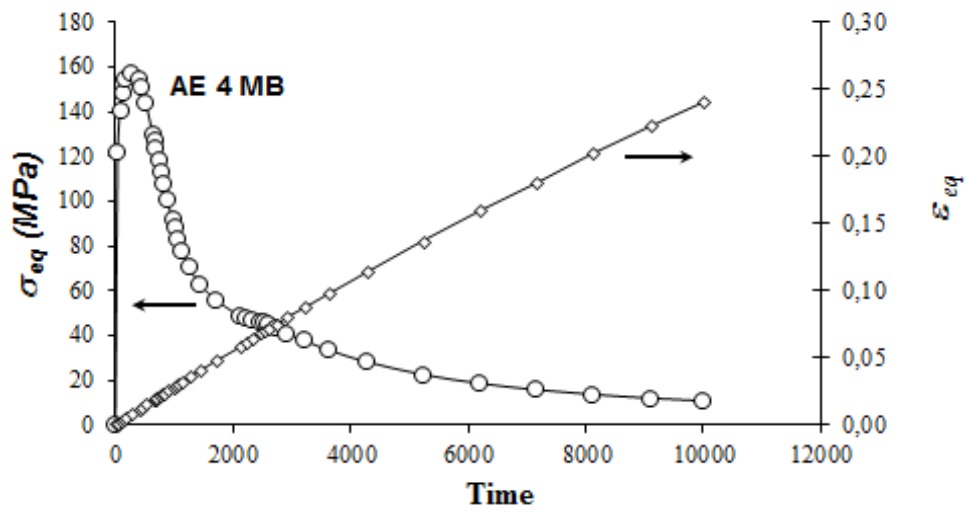
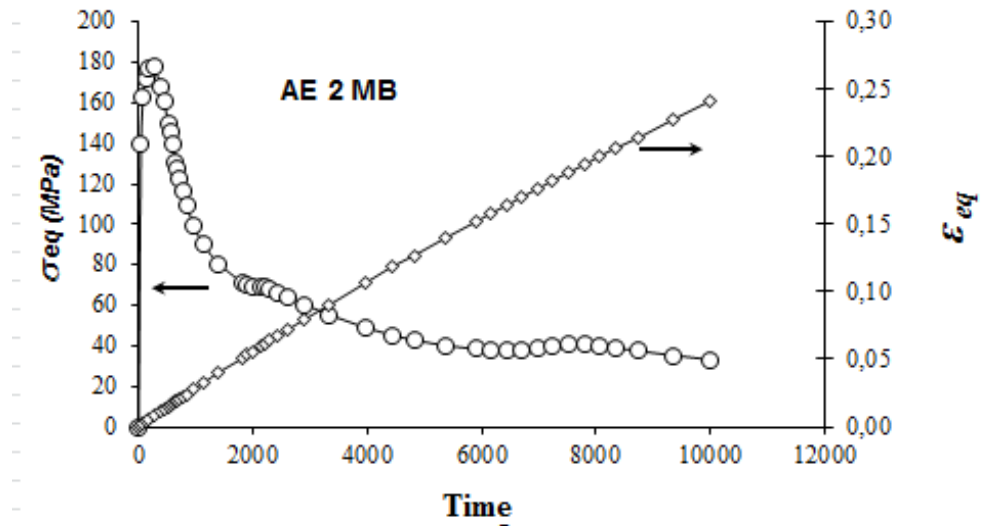


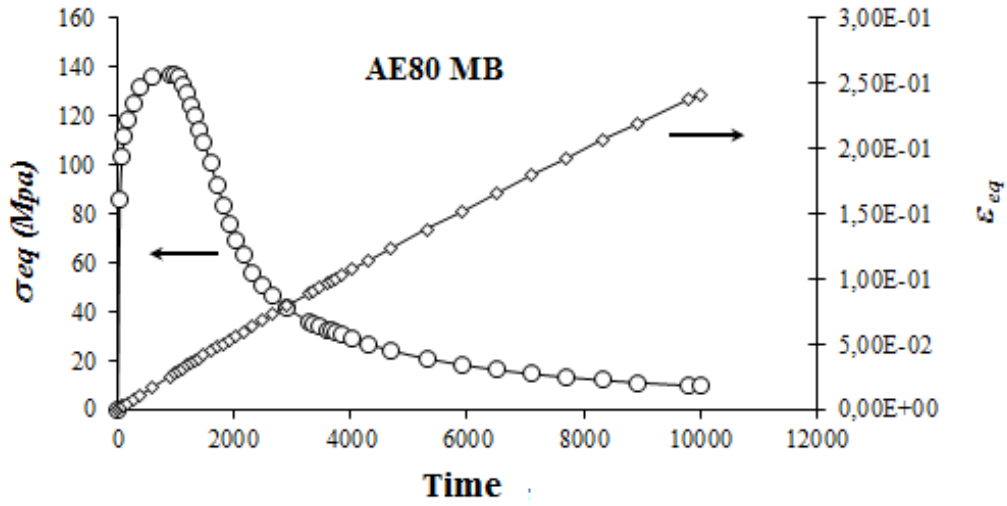
Figure 39 Evolution de la contrainte équivalente en fonction du temps.

Les Figures 40 (a, b et c) montrent la variation de contraintes et déformations au centre de l'éprouvette en fonction du temps afin d'étudier la sensibilité et l'effet de la triaxialité.

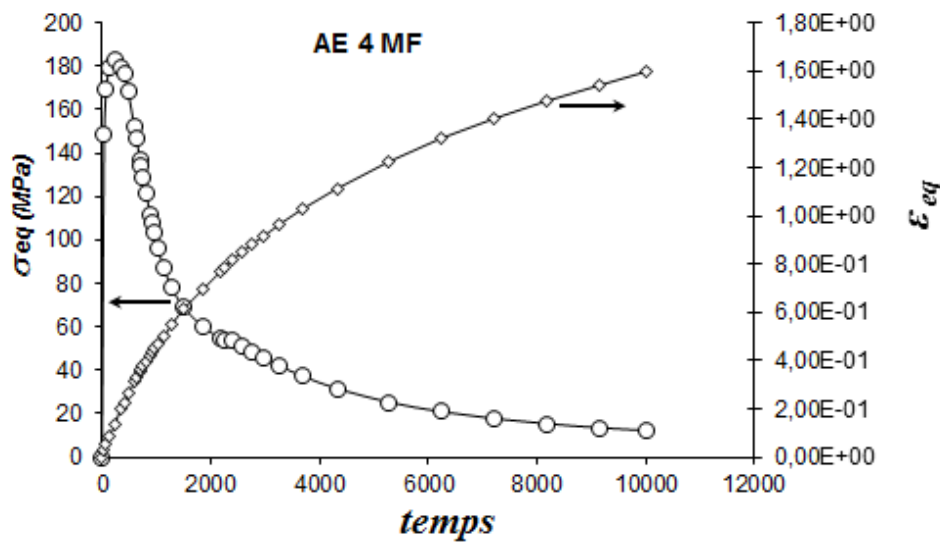
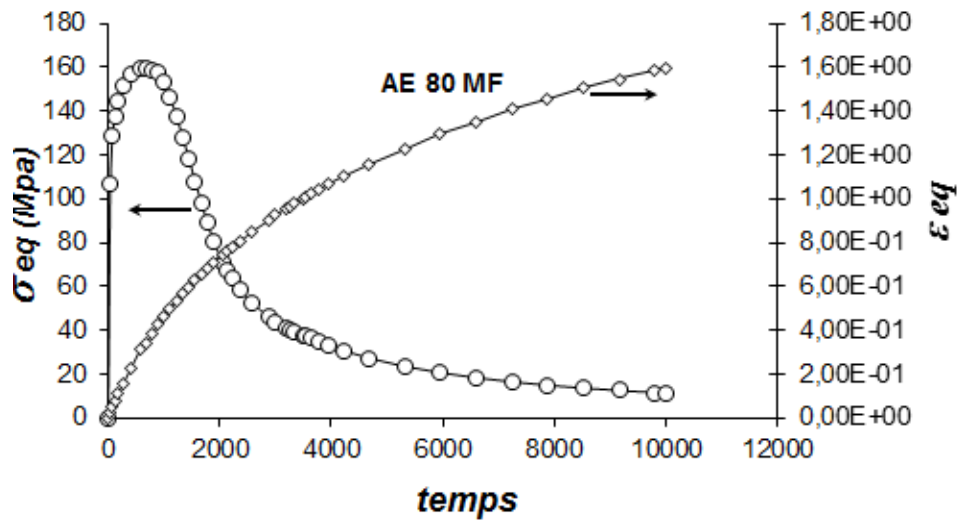
On observe lorsque la triaxialité augmente, la déformation est toujours la même mais la contrainte maximale change.

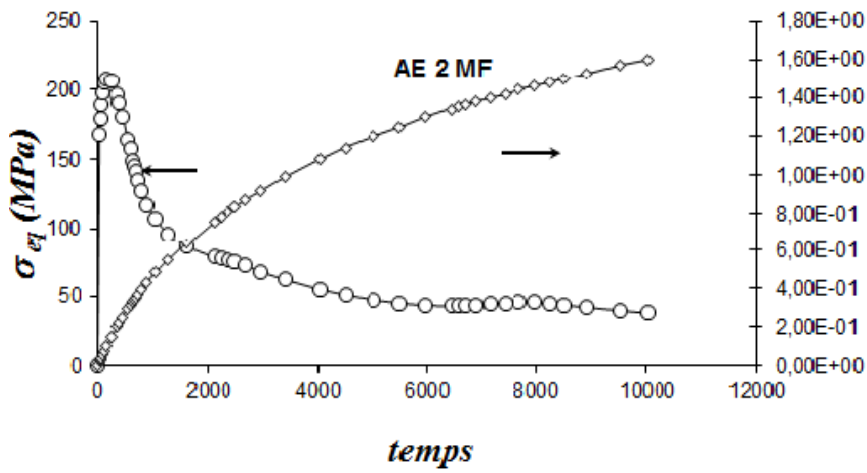
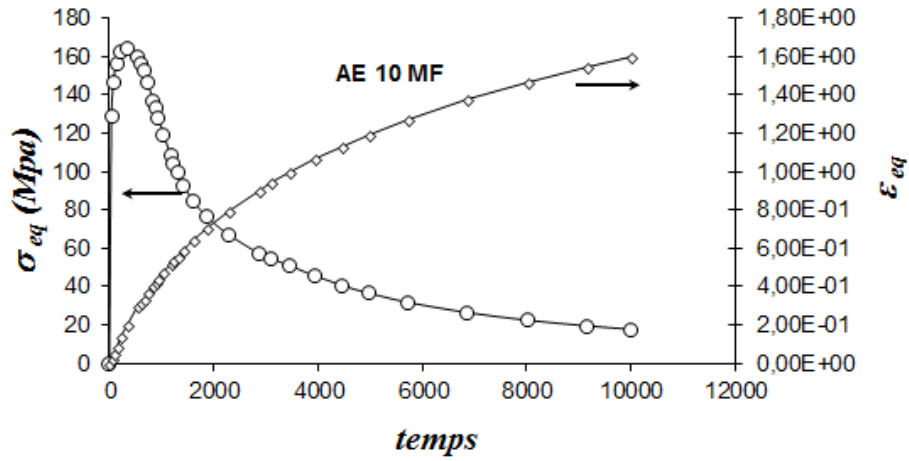
Concernant l'aspect général des courbes, deux résultats intéressants sont à mentionner. Le premier concerne la déformation en fonction du temps, est presque la même pour toutes les triaxialités, et pour le deuxième point, on remarque pour le AE80 pour le MB, a pris plus d'élasticité et de ductilité, ce qui prouve que l'effet de triaxialité influence directement sur l'endommagement du métal de base.



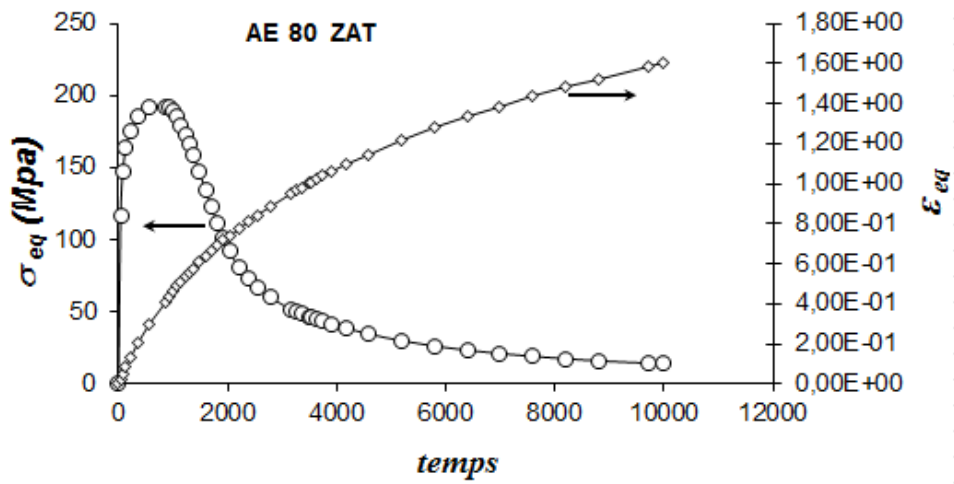


a- MB





b - MF



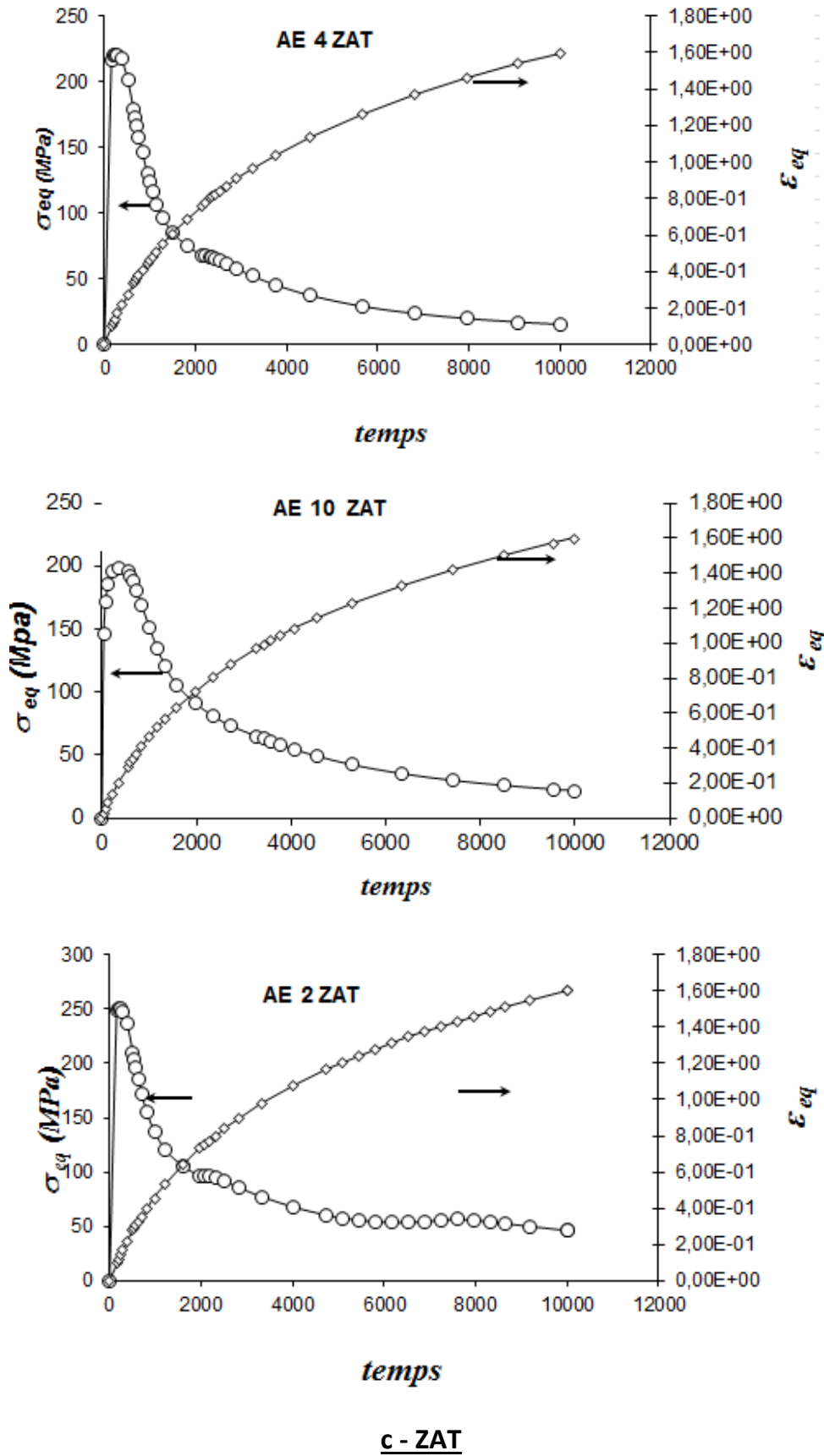
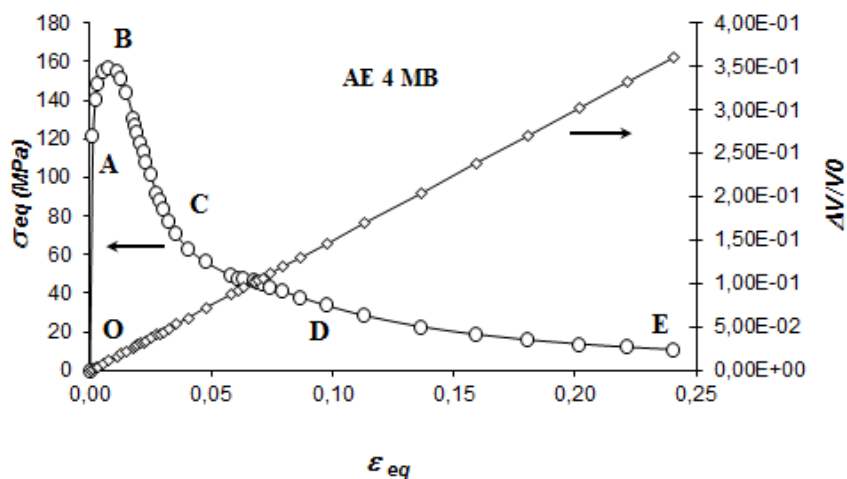
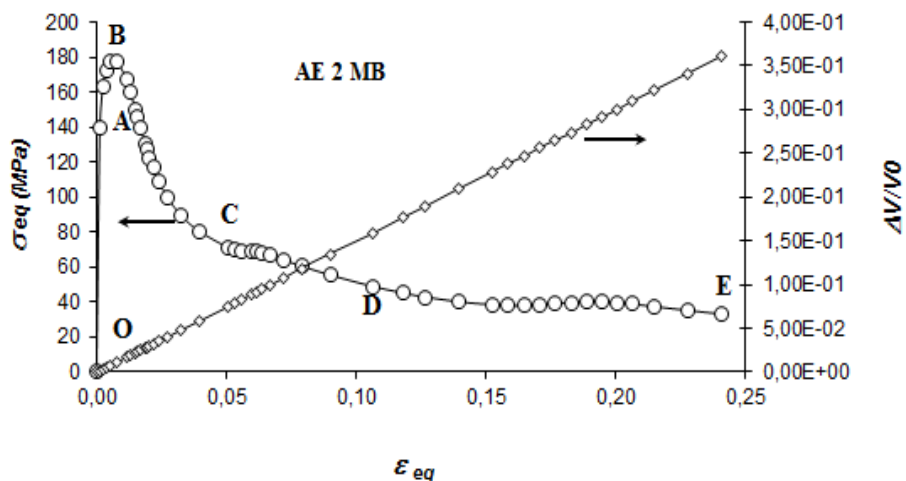
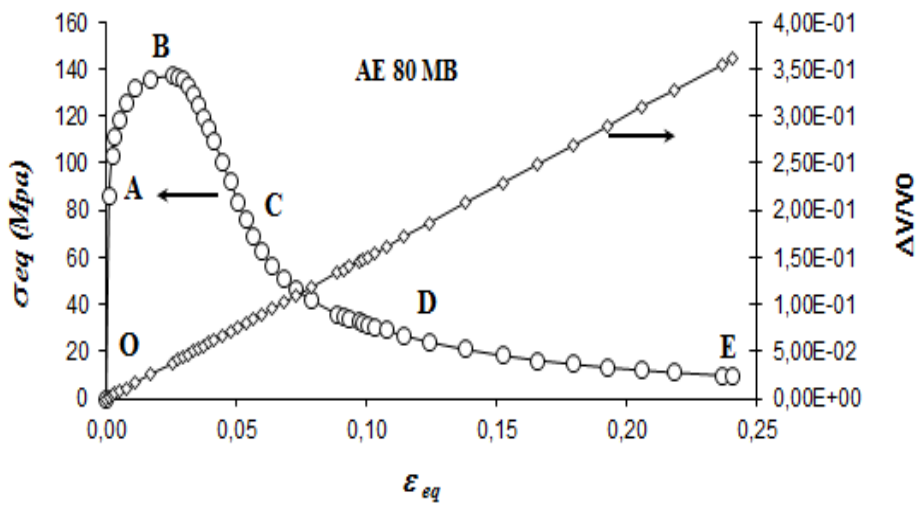
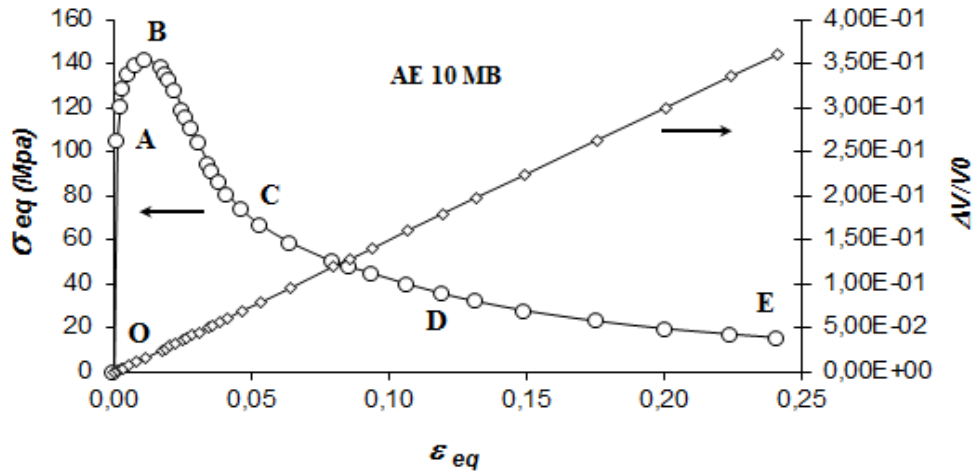


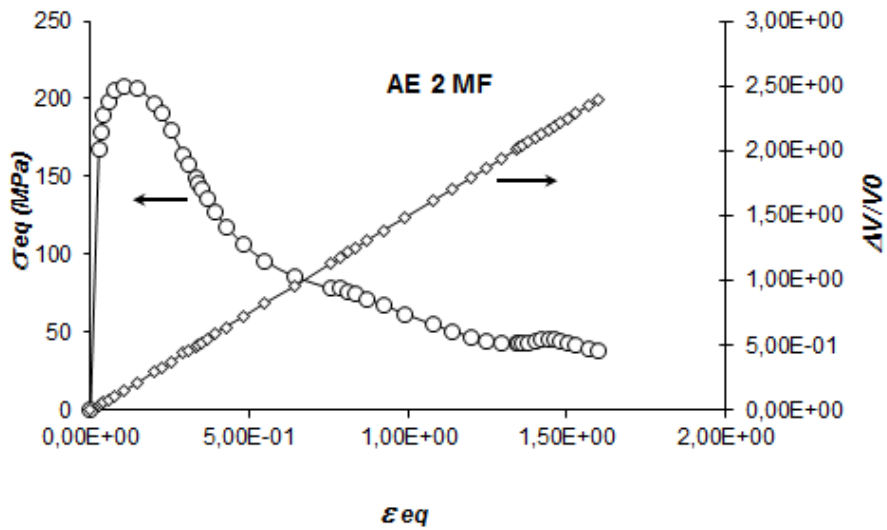
Figure 40: Evolution des contraintes - déformations en fonction du temps

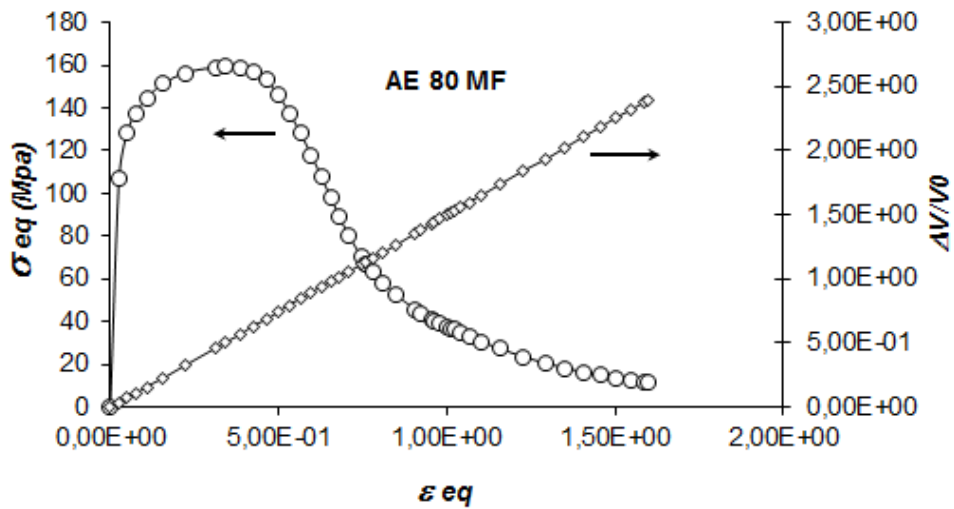
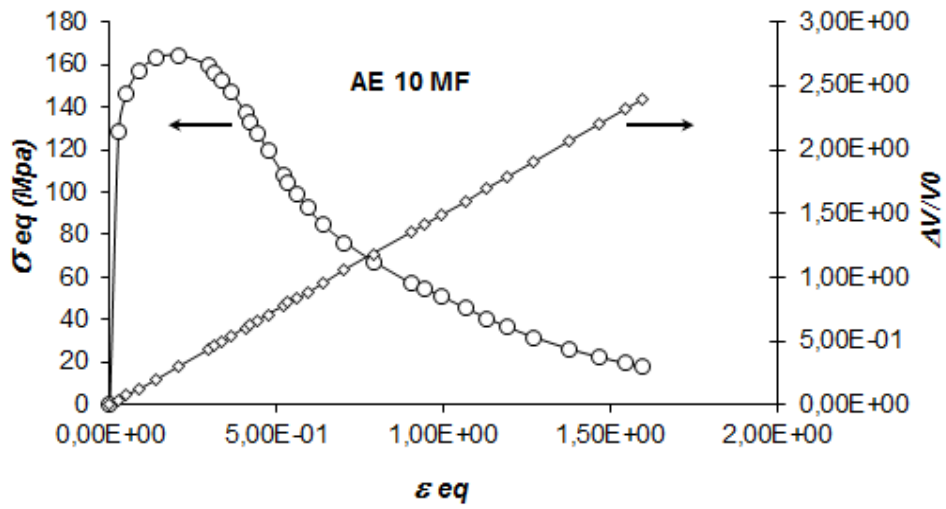
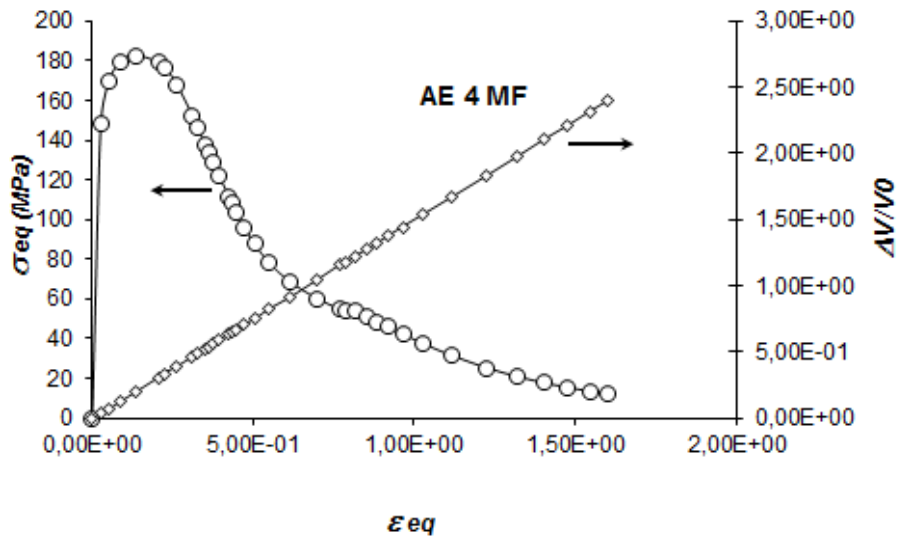
La figure suivante représente la contrainte vraie et la variation du volume en fonction de la déformation axiale vraie, si on fait une Comparaison des résultats de contrainte vraie en fonction de la déformation axiale vraie pour les différentes triaxialités, et qu'on remarque les segments OA, AB et BC, on peu dire qu'ils ont la même forme, se qui explique que : OA c'est la partie linéaire de la courbe. Elle correspond à la déformation réversible. AB : il ya perte de linéarité entre charge et déformation, généralement B est considéré comme le seuil de plasticité, donc une déformation plastique au-delà de ce seuil. BC zone de striction, le point B est associé au début de la formation d'une striction, dont on peut remarquer une diminution de la charge. Sur le segment CE, on peut dire qu'il s'agit de la zone de striction qui commence par la partie CD : une réorganisation à grande échelle de la structure moléculaire de l'échantillon. Qui change de forme tout dépend de la triaxialité donnée à nos éprouvettes. Partie DE est la même sur les quatre courbes, se qui nous laisse observer une propagation de la striction qui se fait à une charge plus au moins constante [87]





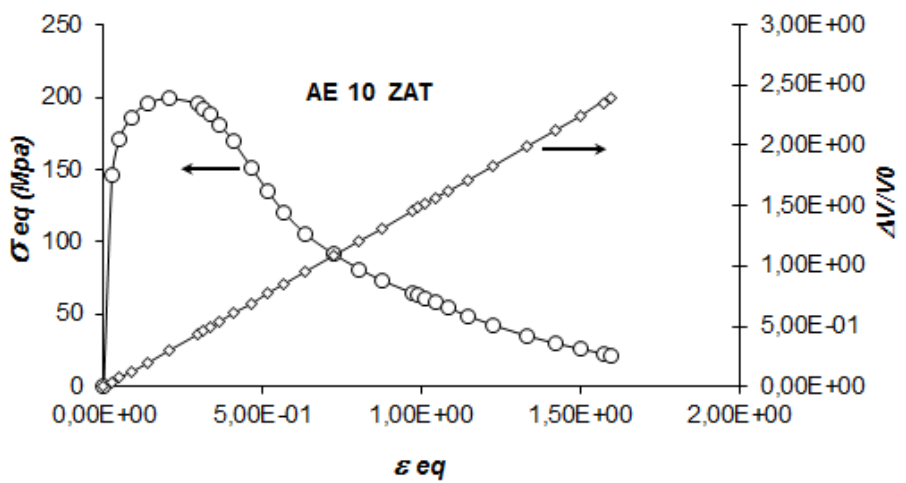
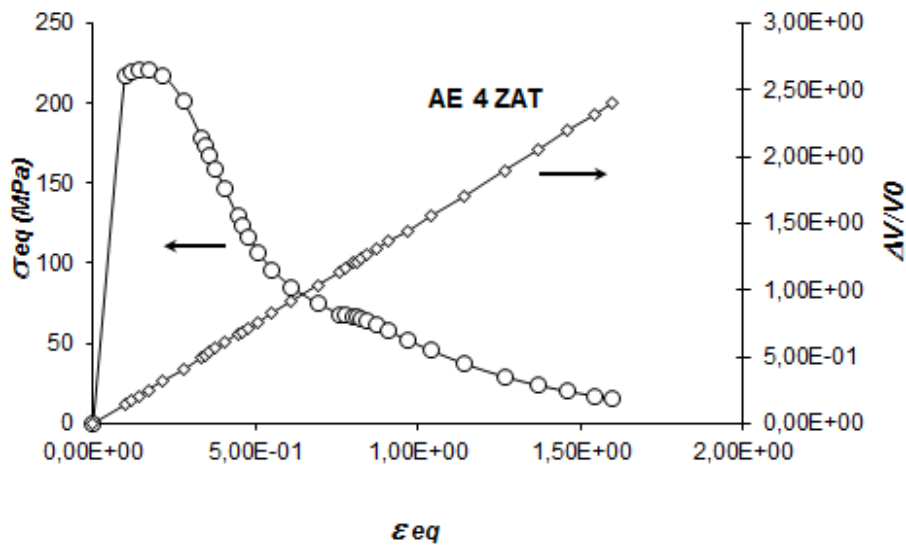
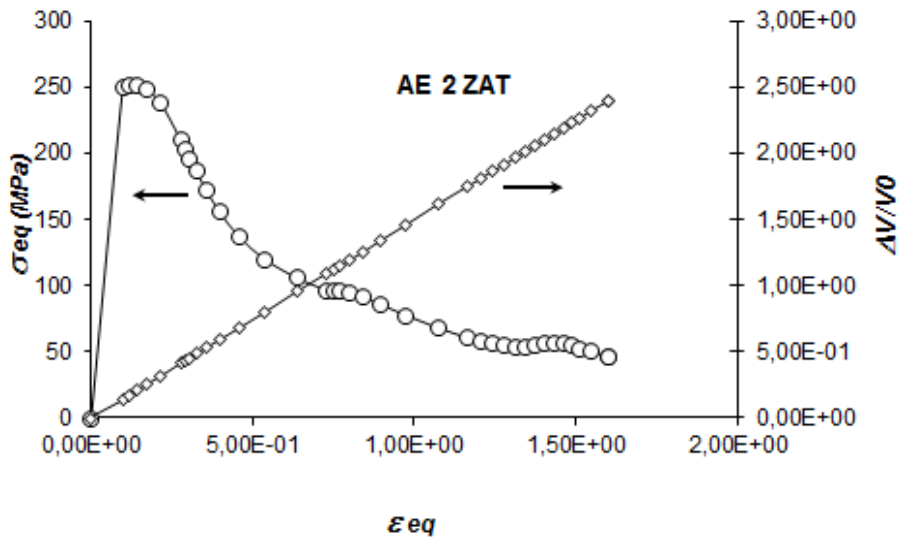
a- MB





b- MF

CHAPITRE II : Effet de la triaxialité sur le comportement mécanique



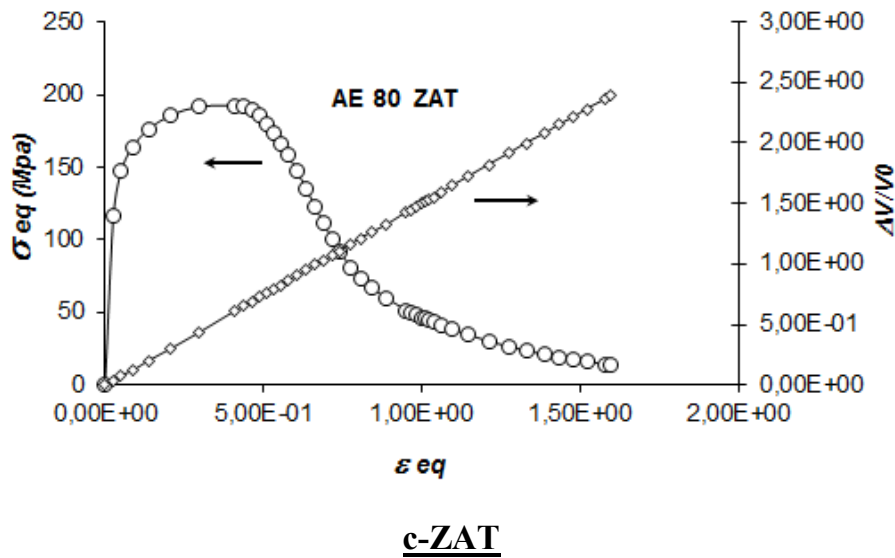


Figure 41 : la variation de la contrainte vraie et du volume en fonction de la déformation axiale vraie

5.2. Analyse numérique du modèle élasto-plastique endommageable (model GTN)

Le matériau est supposé isotrope endommageable avec un comportement élasto-plastique, 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.

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]:

$$V(\%) = 0,054 \left[S(\%) - \frac{0,001}{Mn(\%)} \right] \quad (65)$$

Les paramètres utilisés pour la simulation sont donnés dans le tableau suivant (Tableau 5):

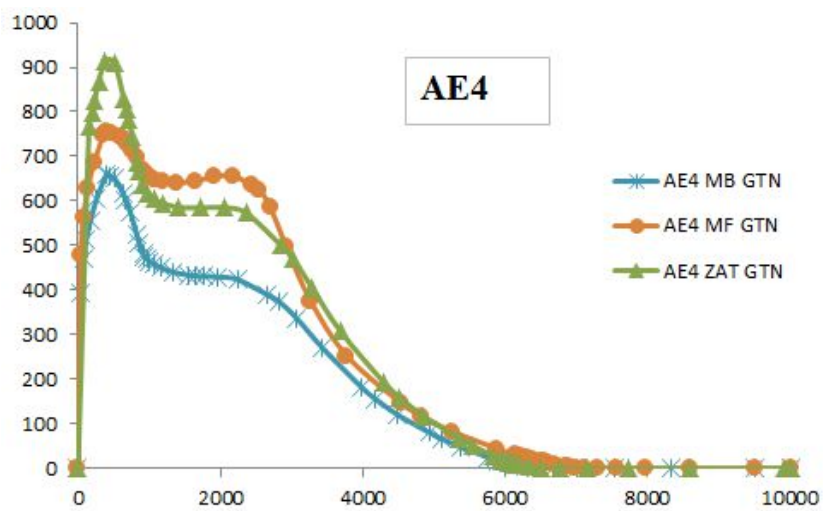
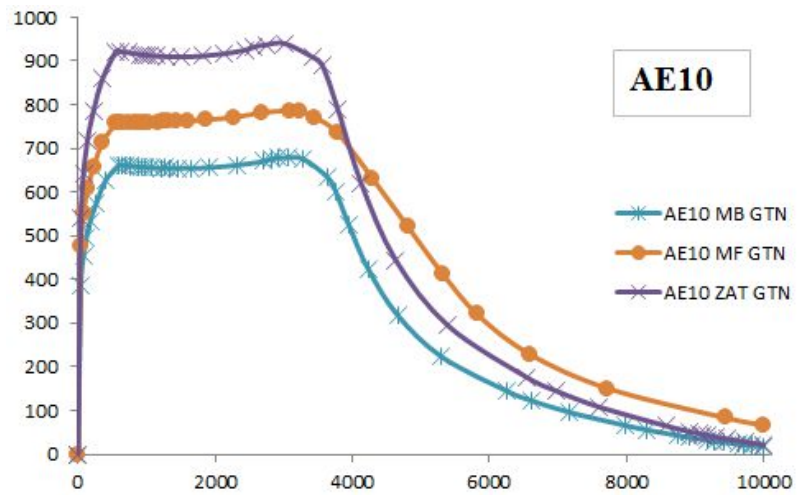
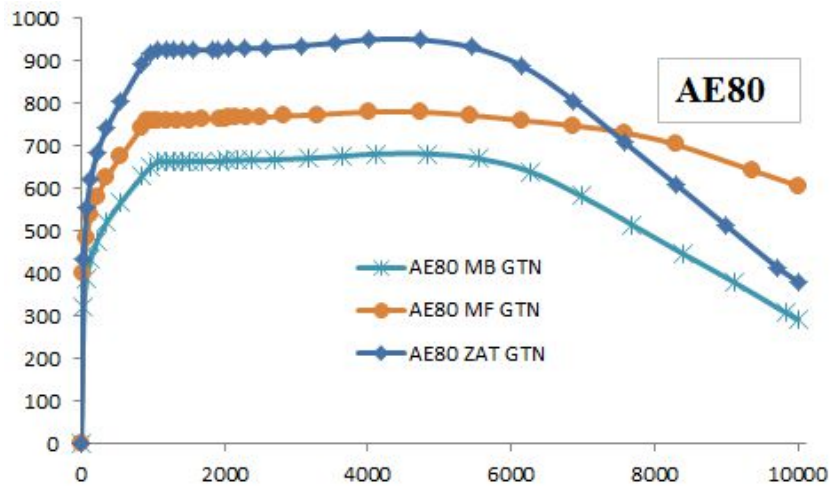
Tableau 5 Paramètres du modèle GTN.

	E (GPa)	ν	σ_e (MPa)	q_1	q_2	q_3	ϵ_n	S_n	f_0	f_n	f_c	f_F
MB	183	0,3	300	1,5	1	2,25	0,3	0,1	2,3 e-04	0,002	0,06	0.212
MF	180	0,3	400	1,5	1	2,25	0,3	0,1	3,4 e-04	0,002	0,04	0.197
ZAT	200	0,3	205	1,5	1	2,25	0,3	0,1	8,33 e-2	0,002	0,03	0.189

L'approche locale a été utilisée en supposant un critère GTN d'un matériau poreux, pour le modèle numérique modélisé. 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 $l_0 = 60\text{mm}$.

D'après les résultats des études expérimentales et des simulations numériques réalisées par des chercheurs [85-86] 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.

CHAPITRE II : Effet de la triaxialité sur le comportement mécanique



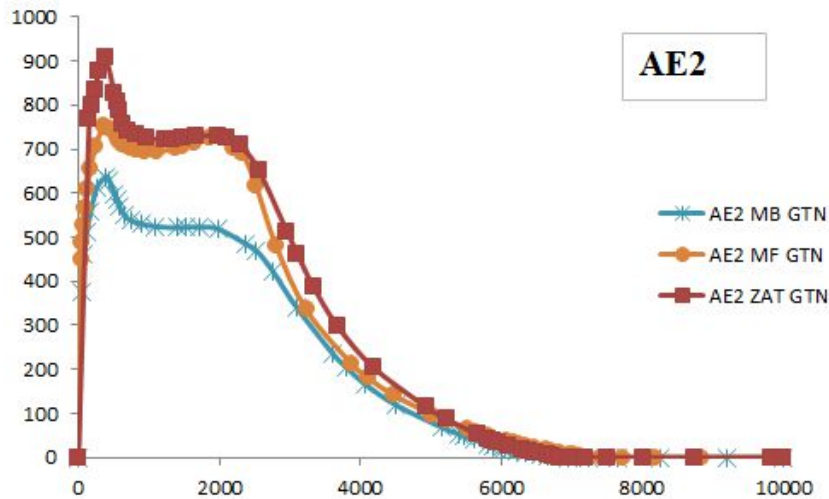
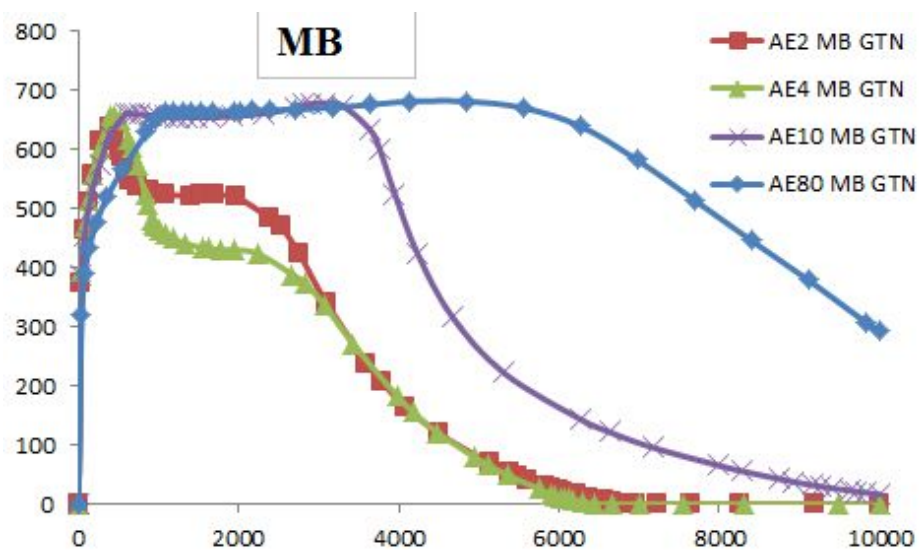


Figure 42: Variation de la contrainte en fonction du temps pour chaque éprouvette , sous le model e endommageable GTN

On remarque sur la Figure 42, que la contrainte maximale est presque stable pour les trois triaxialités , par contre sur le AE80 ou le rayon est plus important , on peut dire que la distribution de la ductilité dans la zone d'endommagement est plus importante par rapport aux autres triaxialité, et que sur AE2 et AE4 on remarque le crochet de traction qui se forme et qui est plus visible , due a l'adoucissement de charge lié à la forte croissance des cavités



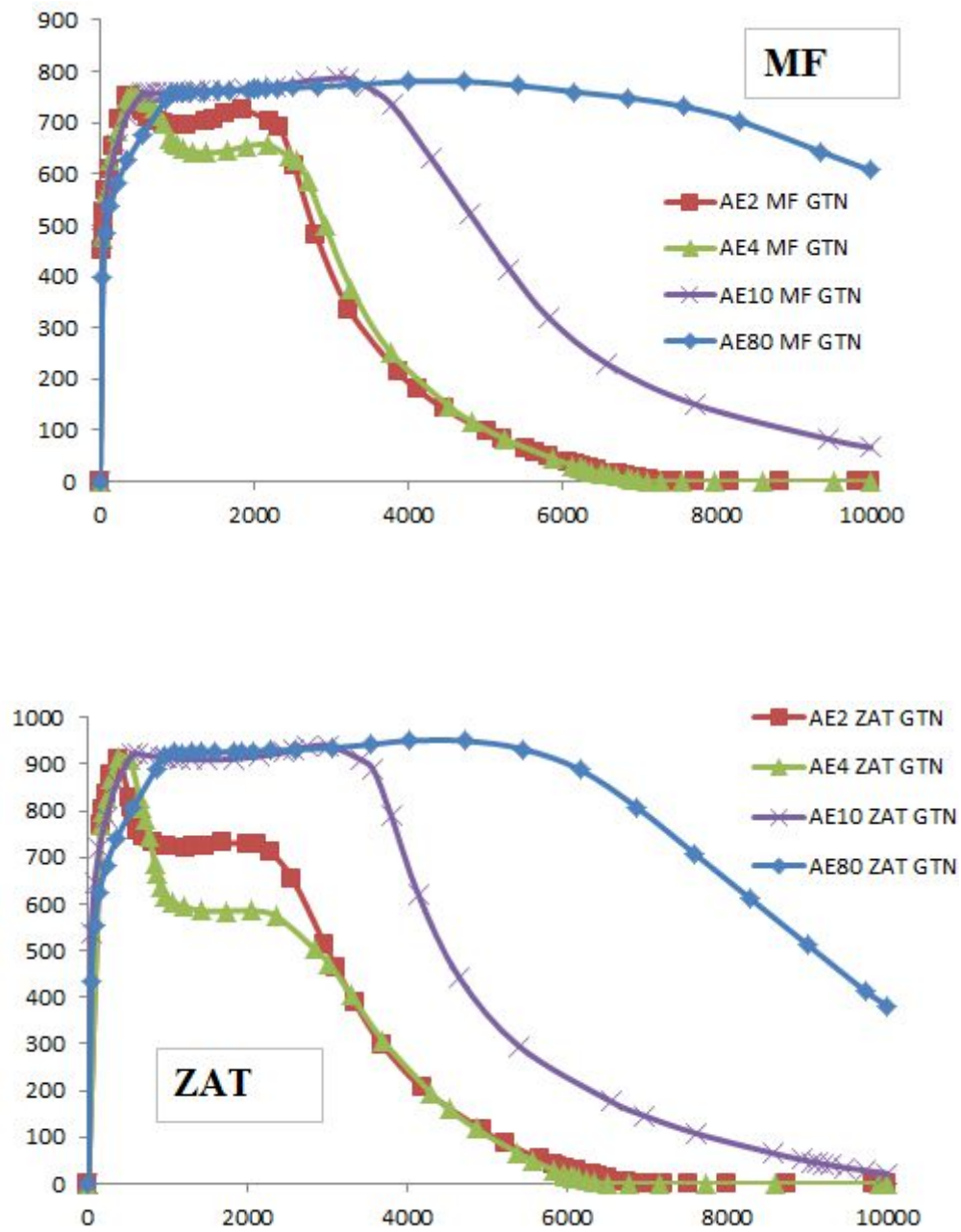


Figure 43 : Variation de la contrainte en fonction du temps pour chaque zone , sous le modèle endommageable GTN

Dans ce paragraphe, on s'intéresse à l'évolution de la contrainte équivalente en fonction du temps.

La figure 43 présente une comparaison de l'évolution de cette contrainte équivalente sous le modèle de GTN en fonction du temps réalisé par éléments finis pour les trois zones de soudage et prise dans un seul nœud pour un comportement élastoplastique endommageable avec différents triaxialités. Un écart significatif est observé de la contrainte tout en augmentant le rayon de courbure des éprouvettes pour les trois zones. Pour cela on déduit la liaison entre la triaxialité et l'endommagement par cavitation sous le model GTN.

La cinétique d'endommagement est bien reproduite par le calcul. Deux raisons peuvent être citées pour expliquer cet écart, une diminution de la contrainte équivalente en fin de test prouve que la création des cavités augmente en volume au fur et à mesure avec le déplacement qui fait intervenir la fraction volumique de porosité, lorsque celle-ci est nulle, le critère de Gurson dégénère en celui de Von Mises (Figure 40).

6. CONCLUSION

Ce travail a été réalisé dans le but d'étudier et d'analyser par la méthode des éléments finis le comportement d'un acier soudé, tout en s'appuyant sur une approche mécanique. Le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman habituellement employé pour les matériaux métalliques a été utilisé ici pour modéliser le comportement d'endommagement de l'acier soudé.

Le modèle a permis de rendre compte de tous les résultats mécaniques et de déterminer une approche liée au mode de ruine, un critère en coalescence de cavités aux taux de triaxialité et un critère en coalescence de cavités aux taux de triaxialité élevés. La contrainte principale maximale a été déterminée comme étant le critère de transition ductile fragile expliquant les modes de rupture en traction [88].

L'endommagement est pris en compte en ajustant les paramètres du modèle sur l'évolution de la déformation volumique, ainsi que sur le crochet de traction traduisant l'adoucissement de charge lié à la forte croissance des cavités.

Dans la modélisation, nous nous sommes intéressés à la variation et l'optimisation des paramètres pour décrire le comportement de cette classe de matériaux.

Le volet numérique consistant alors à l'exploration des paramètres employée dans notre code de calcul. Grâce à la simplicité du modèle, les tests d'analyses ont donné des résultats prometteurs dans différents cas.

L'ensemble de nos tests d'analyse en termes de courbes locales sont acceptable même dans le cas de fortes localisations. Ainsi, le modèle permet de prévoir les évolutions des contraintes - déformations lors du calcul [88].

CHAPITRE III : Modélisation du comportement et de l'endommagement

1 Introduction

Dans les chapitres précédents nous avons mis en évidence le caractère fortement ductile des joints soudés et les mécanismes physiques d'endommagement responsables de la rupture de ce matériau. Celle-ci est principalement issue d'un processus de nucléation (ou germination) des cavités, de leur croissance sous l'effet du chargement et finalement de leur coalescence à un stade plus avancé de la déformation.

Nous présenterons dans ce chapitre, des simulations numériques sur la base du modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (*GTN*) déjà présenté au chapitre I. Son application au joint soudé nous permettra de confronter ce type d'approche aux données expérimentales que nous avons accumulées. Nous commencerons tout d'abord par rappeler le modèle de la cellule élémentaire qui est employé pour la réponse d'un matériau supposé constituer d'un assemblage périodique de volume élémentaire représentatif (*VER*). Nous décrirons ensuite la technique développée pour le calcul de cellules tout en garantissant une triaxialité constante au cours du chargement. Cette méthode nous permettra de comparer les résultats obtenus par des calculs élémentaires à différentes triaxialités. Toujours dans le cadre de la simulation de la réponse d'un élément axisymétrique, nous aborderons l'influence de la taille initiale du vide sur la rupture du matériau.

2 Modélisation du comportement et de l'endommagement par cellule unitaire

2.1 Principe de la cellule unitaire :

La cellule élémentaire représentée par un cylindre à base hexagonale peut être utilisée pour modéliser le comportement d'un matériau défini comme un assemblage périodique de celles-ci. Une modification supplémentaire de celle-ci consiste à prendre un cylindre à base circulaire pour ramener le problème 3D à un problème 2D axisymétrique (figure 44).

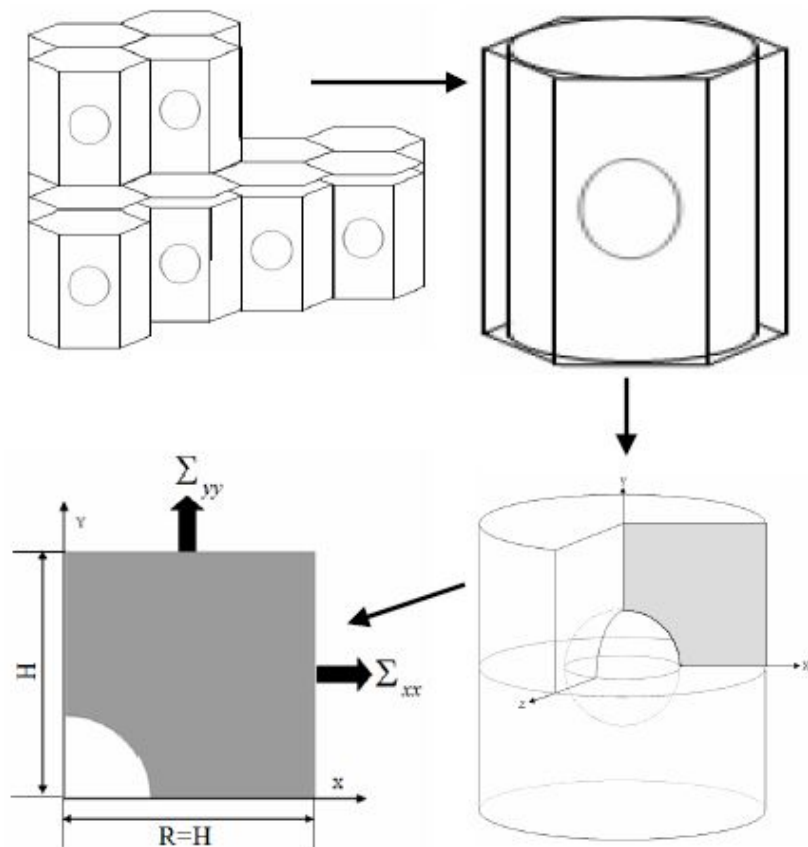


Figure 44 Modélisation micromécanique à partir de cellules unitaires et approximation 2D.

La cellule ainsi modélisée peut être considérée comme un *VER* d'un matériau périodique [89] [90] [91] [92] [93] [94] [95] [96] [97]. Les quantités calculées localement en chaque point de la cellule sont qualifiées de microscopiques. Les grandeurs macroscopiques sont celles qui correspondent à la moyenne sur le volume de la cellule. En raison des symétries de géométrie et de chargement, seul le quart de la cellule est considéré. Un chargement est appliqué sur ces deux faces extérieures. Les contraintes macroscopiques axiale Σ_{yy} et radiale Σ_{xx} sont formulées de la manière suivante :

$$\Sigma_{xx} = \frac{F_x}{4\pi HR} \quad (68)$$

$$\Sigma_{yy} = \frac{F_y}{\pi R^2} \quad (69)$$

Où F_x et F_y sont respectivement les réactions au niveau de la face latérale et de la base du *VER*, H et R sont respectivement la demi-hauteur et le rayon de la cellule unitaire (figure 44). Il s'ensuit que les contraintes macroscopiques moyenne Σ_m et équivalente Σ_{eq} sont données dans le cas axisymétrique par :

$$\Sigma_m = \frac{1}{3}(2\Sigma_{xx} + \Sigma_{yy}) \quad (70)$$

$$\Sigma_{eq} = \left| \Sigma_{yy} - \Sigma_{xx} \right| \quad (71)$$

Les déformations macroscopiques axiale E_{yy} , radiale E_{xx} et équivalente E_{eq} sont définies par les expressions suivantes :

$$E_{xx} = \ln \left(\frac{R + u_{xx}}{R} \right) \quad (72)$$

$$E_{yy} = \ln \left(\frac{H + u_{yy}}{H} \right) \quad (73)$$

$$E_{\text{eq}} = \frac{2}{3} |E_{yy} - E_{xx}| \quad (74)$$

où u_{xx} et u_{yy} sont les composantes du déplacement dans la direction x et y .

La fraction volumique de vides $f = V_{\text{vides}}/2\pi R^3$ peut être calculée de deux manières, soit par intégration numérique le long des points de la surface du vide, soit en utilisant la formule approchée proposée par [89] :

$$f = 1 - (1 - f_0) \left[1 + \frac{3(1 - 2\nu)}{E} \Sigma_m \right] \frac{V_{\text{tot}}^0}{V_{\text{tot}}} \quad (75)$$

Où V_{tot}^0 , V_{tot} , f_0 et f désignent respectivement les volumes initial et final et les porosités initiale et finale de la cellule.

Une des difficultés de l'étude numérique d'un *VER* en utilisant le modèle de la cellule élémentaire est le maintien de la triaxialité ($\beta = \Sigma_m/\Sigma_{\text{eq}}$) à une valeur constante au cours du chargement. Dans le cas d'un calcul implicite, la méthode de *RIKS* dans Abaqus peut être avantageusement exploitée pour satisfaire cette condition. Dans le cas d'un calcul explicite nous proposons une technique capable de garantir une triaxialité constante au cours du chargement tout en offrant la possibilité de simuler le comportement du matériau jusqu'à sa rupture finale.

2.2 Technique de calcul

Nous présentons dans ce qui suit une technique de calcul explicite de cellule permettant de maintenir une triaxialité constante en cours de la déformation. Cette contrainte est satisfaite après un certain nombre de calculs. Le chargement est appliqué cette fois-ci par l'intermédiaire d'un déplacement fixé sur le coin supérieur de la cellule (figure 45).

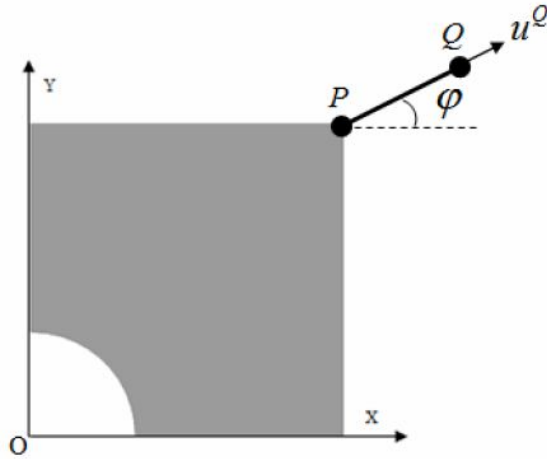


Figure 45 Chargement de la cellule unitaire.

Les chargements axisymétriques de la cellule unitaire sont pour l'ensemble des simulations numériques considérées, d'une part à traction axiale (le long de l'axe des y) dominante ($\Sigma_{yy} > \Sigma_{xx} = \Sigma_{zz}$) et, d'autre part, à triaxialité β constante. Les valeurs retenues pour celle-ci sont $\beta = 0,33 ; 0,44 ; 0,6$ et $0,8$. Dans les calculs de cellules, il existe un certain nombre de technique permettant de maintenir la triaxialité constante lors du chargement de celles-ci. L'algorithme *RIKS* s'avère simple d'emploi dans le cas d'espèce considéré ici mais néanmoins efficace [98], Cependant, son utilisation ne peut être couplée avec une approche d'intégration explicite du fait du rôle du paramètre temps. D'un autre côté, dans sa version actuelle, Abaqus standard (analyse Implicite) exclut la prise en compte dans le potentiel de Gurson des paramètres de coalescence. En revanche, Abaqus/Explicit permet de le faire. Nous le retenons pour l'analyse de la réponse du volume élémentaire poreux présenté dans la section précédente.

La figure 44 montre schématiquement un dispositif de chargement de la cellule qui permet par ajustements successifs au cours du calcul de tendre vers la situation où la triaxialité est maintenue constante au cours de son évolution. Une barre élastique PQ de longueur initiale L_0 , de section constante S_b et inclinée d'un angle initiale φ_0 par rapport à l'horizontale, est fixée au coin supérieur droit P de la cellule. Le chargement de la cellule s'effectue par l'intermédiaire de la barre PQ pour laquelle la position dans le plan (x, y) de son extrémité Q est imposée de sorte à garantir le maintien de la triaxialité à la valeur souhaitée. Un déplacement adéquat u^Q de son extrémité Q est imposé. On note u^P et u^Q les déplacements des extrémités P et Q dont les décompositions selon les directions (x, y) s'écrivent :

$$u^P = u_x^P e_x + u_y^P e_y \quad (76)$$

$$u^Q = u_x^Q e_x + u_y^Q e_y \quad (77)$$

La position de l'extrémité Q est alors donnée par :

$$X^Q = R_0 + u_x^P + L \cos \varphi \quad (78)$$

$$Y^Q = H_0 + u_y^P + L \sin \varphi \quad (79)$$

où L est la longueur actuelle de la barre et l'angle φ est tel que :

$$\cos \varphi = \cos \varphi_0 - \frac{u_x^Q - u_x^P}{L_0} \quad (80)$$

$$\sin \varphi = \sin \varphi_0 - \frac{u_y^Q - u_y^P}{L_0} \quad (81)$$

avec φ_0 la valeur de l'angle j correspondant à $u^P = u^Q = 0$. La valeur courante de φ peut aussi être calculée par :

$$\tan \varphi = \frac{Y^Q - Y^P}{X^Q - X^P} = \frac{L_0 \sin \varphi_0 + u_y^Q - u_y^P}{L_0 \cos \varphi_0 + u_x^Q - u_x^P} \quad (82)$$

On désigne par Σ_r la contrainte axiale sollicitant la barre PQ . Les contraintes principales et équivalentes macroscopiques agissant sur la cellule sont données par :

$$\Sigma_{xx} = \frac{\Sigma_r S_r \cos \varphi}{2\pi(R_0 + u_x^P)(H_0 + u_y^P)} \quad (83)$$

$$\Sigma_{yy} = \frac{\Sigma_r S_r \sin \varphi}{\pi(R_0 + u_x^P)^2} \quad (84)$$

$$\Sigma_{\text{eq}} = |\Sigma_{yy} - \Sigma_{xx}| \quad (85)$$

Moyennant une première approximation déduite de l'hypothèse d'invariance du volume global de la cellule au cours du chargement, il est possible d'établir une relation entre la triaxialité β , l'angle φ et le déplacement vertical u_y^P du point P. En effet, par définition :

$$\beta = \frac{\Sigma_m}{\Sigma_{eq}} = \frac{1}{3} \left(\frac{\Sigma_{yy} + 2\Sigma_{xx}}{|\Sigma_{yy} - \Sigma_{xx}|} \right) = \frac{1}{3} \left(\frac{1 + 2\alpha}{|1 - \alpha|} \right) \quad (86)$$

Avec

$$\alpha = \Sigma_{xx} / \Sigma_{yy} \quad (87)$$

La substitution de l'équation (86) dans l'expression de α conduit à :

$$\alpha = \frac{1}{2} \frac{1}{\tan \varphi} \frac{(R_0 + u_x^P)}{(H_0 + u_y^P)} = \frac{1}{2} \frac{L_0 \cos \varphi_0 + u_x^Q - u_x^P (R_0 + u_x^P)}{L_0 \sin \varphi_0 + u_y^Q - u_y^P (H_0 + u_y^P)} \quad (88)$$

Par ailleurs, en absence de porosité, [89] ont stipulé que, à l'effet du Poisson près, le volume global de celle-ci demeure constant tout au long du processus de chargement. Admettons, en première approximation, la validité de cette hypothèse pour une matrice poreuse au moins au début du chargement de la cellule.

Dans cette circonstance, les composantes u_x^P et u_y^P vérifient la relation :

$$R_0^2 H_0 = (R_0 + u_x^P)^2 (H_0 + u_y^P) \quad (89)$$

Qui permet d'exprimer explicitement u_x^P en fonction de u_y^P puisque nous avons :

$$u_x^P = u_x^P(u_y^P) = R_0 \left[\left(\frac{H_0}{H_0 + u_y^P} \right)^{1/2} - 1 \right] \quad (90)$$

Le report de l'équation (90) dans l'équation (80-81) conduit à :

$$X^Q = \frac{R_0 \sqrt{H_0}}{(H_0 + u_y^P)^{1/2}} + L \cos \varphi \quad (91)$$

$$Y^Q = (H_0 + u_y^P) + L \sin \varphi \quad (92)$$

Et par conséquent :

$$u_x^Q = R_0 \sqrt{\frac{H_0}{H_0 + u_y^P}} + L \cos \varphi - (R_0 + L_0 \cos \varphi_0) \quad (93)$$

$$u_y^Q = (H_0 + u_y^P) + L \sin \varphi - (H_0 + L_0 \sin \varphi_0) \quad (94)$$

Au cours du chargement de la cellule, les composantes du déplacement du point P , la triaxialité β à travers le paramètre α et l'angle φ sont liés par la relation :

$$\tan \varphi = \frac{1}{2\alpha} \left(\frac{R_0 + u_x^P}{H_0 + u_y^P} \right) = \frac{1}{2\alpha} \left(\frac{R_0 \sqrt{H_0}}{(H_0 + u_y^P)^{3/2}} \right) \quad (95)$$

Ainsi la valeur initiale φ_0 est fixée par triaxialité escomptée (paramètre α) et la géométrie du contour extérieur de la cellule (H_0 et R_0) à travers la relation :

$$\tan \varphi_0 = \frac{1}{2\alpha} \left(\frac{R_0}{H_0} \right) \quad (96)$$

Le tableau suivant donne les valeurs de α et φ_0 associées aux différentes triaxialités.

Tableau 6 : Valeurs initiales de α et de l'angle φ_0

β	0.33	0.44	0.6	0.8
α	0	0.1	0.21	0.32
$\tan \varphi_0$	0	0.05	0.105	0.16

2.3 Application de la method

Afin d'analyser le comportement d'une cellule poreuse dans un joint soudé, on place une cavité sphérique unique au centre de celle-ci. La fraction volumique de vides f est égale au rapport V_f/V , V étant le volume de la cellule entière et V_f celui du vide. Les dimensions de la cellule sont telles que $R_0 = H_0 = 1mm$. La fraction volumique de vides initiale permet d'estimer le rayon initial de la cavité dans la cellule unitaire. Afin d'analyser l'influence de la triaxialité des contraintes β et de la fraction volumique de vides f , des cellules avec des porosités initiales f_0 différentes (0.023%, 0.034% et 8.33%) ont été considérées et sollicitées pour les différentes zones de soudage. Le maillage utilisé pour les calculs éléments finis est présenté dans la figure 45 pour trois porosités différentes.

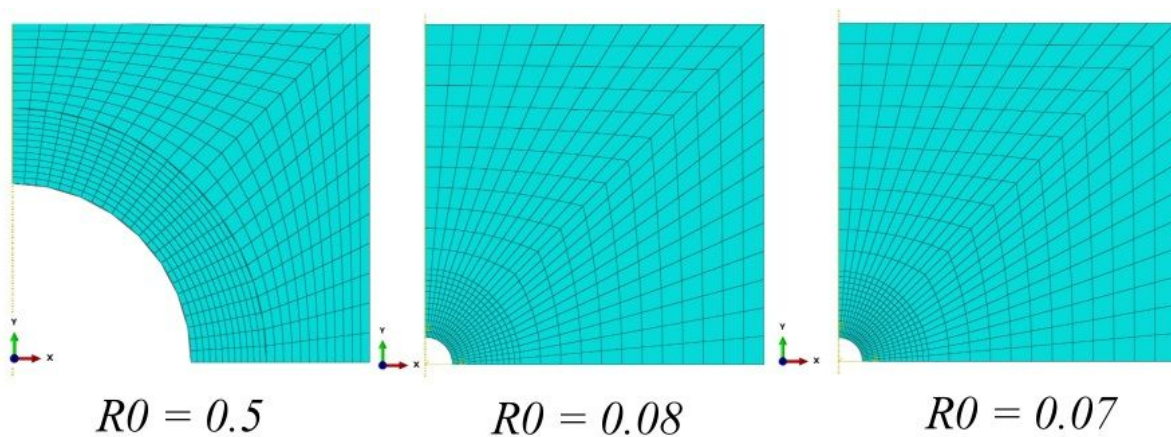


Figure 46 : Maillages utilisés pour la cellule unitaire

Pour ce qui concerne le choix de ces trois porosités, c'est le calcul de f_0 dans la formule de Franklin, qui évalue la fraction volumique en utilisant le pourcentage de manganèse et du soufre comme présenté précédemment dans l'équation (67)

3. Résultats numériques

La vérification de la pertinence de la technique proposée a été effectuée en faisant une série de calculs sur des cellules élémentaires de rayon initial $R_0 = 1 \text{ mm}$ et de hauteur initiale $H_0 = 1 \text{ mm}$, et dont le matériau constitutif obéit au critère de von Mises en grandes déformations.

Le module de Young E du matériau est de 183 GPa, son coefficient de Poisson ν de 0,3 et sa limite d'élasticité σ_y de 300 MPa. La loi d'érouissage (isotrope) utilisée est celle d'un essai uniaxial sur une éprouvette *AE80*. Rappelons que la technique développée dans la présente étude utilise des calculs successifs durant lesquels le chargement de la cellule est adapté à chaque calcul dans le but d'assurer une triaxialité constante. Le calcul de la triaxialité tout au long du chargement permet de vérifier qu'elle est bien maintenue constante.

Notre étude est faite sur deux cas différents de cellule (VER), le premier cas est consacré pour la zone du métal fondue et le métal de base, le deuxième est fait pour le métal fondue et la zone affecté thermiquement, cette différence est faite sous la base de la qualité et les dimensions de la cavité. Grâce à la règle de Franklin et les propriétés chimique des matériaux, on a pu évaluer la fraction volumique du vide pour MB et MF.

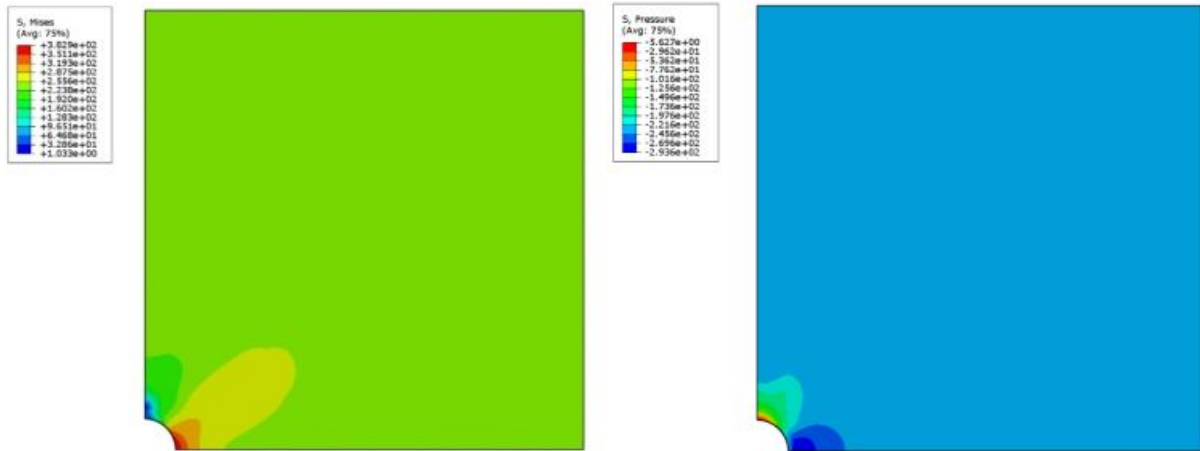
Pour le cas MF et ZAT, le choix d'une cavité de $R_0=0.5\text{mm}$ est choisi sous la base d'étude de cas d'une cavité sphérique, généré par la présence d'un grain de flux à l'intérieur du bain de fusion (MF), ce qui explique aussi sa forte présence dans la ZAT aussi.

Donc les deux cas d'étude, est une comparaison entre :

MB : $R_0=0.07$, $f_0=0.023\%$, avec MF : $R_0=0.08$, $f_0=0.034\%$

MF : $R_0=0.5$, $f_0=8.33\%$, avec ZAT : $R_0=0.5$, $f_0=8.33\%$

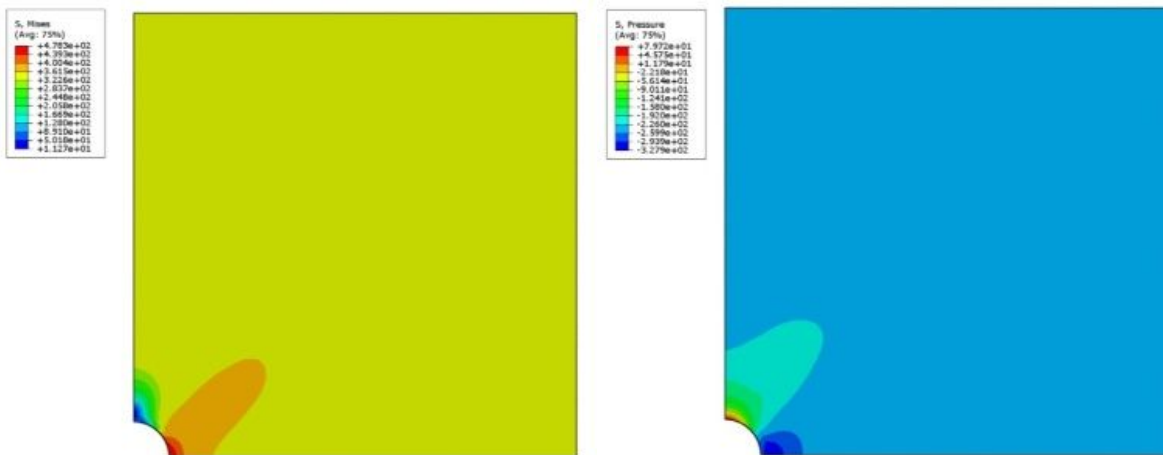
Afin de poursuivre l'analyse des résultats obtenus à partir des simulations, il nous semble à présent intéressant de présenter la distribution des contraintes locales dans la cellule unitaire pour les trois porosités considéré sur les trois zones de soudage. Les figures 47-50 présentent la distribution des contraintes équivalentes et moyennes au moment de l'instabilité plastique. Compte tenu des très grandes déformations que subissent les cellules, elles sont volontairement présentées dans ces figures dans leur état non déformé afin d'améliorer la lisibilité.



a) contrainte équivalente

b) contrainte moyenne

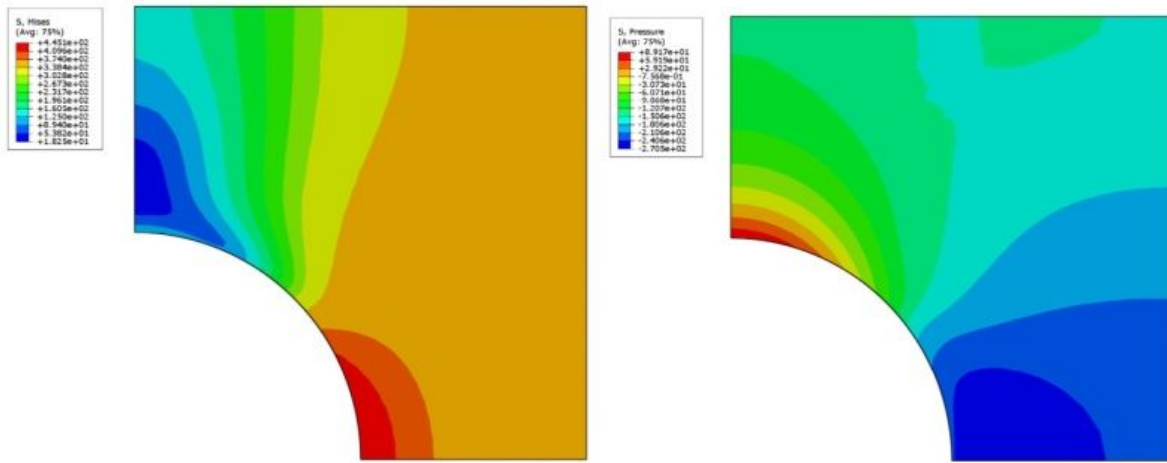
Figure 47 Isovaleurs des contraintes au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone MB avec $R0 = 0.07$



a) contrainte équivalente

b) contrainte moyenne

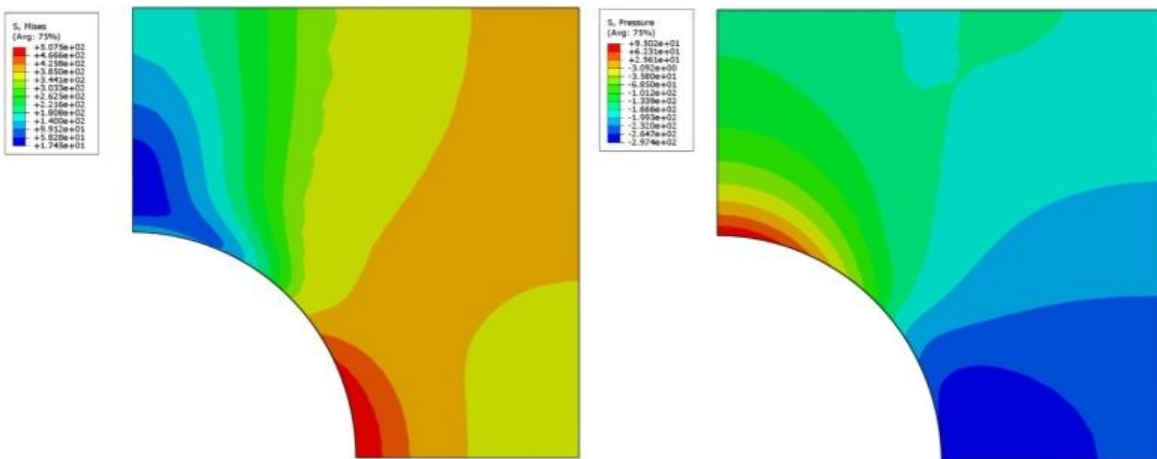
Figure 48 Isovaleurs des contraintes au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone MF avec $R0 = 0.08$



a) contrainte équivalente

b) contrainte moyenne

Figure 49 Isovaleurs des contraintes au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone MF avec $R0 = 0.5$



a) contrainte équivalente

b) contrainte moyenne

Figure 50 Isovaleurs des contraintes au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone ZAT avec $R0 = 0.5$

Ces résultats montrent que les contraintes sont concentrées à l'équateur du vide et diminuent au fur et à mesure qu'on allant du métal fondue vers le métal de base (Figure 47-48). Même remarque entre le métal fondue et la zone affecté thermiquement, ce qui explique que la concentration de contrainte est toujours autour du métal fondue (Figure 49-50).

Par ailleurs, la magnitude des contraintes diminue lorsqu'on augmente la porosité (Figure 48-49), ce qui explique qualitativement la différence d'intensité de contrainte macroscopique maximale à atteindre

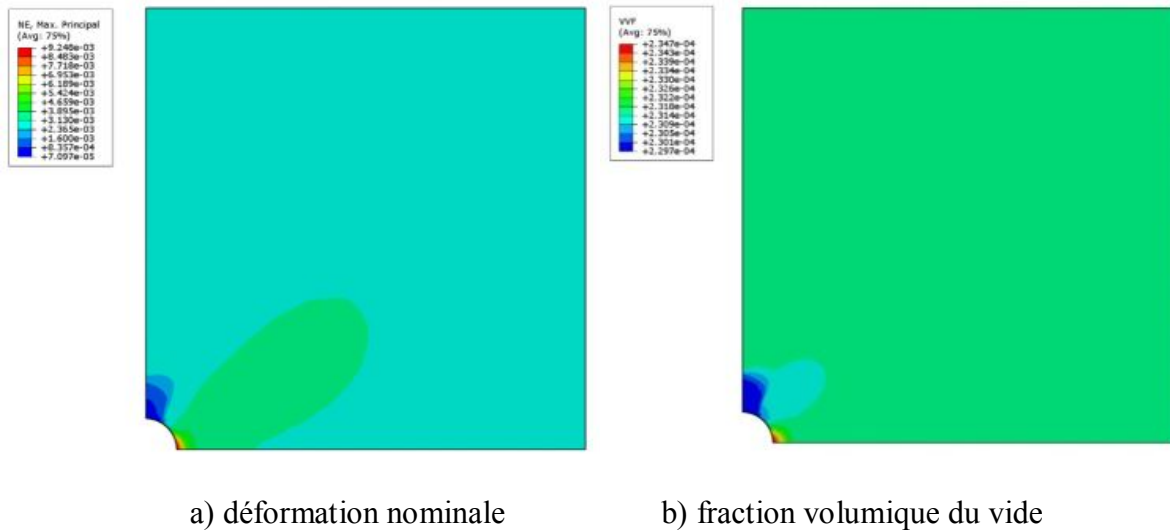


Figure 51 Isovaleurs des déformations au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone MB avec $R0 = 0.07$

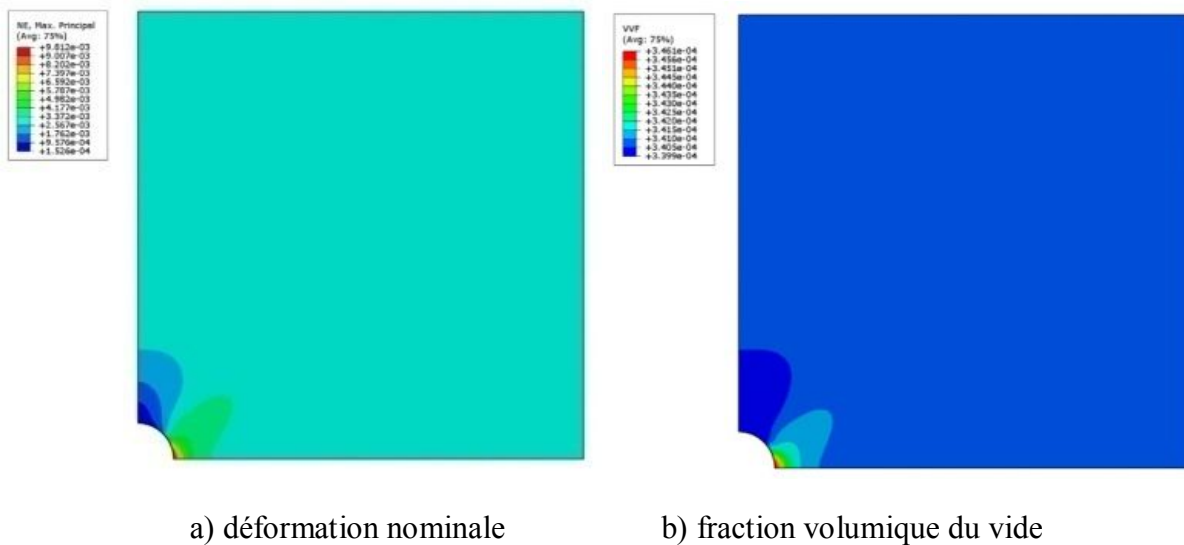


Figure 52 Isovaleurs des déformations au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone MF avec $R0 = 0.08$

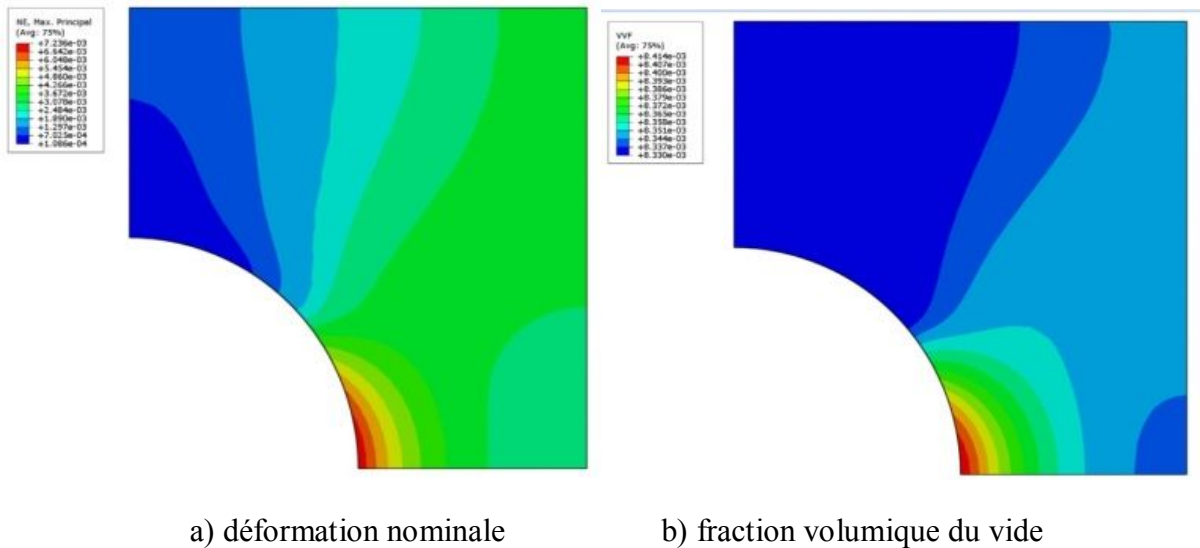


Figure 53 Isovaleurs des déformations au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone MF avec $R0 = 0.5$

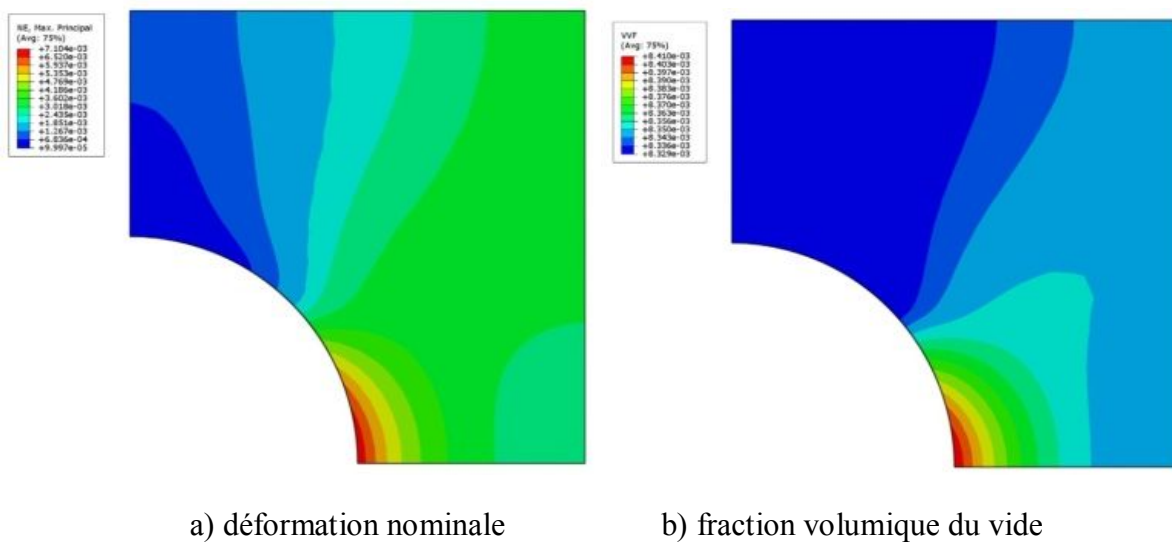


Figure 54 Isovaleurs des déformations au moment de l'instabilité plastique (coalescence) pour la zone ZAT avec $R0 = 0.5$

Les figures (51-54) présentent les isovaleurs de déformation nominale et de porosité prédites par le modèle *GTN* pour chaque géométrie étudié au moment de l'instabilité plastique (coalescence). Nous remarquons que la coalescence a lieu au centre de l'éprouvette, et dans le sens opposé au sens du déplacement imposé sur le VER (sens chargement).

Les résultats présentés démontrent que le modèle *GTN* permet de reproduire fidèlement le comportement mécanique macroscopique intrinsèque (loi de comportement et variation de volume) des joints soudés, et ceci jusqu'à sa rupture.

Les courbes des contraintes de Von Mises en fonction du temps de la simulation pour les trois zones de soudage (Figures 55 et 56) ont été obtenues pour vérifier la compatibilité et l'évolution de la charge de ces courbes avec les résultats d'études faite précédemment (Figure 39) afin d'ajuster notre modèle pour effectuer la simulation dans les meilleures conditions.

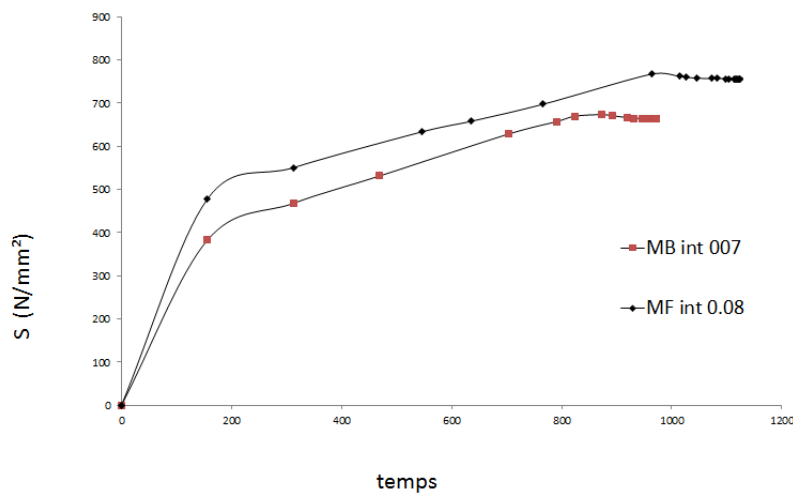


Figure 55 Evolution de la contrainte en fonction du temps pour les petites porosités

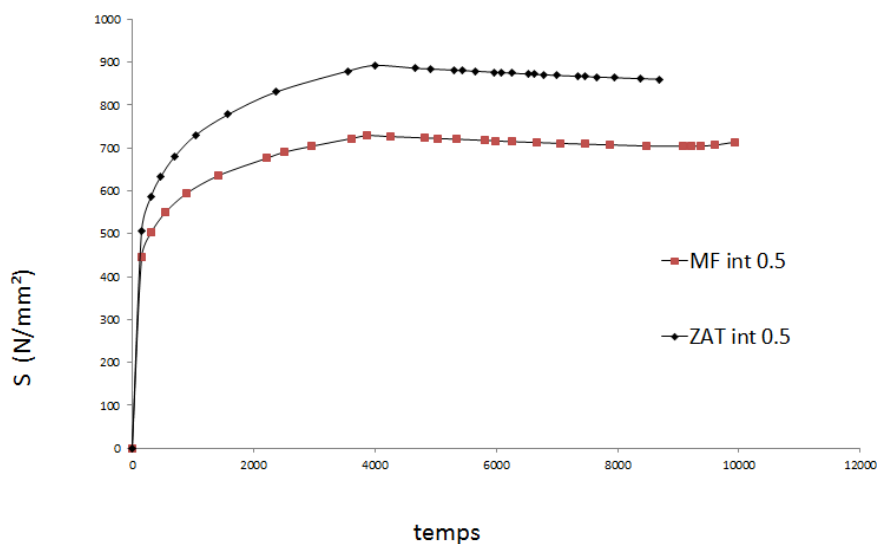


Figure 56 Evolution de la contrainte en fonction du temps pour les grandes porosités

Sur la Figure 57, qui présente l'évolution de la contrainte équivalente en fonction du temps dans la zone du métal fondue, on remarque que la taille de la cavité, joue un rôle très important dans l'évolution de la contrainte, plus la taille est petite, plus la contrainte est importante,

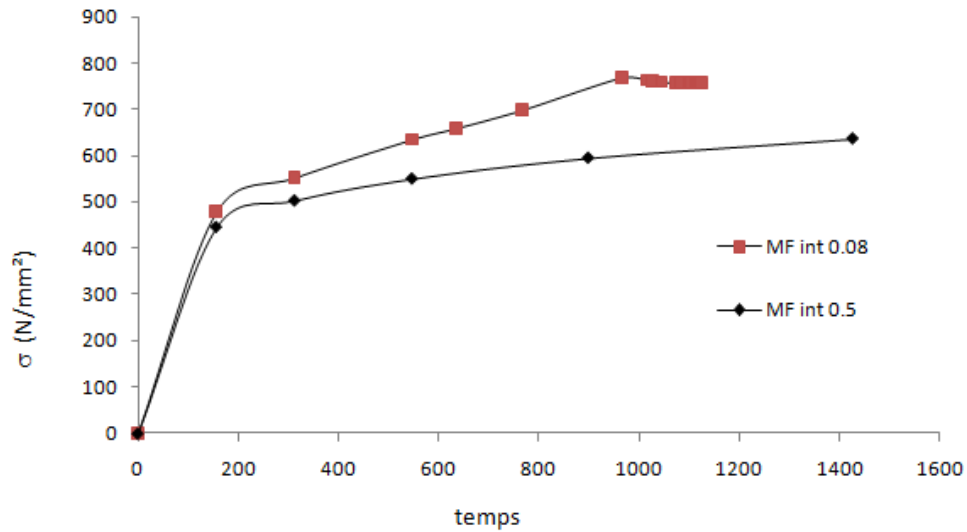


Figure 57 Evolution de la contrainte en fonction du temps dans le MF pour les deux porosités

Les figures 58 et 59 présentent l'influence de la porosité initiale sur la réponse de la cellule unitaire pour différentes triaxialités des contraintes. Les triaxialités des contraintes sont maintenues constantes. On remarque qu'une augmentation dans la fraction volumique engendre l'augmentation de la déformation équivalente, applicable pour les trois zones, sauf si on voit sur la valeur de la déformation plastique équivalente qui est plus importante dans les grandes porosités.

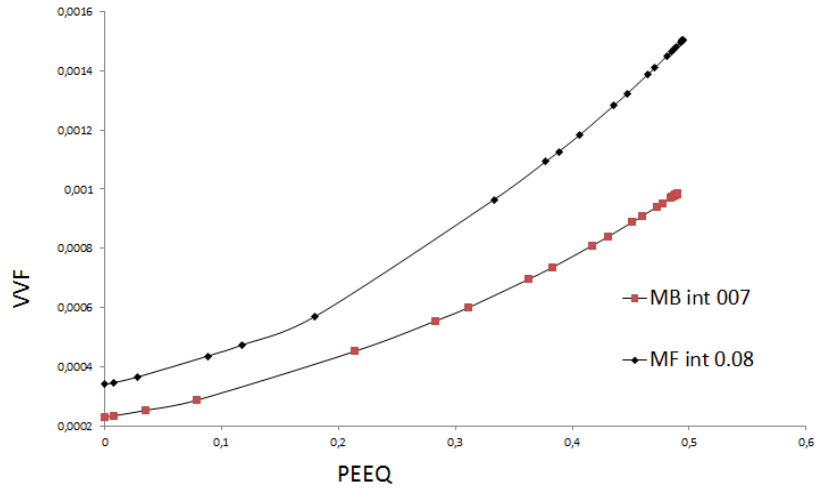


Figure 58 Evolution de la fraction volumique des cavités en fonction de la déformation plastique équivalente pour les petites porosités

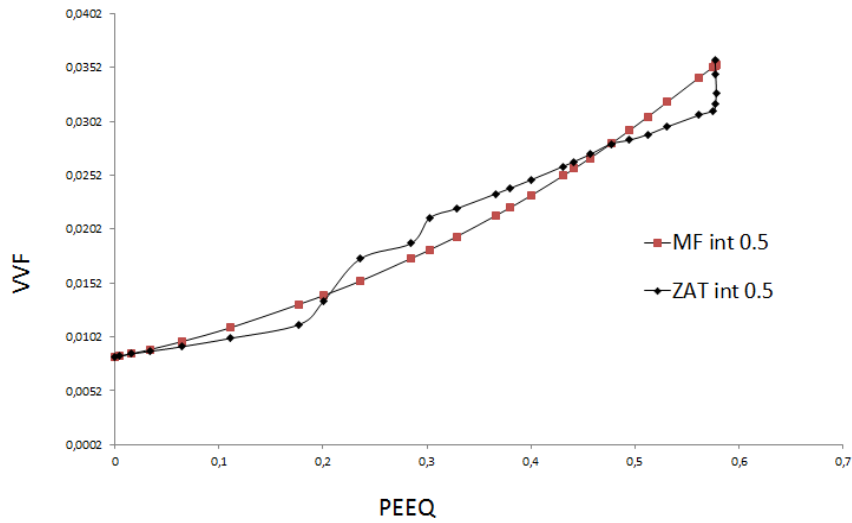


Figure 59 Evolution de la fraction volumique des cavités en fonction de la déformation plastique équivalente pour les grandes porosités

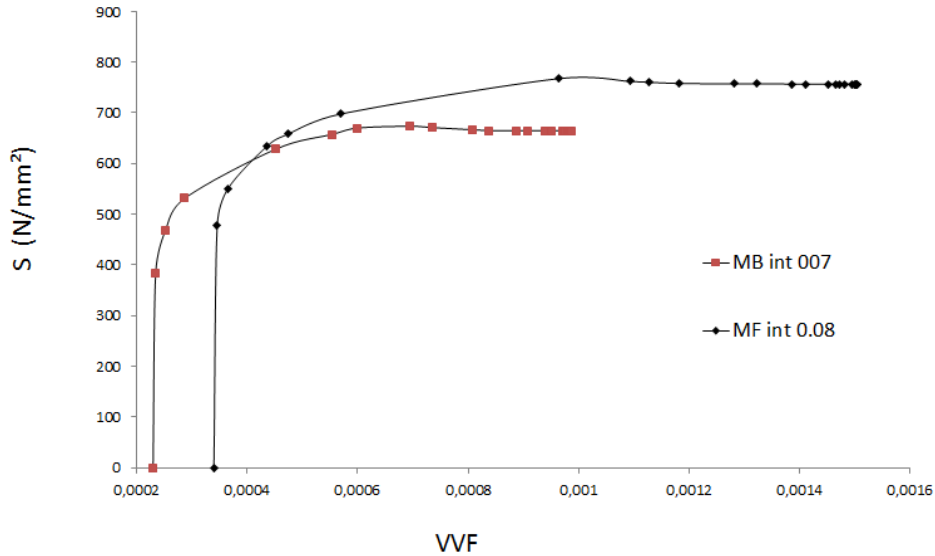


Figure 60 Evolution de la contrainte en fonction de la fraction volumique des cavités pour les petites porosités

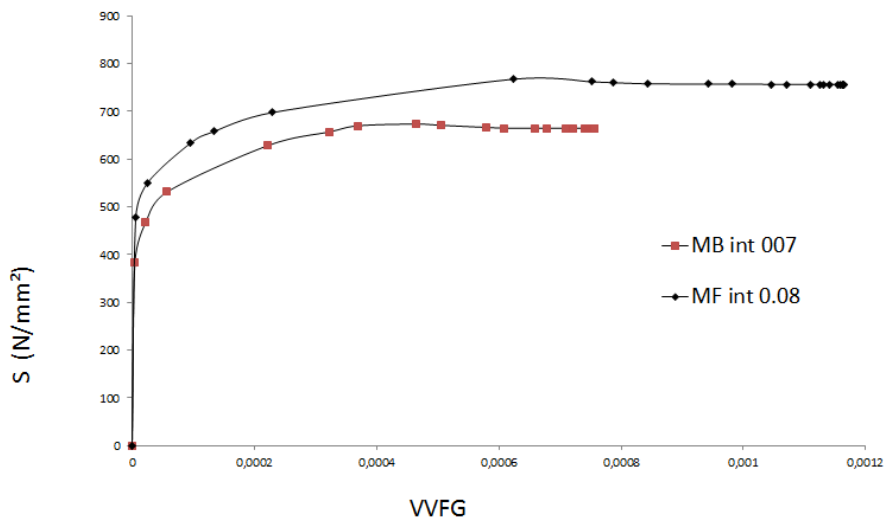


Figure 61 Evolution de la contrainte en fonction de la croissance des cavités pour les petites porosités

Sur les deux Figures précédentes, on remarque le déphasage qui se trouve dans l'évolution de la contrainte équivalente en fonction de la fraction volumique, est affectée par la fraction volumique de vides imposée initialement. Donc un petit retard pour la nucléation des cavités qui se trouve dans le métal fondue par rapport au métal de base. L'évolution de la contrainte équivalente en fonction de la croissance des cavités (Figure 61) démarre du même stade, ce

qui explique que l'état initial de la fraction volumique n'est pas pris en compte lors de l'évolution de la contrainte. Par contre ils suivent la même courbure.

La même explication se propose pour l'évolution de la contrainte dans le deuxième cas ($R_0 = 0,5$), sauf que dans l'évolution de la contrainte en fonction de la fraction volumique des cavités, l'absence du déphasage, vu qu'il démarre avec la même taille de porosité ($R_0 = 0,5$ mm, $f_0 = 8,33$ %)

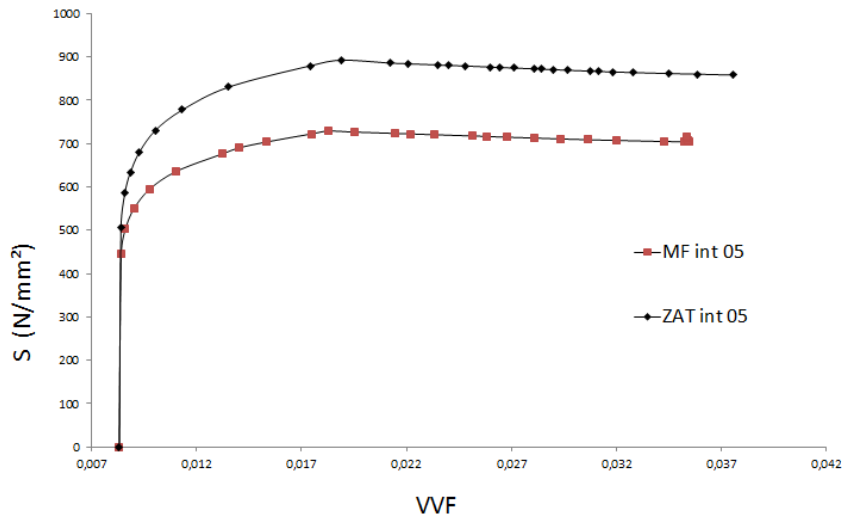


Figure 62 Evolution de la contrainte en fonction de la fraction volumique des cavités pour les grandes porosités

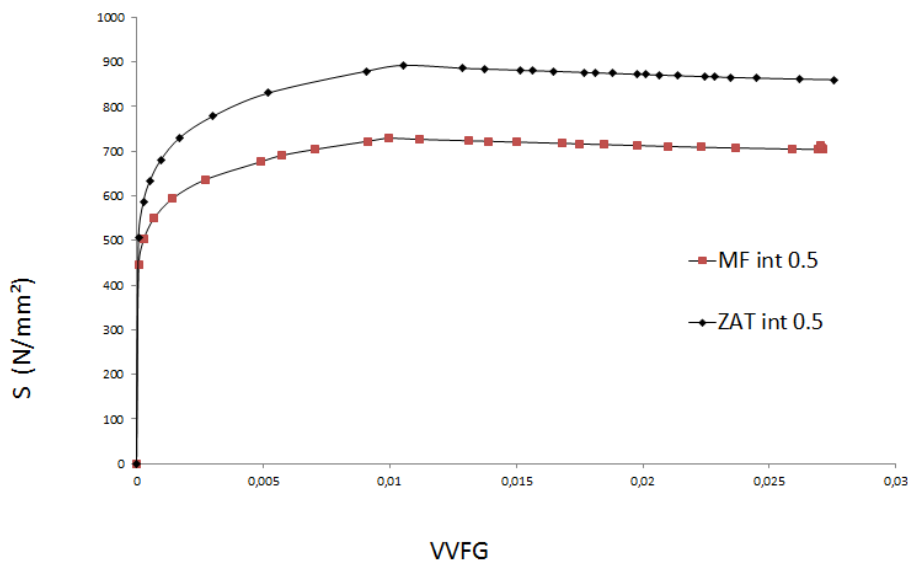


Figure 63 Evolution de la contrainte en fonction de la croissance des cavités pour les grandes porosités

Dans les figures suivantes, on remarque que la taille des porosités joue un rôle dans l'évolution de la fraction volumique en fonction de la déformation nominale, mais pour la nature du matériau (Figure 65), la différence n'est pas importante, ce qui explique que la naissance des cavités et leur coalescence fait l'objet de la déformation de notre matériau.

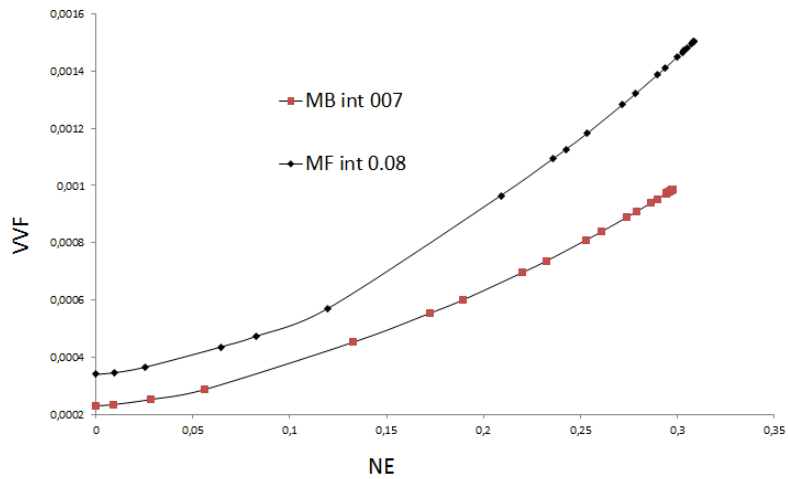


Figure 64 Evolution de la fraction volumique du vide en fonction de la déformation nominale pour les petites porosités au centre de l'éprouvette

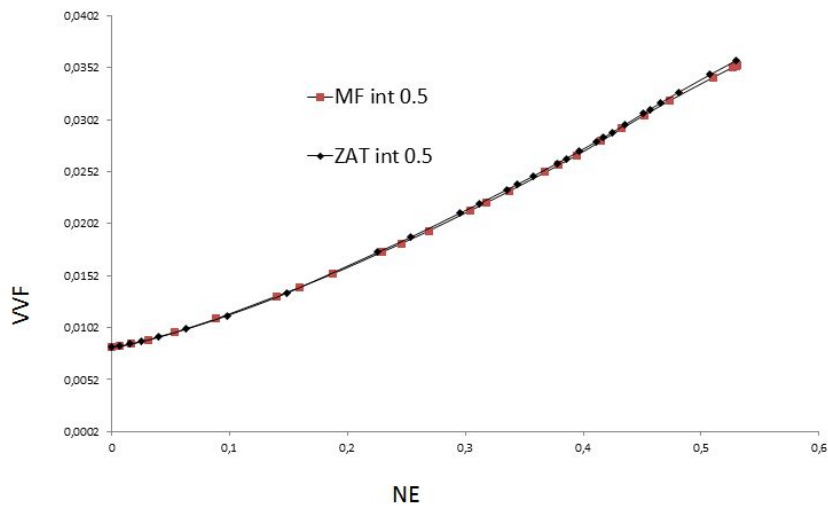


Figure 65 Evolution de la fraction volumique du vide en fonction de la déformation nominale pour les grandes porosités au centre de l'éprouvette

4. Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté des résultats de cellules unitaires afin d'étudier les effets de la porosité sur la réponse globale de l'acier soudé, aussi bien pour la réponse usuelle contrainte - déformation que sur la variation de volume plastique. Les résultats ont permis aussi de mettre en évidence l'effet de la triaxialité sur le comportement global, et que la taille des porosités influe beaucoup plus sur la déformation et la ruine du matériau que sur la concentration des contraintes.

L'endommagement dans ce modèle est décrit comme étant dû à la croissance de cavités, représentée par les différents paramètres.

Conclusion Generale

La construction des cuves de stockage de carburant, a pris un grand avancement dans l'industrie locale ces dernières années, pour cela la concurrence pousse à automatiser le processus de fabrication et de minimiser le cout de ces produits. Pour cette effet la plupart des machines pour le soudage des cuves sont équipées d'un procédé de soudage peux utilisé aujourd'hui, le soudage a arc submergé sous flux solide, ce genre de procédé qui a connu le jour en 1935, est toujours en développement par les grands fabricants de ces machines, la différence de la qualité fil/flux et le problème majeur des utilisateurs et des soudeurs, pour cela on a choisi notre sujet en collaboration avec Air Liquide Welding France (ex SAF) pour le choix de la taille des grains du flux.

Dans cette thèse, la présentation de la contribution à l'étude de la déchirure ductile sur les aciers soudés et l'influence des différents paramètres de soudage hétérogènes était essentielle. La présence d'hétérogénéité de notre matériau soudé fait l'objet d'un problème sur l'application des concepts de la mécanique de la rupture proposé initialement pour les matériaux homogènes. En effet, la fissure est face à plusieurs structures métallurgiques et différentes propriétés mécaniques, dont on décrit généralement le métal de base, métal fondu et la zone affectée thermiquement.

Notre étude se base essentiellement sur l'approche locale de la mécanique de la rupture, qui se traduit à la rupture du matériau à l'aide de modèle micromécanique, dont on a choisi d'étudier le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN)

Le dernier travail avait pour objet d'examiner la pertinence de modèles issus de la mécanique de l'endommagement ductile par croissance de vides (couplant plasticité et endommagement) pour prédire le comportement mécanique et l'endommagement du joint soudé (jusqu'à rupture) ainsi que son évolution au cours du chargement pour des sollicitations données. Pour cela il a fallu mettre en œuvre une modélisation qui gouverne la rupture ductile du matériau.

Une attention particulière a été accordée aux effets de triaxialités des contraintes générées durant le processus de déformation. Deux critères de coalescence ont été examinés selon deux approches complémentaires. Le premier permet de prédire la coalescence d'un matériau poreux par striction du ligament d'une cellule unitaire. Le deuxième basé sur le modèle *GTN* prédit la coalescence lorsque la porosité atteint une valeur critique. Les résultats obtenus ont montré que le modèle *GTN*, s'avère applicable pour l'hétérogénéité des joints soudés.

Enfin, devant l'ampleur du sujet de thèse, nous ne nous sommes intéressés que partiellement à l'hétérogénéité du matériau en trois zones, ainsi pour la limitation de la taille des grains et de leurs positions. Il conviendrait d'approfondir ce point, notamment dans le choix des cavités (leurs tailles et positions).

Références

- [1] Blondeau, R. 2001. Métallurgie et mécanique du soudage. Traité Mécanique et Ingénierie des Matériaux, Hermès Sciences Publications.
- [2] Roger, F. 2000. Etude et modélisation de la formation d'un cordon de soudure à l'arc. Ph.D. thesis, Ecole Polytechnique - LMS.
- [3] Inoue, T., et Wang, Z. 1985. Coupling between stress, temperature and metallic structures during processes involving phases transformations. Mater.sci. and Tech, Vol.1, 845–850.
- [4] J. F. Mariage, « Simulation numérique de l'endommagement ductile en formage de pièces massives ». Thèse de doctorat, Université de Technologie de Troyes, 2003.
- [5] McClintock, « A criterion for ductile fracture by growth oh holes », J. of Applied Mechanics, 1968.
- [6] Rice, Tracey, « On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields ». J. of Mechanics and Physics of Solids, vol.17, p.201-217, 1969.
- [7] G. Rousselier, « Three dimensionnal constitutive relations and ductile fracture ». IUTAM Symp. On three dimensionnal constitutive relations and fraction, p.197-226, 1981.
- [8] Oyane et al., « Criteria for ductile fracture and their applications ». J. of Mechanical Working Technology, vol.4, p.65-81, 1980.
- [9] J. Lemaitre, J. L. Chaboche, « Mécanique des matériaux solides ». Dunod, Paris, 1985.
- [10] A. L. Gurson, «Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : Part I – Yiel criteria and flow rules for porous ductile media ». J. of Eng. Mat. Tech., vol.99, 1977.
- [11] V. Tvergaard, A. Needleman, « Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar ». Acta Metall. Mater., vol.32, p.157-169, 1984.
- [12] C. Chu, A. Needleman, « Void nucleation effects in biaxially stretched sheets ». J. of Engng Mater. Technology, p.249-256, 1980.
- [13] P. Croix, « Endommagement et rupture des métaux anisotropes pour la dynamique et les crash de véhicules ». Thèse de doctorat, Université de Valenciennes et du Hainaut- Cambrésis, 2002.

- [14] C. Berdin, J. Besson, S. Bugat, R. Desmorat, F. Feyel, S. Forest, E. Lorentz, E. Maire, T. Pardoen, A. Pineau, B. Tanguy, « Local to approach fracture », Les presses de l'Ecole des Mines, 2004. tel-00451888
- [15] M. Springmann, M. Kuna, « Identification of material parameters of the Gurson-Tvergaard-Needleman model by combined experimental and numerical techniques ». *Computational Materials Science*, p.544-552, 2005.
- [16] M. Gologanu, J. Leblond, J. Devaux, «Approximate models for ductile metals containing non-spherical voids – case of axisymmetric prolate ellipsoidal cavities». *J. Mech. Phys. Solids* 41 (11), p.1723-1754, 1993.
- [17] J. L. Chaboche, « Sur l'utilisation des variables d'état interne pour la description du comportement viscoplastique et de la rupture par endommagement », Symp. Franco-Polonais de Rhéologie et Mécanique, Cracovie, 1977.
- [18] L. Kachanov, «Time of the rupture process under creep conditions ». *Izv. Akad. NAUK. SSR – Otd. Nauk*, vol.8, p.26- 31, 1958.
- [19] Y. Rabotnov, « Creep rupture ». *Proc. 12th Int. Congress on Applied Mechanics*, Standford, 1968.
- [20] J. Lemaitre, « A continuous damage mechanics model for ductile fracture». *J. of Engng. Mat. and Technology*, Vol.107, p.83-89, 1983.
- [21] 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.
- [22] 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.
- [23] J. Begley and J. Landes, "The J-integral as a fracture criterion," *Astm Stp*, vol. 514, pp. 1-20, 1972.
- [24] 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.
- [25] 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.

- [26] Norme-AFNOR-NF-A-03-183, "Mécanique de la rupture : Détermination à partir de la courbe J-Da des valeurs conventionnelles J_0 et dJ/da , caractéristiques de la résistance à déchirure ductile," ed, Juin 1987.
- [27] ASTM-Standard-E813-89, "Standard Test Method for J_{IC} , A measure of fracture toughness," ed, 1989.
- [28] 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.
- [29] ESIS-P1-92, "Recommendations for determining the fracture resistance of ductile materials," ed, 1992.
- [30] Groupe-Fragilité-Rupture, "Recommandations d'essais de mesure de résistance à la déchirure ductile des matériaux métalliques (Essais J-Da)," ed, 1986.
- [31] British-Standard, "Fracture mechanics toughness tests, Part 1. Method for determination of K_{IC} , critical CTOD and critical I values of metallic materials," ed, 1991.
- [32] 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.
- [33] 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.
- [34] 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.
- [35] 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.
- [36] 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.
- [37] H. Koneczny, "Corrélation entre la microstructure et les propriétés de la ZAT réalisée en soudage multipasse," Lille 1, 1990.
- [38] M. DADIAN, "Contribution du soudage à la connaissance des phénomènes métallurgiques," *Soudage et Techniques Connexes*, pp. 323-346, Septembre 1985.
- [39] M. TOYODA, "Fracture toughness evaluation of steel welds (Review part I)," Osaka University, Japan, 1988.

- [40] M. TOYODA, "Fracture toughness evaluation of steel welds (Review part II)," Osaka University, Japan, 1989.
- [41] 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.
- [42] 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.
- [43] 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.
- [44] J. Sumpster, "Jc determination for shallow notch welded bend specimens," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 10, pp. 479-493, 1987.
- [45] 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.
- [46] M. T. Kirk, "Effect of weld strength mismatch on elastic-plastic fracture parameters," University of Illinois at Urbana-Champaign, 1992.
- [47] F. Beremin, "Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 steel," *Metallurgical Transactions A*, vol. 12, pp. 723-731, 1981.
- [48] B. Marini, F. Mudry, and A. Pineau, "Ductile rupture of A508 steel under nonradial loading," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 22, pp. 375-386, 1985.
- [49] F. Mudry, "Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'aciers faiblement alliés," université de technologie de Compiègne, 1982.
- [50] 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.

- [51] 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.
- [52] J. Wilsius, "Etude expérimentale et numérique de la déchirure ductile basée sur des approches locales en mécanique de la rupture," 1999.
- [53] C. E. P.HORNET, "Simulation numérique du comportement à rupture d'un joint soudé fissuré en acier inoxydable," Rapport interne, EDF1991.
- [60] ABAQUS, "Theory Manual," K. a. S. Hibbitt, Inc., Ed., ed, 1995.
- [62] 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 la transition, Ph.D. thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2001
- [63] J.R. Rice, D.M. Tracey, On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields, *Journal of the mechanics and physics of solids*, . Phys. Solids, 1969, 17, p 201-217
- [64] D.E. Puttick, Ductile fracture in metals, *Philosophical magazine*, 1959, 4, p. 964-969
- [65] H.C. Rogers, The tensile fracture of ductile metals, *Transactions AIME*, 1960, 218, p. 498-506
- [66] L.M. Brown, J.D. Embury, The initiation and growth of voids at second phase particles, in : *Microstructure and design of alloys, Proc. 3rd International conference on strength of metals and alloys*, Cambridge, p. 164-169, 1973, Inst. of metals
- [67] F.A. McClintock, A criterion for ductile fracture by growth of holes, *Journal of applied mechanics*, 1968, 35, p. 363-375
- [68] J.W. Hancock, A.C. Mackenzie, On the mechanisms of ductile failure in high strength steels subjected to multi-axial stress-states, *Journal of the mechanics and physics of solids*, 1976, 24, p. 147-160
- [69] J.W. Hancock, D.K. Brown, On the role of strain and stress-state in ductile failure, *Journal of the mechanics and physics of solids*, 1983, 31, p. 1-24
- [70] F.A. McClintock, A criterion for ductile fracture by growth of holes, *Journal of applied mechanics*, 1968, 35, p. 363-375
- [71] B. Budiansky, J.W. Hutchinson, S. Slutsky, Void growth and collapse in viscous solids, in : *Mechanics of solids, The Rodney Hill 60th anniversary volume*, ed. H.G. Hopkins and M.J. Sewell, Pergamon, 1982, p. 13-45

- [72] A.L. Gurson, Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth-I. Yield criteria and flow rules for porous ductile media, *Journal of engineering materials and technology*, 1977, 99, p. 2-15
- [73] A.L. Gurson, Porous rigid-plastic materials containing rigid inclusions-yield function, plastic potential, and void nucleation, in : *Fracture 1977*, international conference of fracture, ed. D.M.R. Taplin, 1977, 2A, p. 357-364
- [74] A. Needleman, J.R. Rice, Limits to ductility set by plastic flow localization, in : *Mechanics of sheet metal forming*, ed. D.P. Koistinen et al., 1978, Plenum, p. 237-267
- [75]: V. Tvergaard, Material failure by void coalescence in localized shear bands, *International journal of solids and structures*, 1982, 18, p. 659-672
- [76] V. Tvergaard, A. Needleman, Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar, *Acta metallurgica*, 1984, 32, p. 157-169
- [77] A.L. Gurson, Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth-I. Yield criteria and flow rules for porous ductile media, *Journal of engineering materials and technology*, 1977, 99, p. 2-15
- [78] V. Tvergaard, Influence of void nucleation on ductile shear fracture at a free surface, *Journal of the mechanics and physics of solids*, 1982, 30, p. 399-425
- [79] J.B. Leblond, G. Perrin, J. Devaux, An improved Gurson-type model for hardenable ductile metals, *European journal of mechanics A./solids*, 1995, 14, p. 499-527
- [80] V. Tvergaard, Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions, *International journal of fracture*, 1981, 17, p. 389-407
- [81] V. Tvergaard, On localization in ductile materials containing spherical voids, *International journal of fracture*, 1982, 18, p. 237-252
- [82] 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 la transition, Thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2001
- [83] Z. Zhang, H. Hauge, On the Gurson micro-mechanical parameters. In Panotin, T. and Shepard, S., editors, in *Fatigue and Fracture mechanics: twenty-ninth volume*, p. 364- 383. ASTM STP 1332
- [84] Bridgman -1944. P.W, Bridgman, The stress distribution at the neck of a tension specimen, *Transactions ASM*, 1944, 32, p. 553-574.

- [85] 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.
- [86] 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.
- [87] K. EL-Ahmar, M. Benguadiab "The influence of the growth cavity on damage of welded steel" *Int. J Advanced Manufacturing Technology* Vol 82 number 9-12 2016.
- [88] K. EL-Ahmar et al. « modeling the damage of welded steel, using the GTN model » *Materials Engineering-Materialové Inzinierstvo*, Volume 21 Issue 4 (2014) P142-152
- [89] J. Koplik, A. Needleman. Void growth and coalescence in porous plastic solids. *Int. J. Solid. Struct.*, 24, 835-853, 1988.
- [90] R. Becker, R.E. Smelser, O. Richmond, E.J. Appleby. The effect of void shape on void growth and ductility in axisymmetric tension tests. *Metall. Mater. Trans. A*, 20, 853-861, 1989.
- [91] W. Brocks, D.Z. Sun, A. Honig. Verification of the transferability of micromechanical models parameters by cell model calculations with visco-plastic materials. *Int. J. Plast.*, 11, 971-989, 1995.
- [92] A. Benzerga, J. Besson, A. Pineau. Coalescence-controlled anisotropic ductile fracture. *J. Eng. Mater. techno.*, 12, 221-229, 1999.
- [93] M. Gologanu, J.B. Leblond, J. Devaux. Recent extensions of gurson's model for porous ductile metals. *CISM lectures series*, springer, New-york, 61-130, 1997.
- [94] R.C. Lin, D. Steglich, W. Brocks, J. Betten. Performing RVE calculations under constant stress triaxiality for monotonous and cyclic loading. *Int. J. Num. Mech. Eng.*, 66, 1331-1360, 2006.
- [95] T. Pardoen, J.W. Hutchinson. An extended model for void growth and coalescence. *J. Mech. Phys. Solid.*, 48, 2467–2512, 2000.
- [96] G. Perrin. Contribution à l'étude théorique et numérique de la rupture ductile des métaux. *Thèse*, Ecole polytechnique, Palaiseau, 1992.
- [97] K. Siruguet, J.B. Leblond. Effect of void locking by inclusions upon the plastic behavior of porous ductile solids I: theoretical modeling and numerical study of void growth. *Int. J. Plast.*, 20, 225-254, 2004.
- [98] D.Z. Sun, A. Honig. Micromechanics of coalescence in ductile fracture. *Int. J. Plast.*, 99, 2-15, 1996.