

École doctorale n° 432: Sciences des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité “ Mécanique – Matériaux ”

présentée et soutenue publiquement par

Mohamed ACHOURI

le 06 décembre 2012

**Caractérisation expérimentale et contribution à la modélisation numérique
de l'endommagement en cisaillement des aciers HLE.**

Applications au procédé de poinçonnage.

Directeur de thèse : **Philippe DAL SANTO**
Co-encadrement de la thèse : **Guenael GERMAIN**

Jury

M. René BILLARDON, Professeur, LMT, Ecole Normale Supérieure de Cachan
Mme. Anne-Marie HABRAKEN, Directrice de recherches FNRS, Université de Liège
M. Jean Louis BATOZ, Professeur, Université Technologique de Compiègne
M. Philippe DAL SANTO, HDR, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech d'Angers
M. Arnaud DELAMEZIERE, Maître Assistant, LEMTA, Institut Supérieur d'Ingénierie de la Conception
Mme. Véronique FAVIER, Professeur, PIMM, Arts et Métiers ParisTech de Paris
M. Guenael GERMAIN, Maître de Conférences, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech d'Angers
M. Ali ZGHAL, Professeur, UMSSDT, Ecole Nationale Supérieure d'Ingénieurs de Tunis
M. Jean Lou LEBRUN, Directeur de recherche, Ecole Spéciale des Travaux Publics
M. Hervé VIMOND, Ingénieur, DEVILLE ASC Partenaire Industriel

Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur
Invité
Invité

**T
H
È
S
E**

Je dédie ce modeste travail à :

Mon très cher père et à ma très chère mère qui ont sans cesse cru en moi et à qui je dois tout ;

Mon très cher frère et ma très chère sœur qui m'ont toujours soutenu ;

Ma chère fiancée qui m'a encouragée durant la dernière année de la thèse ;

La mémoire de mes grands-parents et de mon oncle ;

Toute la famille ;

Tous mes ami(e)s ;

Remerciement

Ce travail de thèse a été effectué dans le cadre d'un contrat CIFRE accordé par l'Agence Nationale de la Recherche et de la Technologie. Ce contrat a été conclu en collaboration avec l'entreprise DEVILLÉ ASC et le Laboratoire des Arts et Métiers ParisTech d'Angers.

Je tiens, dans un premier temps, à remercier Mr Antoine DEVILLE, président du directoire de l'entreprise DEVILLE ASC de m'avoir accueilli dans son équipe pour mener à bien ce travail. Je remercie également Mr Laurent GUILLAUMAT, actuel directeur du centre des Arts et Métiers ParisTech d'Angers.

Dans un second temps, je remercie Mr Jean-Louis BATOZ d'avoir bien voulu présider mon jury de thèse, Mr René BILLARDON et Mme Anne-Marie HABRAKEN d'avoir accepté d'être rapporteurs sur ce travail. Je remercie également Mrs Ali ZGHAL et Arnaud DELAMEZIERE, ainsi que Mme Véronique FAVIER d'avoir bien voulu être examinateur dans mon jury.

Je remercie tout particulièrement Mr Philippe DAL SANTO pour avoir dirigé ces travaux, ainsi que Mr Guenael GERMAIN pour les avoir codirigés. J'exprime ici toute ma gratitude à Mme Delphine SAIDANE pour avoir encadré ces travaux pour l'entreprise DEVILLE ASC.

J'ai été très sensible, pendant ces trois ans, au suivi qu'ont pu effectuer Mr Hervé VIMOND, Directeur Qualité de l'entreprise DEVILLE ASC.

Je suis très reconnaissant envers Frank MOREL directeur du laboratoire « LAMPA » et envers Mrs Jean-Lou LEBRUN, Alain POTIRON, Serge BOUDE, Amine AMMAR et Abdelhak AMBARI, professeurs à l'ENSAM d'Angers pour l'aide et le soutien qu'ils m'ont apporté lors de mes travaux. Un grand merci à Mme Anne MOREL pour son encouragement.

Un grand merci à toute l'équipe de l'ENSAM d'Angers : Tarek, Imade, Anis, Walid, Raphael, Yassine, Etienne, Charle, Danny, Camille, Cyril, Benjamin, Aude, Eliane, Moez, Wadii, Benjamin, Foued, Jihed, Wael, Benjamin, Yian, Sawsen, Svetlana,... qui m'ont soutenu, encouragé pendant trois ans.

Je n'oublie pas de remercier l'ensemble des techniciens de l'ENSAM : Daniel, Michel, Claude, Jérôme...ainsi que les techniciens de l'entreprise DEVILLE ASC, particulièrement, Julien et Philippe.

Je remercie, de plus, Mme Elsa LEMOINE-TROTESEIL et Mme Béatrice FERAMUS pour s'être occupé du coté administratif à l'entreprise.

Table des matières

TABLES D'INDEX	9
INTRODUCTION.....	14
• CONTEXTE INDUSTRIEL.....	14
- <i>Problématique générale</i>	14
- <i>Mode d'obtention des tôles</i>	14
- <i>Produit d'étude-Procédés de fabrication</i>	15
- <i>Travaux précédents</i>	16
• PROBLEMATIQUE DE LA PRESENTE ETUDE	17
I - ÉTAT DE L'ART	21
I.1 - ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LE PROCEDE DE DECOUPAGE	21
I.1.1 - <i>Historique des études en découpage</i>	21
I.1.2 - <i>Synthèse des travaux expérimentaux</i>	22
I.1.3 - <i>Modèles analytiques en découpage</i>	28
I.1.4 - <i>Simulation numérique de découpage</i>	35
I.1.5 - <i>Conclusion</i>	39
I.2 - ENDOMMAGEMENT ET RUPTURE DUCTILE.....	40
I.2.1 - <i>Introduction et motivation</i>	40
I.2.2 - <i>Notions préliminaires</i>	43
I.2.3 - <i>Modèles constitutifs pour la rupture ductile</i>	46
I.3 - CONCLUSION :	52
II - CARACTERISATION EXPERIMENTALE DU MATERIAU	55
II.1 - CARACTERISATION MICROGRAPHIQUE.....	55
II.1.1 - <i>Présentation du matériau</i>	55
II.1.2 - <i>Microstructure du matériau</i>	55
II.1.3 - <i>Etude des inclusions</i>	56
II.1.4 - <i>Essais In-situ</i>	58
II.2 - ESSAIS MACROSCOPIQUES	64
II.2.1 - <i>Essais de traction</i>	64
II.2.2 - <i>Essais de cisaillement</i>	68
II.2.3 - <i>Analyses fractographiques des surfaces de rupture</i>	69
II.3 - CONCLUSION	74
III - MODELISATION NUMERIQUE PAR ELEMENTS FINIS.....	76
III.1 - IMPLEMENTATION DU MODELE DE GURSON MODIFIE EN CISAILLEMENT	76
III.1.1 - <i>Procédure d'intégration numérique</i>	76
III.1.2 - <i>Validation de la procédure sur des éléments simples</i>	79
III.2 - IDENTIFICATION DES PARAMETRES DU MODELE DE GURSON MODIFIE EN CISAILLEMENT	83
III.2.1 - <i>Mise en place de la simulation numérique</i>	84
III.2.2 - <i>Identification des paramètres matériau</i>	85
III.2.3 - <i>Comparaison entre les prédictions du modèle et les essais expérimentaux</i>	91
III.3 - CARACTERISATION DE L'ETAT DE CONTRAINTE	95
III.4 - CONCLUSION	98
IV - CARACTERISATION EXPERIMENTALE ET NUMERIQUE DU PROCEDE DE POINÇONNAGE	100

IV.1 - ETUDE EXPERIMENTALE	100
IV.1.1 - Outillage et conditions opératoires	100
IV.1.2 - Principe de caractérisation du profil de découpage	101
IV.2 - MODELE ELEMENTS FINIS	103
IV.2.1 - Conditions numériques	103
IV.2.2 - Critère d'initiation de rupture ductile	103
IV.3 - RESULTATS ET DISCUSSION	104
IV.3.1 - Résultats expérimentaux	104
IV.3.2 - Analyses des courbes effort/pénétration	107
IV.3.3 - Influence du jeu poinçon-matrice	110
IV.3.4 - Prédiction des champs de déformation, de contrainte et d'endommagement	116
IV.4 - CONCLUSION	124
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	126
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	127
BIBLIOGRAPHIE.....	129
A- ANNEXE 1 : MICROGRAPHIE.....	139
B- ANNEXE 2: LINEARISATION DES EQUATIONS ALGEBRIQUES	140
C- ANNEXE 3: OUTILS DE POINÇONNAGE	144

Tables d'index

Index des figures :

FIGURE 1 : EXEMPLES DES PIÈCES FABRIQUÉES PAR L'ENTREPRISE DEVILLE ASC : (A) ATTACHE DE CEINTURE DE SECURITE, (B) BOITIER D'AIRBAG	14
FIGURE 2: ÉTAPES DU PROCESSUS DE MISE EN FORME DE LA PIÈCE.....	15
FIGURE 3 : METHODOLOGIE DE L'ÉTUDE	18
FIGURE I-1 : PRINCIPE DU PROCÉDE DE DECOUPE A LA CISAILLE	22
FIGURE I-2 : PRINCIPE DU PROCÉDE DE POINÇONNAGE	22
FIGURE I-3 : EXEMPLE DE COURBE EFFORT-DEPLACEMENT DE POINÇON EN DECOUPAGE	23
FIGURE I-4 : CARACTERISATION DU PROFIL D'UNE PIÈCE DECOUPEE [29].....	24
FIGURE I-5 : PARAMETRES GEOMETRIQUES CARACTERISTIQUES DU DECOUPAGE	25
FIGURE I-6 : COURBES DE TRACTION SUR BANDE: COMPARAISON DES RUPTURES DES BANDES CISAILLEES ET FRAISEES, NUANCE B64 [41].....	27
FIGURE I-7 : OBSERVATIONS A LA BINOCULAIRE ET AU MICROSCOPE OPTIQUE DES BORDS D'UNE BANDE CISAILLEE, APRES TRACTION [41].....	28
FIGURE I-8 : PRESENTATION DES FISSURATIONS DES EPROUVETTES PLIEES POUR UN RAYON DE MATRICE	28
FIGURE I-9 : GEOMETRIE DU MODELE DE CISAILLEMENT HOMOGENE [10].....	30
FIGURE I-10 : GEOMETRIE DU CANAL DE DEFORMATION DEFINI PAR ZHOU ET WIERZBICKI [43].....	31
FIGURE I-11 : ELEMENT REPRESENTATIF DU MODELE DE ZHOU ET WIERZBICKI [43].	32
FIGURE I-12 : GEOMETRIE DU MODELE PROPOSE PAR W. KLINGENBERG [42].....	35
FIGURE I-13 : COMPARAISON DES COURBES D'EFFORT SANS ET AVEC REMAILLAGE [23]	36
FIGURE I-14 : COMPARAISON DE LA LOCALISATION DE L'ENDOMMAGEMENT SELON : (A) LEMAITRE ET (B) GURSON [16]	38
FIGURE I-15 : COMPARAISON DES COURBES EFFORT/DEPLACEMENT NUMERIQUES AVEC LA COURBE EXPERIMENTALE [16]	38
FIGURE I-16 : REPRESENTATION SCHEMATIQUE DE : (A) ELONGATION ET (B) CROISSANCE DE CAVITE SPHERIQUE [65].....	42
FIGURE I-17 : (A) REPRESENTATION SCHEMATIQUE DE VECTEUR DE CONTRAINTE OB DANS L'ESPACE DES CONTRAINTES PRINCIPALES ET (B) DEFINITION DE L'ANGLE DE LODE DANS LE PLAN DEVIATORIQUE (π) [99]	44
FIGURE I-18 : COMPORTEMENT DES MATERIAUX DUCTILES DANS L'ESPACE DE RUPTURE TRIDIMENSIONNEL : (A) MATERIAU AVEC FORTE DEPENDANCE DE LA PRESSION HYDROSTATIQUE ET DE L'ANGLE DE LODE, ALLIAGE D'ALUMINIUM ET (B) MATERIAU AVEC FAIBLE DEPENDANCE, L'ACIER 1045 [99].....	45
FIGURE I-19 : REPRESENTATION DE L'ETAT INITIAL DE CONTRAINTE DANS L'ESPACE DE TRIAXIALITE DE CONTRAINTE EN FONCTION DE L'ANGLE DE LODE [89].....	46
FIGURE II-1 : TROIS PLANS ORTHOGONAUX DES ECHANTILLONS PREPARES POUR LA CARACTERISATION MICROSTRUCTURALE	55
FIGURE II-2 : MICROSTRUCTURE DU S500MC SUR LE PLAN LT : (A) PAR MICROSCOPE OPTIQUE ET (B) PAR MEB.....	56
FIGURE II-3 : EXEMPLE D'IMAGE ANALYSEE POUR DETERMINER LA FRACTION SURFACIQUE DES INCLUSIONS.....	57
FIGURE II-4 : GEOMETRIES DES EPROUVETTES <i>IN-SITU</i> : (A) TRACTION ET (B) CISAILLEMENT	58
FIGURE II-5 : EVOLUTION DE LA ZONE DE STRICTION LORS DE LA TRACTION <i>IN-SITU</i> : (A) JUSTE AVANT LA STRICTION, (B) DEBUT DE STRICTION, (C) JUSTE AVANT LA RUPTURE ET (D) APRES LA RUPTURE	60
FIGURE II-6 : EVOLUTION D'UNE CAVITE AUTOUR D'UNE INCLUSION DURANT UN ESSAI DE TRACTION <i>IN-SITU</i>	60
FIGURE II-7 : EVOLUTION DE LA ZONE DE CISAILLEMENT JUSQU'A LA RUPTURE.....	61
FIGURE II-8 : EVOLUTION DE LA MATRICE DURANT LE CISAILLEMENT <i>IN-SITU</i>	62
FIGURE II-9 : EVOLUTION DES MECANISMES DE NUCLEATION ET D'ELONGATION DES CAVITES EN FONCTION DE LA DEFORMATION DE LA ZONE CISAILLEE: (A) POSITIONNEMENT DES INCLUSIONS ETUDIEES, (B) NUCLEATION PAR DECOHESION SUR LA LIGNE 1, (C) NUCLEATION PAR DECOHESION ET FRAGMENTATION SUR LA LIGNE 1 ET (D) NUCLEATION PAR FRAGMENTATION SUR LA LIGNE 2	63

FIGURE II-10 : SCHEMA DU PROCESSUS PHYSIQUE D'ENDOMMAGEMENT DUCTILE OBSERVE EN TRACTION ET EN CISAILEMENT	64
FIGURE II-11 : EXEMPLE DE MONTAGE D'UNE EPROUVETTE ENTAILLEE SUR LA MACHINE DE TRACTION	65
FIGURE II-12 : GEOMETRIE DES EPROUVETTES DE TRACTION : (A) EPROUVETTE LISSE, (B) EPROUVETTE ENTAILLEE (R=2MM), (B) EPROUVETTE ENTAILLEE (R=5MM), (C) EPROUVETTE ENTAILLEE (R=10MM) ET (D) EPROUVETTE ENTAILLEE (R=20MM)	65
FIGURE II-13 : COURBES CONTRAINTE/DEFORMATION CONVENTIONNELLES DES ESSAIS DE TRACTION LISSE	66
FIGURE II-14 : COURBES EFFORTS/DEPLACEMENTS DES ESSAIS DE TRACTION SUR LES EPROUVETTES ENTAILLEES	67
FIGURE II-15 : EPROUVETTE DE CISAILEMENT: (A) FORME ET DIMENSIONS DE L'EPROUVETTE ET (B) MONTAGE DE L'EPROUVETTE SUR LA MACHINE DE TRACTION	68
FIGURE II-16 : COURBES EFFORTS/DEPLACEMENT DES ESSAIS DE CISAILEMENT	69
FIGURE II-17 : ASPECTS MACROSCOPIQUES DE LA RUPTURE PAR LA BINOCULAIRE: (A) TRACTION LISSE, (B) TRACTION (R=20MM), (C) TRACTION (R=10MM), (D) TRACTION (R=5MM), (E) TRACTION (R=2MM)	70
FIGURE II-18 : FRACTOGRAPHIE DE RUPTURE DES EPROUVETTES PAR MEB: (A) TRACTION LISSE, (B) TRACTION (R=20MM), (C) TRACTION (R=2MM) ET (D) CISAILEMENT	73
FIGURE III-1 : INTERPRETATION GEOMETRIQUE DE L'ALGORITHME DE RETOUR RADIAL	76
FIGURE III-2 : SCHEMA DE L'IMPLEMENTATION DU MODELE DE GURSON MODIFIE DANS LA VUMAT	79
FIGURE III-3 : ELEMENTS SIMPLES ET LES CONDITIONS AUX LIMITES DE CHARGEMENT : (A) TRACTION UNIAXIALE ET (B) CISAILEMENT SIMPLE	80
FIGURE III-4 : RESULTATS DE L'ESSAI DE TRACTION UNIAXIALE EN FONCTION DE LA DEFORMATION AXIALE : (A) CONTRAINTE AXIALE NORMALISEE ET (B) FRACTION VOLUMIQUE DES CAVITES	81
FIGURE III-5 : RESULTATS POUR L'ESSAI DE CISAILEMENT SIMPLE : (A) LA CONTRAINTE AXIALE NORMALISEE ET (B) LA FRACTION VOLUMIQUE DES CAVITES	83
FIGURE III-6 : MAILLAGES ELEMENTS FINIS POUR CHAQUE TYPE D'ESSAI: (A) TRACTION LISSE, (B) TRACTION ENTAILLEE ET (C) CISAILEMENT	84
FIGURE III-7 : PREDICTION DE L'ECROUISSAGE PAR LA LOI DE LUDWICK	85
FIGURE III-8 : INFLUENCE DE (A) LA DEFORMATION DE NUCLEATION ϵN ET (B) LA FRACTION VOLUMIQUE DES CAVITES NUCLEES F_N SUR LA PREDICTION DE LA COURBE EFFORT/DEPLACEMENT DE L'ESSAI DE TRACTION ENTAILLEE (R=20MM)	86
FIGURE III-9 : EVOLUTION DE (A) Q_1 ET (B) Q_2 EN FONCTION DE LA TRIAXIALITE DE CONTRAINTE ET DE LA FRACTION INITIALE DES CAVITES [81]	87
FIGURE III-10 : INFLUENCE DES PARAMETRES Q_1 ET Q_2 SUR LA PREDICTION DE LA COURBE EFFORT/DEPLACEMENT DE L'ESSAI DE CISAILEMENT	88
FIGURE III-11 : INFLUENCE DE (A) LA FRACTION VOLUMIQUE CRITIQUE DES CAVITES F_c ET (B) LA FRACTION VOLUMIQUE FINALE F_f SUR LA PREDICTION DE LA COURBE DE TRACTION AVEC UNE EPROUVETTE ENTAILLEE R=20MM	89
FIGURE III-12 : INFLUENCE DE PARAMETRES D'ENDOMMAGEMENT EN CISAILEMENT K_w SUR LA PREDICTION DE LA COURBE EFFORT/DEPLACEMENT DE L'ESSAI DE CISAILEMENT	90
FIGURE III-13 : INFLUENCE DES COEFFICIENTS DE PONDERATION H_1 ET H_2 SUR LA PREDICTION DE DEPLACEMENT A LA RUPTURE DE L'EPROUVETTE DE TRACTION ENTAILLEE (R=20MM)	91
FIGURE III-14 : COMPARAISON ENTRE LES COURBES SIMULEES PAR LE MODELE DE GURSON MODIFIE EN CISAILEMENT ET LES COURBES EXPERIMENTALES: (A) EPROUVETTE ENTAILLEE (R=20MM), (B) EPROUVETTE ENTAILLEE (R=10MM), (C) EPROUVETTE ENTAILLEE (R=5MM), (D) EPROUVETTE ENTAILLEE (R=2MM) ET	94
FIGURE III-15 : COMPARAISON ENTRE LES DEPLACEMENTS A LA RUPTURE PREDITS PAR LA SIMULATION NUMERIQUE AVEC CEUX DES ESSAIS EXPERIMENTAUX	94
FIGURE III-16 : CONTOURS DE LA DEFORMATION PLASTIQUE EQUIVALENTE (SDV15) ET DE L'ENDOMMAGEMENT (SDV13) AU CENTRE DE L'EPROUVETTE ENTAILLEE AVEC R=20MM : JUSTE AVANT LA RUPTURE (A ET B) ET A L'AMORÇAGE DE LA RUPTURE (B ET D)	96

FIGURE III-17 : CONTOURS DE LA DEFORMATION PLASTIQUE EQUIVALENTE (SDV15) ET DE L'ENDOMMAGEMENT (SDV13) DANS LA ZONE CISAILLEE DE L'EPROUVETTE DE CISAILLEMENT : A L'AMORÇAGE DE LA RUPTURE (A ET B) ET APRES LA RUPTURE COMPLETE (B ET D).....	97
FIGURE III-18 : EVOLUTION DE LA DEFORMATION PLASTIQUE EQUIVALENTE A LA RUPTURE EN FONCTION DE LA TRIAXIALITE DE CONTRAINTE.....	97
FIGURE IV-1 : REPRESENTATION SCHEMATIQUE DE LA PRESSE ET LE MONTAGE DE POINÇONNAGE	100
FIGURE IV-2 : PREPARATION DES ECHANTILLONS POUR LES ANALYSES MICROSCOPIQUES	101
FIGURE IV-3 : PROFIL EXPERIMENTAL D'UNE PIECE DECOUPEE OBTENU PAR MEB DANS LA ZONE 1	102
FIGURE IV-4 : FACIES DU BORD DECOUPE OBTENU PAR MICROSCOPE BINOCULAIRE : (A) DANS LA ZONE 2, (B) DANS LA ZONE 1	102
FIGURE IV-5 : CONDITIONS GEOMETRIQUES DU PROCEDE DE POINÇONNAGE AVEC LE MAILLAGE AXISYMETRIQUE	103
FIGURE IV-6 : PROCESSUS DE CREATION D'UNE FISSURE MACROSCOPIQUE EN FONCTION DE LA PENETRATION DU POINÇON : (A) 12%, (B) 18%, (C) 26.5% ET (D) 27.5%.....	105
FIGURE IV-7 : MECANISMES MICROSCOPIQUES DE CREATION DE FISSURE(S) A 26.5% DE PENETRATION DU POINÇON ...	106
FIGURE IV-8 : PROFIL DE LA MICRO-DURETE A PROXIMITE DU BORD DECOUPE DE LA ZONE CISAILLEE	107
FIGURE IV-9 : EXEMPLE DE CORRECTION DE LA COURBE EFFORT / PENETRATION DU POINÇON	108
FIGURE IV-10 : REPRESENTATION SCHEMATIQUE DE L'EVOLUTION DE LA COURBE EFFORT/PENETRATION DU POINÇON..	109
FIGURE IV-11 : PREDICTION DE LA COURBE EFFORT/PENETRATION : (A) J=7%, (B) J=13%, (C) J=17% ET (D) J=31% .	110
FIGURE IV-12 : EFFET DU JEU POINÇON-MATRICE SUR L'EVOLUTION DE L'EFFORT MAXIMAL DE POINÇONNAGE.....	111
FIGURE IV-13 : EFFET DU JEU POINÇON-MATRICE SUR LA PENETRATION ASSOCIEE A L'AMORÇAGE DE RUPTURE.	112
FIGURE IV-14 : PROFILS NUMERIQUES OBTENUS APRES RUPTURE : (A) J=13% (GURSON MODIFIE), (B) J=13% (CRITERE D'INITIATION DE RUPTURE), (C) J=31% (GURSON MODIFIE).....	113
FIGURE IV-15 : EVOLUTION DU PROFIL DECOUPE EN FONCTION DU JEU POINÇON-MATRICE : (A) ZONE BOMBEE, (B) ZONE CISAILLEE, (C) ZONE DE RUPTURE, (D) ZONE DE BAVURE ET (E) ANGLE DE RUPTURE	116
FIGURE IV-16 : EVOLUTION DE DEFORMATION PLASTIQUE EQUIVALENTE DANS LA REGION LA PLUS AFFECTEE DE LA ZONE CISAILLEE.....	119
FIGURE IV-17 : DISTRIBUTION DE L'ENDOMMAGEMENT POUR DIFFERENTS STADES DE PENETRATION DU POINÇON (J=13%) : (A) GTN, (B) GURSON MODIFIE ET (C) CRITERE D'INITIATION DE RUPTURE	122
FIGURE IV-18 : EVOLUTION DE LA FRACTION VOLUMIQUE DES CAVITES DANS TROIS ELEMENTS DE LA ZONE DE CISAILLEMENT OBTENUE PAR LE MODELE DE GURSON MODIFIE POUR LA CONDITION J=13%	123
FIGURE IV-19 : EVOLUTION DE LA FRACTION VOLUMIQUE DES CAVITES A L'INITIATION DE RUPTURE POUR J=13%.....	123
FIGURE IV-20 : EVOLUTION DE L'INDICATEUR D'ENDOMMAGEMENT W DANS TROIS ELEMENTS DE LA ZONE DE CISAILLEMENT OBTENUE PAR LE CRITERE D'INITIATION DE RUPTURE POUR LA CONDITION J=13%	124
FIGURE A-1 : EXEMPLES DES INCLUSIONS TROUVEES DANS LE MATERIAU : (A) OXYDE (FeO), (B) OXYDE COMPOSE (MgO- Al_2O_3), (C) SULFURE COMPOSE (FeS-CAS) ET (D) OXYSULFURE (Al_2O_3 -CAS)	139
FIGURE A-2 : ENDOMMAGEMENT DE LA MATRICE DURANT L'ESSAI DE TRACTION <i>IN-SITU</i> (A 75% DE DEPLACEMENT A LA RUPTURE).....	139
FIGURE C-1 : PRESSE UTILISEE DANS LES ESSAIS DE POINÇONNAGE.....	144
FIGURE C-2 : OUTILS DE POINÇONNAGE : (A) VUE GLOBALE DU DISPOSITIF DE POINÇONNAGE, (B) COMPOSANTS DU BLOC POINÇON, (C) BLOC MATRICE ET (D) ECHANTILLON D'ESSAI	145

Index des tableaux :

TABEAU II-1 : COMPOSITION CHIMIQUE DE L'ACIER HLE-S500MC.....	55
TABEAU II-2 : FRACTION VOLUMIQUE DES INCLUSIONS SELON LES TROIS PLANS	58
TABEAU II-3 : PROPRIETES MECANIQUES DU MATERIAU.....	66
TABEAU II-4 : PROPRIETES DES ESSAIS DE TRACTION ENTAILLEE	67
TABEAU III-1 : PARAMETRES DU MODELE DU GURSON MODIFIE EN CISAILLEMENT	91

TABLEAU III-2 : PRINCIPAUX VALEURS DES INDICATEURS ESTIMATIFS D'ENDOMMAGEMENT DUCTILE DES DIFFERENTS ESSAIS	95
TABLEAU IV-1 : JEUX UTILISES LORS DE POINÇONNAGE	101
TABLEAU IV-2 : ERREURS DE PREDICTION DE PENETRATION (EN %) ASSOCIEE A L'AMORÇAGE DE RUPTURE.....	112
TABLEAU IV-3 : ÉVOLUTION DE LA TRIAXIALITE DE CONTRAINTE EN FONCTION DE LA PENETRATION DU POINÇON POUR LES DIFFERENTS JEUX.....	118
TABLEAU IV-4 : ÉVOLUTION DU CHAMP DE DEFORMATION PLASTIQUE EQUIVALENTE EN FONCTION DE LA PENETRATION DU POINÇON POUR LES DIFFERENTS JEUX	120

Introduction

Introduction

- **Contexte industriel**

- **Problématique générale**

Depuis plusieurs années, la sécurité des personnes est l'un des thèmes majeurs de l'industrie automobile. Les contraintes sur les dispositifs de protection des automobilistes, sont de plus exigeantes en termes de qualité et de fiabilité. Le contexte de développement durable incite à alléger les structures et à simplifier tous les composants tout en préservant, voire améliorant leurs performances. L'environnement fortement concurrentiel du secteur des transports impose également une maîtrise très stricte des coûts.

La société DEVILLE ASC située à Baugé (49) développe un secteur d'activité dans la fabrication de pièces automobiles dites de sécurité. Elle entretient un partenariat de recherche avec le centre Arts et Métiers ParisTech d'Angers depuis de nombreuses années. Cette collaboration a permis de caractériser le comportement en service de pièces de sécurité telles que les boîtiers d'airbag (Figure 1-b) et les ferrures d'ancrage des ceintures de sécurité (Figure 1-a). Les prix de ventes de ces pièces sont figés depuis plusieurs années, en revanche, les exigences de qualité ont considérablement évolué. Les travaux réalisés dans le cadre de cette thèse s'inscrivent directement dans ce partenariat par le biais d'une convention CIFRE entre DEVILLE ASC et l'ANRT.



(a)



(b)

Figure 1 : Exemples des pièces fabriquées par l'entreprise DEVILLE ASC : (a) attache de ceinture de sécurité, (b) boîtier d'airbag

- **Mode d'obtention des tôles**

Le mode d'obtention des tôles en aciers à Haute Limite d'Elasticité (HLE), généralement constitué de plusieurs phases, affecte grandement la microstructure du matériau et influence son comportement en phase de post-production. Les cycles de refroidissement spécifiques à chaque processus et les sollicitations mécaniques auxquelles la tôle est soumise lors de sa production, influencent fortement les gradients d'écroûissage dans l'épaisseur de la tôle.

a - Laminage :

Les tôles HLE sont obtenues, en général, par laminage à chaud, opération durant laquelle elles subissent une réduction d'épaisseur qui a pour effet d'induire un durcissement important du matériau lié à l'évolution de la microstructure cristalline des grains et qui se caractérise notamment sur l'évolution des orientations cristallographiques des grains qui influent sur l'anisotropie plastique.

b - Bobinage :

Le bobinage des métaux en feuille qui facilite leur stockage et leur livraison a également une influence sur leur comportement résiduel. Du fait des effets dus à la flexion lors de l'enroulement, le niveau de contraintes résiduelles dans la tôle évolue en fonction du rayon de bobinage. Ce qui induit une hétérogénéité du comportement mécanique de la tôle lors de la mise en bande et nécessite une opération préliminaire de redressage.

c - Redressage :

Avant toute production (découpage, pliage, estampage...) la bobine est obligatoirement déroulée et redressée. Ce procédé largement utilisé dans l'industrie consiste à soumettre la tôle à des séquences de flexion alternées qui dépendent de la position relative des rouleaux du redresseur. Cette opération est essentiellement destinée à réduire les défauts de forme. Elle redistribue les contraintes résiduelles et à homogénéiser la distribution des contraintes.

- **Produit d'étude-Procédés de fabrication**

La fabrication de l'attache de ceinture de sécurité s'effectue en une séquence comportant trois opérations majeures : découpage, rayonnage et pliage. La Figure 2 montre les détails du processus d'obtention.

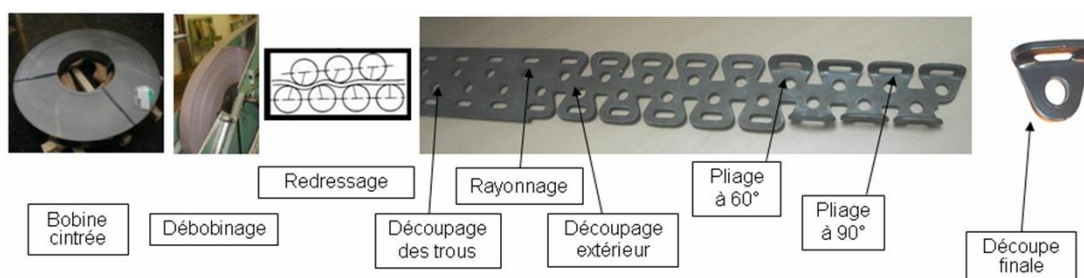


Figure 2: Etapes du processus de mise en forme de la pièce

- Le procédé de découpage : il consiste à poinçonner les deux trous et à découper le contour extérieur de la pièce.
- Le procédé de rayonnage : cette opération sert à écraser la bavure créée lors de la phase de découpage au niveau des trous.
- Le procédé de pliage : cette opération s'effectue avec tombé de bord au niveau du trou oblong pour obtenir un angle de 90°.

L'enchaînement des opérations de mise en forme à froid provoque le cumul des effets d'érouissage et d'endommagement dans le matériau. La tenue mécanique de

la pièce obtenue dépend des « évolutions » de ces deux caractéristiques au cours des différentes phases d'élaboration.

L'objectif global de ces travaux, est de mettre à disposition du partenaire industriel des protocoles de caractérisations numériques et expérimentales des différents procédés de mise en forme de l'attache de ceinture. Il pourra ainsi mettre en place des stratégies d'optimisation du produit en tenant compte de sa tenue mécanique à l'usage et des contraintes induites par sa mise en forme.

- **Travaux précédents**

Depuis 1990, le centre Arts et Métiers ParisTech d'Angers a engagé des travaux de recherche en étroite collaboration avec la société DEVILLE ASC. Ces travaux ont contribué à une meilleure compréhension scientifique des phénomènes mis en jeu lors des procédés de fabrications des pièces de sécurité automobiles telle que l'attache de ceinture. Au cours de ces dernières années, quatre thèses ont été réalisées en collaboration avec DEVILLE ASC et portent sur les thématiques suivantes :

- Etude expérimentale, numérique et théorique du découpage des tôles en vue d'optimisation du procédé [1]: R. Hambli a étudié le procédé de découpage et a mis en place des protocoles de simulation en utilisant différents critères de rupture. Il a comparé les approches couplées et découplées des modèles d'endommagement, mais la prédiction de la rupture n'a pas été développée. Une analyse de sensibilité des paramètres technologiques du procédé a été présentée afin d'optimiser les gammes de fabrication et les processus de réglage.
- Expérimentation et simulation du pliage de tôles H.L.E. : prévision du comportement en service des pièces pliées [2]: A. Mkaddem a proposé une étude expérimentale des opérations de pliage et de dépliage en analysant l'influence des paramètres du procédé de pliage sur l'état final des pièces. La simulation numérique de l'enchaînement des deux étapes (pliage et dépliage), en utilisant des lois de comportement élasto-plastiques couplées avec les modèles d'endommagement de Lemaitre ou de Gurson, a été réalisée. L'objectif était de vérifier l'évolution du dommage et des champs résiduels afin de prédire la tenue mécanique de la pièce, en tenant compte des contraintes induites par sa mise en forme.
- Optimisation du procédé de pliage sur presses de pièces en tôles à haute limite d'élasticité [3]: R. Bahloul a développé des stratégies d'optimisation du procédé de pliage, en se basant : sur des plans d'expériences ; des représentations approchées par surfaces de réponse et l'utilisation de réseaux de neurones artificiels.
- Caractérisation des procédés de fabrication de pièces de sécurité automobile. Optimisation multi-objectifs de la mise en forme [4]: E. Gildemyn a mis en place une chaîne numérique intégrant : la conception des pièces de sécurité

dans environnement de CAO CATIA ; la simulation sous ABAQUS de l'enchaînement des procédés de mise forme (rayonnage et pliage) ; la validation à l'usage (test de dépliage). Il a proposé une stratégie d'optimisation multicritères en adaptant l'algorithme génétique NSGA-2 à l'espace de variation des paramètres produit-procédé.

- **Problématique de la présente étude**

Afin de prendre en compte, dans les protocoles de simulation numérique, l'ensemble de la chaîne de fabrication de l'attache de ceinture de sécurité automobile, il est primordial de caractériser chaque procédé en tenant compte de ses interactions avec les autres opérations et son positionnement dans la gamme de fabrication. Le procédé de découpage a un impact important sur les états de contraintes résiduelles et l'endommagement dans les zones découpées. Il est fondamental de prendre en compte l'influence de ces champs dans la simulation de l'enchaînement des procédés de la gamme. Afin de contrôler l'évolution de chaque phénomène, et en particulier l'accumulation du dommage durant le cycle de mise en forme, il est indispensable de caractériser individuellement chaque procédé. L'étude du procédé de découpage nécessite une compréhension très précise des mécanismes physiques d'endommagement et la mise en place de modèles pertinents pour prédire la localisation de la rupture.

L'objectif de cette thèse est de réaliser une étude approfondie du découpage à travers une caractérisation expérimentale et numérique du procédé, en se basant sur les approches issues des travaux les plus récents. La mise en œuvre des travaux a respecté la procédure suivante :

- Etude expérimentale: des essais expérimentaux pertinents ont été réalisés pour comprendre les mécanismes physiques mis en jeu et pour caractériser le matériau et son endommagement. Cette étape nécessite non seulement une étude macroscopique par des essais mécaniques, mais aussi des observations et des analyses microscopiques avant et après rupture.
- Modélisation: les modèles mécaniques du matériau adoptés pour décrire l'évolution du dommage doivent permettre de traduire au mieux les phénomènes macroscopiques et microscopiques observés lors des essais expérimentaux tels que : la striction, la croissance des cavités, l'amorçage et la propagation des micros-fissures,... La littérature préconise le plus souvent la mise en place de modèles purement phénoménologiques pour restituer au mieux les comportements observés expérimentalement.
- Identification: cette étape s'effectue plus souvent par des méthodes inverses, intégrant des boucles d'optimisation. Il est alors possible d'obtenir les valeurs des paramètres du modèle qui réalisent une corrélation optimale entre les résultats expérimentaux et ceux issus des simulations numériques.

- Simulation et Validation: le modèle est implémenté dans un code de calcul afin de simuler le comportement de cas tests représentatifs des problématiques industrielles. Les résultats sont comparés aux résultats observés sur site ou sur des démonstrateurs de procédés.

La Figure 3 montre la méthodologie générale adoptée pour étudier les problématiques de caractérisation des procédés de mise en forme.

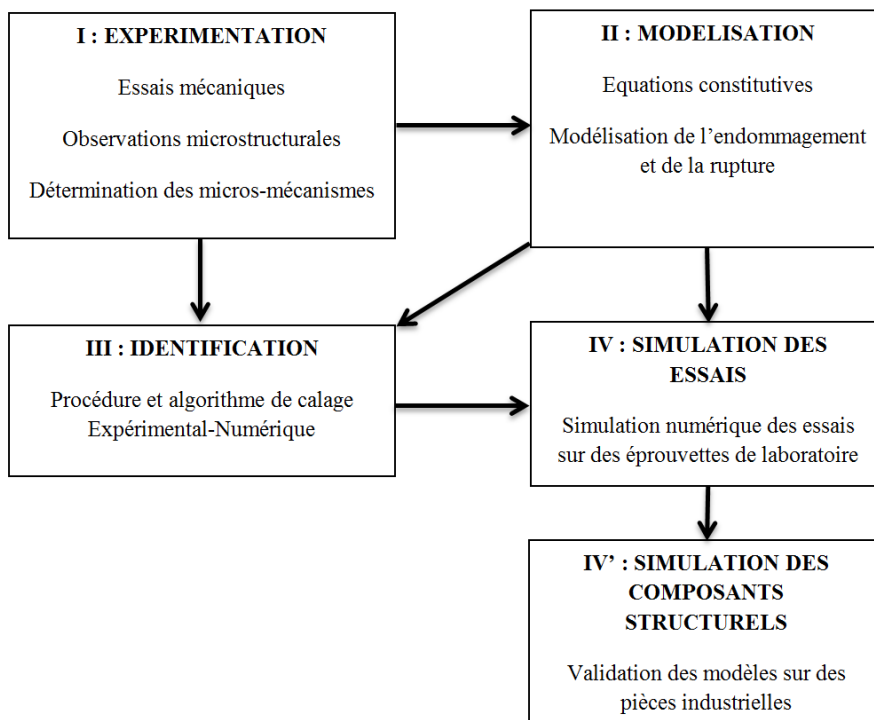


Figure 3 : Méthodologie de l'étude

Le plan général de ce mémoire est organisé en respectant le schéma méthodologique précédent. Il comporte quatre chapitres :

- Chapitre I: Etat de l'art: ce chapitre comporte deux grandes parties. Une première partie présente une étude bibliographique des travaux expérimentaux, théoriques et numériques dans le domaine de la découpe des métaux, puis une deuxième partie est consacrée aux modèles d'endommagement ductiles associés.
- Chapitre II: Caractérisation expérimentale du matériau: la première partie de ce chapitre présente une étude microscopique à travers des analyses par microscope et des essais *in-situ* afin de comprendre les mécanismes physiques et de qualifier le processus d'endommagement en traction et en cisaillement. La deuxième partie de ce chapitre est consacrée aux protocoles

expérimentaux des essais mécaniques de traction et de cisaillement, ainsi que les outils nécessaires pour l'identification des paramètres matériau.

- Chapitre III: Modélisation numérique par éléments finis: un modèle d'endommagement micromécanique de type Gurson modifié en cisaillement est développé. La démarche d'implémentation numérique du modèle dans le code de calcul par éléments finis ABAQUS\Explicit est ensuite présentée. Les paramètres du modèle implémenté sont identifiés à travers les essais mécaniques. L'effet de l'état de contrainte sur la rupture ductile est également étudié dans ce chapitre.
- Chapitre IV : Caractérisation expérimentale et numérique du procédé de poinçonnage: le modèle de Gurson modifié en cisaillement et un critère d'initiation de rupture sont utilisés pour simuler l'opération de poinçonnage des trous cylindriques. L'effet du jeu poinçon-matrice sur la courbe effort-pénétration du poinçon et sur l'aspect du profil découpé est étudié.

Chapitre I:

Etat de l'art

Ce chapitre se décompose en deux grandes parties :

- Partie 1 : une recherche bibliographique sur les principaux travaux qui ont été menés sur la caractérisation expérimentale, analytique et numérique du procédé de découpage.
- Partie 2 : un état de l'art sur les modèles d'endommagement ductile, en particulier pour les chargements en cisaillement, ainsi que sur la sensibilité de la rupture ductile aux états de contrainte.

I - État de l'art

I.1 - Etude bibliographique sur le procédé de découpage

I.1.1 - Historique des études en découpage

Les études scientifiques concernant le domaine du découpage ont commencé à se développer dès la fin de la seconde guerre mondiale. Durant cette période, les chercheurs ont formalisé les connaissances empiriques issues des pratiques industrielles et développé des lois de comportement plus proches des phénomènes physiques observés. Les travaux expérimentaux portent principalement sur l'influence de quelques paramètres géométriques du procédé de découpage tel que le jeu poinçon/matrice et la forme des outillages [5]. Les auteurs s'intéressent essentiellement à la caractérisation de l'effort de découpe ainsi qu'à l'énergie mise en œuvre afin d'optimiser le procédé.

La modélisation théorique du découpage commence à partir des années 60, par le développement des modèles prédictifs [6]. En même temps, les travaux expérimentaux portent sur une bonne compréhension du comportement du matériau au cours de l'opération de découpe [7].

A partir des années 70, des protocoles de simulation numérique des procédés commencent à se développer. En effet, C. Lee et S. Kobayashi traitent le problème d'indentation par la méthode des éléments finis [8]. Cette technique a été ensuite appliquée sur le procédé de découpage. En parallèle, de nouvelles techniques expérimentales ont été appliquées au découpage par W. Dos Santos [9], afin d'identifier les phénomènes liés à la vitesse de déformation et à la localisation de la déformation.

Au cours des années 80, les travaux en découpage s'intéressent principalement à la simulation des mécanismes d'endommagement et de rupture. Les modèles théoriques proposent des traitements plus élaborés de ces mécanismes ([10], [11], [12], [13]).

A partir de 1990, l'évolution des codes de calcul fortement non-linéaires permet de mettre en œuvre des simulations numériques du procédé de découpage intégrant des modèles plus évolués. Par contre, du fait des performances des machines de calcul, la majeure partie des études ne traitent que de problèmes bidimensionnels ([1], [14]).

Les travaux les plus récents portent sur la prise en compte des effets des paramètres procédé/matériau tels que la vitesse de découpe et la température [15], à la modélisation de l'endommagement et de la rupture en découpage ([16], [17], [18], [19], [20], [21]; [22], [23], [24], [25]). Certaines études s'intéressent également à l'influence de l'usure des outillages sur la prédiction de l'effort de découpe et sur le profil découpé ([26], [27]).

I.1.2 - Synthèse des travaux expérimentaux

I.1.2.1 - Principe du procédé de découpage

Le découpage fait partie des procédés les plus couramment utilisés, dans l'industrie, pour la mise en forme des tôles. Il permet en effet d'obtenir des pièces de formes très élaborées en un nombre de passes très réduit. Ceci est particulièrement vrai pour les grandes séries dans les secteurs des transports, des équipements électrique, de la chaudronnerie, ...

Le terme découpe désigne l'enlèvement de la matière par cisaillement. Cette opération s'effectue soit par cisailage (Figure I-1) soit par poinçonnage (Figure I-2).

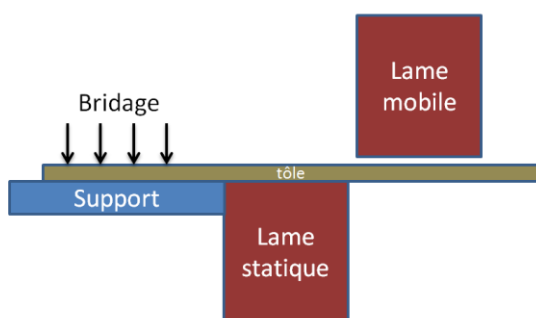


Figure I-1 : Principe du procédé de découpe à la cisaille

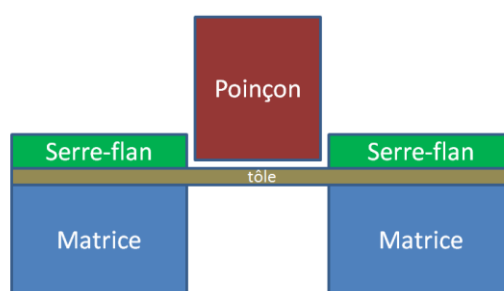


Figure I-2 : Principe du procédé de poinçonnage

Le poinçonnage désigne la découpe de formes plus ou moins complexe dans une tôle (appelée généralement flan, bande, etc.), la partie utile pouvant être soit la bande, soit la chute. L'outillage est composé :

- D'un **poinçon** animé d'un mouvement de translation vertical alternatif afin de permettre la pénétration du poinçon dans la matière puis sa remontée,
- D'une **matrice** qui contient l'empreinte à découper et sur laquelle repose la tôle. L'écrasement de la matière entre l'arête coupante de la matrice et celle du poinçon provoque la concentration de l'effort exercée sur cette zone et par la suite la séparation de la matière.
- D'un **serre-flan** qui assure le maintien de la bande pendant la découpe.

Ces dispositifs de découpage sont installés généralement sur des presses hydrauliques ou mécaniques dimensionnées en fonction des efforts à exercer pour découper une pièce suivant ces paramètres géométriques imposés (épaisseur, forme, matériau, etc.) et des cadences de production à respecter.

I.1.2.2 - Aspects de caractérisation du procédé

La littérature montre que la caractérisation du procédé de découpage s'effectue à partir de deux types d'études : l'évolution de l'effort de découpage et l'analyse du profil du bord découpé.

- **Effort de découpage** : Il est caractérisé par la courbe (effort/pénétration) qui permet de dimensionner la presse. Elle permet également d'identifier les différentes phases de la découpe (Figure I-3). Les travaux de A. Maillard [14], utilisent cette courbe pour décrire les phases de découpe :
 - Phase I (OA): évolution linéaire de l'effort associé à une déformation élastique du matériau.
 - Phase II (AB): déformation plastique non linéaire de la tôle. L'effort maximal correspond à une instabilité plastique analogue à celle rencontrée en traction [10]. Une bande de cisaillement plastique se forme pendant cette phase.
 - Phase III (BC): développement progressif de l'endommagement suite à la déformation plastique. La diminution de l'effort observé est une conséquence de la réduction de l'épaisseur de la bande de cisaillement.
 - Phase IV (CD): amorçage des fissures au niveau des deux arêtes coupantes (poinçon et matrice). Une chute importante de l'effort du poinçon due à la propagation rapide des fissures est constatée.
 - Phase V (DE): expulsion complète de la chute découpée. Elle correspond à l'effort de frottement dû à la poussée de la chute dans la matrice lors de descente du poinçon.

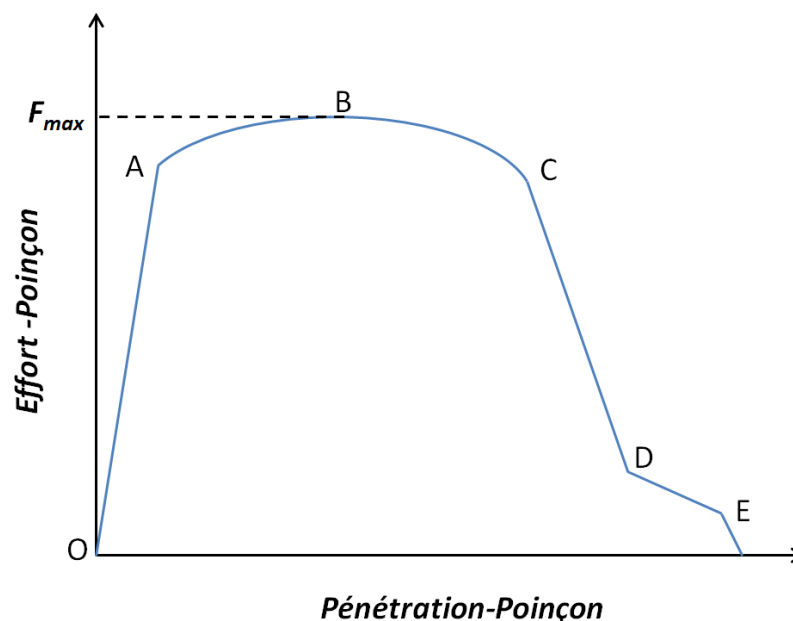


Figure I-3 : Exemple de courbe effort-déplacement du poinçon en découpage

L'aire sous courbe entre 0 et C permet de calculer l'énergie nécessaire pour la découpe du matériau.

- **Qualité de la découpe** : le critère principal pour qualifier le profil d'une pièce découpée réside dans le respect ou non de la géométrie attendue. Il est

possible de relier les différentes zones caractéristiques du profil de découpe au diagramme effort/déplacement ([1], [14]). Quatre zones principales apparaissent sur le profil de la pièce découpée (Figure I-4) :

- La tombée : elle apparaît dans la phase élasto-plastique du matériau. La tombée est liée à la flexion de la tôle sous l'effet du couple engendré entre le poinçon et la matrice. Cette zone correspond aux phases I et II.
- La zone cisailée : elle a l'aspect lisse, consécutive aux déformations plastiques subies par la tôle, on parle ici d'écoulement plastique. Elle se forme dans la zone II et III. Cette zone doit être la plus étendue possible, pour garantir l'intégrité de la géométrie attendue.
- La zone arrachée (ou de rupture): elle correspond à la rupture de la matière. La déformation importante localisée, dans la phase III, provoque l'apparition des micro-fissures qui se propagent rapidement d'un bord à l'autre de la tôle.
- La bavure : elle résulte de la formation de la tombée de découpe en phase I et de l'amorçage de fissures macroscopiques en phase IV [28]. Elle doit être la plus réduite possible.

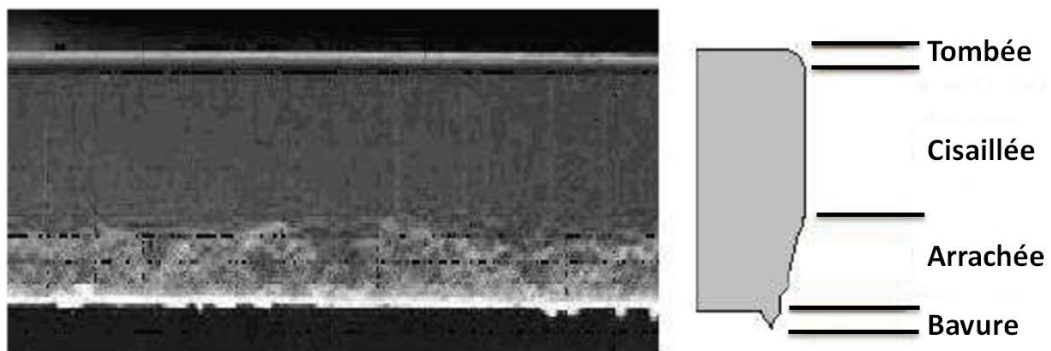


Figure I-4 : Caractérisation du profil d'une pièce découpée [29]

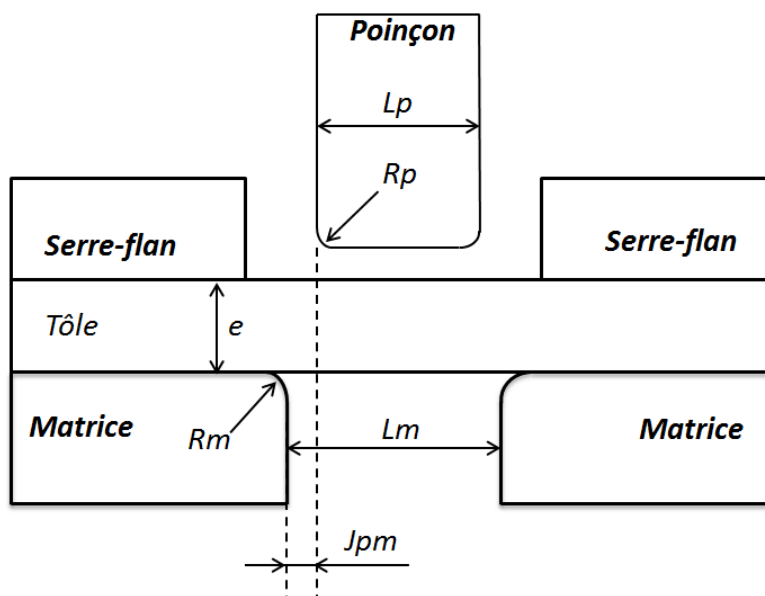
I.1.2.3 - Paramètres du procédé

La compréhension des principaux mécanismes de déformation lors du découpage dépend, non seulement de la caractérisation du comportement du matériau, mais également des effets du couple procédé-matériau en termes de :

- Paramètres géométriques : jeu poinçon-matrice, géométrie et usure des outils.
- Paramètres physiques : taille de grain, vitesse de déformation, dureté, frottement, température.

Paramètres géométriques : La Figure I-5 présente les paramètres géométriques les plus influents sur l'effort et la qualité en phase de découpage.

- Jeu poinçon-matrice: c'est le paramètre le plus significatif du procédé de découpage :
 - Il influence directement la qualité du profil de la pièce découpée :
 - Une diminution du jeu provoque l'augmentation de la zone cisailée et la diminution de la zone arrachée ([28], [30], [18], [18]).
 - Un jeu trop important perturbe le trajet de fissuration [31].
 - Des valeurs de jeu trop faibles pénalisent l'énergie mise en jeu pour la découpe ([32], [30], [33]).
 - Le jeu modifie sensiblement la distribution des contraintes lors de la phase de cisaillement [24].
- Acuité d'arête (valeurs des rayons d'outils): les valeurs des rayons d'outils impactent:
 - La qualité de la découpe : une augmentation des rayons d'outils induit l'augmentation de la taille de bavure ([18], [21]) et la diminution de la rugosité de la zone cisailée [21].
 - L'initiation de rupture : la pénétration du poinçon qui correspond à l'initiation de fissure dans la tôle augmente avec l'augmentation du rayon du poinçon [21].



- L_p : largeur ou diamètre (cas axisymétrique) du poinçon
- L_m : largeur ou diamètre (cas axisymétrique) de la matrice
- J_{pm} : jeu poinçon-matrice
- R_p : rayon de l'arête coupante du poinçon
- R_m : rayon de l'arête coupante de la matrice

Figure I-5 : Paramètres géométriques caractéristiques du découpage

Paramètres physiques :

- Dureté du matériau: R. Balendra et F.W. Travis ont changé la dureté d'un acier HLE par traitements thermiques [34]. Ils ont ensuite réalisé un ensemble d'essais de découpage. Ils ont constaté que l'effort maximal de découpage augmente de façon quasi-linéaire avec l'augmentation de la dureté. L'énergie de découpage de la phase I augmente également. En revanche, la pénétration associée à la rupture diminue. Conformément à ces résultats, C. Wong et M.K. Das distinguent deux modes de rupture en se plaçant dans les deux configurations extrêmes : rupture ductile pour les matériaux à faible dureté et rupture fragile pour les matériaux très durs [35].
- Vitesse de découpage: L'étude de l'influence de la vitesse de découpage a débuté réellement en 1970 [34]. On distingue deux procédés : le découpage statique et le découpage dynamique. En mesurant la dureté correspondant à un essai d'indentation statique (HS) et la dureté correspondant à un essai dynamique (HD), Y.W. Stegman et al. [36] et plus récemment S. Meunier [32] montrent que l'effort maximal de découpage diminue lorsque la vitesse du poinçon augmente. La pénétration à la rupture totale augmente également ce qui se traduit par une hauteur de la zone cisailée plus importante. En effet, la vitesse importante du poinçon force le matériau à se déformer rapidement. Cette variation rapide de déformation plastique conduit à une dissipation thermique plus importante et par conséquent à une augmentation de la température qui provoque un adoucissement du matériau.
- Température: Peu de travaux expérimentaux traitent cet aspect. Pourtant l'influence de la température sur le comportement des matériaux utilisés en découpage est très importante. L'influence de l'augmentation de température sur l'effort maximal de découpage est présentée dans les travaux de W. Johnson [37]. Ces résultats montrent que l'augmentation de la température diminue l'effort maximal de découpage pour les alliages cuivreux.
- Microstructure: Lorsque l'épaisseur de la tôle est diminuée de façon à ce qu'elle soit du même ordre de grandeur que celle des grains, on parle des phénomènes d'effets d'échelle [38]. Pour une épaisseur fixée, A.M. Goijaerts constate une diminution de l'effort de découpage lorsque la taille de grains est augmentée [39]. Il explique ce résultat par l'effet de la densité de joints de grains. En effet, plus l'épaisseur de la tôle est faible, plus la densité de joints de grains diminue. Ces derniers présentent alors moins d'obstacles aux mouvements des dislocations. C'est dans ces conditions que l'on observe une déformation plus importante du matériau. R. Kals et R. Eckstein [40] montrent que les hauteurs des zones caractéristiques du profil sont peu influencées par la diminution de l'épaisseur. En revanche, le trajet de la rupture et la taille de la bavure qui en résultent sont très influencés. En conclusion, la prise en compte des effets d'échelle n'est nécessaire que si les tôles découpées présentent un rapport épaisseur /taille de grains suffisamment faible.

I.1.2.4 - Impact du procédé de découpage sur les procédés de mise en forme

Le procédé de découpage des tôles est, généralement, suivi par des procédés de mise en forme comme le pliage, le rayonnage, l'emboutissage, l'hydroformage, etc. L'aptitude de la mise en forme de ces procédés est ainsi liée au mode de découpe de la tôle et à l'historique des déformations induites par la découpe. Il est donc important de bien caractériser et identifier le comportement ainsi que l'évolution de l'endommagement de la tôle lors du découpage afin de prendre compte ces phénomènes dans l'analyse de formabilité globale du cycle de fabrication des pièces de sécurité.

A. Dalloz a réalisé une série d'essais de traction sur des bandes cisailées (rectangle de 200 x 20 mm²) et des bandes dont les bords ont été fraisés pour éliminer l'endommagement induit par la cisaille [41]. L'observation des éprouvettes démontre un changement de mécanisme de rupture selon le type de bords : alors que les éprouvettes fraisées rompent par striction, les éprouvettes cisailées sont rompues par la propagation d'une fissure initiée sur un des bords de découpe (Figure I-6). Dans la majeure partie des cas, la fissure qui provoque la rupture de l'éprouvette se propage à partir du bord de la bande qui a été bridé lors de la découpe. A. Dalloz en a déduit que, lors de la découpe, le morceau de tôle bridée est plus endommagé que le morceau de tôle libre.

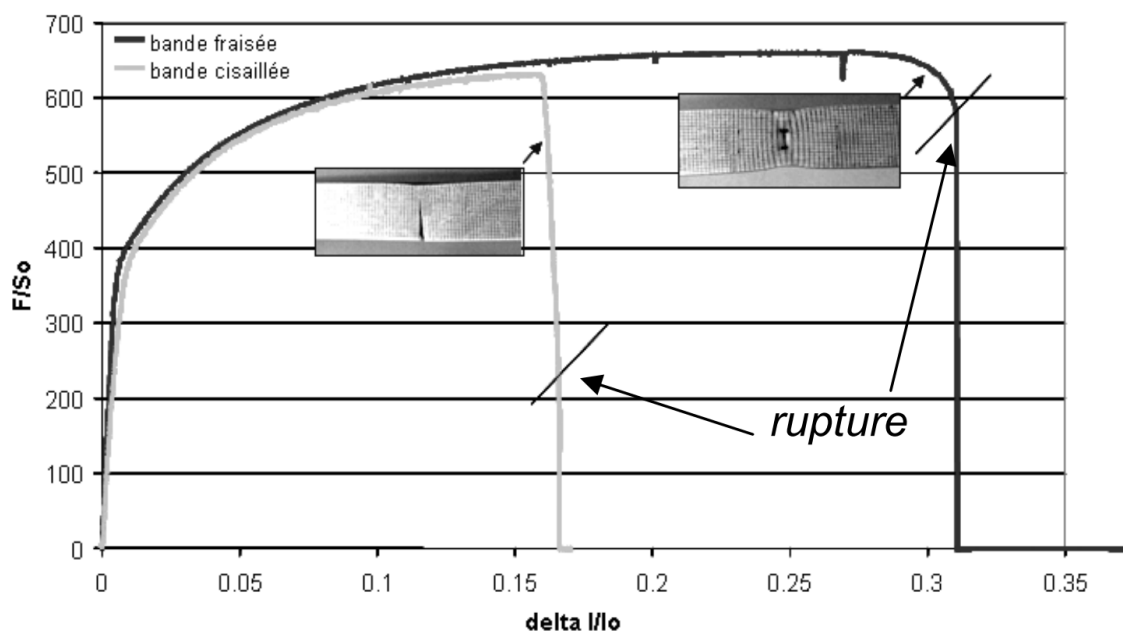


Figure I-6 : Courbes de traction sur bandes: comparaison des ruptures des bandes cisailées et fraisées, nuance B64 [41]

L'observation, après l'essai de traction, des bords des bandes cisailées (Figure I-7) révèle que la fissure qui a rompu l'éprouvette n'est pas unique. En effet, un réseau régulier de fissures amorcées apparaît sur le bord de découpe.

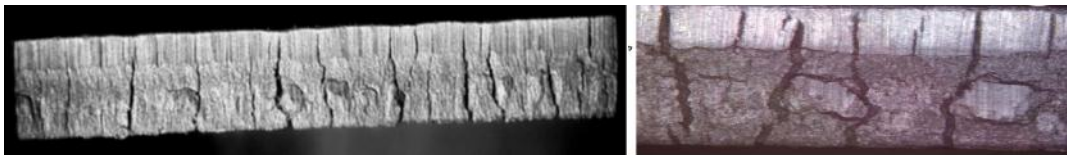


Figure I-7 : Observations à la binoculaire et au microscope optique des bords d'une bande cisailée, après traction [41]

La détection de ces fissures montre que le bord de découpe constitue une zone critique pour la formabilité. Ces constatations invitent, ainsi, à s'intéresser à l'influence du découpage sur la formabilité globale d'une pièce.

L'interaction entre le mode de découpage et le procédé de pliage a un effet important sur la géométrie et le comportement de la zone pliée. La Figure I-8 montre l'aspect des bords des éprouvettes pliées à 90°. Des fissurations sont visibles au niveau des arrondis du trou oblong où se situent les zones de concentration de contraintes. R. Bahloul [3] a étudié l'influence de quelques paramètres de pliage tels que le jeu poinçon-matrice et les rayons des outillages sur l'aspect de formation et de propagation des fissures sur un bord du trou oblong.

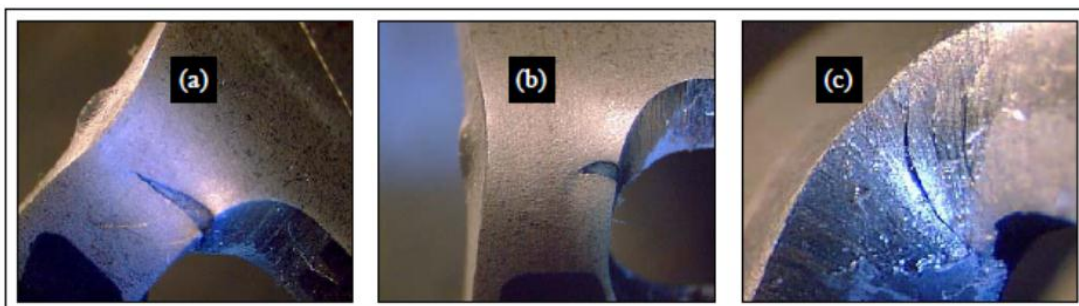


Figure I-8 : Présentation des fissurations des éprouvettes pliées pour un rayon de matrice
a) $R_m = 1 \text{ mm}$; b) $R_m = 2 \text{ mm}$; c) $R_m = 2 \text{ mm}$ (fissures à l'intérieur du trou oblong) [3]

En conclusion, une bonne compréhension des mécanismes d'endommagement mis en jeu lors de la découpe nous permettra de réduire et de limiter l'endommagement par une bonne gestion des paramètres de l'ensemble des procédés du cycle de mise en forme.

I.1.3 - Modèles analytiques en découpage

La littérature fournit quelques modèles analytiques visant à prédire le profil de la courbe effort/déplacement lors de la découpe. Ces modèles très macroscopiques, ne nous permettent pas d'avoir accès aux grandeurs locales, ils offrent, cependant, une première approche du comportement mécanique. L'avantage prépondérant des modèles analytiques, est qu'ils nécessitent des temps de calculs très faibles et qu'ils peuvent être utilisés facilement en conception préliminaire. Ils sont largement utilisés dans le secteur de production, par exemple, pour le contrôle en temps réel d'un produit sur une chaîne de fabrication.

I.1.3.1 - Modèle en cisaillement pur

A. G. Atkins a proposé un modèle basé sur une hypothèse de cisaillement pur [10]. Il a démontré, expérimentalement, que le procédé de découpage peut être analysé par la déformation du matériau découpé dominée par l'opération de cisaillement. La géométrie de la zone cisillée au cours du procédé de poinçonnage est illustrée sur la Figure I-9. A. G. Atkins admis que la largeur du canal déformé n'est pas limitée par la distance entre le poinçon et la matrice. Il a supposé que la largeur w est constante durant toute l'opération de découpage. La déformation de cisaillement est supposée homogène :

$$\varepsilon = \begin{pmatrix} 0 & \gamma/2 & 0 \\ \gamma/2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (I-1)$$

Pour une pénétration du poinçon u on a :

$$\gamma = \frac{u}{w} = \tan\theta \quad (I-2)$$

où θ est l'angle de cisaillement.

A. G. Atkins a calculé la force de poinçonnage F pour une géométrie circulaire, en modélisant l'effet du frottement comme un effort proportionnel au déplacement du poinçon et à la contrainte de cisaillement τ :

$$F_{\text{cisaillement}} = \pi D_p \tau((e - u) + 2fu) \quad (I-3)$$

Avec D_p le diamètre du poinçon, e l'épaisseur de la tôle et f le coefficient du frottement introduit par A. G. Atkins.

Le glissement γ est relié à la contrainte de cisaillement par une loi de puissance :

$$\tau = C_1 \gamma^n \quad (I-4)$$

C_1 et n sont deux constantes liées au matériau.

Cette loi peut également s'exprimer comme une relation entre la contrainte et la déformation équivalente, C_2 étant le coefficient de la loi de puissance associée

$$\bar{\sigma} = C_2 \bar{\varepsilon}^n \quad (I-5)$$

Par la substitution des équations (I-2) et (I-4) dans (I-3), on obtient :

$$F_{\text{cisaillement}} = \pi D_p \tau(e - (1 - 2f)u) C_1 \left(\frac{u}{w}\right)^n \quad (I-6)$$

L'équation (I-6) permet par différentiation ($dF=0$) d'obtenir le déplacement u du poinçon correspondant à l'effort maximal instantané de découpage :

$$u = \frac{ne}{(1+n)(1-2f)} \quad (\text{I-7})$$

Pour un canal de déformation de largeur w , le glissement correspondant s'exprime par :

$$\gamma = \frac{ne}{w(1+n)(1-2f)} \quad (\text{I-8})$$

La déformation équivalente correspondant à l'effort maximal s'obtient par :

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad (\text{I-9})$$

L'effort maximal peut également être calculé à partir de relations empiriques basées sur des mesures de micro-dureté du matériau en fonction de l'exposant d'écroissage n et de la pénétration du poinçon [42].

$$F_{max} = \pi D_p e \sigma_B s_f \quad (\text{I-10})$$

σ_B est la résistance mécanique du matériau en traction et s_f est un facteur de cisaillement qui s'exprime selon l'expression suivante:

$$s_f = \sqrt{\frac{1}{3} \left(\frac{3}{n}\right)^n} \quad (\text{I-11})$$

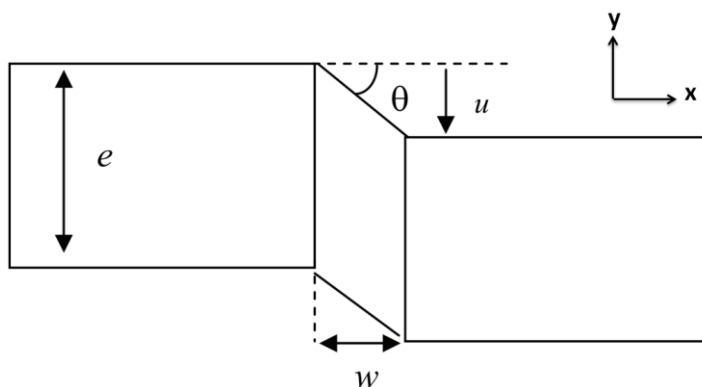


Figure I-9 : Géométrie du modèle de cisaillement homogène [10]

I.1.3.2 - Modèle en zone de tension

Q. Zhou et T. Wierzbicki [43] considèrent que, pour le procédé de découpage, la zone entre le poinçon et la matrice est sollicitée en tension. Les " fibres " entourant le trou sont étirées selon une certaine géométrie. Cette hypothèse simpliste est schématisée sur la Figure I-10. La région concernée, où la déformation plastique se produit, a été simplifiée à une forme de parallélogramme. La théorie est basée sur l'élongation des fibres (modélisées par des barres) qui entourent la zone de découpe, en négligeant le phénomène de flexion. L'expression de la force de découpage est obtenue par la projection dans la direction de découpe de la résultante des efforts normaux dans les fibres. Le calcul de résultante s'effectue uniquement sur les fibres de la zone non découpée, ce qui permet de tenir compte de l'évolution de la rupture.

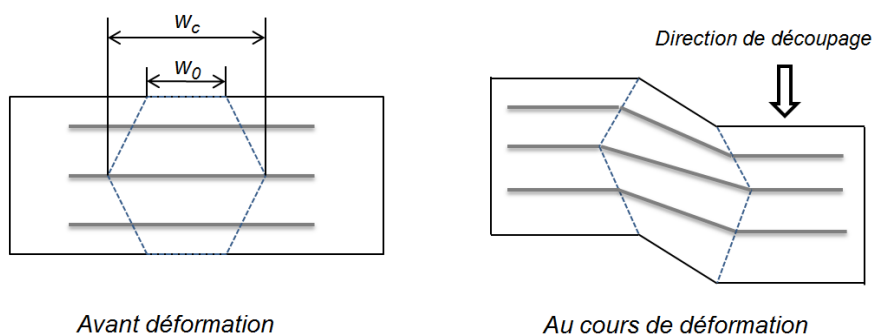


Figure I-10 : Géométrie du canal de déformation défini par Zhou et Wierzbicki [43]

La largeur du canal de déformation w dépend de la profondeur p dans la tôle, elle est définie par :

$$\begin{cases} \forall p \in \left[0, \frac{e}{2}\right], & w(p) = w_0 + 2 \left(\frac{w_c - w_0}{e}\right) p \\ \forall p \in \left]\frac{e}{2}, e\right], & w(p) = w_0 + 2 \left(\frac{w_c - w_0}{e}\right) (p - e) \end{cases} \quad (\text{I-12})$$

Pour calculer les déformations, les auteurs introduisent un concept d'empilement de barres de longueur $w(p)$. Chacune de ces barres est soumise à un effort de traction axiale dN , défini par les composants dP et dQ (Figure I-11).

A chaque barre, on associe un repère (ξ, η) défini par un sens longitudinal et un sens transversal.

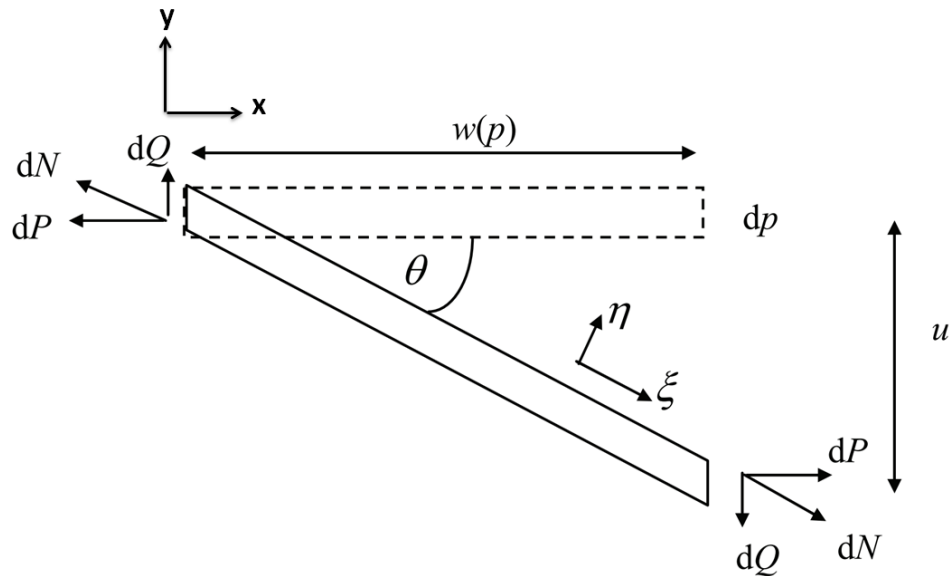


Figure I-11 : Elément représentatif du modèle de Zhou et Wierzbicki [43].

La déformation dans la direction ξ , pour un angle de cisaillement $\theta = \arctan \gamma$, est donnée par :

$$\varepsilon_{\xi} = \ln \frac{w(p)/\cos\theta}{w(p)} = \ln \sqrt{1 + \gamma^2} \quad (\text{I-13})$$

En respectant les hypothèses d'incompressibilité plastique et d'état de déformations planes, la déformation dans la direction η prend la forme suivante :

$$\varepsilon_{\eta} = -\varepsilon_{\xi} = \ln \frac{1}{\sqrt{1 + \gamma^2}} \quad (\text{I-14})$$

La déformation équivalente est donnée par :

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \sqrt{1 + \gamma^2} \quad (\text{I-15})$$

En supposant que le comportement du matériau est modélisable par une loi de puissance de type $\bar{\sigma} = C_1 \bar{\varepsilon}^n$, la contrainte longitudinale s'écrit :

$$\sigma_{\xi} = \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \right)^{n+1} C_1 \left(\ln \sqrt{1 + \gamma^2} \right)^n \quad (\text{I-16})$$

La variation d'effort normal dN s'en déduit :

$$dN = \sigma_{\xi} d\eta = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{n+1} C_1 \frac{(\ln \sqrt{1 + \gamma^2})^n}{\sqrt{1 + \gamma^2}} dp \quad (I-17)$$

La projection de dN sur les axes x et y fournit les deux composants dP et dQ , respectivement :

$$dQ = dN \sin \theta = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{n+1} C_1 (\ln \sqrt{1 + \gamma^2})^n \frac{\gamma}{\sqrt{1 + \gamma^2}} dp \quad (I-18)$$

$$dP = dN \cos \theta = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{n+1} C_1 (\ln \sqrt{1 + \gamma^2})^n \frac{1}{\sqrt{1 + \gamma^2}} dp \quad (I-19)$$

L'intégration de l'équation (I-18) sur l'épaisseur permet alors d'obtenir l'effort de découpage, avec $\gamma = \frac{u}{w(p)}$.

1.1.3.3 - Modèle avec élongation curviligne

W. Klingenberg [42] a comparé le modèle de cisaillement d'Atkins avec le modèle de traction proposé par Q. Zhou et al., et il a montré que la contrainte équivalente de von Mises ainsi que la déformation principale évaluée par les deux modèles sont cohérentes après une pénétration du poinçon de 15% (pour un jeu égal à 12% de l'épaisseur de la tôle). W. Klingenberg a analysé le procédé de découpage en tenant compte de l'étirage dû à la flexion des fibres extérieures de la pièce découpée. La Figure I-12 montre une illustration de la géométrie simplifiée étudiée par W. Klingenberg. Lorsque le poinçon pénètre le matériau de la tôle, la déformation additionnelle, due à la courbure en flexion, augmente.

En supposant que la courbure se développe pour une section circulaire, le rayon de courbure s'écrit comme suit :

$$r = \frac{w^2 + u^2}{2u} \quad (I-20)$$

Soit l'angle ϕ donné par :

$$\phi = \arctan \frac{w}{(r - u)} \quad (I-21)$$

Le modèle suppose que l'opération de découpage est décomposée en deux modes :

- (i) la fibre extérieure de la tôle a la forme curviligne pour $u \leq w$,
- (ii) la fibre s'allonge de façon rectiligne pour $u > w$.

Par conséquent, la déformation entre P_2 et P_3 , notée par ε_{θ} est donnée par :

$$\begin{cases} \varepsilon_{\vartheta} = \ln\left(\frac{\phi r}{w}\right) , & \text{pour } u \leq w \\ \varepsilon_{\vartheta} = \ln\left(\frac{\frac{1}{2}\pi w + (u - w)}{w}\right) & \text{pour } u > w \end{cases} \quad (\text{I-22})$$

La déformation vraie dans la section $P_1P_2P_3$ est supposée distribuée d'une manière linéaire entre le point P_1 , où la déformation est supposée nulle et le point P_2 soumis à $\varepsilon(y)$:

$$\varepsilon(y) = \frac{y}{e} \varepsilon_{\vartheta} \quad (\text{I-23})$$

où y varie entre 0 et e .

W. Klingenberg a proposé un facteur correctif $\psi(u)$ introduit dans l'équation (I-3) pour tenir compte de l'effet supplémentaire dû à la déformation curviligne :

$$F(u) = \psi(u)F_{\text{cisaillement}} \quad (\text{I-24})$$

Le facteur correcteur lié au frottement f est en général assez faible [10], et des expérimentations ont montré que celui-ci peut être négligé pour les analyses liées à l'effort de découpage. En remplaçant l'équation (I-24) dans l'équation (I-3), avec l'hypothèse $f=0$, on obtient :

$$F(u) = \psi(u)\pi D_p \tau (e - u) \quad (\text{I-25})$$

Soit $\kappa(u)$ le facteur permettant de calculer la valeur corrigée de la déformation vraie principale associée à la flexion :

$$\psi(u) = (\kappa(u))^n \quad (\text{I-26})$$

$\kappa(u)$ est donné par :

$$\begin{cases} \kappa(u) = \frac{\ln\left(\frac{\phi r}{w}\right)}{\ln\sqrt{1 + \gamma^2}} , & \text{pour } u \leq w \\ \kappa(u) = \frac{\ln\left(\frac{1}{2}\pi + \gamma - 1\right)}{\ln\sqrt{1 + \gamma^2}} & \text{pour } u > w \end{cases} \quad (\text{I-27})$$

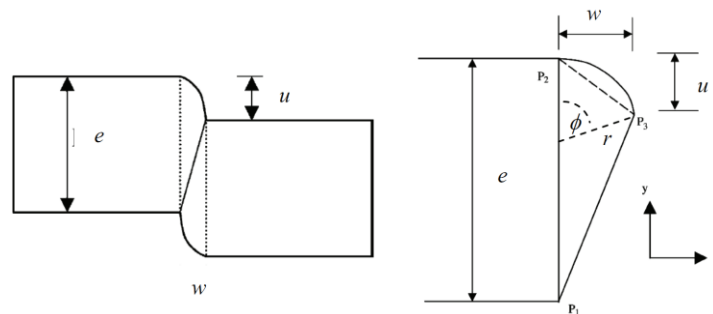


Figure I-12 : Géométrie du modèle proposé par W. Klingenberg [42]

I.1.4 - Simulation numérique de découpage

En 1975, C. Wong et M.K. Das [35] ont présenté les premières approches de la simulation numérique appliquées au procédé de découpage par la méthode des éléments finis en utilisant un modèle élasto-plastique en 2D. En 1989, P.B. Popat et al. [13] ont effectué des études paramétriques du procédé en utilisant un modèle élasto- plastique en 2D.

L'objectif global de l'ensemble des travaux étant de simuler de façon assez réaliste le procédé de découpage, en se basant sur des codes de calcul qui intègrent différents modèles d'endommagement.

Les aspects spécifiques au découpage et les différentes approches envisagées sont détaillés ci-dessous.

I.1.4.1 - Méthodes numériques de résolution

Le procédé de découpage se caractérise par une mise en forme, limitée à une bande de matière de faible épaisseur située entre le poinçon et la matrice, où de grandes déformations sont localisées. Les études sont par essence le siège de fortes non-linéarités (matérielles, géométriques et de contact). Il est important de maîtriser les différents paramètres qui garantissent la stabilité numérique des processus de résolution :

- Gestion des phénomènes élasto-plastiques (intégration des lois de comportements);
- Implémentation des modèles d'endommagement;
- Gestion des phénomènes de contact;
- Choix et paramétrage des schémas d'intégration temporelle (explicite, implicite, gestion des phénomènes quasi-statique, semi-implicite,...)

En découpage, les deux familles de schémas d'intégration temporelle sont utilisées. M. Rachik et al. [44] présentent un algorithme dynamique explicite et expliquent leur choix par la capacité de ces méthodes à gérer assez simplement les grandes déformations et les phénomènes de contact tout en ayant un temps de simulation admissible. Plus fréquemment le découpage est traité comme un problème quasi-statique, c'est le cas des études de R. Hambli, [1] et M. Maillard, [14].

Les grandes déformations rencontrées dans le cas du découpage impliquent de s'intéresser à la configuration dans laquelle les équations d'équilibre sont formulées. Cela explique pourquoi les formulations lagrangienne réactualisées sont plus largement adoptées, pour simuler ces familles de problème.

Les problèmes de distorsion excessive des éléments finis ont conduit plusieurs auteurs à utiliser une stratégie de maillage spécifique telle que la formulation **Arbitraire Lagrangienne Eulérienne** (ALE) ([15], [27], [44], [45], [46]). Celle-ci combine les avantages des méthodes eulériennes et lagrangiennes, en réduisant des problèmes de distorsion du maillage dus aux grandes déformations. L'emploi d'un algorithme de remaillage adaptatif s'avère indispensable pour certains auteurs ([18], [19], [23]), qui montrent qu'une forte distorsion des éléments influence notablement les résultats par le caractère localisé des déformations qu'elle induit. Un exemple est présenté par la Figure I-13. Il montre clairement l'amélioration apportée par la méthode de remaillage.

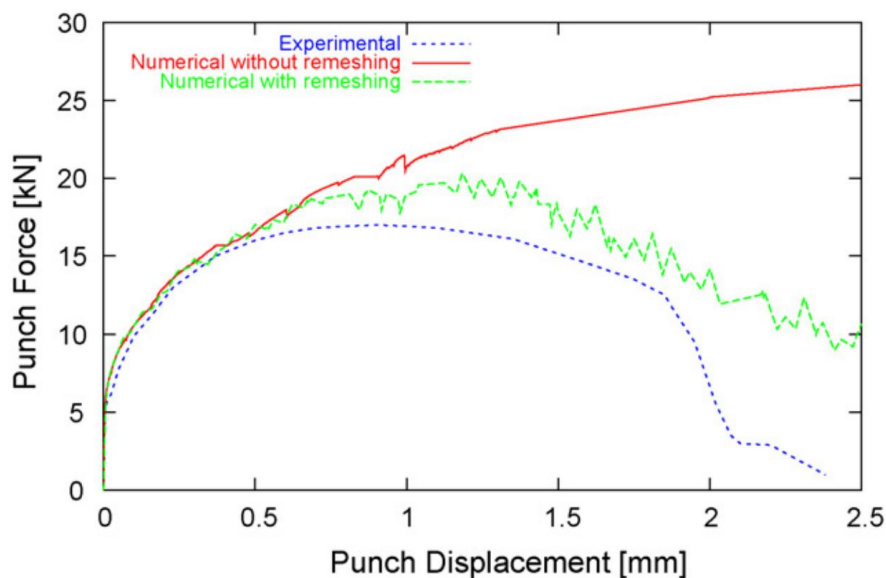


Figure I-13 : Comparaison des courbes d'effort sans et avec remaillage [23]

I.1.4.2 - Aspects mécaniques

Différents mécanismes de déformation interviennent au cours du découpage. Les différentes étapes de déformation de la tôle ont été présentées précédemment, c'est l'ensemble de ces processus de déformation qu'il importe de caractériser pour traduire le plus précisément possible le comportement du matériau.

- Comportement sans endommagement

Il s'agit dans un premier temps de simuler le comportement dans les phases de déformation élastique et plastique du matériau, notamment les deux premières phases de la courbe effort/déplacement jusqu'à l'effort maximal (Figure I-3). Dans la majorité des simulations, le matériau est considéré comme étant rigide plastique ou

élasto-plastique écrouissable ([19], [28], [47], [48]). La majorité des travaux sont basés sur l'hypothèse des petites déformations. Les modèles de comportement élasto-plastique sont suffisants pour une prédiction relativement correcte de l'effort maximal de découpage.

Les effets de la vitesse et de la température sur le comportement sont plus rarement implémentés dans les modèles. Certains auteurs ont présentés des modélisations incluant les effets de la vitesse avec ou sans prise en compte de la température. Ils ont montré que la forme de tombée est fonction de la vitesse pour une configuration géométrique donnée [49]. Il a également été constaté un échauffement local, dans la zone de cisaillement, allant jusqu'à 786°C. Ces auteurs constatent la formation d'une bande de cisaillement adiabatique pour une vitesse de poinçon supérieure à 20 m/s.

En introduisant un comportement thermo-élasto-visco-plastique, G. Fang et P. Zeng mettent en évidence l'influence du jeu sur le profil découpé [30]. V. Lemiale utilise une loi thermo-élasto-visco-plastique de type multiplicative pour modéliser le découpage des alliages cuivreux [29].

Plus récemment, H. Marouani et al. [15] ont étudié l'effet de la vitesse de découpage (vitesse de déformation) sur le comportement de la tôle découpée. Ils ont constaté des améliorations de la prédiction par simulation numérique en utilisant un modèle qui tient compte de la sensibilité à la vitesse de déformation. Les auteurs ont montré que l'effort maximal de découpage et la forme finale du bord découpé sont influencés par la vitesse du poinçon.

Parallèlement aux grandes déformations plastiques, l'endommagement se développe de façon plus ou moins prononcée suivant le type de matériau. Il s'agit donc de reproduire ce phénomène dans la simulation.

- Comportement couplé à l'endommagement

En découpage, l'endommagement apparaît progressivement dans la tôle lors de la troisième phase. Dans la littérature, deux modèles sont largement utilisés en découpage des métaux. Le premier, s'appuie sur la théorie de la thermodynamique des processus irréversibles. Il est fondé sur les notions de contraintes effectives et d'équivalence en déformation, qui permettent de définir une variable d'endommagement notée généralement D . Ce modèle, qui est couramment utilisé, a été proposé par J. Lemaitre [50]. Le second, basé sur l'observation microscopique de la matière, repose sur l'analyse de l'évolution des microcavités (nucléation, croissance et coalescence) mesurée par une variable appelée fraction volumique de cavités, notée f . Ce modèle a été proposé par A. L. Gurson [51]. Ces deux modèles ont été améliorés par plusieurs auteurs.

Pour la simulation du découpage, plusieurs auteurs ont essayé de réaliser des simulations plus réalistes en introduisant l'un des deux modèles d'endommagement. Il semble qu'il existe une divergence d'opinion sur l'aptitude des diverses formulations à proposer une solution fiable. Le modèle de Gurson a été utilisé dans plusieurs travaux ([1], [15], [22], [42], [44]). Les auteurs indiquent qu'ils sont en mesure de simuler correctement la nucléation, uniquement dans le cas des grandes déformations. Cependant, R. Hambli [16] montre que le modèle de Gurson couplé à

un comportement élasto-plastique ne permet pas d'obtenir des résultats réalistes. En revanche, il montre que le modèle de Lemaitre est plus réaliste car la localisation de l'endommagement maximal se situe au niveau de la zone de cisaillement. Sur la Figure I-14, une comparaison de la localisation de l'endommagement selon les deux modèles est présentée. La Figure I-15 présente la courbe effort-déplacement simulée par le modèle de Lemaitre qui est en meilleur accord avec la courbe expérimentale que celle prédite par le modèle de Gurson. La Figure I-15 montre également l'importance de la prise en compte de l'endommagement. Signalons enfin que de nombreux travaux présentés ne modélisent pas un tel couplage déformation-endommagement. Ce sont les approches dites découplées.

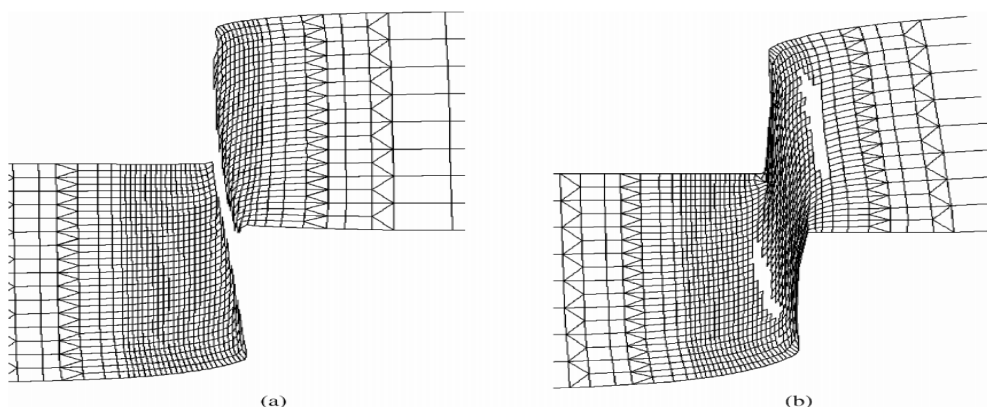


Figure I-14 : Comparaison de la localisation de l'endommagement selon : (a) Lemaitre et (b) Gurson [16]

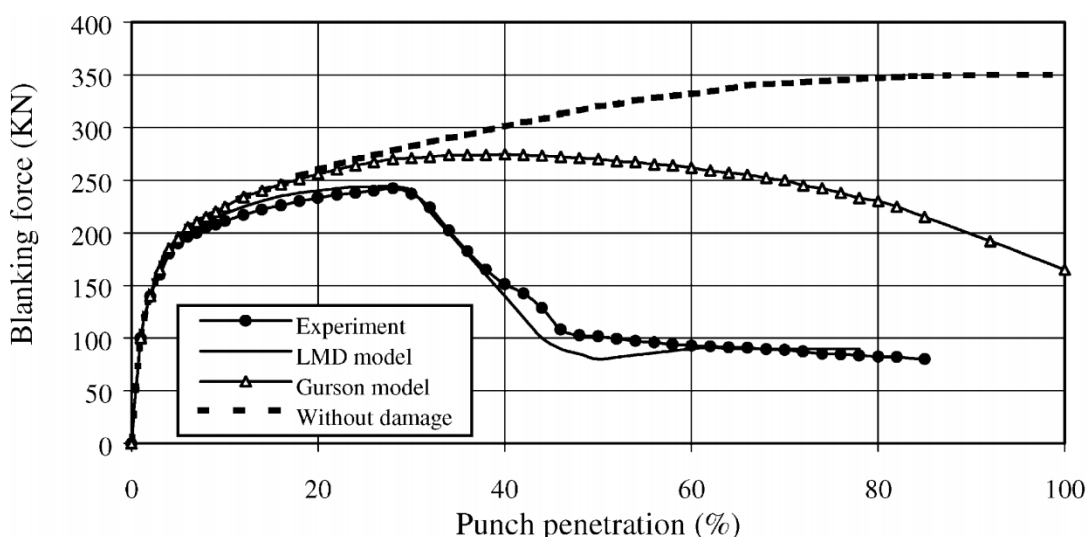


Figure I-15 : Comparaison des courbes effort/déplacement numériques avec la courbe expérimentale [16]

Différentes approches sont ainsi envisageables pour modéliser les phénomènes d'endommagement. Le choix de l'une ou de l'autre dépend non seulement du

matériau découpé, mais également des caractéristiques technologiques (jeu poinçon-matrice, usure des outils, cadence de coupe, entre autre) du procédé considéré.

I.1.4.3 - Prédiction de l'amorçage et de la propagation des fissures

Les critères d'amorçage et de la propagation de fissures sont nombreux. Il existe principalement deux grandes familles de critères : les critères reposant sur l'analyse de l'évolution d'un paramètre d'endommagement, et les critères de nature empirique. Les seconds critères ne prennent pas en compte de variables d'endommagement. Une fonction de l'histoire du chargement et des déformations supposée capable d'indiquer le niveau d'endommagement est définie. R. Hambli [1] et V. Lemiale [29] présentent un inventaire de ces critères.

Quelques critères ont été étudiés par A .M. Goijaerts [39] tels que le critère de Cockcroft-Latham [52], le critère de Rice et Tracey [53] et le critère de Oyane [54]. L'auteur a déterminé la valeur critique de chaque critère en connaissant la pénétration de poinçon à la rupture en jouant sur l'effet du jeu poinçon-matrice. Dans cette étude l'auteur a proposé une modification de critères de Rice et Tracey et d'Oyane, en la justifiant par la capacité de ces deux critères à prédire la pénétration à la rupture en rapport avec l'influence du jeu poinçon-matrice.

D'autres travaux montrent que le critère de Cockcroft-Latham est capable de prédire d'une manière réaliste la pénétration à la rupture ([30] , [49], [55], [56]).

Ces modèles non couplés à la plasticité ont l'avantage d'être faciles à implémenter dans les codes de calcul par éléments finis et possèdent peu de paramètres à identifier. En revanche, les expériences montrent qu'ils conduisent à surestimer l'effort de découpage et ils sont insuffisants pour prédire l'endommagement dans les cas des chemins de chargements complexes et de grandes déformations plastiques, ce qui est le cas notamment lors du découpage des tôles ([17], [18], [19], [20], [30] [57], [58]).

Bacha et al. [59] ont montrés la localisation des grandes déformations dans la zone entre le poinçon et la matrice avant l'amorçage et la propagation des fissures. Le trajet de fissuration est contrôlé par les champs des contraintes et des déformations dans cette zone. Dans cette étude, le paramètre d'endommagement est basé sur l'accumulation de la déformation plastique

I.1.5 - Conclusion

Cette première partie présente un état bibliographique sur les travaux menés sur le découpage depuis 1950 jusqu'à nos jours. Il concerne à la fois les études expérimentales, analytiques et numériques.

Expérimentalement, on caractérise généralement un découpage par la courbe effort-déplacement du poinçon et par le profil géométrique dans l'épaisseur de la pièce découpée. L'allure de cette courbe, et l'importance relative des différentes zones du profil, sont liées au type de matériau découpé, ainsi qu'aux différents paramètres technologiques. Les principaux mécanismes de déformation intervenant au cours de découpage ont été présentés, notamment le mécanisme conduisant à la fissuration de la tôle, à savoir l'endommagement plastique ductile.

Analytiquement, les principaux modèles proposés dans la littérature s'attachent à prédire l'effort maximal de découpage, ainsi qu'à décrire qualitativement ou quantitativement les champs de déformation et de contrainte dans la tôle. Outre l'interprétation des observations expérimentales, leur objectif majeur est de proposer des formulations analytiques prédictives en première approche.

Numériquement, la plupart des applications présentées sont basées sur la méthode des éléments finis, et concernent des modèles bidimensionnels. Les déformations importantes subies par la tôle conduisent à des difficultés numériques dans la résolution globale du problème. L'emploi de méthodes telles que le remaillage et/ou le réajustement des maillages (ALE) s'avère indispensable. Au niveau local, il importe de modéliser successivement les différentes phases de déformation de la tôle : comportement élastoplastique, ou thermo-élasto-visco-plastique écrouissable, endommagement, fissuration, rupture... Les phases d'endommagement et de rupture sont traitées par deux modélisations distinctes, suivant que l'on opte ou non pour un couplage déformation-endommagement. La phase de rupture est dans la majorité des travaux abordée par des méthodes numériques, sans faire appel à l'étude d'un milieu fissuré. Ce choix se justifie par le fait que dans le cas du découpage, le trajet de propagation d'une fissure est a priori connu : celle-ci se propagera entre les arêtes poinçon et matrice.

I.2 - Endommagement et rupture ductile

I.2.1 - Introduction et motivation

La prédiction de la rupture ductile des matériaux métalliques représente encore un challenge important pour la simulation de la ruine des composants structurels et pour la caractérisation des procédés de mise en forme. Selon L.M. Kachanov [60], les grandes déformations peuvent induire, dans le matériau, des phénomènes d'amorçage et de croissance des cavités et de micro-fissures. Ces phénomènes sont associés au concept de rupture ductile. Un travail original a été entrepris dans le cadre des travaux initiés par F. A. McClintock [61] et J. Rice et D. Tracey [53]. Dans ce cadre, l'effet de la géométrie des défauts microscopiques (cavités sphériques et ellipsoïdes) a été pris en compte dans l'étude de la rupture ductile. L'expérience a montré que la nucléation et la croissance des vides et des micro-fissures, accompagnées par des taux d'écoulement plastique important, induisent une réduction des modules d'élasticité du matériau. L'effet d'adoucissement qui en résulte peut être influencé par le niveau de la triaxialité de contrainte ([53], [61], [62]) dépendant du mode de chargement. Par ailleurs, la déformation plastique équivalente à la rupture et le niveau de triaxialité de contrainte ont été initialement utilisés pour caractériser la ductilité du matériau pour des applications industrielles ([53], [61], [63]).

Une expression exponentielle de l'évolution de la déformation plastique équivalente en fonction de la triaxialité de contrainte a été établie par F.A. McClintock [61] et J. Rice et D. Tracey [53]. Cette formulation est basée sur des analyses de croissance des vides sous des chargements hydrostatiques. Le travail réalisé par M.S. Mirza et al. [64] sur le fer pur, l'acier doux et les alliages d'aluminium BS1474, pour plusieurs vitesses de déformation, confirme la forte dépendance de la valeur de la déformation

plastique équivalente pour la formation de fissure avec le niveau de triaxialité de contrainte.

La rupture ductile est un phénomène qui peut être décrit, sur la base d'analyses micromécaniques par la croissance de microcavités, en particulier avec les approches locales de la rupture ([65], [66], [67]). Alternativement, la rupture ductile a été modélisée à partir de la théorie de *mécanique d'endommagement* continu dans le cadre thermodynamique. Il peut être cité les modèles suivant : Lemaitre [50] pour l'endommagement induit par l'écoulement plastique, J. L. Chaboche [68] pour l'endommagement en fluage, D. Krajcinovic et G. U. Fonseka [69] pour l'endommagement fragile. Les formulations actuelles de l'endommagement ductile découlent de l'une des deux théories précitées (Lemaitre et/ou Gurson) [70]. En effet, Ces modèles ont été adaptés par plusieurs auteurs afin d'améliorer leur capacité de prédiction de la perte de rigidité du matériau et pour la détection du point de rupture. Ces adaptations ont consisté par l'introduction d'effets additionnels soit dans la formulation constitutive, soit dans la loi d'évolution de l'endommagement, tels que : l'effet de la pression hydrostatique et/ou de la température; les effets de viscoplasticité; l'influence de la fermeture des fissures ([71], [72], [73], [70]).

Différentes stratégies combinant des formulations constitutives élasto-plastique et incluant des indicateurs de rupture ont également été développées. L'utilisation des indicateurs de rupture basés sur la déformation plastique équivalente a été initiée par A. Freudenthal [74]. D'autres indicateurs ont été proposés par la suite : critère de J. Rice et D. Tracey [53] basé sur la croissance des défauts; critère proposé par M. Cockcroft et D. Latham [52] basé sur le mécanisme de croissance d'une cavité pilotée par la contrainte principale... Le développement des techniques expérimentales et les modèles de plasticité ont contribué à l'étude de ces stratégies pour la simulation de la mise en forme par déformation plastique, comme présenté par S. Cliff et al. [75] et B. Gouveia et al. [76]. Ces approches découplées ont été adoptées en raison de leur formulation simple et la facilité des identifications. Le développement des critères de rupture basés sur la mécanique d'endommagement continu a également été poursuivi par plusieurs auteurs ([50], [77], [78]). T.B. Stoughton et J.W. Yoon [79] ont proposé une nouvelle approche basée sur le critère de rupture par contrainte de cisaillement maximale. L'objectif était d'élaborer des critères de rupture adaptés aux procédés de formage des tôles, qui prennent en compte à la fois la striction et la rupture.

Récemment, plusieurs études ([80], [81], [82]; [83]; [84], [85], [86], [87], [88], [89], [90]) ont montré que l'angle de Lode, qui est associé au troisième invariant du tenseur des contraintes déviatoriques, est un paramètre essentiel en mécanique de la rupture. Il caractérise l'effet de l'état de contrainte sur l'écoulement plastique et sur la rupture ductile du matériau. Y. Bai et T. Wierzbicki [89] ont proposé un critère de rupture tridimensionnel décrit par la déformation équivalente, la triaxialité de contrainte et l'angle de Lode. Cette surface de rupture permet de différencier les matériaux faiblement ou fortement dépendant à la pression hydrostatique et de l'angle de Lode. G. Mirone et D. Corallo [91] ont proposé une étude locale pour l'évaluation de l'influence de la triaxialité de contrainte et l'angle de Lode sur la rupture ductile, en analysant le critère de Tresca et deux modèles proposés par T. Wierzbicki. Selon les travaux de G. Mirone et D. Corallo [91], la relation entre la

déformation plastique, le niveau de triaxialité de contrainte et l'angle de Lode permet une assez bonne prédiction de la rupture ductile. Un travail expérimental, visant à étudier l'influence des invariants du tenseur des contraintes sur la rupture ductile, a été présenté par L. Driemeier et al. [92]. Cette méthodologie peut être considérée comme un outil efficace pour étudier les effets de l'intensité et la triaxialité de contrainte et l'angle de Lode sur la rupture ductile. X. Gao et al. [93] ont proposé un nouveau modèle élasto plastique, qui est une fonction de la pression hydrostatique ainsi que du deuxième et du troisième invariants du déviateur des contraintes. Des essais effectués sur des éprouvettes avec un niveau élevé de triaxialité montrent l'inter-dépendance entre le mode d'écoulement plastique, le niveau de triaxialité et l'angle de Lode.

En conclusion, il apparaît que la modélisation appropriée des mécanismes physiques qui précèdent la rupture ductile n'est pas trivial. Ceci est particulièrement vrai lorsque les effets volumétriques et le cisaillement sont combinés et induisent des chemins de déformation complexes. La Figure I-16 illustre schématiquement le comportement micromécanique d'un matériau ductile sous des conditions de chargement en cisaillement et en traction.

Sous des chargements de cisaillement dominant, (Figure I-16-a), le phénomène de nucléation des microcavités apparaît dans le matériau (étape 1 de la Figure I-16-a). L'augmentation de la charge produit un allongement des vides (stade 2 de la Figure I-16-a). Leur coalescence est finalement induite (phase 3 dans la Figure I-16-a), par les instabilités présentes dans les bandes de cisaillement.

Sous des chargements de traction dominante, l'expansion des cavités (étapes 1 et 2 dans la Figure I-16-b) est initiée par les états de contrainte hydrostatique de traction. La coalescence est activée par les interactions entre les vides voisins (étape 3 dans Figure I-16-b).

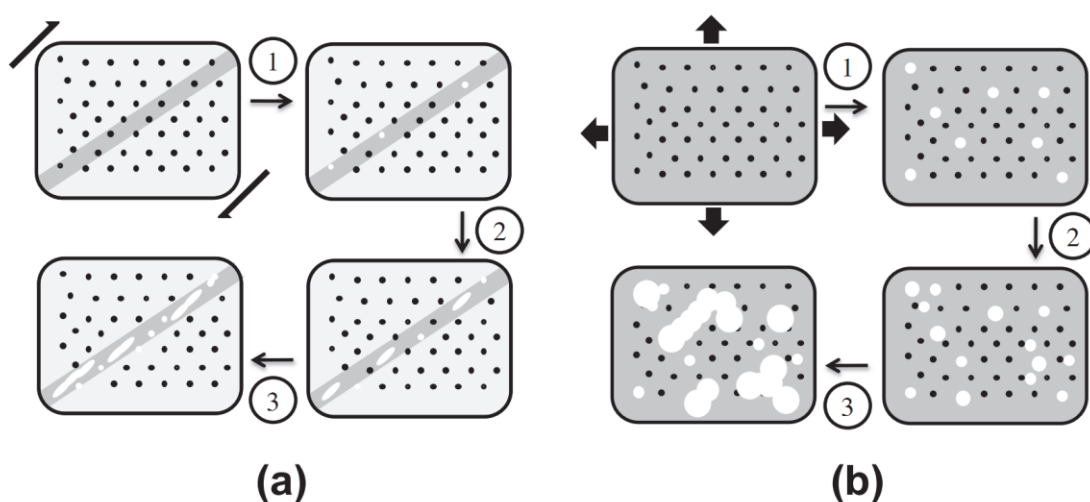


Figure I-16 : Représentation schématique de : (a) élongation et (b) croissance de cavité sphérique [65]

Malgré l'importance des travaux qui ont été consacrés à la compréhension du phénomène de rupture ductile et à la formulation de modèles constitutifs, leur application aux problèmes de mise en forme est encore assez délicate et peut conduire à des erreurs de prédiction. L'étape préliminaire qui consiste à cerner précisément les domaines de validité des modèles et d'identifier les paramètres dans des conditions et modes de chargement adaptés au problème est cruciale pour garantir une interprétation réaliste des modes de rupture ductile. Une contribution récente a été présentée par Y. M. Li et al. [94], ils ont menés une étude approfondie sur l'évaluation de la performance de quelques indicateurs de rupture pour deux modèles d'endommagement couplés : le modèle de Gurson- Tvergaard- Needleman (GTN) et le modèle de Lemaître. Les auteurs ont conclu qu'il n'y a pas d'approche universelle adaptée à une large plage de triaxialité de contrainte. Cependant, les nouveaux modèles élaborés ont pu répondre à une partie des imperfections rencontrées.

I.2.2 - Notions préliminaires

Plusieurs facteurs ont été systématiquement analysés dans l'étude de la rupture ductile. Les trois facteurs les plus représentatifs sont: la pression hydrostatique (p), triaxialité (η), et l'angle de Lode (θ). Ils s'expriment par les équations (I-28) - (I-30), respectivement ([89], [95], [96], [97], [98]).

$$p = -\sigma_m = -\frac{1}{3} \text{tr}(\boldsymbol{\sigma}) \quad (\text{I-28})$$

$$\eta = -\frac{p}{q} \quad (\text{I-29})$$

$$\theta = \tan^{-1} \left\{ \frac{1}{\sqrt{3}} \left[2 \left(\frac{s_2 - s_3}{s_1 - s_3} \right) - 1 \right] \right\} \quad (\text{I-30})$$

σ_m est la contrainte moyenne et q est la contrainte équivalente de von Mises définie comme :

$$q = \sqrt{\frac{3}{2} \mathbf{s} : \mathbf{s}} \quad (\text{I-31})$$

\mathbf{s} est le tenseur des contraintes déviatoriques :

$$\mathbf{s} = \boldsymbol{\sigma} + p\mathbf{1} \quad (\text{I-32})$$

s_1 , s_2 et s_3 sont les composants du tenseur des contraintes déviatoriques dans le plan principal. L'angle de Lode peut être normalisé ($\bar{\theta}$) [89] s'écrit sous la forme :

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{6\theta}{\pi} \quad (\text{I-33})$$

I.2.2.1 - L'angle de Lode

La définition de l'angle de Lode, θ , peut être interprétée à partir de la représentation du vecteur de contrainte, \overline{OB} , dans l'espace des contraintes principales, comme le montre la Figure I-17 .

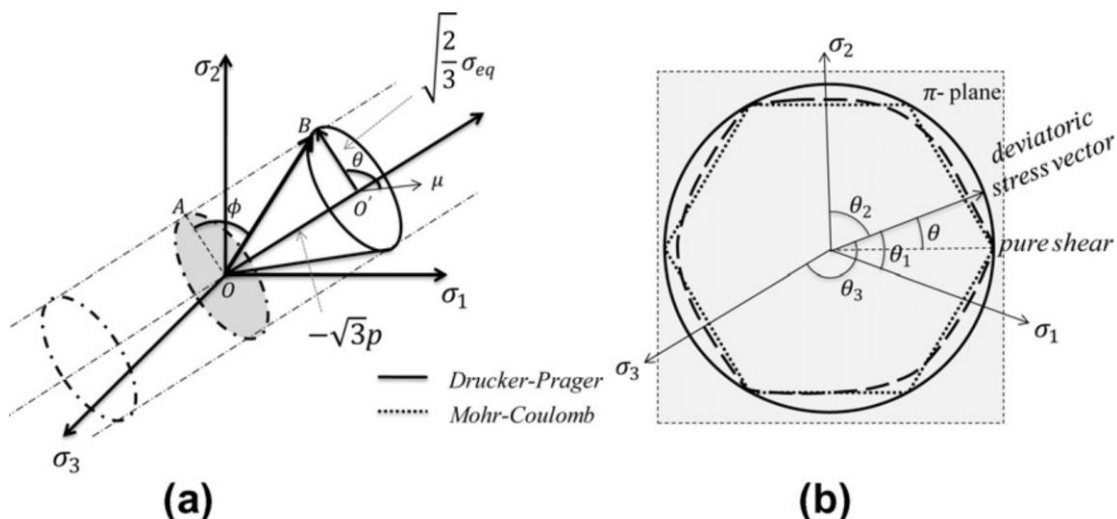


Figure I-17 : (a) représentation schématique de vecteur de contrainte \overline{OB} dans l'espace des contraintes principales et (b) définition de l'angle de Lode dans le plan déviatorique (π) [99]

Le vecteur contrainte est composé de deux termes : la partie déviatorique $\overline{O'B}$ et la partie hydrostatique $\overline{OO'}$. Le rapport entre la partie hydrostatique et la partie déviatorique définit la triaxialité de contrainte. L'angle ϕ , entre le vecteur de contrainte \overline{OB} et le plan déviatorique (π) est nommé, angle élévateur. Il permet de décrire la taille de la surface de charge. L'angle de Lode θ est défini dans le plan déviatorique des contraintes, (Figure I-17), il correspond au plus petit angle entre la ligne de cisaillement pur et la projection du vecteur des contraintes sur le plan déviatorique. J.P. Bardet [100] a étudié l'influence de cet angle sur la forme de la surface de charge et a conclu que le modèle de Drucker-Prager est indépendant de l'angle de Lode et que les modèles de Tresca et Mohr-Coulomb y sont dépendants (Figure I-17).

Dans le contexte d'étude de la rupture ductile, certains auteurs ont proposé une prise en compte de l'effet de l'angle de Lode soit dans le modèle standard de Von Mises soit dans certaines lois d'évolution de l'endommagement. En particulier, M. Brunig et al. [90] et Y. Bai et T. Wierzbicki [89] ont proposé des nouveaux modèles élasto-plastiques qui incluent les trois invariants du tenseur des contraintes dans la définition de la surface de charge du matériau. D'autre part, afin d'améliorer la prise en compte de l'évolution des cavités dans le modèle de Gurson pour les faibles niveaux de triaxialité de contrainte, K. Nahshon et J. Hutchinson [98], I. Barsoum et J. Faleskog ([87], [88]) et L. Xue [101] ont proposé l'introduction de nouveaux mécanismes de cisaillement qui dépendent de l'angle de Lode.

1.2.2.2 - La surface de rupture

L'influence du niveau de triaxialité des contraintes sur les modes de rupture ductile a été constatée expérimentalement et présentée par plusieurs auteurs ([63], [102]). Y. Bao et T. Wierzbicki [83] ont mis en œuvre plusieurs essais sur des éprouvettes de géométries différentes pour déterminer les zones d'amorçage de la rupture en fonction du niveau de triaxialité de contrainte. La Figure I-18 montre le comportement de deux matériaux ductiles décrit par un critère de rupture tridimensionnel pour une plage de triaxialité qui varie entre -1 et 1. Ces résultats sont issus des travaux de Bao et Wierzbicki [83] pour un alliage d'aluminium et Bai [89] pour l'acier. Les résultats ont montré que la déformation plastique à la rupture n'est pas une fonction monotone décroissante du triaxialité de contrainte [83]. Cette constatation est particulièrement vérifiée pour les matériaux, comme les alliages d'aluminium, qui sont à la fois fortement dépendants de la pression hydrostatique et sensibles à l'angle de Lode (Figure I-18-a). Pour un niveau élevé de triaxialité de contrainte, où le mécanisme de croissance des cavités sphériques joue un rôle majeur dans le processus d'endommagement, la déformation plastique équivalente diminue avec l'augmentation de la triaxialité de contrainte. Cependant, pour une gamme de triaxialité de contrainte de niveau plus faible [-1,0], où l'allongement des cavités est le mécanisme prédominant, la déformation équivalente plastique augmente avec l'augmentation de la valeur de la triaxialité de contrainte [83]. Ces comportements spécifiques sont complètement différents pour les matériaux, comme l'acier 1045, faiblement dépendants de la pression hydrostatique et l'angle de Lode où la déformation équivalente plastique diminue avec l'augmentation de la triaxialité de contrainte (Figure I-18-b).

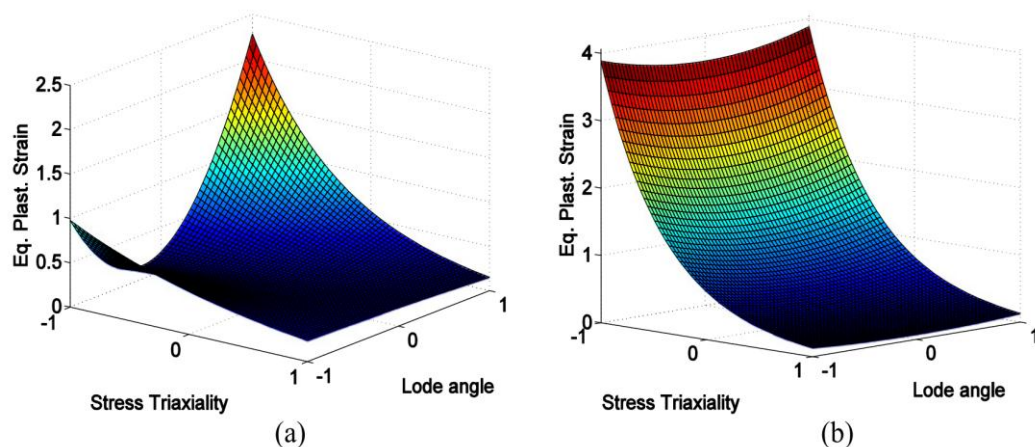


Figure I-18 : Comportement des matériaux ductiles dans l'espace de rupture tridimensionnel : (a) matériau avec forte dépendance de la pression hydrostatique et de l'angle de Lode, alliage d'aluminium 2024 et (b) matériau avec faible dépendance, l'acier 1045 [99]

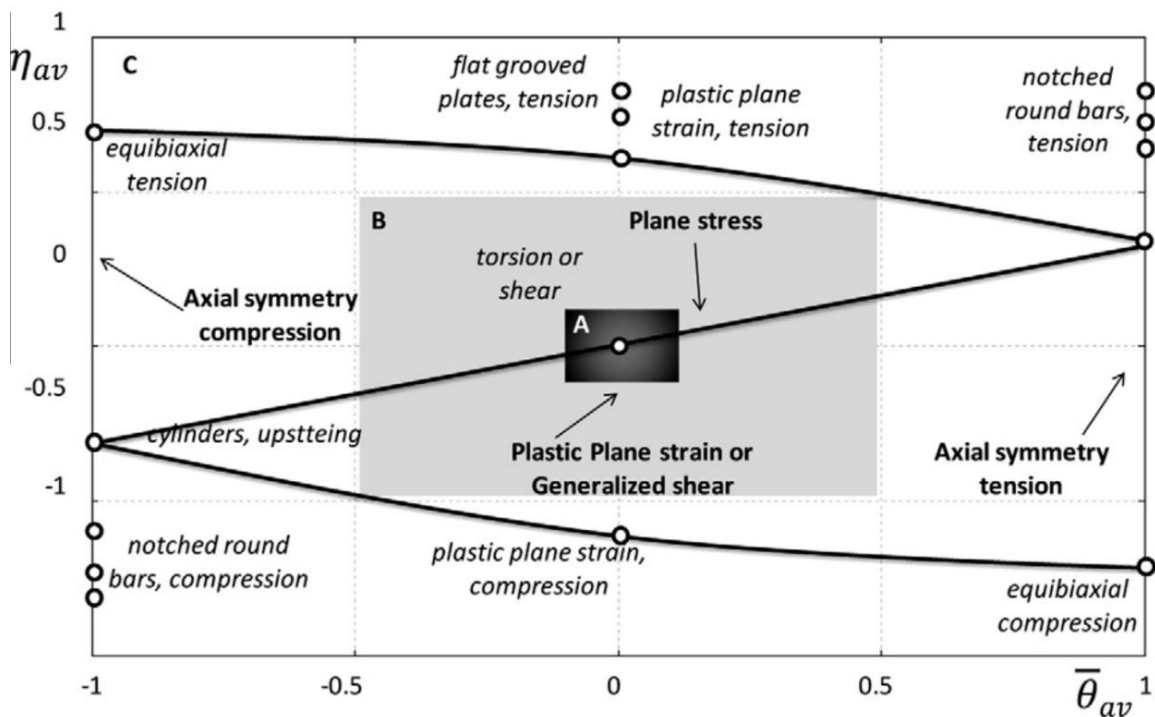


Figure I-19 : Représentation de l'état initial de contrainte dans l'espace de triaxialité de contrainte en fonction de l'angle de Lode [89]

Il est également possible de quantifier les influences respectives de la triaxialité de contrainte η et de l'angle de Lode normalisé $\bar{\theta}$, en représentant les états de contrainte initiaux induits par les modes de chargements des éprouvettes, dans l'espace de variation $(\eta, \bar{\theta})$, comme indiqué dans la Figure I-19.

La zone "A" représente la région où la contribution des effets de cisaillement sur la dégradation interne du matériau est la plus significative. Dans ce cas, la triaxialité de contrainte et l'angle de Lode normalisé sont quasiment nuls. Ce comportement correspond à des conditions de chargement de cisaillement pur, où l'allongement des cavités entraîne la dégradation des propriétés des matériaux.

Dans la zone "B", l'influence des effets de cisaillement est encore sensible. Les comportements correspondent à des conditions de chargement combinés (compression - cisaillement ou de traction-cisaillement), où les croissances des cavités sphériques par allongement sont encore observées.

Enfin, dans la zone "C", les effets de cisaillement sont négligeables et le mécanisme prédominant dans l'évolution de l'endommagement est la croissance des cavités sphériques.

I.2.3 - Modèles constitutifs pour la rupture ductile

On s'intéresse dans cette section aux modèles les plus récents de rupture micromécaniques qui intègrent les effets des états des contraintes dans la caractérisation de la rupture ductile et qui traitent l'endommagement induit en cisaillement.

I.2.3.1 - Les modèles de types Gurson

Le modèle de A.L. Gurson [51] est le premier modèle micromécanique qui a proposé 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 J. Rice et D. Tracey [53]. La présence de cavités dans le matériau, modifie son comportement plastique macroscopique. La variable f , intégrée au modèle et définie comme étant la fraction volumique de vide (volume des cavités/volume total), permet de décrire l'évolution de l'endommagement.

A.L. Gurson propose une fonction de potentiel plastique de la forme suivante [51]:

$$\Phi = \left(\frac{q}{\sigma_0}\right)^2 + 2f \cosh\left(-\frac{3p}{2\sigma_0}\right) - (1 + f^2) = 0 \quad (\text{I-34})$$

σ_0 est la contrainte d'écoulement de la matrice non endommagée, p est la pression hydrostatique et q représente la contrainte équivalente de von Mises.

L'endommagement, par l'intermédiaire de la variable f , modifie la surface de charge du critère de plasticité, et il est ainsi possible de traduire la baisse de capacité de résistance du matériau en fonction de l'évolution du dommage. 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.

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

$$\dot{f}_{cr} = (1 - f)tr(\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p) \quad (\text{I-35})$$

$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p$ est le tenseur de vitesse de déformation plastique.

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

I.2.3.2 - Le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN)

Pour rendre compte du phénomène de coalescence entre les cavités, V. Tvergaard et A. Needleman ([71], [103], [104]) ont modifié le modèle de Gurson en y intégrant de nouveaux paramètres constitutifs q_1 , q_2 et q_3 tels que:

$$\Phi = \left(\frac{q}{\sigma_0}\right)^2 + 2q_1 f^* \cosh\left(-\frac{3q_2 p}{2\sigma_0}\right) - 1 - (q_1 f^*)^2 = 0 \quad (\text{I-36})$$

La variation totale de f due à un incrément de déformation plastique est la somme des contributions dues à la croissance \dot{f}_{cr} , et à la nucléation de nouvelles cavités \dot{f}_n :

$$\dot{f} = \dot{f}_{cr} + \dot{f}_n \quad (\text{I-37})$$

Le terme de germination \dot{f}_n est contrôlé par la déformation plastique. De nombreux auteurs utilisent une expression sous la forme d'une probabilité Gaussienne introduite par C. Chu et A. Needleman [105] :

$$\dot{f}_n = A \dot{\varepsilon}^p \quad (\text{I-38})$$

Sachant que :

$$A = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\bar{\varepsilon}^p - \varepsilon_N}{S_N}\right)^2\right] \quad (\text{I-39})$$

f_N est la fraction volumique des cavités créées par nucléation, ε_N est la déformation plastique à partir de laquelle la nucléation commence et S_N est l'écart type de la distribution normale de Gauss des cavités.

Il est supposé que les cavités sont nucléées seulement lorsque le chargement est en traction et la nucléation des vides ne se produit pas en compression.

La fonction f^* représente la fraction volumique modifiée des cavités (porosité fictive). Son expression est donnée par V. Tvergaard et A. Needleman [71] :

$$f^* = \begin{cases} f & f \leq f_c \\ f_c + \frac{\bar{f}_f - f_c}{f_f - f_c} (f - f_c) & f_c < f < f_f, \quad \bar{f}_f = \frac{q_1 + \sqrt{q_1^2 - q_3}}{q_3} \\ \bar{f}_f & f \geq f_f \end{cases} \quad (\text{I-40})$$

f_c est la fraction volumique de cavités pour laquelle la coalescence débute et f_f représente la valeur de la fraction volumique à la rupture.

1.2.3.3 - Prise en compte de mécanisme de cisaillement

Une limitation importante des modèles basés sur l'approche de Gurson est liée au fait que les effets de cisaillement ne sont pas pris en compte dans la formulation. Cette constatation exclut la possibilité de prédire la localisation du cisaillement et de la rupture dans des conditions de faible triaxialité de contrainte. Sous des conditions de chargement dominantes en cisaillement, la distorsion des cavités et des ligaments entre les cavités joue un rôle crucial dans l'évolution de la dégradation interne du matériau. Par conséquent, afin d'améliorer la capacité prédictive du modèle de GTN, sous de faibles niveaux de triaxialité de contrainte, L. Xue [101] et K. Nahshon et J. Hutchinson [98] ont proposé l'introduction d'un mécanisme de cisaillement dans la loi d'évolution des cavités.

- Contribution de L. Xue [101]

Le mécanisme est basé sur des considérations géométriques d'une structure de cellule unitaire contenant un vide circulaire en son centre qui est soumise à une

contrainte de cisaillement simple. L'évolution de l'endommagement dû au cisaillement (\dot{f}_{cis}) dépend, selon l'auteur : de la porosité, de la déformation plastique équivalente et de l'angle de Lode. Le taux de variation de ce mécanisme peut être mathématiquement exprimé par :

$$\dot{f}_{cis} = q_4 f^{q_5} g_0 \bar{\varepsilon}^p \quad (I-41)$$

q_4 et q_5 représentent des paramètres constitutifs du matériau. Pour les problèmes à deux dimensions $q_4 = 1,69$ et $q_5 = 1/2$ et pour les problèmes tridimensionnels $q_4 = 1,86$ et $q_5 = 1/3$ [101]. La variable f représente la porosité, $\bar{\varepsilon}$ est la déformation équivalente et g_0 est le paramètre qui introduit la dépendance du mécanisme de cisaillement à l'angle de Lode. Si g_0 est différent de zéro, le mécanisme de cisaillement est pris en compte. Toutefois, si g_0 est nul, il n'y a pas d'effet du mécanisme de cisaillement, sur l'évolution d'endommagement, et seul les mécanismes de nucléation et de croissance des sont actifs.

La Fonction de l'angle de Lode, g_0 , peut être définie par:

$$g_0 = 1 - \frac{6|\theta|}{\pi} = 1 - |\bar{\theta}| = 1 - \frac{2}{\pi} \arccos \xi \quad (I-42)$$

Où θ est l'angle de Lode qui est déterminé selon l'équation (I-30), $\bar{\theta}$ est l'angle de Lode normalisé et ξ représente le troisième invariant normalisé défini par :

$$\xi = \frac{27 J_3}{2 q^3} \quad (I-43)$$

Avec $J_3 = \det(\mathbf{s})$, troisième invariant des contraintes.

Le mécanisme de cisaillement proposé par L. Xue [101] peut être inclut dans le modèle de GTN, qui dispose déjà de mécanismes de nucléation et de croissance des micro-vides. Ainsi, l'évolution de la porosité exprimée à l'origine par l'équation (I-37), est redéfinie comme suit:

$$\dot{f} = \dot{f}_{cr} + \dot{f}_n + \dot{f}_{cis} \quad (I-44)$$

L'évolution de l'endommagement dans le matériau dégrade l'ensemble de ses propriétés élastiques. Cependant, cet effet est négligeable par rapport à l'influence de l'endommagement sur le comportement plastique. Par conséquent, la loi d'évolution de l'endommagement en cisaillement ne prend pas en compte de terme en déformation totale. Elle est définie uniquement comme une fonction de la déformation plastique accumulée et du taux de déformation plastique accumulée (voir l'équation (I-41)):

$$\dot{f}_{cis} = q_4 f^{q_5} g_0 \bar{\varepsilon}^p \dot{\bar{\varepsilon}}^p \quad (I-45)$$

- La contribution de K. Nahshon et J. Hutchinson [98]

K. Nahshon et J. Hutchinson ont proposé, pour décrire le mécanisme dû au cisaillement, un terme additionnel (\dot{f}_{cis}) différent de celui défini par L. Xue [101].

$$\dot{f}_{cis} = k_w \frac{f w_0(\sigma)}{q} \mathbf{s} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p \quad (\text{I-46})$$

où $w_0(\sigma)$ est une fonction de l'état de contrainte représenté par le troisième invariant normalisé ξ . k_w est un paramètre constitutif du matériau introduit spécifiquement dans cette approche. Le paramètre $w_0(\sigma)$ s'écrit comme suit :

$$w_0(\sigma) = w(\xi) = 1 - (\xi)^2 \quad (\text{I-47})$$

Il est important de noter que $w(\xi)$ ne permet pas de distinguer précisément certains états de contrainte comme, par exemple, deux états axisymétriques décrits par :

- l'égalité de deux contraintes principales mineures (traction uniaxiale avec ($\xi = 1$))
- l'égalité de deux contraintes principales majeures (traction biaxiale ($\xi = -1$))

Dans ces deux cas, la valeur de $w(\xi)$ sera effectivement nulle.

De plus, l'application de cette approche en cisaillement au taux de croissance d'endommagement dans l'équation (I-46) et (I-47) n'affecte pas la normalité de la règle d'écoulement plastique, comme l'ont démontré par K. Nahshon et J. Hutchinson [98]. En effet, le terme de cisaillement n'est gouverné que par les incréments de déformation plastique, et ne dépend que des valeurs des contraintes actuelles, au travers du troisième invariant J_3 .

En revanche, la modification introduite par K. Nahshon et J. Hutchinson [98] est purement phénoménologique. Le paramètre f peut être considéré soit comme fraction volumique effective des cavités soit un simple paramètre d'endommagement.

- Extension de K.L. Nielsen et V. Tvergaard [106]

Le paramètre k_w qui apparaît dans l'équation (I-46), est défini par K. Nahshon et J. Hutchinson [98] comme l'amplitude de croissance d'endommagement en cisaillement, alors que $w_0(\sigma)$ est formulé pour effectuer une distinction entre l'état des contraintes sans cisaillement cas où $w(\sigma) = 0$ et tous les états de contraintes décrivant des effets combinés entre le cisaillement pur et la pression hydrostatique cas où $w(\sigma) = 1$.

Cependant, cette approche peut avoir une influence significative sur certains états de contraintes à fort taux de triaxialité de contrainte. C'est par exemple le cas de la traction plane, où la triaxialité de contrainte vaut environ 0,577. Dans ce cas, le

troisième invariant du tenseur des contraintes ξ est nul et de ce fait $w(\boldsymbol{\sigma}) = 1$. La contribution au développement de l'endommagement en cisaillement est donc, dans ce cas, maximale malgré un niveau de triaxialité de contrainte assez important.

Afin de pallier cet inconvénient, K.L. Nielsen et V. Tvergaard [106] ont proposé une modification au modèle de K. Nahshon et J. Hutchinson [98] en introduisant, dans le terme d'endommagement, un facteur supplémentaire $\Omega(\eta)$ qui dépend du niveau de triaxialité de contrainte. Ce facteur introduit une interpolation linéaire permettant de normaliser à l'intervalle $[0,1]$ les niveaux limites $[\eta_1, \eta_2]$ de triaxialité significatifs de la sensibilité à l'effet du cisaillement. $w_0(\boldsymbol{\sigma})$ s'exprime ainsi sous la forme suivante :

$$w_0(\boldsymbol{\sigma}) = w(\xi)\Omega(\eta), \quad \text{avec } \Omega(\eta) = \begin{cases} 1, & \text{pour } \eta < \eta_1 \\ \frac{\eta - \eta_1}{\eta_1 - \eta_2}, & \text{pour } \eta_1 \leq \eta \leq \eta_2 \\ 0, & \text{pour } \eta > \eta_2 \end{cases} \quad (I-48)$$

Où $\eta_1 < \eta_2$ et $w_0(\boldsymbol{\sigma})$ est donnée par l'équation (I-47). L'interpolation signifie que le modèle de K. Nahshon et J. Hutchinson [98] est utilisé pour $\eta \leq \eta_1$, alors que le modèle GTN est utilisé pour $\eta \geq \eta_2$. L'extension (I-48) est proposée parce que la modification en cisaillement donnée par la référence [98] influe assez fortement sur l'évolution d'endommagement même à triaxialité de contrainte élevée, comme trouvé dans le cas de traction uniaxiale sous déformation plane.

Avec l'extension proposée en (I-48) les caractéristiques du modèle de Gurson sont maintenues pour des niveaux de triaxialité de contrainte élevés, en préservant également la prédiction de rupture ductile en cisaillement à faibles niveaux de triaxialité de contrainte.

Il faut noter que l'insertion du facteur correcteur $\Omega(\eta)$ dans $w_0(\boldsymbol{\sigma})$ ne modifie pas la règle de normalité plastique.

1.2.3.4 - Les critères de rupture non couplés

Les modèles d'endommagement non couplés sont déduits des champs de contraintes et de déformations mais n'ont aucun effet direct sur ces champs. Ce type de critères s'écrit souvent sous forme intégrale.

Les principaux modèles d'endommagement non couplés trouvés dans la littérature sont:

- Le critère de M. Oyane [54]:

$$C_0 = \int_0^{\varepsilon_R} (1 + A\eta) d\bar{\varepsilon}^p \quad (I-49)$$

A est un paramètre matériau.

- le critère de F. A. McClintock [61] :

$$C_M = \int_0^{\varepsilon_R} \exp(\sqrt{3}\eta) d\bar{\varepsilon}^p \quad (I-50)$$

- le critère de J. Rice et D. Tracey [53] :

$$C_{RT} = 0,283 \int_0^{\varepsilon_R} \exp\left(\frac{3}{2}\eta\right) d\bar{\varepsilon}^p \quad (I-51)$$

- le critère de M. Cockroft et D. Latham [52] :

$$C_{CL} = \int_0^{\varepsilon_R} \exp\left(\frac{\Omega}{q}\right) d\bar{\varepsilon}^p \quad (I-52)$$

Ω est la contrainte principale maximale positive.

- le critère de A.M. Goijaerts [17] :

$$C_G = \int_0^{\varepsilon_R} \left(1 + 3,9\eta\bar{\varepsilon}^{p,63}\right) d\bar{\varepsilon}^p \quad (I-53)$$

- le critère d'initiation de rupture ductile [24] :

$$W = \int_0^{\varepsilon_R} \frac{d\bar{\varepsilon}^p}{\bar{\varepsilon}_r(\eta)} = 1 \quad (I-54)$$

W est l'indicateur de formabilité et $\bar{\varepsilon}_r(\eta)$ la fonction limite de formabilité.

Ces modèles prennent en compte une variable externe qui prédit la rupture si une valeur critique est atteinte. Cependant, cette valeur critique dépend non seulement le type du matériau, mais aussi de l'état des contraintes, qui varie durant le procédé et qui décide la valeur de la déformation à la rupture $\bar{\varepsilon}_r$.

I.3 - Conclusion :

Ce chapitre présente un état de l'art sur les études menées sur le procédé de découpage et sur les modèles d'endommagement ductiles.

Les principaux travaux réalisés dans le domaine de découpage des tôles se répartissent en trois catégories :

- Approches expérimentales : par la caractérisation du procédé par la courbe effort-déplacement du poinçon, par l'analyse de la qualité du profil de la pièce découpé et par l'étude de l'effet des paramètres technologiques du procédé sur le comportement global et local du produit découpé.

- Approches théoriques : par la proposition de modèles analytiques simples basés sur un ensemble d'hypothèses. Ces types de modélisations permettent de prédire principalement l'effort maximal de découpe et de donner des estimations sur les champs de contraintes et de déformations dans la zone de cisaillement du matériau.
- Approches numériques : par la simulation numérique du procédé à l'aide de codes de calcul, généralement, par éléments finis. Ces travaux traitent de la prise en compte, ou non, de l'endommagement pendant la simulation du procédé. Ils s'intéressent également à l'implémentation des différents modèles de rupture ductile ainsi qu'à la vérification de leur capacité de prédiction.

La deuxième partie de ce chapitre est consacrée aux travaux menés jusqu'à présent sur l'endommagement ductile et sur les modes de description des états de contraintes. Il s'intéresse plus particulièrement à l'influence de la triaxialité de contrainte et du troisième invariant de contrainte (angle de Lode), sur l'endommagement et la rupture ductile. Une description détaillée d'un modèle micromécanique de type Gurson ainsi que de ses extensions les plus récentes, incluant les chargements en cisaillement, est effectuée. Un inventaire des critères de rupture non couplés est également présenté.

Dans la suite des travaux, deux des modèles présentés seront étudiés afin de vérifier leur capacité prédictive dans le cadre de la caractérisation du procédé de découpage:

- le modèle de Gurson avec les extensions en cisaillement proposées par K. Nahshon et J. Hutchinson [98] et K.L. Nielsen et V. Tvergaard [106];
- le critère de d'initiation de la rupture ductile non découplé (l'équation (I-54)).

Le chapitre suivant présente une caractérisation micro-macro mécanique qui nous permettra de justifier le choix du modèle d'endommagement et pour mettre en place les essais nécessaires d'identification des paramètres du modèle.

Chapitre II:

Caractérisation expérimentale du matériau

Ce chapitre présente une description expérimentale du matériau basée sur des observations microscopiques afin d'identifier les mécanismes physiques d'endommagement mis en jeu pour deux états de chargement différents (traction et cisaillement). Des essais mécaniques à différents niveaux d'états de contrainte sont aussi effectués pour étudier la sensibilité de l'endommagement du matériau aux modes de chargement.

Note : *Pour respecter les accords de confidentialité entre l'ENSAM et DEVILLÉ ASC, les différentes côtes des éprouvettes présentées, les valeurs des axes des graphes et les valeurs des paramètres matériau n'apparaîtront pas dans ce rapport.*

II - Caractérisation expérimentale du matériau

II.1 - Caractérisation micrographique

Pour avoir plus d'informations et de connaissances sur l'aspect microstructural du matériau afin de comprendre le processus d'endommagement et de rupture, une étude micrographique a été faite sur un ensemble d'échantillons et d'éprouvettes in-situ. Tous les échantillons ont été polis par des papiers abrasifs et des feutres diamantés (particules de 6, 3 et 1 μm), puis soumis à une attaque chimique au Nital afin de révéler la surface observée.

II.1.1 - Présentation du matériau

La ferrure d'ancrage de ceinture de sécurité utilisée comme support d'étude est fabriquée en acier **S500MC** à Haute Limite d'Élasticité (HLE). Cet acier de construction (**S**), possède une limite d'élasticité minimale de **500 MPa**. Il est obtenu par laminage à chaud (**M**) et préconisé pour les opérations de formage à froid (**C**).

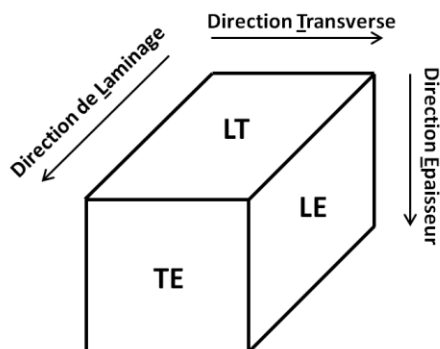
Le matériau semi-fini est réceptionné sous forme des bandes de tôle bobinée d'épaisseur standard de 3,55 mm. Sa composition chimique, est présentée dans le Tableau II-1 [4].

Tableau II-1 : Composition chimique de l'acier HLE-S500MC.

Eléments	C (% max)	Mn (% max)	Si (% max)	P (% max)	S (% max)	Al (% max)	Nb (% max)	V (% max)	Ti (% max)
Valeur	0.12	1.70	0.50	0.025	0.015	0.015	0.09	0.20	0.15

II.1.2 - Microstructure du matériau

Les analyses microstructurales s'effectuent à la fois par microscopie optique et également à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB) dans les trois plans orthogonaux de la tôle (Figure II-1). La microstructure présentée par la Figure II-2 est composée d'une matrice ferritique montrant des traces de cémentite au niveau des joints de grains. Ces traces occupent environ 2% de la surface analysée, et ne sont pas distribuées de manière homogène. Les grains possèdent une structure quasi-identique dans les trois plans.



LT: plan Laminage - Transverse

LE: plan Laminage - Epaisseur

TE: plan Transverse- Epaisseur

Figure II-1 : Trois plans orthogonaux des échantillons préparés pour la caractérisation microstructurale

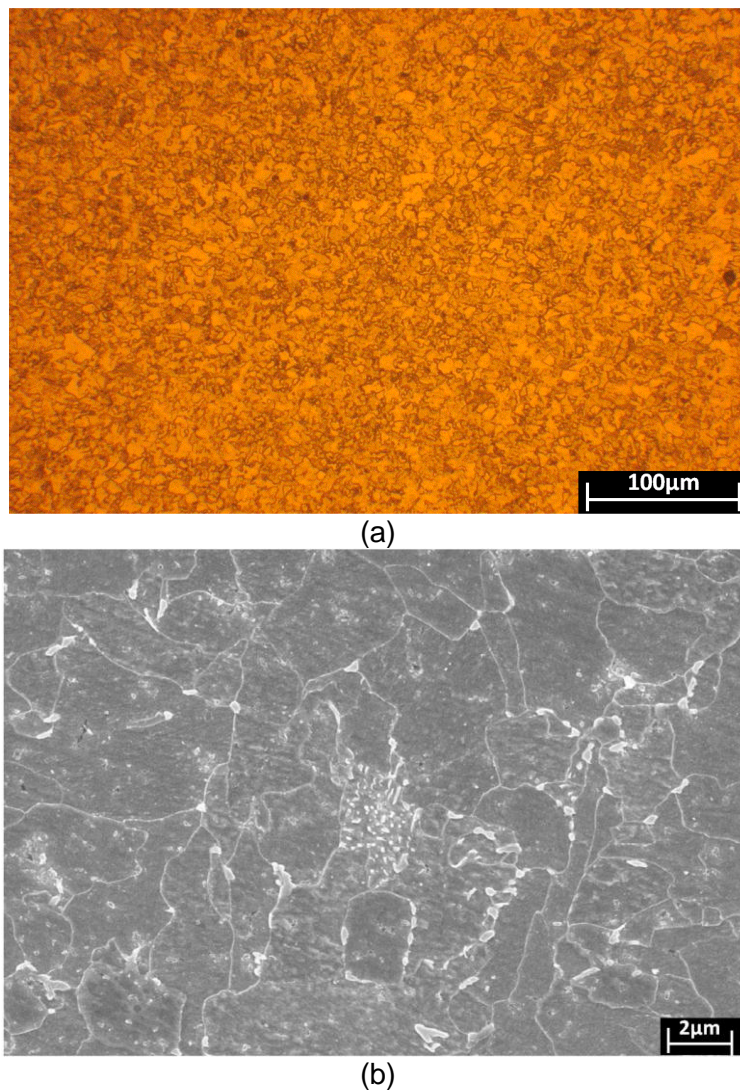


Figure II-2 : Microstructure du S500MC sur le plan LT : (a) par microscope optique et (b) par MEB

II.1.3 - Etude des inclusions

Les inclusions créées lors de développement des phases du matériau influencent le comportement de la tôle durant sa mise en forme. Elles représentent la principale cause de l'endommagement du matériau. Une bonne compréhension des mécanismes physiques de l'endommagement demande donc de connaître précisément les caractéristiques qui définissent le taux inclusionnaire : densité inclusionnaire, distribution spatiale, type et morphologie des particules non métalliques...

Des analyses microscopiques sur les trois plans (Figure II-1) ont été effectuées au MEB et par analyse spectrométrique (EDS : Energy Dispersive Spectrometry) pour caractériser les différentes inclusions trouvées dans le matériau. La surface étudiée sur chaque plan est d'environ 40 mm². L'étude consiste à déterminer les compositions chimiques des inclusions afin d'en identifier le type.

Les différentes inclusions identifiées sont classées en trois grandes familles :

- les oxydes : FeO, Al₂O₃,... et des autres inclusions composées dites « complexes » CaO-Al₂O₃, MgO-Al₂O₃, FeO-CaO, MgO-Al₂O₃-CaO ;
- les sulfures : FeS-CaS ;
- les oxysulfures: Al₂O₃-CaS, CaO-CaS.

La plupart des inclusions analysées présentent une forme sphérique. Leur taille moyenne (longueur ou diamètre) varie entre 3 et 8 μm. La taille minimale est d'environ 1,2 μm et la taille maximale est environ 12 μm. La Figure A-1 (annexe A) montre quelques exemples d'inclusions observées.

Une technique de mesure par traitement d'images issues d'observations au MEB a permis d'estimer la fraction volumique des inclusions par un balayage sur une surface d'environ 40 mm² pour chaque plan. Une trentaine d'images ont été traitées sur chaque face, afin de calculer l'aire de l'ensemble des inclusions par rapport à la surface totale. La Figure II-3 montre un exemple d'image analysée.

En se basant sur l'hypothèse d'une distribution aléatoire des inclusions mesurées, il est possible d'obtenir la fraction volumique des inclusions V_I à partir des données de l'analyse superficielle par égalité avec la fraction surfacique S_I [107].

$$V_I = S_I = \frac{S_i}{S_T} \quad (\text{II-1})$$

S_i est l'aire des inclusions mesurées et S_T est l'aire totale de surface analysée.

Le Tableau II-2 résume les fractions volumiques des inclusions dans les trois plans de la Figure II-1.

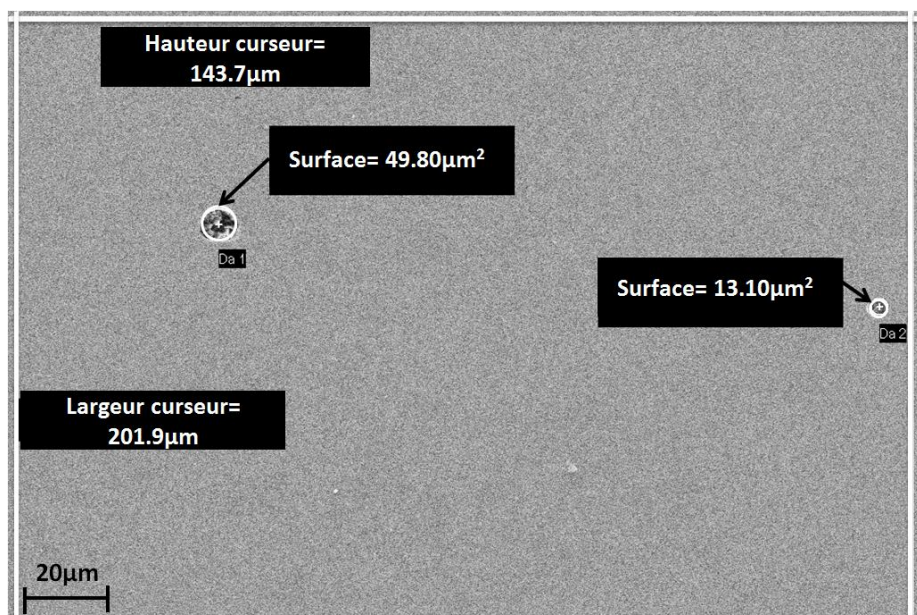


Figure II-3 : Exemple d'image analysée pour déterminer la fraction surfacique des inclusions

Tableau II-2 : Fraction volumique des inclusions selon les trois plans

Plan	Fraction volumique des inclusions V_I	Moyenne
LT	0,0017	0.0015
LE	0,0015	
TE	0,0013	

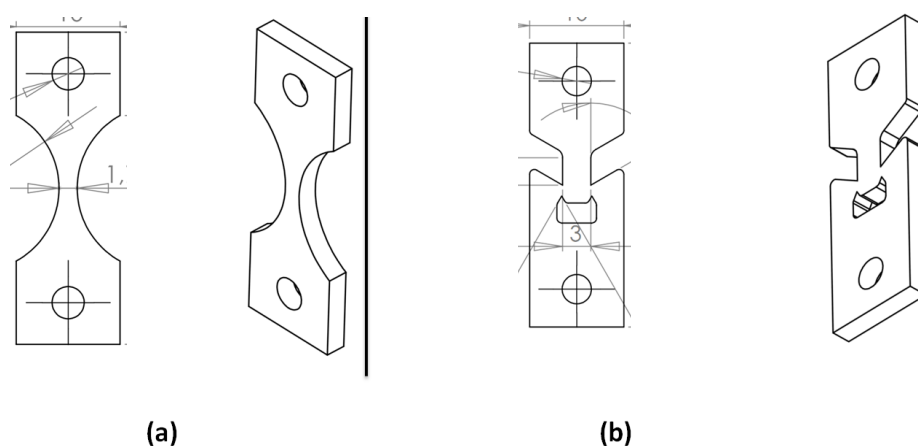
II.1.4 - Essais *In-situ*

Les mécanismes d'endommagement du matériau sont généralement attribués aux effets d'amorçage et de croissance des micros défauts, qui sont habituellement associés à la dégradation des propriétés macroscopiques. Les micros fissures et les microcavités sont deux des principaux défauts du matériau. La nucléation, la croissance et la coalescence de ces micros défauts sont les mécanismes classiques de l'endommagement ductile.

Pour observer l'évolution de la microstructure et identifier les mécanismes de rupture ductile, des essais *in-situ* au MEB avec des géométries différentes d'éprouvettes ont été mis en œuvre pour deux modes d'états de contrainte. La Figure II-4 montre les deux géométries utilisées pour les essais *in-situ*. Les éprouvettes sont conçues de manière à obtenir dans leur zone centrale :

- un niveau élevé de triaxialité de contrainte pour un chargement en traction (Eprouvette 1: Figure II-4-a) ;
- un très faible niveau de triaxialité de contrainte par un chargement en cisaillement (Eprouvette 2: Figure II-4-b).

Les éprouvettes ont été découpées par électroérosion à fil et ont subi une rectification de chaque face pour avoir une épaisseur de 2mm.

Figure II-4 : Géométries des éprouvettes *in-situ* : (a) traction et (b) cisaillement

Le chargement jusqu'à rupture des échantillons a été réalisé en utilisant une platine d'essais implantée dans l'enceinte du MEB. Le paramétrage et la synchronisation de l'essai a été réalisé à l'aide du logiciel Microtest®.

II.1.4.1 - Traction in-situ

Trois échantillons ont été testés pour analyser le processus de rupture en traction. La Figure II-5 montre l'évolution de la zone de striction durant la déformation de l'une des trois éprouvettes testées. Le chargement progressif en traction engendre l'augmentation des rayons de la zone utile (Figure II-5-a). Lorsque la charge atteint sa valeur maximale, la striction apparaît dans la zone centrale de l'échantillon (Figure II-5-b). A partir de ce stade l'endommagement s'accumule et se localise en induisant une réduction d'épaisseur (Figure II-5-c). Finalement, la rupture de l'éprouvette se produit en présentant un profil caractéristique de la rupture ductile en traction (Figure II-5-d).

La Figure II-6 montre un exemple d'évolution d'une cavité autour d'une inclusion d'oxyde composé de type $MgO-Al_2O_3$. Celle-ci est logée dans la zone de striction de l'éprouvette, où le niveau de triaxialité de contrainte est maximal. La série de clichés a été prise pour différents niveaux de déformation.

L'incompatibilité des propriétés mécaniques de la matrice et des inclusions provoque un amorçage des vides par décohesion des deux phases (Figure II-6-a). Leur accroissement s'effectue de manière progressive sous forme d'ellipsoïdes dans les directions de chargement (Figure II-6-b-c-d-e-f). Cette progression s'effectue de manière continue, avec la création des bandes de glissement et des micro-fissures dans la matrice (Figure A-2, annexe A), jusqu'à un niveau critique à partir duquel l'interaction des cavités induit la détérioration du matériau. Ce stade correspond au mécanisme de coalescence des vides qui est difficilement observable du fait de la rapidité de cette phase.

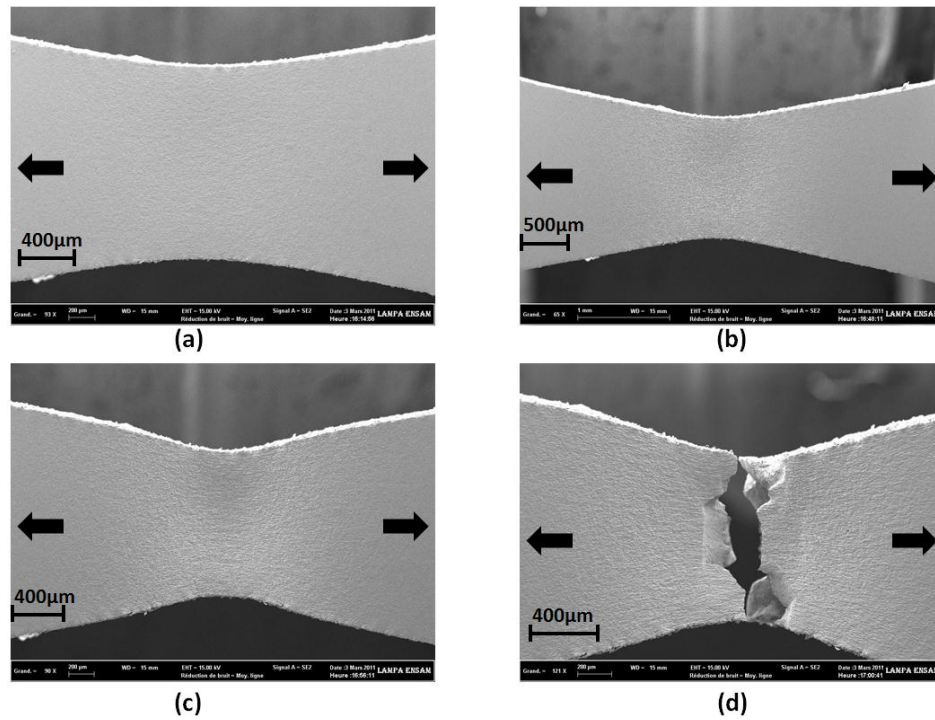


Figure II-5 : Evolution de la zone de striction lors de la traction *in-situ*: (a) juste avant la striction, (b) début de striction, (c) juste avant la rupture et (d) après la rupture

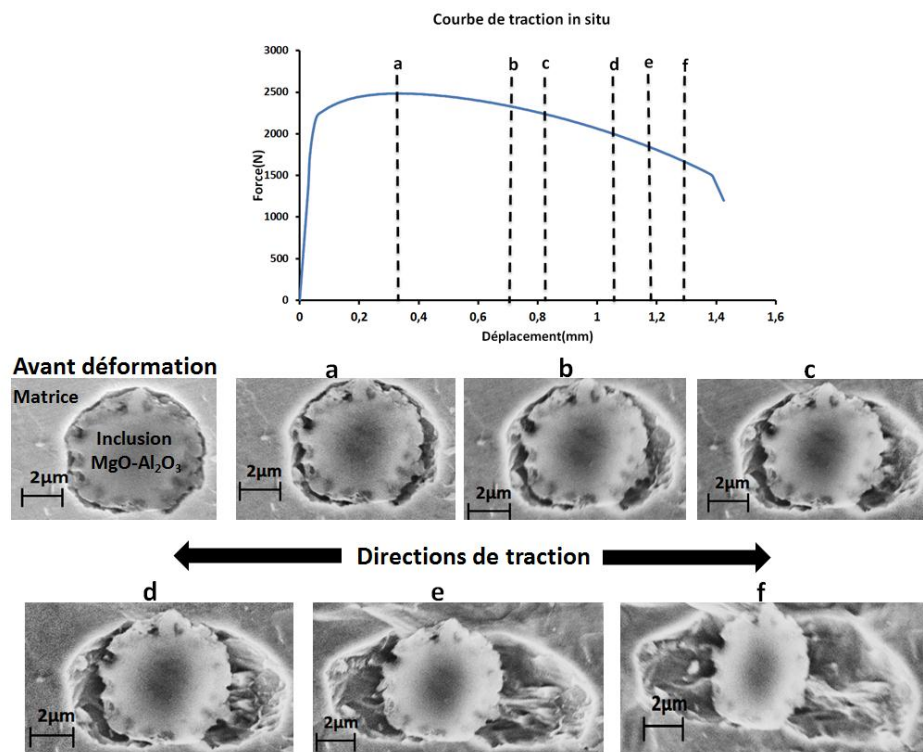


Figure II-6 : Evolution d'une cavité autour d'une inclusion durant un essai de traction *in-situ*

II.1.4.2 - Cisaillement in situ

- Evolution de la zone de cisaillement :

La Figure II-7 montre l'évolution de la zone de cisaillement de l'éprouvette durant sa déformation. Nous pouvons observer la création d'une zone de cisaillement entre les deux entailles qui évolue jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Les contraintes sont localisées le long de cette zone caractérisée par une réduction d'épaisseur. L'amorçage de fissure sur le bord de l'entaille se propage le long de la zone jusqu'à la rupture complète de l'échantillon. La zone arrondie sur le bord est typique de la réorientation des fibres dans les deux directions de cisaillement, créant ainsi une bavure causée par l'étirage de la matière.

- Evolution de la matrice :

La Figure II-8 illustre un exemple des micro-fissures dans la matrice. La création des bandes de cisaillement sous l'effet de la localisation des déformations provoque l'apparition de micro-fissures qui s'allongent dans les directions de cisaillement et forment des vides (microcavités) dans la matrice.

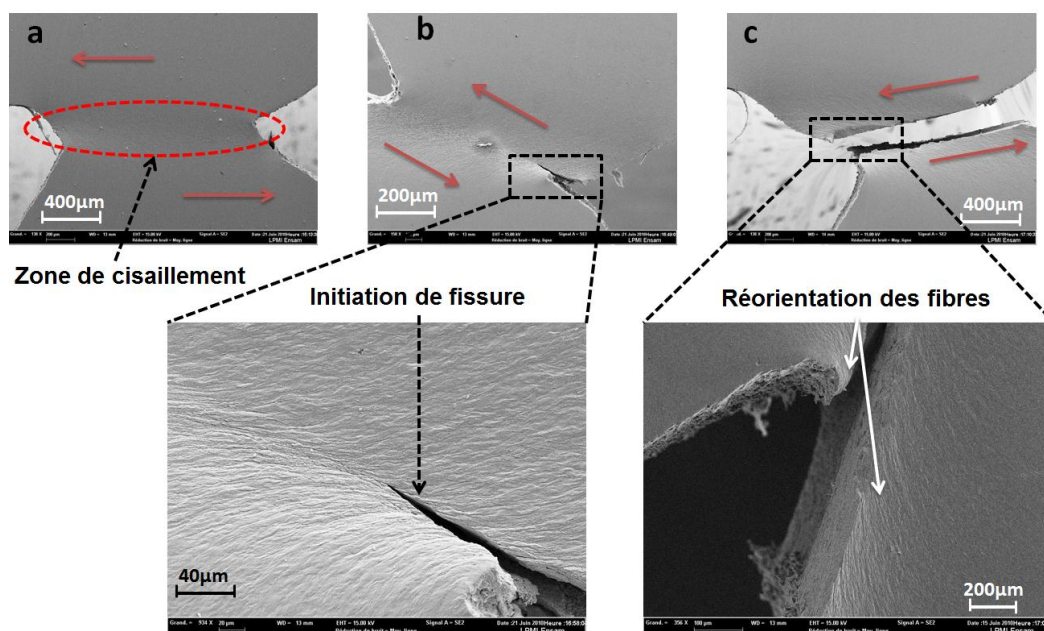


Figure II-7 : Evolution de la zone de cisaillement jusqu'à la rupture

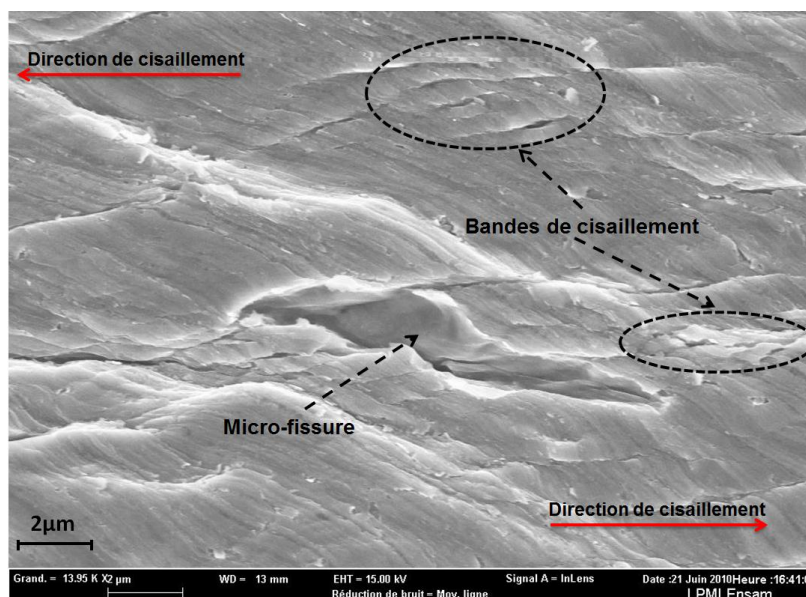


Figure II-8 : Evolution de la matrice durant le cisaillement *in-situ*

- Evolution des cavités :

La séquence des clichés dans la Figure II-9 montre les évolutions (en fonction du pourcentage de déplacement à la rupture) de trois cavités autour de trois inclusions pour différents niveaux de chargement. Celles-ci sont de plus positionnées dans deux zones différentes (Figure II-9-a). Les inclusions logées au niveau de la ligne 1 sont plus sollicitées en cisaillement que celles observées au niveau de la ligne 2.

Avant la déformation (Figure II-9-b à 0% du déplacement à la rupture), les inclusions sont incorporées dans la matrice. Avec l'apparition des déformations dues à la sollicitation, la différence de rigidité au niveau des interfaces matrice/inclusions provoque une localisation des contraintes. L'application des sollicitations mécaniques génère la germination des cavités par décohésion des inclusions par rapport à la matrice (Figure II-9-b à 88%). Le deuxième mécanisme de nucléation des cavités apparaît au niveau de la ligne 2. Il se caractérise par la fragmentation des inclusions et par une absence de mécanisme de décohésion (Figure II-9-d).

Certaines inclusions placées au niveau de la ligne 1 ont subi une combinaison des deux mécanismes : décohésion et fragmentation comme la montre la Figure II-9-c. La croissance des vides apparus lors de l'étape de nucléation est contrôlée par l'écoulement plastique qui provoque un écrouissage de la matrice autour des inclusions. La croissance n'est pas uniforme et dépend largement de l'état des contraintes et de la forme des cavités, qui est différente de celle observée en traction.

Certains vides tendent à croître dans les deux directions de chargement en cisaillement formant des points anguleux (« corners »). La cavité déformée subit également une rotation qui dépend du niveau de chargement. Lorsque le ligament séparant deux cavités est suffisamment petit, une interaction entre les deux cavités se produit.

L'écoulement plastique au niveau du ligament engendre alors sa rupture par cisaillement. L'accélération de l'évolution de la fraction volumique des cavités qui

caractériser l'étape de coalescence est associée à l'amorçage d'une fissure macroscopique à l'entaille de l'éprouvette (Figure II-7). La propagation de cette fissure macroscopique le long de la zone cisailée conduit à la rupture complète de l'échantillon.

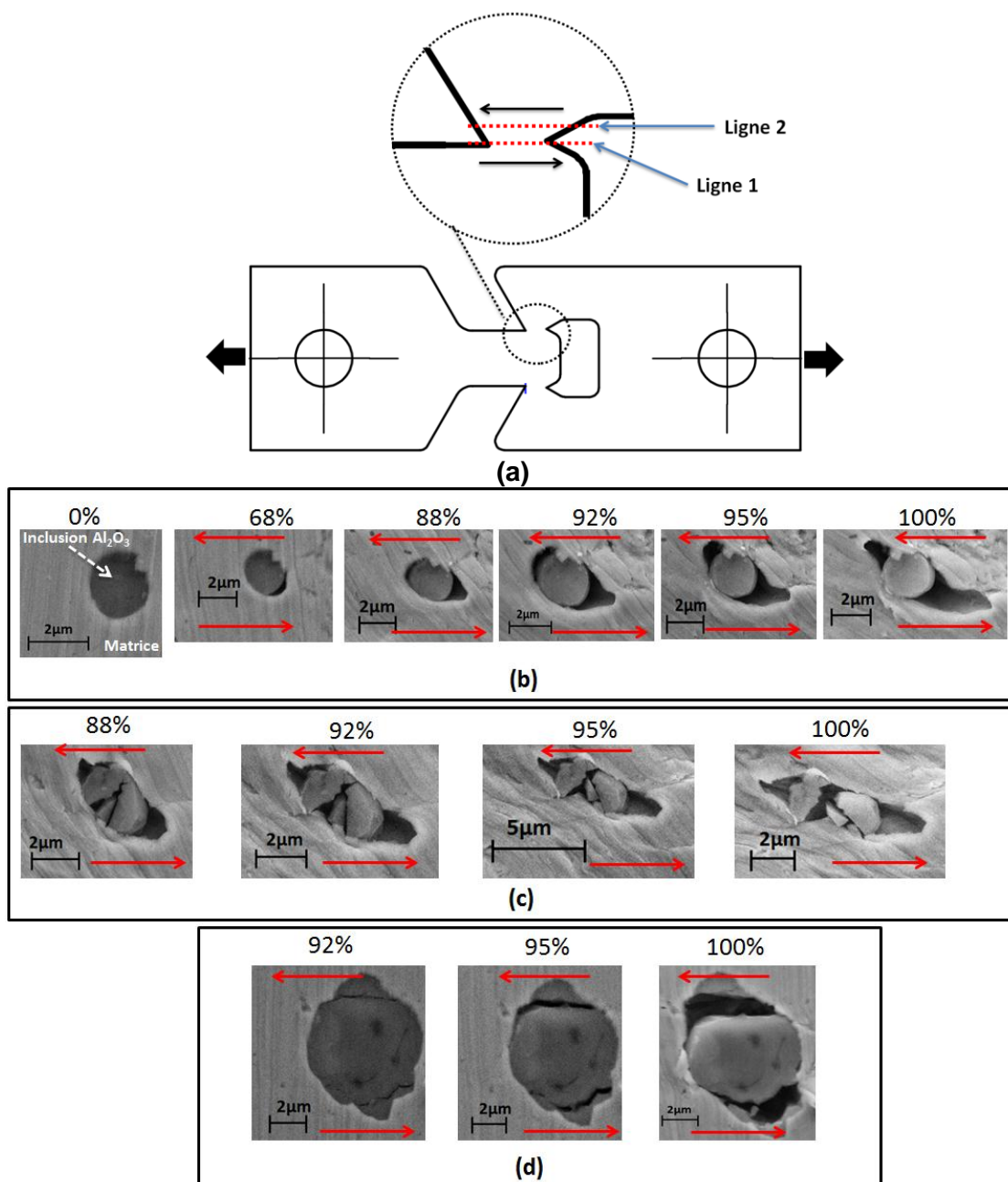


Figure II-9 : Evolution des mécanismes de nucléation et d'élongation des cavités en fonction de la déformation de la zone cisailée: (a) positionnement des inclusions étudiées, (b) nucléation par décohesion sur la ligne 1, (c) nucléation par décohesion et fragmentation sur la ligne 1 et (d) nucléation par fragmentation sur la ligne 2

II.1.4.3 - Conclusion

Nous constatons que le processus physique d'endommagement dépend de l'état de chargement du matériau. La Figure II-10 résume les mécanismes physiques d'endommagement qu'on a pu observer en traction et en cisaillement.

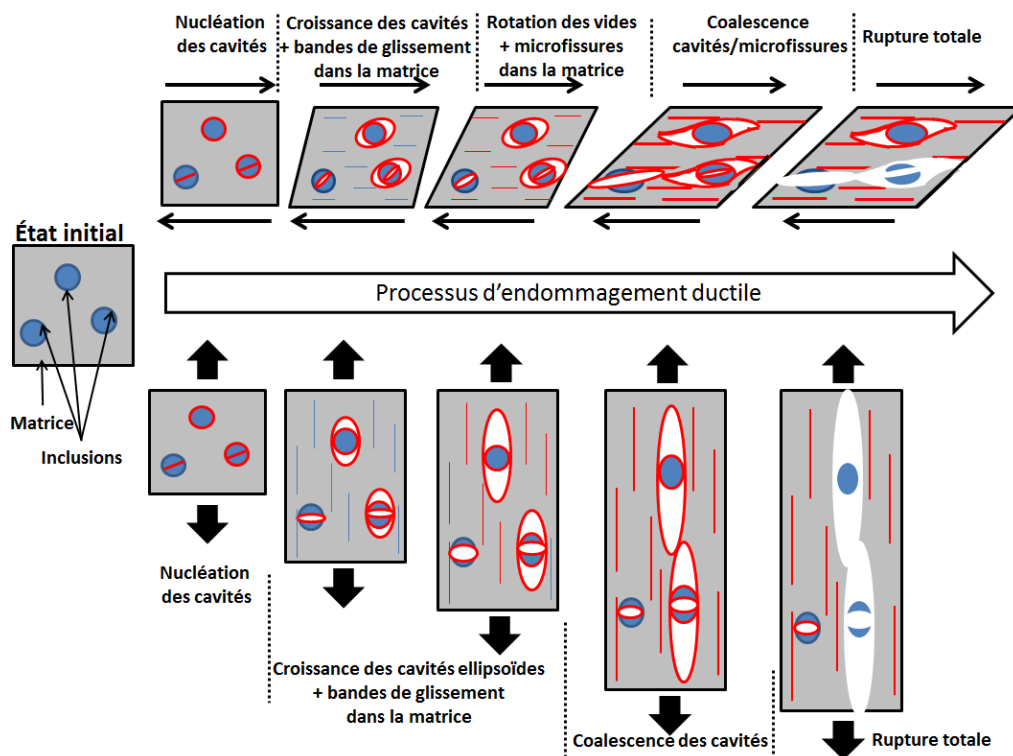


Figure II-10 : Schéma du processus physique d'endommagement ductile observé en traction et en cisaillement

II.2 - Essais macroscopiques

Des essais mécaniques avec différentes formes d'éprouvettes ont été réalisés pour caractériser les effets de la triaxialité de contrainte et du 3^{ème} invariant sur l'évolution de l'endommagement et sur la mode de rupture ductile. Ces essais permettent également d'identifier les paramètres du matériau.

Six séries d'essais ont été réalisées afin de caractériser l'évolution de l'endommagement. Cette section présente une description détaillée des procédures expérimentales qui ont été mises en œuvre.

II.2.1 - Essais de traction

II.2.1.1 - Conditions opératoires

Les essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes plates de sections lisses (Figure II-12-a) et des éprouvettes plates entaillées (Figure II-12-b à d). L'axe de chargement des éprouvettes est orienté selon la direction de laminage. Quatre rayons d'entaille différents ont été testés : $R = 20$ mm, $R = 10$ mm, $R = 5$ mm et $R = 2$ mm.

Tous les essais ont été réalisés sur une machine hydraulique INSTRON8801 de 100 kN de capacité maximale de chargement. La Figure II-11 montre un exemple de montage d'une éprouvette entaillée ($R=10$) sur la machine de traction. Les essais sont contrôlés en déplacement avec une vitesse de traverse constante de 0,5 mm/min.

Un extensomètre de longueur initiale de 25 mm, a été utilisé pour les essais de traction des éprouvettes lisses et les éprouvettes entaillées sauf pour les éprouvettes de rayon 2 mm. Un extensomètre de longueur initiale de 12,5 mm a été utilisé pour les éprouvettes entaillées de rayon 2 mm.

Pour chaque configuration, quatre essais ont été effectués. La dispersion de mesure du déplacement à la rupture est d'environ 2% pour chaque géométrie.



Figure II-11 : Exemple de montage d'une éprouvette entaillée sur la machine de traction

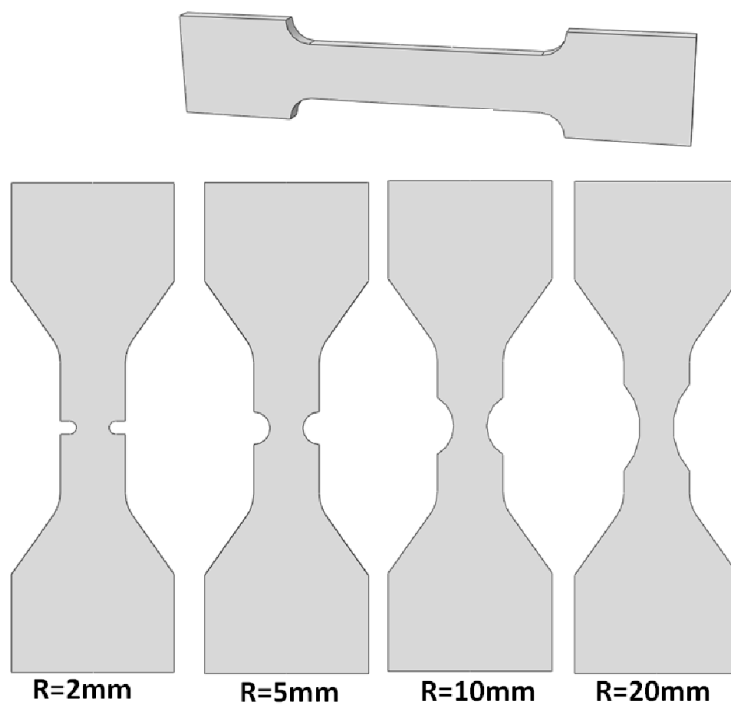


Figure II-12 : Géométrie des éprouvettes de traction

II.2.1.2 - Résultats

La mesure de l'effort en traction F et de l'allongement Δl de l'éprouvette lisse permet de déduire la courbe conventionnelle de traction. Celle-ci relie la contrainte conventionnelle σ_{conv} à la déformation conventionnelle ε_{conv} , qui s'expriment selon les expressions suivantes :

$$\sigma_{conv} = \frac{F}{S_0} \quad \text{et} \quad \varepsilon_{conv} = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l-l_0}{l_0} \quad (\text{II-2})$$

Avec S_0 est l'aire de la section initiale de la zone utile de l'éprouvette, l est le déplacement instantané mesuré par l'extensomètre et l_0 la longueur initiale de l'extensomètre. La courbe conventionnelle donne accès à un certain nombre de paramètres constitutifs du matériau tels que :

- la limite d'élasticité : R_e
- la résistance à la traction : R_m
- l'allongement à la rupture : A (%)

La courbe vraie est obtenue à travers les relations suivantes :

$$\sigma_{vraie} = \sigma_{conv}(1 + \varepsilon_{conv}) \quad \text{et} \quad \varepsilon_{vraie} = \ln(1 + \varepsilon_{conv}) \quad (\text{II-3})$$

La Figure II-13 représente les courbes conventionnelles de quatre essais. Les résultats obtenus montrent une bonne reproductibilité des essais.

Les principales propriétés mécaniques obtenues à partir de la moyenne des quatre courbes sont résumées dans le Tableau II-3. Ce matériau est caractérisé par un allongement à la rupture relativement important avec notamment une zone de striction importante.

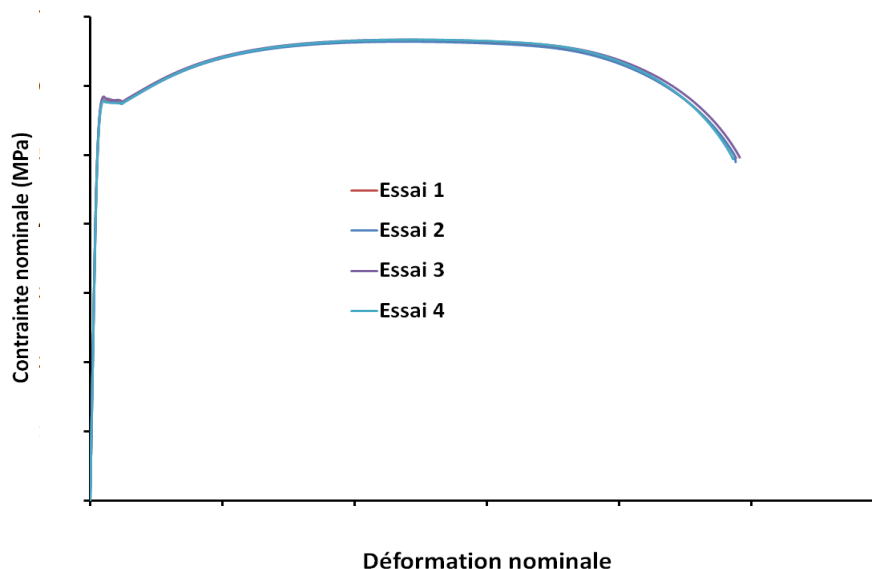


Figure II-13 : Courbes Contraintes/Déformation conventionnelles des essais de traction lisse

Tableau II-3 : Propriétés mécaniques du matériau

Propriété	E (GPa)	R_e (MPa)	R_m (MPa)	A_r (%)
Valeur				

La Figure II-14 montre la superposition des courbes efforts/déplacements des essais de traction entaillée.

Trois paramètres expérimentaux peuvent être identifiés à partir des essais de traction entaillée : le déplacement à la rupture d_r , l'effort maximal F_{\max} et la déformation axiale à la rupture donnée par :

$$\varepsilon_r = \ln\left(\frac{S_0}{S_r}\right) \quad (\text{II-4})$$

S_0 et S_r sont la section initiale et la section à la rupture, respectivement. S_r est obtenue par la mesure de l'aire de faciès de rupture par le MEB.

La valeur de déplacement à la rupture, qui correspond à l'apparition de la première fissure macroscopique, est supposée associée avec le point de départ de la chute rapide de la courbe effort/déplacement. Le Tableau II-4 récapitule les paramètres expérimentaux déterminés par les essais de traction entaillée.

On peut remarquer que l'augmentation du rayon d'entaille augmente le déplacement à la rupture d_r et la déformation ε_r . Il engendre également la diminution de l'effort maximal F_{\max} .

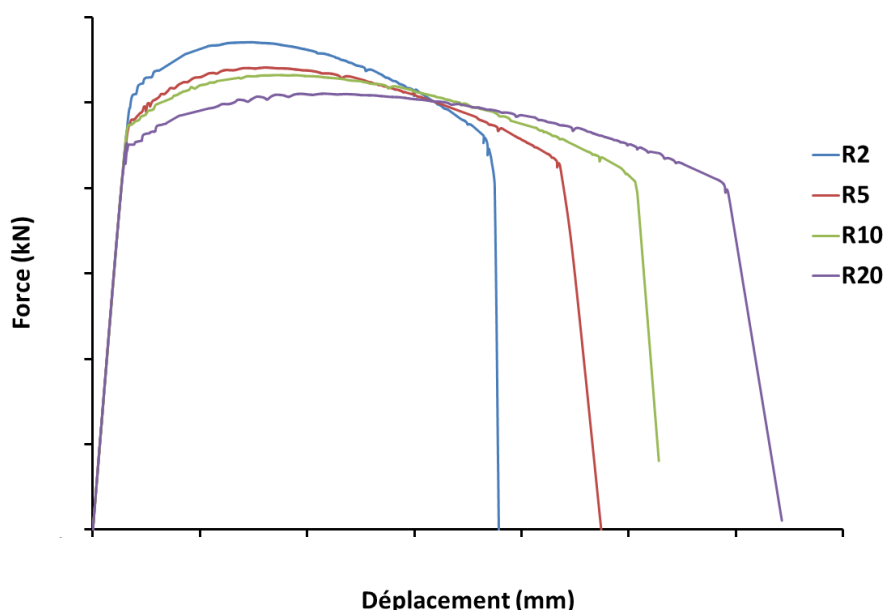


Figure II-14 : Courbes Efforts/Déplacements des essais de traction sur les éprouvettes entaillées

Tableau II-4 : Propriétés des essais de traction entaillée

	R2	R5	R10	R20
d_r (mm)				
F_{\max} (kN)				
ε_r				

II.2.2 - Essais de cisaillement

L'essai de cisaillement est associé à une contrainte hydrostatique nulle ou très faible par rapport à la contrainte équivalente dans les zones de rupture. Afin d'étudier l'effet de l'état de contrainte pour des niveaux de triaxialité de contrainte faibles (ou proche de zéro), une nouvelle configuration montrée dans la Figure II-15-a a été développée. Des simulations numériques préliminaires ont été réalisées afin de choisir une forme d'éprouvette qui permette d'avoir la localisation du cisaillement au centre de l'éprouvette où la triaxialité de contrainte est faible.

Ces nouvelles éprouvettes de cisaillement ont été testées sur une machine de traction ZWICK-Z100 équipée d'un extensomètre de longueur initiale égale à 40 mm, placé au centre de l'éprouvette comme le montre la Figure II-15-b. Trois éprouvettes ont été testées avec une vitesse de traverse de 0,5 mm/min. La Figure II-16 montre la superposition des courbes efforts/déplacements obtenues par les essais de Cisaillement/Traction. Il montre une bonne reproductibilité des trois essais.

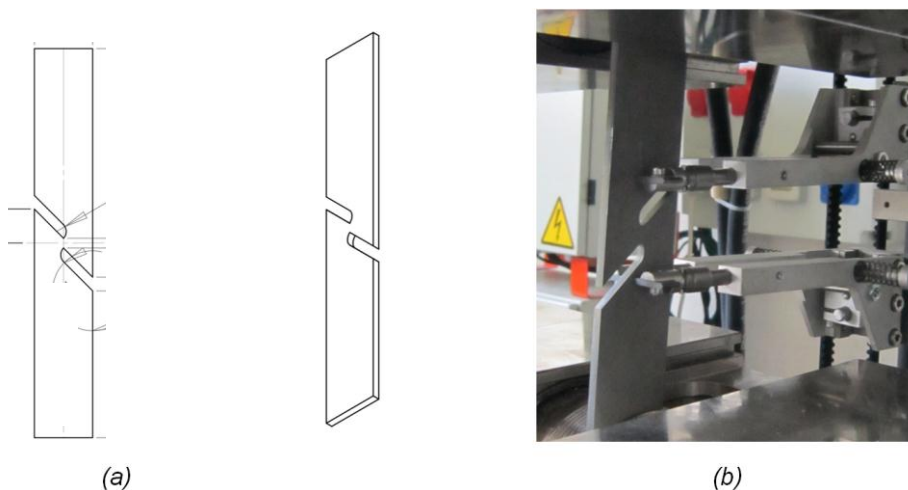


Figure II-15 : Epreuve de cisaillement: (a) forme et dimensions de l'éprouvette et (b) montage de l'éprouvette sur la machine de traction

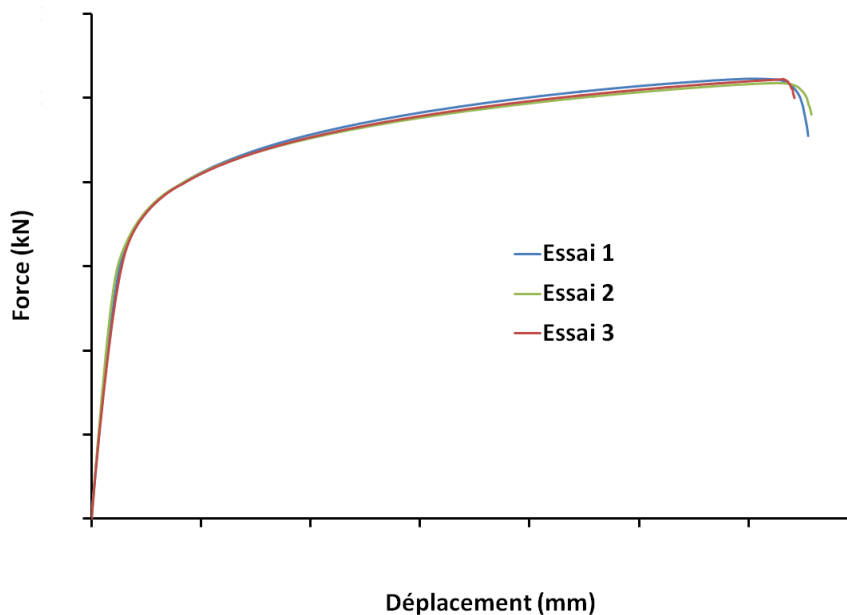


Figure II-16 : Courbes efforts/déplacement des essais de cisaillement

II.2.3 - Analyses fractographiques des surfaces de rupture

Avant la rupture, la localisation (striction ou instabilité) se produit systématiquement pour tous les essais de traction avec les éprouvettes lisses ou entaillées. La striction apparaît à environ 30% de la déformation totale à la rupture. La Figure II-17 montre les différents aspects macroscopiques des faciès de rupture des éprouvettes testées observés à la loupe binoculaire.

Pour les éprouvettes de traction lisse et entaillée ($R=20$), la rupture se produit à 45° par rapport à la direction de traction dans le plan TE et à 90° dans le plan (LT) (Figure II-17-a et b). Cela est dû à un phénomène de rupture ductile par cisaillement.

Dans les autres cas de traction sur éprouvettes entaillées, la trajectoire de la rupture est perpendiculaire aux directions de chargement avec une forme irrégulière dans le plan TE (Figure II-17-c-d et e).

Pour l'éprouvette de cisaillement la rupture se produit à un angle d'environ 10° par rapport aux directions de chargement (Figure II-17-f).

Cette différence en termes de trajectoire de fissuration par rapport aux directions de sollicitation est liée à l'effet local de l'état de contrainte sur le mode de rupture.

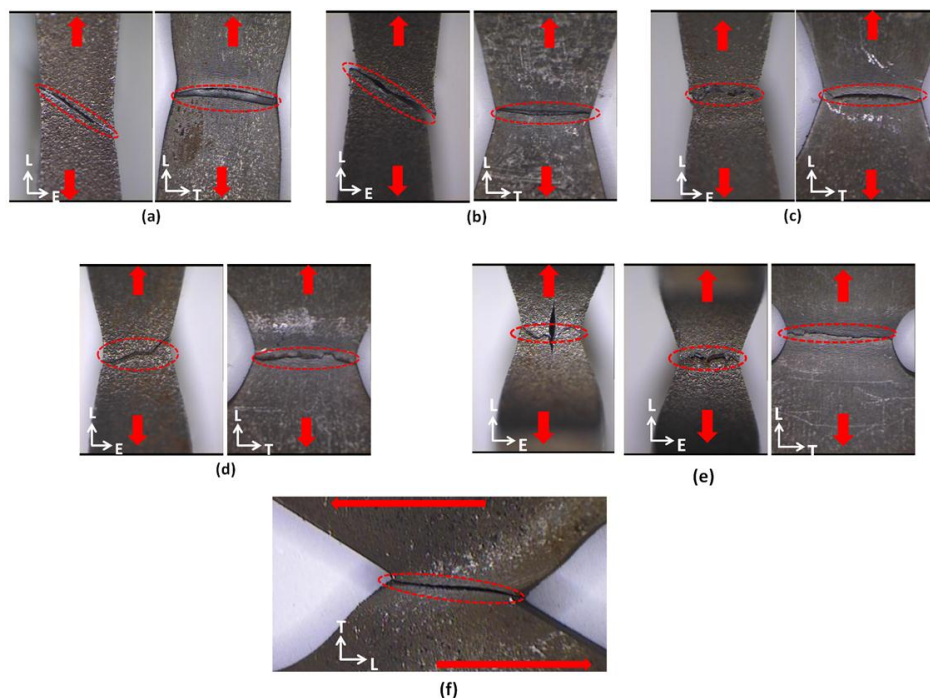


Figure II-17 : Aspects macroscopiques de la rupture par la binoculaire: (a) traction lisse, (b) traction (R=20mm), (c) traction (R=10mm), (d) traction (R=5mm), (e) traction (R=2mm) et (f) cisaillement

La Figure II-18 montre les analyses des faciès de rupture des éprouvettes testées. Des cupules de morphologies différentes sont observées dans les zones centrales.

La Figure II-18-a montre une surface de rupture de l'éprouvette de traction lisse possédant un aspect rugueux, représenté par la présence de cupules sur une zone limitée au centre de l'éprouvette, et typique d'une rupture ductile par déchirure.

Un deuxième mode de rupture est représenté par une zone appelée lèvres ductiles caractérisée par un aspect moins rugueux et se situe près des bords de la surface de rupture. Ce mode de rupture, qui correspond à une zone de concentration de la déformation en cisaillement, est associé à des vides orientés à 45° qui correspond au plan de scission maximale.

Pour l'éprouvette entaillée avec R=20mm (Figure II-18-b), la distribution des cupules autour des micro-fissures est plus marquée que sur le plan de rupture par cisaillement. Les cavités autour des micro-fissures sont relativement plus denses que dans le cas de traction lisse.

La Figure II-18-c montre le faciès de rupture pour le cas de l'éprouvette entaillée avec R=2mm. Une fissure s'est produite au centre de la surface de rupture avec une distribution plus importante des cavités au centre. En revanche, les effets de rupture par cisaillement sont moins sensibles que pour les éprouvettes lisses ou entaillées avec R=20mm.

Dans le cas de l'essai de cisaillement, illustré par la Figure II-18-d, les microcavités mineures (proches de zéro) qui apparaissent sont orientées selon la surface lisse de rupture par glissement.

Cette variété dans la morphologie des faciès de rupture est due à l'influence de l'état de contrainte (voir section 1.2.2 -) sur le mode de rupture. L'augmentation de la triaxialité de contrainte (cas d'éprouvettes entaillées avec $R=2\text{mm}$) provoque un accroissement du pourcentage des cavités dans la zone centrale de la surface de rupture qui favorise l'amorçage des fissures. La diminution du niveau de triaxialité de contrainte (éprouvette de cisaillement et celle de traction lisse) favorise la création de vides orientés selon le plan de cisaillement et provoquent la rupture ductile par glissement.

Ces observations confirment que la fraction volumique des cavités f , estimée par l'analyse de la microstructure et par la morphologie des faciès de rupture, est un bon indicateur des modes de rupture. Il apparaît aussi que la réponse des cavités durant leur évolution, est sensible à l'état de contraintes et à la déformation plastique équivalente, comme d'autres auteurs l'ont signalés [108].

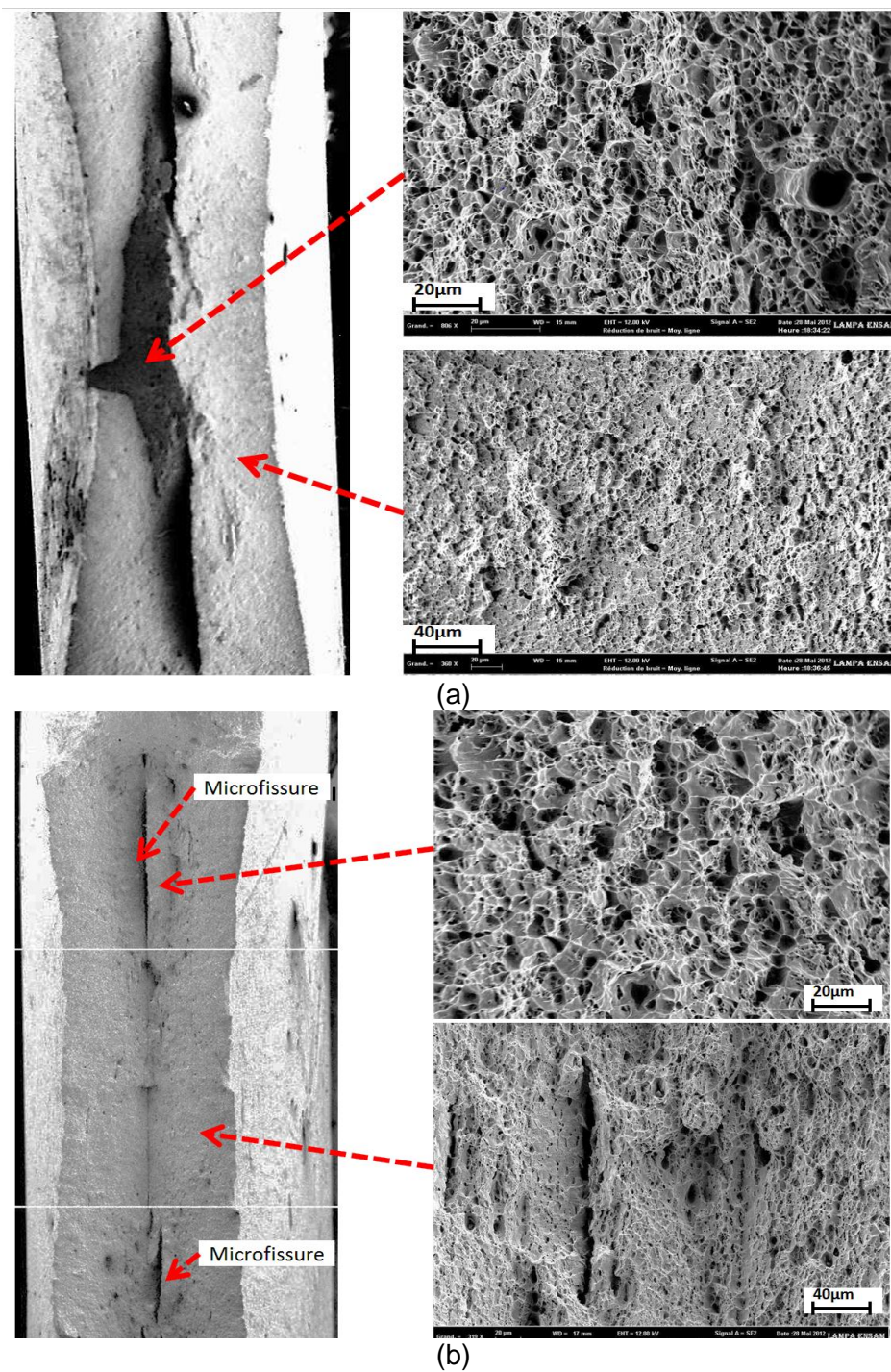
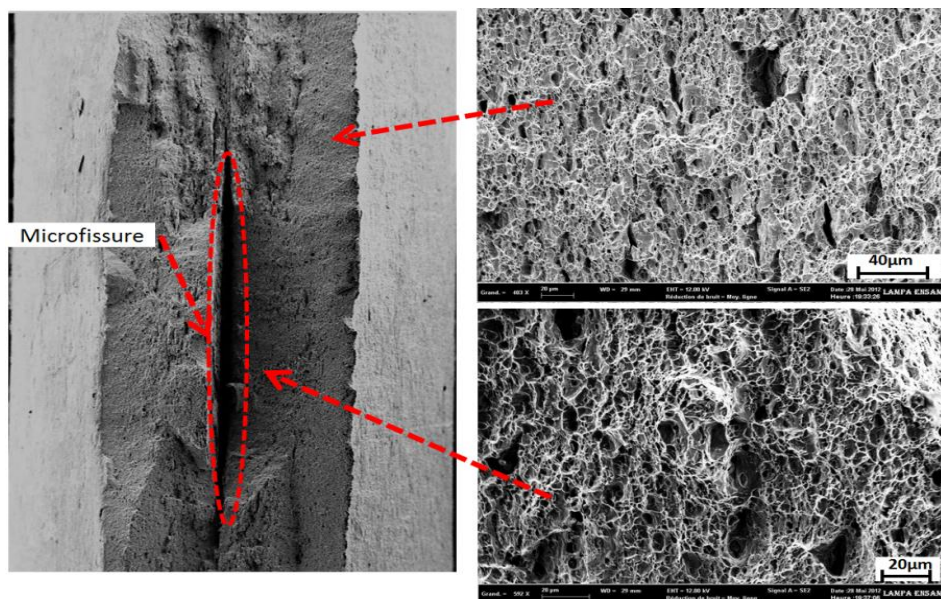
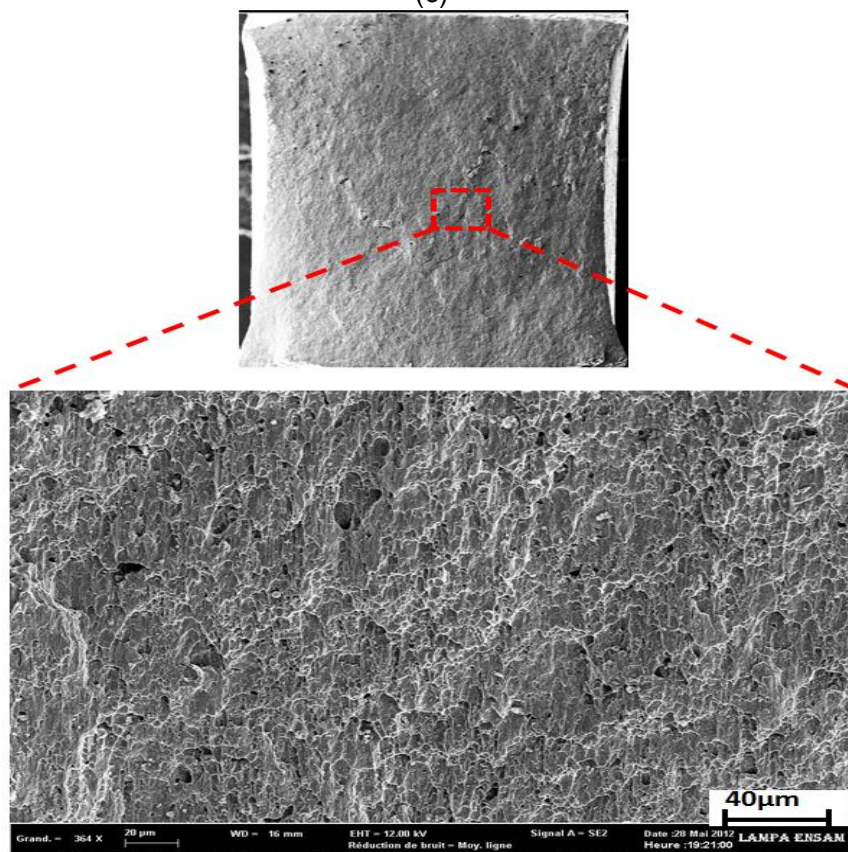


Figure II -18 : Fractographie de rupture des éprouvettes par MEB: (a) traction lisse, (b) traction ($R=20\text{mm}$), (c) traction ($R=2\text{mm}$) et (d) cisaillement



(c)



(d)

Figure II-18 : Fractographie de rupture des éprouvettes par MEB: (a) traction lisse, (b) traction (R=20mm), (c) traction (R=2mm) et (d) cisaillement

II.3 - Conclusion

L'étude expérimentale présentée par ce chapitre a permis de conclure les points suivants :

- Microscopiquement : les essais *in-situ* ont montré une différence remarquable entre les mécanismes physiques d'endommagement en traction et en cisaillement. En traction, le processus d'endommagement ductile est basé essentiellement sur la nucléation et la croissance des cavités ellipsoïdes dans les directions de chargement. En cisaillement, les mécanismes d'endommagement sont basés sur la fragmentation et/ou la décohésion des inclusions dans la matrice, suivie par l'élongation et la rotation des cavités. Pour les deux types de chargement, le mécanisme de coalescence des vides est représenté par l'interaction entre les micro-défauts (cavités/ cavités et/ou cavités/micro-fissures).
- Macroscopiquement : les essais mécaniques de traction (sur des éprouvettes lisses et entaillées) et de cisaillement ont permis de déterminer, pour chaque configuration, l'effet de l'état de contrainte sur la déformation à la rupture. En effet, des valeurs élevées de triaxialité de contrainte sont associée à une diminution de la déformation à la rupture (ou déplacement à la rupture).
- Les analyses fractographiques des surfaces de rupture des éprouvettes ont prouvé que l'état de contrainte a également une influence sur les modes et les morphologies de la rupture.

Les données expérimentales des essais mécaniques, présentées dans ce chapitre, vont être utilisées dans le chapitre III pour identifier et calibrer les paramètres constitutifs du matériau.

Chapitre III:

Modélisation numérique par éléments finis

Ce chapitre comporte trois parties:

- Une intégration numérique des équations constitutives du modèle de Gurson avec les extensions en cisaillement proposées par K. Nahshon et J. Hutchinson [98] et K.L. Nielsen et V. Tvergaard [106] (voir chapitre I). Les principales étapes d'implémentation et de validation du modèle étendu dans ABAQUS via une "subroutine VUMAT" sont présentées.
- Une proposition de méthodologie d'identification des paramètres du modèle de Gurson implémenté. Cette stratégie est basée sur la combinaison de différents essais mécaniques afin de prédire la rupture ductile sur une large gamme d'état de contrainte.
- Une analyse de l'effet de l'état de contrainte (triaxialité de contrainte et troisième invariant du tenseur) sur les modes de rupture ductile.

Note : *Pour respecter les accords de confidentialité entre l'ENSAM et DEVILLÉ ASC, les différentes côtes des éprouvettes présentées, les valeurs des axes des graphs et les valeurs des paramètres matériau n'apparaîtront pas dans ce rapport.*

III - Modélisation numérique par éléments finis

III.1 - Implémentation du modèle de Gurson modifié en cisaillement

Cette section décrit la procédure d'intégration numérique des équations constitutives du modèle d'endommagement GTN incluant les extensions de K. Nahshon et J. Hutchinson [98] et de K.L. Nielsen et V. Tvergaard [106] présentées dans la section I.2.3 -. Le modèle de Gurson modifié en cisaillement est implémenté dans le code de calcul par éléments finis ABAQUS/Explicit via une subroutine VUMAT [109]. Le schéma explicite d'intégration temporelle est couramment utilisé dans les problèmes fortement non linéaires [110] la simulation des procédés de formage, en particulier pour la modélisation des phénomènes de la rupture en découpage des tôles. Le développement, dans ABAQUS, d'une loi d'endommagement, compatible avec le schéma explicite, s'effectue par une routine utilisateur (VUMAT). Cette procédure comporte deux étapes principales :

- la prédiction du comportement élastique ;
- la correction plastique où les contraintes sont intégrées en utilisant une méthode implicite combinée avec un algorithme de retour radial ([111], [112]). La Figure III-1 montre le principe géométrique de la correction plastique.

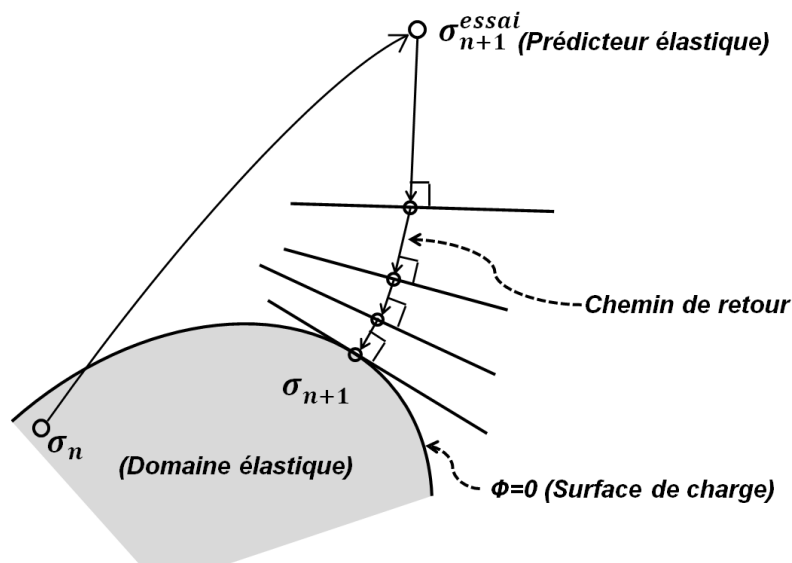


Figure III-1 : Interprétation géométrique de l'algorithme de retour radial

III.1.1 - Procédure d'intégration numérique

Le tenseur total de déformation ε comporte deux termes : le tenseur élastique ε^e et le tenseur plastique ε^p :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p \quad (\text{III-1})$$

Décomposant le gradient $\partial\phi/\partial\sigma$ en deux composants : hydrostatique et déviatorique. La règle de normalité s'écrit sous forme incrémentale comme :

$$\Delta\varepsilon^p = \Delta\lambda \frac{\partial\phi}{\partial\sigma} = \Delta\lambda \left[\frac{\partial\phi}{\partial p} \frac{\partial p}{\partial\sigma} + \frac{\partial\phi}{\partial q} \frac{\partial q}{\partial\sigma} \right] \quad (\text{III-2})$$

Ou encore :

$$\Delta\varepsilon^p = \frac{1}{3}\Delta\varepsilon_p \mathbf{1} + \Delta\varepsilon_q \mathbf{n} \quad (\text{III-3})$$

$\Delta\varepsilon_p = -\lambda \partial\Phi/\partial p$, $\Delta\varepsilon_q = -\lambda \partial\Phi/\partial q$, λ est le multiplicateur plastique et $\mathbf{n} = (3/2q)\mathbf{s}$ est la direction d'écoulement.

La fraction volumique des cavités f et la déformation plastique équivalente $\bar{\varepsilon}^p$ sont considérés comme deux variables internes, notées H^1 et H^2 , respectivement.

Les principales étapes de l'implémentation des équations constitutives sont résumées ci-dessous :

- **Etape 1** : initialisation des variables $(\sigma_t, \varepsilon_t, H_t^\alpha, \Delta\varepsilon_{t+\Delta t})$ à $t=0$, avec $\alpha = 1,2$.
- **Etape 2** : détermination de la prédiction élastique en supposant que l'incrément de déformation est purement élastique :

$$\sigma_{t+\Delta t}^{essai} = \sigma_t + \mathbf{C} : \Delta\varepsilon_{t+\Delta t} \quad (\text{III-4})$$

\mathbf{C} est le tenseur d'ordre quatre décrivant le comportement.

- **Etape 3** : calcul de la pression hydrostatique p (III-5) et la contrainte équivalente de von Mises q (III-6):

$$p_{t+\Delta t}^{essai} = \frac{1}{3} \sigma_{t+\Delta t}^{essai} : \mathbf{1} \quad (\text{III-5})$$

$$q_{t+\Delta t}^{essai} = \sqrt{\frac{3}{2} \mathbf{s}_{t+\Delta t}^{essai} \cdot \mathbf{s}_{t+\Delta t}^{essai}} \quad (\text{III-6})$$

$\mathbf{1}$ est le tenseur unitaire.

- **Etape 4** : calcul de la fonction de charge :

$$\Phi_{t+\Delta t}^{essai} = (\mathbf{p}_{t+\Delta t}^{essai}, \mathbf{q}_{t+\Delta t}^{essai}, H_t^\alpha) \quad (\text{III-7})$$

- si $\Phi_{t+\Delta t}^{essai} \leq 0$, l'état actuel est élastique. Passer à l'étape 6 pour actualiser les variables.
- si $\Phi_{t+\Delta t}^{essai} > 0$, l'état actuel est plastique. Passer à l'étape 5 pour effectuer la correction plastique.

- **Etape 5** : mise en œuvre de la correction plastique par la méthode itérative de Newton-Raphson. Cet algorithme permet à la subroutine VUMAT de résoudre les équations non linéaires ((III-8)et (III-9)).

$$\Psi_1 = \Delta \varepsilon_p^{(s+1)} \frac{\partial \Phi}{\partial q} + \Delta \varepsilon_q^{(s+1)} \frac{\partial \Phi}{\partial p} = 0 \quad (\text{III-8})$$

$$\Psi_2 = \Phi(p^{(s+1)}, q^{(s+1)}, H^{\alpha(s+1)}) = 0 \quad (\text{III-9})$$

La condition sur la surface de charge et la règle d'écoulement doivent être satisfaites conjointement à la condition de cohérence (Eq.(III-10)).

$$\sigma_0^{(s+1)} = \frac{d\sigma_0}{d\bar{\varepsilon}^p} \bar{\varepsilon}^{p(s+1)} \quad (\text{III-10})$$

s est l'ordre d'itération utilisé dans la méthode de Newton-Raphson.

L'algorithme converge lorsque les valeurs de $|\Psi_1|$ et $|\Psi_2|$ sont inférieures à la tolérance fixée à 1e-07.

- **Etape 6** : actualisation des variables:

$$p = p^{essai} + K\Delta\varepsilon_p \quad (\text{III-11})$$

$$q = q^{essai} - 3G\Delta\varepsilon_q \quad (\text{III-12})$$

$$\sigma = -p\mathbf{1} + s \quad (\text{III-13})$$

$$\Delta H^1 = \Delta \bar{\varepsilon}^p = \frac{-p\Delta\varepsilon_p + q\Delta\varepsilon_q}{(1-f)\sigma_0} \quad (\text{III-14})$$

$$\Delta H^2 = \Delta f = (1-f)\Delta\varepsilon_p + A\Delta \bar{\varepsilon}^p + k_w w_0(\sigma)\Delta\varepsilon_q \quad (\text{III-15})$$

E et ν sont respectivement le module de Young et le coefficient de Poisson du matériau. $K = E/3(1-2\nu)$ et $G = E/2(1+\nu)$ en sont respectivement les modules de compressibilité et de cisaillement.

Les variables d'état sont, finalement, mises à jour sous les formes suivantes :

$$H_{t+\Delta t}^1 = \bar{\varepsilon}^p = \bar{\varepsilon}^p(t) + \Delta \bar{\varepsilon}^p \quad (\text{III-16})$$

$$H_{t+\Delta t}^2 = f = f(t) + \Delta f \quad (\text{III-17})$$

- **Etape 7** : fin de l'itération et passage à l'incrément de temps suivant.

Le diagramme de La Figure III-2 décrit l'implémentation, dans une VUMAT, du modèle de Gurson modifié en cisaillement, ainsi que la procédure d'actualisation des contraintes.

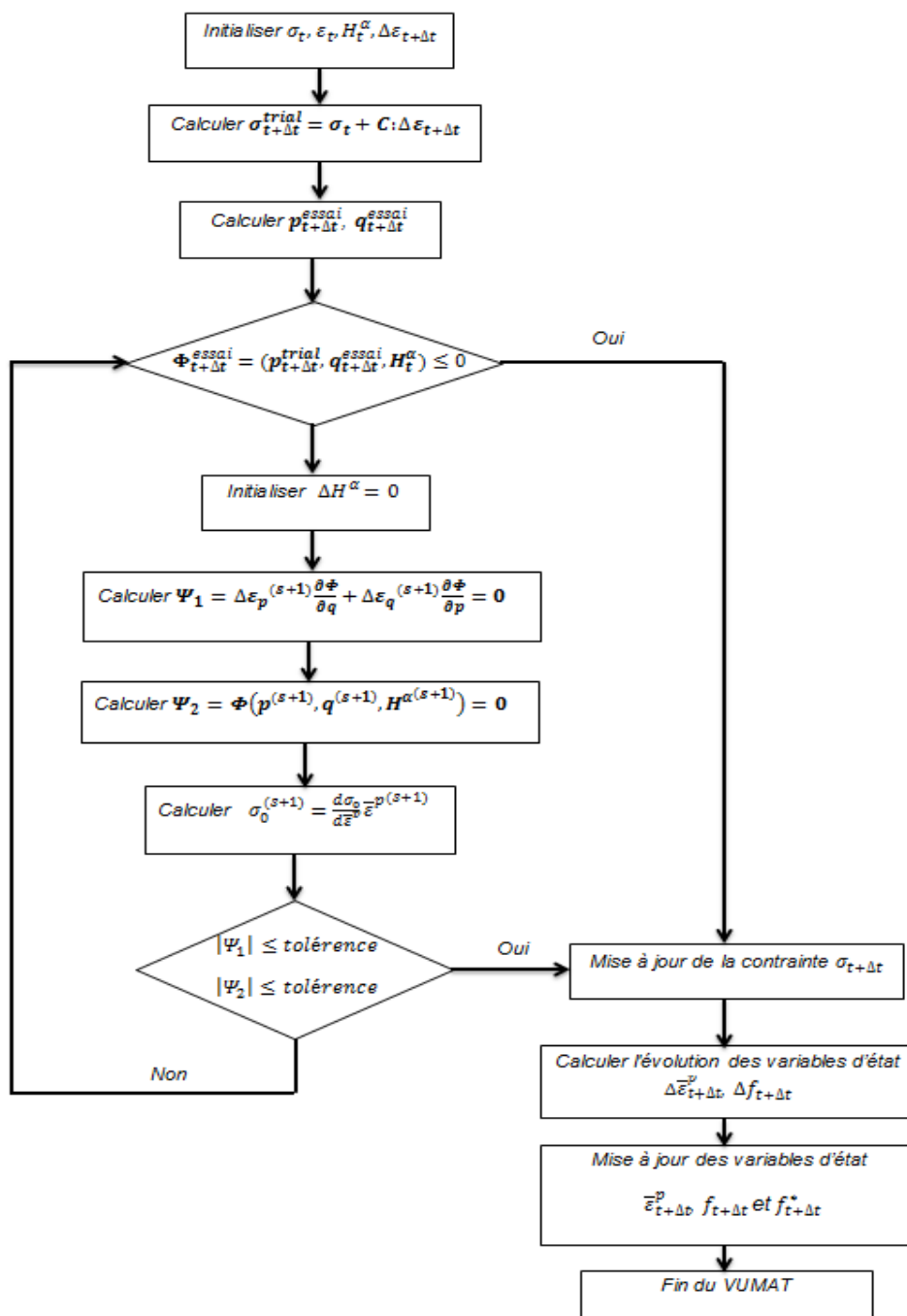


Figure III-2 : Schéma de l'implémentation du modèle de Gurson modifié dans la VUMAT

III.1.2 - Validation de la procédure sur des éléments simples

Dans cette section, la VUMAT, intégrant le modèle d'endommagement modifié, est vérifié en mettant en œuvre des modèles constitués d'éléments uniques soumis à des chargements unidirectionnels. L'élément cubique à huit nœuds avec intégration réduite (C3D8R) est choisi pour simuler les essais de traction uniaxiale et le cisaillement simple. La Figure III-3 représente les conditions aux limites associées à chaque configuration. La taille initiale d'arête de l'élément est fixée à 1mm. La vitesse de chargement (u_3 pour la traction et u_2 pour le cisaillement simple) est réglée à 0,01m/s.

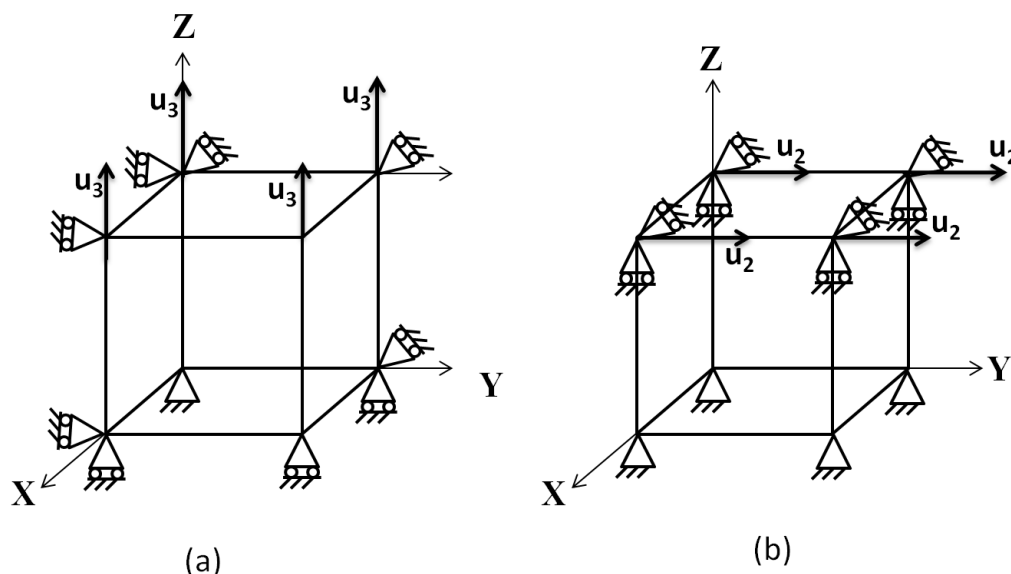


Figure III-3 : Eléments simples et les conditions aux limites de chargement : (a) traction uniaxiale et (b) cisaillement simple

Les paramètres matériau choisis pour les deux tests sont les suivants:

- Paramètres de la loi d'écoulement de la matrice :

$$\sigma_0 = \sigma_y + K_m(\bar{\epsilon}^p)^n \quad (\text{III-18})$$

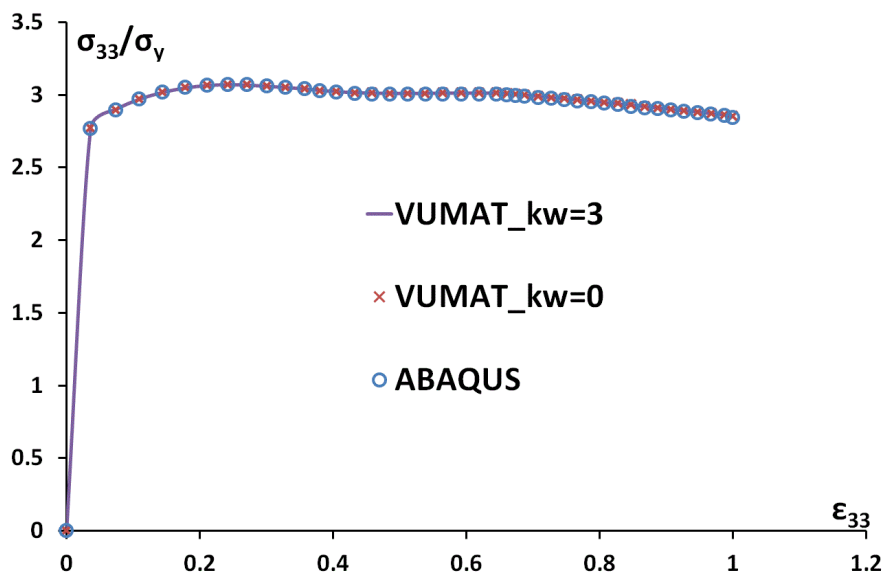
Avec : $\sigma_y = 200\text{MPa}$ (contrainte d'écoulement initiale); $K_m=500\text{MPa}$ (consistance du matériau) ; $n=0,1$ (exposant d'écoulement).

- Paramètres du modèle d'endommagement de Gurson modifié en cisaillement:

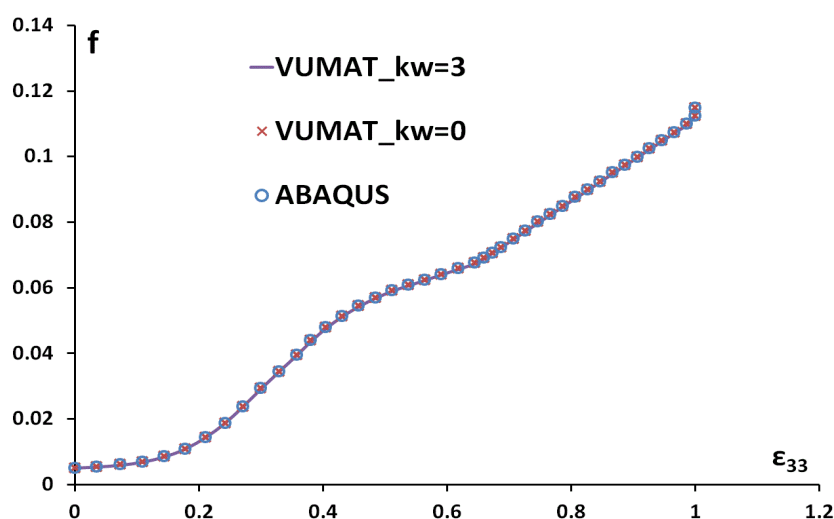
$q_1 = 1,5$; $q_2 = 1$; $q_3 = 2,25$; $f_0 = 0,005$; $\epsilon_N = 0,3$; $S_N = 0,1$; $f_N = 0,04$; $f_c = 0,15$; $f_f = 0,25$ et $k_w \in [0 - 3]$. (f_0 est la fraction volumique initiale des cavités).

III.1.2.1 - Essai de traction uniaxiale

La Figure III-4 présente les résultats des simulations pour l'essai de traction uniaxiale. Les courbes montrent l'évolution de la contrainte axiale normalisée σ_{33}/σ_y et la fraction volumique des cavités f^* en fonction de la déformation axiale. Pour une valeur du paramètre $k_w=0$, qui coïncide avec le modèle classique de GTN, les résultats fournis par le modèle implémenté sont parfaitement superposés avec ceux obtenus par le modèle de GTN intégré par défaut dans ABAQUS et qui sert de référence pour tester la validité de l'algorithme développé. Du fait de chargement en traction uniaxiale du cube ($\xi = 1$ et la fonction $w_0(\sigma) = 0$), la valeur de k_w (variant de 0 à 3) n'a aucune influence sur l'évolution de la fraction volumique des cavités ni sur l'évolution de contrainte équivalente normalisée.



(a)



(b)

Figure III-4 : Résultats de l'essai de traction uniaxiale en fonction de la déformation axiale : (a) contrainte axiale normalisée et (b) fraction volumique des cavités

III.1.2.2 - Essai de cisaillement simple

Dans le cas de l'essai de cisaillement simple, où $\xi = 0$ et la fonction $w_0(\sigma) = 1$ et afin de simplifier les solutions analytiques utilisées pour valider le modèle implémenté, la rupture est supposée uniquement due à la croissance des cavités. La nucléation des cavités est ainsi négligée et la valeur de f^* est choisie égale à f [98].

Pour cette condition de chargement, la vitesse de déformation plastique équivalente et la déformation plastique équivalente sont définies respectivement par les équations (III-19) et (III-20).

$$\dot{\epsilon}^p = 2\dot{\epsilon}_{23}^p/\sqrt{3} \quad (\text{III-19})$$

$$\bar{\varepsilon}^p = 2\varepsilon_{23}^p / \sqrt{3} \quad (\text{III-20})$$

Pour $f < f_c$, l'expression de l'évolution des cavités s'exprime par la relation suivante :

$$\dot{f}^* = \dot{f} = k_w f \dot{\bar{\varepsilon}}^p \quad (\text{III-21})$$

Sur la base de ces hypothèses, la formulation analytique de la contrainte équivalente normalisée q/σ_y , qui est utilisée comme référence pour comparer les résultats numériques et les résultats analytiques, est détaillée ci-dessous :

- l'expression de la fraction volumique des cavités est obtenue en intégrant l'équation (III-21) :

$$f = f_0 \exp(k_w \bar{\varepsilon}^p) \quad (\text{III-22})$$

- dans le cas où $q_1=q_2=1$, l'équation de la fonction de charge (I-34) est simplifiée et s'écrit:

$$q - (1 - f)\sigma_0 = 0 \quad (\text{III-23})$$

- Divisant l'équation de la loi d'écrouissage de la matrice (III-18) par σ_y , la relation entre la contrainte équivalente normalisée q/σ_y et la déformation plastique équivalente $\bar{\varepsilon}^p$ prend finalement la forme suivante :

$$\frac{q}{\sigma_y} = (1 - f_0 \exp(k_w \bar{\varepsilon}^p)) \left(1 + \frac{K}{\sigma_y} (\bar{\varepsilon}^p)^n \right) \quad (\text{III-24})$$

Les résultats des simulations numériques dans le cas du cisaillement simple sont présentés et comparés avec les solutions analytiques dans la Figure III-5. Les évolutions de la contrainte équivalente normalisée et de la fraction volumique des cavités sont tracées en fonction de la déformation plastique équivalente pour différentes valeurs de k_w .

Les bonnes corrélations entre les prédictions numériques et les calculs analytiques confirment la validité de l'implémentation du modèle de Gurson modifié en cisaillement. L'augmentation de la valeur de k_w induit une diminution de la déformation qui correspond à la localisation de l'endommagement. La Figure III-5-b illustre la croissance rapide des cavités dans le cas de chargement en cisaillement ($k_w=1$ et $k_w=3$). Pour $k_w=0$, le taux de croissance des cavités est nulle, ce qui coïncide avec le modèle original de GTN.

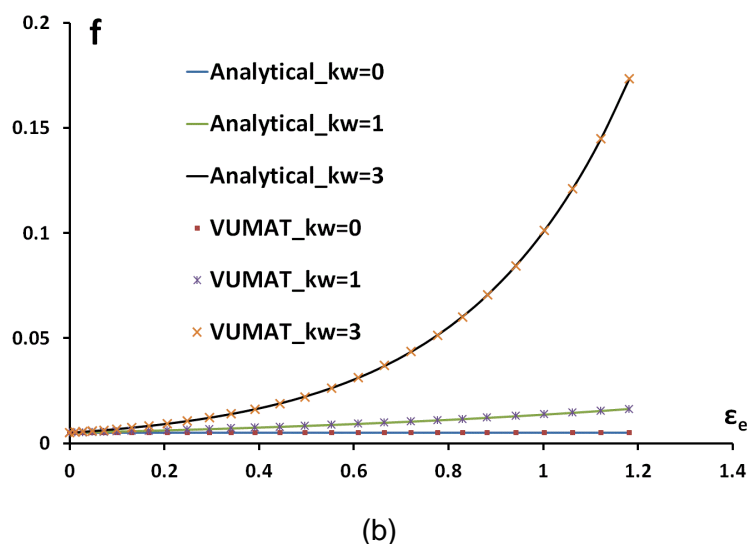
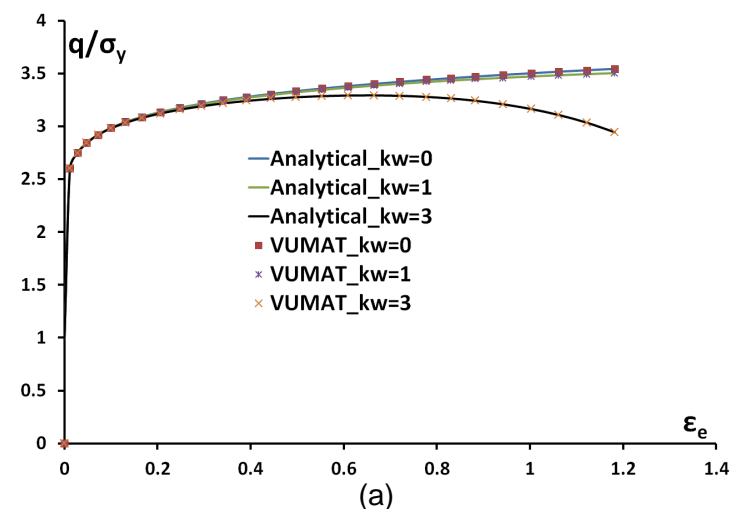


Figure III-5 : Résultats pour l'essai de cisaillement simple : (a) la contrainte axiale normalisée et (b) la fraction volumique des cavités

Remarque : le modèle implémenté a été également testé sur un modèle bi-dimensionnel (état de déformation plane) pour des chargements en traction uniaxiale et en cisaillement simple. Des résultats similaires aux cas 3D, montrant un très bon accord avec les solutions analytiques et les résultats obtenus par ABAQUS/Explicit.

III.2 - Identification des paramètres du modèle de Gurson modifié en cisaillement

Le modèle de Gurson modifié en cisaillement implémenté dans la VUMAT, nécessite l'identification de quatorze paramètres matériau :

- les paramètres de la loi d'érouissage : σ_y , K et n ;
- les coefficients macroscopiques de la surface de charge : q_1 et q_2 , ($q_3=q_1^2$) ;
- la fraction volumique initiale des cavités f_0 , les fractions volumique des cavités associées à la coalescence f_c et la rupture f_f ;
- les paramètres de nucléation des cavités : ε_N , S_N et f_N ;

- les paramètres d'endommagement en cisaillement : k_w , η_1 et η_2

L'utilisation d'essais de traction sur éprouvettes lisses, pour calibrer simultanément les paramètres d'écroutissage et d'endommagement, est insuffisante pour prédire la rupture ductile du matériau sur une large gamme de niveau triaxialité de contrainte [99]. Par conséquent, les paramètres matériau sont déterminés à l'aide de trois catégories d'essais : (1) traction uniaxiale lisse ; (2) traction entaillée avec $R=20\text{mm}$; et (3) cisaillement. Une méthode inverse est utilisée pour identifier les paramètres, par un recalage expérimental-numérique des courbes effort-déplacement.

III.2.1 - Mise en place de la simulation numérique

Le code de calcul ABAQUS/Explicit couplé à la VUMAT développée est utilisé pour la mise en œuvre des simulations numériques. La zone centrale des éprouvettes est maillée avec des éléments solides 3D à huit nœuds avec une intégration réduite (type C3D8R). Le reste du corps de l'éprouvette est maillé avec des éléments volumiques tétraédriques. Les modèles associés aux essais de traction (lisse et entaillée) qui possèdent deux plans de symétries, utilisent un maillage généré sur un quart d'éprouvette. Les simulations des essais de cisaillement sont effectuées en utilisant des maillages d'éprouvettes entières. La taille du maillage dans la zone de rupture est fixée à $100\ \mu\text{m}$. Ce niveau de discrétisation est compatible avec l'ordre de grandeur de l'espacement moyen entre les inclusions qui a été déterminé par des analyses microscopiques. La Figure III-6 montre les maillages utilisés pour les trois types d'éprouvettes.

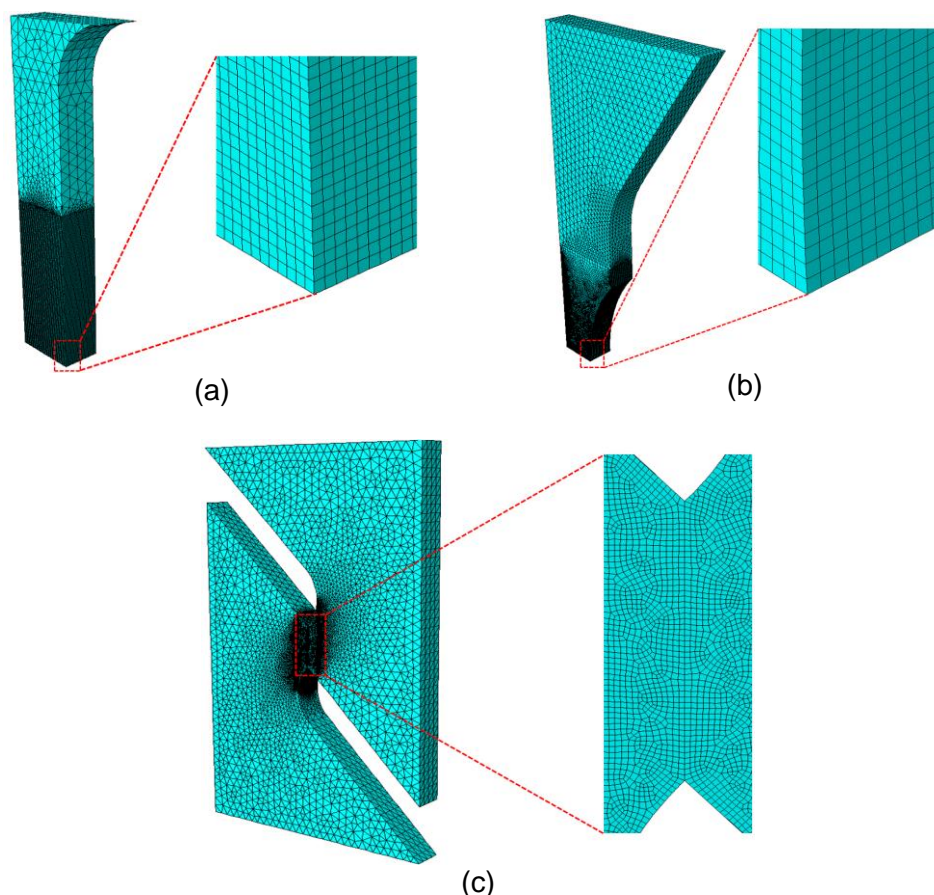


Figure III-6 : Maillages éléments finis pour chaque type d'essai: (a) traction lisse, (b) traction entaillée et (c) cisaillement

III.2.2 - Identification des paramètres matériau

III.2.2.1 - La fraction volumique initiale des cavités

La valeur initiale de la fraction volumique des cavités a été définie à partir des observations microstructurales de la section II.1.3 - et des méthodes recommandées dans la littérature ([107], [113], [114], [115]). Dans ces travaux, la fraction volumique initiale des cavités est estimée à la fraction volumique des inclusions, ce qui correspond pour notre cas à $f_0 = 0,002$.

III.2.2.2 - Les paramètres de la loi d'érouissage

La loi d'érouissage de type Ludwick (III-18) a été utilisée pour modéliser l'érouissage du matériau. Les paramètres d'érouissage de la loi ($\sigma_y = \text{MPa}$, $K_m = \text{MPa}$ et $n =$) sont directement obtenus par un lissage de la courbe macroscopique (contrainte vraie-déformation vraie) issue de l'essai de traction sur une éprouvette lisse jusqu'au point de striction. La Figure III-7 montre la comparaison de la courbe rationnelle de traction avec la prédiction de la loi de Ludwick.

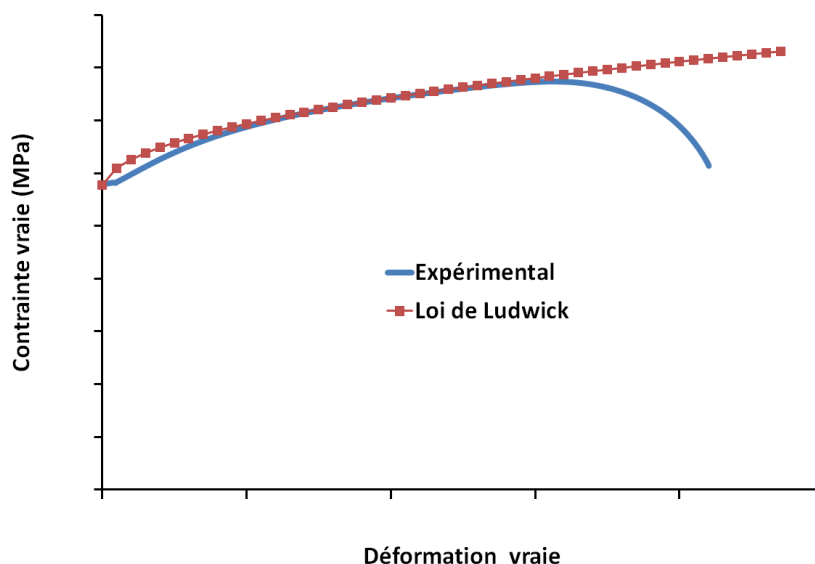


Figure III-7 : Prédiction de l'érouissage par la loi de Ludwick

III.2.2.3 - Les paramètres de nucléation

La déformation de nucléation ε_N et la fraction volumique des cavités nucléées f_N sont choisies de manière à optimiser, pour l'essai de traction sur l'éprouvette entaillée ($R=20\text{mm}$), la prédiction de la force maximale et celle de la décroissance de la courbe après striction. Un écart type $S_N=0,1$ est choisi pour la loi de nucléation des cavités. La Figure III-8-a montre l'influence de la déformation de nucléation ε_N sur la force maximale (lignes verticales en pointillés). Nous constatons que l'augmentation de la valeur de ε_N décale dans le sens des déplacements croissants la position du maximum de la force qui correspond à l'initiation de la perte de rigidité du matériau. Le meilleur accord avec la courbe expérimentale est obtenu pour une déformation de nucléation $\varepsilon_N =$. De manière similaire, la fraction volumique des cavités nucléées f_N

influence la position de la perte de rigidité du matériau représentée par la chute de la courbe effort/déplacement après la force maximale (Figure III-8-b). Le meilleur accord avec la courbe expérimentale est obtenu pour $f_N =$.

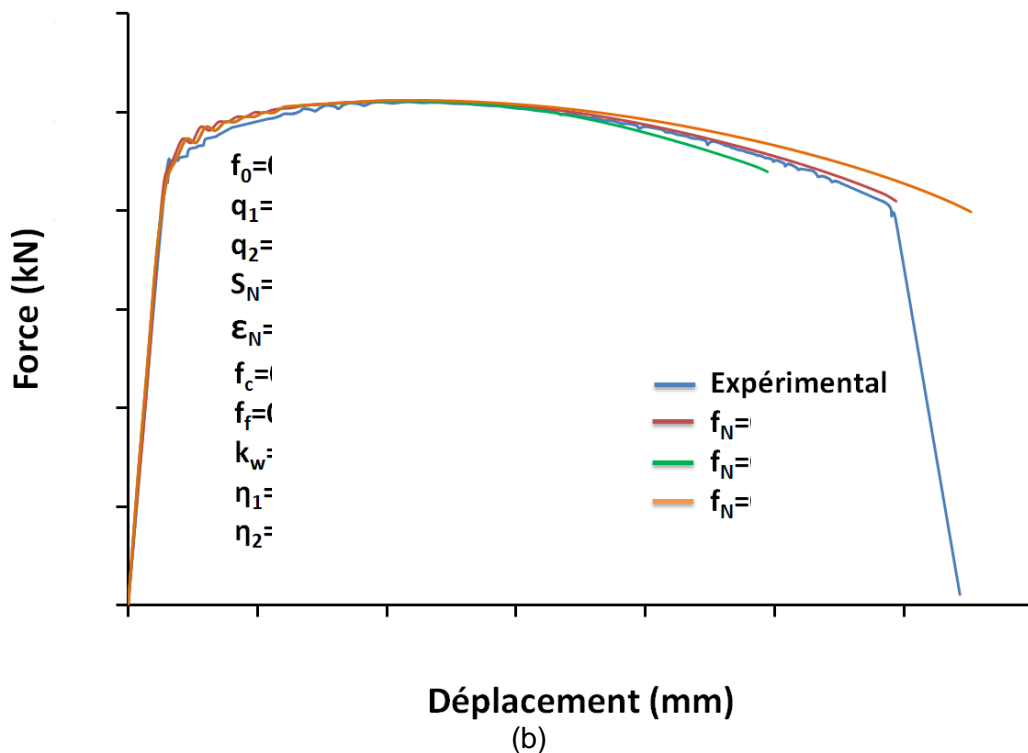
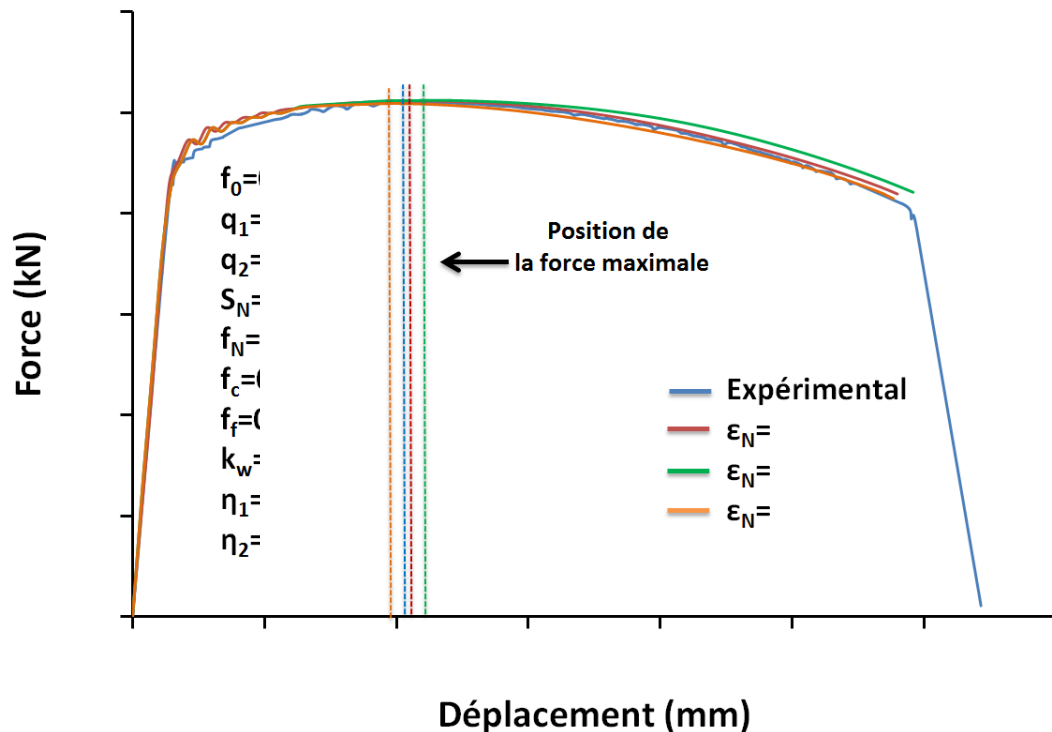


Figure III-8 : Influence de (a) la déformation de nucléation ϵ_N et (b) la fraction volumique des cavités nucléées f_N sur la prédiction de la courbe effort/déplacement de l'essai de traction entaillée ($R=20\text{mm}$).

III.2.2.4 - Les coefficients de la fonction de charge q_1 et q_2

Les paramètres constitutifs q_1 et q_2 ont été introduits par V. Tvergaard ([103], [104]) pour ajuster les prédictions du modèle de GTN en se basant sur des cellules contenant une matrice écrouissable et des vides cylindriques et/ou sphériques. Pour un écrouissage modéré ($n=0,1$), V. Tvergaard a constaté que les valeurs, $q_1=1,5$ et $q_2=1$, correspondent le mieux au lissage des résultats du modèle cellulaire. J. Koplik et A. Needleman [116] ont proposé des nouvelles valeurs de $q_1=1,25$ et $q_2=1$ qui fournissent un bon accord avec les résultats des simulations numériques utilisant le modèle de GTN. D'autres valeurs de q_1 et q_2 sont également proposées par W. Brocks [117]. J. Faleskog et al. [118] ont mis en évidence l'influence de la résistance mécanique et de l'écrouissage sur les valeurs de q_1 et q_2 . En outre, J. Kim et al. [81] ont montré que q_1 et q_2 dépendent de la triaxialité de contrainte et la fraction volumique initiale des cavités (Figure III-9). Récemment, M. Dunand et D. Mohr [119] ont mis en évidence que les valeurs de $q_1=1$ et $q_2=0,7$, identifiés à partir d'un essai de poinçonnement, fournissent des prédictions numériques en bon accord avec les résultats expérimentaux. Nous pouvons finalement constater que l'ensemble des auteurs soulignent l'influence significative de q_1 et q_2 sur l'amélioration des résultats de la prédiction du dommage par le modèle de GTN.

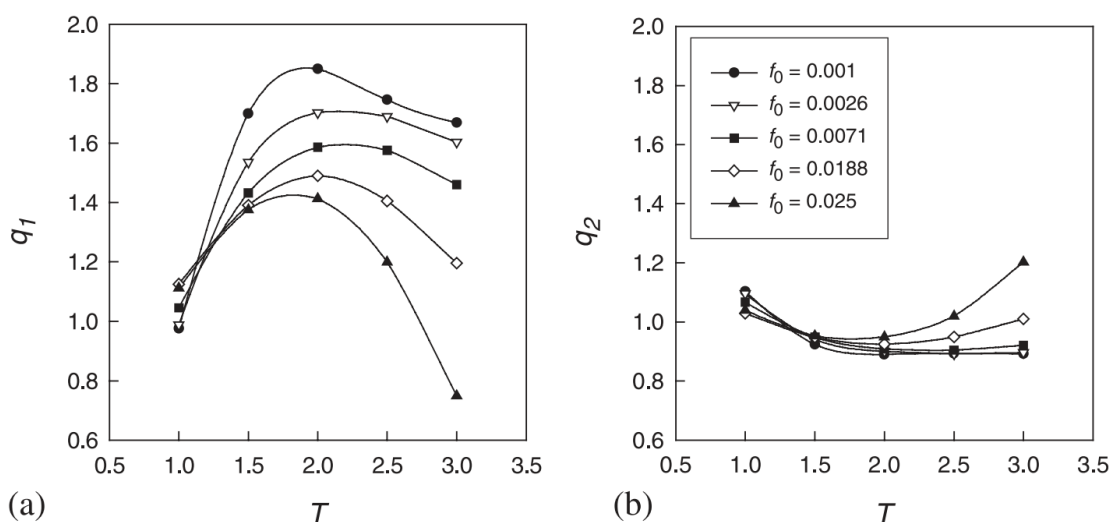


Figure III-9 : Evolution de (a) q_1 et (b) q_2 en fonction de la triaxialité de contrainte et de la fraction initiale des cavités [81]

Comme q_1 et q_2 jouent le même rôle que les paramètres de nucléation sur la perte de rigidité de la courbe effort/déplacement, l'essai de cisaillement est choisi pour calibrer q_1 et q_2 . La Figure III-10 présente la comparaison entre la courbe expérimentale et les résultats de simulation pour trois séries du jeu de paramètres [$q_1 - q_2$]: [1,5 - 1]; [1,25 - 1] et [1,1 - 0,95]. Le meilleur accord avec la courbe expérimentale est obtenu avec la série $q_1=$ et $q_2=$ tout en respectant la prédiction de la courbe effort/déplacement obtenue par l'essai de traction avec une éprouvette entaillée $R=20\text{mm}$.

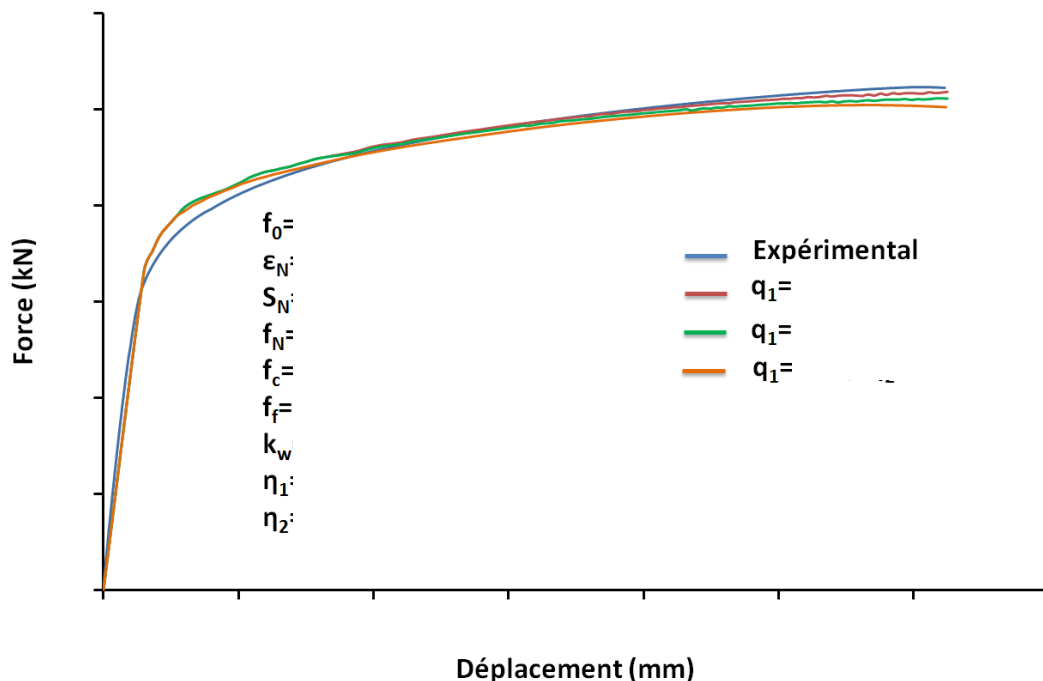


Figure III-10 : Influence des paramètres q_1 et q_2 sur la prédiction de la courbe effort/déplacement de l'essai de cisaillement

III.2.2.5 - La fraction volumique critique f_c et la fraction volumique finale f_f

La fraction volumique critique des cavités f_c est la valeur critique de la fraction volumique à partir de laquelle l'endommagement du matériau commence à croître rapidement sous l'influence de la coalescence des cavités. La diminution de f_c permet au matériau d'atteindre plus rapidement ce point d'initiation [120]. La Figure III-11-a montre l'influence de f_c sur le point d'amorçage de la coalescence des cavités pour l'essai de traction avec une éprouvette entaillée $R=20\text{mm}$. La valeur $f_{c=}$ correspond au meilleur accord avec la courbe expérimentale.

La fraction volumique finale f_f est la fraction volumique actuelle associée à la perte complète de rigidité du matériau. La réduction de la valeur de f_f induit une chute de rigidité plus précoce associée à une décroissance de pente très raide. La fraction volumique à la rupture représente la fin de la phase de la coalescence. La Figure III-11-b montre l'effet de f_f sur la prédiction obtenue à partir de la simulation de l'essai de traction avec une éprouvette entaillée $R=20\text{mm}$. La valeur $f_{f=}$, qui correspond à l'amorçage de la rupture, prédit bien la rupture finale du matériau.

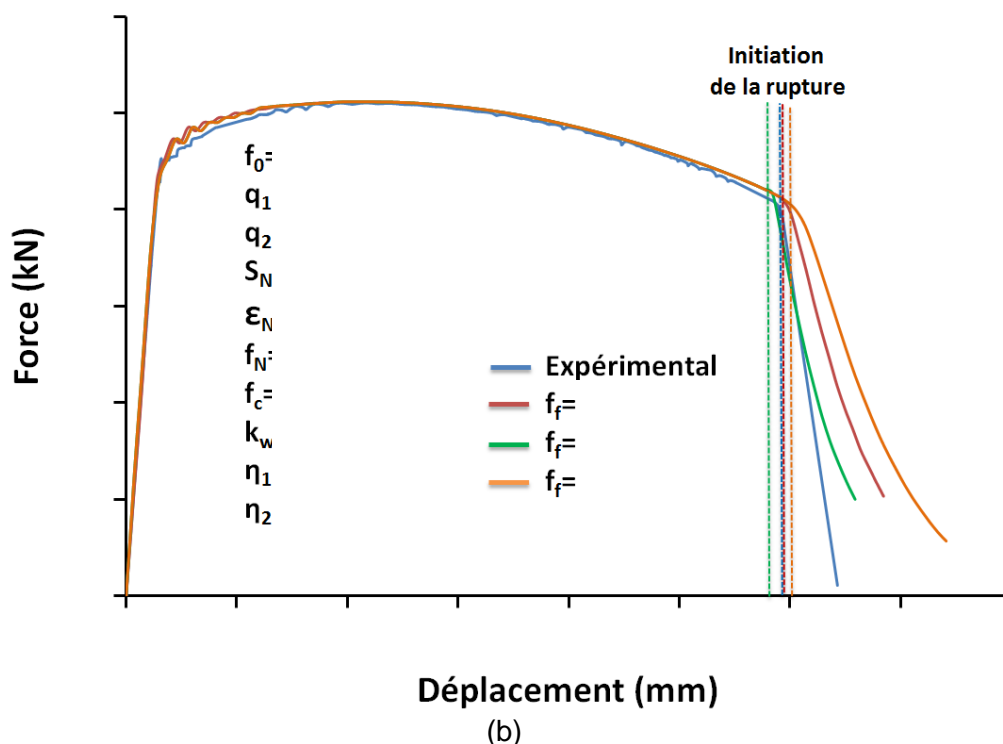
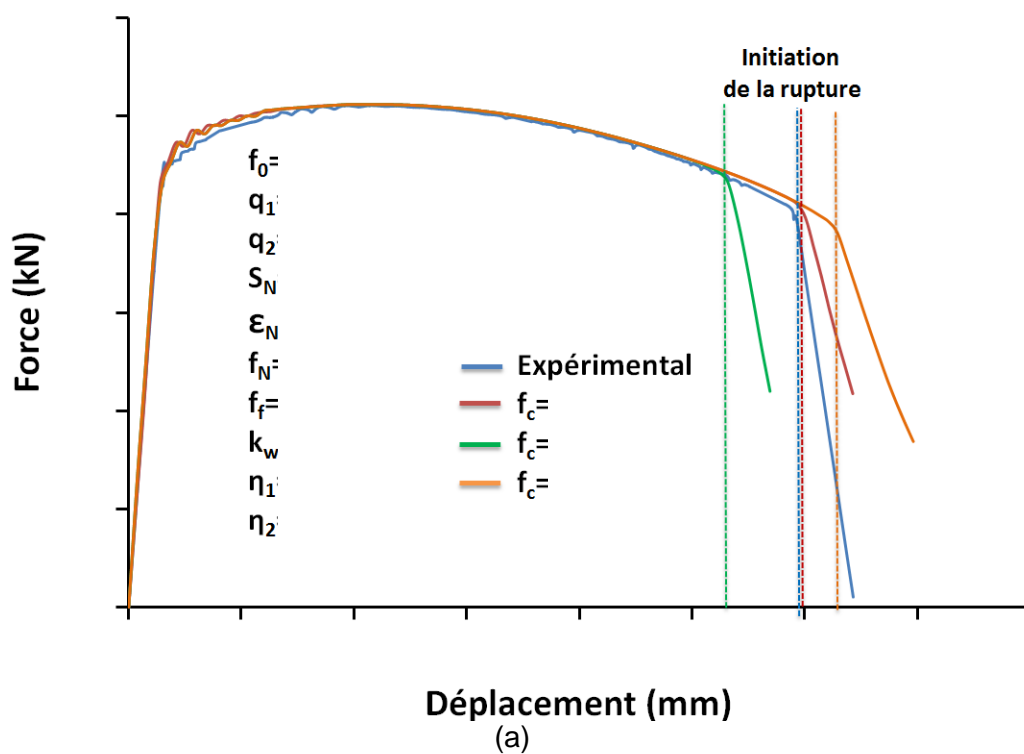


Figure III-11 : Influence de (a) la fraction volumique critique des cavités f_c et (b) la fraction volumique finale f_f sur la prédiction de la courbe de traction avec une éprouvette entaillée $R=20\text{mm}$

III.2.2.6 - Paramètre d'endommagement en cisaillement k_w

Le paramètre d'endommagement en cisaillement k_w est calibré à partir de l'essai de cisaillement. La Figure III-12 montre les courbes effort/déplacement pour deux valeurs de k_w .

Comme prévu, il n'existe pas de prédiction de la rupture dans le cas de $k_w=0$ où le modèle d'endommagement coïncide avec le modèle de GTN classique. Une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux est observée pour $k_w=$.

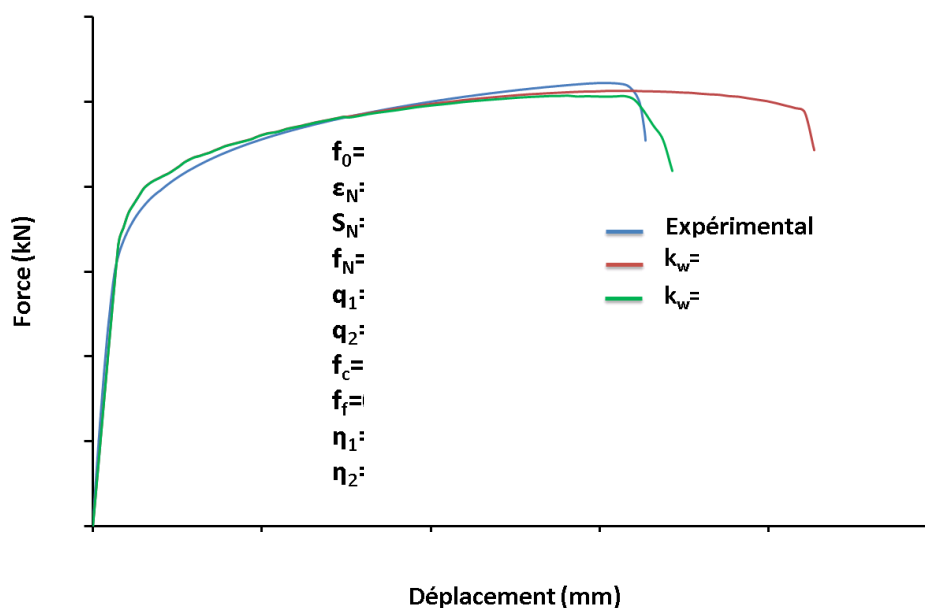


Figure III-12 : Influence de paramètres d'endommagement en cisaillement k_w sur la prédiction de la courbe effort/déplacement de l'essai de cisaillement

Remarque : Il est intéressant de noter que les coefficients de la loi de nucléation et les coefficients q_1 et q_2 ont une influence similaire sur la prédiction de la courbe effort/déplacement. Par conséquent, il est nécessaire d'utiliser différents essais pour calibrer chaque série de paramètres. De plus, chaque étape de calibration n'est pas indépendante des toutes les étapes ultérieures. A titre d'exemple, les résultats de la simulation numérique dans la Figure III-8 dépendent des valeurs des paramètres q_1 et q_2 . La procédure de calibration a donc été répétée de manière itérative jusqu'à que les courbes numériques soient en cohérence avec les courbes expérimentales.

III.2.2.7 - Coefficients de pondération (η_1 et η_2) proposés par K. L. Nielsen et V. Tvergaard

L'essai de traction sur l'éprouvette entaillée avec $R=20$ mm est utilisé pour identifier les coefficients η_1 et η_2 qui contrôlent l'activation du terme d'accumulation d'endommagement en cisaillement. La Figure III-13 présente les courbes obtenues avec le modèle de K. Nahshon et J. Hutchinson [98] et l'extension de K. L. Nielsen et V. Tvergaard [106]. Le déplacement à la rupture est correctement prédit pour $\eta_1 =$ et $\eta_2 =$. L'activation du terme d'accumulation d'endommagement (modèle de K. Nahshon et J. Hutchinson) affecte légèrement la prédiction de la rupture dans le cas de traction. Il est important de noter que cet essai est particulièrement approprié pour la

calibration de η_1 et η_2 . En effet, la triaxialité de contrainte augmente en continu de $\eta_{initiale} = 0,45$ à $\eta_{rupture} = 0,76$ sous l'influence du développement localisé de la striction [121]. En conséquence, l'accumulation de l'endommagement se produit dans cette gamme de triaxialité de contrainte, où le terme d'endommagement en cisaillement devient progressivement inactif.

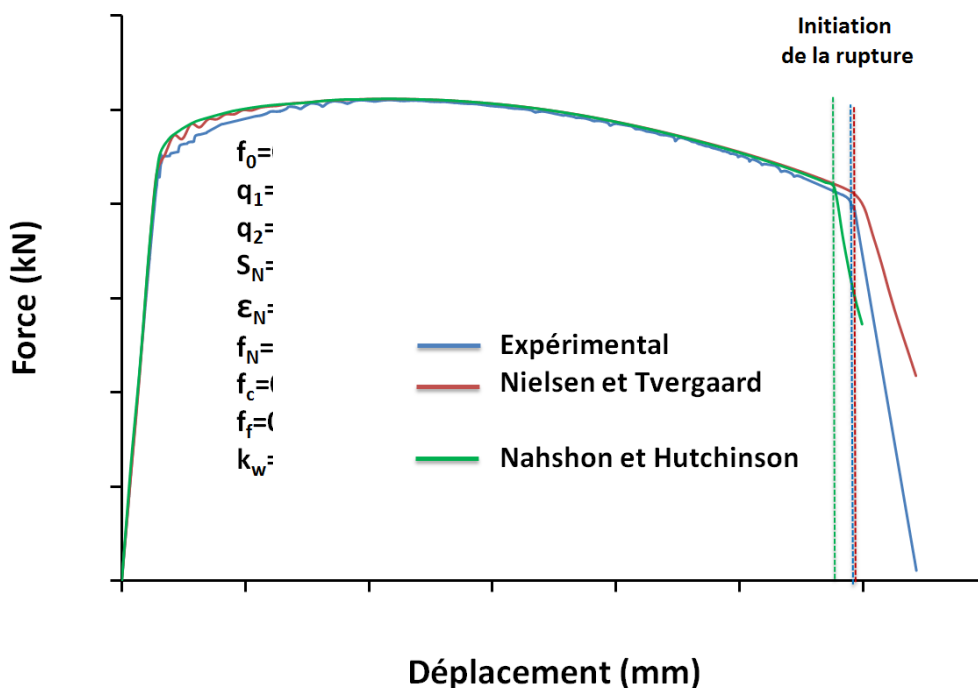


Figure III-13 : Influence des coefficients de pondération η_1 et η_2 sur la prédiction de déplacement à la rupture de l'éprouvette de traction entaillée (R=20mm)

III.2.3 - Comparaison entre les prédictions du modèle et les essais expérimentaux

Tous les essais sont simulés en utilisant le modèle de Gurson modifié en cisaillement afin d'évaluer ses capacités de prédiction. Les paramètres identifiés sont récapitulés dans le Tableau III-1. La Figure III-14 représente les courbes effort/déplacement des essais de traction avec les éprouvettes entaillées et de l'essai de cisaillement.

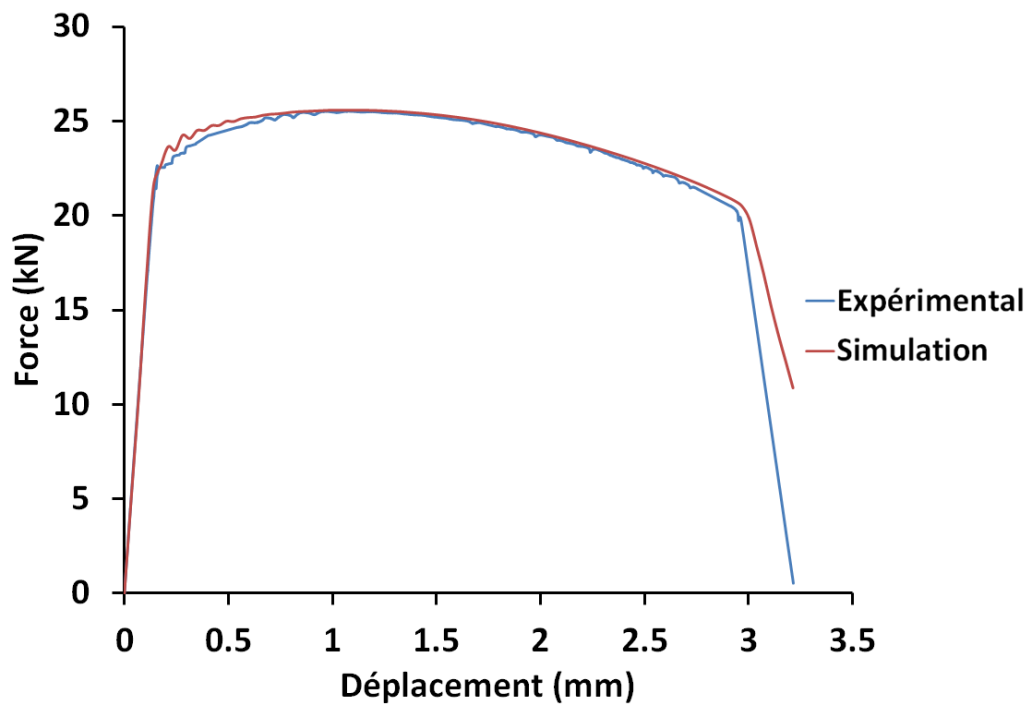
Les courbes expérimentales et les courbes simulées numériquement sont en bon accord pour tous les essais en termes de prédiction du déplacement à la rupture avec un écart inférieur à 1,5 %.

La Figure III-15 présente une synthèse des déplacements à la rupture, prédits pour les cinq essais, comparés avec les résultats expérimentaux.

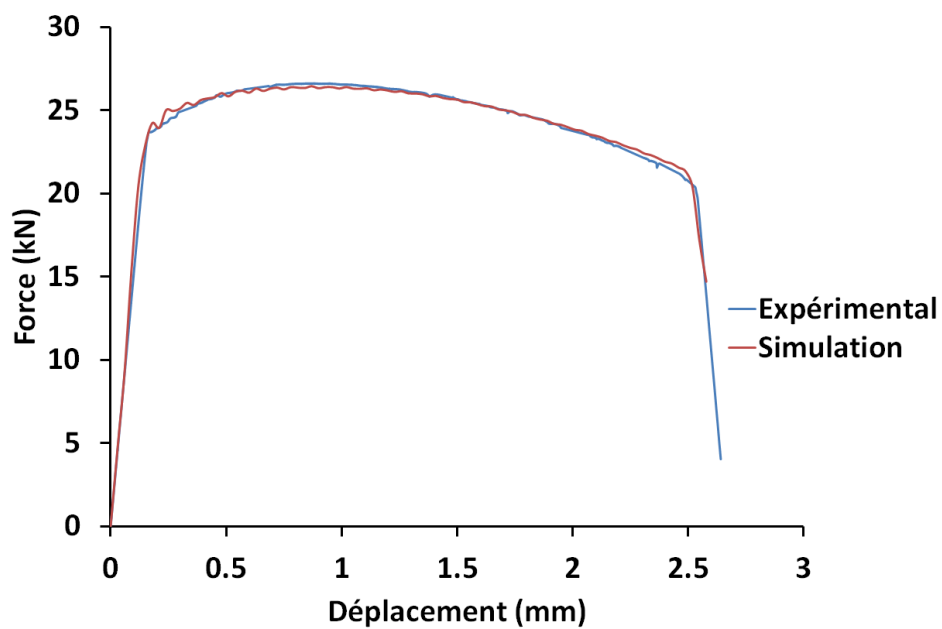
Tableau III-1 : Paramètres du modèle du Gurson modifié en cisaillement

Paramètres	f_0	q_1	q_2	S_N	f_N	ϵ_N	f_c	f_f	k_w	η_1	η_2
Valeurs											

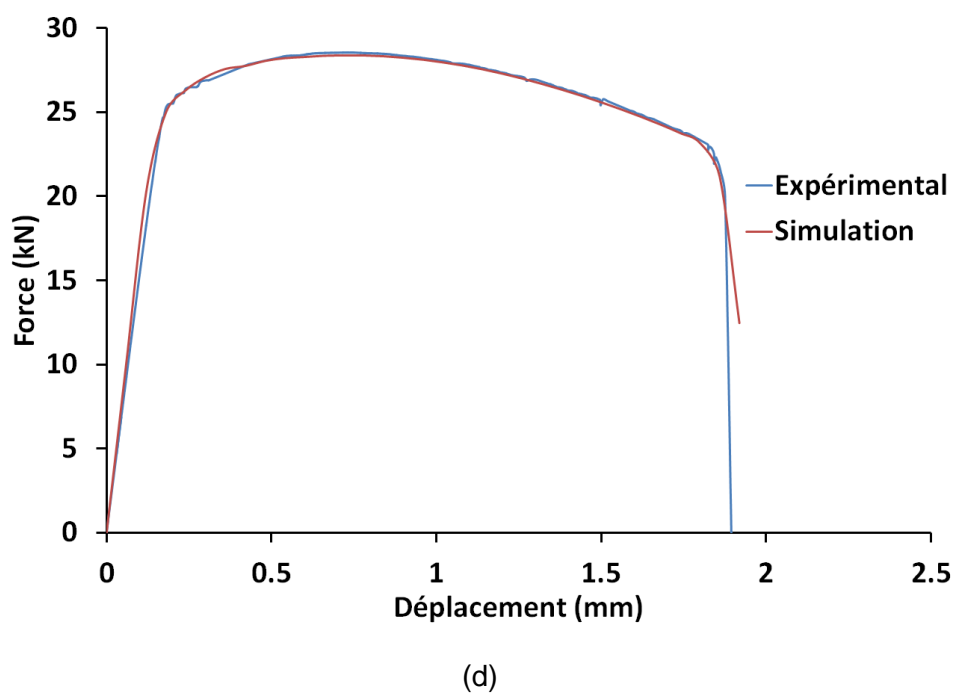
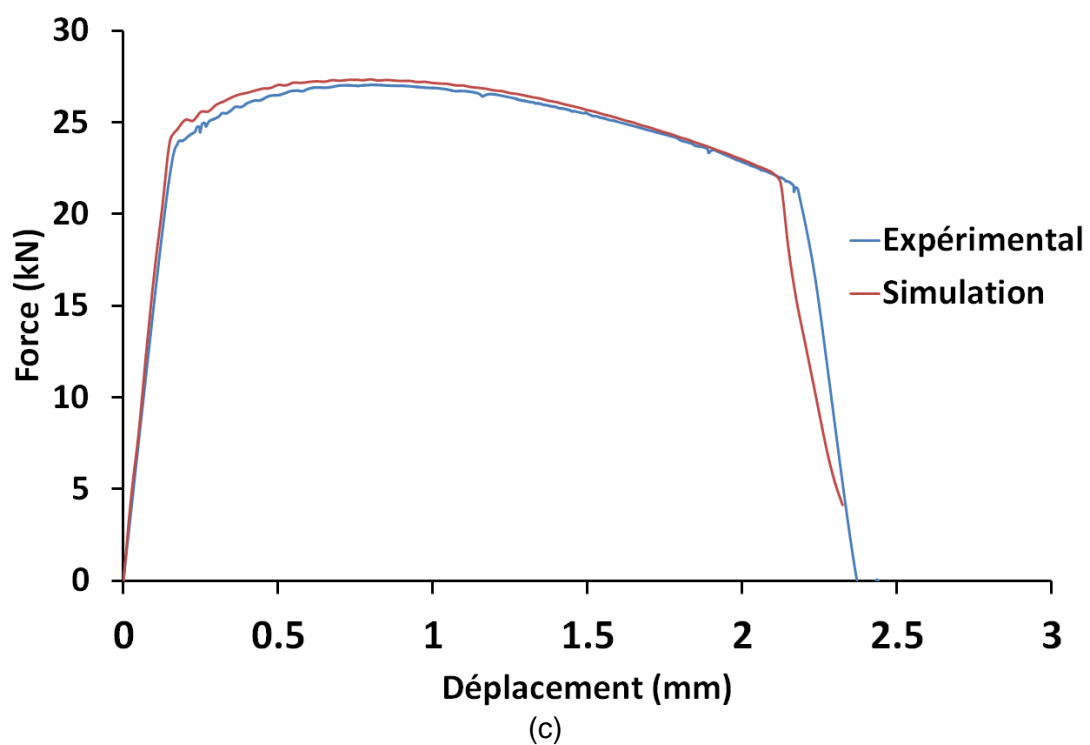
Il est important de préciser que les résultats actuels ont été obtenus après calibration du modèle pour un choix particulier d'expérimentations. Le choix d'une autre stratégie d'identification peut certainement changer les valeurs des paramètres du modèle du Gurson modifié en cisaillement.

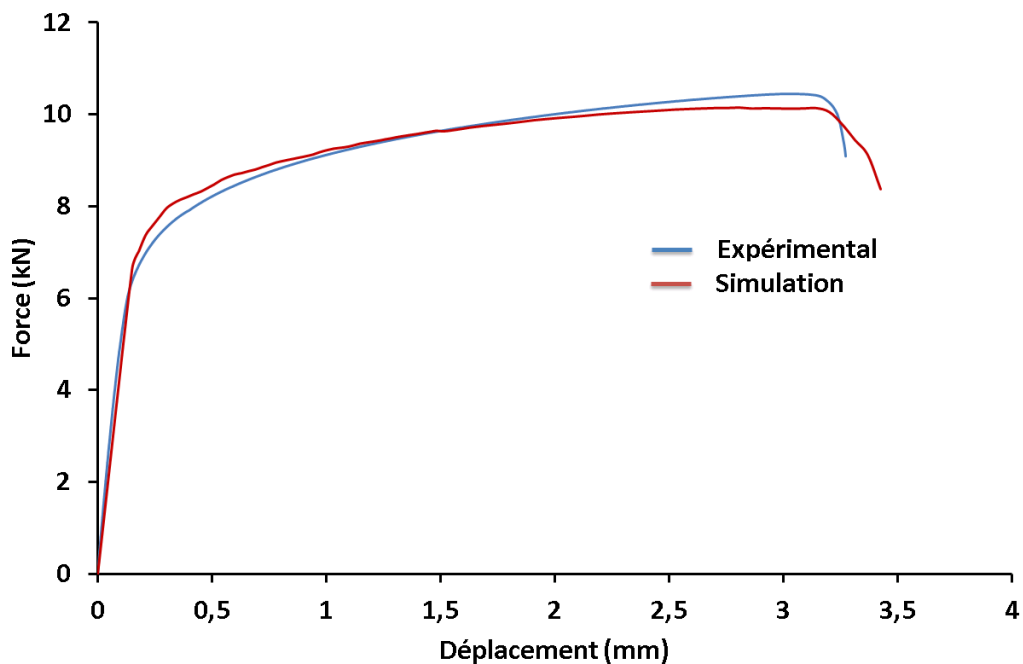


(a)



(b)





(e)

Figure III-14 : Comparaison entre les courbes simulées par le modèle de Gurson modifié en cisaillement et les courbes expérimentales: (a) éprouvette entaillée (R=20mm), (b) éprouvette entaillée (R=10mm), (c) éprouvette entaillée (R=5mm), (d) éprouvette entaillée (R=2mm) et (e) cisaillement

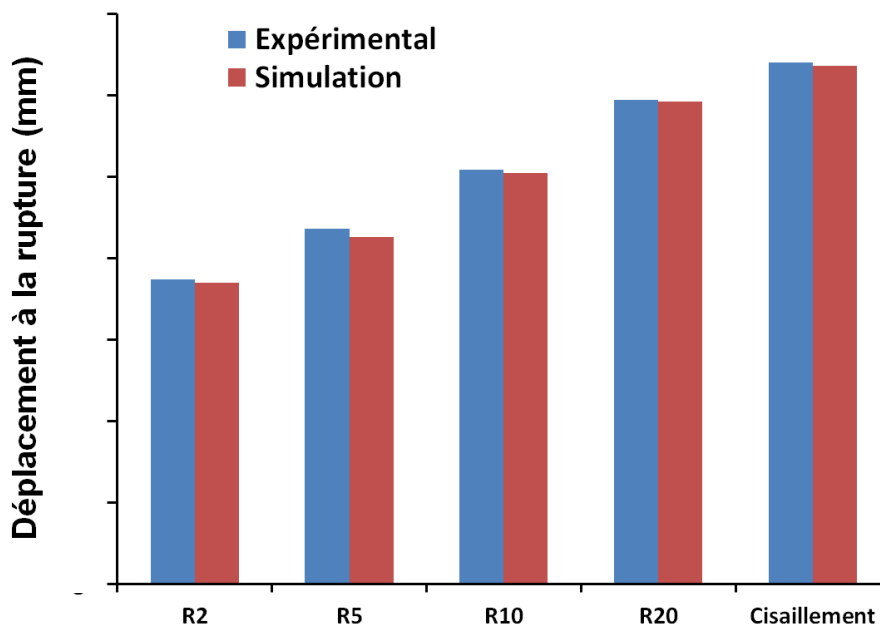


Figure III-15 : Comparaison entre les déplacements à la rupture prédits par la simulation numérique avec ceux des essais expérimentaux

III.3 - Caractérisation de l'état de contrainte

Cette section s'intéresse à caractériser l'influence de l'état de contrainte sur le comportement de la rupture ductile du matériau. Le taux de triaxialité de contrainte η et le troisième invariant normalisé de contrainte ξ sont choisis comme paramètres représentatifs de l'état de contrainte.

L'évolution de ces deux derniers paramètres est calculée numériquement au point d'intégration de l'élément où la rupture amorce. La déformation plastique équivalente à la rupture $\bar{\varepsilon}_r$ correspond à l'amorçage de la chute brutale déterminé expérimentalement. Cette méthode d'évaluation a été utilisée dans plusieurs travaux ([85], [89], [95], [119]). Il faut noter que les valeurs des paramètres η et ξ ne sont pas constants durant la déformation. En conséquence, des valeurs moyennes sont utilisées pour caractériser leurs influences sur la rupture ductile. La triaxialité moyenne η_{moy} et le troisième invariant normalisé moyen ξ_{moy} sont définis par la formulation suivante :

$$\eta_{moy} = \frac{1}{\bar{\varepsilon}_r} \int_0^{\bar{\varepsilon}_r} \eta d\bar{\varepsilon}^p \quad \text{et} \quad \xi_{moy} = \frac{1}{\bar{\varepsilon}_r} \int_0^{\bar{\varepsilon}_r} \xi d\bar{\varepsilon}^p \quad (\text{III-25})$$

Le Tableau III-2 fournit, pour les différentes éprouvettes testées, un aperçu :

- des valeurs moyennes des paramètres représentatifs des états de contrainte ;
- de la déformation plastique à la rupture ;
- de la situation de la zone de rupture.

La Figure III-16 et la Figure III-17 montrent des exemples de simulation de la rupture de certaines éprouvettes (traction avec éprouvette entaillée $R=20\text{mm}$ et cisaillement). La localisation de la déformation plastique équivalente et de l'endommagement aux centres des éprouvettes entaillée et entre les deux entailles de l'éprouvette de cisaillement confirme les observations microscopiques présentées dans le chapitre précédent.

Tableau III-2 : Principaux valeurs des indicateurs estimatifs d'endommagement ductile des différents essais

Essai	Etat de contrainte		Déformation à la rupture $\bar{\varepsilon}_r$	Endroit de rupture
	Triaxialité η_m	3^{ème} inv. Normalisé ξ_m		
Traction (R=2mm)				Centre de l'éprouvette
Traction (R=5mm)				Centre de l'éprouvette
Traction (R=10mm)				Centre de l'éprouvette
Traction (R=20mm)				Centre de l'éprouvette
Traction lisse				Centre de l'éprouvette
Cisaillement				Zone de cisaillement

L'analyse du Tableau III-2 montre que pour les essais de traction, la déformation à la rupture augmente avec l'augmentation du troisième invariant de contrainte et avec la diminution du taux de triaxialité de contrainte. En ce qui concerne l'essai de cisaillement, les deux paramètres η_m et ξ_m sont relativement faibles (proche de zéro) avec une déformation plastique équivalente à la rupture importante.

Nous pouvons remarquer que dans plusieurs travaux ([83], [85], [89], [99], [122]) les auteurs considèrent que le paramètre $\xi = 1$ pour les cas de traction (lisse et entaillée) et $\xi = 0$ pour les cas de chargement dominants en cisaillement. Ces considérations ne sont pas prises en compte dans nos travaux, dans la mesure où il a été montré la variation de ξ en fonction de l'évolution du chargement et par conséquent son influence sur la déformation à la rupture.

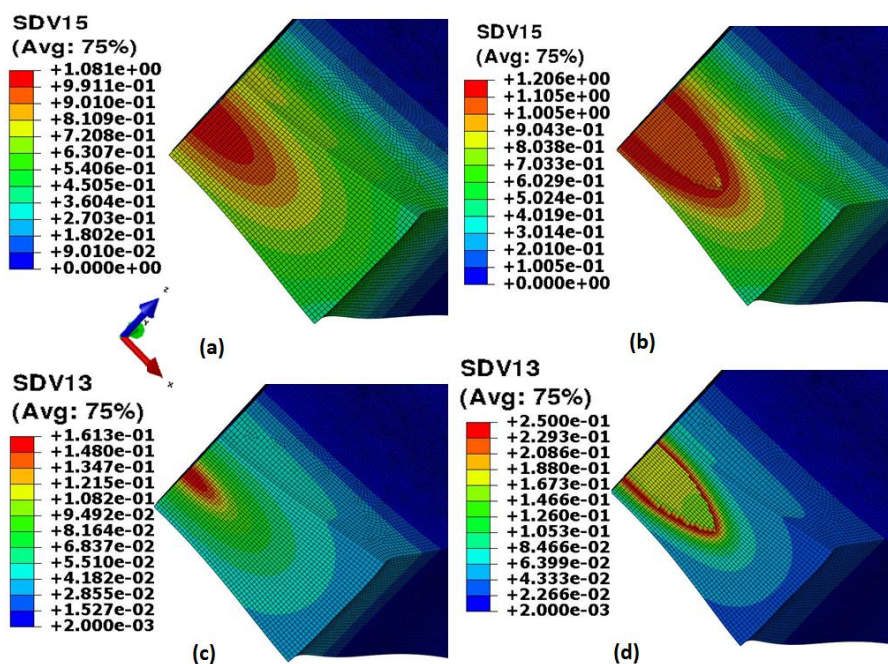


Figure III-16 : Contours de la déformation plastique équivalente (SDV15) et de l'endommagement (SDV13) au centre de l'éprouvette entaillée avec R=20mm : juste avant la rupture (a et b) et à l'amorçage de la rupture (b et d)

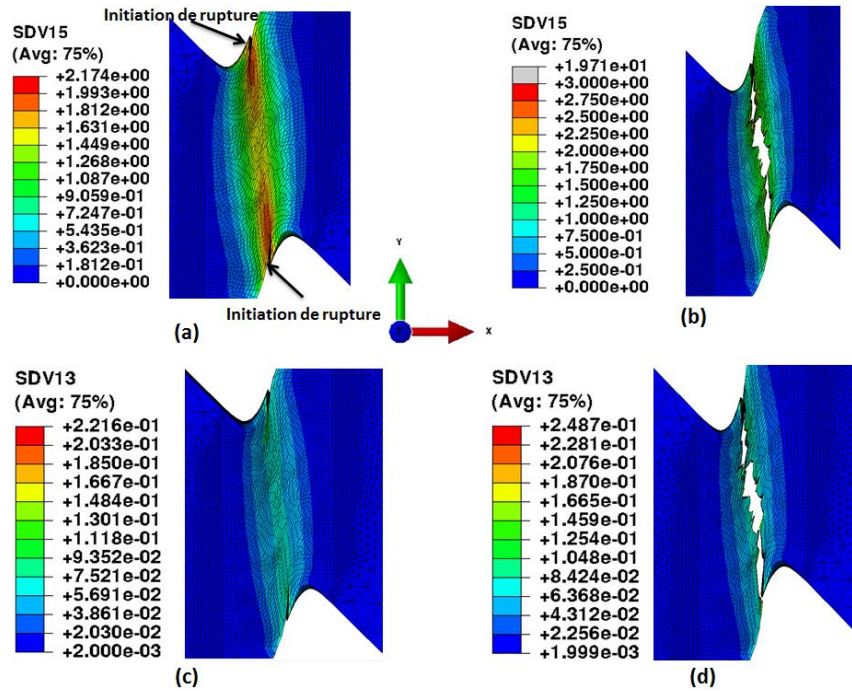


Figure III-17 : Contours de la déformation plastique équivalente (SDV15) et de l'endommagement (SDV13) dans la zone cisailée de l'éprouvette de cisaillement : à l'amorçage de la rupture (a et b) et après la rupture complète (c et d)

La Figure III-18 montre l'évolution de la déformation plastique équivalente à la rupture en fonction de la triaxialité de contrainte, qui peut s'exprimer sous la forme exponentielle suivante:

$$\bar{\epsilon}_r(\eta) = 1.48e^{-0.86\eta} \tag{III-26}$$

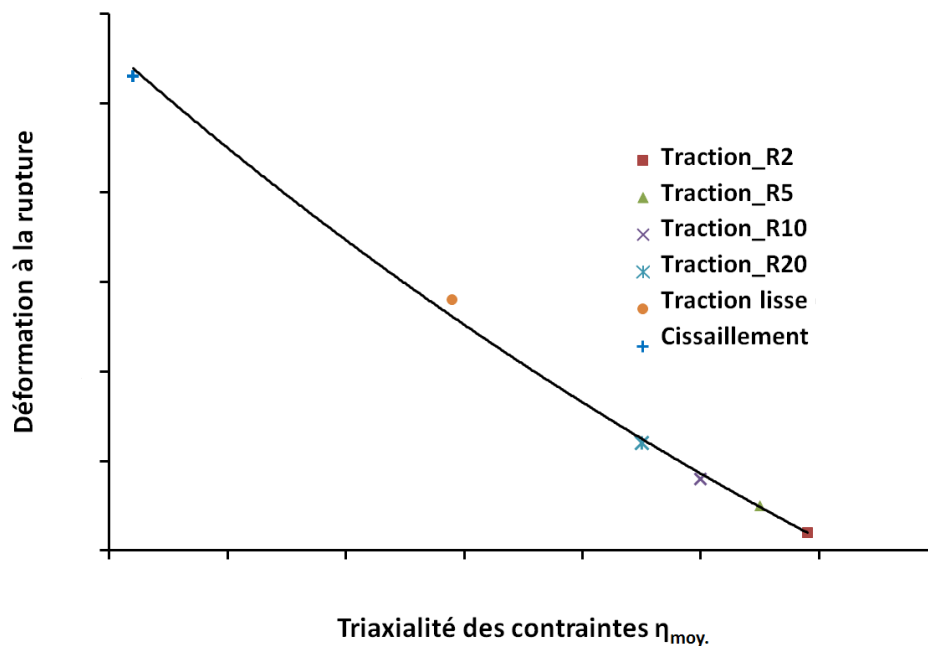


Figure III-18 : Evolution de la déformation plastique équivalente à la rupture en fonction de la triaxialité de contrainte

Cette fonction sera utilisée dans le chapitre suivant pour simuler le procédé de poinçonnage par un critère d'endommagement découplé.

Récemment, Y. Bai et T. Wierzbicki [89] ont proposé un critère de rupture 3D découplé représenté par l'évolution de la déformation à la rupture $\bar{\varepsilon}_r$ dans l'espace (η, ξ) qui à la forme suivante :

$$\bar{\varepsilon}_r(\eta, \xi) = \left[\frac{1}{2}(D_1 e^{-D_2 \eta} + D_5 e^{-D_6 \eta}) - D_3 e^{-D_4 \eta} \right] \xi^2 + \frac{1}{2}(D_1 e^{-D_2 \eta} + D_5 e^{-D_6 \eta}) \xi + D_3 e^{-D_4 \eta} \quad (\text{III-27})$$

Les paramètres $D_i (i = 1, 2, \dots, 6)$ du modèle peuvent être identifiés par des éprouvettes «papillons» [89]. Ce modèle ne sera pas utilisé dans notre étude, mais pourrait être développé dans la poursuite des travaux.

III.4 - Conclusion

Le modèle de Gurson modifié en cisaillement a été implémenté et validé sur deux cas de chargements différents. Le paramètre de cisaillement k_w n'a aucune influence sur l'évolution de la fraction volumique totale d'un élément chargé en traction uniaxiale. Cependant, la variation de ce nouveau paramètre contribue au développement de l'endommagement cumulé dans le cas de chargement avec un cisaillement dominant.

Le modèle d'endommagement développé dans le cadre de ces travaux est basé sur l'analyse micromécanique de la croissance des cavités. Cependant, le modèle est associé à de fortes hypothèses empiriques concernant les effets de la nucléation, de la coalescence des cavités et du cisaillement. En conséquences et afin de calibrer le modèle au plus proche de la réalité physique, la stratégie d'identification est basée sur un processus de recalage numérique-expérimental itératif utilisant différents essais représentatifs de la variété de l'état de contrainte induit par un procédé de fabrication.

Il a été mis en place un vaste programme expérimental sur un acier HLE, comportant six essais de référence avec des conditions de chargement allant du cisaillement à la traction sur des éprouvettes lisses et entaillées. Cette campagne a permis l'identification des paramètres du modèle et sa validation expérimentale. Les prédictions numériques montrent des bonnes corrélations avec les données expérimentales, en particulier en termes de déplacement à la rupture sur une large gamme d'états de contrainte. La position de la zone de rupture ainsi que sa morphologie sont également en bon accord avec les observations expérimentales.

Les simulations numériques montrent que l'état de contrainte (décrit par la triaxialité et le troisième invariant de contrainte) a des effets significatifs sur la ductilité et la déformation à la rupture de l'acier HLE testé dans cette étude. Les paramètres calibrés dans ce chapitre vont être utilisés dans le chapitre suivant pour étudier leur capacité prédictive de l'endommagement et la rupture ductile pour le poinçonnage des tôles HLE.

Chapitre IV:

Caractérisation expérimentale et numérique du procédé de poinçonnage

Afin de valider la modélisation numérique étudiée dans le chapitre précédent, des séries d'essais expérimentaux de poinçonnage sont réalisés et comparés avec des résultats issus de la simulation numérique du procédé de poinçonnage. Ce chapitre comporte deux parties :

- Une étude expérimentale du procédé de poinçonnage sur des échantillons circulaires pour évaluer l'évolution de l'effort de découpage en fonction de pénétration du poinçon et pour étudier l'influence du jeu poinçon-matrice sur le comportement et la qualité des pièces découpées.
- Une étude numérique de l'application de deux modèles d'endommagement : le modèle de Gurson modifié en cisaillement et le critère d'initiation de rupture ductile, afin d'étudier leur capacité prédictive par rapport au modèle classique de Gurson. Cette analyse est également corrélée avec des données expérimentales telles que l'évolution de l'effort de poinçonnage, la pénétration à la rupture en fonction de la pénétration du poinçon dans la tôle, la qualité du bord découpé, l'aspect des faciès de rupture durant l'opération de poinçonnage,...

Note : *Pour respecter les accords de confidentialité entre l'ENSAM et DEVILLÉ ASC, les différentes côtes des éprouvettes présentées, les valeurs des axes des graphes et les valeurs des paramètres matériau n'apparaîtront pas dans ce rapport.*

IV - Caractérisation expérimentale et numérique du procédé de poinçonnage

IV.1 - Etude expérimentale

IV.1.1 - Outillage et conditions opératoires

Des essais de poinçonnage ont été réalisés en utilisant le montage réalisé dans le cadre des travaux de thèse de R. Hambli [1]. L'outillage est monté sur une presse hydraulique de type MIB de capacité de 100 tonnes (Figure C-1, annexe C), équipée de capteurs d'efforts et de déplacement. Le montage est constitué d'un poinçon et d'une matrice de formes circulaires. La Figure IV-1 montre une représentation schématique de la presse et l'outillage de poinçonnage.

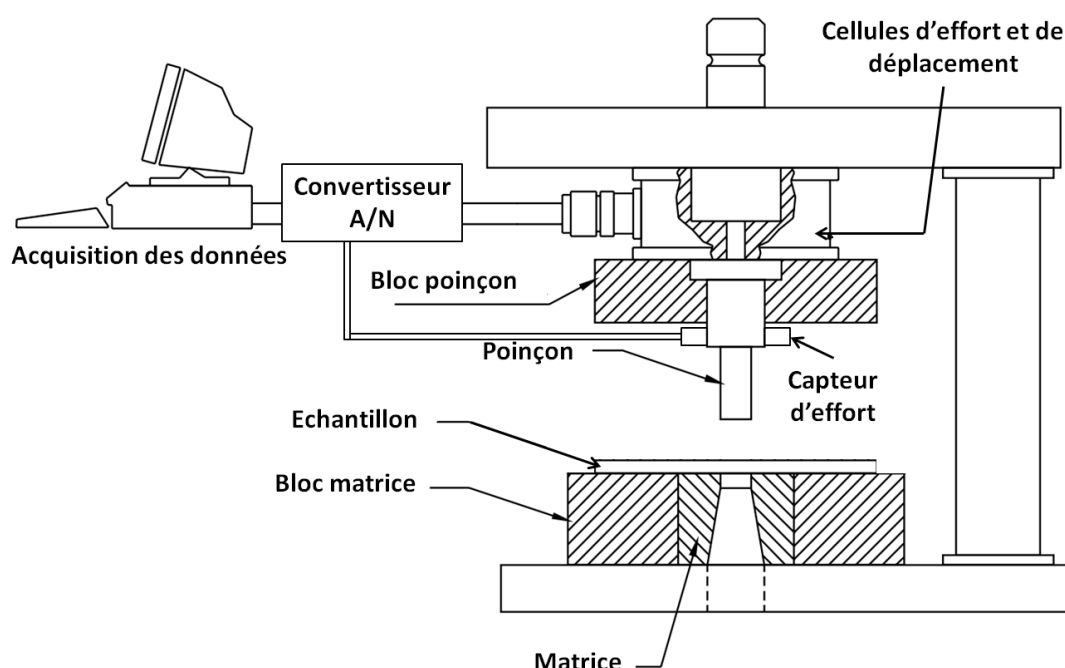


Figure IV-1 : Représentation schématique de la presse et le montage de poinçonnage

Quatre poinçons avec quatre diamètres D_p différents ont été utilisés afin de faire varier le jeu entre le poinçon et la matrice.

Le jeu normalisé est calculé en pourcentage d'épaisseur de tôle e par l'expression suivante:

$$J(\%) = \frac{(D_m - D_p)}{2e} 100 \quad (IV-1)$$

Où D_m est le diamètre de la matrice et D_p représente le diamètre du poinçon

Tableau IV-1 récapitule les conditions géométriques des poinçons utilisés. Le diamètre de la matrice D_m est fixé à 40,6 mm. Les rayons des arêtes coupantes du poinçon et de la matrice sont égaux et vaut à 0,01 mm.

L'ensemble des outillages (poinçons, matrices) est traité pour obtenir une dureté moyenne d'environ 60 HRC. La dureté de la tôle étant d'environ 30 HRC.

Un capteur d'effort de type FGS (Fine Guidance Sensor, de référence : FN-2554) de capacité maximale égale à 50 tonnes est encastré dans le bloc du poinçon afin de mesurer directement l'effort appliqué par celui-ci. Le déplacement du poinçon est mesuré par un capteur de position (BALLUFF-BTL 02F9) implanté d'origine sur la presse. Les deux capteurs sont reliés au système d'acquisition qui permet d'enregistrer les données lors des essais. La vitesse de descente de poinçon qui définit la vitesse de découpage est égale à 300 mm/min.

Tableau IV-1 : Jeux utilisés lors de poinçonnage

Condition	Diamètre du poinçon $D_p(mm)$	Jeu $J(%)$
1	40,12	7
2	39,70	13
3	39,34	17
4	38,36	31

IV.1.2 - Principe de caractérisation du profil de découpage

Afin de caractériser la qualité du profil de la pièce après poinçonnage, une trentaine d'échantillons ont été préparés pour effectuer des analyses micrographiques. La Figure IV-2 et la Figure C-2-d (annexe C) montrent la géométrie de la pièce obtenue après poinçonnage. La pièce a été découpée soigneusement par tronçonneuse à mi-largeur ($l/2=45$) mm afin d'analyser le profil découpé selon les plans XY (zone 1) et YZ (zone 2).

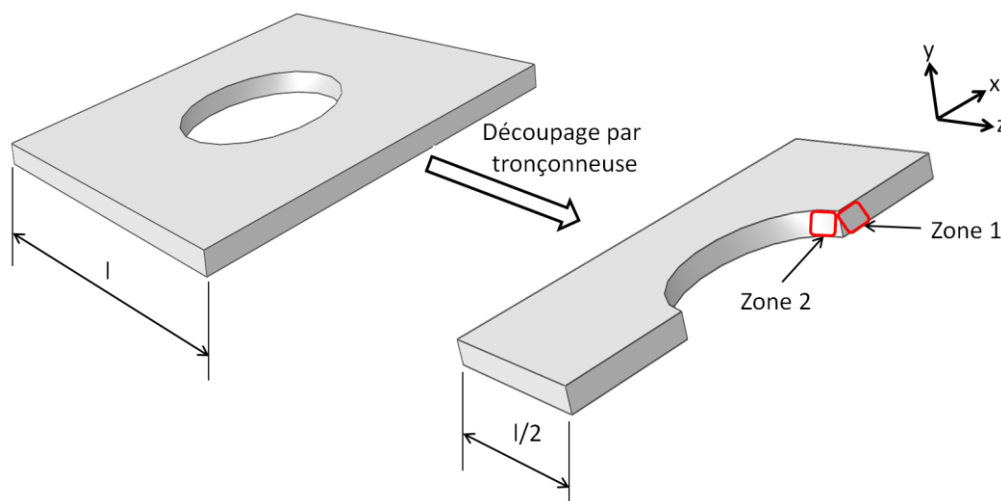


Figure IV-2 : Préparation des échantillons pour les analyses microscopiques

On rappelle que la qualité d'une pièce découpée est caractérisée par :

- une zone bombée $\Delta_{\text{bom.}}$;
- une zone cisailée $\Delta_{\text{cis.}}$;

- une zone arrachée ou zone de rupture $\Delta_{rup.}$;
- une zone de bavure $\Delta_{bav.}$;
- l'angle de rupture $\beta_{rup.}$.

Les Figure IV-3 et Figure IV-4 représentent les différentes zones observées sur un bord découpé (J=13%).

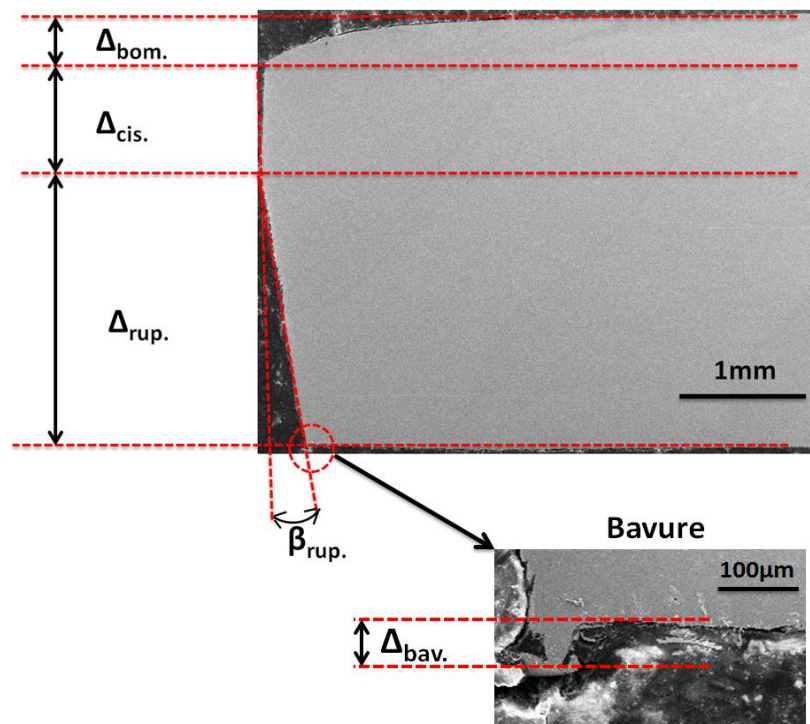


Figure IV-3 : Profil expérimental d'une pièce découpée obtenu par MEB dans la zone 1

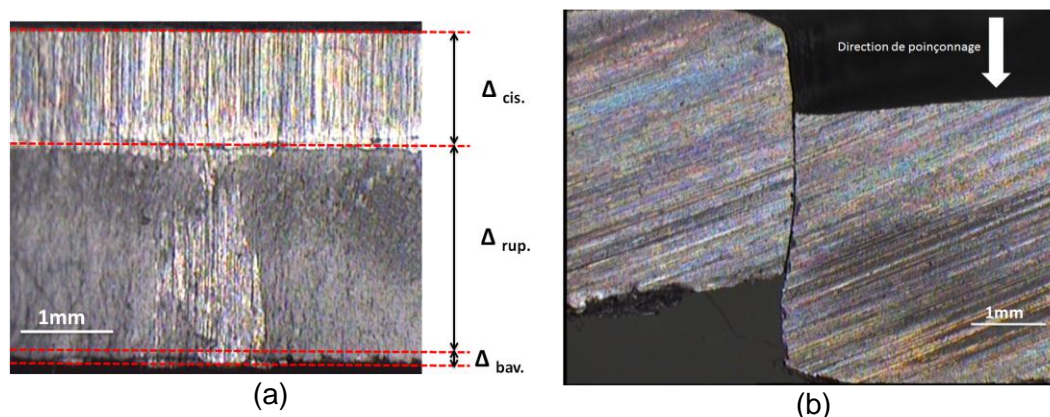


Figure IV-4 : Faciès du bord découpé obtenu par microscope binoculaire : (a) dans la zone 2, (b) dans la zone 1

IV.2 - Modèle éléments finis

IV.2.1 - Conditions numériques

Le code Abaqus/Explicit a été utilisé pour simuler le procédé de poinçonnage sous l'hypothèse d'une géométrie axisymétrique. Les conditions de simulation numérique et le maillage initial sont illustrés dans la Figure IV-5. La taille des éléments dans la zone de cisaillement est de $50 \times 50 \mu\text{m}$. Des éléments quadratiques axisymétriques à 4 nœuds avec intégration réduite (CAX4R) sont utilisés. Le modèle de frottement de Coulomb est utilisé pour représenter le contact entre la tôle et les outils avec une valeur du coefficient de frottement égale à 0,1. Le poinçon et la matrice sont considérés comme des corps rigides. L'option ALE (Arbitrary Lagrangian Euleurian) [109] est activée pour l'adaptation du maillage afin d'éviter la distorsion des éléments dans la zone la plus sollicitée. Trois modèles de rupture sont utilisés pour tester leur capacité de prédiction pour le procédé de poinçonnage :

- le modèle de GTN, implémenté par défaut dans ABAQUS/Explicit ;
- le modèle de Gurson modifié en cisaillement dont les paramètres sont résumés dans le Tableau III-1 ;
- le critère d'initiation de rupture ductile implémenté par défaut dans ABAQUS/Explicit. La section suivante détaille l'utilisation de ce modèle représenté par l'équation (I-54).

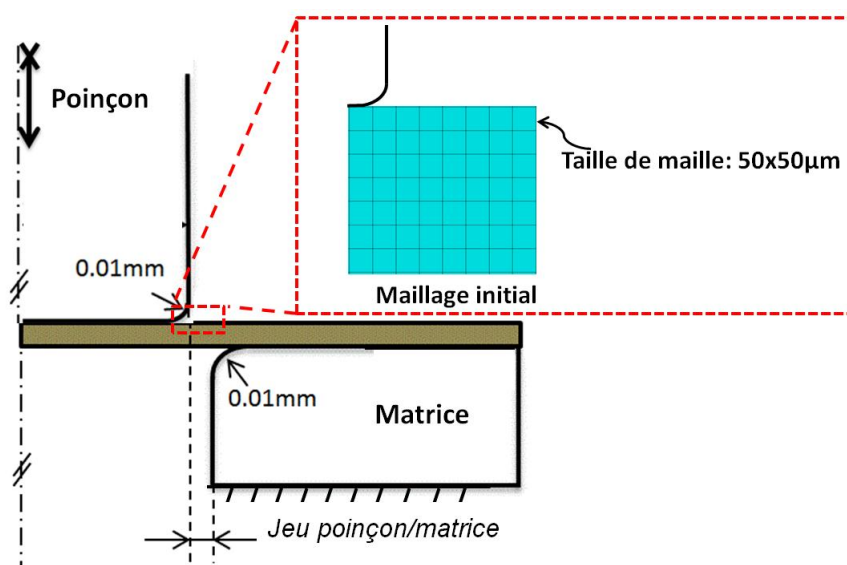


Figure IV-5 : Conditions géométriques du procédé de poinçonnage avec le maillage axisymétrique

IV.2.2 - Critère d'initiation de rupture ductile

Des prévisions de la rupture dans la phase de fabrication peuvent être obtenues par l'utilisation de l'indicateur de formabilité W comme le critère d'initiation de rupture ductile [24] :

$$W = \int_0^{\varepsilon_r} \frac{d\bar{\varepsilon}^p}{\bar{\varepsilon}_r(\eta)} = 1 \quad (\text{IV-2})$$

$\bar{\varepsilon}_r(\eta)$ est donnée par l'équation (III-26).

Dans les procédés de fabrication, où la rupture est précédée par un niveau élevé de déformation plastique, l'indicateur W peut juger l'amorçage de la rupture ductile. Il est supposé que la rupture commence pour $W \geq 1$. Les éléments, pour lequel l'indicateur atteint la valeur critique, sont supprimés (la technique de « *kill element* »).

IV.3 - Résultats et discussion

IV.3.1 - Résultats expérimentaux

IV.3.1.1 - Processus de création de fissure

Afin de décrire le comportement de la tôle durant le procédé de poinçonnage, des essais interrompus à différents niveaux de pénétration du poinçon ont été réalisés avec la condition $J(\%) = 13$. Les échantillons ont été analysés par MEB afin de comprendre les mécanismes de déformation et de rupture dans la zone 1 (Figure IV-2) où la déformation plastique et l'endommagement se localisent. Les clichés de ces observations sont présentés sur la Figure IV-6.

Le trajet de fissure peut être décomposé en deux zones. Une zone lisse où apparaît un décrochement sur la surface de la tôle, représentée par la zone A (Figure IV-6-a, b et c) qui commence à se former parallèlement à la direction de poinçonnage. La fissure est en mode II de chargement (cisaillement). Dans la zone autour de la pointe de la fissure (Zone B, Figure IV-6- d), la fissure se propage selon le mode I de chargement (traction) par une déviation par rapport à la zone cisillée pour former l'angle de rupture β_{rup} . K. Broberg [123] a montré que l'endommagement se limite à une petite région à la pointe de fissure, la **Zone de Processus de Rupture (ZPR)**. Ainsi la bifurcation de fissure se produit dans la ZPR. Dans le paragraphe suivant, les mécanismes de propagation dans la ZPR sont analysés en détail.

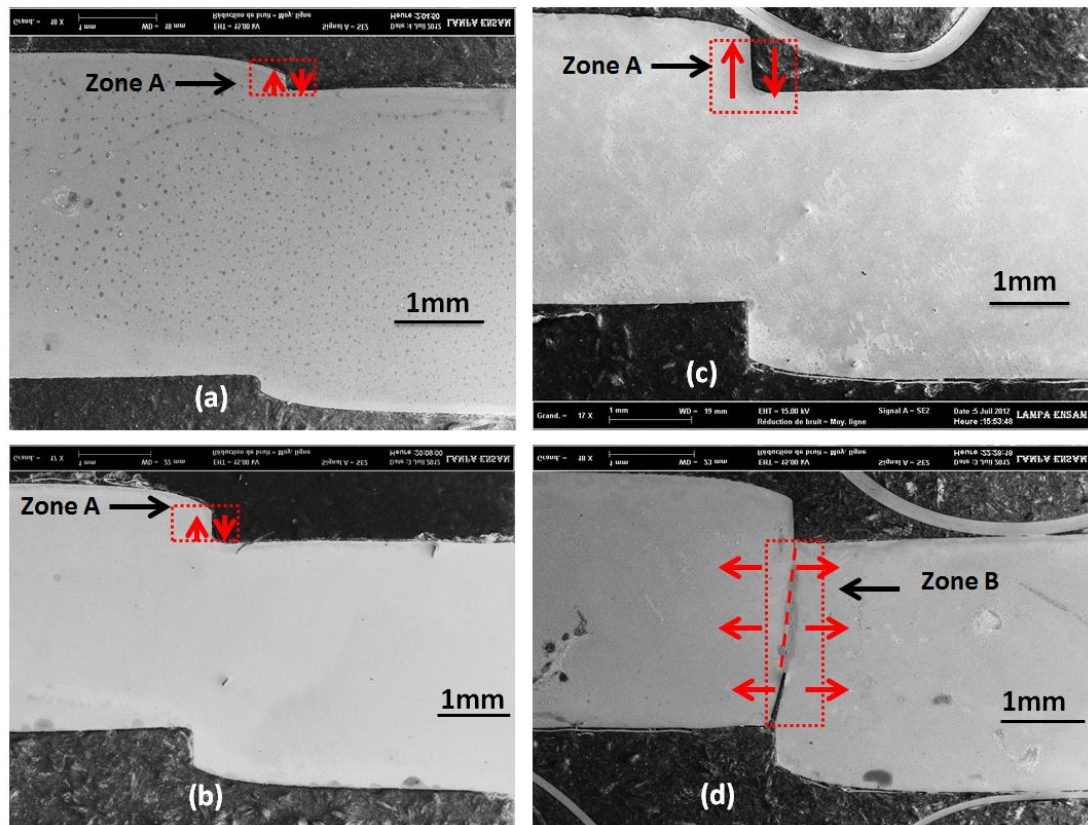


Figure IV-6 : Processus de création d'une fissure macroscopique en fonction de la pénétration du poinçon : (a) 12%, (b) 18%, (c) 26.5% et (d) 27.5%

IV.3.1.2 - Mécanismes microscopiques de propagation de fissure

La Figure IV-7 montre des clichés obtenus juste avant l'amorçage d'une fissure au niveau du contact des arêtes coupantes des outils avec la tôle pour $J=13\%$. Un canal de déformation se localise entre les arêtes coupantes du poinçon et de la matrice (Figure IV-7-a). Il est associé à une concentration des champs mécaniques tels que la déformation, la contrainte et l'endommagement. Un réseau des micro-fissures (Figure IV-7-c et d) d'une taille moyenne de $150\ \mu\text{m}$ et des cavités autour des inclusions d'une taille moyenne de $60\ \mu\text{m}$, se propage selon la direction de cisaillement (poinçonnage). Cet ensemble de micro-fissures et des cavités précède l'amorçage de la fissure macroscopique (zone B dans la Figure IV-6-d) qui commence par former la pointe de fissure par coalescences multiples entre les différents défauts (cavités et micro-fissures). Ces interactions permettent de faire se propager la pointe de fissure vers les défauts causés au niveau du contact de la tôle avec l'arête coupante du poinçon (Figure IV-7- b). La propagation de ce réseau des cavités et de micro-fissures conduit à créer la zone arrachée ou la zone de rupture définie par les paramètres Δ_{rup} et β_{rup} .

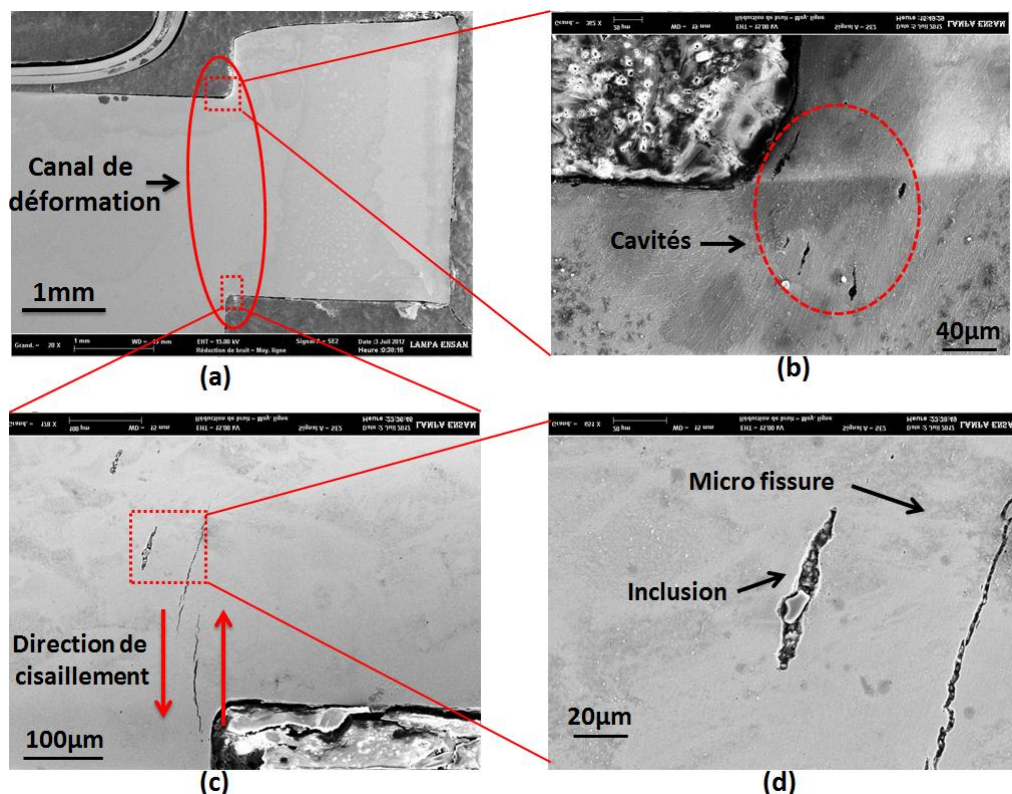


Figure IV-7 : Mécanismes microscopiques de création de fissure(s) à 26.5% de pénétration du poinçon

Les principaux résultats de cette section sont les suivants :

- la fissure se propage dans un canal où le matériau est complètement plastifié ;
- l'endommagement se limite au niveau de la pointe de fissure qui se forme du côté de l'arête de la matrice pour former la zone arrachée et qui représente l'amorçage de rupture;
- Les mécanismes de propagation des fissures sont définis par l'interaction entre les cavités et/ou les micro-fissures. Ces mécanismes affectent localement le chemin de fissure. Ces mécanismes sont similaires à ceux observés à travers les essais de cisaillement in-situ dans le chapitre II.

Ainsi, le trajet de la fissure n'est pas contrôlé par la microstructure locale, mais par les champs de déformation plastique au niveau de la pointe de la fissure. En dehors de la ZPR, aucun dommage n'est causé.

IV.3.1.3 - Impact du procédé sur la dureté à proximité du bord découpé

Une série d'essais de micro-dureté (200g) a été réalisée sur des échantillons découpés dans les conditions $J=13\%$ et $J=31\%$. Les échantillons utilisés pour mesurer la micro-dureté sont similaires à ceux présentés en Figure IV-3. L'objectif de ces mesures est d'estimer l'évolution de l'écrouissage le long de la zone cisailée. La Figure IV-8 montre que la dureté diminue en allant du bord vers le cœur de la pièce. Le matériau est affecté par la découpe sur une distance qui dépend du jeu poinçon-matrice (environ $950\mu\text{m}$ pour le jeu 13% et supérieur à 1mm pour le jeu 31%). Pour

une distance au bord fixée, la dureté qui reflète l'écouissage est plus élevée pour un jeu plus grand. L'augmentation du jeu entraîne donc une augmentation du niveau d'écouissage et de l'épaisseur de la zone écouissée (déformée plastiquement).

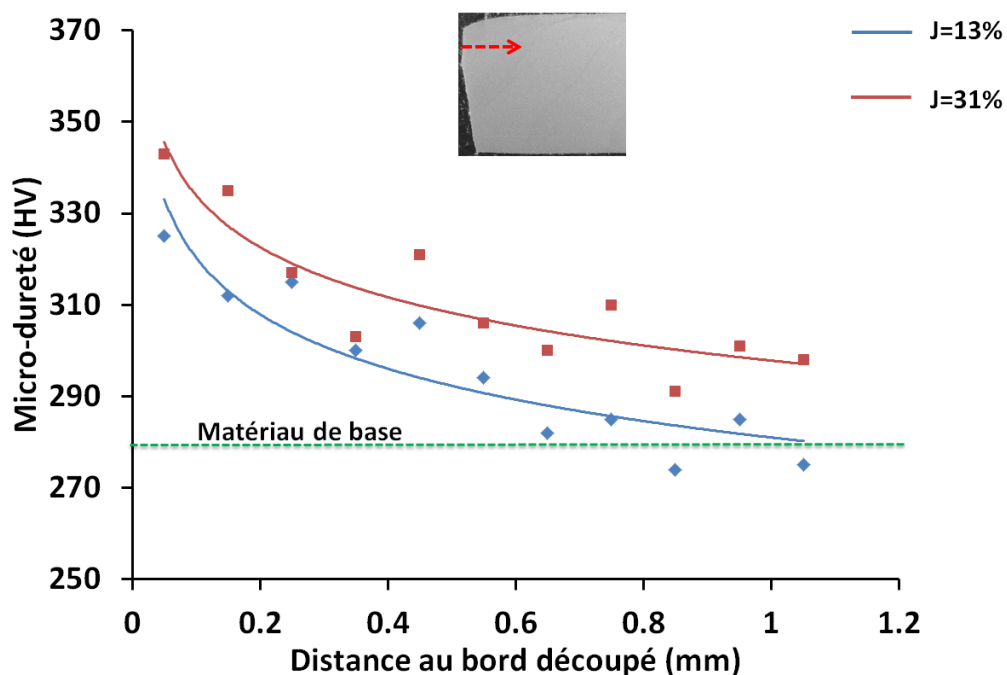


Figure IV-8 : Profil de la micro-dureté à proximité du bord découpé de la zone cisailée

IV.3.2 - Analyses des courbes effort/pénétration

Les courbes d'effort obtenues lors des essais sont comparées aux résultats numériques du procédé de poinçonnage.

IV.3.2.1 - Raideur de la presse

La Figure IV-9 montre une différence importante des pentes qui représentent les parties élastiques de la courbe expérimentale (en rouge) et la courbe numérique (en bleu) pour la condition J=13%. Cet écart est lié à la raideur de la presse K_{presse} , qui doit être pris en compte pour corriger la courbe expérimentale. Cette correction est similaire à la méthode utilisée dans les références ([124], [125]).

Le déplacement corrigé est donnée par :

$$\Delta x_{corrigé} = \Delta x_{mesuré} - \Delta x_{presse} \quad (IV-3)$$

Avec :

$$\Delta x_{machine} = \frac{F}{K_{presse}} \quad (IV-4)$$

$K_{presse} = 31kN/mm$ est déterminée par minimisation de l'erreur quadratique entre l'effort expérimental et l'effort numérique pour des valeurs variant dans l'intervalle [0-120kN]. La Figure IV-9 montre un exemple de correction de la courbe effort/pénétration en utilisant le déplacement corrigé selon les équations (IV-3) et (IV-4).

Les autres conditions du jeu sont corrigées par une méthode similaire.

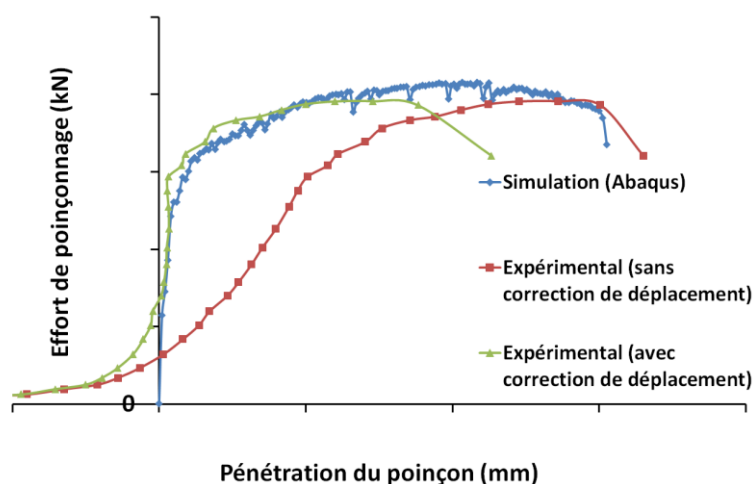


Figure IV-9 : Exemple de correction de la courbe effort / pénétration du poinçon

IV.3.2.2 - Allure de la courbe expérimentale effort/pénétration du poinçon

Chaque courbe expérimentale est décomposée en trois principales parties illustrées schématiquement dans la Figure IV-10:

- 1- Portion OA : l'effort du poinçon évolue linéairement. Le comportement du matériau est élastique ;
- 2- Portion AB : il s'agit d'une phase non linéaire correspondant à la déformation plastique avec écrouissage du matériau de la zone de cisaillement entre le poinçon et la matrice ;
- 3- Portion CD : dans cette partie, l'endommagement se développe et évolue rapidement. Une (ou des) fissure(s) s'amorce(nt) au niveau des arêtes coupantes du poinçon et/ou de la matrice. Le début de la chute de la courbe correspond à l'amorçage de fissure(s) qui se propage(nt) rapidement jusqu'à la rupture complète de la tôle.

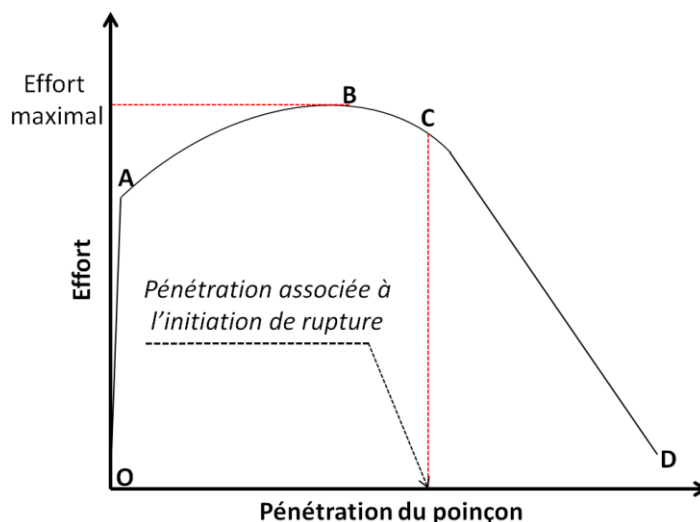


Figure IV-10 : Représentation schématique de l'évolution de la courbe effort/pénétration du poinçon

Remarque : l'allure de ces courbes est différente de celle présentée dans la Figure I-3. Les portions de la courbe BC et DE présentées sur la Figure I-3 sont quasi-absentes dans les courbes obtenues ici. L'allure globale des courbes effort/pénétration de la présente étude montrent que la pénétration correspondant à l'effort maximal est proche de celle correspondant à l'amorçage d'une ou de plusieurs fissures.

IV.3.2.3 - Prédiction des courbes effort/pénétration du poinçon

Plusieurs simulations numériques ont été réalisées avec les différents jeux testés expérimentalement, afin d'étudier leur influence et de valider les modèles de rupture proposés dans cette étude, en comparant leur niveau de prédiction de l'effort maximal de poinçonnage ainsi que la pénétration associée à l'amorçage de rupture.

La Figure IV-11 montre une comparaison entre la courbe effort/déplacement expérimentale et celles prédites par le modèle de GTN classique, Gurson modifié en cisaillement et le critère d'amorçage de rupture ductile.

L'analyse comparative entre les prédictions obtenues numériquement et les résultats expérimentaux est détaillée dans la section suivante.

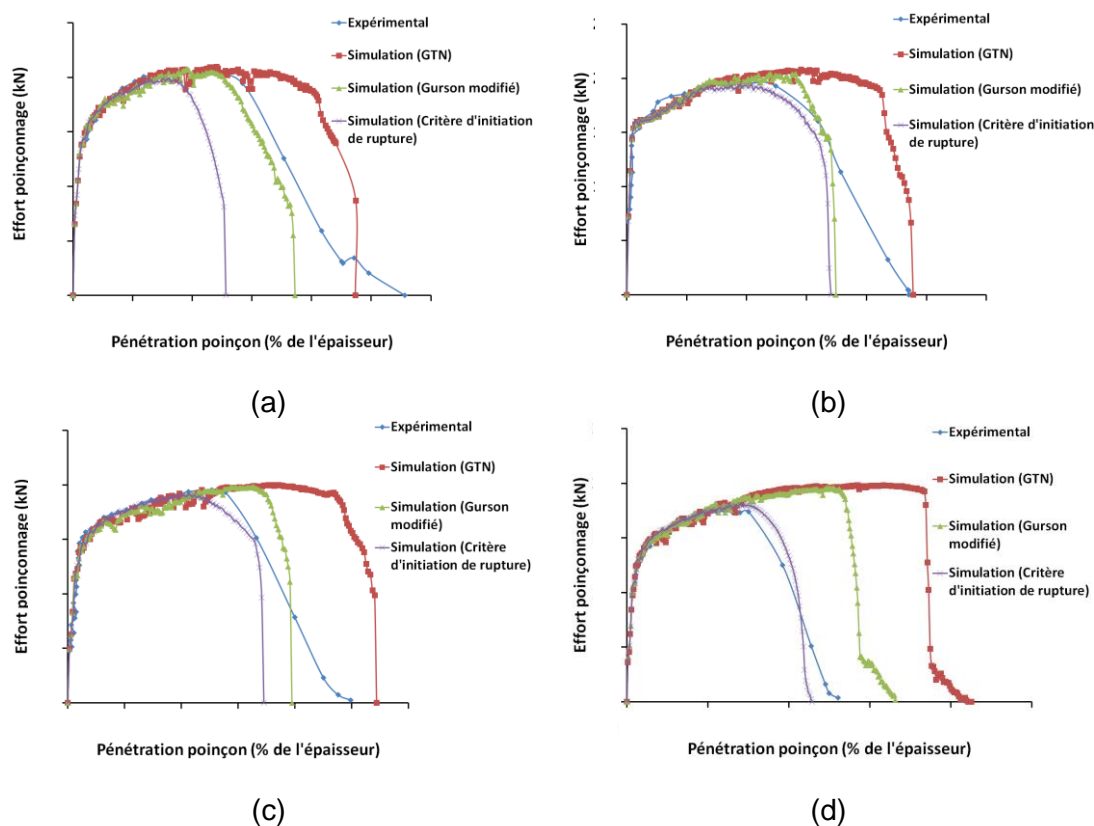


Figure IV-11 : Prédiction de la courbe effort/pénétration : (a) $J=7\%$, (b) $J=13\%$, (c) $J=17\%$ et (d) $J=31\%$

IV.3.3 - Influence du jeu poinçon-matrice

Le jeu poinçon-matrice est un des paramètres influençant le plus fortement la qualité des pièces obtenues par poinçonnage.

IV.3.3.1 - Influence du jeu poinçon-matrice sur l'effort maximal

La Figure IV-12 montre les évolutions de l'effort maximal en fonction du jeu poinçon-matrice, prédites numériquement et comparées avec les résultats expérimentaux. On observe une diminution de l'effort de découpage maximal en fonction du jeu par une chute de 20,3kN (pour le jeu 7%) à 17,4 kN (pour le jeu 31%). Les courbes numériques ont une allure similaire à celle de l'évolution expérimentale pour tous les jeux. Cette allure est conforme aux résultats disponibles dans la littérature et présentés dans le chapitre I. On observe que le critère d'initiation de rupture fournit une prédiction globale acceptable de l'effort maximal par rapport aux deux autres modèles d'endommagement. La prédiction par le modèle de Gurson modifié est améliorée par rapport au modèle GTN classique.

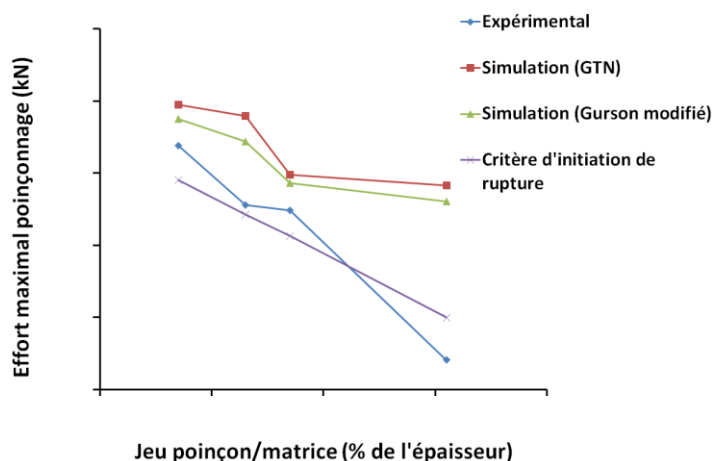


Figure IV-12 : Effet du jeu poinçon-matrice sur l'évolution de l'effort maximal de poinçonnage.

IV.3.3.2 - Influence du jeu poinçon-matrice sur la pénétration associée à l'amorçage de rupture

La valeur de pénétration associée à l'amorçage de rupture U_r est calculé par la formule suivante [59]:

$$U_r = \Delta_{bom.} + \Delta_{cis.} + r_p \quad (IV-5)$$

r_p est le rayon de l'arête coupante du poinçon.

La Figure IV-13 montre un accroissement U_r en fonction du jeu poinçon-matrice : de 27% de l'épaisseur (pour un jeu de 7%) à 32% de l'épaisseur (pour un jeu de 31%) (courbe bleue). Le Tableau IV-2 récapitule les erreurs de prédiction de la pénétration associée à la rupture par rapport aux résultats calculés expérimentalement. On remarque que le modèle de Gurson modifié prédit bien la pénétration associée à l'amorçage de rupture pour les jeux de 7% et de 13% et moins bien pour le jeu de 17%. La prédiction pour le jeu de 31% est assez éloignée du résultat expérimental. Ces résultats s'expliquent par le fait que le domaine de validité du paramètre k_w de la loi de Gurson modifié est limité par la plage de triaxialité de contrainte utilisée pour son identification.

Le modèle de GTN classique est incapable de prédire l'amorçage correct de rupture pour tous les jeux. Les erreurs augmentent à 54 % (pour $J=7\%$) et à environ 131% (pour $J=31\%$). Cela est dû à l'insuffisance du modèle pour capturer l'accumulation d'endommagement en cisaillement. Les erreurs de prédiction représentées par le critère d'initiation de rupture diminuent avec l'augmentation du jeu et le critère prédit bien la rupture pour les jeux $J=17\%$ et $J=31\%$, et moins bien pour les deux autres jeux (7 % et 13%).

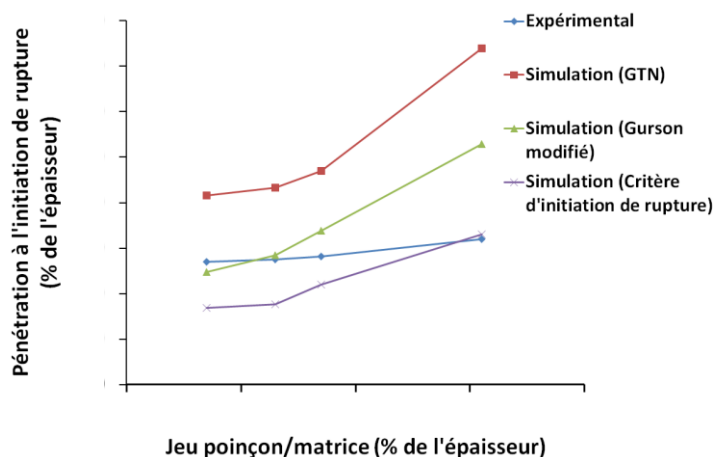


Figure IV-13 : Effet du jeu poinçon-matrice sur la pénétration associée à l'amorçage de rupture.

Tableau IV-2 : Erreurs de prédiction de pénétration (en %) associée à l'amorçage de rupture

<i>Jeu</i>	7%	13%	17%	31%
<i>GTN</i>	54,07	57,45	66,66	131,25
<i>Gurson modifié en cisaillement</i>	8,51	3,27	19,85	65,31
<i>Critère d'initiation de rupture</i>	37,10	35,63	21,98	3,12

IV.3.3.3 - Influence du jeu poinçon-matrice sur l'évolution des zones du profil découpé

La Figure IV-14 représente quelques exemples des profils numériques obtenus après la rupture. On remarque que la zone de bavure est absente pour le jeu 13% et présente pour le jeu 31%. La zone de rupture ainsi que l'angle de rupture sont absents pour le jeu 31% dans le cas de prédiction par le critère d'initiation de rupture. Dans le dernier cas (Figure IV-14-d) on observe l'existence de deux surfaces sur la zone cisailée : une surface concave en haut de cette zone et une zone convexe en bas avant la formation de bavure.

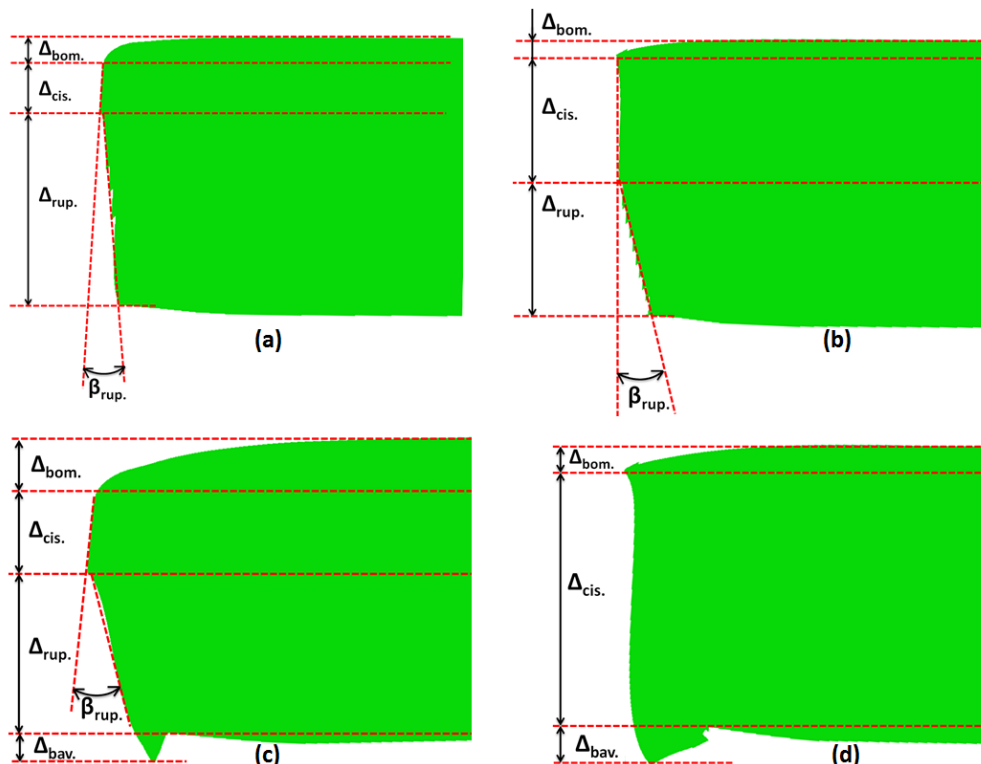


Figure IV-14 : Profils numériques obtenus après rupture : (a) J=13% (Gurson modifié), (b) J=13% (Critère d'initiation de rupture), (c) J=31% (Gurson modifié) et (d) J=31% (Critère d'initiation de rupture)

La Figure IV-15 représente les évolutions des tailles des différentes zones du profil découpé en fonctions des jeux testés. Pour chacun des quatre jeux, les zones du profil découpé représentées dans la Figure IV-3 sont mesurées au MEB. Chaque valeur expérimentale est une moyenne réalisée avec la mesure de cinq échantillons.

La partie bombée (Figure IV-15-a) augmente avec le jeu poinçon-matrice, cela est lié au fait que la flexion de la tôle augmente lorsque le jeu augmente. Nous pouvons observer que dans le cas de la prédiction de l'évolution de la taille de cette zone en fonction du jeu poinçon-matrice, tous les modèles montrent la même tendance d'évolution que l'expérimental (augmentation avec le jeu). Le modèle modifié de Gurson prédit bien la taille de la zone bombée pour les deux premiers jeux avec le critère d'initiation de rupture. En revanche, la prédiction est moins bonne pour les deux autres jeux plus importants.

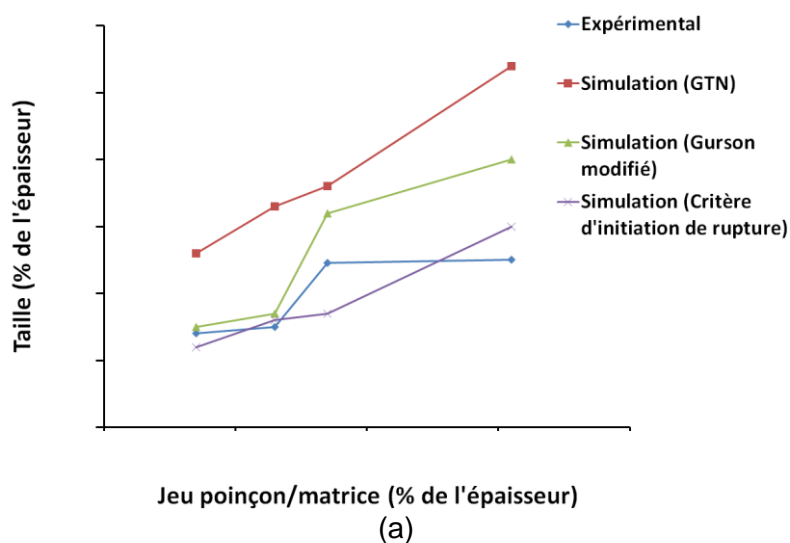
La partie cisailée et celle de rupture (Figure IV-15-b-c) représentent les surfaces les plus dominantes du profil découpé. Avec l'augmentation du jeu, on observe sur les courbes expérimentales (en bleu) que la zone cisailée diminue et que la zone de rupture augmente. Pour les petits jeux, la pression hydrostatique dans la zone de cisaillement est plus élevée ce qui retarde l'amorçage des fissures pour créer la zone arrachée (de rupture). Ces résultats confirment les résultats de la littérature décrits dans la référence [17].

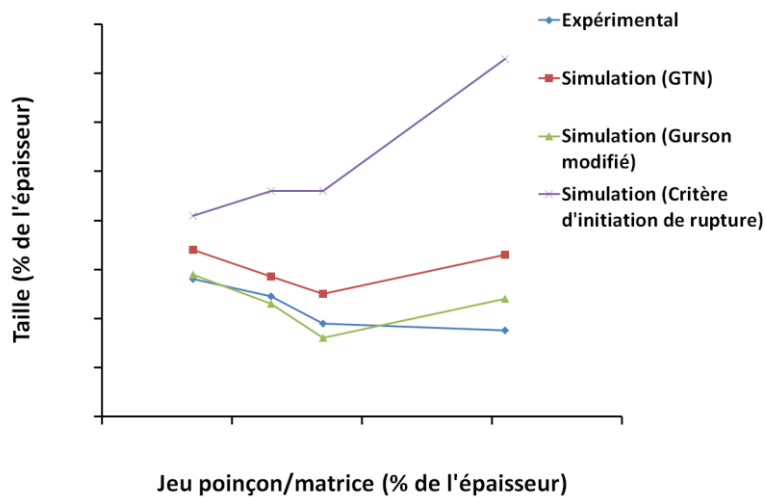
Le modèle de Gurson modifié est un bon accord avec les résultats expérimentaux pour les trois premiers jeux mais n'est pas prédictif pour le jeu le plus important de

31% où l'évolution s'inverse. La prédiction de ces deux parties avec le critère d'initiation de rupture reste assez éloignée des résultats expérimentaux.

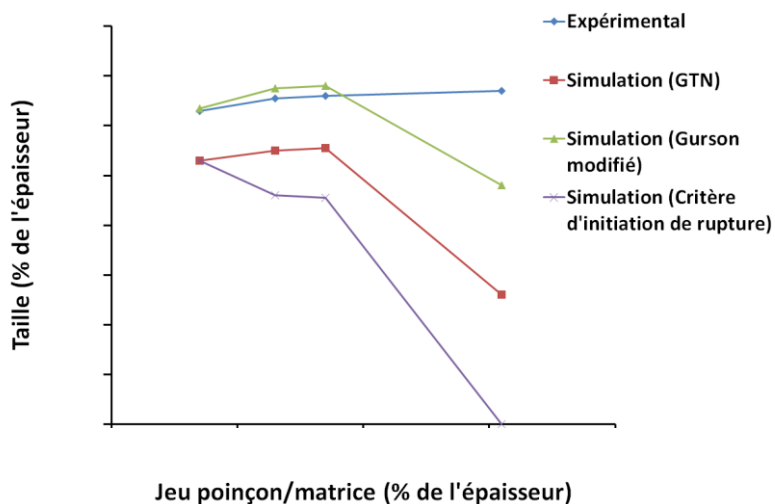
L'évolution de bavure représentée par la Figure IV-15-d montre l'augmentation de cette partie en fonction du jeu poinçon-matrice. La prédiction numérique de la taille de cette zone ne correspond pas aux valeurs expérimentales. En effet, la formation de bavure causée par la découpe est absente pour les jeux inférieurs à 31%. Les éléments endommagés sont totalement supprimés pour les jeux de 7%, 13% et 17%. Dans le cas du jeu de 31%, l'espace est suffisant pour que les éléments puissent se déformer plus librement avec formation d'une bavure de taille significative.

La Figure IV-15-e montre l'évolution de l'angle de rupture en fonction du jeu et les prédictions obtenues par la simulation numérique. La courbe expérimentale ainsi que celles prédites par le modèle GTN et Gurson modifié montrent que l'augmentation du jeu conduit à une augmentation significative de l'angle de rupture et par conséquent, l'obtention d'une mauvaise qualité du profil découpé. On remarque que la prédiction numérique obtenue par le modèle de Gurson modifié est en bon accord avec l'expérimental pour les trois premiers jeux. On observe l'absence de formation de cet angle numériquement dans le cas du jeu 31% (Figure IV-14-d et Figure IV-15-e).

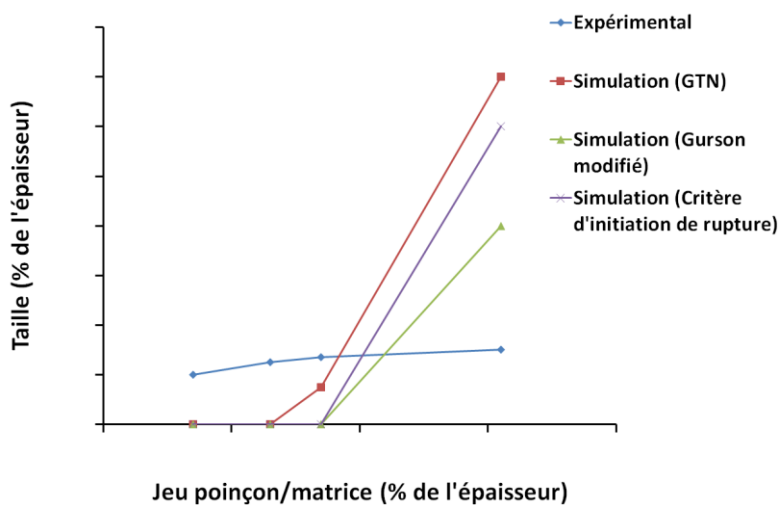




(b)



(c)



(d)

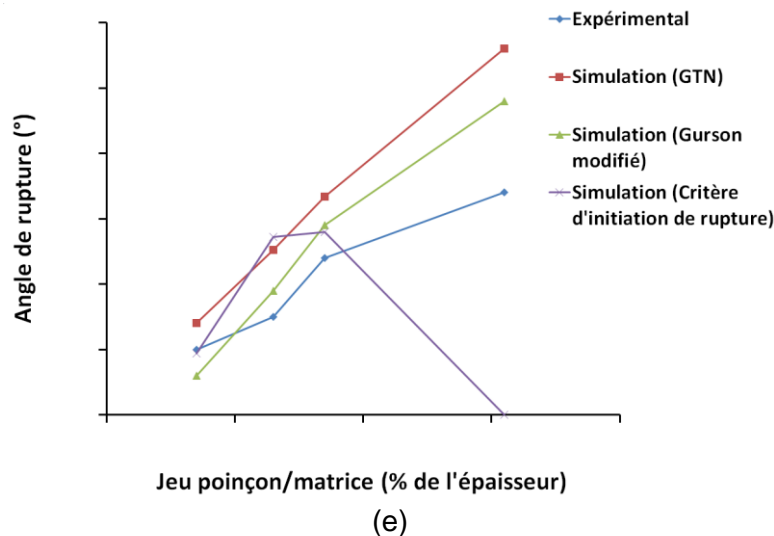


Figure IV-15 : Evolution du profil découpé en fonction du jeu poinçon-matrice : (a) zone bombée, (b) zone cisailée, (c) zone de rupture, (d) zone de bavure et (e) angle de rupture

IV.3.3.1 - Conclusion

Après l'étude de l'influence du jeu sur l'effort maximal, sur la pénétration associée à l'amorçage de rupture et sur l'évolution de chaque zone du profil découpé, nous pouvons constater que le choix d'un jeu relativement petit induit une qualité de surface plus lisse en réduisant la zone arrachée, l'angle de rupture et la formation de bavure. Un faible jeu permet donc de limiter les défauts géométriques et l'amorçage des fissures. En revanche, ce choix conduit à des concentrations de contraintes élevées au niveau des arêtes coupantes des outils (matrice et poinçon) [20], qui peuvent causer leur l'endommagement, et demande plus d'effort de poinçonnage. Par conséquent, un jeu optimal doit être identifié pour d'une part, obtenir une qualité de surface avec une partie cisailée acceptable, et d'autre part minimiser la concentration de contrainte dans les arêtes coupantes des outils.

IV.3.4 - Prédiction des champs de déformation, de contrainte et d'endommagement

IV.3.4.1 - Evolution de l'état de contrainte

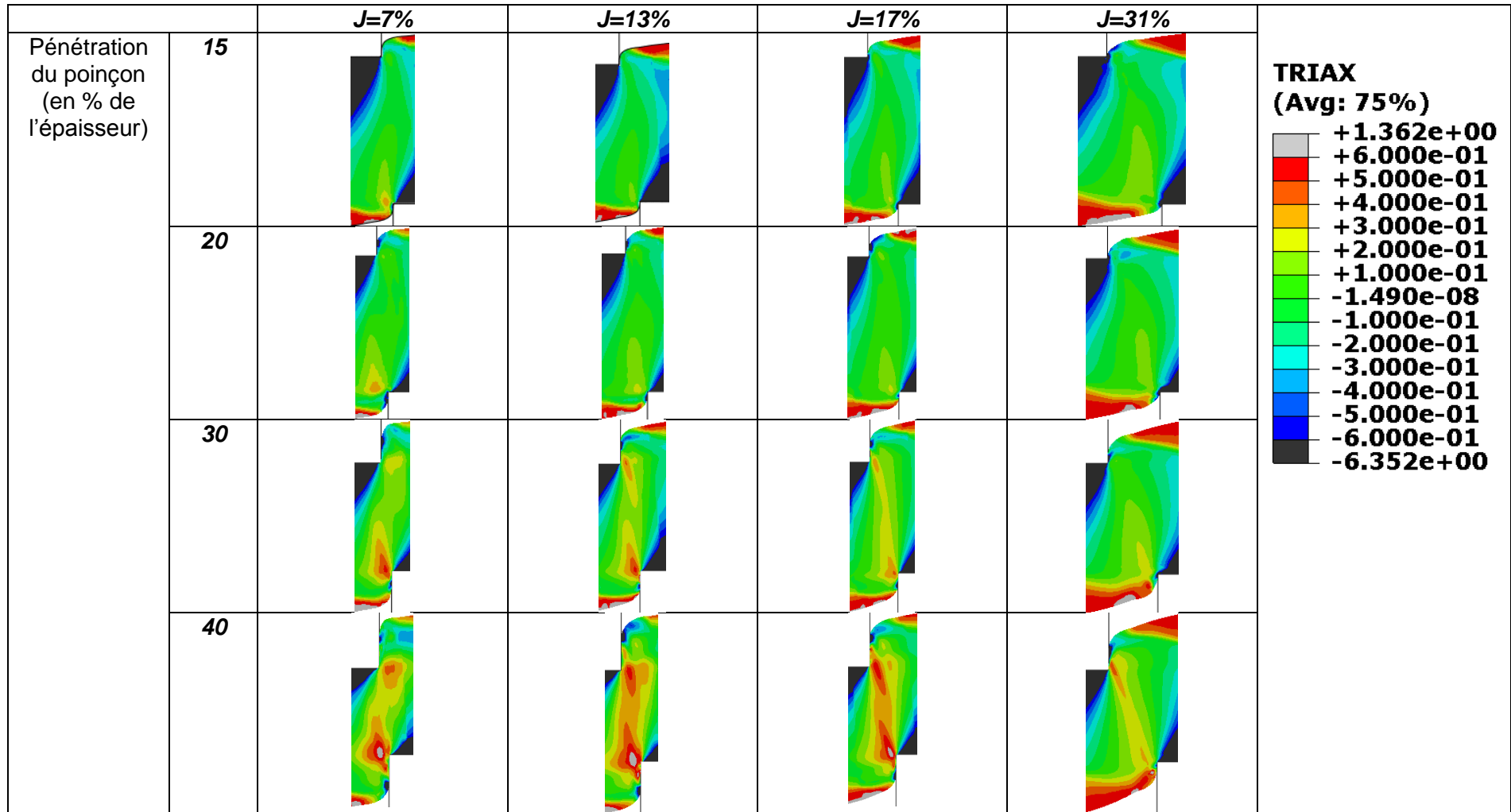
L'analyse de l'état de contrainte réalisée dans la zone du jeu poinçon-matrice durant la pénétration du poinçon dans le matériau (Tableau IV-3), montre que la triaxialité de contrainte varie dans la gamme de -0,2 à 0,6 en fonction de niveau de pénétration du poinçon et de la valeur du jeu. Le troisième invariant normalisé de contrainte reste constant dans cette zone ($\xi \sim 0$).

Pour une valeur du jeu donnée, l'état de contrainte associé à une pénétration du poinçon de 15% est similaire au cisaillement simple où la triaxialité moyenne dans la zone concernée ne dépasse pas environ 0,1. Quand la pénétration du poinçon dans le matériau s'accroît jusqu'à 20%, l'état de contraintes évolue vers un état de traction uniaxiale. Une telle tendance se maintient au cours de pénétration du poinçon jusqu'à environ 40% de l'épaisseur de la tôle. L'accroissement de triaxialité de contrainte est plus sensible à proximité de l'arête coupante de la matrice. Celle-ci

peut atteindre le niveau de 0,6 et l'état de contrainte est similaire à celui constaté dans les essais de traction entaillée étudiés dans le chapitre III. Ce phénomène est moins sensible à proximité de l'arête coupante du poinçon.

L'évolution des champs de triaxialité de contrainte des deux côtés des arêtes coupantes, en fonction de l'avance du poinçon, forme une bande localisée qui est le siège de fortes sollicitations favorisant l'amorçage et la propagation des fissures.

Tableau IV-3 : Evolution de la triaxialité de contrainte en fonction de la pénétration du poinçon pour les différents jeux



IV.3.4.1 - Evolution de déformation plastique équivalente

Le Tableau IV-4 présente la distribution de la déformation plastique équivalente pour différents stades de pénétration du poinçon et pour chaque valeur du jeu poinçon-matrice. Pour chaque condition, nous constatons l'apparition d'une bande de localisation des déformations plastiques au niveau des contacts des arêtes coupantes des outils (poinçon et matrice) avec la tôle. Avec l'avance du poinçon, cette bande se propage des deux côtés dans l'épaisseur de la tôle pour former un canal de déformation plastique dont la taille dépend du jeu poinçon-matrice. Nous obtenons des champs de déformation plastique équivalente plus importants pour une pénétration plus avancée et un jeu plus réduit. Cette région est caractérisée par un niveau d'écouissage du matériau très élevé qui précède la phase d'endommagement.

Afin d'étudier l'impact du procédé sur le bord découpé après rupture complète il a été proposé d'évaluer le niveau et la taille de la zone écrouie. La Figure IV-16 montre que la déformation plastique équivalente diminue en allant du bord découpé vers le cœur de la pièce ce qui confirme les valeurs de micro-dureté présentées en Figure IV-8. La comparaison des résultats de deux jeux a permis de constater que le jeu influe sur la profondeur affectée. En effet, l'augmentation du jeu de 13% à 31% conduit à une profondeur affectée plus étendue de 29%. La réduction du jeu permet de localiser les valeurs élevées de l'écouissage du matériau à proximité du bord découpé. La déformation plastique équivalente est diminuée de 70% à 0,7 mm du bord. Cela permet de réduire la probabilité de fissuration.

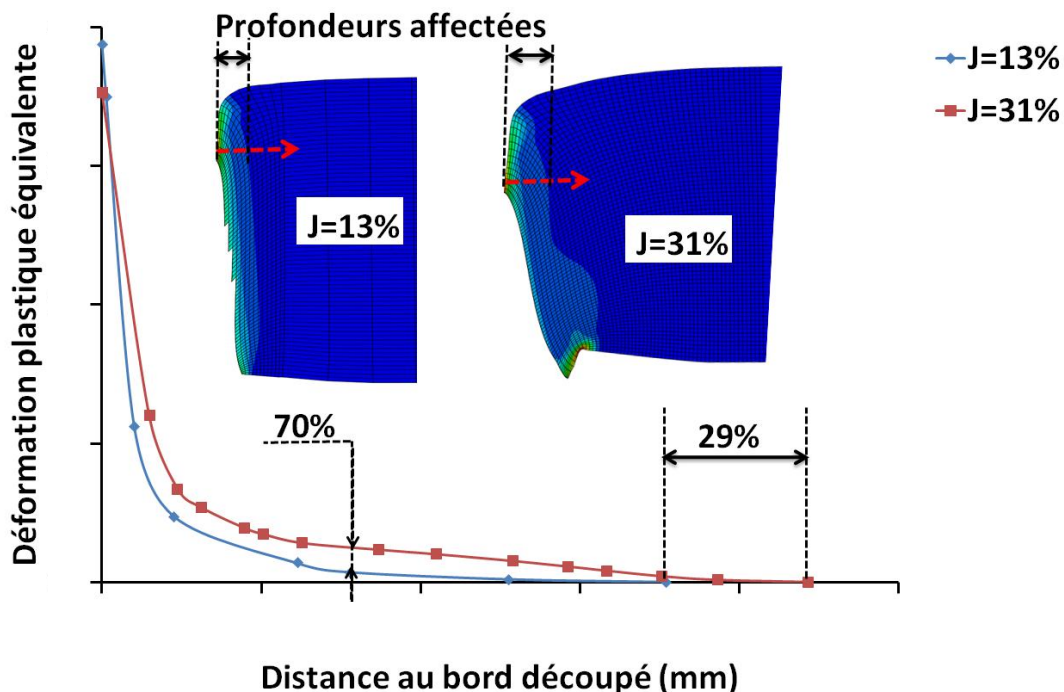
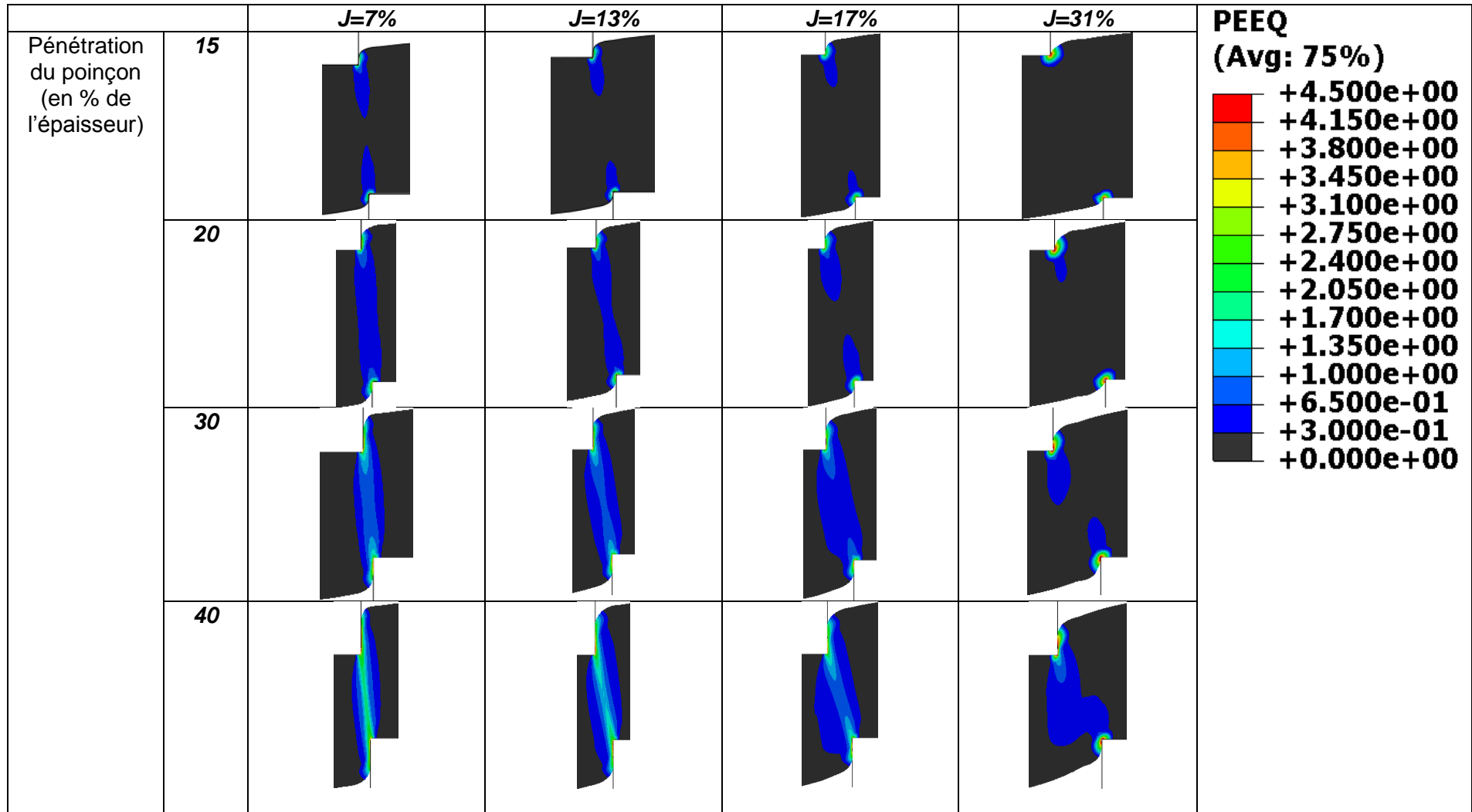


Figure IV-16 : Evolution de déformation plastique équivalente dans la région la plus affectée de la zone cisailée

Tableau IV-4 : Evolution du champ de déformation plastique équivalente en fonction de la pénétration du poinçon pour les différents jeux



IV.3.4.2 - Prédiction de l'endommagement et de la rupture

La Figure IV-17 montre la distribution des paramètres l'endommagement (WF pour GTN, SDV13 pour Gurson modifié et DUCTCRT pour le critère d'initiation de rupture) en fonction de certains niveaux de pénétration pour la condition $J=13\%$.

Les simulations par éléments finis ont montrés dans la section précédente que les déformations plastiques se localisent dans la zone de cisaillement. Lors de cette localisation, le déplacement du poinçon induit une localisation d'endommagement dans cette zone. L'endommagement croit localement jusqu'à une amplitude suffisante pour provoquer une défaillance interne du matériau et par conséquence induire la rupture le long de l'épaisseur.

La prédiction de l'endroit d'amorçage de la première fissure dépend du modèle utilisé. En effet, le modèle GTN, qui a surestimé la pénétration associée à l'amorçage de rupture, montre que la fissure s'initie en bas du côté de l'arête coupante de la matrice et se propage dans la direction du contact de la tôle avec l'arête coupante du poinçon (Figure IV-17-a).

Les prédictions obtenues par le modèle de Gurson modifié sont présentées sur la Figure IV-17-b et la Figure IV-18. L'endommagement s'accumule et commence à croître au niveau de l'arête coupante de la matrice (5% de pénétration) et au niveau de l'arête coupante du poinçon (10% de pénétration). Quand la fraction volumique des cavités atteint sa valeur de rupture (25%), la rupture s'amorce du côté de l'arête coupante de la matrice à 28,5% de pénétration du poinçon. Elle se développe pour rejoindre une autre fissure créée au niveau de l'arête coupante du poinçon à 33% de pénétration du poinçon. Les deux fissures se propagent vers le centre de l'épaisseur qui conduit à la rupture totale du matériau. L'endroit de rupture simulé numériquement est en bon accord avec les observations expérimentales montrées dans la Figure IV-6.

L'évolution de la fraction volumique des cavités est plus rapide dans le cas du modèle de Gurson modifié que dans le cas du modèle de GTN (Figure IV-19). Cette accélération importante de de la fraction volumique des cavités est due à l'accumulation d'endommagement induit par le terme de cisaillement implémenté dans ce modèle modifié de Gurson et négligé par le modèle de GTN.

Pour le critère d'initiation de rupture (Figure IV-17-c et Figure IV-20), la rupture est contrôlée par le paramètre DUCTCRT, équivalent au paramètre W dans l'équation (IV-2). Lorsque le poinçon commence à pénétrer dans le matériau, la valeur de W augmente dans la zone entre les arêtes coupantes des outils avec l'augmentation de la déformation plastique (Tableau IV-4). Les valeurs les plus élevées sont observés à proximité des arêtes coupantes des outils. Pour une pénétration du poinçon égale à 17,7% de l'épaisseur, l'indicateur W atteint sa valeur maximale ($W=1$) à proximité de l'arête coupante du poinçon provoquant l'amorce de la rupture à cet endroit, ce qui est en contradiction avec les observations expérimentales. A 30% de pénétration du poinçon, une fissure apparait du côté de l'arête coupante de la matrice. Le processus de rupture se développe des deux côtés jusqu'à la rupture totale à 34% de pénétration du poinçon (Figure IV-20).

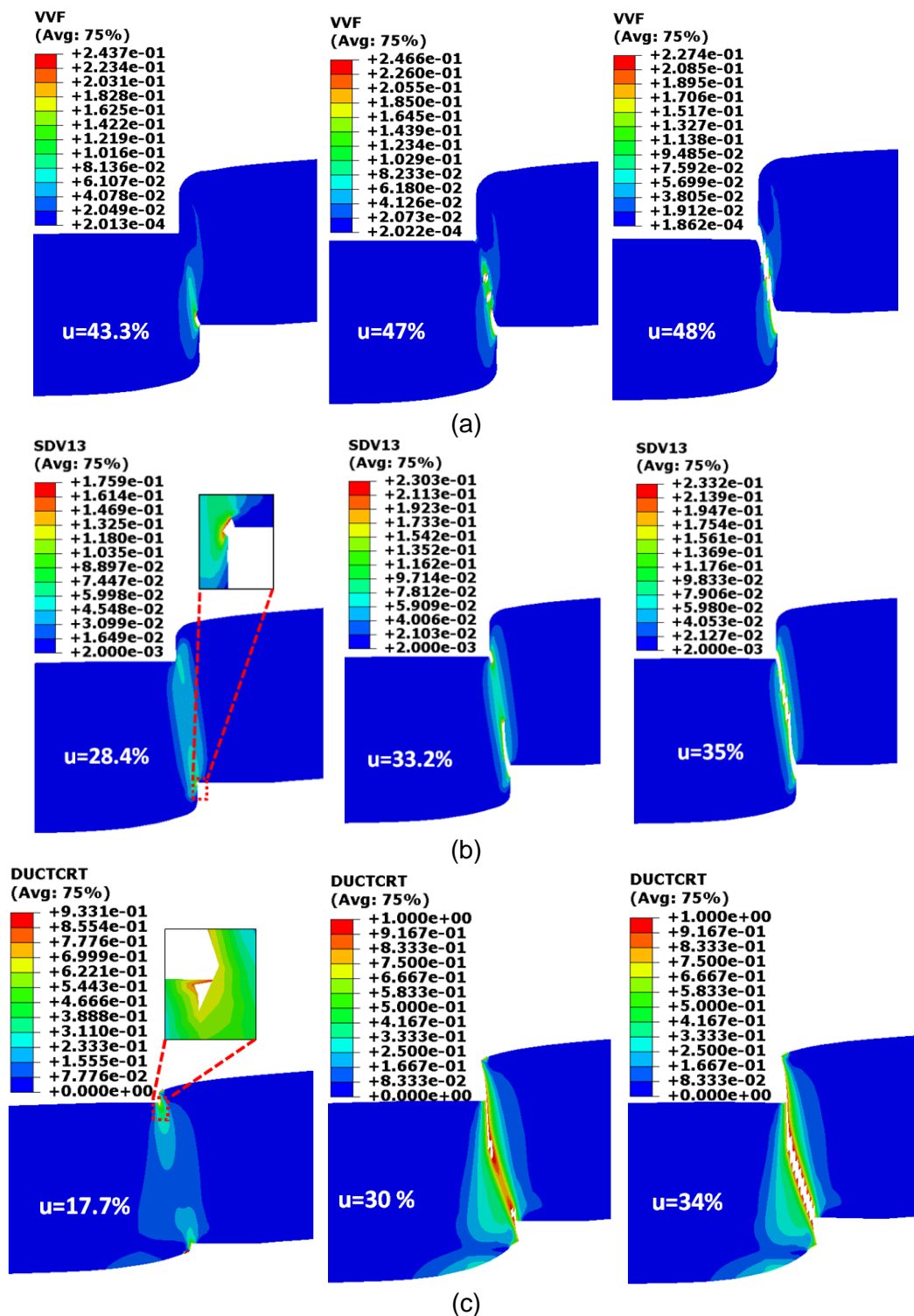


Figure IV-17 : Distribution de l'endommagement pour différents stades de pénétration du poinçon (J=13%) : (a) GTN, (b) Gurson modifié et (c) critère d'initiation de rupture

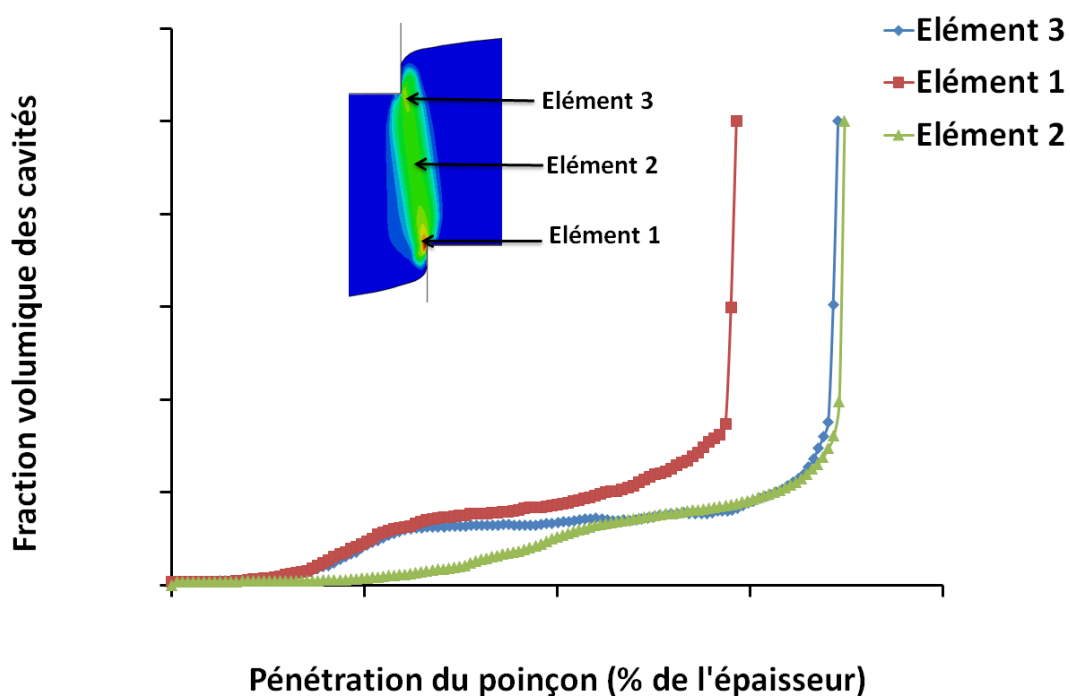


Figure IV-18 : Evolution de la fraction volumique des cavités dans trois éléments de la zone de cisaillement obtenue par le modèle de Gurson modifié pour la condition $J=13\%$

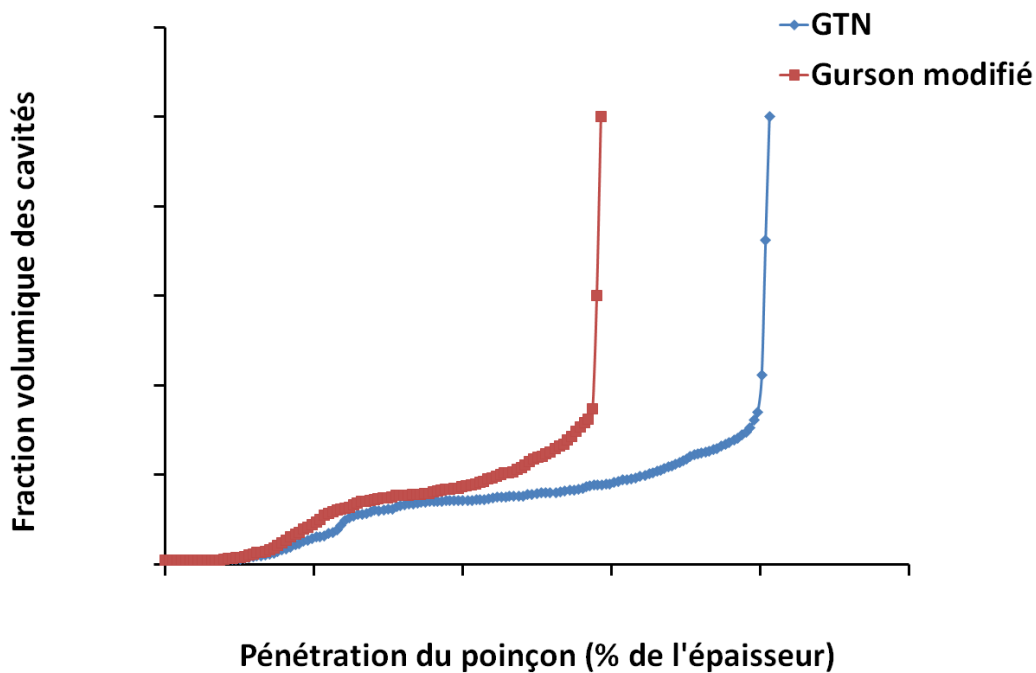


Figure IV-19 : Evolution de la fraction volumique des cavités à l'initiation de rupture pour $J=13\%$

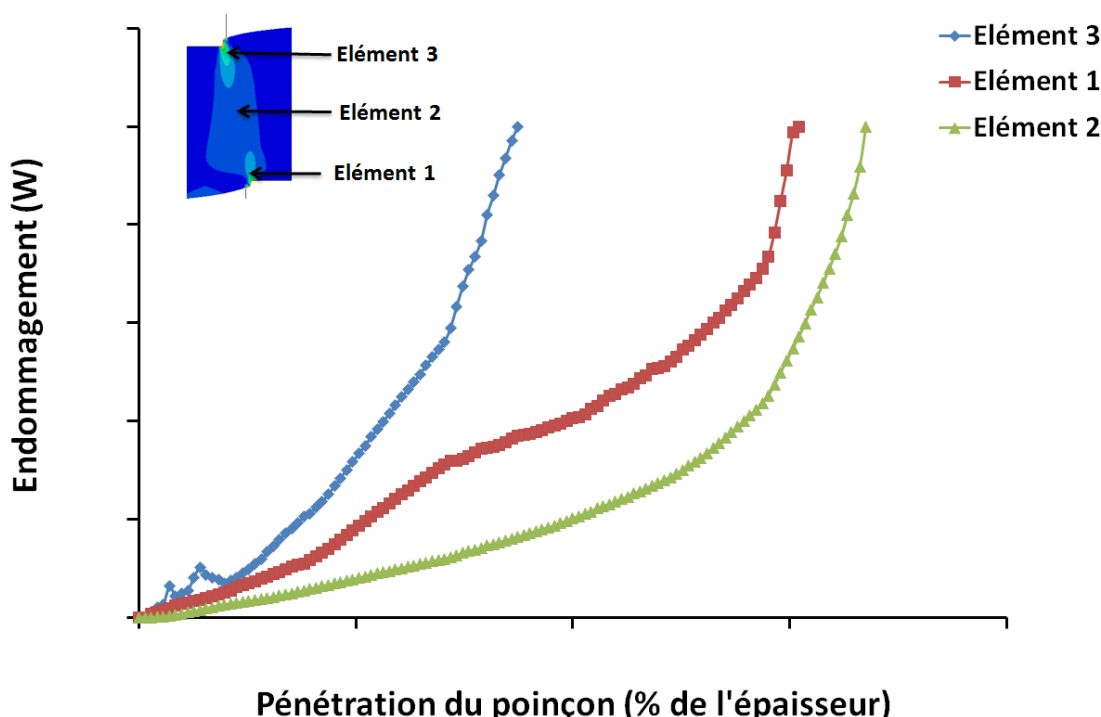


Figure IV-20 : Evolution de l'indicateur d'endommagement W dans trois éléments de la zone de cisaillement obtenue par le critère d'initiation de rupture pour la condition $J=13\%$

IV.4 - Conclusion

Des études expérimentales et numériques du procédé de poinçonnage axisymétrique ont été réalisées dans ce chapitre et permettent d'en tirer les conclusions suivantes :

- Observations micrographiques pour $J=13\%$:
 - La formation d'un canal de déformation dans la zone du jeu poinçon-matrice caractérisé par un comportement complètement plastifié ;
 - La localisation de l'endommagement à proximité de l'arête coupante de la matrice, d'où l'amorçage et la propagation de fissure ;
 - Les mécanismes de propagation des fissures sont définis par l'interaction entre les cavités et/ou les micro-fissures. Ces mécanismes affectent localement le chemin de fissuration.
- La déformation plastique et l'érouissage diminuent en allant du bord découpé vers le cœur de la pièce ;
- L'augmentation de la valeur du jeu poinçon-matrice engendre :

- L'augmentation de l'épaisseur de la zone écrouie autour du bord découpé ;
 - La diminution de la zone cisailée ainsi que l'augmentation de la zone arrachée et de l'angle de rupture. Ce qui favorise la présence de défauts géométriques et les risques d'amorçage des fissures ;
 - La diminution des concentrations de contraintes au niveau des arêtes coupantes des outils, et par conséquent une amélioration de leur durée de vie ;
 - La variation des champs de déformation plastique et de la triaxialité de contrainte dans la zone de cisaillement ;
-
- Les prédictions obtenues par le modèle de Gurson modifié en cisaillement, ont un bon accord avec les résultats expérimentaux par rapport au modèle de GTN classique pour les jeux qui varient de 7% et 13 %, et moins bon de 13% à 17%. Les prédictions pour $J=31\%$ restent encore très éloignées des résultats expérimentaux ;
 - Le critère d'initiation de rupture prédit bien l'effort maximal de poinçonnage et la pénétration associée à la rupture pour les jeux qui varient de 17% à 31%. Les prédictions du profil découpé par ce critère ne correspondent pas aux observations expérimentales;
 - L'angle de rupture qui est une fonction du jeu poinçon-matrice influence le trajet de propagation de fissure.

Conclusions et perspectives

Conclusions et perspectives

Les travaux et les résultats présentés dans ce mémoire ont été réalisés dans le cadre d'une convention CIFRE entre l'entreprise DEVILLE ASC, l'ANRT et le laboratoire Arts et Métiers ParisTech d'Angers. Ils concernent la caractérisation expérimentale et la modélisation numérique de l'endommagement en cisaillement des aciers à haute limite d'élasticité (HLE). L'objectif global était d'étudier le procédé de poinçonnage dans le cadre du processus de fabrication des attaches de ceintures de sécurité automobile, afin de fournir à DEVILLE ASC un outil numérique pertinent capable de prédire l'évolution du comportement et de l'endommagement des pièces de sécurité en tenant compte de l'enchaînement de leurs différents procédés de mise en forme.

Afin de répondre à cette attente, cette étude s'est développée dans la continuité des travaux antérieurs. Elle apporte également une innovation remarquable dans le domaine de la caractérisation de l'endommagement en découpe qui s'appuie sur travaux les plus récents disponibles dans la littérature. La méthode de caractérisation proposée utilise une stratégie qui combine des approches expérimentales et numériques.

L'étude présentée est organisée en trois parties :

- Une étude expérimentale du matériau qui a permis de mettre en évidence les résultats suivants :
 - l'état de chargement influence l'évolution des mécanismes physiques d'endommagement. En effet, les mécanismes d'évolution de l'endommagement d'un matériau qui régissent l'évolution et la croissance des cavités, sont fortement tributaires de la forme des états de contraintes induits par les modes de chargement. Pour le cas particulier du cisaillement qui est associé à de faibles niveaux de triaxialité de contrainte, les mécanismes d'endommagement sont représentés par une phase de nucléation des vides basée sur la fragmentation et/ou la décohésion des inclusions dans la matrice. Cette phase est suivie par une elongation et une rotation des cavités selon les directions de cisaillement avant d'amorcer la coalescence. Ces micro-mouvements des cavités pris en compte dans la présente étude ont été négligés dans la plupart des études sur la modélisation de la rupture ductile due au cisaillement.
 - l'état de contrainte a également une influence sur le comportement macroscopique du matériau et les morphologies de la rupture.
- Une modélisation numérique par éléments finis s'intéressant à :
 - l'implémentation d'un modèle d'endommagement de Gurson modifié en cisaillement, dans ABAQUS/Explicit via une subroutine VUMAT, et sa validation sur des éléments simples en traction et en cisaillement. Cette nouvelle approche est capable de prédire l'adoucissement en cisaillement représenté par le paramètre décrivant l'amplitude d'accumulation d'endommagement sous faibles taux de triaxialité de contrainte ;
 - la mise en place d'une stratégie d'identification des paramètres matériau basée sur un programme expérimental, qui couvre une large gamme d'état de

contrainte (triaxialité et troisième invariant normalisé). Les paramètres identifiés ont permis de réaliser une prédiction de la rupture en bon accord avec les résultats expérimentaux pour le matériau étudié.

- Nous avons pu entre autres vérifier les effets significatifs de l'état de contrainte sur la formabilité du matériau. Les paramètres décrivant la variation exponentielle de la déformation plastique équivalente en fonction de la triaxialité de contrainte ont également été identifiés.
- Une application des modèles développés sur le procédé de poinçonnage a conduit aux résultats suivants :
 - Les mécanismes physiques de rupture dans la zone de cisaillement s'effectuent par interactions entre les micro-défauts (micro-cavités et/ou micro-fissures). Ils provoquent l'amorçage de fissure dans la zone de contact de l'arête de matrice avec la tôle (pour un jeu relatif à l'épaisseur de 13%) ;
 - La variation du jeu poinçon-matrice a un impact sur les résultats de la découpe : épaisseur de la zone écrouie autour du bord découpé ; qualité du profil découpé ; pénétration associée à l'amorçage de rupture ...
 - De bonnes prédictions ont été obtenues par le modèle de Gurson modifié en cisaillement, par rapport au modèle de GTN classique, en termes de pénétration à l'amorçage de rupture et de taille des zones caractéristiques du profil découpé, pour une gamme des valeurs de jeu relatif qui varient de 7% à 13% (qui représentent la plupart des cas industriels) ;
 - Le critère d'initiation de rupture prédit bien l'effort maximal de poinçonnage et la pénétration associée à la rupture pour les jeux supérieurs à 13% ;

La modélisation du découpage et de son enchaînement avec les autres procédés de mise en forme sont des axes de recherche qui intéressent fortement les industriels et en particulier dans les domaines des matériaux à hautes caractéristiques mécaniques. Dans la continuité de ces travaux de thèse, nous pouvons envisager de nous intéresser aux thématiques suivantes :

- la réalisation de simulations numériques tridimensionnelles du poinçonnage pour mieux appréhender les champs résiduels existants dans une pièce industrielle (attache de ceinture de sécurité);
- l'enchaînement des procédés de fabrication de l'attache de ceinture de sécurité en transférant l'historique des champs mécaniques générés à chaque étape;
- la prospection vers d'autres familles de matériaux et d'autres conditions de découpage afin de valider plus largement l'approche développée dans nos travaux;
- l'intégration d'autres phénomènes mécaniques et physiques dans l'approche de Gurson tels que l'anisotropie plastique, l'anisotropie des fractions volumiques des cavités, l'écrouissage cinématique...;
- la qualification d'autres critères de rupture permettant de balayer un espace plus étendu des états de contrainte (déformation plastique, triaxialité et troisième invariant de contrainte) ;
- la mise en place d'un outil d'optimisation consistant capable de gérer le paramétrage des différents procédés de fabrication.

Bibliographie

- [1] R. Hambli, «Etude expérimentale, numérique et théorique du découpage des tôles en vue d'optimisation du procédé,» Thèse de doctorat, ENSAM d'Angers, 1996.
- [2] A. Mkaddem, «Expérimentation et simulation du pliage de tôles H.L.E. : prévision du comportement en service des pièces pliées,» Thèse de doctorat, ENSAM d'Angers, 2003.
- [3] R. Bahloul, «Optimisation du procédé de pliage sur presses de pièces entôles à haute limite d'élasticité,» Thèse de doctorat, ENSAM d'Angers, 2005.
- [4] E. Gildemyn, «Caractérisation des procédés de fabrication de pièces de sécurité automobile. Optimisation multi-objectifs de la mise en forme,» Thèse de Doctorat, ENSAM d'Angers, 2007.
- [5] T. M. Chang, «Shearing of metal blanks,» *Journal of Japan Institute of metals*, vol. 78, pp. 393-414, 1951.
- [6] T. Jimma, «The theoretical research on the blanking of a sheet material,» *Bulletin of the Japan society mechanical engineers*, vol. 6(23), pp. 63-70, 1963.
- [7] C. F. Noble et P. B. Oxley, « Crack formation in blanking and piercing,» *International journal of production research*, vol. 2, pp. 265-275, 1963.
- [8] C. H. Lee et S. Kobayashi, «Elastoplastic analysis of plane strain and axisymmetric flat punch indentation by the finite elements method,» *International Journal of mechanical Sciences*, vol. 12, pp. 349-370, 1970.
- [9] W. Dos santos et A. J. Organ, «Deformation in the ductile fracture processes examined by the viscoplasticity method,» *International Journal of Machine Tool Design and Research*, vol. 13, pp. 217-232, 1973.
- [10] A. G. Atkins, «On cropping and related processes,» *International Journal of mechanical sciences*, vol. 22, pp. 215-231, 1980.
- [11] S. Maiti, «A numerical study on the edge-profile during shearing of bars using the principles of linear elastic fracture mechanics,» *Journal of mechanical design*, vol. 104, pp. 661-665, 1982.
- [12] A. Ghosh, V. R. Ram et P. B. Papat, «A new approach to the mechanics of the blanking operation : theoretical model and experimental verification,» *Journal of Mechanical Working Technology*, vol. 11, pp. 215-228, 1985.
- [13] P. B. Papat, A. Ghosh et N. N. Kishore, «Finite-element analysis of the blanking

- process,» *Journal of Mechanical Working Technology*, vol. 18, pp. 269-282, 1989.
- [14] A. Maillard, «Étude expérimentale et théorique du découpage,» 1991.
- [15] H. Marouani, A. Ben Ismail, E. Hug et M. Rachik, «Numerical investigations on sheet metal blanking with high speed deformation,» *Materials and Design*, vol. 30, pp. 3566-3571, 2009.
- [16] R. Hambli, «Comparison between Lemaitre and Gurson damage models in crack growth simulation during blanking process,» *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 43, pp. 2769-2790, 2001.
- [17] A. Goijaerts, L. E. Govaert et F. Baaijens, «Evaluation of ductile fracture models for the different metals in blanking,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 110, pp. 312-323, 2001.
- [18] K. Shim, S. Lee, B. Kang et S. Hwang, «Investigation on blanking of thin sheet metal using the ductile fracture criterion and its experimental verification,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 155, p. 1935–1942, 2004.
- [19] J. Mediavilla, R. Peerlings et M. Geers, «An integrated continuous discontinuous approach towards damage engineering in sheet metal forming processes,» *Eng Fract Mech*, vol. 73, pp. 895-916, 2006.
- [20] M. Farzin, H. Javani, M. Mashayekhi et R. Hambli, «Analysis of blanking process using various damage criteria,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 177, pp. 287-290, 2006.
- [21] S. Yu, X. Xie, J. Zhang et Z. Zhao, «Ductile fracture modeling of initiation and propagation in sheet-metal blanking processes,» *Journal of Materials Processing Technology*, Vols. %1 sur %2187-188, pp. 169-172, 2007.
- [22] C. Husson, J. Correia, L. Daridon et S. Ahzi, «Finite elements simulations of thin copper sheets blanking: Study of blanking parameters on sheared edge quality,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 199, pp. 74-83, 2008.
- [23] V. Lemiale, J. Chamberta et P. Picart, «Description of numerical techniques with the aim of predicting the sheet metal blanking process by FEM simulation,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, pp. 2723-2734, 2009.
- [24] S. Kut, «The application of the formability utilization indicator for finite element modeling the ductile fracture during the material blanking process,» *Materials and Design*, vol. 31, pp. 3244-3252, 2010.
- [25] X. Wu, H. Bahmanpour et K. Schmid, «Characterization of mechanically sheared edges of dual phase steels,» *Journal of Materials Processing*

Technology, vol. 212, pp. 1209-1224, 2012.

- [26] W. Klingenberg et T. de Boer, «Condition-based maintenance in punching/blanking of sheet metal,» *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 48, pp. 589-598, 2008.
- [27] A. Benlsmail, M. Rachik, P. Mazeran, M. Fafard et E. Hug, «Material characterization of blanked parts in the vicinity of the cut edge using nano-indentation technique and inverse analysis,» *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 51, pp. 899-906, 2009.
- [28] E. Taupin, J. Breitling, W. T. Wu et T. Altan, «Material fracture and burr formation in blanking results of FEM simulations and comparison with experiments,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 59, pp. 68-78, 1996.
- [29] V. Lamiale, «Contribution à la modélisation et à la simulation numérique du découpage des métaux,» 2004.
- [30] G. Fang, P. Zeng et L. Lou, «Finite element simulation of the effect of clearance on the forming quality in the blanking process,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 122, pp. 249-254, 2002.
- [31] A. Chabenat et R. Martin, «Découpage-poinçonnage,» Techniques de l'ingénieur, 1978.
- [32] S. Meunier, «Analyse expérimentale du découpage de précision à grande vitesse d'alliages cuivreux en faible épaisseur,» 2005.
- [33] S. Maiti, A. Ambekar, U. Singh, P. Date et K. Narasimhan, «Assessment of influence of some process parameters on sheet metal blanking,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 102, pp. 249-259, 2000.
- [34] R. Balendra et F. Travis, «Static and dynamic blanking of steel of varying hardness,» *International Journal of Machine Tool Design and Research*, vol. 10, pp. 249-271, 1970.
- [35] C. Wong et M. Das, «Analysis of stresses in bar cropping,» chez *The 15th Int. Mach. Tool Res. Conf.*, 1975.
- [36] Y. Stegeman, A. Goijaerts, D. Brokken, W. Brekelmans, L. Govaert et F. Baaijens, «An experimental and numerical study of a planar blanking process,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 87, pp. 266-276, 1999.
- [37] W. Johnson et R. Slater, «A survey of the slow and fast blanking of metals at ambient and high temperatures,» chez *Proc. Int. Conf. on Manufacturing Technology*, 1967.

- [38] L. Raulea, A. Goijaerts, L. Govaert et F. Baaijens, «Size effect in the processing of thin metal sheets,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 115, pp. 44-48, 2001.
- [39] A. Goijaert, «Prediction of ductile fracture in metal blanking,» 1999.
- [40] R. Kals et R. Eckstein, «Minimization in sheet metal working,» pp. 15-24, 1998.
- [41] A. Dalloz, «Etude de l'endommagement par la découpe des aciers dual phase pour application automobile,» 2007.
- [42] W. Klingenberg et U. Singeh, «Comparison of two analytical models of blanking and proposal of a new model,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 134, pp. 296-302, 2003.
- [43] Q. Zhou et T. Wierzbicki, «A tension model of blanking and tearing of ductile metal plates,» *International Journal of Mechanical Science*, vol. 38, pp. 303-324, 1996.
- [44] M. Rachik, J. Roejandt et A. Maillard, «Some phenomenological and computational aspects of sheet metal blanking simulation,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 128, pp. 256-265, 2002.
- [45] D. Brokken, «Numerical modeling of ductile fracture in blanking,» Thèse de doctorat, Technische Universiteit Eindhoven., 1999.
- [46] S. Ghosh, M. LI et A. Khadak, «3D modeling of shear slitting process for aluminum alloys,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 167, pp. 91-102, 2005.
- [47] Z. Chen, C. Tang, T. Lee et L. Chan, «Numerical simulation of fine blanking process using a mixed finite element method,» *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 44, pp. 1309-1333.
- [48] R. Hambli, A. Potiron et A. Kobi, «Application of design of experiment technique for metal blanking processes optimization,» *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 44, pp. 1349-1361, 2003.
- [49] D. Ko, B. Kim et J. CHoi, «Finite element simulation of the shear process using the element-kill method,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 72, pp. 129-140, 1997.
- [50] J. Lemaitre, «A continuous damage mechanics model for ductile fracture,» *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 107, p. 83-89, 1985.
- [51] A. Gurson, «Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: part1: yield and flow rules for porous ductile media,» *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 99, pp. 2-15, 1977.

- [52] M. Cockroft et D. Latham, «Ductility and workability of metals,» *Journal of the Institute of Metals*, vol. 96, pp. 33-39, 1968.
- [53] J. Rice et D. Tracey, «On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields,» *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol. 17, pp. 201-217, 1969.
- [54] M. Oyane, T. Sato, K. Okimato et S. Shima, «Criteria for ductile fracture and their application,» *Journal of Mechanical Working Technology*, vol. 4, pp. 65-81, 1980.
- [55] T. Kwak, Y. Kim et W. Bae, «Finite element analysis on the effect of the die clearance on shear planes in fine blanking,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 56, pp. 462-468, 2002.
- [56] N. Hatanaka, K. Yamaguchi et N. Takakura, «Finite element simulation of the shearing mechanism in the blanking of sheet metal,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 139, pp. 64-70, 2003.
- [57] R. Hambli et M. Reszka, «Fracture criteria identification using an inverse technique method in blanking experiment,» *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 44, pp. 1349-1361, 2002.
- [58] S. Thipprakmasa, M. Jin, K. Tomokazuc, Y. Katsuhiroc et M. Murakawab, «Prediction of Fine blanked surface characteristics using the finite element method (FEM),» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 198, pp. 391-398, 2008.
- [59] A. Bacha, D. Daniel et H. Klocker, «Crack deviation during trimming of aluminium automotive sheets,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, pp. 1885-1897, 2010.
- [60] L. Kachanov, «Introduction to Continuum Damage Mechanics,» *Martinus Nijhoff Publishers*, 1986.
- [61] F. McClintock, «A criterion for ductile fracture by the growth of holes,» *Journal of Applied Mechanics*, vol. 35, pp. 363-371, 1968.
- [62] J. Hancock et A. 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*, vol. 24, pp. 147-160, 1976.
- [63] G. Johnson et W. Cook, «Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 21 (1), pp. 31-48, 1985.
- [64] M. Mirza, D. Barton et P. Church, «The effect of stress triaxiality and strain rate on the fracture characteristics of ductile metals,» *Journal of Materials Science*, vol. 31, pp. 453-461, 1996.

- [65] A. Pineau et T. Pardoen, Damage mechanics, Comprehensive Structural Integrity éd., vol. 2, Elsevier-Pergamon, Éd., 2003, p. 686–783.
- [66] G. Rousselier, «Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture,» *Nuclear Engineering and Design*, vol. 105, pp. 97-111, 1987.
- [67] J. Besson, D. Steglich et W. Brocks, «Modeling of crack growth in round bars and plane strain specimens,» *International Journal of Solids and Structures*, vol. 38 (46–47), p. 8259–8284, 2001.
- [68] J. Chaboche, «Anisotropic creep damage in the framework of continuum damage mechanics,» *Nuclear Engineering and Design*, vol. 79, p. 309–319, 1984.
- [69] D. Krajcinovic et G. Fonseka, «The continuous damage theory of brittle materials – Part 1: General theory,» *Journal of Applied Mechanics*, vol. 48, p. 809–815, 1981.
- [70] J. Chaboche, M. Boudifa et K. Saanouni, «A CDM approach of ductile damage with plastic compressibility,» *International Journal of Fracture*, vol. 137, p. 51–75, 2006.
- [71] V. Tvergaard et A. Needleman, «Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar,» *Acta Metallurgica*, vol. 32, p. 157–169, 1984.
- [72] J. Chaboche, «Damage mechanics,» Elsevier-Pergamon, 2003.
- [73] F. Andrade Pires, J. César de Sá et L. Costa Sousa, «Numerical modelling of ductile plastic damage in bulk metal forming,» *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 45, p. 273–294, 2003.
- [74] A. Freudenthal, «The Inelastic Behavior of Engineering Materials and Structures,» *John Wiley & Sons, New York*, 1950.
- [75] S. Clift, P. Hartley, C. Sturgess et G. Rowe, «Fracture prediction in plastic deformation process,» *International Journal of Mechanics Science*, vol. 32, pp. 1-17, 1990.
- [76] B. Gouveia, J. Rodrigues et P. Martins, «Fracture predicting in bulk metal forming,» *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 38, pp. 361-372, 1996.
- [77] W. Tai et B. Yang, «A new damage mechanics criterion for ductile fracture,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 27, p. 371–378, 1987.
- [78] W. Tai et B. Yang, «A new microvoid-damage model for ductile fracture,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 25, pp. 377-384, 1986.

- [79] T. Stoughton et J. Yoon, «A new approach for failure criterion for sheet metals,» *International Journal of Plasticity*, vol. 27, pp. 440-459, 2011.
- [80] J. Kim, X. Gao et T. Srivatsan, «Modeling of crack growth in ductile solids: a three-dimensional analysis,» *International Journal of Solids and Structures*, vol. 40, p. 7357–7374, 2003.
- [81] J. Kim, X. Gao et T. Srivatsan, «Modeling of void growth in ductile solids: effects of stress triaxiality and initial porosity,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 71, pp. 379-400, 2004.
- [82] J. Kim, G. Zhang et X. Gao, «Modeling of ductile fracture: application of the mechanism-based concepts,» *International Journal of Solids and Structures*, vol. 44, p. 1844–1862, 2007.
- [83] Y. Bao et T. Wierzbicki, «On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space,» *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 81, pp. 81-98, 2004.
- [84] X. Gao, T. Wang et J. Kim, «On ductile fracture initiation toughness: effects of void volume fraction, void shape and void distribution,» *International Journal of Solids and Structures*, vol. 42, pp. 5097-5117, 2005.
- [85] X. Gao, G. Zhang et C. Roe, «A study on the effect of the stress state on ductile fracture,» *International Journal of Damage Mechanics*, vol. 19, pp. 75-94, 2009.
- [86] X. Gao et J. Kim, «Modeling of ductile fracture: significance of void coalescence,» *International Journal of Solids and Structures*, vol. 43, p. 6277–6293, 2006.
- [87] I. Barsoum et J. Faleskog, «Rupture in combined tension and shear: experiments,» *International Journal of Solids and Structures*, vol. 44, pp. 1768-1786, 2007.
- [88] I. Barsoum et J. Faleskog, «Rupture in combined tension and shear: micromechanics,» *International Journal of Solids and Structures*, vol. 44, pp. 5481-5498, 2007.
- [89] Y. Bai et T. Wierzbicki, «A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence,» *International Journal of Plasticity*, vol. 24, pp. 1071-1096, 2008.
- [90] M. Brünig, S. Berger et H. Obrecht, «Numerical simulation of the localization behavior of hydrostatic-stress-sensitive metals,» *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 42, pp. 2147-2166, 2000.
- [91] G. Mirone et D. Corallo, «A local viewpoint for evaluating the influence of stress triaxiality and Lode angle on ductile failure and hardening,» *International*

Journal of Plasticity, vol. 26 (3), pp. 348-371, 2010.

- [92] L. Driemeier, M. Brünig, G. Micheli et M. Alves, «Experiments on stress-triaxiality dependence of material behavior of aluminum alloys,» *Mechanics of Materials*, vol. 42 (2), pp. 207-217, 2010.
- [93] X. Gao, T. Zhang, J. Zhou, S. Graham, M. Hayden et C. Roe, «On stress-state dependent plasticity modeling: significance of the hydrostatic stress, the third invariant of stress deviator and the non-associated flow rule,» *International Journal of Plasticity*, vol. 27 (2), pp. 217-231, 2011.
- [94] H. Li, M. Fu, J. Lu et H. Yang, «Ductile fracture: experiments and computation,» *International Journal of Plasticity*, vol. 27 (2), pp. 147-180, 2011.
- [95] M. Brünig, O. Chyra, D. Albrecht, L. Driemeier et M. Alves, «A ductile damage criterion at various stress triaxialities,» *International Journal of Plasticity*, vol. 24, pp. 1731-1755, 2008.
- [96] A. Zadpoor, J. Sinke et R. Benedictus, «Formability prediction of high strength aluminum sheets,» *International Journal of Plasticity*, vol. 25, p. 2269–2297, 2009.
- [97] V. Tvergaard, «Shear deformation of voids with contact modeled by internal pressure,» *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 50, pp. 1459-1465, 2008.
- [98] K. Nahshon et J. Hutchinson, «Modification of the Gurson model for shear failure,» *European Journal of Mechanics A/Solids*, vol. 27, pp. 1-17, 2008.
- [99] L. Malcher, F. Andrade Pires et J. César de Sá, «An assessment of isotropic constitutive models for ductile fracture under high and low stress triaxiality,» *International Journal of Plasticity*, Vols. %1 sur %230-31, pp. 81-115, 2012.
- [100] J. Bardet, «Lode dependence for isotropic pressure-sensitive elastoplastic materials,» *Journal of Applied Mechanics*, vol. 57, pp. 498-506, 1990.
- [101] L. Xue, «Constitutive modeling of void shearing effect in ductile fracture of porous materials,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, pp. 3343-3366, 2008.
- [102] F. McClintock, *Plasticity aspects of fracture*, vol. 3, H. Leibowitz, Éd., Academic Press, 1971, pp. 47-225.
- [103] V. Tvergaard, «Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions,» *International Journal of Fracture*, vol. 17, pp. 389-407, 1981.
- [104] V. Tvergaard, «On localization in ductile materials containing spherical voids,» *International Journal of Fracture*, vol. 18, pp. 237-252, 1982.

- [105] C. Chu et A. Needleman, «Void nucleation effects in biaxially stretched sheets,» *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 102 (3), pp. 249-256, 1980.
- [106] K. Nielsen et V. Tvergaard, «Ductile shear failure or plug failure of spot welds modelled by modified Gurson model,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 77, pp. 1031-1047, 2010.
- [107] M. Rakin, Z. Cvijovic, V. Grabulov, S. Putic et A. Sedmak, «Prediction of ductile fracture initiation using micromechanical analysis,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 71, pp. 813-827, 2004.
- [108] H. Agarwal, A. Gokhale, S. Graham et M. Horstemeyer, «Void growth in 6061-aluminum alloy under triaxial stress state,» *Materials Science and Engineering A*, vol. 341, pp. 35-42, 2003.
- [109] Abaqus, Manuel d'utilisation, V6, 2010.
- [110] C. Zengtao, J. Worswick Michael, A. Keith Pilkey et J. Lloyd David, «Damage percolation during stretch flange forming of aluminum alloy sheet,» *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 53, p. 2692–2717, 2005.
- [111] N. Aavas, «On the numerical integration of a class of pressure-dependent plasticity models,» *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 24, p. 1395–1416, 1987.
- [112] Z. Zhang, «Explicit consistent tangent moduli with a return mapping algorithm for pressure-dependent elastoplasticity models,» *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, vol. 121, pp. 29-44, 1995.
- [113] M. Rakin, N. Gubeljak, M. Dobrojevic et A. Sedmak, «Modelling of ductile fracture initiation in strength mismatched welded joint,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, pp. 3499-3510, 2008.
- [114] U. Prael, S. Bourgeois, T. Pandorf et M. Aboutayeb, «Damage parameter identification by a periodic homogenization approach,» *Computational Materials Science*, vol. 25, pp. 159-165, 2002.
- [115] D. Steglich, H. Wafai et J. Besson, «Interaction between anisotropic plastic deformation and damage evolution in Al 2198 sheet metal,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 77, pp. 3501-3518, 2010.
- [116] J. Koplik et A. Needleman, «Void growth and coalescence in porous plastic solids,» *International Journal of Solids and Structures*, vol. 24, pp. 835-853, 1988.
- [117] W. Brocks, D. Sun et A. Honig, «Verification of the transferability of micromechanical parameters by cell model calculation with visco-plastic materials,»

International Journal of Plasticity, vol. 11, pp. 971-989, 1995.

- [118] J. Faleskog, X. Gao et C. Shih, «Cell model for nonlinear fracture analysis I. Micromechanics calibration,» *International Journal of Fracture*, vol. 89(4), p. 355–373, 1998.
- [119] M. Dunand et D. Mohr, «On the predictive capabilities of the shear modified Gurson and the modified Mohr–Coulomb fracture models over a wide range of stress triaxialities and Lode angles,» *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 59, pp. 1374-1394, 2011.
- [120] R. Chhibber, H. Singh, N. Arora et B. Dutta, «Micromechanical modelling of reactor pressure vessel steel,» *Materials and Design*, vol. 36, pp. 258-274, 2012.
- [121] M. Dunand et D. Mohr, «Hybrid experimental-numerical analysis of basic ductile fracture experiments for sheet metals,» *International Journal of Solids and Structures*, vol. 47 (9), p. 1130–1143, 2010.
- [122] X. Gao, T. Zhang, M. Hayden et C. Roe, «Effects of the stress state on plasticity and ductile failure of an aluminum 5083 alloy,» *International Journal of Plasticity*, vol. 25, p. 2366–2382, 2009.
- [123] K. Broberg, «Crack growth criteria and non linear fracture mechanics,» *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 19, pp. 407-418, 1971.
- [124] Y. Stegeman, A. Goijaerts, D. Brokken, W. Brekelmans, L. Govaert et F. Baaijens, «An experimental and numerical study of a planar blanking process,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 87, p. 266–276, 1999.
- [125] M. Gram et R. Wagoner, «Fineblanking of high strength steels: Control of material properties for tool life,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 211, p. 717–728, 2011.

A- Annexe 1 : Micrographie

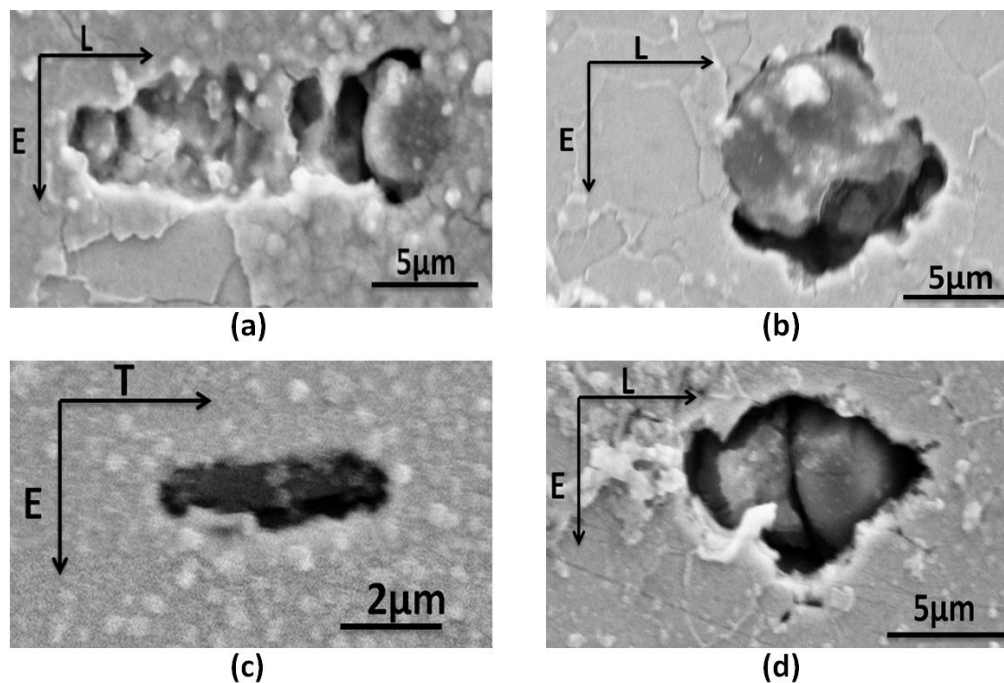


Figure A-1 : Exemples des inclusions trouvées dans le matériau : (a) Oxyde (FeO), (b) Oxyde composé ($\text{MgO-Al}_2\text{O}_3$), (c) Sulfure composé (FeS-CaS) et (d) Oxysulfure ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaS}$)

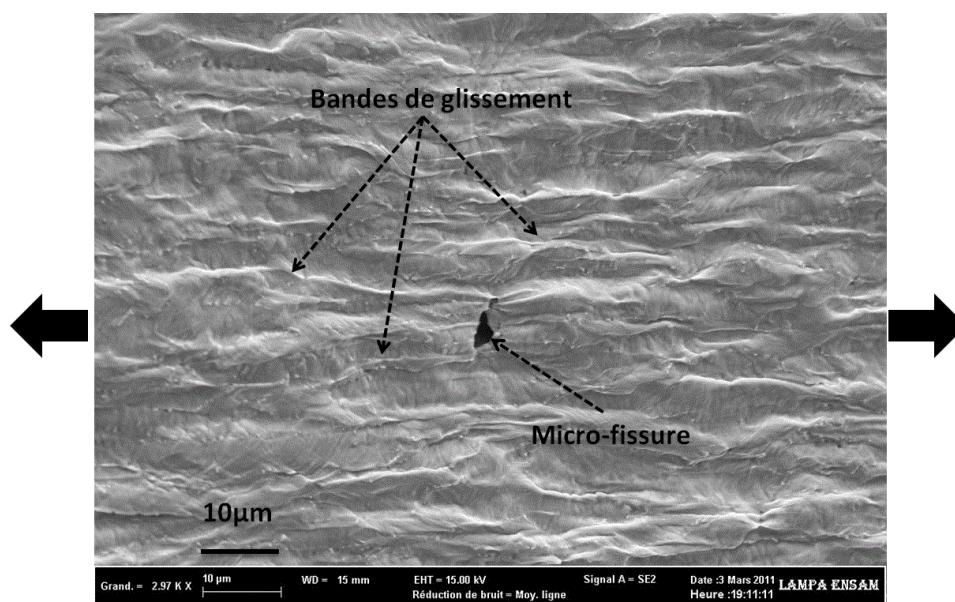


Figure A-2 : Endommagement de la matrice durant l'essai de traction *in-situ* (à 75% de déplacement à la rupture)

B- Annexe 2: Linéarisation des équations algébriques

Le processus de discrétisation temporelle des équations différentielles énoncé dans la section III.1.1 - conduit au système d'équations algébriques non linéaires suivant :

- Relation entre $\Delta\varepsilon_p$ et $\Delta\varepsilon_q$:

$$\Delta\varepsilon_p \frac{\partial\Phi}{\partial q} + \Delta\varepsilon_q \frac{\partial\Phi}{\partial p} = 0 \quad (\text{B-1})$$

- Lois d'évolution des variables d'état :

- Evolution de la fraction volumique des cavités :

$$\Delta f = (1 - f)\Delta\varepsilon_p + k_w f w_0(\sigma)\Delta\varepsilon_q + A\Delta\bar{\varepsilon}^p \quad (\text{B-2})$$

- Variation de $\bar{\varepsilon}^p$:

$$\bar{\varepsilon}^p = \dot{\bar{\varepsilon}}^p \Delta t \quad (\text{B-3})$$

- Equivalence du travail plastique :

$$\Delta\bar{\varepsilon}^p = \frac{-p\Delta\varepsilon_p + q\Delta\varepsilon_q}{(1 - f)\sigma_0} \quad (\text{B-4})$$

Cet ensemble d'équations peut être représenté d'une manière compacte comme :

$$\Delta H^\alpha = h^\alpha(\Delta\varepsilon_p, \Delta\varepsilon_q, q, p, H^\beta) \quad (\text{B-5})$$

Où H^α représente chaque variable d'état du matériau, h^α correspond à chaque loi d'évolution en fonction de $\Delta\varepsilon_p, \Delta\varepsilon_q, q, p$ et les autres variables d'état H^β .

- Condition de Kuhn-Tucker par $\lambda > 0$:

$$\Phi(p, q, H^\alpha) = 0 \quad (\text{B-6})$$

Le système d'équations est maintenant résolu en appliquant la méthode de Newton-Raphson, où le principe est le suivant :

Soit l'équation non linéaire suivante :

$$\begin{cases} F(\Delta x) = G(x) = 0 \\ x|_t = x_0 \end{cases} \quad \Delta x = x_{t+1} - x_t \quad (\text{B-7})$$

L'approximation par développement en série de Taylor, en retenant que le premier terme, donne :

$$G(x)^{(s)} + \left. \frac{\partial G}{\partial x} \right|_{(s)} \delta x^{(s)} = 0 \quad (\text{B-8})$$

Où la variable $\delta x^{(s)}$ est obtenue:

$$\delta x^{(s)} = - \frac{G^{(s)}}{\left. \frac{\partial G}{\partial x} \right|_{(s)}} \quad (\text{B-9})$$

Et la valeur de x dans l'itération (s+1) est donnée par :

$$x^{(s+1)} = x^{(s)} + \delta x^{(s)} \quad (\text{B-10})$$

La résolution des équations constitutives en appliquant la méthode de Newton-Raphson permet d'obtenir :

- Relation $\Delta \varepsilon_p$ et $\Delta \varepsilon_q$:

$$\begin{aligned} \delta \Delta \varepsilon_p^{(s)} \left. \frac{\partial \Phi}{\partial q} \right|_{(s)} + \delta \Delta \varepsilon_p^{(s)} \left(\left. \frac{\partial^2 \Phi}{\partial q^2} \right|_{(s)} \delta q^{(s)} + \left. \frac{\partial^2 \Phi}{\partial q \partial p} \right|_{(s)} \delta p^{(s)} + \sum_{\alpha=1}^n \left. \frac{\partial^2 \Phi}{\partial q \partial H^\alpha} \right|_{(s)} \delta H^\alpha^{(s)} \right) \\ + \delta \Delta \varepsilon_q^{(s)} \left. \frac{\partial \Phi}{\partial p} \right|_{(s)} \\ + \delta \Delta \varepsilon_q^{(s)} \left(\left. \frac{\partial^2 \Phi}{\partial q \partial p} \right|_{(s)} \delta q^{(s)} + \left. \frac{\partial^2 \Phi}{\partial p^2} \right|_{(s)} \delta p^{(s)} + \sum_{\alpha=1}^n \left. \frac{\partial^2 \Phi}{\partial p \partial H^\alpha} \right|_{(s)} \delta H^\alpha^{(s)} \right) = 0 \end{aligned} \quad (\text{B-11})$$

- Lois d'évolution des variables d'état :

$$\delta H^\alpha^{(s)} = \frac{\partial h^\alpha}{\partial p} \delta p^{(s)} + \frac{\partial h^\alpha}{\partial q} \delta q^{(s)} + \frac{\partial h^\alpha}{\partial \Delta \varepsilon_p} \delta \Delta \varepsilon_p^{(s)} + \frac{\partial h^\alpha}{\partial \Delta \varepsilon_q} \delta \Delta \varepsilon_q^{(s)} + \sum_{\beta=1}^n \left. \frac{\partial h^\alpha}{\partial H^\beta} \right|_s \delta H^\beta^{(s)} \quad (\text{B-12})$$

- Condition de Kuhn-Tucker par $\lambda > 0$:

$$\left. \frac{\partial \Phi}{\partial q} \right|_{(s)} \delta q^{(s)} + \left. \frac{\partial \Phi}{\partial p} \right|_{(s)} \delta p^{(s)} + \sum_{\alpha=1}^n \left. \frac{\partial \Phi}{\partial H^\alpha} \right|_{(s)} \delta H^\alpha^{(s)} = 0 \quad (\text{B-13})$$

Selon l'équation (B-5) on peut obtenir les expressions des variables d'état :

- Variation de la déformation plastique équivalente pour chaque itération s :

$$\delta \bar{\varepsilon}^p = h_{10} + h_{11} \delta \Delta \varepsilon_p + h_{12} \delta \Delta \varepsilon_q \quad (\text{B-14})$$

Avec :

$$h_{10} = \frac{-G1 + \sigma_0(\bar{\varepsilon}^p - \bar{\varepsilon}_t^p)h_{20}}{\psi} \quad (\text{B-15})$$

$$h_{11} = -\frac{((p - K\Delta\varepsilon_p) - \sigma_0(\bar{\varepsilon}^p - \bar{\varepsilon}_t^p)h_{21})}{\psi} \quad (\text{B-16})$$

$$h_{12} = -\frac{((3G\Delta\varepsilon_q - q) - \sigma_0(\bar{\varepsilon}^p - \bar{\varepsilon}_t^p)h_{22})}{\psi} \quad (\text{B-17})$$

$$\psi = (1 - f)\sigma_0 + (1 - f)(\bar{\varepsilon}^p - \bar{\varepsilon}_t^p)\frac{\partial\sigma_0}{\partial\bar{\varepsilon}^p} - \sigma_0(\bar{\varepsilon}^p - \bar{\varepsilon}_t^p)h_{23} \quad (\text{B-18})$$

$$G1 = (1 - f)(\bar{\varepsilon}^p - \bar{\varepsilon}_t^p)\sigma_0 + p\Delta\varepsilon_p - q\Delta\varepsilon_q \quad (\text{B-19})$$

- Variation de la fraction volumique des cavités pour chaque itération s :

$$\delta f = h_{20} + h_{21}\delta\Delta\varepsilon_p + h_{22}\delta\Delta\varepsilon_q + h_{23}\delta\bar{\varepsilon}^p \quad (\text{B-20})$$

Avec :

$$h_{20} = \frac{-G2}{(1 + \Delta\varepsilon_p - k_w w_0(\sigma)\Delta\varepsilon_q)(1 - f)} \quad (\text{B-21})$$

$$h_{21} = -\frac{k_w w_0(\sigma)f - k_w f \frac{\partial w_0(\sigma)}{\partial \Delta\varepsilon_q} \Delta\varepsilon_q}{(1 + \Delta\varepsilon_p - k_w w_0(\sigma)\Delta\varepsilon_q)} \quad (\text{B-22})$$

$$h_{22} = -\frac{A + \frac{\partial A}{\partial \bar{\varepsilon}^p}(\bar{\varepsilon}^p - \bar{\varepsilon}_t^p)}{(1 + \Delta\varepsilon_p - k_w w_0(\sigma)\Delta\varepsilon_q)} \quad (\text{B-23})$$

$$h_{23} = \frac{A + \frac{\partial A}{\partial \bar{\varepsilon}^p}(\bar{\varepsilon}^p - \bar{\varepsilon}_t^p)}{(1 + \Delta\varepsilon_p - k_w w_0(\sigma)\Delta\varepsilon_q)} \quad (\text{B-24})$$

$$G2 = (f - f_t) - (1 - f)\Delta\varepsilon_p - k_w w_0(\sigma)f\Delta\varepsilon_q - A(\bar{\varepsilon}^p - \bar{\varepsilon}_t^p) \quad (\text{B-25})$$

A partir des équations (B-11) et (B-12), on peut déterminer les variations de $\Delta\varepsilon_p$ et $\Delta\varepsilon_q$:

$$\delta\Delta\varepsilon_p = \frac{B_{10}A_{22} + A_{12}B_{20}}{A_{11}A_{22} + A_{12}A_{21}} \quad (\text{B-26})$$

$$\delta\Delta\varepsilon_q = \frac{B_{20}A_{11} + A_{21}B_{10}}{A_{11}A_{22} + A_{12}A_{21}} \quad (\text{B-27})$$

Avec :

$$B_{10} = -\left(\Delta\varepsilon_p \frac{\partial\Phi}{\partial q} + \Delta\varepsilon_q \frac{\partial\Phi}{\partial p}\right) - \frac{\partial\sigma_0}{\partial\bar{\varepsilon}^p} \left(\Delta\varepsilon_p \frac{\partial^2\Phi}{\partial q\partial\sigma_0} + \Delta\varepsilon_q \frac{\partial^2\Phi}{\partial p\partial\sigma_0}\right) h_{10} - \left(\Delta\varepsilon_p \frac{\partial^2\Phi}{\partial q\partial f} + \Delta\varepsilon_q \frac{\partial^2\Phi}{\partial p\partial f}\right) (h_{20} + h_{23}h_{10}) \quad (\text{B-28})$$

$$B_{20} = -\Phi - \frac{\partial\Phi}{\partial f} (h_{20} + h_{23}h_{10}) - \frac{\partial\Phi}{\partial\sigma_0} \frac{\partial\sigma_0}{\partial\bar{\varepsilon}^p} h_{10} \quad (\text{B-29})$$

$$A_{11} = \frac{\partial \Phi}{\partial q} + K \left(\Delta \varepsilon_p \frac{\partial^2 \Phi}{\partial q \partial p} + \Delta \varepsilon_q \frac{\partial^2 \Phi}{\partial p \partial p} \right) + \frac{\partial \sigma_0}{\partial \bar{\varepsilon}^p} \left(\Delta \varepsilon_p \frac{\partial^2 \Phi}{\partial q \partial \sigma_0} + \Delta \varepsilon_q \frac{\partial^2 \Phi}{\partial p \partial \sigma_0} \right) h_{11} \\ + \left(\Delta \varepsilon_p \frac{\partial^2 \Phi}{\partial q \partial f} + \Delta \varepsilon_q \frac{\partial^2 \Phi}{\partial p \partial f} \right) (h_{21} + h_{23} h_{11}) \quad (\text{B-30})$$

$$A_{12} = \frac{\partial \Phi}{\partial q} - 3G \left(\Delta \varepsilon_p \frac{\partial^2 \Phi}{\partial q \partial q} + \Delta \varepsilon_q \frac{\partial^2 \Phi}{\partial p \partial q} \right) + \frac{\partial \sigma_0}{\partial \bar{\varepsilon}^p} \left(\Delta \varepsilon_p \frac{\partial^2 \Phi}{\partial q \partial \sigma_0} + \Delta \varepsilon_q \frac{\partial^2 \Phi}{\partial p \partial \sigma_0} \right) h_{12} \\ + \left(\Delta \varepsilon_p \frac{\partial^2 \Phi}{\partial q \partial f} + \Delta \varepsilon_q \frac{\partial^2 \Phi}{\partial p \partial f} \right) (h_{22} + h_{23} h_{12}) \quad (\text{B-31})$$

$$A_{21} = K \frac{\partial \Phi}{\partial q} + \frac{\partial \Phi}{\partial f} (h_{21} + h_{23} h_{11}) + \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma_0} \frac{\partial \sigma_0}{\partial \bar{\varepsilon}^p} h_{11} \quad (\text{B-32})$$

$$A_{22} = -3G \frac{\partial \Phi}{\partial q} + \frac{\partial \Phi}{\partial f} (h_{22} + h_{23} h_{12}) + \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma_0} \frac{\partial \sigma_0}{\partial \bar{\varepsilon}^p} h_{12} \quad (\text{B-33})$$

• Calcul des dérivées :

$$\frac{\partial A}{\partial \bar{\varepsilon}^p} = -A \left(\frac{\bar{\varepsilon}^p - \varepsilon_N}{S_N^2} \right) \quad (\text{B-34})$$

$$\frac{\partial \Phi}{\partial f^*} = \left[-2q_1^2 f^* + 2q_1 f^* \cosh \left(\frac{3q_2 p}{2\sigma_0} \right) \right] \frac{\partial f^*}{\partial f} \quad (\text{B-35})$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{\partial f^*}{\partial f} = 1 \quad \text{si } f \leq f_c \\ \frac{\partial f^*}{\partial f} = \frac{f_u - f_c}{f_f - f_c} \quad \text{si } f > f_c \end{array} \right. \quad (\text{B-36})$$

$$\frac{\partial \Phi}{\partial p} = \frac{3f^* q_1 q_2 \sinh \left(\frac{3q_2 p}{2\sigma_0} \right)}{\sigma_0} \quad (\text{B-37})$$

$$\frac{\partial \Phi}{\partial \sigma_0} = -\frac{2q^2}{\sigma_0^3} - \frac{3f^* q_1 q_2 p \sinh \left(\frac{3q_2 p}{2\sigma_0} \right)}{\sigma_0^2} \quad (\text{B-38})$$

$$\frac{\partial \sigma_0}{\partial \bar{\varepsilon}^p} = -n K_m (\bar{\varepsilon}^p)^{(n-1)} \quad (\text{B-39})$$

$$\frac{\partial \Phi}{\partial q} = \frac{2q}{2\sigma_0^2} \quad (\text{B-40})$$

$$\frac{\partial^2 \Phi}{\partial p \partial f} = \frac{3f^* q_1 q_2 \sinh \left(\frac{3q_2 p}{2\sigma_0} \right)}{\sigma_0} \frac{\partial f^*}{\partial f} \quad (\text{B-41})$$

$$\frac{\partial^2 \Phi}{\partial p \partial p} = \frac{9f^* q_1 q_2^2 \cosh \left(\frac{3q_2 p}{2\sigma_0} \right)}{2\sigma_0^2} \quad (\text{B-42})$$

$$\frac{\partial^2 \Phi}{\partial p \partial q} = 0 \quad (\text{B-43})$$

$$\frac{\partial^2 \Phi}{\partial p \partial \sigma_0} = \frac{-3f^* q_1 q_2 \sinh \left(\frac{3q_2 p}{2\sigma_0} \right)}{\sigma_0^2} - \frac{9f^* q_1 q_2^2 p \cosh \left(\frac{3q_2 p}{2\sigma_0} \right)}{2\sigma_0^3} \quad (\text{B-44})$$

$$\frac{\partial^2 \Phi}{\partial q \partial f} = 0 \quad (\text{B-45})$$

$$\frac{\partial^2 \Phi}{\partial q \partial p} = 0 \quad (\text{B-46})$$

$$\frac{\partial^2 \Phi}{\partial q \partial \sigma_0} = \frac{-4q}{\sigma_0^3} \quad (\text{B-47})$$

C- Annexe 3: Outils de poinçonnage



Figure C-1 : Presse utilisée dans les essais de poinçonnage

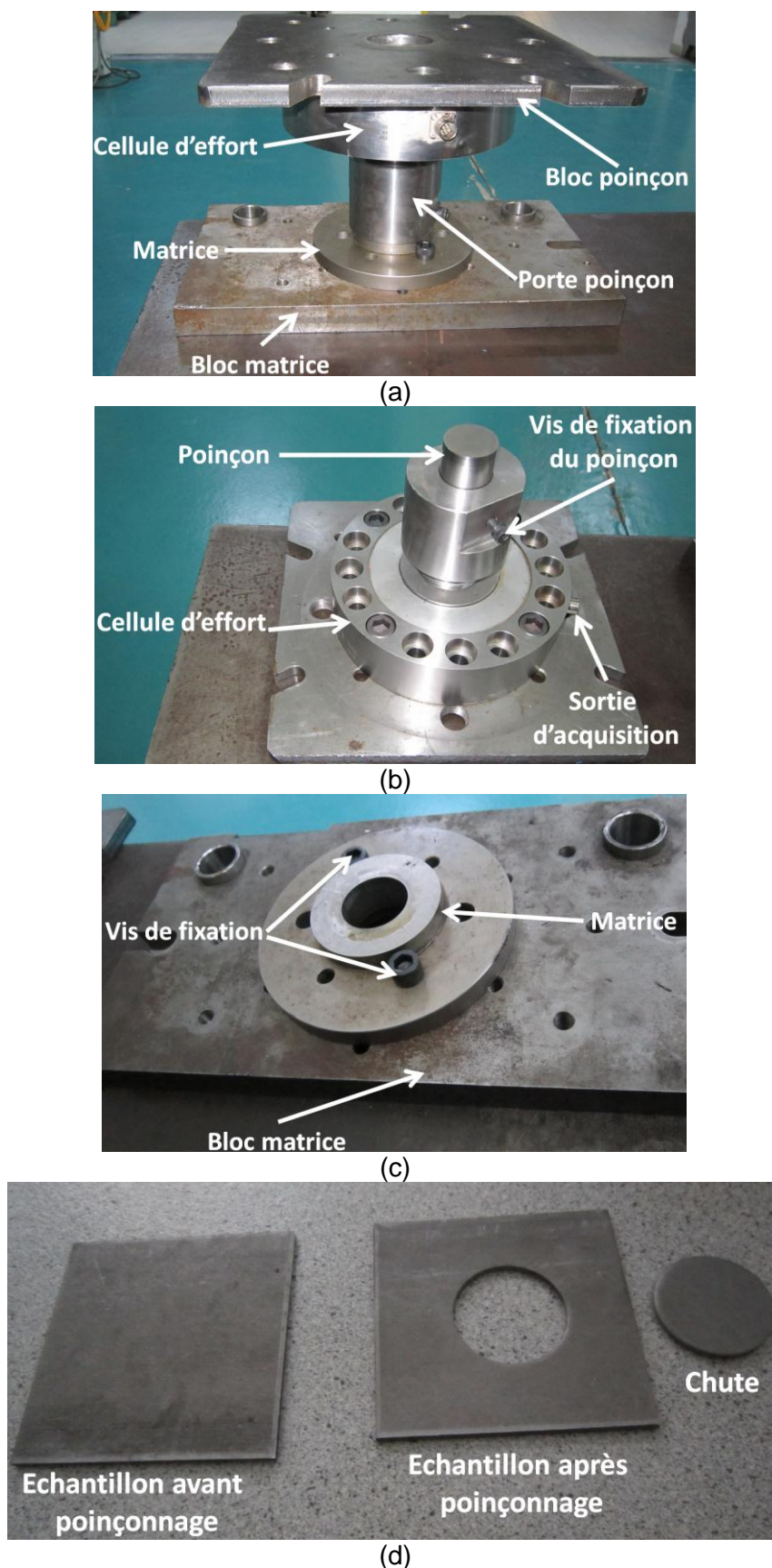


Figure C-2 : Outils de poinçonnage : (a) vue globale du dispositif de poinçonnage, (b) composants du bloc poinçon, (c) bloc matrice et (d) échantillon d'essai

**CARACTERISATION EXPERIMENTALE ET CONTRIBUTION A LA MODELISATION
NUMERIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT EN CISAILLEMENT DES ACIERS HLE.
APPLICATIONS AU PROCEDE DE POINÇONNAGE.**

RESUME : L'objectif principal de ces travaux de thèse est de caractériser le comportement et l'endommagement d'un matériau HLE durant le procédé de poinçonnage. Ils comportent dans un premier temps, une étude expérimentale qui repose sur des observations micrographiques et des essais macroscopiques à différents états de contrainte, afin d'identifier les mécanismes physiques d'endommagement mis en jeu. Cette étude est complétée par une modélisation numérique du modèle d'endommagement de Gurson modifié en cisaillement et son implémentation dans ABAQUS/Explicit. Une stratégie d'identification des paramètres matériau basée sur une large gamme de configurations expérimentales a été mise en place. Des essais de poinçonnage ont été réalisés en faisant varier le jeu poinçon-matrice, afin de tester la capacité prédictive du modèle de Gurson modifié par rapport au modèle de GTN classique et à un critère découplé basé sur l'initiation de rupture. L'influence du jeu poinçon-matrice sur la qualité de découpe et sur les niveaux des états de contrainte et de déformation a été également mise en évidence. Les prédictions de rupture obtenues par cette approche et pour le matériau étudié sont en bon accord avec les observations expérimentales. Il reste à valider le modèle pour des configurations de couples matériau/procédé plus étendues et à réaliser son enchaînement avec les autres procédés de mise en forme.

Mots clés : endommagement, rupture, cisaillement, poinçonnage, état de contrainte, aciers HLE

**EXPERIMENTAL CHARACTERIZATION AND CONTRIBUTION TO THE NUMERICAL
MODELING OF SHEAR DAMAGE OF HSLA STEELS.
PUNCHING PROCESS APPLICATIONS.**

ABSTRACT : The main objective of this thesis is to characterize the behavior and damage of a HSLA materials during the punching process. They comprise in a first time, an experimental study based on micrographic observations and macroscopic tests at different stress states to identify the physical mechanisms of damage set in. This study is complemented by a numerical simulation modeling of a Gurson damage model modified in shear case and its implementation in ABAQUS / Explicit. An identification strategy of material parameters based on a wide range of experimental configurations has been realized. Punching tests were performed by varying the punch-die clearance to test the predictive ability of the modified Gurson model compared to the standard GTN model and to decoupled criterion based on the ductile fracture initiation. The influence of the punch-die clearance blanking quality and in stress and strain states levels was also highlighted. Predictions of fracture obtained by this approach and for the material studied are in good agreement with experimental observations. It remains to validate the model for larger couple's material/process configurations and realize its concatenation with other forming processes.

Keywords : damage, fracture, shear, punching, stress state, HSLA steels