



# Étude de la rupture ductile d'un acier à très haute résistance pour des applications aéronautiques

Clément Defaisse

## ► To cite this version:

Clément Defaisse. Étude de la rupture ductile d'un acier à très haute résistance pour des applications aéronautiques. Matériaux. Université Paris sciences et lettres, 2018. Français. ⟨NNT : 2018PSLEM010⟩. ⟨tel-02103732⟩

**HAL Id: tel-02103732**

**<https://pastel.hal.science/tel-02103732v1>**

Submitted on 18 Apr 2019

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



HAL Authorization

# THÈSE DE DOCTORAT

de l'Université de recherche Paris Sciences et Lettres  
PSL Research University

Préparée à MINES ParisTech

## Étude de la rupture ductile d'un acier à très haute résistance pour des applications aéronautiques

**École doctorale n°432**

SCIENCES DES MÉTIERS DE L'INGÉNIEUR

**Spécialité** SCIENCE ET GÉNIE DES MATÉRIAUX

Soutenue par **Clément DEFAISSE**  
le 1 Juin 2018

Dirigée par **Jacques BESSON**

### COMPOSITION DU JURY :

Mme Anne-Marie HABRAKEN  
Université de Liège, Président du jury

M. Frédéric BARLAT  
Pohang University of Science and Tech.,  
Rapporteur

M. Rodrigues DESMORAT  
ENS Cachan, Rapporteur

M. Pierre Olivier BOUCHARD  
Mines ParisTech, Membre du Jury

M. Matthieu MAZIÈRE  
Mines ParisTech, Membre du jury

M. Jacques BESSON  
Mines ParisTech, Membre du jury

M. Lionel MARCIN  
Groupe Safran, Membre du jury







*"There is a crack in everything  
That's how the light gets in."  
Léonard Cohen*



## Merci

- ★ *aux membres du jury* pour l'intérêt que vous avez porté à mes travaux.
- ★ *Abdenmour* pour m'avoir enseigné les essais mécaniques derrière les machines de traction du bocal.
- ★ *Stéphanie*, car sans toi je serai très certainement toujours en train de calibrer le système de corrélation d'image.
- ★ *Fabrice, Gérard et Maria* pour m'avoir formé sur les MEB du centre des matériaux.
- ★ *René et toute l'équipe de l'atelier* pour avoir usiné plus de 300 éprouvettes dans un matériau loin d'être tendre pour vos outils.
- ★ *Odile* pour les innombrables documents (articles, thèses et pièce de théâtre) que tu as retrouvé pour moi.
- ★ *Jean-Christophe* pour ces impressionnants essais dynamiques.
- ★ *Julie* pour avoir collé avec tant de minutie toutes ces petites jauges de déformation.
- ★ *Brigitte* pour tes innombrables conseils et astuces en métallographie.
- ★ *Anne-Françoise*, pour avoir su m'expliquer avec pédagogie et enthousiasme les rouages de la métallurgie des aciers martensitiques.
- ★ *Joseph* pour m'avoir accueilli à Villaroche pendant cette campagne d'essais qui a été la clé de voute de mes travaux.
- ★ *Tonya, Marie, Martin, David, Louis, Anthony, Nicolas, Franck, Arnaud...* pour l'intérêt constant et le temps que vous avez consacré à mes travaux.
- ★ *Quentin* pour avoir su mettre en perspective mon sujet de thèse et pour avoir, par la suite, valorisé mes résultats chez Safran Aircraft Engines.
- ★ *René* pour tous les conseils avisés que tu m'as apporté sur la mécanique et le reste.
- ★ *Lionel* pour m'avoir donné ma chance avant, pendant et après cette thèse.
- ★ *Matthieu* pour ta pédagogie et ton optimisme, la vie paraît si simple quand tu expliques la mécanique.
- ★ *Jacques* pour m'avoir communiqué votre enthousiasme et votre passion.
- ★ *Mouad* pour ton implication durant ton stage.
- ★ *Moubine* pour avoir préparé et partagé toutes ces réunions plénières.
- ★ *Pavel* pour tes conseils avisés en L<sup>A</sup>T<sub>E</sub>X.
- ★ *Clémentine, Manon, Julien et Pierre-Emmanuel* pour les moments passés au laboratoire et en dehors.
- ★ *Thomas, Matthieu et Antoine* pour être là depuis de si nombreuses années.
- ★ à toutes les personnes qui ont relu, corrigé et commenté ce manuscrit.
- ★ *ma famille* pour votre soutien sans faille.
- ★ *Valentin* pour tes visites fréquentes à Paris.
- ★ *Papa* car c'est en suivant tes pas que je suis arrivé là.
- ★ *Maman* d'être aussi fière de ton fils.
- ★ *Coralie* pour ces milles et un petits rien qui ont fait hier, font aujourd'hui et feront demain.

# Table des matières

<b>I</b>	<b>Introduction</b>	<b>7</b>
I.1	Cadre général de l'étude . . . . .	7
I.2	Organisation du manuscrit . . . . .	8
I.3	Indices et notations . . . . .	9
I.4	Abréviations . . . . .	9
I.5	Glossaire des champs mécaniques . . . . .	10
I.6	Glossaire des essais . . . . .	11
I.7	Etat de contrainte . . . . .	11
<b>II</b>	<b>Aciers à très haute résistance, modes de ruine et critères de rupture</b>	<b>13</b>
II.1	Introduction . . . . .	13
II.2	Les aciers à très haute résistance . . . . .	13
II.2.1	Métallurgie . . . . .	14
II.2.2	Classification . . . . .	17
II.2.3	L'acier ML340 . . . . .	19
II.3	Modes de ruines et instabilités . . . . .	21
II.3.1	La striction . . . . .	22
II.3.2	Le flambement . . . . .	22
II.3.3	Bandes de cisaillement . . . . .	23
II.3.4	Rupture ductile . . . . .	25
II.4	Rupture d'un tube en torsion : un exemple de méthode de dimensionnement analytique . . . . .	26
II.4.1	Présentation de la méthode . . . . .	26
II.4.2	Modèles matériau . . . . .	27
II.4.3	Critère de rupture ductile . . . . .	30
II.4.4	Critère de rupture instable . . . . .	31
II.4.5	Discussion de la méthode . . . . .	32
II.4.6	Les alternatives possibles . . . . .	34
II.5	A la recherche d'un critère d'amorçage sous chargement multiaxial . . . . .	36
II.5.1	Genèse de la problématique : la rupture en cisaillement . . . . .	36
II.5.2	Qu'est-ce que l'angle de Lode ? . . . . .	38
II.5.3	Développement des critères d'amorçage multiaxiaux : exemple de l'aluminium . . . . .	42
II.6	Conclusion . . . . .	44
<b>III</b>	<b>Méthodes de caractérisation mécanique</b>	<b>47</b>
III.1	Introduction . . . . .	47
III.2	Essais . . . . .	47

## TABLE DES MATIÈRES

III.2.1	Traction axi-symétriques lisse et entaillée . . . . .	48
III.2.2	Essais de traction entaillée sur géométrie plane . . . . .	51
III.2.3	Essais de traction/compression torsion . . . . .	53
III.2.4	Essais de traction sur géométrie plane . . . . .	55
III.2.5	Traction à grande vitesse . . . . .	56
III.2.6	Prélèvements et usinage . . . . .	57
III.3	Simulations . . . . .	58
III.3.1	Déformations finies . . . . .	58
III.3.2	Modèle matériau . . . . .	59
III.3.3	Mise en données . . . . .	60
III.3.4	Chargement proportionnel en traction-torsion . . . . .	62
III.4	Mesure de la diminution de section . . . . .	63
III.4.1	Pourquoi mesurer la diminution de section ? . . . . .	64
III.4.2	Méthode de mesure . . . . .	65
III.4.3	Incertitude de mesure . . . . .	67
<b>IV</b>	<b>Rupture et endommagement du ML340 sous chargement multiaxial</b>	<b>69</b>
IV.1	Introduction . . . . .	69
IV.2	Modes de rupture macroscopiques . . . . .	69
IV.2.1	Essais à section variables : formation de bandes de localisation . . . . .	69
IV.2.2	Essais de traction/compression-torsion : changement de modes de rupture . . . . .	71
IV.2.3	Essais sélectionnés pour calibrer le modèle de rupture . . . . .	74
IV.3	Lieu d'amorçage de fissure . . . . .	76
IV.3.1	Éprouvettes axi-symétriques . . . . .	76
IV.3.2	Éprouvettes Entaillé en U (EU) . . . . .	80
IV.3.3	Éprouvettes de traction-torsion . . . . .	82
IV.3.4	Éprouvette Déformation Plane (DP) . . . . .	84
IV.4	Endommagement . . . . .	84
IV.4.1	Fractographies . . . . .	84
IV.4.2	Coupes post-mortem . . . . .	86
IV.5	Conclusion . . . . .	89
<b>V</b>	<b>Modèle de comportement de l'acier ML340</b>	<b>93</b>
V.1	Introduction . . . . .	93
V.2	Choix du modèle de comportement . . . . .	93
V.2.1	Anisotropie ? . . . . .	93
V.2.2	Effet de la vitesse ? . . . . .	97
V.3	Loi d'écrouissage . . . . .	99
V.3.1	Pourquoi chercher à décrire l'écrouissage ? . . . . .	99
V.3.2	Comment identifier la loi d'écrouissage ? . . . . .	100
V.3.3	Présentation de l'identification inverse . . . . .	104
V.3.4	Comparaison . . . . .	105
V.4	Critères de plasticité . . . . .	108
V.4.1	Identification de plusieurs critères . . . . .	108
V.4.2	Choix du critère . . . . .	109

## TABLE DES MATIÈRES

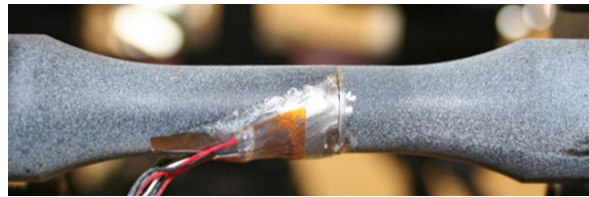
V.5 Conclusion . . . . .	112
<b>VI Critère de rupture multiaxial pour l'acier ML340</b>	<b>115</b>
VI.1 Introduction . . . . .	115
VI.2 Modèles d'amorçage de rupture . . . . .	115
VI.2.1 Notion de chargement proportionnel (ou radial) . . . . .	115
VI.2.2 Formulation générale . . . . .	116
VI.2.3 Modèles pionniers . . . . .	117
VI.2.4 Modèles micromécaniques . . . . .	117
VI.2.5 Modèles phénoménologiques $J_3$ . . . . .	119
VI.2.6 Ouverture sur les modèles couplés . . . . .	122
VI.2.7 Comparaison des modèles . . . . .	126
VI.3 Proposition d'un modèle de rupture découplé . . . . .	129
VI.3.1 Présentation du modèle . . . . .	129
VI.3.2 Identification . . . . .	130
VI.3.3 Sensibilité au maillage . . . . .	134
VI.3.4 Points d'amorçages . . . . .	137
VI.3.5 État de contrainte à rupture . . . . .	137
VI.4 Conclusion . . . . .	141
<b>VII Conclusions et perspectives</b>	<b>143</b>
<b>Références</b>	<b>148</b>
<b>Annexes</b>	<b>161</b>
<b>A Plans des éprouvettes</b>	<b>161</b>
<b>B Plans de prélèvement des éprouvettes</b>	<b>170</b>
<b>C Estimation de la déformation à rupture pour un essai de traction axi-symétrique à partir des faciès de rupture</b>	<b>173</b>
<b>D Article "Ductile fracture of an ultra-high strength steel under low to moderate stress triaxility"</b>	<b>174</b>

# Chapitre I

## Introduction

### I.1 Cadre général de l'étude

Les structures aéronautiques en acier telles que les systèmes roue/frein, les trains d'atterrissages ou les arbres de turbine sont dimensionnés pour résister à des chargements dit "critiques". Ces chargements correspondent à des cas limites rencontrés lors d'événements exceptionnels. Bien que propre au système considéré, ils induisent tous des sollicitations multiaxiales en grandes déformations. Un chargement critique envisagé dans les turboréacteurs est le "fan blade out" : cas où une pale va se détacher à l'avant de la turbine puis être aspirée ce qui va stopper net la rotation du moteur. Dans ce cas l'arbre de la turbine va être fortement sollicité en torsion mais aussi en flexion/torsion à proximité des roulements.



(a) Flambement d'un tube d'épaisseur  $t = 1$  mm      (b) Rupture ductile d'un tube d'épaisseur  $t = 3$  mm

FIGURE I.1: Modes de ruine observés lors de la torsion de tubes en acier ML340 selon leur épaisseur  $t$  (source ONERA).

Deux types de rupture peuvent intervenir dans ce cas : une rupture par flambement de la structure, liée à l'apparition d'une instabilité, ou bien une rupture par épuisement de la capacité plastique du matériau, liée à l'endommagement du matériau. Ces deux modes sont illustrés sur la figure I.1 dans le cas de la torsion d'un tube en acier ML340 qui est le matériau de cette étude. C'est le mode de ruine qui va conditionner l'instant de la rupture. Dans le cas du flambement on considère que la ruine correspond au déclenchement de l'instabilité, ce moment est marqué par un changement de géométrie. Sur la figure I.1a l'instabilité se manifeste par un voilage du tube, elle est déclenchée avant l'apparition de la fissure. Dans le cas de la rupture par endommagement, ou rupture ductile, on considère que c'est l'apparition de la fissure macroscopique qui marque la ruine, comme sur la figure I.1b. Ces deux modes sont en fait en compétition, l'apparition du mode de rupture dépend des caractéristiques de la structure en elle-même (géométrie, conditions limites...) ainsi que de celles du (ou des) matériau(x) qui la compose (propriétés mécaniques, comportement à la rupture...).



## CHAPITRE I. INTRODUCTION

Pour prendre en compte ces deux modes de défaillance, les méthodes de dimensionnement industrielles reposent sur des abaques (réseaux de courbes) construites à partir de modèles analytiques, puis réajustées avec des résultats expérimentaux. Ces méthodes sont très fiables mais présentent souvent un domaine de fiabilité limité en terme de chargements et de géométrie de structure. Un projet de recherche collaboratif est actuellement porté par le groupe Safran afin d'étendre ces méthodes de dimensionnement. Il implique trois sociétés concernées par ce sujet qui sont : Safran Landing Systems (LS), Safran Helicopter Engines (HS), Safran Aircraft Engines (AE), et le centre de recherche et technologie du groupe : Safran Tech. L'objectif de ces travaux est de développer et d'intégrer dans ces sociétés des méthodes numériques capables de prédire ces deux modes de ruptures.

Les travaux présentés dans ce manuscrit portent uniquement sur la définition de critères de rupture ductile adaptés dans le cas des chargements critiques. Notre matériau de référence est l'acier à très haute résistance ML340 utilisé pour les arbres de turbine du moteur LEAP produit par Safran AE. D'autres matériaux ont également été étudiés ; dans ces travaux nous présenterons uniquement les résultats obtenus sur le ML340 qui a fait l'objet d'une caractérisation complète. Le développement d'outils numériques permettant de détecter l'apparition du flambement (de manière générale des instabilités) fait l'objet d'un autre sujet de thèse, une partie des résultats expérimentaux présentés ici ont servi à alimenter ces travaux.

### I.2 Organisation du manuscrit

Les chapitres de ce manuscrit sont amenés de manière progressive. Le chapitre II est une étude bibliographique, son objectif est de présenter divers aspects afin de tracer le cadre scientifique et technique du sujet. Nous présenterons tour à tour les aciers à très haute résistance, famille de matériau dont fait partie le ML340, les modes de ruines et les instabilités rencontrées sous chargement multiaxial, un exemple de critère de rupture analytique industriel et enfin, une présentation générale des critères d'amorçages de rupture prenant en compte les chargements multiaxiaux.

Une fois ce cadre établi, le chapitre III présente les méthodes de caractérisation mécanique expérimentales et numériques. Ceci inclut les essais, les modèles numériques ainsi que la présentation d'une méthode sans contact permettant de suivre les variations de section. Les chapitres suivants feront appel à ces différentes thématiques sans avoir besoin de les détailler à nouveau.

Nous présenterons ensuite dans le chapitre IV les observations sur la rupture du ML340. Ces résultats expérimentaux ont orienté le choix du modèle de rupture, les observations partent de l'échelle macroscopique avec l'analyse des modes de ruine puis descendent progressivement d'échelle jusqu'à atteindre celle de l'endommagement. Ce chapitre sera l'occasion de présenter les instabilités observées sur les essais.

## Abréviations

Le chapitre V est la première brique numérique vers la définition du critère de rupture : le modèle de comportement plastique. Nous présenterons d'abord les essais qui nous ont permis d'orienter le choix de notre modèle de comportement. Nous expliquerons comment la loi d'écrouissage et le critère de plasticité ont été identifiés.

Enfin le chapitre VI présente le critère de rupture qui a été choisi afin de représenter la rupture du ML340 sous chargement multiaxial. Nous commencerons d'abord par faire une revue des modèles d'amorçage de rupture. Ensuite nous présenterons le modèle choisi, comment nous l'avons identifié et les résultats sur la base d'essais. Ce manuscrit se terminera par une conclusion générale présentant une synthèse des travaux ainsi que des perspectives.

### I.3 Indices et notations

Notation	Signification
<i>Indices</i>	
$X_0$	Grandeur $X$ à l'état initial
$X_e$	Partie élastique de la grandeur $X$
$X_p$	Partie plastique de la grandeur $X$
$X_*$	Grandeur $X$ évaluée à rupture
$\langle X \rangle_W$	Valeur moyenne de $X$ sur l'espace $W$ .
<i>Notations</i>	
$x$	Scalaire
$\dot{X}$	Dérivée temporelle
$\underline{\mathbf{X}}$	Vecteur
$\underline{\mathbf{X}}$	Tenseur d'ordre 2
$\underline{\mathbf{X}}$	Tenseur d'ordre 4
$X_I \geq X_{II} \geq X_{III}$	Valeurs principales de $\underline{\mathbf{X}}$ rangées par ordre croissant
<i>Formules simples</i>	
$\Delta X = X - X_0$	Différence par rapport à la valeur initiale
$Ect_{X_1}(X_2) = \frac{X_2 - X_1}{X_1}$	Écart relatif de $X_2$ par rapport à $X_1$

### I.4 Abréviations

**L** Longitudinal.

**T** Tangent.

**AE** Aircraft Engines.

**AE** Axi-Symétrique Entaillé.

**AL** Axi-Symétrique Lisse.

**DP** Déformation Plane.  
**EF** Eléments Finis.  
**EU** Entaillé en U.  
**HS** Helicopter Engines.  
**LS** Landing Sytems.  
**MEB** Microscope Électronique à Balayage.  
**MET** Microscope Électronique à Transmission.  
**ONERA** Office Nationale d'Etude et de Recherche Aérospatiale.  
**SV** Section Variable.  
**TCTE** Traction Compression Torsion Entaillé.  
**TCTL** Traction Compression Torsion Lisse.  
**TGV** Traction Grande Vitesse.  
**THR** Très Haute Résistance.  
**TP** Traction Plane.  
**VER** Volume Élémentaire Représentatif.

## 1.5 Glossaire des champs mécaniques

$D$  Indicateur d'endommagement.  
 $L_{\dot{\epsilon}}$  Paramètre de Lode exprimé dans l'espace des vitesses de déformation.  
 $L_{\sigma}$  Paramètre de Lode exprimé à partir de l'état des contraintes.  
 $T$  Triaxialité des contraintes.  
 $\bar{\sigma}_{hf}$  Contrainte équivalente au sens de Hosford.  
 $\bar{\sigma}_{vm}$  Contrainte équivalente au sens de von Mises.  
 $\bar{\sigma}$  Contrainte équivalente.  
 $\bar{\epsilon}$  Déformation équivalente.  
 $\check{\epsilon}$  Surface de rupture en déformation.  
 $\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}$  Tenseur des vitesses de déformation.  
 $\underline{\underline{\sigma}}$  Tenseur des contraintes de Cauchy.  
 $\underline{\underline{\epsilon}}$  Tenseur des déformations.  
 $\underline{\underline{s}}$  Déviateur des contraintes.  
 $\sigma_m$  Contrainte moyenne.  
 $\theta_L$  Angle de Lode.  
 $\theta_{Li}$  Angle de Lode défini sur la borne inférieure  $\left[-\frac{\pi}{6} ; \frac{\pi}{6}\right]$ .  
 $\theta_{Ls}$  Angle de Lode défini sur la borne supérieure  $\left[0 ; \frac{\pi}{3}\right]$ .  
 $w$  Fonction d'endommagement.

## I.6 Glossaire des essais

- $\langle \sigma \rangle_S$  Contrainte de traction moyenne vue par la section utile  $S$  d'une éprouvette.
- $\langle \tau \rangle_S$  Contrainte de cisaillement moyenne vue par la section utile  $S$  d'une éprouvette.
- $\langle \varepsilon_r \rangle_S$  Déformation moyenne radiale liée à la diminution de section.
- $E$  Module de Young.
- $F$  Force uniaxiale appliquée sur l'éprouvette.
- $R_m$  Résistance mécanique: contrainte maximale admissible par un matériau en traction.
- $R_{p02}$  Limite d'élasticité à 0.2% du matériau.
- $S$  Section de la partie utile de l'éprouvette.
- $\Theta$  Angle de rotation mesuré de part et d'autre de la zone utile des éprouvettes de traction/compression torsion.
- $\kappa$  Rapport de chargement d'un essai de traction/torsion défini comme étant le rapport entre la contrainte moyenne de traction sur la contrainte moyenne de cisaillement appliquées sur le tube.
- $\nu$  Coefficient de poisson.
- $\phi$  Diamètre de la section minimale d'une éprouvette axi-symétrique.
- $\sigma_i$  Contrainte ingénieur en traction.
- $\sigma_v$  Contrainte vraie.
- $\varepsilon_{Rp02}$  Déformation atteinte à la limite d'élasticité à 0.2% du matériau  $R_{p02}$ .
- $\varepsilon_i$  Déformation ingénieur.
- $\varepsilon_{log}$  Déformation logarithmique.
- $\varepsilon_{rm}$  Déformation répartie définie comme étant la déformation atteinte à la résistance mécanique du matériau  $R_m$ .
- $\varepsilon_u$  Ouverture d'entaille mesurée sur les éprouvettes EU.
- $\zeta$  Diminution de section.

## I.7 Etat de contrainte

L'état de contrainte est représenté dans le repère des contraintes principales  $\{\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}\}$  du tenseur des contraintes des Cauchy  $\underline{\underline{\sigma}}$  avec  $\sigma_I \geq \sigma_{II} \geq \sigma_{III}$ . La partie déviatorique de  $\underline{\underline{\sigma}}$  est définie de la façon suivante

$$\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{trace}(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{I}} \quad (\text{I.1})$$

avec  $\underline{\underline{I}}$  le tenseur identité. De même il est possible d'exprimer  $\underline{\underline{s}}$  dans son repère principal  $\{s_I, s_{II}, s_{III}\}$  Les trois invariants du tenseur des contraintes sont

$$I_1 = \text{trace}(\underline{\underline{\sigma}}) = \sigma_{ii} \quad (\text{I.2})$$

$$J_2 = \frac{1}{2} \text{trace} \left( \underset{\sim}{\mathbf{s}}^2 \right) = \frac{s_{ii}^2}{2} \quad (\text{I.3})$$

$$J_3 = \det(\underset{\sim}{\mathbf{s}}) = \frac{s_{ij}s_{jk}s_{ki}}{3} \quad (\text{I.4})$$

Nous introduirons la contrainte moyenne comme étant

$$\sigma_m = \frac{I_1}{3} \quad (\text{I.5})$$

La contrainte équivalente au sens de von Mises  $\bar{\sigma}_{vm}$  et la triaxialité des contraintes  $T$  sont définies de la manière suivante

$$\bar{\sigma}_{vm} = \sqrt{3J_2} \quad (\text{I.6})$$

$$T = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}_{vm}} = \frac{1}{3} \frac{I_1}{\sqrt{3J_2}} \quad (\text{I.7})$$

## Chapitre II

# Aciers à très haute résistance, modes de ruine et critères de rupture

### II.1 Introduction

Cette partie propose un état de l'état de l'art autour de différentes notions abordées dans la suite de ce chapitre. Elle se focalise sur des points importants qui seront utilisés dans la suite de ce manuscrit. Le premier point abordé est celle des aciers à très haute résistance, section II.2. Nous présenterons cette famille d'acier d'un point de vue global, au travers de leur métallurgie commune et des propriétés mécaniques de différents aciers emblématiques. Ensuite nous présenterons en détail le matériau de cette étude : l'acier ML340. Dans la section II.3, nous introduirons les différents modes de rupture et d'instabilité rencontrés sur les structures aéronautiques soumises à des chargements critiques. Ensuite, nous présenterons dans la section II.4 un exemple de méthode de dimensionnement analytique utilisée pour dimensionner ces structures. L'objectif est ici de montrer les limites de ce type d'approche. La dernière section propose une revue bibliographique du développement des modèles de rupture découplés. Nous présenterons les limites de ces modèles dans le cas des chargements multiaxiaux et leurs récents développements depuis les années 2000. Nous profiterons de cette section pour présenter la notion d'angle/paramètre de Lode, variable fréquemment utilisée pour ce type de modèle.

### II.2 Les aciers à très haute résistance

Les aciers représentent rarement plus de 10% du poids total des avions (Mouritz, 2012). Leur principal atout comparé aux autres alliages métalliques tels que les titanes, les aluminiums ou les super alliages base Nickel, est leur excellente résistance mécanique. On les retrouve dans des pièces de structure présentes dans les arbres de turbine, les roues, les freins ou les trains d'atterrissage. Compte tenu des forts chargements auxquels sont soumises ces pièces et de la course à l'allègement, les constructeurs aéronautiques et leurs équipementiers se sont tournés vers les aciers à Très Haute Résistance (THR), aussi appelés aciers à haute limite d'élasticité. Avec des niveaux de résistance mécanique pouvant dépasser les 2000 MPa, la contrepartie de telles propriétés est une chute de la ductilité apparente. Ces aciers se retrouvent dans la partie inférieure droite du diagramme résistance mécanique versus élongation à rupture (figure II.1).

L'objet de cette section est de présenter les aciers THR, nous introduirons d'abord les grandes lignes de la métallurgie de ces aciers. Nous exposerons ensuite les différentes familles d'aciers THR existantes en mettant en parallèle leur composition chimique et

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

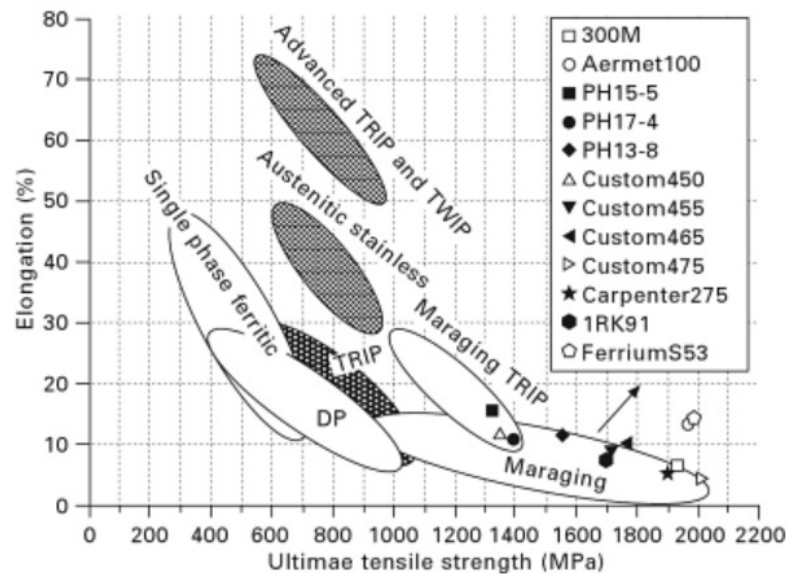


FIGURE II.1: Classification des aciers à haute résistance en fonction de leur résistance mécanique et de leur ductilité apparente définie comme étant l'allongement à rupture lors d'un essai de traction (Leitner *et al.*, 2012)

leurs propriétés mécaniques. La dernière partie est consacrée à l'acier ML340 qui fait l'objet de ces travaux.

### II.2.1 Métallurgie

Le cycle d'élaboration des aciers THR suit les étapes présentées sur la figure II.2. Le fer et les éléments d'alliages sont d'abord mélangés lors de l'étape de fonderie pour former le produit brut. Pour les aciers aéronautiques on utilise généralement un procédé dit de fonte par induction sous vide<sup>1</sup> suivi d'une ou plusieurs fontes par arc électrique sous vide<sup>2</sup>. La fonderie est suivie du forgeage afin de mettre en forme l'acier puis d'un recuit de détentionnement qui a quant à lui pour objectif d'effacer les dislocations induites. L'acier est ensuite homogénéisé au dessus de sa température d'austénitisation, on fait ici diffuser les éléments d'alliages afin d'atténuer les *ségrégations*<sup>3</sup>. Deux trempes sont ensuite effectuées, une première trempe rapide afin de transformer la majeure partie de la microstructure en martensite, une seconde trempe dite cryogénique qui va transformer l'*austénite résiduelle*. Un recuit d'adoucissement est ensuite appliqué afin de diminuer la dureté de l'acier. Le traitement final consiste en un vieillissement qui va agir sur la croissance des particules de seconde phase. Ces étapes vont conditionner la microstructure de l'acier. On distingue dans les aciers THR trois échelles hiérarchiques d'observation qui correspondent aux tailles caractéristiques des objets suivants :

✧ Les particules

1. Vacuum Induction Melting (VIM)
2. Vacuum Arc Remelting (VAR)
3. Hétérogénéités de la composition chimique d'un acier créées lors de son refroidissement

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

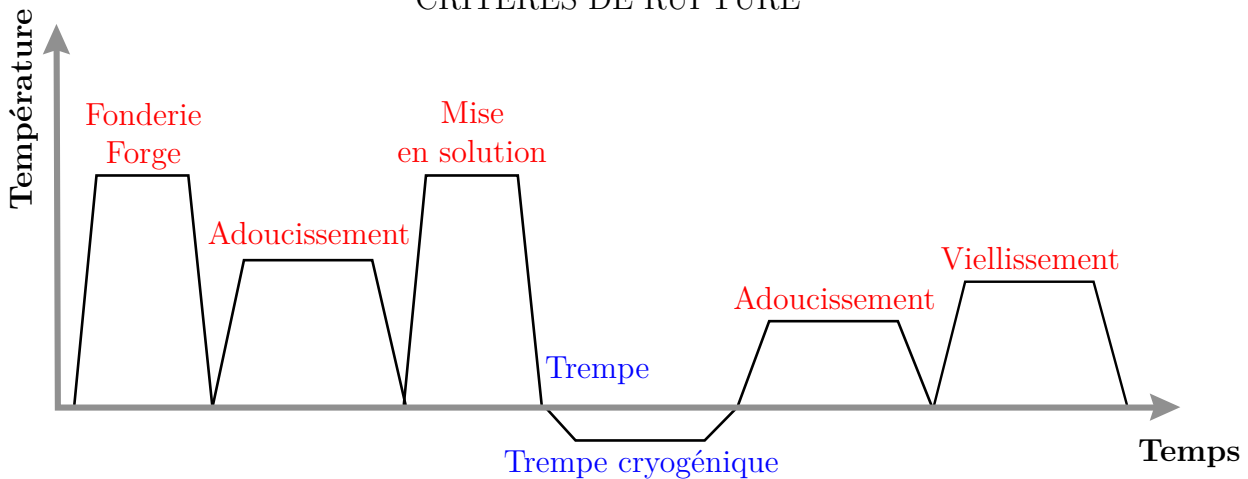


FIGURE II.2: Gamme de traitement thermique conventionnelle d'un acier à très haute résistance. Les duretés intermédiaires du ML340 au cours du processus de traitement sont données à titre indicatif - Figure adaptée de [Aubert&Duval \(2014\)](#)

- ✧ La martensite
- ✧ Les précipités

La première échelle d'observation est celle des particules qui sont des précipités non métalliques tels que des oxydes ou les sulfures. Produits à très haute température, ces particules sont affectées par l'étape de forgeage qui peut les briser ou bien réarranger leur répartition : on peut ainsi les retrouver sous forme de colonies. Avec des tailles caractéristiques qui peuvent atteindre les 100 $\mu$ m et des colonies qui peuvent s'étendre sur plusieurs millimètres ; les particules sont considérées de manière générale comme néfastes aux propriétés mécaniques. Cependant on ne les élimine souvent pas entièrement de l'acier pour des questions de coût, on les retrouve donc mais en de très faibles proportions.

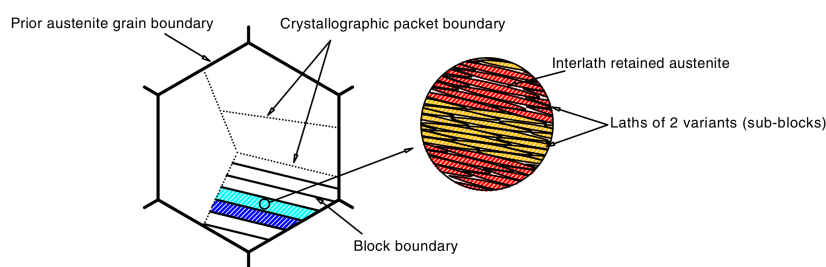


FIGURE II.3: Représentation de la structure des aciers martensitiques ([Maresca \*et al.\*, 2014](#))

La seconde échelle d'observation est celle de la structure martensitique qui fournit en grande partie l'excellente résistance mécanique aux aciers THR. Comme nous le verrons dans la section [II.2.2](#) les aciers THR ont de faibles teneurs en carbone. Leur structure martensitique se décompose en trois niveaux comme décrit par [Kitahara \*et al.\* \(2006\)](#) : i) les paquets de latte possédant la même orientation cristallographique et imbriqués dans les



## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

anciens grains d'austénite ii) les blocs de latte et iii) les lattes de martensite elles-mêmes. Cette structure hiérarchisée est illustrée en figure II.3. Aussi la martensite est obtenue par trempe rapide alors que l'acier est à l'état austénitique, c'est à dire au dessus de 800°C. La transformation est très rapide, les vitesses de propagation du front de transformation mesurées sont de l'ordre de 1000 m/s soit environ un tiers de la vitesse de propagation du son dans les métaux (Nishiyama, 2012). Cependant aussi rapide que puisse être la transformation, des traces d'austénite peuvent persister dans la matrice. Nous parlerons alors d'*austénite résiduelle*, elle apparaît dans les aciers martensitiques sous forme de films de quelques nanomètres d'épaisseur entre les lattes de martensite (Morito *et al.*, 2013). Une austénite de réversion peut apparaître en dessous de la température de formation de l'austénite grâce aux éléments d'alliages qui vont abaisser localement cette température de transformation. L'austénite peut également ne pas être stable, c'est à dire se retransformer en martensite "fraîche" sous l'effet de la déformation (Schnitzer *et al.*, 2010). Sur les aciers martensitiques l'*austénite résiduelle* est connue pour améliorer la ténacité si elle est stable et a contrario pour fragiliser les aciers si elle est instable (Thomas, 1978). Comme le montre Schnitzer *et al.* (2010) sur un acier Ph13-8Mo ainsi que Pampillo et Paxton (1972), Viswanathan *et al.* (2005) sur du maraging 18 Ni, la formation d'austénite de réversion s'accompagne généralement d'un adoucissement du matériau. Il est cependant difficile de se prononcer sur le rôle de l'*austénite de réversion* sur les propriétés mécaniques car sa formation intervient en même temps que la croissance des *précipités de seconde phase*.

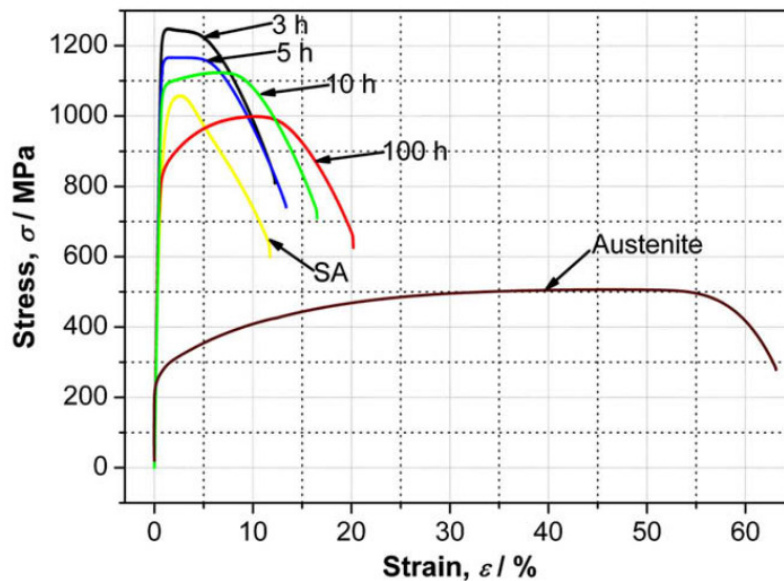


FIGURE II.4: Evolution des propriétés mécaniques en traction de l'acier Ph13-8Mo en fonction du temps de traitement pour un revenu à 575°C (Schnitzer *et al.*, 2010) - "SA" correspond à l'acier après trempe, "Stress" à la contrainte ingénieur  $F/S_0$ , "Strain" à l'allongement moyen mesuré par l'extensomètre et "Austenite" à un acier de même composition à l'état purement austénitique

La dernière échelle d'observation est celle des *précipités de seconde phase*. Si ces inclusions sont réparties de façon homogène et sont cohérentes avec la matrice, elles

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

agissent comme des obstacles à la propagation des dislocations : on parle alors de durcissement structural d'Orowan (1948). Le durcissement est lié à la taille des précipités que l'on peut assimiler à leur rayon équivalent  $r$ . Les petits précipités, cohérents avec la matrice, vont être cisailés tandis que les gros vont être contournés. Pour maximiser le durcissement, il est alors nécessaire de trouver un rayon optimal. Le temps et la température du revenu de vieillissement contrôlent cette taille et donc les propriétés mécaniques du matériau. Comme le montre Schnitzer *et al.* (2010) sur de l'acier Ph13-8Mo, à température fixée, il est possible d'obtenir différentes réponses mécaniques en traction. Le comportement avec la plus forte résistance mécanique correspond au pic de durcissement du matériau. A l'inverse si leur précipitation est mal contrôlée, ils peuvent dégrader la ténacité du matériau (Pampillo et Paxton, 1972) voire le fragiliser (Viswanathan *et al.*, 2005). Aussi ce traitement joue simultanément sur l'*écrouissage*, la *résistance mécanique* et la *déformation répartie à rupture*.

### II.2.2 Classification

Nous proposons de regrouper les aciers THR en fonction de leurs caractéristiques métallurgiques de la manière suivante :

- ✧ les *aciers maraging* durcis uniquement avec des précipités intermétalliques
- ✧ les *aciers inoxydables* passivés par une couche d'oxyde de chrome
- ✧ les *aciers aux carbures* durcis uniquement avec des carbures
- ✧ les *aciers à précipitation mixte* carbures/intermétalliques

Les compositions chimiques nominales ainsi que les propriétés mécaniques de plusieurs aciers THR connus sont regroupées dans les tableaux II.1 et II.2.  $R_{p0.2}$  correspond à la limite d'élasticité conventionnelle à 0.2%,  $R_m$  à la résistance mécanique,  $K_{1c}$  au facteur d'intensité des contraintes critique en mode 1 et  $K_{1scc}$  à son équivalent sous corrosion sous contrainte.

Les aciers THR de référence sont les *maragings*. Leur structure de base est composée de Nickel, de Cobalt, de Molybdène et de Titane, ils sont durcis uniquement avec des précipités intermétalliques nanométriques. Ces aciers ont l'avantage d'être facilement mis en œuvre et présentent un bon compromis entre résistance mécanique et ténacité. Cependant ils se corrodent facilement et doivent donc être revêtus pour des applications haute température.

Le pendant des aciers maragings sont les *aciers durcis aux carbures* dont la figure emblématique est le 300M qui équipe les trains d'atterrissage des avions civils depuis les années 70. Dans les années 90 un programme de l'U.S. Air Force aboutit au développement de l'AF1410, un acier durci avec des carbures  $Mo_2C$  nanométriques, puis de l'Aermet 100. Ces aciers sont parfois désignés comme étant des maragings au carbone. Une étude au Microscope Électronique à Transmission (MET) de Ayer et Machmeier (1993) met en évidence que le pic de ténacité est lui obtenu en l'absence de particules grossières de cémentite, qui rendent le matériau fragile, et avec la présence de fins films d'austénite de réversion. Le Ferrium M54 est une alternative économique aux deux aciers cités

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

Acier	C	Ni	Co	Cr	Mo	Mn	Cu	V	Si	Al	Ti	W	Elements d'alliage
<i>Aciers maraging</i>													
C250	0.005	18.0	8.0	-	4.8	-	-	-	-	0.1	0.4	-	31.3
<i>Aciers inoxydables</i>													
15-5PH	0.04	4.6	-	15.0	-	0.25	3.30	-	0.40	-	-	-	23.6
Ph13-8	0.40	8.0	-	13.0	2.20	0.70	-	-	1.60	1.10	-	-	26.6
<i>Aciers aux carbures</i>													
4340	0.40	1.8	-	0.85	0.25	0.70	-	-	0.20	-	-	-	3.8
300M	0.40	1.8	-	0.85	0.4	0.70	-	-	1.60	-	-	-	5.4
HY180	0.10	10.0	8.0	2.0	1.0	0.15	-	-	-	-	-	-	21.3
AF1410	0.16	10.0	14.0	2.0	1.0	-	-	-	-	-	-	-	21.2
Aermet 100	0.23	11.1	13.4	3.10	1.2	-	-	-	-	-	-	-	28.8
Ferrium M54	0.30	10.0	7.0	1.0	2.0	-	-	-	-	-	0.1	-	20.1
<i>Aciers à précipitation mixte</i>													
GE1014	0.22	14.0	10.0	2.40	1.4	-	-	-	-	0.95	-	-	29.0
ML340	0.23	13.0	5.80	3.30	1.5	-	-	0.25	-	1.50	-	-	25.3

TABLE II.1: Compositions chimiques de différents aciers THR en wt % base fer. Tableau de [Garrison \(1990\)](#) complété avec les données de [Aubert&Duval \(2014\)](#), [Olson \(2017\)](#), [SSA \(2016\)](#)

précédemment avec une teneur en Cobalt divisée par deux pour des caractéristiques égales voir supérieures. A titre d'exemple l'Aermet 100 équipe actuellement les trains d'atterrissage de l'avion de chasse américain Super Hornet F18A.

Les aciers THR inoxydables sont apparus dans les années 40 avec les nuances types PH. Ces aciers sont passivés par une couche d'oxyde de chrome en surface. Le développement de ces aciers s'est appuyé sur deux axes. Le premier est de supprimer la ferrite  $\delta$  car les interfaces martensite/ferrite constituent des sites préférentiels de corrosion ([Murayama et al., 1999](#)). Cela est possible en ajoutant du nickel, élément gammagène, qui permet de faire disparaître totalement la ferrite lors de la mise en solution. Le second axe est de supprimer les carbures de chrome qui favorisent la corrosion inter-granulaire ([Bühler et al., 2003](#)). On retrouve actuellement du 15-5Ph dans les mâts de réacteur de l'airbus A330.

L'idée d'une précipitation mixte n'est pas nouvelle puisque déjà utilisée pour l'acier Ph13-8Mo. Elle a été réemployée pour les aciers GE1014 et ML340, dit aciers de "nouvelle génération". [Delagnes et al. \(2012\)](#) ont étudié les liens entre propriétés mécaniques et précipitation de différentes nuances d'aciers aux compositions chimiques proches du GE1014 avec différents types de précipités. Comme pour les aciers THR inoxydables, l'objectif est ici de transformer la cémentite en carbures  $M_2C$ . Il est mis en avant que la présence de particules intermétalliques ne modifie pas la cinétique de précipitation des carbures  $M_2C$  mais homogénéise leur distribution. Selon les auteurs, c'est la meilleure

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

Acier	$R_{p0.2}$	$R_m$	$K_{Ic}$	$K_{Isc}$
	MPa	MPa	MPa $\sqrt{m}$	MPa $\sqrt{m}$
<i>Aciers maraging</i>				
C250	1689	1724	110	33
<i>Aciers inoxydables</i>				
15-5PH	1089	1124	132	132
PH13-8	1434	1551	81	>69
<i>Aciers aux carbures</i>				
4340	1482	1965	71	11-16
300M	1689	1965	71	11-16
HY180	1276	1344	203	45
AF1410	1089	1124	132	132
Aermet 100	1724	1965	126	22
Ferrium M54	1731	2020	126	110
<i>Aciers à précipitation mixte</i>				
GE1014	/	2150	60	/
ML340	1900	2200	41	/

TABLE II.2: Compositions chimiques de différents aciers THR en pourcentage massique. Tableau de [Garrison \(1990\)](#) réactualisé avec les données de [Aubert&Duval \(2014\)](#), [Olson \(2017\)](#), [SSA \(2016\)](#)

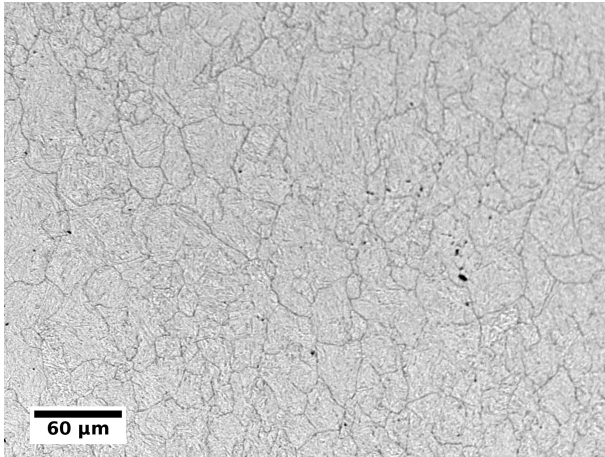
distribution de ces carbures qui explique les hauts niveaux de résistance du GE1014 et du ML340 comparés à ceux de l'AF1014 et l'Aermet 100 durcis également par des carbures de type  $M_2C$ .

### II.2.3 L'acier ML340

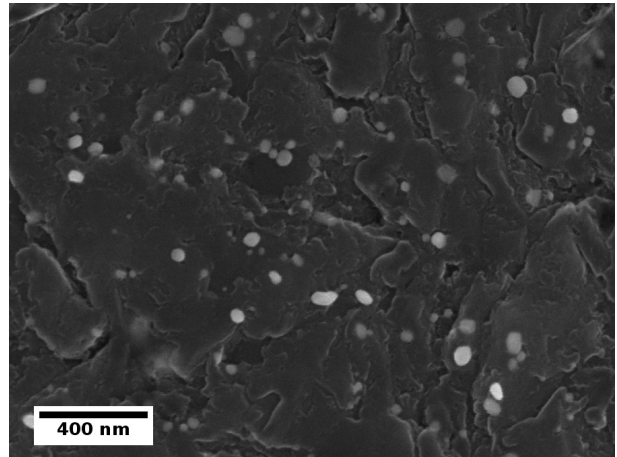
L'acier ML340 a été développé pour équiper les arbres de turbine des moteurs d'avion de modèle LEAP produit par la société Safran AE. Il s'agit d'un acier voisin de son concurrent le GE1014. Il est l'aboutissement du projet de recherche [AMARAGE](#) démarré en 2009. Son procédé de fabrication fait l'objet d'un co-brevet ([Ferrer et Heritier, 2011](#)) entre Safran AE et le métallurgiste français Aubert&Duval. Le procédé de trempe cryogénique est lui uniquement breveté par Safran AE ([Ferrer, 2011](#)). Le matériau brut a été fourni sous forme d'un tube de diamètre intérieur 50 mm et diamètre extérieur 100 mm pris à l'état non vieilli. Ce tube est percé de manière à supprimer les ségrégations qui apparaissent au centre de la barre lors du forgeage.

La composition chimique du matériau a été contrôlée lors de cartographies à la microsonde de Castaing, tableau [II.3](#). La composition chimique moyenne est proche de la composition nominale donnée par le fabricant. L'écart le plus important mesuré avec la composition nominale et les éléments d'alliage est de 0.23 ppm pour le nickel soit moins de 2%. Seul le carbone n'a pas été dosé lors de cette analyse car, compte tenu des faibles taux en présence, la mesure est sensible à la pollution de l'échantillon.

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE



(a) Micrographie du ML340 après une attaque au Nital 2 %



(b) Observation des particules de seconde phase sur une réplique extractive au carbone

	C	Ni	Cr	Mo	Al	Co	V
Fabricant	0.23	13.0	3.30	1.50	1.50	5.80	0.25
Mesurée	/	12.77	3.33	1.56	1.40	5.96	0.26
Écart	/	-0.23	+0.03	+0.06	-0.1	+0.16	+0.01

TABLE II.3: Composition chimique du ML340 en ppm fournie par le fabricant ([Aubert&Duval, 2014](#)) et mesurée à la microsonde Castaing, compte tenu de la pollution de l'échantillon, la teneur en carbone n'a pas été mesurée.

La structure martensitique du matériau est imbriquée dans les anciens grains d'austénite formés à haute température, leur taille caractéristique est de 40 µm environ. Les lattes de martensite ont elles des épaisseurs de l'ordre de 0.2 à 0.4 µm pour des longueurs de 1 à 2 µm. Cette structure est révélée par une attaque chimique sur la figure II.5a. Le matériau présente deux types d'inclusions : des oxydes d'aluminium, présents sous la forme de veines, et des nitrures d'aluminium (AlN), particules à facettes, présentes sous forme de colonies. Le procédé de fabrication a été optimisé de manière à supprimer les oxydes, il est donc rare d'en rencontrer. Les plus grandes particules présentes sont donc les AlN avec des tailles caractéristiques comprises entre 1 et 3 µm. Leur proportion reste tout de même très limitée, un comptage en surface de ces inclusions réalisé par la société Safran AE à partir de fûts d'éprouvettes de fatigue indique que l'on retrouve moins de 2 particules par mm<sup>2</sup>. Les *particules de seconde phase* du ML340 sont des carbures de type  $M_{23}C_6$  et  $M_2C$  ainsi que des particules intermétalliques de type Aluminiures de Nickel, notées  $NiAl$ . Ces précipités sont de taille nanométrique, figure II.5b et très finement dispersés du fait de la double précipitation ([Delagnes et al., 2012](#)). Une caractérisation détaillée de la microstructure du ML340 est proposée par ([Abdesselam et al., 2018](#)).

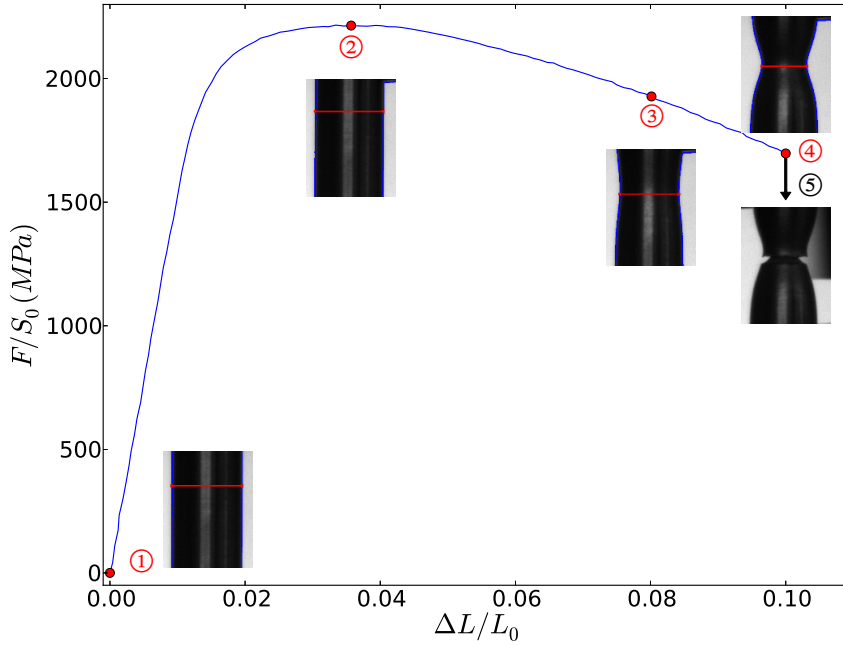


FIGURE II.5: Comportement en traction en du ML340 jusqu'à rupture, courbe contrainte ingénieur  $F/S_0$  et déformation ingénieur  $\Delta L/L_0$  - ① Etat initial ② charge maximale ③,④ développement de la striction et ⑤ rupture finale.

D'un point de vue macroscopique la ductilité est admise comme étant la capacité d'un matériau à se déformer dans le domaine plastique. Si l'on se fie uniquement à la résistance mécanique du ML340, qui est autour de 2200 MPa, et à son allongement à rupture mesuré sur une base fixe, qui est aux alentours de 10 %, ce matériau se retrouve parmi les aciers les moins ductiles, figure II.1. Cependant en regardant plus attentivement la courbe de traction de la figure II.5 on s'aperçoit que le pic d'effort (②) est atteint autour de 3 % c'est à dire bien avant la rupture finale (⑤). Ainsi la phase de déformation avant le pic d'effort (① à ②), correspondant à un état de traction pure, s'étend sur une plage de déformation inférieure à celle de la phase de déformation post pic (étapes ② à ④) correspondant à la striction. Les mesures post-mortem du diamètre de l'éprouvette en fond de gorge, montrent que la diminution de diamètre à rupture atteint 24 % ce qui correspond à une diminution de l'aire utile de 42 %. Ainsi, et comme l'illustrent très bien les images de la striction à différents instants de chargement, le ML340 est un matériau qui possède une forte capacité à se déformer après striction. Ce matériau est donc un matériau ductile mais de manière locale.

### II.3 Modes de ruines et instabilités

Nous considérons ici le cas des chargements dits critiques c'est-à-dire en dehors du domaine d'utilisation. Le premier scénario de rupture envisageable est l'apparition d'une instabilité plastique qui se caractérise par la formation d'une zone où se concentre très fortement la déformation. Pour de grandes structures les instabilités les plus



## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

fréquentes sont de type flambement, aussi appelées *instabilités géométriques* car elles dépendent directement de la géométrie de la structure et des conditions aux limites du chargement. Pour d'autres configurations la source de ces instabilités se trouve à l'échelle de la microstructure de l'acier, on parle alors d'*instabilités matériaux*. Ces instabilités matériaux couvrent une large variété de phénomènes en partant des bandes de Lüders, qui se manifestent par des oscillations de réponse mécanique, jusqu'à l'apparition de concentrations de contrainte en pointe de fissure en fatigue ([Antolovich et Armstrong, 2014](#)). Le dernier scénario envisageable est une rupture par épuisement de la capacité plastique du matériau aussi appelée *rupture ductile*.

Il est intéressant de noter que toutes les instabilités ne sont pas forcément une cause directe de rupture mais participent au processus. L'objet de cette section est de présenter les modes de ruines ainsi que les instabilités rencontrées dans les structures en aciers lors des chargements multiaxiaux en grandes déformations sous chargement critique.

### II.3.1 La striction

La striction est une instabilité matériau qui, comme illustré sur la figure [II.5](#), se manifeste sous l'effet d'un chargement en traction par une diminution de section très localisée et s'accompagne d'une chute de la charge propre aux instabilités. Pour expliquer cette instabilité on envisage un objet de section constante  $S$  et de hauteur quelconque soumis à un effort de traction  $F$  dans le sens de la hauteur. La condition pour qu'un tel objet se déforme sans accroissement de force a été formulée par [Considère \(1885\)](#)

$$\frac{d\sigma_t}{d\varepsilon_l} = \sigma_t = \frac{F}{S} \quad (\text{II.1})$$

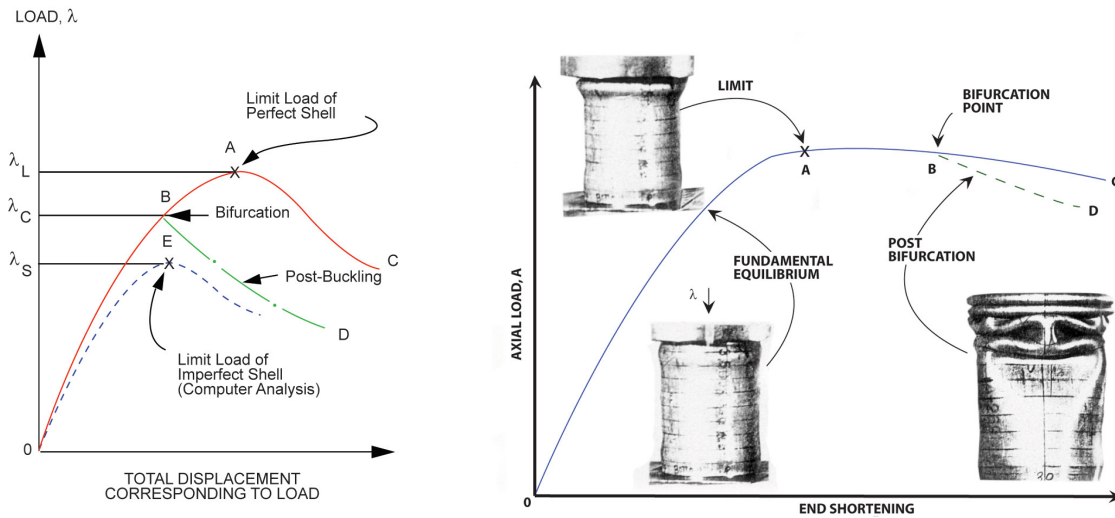
où  $\sigma_t$  est la contrainte en traction et  $\varepsilon_l$  est la déformation dans le sens de la hauteur. Le terme de gauche est le taux d'écrouissage du matériau, le terme de droite correspond à la contrainte vue par le matériau. La striction est un phénomène courant dans les aciers car ces derniers sont sujet à l'écrouissage<sup>4</sup>, ce phénomène est lié au développement de la plasticité, il se traduit par une diminution progressive du taux d'écrouissage comme sur la figure [II.5](#). Nous noterons que la striction modifie fortement les champs mécaniques dans la zone où elle apparaît. Cette instabilité n'est cependant pas une source directe de rupture puisque le matériau continue de se déformer plastiquement après striction.

### II.3.2 Le flambement

Contrairement à la striction, le flambement est une instabilité critique qui peut très rapidement atteindre l'intégrité de la structure. Ce phénomène se caractérise par un changement du mode de déformation provoqué par une perturbation infinitésimale du chargement, pour citer [Bushnell \(1981\)](#) "(le flambement) est un phénomène qui transforme des objets imprégnés d'une belle symétrie en des épaves". Il s'agit d'une *instabilité géométrique* car, pour un matériau donné, elle dépend de la géométrie de la structure et des conditions aux limites du chargement.

4. Capacité d'un matériau à se durcir sous l'effet de la déformation plastique.

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE



(a) Courbes force/déplacement d'une plaque soumise à une instabilité d'après Bushnell (1981). OAC est le chemin d'équilibre fondamental, BD la branche de *post flambement* et OE le chemin d'équilibre avec des imperfections

(b) Courbe force/contraction d'un tube épais comprimé d'après Sobel et Newman (1980). OAC est le chemin d'équilibre fondamental et BD la branche de *post bifurcation*

FIGURE II.6: Différents types de flambement dans le domaine plastique

Les figures II.6a & II.6b issues des travaux de Sobel et Newman (1980) et Bushnell (1981) présentent les deux types de flambement envisageables dans le domaine plastique. Sur chaque figure le trajet OAC correspond au *trajet d'équilibre fondamental* de la structure avec A le point de *charge limite* correspondant au maximum de la charge admissible par la structure. Le flambement intervient lors d'un changement de branche d'équilibre au point de bifurcation B. Si la bifurcation intervient avant le point de charge limite on parle de comportement *post flambement*, figure II.6a, et lorsqu'il intervient après on parle de comportement *post bifurcation*, figure II.6b. En tant que problème d'équilibre le flambement est très sensible à toutes imperfections liées à la géométrie de la structure et aux conditions limites. Dans le cas d'une structure réelle en *post flambement*, celle-ci va suivre son propre chemin de chargement avec une charge minorée par rapport à son *trajet d'équilibre fondamental*. Dans l'exemple de la figure II.6a la courbe OE représente la solution approchée d'une bifurcation prenant en compte les imperfections géométriques. Du point de vue ingénieur les deux aspects cruciaux pour assurer la fiabilité d'une structure potentiellement instable sont :

- ✧ Savoir quand peut avoir lieu la bifurcation
- ✧ Estimer l'abatement de charge lié aux imperfections

### II.3.3 Bandes de cisaillement

Les bandes de cisaillement sont des *instabilités matériaux* critiques. Elles se manifestent par l'apparition soudaine d'un très fort gradient de déformation plastique confiné dans



## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

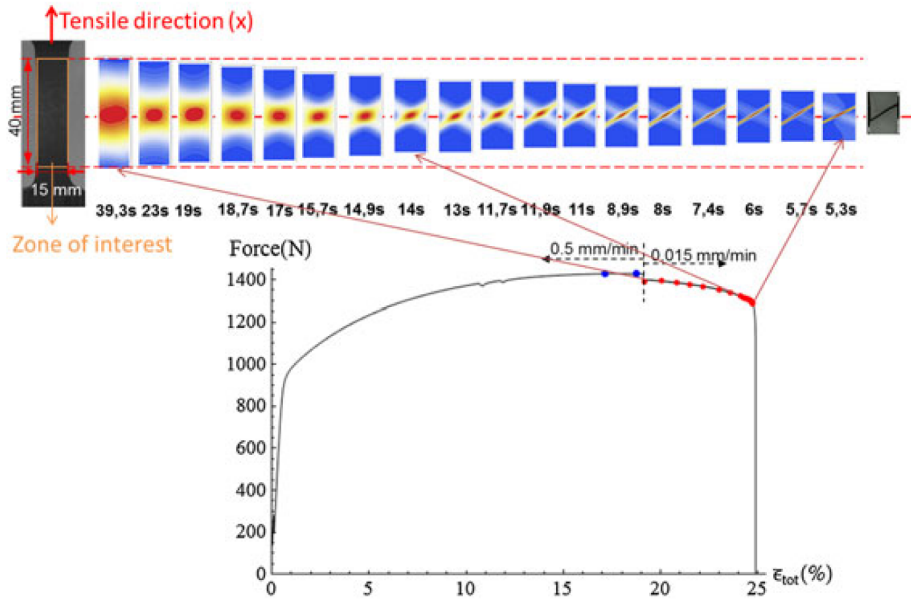


FIGURE II.7: Formation d'une bande de cisaillement lors d'un essai de traction par interférométrie d'après les travaux de [Bao et al. \(2016\)](#).

une bande mince, figure II.7. Une fois formée cette bande devient un site privilégié pour l'amorçage d'une fissure macroscopique.

Ces bandes sont fréquemment rencontrées lors de chargements dynamiques, désignées alors comme *bandes de cisaillement adiabatiques*. Leur origine est attribuée à une compétition entre l'érouissage du matériau et son adoucissement thermique. Plus récemment [Landau et al. \(2016\)](#) ont mis en évidence un adoucissement local de la microstructure par recristallisation dynamique proche de la fissure confinée dans la bande. Cet adoucissement permettrait de fournir la perturbation nécessaire pour qu'une fissure s'amorce et se propage entre les îlots de grains retransformés. Bien que ce type de bandes ne soit pas dans le cadre de notre étude, il est intéressant de noter le lien mis en avant ici entre microstructure et formation d'une bande de cisaillement.

Les bandes de cisaillement apparaissent également sous chargement quasi-statique. On les retrouve fréquemment en déformation plane ([Anand et Spitzig, 1980](#), [Besson et al., 2003](#)) ou en cisaillement ([Haltom et al., 2013](#), [Xu et al., 1996](#)). L'origine physique de ces bandes en statique est moins claire que pour le cas dynamique. On associe généralement leur apparition avec l'endommagement du matériau (cf. sous-section suivante) qui vont adoucir localement le comportement du matériau. Cependant des bandes ont également été observées par [Morgeneyer et al. \(2013\)](#) avant l'apparition d'endommagement. [Rudnicki et Rice \(1975\)](#) ont donné un cadre théorique général pour étudier la localisation. Ces travaux ont été utilisés par exemple pour traiter des problématiques de localisation sur plaque trouée par [Doghri et Billardon \(1995\)](#) ou par [Besson et al. \(2001\)](#) pour étudier la formation des faciès de rupture type "cup cone".

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

En pratique on observe la formation de plusieurs bandes de localisations qui peuvent apparaître bien avant la rupture finale comme l'ont montré [Anand et Spitzig \(1980\)](#). Au cours du chargement, la déformation va se localiser dans une bande principale qui sera, en règle générale, la bande où va se propager la fissure finale. On quantifie généralement la largeur et l'inclinaison de la bande principale ainsi que l'instant de la chute de charge. Avec des mesures interférométriques sur de l'acier au carbone 430 [Bao et al. \(2015\)](#) et [Bao et al. \(2016\)](#) ont montré que la largeur de bande est directement proportionnelle à l'épaisseur de la plaque utilisée, de même l'inclinaison de la bande principale varie au cours de la déformation. Le paramètre clé reste avant tout l'instant où la localisation apparaît. Cette donnée peut ensuite être comparée avec les indicateurs de localisation comme l'ont fait [Gruben et al. \(2017\)](#), [Marcadet et Mohr \(2016\)](#).

### II.3.4 Rupture ductile

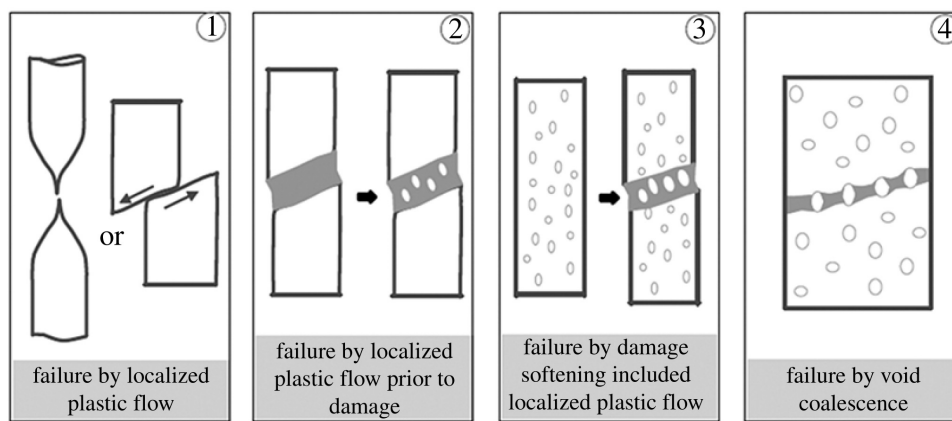


FIGURE II.8: Scénarios de rupture ductile proposés par [Tekoğlu et al. \(2015\)](#)

La rupture ductile est définie comme la *germination*, la *croissance* et la *coalescence* de cavités qui vont aboutir sur une fissure macroscopique précipitant la ruine finale de la structure. Ces cavités s'amorcent sur les hétérogénéités du matériau. Dans les aciers ces hétérogénéités correspondent à des inclusions dont la structure cristallographique est différente de la matrice. Plusieurs scénarios de rupture sont envisageables. [Tekoğlu et al. \(2015\)](#) proposent 4 scénarios de rupture ductile illustrés sur la figure II.8 :

- ① Rupture par localisation de la déformation sans endommagement, cela n'est possible que sur des matériaux ne contenant pas d'hétérogénéités tels que certains monocristaux et métaux purs.
- ② Rupture par localisation de la déformation suivi d'un endommagement ([Morgeneyer et al., 2013](#)).
- ③ Rupture par endommagement suivi d'une localisation de la déformation.
- ④ Rupture uniquement par coalescence des cavités, que l'on pourrait assimiler à une localisation de la déformation à l'échelle microscopique.

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

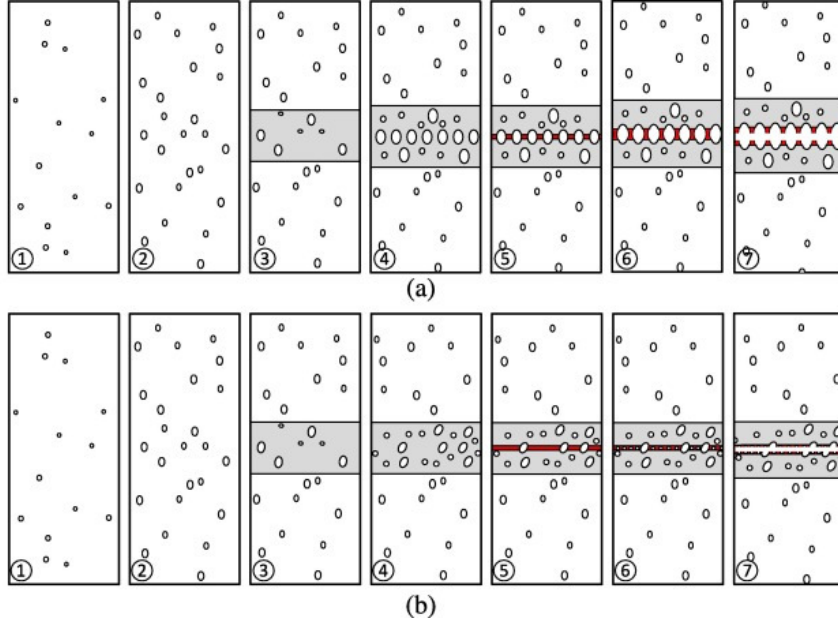


FIGURE II.9: Scénarios de localisation proposés par Mohr et Marcadet (2015)

Dans le cas du scénario ③ deux sous cas, illustrés en figure II.9, peuvent être également envisagés. D’abord l’endommagement se développe suivi d’une première localisation macroscopique de la déformation, comme par exemple la striction. Cette localisation accélère localement la vitesse d’endommagement et crée une seconde localisation mais cette fois à l’échelle de la microstructure. On envisage deux types de localisations microscopiques. Si les cavités sont de taille homogène, comme c’est le cas pour les matériaux possédant une seule famille de précipités, on assiste alors à une coalescence des cavités, c’est à dire la striction du ligament inter-cavités. Si au contraire des populations de cavités de différentes tailles coexistent, ce qui est le cas pour de nombreux matériaux ”modernes”, les petites cavités permettent l’apparition de bandes de cisaillement entre les cavités plus volumineuses.

### II.4 Rupture d’un tube en torsion : un exemple de méthode de dimensionnement analytique

#### II.4.1 Présentation de la méthode

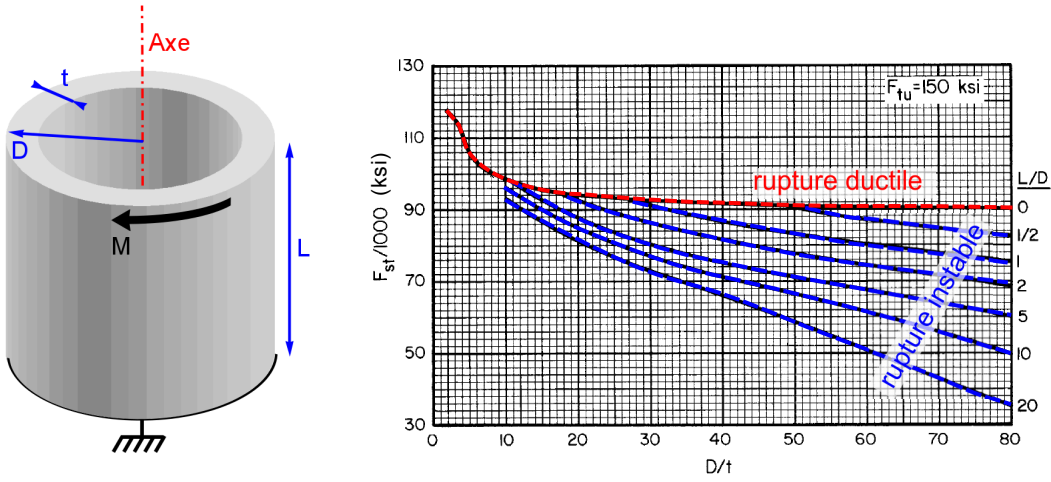
La présente méthode est utilisée pour dimensionner des structures tubulaires soumises à un chargement en torsion. Deux modes de rupture sont considérés : une rupture instable par flambement du tube, figure I.1a, et une rupture ductile par épuisement de la capacité plastique du matériau, figure I.1b. Le mode de rupture est déterminé par les caractéristiques géométriques du tube qui sont : sa longueur  $L$ , son diamètre extérieur  $D$ , son épaisseur  $t$  et le couple appliqué  $M$ , ainsi que par les propriétés élasto-plastiques du matériau. Le modèle géométrique est illustré sur la figure II.10a. La charge limite relative  $F_{st}$  que peut supporter le tube est définie comme étant le rapport entre le couple maximum appliqué sur l’arbre et son moment d’inertie suivant l’axe de révolution du tube.  $F_{st}$  est

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

homogène à une contrainte et se calcule de la manière suivante :

$$F_{st} = \frac{C_{cri}D}{2I_{gz}} = \frac{32C_{cri}D}{2\pi(D^4 - (D - 2t)^4)} \quad (II.2)$$

$C_{cri}$  étant le couple maximum vu par la structure. Compte tenu de la compétition entre les modes de ruine on utilise ici deux critères distincts pour calculer la charge limite. La figure II.10b, adaptée d'un ouvrage de référence (NASA, 2005), fait apparaître l'évolution de la charge limite pour un matériau donné en fonction des caractéristiques géométriques du tube. Ici pour les tubes avec un rapport  $D/t < 10$ , c'est à dire très compacts, seul le mode de rupture ductile existe. Dès lors que  $D/t > 10$ , des instabilités géométriques apparaissent sauf dans le cas idéal  $L/D = 0$  correspondant à un diamètre infiniment grand devant la longueur. Plus le tube est élancé, donc plus le rapport  $L/D$  est grand, plus les instabilités font chuter la charge limite.



(a) Modèle du tube en torsion (b) Evolution de la charge limite d'une tube en torsion en acier faiblement allié en fonction ses caractéristiques géométriques (NASA, 2005)

FIGURE II.10: Méthode de dimensionnement d'un tube en torsion

Cette méthode permet rapidement à un concepteur de faire la conversion entre charge limite et caractéristiques géométriques pour un matériau donné. Nous nous proposons maintenant de détailler la méthodologie employée en expliquant comment est identifié le comportement du matériau et comment sont définis les deux critères de rupture.

### II.4.2 Modèles matériau

Nous considérons ici le cas de la traction pure pour un matériau de von Mises. L'état de contrainte est le suivant :

$$\underline{\sigma}_{trac} = \begin{Bmatrix} \sigma & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{Bmatrix} \quad (II.3)$$

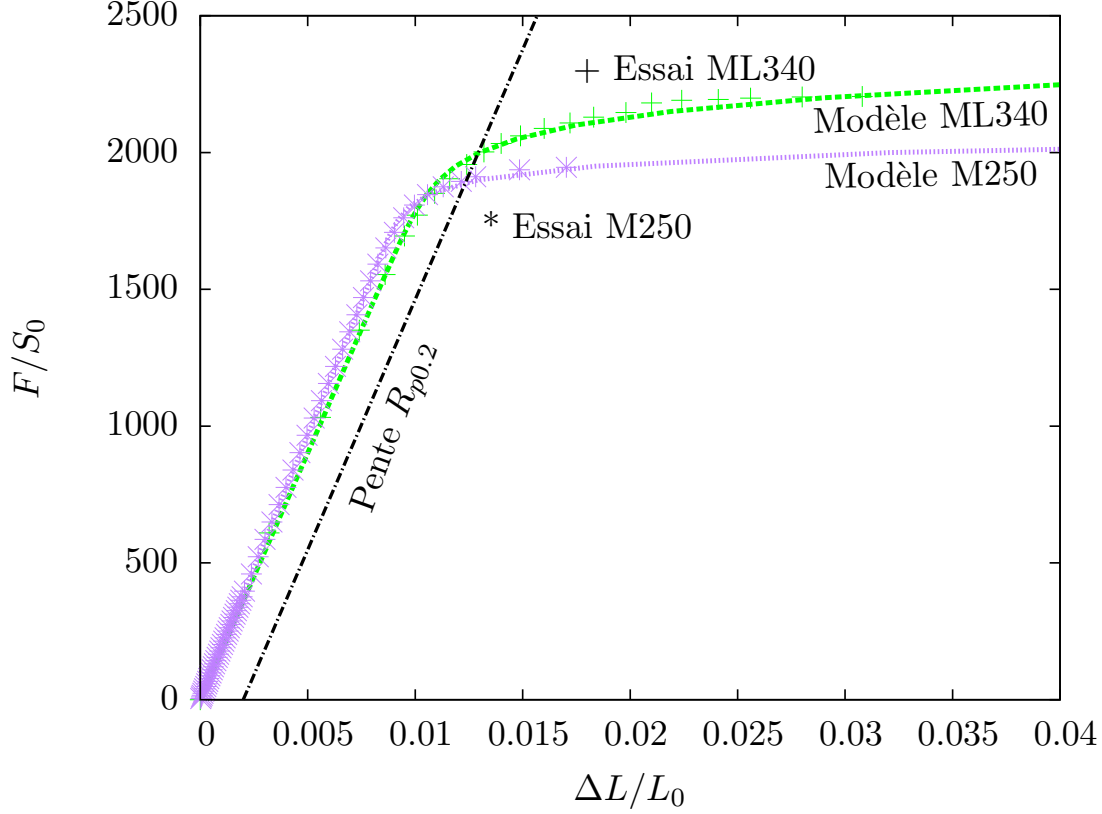


FIGURE II.11: Identification d'une loi d'écrouissage à partir d'essais de traction sur ML340 et M250 - les résultats expérimentaux sont représentés jusqu'au maximum d'effort.

Le fonction d'écrouissage suivante, adaptée du modèle de [Ramberg et Osgood \(1943\)](#), représente le comportement élasto-plastique du matériau

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\bar{\sigma}}{E} + K \left( \frac{\bar{\sigma}}{E} \right)^n \quad (\text{II.4})$$

où  $\bar{\varepsilon}$  est la déformation équivalente,  $E$  est le module de Young et  $K$ ,  $n$  des paramètres matériaux. Nous adopterons ici une approche type bureau d'étude qui considère que la contrainte équivalente est assimilée à la contrainte ingénieur,  $\bar{\sigma} \approx F/S_0$ , la déformation équivalente est elle assimilée à la déformation longitudinale<sup>5</sup>,  $\bar{\varepsilon} \approx \Delta L/L_0$ . Aussi on "force" la loi d'écrouissage à passer par deux points caractéristiques des essais de traction qui sont : i) le point de chargement ultime  $R_m$  et ii) la limite élastique à 0.2%  $R_{p0.2}$ . La loi d'écrouissage précédente peut ainsi être réécrite de la manière suivante

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\bar{\sigma}}{E} + 0.002 \left( \frac{\bar{\sigma}}{R_{p0.2}} \right)^n \quad (\text{II.5})$$

et son coefficient d'écrouissage est calculé de la manière suivante

$$n = \frac{\log(\varepsilon_{rm}E - R_m) - \log(0.002E)}{\log(R_m) - \log(R_{p0.2})} \quad (\text{II.6})$$

5. Déformation mesurée à partir d'un extensomètre.

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

avec  $E$  module de Young,  $R_m$  résistance mécanique,  $\varepsilon_{rm}$  déformation atteinte à  $R_m$  et  $R_{p02}$  limite d'élasticité à 0.2%.

Dans cet exemple nous identifions cette loi d'écrouissage pour deux aciers THR qui sont le ML340 et le M250 en utilisant des essais de traction réalisés par l'Office Nationale d'Etude et de Recherche Aéronautique (ONERA). Nous nous sommes basés ici sur les courbes de traction en contrainte ingénieur et en déformation nominale. Les paramètres identifiés sont donnés dans la table II.4 et le résultat des deux identifications sont représentés sur la figure II.11.

Matériaux	$E$	$R_{p02}$	$\varepsilon_{Rp02}$	$R_m$	$\varepsilon_{rm}$	$n$
	$GPa$	$MPa$		$MPa$		
ML340	180.5	2003	0.0131	2200	0.029	22.7
M250	193.6	1878	0.0117	1950	0.0184	37.9

TABLE II.4: Paramètres matériaux identifiés - aciers THR ML340 et M250

Plusieurs commentaires peuvent être faits sur les résultats de cette méthode d'identification. D'abord l'identification est effectuée sur une plage d'écrouissage entre  $\varepsilon_{Rp02}$  et  $\varepsilon_{rm}$  qui est faible pour ces deux aciers THR : 1.9% pour le ML340 et 0.8% pour le M250. Cette plage est d'autant plus faible que le point correspondant à  $R_{p02}$  est situé 0.2% après le début de la plasticité. Une petite variation sur l'identification de la position des points influe directement le calcul de  $n$ . Ensuite la loi d'écrouissage est un modèle à deux paramètres, il est difficile de reproduire fidèlement la forme de l'écrouissage. Nous noterons aussi que cette méthode extrapole le comportement après  $R_m$  qui n'est pas donné de manière fiable par l'essai avec l'apparition de la striction. Enfin ce modèle est identifié à partir de la contrainte ingénieur et non la contrainte vraie qui elle tient en compte la conservation du volume.

En supposant que le tube parfait soumis à un cisaillement pur, l'état contrainte et l'état de déformation suivant le rayon  $r$  sont exprimés de la manière suivante

$$\underline{\sigma}_{tor}(r) = \begin{Bmatrix} 0 & \tau(r) & 0 \\ \tau(r) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{Bmatrix} \quad \underline{\varepsilon}_{tor}(r) = \begin{Bmatrix} 0 & \gamma(r)/2 & 0 \\ \gamma(r)/2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{Bmatrix} \quad (II.7)$$

en considérant un matériau de type von Mises on obtient

$$\bar{\sigma}(r) = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\sigma}_{tor} : \underline{\sigma}_{tor}} = \sqrt{3} \tau(r) \quad (II.8)$$

$$\bar{\varepsilon}(r) = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\varepsilon}_{tor} : \underline{\varepsilon}_{tor}} = \frac{\gamma(r)}{\sqrt{3}} \quad (II.9)$$

### II.4.3 Critère de rupture ductile

Pour ce critère les hypothèses suivantes sont formulées :

**h0** Matériau de von Mises.

**h1** La contrainte équivalente  $\bar{\sigma}$  et la déformation équivalente  $\bar{\varepsilon}$  sont respectivement assimilées à la contrainte ingénieur et à la déformation ingénieur (confère sous section II.4.2).

**h2** Tube parfait de section droite.

**h3** Distribution linéaire de la contrainte  $\tau(r)$  et de la déformation de cisaillement  $\gamma(r)$  le long du rayon.

Le critère utilisé considère que la rupture intervient lorsque qu'un point du tube atteint la déformation répartie  $\varepsilon_m$ <sup>6</sup>. Avec l'hypothèse **h0** d'un matériau de von Mises et l'hypothèse **h1**, la déformation à rupture en cisaillement est alors calculée avec l'équation II.9

$$\gamma_m = \sqrt{3}\varepsilon_m \quad (\text{II.10})$$

Compte tenu de la distribution des contraintes, hypothèses **h2** et **h3**, la déformation en cisaillement est maximum sur la peau extérieure du tube. On peut supposer que le profil des déformations en cisaillement au moment de la rupture est le suivant

$$\gamma(r) = \frac{2r\gamma_m}{D} \quad (\text{II.11})$$

En utilisant de nouveau l'équation II.9 combinée avec l'équation II.10, on a

$$\bar{\varepsilon}(r) = \frac{2r\varepsilon_m}{D} \quad (\text{II.12})$$

L'équation II.5 nous donne une relation entre  $\bar{\sigma}(r)$  et  $\bar{\varepsilon}(r)$ . Avec l'hypothèse **h1** ces deux grandeurs sont calculées directement à partir de l'essai. Cette relation et l'équation II.8 nous permettent de remonter à la contrainte en cisaillement

$$\tau(r) = \frac{\bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}(r))}{\sqrt{3}} \quad (\text{II.13})$$

En intégrant la contrainte en cisaillement sur la volume du tube il est alors possible d'en déduire le couple critique  $C_{cri}$

$$C_{cri} = \int_{D/2-t}^{D/2} 2\pi\tau(r)r^2dr \quad (\text{II.14})$$

et donc le module de rupture en torsion  $F_{st}$ .

6. Déformation ingénieur atteinte au maximum de force lors d'un essai de traction.



#### II.4.4 Critère de rupture instable

Ce critère est tiré des travaux de [Ades \(1957\)](#). Les hypothèses formulées pour ce critère sont les suivantes :

- h4** La forme du tube après flambement est supposée identique dans le domaine plastique et élastique.
- h5** Tube mince soumis à un état de contrainte plane
- h6** L'énergie de déformation du tube comporte deux termes : le premier lié à la torsion le second lié au flambement.
- h7** Tube parfait initialement sans imperfections (les imperfections sont prises en compte avec le facteur de correction empirique de l'équation [II.20](#)).
- h8** Le calcul de la contrainte en cisaillement moyenne dans le tube  $\tau_{c0}$  admet une solution unique.

Le paramétrage de la surface de flambement avec l'apparition de lobes, comme observé sur la figure [I.1a](#), est donné pour le cas du régime élastique par

$$d(r, \theta) = a \left[ \sin \left( n \frac{\theta + bx}{r} \right) \sin \left( \frac{\pi x}{L} \right) + \frac{c}{2} \left( \sin \left( \frac{2\pi x}{L} \right) - 1 \right) \right] \quad (\text{II.15})$$

avec  $a$  amplitude des lobes de flambement,  $b$  &  $c$  les paramètres de forme des lobes et  $n$  le nombre de lobes.  $r$  et  $\theta$  sont les deux premières coordonnées du repère cylindrique. Cette surface est supposée identique dans le régime plastique, hypothèse **h4**. Pour simplifier le problème [Ades \(1957\)](#) fixe  $b$  et  $n$  avec les équations suivantes

$$b = -\frac{1.732}{H} \quad (\text{II.16})$$

$$n = \frac{\pi r_{\text{moy}}}{L} \frac{H}{0.722} \quad (\text{II.17})$$

avec  $r_{\text{moy}} = (D - r)/2$  le rayon moyen du tube et  $H$  la quantité a-dimensionnée suivante

$$H = \left( \frac{L^2}{r_{\text{moy}} t} \right)^{0.25} \quad (\text{II.18})$$

En se basant sur la théorie des forces et des moments des membranes sur un tube mince soumis à un état de contrainte plane, hypothèse **h5**, l'auteur calcule l'énergie de déformation avec deux termes, hypothèse **h6**. Le premier terme est l'énergie de flambement du tube lié aux forces et moments de membrane, à la forme de la surface de déflexion de l'équation [II.15](#) et au module sécant  $E_s$  du matériau. Le deuxième terme est l'énergie de déformation apportée par la torsion du système qui est l'intégration sur le volume du tube de la contrainte en cisaillement moyenne  $\tau_{\text{moy}}$  apporté. Dans le cas d'un tube parfait, hypothèse **h7**, [Ades \(1957\)](#) propose l'expression suivante pour calculer la contrainte en cisaillement moyenne du tube idéal au moment du flambement



## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

$$\tau_{c0} = \frac{11.7440E_sH^4}{3} \left(\frac{t}{L}\right)^2 \times \left[ \left[ 37.3063 + 7.0422 \left(1 + \frac{E_{ct}}{E_{cs}}\right) \frac{1}{H^2} + 2 \right] + 0.08213H^3 \times \left[ \frac{1}{0.276H^4 + 0.1660(3E_{cs}/E_{ct} - 1)H^2 + 1} \right] + \left[ \frac{1}{0.9608H^4 + 0.9802(3E_{sec}/E_{ct} - 1)H^2 + 1} \right] \right] \quad (\text{II.19})$$

et  $E_{cs}$  &  $E_{ct}$  respectivement les modules sécants et tangents de la loi d'écrouissage du matériau au moment du flambement. Pour prendre en compte l'effet des imperfections on calcule ensuite une contrainte en cisaillement moyenne au moment du flambement corrigée avec la formule empirique suivante

$$\tau_{ci} = \tau_0 \times \left( 1 - (0.688U^{0.6}) \left(\frac{E_{ct}}{E_{cs}}\right)^{0.9} \times \left( H / \left[ 1 + \frac{0.722}{H} \right]^{2.5} \right) \left( \frac{D-t}{t} \right)^{1.25} \right)^{0.48} \quad (\text{II.20})$$

où  $U$  est un paramètre d'imperfection déterminé "expérimentalement". Ensuite le couple critique est calculé avec

$$C_{cri} = 2\pi\tau_{ci}(r_{moy})^2t \quad (\text{II.21})$$

Dans la pratique pour estimer le module de rupture  $F_{st}$  il faut connaître la contrainte moyenne critique du tube idéale  $\tau_{c0}$ . Cela n'est possible que si l'on connaît les modules tangents et sécants au moment où le tube va flamber :  $E_{cs}$  &  $E_{ct}$ . La méthode employée pour déterminer ces modules est de balayer les différents jeux de paramètres  $\{E_{cs}, E_{ct}, \sigma, \varepsilon\}$  possibles donnés par la loi d'écrouissage. On cherche alors pour un rapport  $D/t$  donné un  $\tau_{co}$  qui respecte en même temps l'équation II.19 et la relation de von Mises de l'équation II.8. Cette méthode fait donc l'hypothèse que la solution à ce problème est unique, hypothèse **h8**.

### II.4.5 Discussion de la méthode

Les critères de rupture présentés dans les sections II.4.3 & II.4.4 ont été construits à partir des modèles matériaux identifiés pour le ML340 et le M250 dans la section II.4.2. Les charges limites  $F_{st}$  calculées sont reportées sur la figure II.12, le critère de rupture ductile est représenté avec un trait hachuré et le critère de rupture instable correspondant au rapport  $L/D=1,875$  est représenté avec un trait plein. Les couples critiques pour 2 rapports  $D/t$  sur les deux matériaux ont été obtenus à partir de 4 essais de torsion réalisés par l'ONERA. Les essais sur le ML340 ont été triplés. Les charges limites expérimentales ont été calculées avec l'équation II.2 et superposées aux prédictions théoriques.

Les écarts entre prédictions et résultats expérimentaux correspondent aux écarts verticaux entre la courbe hachurée et les carrés pour le critère de rupture ductile et aux écarts entre la courbe pleine et les losanges pour le critère de flambement. L'erreur relative monte ici au maximum à 11% ce qui reste une marge d'erreur acceptable compte tenu des hypothèses très fortes effectuées dans les deux critères. De plus les critères sont conservatifs

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

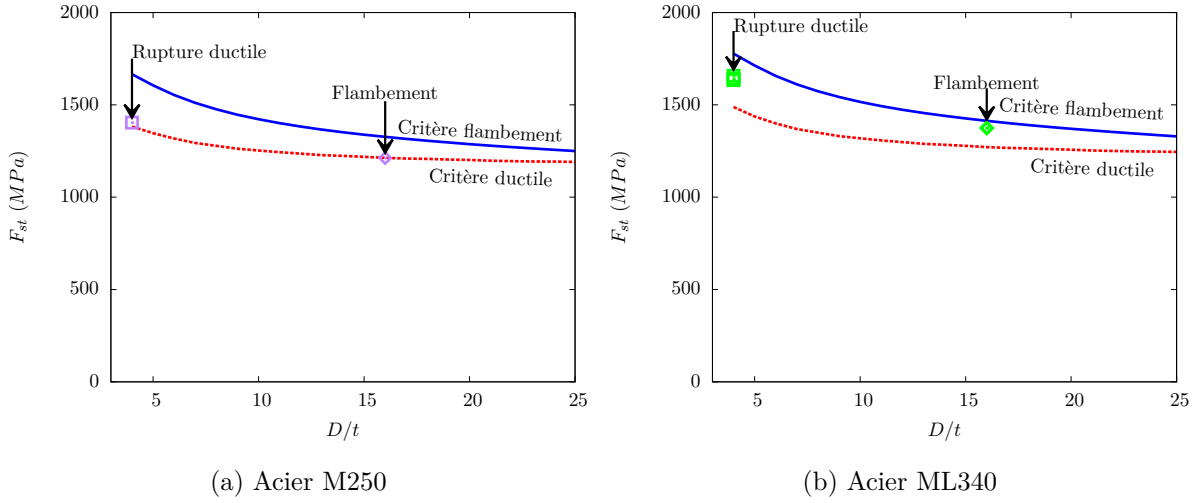


FIGURE II.12: Comparaison entre les charges limites prédites par les critères et ceux obtenus expérimentalement pour deux modes de rupture

car les moments de rupture sont toujours au dessus de la courbe la plus basse. Cependant nous remarquons que pour les deux matériaux étudiés le critère de flambement ne coupe jamais la courbe du critère de rupture ductile. Cela indique que, en gardant ces deux critères en l'état, aucune instabilité géométrique n'est détectée ici alors qu'un flambement de l'éprouvette a bien été observé pour les deux matériaux à  $D/t=16$ .

Nous voyons deux explications possibles. La première est liée à l'identification du comportement matériau. Comme présenté dans la section II.4.2, la méthode d'identification de la loi d'écrouissage se base uniquement sur deux points de la courbe qui de plus sont très proches pour les aciers THR compte tenu de leur faible écrouissage. L'écrouissage étant un facteur important sur l'apparition des instabilités il est possible que l'instabilité ne soit pas captée suite à cette méthode d'identification. La deuxième cause probable est la formulation même des critères qui fait appel à des hypothèses très fortes. Par exemple le critère de rupture ductile est sous évalué pour le ML340 à  $D/t=4$ . En envisageant ici un critère moins conservatif, ie en décalant la courbe hachurée vers le haut, il serait envisageable de détecter une instabilité pour  $D/t=16$ . Aussi en utilisant l'équation II.17 le nombre de lobes estimé par le critère de flambement est  $n = 3.6$ . Nous noterons que ce nombre n'est pas entier et de plus il est supérieur au nombre de lobes réels observés qui sont au nombre de 2.

Ces quelques résultats expérimentaux nous permettent ici de poser les limites de ce modèle analytique de dimensionnement sous chargement critique. Bien que très sûr, il n'est pas assez fin pour retranscrire fidèlement le mode de rupture. De plus ce type de modèle reste limité dans la mesure où il ne tient pas compte de tous les modes de rupture présentés dans la section précédente et également parce qu'il est uniquement dédié à une famille de structure sous un type de chargement.

### II.4.6 Les alternatives possibles

Comme l'ont montré les récentes compétitions internationales organisées par le laboratoire américain SANDIA (Boyce *et al.*, 2016, 2014) les modèles de rupture macroscopique basés sur une méthode Eléments Finis (EF) restent l'approche la plus aboutie à ce jour pour appréhender les problématiques de rupture à l'échelle de la structure. Deux scénarios sont envisageables.

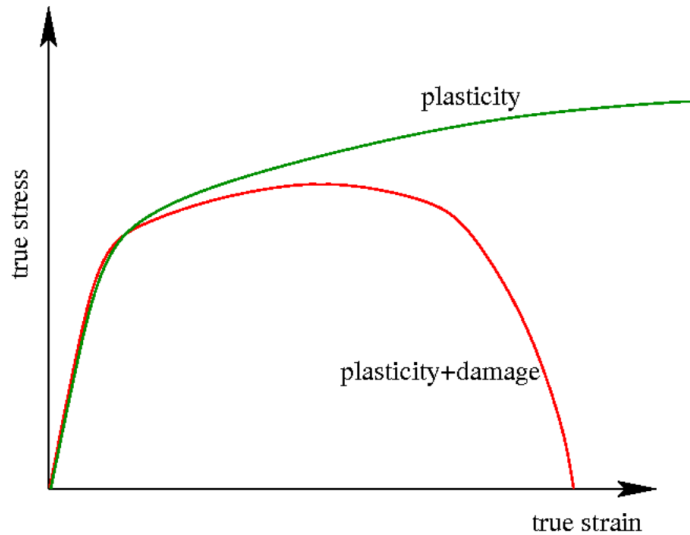


FIGURE II.13: Différence entre modèle couplé et découplé sur le comportement mécanique d'un matériau

Le premier scénario correspond à celui où le développement de l'endommagement va adoucir la réponse mécanique du matériau, ce qui correspondrait schématiquement à la courbe "plasticity+damage" de la figure II.13. Dans ce cas on utilise des modèles dits couplés qui prennent en compte cette interaction entre endommagement et plasticité dans les équations constitutives du modèle. Cette approche est généralement utilisée pour des matériaux très ductiles, c'est à dire ayant une plage d'écrouissage suffisamment importante pour développer beaucoup d'endommagement comme dans Tanguy *et al.* (2008). Des alternatives possibles ont été proposées par Morgeneyer et Besson (2011), Nahshon et Hutchinson (2008), Nielsen et Tvergaard (2010) qui ont modifié le modèle de Gurson (1977) en rajoutant un terme de porosité piloté par le paramètre de Lode, présenté dans la section II.5.2.

Le deuxième scénario correspond à celui où l'endommagement a très peu d'effet sur la réponse mécanique du matériau, courbe "plasticity" de la figure II.13. On utilise alors un modèle dit découplé comportant un modèle de comportement, que l'on identifie jusqu'à rupture, et un modèle d'endommagement qui calcule un indicateur d'endommagement à partir des champs mécaniques. Une fois que l'indicateur atteint une valeur critique on considère alors le matériau comme rompu. Contrairement aux modèles couplés, les modèles découplés ne s'intéressent pas à la propagation de la fissure qui va conduire à la ruine du matériau. Il est envisageable de supprimer les éléments ayant atteint ce seuil

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

comme [Mirone et Corallo \(2013\)](#) pour représenter la propagation de fissure cependant cela présente un intérêt si, comme ici, on ne s'intéresse pas à la propagation de fissure. A l'heure actuelle il existe de nombreux modèles de rupture découplés mais tous ne sont pas adaptés au cas des chargements multiaxiaux. Nous retiendrons qu'il existe à l'heure actuelle 2 approches pour construire des modèles découplés étendus à tous les types de chargements. La première est de créer une surface de rupture comme l'ont fait ([Bai et Wierzbicki, 2008](#), [Mohr et Marcadet, 2015](#), [Wierzbicki et Bai, 2010](#)). La seconde consiste à modifier un modèle de rupture issu de la mécanique continue de l'endommagement, par exemple [Cao et al. \(2014\)](#), [Soyarslan et al. \(2016\)](#), ou bien issu de la micromécanique, par exemple [Coppola et al. \(2009\)](#). Une revue détaillée des modèles découplés est proposée dans la section [VI.2](#)

Si les critères de rupture analytiques comme celui présenté précédemment sont toujours utilisés dans les bureaux d'études, c'est parce que les modèles de rupture basés sur une approche EF macroscopique ont également leurs limites qui sont

- ✧ Identification du modèle
- ✧ Dépendance des résultats au maillage
- ✧ Domaine de validité

Comme nous le verrons dans le chapitre [VI](#) les modèles de rupture sont développés sur un domaine de validité bien défini. Un certain nombre de données peuvent être utilisées pour attester si le domaine est bien respecté : localisation des points de rupture, mesures de déformations/efforts, essais de validations... Dans tous les cas il est important que le critère de rupture associé au modèle reste conservatif.

Concernant l'*identification du modèle*, deux aspects sont à prendre en compte. Le premier est le *nombre de paramètres* à identifier. On peut considérer en forçant le trait qu'un modèle à un paramètre connaîtra un champ d'application plus restreint qu'un modèle en comportant vingt. Cependant un nombre trop important de paramètres n'est pas souhaitable car l'unicité de la solution est plus difficile à certifier. Nous noterons que des modifications peuvent également être faites moyennant une certaine précision sur les résultats pour restreindre le nombre de paramètres. Le second aspect concerne la *procédure expérimentale* à mettre en œuvre pour identifier ces paramètres. De même qu'un nombre de paramètres trop important n'est pas souhaitable, un nombre d'essais ne l'est pas non plus. Les données disponibles dans les bureaux d'étude pour calibrer un modèle de rupture sont souvent limitées en nombre et se basent surtout sur des essais standards moins riches en information.

Les modèles EF connaissent une *dépendance des résultats au maillage*, plus ou moins prononcée suivant le modèle adopté. Dans un contexte où le temps de mise en place des modèles est court (quelques semaines pour les sièges automobiles) et où les modèles sont de taille importante (assemblages mécaniques, grandes structures...) il est souvent nécessaire d'utiliser des modèles robustes même pour des maillages grossiers. Cette approche a été utilisée pour le modèle de rupture multiaxial et dynamique GISSMO développé par DAIMLER ([Basaran, 2011](#)).

## II.5 A la recherche d'un critère d'amorçage sous chargement multiaxial

L'objet de ces travaux est de définir un critère de rupture ductile adapté au cas des chargements multiaxiaux. Cette section propose une revue bibliographique sur cette thématique. Dans la première partie, sont exposées les difficultés rencontrées pour décrire l'amorçage de fissure en rupture ductile lors de chargements en cisaillement. La deuxième partie introduit la notion d'angle de Lode. La dernière partie montre comment la problématique a pris son essor après les années 2000 en se basant sur deux aluminiums qui ont fait l'objet d'études approfondies.

### II.5.1 Genèse de la problématique : la rupture en cisaillement

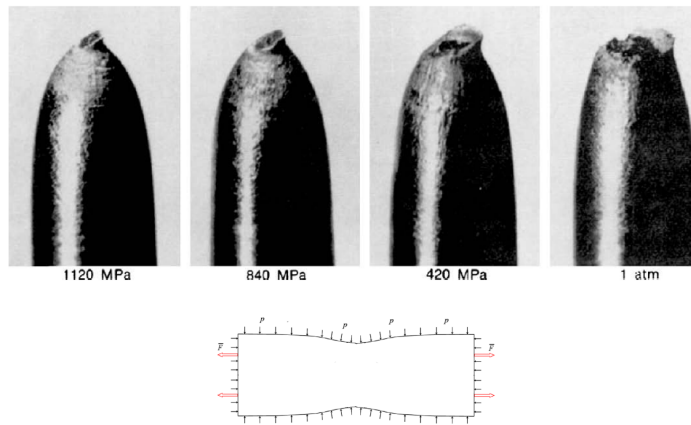


FIGURE II.14: Faciès de rupture d'essais de traction réalisés sous différentes pressions atmosphériques (Bridgman, 1952)

Depuis les travaux de Bridgman (1952) il est connu que la pression hydrostatique  $p_r$  est un moteur de la rupture ductile. Cela a été démontré expérimentalement grâce à des essais de traction menés dans des enceintes pressurisées. Ces essais ont mis en avant que la ductilité du matériau augmentait avec la pression dans l'enceinte de la chambre, figure II.14. De  $p_r$  a été dérivé un paramètre a-dimensionné : la triaxialité des contraintes  $T$ . Bridgman (1952) montre que la déformation équivalente à rupture  $\bar{\epsilon}_*$ , qui représente la ductilité, est une fonction monotone décroissante de la triaxialité des contraintes  $T$ . Cette propriété a été décrite par les modèles de rupture de Gurson (1977), Johnson et Cook (1985), Lemaitre (1985), Rice (1976) qui font toujours référence aujourd'hui.

En suivant cette relation, la déformation équivalente à rupture correspondant au cisaillement  $\bar{\epsilon}_{\tau\tau}$ , obtenue à  $T = 0$ , devrait être supérieure à la déformation équivalente à rupture correspondant à la traction  $\bar{\epsilon}_{\sigma\sigma}$ , obtenue elle à  $T = 0.33$ . Ce qui revient à dire  $\bar{\epsilon}_{\tau\tau}/\bar{\epsilon}_{\sigma\sigma} > 1$ . Or, comme le montre McClintock (1971), cette relation n'est pas observée pour tous les matériaux. La figure II.15 trace le rapport  $\bar{\epsilon}_{\tau\tau}/\bar{\epsilon}_{\sigma\sigma}$  rapporté par les auteurs suivants : Coppola *et al.* (2009), Johnson et Cook (1985), Li *et al.* (2010), Papasidero *et al.*

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

(2015), Seidt (2010), Wierzbicki et Bai (2010). Le cisaillement a été obtenu soit avec des essais de torsion soit avec des essais de traction sur plaque dans lesquelles des incisions sont réalisées. Les données issues de Johnson et Cook (1985) sont purement expérimentales tandis que les autres auteurs ont évalué les déformations à rupture à partir de modèles EF. Pour les différents aciers utilisés et les différentes approches employées pour évaluer la déformation à rupture, des points bas inférieurs à 1 (ligne hachurée) apparaissent.

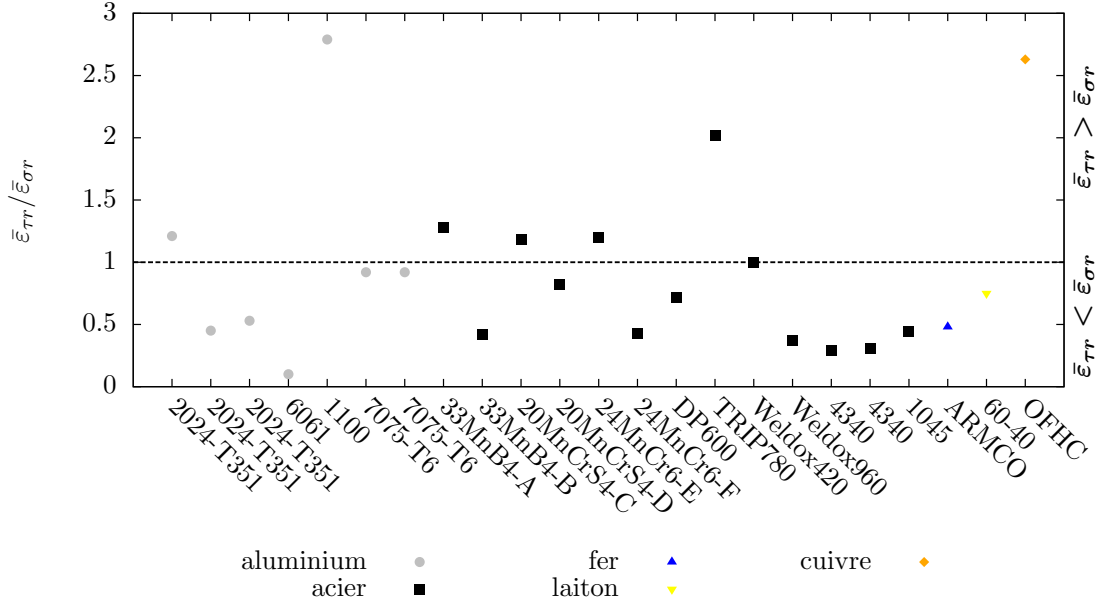


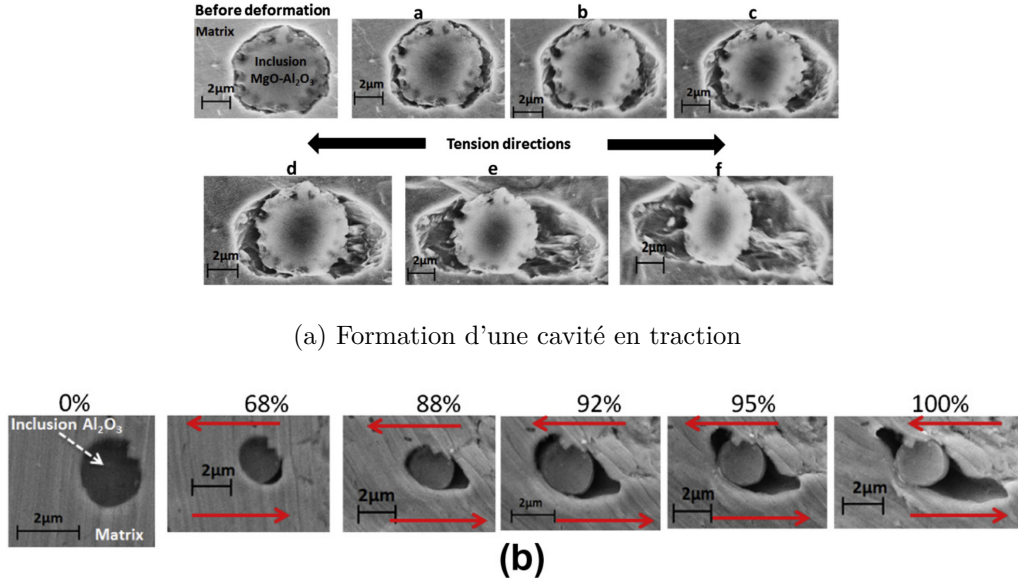
FIGURE II.15: Rapport entre la déformation équivalente à rupture en cisaillement  $\bar{\epsilon}_{\tau r}$  et la déformation équivalente à rupture en traction pour différents matériaux  $\bar{\epsilon}_{\sigma r}$

De par leur construction les modèles pionniers cités précédemment ne peuvent pas prendre en compte ces points bas car, comme le montre (Bai et Wierzbicki, 2015), leurs surfaces de rupture ne sont pas adaptées. Le base des modèles micromécaniques type Rice et Tracey (1969) et Gurson (1977) repose sur la croissance homogène d'une cavité soumise à un champ triaxial sans considérer la particule à l'intérieur. Ce mode d'endommagement est bien observé en traction, figure II.16a, ainsi que pour des chargements à plus fort taux de triaxialité. Cependant pour les faibles taux de triaxialité des modes différents d'endommagement sont observés. On assiste par exemple à une distorsion des cavités comme sur la figure II.16b. Aussi, compte tenu de la fermeture de la fissure, la particule rentre en contact avec la matrice et se casse. Ces modes d'endommagement restent donc à prévoir.

Les observations mentionnées dans cette sous-section ont ouvert les questions suivantes :

- ✧ Quels sont les mécanismes physiques de l'endommagement à faible triaxialité ?
- ✧ La triaxialité des contraintes  $T$  est-elle le seul moteur de la rupture ductile ?  
*Autrement dit, raisonne-t-on dans le bon espace pour décrire la rupture ductile ?*
- ✧ Quelle est la forme de la surface de rupture dans l'intervalle  $T \in [0 ; 0,33]$  ?  
*Autrement dit, la dépendance monotone entre  $T$  et  $\bar{\epsilon}_*$  est-elle toujours satisfaite*

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE



(a) Formation d'une cavité en traction

(b)

(b) Formation d'une cavité en cisaillement

FIGURE II.16: Observation de l'endommagement in-situ par [Achouri et al. \(2013\)](#)

dans cet intervalle ?

- ✧ Est-ce que l'on mesure bien les indicateurs de rupture qui sont  $T$  et  $\bar{\varepsilon}_*$  ? Autrement dit, est-ce que le changement de comportement autour de la torsion n'est pas dû à une mauvaise estimation de  $T$  et  $\bar{\varepsilon}_*$  ?

### II.5.2 Qu'est-ce que l'angle de Lode ?

Depuis les années 2000, un nombre croissant de travaux ont introduit un paramètre supplémentaire pour piloter la rupture ductile : l'angle de Lode. Alors que la triaxialité des contraintes est un paramètre physique relié à la pression hydrostatique, la signification de l'angle de Lode  $\theta_L$  est plus abstraite. Cette partie a pour objectif d'exposer l'intérêt d'un tel paramètre pour les modèles d'endommagement.

D'un point de vue mathématique l'angle de Lode est une coordonnée du repère cylindrique de Haigh-Westergaard  $\{r, \theta_L, z\}$  dont l'axe principal  $z$  est orienté suivant l'axe hydrostatique tel que  $\sigma_I = \sigma_{II} = \sigma_{III}$ . Par projection on obtient :

$$r = \sqrt{\frac{2}{3}} \bar{\sigma}_{vm} \quad (\text{II.22})$$

$$z = \sqrt{3} T \bar{\sigma}_{vm} \quad (\text{II.23})$$

La troisième coordonnée  $\theta_L$ , appelée angle de Lode d'après les travaux de [Lode \(1926\)](#), correspond à la position angulaire dans le plan du déviateur  $\pi$ , voir figure [II.17](#). Elle est définie sur une plage d'amplitude  $\pi/3$  radians compte tenu des symétries du chargement.



## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

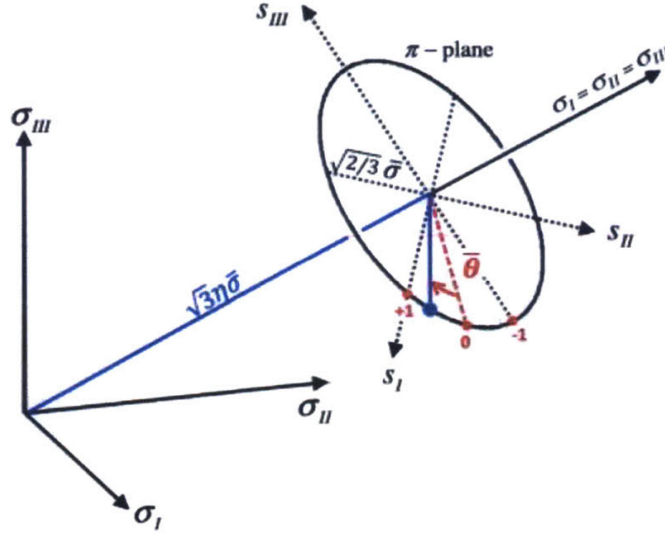


FIGURE II.17: Illustration du paramètre de Lode  $\bar{\theta}$  utilisé par [Marcadet \(2015\)](#) dans le plan du déviateur  $\Pi$ .  $\{\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}\}$  et  $\{s_I, s_{II}, s_{III}\}$  correspondent aux valeurs propres respectives du tenseur des contraintes et du déviateur des contraintes.  $\eta$  et  $\bar{\sigma}$  correspondent à la triaxialité des contraintes et à la contrainte équivalente de von Mises.

Cet angle peut être défini sur la plage  $\left[\frac{\pi}{6}; \frac{\pi}{6}\right]$ , nous le noterons alors  $\theta_{Li}$ , ou bien sur l'intervalle  $\left[0; \frac{\pi}{3}\right]$ , nous le noterons  $\theta_{Ls}$ . Leurs définitions sont les suivantes

$$\tan \theta_{Li} = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{2\sigma_{II} - \sigma_I - \sigma_{III}}{\sigma_I - \sigma_{III}} \quad (\text{II.24})$$

$$\cos(3\theta_{Ls}) = \frac{3\sqrt{3}}{2} \frac{J_3}{J_2^{3/2}} \quad (\text{II.25})$$

Cependant ces expressions sont rarement utilisées comme telles mais sous une forme transformée de manière à changer la plage de variation de l'angle, nous parlerons alors de *paramètre de Lode*. Différentes formes proposées dans la littérature sont données dans le tableau II.5. Deux types de paramètres sont envisageables, soit en appliquant une transformation linéaire sur l'angle de Lode, confère  $L_c$  et  $L_{bw}$ , soit en utilisant directement une fonction dépendant des valeurs propres du déviateur  $\underline{s}$ , confère  $L_s$ ,  $L_{rr}$  et  $L_x$ . Ces paramètres, comparés sur la figure II.18, ne sont en fait que des fonctions monotones de  $\theta_L$ . Nous noterons que la relation entre l'angle et le *paramètre de Lode* n'est pas forcément linéaire. L'utilité finale est uniquement de distinguer les états de contraintes possibles à un taux de triaxialité des contraintes fixé en leur associant une valeur de paramètre variant sur une plage fixe. Cela peut être représenté en trois dimensions par la figure II.17 pour le cas du paramètre  $L_{bw}$ .

Les définitions présentées jusqu'ici proposent un changement de repère dans l'espace des contraintes, la même transformation est envisageable dans l'espace des vitesses de déformations. [Rice et Tracey \(1969\)](#) propose le paramètre de [Lode](#) suivant, construit de manière similaire au paramètre  $L_i$  (voir tableau II.5)



## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

Nom	Définition	Intervalle	Référence
$L_i$	$\frac{2\sigma_{II}-\sigma_I-\sigma_{III}}{\sigma_I-\sigma_{III}} = \frac{3s_{II}}{s_I-s_{III}}$	$[-1; 1]$	Lode (1926)
$L_{rr}$	$\sqrt{2} \frac{s_{II}}{\bar{\sigma}_{vm}}$	$[-\frac{1}{2}; \frac{1}{2}]$	Rudnicki et Rice (1975)
$L_x$	$\frac{s_{II}-s_{III}}{s_I-s_{III}}$	$[0; 1]$	Xue (2007-a)
$L_{bw}(\bar{\theta})$	$1 - \frac{6}{\pi}\theta_{Ls} = 1 - \frac{2}{\pi} \arccos\left(\frac{3\sqrt{3}}{2} \frac{J_3}{J_2^{3/2}}\right)$	$[-1; 1]$	Bai et Wierzbicki (2008)
$L_c$	$-\frac{6}{\pi}\theta_{Li} = -\frac{6}{\pi} \arccos\left(\frac{3s_{II}}{s_I-s_{III}}\right)$	$[-1; 1]$	Cao <i>et al.</i> (2014)

TABLE II.5: Revue des différents paramètres de Lode disponibles dans la littérature ainsi que leurs intervalles de définition

$$L_{\dot{\epsilon}} = -\frac{3\dot{\epsilon}_{II}}{\dot{\epsilon}_I - \dot{\epsilon}_{III}} \quad (\text{II.26})$$

Dans le cas particulier de la contrainte plane que l'on retrouve dans les tôles il est possible de définir l'état de contrainte uniquement avec le couple  $\{T; \theta_L\}$ . Ainsi Bai et Wierzbicki (2008) réécrivent le paramètre  $L_{bw}$  de la manière suivante.

$$L_{bw} = \bar{\theta}_{\sigma_{III}=0} = 1 - \frac{2}{\pi} \arccos\left(-\frac{27}{2}T\left(T^2 - \frac{1}{3}\right)\right) \quad (\text{II.27})$$

Ainsi en considérant que l'état de contrainte reste stable au cours d'un essai mécanique, les auteurs associent à chaque essai un état de triaxialité des contraintes et une valeur du paramètre de Lode. L'intérêt du *paramètre de Lode* apparaît ainsi sur la figure II.19a, par exemple les essais de déformation plane (présentés dans la section III.2.2) et les essais sur barre axi-symétrique entaillée (présentés dans la section III.2.1) atteignent les mêmes niveaux de triaxialité mais pas pour le même paramètre de Lode. Cette représentation reste tout de même assez simpliste car elle ne prend en compte que les aspects mécaniques. Lors d'un essai, il est très difficile de garder un état de contrainte stable. Ce dernier varie avec les fluctuations de la géométrie de l'éprouvette, notamment après l'apparition d'instabilités.

Une autre justification de l'emploi de l'angle de Lode dans les modèles d'endommagement est son impact sur la croissance des cavités. Brüning *et al.* (2013) l'a illustré à l'aide de calculs représentant la croissance d'un huitième de cavité soumis à des conditions limites lointaines. Sur la figure II.19b on peut voir, pour différents couples  $\{T; \theta_L\}$  (ici  $\eta = T$  et  $\omega = \theta_L$ ), la forme déformée du huitième de cavité, surface grise, superposée à sa forme initiale, traits noirs. A niveau de triaxialité constant, les cavités peuvent prendre une forme différente suivant la valeur de  $\theta_L$ . Ces calculs ne prennent pas en compte les effets de voisinage entre deux cavités et d'insertion d'une particule solide au centre de la cavité, cependant ils montrent que différents modes de croissance de cavité peuvent être discriminés avec  $\theta_L$  pour un taux de triaxialité donné.

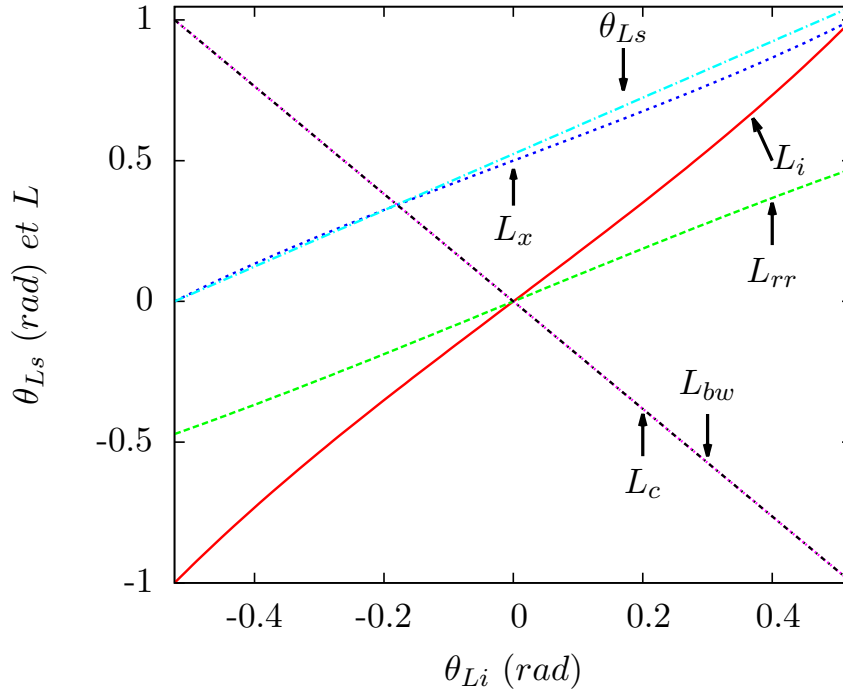
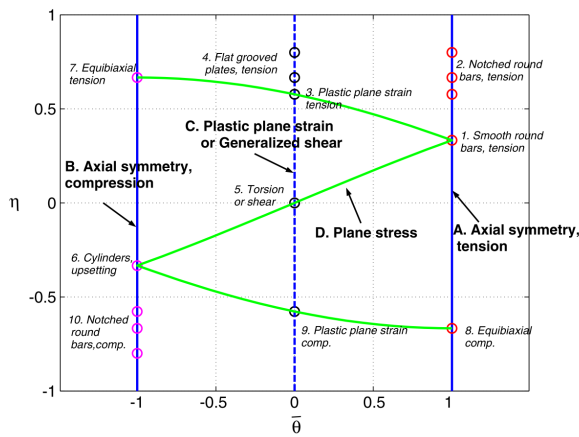
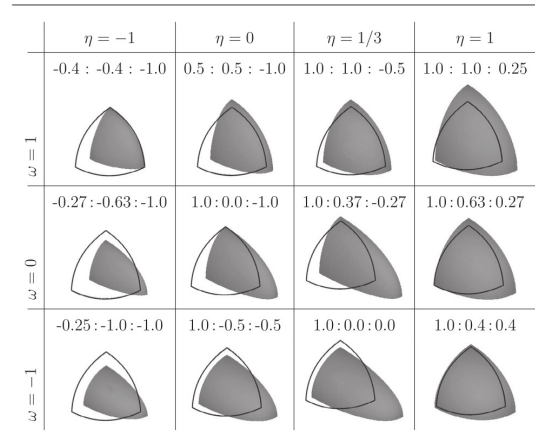


FIGURE II.18: Evolution de l'angle  $\theta_{Ls}$  et des différents paramètres de Lode en fonction de  $\theta_{Li}$



(a) **Décrire l'état de contrainte** Relation entre triaxialité des contraintes  $\eta$ , paramètre de Lode  $\bar{\theta}$  et cas de chargement.  $\bar{\theta} = 1$  Traction, barreaux entaillés en traction et compression biaxiale.  $\bar{\theta} = 0$  torsion cisaillement et déformation plane.  $\bar{\theta} = -1$  Compression, barreaux entaillés en compression, et traction biaxiale (Bai et Wierzbicki, 2008)



(b) **Etudier le mode d'endommagement** Forme initiale d'une cavité sphérique (contour noir) comparée à sa forme finale après chargement (surface grise) sous un taux triaxialité des contraintes  $\eta$  et un paramètre de lode  $\omega$  donnés. Les chiffres correspondent aux trois contraintes principales. Calculs sur cellules élémentaires réalisés par Brüning *et al.* (2013)

FIGURE II.19: Différentes définitions du paramètre de Lode

### II.5.3 Développement des critères d'amorçage multiaxiaux : exemple de l'aluminium

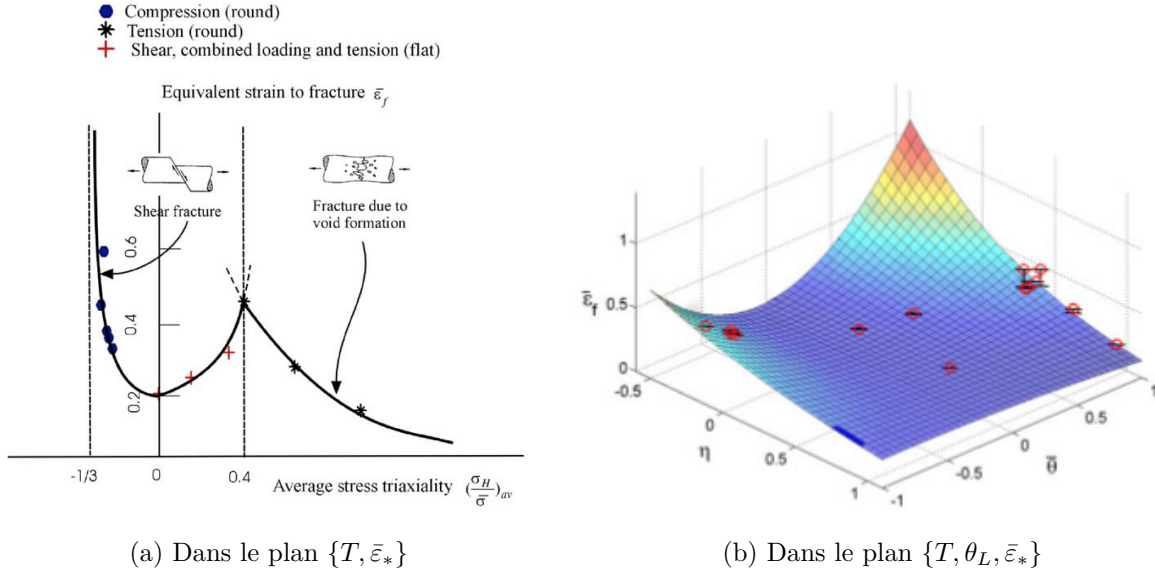


FIGURE II.20: Surface de rupture "mushape" de l'aluminium 2024-T35 selon [Bai et Wierzbicki \(2008\)](#), [Bao et Wierzbicki \(2004-a\)](#)

Les alliages d'aluminium 2024-T351 et 6061-T6 ont été au cœur de nombreuses publications portant sur le développement de modèles d'endommagement multiaxiaux et de la compréhension des mécanismes de rupture. Nous proposons ici de détailler ces travaux pour mettre en avant les avancées qui ont été réalisées jusqu'ici sur ce sujet.

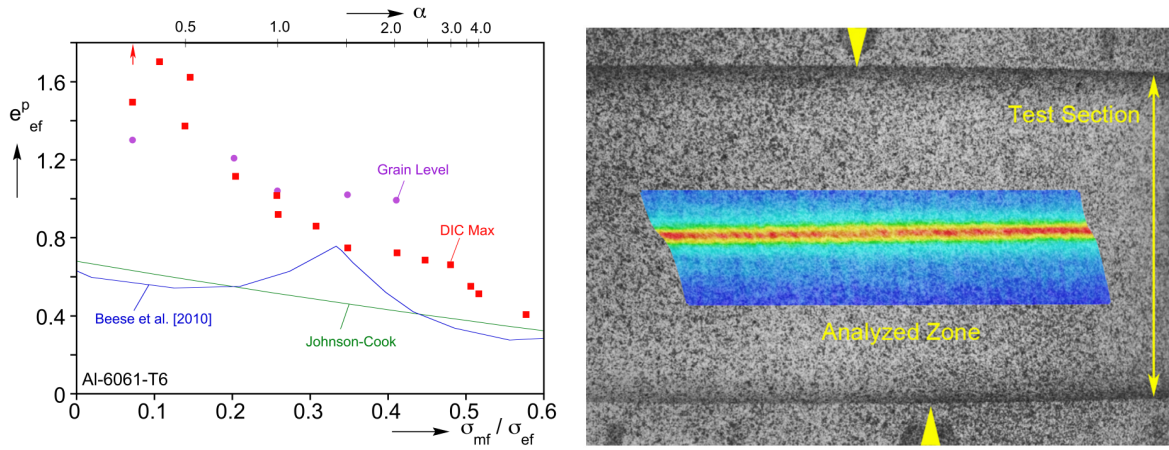
A partir d'une base expérimentale étendue sur du 2024-T351 [Bao et Wierzbicki \(2004-a\)](#) ont cartographié la déformation à rupture  $\bar{\varepsilon}_*$  pour différentes valeurs de  $T$ . Les points expérimentaux indiquent alors que la dépendance entre  $T$  et  $\bar{\varepsilon}_*$  ne serait pas monotone sur la plage  $T \in [0 ; 0.33]$ , figure II.20a. L'idée développée par les auteurs est que la surface de rupture de ce matériau dépendrait également du paramètre de Lode qui rajouterait une troisième dimension à l'analyse, figure II.20b. La justification avancée étant que les modes d'endommagements développés lors d'un chargement hydrostatique à forte triaxialité sont différents de ceux que l'on peut rencontrer par exemple en cisaillement. C'est à partir de ce postulat que le modèle d'endommagement de Mohr Coulomb modifié a été développé ([Bai et Wierzbicki, 2008](#), [Wierzbicki et Bai, 2010](#)). Ce modèle intègre deux choses i) la formulation d'une surface de rupture construite à partir du critère de rupture de Mohr exprimé dans le repère de Lode ii) l'existence d'une valeur seuil de triaxialité à  $T = -1/3$  en dessous de laquelle aucun endommagement ne se développe. Ce seuil a été déterminé par [Bao et Wierzbicki \(2005\)](#) à partir des données expérimentales des travaux de [Bridgman \(1952\)](#).

Les points de calibration des figures II.20a & II.20b ont été obtenus par une méthode hybride expérimentale et numérique. La démarche consiste à simuler chaque essai de la

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

base avec un modèle de comportement associé puis d'extraire les quantités mécaniques d'intérêt généralement à l'emplacement où s'amorce la fissure. Cette méthode présente trois intérêts. D'abord elle permet d'extraire des quantités mécaniques difficiles à calculer analytiquement tel que l'angle de Lode. Ensuite elle permet d'accéder à ces quantités au cœur du matériau là où les méthodes de mesure conventionnelles trouvent leurs limites. Enfin elle permettent de prendre en compte l'effet de l'histoire du chargement. Ce type d'approche est de plus en plus utilisé pour calibrer des modèles de rupture (Beese *et al.*, 2010, Dunand et Mohr, 2011, Gilioli *et al.*, 2015, Li *et al.*, 2010, Malcher *et al.*, 2012).

Ces travaux ont ouvert de nombreuses discussions dans la communauté scientifique sur la validité des mesures de la déformation à rupture. Une campagne d'essais de traction-torsion sur un aluminium de la même série réalisé par Papasidero *et al.* (2015) montre une dépendance décroissante monotone de la déformation à rupture avec le triaxialité des contraintes, et ce même dans le régime à faible  $T$ . Ces résultats contradictoires ont soulevé la question de la pertinence des essais de rupture. Dans les travaux de Bao et Wierzbicki (2004-a), les essais de cisaillement ont été réalisés à partir de plaques prédécoupées de manière à solliciter uniquement un cordon de matière. Les calculs éléments finis sur ce genre d'éprouvette montrent que l'état de contrainte dans la zone sollicitée en cisaillement présente des hétérogénéités notamment aux abords des surfaces libres (Gross et Ravi-Chandar, 2016). Ainsi ne connaissant pas la position exacte des points d'amorçage de la fissure, notamment pour les régimes à faible triaxialité, il est difficile de dire si les point à gauche de la figure II.20a sont correctement positionnés.



(a) Comparaison entre les niveaux de déformation à rupture mesurés avec différentes approches (b) Bande de localisation mise en évidence par corrélation d'image

FIGURE II.21: Essais de traction-torsion sur de l'aluminium 6061-T6 (Scales *et al.*, 2016)

Les hétérogénéités locales du champ de déformation ont été étudiées en détail sur un aluminium 6061-T6. Haltom *et al.* (2013) ont réalisé des essais de traction-torsion sur ce matériau. Scales *et al.* (2016) ont ensuite mesuré les niveaux de déformation en surface des éprouvettes à l'aide de deux méthodes : par corrélation d'image et en

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

quantifiant la déformation des grains sur des micrographies des échantillons rompus. Les déformations mesurées ont été comparées aux déformations obtenues avec un modèle de Johnson-Cook, identifié par, [Ghahremaninezhad et Ravi-Chandar \(2012\)](#), et un modèle de Mohr-Coulomb, identifié par [Beese \*et al.\* \(2010\)](#). On voit sur la figure [II.21a](#) que les niveaux de déformations mesurés localement sont bien plus important que ceux identifiés par les modèles d'endommagement. L'écart est d'autant plus important que  $T$  est faible. Il se trouve que des bandes de cisaillement sont apparues au cours de ces essais indiquant une forte localisation de la déformation, figure [II.21b](#). Des observations de l'endommagement au Microscope Électronique à Balayage (MEB) au cours de chargements en quasi-cisaillement ([Gross et Ravi-Chandar, 2016](#)) et en déformation plane ([Gross et Ravi-Chandar, 2018](#)) ont également été réalisées sur le même aluminium. Ces observations ont permis de cartographier pour chaque pas de chargement les phénomènes d'endommagement apparaissant en surface. Deux conclusions sont mises en avant. D'abord les modèles de plasticité macroscopiques peuvent retranscrire le gradient de déformation même en cisaillement, cependant ces déformations sont macroscopiques et ne représentent pas ce qui se passe aux échelles caractéristiques de la microstructure. Ensuite la croissance de cavités, du moins celles situées en surface, ne jouent pas de rôle sur la rupture finale du matériau. Les mécanismes de rupture ne s'expliquent pas ici par les mécanismes classiques de la rupture ductile qui sont la germination, la croissance et la coalescence des cavités.

### II.6 Conclusion

Les aciers THR comme le ML340 ont été choisis car, ils proposent parmi les aciers le meilleur niveau de résistance mécanique. Ils présentent cependant une plage de déformation faible entre le début de la plasticité et la charge maximum. Les critères de rupture analytiques comme celui présenté dans la section [II.4](#) considèrent que la charge limite est atteinte à l'effort maximal, ils n'exploitent donc pas l'écrouissage au-delà de ce point dans le domaine de la striction. Compte tenu que les aciers THR continuent à se déformer après ce point l'utilisation de ces critères ne semble pas ici optimum.

Une solution envisageable est d'utiliser une approche analogue aux critères d'amorçages de rupture multiaxiaux qui ont vu le jour depuis les années 2000. Ces critères décrivent une surface de rupture dans l'espace des contraintes au-delà de laquelle le matériau est considéré comme rompu. Leur particularité commune consiste à utiliser l'angle/paramètre de Lode afin de décrire des surfaces de rupture en lien avec les observations expérimentales. Ces surfaces ont notamment été développées pour prendre en compte la chute de ductilité en torsion observée sur certains matériaux. Aussi, ces surfaces sont ajustées avec des approches hybrides, elles consistent à définir un comportement à partir d'essais mécaniques puis d'évaluer les champs mécaniques locaux à partir des simulations de ces mêmes essais.

Ces approches sont cependant limitées par l'apparition d'instabilités. Lorsque qu'une instabilité de type flambement apparaît la structure perd son intégrité avant l'apparition de la fissure finale, le critère de rupture n'est plus la propagation d'une fissure mais

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

l'apparition de l'instabilité. Aussi, lorsque c'est une instabilité de type bande de localisation qui apparaît les déformations se localisent dans une bande d'épaisseur de l'ordre de la centaine, voir de la dizaine, de micromètre. Cette échelle est bien inférieure à la taille caractéristique de la structure qui est de l'ordre du mètre voir plus. Estimer l'état de contrainte dans une telle bande sur une structure devient alors difficilement réalisable, on préférera là aussi considérer l'apparition de l'instabilité comme un critère de rupture. Seule la striction, qui est une instabilité diffuse, peut être ici prise en compte.

L'objet de ces travaux est de déterminer un critère de rupture ductile pour une gamme étendue de chargements sur l'acier ML340 dans le cas où aucune instabilité de type flambement ou bande de localisation n'est apparue. Dans la lignée des derniers travaux proposés nous adopterons une approche hybride mélangeant essais de rupture et modèles numériques afin de définir un critère de rupture à partir des champs mécaniques locaux. Le prochain chapitre présente les différentes briques de cette méthode.

## CHAPITRE II. ACIERS À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, MODES DE RUINE ET CRITÈRES DE RUPTURE

## Chapitre III

# Méthodes de caractérisation mécanique

### III.1 Introduction

Les premières sources d'observation pour caractériser le comportement à la rupture d'un matériau sont les essais mécaniques. Les données macroscopiques telles que la force et les déplacements permettent de fournir des informations sur le comportement élasto-plastique, l'instant de rupture et le mode de rupture. Il est envisageable de définir un critère de rupture directement à partir de modèles dit analytiques comme présenté dans la section II.4. Compte tenu des fortes hypothèses formulées, ces approches sont cependant très conservatrices. Comme mentionné dans le chapitre précédent, les modèles de comportement/rupture macroscopiques homogénéisés couplés à des simulations EF permettent d'estimer le champs mécaniques locaux. Modélisation et essais tendent à devenir des moyens de caractérisation mécanique indissociables, les modèles ne pouvant être validés sans résultats expérimentaux de même que les essais seuls permettent d'accéder à une quantité d'information limitée sans un modèle numérique associé.

L'objet de ce chapitre est de présenter d'une part les essais de caractérisation avec les systèmes de mesure associés (section III.2) et d'autre part la modélisation EF de ces essais (section III.3). La calibration du modèle de comportement et la présentation du modèle de rupture feront l'objet de deux chapitres dédiés : les chapitres V & VI. Nous terminerons par la présentation d'une méthode de mesure de la section minimale sans contact développée lors de ces travaux (section III.4).

### III.2 Essais

Nous détaillerons dans cette section tous les essais de caractérisation mécanique présentés dans ces travaux ainsi que leurs objectifs respectifs. Les essais de traction axi-symétriques et sur plaques ainsi que les essais de traction-torsion entaillés (sections III.2.1, III.2.2 & III.2.3) sont utilisés comme des essais de comportement et de rupture. Les essais de traction-torsion lisse et essais de traction à section variable (sections III.2.3 & III.2.4) sont eux utilisés pour étudier l'effet des instabilités sur la rupture. Enfin des essais de tractions prélevés dans différentes directions (section III.2.4) et à différentes vitesses (section III.2.5) ont pour objet d'étudier l'anisotropie et le comportement dynamique du ML340. Dans chaque section nous présenterons : la démarche derrière chaque essai, les grandeurs mécaniques évaluées et la mise en œuvre. La section III.2.6 conclura sur les conditions de prélèvement et d'usinage des éprouvettes de caractérisation. Les plans détaillés des éprouvettes ainsi que les plans d'usinage sont donnés dans les annexes A & B.



### III.2.1 Traction axi-symétriques lisse et entaillée

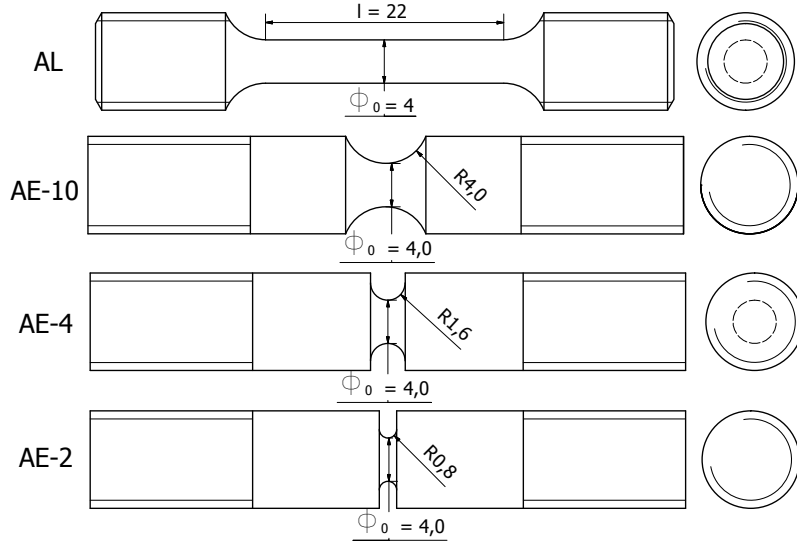


FIGURE III.1: Géométrie des éprouvettes Axi-Symétrique Lisse (AL) et Axi-Symétrique Entaillée (AE) - dimensions en millimètres

#### Essais AL

Il s'agit de l'essai de référence pour caractériser le comportement mécanique sous chargement uniaxial d'un matériau. L'éprouvette AL de la figure III.1 est soumise à un effort de traction  $F$  sur les filets de manière à solliciter la *partie utile* en traction simple. En première approche on calcule la déformation longitudinale sur une base fixe, aussi appelée déformation ingénieur, de la manière suivante

$$\varepsilon_i = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (\text{III.1})$$

$\Delta L$  étant l'écartement mesuré entre deux points et  $L_0$  la longueur initiale entre ces deux points. On calcule également la contrainte ingénieur de la manière suivante

$$\sigma_i = \frac{F}{S_0} = \frac{4F}{\pi \phi_0^2} \quad (\text{III.2})$$

Ces deux mesures donnent une estimation rapide de l'état de contrainte et de déformation. En négligeant la déformation élastique et en considérant que la déformation plastique se fait à volume constant, on calcule une déformation logarithmique  $\varepsilon_{log}$  et une contrainte vraie  $\sigma_v$ .

$$\varepsilon_{log} = \log \left( 1 + \frac{\Delta L}{L_0} \right) \quad (\text{III.3})$$

$$\sigma_v = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0} \left( 1 + \frac{\Delta L}{L_0} \right) = \sigma_i (1 + \varepsilon_i) \quad (\text{III.4})$$

## CHAPITRE III. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION MÉCANIQUE

Tant que la partie utile de l'éprouvette est en traction pure ces formules permettent d'estimer correctement la déformation équivalente  $\bar{\varepsilon}$  et la contrainte équivalente  $\bar{\sigma}$ . On utilise ces grandeurs pour déterminer la loi d'écrouissage du matériau jusqu'à striction. Les grandeurs conventionnelles exploitées à partir de ces mesures sont i) la limite d'élasticité à 0.2% de déformation plastique  $R_{p0.2}$  et la déformation totale correspondante  $\varepsilon_{Rp0.2}$  ii) la résistance mécanique  $R_m$  et la déformation associée  $\varepsilon_{rm}$  (appelée également déformation répartie).

### Essais AE

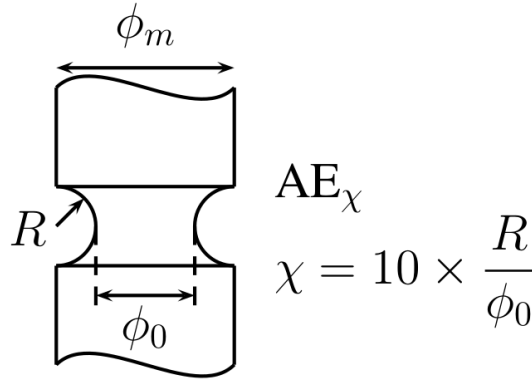


FIGURE III.2: Dimensions caractéristiques de l'entaille d'une éprouvette  $AE_{\chi}$  (Besson *et al.*, 2004)

On associe en général aux essais de traction simple la valeur de triaxialité des contraintes  $T = 1/3$ . Cependant pour un matériau ductile, après striction le taux de triaxialité à rupture est en fait supérieur à  $1/3$ . Les éprouvettes AE ont été conçues afin de maîtriser  $T$  et de la faire varier. L'analyse de Bridgman (1952) sur cette géométrie montre que le taux de triaxialité  $T_0$  au centre de l'éprouvette dépend des caractéristiques géométriques de l'entaille qui sont : le rayon de l'entaille  $R$  et le diamètre initial de la section utile  $\phi_0$ .

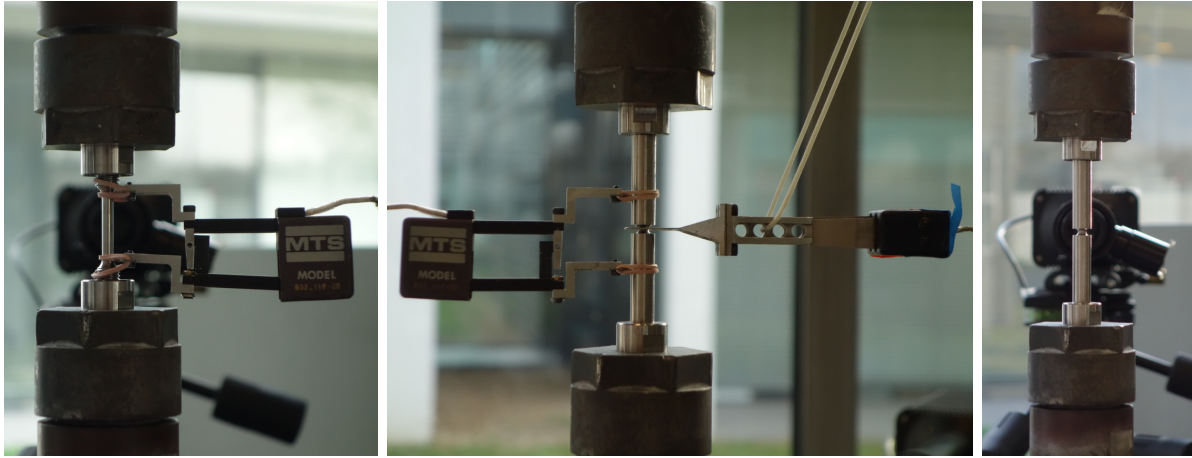
$$T_0 = \frac{1}{3} + \log \left( 1 + \frac{\phi_0}{4R} \right) \quad (\text{III.5})$$

Nous noterons qu'il s'agit d'une formule approchée car elle ne prend pas en compte les fluctuations de  $T$  provoquées par l'évolution de la géométrie de l'entaille au cours de la déformation. Bao et Wierzbicki (2005) proposent une formule modifiée prenant en compte le changement de géométrie. Nous garderons ici la formule originale car dans tous les cas il s'agit d'une estimation de  $T$  : une méthode plus fine consiste à calculer les champs de contraintes par calcul EF. On référencera d'ailleurs ces essais  $AE_{\chi}$  avec  $\chi$  un facteur dépendant de  $R$  et de  $\phi_0$ . Contrairement aux essais AL, on préfère ici mesurer ici une diminution relative de section  $\zeta$  à laquelle on peut associer une déformation moyenne  $\langle \varepsilon_r \rangle_s$ , ou déformation transverse. Pour le cas des matériaux isotropes la section reste circulaire, on peut ainsi évaluer  $\langle \varepsilon_r \rangle_s$  et  $\zeta$  directement à partir du diamètre  $\phi$  de l'éprouvette.

$$\zeta = \frac{S_0 - S}{S_0} \underset{isotrope}{=} \frac{\phi_0^2 - \phi^2}{\phi_0^2} \quad (\text{III.6})$$

$$\langle \varepsilon_r \rangle_S = \log \frac{S_0}{S} = -\log(1 - \zeta(S)) \underset{isotrope}{=} -2 \log \frac{\phi}{\phi_0} = -2 \log \left( 1 + \frac{\Delta\phi}{\phi_0} \right) \quad (\text{III.7})$$

### Dispositifs expérimentaux



(a) Essai AL

(b) Essai AE montage n°1

(c) Essai AE montage n°2

FIGURE III.3: Différents montages expérimentaux utilisés pour les essais AL et AE

L'ensemble des essais ont été réalisés sur une machine de traction MTS<sup>®</sup> équipée avec une cellule de charge de capacité 100kN. Les éprouvettes sont maintenues grâce à des mors filetés. La ligne d'amarrage est alignée avec un bain de métal de Wood fusible dont la charge limite admissible est de l'ordre de celle supportée par la cellule. Différentes instrumentations ont été utilisées lors de ces essais. La déformation longitudinale a été mesurée avec un extensomètre longitudinal figures III.3a & III.3b. Deux systèmes de mesure différents ont été utilisés pour mesurer la diminution de section. D'abord avec un extensomètre radial, figure III.3b, cependant cette méthode n'est pas adaptée pour les essais AL car la position de la striction n'est pas connue avant l'essai. La seconde méthode consiste à filmer l'essai pour pouvoir ensuite calculer la diminution de section  $\Delta\phi$  par analyse d'image, cette technique est détaillée dans la section III.4. Une partie des essais a donc été filmé avec une caméra, figures III.3a & III.3c. Nous noterons que pour les essais AL la longueur initiale de l'extensomètre a été choisie de manière à couvrir toute la zone utile de manière à ne pas obstruer le zone filmée. Les essais AL ont été réalisés pour trois vitesses de déformation moyenne  $10^{-2}$ ,  $10^{-3}$  et  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Les essais AE ont été réalisés à une vitesse moyenne de  $10^{-3}$  dans la section minimale, compte tenu de la structure de l'éprouvette la vitesse de traverse appliquée a été estimée avec des calculs EF.

### III.2.2 Essais de traction entaillée sur géométrie plane

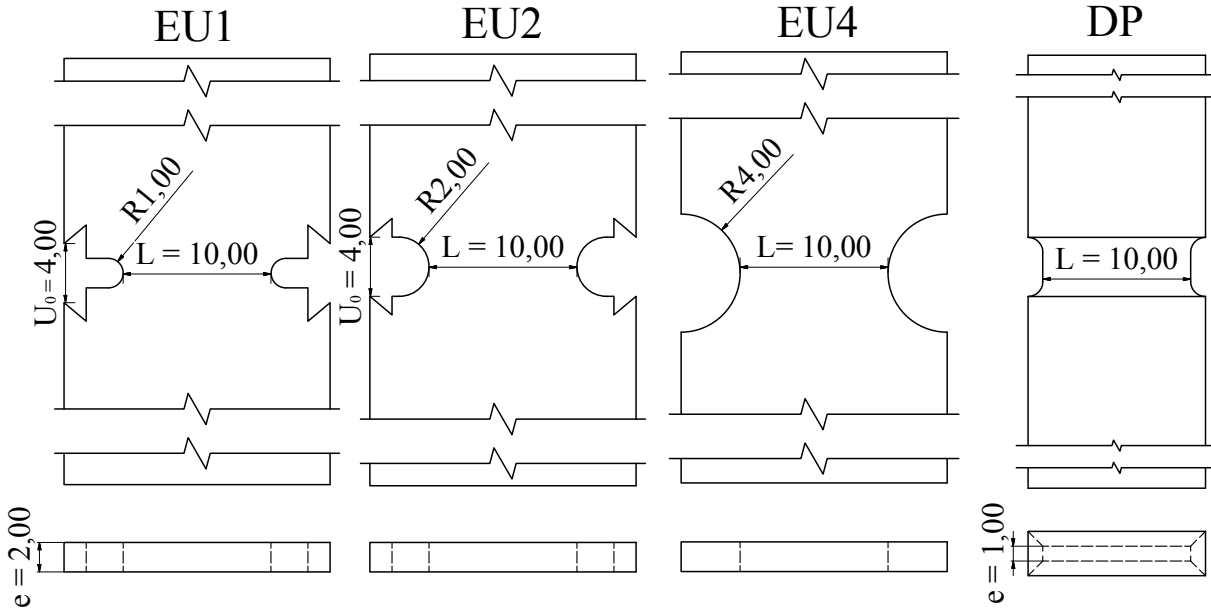


FIGURE III.4: Géométries des éprouvettes EU et de l'éprouvette DP - dimensions en millimètres

#### Essais EU

De la même façon que pour les éprouvettes AE, l'ajout d'une entaille dans les éprouvettes EU (figure III.4) permet d'augmenter la triaxialité des contraintes, cependant compte tenu des surfaces planes, l'effet d'entaille est limité. L'état de contrainte lors d'un essai EU est un intermédiaire entre un état de contrainte plane et un état axisymétrique. On référencera ici ces essais EUG avec  $\Gamma = 10 \times \frac{R}{L}$ ,  $R$  étant le rayon de l'entaille et  $L$  la longueur du ligament entre les entailles. Ce facteur est défini par analogie au facteur  $\chi$  des éprouvettes AE. On retrouve ces essais dans les travaux de (Bron, 2004).

Deux mesures de déformation ont été utilisées. La première mesure consiste à mesurer l'ouverture de chaque entaille  $\Delta U$  et à calculer la déformation associée en fonction de la hauteur initiale d'entaille  $U_0$ . La seconde est une mesure de déformation longitudinale à base fixe en plaçant l'extensomètre dans les têtes de l'éprouvette.

$$\varepsilon_u = \frac{\Delta U}{U_0} \quad (\text{III.8})$$

#### Essai DP

En insérant une entaille autour d'une plaque d'épaisseur  $e$  dix fois inférieure à sa largeur  $L$ , on crée un état de déformation plane : cette "astuce" a été utilisée pour les essais de DP, confère figure III.4. Les calculs élasto-plastiques de cet essai, figure III.5, montrent que seule la zone centrale de l'éprouvette est en état de quasi-déformation plane puisque

## CHAPITRE III. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION MÉCANIQUE

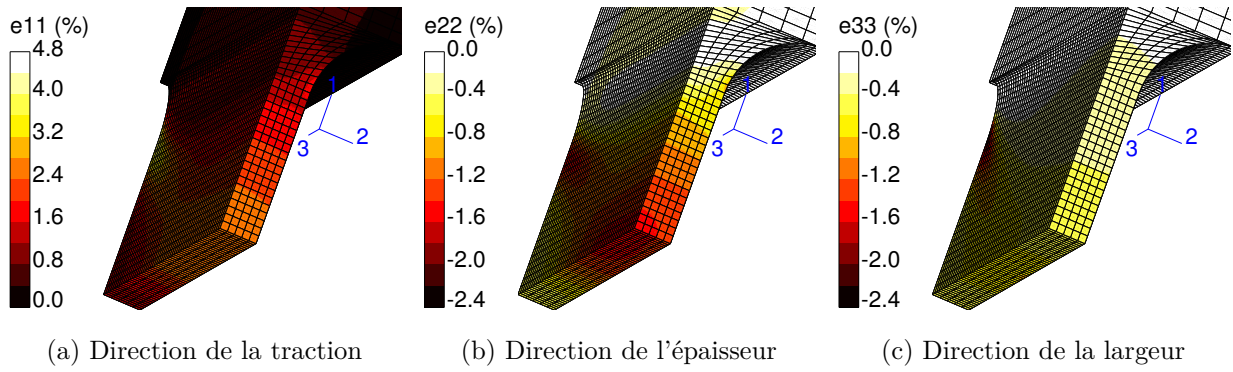


FIGURE III.5: Cartographie des déformations totales principales dans le domaine plastique estimées avec un modèle élasto-plastique sur l'éprouvette DP

la déformation totale dans la direction de la largeur  $e_{33}$  n'est pas strictement nulle. Nous traiterons donc cet essai tel une structure en modélisant l'intégralité de l'éprouvette. La mesure de la déformation sur ces éprouvettes est donné par l'allongement sur une base fixe de part et d'autre de l'entaille.

### Dispositifs expérimentaux

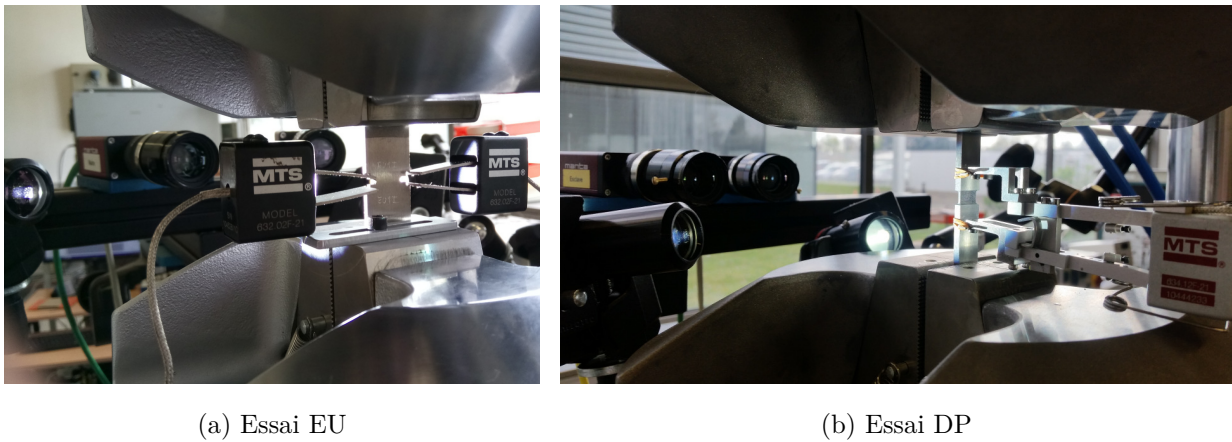


FIGURE III.6: Montages expérimentaux des essais EU-1 et DP

L'ensemble des essais a été réalisé sur une machine de traction hydraulique Instron<sup>®</sup> équipée d'une cellule de charge de capacité 100 kN et de mors de serrage hydrauliques. Chaque essai a été instrumenté avec un système de mesure analogique : i) des extensomètres de type 'clip' afin de mesurer l'ouverture d'entaille de part et d'autre des éprouvettes EU1 & 2, figure III.6a ii) un extensomètre longitudinal sur les essais EU4, ayant une entaille trop conséquente pour usiner les supports des clips, et les essais DP. Un système de stéréo-corrélation d'image comportant deux caméras ainsi que des éclairages a aussi été installé pour chaque essai. La calibration spatiale et le calcul des champs de déplacement ont été réalisés avec le logiciel VIC-3D<sup>®</sup>. L'apport de ce système est triple :

## CHAPITRE III. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION MÉCANIQUE

- ✧ Visualiser les champs de déformation en surface d'éprouvette et notamment proche de l'instant de la rupture.
- ✧ Mesurer les écartements après essais en plaçant des extensomètres virtuel en dehors des zones de déformation à fort gradient.
- ✧ Vérifier l'alignement du montage lors d'une charge-décharge élastique mais aussi une fois l'essai terminé grâce à la mesure du déplacement hors-plan.

### III.2.3 Essais de traction/compression torsion

#### Présentation des essais

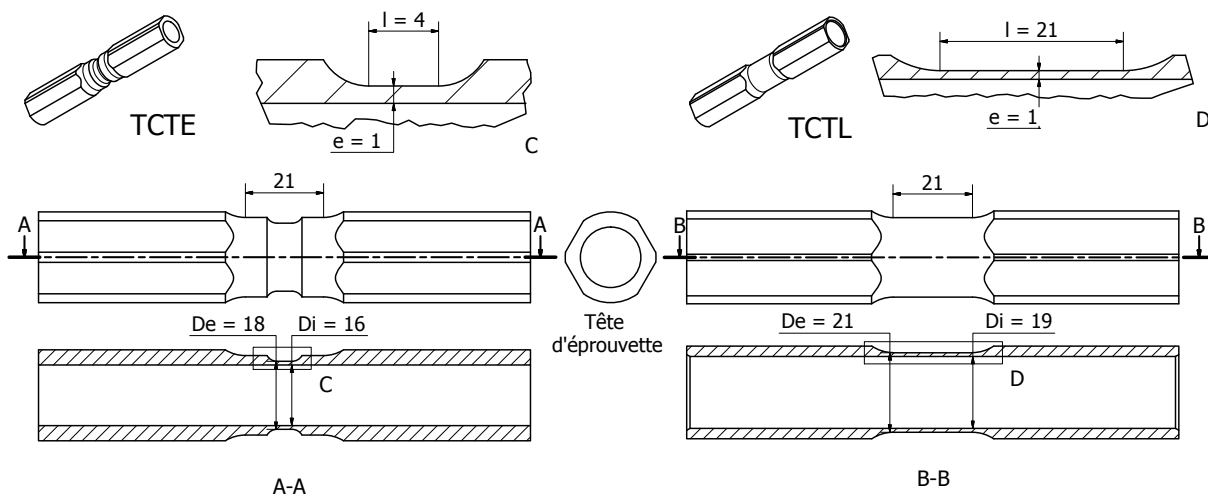


FIGURE III.7: Géométrie des éprouvettes de traction/compression torsion lisse (TCTL) et entaillé (TCTE)

Le essais de traction/compression-torsion permettent de caractériser le comportement à la rupture d'un matériau en cisaillement et quasi-cisaillement, on parle alors de chargements à faible triaxialité. Deux géométries d'éprouvettes ont été testées, leurs géométries sont données sur la figure III.7.

D'abord des essais de Traction Compression Torsion Entaillé (TCTE) afin d'étudier la rupture ductile. Des essais similaires ont été réalisés par [Faleskog et Barsoum \(2013\)](#), [Graham et al. \(2012\)](#), [Haltom et al. \(2013\)](#), [Papasidero et al. \(2015\)](#), [Rodríguez-Millán et al. \(2015\)](#) sur des tubes contenant une entaille circulaire. Cette géométrie comporte plusieurs avantages :

- ✧ L'entaille compacte permet de *confiner la rupture* dans une zone donnée et d'*éviter le flambement* du tube.
- ✧ La faible épaisseur permet de minimiser les gradients de contraintes et de déformation dans l'épaisseur du tube induit par la torsion.



## CHAPITRE III. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION MÉCANIQUE

Nous avons repris la géométrie d'entaille proposée par [Papasidero \*et al.\* \(2015\)](#) en adaptant à la forme des mors de la machine, figure [III.7](#).

Ensuite des essais de Traction Compression Torsion Lisse (TCTL), qui ont pour objectif d'étudier les instabilités de type flambement en supprimant l'entaille. Ces essais alimentent des travaux de recherche sur la détection des instabilités menés en parallèle dans le groupe Safran.

Les essais TCT sollicitent le matériau avec une composante de traction (ou compression), qui se traduit par un effort  $F$ , et une composante de torsion, qui se traduit par un couple  $C$ . Le chargement imposé est proportionnel, ceci est obtenu en maintenant le rapport  $F/C$ . Nous préférons par la suite utiliser le rapport entre la contrainte de traction moyenne et de cisaillement moyennées sur la section utile  $S$ , respectivement  $\langle \sigma \rangle_S$  et  $\langle \tau \rangle_S$ , vues par la partie utile. Ce rapport noté  $\kappa$  dépend de  $F$ ,  $C$  et des diamètres intérieur  $D_i$  et extérieur  $D_e$  de la section utile du tube.

$$\langle \sigma \rangle_S = \frac{F}{S} = \frac{4F}{\pi (R_e^2 - R_i^2)} \quad (\text{III.9})$$

$$\langle \tau \rangle_S = \frac{3}{\pi} \frac{4C}{(R_e^3 - R_i^3)} \quad (\text{III.10})$$

$$\kappa = \frac{\langle \sigma \rangle_S}{\langle \tau \rangle_S} = \frac{1}{3} \frac{F (D_e^3 - D_i^3)}{C (D_e^2 - D_i^2)} \quad (\text{III.11})$$

Ces essais seront référencés TCTE $\kappa$  et TCTL $\kappa$  selon le chargement appliqué. Nous noterons que  $\kappa = 0$  correspond à un essai de torsion, les ratios négatifs aux cas de compression/torsion et les ratios positifs aux cas de traction/torsion. A titre de remarque le choix des têtes non circulaires induit un état de déformation et de contrainte non axi-symétrique dans la partie utile. Contrairement aux essais AE et AL une modélisation axi-symétrique n'est pas envisageable ici.

### Dispositif expérimental

Ces essais ont été réalisés sur un banc de traction-torsion MTS<sup>®</sup> du laboratoire de mécanique des matériaux de la société Safran AE. L'éprouvette est maintenue par des mors hydrauliques dont les parties mobiles comportent deux encoches en V destinées à maintenir l'éprouvette. Des plans inclinés ont été usinés sur les têtes cylindriques des éprouvettes afin d'épouser cette forme et ainsi de mieux transmettre le couple de torsion, figure [III.7](#). Deux actionneurs équipés de groupes hydrauliques indépendants commandent les deux axes de sollicitation. Une rotation constante de 1°/min fixe est imposée, un contrôleur ajuste ensuite le déplacement longitudinal afin de maintenir le rapport  $F/C$  désiré ; cette consigne est atteinte pour tous les essais durant la montée élastique.

Le système de stéréo-corrélation d'image ARAMIS<sup>®</sup> a été équipé sur ces essais. Cette solution commerciale permet de calculer l'angle de torsion "local" de l'éprouvette  $\Theta$  pris de part et d'autre de la zone utile. Les trajectoires de deux marqueurs, situés à 2mm des congés de part et d'autre de l'entaille, sont calculées avec la solution de stéréo-corrélation

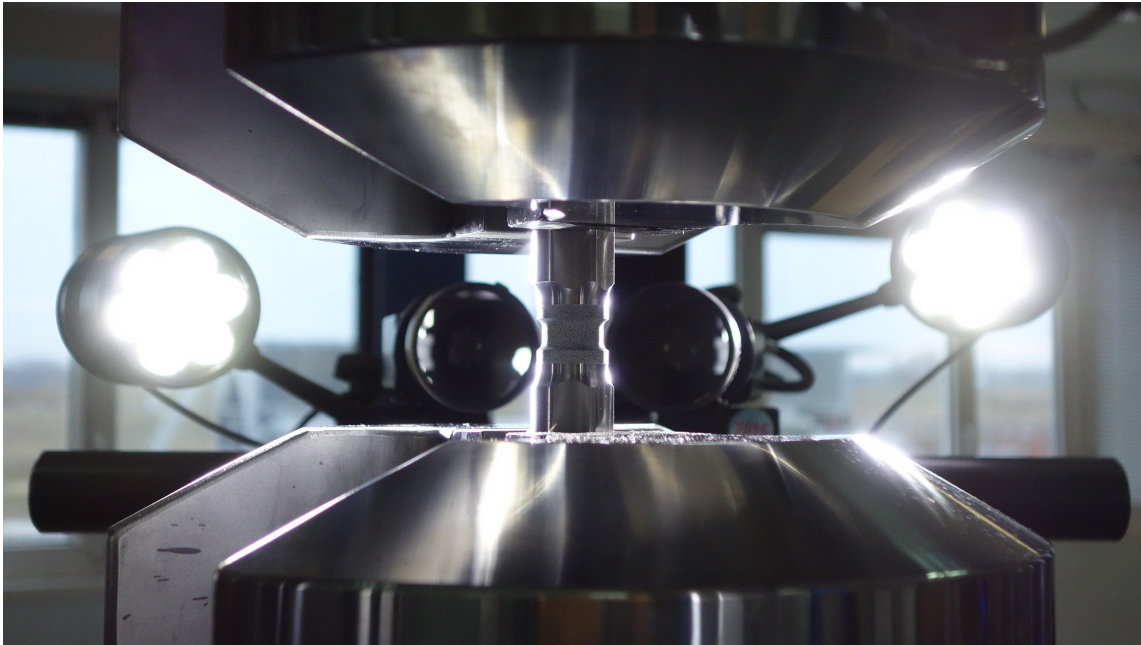


FIGURE III.8: Montage d'un essai de traction-torsion

dans le repère cylindrique du tube. Ces trajectoires permettent ensuite de calculer l'angle de rotation des deux points,  $\Theta$  est calculé comme étant la différence entre ces deux angles. Contrairement à l'angle de torsion globale mesuré au niveau de l'actionneur l'angle  $\Theta$  n'est pas affecté par la rigidité de la machine ou par le contact entre l'éprouvette et les mors. Ces mesures "locales" pourront être ensuite directement comparées avec les résultats des simulations.

### III.2.4 Essais de traction sur géométrie plane

#### Présentation des essais

Le premier objectif de ces essais est d'étudier l'apparition de bandes de localisation sur le comportement post-striction. Pour cela nous avons utilisé les éprouvettes Section Variable (SV) (figure III.9) qui sont des éprouvettes de traction plane avec des sections utiles ayant toutes une aire identique de  $15 \text{ mm}^2$  mais des ratios de forme  $A$  épaisseur/longueur  $A = e/L$  différents. Les éprouvettes avec une section compacte SV-53 se rapprochent des essais AL tandis que les éprouvettes SV plus fines sont elles propices à l'apparition de bandes de localisation. On référencera ces éprouvettes en fonction du ratio de forme de leurs partie utile  $SV A$ .

Le second objectif de ces essais est d'évaluer si le forgeage du ML340 induit une anisotropie de comportement plastique et/ou de rupture. Deux sens de prélèvement ont été envisagés : le sens long selon l'axe principal du forgé, noté L, et le sens tangent à l'axe principal du forgé, noté T. Des éprouvettes de Traction Plane (TP) de forme compacte on été conçues de manière à pouvoir être extraites dans le sens tangent, figure III.9. Les mesures pour le sens long ont été faites à partir des éprouvettes SV752. Les plans de prélèvements sont détaillés en annexe B.



## CHAPITRE III. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION MÉCANIQUE

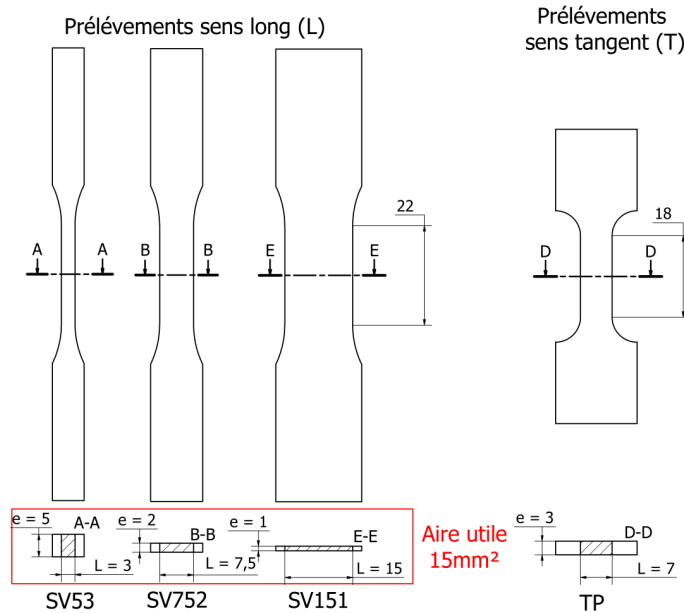


FIGURE III.9: Géométrie des éprouvettes à Section Variable (SV) et de Traction Plane (TP) - dimensions en millimètres

### Dispositifs expérimentaux

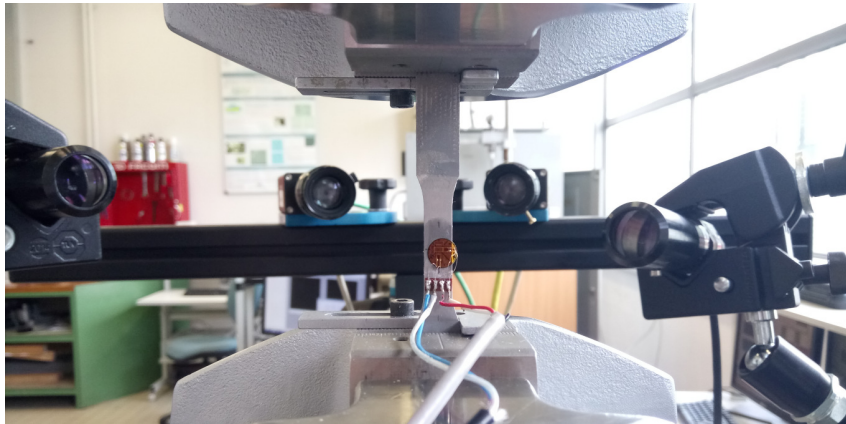


FIGURE III.10: Montage d'une éprouvette mors desserrés d'un essai SV-752 sur lequel est collé une jauge de déformation

Le dispositif expérimental utilisé est identique à celui utilisé pour les essais DP et EU à la différence près que des jauges de déformations ont été collées sur la face arrière des éprouvettes TP et SV752, figure III.10. Nous avons utilisé ici des rosettes KYOWA<sup>®</sup> comportant 3 jauges de déformation inclinées à 0°, 45° et 90°.

### III.2.5 Traction à grande vitesse

Des essais de TGV ont été réalisés afin d'évaluer l'effet de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques du ML340 en traction dans une gamme de vitesse proche de celles vue par les arbres de turbine. Des éprouvettes de traction avec une géométrie adaptée aux essais dynamiques ont été utilisés, voir annexe A. La partie utile de l'éprouvette correspond à la section cylindrique de diamètre 3mm. Un dégagement est volontairement créé entre la partie utile et les têtes de l'éprouvette afin de placer des jauges de déformation. Collées de part et d'autre de l'éprouvette, elles permettent d'évaluer l'effort exercé sur l'éprouvette au cas où le signal de la cellule de charge serait perturbé par l'onde de choc. L'effort appliqué peut être estimé dans la mesure où cette zone reste élastique et le module de Young du matériau est connu au préalable. Compte tenu de l'application industrielle, deux vitesses de déformations ont été considérées ici :  $\dot{\epsilon} = 0.1s^{-1}$  et  $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$ .

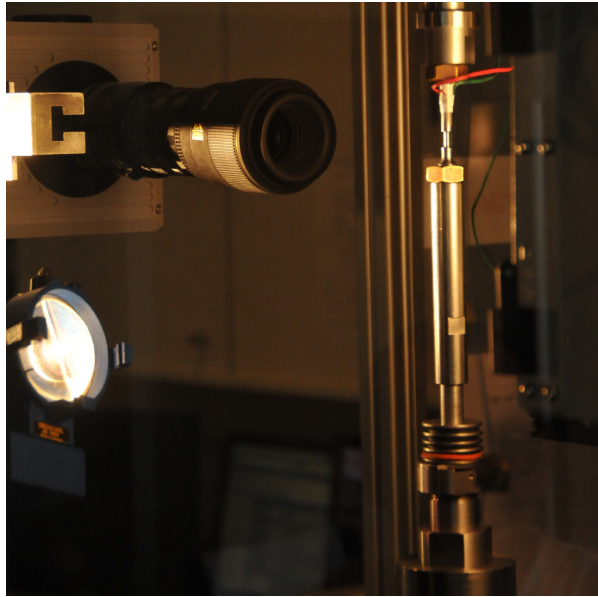


FIGURE III.11: Montage d'un essai Traction Grande Vitesse (TGV)

Les essais ont été réalisés sur une machine hydraulique Instron VHS 8800 avec une charge maximale de 80kN et une vitesse de sollicitation pouvant monter jusqu'à 25 m.s<sup>-1</sup>. Les éprouvettes ont été montées sur une colonne dont l'extrémité inférieure est entraînée par un piston hydraulique. La poussée du piston est réglée de manière à ce que la vitesse moyenne du piston au moment de l'amarrage avec la colonne corresponde avec la consigne donnée. La vitesse du piston est mesurée avec deux transducteurs lasers Fielder © ayant une fréquence d'échantillonnage de 50 MHz. Les essais ont été filmés avec une caméra rapide Photron, modèle Fastcam SA1.1, pouvant acquérir 5400 images par seconde en étant en résolution d'image maximum (1024x1024 pixels). Des marqueurs ont été peints sur la zone utile de l'éprouvette afin de mesurer la déformation longitudinale à partir des images enregistrées. Ces mêmes images ont permis de mesurer la diminution de section de l'éprouvette avec la méthode présentée dans la section III.4.

### III.2.6 Prélèvements et usinage

Toutes les ébauches des éprouvettes ont été extraites avec une machine d'électroérosion au fil puis traitées dans des fours sous-vide de la société Safran AE selon la gamme de référence industrielle de l'acier. Une surépaisseur de 1mm vis-a-vis des côtes nominales des éprouvettes a été ajoutée sur les ébauches afin d'éliminer lors de l'usinage l'oxydation de surface due au traitement thermique. Les plans de prélèvements détaillés des ébauches sont donnés en annexe B.

## CHAPITRE III. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION MÉCANIQUE

Trois gammes d'usinages différentes ont été utilisées. Les éprouvettes cylindriques AL, AE et TGV ont été usinées sur un tour. Les éprouvettes AL ont été polies jusqu'à atteindre une rugosité  $Ra$  de 0,3 conformément aux standards de la société Safran AE. Les éprouvettes plates EU, DP, TP et SV ont d'abord été rectifiées pour obtenir l'épaisseur désirée puis découpées par électroérosion pour obtenir la forme des contours. Les éprouvettes TCTE et TCTL ont été fabriquées en trois étapes. Les ébauches ont d'abord été percées au centre et rectifiées afin d'obtenir un perçage droit. Ensuite chaque éprouvette a été usinée sur un tour afin de lui donner son profil cylindrique ; enfin les méplats des têtes ont été fraisés. Les dimensions des parties utiles ont été contrôlées sur chaque éprouvette après usinage, les dimensions nominales indiquées par la suite correspondent aux valeurs mesurées lors de la métrologie.

### III.3 Simulations

Dans cette section, le modèle mécanique utilisé pour simuler le comportement du ML340 est présenté en quatre étapes. D'abord nous présenterons le formalisme des déformations finies adopté, puis nous détaillerons le modèle matériau. Nous présenterons ensuite la mise en donnée EF des essais de rupture (maillage, conditions limites...). La dernière partie détaille la stratégie numérique pour imposer un chargement proportionnel en traction-torsion sur les simulations des essais TCTE.

#### III.3.1 Déformations finies

Dans sa configuration de référence correspondant à l'instant  $t_0$ , un point matériel appartenant à une structure est défini par son vecteur de position  $\underline{\mathbf{X}}$ . A l'instant  $t$  ce même point est à la position  $\underline{\mathbf{x}}$  qui dépend de  $\underline{\mathbf{X}}$  et de  $t$ . On notera par la suite le gradient de déformation  $\underline{\mathbf{F}}$ , le Jacobien  $J$ , le vecteur de déplacement du point considéré  $\underline{\mathbf{u}}$ . Le vecteur de vitesse peut être considéré du point de vue Lagrangien  $\underline{\mathbf{V}}$  ou bien Eulerien  $\underline{\mathbf{v}}$ .

$$\underline{\mathbf{F}}(\underline{\mathbf{X}}, t) = \frac{\partial \underline{\mathbf{x}}(\underline{\mathbf{X}}, t)}{\partial \underline{\mathbf{X}}} ; J = \det(\underline{\mathbf{F}}) \quad (\text{III.12})$$

$$\underline{\mathbf{u}}(\underline{\mathbf{X}}, t) = \underline{\mathbf{x}}(\underline{\mathbf{X}}, t) - \underline{\mathbf{X}} \quad (\text{III.13})$$

$$\underline{\mathbf{V}} = \frac{\partial \underline{\mathbf{u}}}{\partial t} = \frac{\partial \underline{\mathbf{x}}}{\partial t} ; \underline{\mathbf{v}}(\underline{\mathbf{x}}, t) = \underline{\mathbf{V}}(\underline{\mathbf{x}}^{-1}(\underline{\mathbf{x}}, t), t) \quad (\text{III.14})$$

Le gradient du champ de vitesse est noté  $\underline{\mathbf{L}}$ , il se décompose en deux tenseurs : le tenseur des vitesses de déformation  $\underline{\mathbf{D}}$  et le tenseur des rotations  $\underline{\mathbf{\Omega}}$ .

$$\underline{\mathbf{L}} = \dot{\underline{\mathbf{F}}} \cdot \underline{\mathbf{F}}^{-1} = \underline{\mathbf{D}} + \underline{\mathbf{\Omega}} \quad (\text{III.15})$$

$$\underline{\mathbf{D}} = \frac{1}{2} \left( \underline{\mathbf{L}} + \underline{\mathbf{L}}^t \right) ; \underline{\mathbf{\Omega}} = \frac{1}{2} \left( \underline{\mathbf{L}} - \underline{\mathbf{L}}^t \right) \quad (\text{III.16})$$

## CHAPITRE III. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION MÉCANIQUE

Nous adopterons ici le tenseur des contraintes de Cauchy  $\underline{\underline{T}}$ , il relie l'incrément de force  $d\underline{\underline{f}}$  avec la surface élémentaire sur lequel il est appliqué  $d\tilde{S}$  et la normale à cette surface  $\underline{\underline{n}}$ .

$$d\underline{\underline{f}} = \underline{\underline{T}} \cdot \underline{\underline{n}} d\tilde{S} \text{ sur la configuration à l'instant } t \quad (\text{III.17})$$

### III.3.2 Modèle matériau

Compte tenu des cas de chargements considérés, une formulation en grandes déformations est adoptée ici. Nous nous placerons dans le repère local objectif détaillé par Besson *et al.* (2009) dans lequel l'orientation du repère évolue avec la déformation. Les tenseurs des contraintes  $\underline{\underline{\sigma}}$  et des vitesses de déformation  $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}$  dans le repère local sont obtenus par rotation du tenseurs des contraintes  $\underline{\underline{T}}$  et du tenseur de vitesses de déformation  $\underline{\underline{D}}$ .

$$\underline{\underline{\sigma}} = \det^{-1}(\underline{\underline{F}}) \underline{\underline{Q}}^t \cdot \underline{\underline{T}} \cdot \underline{\underline{Q}} \quad (\text{III.18})$$

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}} = \underline{\underline{Q}} \cdot \underline{\underline{D}} \cdot \underline{\underline{Q}}^t \quad (\text{III.19})$$

La rotation dans le repère local, ou repère corotationnel, est effectuée en chaque point de la structure, elle est définie par  $\underline{\underline{Q}}$

$$\dot{\underline{\underline{Q}}}^t \cdot \underline{\underline{Q}} = \underline{\underline{\Omega}} \quad (\text{III.20})$$

Dans ces travaux nous considérerons le cas d'un matériau isotrope avec un comportement élasto-plastique non-linéaire. La vitesse de déformation  $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}$  comporte une contribution élastique  $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_e$  et une contribution plastique.

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}} = \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_e + \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_p \quad (\text{III.21})$$

La déformation plastique est elle pilotée par la fonction d'écrouissage suivante

$$\Phi(\underline{\underline{\sigma}}, R) = \bar{\sigma} - R(p) \quad (\text{III.22})$$

avec  $R$  la fonction d'écrouissage du matériau dépendant de  $p$ , la déformation plastique cumulée, et  $\bar{\sigma}$  la contrainte équivalente. Compte tenu du caractère isotrope on adopte ici une loi de Prandtl-Reuss.

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_p = \dot{p} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{s}}} \quad (\text{III.23})$$

Le choix de la contrainte équivalente, de la fonction d'écrouissage et du comportement isotrope seront détaillés dans le chapitre V. La déformation élastique est elle calculée avec la loi de Hooke.

$$\underline{\underline{\epsilon}}_e = \frac{1}{E} \left( (1 + \nu) \underline{\underline{\sigma}} - \nu \text{Tr}(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{Id}} \right) \quad (\text{III.24})$$

### III.3.3 Mise en données

Une partie des essais présentés dans la section III.2 ont été modélisés par éléments finis en utilisant le modèle matériau présenté précédemment. Nous proposons ici de détailler les mises en données. L'ensemble des calculs a été réalisé avec la suite Zset<sup>©</sup>.

Tous les maillages présentés ici utilisent des éléments à interpolation quadratique et à intégration réduite. En tenant compte des symétries de chargement et des géométries, nous avons utilisé des éléments 2D axi-symétriques pour représenter les essais AL et AE (figure III.12), les essais DP et EU ont été modélisés avec des éléments 3D mais seul un huitième de l'éprouvette a été utilisé (figure III.13). Compte tenu des hétérogénéités créées par les aplats sur les têtes, l'intégralité de la géométrie TCTE a été modélisée. Les congés de l'éprouvette TCTE ont été maillés avec des éléments type tétraèdres et pyramides afin de déraffiner le maillage dans les têtes et ainsi d'alléger le modèle, figure III.14

Les conditions limites ont été appliquées de manière à représenter le cas de chargement idéal correspondant à chaque essai, figures III.12, III.13 & III.14. Les conditions limites appliquées sur les éprouvettes TCTE seront décrites dans la section suivante.

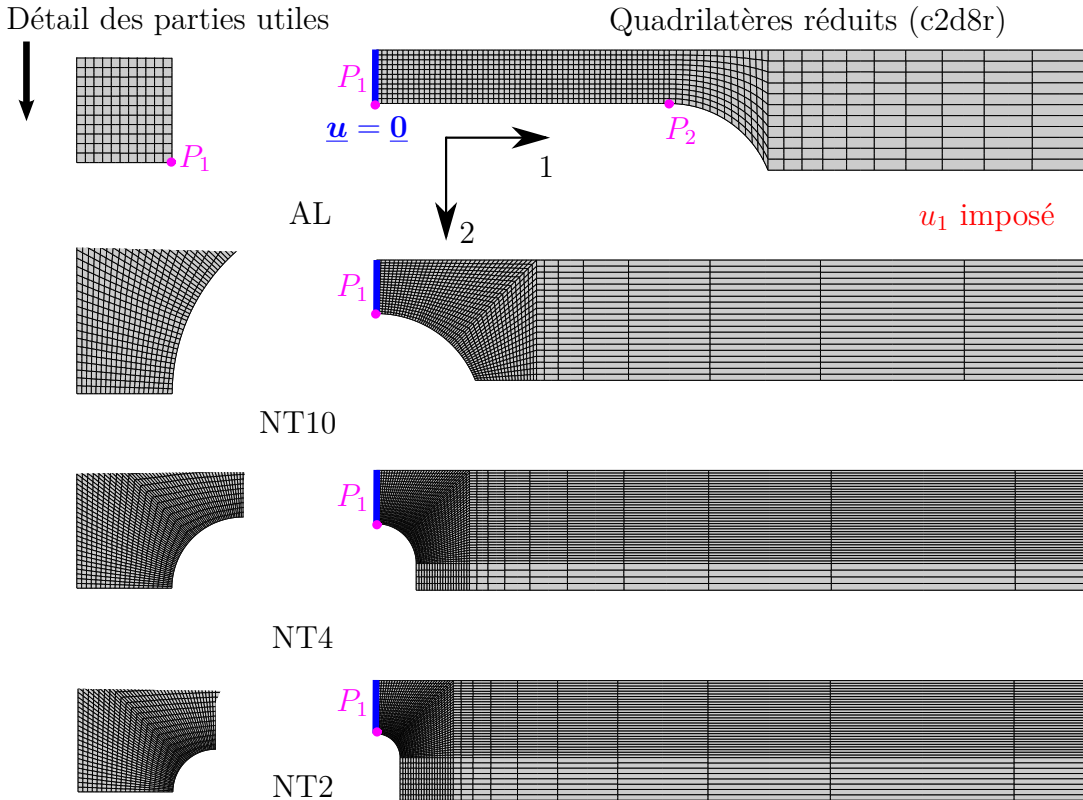


FIGURE III.12: Mise en données des simulations sur géométries axi-symétriques

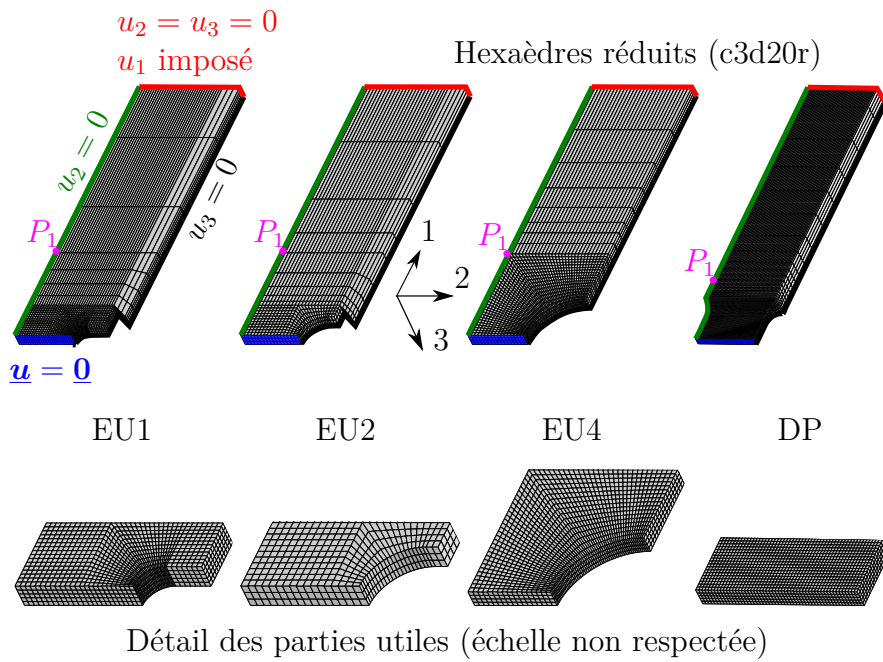


FIGURE III.13: Mise en données des simulations sur géométries de type plaques

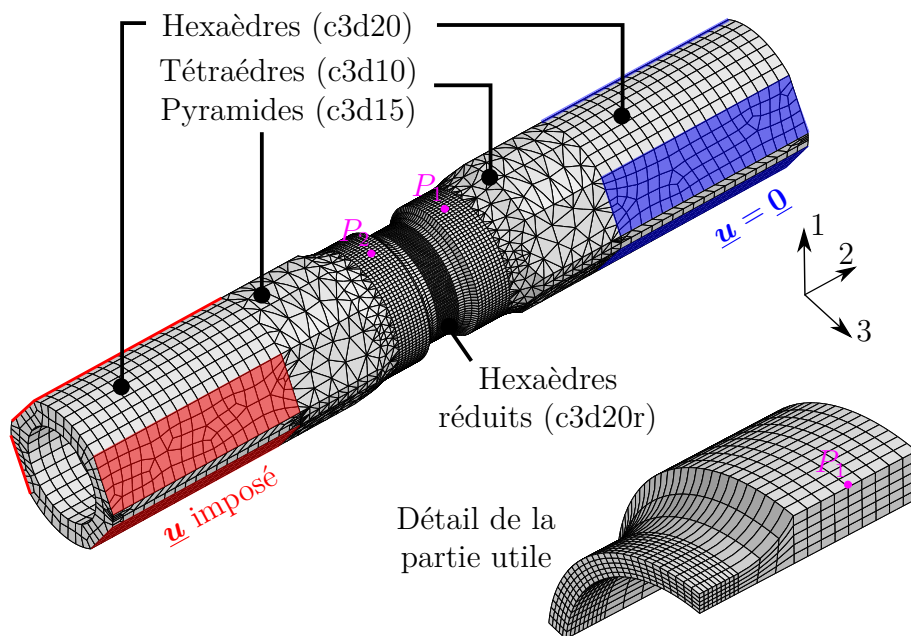


FIGURE III.14: Mise en données des simulations TCTE



## CHAPITRE III. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION MÉCANIQUE

Pour chaque simulation les déplacements ont été extraits à partir de nœuds caractéristiques  $P$ , leurs emplacements sont indiqués sur les figures III.12, III.13 & III.14. Les déplacements ont ensuite été post-traités de manière similaire aux essais, le détail des calculs est présenté sans le tableau III.1.

Essai	Point	Dép.	Post-traitement
AL	$P_1$	$u_2$	$\zeta = -\frac{u_2}{2}.$
AL	$P_2$	$u_1$	$\varepsilon_i = \frac{u_1}{11}.$
AE	$P_1$	$u_2$	$\zeta = -\frac{u_2}{2}.$
EU	$P_1$	$u_1$	$\varepsilon_i = \frac{u_1}{9}.$
DP	$P_1$	$u_1$	$\varepsilon_i = \frac{u_1}{6.5}$
TCTE	$P_1 \text{ \& } P_2$	$u_1 \text{ \& } u_3$	$\Theta_i = \frac{180}{\pi} \arctan \left( \frac{u_{1i}}{u_{3i} + 10.5} \right); \Theta = \Theta_1 - \Theta_2$

TABLE III.1: Post-traitements des déplacements à partir des simulations

### III.3.4 Chargement proportionnel en traction-torsion

Afin de reproduire le chargement proportionnel appliqué sur les essais TCTE nous avons utilisé une méthode itérative présentée sur la figure III.15. Le chargement est piloté en rotation, au début du calcul un incrément de rotation  $\Delta\Theta$  est appliqué sur la structure. On estime ensuite la charge à appliquer à cette itération  $F_{it}$  pour obtenir le chargement désiré. Compte-tenu du caractère non linéaire, le solveur adapte l'incrément jusqu'à atteindre l'équilibre. Une fois le chargement appliqué, on vérifie rétrospectivement si le ratio  $\kappa$  désiré est bien atteint. L'effort  $F$  que l'on aurait dû appliquer est calculé afin d'améliorer la prédiction  $F_{it}$  lors du prochain incrément de chargement. La procédure est répétée jusqu'à la fin du calcul.

Nous noterons que ce mode de chargement induit un retard entre la consigne donnée sur  $\kappa$  et sa valeur effective. Le premier pas de chargement est toujours en torsion pure. Cependant en choisissant un incrément de chargement  $\Delta\Theta$  suffisamment petit, cette erreur est appliquée uniquement dans la zone élastique du chargement. La charge à appliquer  $F_{it}$  peut être calculée de deux manières différentes. La première méthode consiste à faire une prévision extrapolée de l'effort à appliquer, cette méthode permet de minimiser les incréments de calcul car la consigne est atteinte très vite, cependant lorsque  $\kappa \geq 1$  le calcul diverge en rentrant dans le domaine plastique. La seconde méthode consiste à fixer  $F_{it}$  comme étant l'effort à appliquer au pas de calcul précédent. Cette méthode induit un retard sur la commande et demande donc des incréments de rotation très fins mais fonctionne en toutes circonstances. Nous avons ici utilisé la méthode extrapolée lorsque  $\kappa < 1$  et la méthode non extrapolée pour  $\kappa \geq 1$ .

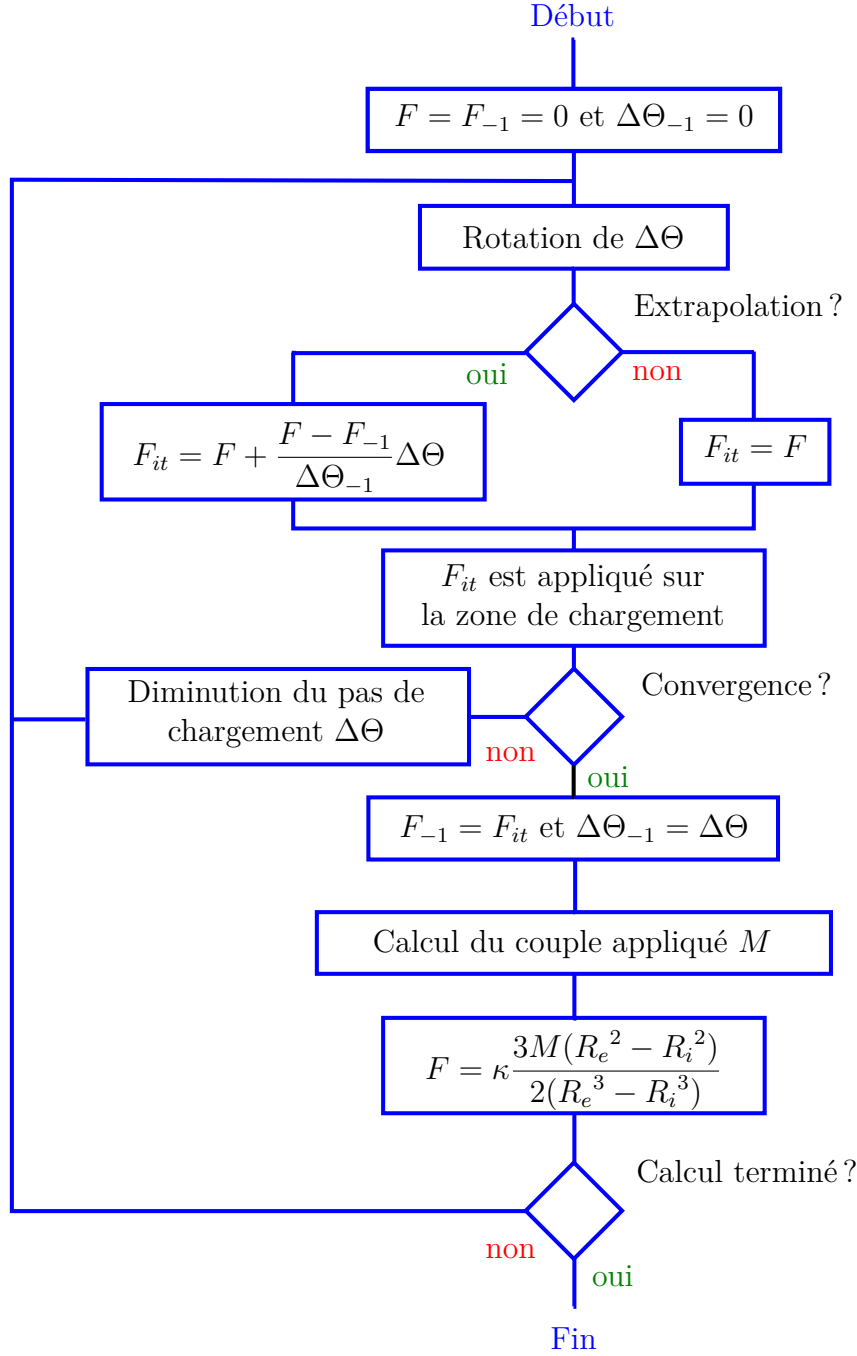


FIGURE III.15: Diagramme séquentiel décrivant les étapes du chargement proportionnel en traction/compression torsion implémenté sous Zset®

### III.4 Mesure de la diminution de section

Nous proposons ici de détailler une méthode de suivi de la diminution de section au cours d'un essai de traction développé dans le cadre de ces travaux de thèse. Dans une première sous-section nous exposerons l'intérêt de mesurer la diminution de section et les difficultés techniques associées. Ensuite nous détaillerons la technique utilisée dans une seconde sous-section puis nous parlerons des incertitudes liées à cette mesure.



### III.4.1 Pourquoi mesurer la diminution de section ?

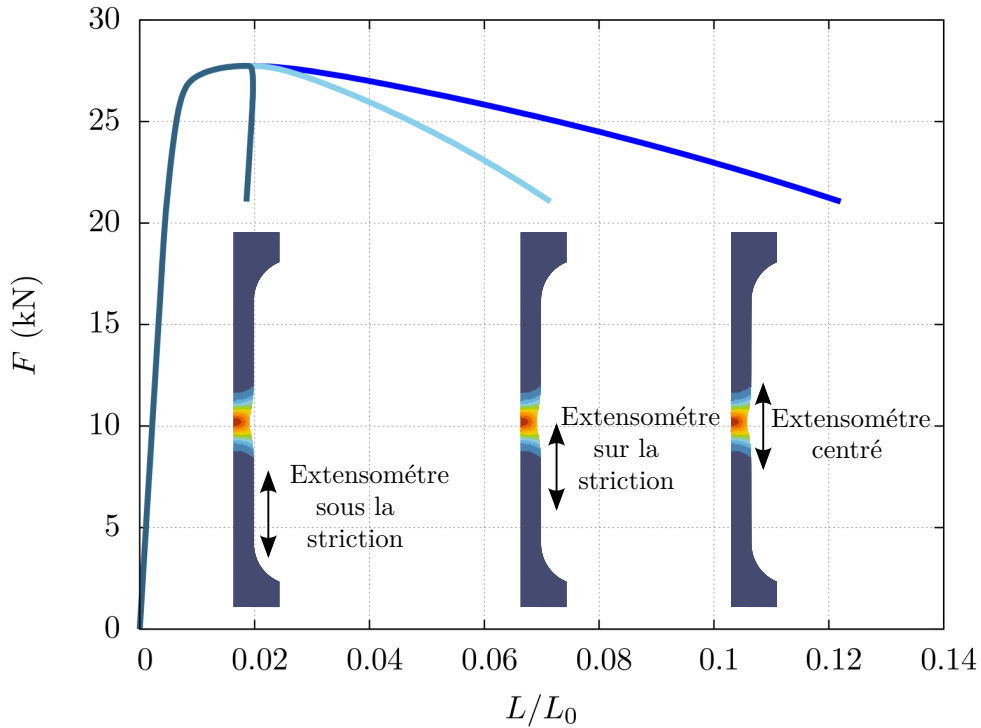


FIGURE III.16: Effet de la position de l'extensomètre sur la mesure de déformation post-striction lors d'un essai de traction

La diminution de section à rupture  $\zeta(S_*)$ , communément appelée  $Z\%$ , est un bon indicateur de la ductilité du matériau.  $S_*$  est l'aire à rupture mesurée directement sur l'échantillon rompu. Cette mesure est plus fiable que la déformation moyenne à rupture  $\Delta L_*/L_0$  qui dépend elle de la position de l'extensomètre.

Pour illustrer ce point nous proposons l'exemple suivant. Une éprouvette AL est soumise à un chargement en traction au delà du pic d'effort déclenchant l'apparition de la striction. On utilise un extensomètre à base fixe :  $l_0 = 6\text{mm}$  pour mesurer la déformation longitudinale  $\Delta L/L_0$ . La position de la zone de striction étant aléatoire, différentes positions relatives entre l'extensomètre et la gorge de striction peuvent être envisagées : il peut être centré de part et d'autre de la zone de striction, avoir un bras positionné en fond de la gorge ou bien mesurer une déformation en dehors de la zone de striction. Les courbes de tractions obtenues pour ces trois cas sont présentées sur la figure III.16 en utilisant la loi de comportement identifiée dans le chapitre V. On voit ici clairement que avant striction, la position de l'extensomètre n'a aucune influence sur la mesure de la déformation.

Pour un essai de traction, mesure de déformation longitudinale et diminution de section sont toutes deux complémentaires. Avant l'apparition de la striction, la déformation longitudinale est une mesure à privilégier car la section varie très peu. Au contraire,

## CHAPITRE III. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION MÉCANIQUE

après striction la mesure de diminution de section est à privilégier car, comme montré ci-dessus, la déformation longitudinale n'est plus une mesure fiable.

Mesurer la diminution de section n'est cependant pas facile à mettre en œuvre, ceci pour plusieurs raisons. Dans le cas des essais AL il est difficile de placer un système de mesure car l'emplacement de la striction n'est pas connu avant l'essai. Nous noterons que la diminution de section est également une mesure privilégiée pour le cas des éprouvettes AE, dans ce cas la présence d'une entaille permet de positionner un système de mesure, figure III.3c. Cependant les systèmes de mesure mécanique, tels que les extensomètres radiaux, trouvent aussi leurs limites : pour les entailles sévères, ils peuvent se coincer dans l'entaille, il arrivent parfois que l'extensomètre mesure une diminution de section en biais. Pour ces raisons la méthode suivante a été développée dans ces travaux.

### III.4.2 Méthode de mesure

#### Principe

La diminution de section est mesurée grâce au traitement d'image. Le principe général est le suivant : une caméra filme de côté une éprouvette de section cylindrique, typiquement les éprouvettes AL et AE. On isole sur les images les deux contours de l'éprouvette et on mesure leur distance suivant deux techniques décrites par la suite. Si le faciès de rupture du matériau est circulaire, autrement dit pour un matériau isotrope dans ce sens de prélèvement, cette mesure fournit directement le diamètre minimal de l'éprouvette pour chaque prise de vue. Dans le cas d'un matériau anisotrope, le faciès de rupture est ovale, il est alors envisageable d'utiliser une seconde caméra et de remonter au grand axe et au petit axe de l'ellipse comme proposé par [Mirone et Corallo \(2013\)](#). Dans ces travaux cette technique n'a pas été envisagée. La méthode de caractérisation décrite ci-après a fait l'objet d'un dépôt de brevet par [Defaisse \*et al.\* \(2018a\)](#).

#### Dispositif expérimental

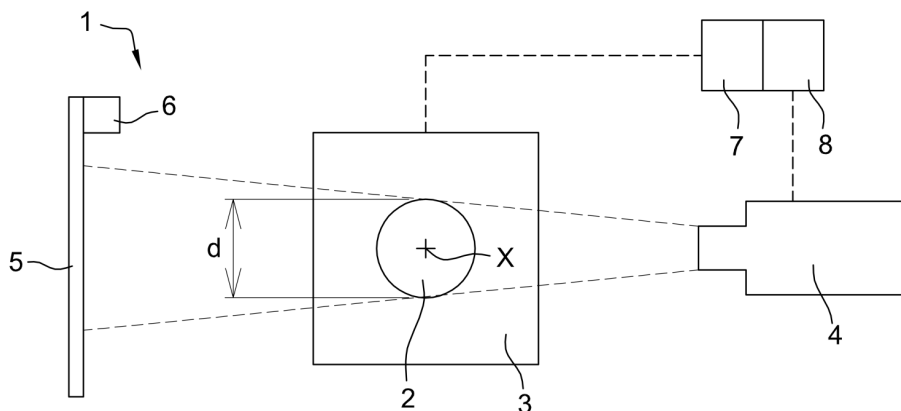


FIGURE III.17: Schéma du montage ([Defaisse \*et al.\*, 2018a](#))

## CHAPITRE III. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION MÉCANIQUE

Le montage expérimental est schématisé sur la figure III.17. On retrouve ici un montage de traction constitué d'une éprouvette cylindrique (2) qui est montée sur une machine de traction (3) et muni d'un système d'acquisition et de contrôle (7). L'essai est filmé par une caméra (4), un fond de couleur (5) éclairé par une lampe (6) est placé derrière l'éprouvette afin de faciliter par la suite le traitement d'image. Un système de synchronisation (8) est rajouté afin de faire correspondre les prises de vue de la caméra avec les mesures relevées par le système de contrôle du banc de traction. La synchronisation a été possible grâce à un générateur d'impulsions. L'acquisition de la caméra et du banc démarrent simultanément grâce à un trigger. Chaque impulsion correspondant à une image, il suffit ensuite de régler une fréquence d'acquisition identique sur les deux systèmes.

### Traitement d'image

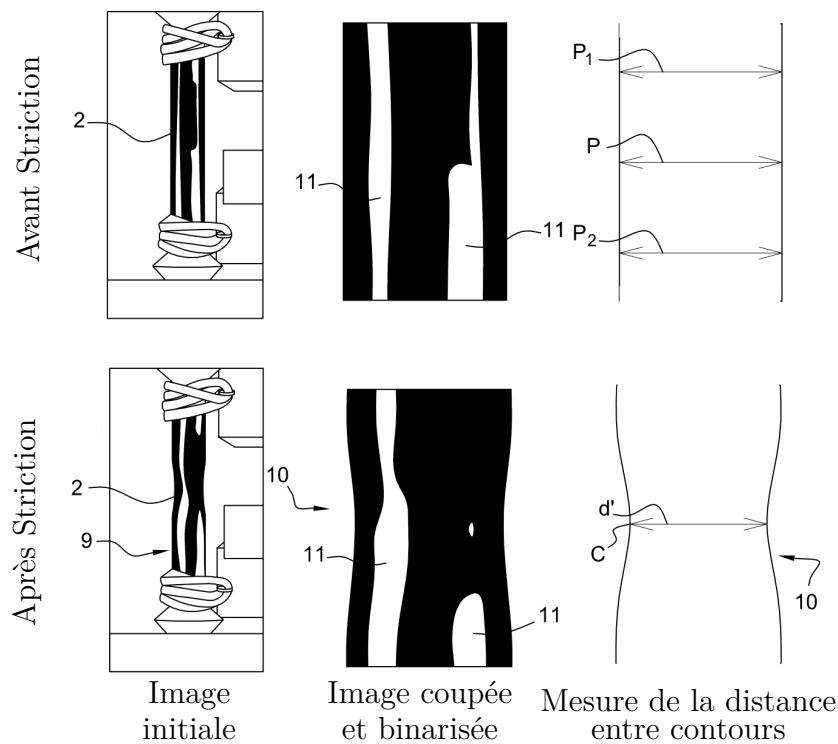


FIGURE III.18: Principe du traitement d'image utilisé pour mesurer la diminution de section (Defaisse *et al.*, 2018a)

Le traitement d'image est effectué de manière séquentielle. Les étapes principales du traitement sont illustrées sur la figure III.18. L'entrée du script est une image de l'essai couvrant toute la zone utile de l'éprouvette (A). L'image est ensuite réduite afin de garder uniquement l'éprouvette (2) et le fond (10). Cette image est ensuite binarisée (B) de manière à séparer le fond de l'éprouvette elle-même. Plusieurs traitements d'image sont possibles, ici nous avons joué sur le contraste en forçant un fond clair et une éprouvette sombre. Il est possible que des reflets (11) apparaissent. Ces derniers peuvent être supprimés en appliquant de la peinture mat, cependant la peinture peut s'écailler et

## CHAPITRE III. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION MÉCANIQUE

perturber l'analyse d'image. Nous avons ici supprimé les reflets par traitement d'image. L'image (B) est labélisée de manière à séparer chaque sous-ensembles, ensuite un masque est appliqué sur l'image de manière à "remplir" les labels correspondant aux reflets. Cette méthode permet de garder l'intégrité des formes. Un algorithme de détection de contour est ensuite utilisé de manière à dissocier les contours extérieurs de l'éprouvette (C). On peut calculer la distance entre les deux contours de deux manières différentes. Avant striction (a) la diminution de section est faible et se fait de manière homogène dans la partie utile, il est alors envisageable de calculer une distance moyenne. On calcule ainsi pour chaque point d'un des deux contours sa distance minimale avec le contour d'en face notée  $P_i$ , la distance moyenne entre les contours  $d$  est la moyenne des  $P_i$ . Après striction (b) le calcul de la distance entre contours consiste à chercher le point en fond d'entaille (C) et à calculer la distance  $d'$  entre ce point et le contour d'en face. La distance initiale  $d_0$  est calculée comme étant la distance  $d$  d'une image prise à l'état non déformé. Ces distances sont exprimées en pixels mais il est possible de calculer l'échelle de l'image grâce au diamètre moyen à l'état non déformé. Aussi il est possible de détecter le début de la striction en considérant que celle-ci démarre dès que  $d'$  devient suffisamment inférieur à  $d$ . En notant  $\epsilon$  la marge d'erreur lié au bruit de mesure ce critère s'écrit

$$d - d' \geq \epsilon \text{ avec } \epsilon \geq 0 \quad (\text{III.25})$$

### Résumé

En résumé cette technique permet de suivre l'évolution du diamètre d'une éprouvette axi-symétrique par traitement d'image. Deux diamètres sont calculés, un diamètre avant striction  $d$  et un diamètre après striction  $d'$ . Le début de la striction est détecté par simple différence entre les deux diamètres mesurés. L'échelle des images est calculée à partir d'une photo à l'état non déformé en connaissant le diamètre initial de l'éprouvette. La synchronisation entre la prise d'image et le système d'acquisition du banc de traction permet d'associer à chaque diamètre mesuré un niveau de force, un temps et même la déformation de l'extensomètre longitudinal.

### III.4.3 Incertitude de mesure

La mesure la plus importante dans cette technique est celle de  $d'$ , là où la mesure de l'extensomètre longitudinal n'est plus viable. La précision en pixels du calcul de  $d'$  est calculée de la manière suivante

$$\epsilon_{d'} = \frac{2\delta d'}{d'} \quad (\text{III.26})$$

où  $\delta d'$  correspond à l'incertitude en pixels sur la détection d'un contour, le facteur 2 indique que deux contours sont détectés. Pour les éprouvettes AL il est nécessaire de filmer à faible grossissement afin de couvrir l'intégralité de la zone utile. La plus petite distance mesurée est  $d' = 250$  pixels, la zone de transition de l'éprouvette vers l'extérieur est elle au maximum de  $\delta d' = 3$  pixels. Ainsi pour les essais AL  $\epsilon_{d'} = 2.4\%$ . Pour les essais AE, la présence de l'entaille permet d'utiliser un plus fort grossissement. La plus petite distance entre contours mesurée est  $d' = 700$ , l'incertitude sur le contour est cependant plus importante, on estime ici que  $\delta d' = 5$  pixels. Pour les essais AE la plus petite erreur de mesure sur le contour est de  $\epsilon_{d'} = 0.7\%$

## CHAPITRE III. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION MÉCANIQUE

## Chapitre IV

# Rupture et endommagement du ML340 sous chargement multiaxial

### IV.1 Introduction

Ce chapitre est consacré aux mécanismes physiques de la rupture observés sur le ML340 soumis à des chargements multiaxiaux, quasi-statiques et à température ambiante. Dans la section IV.2 nous détaillerons les différents modes de rupture rencontrés sur les essais SV et TCT. Nous nous intéresserons aux caractéristiques macroscopiques de la rupture comme l'apparition d'instabilités, les instants de rupture, les réponses mécaniques... L'objectif est ici de répertorier les différentes instabilités qui sont apparues et de sélectionner les essais qui seront utilisés pour calibrer le modèle de rupture. À une échelle intermédiaire nous nous intéresserons dans la section IV.3 à la localisation des points d'amorçage de fissure sur les faciès de rupture. Dans la section IV.4 nous descendrons à l'échelle microscopique avec l'étude des mécanismes d'endommagement. Les observations ont été réalisées au MEB sur les éprouvettes post mortem à partir des fractographies, ou bien vues en coupe. La section IV.5 reprend des résultats présentés au fil de ce chapitre sous forme de synthèse.

### IV.2 Modes de rupture macroscopiques

#### IV.2.1 Essais à section variables : formation de bandes de localisation

Les essais SV ont été conçus afin d'obtenir des comportements post-striction différents à partir d'un essai de traction simple. L'observation des éprouvettes rompues en figure IV.1 nous permet de distinguer différents modes de rupture. L'essai SV53 présente une striction diffuse prononcée, figure IV.1c, et un faciès de rupture "cup-cone", figure IV.1a, il est très proche de l'essai AL. L'essai SV752, de section plus fine, est très similaire à l'essai SV53 à la différence près qu'une bande de localisation commence de se former figure IV.1d. Sur l'éprouvette SV151 de type plaque se forme une bande de localisation franche, figure IV.1e. Cette éprouvette s'est cassée en trois morceaux car la fissure a suivi deux trajets, un trajet droit correspondant à une rupture ductile et un trajet incliné suivant la bande de localisation. Nous noterons que sur les quatre éprouvettes testées, deux seulement ont cassées en trois morceaux, les deux autres présentent uniquement une fissure horizontale.

Les cartographies thermiques de ces essais avant rupture montrent que la dissipation de chaleur est maximum dans la bande de localisation. L'énergie plastique étant la principale source de dissipation, la déformation plastique est donc maximum à cet instant dans la

## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

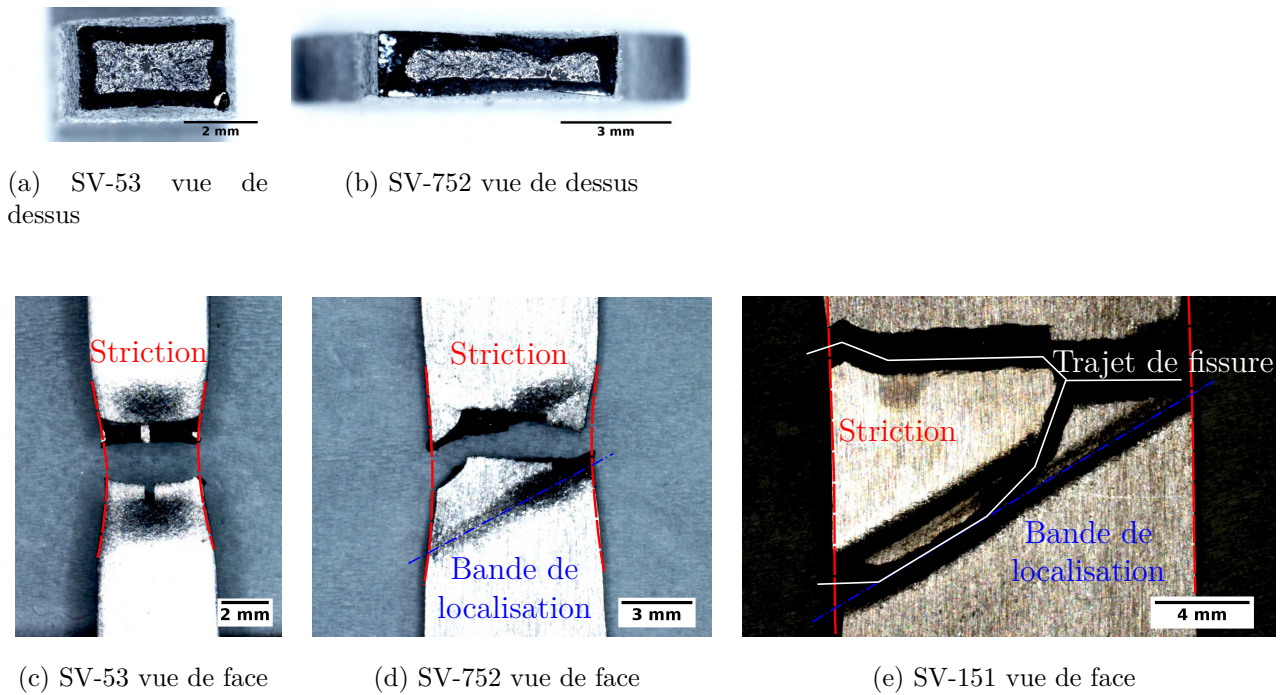


FIGURE IV.1: Vues macroscopiques de la rupture des éprouvettes SV sur l'acier ML340

bande : nous nous serions attendus à observer une propagation de fissure guidée par la bande, or cela n'a pas été le cas. Nous proposerons ici le scénario de rupture suivant : la bande de localisation crée un glissement entre la partie inférieure et supérieure de l'éprouvette, ce dernier est représenté par les flèches noires sur la IV.2, compte tenu de l'ancrage rigide des têtes dans les mors, chaque demi-éprouvette se retrouve en flexion. La fissure peut ainsi amorcer sur l'extrados de l'éprouvette, commencer d'ouvrir l'éprouvette en mode I puis se propager de manière aléatoire. Compte tenu de la propagation rapide de la fissure, il est difficile de vérifier cette hypothèse. Un moyen simple serait de supprimer la composante de flexion permettant à l'éprouvette de se translater dans le plan et de regarder si la fissure se propage bien dans la bande de localisation.

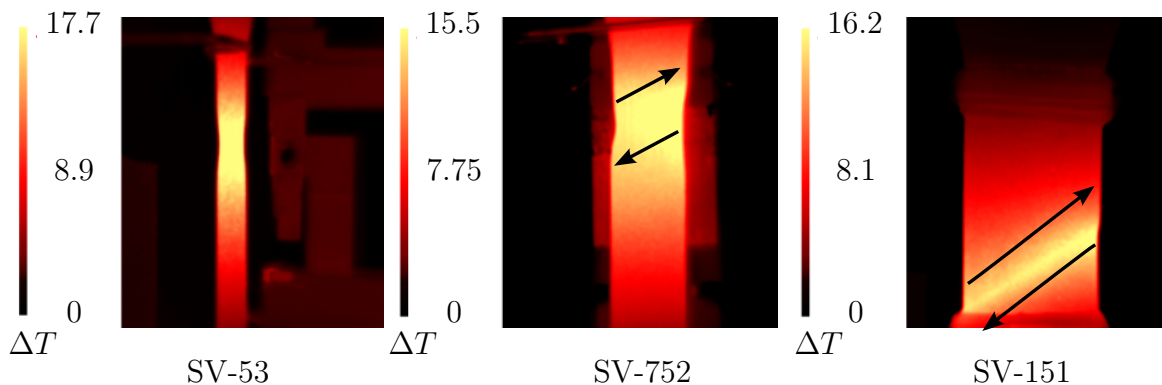


FIGURE IV.2: Élévations de température avant rupture mesurée lors des essais SV



## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

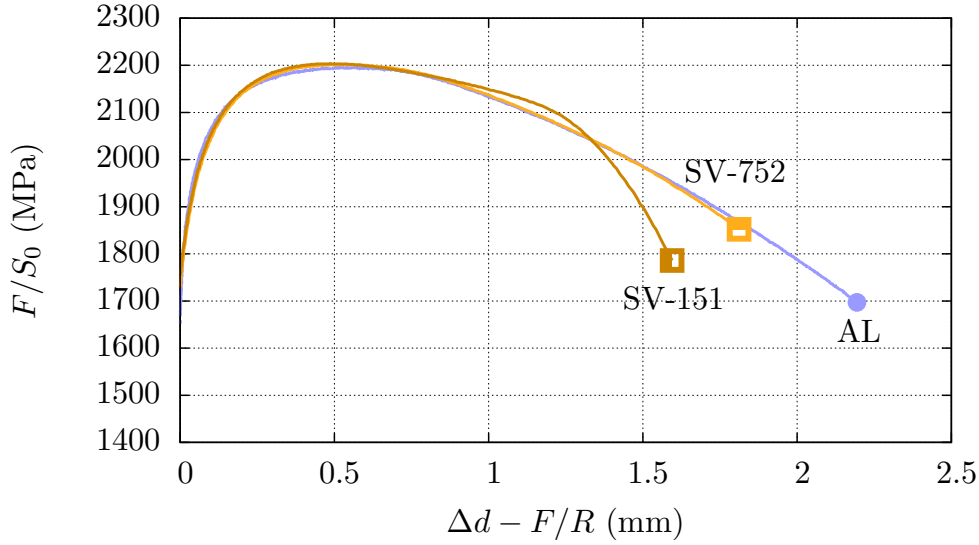


FIGURE IV.3: Comparaison du comportement post striction pour les essais AL, SV-752 & 151

A défaut d'établir un scénario de rupture clair, nous pouvons regarder l'influence des bandes de localisation sur le comportement post-striction. La réponse mécanique de plusieurs éprouvettes de traction est comparée sur la figure figure IV.3. Afin de nous affranchir des contraintes liées à l'extensomètre dans le régime post-striction et aussi afin de comparer plusieurs géométries, nous avons utilisé une mesure d'allongement global de l'éprouvette dans le domaine plastique. La mesure consiste à retrancher au déplacement de la traverse  $\Delta d$  le rapport de la force  $F$  divisé par la raideur élastique globale  $R$  propre à chaque type d'essai. Compte-tenu d'un glissement récurrent des têtes des éprouvettes SV dans les mors hydrauliques, seuls deux essais de ce type ont pu être exploités. L'éprouvette SV151 montre une chute de charge suite à la localisation tandis que l'éprouvette SV752, qui présente une localisation moins marquée, garde un comportement post-striction suivant la même trajectoire que l'éprouvette AL mais en cassant plus tôt.

Ces essais ne seront pas exploités dans la base de données destinée à définir un critère de rupture car on observe l'apparition d'une bande de localisation avant la rupture. Du point de vue de la structure, l'apparition d'une instabilité est un critère indiquant que la structure a atteint sa déformation/charge limite. Les essais SV53 sont quand a eux similaires aux essais AL. Ces résultats seront cependant exploités pour définir des critères de déclenchement des instabilités par le groupe Safran.

### IV.2.2 Essais de traction/compression-torsion : changement de modes de rupture

Pour étudier le mode de rupture des essais TCT nous nous appuyons sur trois données qui sont : l'observation post-mortem des éprouvettes figure IV.4, les réponses mécaniques macroscopiques de chaque essai figure IV.5 et les cartographies de la déformation principale acquises par corrélation d'image juste avant rupture figure IV.6. Nous noterons que nous avons rajouté sur la figure IV.5 les réponses des deux essais TCTE réalisés sur un



## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

lot matière différent, ils correspondent aux ratios de chargement  $\kappa$  0.47 et 0.9. Ces essais ont été réalisés par la société Safran AE, compte tenu de la très bonne reproductibilité de la réponse mécanique du ML340 d'un lot à l'autre nous avons intégré ces résultats à la base expérimentale. A titre indicatif, nous avons vérifié que les courbes des essais de traction issues des deux lots matières utilisés pour les essais TCTE correspondent bien.

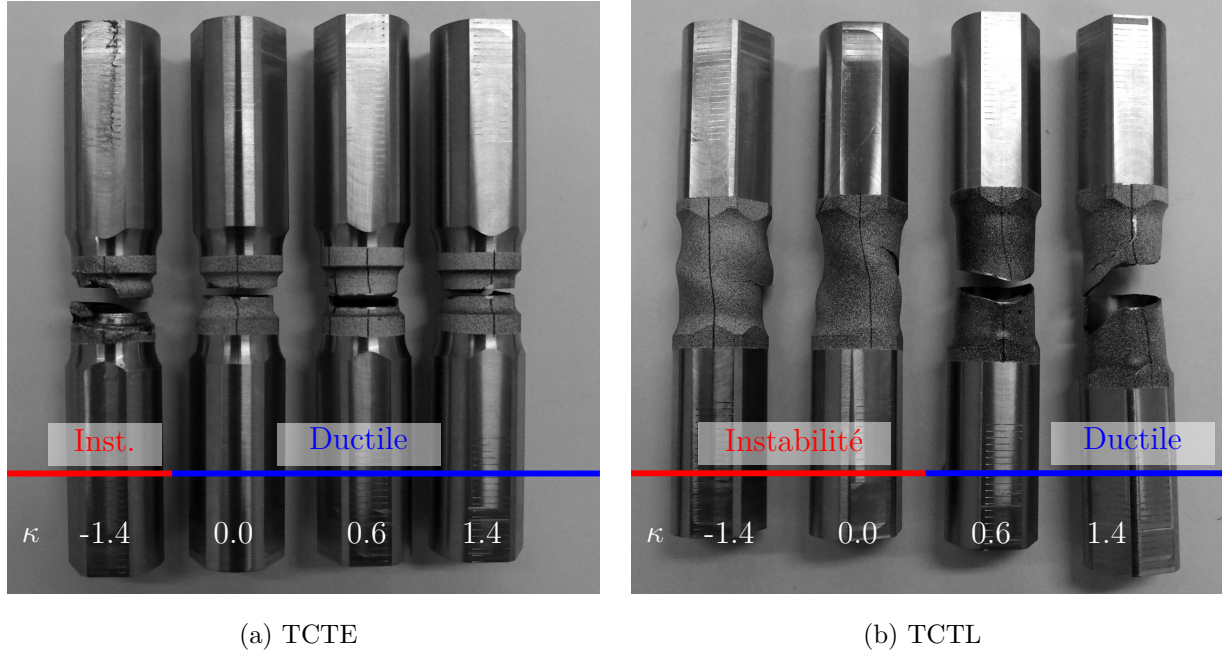


FIGURE IV.4: Modes de rupture des essais biaxiaux

Deux modes de rupture principaux ont été observés au cours des essais : une rupture ductile, caractérisée par la propagation d'une fissure transverse au tube, et une rupture par instabilité géométrique, caractérisée par une modification de la forme de la géométrie. Nous nous permettons ici la désignation ductile au vu des observations des faciès de rupture présentés dans la section IV.3. Ces deux types de rupture ont été observés à la fois sur les éprouvettes lisses et sur les éprouvettes entaillées : figure IV.4. En pratique parmi ces modes de rupture nous pouvons distinguer plusieurs cas de figure.

Concernant la rupture par flambement deux types d'instabilités sont observées. Sur l'essai de compression-torsion TCTE-1.4 la rupture est intervenue par ballonnement du tube, tandis que sur les essais de compression-torsion TCTL-1.4 et de torsion TCTL0, on observe un voilage à deux lobes du tube. Le flambement intervient après le pic d'effort maximum et se caractérise par une chute rapide de la charge.

Concernant les ruptures dites ductiles, on distingue également deux cas : pour tous les chargements en traction-torsion, ie  $\kappa > 0$ , une striction s'est développée au cours de l'essai. Les cartographies de corrélation d'images montrent que plus la composante de traction domine sur celle de cisaillement, plus la striction est prononcée. Le striction se traduit sur les courbes de comportement par une chute de charge qui est beaucoup moins

## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

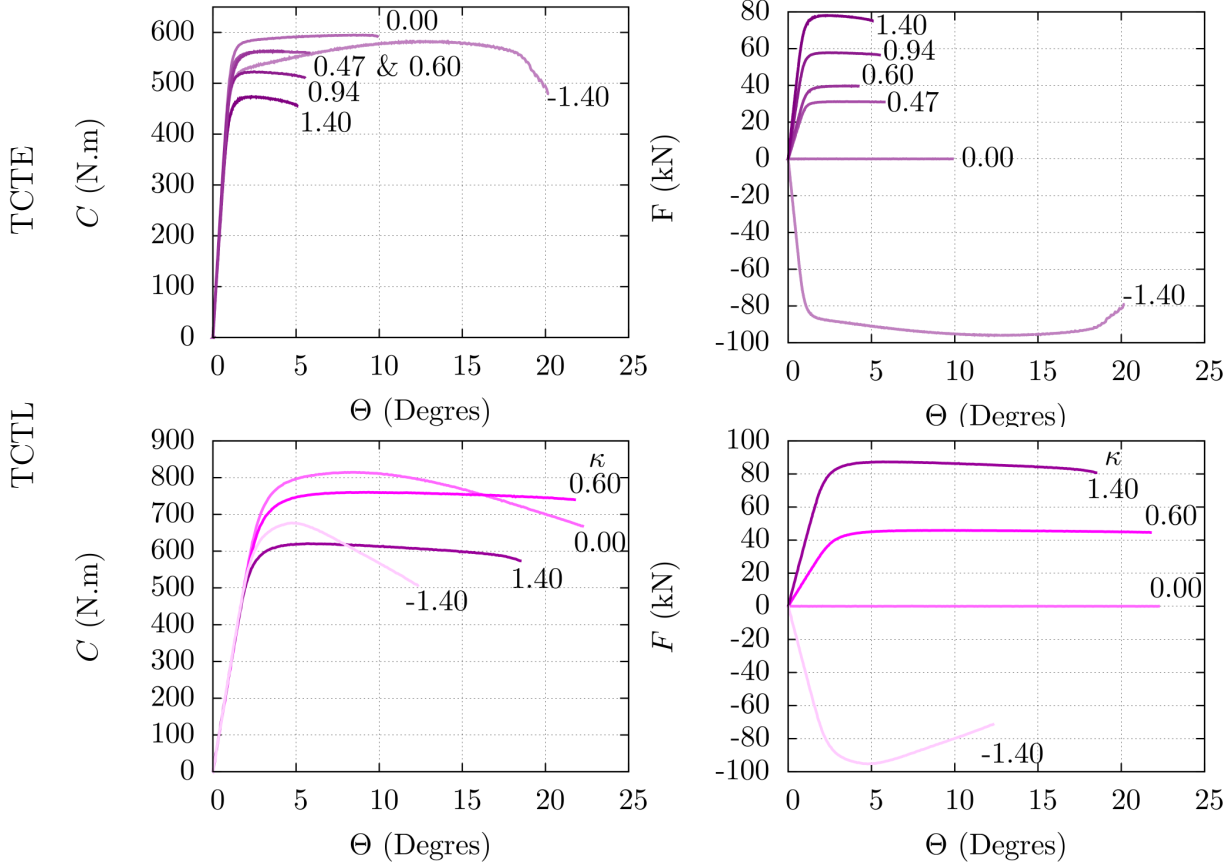


FIGURE IV.5: Courbe de comportement mécanique des essais TCT

accentuée que dans le cas du flambement. Aucun adoucissement après le pic d'effort n'est observé indiquant que la fissure finale s'est propagée de manière rapide. Le deuxième cas envisagé est celui des éprouvettes de torsion TCTE0. Cet essai ne présente aucune striction, le couple augmente régulièrement jusqu'à atteindre un maximum juste avant la rupture de l'éprouvette. Comme le montre la figure IV.6 l'état de déformation est quant à lui homogène dans la partie utile. Nous noterons que, en torsion, une légère chute de couple est observée avant rupture. Les observations en coupe au MEB de la figure IV.22 présentées en fin de chapitre montrent qu'une bande de localisation s'est formée sous la surface de rupture. L'épaisseur de cette bande est de l'ordre de  $40\text{ }\mu\text{m}$ , en comparaison la corrélation d'image mesure les déplacements sur des fenêtres carrées (subsets) de  $250\mu\text{m}$ , il est donc impossible de déterminer quand est-ce que cette bande de localisation s'est formée avec ce système. Nous noterons que [Haltom et al. \(2013\)](#) sont arrivés à capter la formation de bandes de cisaillement en torsion grâce à la corrélation d'image, l'épaisseur des bandes est cependant de  $200\text{ }\mu\text{m}$ .

Pour clôturer cette partie nous ferons deux autres commentaires. D'abord nous relèverons la dissymétrie de comportement entre les essais de compression-torsion et traction-compression : pour les rapports de chargements symétriques 1.4 et -1.4 on constate une charge maximale différente. Ce point sera abordé dans le chapitre dédié à l'endommagement du ML340. Aussi l'éprouvette TCTE0.6 n'a pas été usinée avec les bonnes spécifications dimensionnelles, sa réponse est différente des autres essais TCTE.

## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

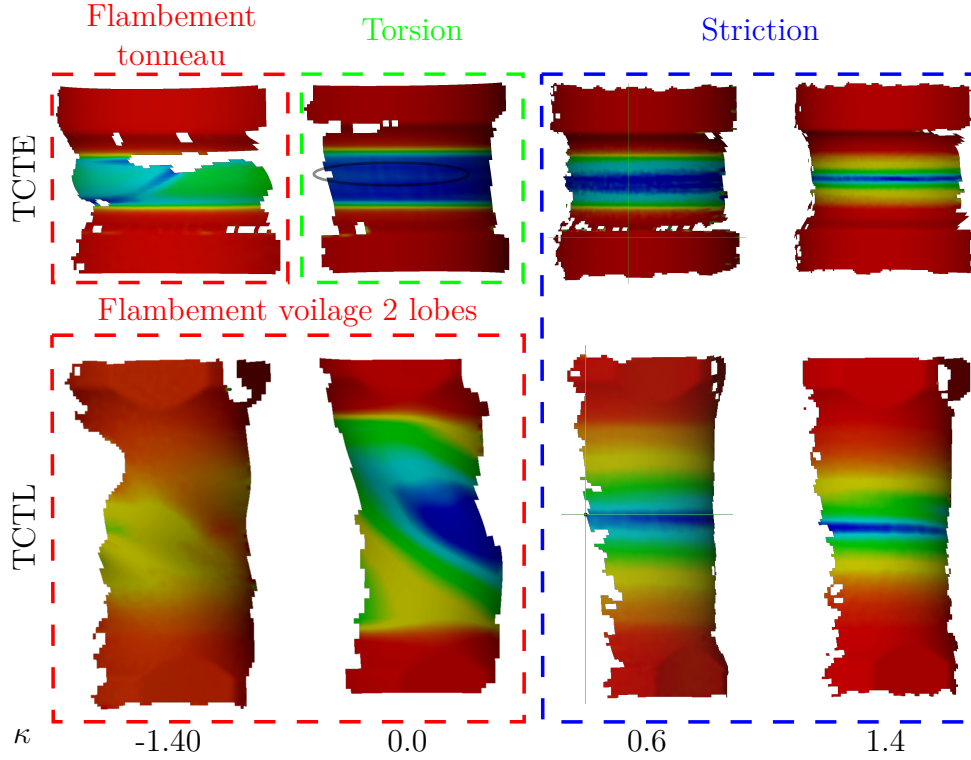


FIGURE IV.6: Localisation de la déformation avant rupture des essais TCT - images obtenues par corrélation d'image.

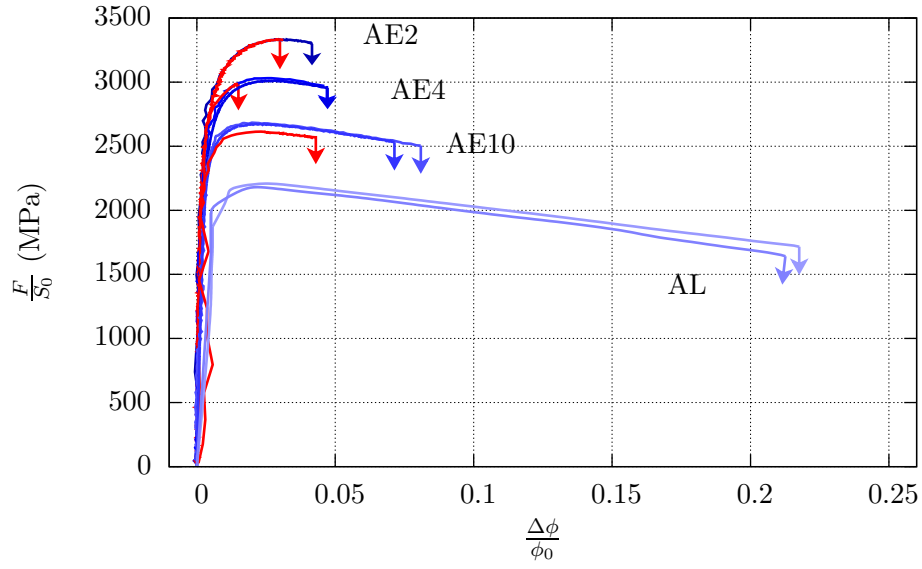
Cet essai a été écarté de la base de données

### IV.2.3 Essais sélectionnés pour calibrer le modèle de rupture

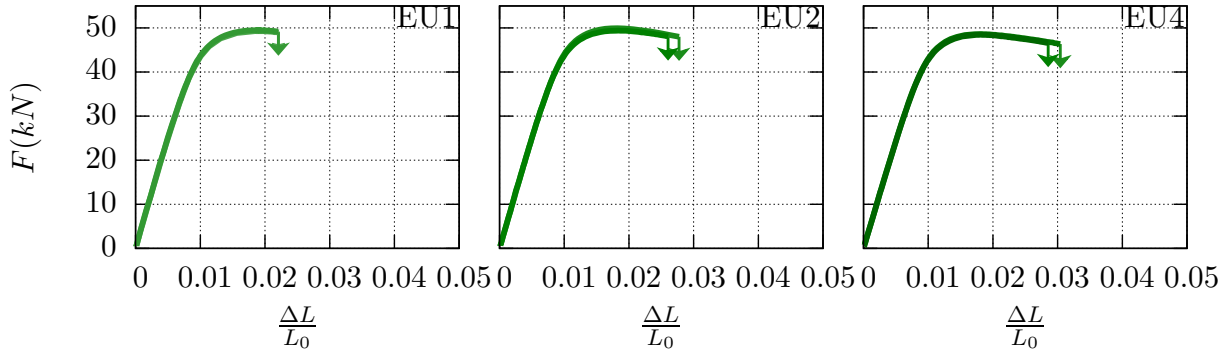
Les essais présentés précédemment ont été conçus de manière à agir sur le mode de rupture. Nous proposons ici de présenter les essais AL, AE, EU et DP consacrés uniquement à l'étude de la rupture ductile. Nous nous contenterons de commenter leur réponse mécanique, l'analyse de faciès de rupture et leur endommagement est détaillée plus loin dans les sections IV.3 & IV.4.

Dans les faits, trois essais AE ont rompu de manière précoce : ces essais sont représentés en rouge sur la figure IV.7a. Un mode de rupture fragile avec un amorçage de fissure en peau d'éprouvette est observé. Ceci a été attribué à l'usinage du matériau, nous reviendrons sur ce point plus tard dans la sous-section IV.3.1. Ces essais ont été retirés de la base de données utilisée pour représenter la rupture ductile du ML340.

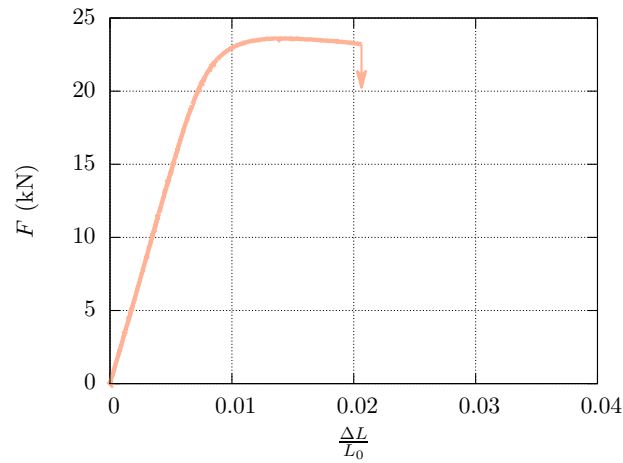
# CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL



(a) Essais AL et AE



(b) Essais EU



(c) Essai DP

FIGURE IV.7: Courbes de tractions de différents essais, les courbes en rouge correspondent aux essais écartés de la base et les flèches aux instants de rupture

## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

Ces trois essais mis à part, on constate que le ML340 a un comportement très reproductible. Chaque essai présenté sur les figures IV.7a et IV.7b a été doublé. À chaque fois le comportement mécanique ainsi que l'instant de rupture des deux essais sont très proches, voire quasiment identiques. Aussi la rupture a eu lieu après le pic d'effort correspondant à la striction. Les instants de rupture sont représentés par des flèches, aucun adoucissement secondaire indiquant une propagation lente de fissure n'a été enregistré, les éprouvettes ont cassé brutalement. Nous relèverons également que la triaxialité a un effet notable sur la rupture. Les essais avec les plus faibles taux de triaxialité ont rompu à des taux de déformations supérieurs aux éprouvettes présentant des rayons d'entaille, donc des taux de triaxialité, plus importants.

### IV.3 Lieu d'amorçage de fissure

#### IV.3.1 Éprouvettes axi-symétriques

Les points d'amorçage de fissure des éprouvettes axi-symétriques sont très facilement identifiables, ils se caractérisent par des "veines" macroscopiques qui convergent vers un même point, la fractographie de la figure IV.8e met très bien en avant cette topologie. Leur localisation nous permet de distinguer deux cas : un amorçage de fissure à cœur d'éprouvette observé sur tous les essais AL et la plupart des essais AE (figures IV.8d, IV.8e, IV.8f, IV.8g, IV.8h, IV.8j & IV.8k) et un amorçage de fissure en surface d'éprouvette uniquement observé sur trois essais AE (figures IV.8f, IV.8i & IV.8l). Le dernier type d'amorçage est associé à une rupture précoce durant l'essai. Nous nous proposons de détailler ces deux ruptures.

#### **Amorçage en surface**

Les trois éprouvettes ayant amorcé en surface présentent les caractéristiques suivantes. Dans la zone d'amorçage, proche de la surface de l'éprouvette, est observée une zone fragile propre à la rupture par clivage, figure IV.9a. En extrême peau d'éprouvette la microstructure est cisailée sur une épaisseur de moins de 1  $\mu\text{m}$ , il est envisageable que cette distorsion soit créée par l'opération de tournage lors de l'usinage. Ensuite, si l'on se dirige vers le centre de l'éprouvette, on retrouve alors des cupules ductiles. Une rupture par clivage similaire a été observée par Thomas *et al.* (2003) sur de l'acier Aermet 100, acier martensitique avec une composition proche du ML340, chargé à 3.9 ppm d'hydrogène. Selon l'auteur, il s'agit d'une rupture entre les lattes de martensite, équivalente ici à une rupture inter-granulaire, résultant d'une fragilisation par l'hydrogène (figure IV.9b). Les deux faciès de rupture sont ici très similaires.

Nous noterons que ces ruptures en surface ne sont pas liées à la géométrie des éprouvettes car chaque éprouvette AE présente les deux types de rupture. Les causes possibles pour l'apparition de ces zones fragiles sont :

- ✧ Ségrégations dans la zone de prélèvement.
- ✧ Fragilisation par l'hydrogène/corrosion.

## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

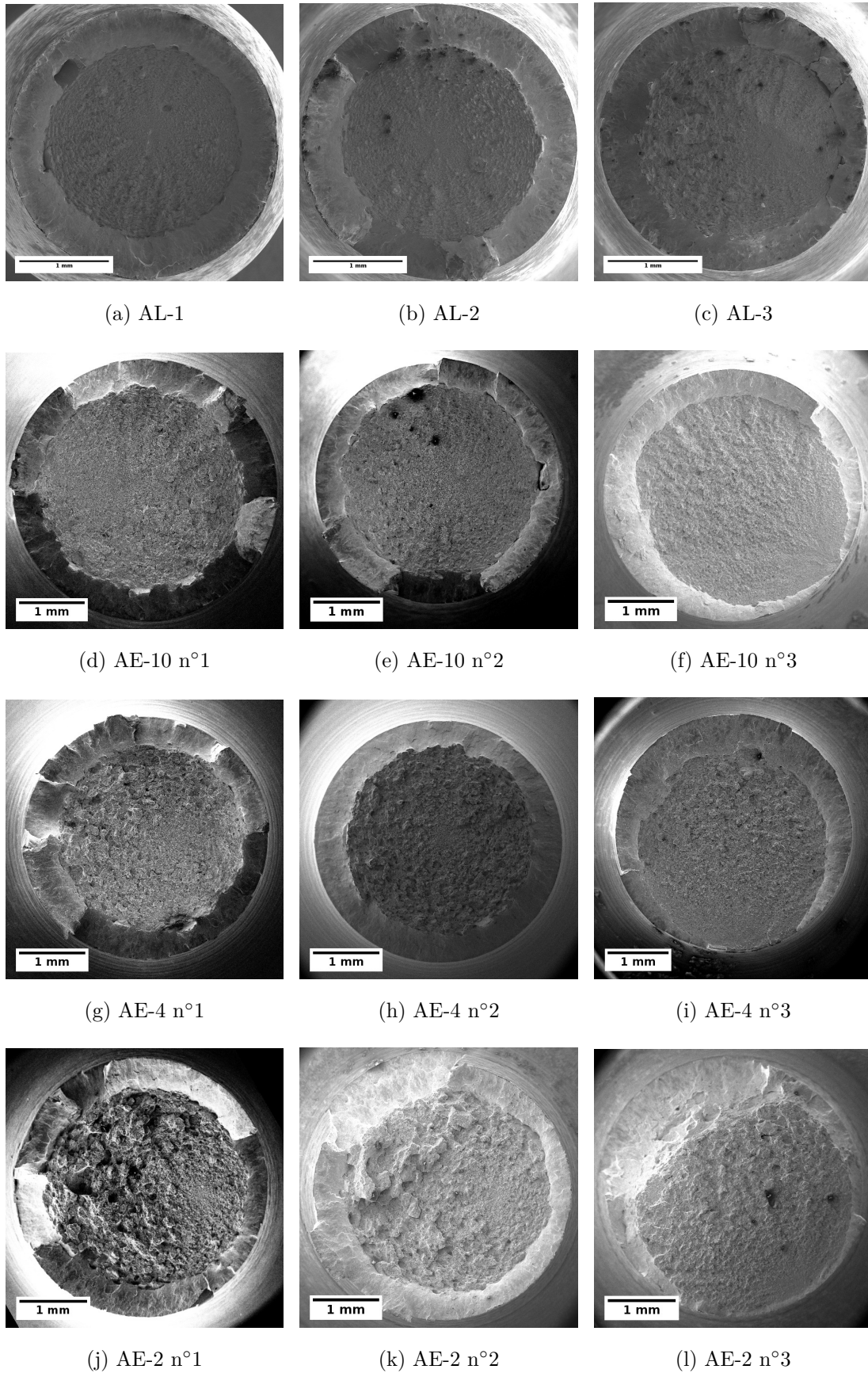
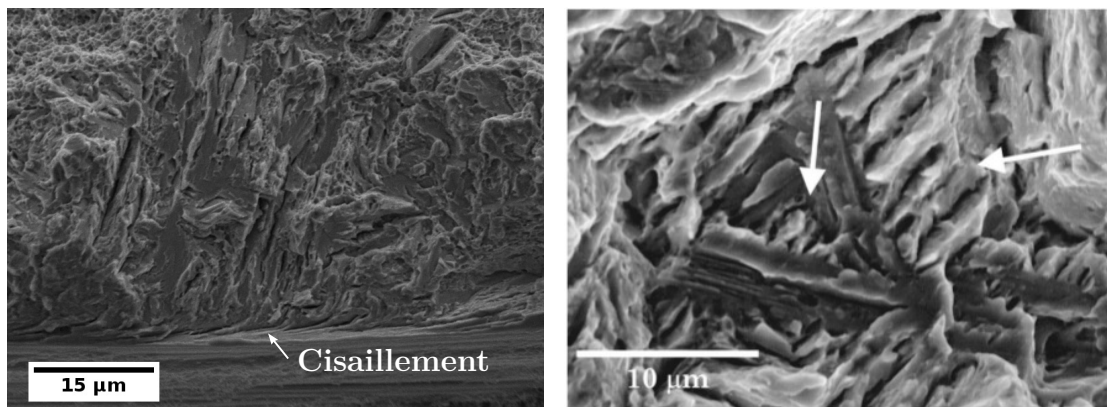


FIGURE IV.8: Fractographies des éprouvettes AL et AE



## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL



(a) Zone de clivage observée dans la zone d'amorçage de la rupture en extrême surface d'une éprouvette AE-4

(b) Rupture sur de l'acier Aermet 100 chargé à 3.9 ppm d'hydrogène associée à une rupture interfaciales des lattes de martensite [Thomas et al. \(2003\)](#)

FIGURE IV.9: Ruptures similaires entre les aciers ML340 et Aermet 100

### ✧ Amorçage sur un défaut de surface.

La présence de ségrégations est peu probable car la barre forgée est percée en son centre afin de justement remédier à ce type de rupture. De plus les éprouvettes ayant rompu en surface ont été extraites dans la même zone que les éprouvettes ayant rompu de manière ductile. La fragilisation par l'hydrogène semble une piste plausible. L'hydrogène désorbe de l'acier autour de 300°C ([Thomas et al., 2003](#)), la quasi totalité de l'hydrogène devrait avoir été évacuée après le dernier traitement de vieillissement. Il est cependant envisageable que le matériau soit chargé en hydrogène pendant l'usinage. Compte tenu de l'état de surface en fond d'entaille, il est également possible que la fissure soit partie d'un défaut macroscopique en surface liée à l'usinage. Nous soulignerons que ce mode de rupture n'est pas représentatif de ceux observés sur les structures aéronautiques, l'usinage des éprouvettes AE n'a pas été réalisé selon les standards utilisés pour les arbres en ML340.

### Amorçage à cœur

Les essais ayant amorcé à cœur sont intégralement recouverts de cupules ductiles, figure [IV.10](#). Les faciès sont en forme de "cup cone" avec une zone centrale plate et sur les bords des lèvres inclinées. Les mécanismes de cette rupture ont été décrits par [Besson et al. \(2001\)](#). L'amorçage de la fissure est lié à la croissance de cavité pilotée par les forts taux de triaxialité des contraintes développés à cœur des éprouvettes axi-symétriques. Cette croissance entraîne l'amorçage d'une fissure au centre de l'éprouvette qui se propage ensuite vers l'extérieur, la zone de propagation est représentée en rouge sur la figure [IV.11a](#). Une zone de décharge élastique apparaît au dessus et en dessous de la fissure, plus la fissure avance plus la zone en pointe de fissure réunit les conditions nécessaires pour la formation d'une bande de localisation. Après avoir parcouru une distance suffisante, une bande de localisation inclinée se crée, elle forme une couronne autour de la zone centrale représentée en bleu sur la figure [IV.11a](#).

## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

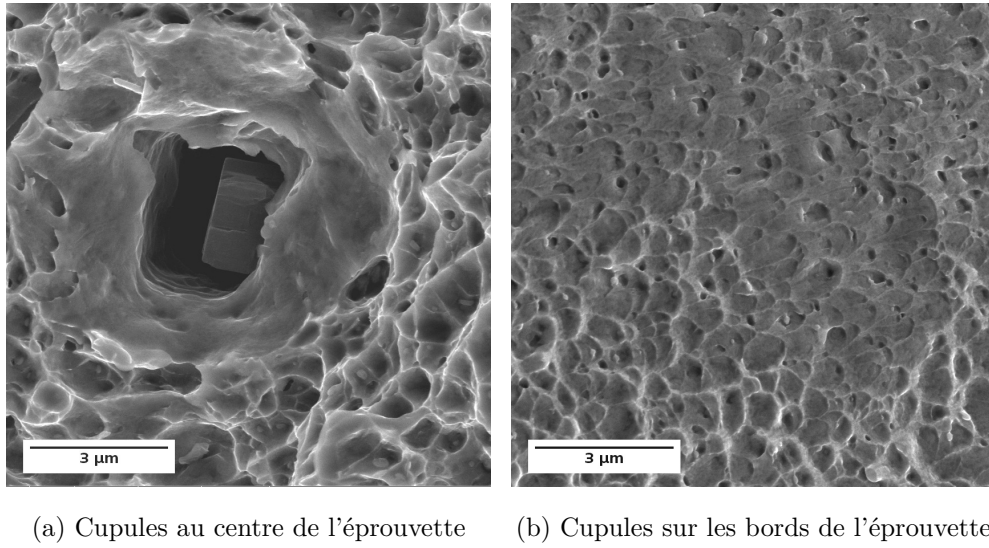


FIGURE IV.10: Différentes cupules observées sur un faciès "cup-cone" d'une éprouvette AL

En fonction du mécanisme de rupture, on retrouve différentes topologies de cupules. Au centre les cupules sont créées par croissance des cavités. Deux familles se distinguent comme sur la figure IV.10a : les cupules qui entourent les AlN, qui correspondent aux plus grandes cavités, et les cupules qui entourent les particules de seconde phase de taille inférieure au micron. Compte tenu de la distribution des particules, la première famille de cupules est beaucoup moins fréquente que le seconde. Sur la couronne les cavités sont cisailées, figure IV.10b, leur taille est plus faible et leur forme est orientée dans la direction du cisaillement.

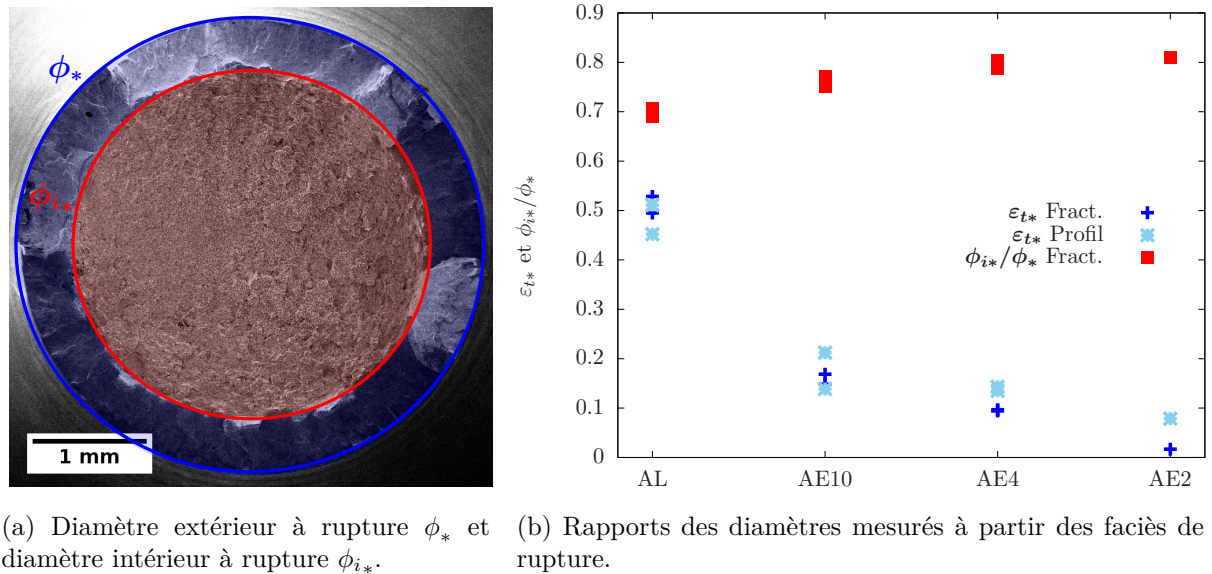


FIGURE IV.11: Influence de l'état de contrainte sur la rupture essais axi-symétriques.



## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

Lorsque la striction apparaît, la déformation à rupture est reliée à la déformation transverse moyenne à rupture  $\langle \varepsilon_r \rangle_{S_*}$ . Les faciès de rupture des essais axi-symétriques étant circulaires, nous pouvons calculer  $\langle \varepsilon_r \rangle_{S_*}$  à partir du diamètre à rupture  $\phi_*$  et du diamètre initial  $\phi_0$ .  $\phi_*$  est mesuré à partir des fractographies ou par projection de profil, voir section III.4, et  $\phi_0$  est mesuré sur l'éprouvette non déformée. La figure IV.11b présente l'évolution de  $\langle \varepsilon_r \rangle_{S_*}$  pour différents essais axi-symétriques et avec différentes mesures de  $\phi_*$ . Sur ce graphique nous remarquons que les essais AL cassent pour une déformation moyenne plus forte que les essais AE2, ces derniers cassent pour une déformation transverse quasiment nulle. C'est ici le taux de triaxialité qui va piloter la déformation à rupture, ce résultat est très classique (Mirza *et al.*, 1996) mais mérite d'être souligné ici. Le rapport entre  $\phi_*$  et le diamètre de la zone intérieure  $\phi_{i*}$  indique à quel niveau du diamètre la propagation de fissure va déclencher une bande de localisation. Il est intéressant de noter sur la figure IV.11b que ce rapport n'est pas constant, pour les essais AL la bande de localisation va se former lorsque la fissure aura parcourue 70% du diamètre, dans le cas des essais AE2 ce rapport est autour de 80%.

### IV.3.2 Éprouvettes EU

La topologie du faciès de rupture d'une éprouvette EU10 est présentée sur la figure IV.13a. Le même schéma se répète sur l'ensemble des essais EU. On distingue trois zones caractéristiques, une zone plate représentée en bleu, une couronne avec des lèvres inclinées représentée en rouge et une zone accidentée comportant des bandes inclinées traversant l'épaisseur de l'éprouvette. L'ensemble de la surface est couvert de cupules, figure IV.13b. Les zones plateau et couronne présentent de fortes ressemblances avec les faciès de éprouvettes AL et AE, on retrouve également des zones comme sur la figure IV.13 similaires aux points d'amorçages des éprouvettes axi-symétriques. Nous avons noté que ce point est positionné différemment suivant la sévérité de l'entaille, figure IV.12. Pour les éprouvettes EU1 les plus entaillées on retrouve ce point proche de l'entaille (figure IV.12a), plus la sévérité d'entaille diminue plus il s'éloigne d'elle et finit par se retrouver au centre de l'éprouvette. Ces emplacements sont cohérents avec ceux observés sur les essais AE, par la suite nous considérerons ces emplacements comme étant les points d'amorçage de fissure.

Compte-tenu des observations précédentes nous proposons le scénario de rupture suivant pour les essais EU :

- ✧ Amorçage de la fissure à cœur de l'éprouvette favorisé par une entaille.
- ✧ Propagation horizontale de la fissure jusqu'à atteindre une des entailles.
- ✧ Fin de rupture avec ouverture en mode I de l'éprouvette (zone accidentée).

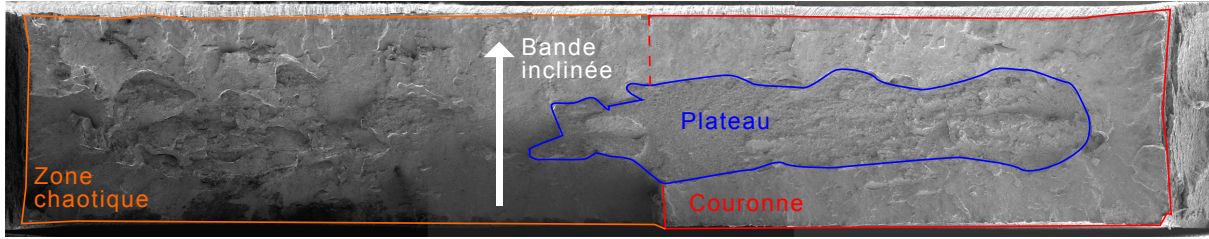
Afin de vérifier cette hypothèse il pourrait être envisageable de filmer la fin de l'essai avec une caméra rapide pour regarder s'il y a ouverture de l'éprouvette et de quel côté. Une autre piste d'amélioration serait d'utiliser des éprouvettes entaillées seulement sur un seul côté, il ne pourrait y avoir d'ambiguïté quant au côté où a eu lieu l'amorçage de la fissure.

CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS  
CHARGEMENT MULTIAXIAL

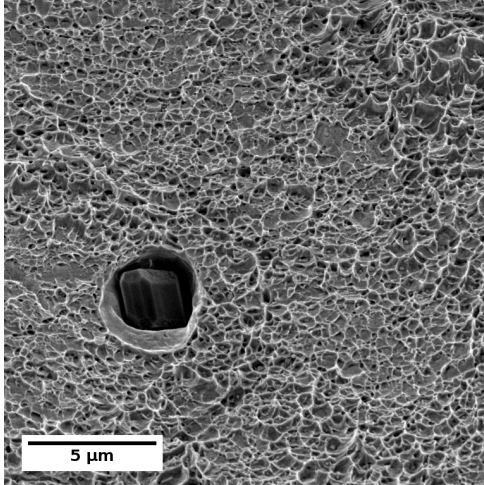


FIGURE IV.12: faciès de rupture des éprouvettes EU - ☆ correspond à l'emplacement supposé du point d'amorce de la rupture

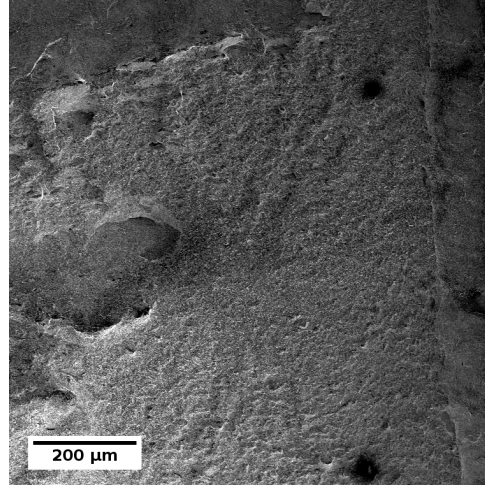
## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL



(a) Topologie du faciès de rupture



(b) Cupules recouvrant le faciès (sauf couronne)



(c) Zone de rupture supposée

FIGURE IV.13: Faciès de rupture d'une éprouvette EU-10

### IV.3.3 Éprouvettes de traction-torsion

Cette sous-section est consacrée à l'analyse des éprouvettes TCTE n'ayant pas flambé. Les topologies des faciès de rupture sont représentées en volume sur la figure IV.14. On peut voir que pour le cas de la torsion pure le faciès est quasiment plat. Dès que l'on rajoute une composante de traction, la fissure se propage également selon la hauteur, pour  $\kappa = 0,47$  et  $\kappa = 1,40$  la fissure balaye toute la hauteur de la partie utile. Aussi on observe pour les chargements en traction traction-torsion un faciès de rupture incliné, ces plans inclinés sont représentés par des traits hachurés sur la figure IV.14. On les voit également apparaître sur les coupes des faciès de rupture en figure IV.15. Nous noterons que ces pans ne font pas forcément tout le tour du faciès. Pour l'essai TCTE1.4 ayant la plus forte composante de traction, on observe également une zone avec un plateau horizontal entourée de pans inclinés, confer figure IV.14 propre à la traction.

Malgré ces observations il n'est pas possible de déterminer la position du point d'amorçage de chaque faciès. Pour les essais de torsion, compte tenu du chargement en torsion, nous pouvons cependant faire l'hypothèse que la rupture amorce en peau extérieure d'éprouvette là où la déformation plastique est la plus forte. Pour les essais de traction-torsion il est impossible de dire où l'amorçage de fissure a eu lieu.

# CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

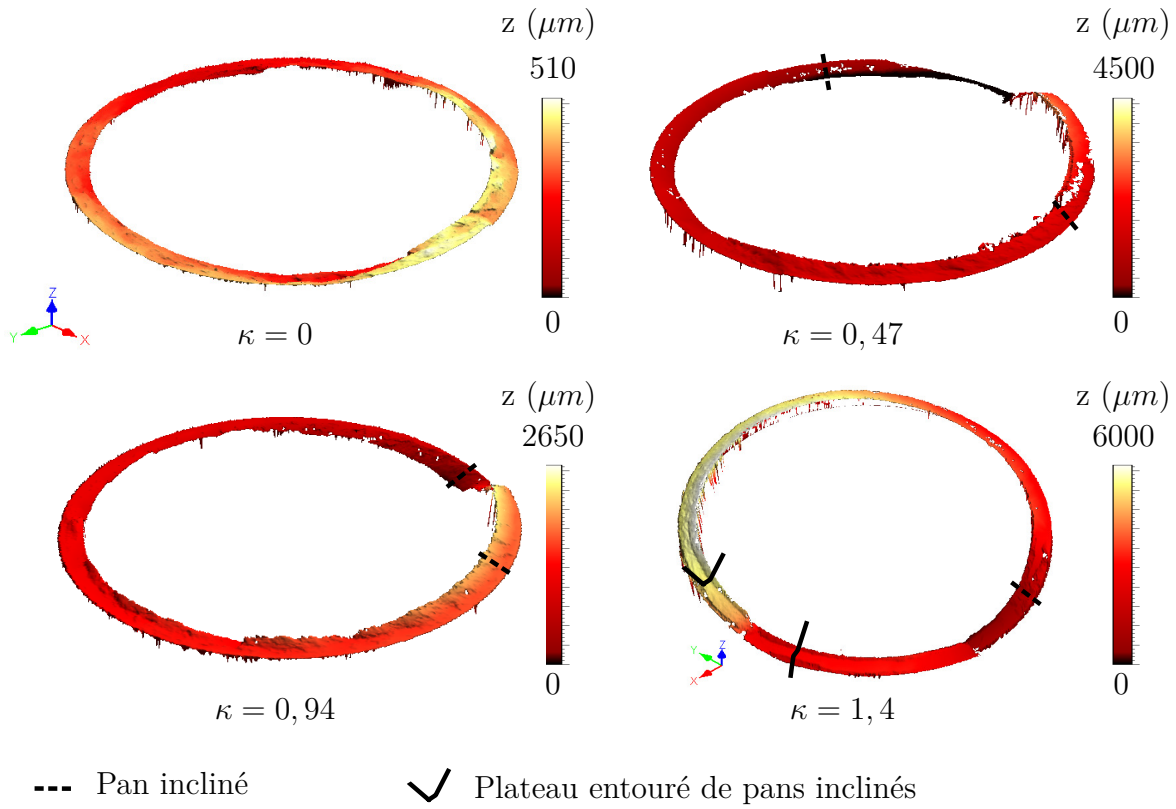


FIGURE IV.14: Topologies post-mortem des éprouvettes de traction-torsion cartographiées avec un profilomètre laser

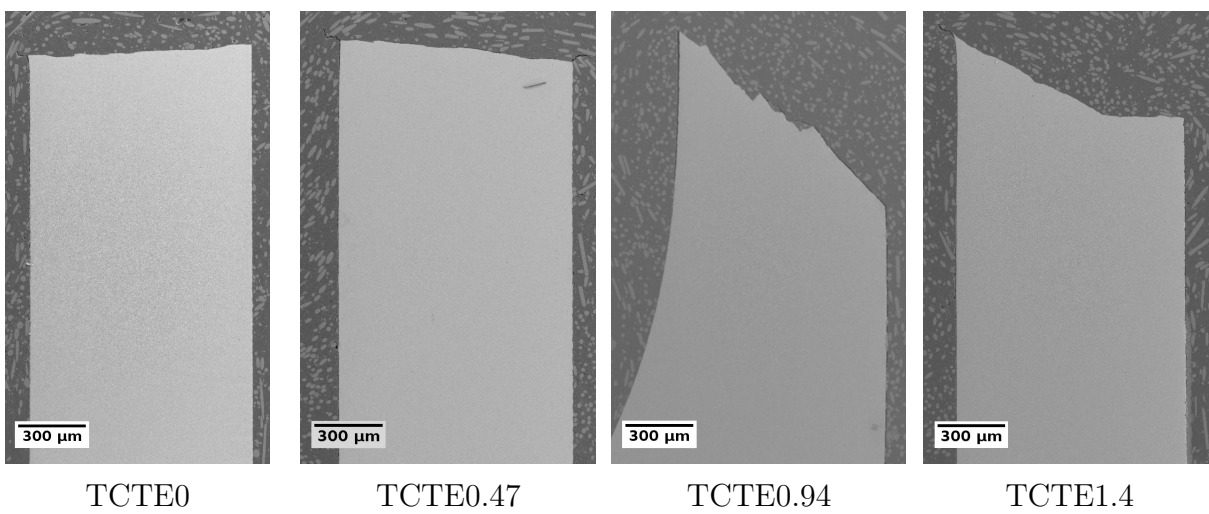


FIGURE IV.15: Vues en coupe des faciès de rupture des essais TCTE



### IV.3.4 Éprouvette DP

L'éprouvette DP a cassé de manière ductile. La topologie de la surface de rupture est présentée sur la figure IV.16. On constate au centre un plateau entouré de quatre pans inclinés. Comme pour les éprouvettes TCTE le point d'amorçage n'a pu être directement identifié à partir des fractographies. Compte tenu de l'état de contrainte, confer figure III.5, il est très probable que la rupture ait eu lieu au centre de l'éprouvette sur le plateau, là où l'état de déformation plane prévaut.

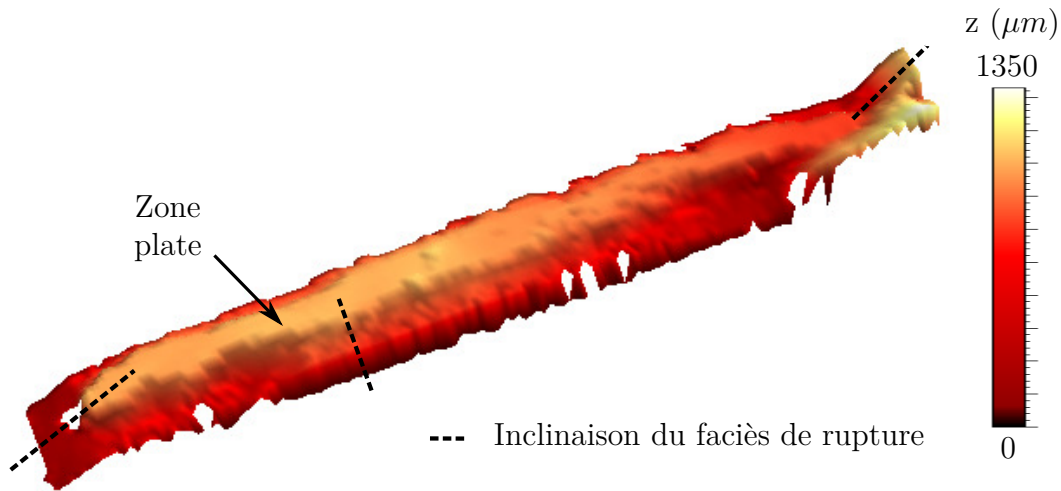


FIGURE IV.16: Topologie post-mortem de l'éprouvette DP cartographiée avec un profilomètre laser

## IV.4 Endommagement

Cette section a pour objet de comprendre le mode d'endommagement du ML340 pour les différents chargements envisagés. Nous nous baserons sur des observations au MEB, soit à partir des fractographies, soit en observant des coupes réalisées dans les échantillons post-mortem. Nous rappelons que la microstructure du ML340 est présentée en détail dans la sous-section II.2.3.

### IV.4.1 Fractographies

Les cupules sont les traces laissées par l'endommagement sur les faciès de rupture, elles indiquent la présence antérieure de cavités qui ont germé à partir d'inclusions. Dans le ML340, on distingue deux tailles caractéristiques d'inclusions, les AlN et les particules de seconde phase. Les cupules créées par ces deux populations sont clairement identifiables comme sur la figure IV.13b. Nous avons concentré nos observations sur l'endommagement autour des particules de seconde phase pour deux raisons. D'abord les AlN sont rares, leur coalescence est donc moins probable. Ensuite l'observation des points d'amorçage de fissure ne montre pas un amorçage de fissure à partir d'un AlN, contrairement à ce qui est observé en fatigue ([Abdesselam et al., 2018](#)).

# CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

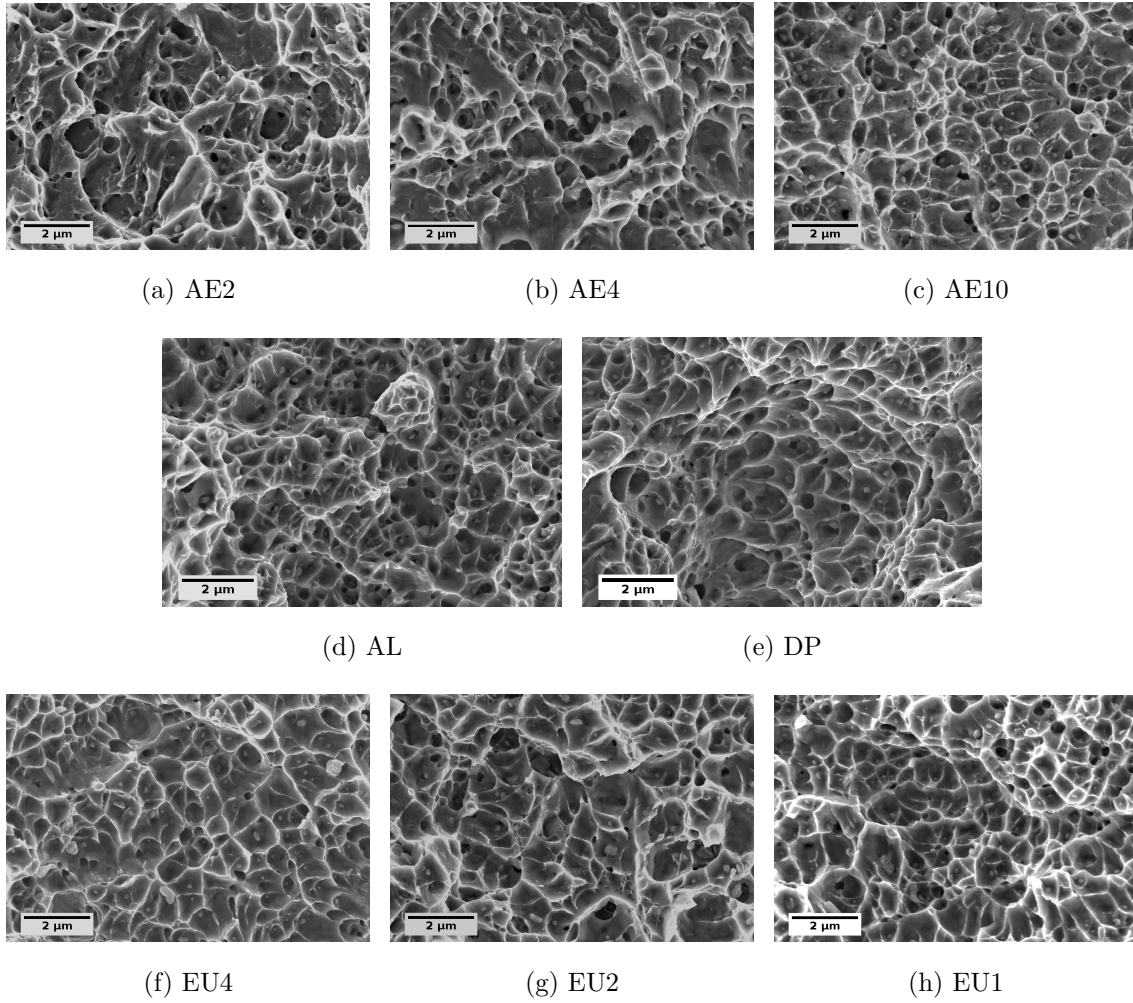


FIGURE IV.17: Cupules dans la zone d'amorçage des essais AE, AL, DP et EU

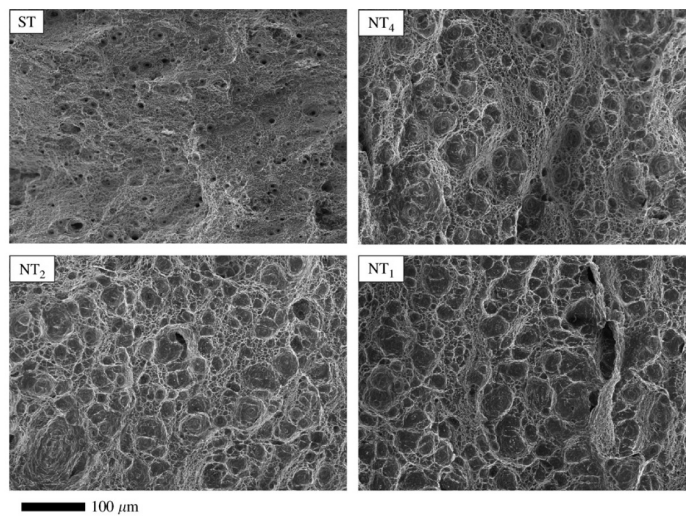


FIGURE IV.18: Croissance des cavités en fonction de la triaxialité des contraintes sur un acier X100 (Tanguy *et al.*, 2008) - éprouvettes AL (=ST), AE4,2,1 (=NT4,2,1)

## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

La figure IV.17 compare la taille des cupules issues des particules de seconde phase observées sur plusieurs essais. Ces clichés ont été pris aux centres des zones d'amorçage de fissure. Pour l'essai DP nous avons supposé que la rupture a lieu au centre de l'éprouvette. Aucune différence significative sur la taille des cupules n'est observé ici, seul le faciès de l'essai DP montre des cupules légèrement cisailées. La figure IV.18 présente les faciès de rupture d'un acier X100 faiblement allié pour différents niveaux de triaxialité. Les essais NT et ST de la figure IV.18 correspondent aux essais AE et AL de la figure IV.17. Il est ici très flagrant que sur l'acier X100 le niveau de triaxialité a un impact sur la taille des cupules tandis que pour le ML340 non. Il est intéressant de noter que l'acier X100 possède comme le ML340 deux familles de particules, les inclusions de grande taille : TiN, oxydes et CaS, et des particules de seconde phase de petite taille : carbures et petits îlots de martensite et d'austénite (aucune indication n'est donnée sur la taille des particules). Chaque famille d'inclusion correspond à une taille caractéristique de cupule. Les cupules liées aux particules de seconde phase disparaissent progressivement avec la triaxialité des contraintes tandis que les cupules liées aux inclusions sont de plus en plus grosses. La croissance homogène de cavités piloté par la triaxialité des contraintes au sens de [Rice et Tracey \(1969\)](#) ne semble s'appliquer uniquement qu'aux inclusions. Le ML340 étant très pauvre en inclusions ne présente pas ou très peu de croissance des cavités par effet de la triaxialité.

### IV.4.2 Coupes post-mortem

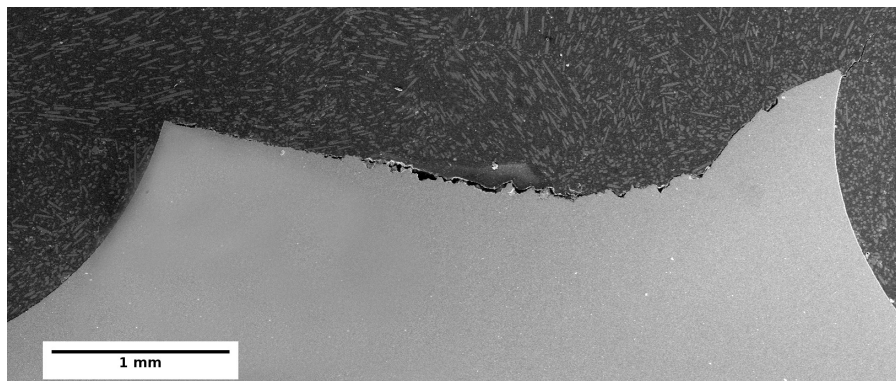


FIGURE IV.19: Vue en coupe de l'éprouvette AE-2 post-mortem

Une deuxième méthode pour étudier l'endommagement consiste à observer les cavités formées à cœur du matériau à partir des coupes d'un échantillon post-mortem. Ces vues 2D nous fournissent des informations sur la forme des cavités, la nature des sites de germination, la densité de l'endommagement... Pour cela les faciès ont été découpés, enrobés, polis et attaqués chimiquement (Nital 4% pendant 10 secondes) afin de révéler la microstructure. Ces échantillons ont ensuite été observés au MEB.



## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

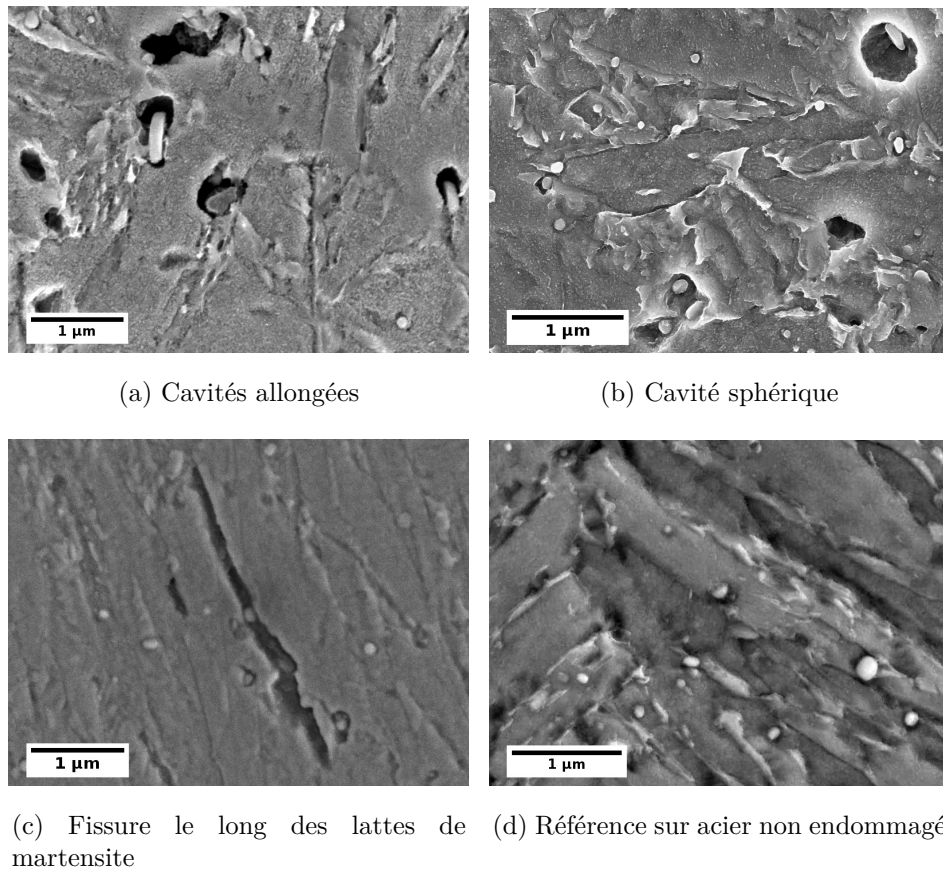


FIGURE IV.20: Endommagement observé à l'échelle des particules de seconde phase. La figure IV.20d correspond a une préparation sur un échantillon de référence non endommagé.

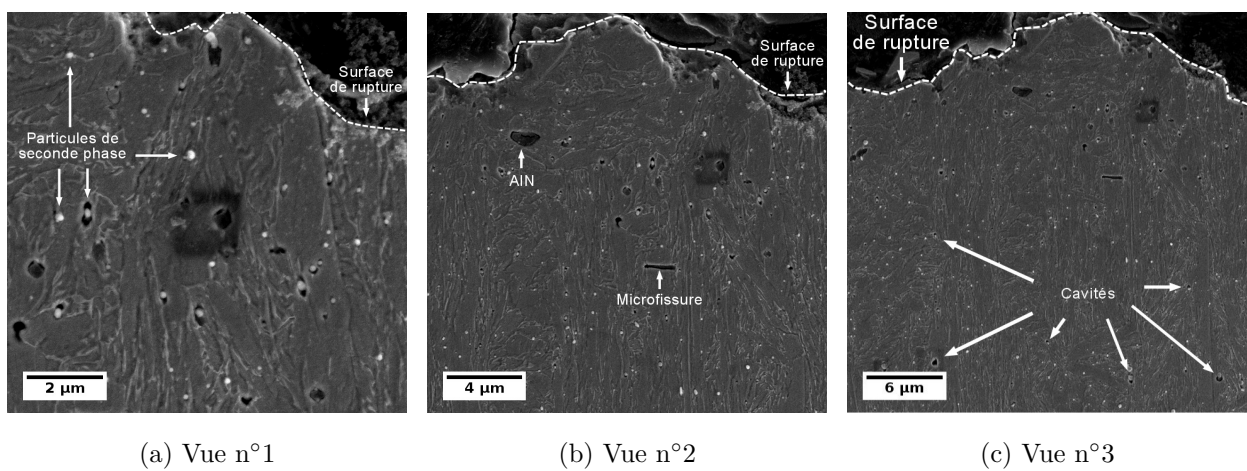


FIGURE IV.21: Localisation de l'endommagement sur une éprouvette AL pour différents grossissements

# CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

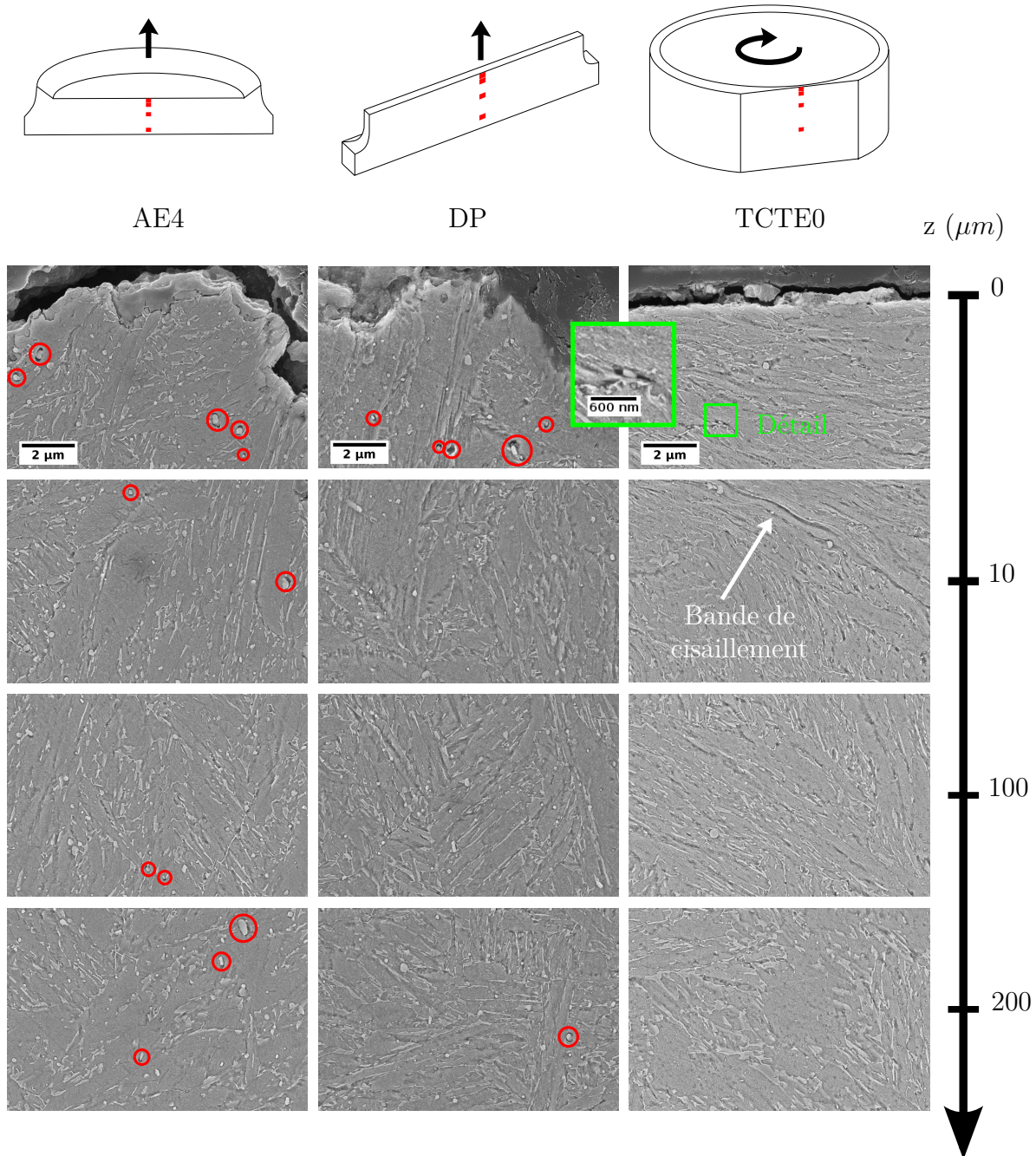


FIGURE IV.22: Cavités observées à plusieurs profondeurs à partir de coupes réalisées sur des échantillons post-mortem.

## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

Une première observation globale des échantillons ne fait pas apparaître d'endommagement, figure IV.19. Pour observer des cavités, il faut descendre à l'échelle des précipités. L'endommagement autour des particules de seconde phase peut prendre plusieurs formes : on peut voir des cavités croître en extrémité de particule, figure IV.20a, ou bien de façon sphérique figure IV.20b. Des fissures microscopiques propagées le long des lattes de martensite ont également été observées, figure IV.20c. Nous avons vérifié à partir d'un échantillon non déformé que l'attaque chimique ne creusait pas de trous autour des particules, qui pourraient être assimilés à de l'endommagement, figure IV.20d.

La figure IV.21 montre l'endommagement observé sous le faciès de rupture d'une éprouvette AL. On voit sur la figure IV.21a que l'on retrouve beaucoup de cavités autour des particules de seconde phase sous le faciès de rupture. Plus l'on s'éloigne, plus les cavités se font rares, figure IV.21b et IV.21c. Aussi, aucune coalescence de cavité n'a été observée à partir de ces coupes.

L'endommagement observé sur le ML340 en plus d'être rare est en fait très concentré notamment sous le faciès de rupture. La figure IV.21 propose des clichés en coupe pris sous la zone d'amorçage à différentes profondeurs  $z$ , les cavités sont entourées en rouge. Sur les essais triaxiaux AE-4, DP on observe des cavités sous le faciès de rupture, mais ces dernières disparaissent très rapidement dès que l'on plonge en profondeur. Quelques cavités subsistent mais avec des taux de croissance extrêmement faibles. En torsion quasiment aucune cavité n'est observée, on remarque en revanche la formation de bandes de localisation. Une cavité "écrasée" par la formation de la bande est montrée dans la fenêtre verte. La largeur de ces bandes révélées par l'attaque chimique a été estimée à 40  $\mu\text{m}$ . Ces bandes ont été observées uniquement en torsion.

En complément des clichés précédents nous précisons que la distribution des cavités se fait dans la profondeur des échantillons mais aussi dans la largeur. Par exemple sur les essais AL quasiment aucune cavité n'est observée sous la couronne tandis que des cavités sont présentes sous la zone centrale. Les coupes ont été réalisées de manière à approcher au plus près les zones d'amorçage de fissure, cependant il est tout à fait envisageable qu'après polissage cette zone aie été dépassée. Compte-tenu de la taille des cavités, il est aussi possible que l'attaque chimique ne révèle qu'une partie seulement des cavités présentes.

### IV.5 Conclusion

Les modes de rupture suivants ont été observés sur le ML340 :

- ✧ Flambement caractérisé par un affaissement structurel.
- ✧ Amorçage de rupture prématurée en peau d'éprouvette.
- ✧ Apparition d'instabilités locales caractérisées par la formation d'une bande concentrant de fortes déformations.
- ✧ Rupture ductile par germination, croissance et coalescence de cavités suivie d'une propagation de fissure rapide.



# CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

Essai	Rupture	Point d'amorçage	Cavités	Critère	Commentaire
AL	Ductile/fragile	A cœur et en peau	✓	✓	
AE10	Ductile	A cœur - centre	✓	✓	Ruptures fragiles écartées
AE4	Ductile	A cœur - centre	✓	✓	Ruptures fragiles écartées
AE2	Ductile	A cœur - mi rayon	✓	✓	Ruptures fragiles écartées
EU4	Ductile	A cœur - zone centre	✓	✓	
EU2	Ductile	A cœur - décentré	✓	✓	
EU1	Ductile	A cœur - sous l'entaille	✓	✓	
DP	Ductile	(A cœur - centre)	✓	✓	
TCTE-1.4	Flambement	?	?	✗	Ballonnement du tube
TCTE0	Bande de localisation	(En peau - extérieur)	✗	✓	
TCTE0.47	Ductile	!	✗	✓	
TCTE0.60	Ductile	!	?	✗	Géométrie hors tolérances
TCTE0.94	Ductile	!	?	✓	
TCTE1.4	Ductile	!	✓	✓	
TCTL-1.4	Flambement	?	?	✗	Vrillage du tube avec 2 lobes
TCTL0	Flambement	?	?	✗	Vrillage du tube avec 2 lobes
TCTL0.6	Ductile	?	?	✗	
TCTL1.4	Ductile	?	?	✗	
SV53	Ductile	A cœur -centre	?	✗	Similaire à l'essai AL
SV752	Ductile + bande	A cœur -centre	?	✗	
SV151	Bande de localisation	!	?	✗	Mode de rupture indéterminé

**Légende :** ✓ = Oui ✗ = Non ? = Non observé ! = Indéterminé (..) = Hypothèse

Rupture : type de rupture.

Point d'amorçage : position des points d'amorçages.

Cavités : observation de cavités sous le faciès de rupture.

Critère : essai utilisé pour définir un critère de rupture ductile.

TABLE IV.1: Synthèse des observations faites sur la rupture et l'endommagement du ML340 sous chargement multiaxial.

Les ruptures prématurées observées sur trois éprouvettes seulement, sont attribuées à des conditions d'usinage non conformes aux standards aéronautiques, ces essais ont été écartés de l'étude. Les ruptures par flambement et formation d'une bande de localisation montrent à quel point la frontière entre rupture par apparition d'une instabilité (flambement ou bande de localisation) et rupture ductile sont proches. La prise en compte du mode de rupture est un aspect fondamental afin de définir un modèle de rupture complet pour décrire la rupture des structures aéronautiques sous chargement ultime. Ces résultats alimentent des travaux de recherche portant sur la détection des instabilités portés par le groupe Safran.

Le ML340 est un matériau qui casse de manière nette, même avec des vitesses de déformation autour de  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , la fissure macroscopique menant à la ruine du matériau se propage de manière rapide. L'observation des faciès de rupture nous a également permis de localiser le point d'amorçage qui est à l'origine de cette fissure sur les essais axi-symétriques et les essais EU. Les points d'amorçages des essais DP et TCTE0 n'ont pas été directement observés, cependant compte-tenu du chargement et de la forme des faciès, la position de l'amorçage peut être supposée respectivement au centre de l'éprouvette et en peau extérieur. Il a cependant été difficile de localiser la position des points d'amorçage

## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

pour les essais de traction-torsion.

L'observation de l'endommagement sur les échantillons post-mortem nous a montré deux aspects importants de la rupture du ML340. Le premier aspect est un paradoxe : bien que la déformation à rupture du matériau soit sensible à la triaxialité des contraintes, les faciès de rupture ne montrent pas d'évolution significative de la taille des cavités. Ces observations vont à l'encontre du schéma classique de la rupture par croissance homogène de cavités soumises à un champ de pression triaxial. Le deuxième aspect est le faible endommagement de ce matériau : bien que les faciès de rupture soient recouverts de cupules, l'endommagement à cœur est très faible, car la germination se fait sur des particules de taille caractéristique inférieure au micron, et car il se concentre sous le faciès de rupture.

Le faisceau d'informations obtenues en observant les modes de ruptures et d'endommagement nous ont conduits à envisager un modèle de rupture découplé pour prédire la rupture du ML340 sous chargement multiaxial. Compte tenu du très faible endommagement de ce matériau, il semble ici acceptable de négliger un éventuel adoucissement du comportement plastique provoqué par l'endommagement. En outre le ML340 cassant de manière nette, il paraît ici très peu judicieux de chercher à représenter une quelconque propagation de fissure. Le point ultime de la tenue mécanique du matériau sera donc par la suite l'amorçage de la fissure macroscopique conduisant à la ruine. En conséquence, l'identification du comportement plastique et la définition d'un modèle de rupture seront dissociés dans la suite de ce texte, ces deux points feront l'objet des deux chapitres suivants.

## CHAPITRE IV. RUPTURE ET ENDOMMAGEMENT DU ML340 SOUS CHARGEMENT MULTIAXIAL

## Chapitre V

# Modèle de comportement de l'acier ML340

## V.1 Introduction

Comme nous l'avons vu dans le chapitre précédent, l'acier ML340 présente très peu d'endommagement après rupture, nous avons donc pris le parti de négliger l'adoucissement du comportement lié à la formation de cavités. Dans ce cadre, modèle de comportement et modèle de rupture peuvent être dissociés, ce chapitre porte sur la définition d'un modèle de comportement élasto-plastique.

La section V.2 présente les essais et observations qui nous amènent à choisir le modèle de comportement présenté dans la section III.3, deux facteurs ont été pris en considération. D'abord l'influence de la direction de prélèvement sur le comportement, il est envisagé ici que le forgeage puisse induire une anisotropie plastique. Ensuite l'influence de la vitesse de déformation sur la réponse mécanique qui a été prise en considération. En cas d'accident les vitesses de déformations peuvent atteindre  $1s^{-1}$  sur les arbres de turbines en ML340. Dans la section V.3 nous nous intéressons à l'identification de la loi d'écrouissage du matériau. La problématique est ici de choisir et d'identifier une fonction décrivant l'écrouissage du ML340 jusqu'à rupture. Compte tenu de l'apparition de la striction lors d'un essai de traction cette fonction ne peut pas être obtenue en calculant la déformation vraie et la contrainte vraie. Différentes méthodes disponibles dans la littérature et celle que nous avons adoptée seront présentées puis comparées. La dernière brique nécessaire pour construire notre modèle de comportement est le choix d'un critère de plasticité, ceci fera l'objet de la section V.4. Nous présenterons d'abord les différents critères que nous avons identifiés puis nous les confronterons aux essais de notre base expérimentale afin de n'en retenir qu'un seul. La dernière section propose un bilan sur ce chapitre qui rappelle les principales observations faites sur le comportement plastique, synthétise le modèle de plasticité et en pose les limites.

## V.2 Choix du modèle de comportement

### V.2.1 Anisotropie ?

#### Réponse macroscopique

Des essais de traction axi-symétriques (AL) et sur plaques (SV et TP) ont été réalisés dans deux sens de prélèvement : le sens Longitudinal (**L**) dans l'axe du tube et le sens Tangent (**T**) au perçage central, c'est à dire tourné à  $90^\circ$  par rapport au sens **L**. Nous



rappelons que les plans de prélèvement des ébauches de ces éprouvettes sont donnés dans l'annexe B. Les réponses macroscopiques de ces essais sont présentées sur la figure V.1. Nous remarquons que le matériau prélevé dans le sens **L** est plus résistant que celui prélevé dans le sens **T**, cet écart est significatif compte tenu de la très bonne reproductibilité des propriétés mécaniques du ML340.

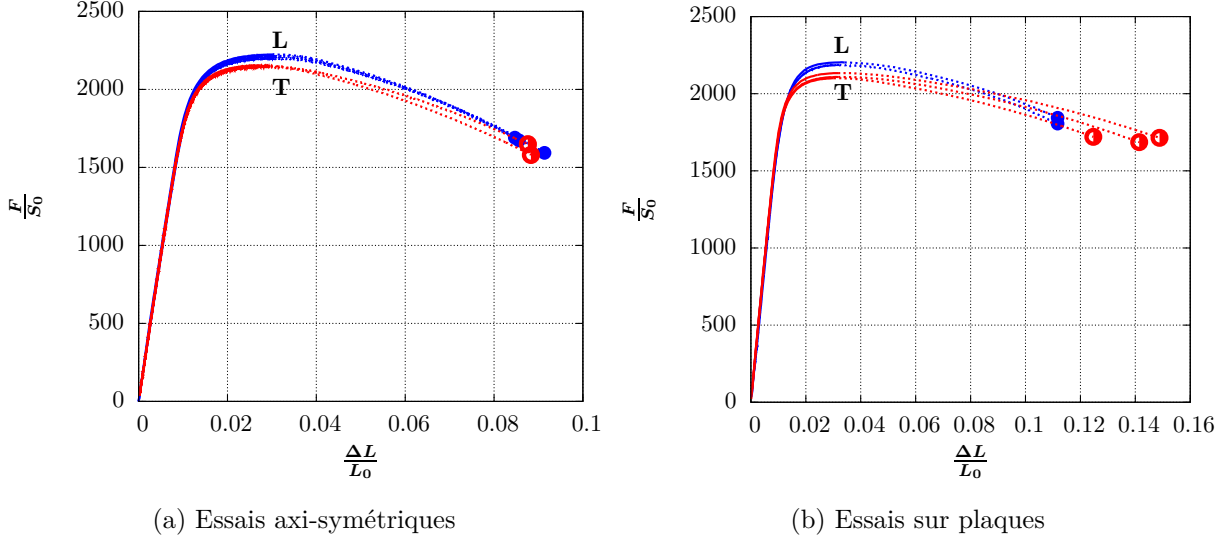


FIGURE V.1: Réponse mécanique en traction en fonction du sens de prélèvement- les pointillés indiquent la plage de striction.

Les propriétés mécaniques nominales en traction  $R_m$  et  $R_{p0.2}$  mesurées dans les deux sens de prélèvement sont reportées dans le tableau V.1. Nous noterons que  $R_{p0.2}$  a été traité avec le même script programmé sous python de manière à obtenir des résultats comparables. En prenant comme référence les propriétés évaluées dans le sens **L**, l'écart des propriétés mécaniques ne dépasse pas les 4%. L'écart sur la limite d'élasticité entre les deux sens de prélèvement est de 50 MPa, il est de 70 MPa sur la résistance mécanique. Bien que ces écarts puissent paraître faibles, ils restent significatifs au vu des dispersions observées après traitement thermique sur un même lot de matière (sources Safran AE), la différence de comportement est bien liée au matériau et non au traitement thermique.

### Coefficients de Lankford *et al.*

Les essais sur éprouvettes à géométrie plate ont été instrumentés avec des jauges de déformation, voir section III.2.4, ces mesures nous ont permis de calculer le coefficient de Lankford *et al.* (1950)  $R$  dans les deux sens de prélèvement. Ce coefficient est fréquemment utilisé pour estimer l'anisotropie dans les aciers laminés comme dans les travaux de Lorthios (2011). Il représente en fait le rapport entre la déformation plastique latérale, notée  $\varepsilon_{3p}$ , et la déformation plastique dans l'épaisseur, notée  $\varepsilon_{2p}$  dans le repère de l'éprouvette, les directions (1, 2, 3) sont représentées sur la figure V.2a. Pour un matériau isotrope on trouve alors  $R = 1$ , les deux directions se déforment de manière identique, et au contraire  $R \neq 1$  pour un matériau anisotrope. En pratique la jauge de déformation est collée sur la face avant de l'éprouvette, elle donne accès à la déformation longitudinale

# CHAPITRE V. MODÈLE DE COMPORTEMENT DE L'ACIER ML340

Sens	$R_{p0.2}$			$R_m$			$Z\%$	
	<i>mes.</i> MPa	<i>moy.</i> MPa	$Ect_L(Ref.)$ %	<i>mes.</i> MPa	<i>moy.</i> MPa	$Ect_L(Ref.)$ %	<i>mes.</i> %	<i>moy.</i> %
Essais axi-symétriques : <b>T</b> et <b>L</b> =AL								
<b>L</b>	2008			2214			41.6	
<b>L</b>	1969	1980	<b>Ref.</b>	2213	2208	<b>Ref.</b>	40.7	42.1
<b>L</b>	1962			2198			44.0	
<b>T</b>	1936	1943	<b>-1.9</b>	2145	2148	<b>-2.7</b>	44.2	40.3
<b>T</b>	1951			2153			36.5	
Essais sur plaques : <b>L</b> =SV752 et <b>T</b> =TP								
<b>L</b>	1879	1932	<b>Ref.</b>	2203	2193	<b>Ref.</b>		
<b>L</b>	1985			2184				
<b>T</b>	1910			2133				
<b>T</b>	1878	1891	<b>-2.1</b>	2100	2114	<b>-3.6</b>		
<b>T</b>	1886			2109				

TABLE V.1: Propriétés du ML340 en traction évaluées en fonction du sens de prélèvement : *mes.* indique une valeur mesurée, *moy.* une valeur moyenne et  $Ect_L$  l'écart par rapport au sens **L**, la formule de l'écart est donnée dans la section 1.3.

$\varepsilon_1$  et transversale  $\varepsilon_2$ . En supposant que le matériau soit incompressible, il est possible de calculer  $R$  de la manière suivante.

$$R = \frac{\varepsilon_{3p}}{\varepsilon_{2p}} \underset{\text{incompressible}}{=} \frac{\varepsilon_{3p}}{-\varepsilon_{1p} - \varepsilon_{3p}} \quad (\text{V.1})$$

Les jauges nous permettent de mesurer directement les déformations dites ingénieur  $\varepsilon_{1i}$  et  $\varepsilon_{3i}$ , nous raisonnerons ici en terme de déformation vraie, notées  $\varepsilon_{1v}$  et  $\varepsilon_{3v}$ .

$$\varepsilon_{1v} = \log(1 + \varepsilon_{1i}) ; \varepsilon_{3v} = \log(1 + \varepsilon_{3i}) \quad (\text{V.2})$$

Pour calculer les déformations plastiques  $\varepsilon_{1vp}$  et  $\varepsilon_{3vp}$ , on retrace à la déformation totale de la partie élastique de la manière suivante :

$$\varepsilon_{1vp} = \varepsilon_{1v} - \frac{\sigma_{1ve}}{E} = \varepsilon_{1v} - \frac{F}{E \times S_0}(1 + \varepsilon_{1i}) \quad (\text{V.3})$$

$$\varepsilon_{3vp} = \varepsilon_{3v} + \nu \frac{\sigma_{1ve}}{E} = \varepsilon_{3v} + \nu \frac{F}{E \times S_0}(1 + \varepsilon_{1i}) \quad (\text{V.4})$$

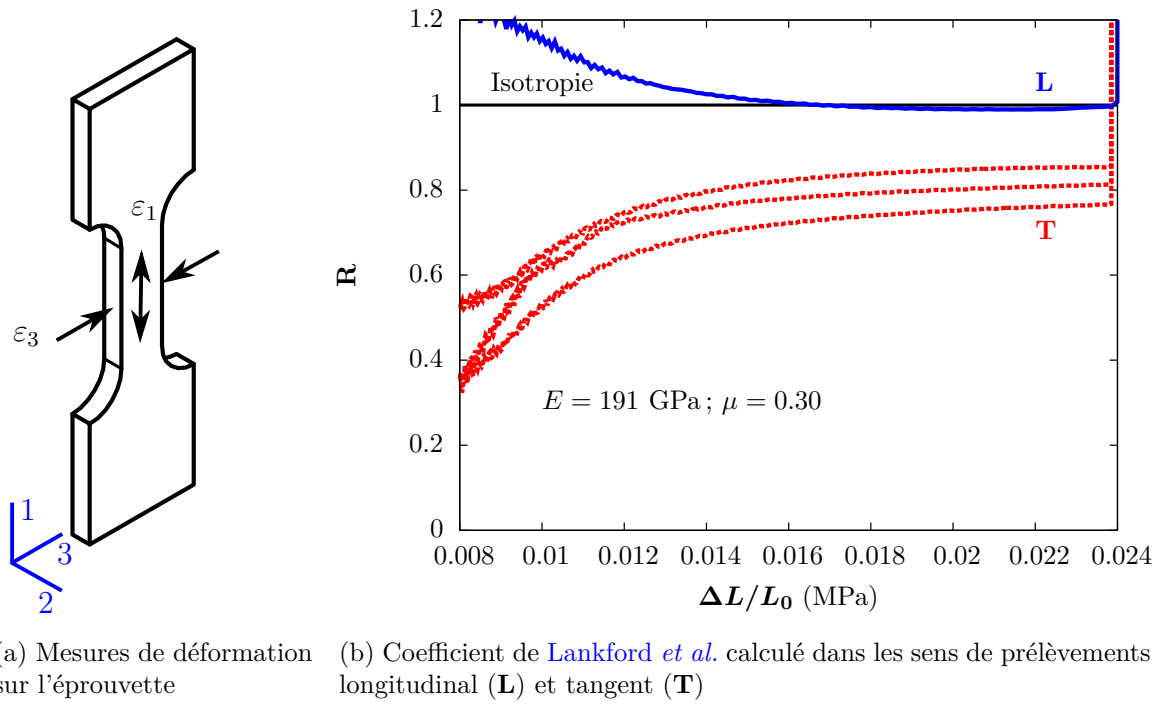


FIGURE V.2: Mesure des coefficients de Lankford *et al.*, directions des mesures et résultats

Le module de Young  $E$  et le coefficient de Poisson ont été estimés comme étant la moyenne sur tous les essais réalisés :

$$\diamond E = 191 \text{ GPa}$$

$$\diamond \mu = 0.3$$

Le calcul de  $R$  au cours de la déformation est donné sur la figure V.2b. La courbe bleue en trait plein correspond à l'éprouvette extraite dans le sens **L**, les courbes rouges en traits en pointillés correspondent au sens **T**. Les brusques augmentations de  $R$  aux alentours de  $\Delta L/L_0 \approx 0.024$  indiquent la saturation des jauges et donc les limites des mesures. Ces résultats montrent un comportement isotrope dans le sens **L**, avec  $R \sim 1$ , et anisotrope dans le sens **T**, avec  $R \sim 0.8$ . Cependant cette conclusion est à modérer car nous n'avons réalisé ici qu'une seule mesure de  $R$  dans le sens **L**. Compte tenu de la variabilité observée dans le sens **T**, il faudrait en réaliser plusieurs afin d'être certain que  $R$  se situe bien autour de 1 dans ce sens de prélèvement. La différence de comportement entre les deux sens de prélèvements est clairement identifiée cependant le caractère isotrope transverse reste à être confirmé, une méthode fiable consisterait à effectuer des analyses de texture. Dans notre cas, nous nous contenterons de dire que le ML340 présente une anisotropie, potentiellement de type isotrope transverse.

### Facès de rupture

Pour un matériau fortement anisotrope, on devrait observer une ovalisation du faciès indiquant que la déformation est privilégiée dans un sens par rapport à l'autre. Cet effet n'est pas observé sur les faciès de rupture, dans le sens **T** ils restent circulaires comme le

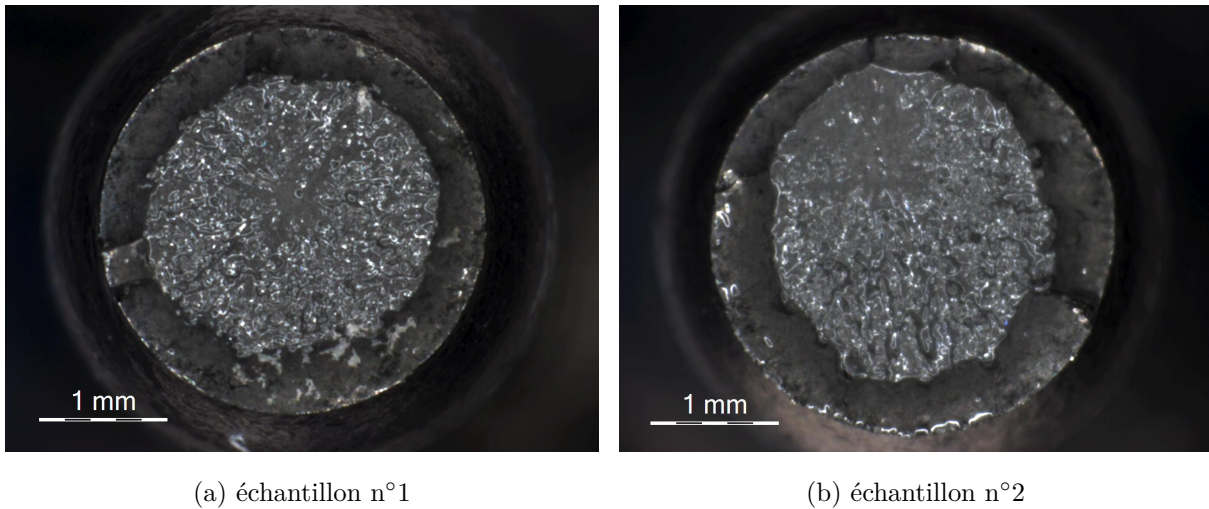


FIGURE V.3: Faciès de rupture des essais AL prélevés dans le sens **T**

montre la figure V.3. L'anisotropie de comportement plastique observée entre le sens **L** et **T** est en fait très peu marquée.

Au delà de la forme du faciès, nous pouvons aussi comparer le niveau de déformation atteint à rupture. Pour les essais de traction nous ne pouvons pas nous fier à la mesure de la déformation longitudinale, voir section III.4.1, nous comparerons donc les déformations transverses moyennes des sections utiles  $S$  après rupture. Cette déformation est liée à la diminution de section à rupture, on la relie de manière courante au facteur  $Z\%$  lui-même calculé à partir de  $\phi_0$  et de  $\phi_*$  (annexe B). Dans le tableau V.1 sont reportées les mesures du coefficient  $Z\%$  mesurées sur les essais AL dans les deux sens de prélèvement.  $\phi_*$  étant mesuré à partir des faciès de rupture avec un microscope optique, la précision sur le calcul de  $Z\%$  est estimée à 2% : les éprouvettes de traction axi-symétriques ont cassé pour des valeurs de  $Z\%$  proches au vue de l'incertitude de mesure. Nous pouvons donc considérer raisonnablement que les essais AL prélevés dans les deux directions ont cassé pour des déformations proches, donc qu'aucune anisotropie de rupture, c'est à dire sur l'instant de la rupture, n'est observée en traction sur ce lot.

## V.2.2 Effet de la vitesse ?

### Réponse mécanique

La figure V.4 présente les courbes de traction du ML340 obtenues pour des vitesses de sollicitation entre  $10^{-4}$  et  $1s^{-1}$ , à partir d'essais de type AL ou bien TGV. Les traits pleins correspondent au comportement pré-striction et les traits en pointillés au comportement post-striction. Une fenêtre en bas de la figure est un zoom sur le sommet des courbes de traction. Ce détail nous montre un léger durcissement du matériau avec la vitesse de sollicitation. Cependant cet effet est très peu visible sur les courbes globales.

De manière similaire au tableau V.1, le tableau V.2 regroupe les propriétés en traction du ML340 en fonction de la vitesse de sollicitation. Les données indiquent un durcissement

Essai	$R_{p0.2}$			$R_m$			$Z\%$	
	<i>mes.</i> MPa	<i>moy.</i> MPa	$Ect_{-4}(Ref.)$ %	<i>mes.</i> MPa	<i>moy.</i> MPa	$Ect_{-4}(Ref.)$ %	<i>mes.</i> %	<i>moy.</i> %
$\dot{\epsilon} = 10^{-4}s^{-1}$ (AL)								
1	1963	1933	<b>Ref.</b>	2195	2194	<b>Ref.</b>	43.4	41.7
2	1903			2194			40.0	
$\dot{\epsilon} = 10^{-3}s^{-1}$ (AL)								
1	2008	1980	<b>+2.4</b>	2214	2208	<b>+0.6</b>	41.6	42.2
2	1969			2213			40.7	
3	1962			2198			44.0	
$\dot{\epsilon} = 10^{-2}s^{-1}(AL)$ (AL)								
1	2017	1993	<b>+3.1</b>	2231	2224	<b>+1.37</b>	41.1	42.7
2	1970			2218			44.4	
$\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$ (TGV)								
1	2053	2039	<b>(+5.5)</b>	2276	2247	<b>+2.4</b>		
2	2105			2216				
3	1961			2249				

TABLE V.2: Évolution des propriétés en traction en fonction de la vitesse de sollicitation : *mes.* indique une valeur mesurée, *moy.* une valeur moyenne et  $Ect_{-4}$  l'écart par rapport aux essais réalisés à une vitesse moyenne de  $10^{-4}s^{-1}$ , la formule de l'écart est donnée dans la section I.3.

du matériau pour les fortes vitesses de sollicitations, sur la plage de vitesse testée,  $R_m$  augmente jusqu'à 2.4% et  $R_{p02}$  jusqu'à 5.5%. Nous noterons que la mesure de  $R_{p02}$  pour l'essai TGV à  $1s^{-1}$  est perturbée par le bruit de mesure lié à la vitesse de sollicitation, l'augmentation relative a donc été indiquée entre parenthèses. La tendance est bien observée sur toute la plage de vitesse.

### Déformation à rupture

Les coefficients  $Z\%$  ont également été calculés pour plusieurs vitesses de déformation, tableau V.2. Il n'est pas possible de comparer le  $Z\%$  entre les essais AL et TGV car les éprouvettes ont des sections utiles différentes, leurs diamètres initiaux sont respectivement 4 et 3 millimètres. Les essais AL n'indiquent pas de variation significative de  $Z\%$  jusqu'à une vitesse de déformation moyenne de  $10^{-2}s^{-1}$ , a priori la déformation à rupture reste stable jusqu'à cette vitesse. A titre de remarque, les faciès de rupture des essais AL et TGV restent de forme circulaire.

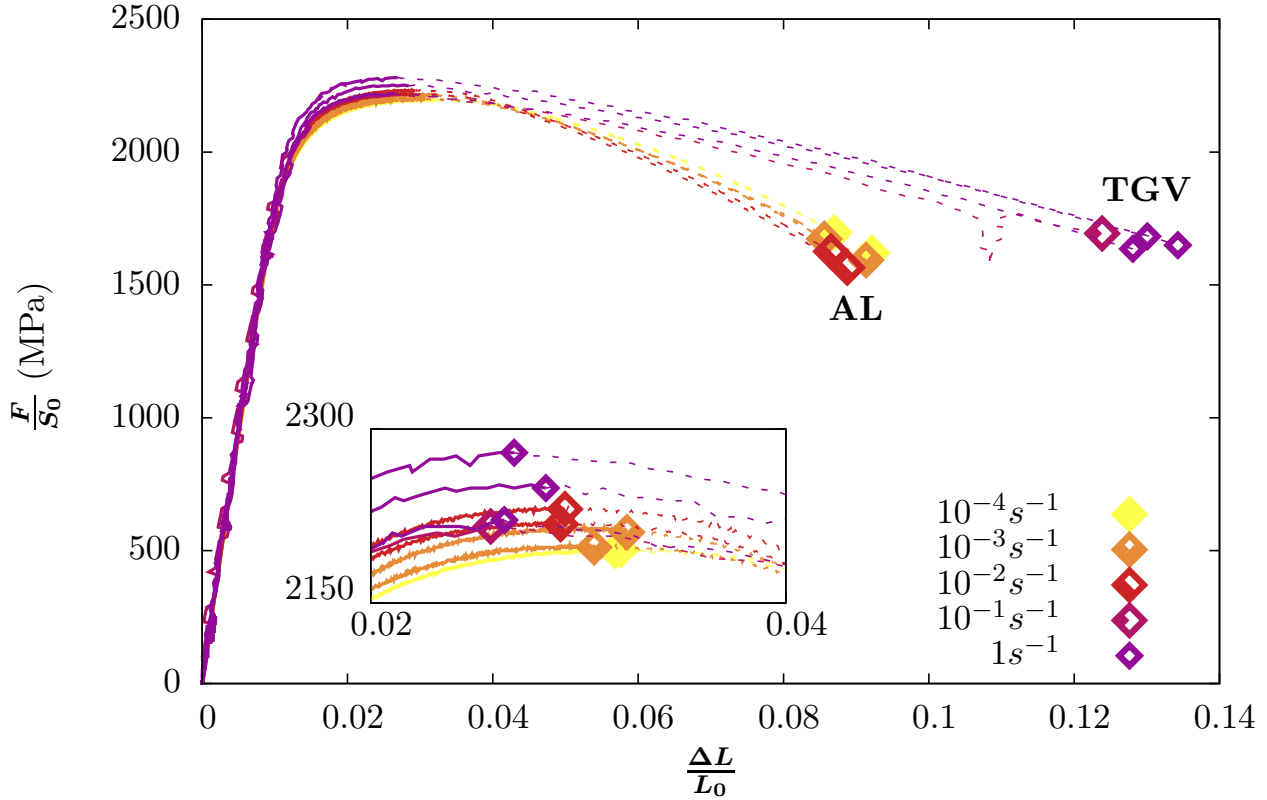


FIGURE V.4: Influence de la vitesse de déformation sur le comportement en traction du ML340 - la ductilité apparente est liée à la différence de longueur de jauge entre les deux essais.

## V.3 Loi d'écrouissage

### V.3.1 Pourquoi chercher à décrire l'écrouissage ?

L'écrouissage d'un matériau est sa capacité à se durcir sous l'effet de la déformation plastique. Ce durcissement est lié au développement et au mouvement de "défauts" dans sa structure cristallographique appelés dislocations. Il s'agit en fait de réarrangements permanents des atomes qui accommodent la déformation. A l'échelle macroscopique l'écrouissage se traduit par un durcissement de la réponse mécanique du matériau, ce comportement est très fréquent dans les aciers. Conventionnellement, on appelle taux d'écrouissage  $E_{ct}$  la tangente à la courbe d'écrouissage<sup>1</sup>.

$$E_{ct} = \frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}} \quad (\text{V.5})$$

Cette grandeur donne une idée de la "vitesse" et de l'intensité avec lesquelles le matériau est écroui au cours de la déformation, cependant  $E_{ct}$  permet difficilement de comparer les matériaux entre eux car il dépend de  $\bar{\epsilon}$  ;, pour cela il faut comparer l'allure des courbes.

1. Relation entre la contrainte équivalente  $\bar{\sigma}$  et la déformation équivalente  $\bar{\epsilon}$

La loi d'écrouissage est la fonction mathématique qui va justement décrire cette allure. On peut au choix formuler cette loi en contrainte  $\bar{\sigma} = f(\bar{\varepsilon}_p)$  ou bien en déformation  $\bar{\varepsilon}_p = g(\bar{\sigma})$ . Les fonctions classiques et leurs équations sont les suivantes :

- ✧ **Ramberg et Osgood** :  $\bar{\varepsilon} = \begin{cases} \frac{\bar{\sigma}}{E} & \text{if } \bar{\sigma} < \sigma_0 \\ \frac{\sigma_0}{E} \left( \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_0} \right)^N & \text{if } \bar{\sigma} \geq \sigma_0 \end{cases}$
- ✧ **Zener et Hollomon** :  $\bar{\sigma} = Qp^n$
- ✧ **Swift** :  $\bar{\sigma} = Q(a + p)^n$
- ✧ **Ludwig** :  $\bar{\sigma} = \sigma_0 + Qp^n$
- ✧ **Somme de Voce** :  $\bar{\sigma} = \sigma_0 + \sum_k Q_k (1 - \exp(-b_k p))$

La formulation en déformation de **Ramberg et Osgood (1943)** a été utilisée pour définir un critère de rupture analytique dans la section II.4.2, cependant les modèles de comportement préfèrent généralement les formulations en contrainte car les critères de plasticité sont souvent formulés ainsi. Si autant de formes sont disponibles c'est que la courbe d'écrouissage est une propriété intrinsèque au matériau, plus précisément à son comportement plastique. Il existe donc autant d'allures de loi d'écrouissage que de matériaux, aussi le nombre de fonctions proposées dans la littérature est important. Le modèle le plus simple est celui de **Zener et Hollomon (1944)** qui utilise seulement deux paramètres : un facteur **Q** et le coefficient d'écrouissage **n**. Ce modèle a un avantage majeur, il permet de comparer l'écrouissage de différents matériaux à l'aide du seul paramètre **n**, la contrepartie est qu'il ne permet pas de reproduire très finement l'allure de la courbe. Les équations avec plus de deux paramètres, voir la combinaison de plusieurs fonctions, permettent de décrire au plus près l'allure de l'écrouissage.

Dans ces travaux nous nous sommes attachés aux méthodes permettant d'identifier la loi d'écrouissage à partir des données expérimentales plus qu'au choix de la forme de la loi d'écrouissage. Compte tenu des méthodes numériques à disposition, le nombre de paramètres à identifier compte peu, le point important étant que la loi proposée représente au plus près le comportement du matériau et ceci jusqu'à rupture.

### V.3.2 Comment identifier la loi d'écrouissage ?

#### A partir d'un essai de traction

De manière très classique, on utilise les essais de traction pour déterminer l'allure de la loi d'écrouissage. Pour cela on calcule la contrainte vraie  $\sigma_v$  et la déformation logarithmique  $\varepsilon_{log}$ . Compte tenu de l'état de contrainte en traction pure, on considère que ces deux mesures fournissent la loi d'écrouissage du matériau  $\bar{\sigma} = f(\bar{\varepsilon})$ . Il suffit ensuite d'identifier les paramètres d'une des équations proposées dans la section précédente pour caractériser la loi d'écrouissage jusqu'à striction. Au delà de ce point la partie utile de l'éprouvette est sollicitée avec un chargement multiaxial, ces grandeurs ne fournissent donc



plus la loi d'écroutissage. Dans ce chapitre nous cherchons à déterminer le comportement du ML340 jusqu'à rupture donc au delà de la striction. Pour cela plusieurs méthodes sont envisageables.

### En interpolant le comportement jusqu'à rupture

La première méthode envisageable consiste à reprendre les données post-striction de l'essai de traction et à *interpoler* la courbe de comportement entre ces données et le point correspondant à la rupture. Ce point est obtenu en mesurant le facteur  $Z\%$  à partir du faciès de rupture

$$Z\% = 1 - \frac{S_*}{S_0} \quad (\text{V.6})$$

On approxime la contrainte équivalente à rupture comme étant la contrainte moyenne dans le sens de traction à rupture, cette dernière n'est autre que le ratio entre l'effort à rupture  $F_*$  et l'air de la surface de rupture  $S_*$  :

$$\bar{\sigma}_* \approx \langle \sigma_{z*} \rangle_S = \frac{F_*}{S_*} = \frac{F_*}{(1 - Z\%)S_0} \quad (\text{V.7})$$

Comme présenté dans l'annexe C, en supposant un matériau de von Mises on peut estimer la déformation équivalente plastique à rupture de la manière suivante :

$$\bar{\varepsilon}_{p*} \approx -\log(1 - Z\%) \quad (\text{V.8})$$

Cette méthode est très simple d'utilisation mais utilise deux hypothèses fortes : l'état de contrainte dans la zone de striction est proche de la traction pure et la déformation transverse dans la section minimale est homogène. Des calculs éléments finis sur les éprouvettes de traction montrent que ces deux hypothèses sont mises en défaut lorsque la striction est prononcée ([Rosa et al., 2003](#)).

### Modèles analytiques

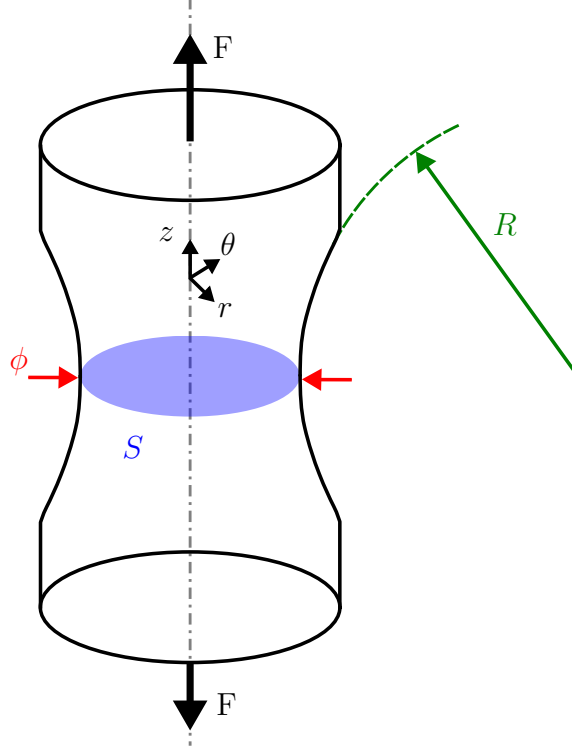
La seconde stratégie utilisée pour remonter à la loi d'écroutissage est d'utiliser un modèle analytique qui relie la contrainte moyenne dans la direction de traction  $\langle \sigma_z \rangle_S$  à la contrainte équivalente  $\bar{\sigma}$ . Les modèles proposés dans la littérature se présentent tous sous la forme suivant :

$$\bar{\sigma} = C(Y_1, Y_2, \dots, \alpha_1, \alpha_2, \dots) \langle \sigma_z \rangle_S \quad (\text{V.9})$$

La contrainte moyenne en traction est corrigée par une fonction  $C$  qui dépend de grandeurs  $Y_i$  liées à la géométrie de l'éprouvette de traction et/ou de paramètres ajustables  $\alpha_i$ . La formulation de la déformation équivalente  $\bar{\varepsilon}$  est elle variable d'une analyse à l'autre.

Le première correction historique est celle proposée par [Bridgman \(1952\)](#). Il propose un modèle analytique décrivant l'état de contrainte dans un barreau avec une entaille circulaire de rayon  $R$  parcourant sa circonférence, cette entaille est assimilable à la striction d'une éprouvette. La section minimale de ce barreau  $S$  à pour diamètre  $\phi$ , la géométrie du problème est représentée sur la figure V.5. Les principales hypothèses de son analyse sont les suivantes :

- h1** La déformation radiale  $\varepsilon_r$  est uniforme dans la section  $S$ .
- h2** L'entaille décrit un arc de cercle.
- h3** Le matériau présente un écoulement plastique de type von Mises.


 FIGURE V.5: Géométrie de l'analyse de [Bridgman](#)

Ainsi, de manière similaire à l'analyse proposée dans l'annexe [C](#), la déformation équivalente est proportionnelle à la déformation transverse, l'expression de la fonction  $C$  est quant à elle moins intuitive.

$$\bar{\varepsilon} = 2 < \varepsilon_r >_S = 2 \log \frac{\phi_0}{\phi} \quad (\text{V.10})$$

$$C(R, \phi)_{B1} = \left(1 + \frac{4R}{\phi}\right) \log \left(1 + \frac{\phi}{4R}\right) \quad (\text{V.11})$$

Nous noterons que des corrections similaires, mais moins connues, ont été proposées par d'autres auteurs comme [Siebel et Schwaigerer \(1948\)](#)

$$C(R, \phi)_{Si} = 1 + \frac{\phi}{4R} \quad (\text{V.12})$$

ou bien [Szczepiński et al. \(1970\)](#)

$$C(R, \phi)_{Sz} = \frac{4R}{\phi} \left[ \exp \left( \frac{\phi}{4R} \right) - 1 \right] \quad (\text{V.13})$$

L'obtention de ces formules est présenté en détail par [Gromada \*et al.\* \(2011\)](#), nous retiendrons que dans tous les cas la correction dépend de  $R$  et de  $\phi$ . Cependant ces méthodes ne sont pas faciles à mettre en pratique, lorsque la striction se développe le profil de l'entaille ne décrit plus un arc de cercle parfait et la mesure de  $R$  devient ambiguë. A titre d'alternative, [Bridgman](#) propose de remplacer le ratio  $4R/\phi$  par une fonction linéaire de la déformation équivalente dès que la striction commence après  $\bar{\varepsilon}_s$ . Cette modification est la suivante :

$$\frac{4R}{\phi} = \begin{cases} 0 & \text{si } \bar{\varepsilon} \leq \bar{\varepsilon}_s \\ \alpha(\bar{\varepsilon}_B - \bar{\varepsilon}_s) & \text{si } \bar{\varepsilon} > \bar{\varepsilon}_s \end{cases} \quad (\text{V.14})$$

La correction devient ainsi une fonction de quantités mesurables :  $\bar{\varepsilon}$  (qui dépend de  $\phi_0$  et de  $\phi$ ),  $\bar{\varepsilon}_s$  et un paramètre ajustable  $\alpha$ . Les essais montrent que ce paramètre est quasiment constant d'un acier à l'autre, [Bridgman](#) le fixe à  $\alpha = 0,833$  et [Le Roy \*et al.\* \(1981\)](#) à  $\alpha = 1,1$ .

### Analyses inverses

Les méthodes inverses consistent à choisir un modèle de comportement représentatif du matériau, à modéliser un (ou plusieurs) essai(s) avec ce modèle puis de valider, voir d'ajuster, le comportement en fonction des résultats expérimentaux. Cette approche peut être utilisée de différentes façons. Par exemple [Mirone \(2004\)](#) et [Choung et Cho \(2008\)](#) s'appuient sur des modèles EF des essais de traction afin de déterminer des fonctions permettant de corriger  $\bar{\varepsilon}$  et  $\bar{\sigma}$  lorsque la striction apparaît. [Zhang \*et al.\* \(1999\)](#) utilisent les simulations d'essais de traction pour établir une relation analytique permettant d'estimer la diminution de section d'une éprouvette de traction à section rectangulaire uniquement en suivant l'évolution de son épaisseur. Une autre approche des méthodes inverses consiste à faire dialoguer les modèles des essais avec les résultats expérimentaux de manière itérative pour identifier les paramètres, on utilise ici des stratégies d'optimisation. [Kamaya et Kawakubo \(2011\)](#) proposent une stratégie d'optimisation pour déterminer la loi de comportement d'un matériau à partir d'essais axi-symétriques entaillés en comparant les mesures, issues d'extensomètres, et les résultats des simulations correspondantes. La loi de comportement est ré-évaluée à chaque pas de calcul, l'itération de l'optimisation se fait donc au niveau du pas de calcul. [Kim \*et al.\* \(2013\)](#) proposent d'identifier la loi de comportement en comparant non pas une mesure de la déformation mais un champ de déformation, la méthode consiste à comparer les champs de déplacement expérimentaux, obtenus par corrélation d'image, et les champs simulés avec la méthode des champs virtuels.

L'inconvénient majeur des méthodes inverses est l'unicité de la solution, on peut trouver une solution lors de l'optimisation, cependant il n'est pas garanti que cette solution soit unique. Aussi si les modèles utilisent beaucoup de degrés de libertés et un nombre de paramètres important, les temps de calcul peuvent exploser. Cependant en utilisant des modèles légers (modèles 2D, points de Gauss...) et sur des modèles de comportement, ou des parties de modèles de comportement, cette approche permet de faire un lien direct entre essais et calculs.

### V.3.3 Présentation de l'identification inverse

Pour identifier le comportement nous avons choisi d'utiliser une identification inverse à partir d'un essai de traction axi-symétrique. Trois jeux de données expérimentaux sont nécessaires : l'allongement longitudinal  $\Delta L$ , la mesure de section  $\phi$  et la force  $F$ .  $\Delta L$  permet de comparer les déformations avant apparition de la striction comme sur la figure V.6a, nous utilisons la déformation ingénieur  $\varepsilon_i$ , calculée à partir de  $\Delta L$ , comme base de mesure. Comme expliqué dans la section III.4.1, la déformation longitudinale n'est plus une mesure fiable après apparition de la striction, nous avons donc choisi la diminution de section  $\zeta$ , basée sur la mesure du diamètre minimal de l'éprouvette  $\phi$ , comme base de mesure de la déformation après striction. Le niveau de contrainte a été comparé avec la mesure de  $F$ .

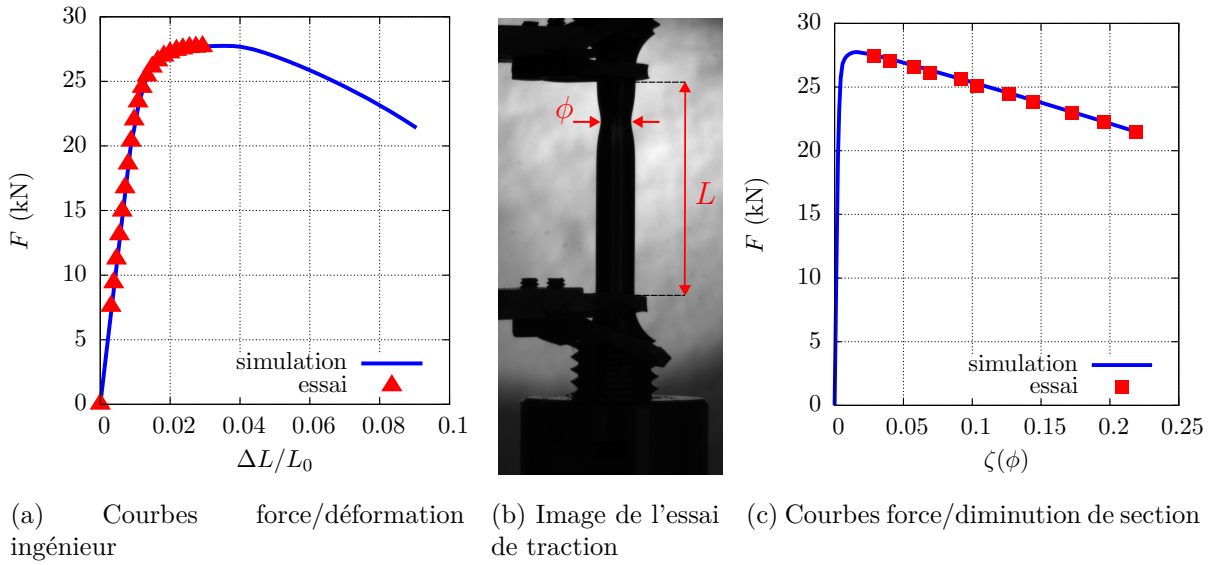


FIGURE V.6: Comparaison entre les résultats expérimentaux et simulés d'un essai de AL.

Le modèle EF de l'essai AL qui nous a permis de tracer les courbes en traits pleins bleus sur la figure V.6 est décrit dans la section III.3. Nous noterons que le modèle axi-symétrique nous permet de réaliser un calcul de structure, qui prend donc en compte la striction du matériau, pour un temps de calcul faible : une optimisation avec itérations successives est donc une solution raisonnable.

$$R(p) = \mathbf{R}_0 + \mathbf{Q}_1 \left(1 + e^{-b_1 p}\right) + \mathbf{Q}_2 \left(1 + e^{-b_2 p}\right) + \mathbf{H}p \quad (\text{V.15})$$

La loi d'écrouissage est représentée par une double somme de Voce auquel s'ajoute un terme d'écrouissage linéaire, équation V.15, au total cette fonction comporte 6 paramètres notés en caractères gras. Cette fonction a été choisie car elle nous a permis de représenter de manière satisfaisante la réponse mécanique des essais, notamment celle des essais de torsion, ainsi que l'évolution de la diminution de section des essais AL. Un algorithme de [Levenberg-Marquardt](#) a été utilisé afin de trouver un jeu de paramètres minimisant la fonction coût. Cette approche est connue pour converger même si le point de départ est

loin du minimum. Nous noterons ici que l'unicité de la solution n'est pas garantie compte-tenu du nombre de paramètres, cependant l'objectif n'est pas de trouver une solution unique mais une forme de fonction qui décrit au mieux les résultats expérimentaux et donc indirectement la loi d'écrouissage. Nous noterons également que cette méthode ne permet pas de choisir un critère de plasticité, pour cela l'optimisation doit être rejouée plusieurs fois, un ou plusieurs essais de validation doivent ensuite être utilisés afin de valider le critère. Cela fera l'objet de la section V.4.

### V.3.4 Comparaison

Dans cette section nous proposons de comparer les approches d'identification présentées dans les sous-sections V.3.2 & V.3.3 qui sont :

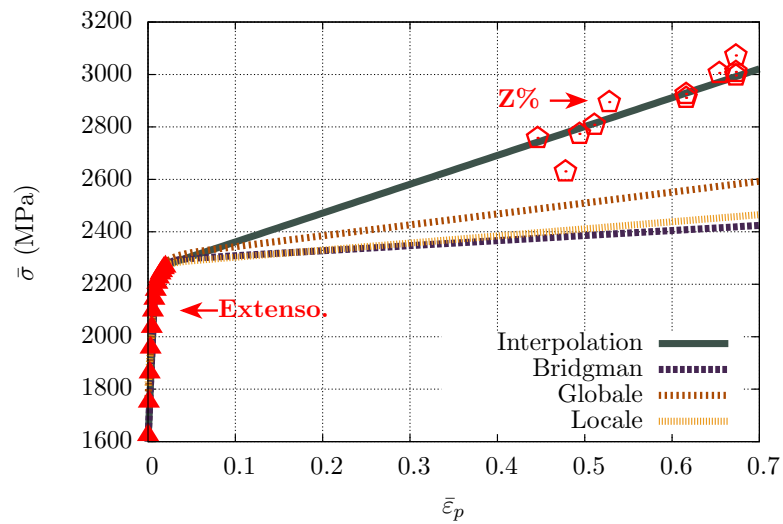
- ✧ **Interpolation** du comportement à l'aide du coefficient  $Z\%$ .
- ✧ Analyse empirique de **Bridgman** (équations V.11 & V.14) pour  $\alpha = 0.833$ .
- ✧ Méthode inverse, dite **globale**, présentée dans la section V.3.3 mais uniquement en utilisant les données de l'extensomètre et ce jusqu'à rupture.
- ✧ Méthode inverse, dite **locale**, présentée dans la section V.3.3.

La comparaison a été effectuée en deux temps, d'abord les courbes d'écrouissage ont été identifiées, figure V.7a. Pour l'interpolation nous avons utilisé plusieurs points de rupture (désignés par  $Z\%$  sur la figure) afin de tenir compte de la dispersion<sup>2</sup> des points de rupture. Nous noterons que la loi d'écrouissage interpolée est bien au dessus des lois d'écrouissage identifiées avec les autres méthodes. De manière surprenante, la loi identifiée avec la correction de **Bridgman** est très proche de celle identifiée avec l'analyse inverse "locale". Les paramètres associés à chaque loi d'écrouissages sont représentés dans le tableau V.3, pour la méthode interpolée et celle de Bridgman, ces paramètres ont été obtenus par identification de l'équation V.15 avec la méthode des moindres carrés.

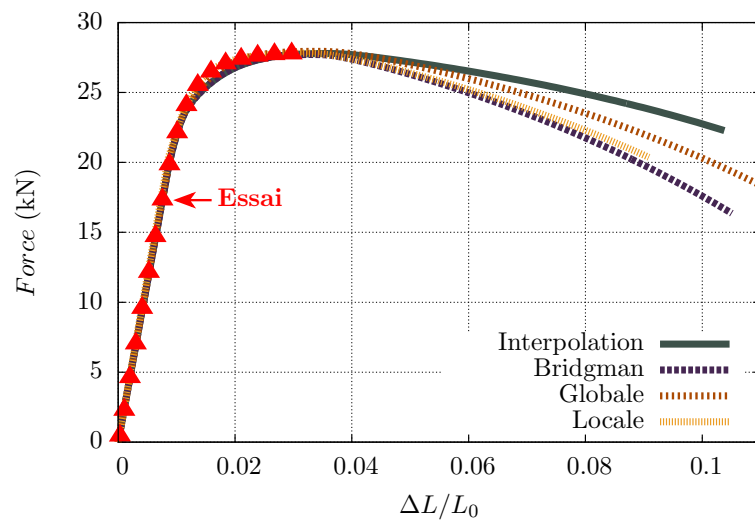
Méthode	$R_0$ (MPa)	$Q_1$ (MPa)	$b_1$	$Q_2$ (MPa)	$b_2$	$H$ (MPa)
Interpolation	1600	616,7	236,0	34,7	$5,6 \cdot 10^5$	1100
Bridgman	1600	316,3	136,5	373,0	368,7	192,7
Globale	1769	146,1	87,2	387,1	291,2	415,8
Locale	1500	234.8	107.1	565.9	998.8	189.5

TABLE V.3: Paramètres de lois d'écrouissages identifiés avec différentes méthodes.

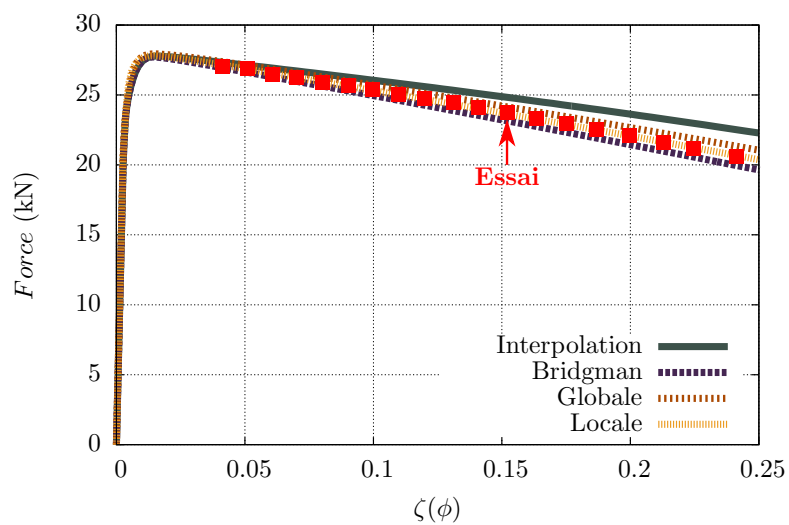
2. Ces données proviennent d'essais industriels réalisés par l'entreprise Safran Safran AE. La procédure implique un saut de vitesse avant rupture une fois la limite élastique franchie, ce qui pourrait expliquer la dispersion observée sur le facteur  $Z\%$ .



(a) Lois d'écouissage



(b) Courbes force/déformation ingénieur



(c) Courbes force/diminution de section

FIGURE V.7: Influence de la méthode d'identification sur la réponse d'un essai AL, comparaison entre simulation et essai.

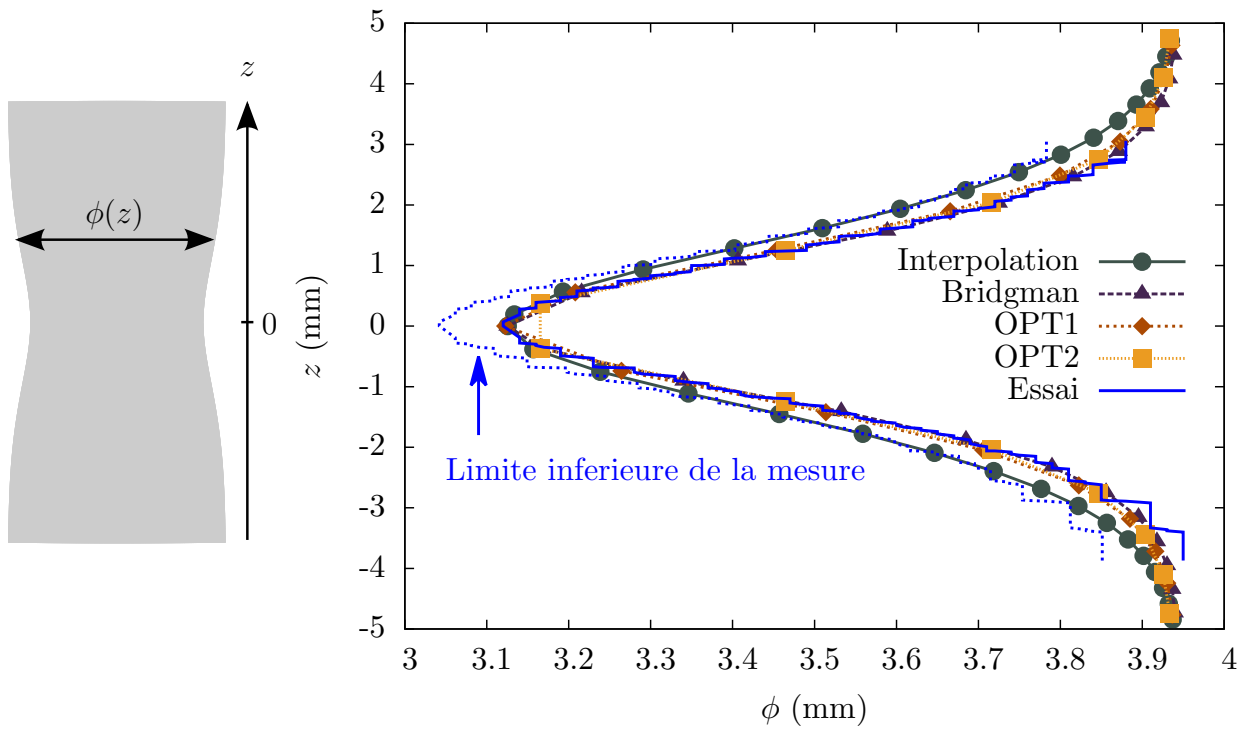


FIGURE V.8: Profils de striction à rupture sur un essai AL simulés pour les différentes lois de comportement et mesuré par détection de contour.

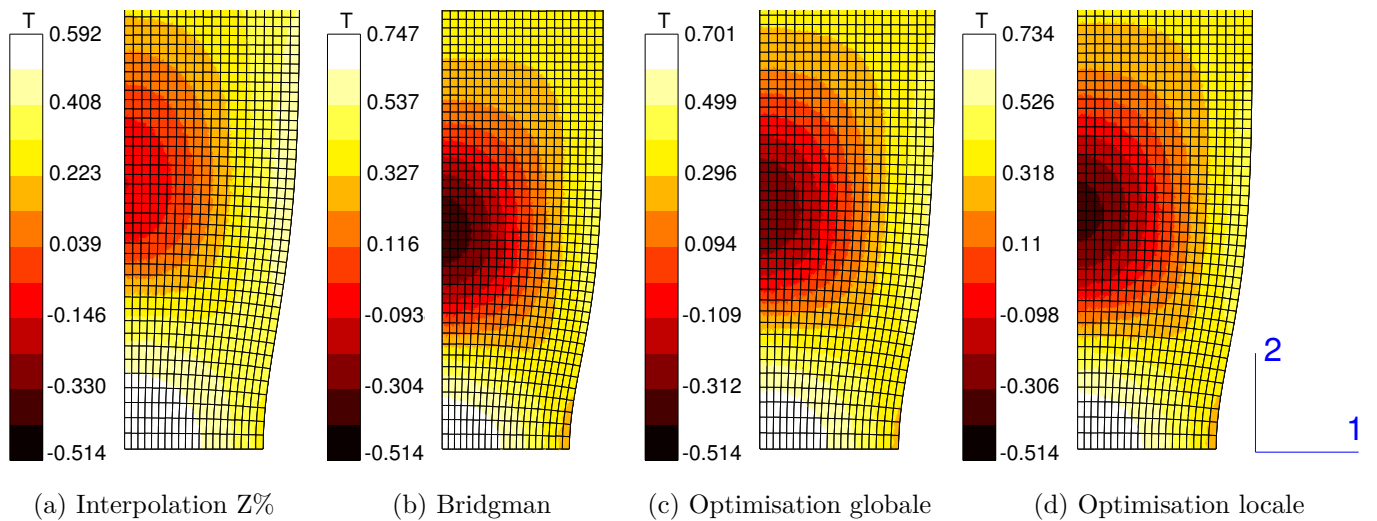


FIGURE V.9: Champs de triaxialité des contraintes au centre de l'éprouvette au moment de la rupture simulés avec différentes lois de comportement



Dans un second temps, en faisant l'hypothèse que le matériau suit un comportement de von Mises, les lois d'érouissages ont été injectées dans la simulations des essais AL. Les résultats obtenus ont été comparés avec ceux de l'essai. Les courbes  $F/\varepsilon_i$  et  $F/\zeta$  sont ainsi comparées sur les figures V.7b et V.7c, les différentes réponses macroscopiques simulées présentent très peu de différence avec l'expérience.

L'analyse d'image décrite section III.4.2 nous permet également d'extraire les coordonnées du contour de l'éprouvette, donc l'évolution du diamètre  $\phi$  selon la coordonnée longitudinale  $z$ . La mesure du profil de striction est intéressante car la forme de la gorge est liée à la plasticité. En prenant comme origine de l'axe  $z$  le centre de la striction, nous pouvons comparer l'évolution du diamètre avec les différentes méthodes d'identification, figure V.8. Nous remarquons que les données expérimentales sont en accord avec les profils de l'analyse de Bridgman et des deux analyses inverses. Le profil obtenu par la méthode interpolée se détache des autres profils, l'écart avec le profil expérimental est cependant à la limite de l'incertitude de mesure estimée à 2.4% dans la sous-section III.4.3 (courbe hachurée bleue). Nous retiendrons de cette figure que le choix de la loi d'érouissage influe sur la forme de la gorge de striction mais, dans le cas du couple éprouvette/matériau, la variation de forme est comprise dans une enveloppe mince comparée à la géométrie de l'éprouvette (ici 0.1 millimètres soit 2,5% du diamètre).

Pour finir nous proposons de comparer les champs de triaxialités des contraintes simulés à rupture sur la figure V.9. Bien que les réponses macroscopiques et les profils de striction soient sensiblement identiques, la différence sur les champs de contrainte est elle importante : la triaxialité des contraintes maximale à rupture fluctue sur une plage de 20% en la méthode interpolée et l'analyse de Bridgman. Or ce seront ces champs qui seront utilisés dans le chapitre VI pour calibrer le modèle de rupture. Nous soulignons ici l'importance du choix de la méthode d'identification du comportement, notamment si l'on souhaite par la suite exploiter les champs locaux pour calibrer un modèle.

## V.4 Critères de plasticité

### V.4.1 Identification de plusieurs critères

L'objet de cette section est de définir un critère de plasticité isotrope pour le ML340. La méthode d'identification de la loi de comportement est basée sur un essai unique de traction, cette méthode ne permet pas d'identifier un critère de plasticité car, dans le cas isotrope, l'état de contrainte correspondant à la traction pure coïncide avec plusieurs critères de plasticité.

Les trois critères de plasticité isotropes les plus couramment utilisés sont : Tresca (1869), Mises (1913) et Hosford (1972). Les deux premiers correspondent à deux cas limites, le critère de Hosford (1972) permet de définir un seuil de plasticité intermédiaire avec le paramètre ajustable  $n$  :

$$\sigma_{eq} = \left( \frac{1}{2} (|\sigma_I - \sigma_{II}|^n + |\sigma_{II} - \sigma_{III}|^n + |\sigma_{III} - \sigma_I|^n) \right)^{1/n} \quad (V.16)$$

pour  $n = 2$  on retrouve le critère de [Mises](#) et pour  $n = \infty$  ce critère tend vers celui de [Tresca](#). Nous avons identifié ici la loi d'écrouissage du ML340 pour ces trois critères en utilisant la méthode inverse présentée dans la sous-section [V.3.3](#). Pour le critère de [Hosford](#) plusieurs paramètres  $n$  ont été testés, nous ne présenterons ici que celui pour  $n = 8$ . Le critère de [Tresca](#) a été obtenu avec un critère de [Hosford](#) pour  $n = 60$ . Les paramètres des lois d'écrouissages identifiés de cette manière sont regroupés dans le tableau [V.4](#).

Critère	$R_0$ (MPa)	$Q_1$ (MPa)	$b_1$	$Q_2$ (MPa)	$b_2$	$H$ (MPa)
<a href="#">Tresca</a>	1839	35,9	146,8	389,0	274,1	370,5
<a href="#">Mises</a>	1500	234,8	107,1	565,9	998,8	189,5
<a href="#">Hosford</a> ( $n = 8$ )	1787	113,8	81,1	380,8	414,6	285,9

TABLE V.4: Paramètres de lois d'écrouissages identifiés avec différents critères de plasticité.

### V.4.2 Choix du critère

Une fois ces différents modèles de plasticité identifiés, nous avons comparé la réponse macroscopique des simulations de différents essais avec les résultats expérimentaux. Les figures [V.10](#) et [V.11](#) présentent ces comparaisons pour les essais EU et DP. Le critère de von Mises représente très bien le comportement macroscopique de ces essais, les critères de Tresca et de Hosford sous-estiment ici la charge appliquée. La figure [V.12](#) propose la même comparaison pour les essais TCTE sélectionnés dans la base destinée à définir un critère de rupture ductile, la figure du haut montre les courbes entières. L'essai de Torsion ( $\kappa = 0$ ) nous permet d'écarter le critère de Tresca sans ambiguïté. Contrairement aux essais précédents la distinction entre les deux autres critères est plus difficile à faire. La figure du bas montre un agrandissement de la courbe du haut, seuls les rapports  $\kappa = 0$  et  $\kappa = 1.40$  sont représentés afin d'alléger la figure. Nous notons que pour le cas de la torsion pure la réponse mécanique se situe entre le critère de von Mises et celui de [Hosford](#) avec  $n = 8$ .

Ces légères fluctuations de comportement observées lors des essais TCTE peuvent être le résultat de la légère anisotropie du matériau. Lors d'un essai de traction-torsion, sachant que les éprouvettes ont été extraites dans l'axe principal de l'arbre (voir annexe [B](#)), le matériau est sollicité en traction dans le sens longitudinal et en cisaillement dans le sens tangent. Nous avons montré que ces deux sens de prélèvements montrent une légère différence de comportement dans la section [V.2.1](#). Nous noterons d'ailleurs que l'essai de torsion TCTE0, sollicité uniquement dans le sens tangent, présente un comportement légèrement différent de celui de von Mises tandis que l'essai de traction-torsion TCTE1.4, principalement sollicité dans le sens longitudinal, présente un comportement très proche du critère de von Mises. Le critère de von Mises a été choisi pour représenter le comportement du matériau.

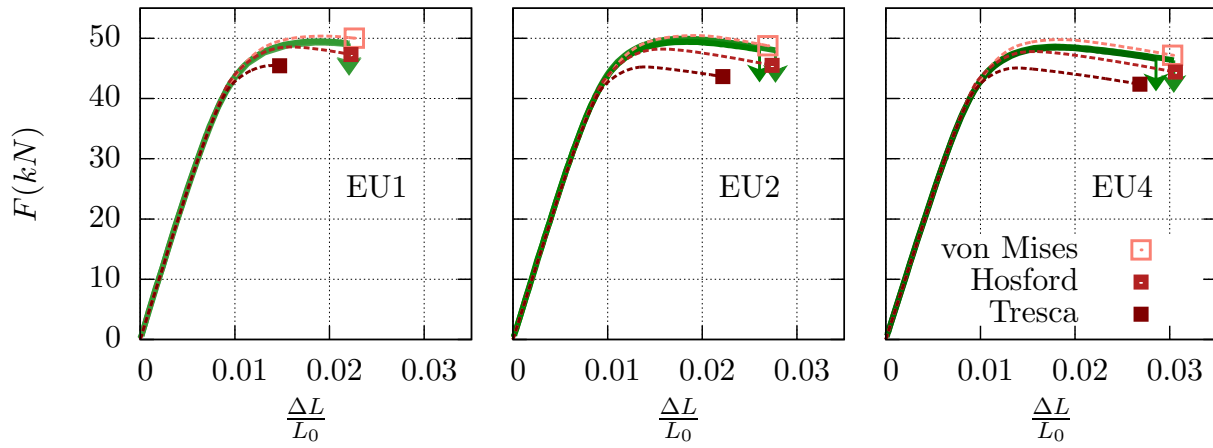


FIGURE V.10: Réponses mécanique simulées des essais EU pour différents critères de plasticité (traits en pointillés) comparées aux résultats expérimentaux (traits pleins)

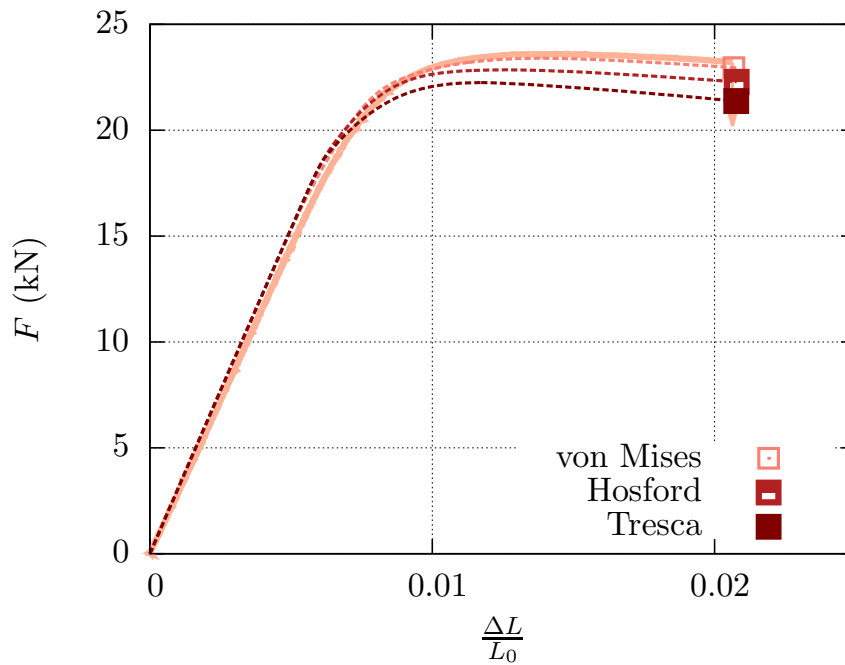


FIGURE V.11: Réponse mécanique simulées de l'essai DP pour différents critères de plasticité (traits en pointillés) comparée au résultat expérimental (trait plein).

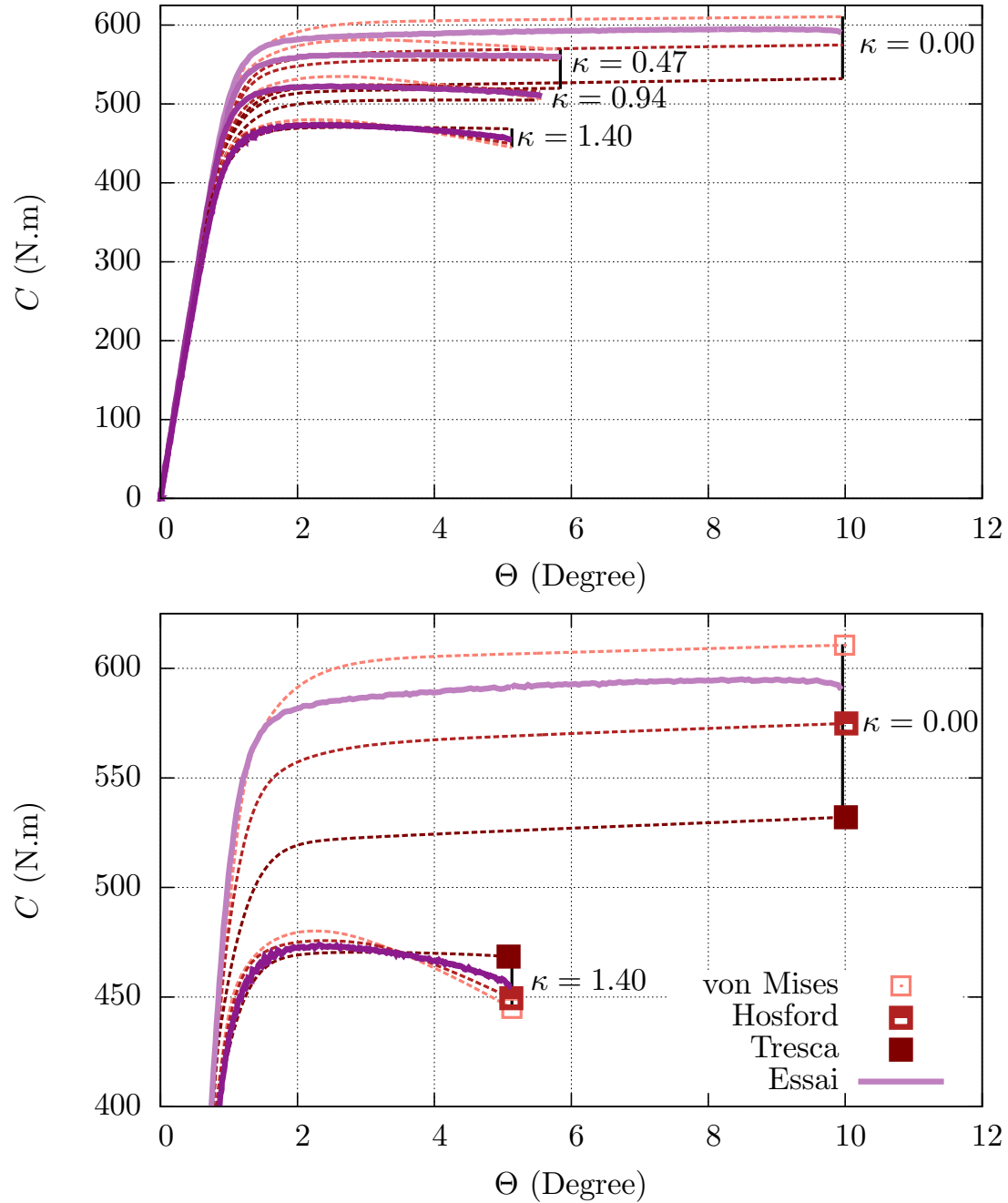


FIGURE V.12: Réponses mécanique simulées des essais TCTE0 et TCTE1.4 pour différents critères de plasticité (traits en pointillés) comparées aux résultats expérimentaux (traits pleins).

## V.5 Conclusion

Les essais de traction prélevés dans le sens long et dans le sens transverse nous ont montrés que le ML340 est légèrement anisotrope, potentiellement isotrope transverse. Cependant cette anisotropie représente une variation de propriétés mécaniques inférieure à 4% et aucun faciès de rupture des éprouvettes AL ne présente de direction de déformation privilégiée. Aussi la déformation à rupture est identique dans les deux sens de prélèvements, l'anisotropie ne semble donc pas impacter la rupture. Pour ces raisons **nous ferons l'hypothèse que le ML340 est un matériau isotrope** et négligerons l'effet de l'anisotropie sur le comportement.

De la même manière les essais de traction réalisés sur une plage de vitesse de déformation comprise entre  $10^{-4}s^{-1}$  et  $1s^{-1}$  ont montré des réponses mécaniques très et une déformation à rupture stable. L'augmentation de la vitesse induit un sensible durcissement du matériau, la résistance mécanique du matériau peut augmenter jusqu'à 3%. Par la suite nous négligerons cet effet et considérerons que **le comportement plastique identifié pour une vitesse de déformation de  $10^{-3}s^{-1}$  reste valable jusqu'à  $1s^{-1}$ .**

L'étape préalable pour identifier notre modèle de comportement a été de déterminer une loi d'écrouissage représentant le plus fidèlement possible le comportement du matériau jusqu'à rupture. Une revue des différentes lois ainsi que des différentes méthodes d'identification disponibles dans la littérature est proposée. **Une double somme de Voce accolée à un terme d'écrouissage linéaire a été utilisée comme fonction d'écrouissage** afin de décrire le plus fidèlement possible l'écrouissage du ML340, cette expression compte en tout 6 paramètres. Nous avons choisi d'utiliser une méthode inverse comparant les données expérimentales avec les résultats de simulations afin d'identifier ces paramètres. Cette méthode se base ici sur des essais de traction, l'allongement jusqu'à striction est utilisé pour évaluer le comportement pré-striction et la diminution de section (mesurée avec une méthode optique présentée dans la section III.4) pour évaluer le comportement post-striction. De façon très surprenante, la loi d'écrouissage identifiée de cette manière est très proche de celle obtenue avec la méthode analytique et empirique de [Bridgman \(1952\)](#). Nous pensons que cette coïncidence est due au faible écrouissage du ML340, pour vérifier cette hypothèse il serait intéressant de comparer les lois de comportement avec les mêmes méthodes pour différents matériaux.

La dernière étape nécessaire pour construire notre modèle de comportement est le choix du critère de plasticité. Pour un modèle isotrope trois critères simples sont envisageables : [Tresca \(1869\)](#), [Mises \(1913\)](#) ou [Hosford \(1972\)](#). Plusieurs modèles de plasticité ont été établis en utilisant chacun de ces critères et une loi d'écrouissage identifiée avec la méthode d'identification inverse. **Le critère décrivant le plus fidèlement le comportement des essais mécaniques utilisés pour cette étude est celui de von Mises.**

A titre de dernière remarque nous noterons que ce modèle ne capture pas la dissymétrie entre traction et compression observée sur les essais de compression-torsion présentés dans la sous-section IV.2.2. La figure V.13 présente les réponses moyennes en traction  $\langle \sigma \rangle_s$  et

en cisaillement  $\langle \tau \rangle_S$  des essais de *TCTE*1.4 et  $-1.4$ , on pourra se référer aux équations III.9 et III.10. Les traits pleins correspondent aux résultats expérimentaux et les traits hachurés aux résultats simulés avec un comportement de von Mises. Nous rappellerons que les essais *TCTE*  $-1.4$  ont flambé et n'ont donc pas été intégrés dans la base de donnée pour définir un critère de rupture, ils nous donnent néanmoins des renseignements sur le comportement du matériau en compression. En traçant les valeurs absolues des contraintes moyennes, on voit que la limite d'élasticité du ML340 n'est pas la même en traction et en compression, le comportement plastique observé est dissymétrique. Le choix d'un modèle isotrope associé avec un critère de von Mises ne permet pas de représenter cette dissymétrie comme le montrent les courbes hachurées. Deux solutions auraient été envisageables afin de prendre en compte ce comportement : utiliser un critère dépendant de la pression hydrostatique de type [Drucker et Prager \(1952\)](#), ou bien modifier la forme de la surface de plasticité comme [Cazacu et al. \(2006\)](#). Compte-tenu que le mode de ruine prédominant en compression est le flambement et que, nous n'avons pas ici de point de rupture en compression pour calibrer le modèle de rupture, **nous avons pris le parti de ne pas représenter la dissymétrie en traction et compression du comportement plastique.**

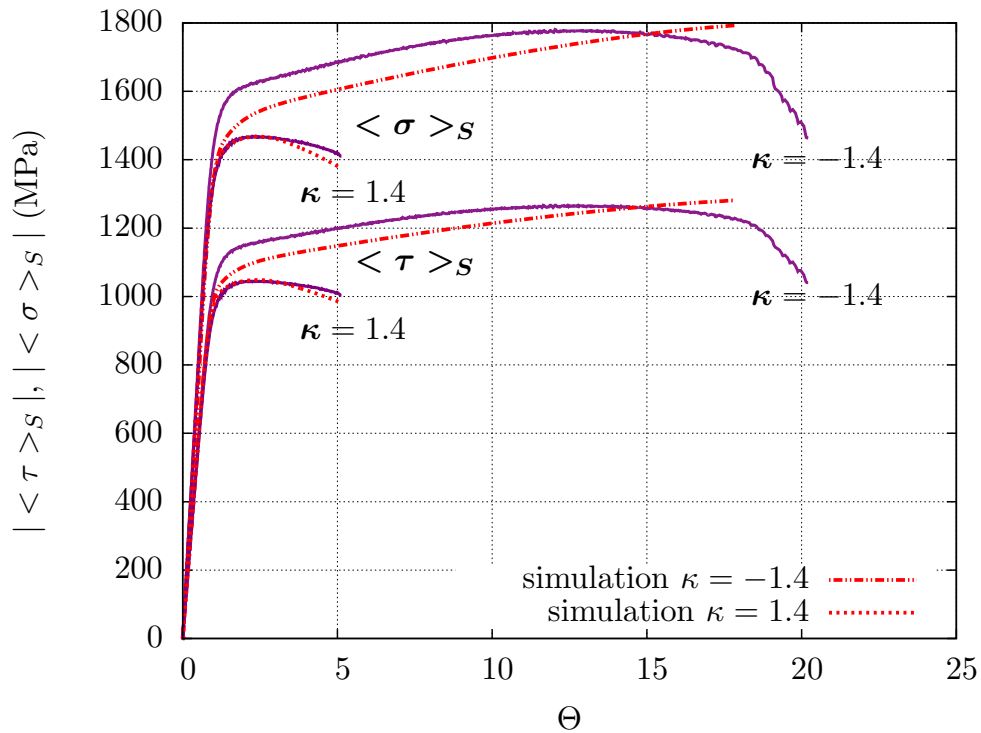


FIGURE V.13: Mise en évidence de la dissymétrie traction/compression avec les essais *TCTE*1.4 et  $-1.4$  et résultats des simulations associées.





## Chapitre VI

# Critère de rupture multiaxial pour l'acier ML340

### VI.1 Introduction

Les modèles d'amorçage existent depuis les années 50. Même si leur formulation générale est restée identique, le choix des variables mécaniques pilotant l'amorçage a cependant beaucoup évolué. Les développements successifs ont donné lieu à un grand nombre de modèles, l'objet de la section VI.2 est d'en proposer une vue d'ensemble. Nous rappellerons la notion fondamentale de chargement proportionnel qui est utilisée dans la formulation générale des modèles d'amorçages. Nous présenterons ensuite les différentes familles de modèles d'amorçage dans leur ordre d'apparition chronologique : les *modèles pionniers*, les *modèles micromécaniques* basés sur la triaxialité des contraintes et les *modèles J3* ajoutant une dépendance à l'angle de Lode. Un aparté sur les modèles couplés est également proposé. La dernière sous section proposera une synthèse de ces modèles.

Dans la section VI.3 nous proposerons un modèle d'amorçage pour le ML340 avec une nouvelle fonction d'endommagement. Les 4 paramètres de cette fonction ont été identifiés de manière à définir un critère de rupture représentatif des essais retenus dans la base expérimentale. Afin de valider ces résultats nous évaluerons la sensibilité au maillage du modèle identifié ainsi que la cohérence entre les points d'amorçages simulés et observés expérimentalement. Enfin nous utiliserons les résultats des simulations des essais pour tracer les trajets de chargements aux points de rupture.

### VI.2 Modèles d'amorçage de rupture

#### VI.2.1 Notion de chargement proportionnel (ou radial)

Considérons une structure soumise à un chargement dit proportionnel en un point  $P$  sur un intervalle de temps  $\tau$ . À chaque instant  $t$  de chargement, le tenseur des contraintes évalué en ce point  $\underline{\sigma}(P, t)$  est proportionnel à un tenseur  $\underline{\sigma}_0(P)$  indépendant de l'instant considéré. Cette condition s'écrit de la manière suivante

$$\forall t \in [0 ; \tau] , \exists \alpha(t) \text{ et } \underline{\sigma}_0(P) , \underline{\sigma}(P, t) = \alpha(t) \underline{\sigma}_0(P) \quad (\text{VI.1})$$

Comme démontré par Lemaitre *et al.* (2009), pour qu'un chargement reste proportionnel en un point les directions des contraintes principales doivent rester identiques au cours du chargement. En d'autres termes toute modification locale de la nature de l'état de contrainte supprime le caractère proportionnel. Ainsi même si les conditions aux limites

sont proportionnelles, la structure peut voir localement un chargement non-proportionnel par exemple suite au déclenchement d'une instabilité.

### VI.2.2 Formulation générale

Les modèles dit d'*amorçage de rupture* reposent sur l'hypothèse que l'adoucissement du comportement lié à l'endommagement est négligeable : on parle alors de modèle découplé. Ce cadre permet de séparer le modèle "d'endommagement" de la loi de comportement du matériau. Le principe consiste à calculer un *indicateur d'endommagement*  $D$  en intégrant le long du trajet de chargement une *fonction d'endommagement*  $w$ , ou son inverse  $\check{\epsilon}$ , dépendantes d'une ou plusieurs variables  $X_1, X_2, \dots$  tirées de l'état de contrainte.

$$D = \int_0^{\bar{\epsilon}} w(X_1, X_2, \dots) d\bar{\epsilon} = \int_0^{\bar{\epsilon}} \frac{d\bar{\epsilon}}{\check{\epsilon}(X_1, X_2, \dots)} \quad (\text{VI.2})$$

Dans le cas d'un chargement proportionnel, l'intégration n'est plus nécessaire et l'équation précédente devient

$$D = w(X_1, X_2, \dots) \bar{\epsilon} = \frac{\bar{\epsilon}}{\check{\epsilon}(X_1, X_2, \dots)} \quad (\text{VI.3})$$

On voit que  $\check{\epsilon}$  n'est autre que la déformation équivalente associée au critère de rupture dans le cas des chargements proportionnels, ceci au facteur  $D$  près. Un critère de rupture simple est de considérer que l'amorçage de fissure intervient dès que  $D$  atteint une valeur critique que nous noterons  $D_*$ . Le terme d'"endommagement" est à replacer dans le contexte historique du développement des modèles micromécaniques, il ne s'agit pas d'un indicateur de porosité mais d'une progression jusqu'à rupture tel un compte à rebours. Ainsi pour que le critère soit correct il faut que la valeur critique  $D_*$  soit atteinte à l'instant physique de la rupture pour l'ensemble des cas de chargement envisagés.

Nous remarquerons que pour intégrer  $w$ , il est possible d'utiliser l'intégralité de la plage de déformation ou bien une partie seulement. La plupart des modèles d'amorçages considèrent que l'endommagement se développe dans le domaine plastique, l'intégration est donc uniquement réalisée à partir de la déformation plastique équivalente  $\bar{\epsilon}_p$ . Il est aussi possible de considérer un endommagement différé de la plasticité. Ce choix rajoute un paramètre de seuil et se justifie difficilement dans le cadre des modèles découplés où l'indicateur d'endommagement n'est pas directement mesurable. Aussi la définition la plus utilisée pour calculer  $\bar{\epsilon}_p$  est celle proposée par von Mises :

$$\bar{\epsilon}_p = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\epsilon}_p : \underline{\epsilon}_p} \quad (\text{VI.4})$$

Nous noterons que pour les matériaux anisotropes il n'est pas possible d'utiliser directement le tenseur des déformations dans cette équation. Une solution envisagée par [Luo et al. \(2012\)](#) est d'effectuer une transformation linéaire de ce tenseur, cette solution a été initialement proposée par [Barlat et al. \(2003\)](#) mais sur le tenseur des contraintes. En procédant ainsi on calcule un nouveau tenseur des déformations

$$\underline{\epsilon}'_p = \underline{\beta} : \underline{\epsilon}_p \quad (\text{VI.5})$$

avec  $\underline{\varepsilon}_p$  la notation vectorielle du tenseur des déformations plastiques et  $\underline{\beta} \approx$  la matrice de transformation.

### VI.2.3 Modèles pionniers

Un des premiers modèle d'amorçage de rupture a été proposé par [Freudenthal et Geiringer \(1958\)](#), il considère que la rupture intervient lorsque le travail des forces mécaniques atteint une valeur critique

$$D = \int_0^{\bar{\varepsilon}_*} w(\bar{\sigma}) d\bar{\varepsilon} = \int_0^{\bar{\varepsilon}_*} \bar{\sigma} d\bar{\varepsilon} \quad (\text{VI.6})$$

[Cockcroft et Latham \(1968\)](#) proposent de baser ce critère sur la contrainte principale  $\sigma_I$  et non sur la contrainte équivalente  $\bar{\sigma}$  dont l'évolution est très peu sensible à l'apparition de la striction, la *fonction d'endommagement* devient donc

$$w(\sigma_I) = \sigma_I \quad (\text{VI.7})$$

D'autres auteurs comme [Brozzo et Rendina \(1972\)](#), [Oh et al. \(1979\)](#) proposent de normaliser la fonction d'endommagement du modèle précédent de manière à ne plus être dépendant de l'intensité de la contrainte. Par exemple l'équation de  $w$  du modèle de [Brozzo et Rendina](#) s'écrit

$$w(\sigma_I, \sigma_m) = \frac{2\sigma_I}{3(\sigma_I - \sigma_m)} \quad (\text{VI.8})$$

On peut les voir comme des modèles avec un unique paramètre ajustable :  $D_*$ . Ces critères ont généralement un champ d'application limité à un voir deux cas de chargements ([Børvik et al., 2009](#), [Tarigopula et al., 2008](#)), ce sont cependant ces modèles qui ont posé le formalisme des futurs modèles d'amorçage présentés par la suite.

### VI.2.4 Modèles micromécaniques

À la fin des années 70 sont apparus les modèles de rupture dit *micromécaniques*. Ils sont appelés ainsi car ils formalisent avec une approche analytique les phénomènes d'endommagement observés à l'échelle de la microstructure. Les problèmes considèrent généralement un Volume Élémentaire Représentatif (VER) contenant une ou plusieurs cavités soumises à un champ de déformation lointain. Ces modèles ont comme point commun d'utiliser la triaxialité des contraintes comme force motrice de la croissance des cavités comme mis en avant par [Bridgman \(1952\)](#). En voici quelques exemples.

#### Modèle de [McClintock \(1968\)](#)

[McClintock \(1968\)](#) propose un modèle pour la coalescence de deux cavités cylindriques parallèles immergées dans un matériau plastique de von Mises soumises un chargement en déformation plane dans le plan des cylindres.  $w$  correspond à la vitesse de croissance des cavités, c'est à dire le rapport entre la dérivée temporelle du rayon moyen de la cavité cylindrique  $\dot{R}$  et son rayon initial  $R_0$ . Il est calculé de la manière suivante

$$w(\sigma_I, \sigma_{II}, \bar{\sigma}_{vm}) = \frac{\dot{R}}{R_0} = \frac{1}{F} \left[ \frac{\sqrt{3}}{2(1-\mathbf{n})} \sinh \left( \frac{\sqrt{3}(1-\mathbf{n})}{2} \frac{\sigma_I + \sigma_{II}}{\bar{\sigma}_{vm}} \right) + \frac{3}{4} \frac{(\sigma_I - \sigma_{II})}{\bar{\sigma}_{vm}} \right] \quad (\text{VI.9})$$

où  $\mathbf{n}$  est le coefficient d'écrouissage du matériau selon la loi de [Zener et Hollomon \(1944\)](#) et  $F$  un facteur géométrique dépendant de la forme et de l'espacement de deux cavités. Dans le cas de la déformation plane d'un matériau de von Mises

$$\sigma_{III} = \frac{\sigma_I + \sigma_{II}}{2} \quad (\text{VI.10})$$

on trouve donc que

$$\text{trace}(\boldsymbol{\sigma}) = \frac{3}{2}(\sigma_I + \sigma_{II}) \text{ et } \bar{\sigma} = \frac{\sqrt{3}}{2}|\sigma_I - \sigma_{II}| \quad (\text{VI.11})$$

la fonction d'endommagement précédente peut donc se réécrire sous la forme suivante

$$w(T) = \frac{1}{F} \left[ \frac{\sqrt{3}}{2(1-\mathbf{n})} \sinh(\sqrt{3}(1-\mathbf{n})T) + \frac{\sqrt{3}}{2} \text{signe}(\sigma_I - \sigma_{II}) \right] \quad (\text{VI.12})$$

Même si la formulation d'origine du modèle ne le laisse pas paraître au premier abord, il s'agit bien du premier modèle d'endommagement utilisant la triaxialité des contraintes comme force motrice de l'endommagement. Ce modèle est fondateur car il définit le formalisme sur lesquels s'appuieront les futurs modèles micro-mécaniques.

### Modèle de [Rice et Tracey \(1969\)](#) et ses dérivés

[Rice et Tracey \(1969\)](#) proposent d'élargir le modèle de [McClintock](#) à la croissance d'une cavité sphérique de rayon moyen  $R$ , immergée dans un matériau de von Mises parfaitement plastique et soumise à un champ de contraintes triaxial. Dans le régime des hautes triaxialités ( $T \gg 1$ ) la solution de ce problème est approchée par

$$w(T) = \frac{\dot{R}}{R_0} = 0.283e^{(\frac{3}{2}T)} \quad (\text{VI.13})$$

[Hancock et Mackenzie \(1976\)](#) proposent de généraliser ce modèle en un modèle d'amorçage de rupture adapté aux matériaux pour lesquels la rupture est directement liée à la croissance de cavités. Dans ce modèle le coefficient 0.283 est remplacé par un paramètre matériau ajustable, d'une manière générale on peut envisager de paramétrer entièrement les coefficients du modèle de [Rice et Tracey](#) comme l'ont fait [Johnson et Cook \(1985\)](#). En ne considérant pas les aspects dynamique et thermique, ce modèle devient

$$w(T) = \mathbf{a}e^{(\mathbf{b}T)} + \mathbf{c} \quad (\text{VI.14})$$

avec  $\mathbf{a}$ ,  $\mathbf{b}$  et  $\mathbf{c}$  trois paramètres matériaux ajustables. Nous noterons que [Rice et Tracey](#) ont également proposé une solution générale à ce problème qui a été cependant beaucoup moins employée :

$$w(T, L_{\dot{\varepsilon}}) = 0.558 \sinh\left(\frac{\sqrt{3}}{2}T\right) + 0.008L_{\dot{\varepsilon}} \cosh\left(\frac{\sqrt{3}}{2}T\right) \quad (\text{VI.15})$$

Cette solution propose une dépendance au paramètre de Lode  $L_{\dot{\varepsilon}}$  formulé en vitesse de déformation, cependant compte tenu du coefficient 0.008, son impact est très faible.

### Modèle de Oyane (1972)

Le modèle de Oyane (1972) n'est pas un modèle micromécanique à proprement parler. Plutôt que d'étudier un VER contenant une cavité, on considère que la rupture se produit dès lors que la déformation d'un élément de volume atteint une valeur critique, cette valeur est propre au matériau. Comme les modèles précédents on considère que l'endommagement est piloté par  $T$ , l'expression de  $w$  est la suivante

$$w(T) = \left(1 + \frac{T}{\mathbf{a}}\right) \bar{\varepsilon}^{\mathbf{b}} \quad (\text{VI.16})$$

Le terme  $\left(1 + \frac{T}{\mathbf{a}}\right)$  est lié à la déformation volumétrique avec  $\mathbf{a}$  le paramètre matériau associé. Le terme  $\bar{\varepsilon}^{\mathbf{b}}$  est lui un terme correctif empirique prenant en compte l'accélération de l'endommagement suite à l'apparition de la striction ou à la propagation d'une fissure.

## VI.2.5 Modèles phénoménologiques $J_3$

(Bao et Wierzbicki, 2004-b) ont montré que les modèles à un seul paramètre présentés précédemment n'arrivent pas à définir un critère de rupture pour les chargements multiaxiaux. Comme énoncé dans la section II.5, la constatation est la même pour les modèles à plusieurs paramètres uniquement basés sur la triaxialité de contraintes. Depuis les travaux de Bao et Wierzbicki (2004-a) il est envisagé que la rupture pourrait également dépendre du paramètre de Lode particulièrement dans le régime des triaxialités nulles et négatives. Dès lors de nombreux modèles d'amorçage de rupture phénoménologiques introduisant ce paramètre ont été proposés. En voici une brève revue.

### Modèles de Bai et Wierzbicki (2008)

Xue et Wierzbicki (2005) proposent un premier modèle avec une dépendance au paramètre de Lode, présenté dans Wierzbicki *et al.* (2005). Bai et Wierzbicki (2008) proposent par la suite la version enrichie suivante

$$\check{\varepsilon}(T, L_{bw}) = \left[ \frac{1}{2} \left( \mathbf{a}e^{-bT} + \mathbf{c}e^{-dT} \right) - \mathbf{e}e^{-fT} \right] L_{bw}^2 + \frac{1}{2} \left( \mathbf{a}e^{-bT} - \mathbf{c}e^{-dT} \right) L_{bw} + \mathbf{e}e^{-fT} \quad (\text{VI.17})$$

La forme de cette surface a été choisie de manière à ce que la partie inférieure de la surface de rupture corresponde aux chargements en déformation plane et la partie supérieure aux chargements axi-symétriques. Elle reprend la formulation de Rice et Tracey (1969) en utilisant trois termes exponentiels dotés chacun de deux coefficients soit un total de six paramètres.

### Modèle de [Coppola et al. \(2009\)](#)

De manière similaire [Coppola et al. \(2009\)](#) considèrent ici l'existence de deux déformations équivalentes à rupture limites : celle correspondant au cas axisymétrique  $\bar{\varepsilon}_*(L = 1)$  et celle correspondant à la déformation plane  $\bar{\varepsilon}_*(L = 0)$ . La relation de passage entre les deux cas limites proposée est la suivante

$$g(\theta_{Ls}) = \frac{\bar{\varepsilon}_*(L = 0)}{\bar{\varepsilon}_*(L = 1)} = \left[ \frac{\mathbf{c}}{\cos\left(\mathbf{d}\frac{\pi}{6} - \frac{1}{3}\cos^{-1}\mathbf{e}\cos(3\theta_{Ls})\right)} \right]^{(1/\mathbf{n})} \quad (\text{VI.18})$$

où  $\mathbf{c}$  est un paramètre d'amplitude,  $\mathbf{d}$  et  $\mathbf{e}$  sont deux paramètres permettant de modifier la forme de  $g(\theta_{Ls})$  enfin  $\mathbf{n}$  est le coefficient d'écrouissage du matériau. En considérant que  $\bar{\varepsilon}_*(L = 1)$  est décrit par un modèle de type [Rice et Tracey \(1969\)](#), la fonction d'endommagement devient

$$w(T, \theta_{Ls}) = \mathbf{a}e^{(\mathbf{b}T)} \left[ \frac{\mathbf{c}}{\cos\left(\mathbf{d}\frac{\pi}{6} - \frac{1}{3}\cos^{-1}\mathbf{e}\cos(3\theta_{Ls})\right)} \right]^{(1/\mathbf{n})} \quad (\text{VI.19})$$

Nous noterons que ce modèle d'amorçage de rupture a été dérivé en plusieurs sous-modèles destinés à prédire la rupture des matériaux anisotropes par [Mirone et Corallo \(2013\)](#).

### Modèle [Wierzbicki et Bai \(2010\)](#)

Dans une seconde approche [Wierzbicki et Bai \(2010\)](#) proposent un nouveau modèle qui s'appuie sur le critère de Mohr-Coulomb. Ce critère utilisé pour les matériaux fragiles suppose que la rupture arrive lorsque la combinaison de la contrainte en cisaillement  $\tau$  et de la contrainte normale  $\sigma_{\underline{n}}$ , dirigée suivant le vecteur  $\underline{n}$ , atteint une valeur critique dans un plan donné

$$\max_{\underline{n}}(\tau + \mathbf{a}\sigma_n) = \mathbf{b} \quad (\text{VI.20})$$

En reformulant ce critère dans l'espace de Haigh-Westergaard l'expression de la contrainte équivalente à rupture  $\bar{\sigma}_*$  est la suivante

$$\bar{\sigma}_*(T, \theta_{Ls}) = \mathbf{b} \left[ \sqrt{\frac{1 + \mathbf{a}^2}{3}} \cos\left(\frac{\pi}{6}L_{bw}\right) + \mathbf{a} \left(T + \frac{1}{3}\sin\left(\frac{\pi}{6}L_{bw}\right)\right) \right]^{-1} \quad (\text{VI.21})$$

Cette contrainte équivalente à rupture est transformée en déformation équivalente à rupture  $\bar{\varepsilon}_*$  avec la loi d'écrouissage. Les auteurs proposent une loi d'écrouissage isotrope non conventionnelle dépendant à la fois de la triaxialité des contraintes et du paramètre de Lode

$$\bar{\sigma}_* = \mathbf{K}\bar{\varepsilon}_*^{\mathbf{n}} [1 - \mathbf{c}_1(T - T_0)] \left[ \mathbf{c}_2 + (\mathbf{c}_3 - \mathbf{c}_2) \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} \left[ \sec\left(\frac{\pi}{6}L_{bw} - 1\right) \right] \right] \quad (\text{VI.22})$$

où  $\mathbf{c}_1$ ,  $\mathbf{c}_2$ ,  $\mathbf{c}_3$  sont des paramètres permettant d'ajuster la forme de la surface de plasticité dans le plan du déviateur des contraintes et  $\mathbf{K}$  et  $\mathbf{n}$  les paramètres de la loi d'écrouissage de [Zener et Hollomon \(1944\)](#). Pour un comportement plastique de type von Mises les

auteurs indiquent que  $\mathbf{c}_1 = 0$  et  $\mathbf{c}_2 = \mathbf{c}_3 = 1$ . Dans ce cas les équations VI.21 & VI.22 permettent de donner le critère de rupture suivant :

$$\boxed{\check{\varepsilon}(T, L_{bw}) = \left( \frac{\mathbf{b}}{\mathbf{K}} \times \left( \sqrt{\frac{1 + \mathbf{a}^2}{3}} \cos\left(\frac{\pi}{6} L_{bw}\right) + \mathbf{a} \left( T + \frac{1}{3} \sin\left(\frac{\pi}{6} L_{bw}\right) \right) \right) \right)^{-1/n}} \quad (\text{VI.23})$$

où  $\mathbf{a}$  et  $\mathbf{b}$  sont les paramètres liés au modèle de rupture.

### Modèle de Mohr et Marcadet (2015)

Dans la même lignée Mohr et Marcadet (2015) proposent un modèle également construit sur le critère de Mohr-Coulomb reformulé de la manière suivante

$$\bar{\sigma}_{hf} + \mathbf{c}(\sigma_I - \sigma_{III}) = \mathbf{b} \quad (\text{VI.24})$$

Cette fois les auteurs utilisent la contrainte équivalente de Hosford (1972)  $\bar{\sigma}_{hf}$ , dont l'exposant est  $\mathbf{a}$ . Cette écriture permet de définir une nouvelle contrainte équivalente à rupture exprimée dans l'espace de Haigh-Westergaard.

$$\bar{\sigma}_*(T, L_{bw}) = \mathbf{b} \left( \frac{1}{2} ((f_1 - f_2)^{\mathbf{a}} + (f_2 - f_3)^{\mathbf{a}} + (f_1 - f_3)^{\mathbf{a}})^{1/\mathbf{a}} + \mathbf{c}(2T + f_1 + f_2) \right)^{-1} \quad (\text{VI.25})$$

avec

$$f_1 = \frac{2}{3} \cos\left(\frac{\pi}{6}(1 - L_{bw})\right) \quad (\text{VI.26})$$

$$f_2 = \frac{2}{3} \cos\left(\frac{\pi}{6}(3 + L_{bw})\right) \quad (\text{VI.27})$$

$$f_3 = \frac{2}{3} \cos\left(\frac{\pi}{6}(1 + L_{bw})\right) \quad (\text{VI.28})$$

Plutôt que de passer de  $\bar{\sigma}_*$  à  $\bar{\varepsilon}_*$  en inversant une loi de Zener et Hollomon (1944) les auteurs proposent de faire cette transformation numériquement en utilisant la fonction inverse de la loi d'écrouissage du matériau  $R^{-1}$  d'où

$$\boxed{\check{\varepsilon}(T, L_{bw}) = R^{-1} \left( \mathbf{b} \left( \frac{1}{2} ((f_1 - f_2)^{\mathbf{a}} + (f_2 - f_3)^{\mathbf{a}} + (f_1 - f_3)^{\mathbf{a}})^{1/\mathbf{a}} + \mathbf{c}(2T + f_1 + f_2) \right)^{-1} \right)} \quad (\text{VI.29})$$

Dans le papier original le matériau est anisotrope mais la surface de rupture est elle isotrope. Pour appliquer le modèle les auteurs proposent d'identifier une loi d'écrouissage anisotrope de type Hill (1948) et de la décliner en parallèle en une version isotrope destinée au modèle de rupture.



### Modèle de Lou *et al.* (2012)

La fonction d'endommagement de ce modèle est la suivante

$$w(T, \theta_{Ls}) = \left( \frac{2\tau_{max}}{\bar{\sigma}_{vm}} \right)^a \left( \frac{1+3T}{2} \right)^b \quad (VI.30)$$

$a$ ,  $b$  sont deux paramètres ajustables du modèle et  $\tau_{max}$  correspond à la contrainte en cisaillement maximale. En effectuant une transformation dans le repère de Haigh-Westergaard le rapport  $2\tau_{max}/\bar{\sigma}_{vm}$  s'écrit comme une fonction uniquement dépendante de  $\theta_{Ls}$

$$\frac{2\tau_{max}}{\bar{\sigma}_{vm}} = \frac{2}{3} \left( \cos(\theta_{Ls}) - \cos\left(\frac{4}{3}\pi - \theta_{Ls}\right) \right) \quad (VI.31)$$

Ce modèle ne s'appuie sur aucun modèle/critère de rupture pré-existant. La rupture est supposée dépendante de deux termes ayant chacun un paramètre indépendant :  $\left(\frac{1+3T}{2}\right)^b$  représente le terme de croissance et  $\left(\frac{2\tau_{max}}{\bar{\sigma}_{vm}}\right)^a$  représente une accélération de l'endommagement liée au cisaillement. Pour le cas axi-symétrique ce dernier terme devient inopérant puisque

$$\frac{2\tau_{max}}{\bar{\sigma}_{vm}} (\theta_{Ls} = \pi/3) = 1 \quad (VI.32)$$

## VI.2.6 Ouverture sur les modèles couplés

Les modèles d'endommagement continu considèrent le couplage entre le comportement mécanique du matériau et son endommagement, vu comme une variable continue de l'espace. Ce couplage permet de représenter la capacité d'un matériau à supporter une diminution de charge liée à l'endommagement ou à la propagation lente d'une fissure. Ces modèles sortent légèrement du cadre de notre étude puisqu'un tel adoucissement n'a pas été observé sur le ML340, il est cependant intéressant de voir dans quelle mesure ils ont été adaptés pour les chargements multiaxiaux. Trois familles de modèles seront présentés ici : les modèles micromécaniques de type Gurson (1977), les modèles thermodynamiques de type Lemaitre (1985) et les modèles purement phénoménologiques.

### Modèle de Gurson (1977) et ses dérivés

Ce modèle ainsi que ses différentes variantes sont présentés en détail par Besson *et al.* (2003) ; nous nous contenterons ici de rappeler ses grands principes et d'introduire les modifications qui ont été proposées afin de prendre en compte les chargements multiaxiaux.

Le modèle de Gurson (1977) représente la croissance d'une cavité sphérique de porosité  $f$  entourée d'une matrice rigide parfaitement plastique, c'est à dire sans écrouissage. Il suppose l'existence d'une contrainte équivalente effective  $\sigma^*$  englobant la matrice et la cavité dépendant à minima de  $f$  et de  $\bar{\sigma}$ . La fonction d'écrouissage est donnée par

$$\Phi = \sigma_* - R \quad (VI.33)$$

## CHAPITRE VI. CRITÈRE DE RUPTURE MULTIAXIAL POUR L'ACIER ML340

Le travail des forces macroscopiques est supposé égal au travail des force microscopiques, d'où la relation suivante

$$\dot{\underline{\epsilon}}_p : \underline{\sigma} = (1 - f)\dot{p}\sigma^* \quad (\text{VI.34})$$

L'analyse du problème micromécanique permet de déterminer l'équation de la surface de plasticité pour un matériau poreux dont la matrice suit la loi de normalité. L'équation de la surface de plasticité d'origine a ensuite été étendue au cas des matériaux écrouissables par [Tvergaard et Needleman \(1984\)](#), ce modèle est généralement appelé modèle GTN

$$\Phi = \frac{\bar{\sigma}^2}{\sigma^{*2}} + 2\mathbf{q}_1 f^* \cosh\left(\frac{\mathbf{q}_2}{2} \frac{\sigma_{kk}}{\sigma^*}\right) - 1 - \mathbf{q}_1^2 f^{*2} = 0 \quad (\text{VI.35})$$

avec

✧  $\mathbf{q}_1, \mathbf{q}_2$  deux paramètres matériaux ajustables.

✧  $f^*$  la porosité effective du matériau.

Nous noterons que  $\sigma^*$  étant une contrainte équivalente,  $\Phi$  peut être vu comme une fonction de  $T$ . Le terme  $f^*$  introduit une accélération de l'endommagement après avoir dépassé le seuil de porosité  $\mathbf{f}_s$ . D'où

$$f^* = \begin{cases} f & \text{si } f \leq \mathbf{f}_s \\ \mathbf{f}_s + \frac{f - \mathbf{f}_s}{\mathbf{f}_r - \mathbf{f}_s} \left(\frac{1}{\mathbf{q}_1} - \mathbf{f}_s\right) & \text{sinon} \end{cases} \quad (\text{VI.36})$$

avec  $f_r$  un paramètre à calibrer. Le taux de porosité est piloté par sa dérivée  $\dot{f}$  qui se décompose en deux parties

$$\dot{f} = \dot{f}_v + \dot{f}_n \quad (\text{VI.37})$$

$\dot{f}_v$  est le taux de porosité lié à la croissance de la cavité, avec la conservation du volume il s'exprime comme

$$\dot{f}_v = (1 - f)\text{trace}(\dot{\underline{\epsilon}}_p) \quad (\text{VI.38})$$

$\dot{f}_n$  est le taux de porosité lié à la nucléation des cavités qui est piloté par la déformation plastique. On associe souvent à ce modèle une fonction de nucléation gaussienne suivante proposée par [Chu et Needleman \(1980\)](#)

$$\dot{f}_n = A_n(p)\dot{p} = \frac{\mathbf{f}_N}{\mathbf{s}_N\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2}\left(\frac{p - \varepsilon_N}{\mathbf{s}_N}\right)^2\right)\dot{p} \quad (\text{VI.39})$$

Les extensions du modèle GTN au cas du cisaillement rajoutent également une dépendance au paramètre de [Lode](#). La modification consiste à rajouter le terme  $\dot{f}_\theta$  à l'équation VI.37. [Nahshon et Hutchinson \(2008\)](#) ont été les premiers à proposer la modification suivante

$$f_\theta = \mathbf{a}(1 - \cos(3\theta_{Ls}))^2 \underline{\mathbf{s}} : \dot{\underline{\epsilon}}_p \quad (\text{VI.40})$$

Ce modèle a été utilisé par [Nielsen et Tvergaard \(2009, 2010\)](#) pour étudier la rupture de joints soudés sollicités en cisaillement. [Morgeneyer et Besson \(2011\)](#) ont également proposé la modification suivante

$$f_{\theta} = \begin{cases} \mathbf{A}_0 e^{-\left(\frac{L_{\sigma}}{L_0}\right)^2} & \text{si } p \geq \mathbf{p}_c \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (\text{VI.41})$$

avec  $\mathbf{A}_0$ ,  $L_0$  et  $\mathbf{p}_c$  les paramètres du modèle à ajuster. Cette modification a notamment permis de retrouver la rupture en "biseau" observée expérimentalement sur des éprouvettes de propagation de fissure en aluminium, des conclusions similaires ont été faites dans les travaux de thèse de [Xue \(2007-b\)](#) mais sur un modèle purement phénoménologique également présenté plus tard dans cette sous-section.

Nous noterons qu'il est tout à fait envisageable de décliner ces modèles couplés en des modèles découplés comme l'ont fait [Decamp et al. \(1997\)](#). En supposant que le matériau est sur le seuil de plasticité  $\Phi = 0$ , un critère de rupture possible est de calculer une porosité critique  $f_c$  lorsque le taux d'érouissage de la matrice s'annule

$$\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\varepsilon}_p} = 0 \quad (\text{VI.42})$$

### Modèle de [Lemaitre \(1985\)](#) et ses dérivés

Ce modèle repose sur un cadre thermodynamique établi par [Chaboche \(1984\)](#) et [Lemaitre \(1986\)](#), il est construit en trois étapes. D'abord la définition des variables d'état, qui peuvent être des variables observables ou internes; elles définissent l'état physique du système. Dans sa version première on en compte 4 : le tenseur de déformation plastique  $\bar{\varepsilon}_p$ , une variable d'érouissage cinématique, une variable d'érouissage isotrope et un endommagement scalaire  $D$ . La seconde étape est la définition du potentiel thermodynamique représentant l'énergie interne du système. A partir de ce potentiel sont dérivées les équations d'état. Enfin la définition des potentiels de dissipation qui correspondent aux pertes du système. Différentes "briques" existent pour adapter ce modèle en fonction des besoins, il est possible de considérer un érouissage cinématique, de prendre en compte les effets de fermeture de fissure avec une dissymétrie entre traction et compression ou même de prendre en compte un endommagement anisotrope en introduisant un tenseur d'endommagement  $\mathbf{D}$ . Une description détaillée de ce modèle et ses dérivés est proposée dans la thèse de [Cao \(2013\)](#).

[Cao et al. \(2014\)](#) propose un modèle de [Lemaitre](#) modifié intégrant une dépendance au paramètre de [Lode](#) afin de prédire la rupture en cisaillement. Il est proposé de coupler la contrainte équivalente ainsi que le module de Young à l'endommagement afin de prendre en compte l'effet de fermeture des micro-fissures qui introduit une dissymétrie entre traction et compression

$$\begin{cases} \sigma_{ij} = w(D)\sigma_{ij}^* \\ E = w(D) = w(D)E^* \end{cases} \quad \text{avec } w(D) = \begin{cases} 1 - D & \text{si } \mathbf{T}_1 \leq T \\ 1 - \frac{(1-h)T+h\mathbf{T}_1+\mathbf{T}_2}{\mathbf{T}_1-\mathbf{T}_2} D & \text{si } \mathbf{T}_2 \leq T \leq \mathbf{T}_1 \\ 1 - hD & \text{si } T \leq \mathbf{T}_2 \end{cases} \quad (\text{VI.43})$$

Par défaut  $\mathbf{T}_1 = -1/3$  et  $\mathbf{T}_2 = 1/3$ , le paramètre  $h$  représente en fait la dissymétrie entre traction et compression. L'endommagement se calcule, de manière similaire aux modèles découplés, en intégrant la fonction d'endommagement suivante

$$\dot{D} = w(T, \bar{\sigma}_{vm}, L_{bw}) = \begin{cases} \left[ \frac{Y(T, \bar{\sigma}_{vm})}{a} \right]^b \frac{1}{c+(1-c)L_{bw}} & \text{si } \bar{\varepsilon}_s \leq \bar{\varepsilon}_p \text{ et } -\frac{1}{3} < T \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (\text{VI.44})$$

avec  $Y$  défini comme dans le modèle original de [Lemaitre](#)

$$Y(T, \bar{\sigma}_{vm}) = \frac{\bar{\sigma}_{vm}^2}{2E(1-D)^2} \left[ \frac{2}{3}(1+\nu) + 3(1-2\nu)T^2 \right] \quad (\text{VI.45})$$

Cette fonction d'endommagement intègre trois modifications par rapport à sa version d'origine. D'abord une déformation seuil  $\bar{\varepsilon}_s$  à partir de laquelle l'endommagement commence. Ensuite une triaxialité seuil de  $-1/3$  comme proposé par [Bao et Wierzbicki \(2005\)](#). Enfin une dépendance au paramètre de [Lode](#) avec le terme  $\frac{1}{c+(1-c)L_{bw}}$ . Nous noterons que pour le cas axi-symétrique, ie  $L_{bw} = 1$ , la correction liée à ce paramètre subsiste, sauf en choisissant  $c = 1$  ce qui annulerait complètement cette correction.

Il est tout à fait envisageable d'utiliser ce modèle de façon découplée en ne prenant pas en compte l'équation VI.43. Un tel modèle a été proposé par [Soyarslan et al. \(2016\)](#) avec la *fonction d'endommagement* suivante

$$w(T, \bar{\sigma}_{vm}, \theta_{Ls}) = \left( \frac{\tilde{Y}(T, \bar{\sigma}_{vm})}{a} \right)^b \frac{1}{(1-D)^c} \left( \frac{2\tau_{max}}{\bar{\sigma}_{vm}} \right)^d \quad (\text{VI.46})$$

avec  $a$ ,  $b$ ,  $c$  et  $d$  les paramètres du modèle.  $\tilde{Y}$  est une expression modifiée de  $Y$  permettant de prendre en compte la dissymétrie entre traction et compression proposée par [Ladeveze et Lemaitre \(1984\)](#), cette modification induit l'apport d'un paramètre  $h$  supplémentaire. La fonction  $2\tau_{max}/\bar{\sigma}_{vm}$  est identique à celle proposée par [Lou et al. \(2012\)](#) (équation VI.31). Il s'agit du rapport entre la contrainte maximum en cisaillement  $\tau_{max}$  et  $\bar{\sigma}_{vm}$ . Contrairement au modèle précédent, dans le cas des chargements axi-symétrique ( $\theta_{Ls} = \pi/3$ ) on retrouve le modèle de [Lemaitre](#) car  $[2\tau_{max}/\bar{\sigma}_{vm}](\pi/3) = 1$ .

### Modèles couplés purement phénoménologiques

[Xue et Wierzbicki \(2008\)](#) proposent un modèle d'endommagement couplé simple avec une dépendance au paramètre de [Lode](#). Sa fonction d'écrouissage est la suivante

$$\Phi = \bar{\sigma} - (1 - D^a)R(p) \quad (\text{VI.47})$$

où le terme  $1 - D^a$  assure le couplage avec le comportement plastique. L'endommagement est lui calculé selon une loi non-linéaire

$$\dot{D} = \mathbf{m} \left( \frac{\bar{\varepsilon}_p}{\check{\varepsilon}} \right)^{(\mathbf{m}-1)} \frac{d\bar{\varepsilon}_p}{\check{\varepsilon}} \quad (\text{VI.48})$$

La surface de rupture est de la forme suivante

$$\check{\varepsilon} = \mathbf{b} f(p) g(\theta_{Li}) \quad (\text{VI.49})$$

avec  $f$  la fonction représentant la dépendance de la rupture à la pression hydrostatique  $p = -(1/3)\sigma_{ii}$

$$f(p) = 1 - \mathbf{c} \log \left( 1 - \frac{p}{\mathbf{p}_s} \right) \quad (\text{VI.50})$$

avec  $\mathbf{c}$  un paramètre ajustable et  $\mathbf{p}_s$  une pression seuil au dessous de laquelle aucune rupture ne peut apparaître.  $g$  correspond à la partie dépendant du paramètre de [Lode](#).

$$g(\theta_{Li}) = \mathbf{c} + (1 - \mathbf{c}) \left( \frac{6|\theta_{Li}|}{\pi} \right)^{\mathbf{d}} \quad (\text{VI.51})$$

avec  $\mathbf{c}$  un paramètre correspondant au ratio entre les déformations à rupture en cisaillement et en traction.  $\mathbf{d}$  est un paramètre ajustant sur la forme de la surface de rupture  $\check{\varepsilon}$  dans le plan du déviateur.

En fait tous les modèles d'amorçages présentés précédemment peuvent être déclinés en des modèles couplés simples en utilisant les trois "ingrédients" suivants

- ✧  $\check{\varepsilon}(X_1, X_2, \dots) = 1/w(X_1, X_2, \dots)$  une surface de rupture dépendant des variables de l'état de contrainte.
- ✧  $\bar{\sigma}^* = f(D) \times \bar{\sigma}$  une contrainte effective qui est une fonction de  $D$  et de  $\bar{\sigma}$ .
- ✧  $\Phi$  une surface d'écrouissage exprimé en fonction de la contrainte effective  $\bar{\sigma}^*$ .

A titre d'exemple le modèle présenté ici a été modifié par [Chocron et al. \(2011\)](#), [Erice et Gálvez \(2014\)](#) pour le cas des impacts balistiques en remplaçant  $f(p)$  par le modèle de [Johnson et Cook \(1985\)](#).

## VI.2.7 Comparaison des modèles

Le tableau [VI.1](#) propose une synthèse des modèles d'amorçages présentés précédemment. Bien que formulés de la même manière ces modèles peuvent se différencier sur les points suivants : i) le nombre de paramètres à identifier liés au modèle de rupture, ii) la séparation totale entre modèle de rupture et modèle de comportement et iii) les cas de chargements couverts par les modèles. Tous les modèles comportant une dépendance du type exponentiel (ou puissance) à  $T$  sont considérés adaptés au cas de chargement axi-symétriques. Ceux indiquant une accélération de l'endommagement pour les chargements en déformation plane,  $L = 0$ , sont considérés comme adaptés au cas de la déformation plane. Enfin les modèles d'amorçages prenant en compte un seuil

# CHAPITRE VI. CRITÈRE DE RUPTURE MULTIAXIAL POUR L'ACIER ML340

Modèle			Variables			Spécificités				
Nom	$w/\tilde{\epsilon}$	Référence	$\sigma$	$T$	$\theta_L$	P	S	AX	DP	C
<i>Modèles découplés pionniers</i>										
Cockcroft	VI.7	Cockcroft et Latham (1968)	✓			0+1	✓	-Plage limitée-		
Brozzo	VI.8	Brozzo et Rendina (1972)	✓			0+1	✓	-Plage limitée-		
<i>Modèles découplés micromécaniques</i>										
Mc Clintock	VI.9	McClintock (1968)		✓		0+1				✓
R&T	VI.13	Rice et Tracey (1969)		✓		0+1	✓	✓		
R&T*	VI.15	Rice et Tracey (1969)		✓	✓	0+1	✓	✓		
Oyane	VI.16	Oyane (1972)		✓		2+1	✓	✓		
J&C	VI.14	Johnson et Cook (1985)		✓		3+1	✓	✓		
<i>Modèles découplés <math>J_3</math></i>										
BW	VI.17	Bai et Wierzbicki (2008)		✓	✓	6+1	✓	✓	✓	✓
Coppola	VI.19	Coppola <i>et al.</i> (2009)		✓	✓	4+1		✓	✓	
MMC	VI.23	Wierzbicki et Bai (2010)		✓	✓	2+1		✓	✓	✓
Lou	VI.30	Lou <i>et al.</i> (2012)		✓	✓	2+1	✓	✓	✓	
Cao	VI.44	Cao <i>et al.</i> (2014)		✓	✓	4+1	✓	✓	✓	✓
HC	VI.29	Mohr et Marcadet (2015)		✓	✓	3+1		✓	✓	✓
Soyarslan	VI.46	Soyarslan <i>et al.</i> (2016)		✓	✓	5+1	✓	✓	✓	✓
Defaisse	VI.53	Defaisse <i>et al.</i> (2018b)		✓	✓	3+1	✓	✓	✓	
<i>Modèles couplés <math>J_3</math></i>										
Xue	couplé	Xue et Wierzbicki (2008)		✓	✓	7		✓	✓	✓
Nahshon	couplé	Nahshon et Hutchinson (2008)		✓	✓	6		✓	✓	
Morgeneyer	couplé	Morgeneyer et Besson (2011)		✓	✓	8		✓	✓	
Cao	couplé	Cao <i>et al.</i> (2014)		✓	✓	8		✓	✓	✓

## Légende :

- $w/\tilde{\epsilon}$  Numéro de l'équation de la fonction d'endommagement ou de la surface de rupture dans ce manuscrit
- $\sigma$  Fait intervenir une ou plusieurs variables homogènes à une contrainte ( $\sigma_I, \bar{\sigma}_{vm}, \sigma_m \dots$ )
- $T$  Fait intervenir la triaxialité des contraintes
- $\theta_L$  Fait intervenir un angle ou un paramètre de Lode
- P** Nombre de paramètres, +1 indique l'endommagement critique  $D_c$  définissant un critère de rupture
- S** Modèle de rupture complètement séparé du modèle de comportement
- AX** Adapté aux chargements axisymétriques.
- DP** Adapté aux chargements en déformation plane.
- C** Adapté aux chargements en compression.

TABLE VI.1: Synthèse des principaux modèles d'amorçage de rupture avec les modèles multiaxiaux avec les modèles couplés comportant une dépendance au paramètre de [Lode](#)

de triaxialité en dessous duquel la rupture devient impossible et/ou qui ont été calibrés avec des essais de compressions sont qualifiés comme adaptés à la compression. Quelques modèles couplés étendus au cas des chargements multiaxiaux sont également présentés. Plusieurs remarques peuvent être faites sur les modèles présentés.

La première porte sur le nombre de paramètres à identifier. L'endommagement critique  $D_*$  peut être vu comme un paramètre pour les modèles comportant peu de paramètres, pour les *modèles découplés*  $J3$  une valeur arbitraire est donnée à  $D_*$  et les autres paramètres sont ajustés en fonction. Au delà du nombre de paramètres à identifier il est intéressant de noter que les modèles comme ceux de [Lou et al. \(2012\)](#), [Soyarslan et al. \(2016\)](#) peuvent être identifiés en deux temps, d'abord à partir des essais axi-symétriques puis ensuite en ajoutant les essais de déformation plane et/ou de compression.

Ce découplage des paramètres nous amène à notre seconde remarque qui porte sur la construction de ces modèles, on pourra distinguer trois méthodes différentes. La première consiste à reprendre un modèle d'amorçage piloté par  $T$  et à multiplier sa fonction d'endommagement  $w$  par une fonction  $g$  qui dépend uniquement du paramètre de Lode, voir [Cao et al. \(2014\)](#), [Coppola et al. \(2009\)](#), [Soyarslan et al. \(2016\)](#). La nouvelle fonction d'endommagement définie est donc  $w'(T, L) = w(T) \times g(L)$ . Généralement  $g$  est défini de telle manière que  $g(L = 1) = 1$ , on retrouve ainsi le modèle d'origine pour  $T = 1$ . La seconde méthode consiste à créer une fonction d'endommagement purement phénoménologique en intégrant les éléments discutés dans la littérature comme [Bai et Wierzbicki \(2008\)](#), [Lou et al. \(2012\)](#). La dernière méthode consiste à dériver un critère de rupture formulé en contrainte, d'exprimer la contrainte équivalente à rupture  $\bar{\sigma}_*$  de ce critère dans l'espace de Haigh-Westergaard, puis de calculer une déformation équivalente à rupture avec la fonction inverse de la loi d'écrouissage  $\bar{\epsilon} = R^{-1}(\bar{\sigma}_*)$ . Cette approche a été développée par [Mohr et Marcadet \(2015\)](#), [Wierzbicki et Bai \(2010\)](#) à partir du critère de Mohr-Coulomb. De par leur définition ces modèles font donc intervenir le modèle de comportement dans le modèle de rupture.

Une méthode simple pour calibrer ces modèles est de faire l'hypothèse que le chargement reste proportionnel au cours des essais. On attribue ainsi à un essai donné i) un état de contrainte fixé et ii) une déformation à rupture mesurée. Les paramètres du modèle peuvent ainsi être calibrés directement avec ces "points expérimentaux" en évaluant la *fonction d'endommagement* sans intégration, équation VI.3. Dans le cas où l'on considère des chargements non proportionnels on s'appuie sur le modèle de plasticité pour déterminer l'état de contrainte à rupture moyen pour chaque essai. Cette méthode demande donc de connaître l'emplacement des points d'amorçage, cette technique est actuellement très employée dans la littérature [Basaran \(2011\)](#), [Beese et al. \(2010\)](#), [Cortese et al. \(2014\)](#), [Gu et Mohr \(2015\)](#). Deux méthodes de calibration sont envisageables. La première consiste à calculer la moyenne de chaque variable de l'état de contrainte à rupture  $\langle X_i \rangle_*$  en l'intégrant au cours du trajet de chargement de la manière suivante

Une méthode simple pour calibrer ces modèles est de faire l'hypothèse que le chargement reste proportionnel au cours des essais. On attribue ainsi à un essai donné i) un état de contrainte fixé et ii) une déformation à rupture mesurée. Les paramètres du modèle



peuvent ainsi être calibrés directement avec ces "points expérimentaux" en évaluant la *fonction d'endommagement* sans intégration, équation VI.3. Dans le cas où l'on considère des chargements non proportionnels on s'appuie sur le modèle de plasticité pour déterminer l'état de contrainte à rupture moyen pour chaque essai. Cette méthode demande donc de connaître l'emplacement des points d'amorçage, cette technique est actuellement très employée dans la littérature Basaran (2011), Beese *et al.* (2010), Cortese *et al.* (2014), Gu et Mohr (2015). Deux méthodes de calibration sont envisageables. La première consiste à calculer la moyenne de chaque variable de l'état de contrainte à rupture  $\langle X_i \rangle_*$  en l'intégrant au cours du trajet de chargement de la manière suivante

$$\langle X_i \rangle_* = \int_0^{\bar{\varepsilon}_*} X_i d\bar{\varepsilon} \quad (\text{VI.52})$$

Ensuite il est possible de procéder comme pour les chargements proportionnels mais en utilisant les variables moyennes. La deuxième méthode consiste à intégrer directement l'indicateur d'endommagement  $D$  à partir des simulations propres à chaque essai puis d'identifier les paramètres par une méthode d'optimisation. Comme le montre Zhuang *et al.* (2017) la calibration du modèle de Lou *et al.* (2012) montre des résultats similaires d'une méthode à l'autre, cependant compte tenu de la puissance des moyens de calculs actuels, le coût supplémentaire d'une intégration "complète" est souvent faible.

## VI.3 Proposition d'un modèle de rupture découplé

### VI.3.1 Présentation du modèle

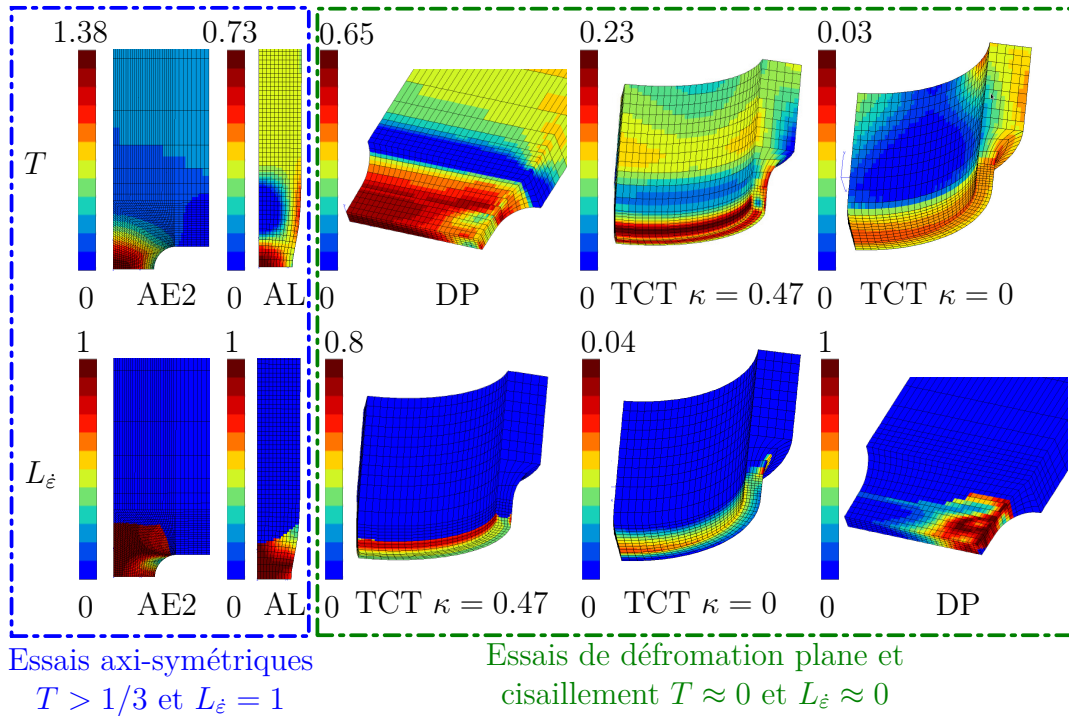


FIGURE VI.1: Cartographie des champs  $T$  et  $L_\varepsilon$  estimés par le modèle de plasticité au moment de la rupture pour différents essais

L'objet du modèle est de proposer une fonction d'endommagement définissant un critère de rupture pour tous les essais de la base expérimentale. Les deux cas extrêmes sont représentés sur la figure VI.1, on a d'un côté les essais axi-symétriques et de l'autre côté les essais de déformation plane (DP et TCTE-0). Les essais AE et AL se caractérisent par un paramètre Lode de 1 et de forts taux de triaxialité à rupture. Les essais DP et TCTE-0 ont eux un paramètre Lode proche de 0 dans la zone de rupture et présentent différents niveaux de triaxialité. Les essais EU et TCTE (sauf TCTE-0) correspondent eux à des chargements intermédiaires.

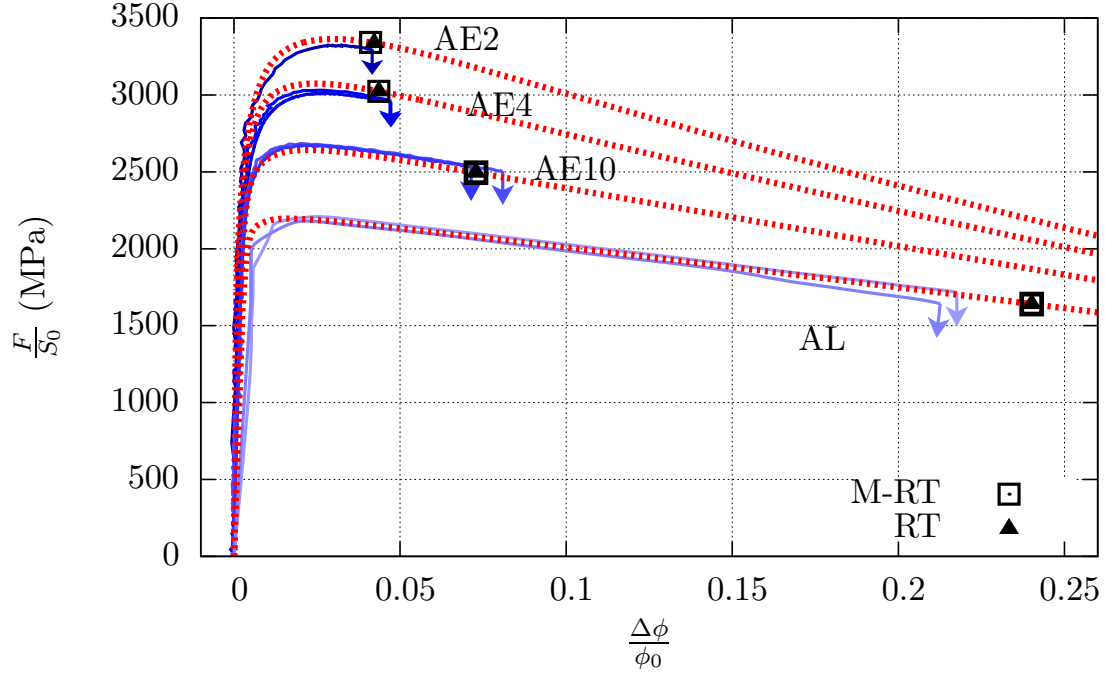
Dans ces travaux nous proposons d'utiliser une forme additive pour la fonction d'endommagement tel que  $w(T, \theta_L) = f(T) + g(\theta_L)$ , cette fonction est similaire à la modification proposée par [Morgeneyer et Besson \(2011\)](#), [Nahshon et Hutchinson \(2008\)](#). Cette forme permet de dissocier la fonction  $f$ , correspondant au terme de croissance, de la correction apportée par la fonction  $g$  qui peut être vue comme un terme de germination piloté par le paramètre de [Lode](#). La fonction d'endommagement proposée est la suivante

$$w(T, L_i) = f(T) + g(L_i) = \mathbf{a}e^{bT} + \mathbf{c} \left(1 - |L_i|^d\right) \quad (\text{VI.53})$$

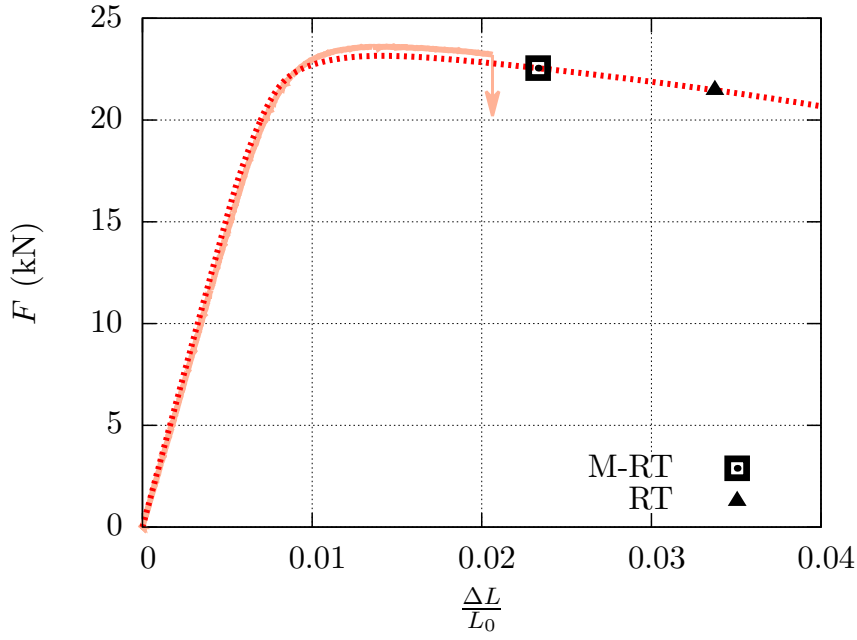
avec  $\mathbf{a}$ ,  $\mathbf{b}$ ,  $\mathbf{c}$  et  $\mathbf{d}$  les paramètres du modèle. Nous avons choisi de décrire le terme de croissance  $f(T)$  par une fonction de type [Johnson et Cook \(1985\)](#) car les essais AE sur le M340 montrent bien une diminution de la déformation à rupture avec l'augmentation de la triaxialité. Nous noterons que cette description est ici purement phénoménologique car l'analyse des faciès de rupture ne montre pas d'impact significatif de la triaxialité sur la croissance des cavités. La fonction  $g$  dépend du paramètre  $L_i$  défini sur la plage  $[-1 ; 1]$ .  $g$  est construite de manière à ce qu'elle n'intervienne plus pour les chargements axi-symétriques car  $g(L_i = 1) = 0$ . Nous noterons que ce modèle n'a pas été construit pour les chargements en compression et pour les paramètres Lode négatifs puisque les essais choisis pour définir le critère de rupture ne couvrent pas ce domaine.

### VI.3.2 Identification

L'identification a été effectuée en deux temps. D'abord les paramètres  $a$  et  $b$  de  $f(T)$  ont été identifiés grâce aux essais axi-symétriques AL et AE. Les essais AE2 n'ont pas été pris en compte sachant que l'amorçage de fissure ne se fait pas dans la zone centrale là où  $L_i = 1$ . Une méthode d'optimisation de type Levenberg-Marquardt, décrite par [Marquardt \(1963\)](#), a été employée afin de trouver le jeu de paramètres permettant de faire correspondre les instants de rupture observés et simulés. Le résultat est affiché sur la figure VI.2a, les paramètres obtenus sont donnés dans le tableau VI.2. L'identification du modèle permet de retrouver les instants de rupture expérimentaux. Nous noterons cependant que le paramètre  $b$  est 3 fois plus élevé que sur le modèle original de [Rice et Tracey](#). Si l'on utilise uniquement la fonction  $f(T)$  pour prédire les autres essais de la base on s'aperçoit que, conformément à ce que l'on attendait, ce modèle de rupture sous-estime l'endommagement (figures VI.2b, VI.3 & VI.4). Aucune méthode d'optimisation n'a été utilisée pour définir  $\mathbf{c}$  et  $\mathbf{d}$ . Nous avons supposé le chargement purement proportionnel. Cette hypothèse nous fournit la relation suivante



(a) Essais AE et AL



(b) Essai DP

FIGURE VI.2: Essais DP, AE et AL. Comparaison entre les instants à rupture observés et prédits par modélisation. Les traits pleins correspondent à la réponse expérimentale du matériau et les flèches aux instants de rupture mesurés. Les traits en pointillés correspondent au modèle élasto-plastique, les instants de rupture prédits par le modèle de [Johnson et Cook](#) sont notés  $\blacktriangle$  et ceux du modèle proposé sont notés  $\square$

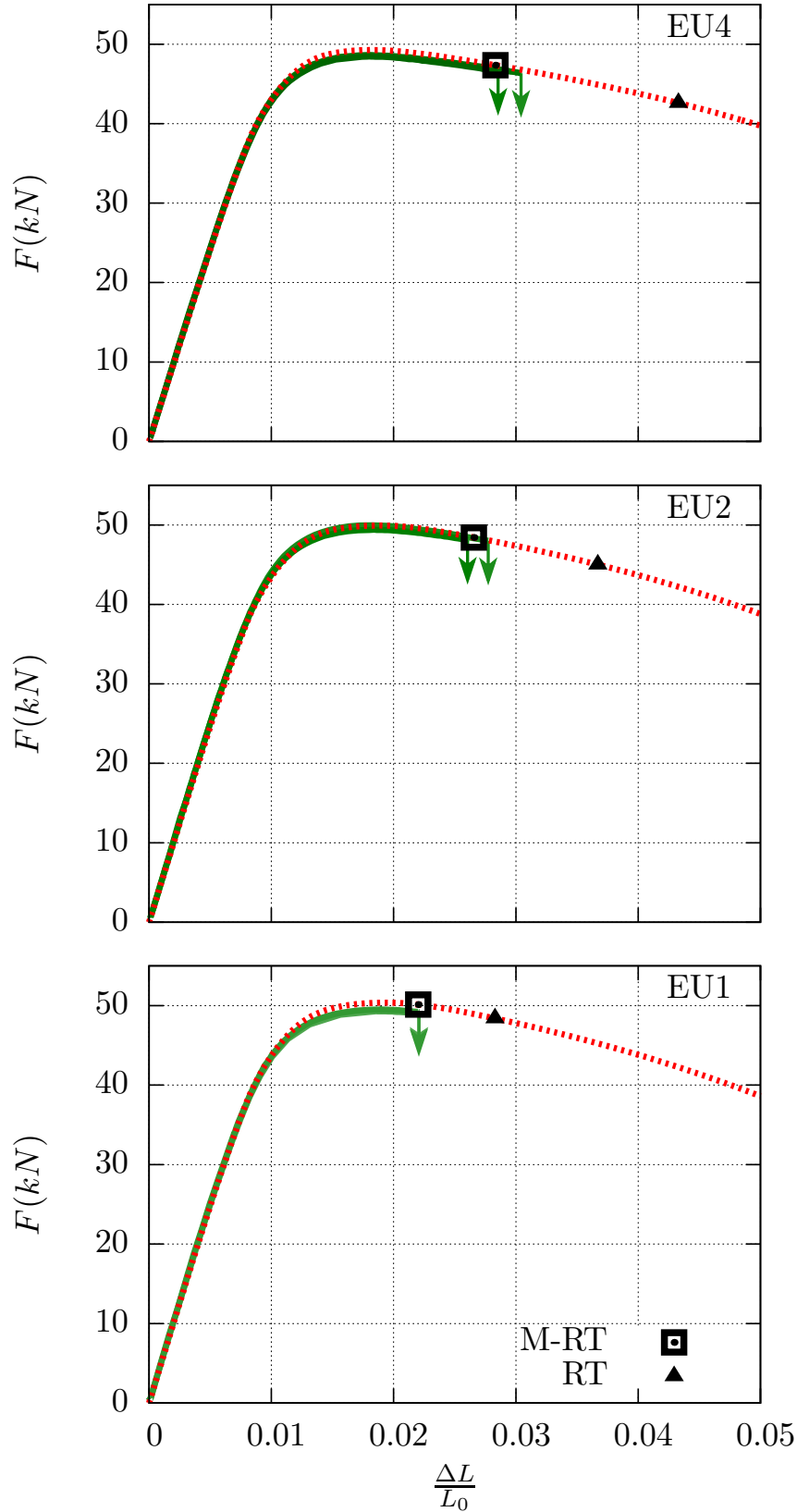


FIGURE VI.3: Essais EU. Comparaison entre les instants à rupture observés et prédits par modélisation. Les traits pleins correspondent à la réponse expérimentale du matériau et les flèches aux instants de rupture mesurés. Les traits en pointillés correspondent au modèle élasto-plastique, les instants de rupture prédits par le modèle de [Johnson et Cook](#) sont notés  $\blacktriangle$  et ceux du modèle proposé sont notés  $\blacksquare$

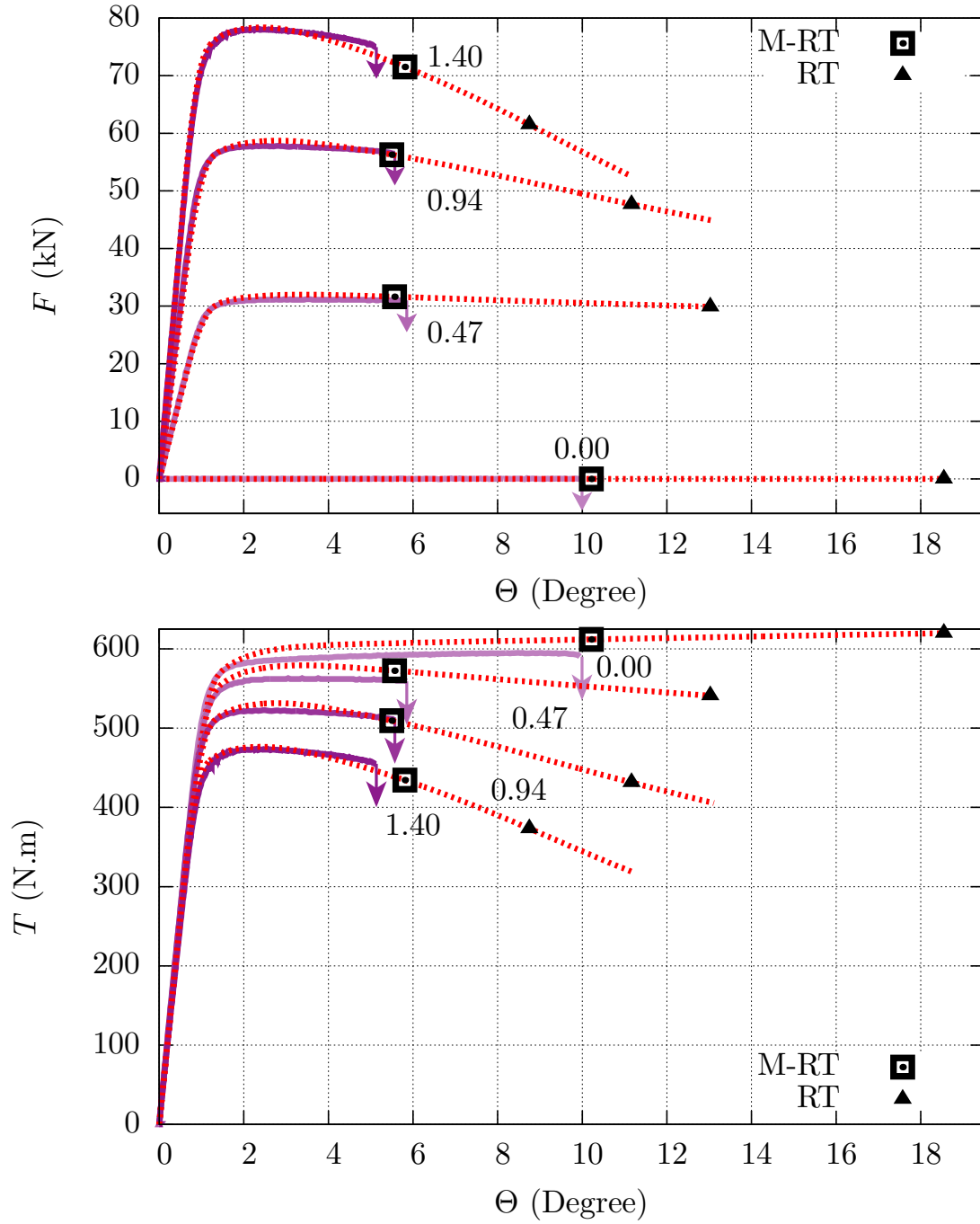


FIGURE VI.4: Essais TCTE. Comparaison entre les instants à rupture observés et prédits par modélisation. Les traits pleins correspondent à la réponse expérimentale du matériau et les flèches aux instants de rupture mesurés. Les traits en pointillés correspondent au modèle élasto-plastique, les instants de rupture prédits par le modèle de [Johnson et Cook](#) sont notés  $\blacktriangle$  et ceux du modèle proposé sont notés  $\square$

$$0.245 \left( 0.10e^{4.44T_*} + c \left( 1 - |L_{i*}|^d \right) \right) = D_* = 1 \quad (\text{VI.54})$$

Le problème revient donc à chercher un seul paramètre. En balayant les différentes valeurs possibles de  $d$ , il est alors possible de déterminer le paramètre restant. Le choix de ce paramètre sera abordé dans la section VI.3.3. Le résultat de l'identification est donné dans le tableau ci-dessous. Les instants de rupture simulés pour le restant des essais de la base sont donnés sur les figures VI.3, VI.2b & VI.4.

Paramètre	$a$	$b$	$c$	$d$
Valeur	0.10	4.44	4.24	1.40

TABLE VI.2: Résultats de l'identification

### VI.3.3 Sensibilité au maillage

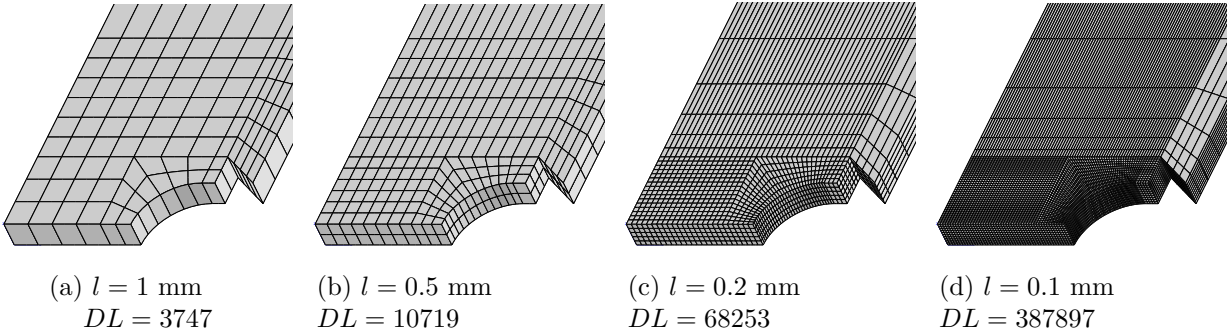


FIGURE VI.5: Maillages de l'éprouvette EU2 avec différentes tailles caractéristiques de maille  $l$  -  $DL$  correspond au nombre de degrés de liberté

L'objet de cette sous-section est d'évaluer dans quelle mesure la taille du maillage influe sur l'indicateur d'endommagement calculé à rupture  $D_*$ . Chaque éprouvette a été maillée avec différentes tailles caractéristiques de maille  $l$ . Le maillage a été conçu avec des éléments de forme cubique dans la zone centrale de l'éprouvette. Suivant la géométrie considérée la taille moyenne des mailles peut varier, les mailles sont notamment plus petites autour des congés comme on peut le voir sur la figure VI.5 :  $l$  est donc une taille maximum. Un autre indicateur envisageable pour évaluer le poids du maillage est le nombre de degrés de libertés  $DL$ . Nous noterons que pour les essais TCTE seule la partie centrale de l'éprouvette comportant l'entaille a ici été maillée afin d'économiser du temps de calcul et afin d'adapter plus facilement le maillage.

Les résultats de l'analyse de convergence sont donnés sur la figure VI.6.  $D_*$  n'est pas exactement égale à 1 pour tous les calculs (critère  $D_*$ ), cet indicateur a donc été normalisé par l'indicateur d'endommagement calculé sur le maillage le plus fin correspondant à

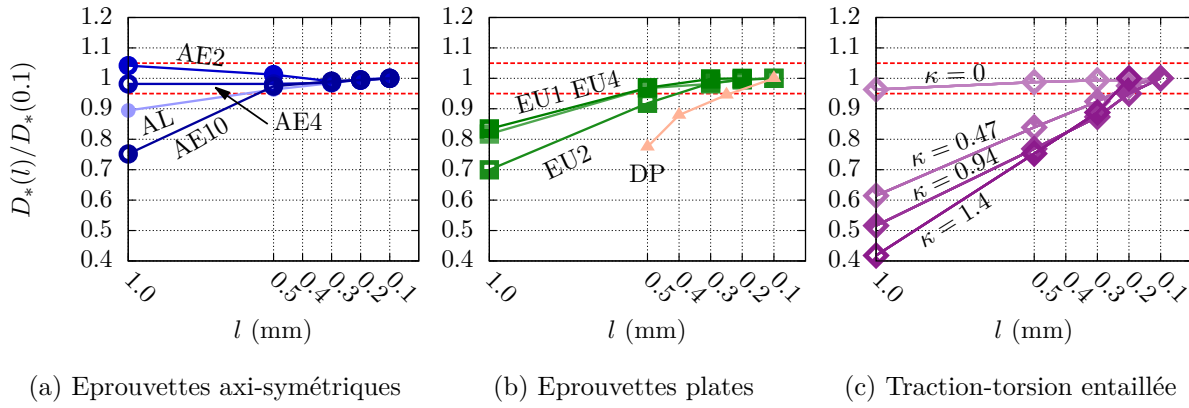


FIGURE VI.6: Convergence au maillage de l'indicateur d'endommagement calculé à rupture  $D_*$  en fonction de l'essai considéré. La convergence est exprimée avec le rapport de  $D_*(l)$ , endommagement à rupture pour la taille de maille caractéristique  $l$ , sur  $D_*(0.1)$ , endommagement à rupture pour le maillage le plus fin. Les barres en rouges correspondent à une erreur relative de  $\pm 5\%$

$l = 0.1$ . La convergence est très rapide sur les simulations AL, AE et EU ; à partir de  $l = 0.3\text{mm}$  l'erreur relative passe en dessous de la barre des 5%. La convergence est également très bonne pour l'essai de torsion pure,  $\kappa = 0$ . Cela s'explique par le fait qu'aucune concentration de contrainte et/ou de déformation n'apparaît lors de la simulation dans la zone utile de l'éprouvette. On remarque que la convergence est plus lente pour les essais DP et les essais de traction-torsion ( $\kappa > 0$ ). L'ajout de la composante de traction dans les essais TCTE crée une gorge striction de quelques millimètres de hauteur, la taille relative du maillage vis-à-vis de la zone d'intérêt est donc ici plus faible ce qui explique cette convergence tardive.

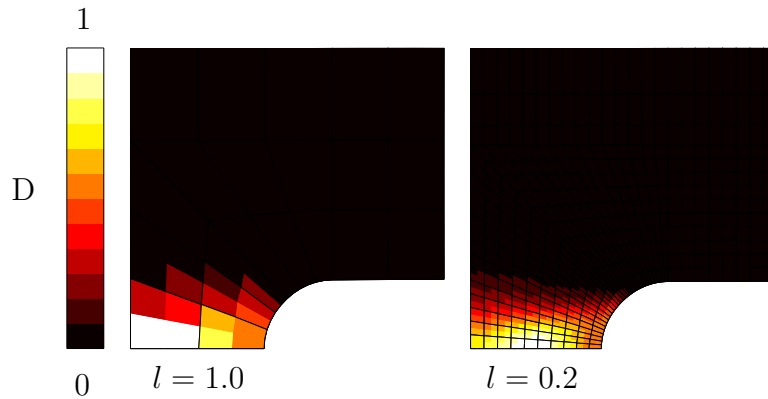


FIGURE VI.7: Effet de la taille de maille sur l'emplacement du point d'amorçage pour le maillage des éprouvettes AE2

Nous noterons que la taille du maillage peut également avoir une incidence sur l'emplacement du maximum d'endommagement. Sur les éprouvettes AE un maillage trop grossier déplace le point du maximum d'endommagement au centre de l'éprouvette, figure VI.7



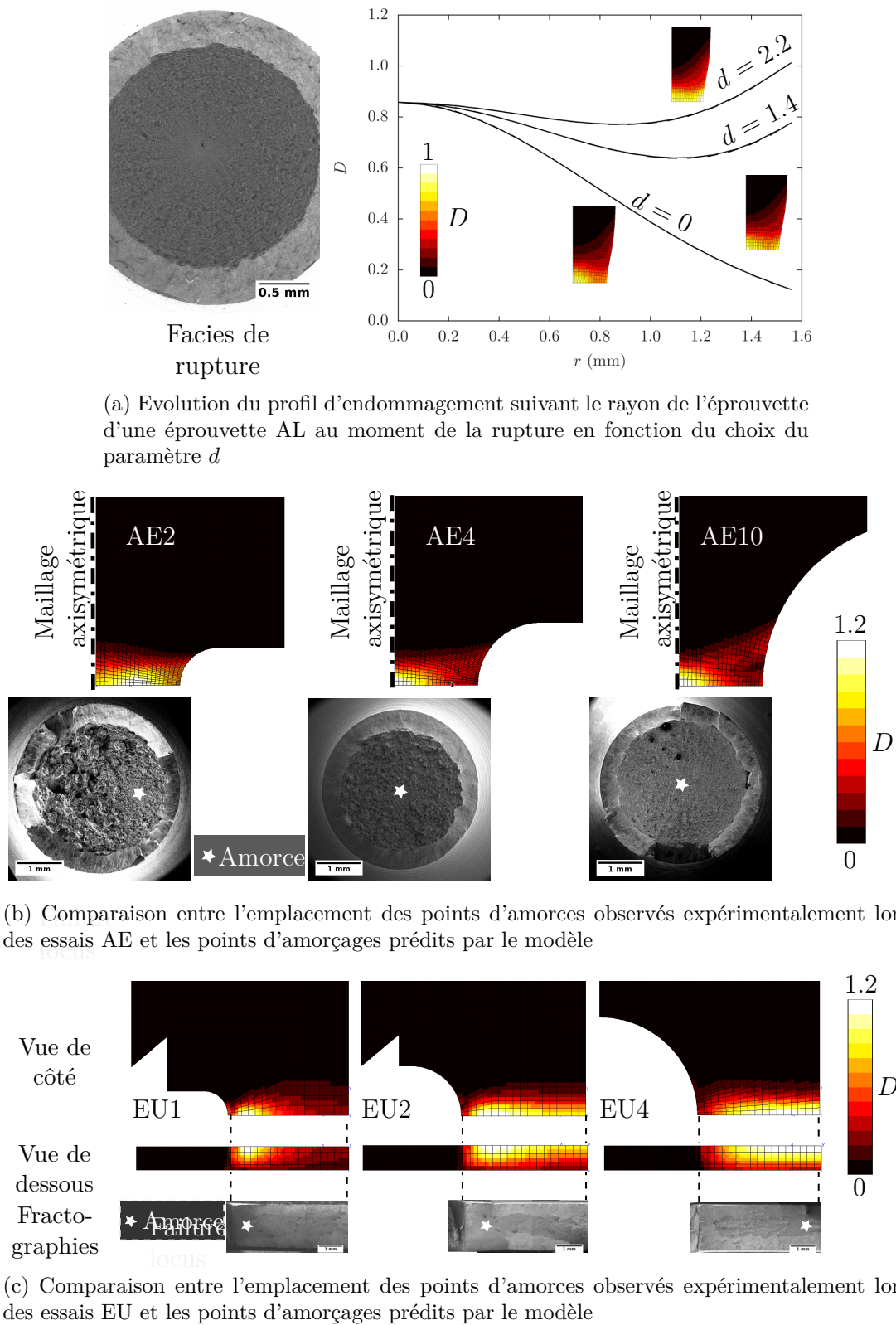


FIGURE VI.8: Points d'amorçage

### VI.3.4 Points d'amorçages

Les paramètres du modèle d'endommagement ont été identifiées en relevant au moment de la rupture le maximum de l'indicateur d'endommagement dans la partie utile de chaque éprouvette. Aucune contrainte n'a été fixée sur l'emplacement de ce point. Nous proposons donc ici de comparer les positions des points d'amorçages observés, dans la mesure où cela est possible, avec les emplacements simulés.

Pour les essais AE le point d'amorçage de fissure est situé au centre de l'éprouvette, or il est observé que pour ces essais la position du point d'amorçage est dépendante du choix du paramètre  $d$ . La zone située en peau d'éprouvette au fond de la gorge de striction voit un paramètre de Lode  $L_i$  inférieur à 1 contrairement au centre qui est chargé avec un paramètre de Lode égal à 1. Ainsi, comme le montre la figure VI.8a pour le cas où  $d = 2.2$ , la fonction correctrice  $g(L_i)$  peut augmenter l'endommagement en surface d'éprouvette de manière à ce qu'il dépasse l'endommagement calculé au centre de l'éprouvette. Le modèle de type Rice et Tracey prédit lui une amorce au centre de l'éprouvette. Dans ces travaux nous avons fixé  $d = 1.4$  de manière à retrouver un point d'amorçage cohérent avec les observations. Nous noterons qu'il est possible de retrouver avec  $d = 2.2$  un paramètre  $c$  qui permet de retrouver les moments de rupture des autres essais de la base comme sur les figures VI.3, VI.2b & VI.4. Cette observation montre qu'il n'y a pas unicité de la solution pour ce modèle, cependant les points d'amorçages des fissures permettent d'écarter les solutions non cohérentes, les observations des faciès de rupture sont donc des informations importantes pour la calibration de ce modèle.

Sur les essais entaillés, la position du point d'amorçage est dépendante de la sévérité de l'entaille. Cet effet est capté par le modèle de rupture, figures VI.8b & VI.8c. L'identification de la fonction  $f(T)$  seule permet également de retrouver cet effet. Il est donc très probable que le déplacement du point de rupture soit lié à la compétition entre triaxialité des contraintes et accumulation de la déformation plastique en fond d'entaille.

### VI.3.5 État de contrainte à rupture

Une fois le modèle identifié il est possible de reconstruire le trajet de chargement jusqu'au moment de la rupture, figure VI.11. Plusieurs commentaires peuvent-être faits sur cette figure. Sur la figure VI.11a dans le plan  $T - p$  on voit que la dépendance monotone entre  $T$  et  $p$  à rupture n'est pas vérifiée pour les cas de chargement envisagés. C'est l'essai de traction lisse, avec une déformation à rupture deux à dix fois supérieure à celle des autres essais, qui "casse" cette tendance. Les trajets figure VI.11b dans le plan  $L_i - p$  montrent que l'essai AE2 n'évolue pas à paramètre de Lode constant comme les autres essais axi-symétriques. Cela est dû au fait que le point de rupture ne se trouve plus au centre de l'éprouvette. Aussi on remarquera que  $T$  et  $L_i$  sont quasiment constants au cours du chargement pour tous les essais TCTE : l'hypothèse d'un chargement proportionnel en torsion, hypothèse utilisée pour calibrer les paramètres de la fonction  $g$ , semble ici raisonnable. Nous noterons que les autres essais présentent des trajets de chargement fortement non proportionnels au point de rupture ce qui justifie l'emploi d'un modèle intégré. La figure VI.11c montre le profil de rupture dans le plan  $L_i - T$ , la courbe en

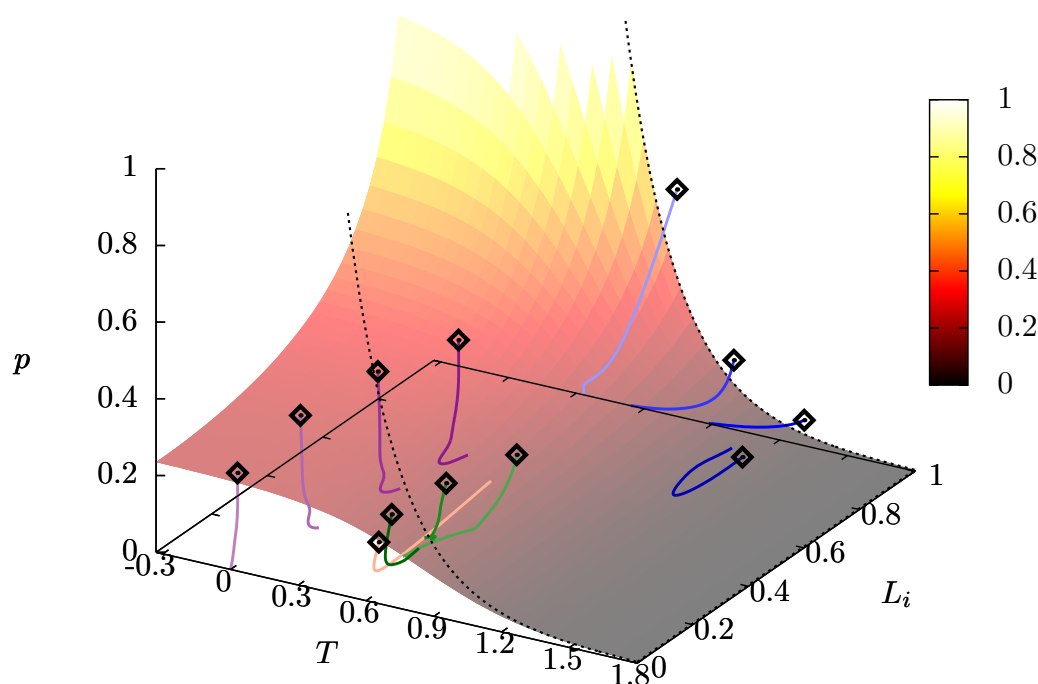


FIGURE VI.9: Trajets de chargements superposés avec la surface de rupture calculée dans le cas d'un chargement proportionnel, la surface de rupture du modèle de [Rice et Tracey](#) est tracée en pointillé

pointillé indique l'état de contrainte plane. Les points d'amorçages des éprouvettes TCTE prédis en surface d'éprouvette sont bien en contrainte plane. D'une manière générale la base expérimentale permet de couvrir une large gamme d'états de contrainte pour des triaxialités des contraintes et des angles de Lode positifs.

	AL	AE			DP	EU			TCTE			
		10	4	2		4	2	1	0.00	0.47	0.94	1.40
$p$	0.592	0.181	0.067	0.052	0.154	0.219	0.215	0.198	0.245	0.318	0.339	0.319
$T$	0.747	0.998	1.309	1.256	0.645	0.675	0.697	0.764	0.011	0.778	0.162	0.241
$L_i$	0.998	0.997	1.000	0.821	0.009	0.031	0.209	0.409	0.016	0.188	0.398	0.623
$D$	0.88	1.11	1.33	1.14	0.86	1.26	1.16	1.11	1.06	1.25	1.09	0.75

TABLE VI.3: Etat de contrainte et endommagement au point de rupture évalués numériquement avec le modèle proposé

Les trajets de chargement en trois dimensions sont superposés avec la surface de rupture 3D calculée dans le cas des chargements proportionnels sur la figure VI.9. On voit ici que la correction apportée dans le modèle de [Rice et Tracey](#) (dont l'enveloppe de rupture est représentée en pointillé) abat la déformation plastique à rupture dans le domaine des faibles triaxialités et faibles paramètres de Lode. Le modèle de [Rice et Tracey](#) prédit lui une rupture pour des déformations très fortes dans le cas des essais EU, DP et TCTE,

voire infini pour l'essai TCTE-0. Nous noterons aussi que le modèle proposé ne prédit aucune rupture pour le point  $[T = 0 ; L_i = 0]$ , la déformation à rupture en ce point est infinie. Aussi la rupture infinie pour des chargements en compression pure à  $T = -1/3$  observée par Bao et Wierzbicki (2005) n'est pas représentée. La base expérimentale ne disposant pas d'essai de compression fiable ce domaine n'a pas été exploré. Une telle modification est envisageable utilisant une fonction  $g$  non symétrique.

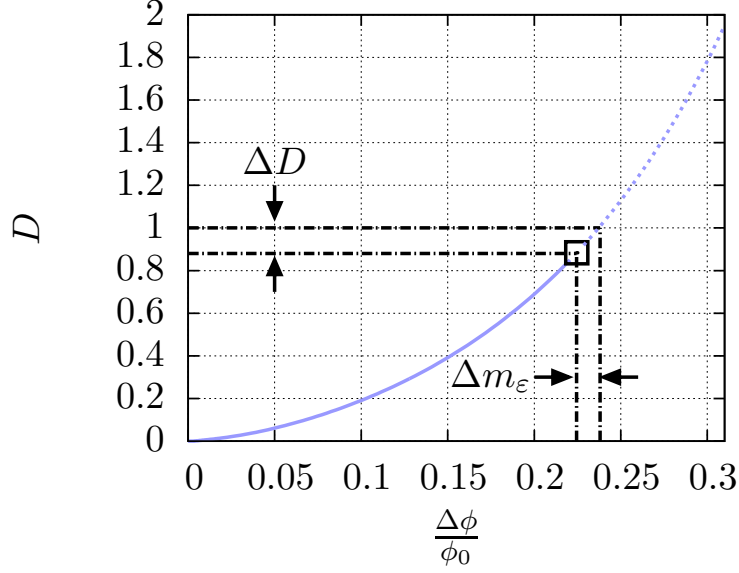
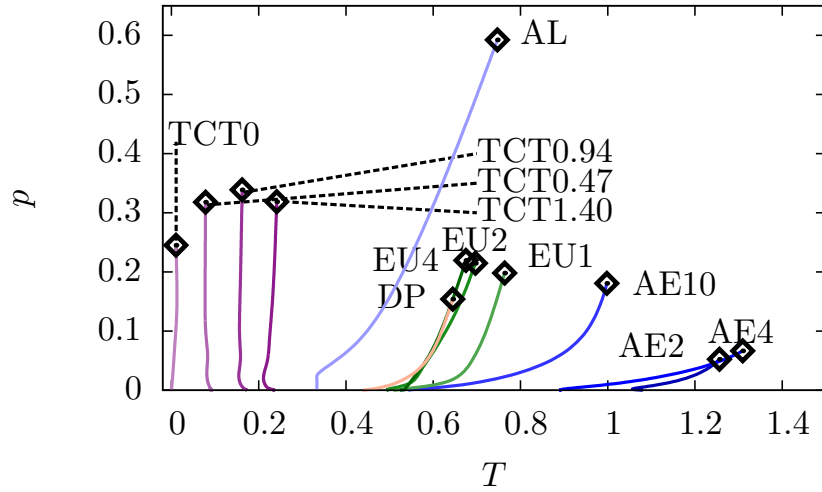
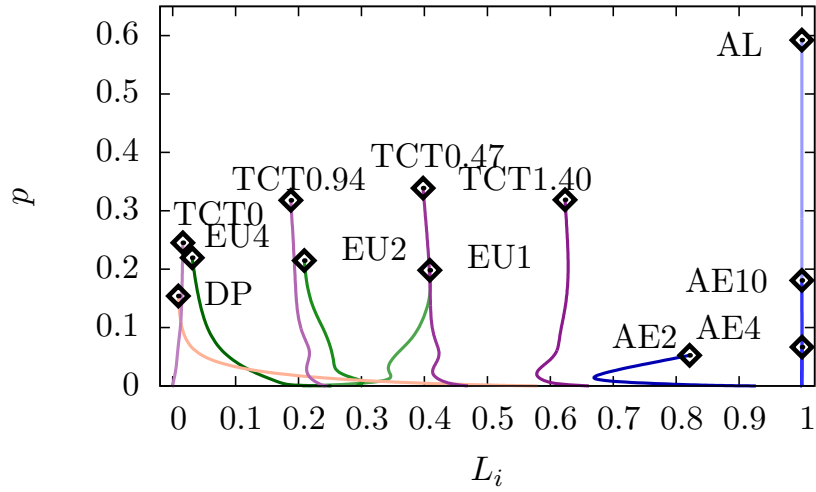


FIGURE VI.10: Evolution de l'endommagement simulé au cours d'un essai AL, comparaison entre l'écart sur l'endommagement  $\Delta D$  et l'écart la mesure de déformation  $\Delta m_\epsilon$

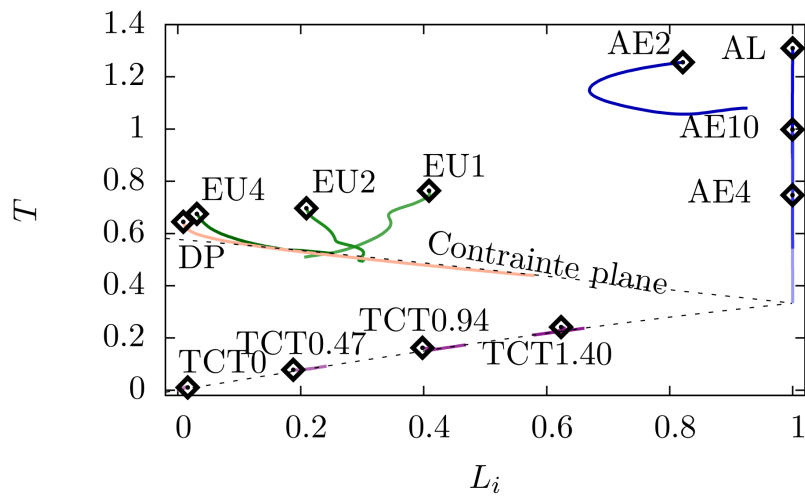
L'état de contrainte à rupture évalué par calcul EF pour chaque essai est répertorié dans le tableau VI.3. On remarque que les écarts entre l'endommagement critique  $D_* = 1$  et l'endommagement maximum calculé au moment de la rupture peuvent atteindre les 33%. Cependant cet indicateur n'est pas adapté pour calculer l'écart relatif entre le modèle et les essais. L'indicateur physique est l'instant de rupture caractérisé par une mesure de la déformation à rupture. La figure VI.10 montre que l'évolution de l'endommagement  $D$  en fonction de la mesure de la déformation à rupture  $m_\epsilon$ , ici  $\frac{\Delta\phi}{\phi_0}$ , n'est pas linéaire. Avec le modèle proposé l'endommagement s'accélère au cours de la déformation ainsi l'erreur sur l'endommagement est plus forte que celle sur la mesure de la déformation à rupture.



(a) Plan  $T - p$



(b) Plan  $L_i - p$



(c) Plan  $T - L_i$

FIGURE VI.11: Trajets de chargements jusqu'à rupture simulés pour tous les essais de la base expérimentale évalués au point d'amorçage théorique

## VI.4 Conclusion

Cette section est dédiée à l'identification d'un modèle d'amorçage de rupture à partir des essais sur le ML340, présentés dans le chapitre III, et du modèle de comportement élasto-plastique proposé dans le chapitre V. Une revue des modèles d'amorçage de rupture est proposée dans la première section de ce chapitre. Ces modèles considèrent que la rupture intervient en fonction de l'état de contrainte local macroscopique du matériau. Les modèles adaptés pour une grande plage de chargements prennent tous en compte le paramètre de Lode et font intervenir un certain nombre de paramètres ajustables. Pour les calibrer il est nécessaire d'effectuer des essais représentatifs de la gamme de chargement visée, mais aussi d'évaluer les champs mécaniques locaux. La méthode répandue est de les estimer avec des calculs EF utilisant un modèle de comportement.

Un modèle d'amorçage de rupture à 4 paramètres avec une fonction d'endommagement additive de type Nahshon et Hutchinson (2008) est proposée. Ces formulations permettent de prendre en compte la forte déformation plastique à rupture des essais AL vis-a-vis du reste de la base. Les paramètres ont été calibrés via une procédure d'optimisation. Plusieurs jeux de paramètres peuvent être obtenus pour définir un critère de rupture. Nous avons montré dans ces travaux que l'emplacement des points d'amorçages observés expérimentalement peut servir de levier pour valider l'identification des paramètres. Une analyse de convergence a été réalisée afin de voir dans quelle mesure le calcul de l'indicateur d'endommagement  $D$  est convergé. Les essais de traction-torsion TCCTE et de déformation plane DP demandent un maillage très fin avec des tailles de mailles de l'ordre de 0.1mm.

L'utilisation d'un modèle d'amorçage a été utilisé sur des matériaux plastiquement anisotropes par Mohr et Marcadet (2015) et Mirone et Corallo (2013). L'idée consiste à utiliser une loi de comportement élasto-plastique anisotrope avec le modèle de rupture. Dans les deux cas envisagés, la rupture est-elle isotrope ce qui permet d'utiliser le paramètre de Lode. Une piste proposée ici pour prendre en compte l'anisotropie dans ce modèle et d'utiliser non pas le paramètre de Lode formulé en contrainte  $L_\sigma$  mais exprimé en vitesse de déformation  $L_\varepsilon$  comme proposé par Rice et Tracey (1969). Cette modification permettrait de retrouver les résultats précédents puisque dans le cas d'une loi de comportement élastoplastique isotrope les deux paramètres sont équivalents, la normale de la surface de charge étant colinéaire à la vitesse de déformation plastique.

(Thomas *et al.*, 2016) ont étudié l'effet du comportement cinématique sur la forme de la surface de rupture à l'aide d'essai pré-contraints où, en changeant le trajet de chargement, les résultats expérimentaux montrent une diminution de la déformation à rupture donc une modification de la surface de rupture. Papasidero *et al.* (2015) propose dans ce cas de calculer une accumulation de l'endommagement non -linéaire avec l'équation VI.48 proposé par Xue et Wierzbicki (2008). Cette approche a été validée sur des essais de traction-torsion. L'utilisation combinée d'une loi de comportement cinématique et d'un paramètre de Lode est ici à reconsidérer compte tenu du changement d'origine progressif de la surface de plasticité. Une solution envisageable serait de calculer un paramètre de Lode, une contrainte équivalente et une triaxialité des contraintes relatifs au changement de repère.





## Chapitre VII

# Conclusions et perspectives

### Synthèse des travaux

Avec leurs très hautes limites d'élasticité, les aciers THR peuvent admettre des charges de service plus importantes qu'un acier conventionnel, ils permettent donc de concevoir des structures plus compactes, voire plus légères. Il s'agit d'un réel avantage technologique dans le secteur aéronautique où le poids est un facteur de performance. On retrouve ces matériaux dans les équipements aéronautiques du groupe Safran, notamment dans les pièces de structure telles que les arbres des turboréacteurs du moteur LEAP ou les trains d'atterrissage.

Les autorités de sûreté imposent aux constructeurs aéronautiques de dimensionner ces mêmes pièces de structures de manière à résister à des chargements dits critiques. Les méthodes de dimensionnement historiques utilisent comme marge de sécurité la plage de déformation plastique utile, plage comprise entre la fin du domaine élastique et la déformation à striction (maximum de la charge). Sur cet aspect, l'acier THR étudié ici est mis en défaut car sa plage de déformation plastique est très faible, 2% seulement.

Cependant, ces méthodes de dimensionnement analytiques n'exploitent pas le comportement de l'acier jusqu'à la rupture finale. Il se trouve qu'après le pic d'effort les aciers THR sont encore capables de se déformer de plusieurs dizaines de pourcents, mais de manière plus localisée. Les méthodes de modélisation numériques peuvent exploiter l'intégralité du comportement du matériau, elles permettent d'estimer les champs mécaniques locaux (déformations, contraintes, invariants...) sur la géométrie réelle de la structure. Compte-tenu de la taille importante des structures, de l'ordre du mètre à la dizaine de mètres, les modèles numériques considèrent uniquement les propriétés mécaniques macroscopiques du matériau. L'objectif consiste alors à trouver des modèles de comportement et/ou de rupture capables de représenter la réponse mécanique macroscopique du matériau et d'indiquer l'instant de sa rupture, ceci pour différents cas de chargements.

Dans ces travaux nous considérons uniquement une rupture ductile, c'est-à-dire par épuisement de la capacité plastique du matériau. La détection d'instabilités critiques de type flambement et bandes de localisation fait l'objet de travaux parallèles. Notre matériau de référence est l'acier à très haute résistance ML340 utilisé dans les arbres des turbines LEAP. Son comportement mécanique est caractérisé jusqu'à rupture à l'aide d'un éventail d'essais mécaniques, principalement sous des chargements quasi-statiques. Les effets de la vitesse de sollicitation, du sens de prélèvement et du chargement mécanique sur le comportement et la rupture sont également étudiés. Les éprouvettes rompues

sont observées afin d'analyser les modes de rupture et d'endommagement. En se basant sur ces observations un modèle de rupture découplant le comportement élasto-plastique de la rupture est proposé. Une loi de comportement isotrope de type von Mises est identifiée jusqu'à rupture à l'aide d'une méthode expérimentale développée à cet effet. Cette méthode consiste à suivre la diminution de section sur une géométrie axi-symétrique afin de mesurer correctement les déformations après apparition de la striction. Enfin, un modèle de rupture découplé représentant la rupture du ML340 selon différents cas de chargements est proposé. Il utilise à la fois la triaxialité des contraintes et un paramètre de Lode pour décrire les résultats expérimentaux. Ce modèle est identifié avec les champs mécaniques locaux simulés pour chaque essai et définit un critère de rupture pour le ML340 sous chargement multiaxial. Un article transverse balayant une grande partie des travaux présentés ici a été publié suite à cette thèse, vous le trouverez en annexe [D](#).

### Principaux résultats

Le premier apport de ces travaux est la **caractérisation du comportement mécanique de l'acier ML340**. Plusieurs aspects peuvent être mis en avant. D'abord c'est un matériau qui présente certes une anisotropie de comportement plastique, mais qui a très peu d'impact sur les propriétés macroscopiques. En traction pour les deux sens de prélèvement testés, elle se manifeste par un écart de 5% sur le comportement et aucune anisotropie notable n'est observée sur la déformation à rupture (voir section [V.2.1](#)). Ensuite, le comportement du ML340 présente également très peu de sensibilité à la vitesse de sollicitation, cela a été vérifié en traction jusqu'à des vitesses de déformation de l'ordre de  $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$  (voir section [V.2.2](#)), il est raisonnable de penser que ce comportement est similaire pour les autres directions de sollicitation. Aussi, pour un même lot matière et un même type d'essai, la réponse mécanique du ML340 présente très peu de variabilité (voir section [IV.2.3](#)). Les déformations à rupture sont elles aussi très proches à condition que le matériau soit produit et usiné dans les conditions requises (voir section [IV.3.1](#)), nous reviendrons sur ce point plus loin. Enfin, le ML340 est un matériau qui présente très peu d'endommagement, du fait de la très faible teneur en inclusion (AIN), l'endommagement se concentre autour des particules de seconde phase (carbures et NiAl) dont la taille caractéristique est inférieure au micron (voir section [IV.4](#)).

Le ML340 est un acier avec de très bonnes propriétés mécaniques car i) il est extrêmement résistant, ii) son comportement est reproductible et stable, iii) l'anisotropie inhérente à sa mise en forme est faible et iv) il présente très peu d'endommagement. Toutes ses propriétés sont intimement liées à la microstructure de ce matériau, mais aussi aux fortes exigences de qualité portées sur les procédés de fabrication métallurgiques. Ces observations nous ont amenées à faire deux choix importants pour modéliser le comportement de ce matériau :

Le ML340 est un acier avec de très bonnes propriétés mécaniques car i) il est extrêmement résistant, ii) son comportement est reproductible et stable, iii) l'anisotropie inhérente à sa mise en forme est faible et iv) il présente très peu d'endommagement. Toutes ses propriétés sont intimement liées à la microstructure de ce matériau, mais aussi

## CHAPITRE VII. CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

aux fortes exigences de qualité portées sur les procédés de fabrication métallurgiques. Ces observations nous ont amenées à faire deux choix importants pour modéliser le comportement de ce matériau :

- ✧ Découpler le modèle de comportement du modèle de rupture.
- ✧ Adopter un modèle de comportement isotrope.

Le deuxième apport de ces travaux est la **proposition de méthodes expérimentales et numériques** permettant de caractériser le comportement mécanique d'un acier. Nous avons entre autres proposé dans la sous-section [V.3.3](#) une méthode hybride permettant d'identifier la loi de comportement d'un matériau jusqu'à sa rupture en traction. Comme exposée dans la sous-section [V.3.4](#), l'extrapolation de la loi de comportement dans le domaine de la striction est une source d'erreur, cette erreur est reportée sur les champs mécaniques locaux des simulations et donc sur l'indicateur d'endommagement  $D$ . En général, les quantités d'informations expérimentales sont souvent limitées. Nous proposons ici une méthode d'identification basée sur un essai standard qui demande uniquement de rajouter une caméra lors de l'essai afin de suivre une diminution de section. Un outil a été développé afin de mesurer l'évolution du diamètre à partir de ces images, voir section [III.4](#).

Enfin ces travaux apportent **un regard complémentaire sur les modèles d'amorçage de fissure**. Comme nous l'avons vu dans la sous-section [VI.2](#), ces modèles existent depuis les années 50, leur base commune est restée la même depuis. Par contre, la fonction d'endommagement a évolué poussée par l'évolution des méthodes de calcul numérique. De nouvelles formulations ont été proposées notamment pour décrire la rupture dans le cas des chargements en cisaillement et en déformation plane. Ces travaux présentent justement une nouvelle fonction d'endommagement, cette fonction n'est pas une formulation universelle, elle devra par exemple être modifiée si l'on souhaitait prendre en compte des chargements en compression. Cependant elle est capable de retrouver, pour différents chargements et notamment la torsion, les instants de rupture et les localisations des points d'amorçages identifiés expérimentalement avec le ML340. Il est intéressant de relever que les cupules sur les faciès de rupture des essais AL et AE ne montrent pas de changement de morphologie flagrant des cavités avec la triaxialité (voir figure [IV.17](#)) comme on pourrait en observer sur d'autres matériaux (voir figure [IV.18](#)). Un modèle d'amorçage de type [Rice et Tracey](#), basé sur la croissance des cavités, a bien été utilisé pour décrire ces essais, cependant les coefficients identifiés sont loin de ceux initialement calculés : 0,10 au lieu de 0,283 et 4,44 au lieu de 1,5. La croissance ne semble pas ici piloter la rupture. En l'absence d'éléments supplémentaires sur la compréhension du mode de rupture, les modèles phénoménologiques représentent ici une alternative pour modéliser la rupture. Nous noterons aussi que ces modèles perdent leur avantage prédictif si des modes de rupture différents apparaissent, comme l'amorçage précoce observé suite à des conditions d'usinage trop sévères (voir sous-section [IV.3.1](#)). Par cette remarque, nous soulignons ici que leur utilisation ne peut se faire sans prendre en compte la métallurgie du matériau, les procédés de fabrication des pièces et les conditions d'utilisation du système. Il s'agit donc d'un modèle de rupture descriptif et non prédictif, il faudra donc l'identifier de nouveau pour des matériaux différents.

## Perspectives

Suite à ces travaux nous pouvons tout d'abord proposer des **perspectives à court et moyen terme**. La première serait de pousser encore plus loin le développement de l'identification de la loi de comportement. Nous avons vu que les lois identifiées avec l'analyse inverse et par la méthode [Bridgman](#) sont similaires. Il est envisageable que cela soit dû au fort écrouissage du ML340, comportement qui se rapproche de l'hypothèse d'un matériau parfaitement plastique formulé dans la méthode [Bridgman](#). Il serait donc intéressant de reproduire cette même démarche avec d'autres matériaux aéronautiques tels que des alliages d'aluminium, de titane ou de nickel. Il est également envisageable d'adapter la méthode d'identification aux matériaux anisotropes. Pour un matériau fortement anisotrope, on observe une ovalisation du faciès de rupture des essais AL. Il est envisageable de suivre la diminution de section, le diamètre minimal et maximal de la section avec deux caméras et d'utiliser ces données afin d'identifier la loi de comportement.

Une autre suite possible à ces travaux serait d'étendre le modèle de rupture à d'autres cas de chargement. D'abord pour des taux de triaxialité de contraintes négatifs, pour cela, des essais de rupture en compression sans apparition d'instabilités sont nécessaires. On peut par exemple réaliser des essais de compression/torsion, mais pour des ratios de chargement  $\kappa$  négatif et proche de zéro. Ensuite pour des paramètres de Lode négatifs en réalisant, par exemple, des essais de rupture en bi-traction. Au delà du domaine de chargement, il serait également intéressant d'étudier l'influence des chargements non proportionnels sur la rupture comme proposé par [Papasidero et al. \(2015\)](#). Une des pistes proposée dans ces travaux est notamment de modifier la forme de la fonction d'endommagement  $f$  (confère équation [VI.48](#)).

Une partie des essais présentés ici a été dupliquée sur trois autres matériaux, dont deux dérivés du ML340. Ces aciers présentent des compositions chimiques et des microstructures très proches mais avec des courbes d'écrouissage différentes, notamment en traction ( $R_m$ ,  $R_{p0.2}$ , déformations associées...). L'idée de ces essais est d'abord d'étudier l'influence de l'écrouissage sur l'apparition d'instabilités (travaux sur la détection des instabilités) et ensuite, de savoir si le modèle d'amorçage de rupture identifié pour le ML340 peut être transposé. La dernière pièce manquante est la réalisation des essais de traction-torsion permettant de calibrer correctement les modèles de comportement et d'endommagement. Ce travail a été repris par l'entreprise Safran AE. Une dernière perspective immédiate serait de combiner le critère d'amorçage, proposé ici pour le ML340, avec des outils permettant de détecter les instabilités pour les mettre en œuvre sur des géométries de pièces et des chargements au plus proche de la réalité. En d'autre terme valider le critère de rupture proposé dans ces travaux sur un cas de structure.

Bien que ouvrant de nombreuses pistes, ces travaux montrent également un certain nombre de **limites**. Concernant le modèle d'amorçage de rupture, nous rappellerons que le modèle proposé se limite au cadre des matériaux présentant peu d'endommagement et avec un comportement et une rupture isotropes. L'utilisation de l'angle de Lode pose certaines limites quand à l'extension de ce modèle. Comme nous l'avons vu dans la section [II.5.2](#), cet angle est défini dans un repère cylindrique, centré sur l'axe hydrostatique, il est défini

sur un intervalle d'amplitude  $\pi/3$ . Cette définition n'est cependant pas adaptée au cas des chargements cinématiques et à celui des matériaux anisotrope. Dans le premier cas, la surface de charge se déplace au cours du chargement faisant perdre l'intérêt du repère cylindrique initial. Dans le second cas, la surface de charge ne dispose plus des 6 plans de symétrie dans l'espace des contraintes, l'intervalle de définition de l'angle de Lode doit alors être élargi. Une parade possible serait d'utiliser une formulation de l'angle de Lode non pas en contrainte mais en vitesse de déformation. Cette définition a été adoptée par [Rice et Tracey \(1969\)](#), on pourra se référer à l'équation [II.26](#). Dans le cas d'un modèle associé, la vitesse de déformation en un point est normale à la surface de charge : l'angle de Lode formulé en vitesse de déformation ou en contrainte sont équivalents. Lorsque le modèle n'est plus associé, on exprime l'angle de Lode dans l'espace des vitesses de déformation qui conserve ses symétries. Cette astuce a été "testée" dans ces travaux mais n'as pas trouvé d'application compte tenu du fait que le comportement du matériau est assimilé isotrope.

Une autre limite du modèle d'amorçage de rupture est qu'il n'explique pas les mécanismes de la rupture, il ne fait que les décrire. En fait c'est parce que les mécanismes de la rupture ductile observés en cisaillement et en déformation plane<sup>1</sup> ne sont pas clairement formalisés que l'on utilise le paramètre de Lode pour ajuster les modèles de rupture. Les corrections utilisant le paramètre de Lode consistent à diminuer la ductilité pour ces chargements par rapport à la ductilité en traction. D'un point de vue mécanique, ces zones sont propices à la formation de bandes de cisaillement ([Hutchinson et Tvergaard, 1981](#), [Rudnicki et Rice, 1975](#)). Les observations insitu essais au MEB de matériaux soumis à ces chargements ([Achouri et al., 2013](#), [Gross et Ravi-Chandar, 2016](#), [2018](#)) montrent que les déformations de la microstructure lors de la localisation sont i) extrêmement hétérogènes et ii) atteignent des niveaux bien supérieurs à ceux des déformations macroscopiques. Il est fortement pressenti que l'origine de cette chute de ductilité est intimement liée aux caractéristiques même du matériau.

Une approche envisageable pour comprendre ces mécanismes serait de descendre à l'échelle de la microstructure. Tout d'abord en utilisant des moyens de caractérisation permettant de descendre à très faible échelle comme le MET. Il faut bien prendre en considération que l'échelle de grandeur, plus particulièrement si l'on considère l'acier ML340, est de un à plusieurs centaines de nanomètres. Il serait également envisageable d'effectuer des essais in-situ. Grâce aux prélèvement par FIB (Focused Ion Beam), technique d'extraction permettant de réduire considérablement la taille des échantillons. Par exemple [Mine et al. \(2013\)](#) ont effectué des essais de tractions sur des paquets de quelques lattes de martensite seulement. Ces essais et observations pourraient être complétés par un modèle sur cellule unitaire contenant, non pas une cavité sphérique, mais une structure plus physique avec des lattes de martensite, des précipités voir même de l'austénite. Une première approche de ce type a notamment été proposée par [Maresca et al. \(2014\)](#). L'idée n'étant pas de chercher à tirer des lois macroscopiques à partir de ces micros (voir nanos) cellules, mais plutôt de comprendre i) la mécanique de la rupture en cisaillement/ traction plane à cette échelle et ii) le rôle de la microstructure sur la localisation.

1. ou à angle de Lode nul en considérant l'angle défini sur l'intervalle  $[-\pi/6 ; \pi/6]$

# Bibliographie

- H. ABDESSELAM, J. CREPIN, A. PINEAU, A. L. ROUFFIE, P. GABORIT, L. MENUT-TOURNADRE et T. F. MORGENEYER : [On the crystallographic, stage I-like, character of fine granular area formation in internal fish-eye fatigue cracks](#). *International Journal of Fatigue*, 106(Supplement C):132–142, janvier 2018.
- M. ACHOURI, G. GERMAIN, P. DAL SANTO et D. SAIDANE : [Experimental characterization and numerical modeling of micromechanical damage under different stress states](#). *Materials & Design*, 50:207–222, septembre 2013.
- C. S. ADES : [Bending Strength of Tubing in the Plastic Range](#). *Journal of the Aeronautical Sciences*, 24(8):605–610, 1957.
- L. ANAND et W.A. SPITZIG : [Initiation of localized shear bands in plane strain](#). *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 28(2):113–128, 1980.
- S. D. ANTOLOVICH et R. W. ARMSTRONG : [Plastic strain localization in metals: origins and consequences](#). *Progress in Materials Science*, 59:1–160, janvier 2014.
- AUBERT&DUVAL : [ML340 very high strength steel for high temperature applications](#), 2014.
- R. AYER et P. M. MACHMEIER : [Transmission electron microscopy examination of hardening and toughening phenomena in aermet 100](#). *Metallurgical Transactions A*, 24(9):1943–1955, septembre 1993.
- Y. BAI et T. WIERZBICKI : [A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence](#). *International Journal of Plasticity*, 24(6):1071–1096, juin 2008.
- Y. BAI et T. WIERZBICKI : [A comparative study of three groups of ductile fracture loci in the 3d space](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 135:147–167, février 2015.
- C. BAO, M. FRANCOIS et L. LE JONCOUR : [A Closer Look at the Diffuse and Localised Necking of A Metallic Thin Sheet: Evolution of the Two Bands Pattern](#). *Strain*, 52(3):244–260, juin 2016.
- C. BAO, M. FRANÇOIS et L. LE JONCOUR : [Influence of Specimen Geometry on Strain Localization Phenomena in Steel Sheets](#). *Applied Mechanics and Materials*, 784:514–519, 2015.
- Y. BAO et T. WIERZBICKI : [On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space](#). *International Journal of Mechanical Sciences*, 46(1):81–98, janvier 2004-a.



## BIBLIOGRAPHIE

- Y. BAO et T. WIERZBICKI : [A Comparative Study on Various Ductile Crack Formation Criteria](#). *Journal of Engineering Materials and Technology*, 126(3):314–324, juin 2004-b.
- Y. BAO et T. WIERZBICKI : [On the cut-off value of negative triaxiality for fracture](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 72(7):1049–1069, 2005.
- F. BARLAT, J. C. BREM, J. W. YOON, K. CHUNG, R. E. DICK, D. J. LEGE, F. POURBOGHRAAT, S. H. CHOI et E. CHU : [Plane stress yield function for aluminum alloy sheets—part 1: theory](#). *International Journal of Plasticity*, 19(9):1297–1319, septembre 2003.
- M. BASARAN : [Stress state dependent damage modeling with a focus on the lode angle influence](#). Thèse de doctorat, Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 2011, 2011.
- A. M. BEESE, M. LUO, Y. LI, Y. BAI et T. WIERZBICKI : [Partially coupled anisotropic fracture model for aluminum sheets](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 77(7):1128–1152, 2010.
- J. BESSON, C. BERDIN, S. BUGAT et F. FEYEL : *Local Approach to Fracture*. Presses de l'Ecole des Mines, Paris, septembre 2004. ISBN 978-2-911762-55-0.
- J. BESSON, G. CAILLETAUD, J.L. CHABOCHE et S. FOREST : *Non-linear mechanics of materials*, volume 167. Springer Science & Business Media, 2009.
- J. BESSON, D. STEGLICH et W. BROCKS : [Modeling of crack growth in round bars and plane strain specimens](#). *International Journal of Solids and Structures*, 38(46–47):8259–8284, novembre 2001.
- J. BESSON, D. STEGLICH et W. BROCKS : [Modeling of plane strain ductile rupture](#). *International Journal of Plasticity*, 19(10):1517–1541, octobre 2003.
- B. L. BOYCE, S. L. B. KRAMER, T. R. BOSILJEVAC, E. CORONA, J. A. MOORE, K. ELKHODARY, C. H. M. SIMHA, B. W. WILLIAMS, A. R. CERRONE, A. NONN, J. D. HOCHHALTER, G. F. BOMARITO, J. E. WARNER, B. J. CARTER, D. H. WARNER, A. R. INGRAFFEA, T. ZHANG, X. FANG, J. LUA, V. CHIARUTTINI, M. MAZIÈRE, S. FELD-PAYET, V. A. YASTREBOV, J. BESSON, J.-L. CHABOCHE, J. LIAN, Y. DI, B. WU, D. NOVOKSHANOV, N. VAJRAGUPTA, P. KUCHARCZYK, V. BRINNEL, B. DÖBEREINER, S. MÜNSTERMANN, M. K. NEILSEN, K. DION, K. N. KARLSON, J. W. FOULK, A. A. BROWN, M. G. VEILLEUX, J. L. BIGNELL, S. E. SANBORN, C. A. JONES, P. D. MATTIE, K. PACK, T. WIERZBICKI, S.-W. CHI, S.-P. LIN, A. MAHDAVI, J. PREDAN, J. ZADRAVEC, A. J. GROSS, K. RAVI-CHANDAR et L. XUE : [The second Sandia Fracture Challenge: predictions of ductile failure under quasi-static and moderate-rate dynamic loading](#). *International Journal of Fracture*, 198(1-2):5–100, mars 2016.
- B. L. BOYCE, S. L. B. KRAMER, H. E. FANG, T. E. CORDOVA, M. K. NEILSEN, K. DION, A. K. KACZMAROWSKI, E. KARASZ, L. XUE, A. J. GROSS, A. GHahremaninezhad, K. RAVI-CHANDAR, S.-P. LIN, S.-W. CHI, J. S. CHEN, E. YREUX, M. RÜTER, D. QIAN, Z. ZHOU, S. BHAMARE, D. T. O'CONNOR, S. TANG, K. I. ELKHODARY, J. ZHAO, J. D. HOCHHALTER, A. R. CERRONE, A. R. INGRAFFEA, P. A. WAWRZYNEK, B. J. CARTER, J. M. EMERY, M. G. VEILLEUX, P. YANG, Y. GAN, X. ZHANG, Z. CHEN, E. MADENCI,



## BIBLIOGRAPHIE

- B. KILIC, T. ZHANG, E. FANG, P. LIU, J. LUA, K. NAHSHON, M. MIRAGLIA, J. CRUCE, R. DEFRESE, E. T. MOYER, S. BRINCKMANN, L. QUINKERT, K. PACK, M. LUO et T. WIERZBICKI : [The Sandia Fracture Challenge: blind round robin predictions of ductile tearing](#). *International Journal of Fracture*, 186(1-2):5–68, mars 2014.
- P. BRIDGMAN : *Studies in large plastic flow and fracture*. McGraw-Hill, 1952.
- F. BRON : [Déchirure ductile des tôles minces en alliage d'aluminium 2024 pour application aéronautique](#). phdthesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, janvier 2004.
- B. BROZZO, B. and Deluca et R. RENDINA : A new method for the prediction of formability limits in metal sheets, sheet metal forming and formability : Proceedings of the 7th biennial conference of the international deep drawing research group, amsterdam. 1972.
- M. BRÜNIG, S. GERKE et V. HAGENBROCK : [Micro-mechanical studies on the effect of the stress triaxiality and the Lode parameter on ductile damage](#). *International Journal of Plasticity*, 50:49–65, novembre 2013.
- D. BUSHNELL : [Buckling of Shells-Pitfall for Designers](#). *AIAA Journal*, 19(9):1183–1226, 1981.
- T. BØRVIK, S. DEY et A. H. CLAUSEN : [Perforation resistance of five different high-strength steel plates subjected to small-arms projectiles](#). *International Journal of Impact Engineering*, 36(7):948–964, juillet 2009.
- H.-E. BÜHLER, L. GERLACH, O. GREVEN et W. BLECK : [The electrochemical reactivation test \(ert\) to detect the susceptibility to intergranular corrosion](#). *Corrosion Science*, 45(10):2325 – 2336, 2003.
- T. S. CAO, J. M. GACHET, P. MONTMITONNET et P. O. BOUCHARD : [A Lode-dependent enhanced Lemaitre model for ductile fracture prediction at low stress triaxiality](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 124:80–96, juillet 2014.
- Trong Son CAO : [Modeling ductile damage for complex loading paths](#). phdthesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, octobre 2013.
- O. CAZACU, B. PLUNKETT et F. BARLAT : [Orthotropic yield criterion for hexagonal closed packed metals](#). *International Journal of Plasticity*, 22(7):1171–1194, juillet 2006.
- J. L. CHABOCHE : [Anisotropic creep damage in the framework of continuum damage mechanics](#). *Nuclear Engineering and Design*, 79(3):309–319, juin 1984.
- S. CHOCRON, B. ERICE et C. E. ANDERSON : [A new plasticity and failure model for ballistic application](#). *International Journal of Impact Engineering*, 38(8):755–764, août 2011.
- J. M. CHOUNG et S. R. CHO : [Study on true stress correction from tensile tests](#). *Journal of Mechanical Science and Technology*, 22(6):1039–1051, juin 2008.
- C. C. CHU et A. NEEDLEMAN : [Void Nucleation Effects in Biaxially Stretched Sheets](#). *Journal of Engineering Materials and Technology*, 102(3):249–256, juillet 1980.

## BIBLIOGRAPHIE

- M. G. COCKCROFT et D. J. LATHAM : Ductility and the Workability of Metals. *Journal of the Institute of Metals*, 96:33–39, 1968.
- A. CONSIDÈRE : *Memoire sur l'emploi du fer et de l'acier dans les constructions*. Dunod, 1885.
- T. COPPOLA, L. CORTESE et P. FOLGARAIT : [The effect of stress invariants on ductile fracture limit in steels](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 76(9):1288–1302, 2009.
- L. CORTESE, T. COPPOLA, F. CAMPANELLI, F. CAMPANA et M. SASSO : [Prediction of ductile failure in materials for onshore and offshore pipeline applications](#). *International Journal of Damage Mechanics*, 23(1):104–123, janvier 2014.
- K. DECAMP, L. BAUVINEAU, J. BESSON et A. PINEAU : [Size and geometry effects on ductile rupture of notched bars in a C-Mn steel: experiments and modelling](#). *International Journal of Fracture*, 88(1):1–18, novembre 1997.
- C. DEFAISSE, L. MARCIN, Marae Djouma J., J. BESSON, Y. MADI et Maziere M. : Procédé de caractérisation d'un matériau, 2018a.
- C. DEFAISSE, M. MAZIÈRE, L. MARCIN et J. BESSON : Ductile fracture of an ultra-high strength steel under low to moderate stress triaxiality. *Engineering Fracture Mechanics*, (in press), 2018b.
- D. DELAGNES, F. PETTINARI-STURMEL, M.H. MATHON, R. DANOIX, F. DANOIX, C. BELLOT, P. LAMESLE et A. GRELLIER : [Cementite-free martensitic steels: A new route to develop high strength/high toughness grades by modifying the conventional precipitation sequence during tempering](#). *Acta Materialia*, 60(16):5877–5888, septembre 2012.
- I. DOGHRI et R. BILLARDON : [Investigation of localization due to damage in elasto-plastic materials](#). *Mechanics of Materials*, 19(2–3):129–149, janvier 1995.
- D. C. DRUCKER et W. PRAGER : [Soil mechanics and plastic analysis or limit design](#). *Quarterly of applied mathematics*, 10(2):157–165, 1952.
- 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*, 59(7):1374–1394, juillet 2011.
- B. ERICE et F. GÁLVEZ : [A coupled elastoplastic-damage constitutive model with Lode angle dependent failure criterion](#). *International Journal of Solids and Structures*, 51(1):93–110, janvier 2014.
- J. FALESKOG et I. BARSOUM : [Tension–torsion fracture experiments—Part I: Experiments and a procedure to evaluate the equivalent plastic strain](#). *International Journal of Solids and Structures*, 50(25–26):4241–4257, décembre 2013.
- L. FERRER : [Cryogenic treatment of martensitic steel with mixed hardening](#), janvier 2011.

## BIBLIOGRAPHIE

- L. FERRER et P. HERITIER : [Method for producing martensitic steel with mixed hardening](#), janvier 2011.
- A. M. FREUDENTHAL et H. GEIRINGER : The mathematical theories of the inelastic continuum. *In Elasticity and Plasticity; ed. S. Flugge*, pages 229–433. Springer, 1958.
- W. M. GARRISON : [Ultra high strength steels for aerospace applications](#). *JOM*, 42(5):20–24, 1990.
- A. GHahremaninezhad et K. Ravi-Chandar : [Ductile failure behavior of polycrystalline Al 6061-T6](#). *International Journal of Fracture*, 174(2):177–202, mars 2012.
- A. GILIOLI, A. MANES, M. GIGLIO et T. WIERZBICKI : [Predicting ballistic impact failure of aluminium 6061-T6 with the rate-independent Bao–Wierzbicki fracture model](#). *International Journal of Impact Engineering*, 76:207–220, 2015.
- S. M. GRAHAM, T. ZHANG, X. GAO et M. HAYDEN : [Development of a combined tension–torsion experiment for calibration of ductile fracture models under conditions of low triaxiality](#). *International Journal of Mechanical Sciences*, 54(1):172 – 181, 2012.
- M. GROMADA, G. MISHURIS et A. ÖCHSNER : [Stress Distribution in the Sample Neck during the Tensile Testing](#). *In Correction Formulae for the Stress Distribution in Round Tensile Specimens at Neck Presence*, SpringerBriefs in Applied Sciences and Technology, pages 17–65. Springer, Berlin, Heidelberg, 2011. ISBN 978-3-642-22133-0 978-3-642-22134-7. DOI : 10.1007/978-3-642-22134-7\_2.
- A. J. GROSS et K. RAVI-CHANDAR : [On the deformation and failure of Al 6061-T6 at low triaxiality evaluated through in situ microscopy](#). *International Journal of Fracture*, 200(1):185–208, juillet 2016.
- A. J. GROSS et K. RAVI-CHANDAR : [On the deformation and failure of Al 6061-T6 in plane strain tension evaluated through in situ microscopy](#). *International Journal of Fracture*, (in press), 2018.
- G. GRUBEN, D. MORIN, M. LANGSETH et O. S. HOPPERSTAD : [Strain localization and ductile fracture in advanced high-strength steel sheets](#). *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 61:315–329, janvier 2017.
- G. GU et D. MOHR : [Anisotropic Hosford–Coulomb fracture initiation model: Theory and application](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 147:480–497, octobre 2015.
- A. L. GURSON : [Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I—Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media](#). *Journal of Engineering Materials and Technology*, 99(1):2–15, janvier 1977.
- S.S. HALTOM, S. KYRIAKIDES et K. RAVI-CHANDAR : [Ductile failure under combined shear and tension](#). *International Journal of Solids and Structures*, 50(10):1507–1522, mai 2013.

## BIBLIOGRAPHIE

- J. W. HANCOCK et A. C. MACKENZIE : [On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states](#). *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 24(2):147–160, juin 1976.
- R. HILL : A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proceedings of the Royal Society of London.A*, 193(1033):281–297, 1948.
- W. F. HOSFORD : [A Generalized Isotropic Yield Criterion](#). *Journal of Applied Mechanics*, 39(2):607–609, juin 1972.
- J. W. HUTCHINSON et V. TVERGAARD : [Shear band formation in plane strain](#). *International Journal of Solids and Structures*, 17(5):451 – 470, 1981.
- G. JOHNSON et W. COOK : [Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 21(1):31–48, 1985.
- Masayuki KAMAYA et Masahiro KAWAKUBO : [A procedure for determining the true stress-strain curve over a large range of strains using digital image correlation and finite element analysis](#). *Mechanics of Materials*, 43(5):243–253, mai 2011.
- J. H. KIM, A. SERPANTIÉ, F. BARLAT, F. PIERRON et M. G. LEE : [Characterization of the post-necking strain hardening behavior using the virtual fields method](#). *International Journal of Solids and Structures*, 50(24):3829–3842, novembre 2013.
- H. KITAHARA, R. UEJI, N. TSUJI et Y. MINAMINO : [Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel](#). *Acta Materialia*, 54(5):1279–1288, mars 2006.
- P. LADEVEZE et J. LEMAITRE : Damage effective stress in quasi-unilateral material conditions. In *Proc. IUTAM Congress*, volume 25, Lyngby, Danemark, 1984. Elsevier.
- P. LANDAU, S. OSOVSKI, A. VENKERT, V. GÄRTNEROVÁ et D. RITTEL : [The genesis of adiabatic shear bands](#). *Scientific Reports*, 6:srep37226, novembre 2016.
- W. I. LANKFORD, S. C. SNYDER et J. A. BAUSCHER : New criteria for predicting the press performance of deep-drawing sheets. *Transaction ASM*, 42:1196–1232, 1950.
- G LE ROY, J.D. EMBURY, G. EDWARDS et M.F. ASHBY : A model of ductile fracture based on the nucleation and growth of voids. *Acta Metallurgica*, 29(8):1509–1522, 1981.
- H. LEITNER, W. SHA, Z. GUO et W. XU : *Phase transformations in maraging steels*. Woodhead, 2012.
- J. LEMAITRE : [A Continuous Damage Mechanics Model for Ductile Fracture](#). *Journal of Engineering Materials and Technology*, 107(1):83–89, janvier 1985.
- J. LEMAITRE : [Local approach of fracture](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 25(5):523–537, janvier 1986.
- J. LEMAITRE, J.-L. CHABOCHE, A. BENALLAL et R. DESMORAT : *Mécanique des matériaux solides-3eme édition*. Dunod, 2009.

## BIBLIOGRAPHIE

- K. LEVENBERG : [A method for the solution of certain non-linear problems in least squares](#). *Quarterly of Applied Mathematics*, 2(2):164–168, 1944.
- Y. LI, M. LUO, J. GERLACH et T. WIERZBICKI : [Prediction of shear-induced fracture in sheet metal forming](#). *Journal of Materials Processing Technology*, 210(14):1858–1869, novembre 2010.
- W. LODE : [Versuche über den Einfluß der mittleren Hauptspannung auf das Fließen der Metalle Eisen, Kupfer und Nickel](#). *Zeitschrift für Physik*, 36:913–939, novembre 1926.
- J. LORTHIOS : [Endommagement des aciers TWIP pour application automobile](#). Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2011.
- Y. LOU, H. HUH, S. LIM et K. PACK : [New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals](#). *International Journal of Solids and Structures*, 49(25):3605–3615, décembre 2012.
- M. LUO, M. DUNAND et D. MOHR : [Experiments and modeling of anisotropic aluminum extrusions under multi-axial loading – part ii: Ductile fracture](#). *International Journal of Plasticity*, 32-33(Supplement C):36 – 58, 2012.
- L. MALCHER, F. M. ANDRADE PIRES et J. M. A. César de SÁ : [An assessment of isotropic constitutive models for ductile fracture under high and low stress triaxiality](#). *International Journal of Plasticity*, 30-31:81–115, mars 2012.
- S. MARCADET : [Ductile fracture after complex loading histories : experimental investigation and constitutive modeling](#). Thesis, Massachusetts Institute of Technology, 2015.
- S. J. MARCADET et D. MOHR : [Critical hardening rate model for predicting path-dependent ductile fracture](#). *International Journal of Fracture*, 200(1-2):77–98, juillet 2016.
- F. MARESCA, V. G. KOUZNETSOVA et M. G. D. GEERS : [On the role of interlath retained austenite in the deformation of lath martensite](#). *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 22(4):045011, juin 2014.
- D. MARQUARDT : [An Algorithm for Least-Squares Estimation of Nonlinear Parameters](#). *Journal of the Society for Industrial and Applied Mathematics*, 11(2):431–441, juin 1963.
- F. A. MCCLINTOCK : [A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes](#). *Journal of Applied Mechanics*, 35(2):363–371, 1968.
- F. A. MCCLINTOCK : *Fracture : an advanced treatise - engineering fundamentals and environmental effects*, volume III. Academic press édition, 1971.
- Y. MINE, K. HIRASHITA, H. TAKASHIMA, M. MATSUDA et K. TAKASHIMA : [Micro-tension behaviour of lath martensite structures of carbon steel](#). *Materials Science and Engineering : A*, 560:535–544, janvier 2013. ISSN 09215093.

## BIBLIOGRAPHIE

- G. MIRONE : [A new model for the elastoplastic characterization and the stress-strain determination on the necking section of a tensile specimen](#). *International Journal of Solids and Structures*, 41(13):3545–3564, juin 2004.
- G. MIRONE et D. CORALLO : [Stress-strain and ductile fracture characterization of an X100 anisotropic steel: Experiments and modelling](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 102:118–145, avril 2013.
- M. S. MIRZA, D. C. BARTON et P. CHURCH : [The effect of stress triaxiality and strain-rate on the fracture characteristics of ductile metals](#). *Journal of Materials Science*, 31(2):453–461, janvier 1996.
- R v MISES : *Mechanik der festen körper im plastisch-deformablen zustand*. *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse*, 1913(4):582–592, 1913.
- D. MOHR et S. J. MARCADET : Micromechanically-motivated phenomenological Hosford-Coulomb model for predicting ductile fracture initiation at low stress triaxialities. *International Journal of Solids and Structures*, 67-68:40–55, août 2015. CCC :000357243900003.
- T. F. MORGENEYER et J. BESSON : [Flat to slant ductile fracture transition: Tomography examination and simulations using shear-controlled void nucleation](#). *Scripta Materialia*, 65(11):1002–1005, 2011.
- T. F. MORGENEYER, L. HELFEN, H. MUBARAK et F. HILD : [3d Digital Volume Correlation of Synchrotron Radiation Laminography Images of Ductile Crack Initiation: An Initial Feasibility Study](#). *Experimental Mechanics*, 53(4):543–556, avril 2013.
- S. MORITO, T. OHBA, A. K. DAS, T. HAYASHI et M. YOSHIDA : [Effect of solution carbon and retained austenite films on the development of deformation structures of low-carbon lath martensite](#). *ISIJ International*, 53(12):2226–2232, 2013.
- A. P. MOURITZ : *Introduction to aerospace materials*. Elsevier, 2012. ISBN 978-0-85709-515-2.
- M. MURAYAMA, K. HONO et Y. KATAYAMA : [Microstructural evolution in a 17-4 PH stainless steel after aging at 400degC](#). *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(2):345–353, février 1999.
- K. NAHSHON et J.W. HUTCHINSON : [Modification of the Gurson Model for shear failure](#). *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 27(1):1–17, janvier 2008.
- NASA : *MMPDS-02 : Metallic materials properties development and standardization (MMPDS)*. Federal Aviation Administration ; Battelle Memorial Institute [distributeur], [Washington, D.C.] ; [Columbus, Ohio], 2005.
- K. L. NIELSEN et V. TVERGAARD : [Effect of a shear modified Gurson model on damage development in a FSW tensile specimen](#). *International Journal of Solids and Structures*, 46(3-4):587–601, février 2009.



## BIBLIOGRAPHIE

- K. L. NIELSEN et V. TVERGAARD : [Ductile shear failure or plug failure of spot welds modelled by modified Gurson model](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 77(7):1031–1047, mai 2010.
- Z. NISHIYAMA : *Martensitic transformation*. Elsevier, 2012.
- S. I. OH, C. C. CHEN et S. KOBAYASHI : [Ductile Fracture in Axisymmetric Extrusion and Drawing—Part 2: Workability in Extrusion and Drawing](#). *Journal of Engineering for Industry*, 101(1):36–44, février 1979.
- G.B. OLSON : [Ferrium M54 steel: High-strength, high-toughness, scc resistant alloy](#), 2017.
- E. OROWAN : Discussion in. *In Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys*, page 451. Institute of Metals, London, 1948.
- M. OYANE : [Criteria of ductile fracture strain](#). *Bulletin of JSME*, 15(90):1507–1513, 1972.
- C. A. PAMPILLO et H. W. PAXTON : [The effect of reverted austenite on the mechanical properties and toughness of 12 ni and 18 ni \(200\) maraging steels](#). *Metallurgical Transactions*, 3(11):2895–2903, novembre 1972.
- J. PAPASIDERO, V. DOQUET et D. MOHR : [Ductile fracture of aluminum 2024-T351 under proportional and non-proportional multi-axial loading: Bao–Wierzbicki results revisited](#). *International Journal of Solids and Structures*, 69–70:459 – 474, 2015.
- W. RAMBERG et W. R. OSGOOD : [Description of stress-strain curves by three parameters](#). Rapport technique NACA-TN-902, NASA, juillet 1943.
- J. R. RICE et D. M. TRACEY : [On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields](#). *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 17(3):201–217, 1969.
- James R. RICE : The localization of plastic deformation. *In : Theoretical and Applied Mechanics, W.T. Koiter (Ed.)*, pages 207–220. North-Holland, 1976.
- M. RODRÍGUEZ-MILLÁN, Á. VAZ-ROMERO et Á. ARIAS : [Failure behavior of 2024-T3 aluminum under tension-torsion conditions](#). *Journal of Mechanical Science and Technology*, 29(11):4657–4663, décembre 2015.
- G. L. ROSA, A. RISITANO et G. MIRONE : [Postnecking elastoplastic characterization: Degree of approximation in the bridgman method and properties of the flow-stress/true-stress ratio](#). *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(3):615–624, mars 2003.
- J.W. RUDNICKI et J.R. RICE : [Conditions for the localization of deformation in pressure-sensitive dilatant materials](#). *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 23(6):371 – 394, 1975.
- M. SCALES, N. TARDIF et S. KYRIAKIDES : [Ductile failure of aluminum alloy tubes under combined torsion and tension](#). *International Journal of Solids and Structures*, 97–98:116–128, octobre 2016.
- R. SCHNITZER, S. ZINNER et H. LEITNER : [Modeling of the yield strength of a stainless maraging steel](#). *Scripta Materialia*, 62(5):286–289, 2010.



## BIBLIOGRAPHIE

- J. D. SEIDT : *Plastic Deformation and Ductile Fracture of 2024-T351 Aluminum under Various Loading Conditions*. Thèse de doctorat, The Ohio State University, 2010.
- E. SIEBEL et S. SCHWAIGERER : On the mechanics of the tensile test (en allemand). *Arch Eisenhüttenwes*, pages 145–152, 1948.
- L. H. SOBEL et S. Z. NEWMAN : *Plastic Buckling of Cylindrical Shells Under Axial Compression*. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 102(1):40–44, février 1980.
- C. SOYARSLAN, H. RICHTER et S. BARGMANN : *Variants of Lemaitre’s damage model and their use in formability prediction of metallic materials*. *Mechanics of Materials*, 92:58–79, janvier 2016.
- SSA : Aermet 100 alloy data sheet, 2016.
- W. SZCZEPIŃSKI, L. DIETRICH et J. MIASTKOWSKI : La capacité limite des éléments de construction (en polonais). 1970.
- B. TANGUY, T. T. LUU, G. PERRIN, A. PINEAU et J. BESSON : *Plastic and damage behaviour of a high strength X100 pipeline steel: Experiments and modelling*. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 85(5):322–335, mai 2008.
- V. TARIGOPULA, O. S. HOPPERSTAD, M. LANGSETH, A. H. CLAUSEN, F. HILD, O.-G. LADEMO et M. ERIKSSON : *A study of large plastic deformations in dual phase steel using digital image correlation and fe analysis*. *Experimental Mechanics*, 48(2):181–196, Apr 2008.
- C. TEKOĞLU, J. W. HUTCHINSON et T. PARDOEN : *On localization and void coalescence as a precursor to ductile fracture*. *Philosophical Transactions of the Royal Soc. A*, 373 (2038):20140121, mars 2015.
- G. THOMAS : *Retained austenite and tempered martensite embrittlement*. *Metallurgical Transactions A*, 9(3):439–450, mars 1978.
- N. THOMAS, S. BASU et A. BENZERGA : *On fracture loci of ductile materials under non-proportional loading*. *International Journal of Mechanical Sciences*, 117:135–151, octobre 2016.
- R. L. S. THOMAS, J. R. SCULLY et R. P. GANGLOFF : *Internal hydrogen embrittlement of ultrahigh-strength AERMET 100 steel*. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(2):327–344, 2003.
- H. TRESCA : *Mémoires sur l’écoulement des corps solides*. Imprimerie impériale, 1869.
- V. TVERGAARD et A. NEEDLEMAN : Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta metallurgica*, 32(1):157–169, 1984.
- U. K. VISWANATHAN, G. K. DEY et V. SETHUMADHAVAN : *Effects of austenite reversion during overageing on the mechanical properties of 18 ni 350 maraging steel*. *Materials Science and Engineering : A*, 398(1–2):367–372, 2005.

## BIBLIOGRAPHIE

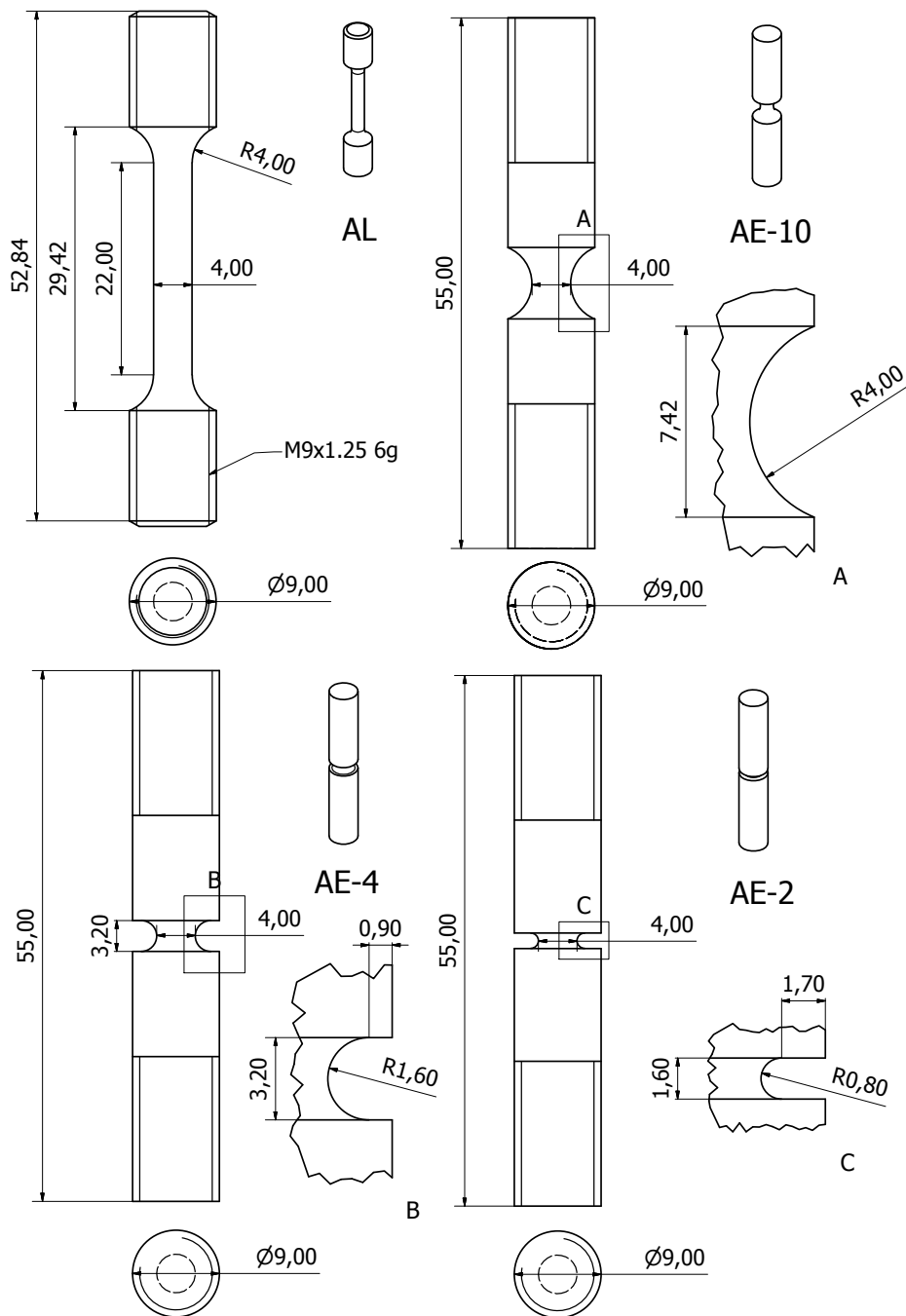
- T. WIERZBICKI et Y. BAI : [Application of extended Mohr–Coulomb criterion to ductile fracture](#). *International Journal of Fracture*, 161(1):1–20, janvier 2010.
- T. WIERZBICKI, Y. BAO, Y. W. LEE et Y. BAI : [Calibration and evaluation of seven fracture models](#). *International Journal of Mechanical Sciences*, 47(4):719–743, avril 2005.
- Y. B. XU, Y. L. BAI, Q. XUE et L. T. SHEN : [Formation, microstructure and development of the localized shear deformation in low-carbon steels](#). *Acta Materialia*, 44(5):1917–1926, mai 1996.
- L. XUE : [Damage accumulation and fracture initiation in uncracked ductile solids subject to triaxial loading](#). *International Journal of Solids and Structures*, 16(44):5163–5181, 2007-a.
- L. XUE : *Ductile fracture modeling : theory, experimental investigation and numerical verification*. Thesis, Massachusetts Institute of Technology, 2007-b.
- L. XUE et T. WIERZBICKI : On the effect of the third invariant of the stress deviator on ductile fracture. Rapport technique, Massachusetts Institute of Technology, 2005.
- L. XUE et T. WIERZBICKI : [Ductile fracture initiation and propagation modeling using damage plasticity theory](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 75(11):3276–3293, juillet 2008.
- C. ZENER et J. H. HOLLOMON : [Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel](#). *Journal of Applied Physics*, 15(1):22–32, janvier 1944.
- Z.L. ZHANG, M. HAUGE, J. ODEGARD et C. THAULOW : [Determining material true stress–strain curve from tensile specimens with rectangular cross-section](#). *International Journal of Solids and Structures*, 36(23):3497–3516, août 1999.
- X. ZHUANG, Y. MENG et Z. ZHAO : [Evaluation of prediction error resulting from using average state variables in the calibration of ductile fracture criterion](#). *International Journal of Damage Mechanics*, août 2017.

## BIBLIOGRAPHIE

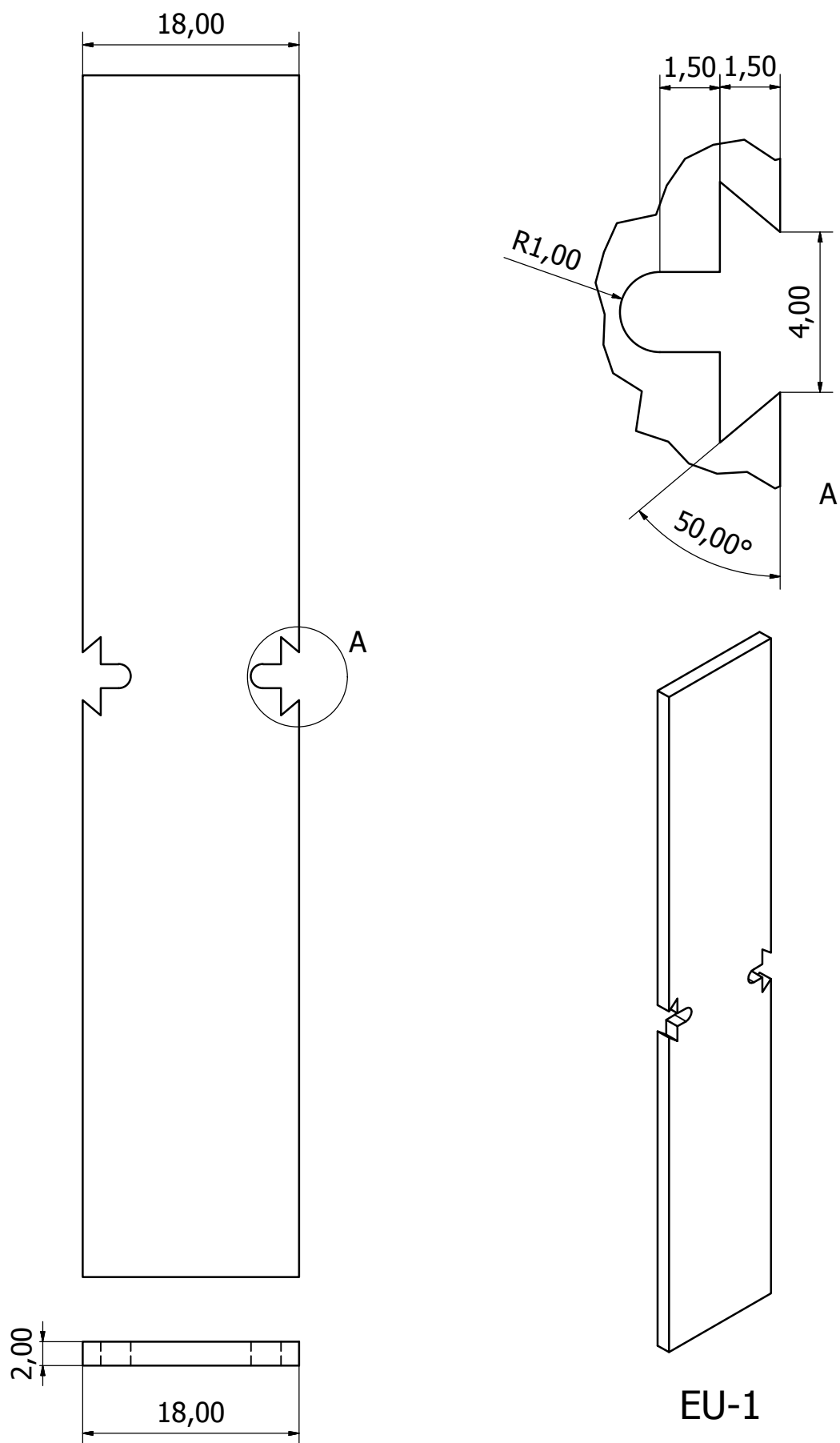
# Annexes

## Annexe A

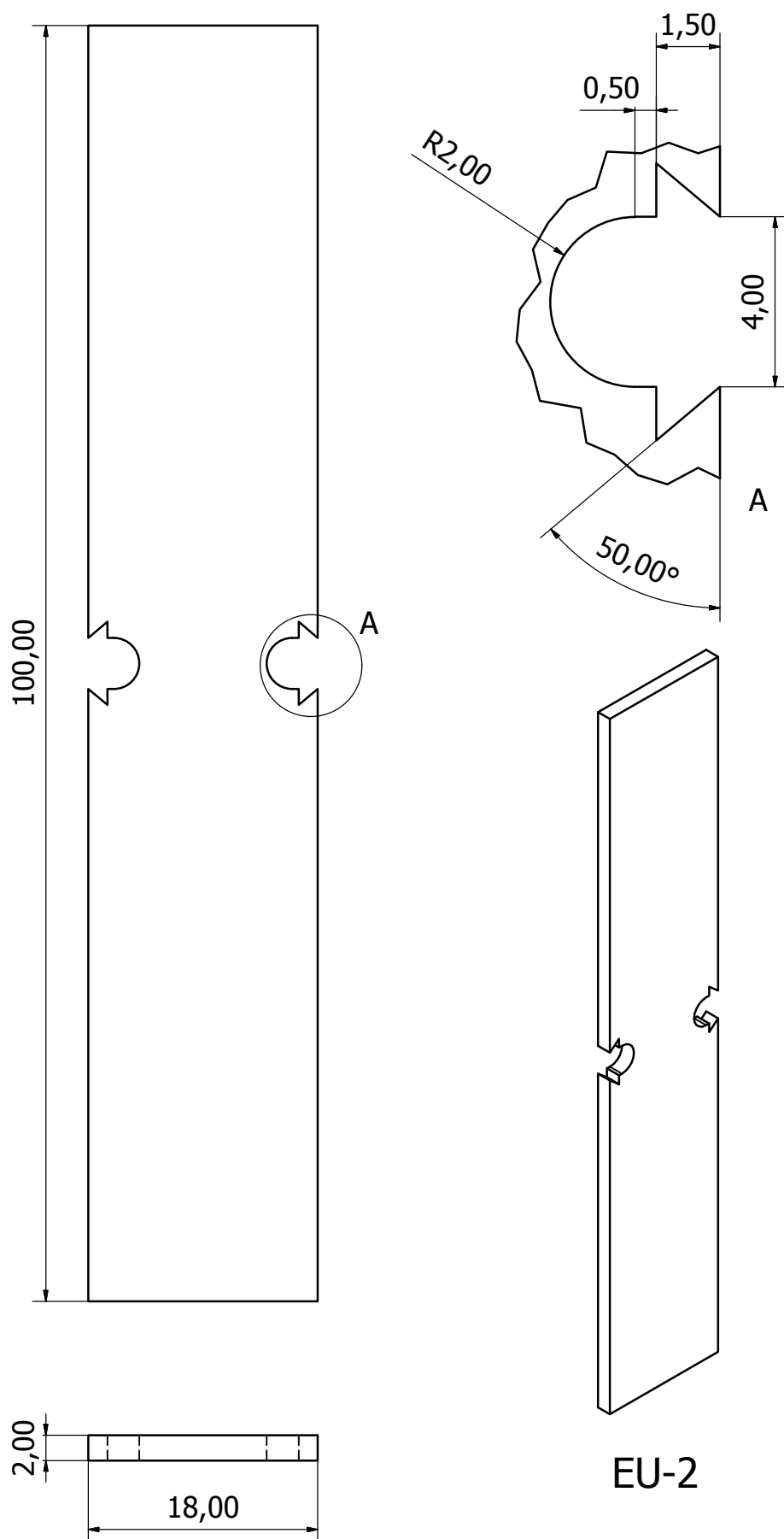
### Plans des éprouvettes



# ANNEXE A. PLANS DES ÉPROUVETTES

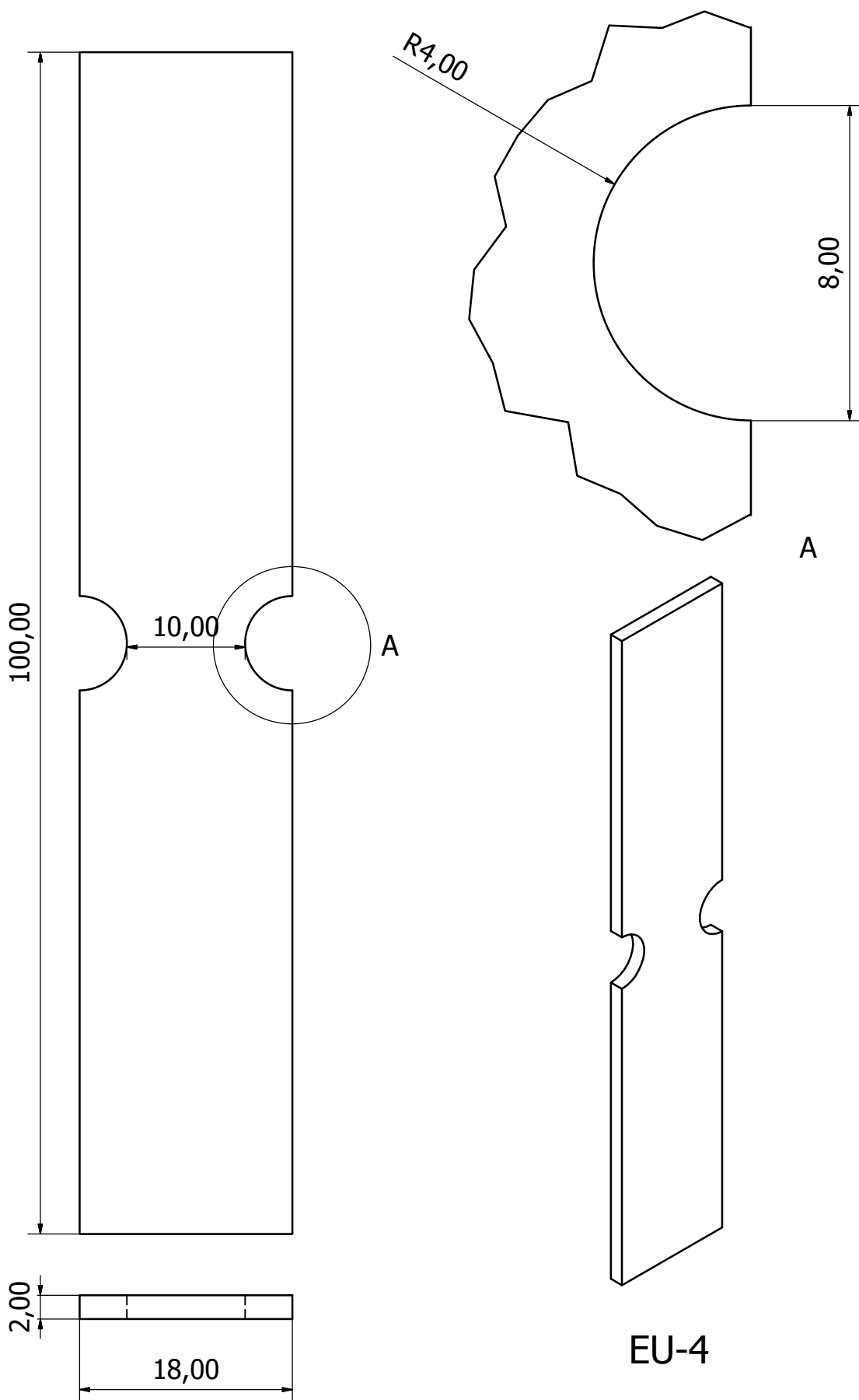


# ANNEXE A. PLANS DES ÉPROUVETTES

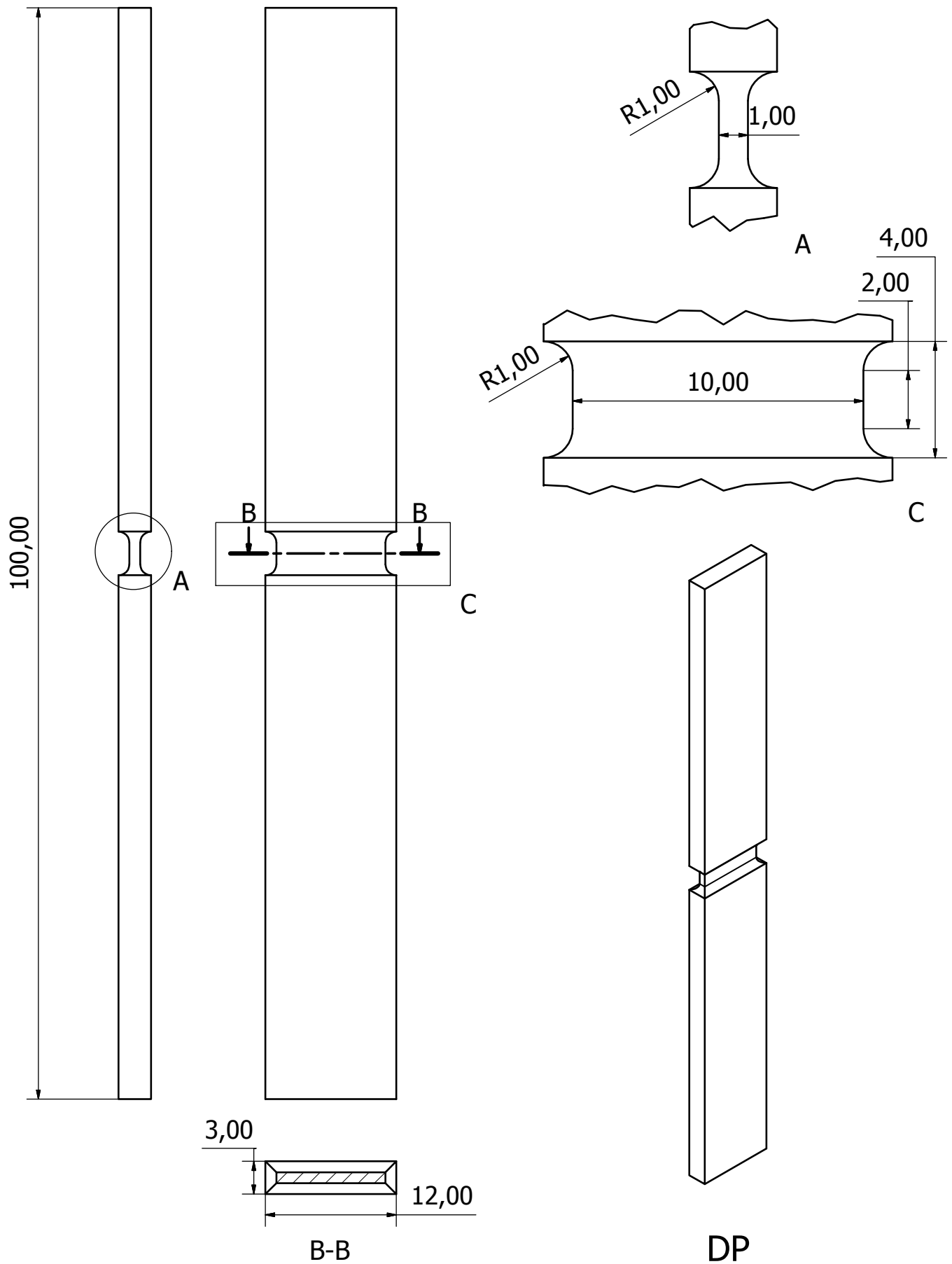




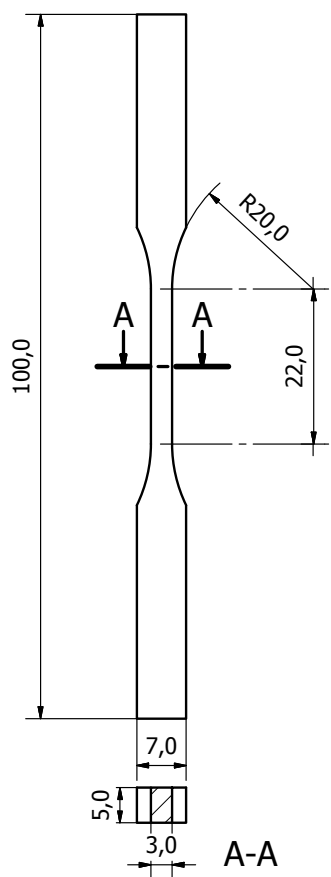
# ANNEXE A. PLANS DES ÉPROUVETTES



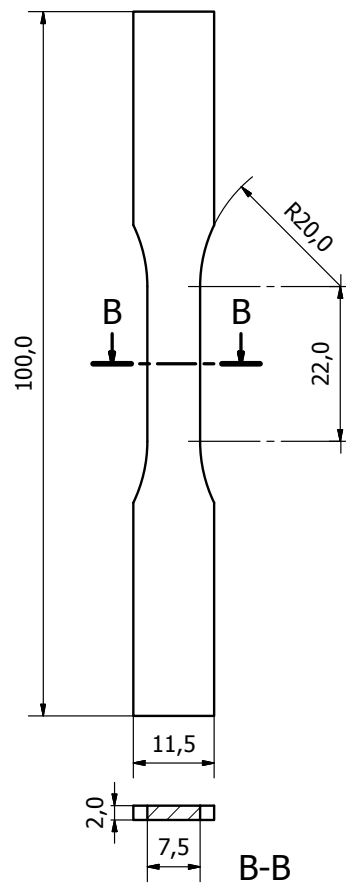
# ANNEXE A. PLANS DES ÉPROUVETTES



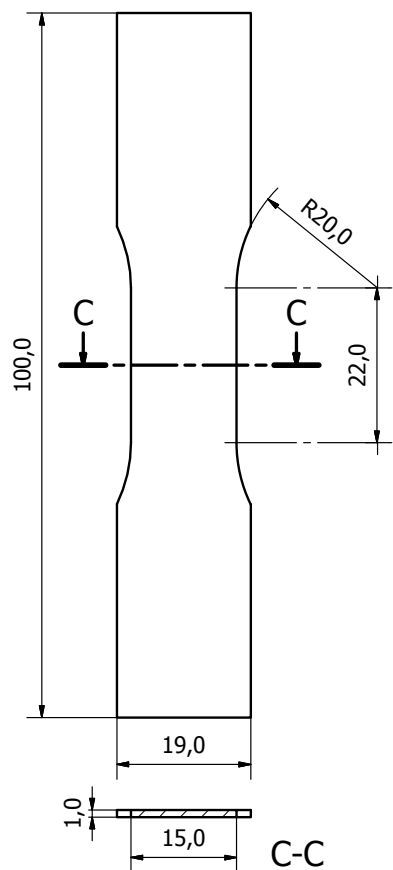
# ANNEXE A. PLANS DES ÉPROUVETTES



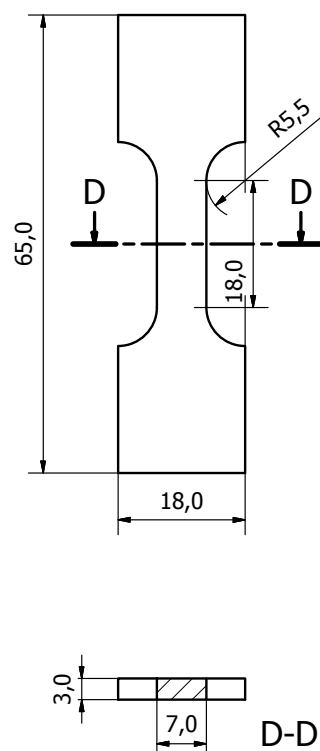
SV-53



SV-751

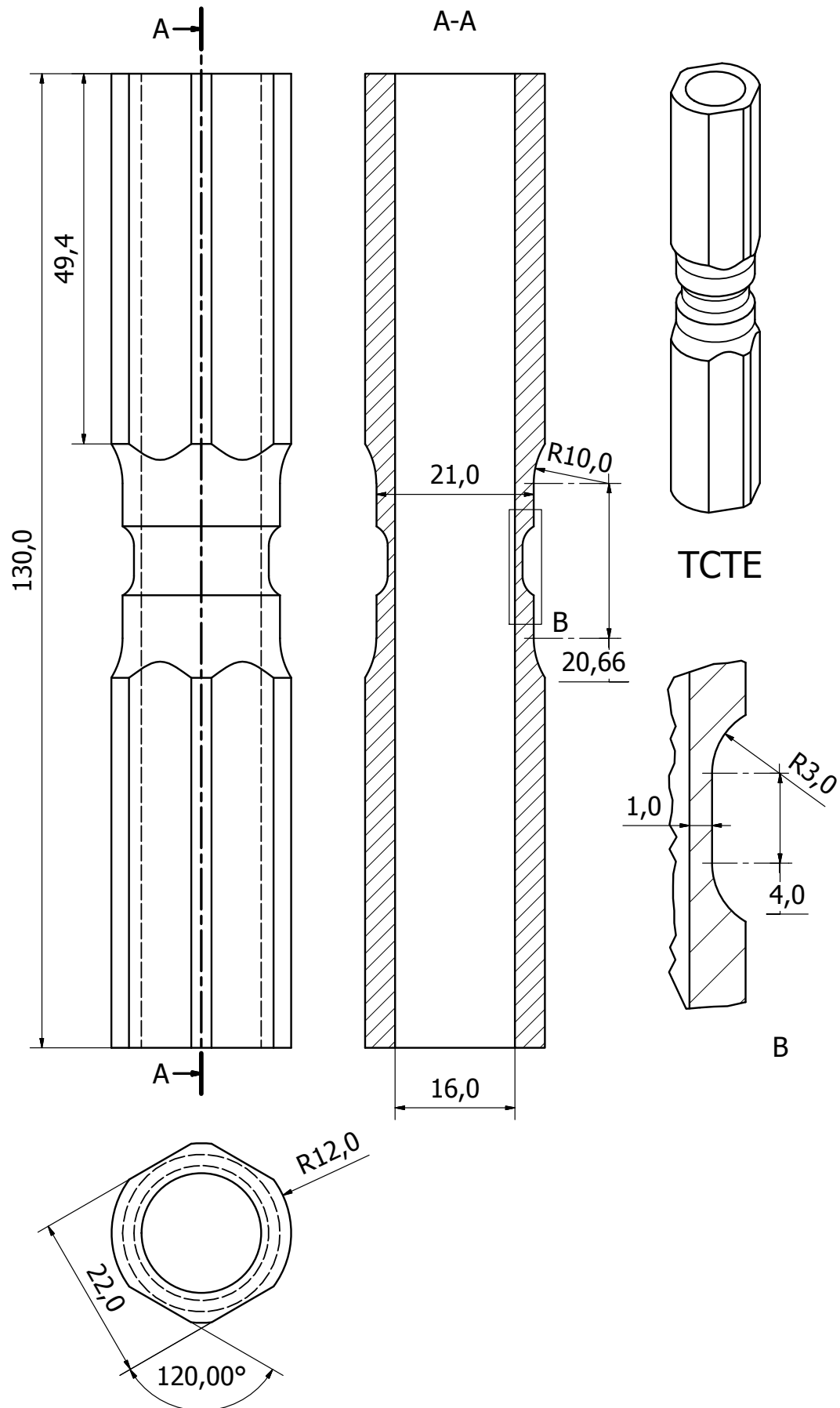


SV-151

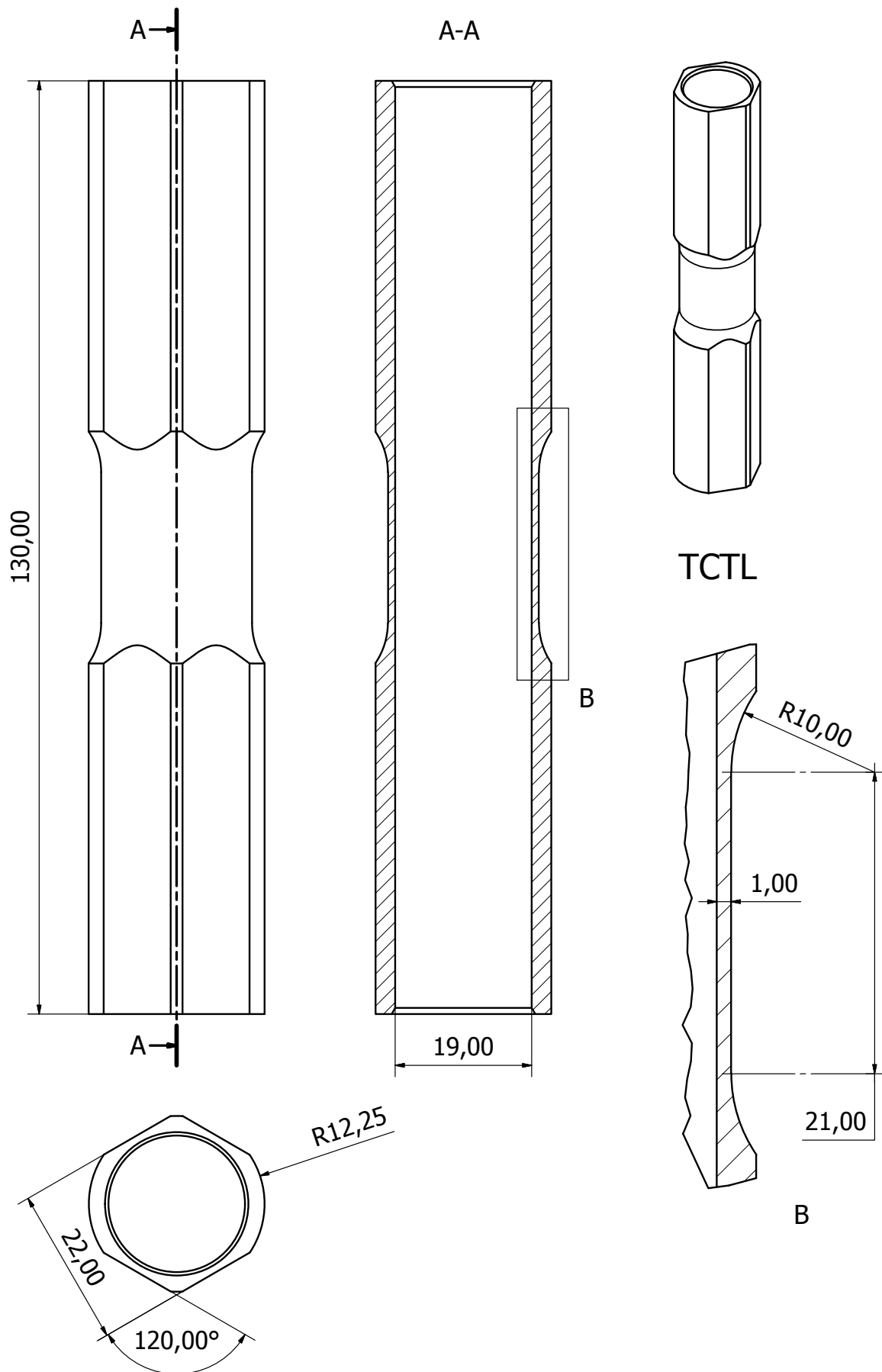


TP

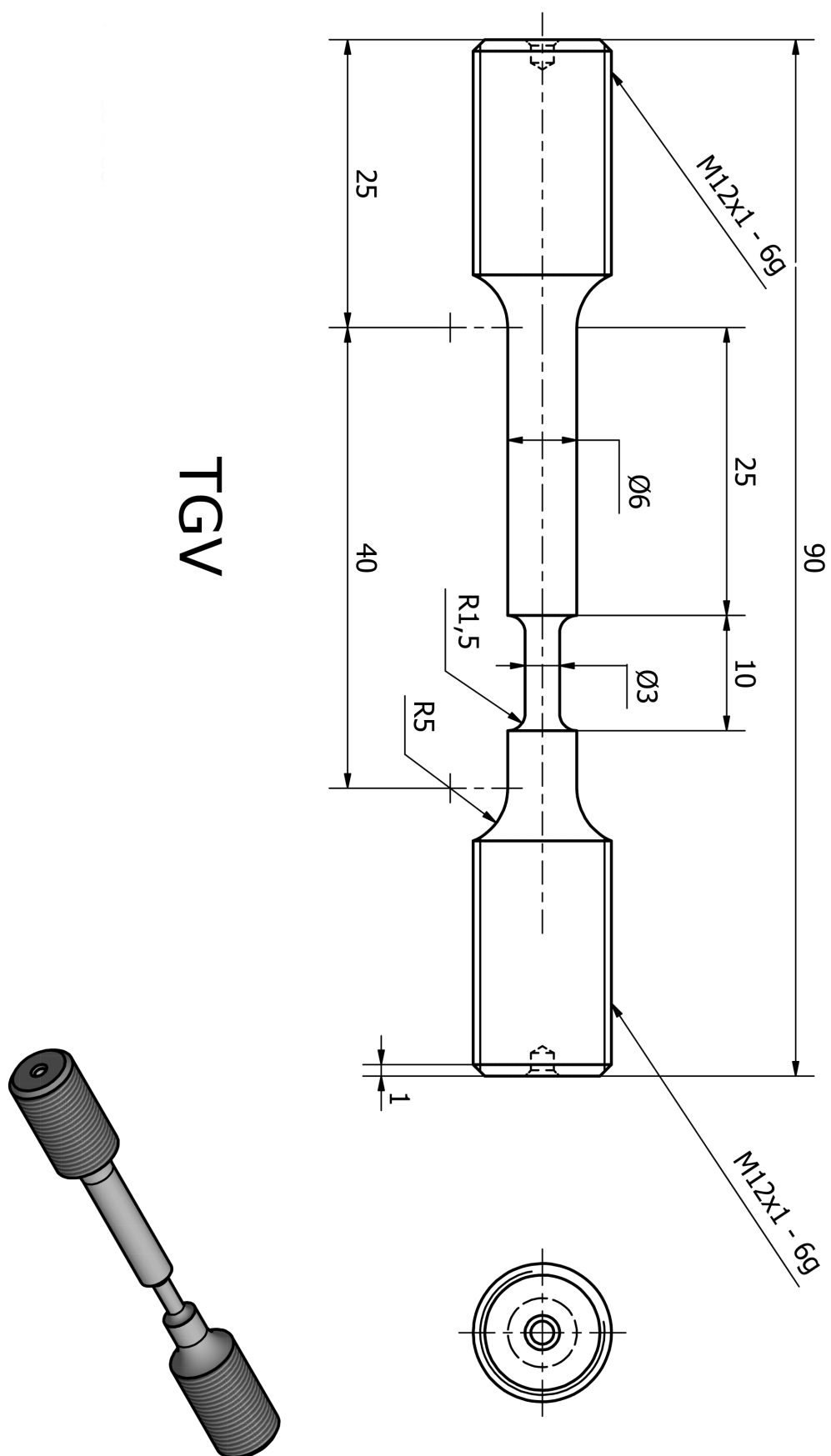
# ANNEXE A. PLANS DES ÉPROUVETTES



# ANNEXE A. PLANS DES ÉPROUVETTES

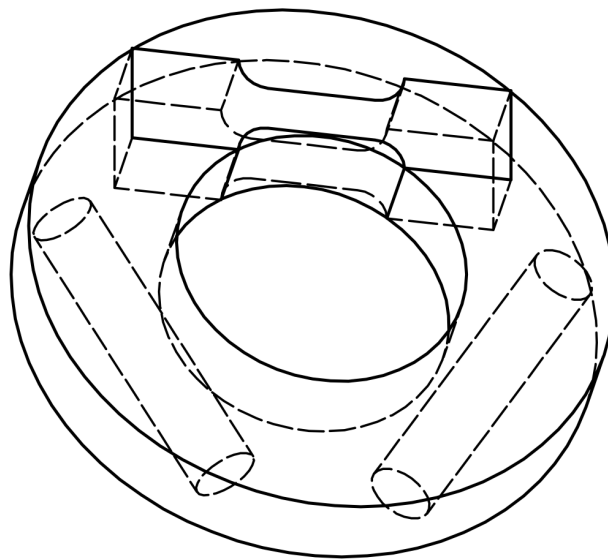
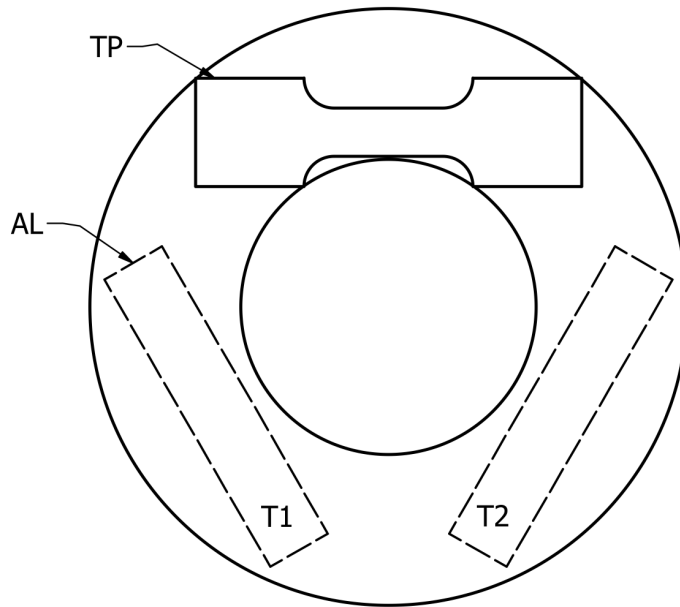


# ANNEXE A. PLANS DES ÉPROUVETTES



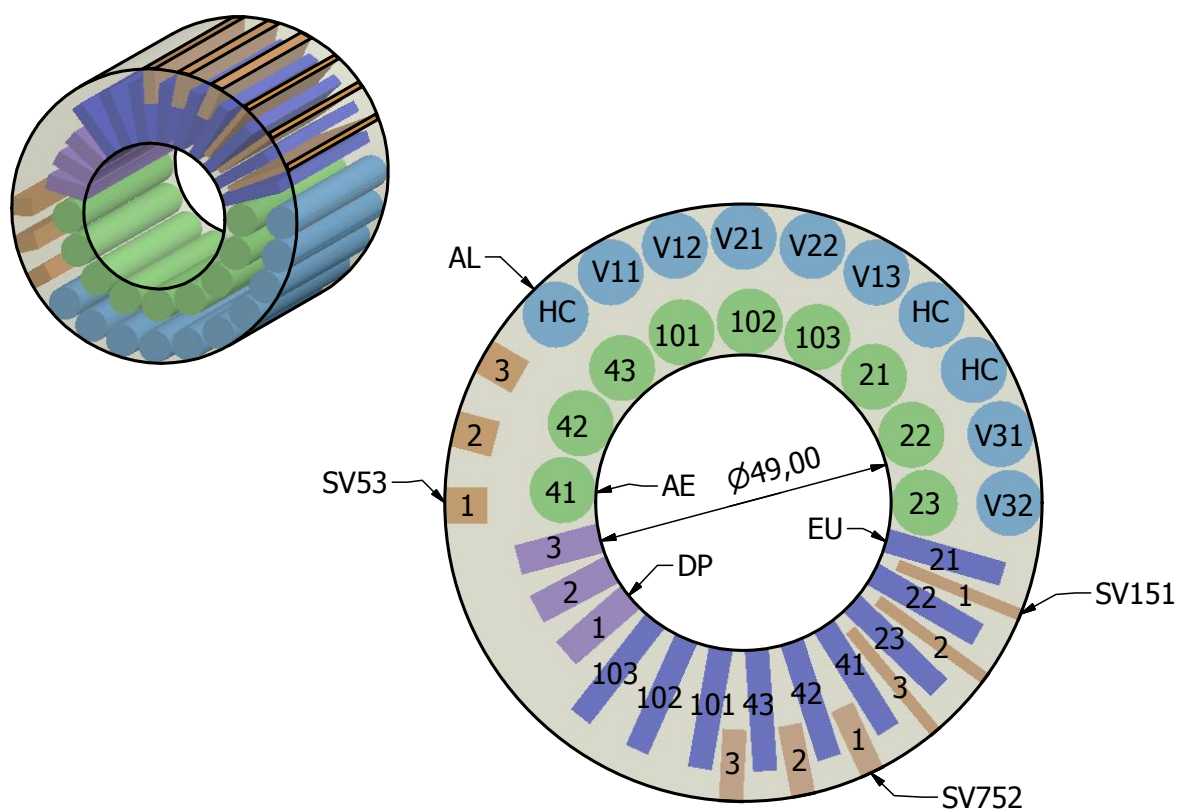
## AnnexeB

### Plans de prélèvement des éprouvettes

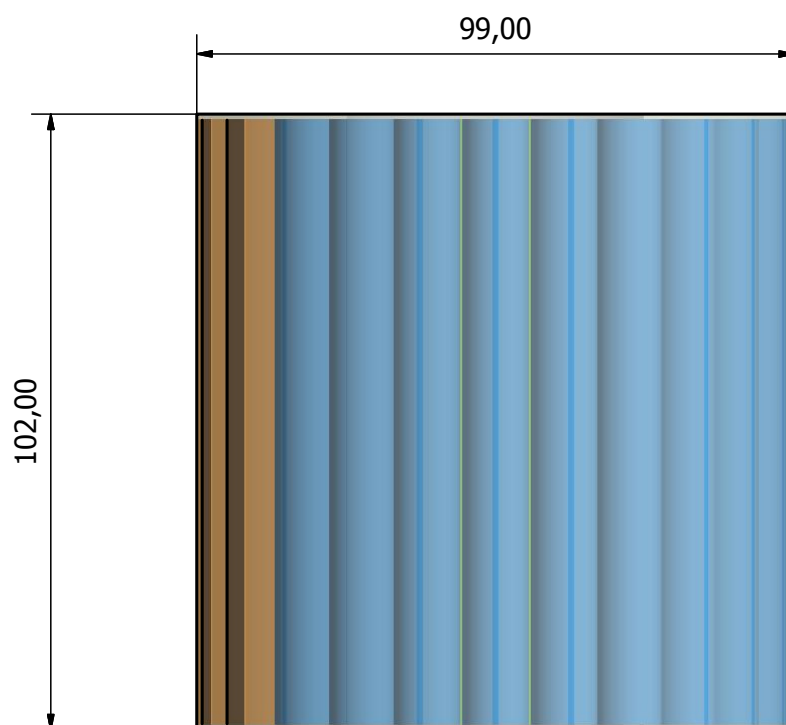




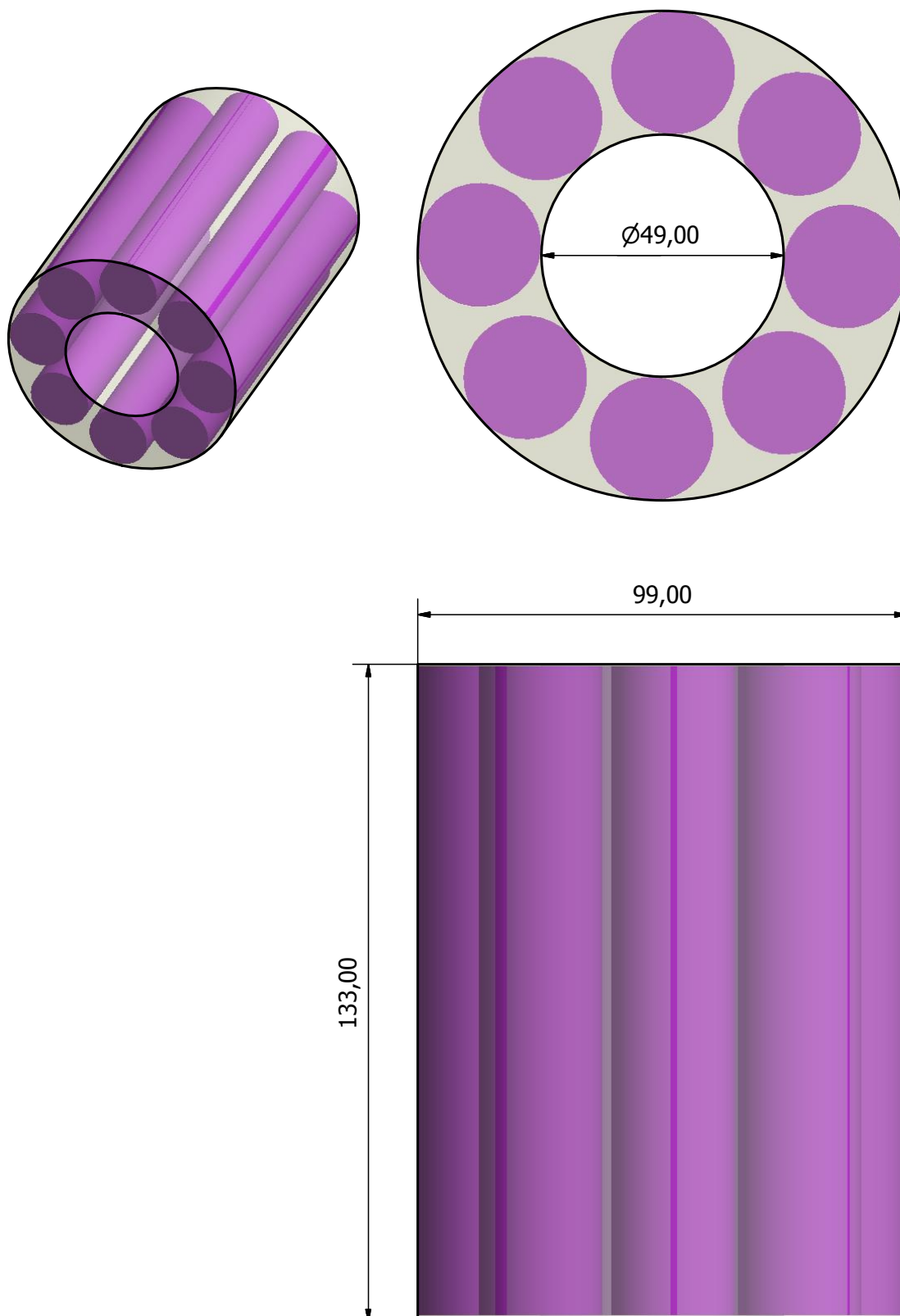
## ANNEXE B. PLANS DE PRÉLÈVEMENT DES ÉPROUVETTES



HC: ébauche hors côte - non usinée



## ANNEXE B. PLANS DE PRÉLÈVEMENT DES ÉPROUVETTES



## AnnexeC

### Estimation de la déformation à rupture pour un essais de traction axi-symétrique à partir des faciès de rupture

On suppose que l'état de déformation de l'éprouvette dans le repère cylindrique  $(r, \theta, z)$  est le suivant :

$$\underline{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \varepsilon_r & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_r & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_z \end{pmatrix}_{(r, \theta, z)} \quad (C.1)$$

Avec  $r$  la composante radiale,  $\theta$  la composante angulaire et  $z$  la composante axiale. A titre de rappel, pour un essai de traction axisymétrique sur matériau isotrope le coefficient  $Z\%$  est calculé de la manière suivante :

$$Z\% = 1 - \frac{\phi_*^2}{\phi_0^2} \quad (C.2)$$

La déformation radiale est assimilée comme étant la déformation radiale moyenne dans la plus petite section  $\langle \varepsilon_r \rangle_S$ . Après rupture elle peut être évaluée en mesurant la section minimale de l'éprouvette avant et après rupture, respectivement  $\phi_0$  et  $\phi_*$ . Nous noterons que dans ce cas il s'agit d'une déformation plastique à rupture, nous la noterons  $\langle \varepsilon_{rp*} \rangle_S$ .

$$\varepsilon_{rp*} \approx \langle \varepsilon_{rp*} \rangle_S = \log \left( \frac{\phi_0}{\phi_*} \right) = -\frac{1}{2} \log (1 - Z\%) \quad (C.3)$$

En considérant la conservation du volume,

$$2\varepsilon_{rp} + \varepsilon_{zp} = 0 \quad (C.4)$$

et une déformation équivalente au sens de von Mises,

$$\bar{\varepsilon}_p = \sqrt{\frac{2}{3}(\varepsilon_{rp}^2 + \varepsilon_{\theta p}^2 + \varepsilon_{zp}^2)} \quad (C.5)$$

en combinant les équations C.1, C.4 et C.5 puis l'équation C.3, on obtient la relation suivante :

$$\bar{\varepsilon}_{p*} = 2\varepsilon_{rp*} \approx -\log(1 - Z\%) \quad (C.6)$$

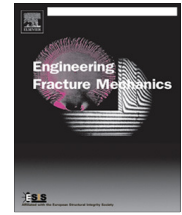
## AnnexeD

Article "Ductile fracture of an  
ultra-high strength steel under low to  
moderate stress triaxility"



Contents lists available at ScienceDirect

## Engineering Fracture Mechanics

journal homepage: [www.elsevier.com/locate/engfracmech](http://www.elsevier.com/locate/engfracmech)

# Ductile fracture of an ultra-high strength steel under low to moderate stress triaxiality

C. Defaisse<sup>a,b</sup>, M. Mazière<sup>a</sup>, L. Marcin<sup>b</sup>, J. Besson<sup>a,\*</sup><sup>a</sup> MINES ParisTech, PSL Research University, MAT – Centre des matériaux, CNRS UMR 7633, BP 87, 91003 Evry, France<sup>b</sup> SAFRAN Paris–Saclay, Rue des jeunes bois, Châteaufort CS 80112, 78772 Magny-les-Hameaux, France

## ARTICLE INFO

## Article history:

Received 30 September 2017

Received in revised form 22 December 2017

Accepted 22 December 2017

Available online xxxx

## Keywords:

Ductile rupture

Failure criterion

Stress triaxiality

Lode parameter

Ultra-high strength steel

## ABSTRACT

Aeronautical structures such as landing gears, wheels or turbine shaft are designed to withstand predefined loadings corresponding to critical scenarios. This work addresses the definition of a ductile failure initiation criterion under multiaxial loading for ML340<sup>®</sup> ultra high strength steel employed in such structures. The experimental testing campaign includes tension–torsion tests under proportional loading, standard tensile tests, tensile tests on notched round and flat specimens and plane strain tests. The experimental database covers a stress triaxiality range from 0 to 1.3 and various positive Lode parameter stress states. A von Mises quadratic yield criterion with a combined Voce/linear hardening function is employed to describe plastic behavior. The hardening function is identified using an inverse method to fit cross section reduction in order to take into account large strains. A simple non-linear damage cumulation rule based on Rice and Tracey/Johnson Cook formulation with a Lode-dependent term is proposed. Good agreement was found between predicted and observed failure initiation load steps and failure locations.

© 2017 Elsevier Ltd. All rights reserved.

## 1. Introduction

Aeronautical structures such as landing gears, wheels or turbine shaft are designed to withstand predefined loadings corresponding to critical scenarios. Under such severe conditions, failure can occur either by buckling, which corresponds to a geometrical instability, or by ductile failure, corresponding to material failure due to the development of damage. This work addresses the second failure mode. Parts often having complex geometries are subjected to high stresses under multiaxial loading combining tension and shear. Conventional aeronautical limit load design methods are critical stress approaches based on analytical models dealing with failure of simple structures [1,2]. Those methods are known to be robust but lead to very conservative safety margins. Fast growing developments in aeronautical field is challenging the relevance of such safety margins. To overcome the obvious limitations of analytical models, finite element (FE) simulations of entire structures can nowadays be used to determine local stresses and strains. When analyzing critical scenarios, it becomes necessary to account for the development of plasticity. Failure can then be assessed using macroscopic models describing the development of damage up to failure. In addition a wide range of failure scenarios can be investigated at a relatively low cost. Although still facing difficulties (reliability, robustness, identification, etc.), these methods appear as attractive for advance design strategies and were evaluated during two round robins organized by the Sandia National Laboratories [3,4].

\* Corresponding author.

E-mail address: [jacques.besson@mines-paristech.fr](mailto:jacques.besson@mines-paristech.fr) (J. Besson).<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.12.035>

0013-7944/© 2017 Elsevier Ltd. All rights reserved.

### Nomenclature

$a, b, c, d$	material parameters for the damage function
$D, D^{\max}$	damage, maximum value of damage over a given specimen
$d_i, d_o$	inner and outer diameters of the tension–torsion specimens
$e, h$	thickness and height of the central part of tension–torsion specimens
$F$	force
$L_0, \Delta L$	initial gage length, elongation
$L$	Lode parameter
$M$	torque
$p, p_F$	cumulated plastic strain, cumulated plastic strain at failure
$\dot{p}_1 \geq \dot{p}_2 \geq \dot{p}_3$	eigenvalues of the plastic strain rate tensor
$R$	flow stress
$R_0, Q_1, b_1, Q_2, b_2, H$	material parameters describing the flow stress
$s_1 \geq s_2 \geq s_3$	eigenvalues of the stress deviator
$S_0$	initial cross section
$t$	time
$T$	stress triaxiality
$W$	damage function
$\kappa$	tensile to shear stress ratio
$\phi_0, \Delta\phi$	initial diameter, diameter variation
$\rho_0$	initial notch radius
$\sigma_{eq}, \sigma_{kk}$	von Mises stress, trace of the stress tensor
$\theta, \theta_F$	rotation angle, rotation angle at failure

**Table 1**

Chemical composition of ML340 steel provided by the steel manufacturer and quantified by electron microprobe analysis. Measured carbon content could not be measured using this technique.

	C	Ni	Cr	Mo	Al	Co	V bal.
Nominal	0.23	13.0	3.30	1.50	1.50	5.80	0.25
Measured	–	12.77	3.33	1.56	1.40	5.96	0.26

Aeronautical structures mentioned above are subjected to loading conditions corresponding to low to moderate stress triaxiality with combined tension/shear loading. Under these stress conditions, ductile failure models only using stress triaxiality as the driving force for damage growth [5–7] have been reported not to be able to represent failure. In particular it was shown that stress states leading to shear or plane strain deformation result in lower ductilities than stress states corresponding to axisymmetric deformation states. To account for this effect, models incorporating the Lode angle [8] of the stress tensor have been proposed in the literature [9–13].

In this study, plastic and failure behavior of an ultra high-strength steel used to manufacture turbine shafts is investigated (Section 2). Test specimens were selected so as to be representative of loading conditions. They therefore consist in axisymmetric smooth and notched bars, flat notched bars, plane strain specimens and tension–torsion specimens tested for various tensile stress to shear stress ratios (Section 3). The elastoplastic behavior of the material is identified using an inverse method by comparing simulated and experimental load–elongation curves up to necking and non contact measurements of the diameter variation in the necking area (Section 4). A fracture initiation model (Section 5) is finally developed to represent failure for the entire database by post-processing elastoplastic finite element simulations. The model describes the combined effects of stress triaxiality and Lode parameter on rupture. It is validated against macroscopic failure and fracture initiation points identified by fractographic examination.

## 2. Material

The investigated material is a ML340<sup>TM1</sup> ultra-high strength highly alloyed steel develop by Safran Aircraft Engines and Aubert & Duval [14] to manufacture aircraft turbine shafts. Nominal and measured compositions are given in Table 1. Raw material is poured as a rod using vacuum induced melting followed by double vacuum arc remelting. The material is then solution heat treated above 900 °C and directly air-quenched in order to transform the high temperature austenitic structure into a martensitic structure. An additional extended quench is performed below 0 °C in order to transform remaining residual austen-

<sup>1</sup> (©Safran and Aubert&Duval, <sup>TM</sup>Aubert&Duval).

ite [15]. A final aging treatment is then performed in order to harden the material by growing nanosized strengthening particles: mixed carbides and NiAl intermetallic particles.

Final microstructure is made of hard martensite where lath typical thickness is 0.2–0.4  $\mu\text{m}$  and length is 1–2  $\mu\text{m}$ . Martensitic laths are gathered into packets with a common orientation. Packets with different orientations are gathered within the previous austenitic grain shown in Fig. 1a. Typical size of previous austenitic grain is 40  $\mu\text{m}$ . As mentioned above the material contains hardening particles (carbides and NiAl intermetallics). In also contains a second population of larger (1–3  $\mu\text{m}$ ) inclusions which result from high temperature casting. They consist in AlN particles often present as slender colonies due to casting. However their density is very low due to manufacturing process control. Automatic particle counting on polished cross sections using Scanning Electron Microscope resulted in a particle density less than 2 per square millimeter. In addition traces of either residual or reverted austenite remain and correspond to a volume fraction less than 1% (X-ray diffraction measurements). Residual austenite was reported to exist in martensitic steels as a few nanometer thick film located in between martensitic lath boundaries [16]. Further details on the microstructure can be found in [17].

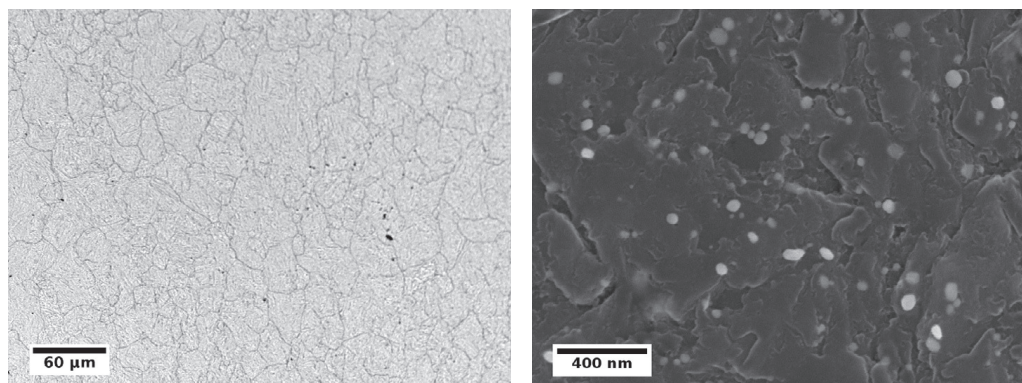
### 3. Experimental procedures

#### 3.1. Specimens and testing conditions

In order to identify a failure initiation model for ML340 steel various mechanical tests have been performed at room temperature under quasi-static loading. All tests were conducted up to failure which was always unstable. Preforms were extracted from the as received ML340 tube and thermally aged to obtain optimal mechanical properties. All specimens were extracted from mid-thickness along the tube longitudinal direction. Several specimen geometries were used to vary stress states (both triaxiality and Lode parameter). All specimens were tested so as to obtain a mean strain rate of about  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  in highly deformed regions. Except for tension–torsion tests, each test was repeated 2 or 3 times. Very little scatter was observed on both load–displacement curves and displacements at fracture. Due to this deterministic behavior, only one test will be shown for most of the testing conditions in the following. In cases where two curves are shown they correspond to the largest observed scatter.

Axisymmetric Smooth Tensile (ST) and Notch Tensile (NT) specimens have been used (see Fig. 2). Three different NT geometries, referred to as NT $\chi$ , have been used where  $\chi$  is defined as  $\chi = 10\rho_0/\phi_0$  with  $\rho_0$  being the initial notch radius and  $\phi_0$  the initial minimum cross section diameter. In all cases  $\phi_0 = 4 \text{ mm}$ . Surface roughness was specified with a  $R_a$  value less than 0.3 to avoid fracture initiation from surface defects. The various notch radii allow obtaining different stress triaxiality ratios inside the specimens [18,19]. Elongation of ST specimens was measured using an extensometer (gage length: 21 mm) up to the onset of necking. Diameter reduction for all specimens was measured using an optical method described below in Section 3.2. Tests have been performed on a MTS hydraulic tensile machine (100 kN load cell).

Flat U Notch (FUN) specimens were also used to study the effect of stress triaxiality on fracture for stress states close to plane stress. Geometries are given in Fig. 3. They are referred to as FUN $\chi$  where  $\chi = 10\rho_0/W_0$  with  $\rho_0$  being the notch radius and  $W_0$  the minimum specimen width ( $W_0 = 10 \text{ mm}$ ). The specimen thickness  $e$  is equal to 2 mm. The ratio  $e/W = 0.2$  is much smaller than 1 to ensure that plane stress conditions almost prevail within the specimens. An optical extensometer (using Digital Image Correlation) was used to monitor the specimen deformation over a gage length,  $L_0$ , equal to 18 mm at located at the center of the specimens. The specimens are loaded using hydraulic grips using the same test machine as for the NT samples.



(a) ML340 micrograph after Nital chemical etching (b) Second phase particles on ML340 steel observed on a carbon replica

Fig. 1. Microstructure of the investigated material.



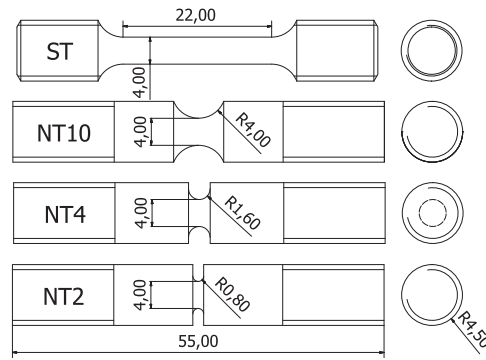


Fig. 2. Smooth and notch tensile specimen geometries (dimensions are in mm).

Wide and relatively thin specimens are used to generate plane strain (PE) conditions (see Fig. 3). Finite element calculations were used to check that plane strain conditions prevail in the central region of the specimens. The plane strain direction corresponds to the width of the specimen as deformation along this direction is constrained by the thicker lower and upper parts. The minimum thickness is 1 mm. As for FUN specimens, an optical extensometer was used to record the specimen deformation. It is located on both sides of the thinner region of the sample with an gage length,  $L_0$ , equal to 13 mm.

In order to characterize the material ductility at low triaxiality, pure torsion and mixed tension–torsion (TT) tests were performed under proportional loading (see Fig. 4). Similar tests are reported in the literature [11,20–22] for different materials using slightly different geometries. The specimen is tubular and has a central section with an inner diameter  $d_i$  equal to 16 mm and an outer diameter  $d_o$  equal to 18 mm so that the minimum thickness,  $e$  is equal to 1 mm. The height of the central section is equal to  $h = 4$  mm. This geometry is inspired from that used in [22]. Its low  $e/d_i$  ratio reduces the stress/strain radial gradient. The stocky shape of the central section (low  $h/d_i$  ratio) allows avoiding buckling and prescribing failure location so as to ease the use of 3D DIC measurements utilized to determine the rotation angle at failure. The longitudinal force  $F$  and the torque  $M$  are measured. Each test is characterized by the ratio of the mean tensile stress ( $\bar{\sigma}_{\text{axial}}$ ) to the mean shear stress ( $\bar{\tau}_{\text{shear}}$ ) defined as:

$$\kappa = \frac{\bar{\sigma}_{\text{axial}}}{\bar{\tau}_{\text{shear}}} = \frac{2}{3} \frac{F}{M} \frac{(d_o^3 - d_i^3)}{(d_o^2 - d_i^2)} \quad (1)$$

Tests are carried out imposing a constant rotation rate ( $1^\circ/\text{min}$ ) and keeping a constant value for  $\kappa$ . Four loading conditions are considered in this work:  $\kappa = 0$ , pure torsion loading,  $\kappa = 0.47$ , shear dominated loading,  $\kappa = 0.94$ , (almost) equal loading and  $\kappa = 1.4$  tension dominated loading. Stress triaxiality,  $T$ , and Lode parameter,  $L$  (Eq. (7)), are given by:

$$T = \frac{1}{3} \frac{\kappa}{\sqrt{3 + \kappa^2}} \quad \text{and} \quad L = \frac{\kappa}{\sqrt{4 + \kappa^2}} \quad (2)$$

The various specimens will be referred to as  $\text{TT}\kappa$  in the following. Specimens were loaded using V-shape hydraulic grips on an servo-hydraulic MTS machine. To facilitate gripping the upper and lower parts of the specimens have flat surfaces increasing the contact area. The rotation angle ( $\theta$ ) is measured by monitoring the displacement of two points located on both sides of the central notched section using the ARAMIS 3D DIC software. The distance between these two points is equal to 8 mm.

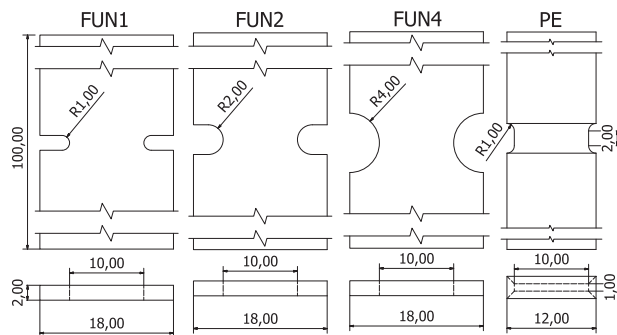


Fig. 3. Flat U notch and plane strain specimens geometries (dimensions in mm).

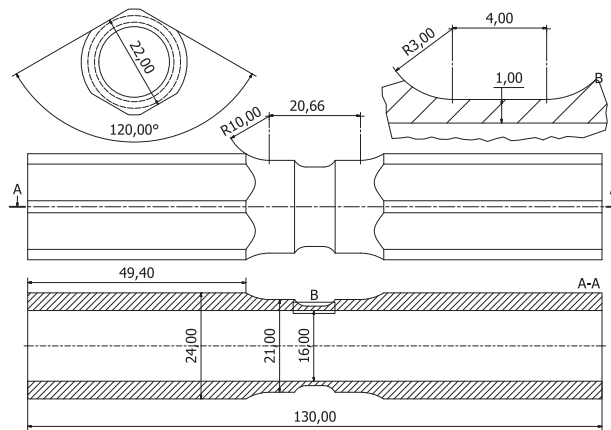


Fig. 4. Tension–torsion specimen geometry (dimensions in mm).

### 3.2. Cross section reduction measurement

Conventional strain measurement for tests on axisymmetric ST specimens is performed using a longitudinal extensometer. This technique can be used up to the onset of necking. Beyond that point deformation becomes inhomogeneous so that the displacement measured using the extensometer depends on the location of the neck with respect to the extensometer. For high strength/low hardening materials such as the material of this study, the necking strain may be very small so that little information can be obtained from the test.

To overcome this difficulty, a radial extensometer can be used to measure cross-section reduction. Using this technique, it is often required to reposition the extensometer in the necking area which is *a priori* unknown unless an initial small defect was introduced in the specimen to trigger necking at a given position. The main difficulty when using this technique is that the radial extensometer may not be precisely located at the minimum cross section thus leading to an underestimation of diameter reduction.

An alternative solution is to use a non contact measurement. For instance, a single camera was used in [23,24] to measure cross section variation and radius of curvature at neck using image processing. The technique was extended in [25] to study anisotropic materials for which the initially circular cross section becomes elliptic using two cameras. An alternative procedure consists in using laser scans to measure the cross-section along the entire sample length [26,27].

In this study, tests on ST and NT<sub>χ</sub> specimens were recorded on camera. Recordings are then automatically processed (PYTHON script) to get the ratio of the current diameter ( $\phi$ ) to the initial diameter ( $\phi_0$ ). Each raw image (Fig. 5a) is first binarized (Fig. 5b). This step is facilitated by maximizing the contrast and avoiding light reflection. The specimen contours are then detected (blue<sup>2</sup> curves in Fig. 5c). Finally the minimum euclidian distance between both contours expressed in pixels is computed (red line in Fig. 5d). The precision of the measure is about  $2\delta\phi/\phi$  with  $\delta\phi = \pm 2$  pixel. In the case of tensile specimens, this entire specimen is filmed as the location of the neck is unknown. In that case,  $\phi \simeq 250$  pixel. A higher magnification can be used in the case of NT<sub>χ</sub> specimens so that  $\phi \simeq 700$  pixel. This leads to a precision of 1.6% for ST specimens and 0.6% for NT<sub>χ</sub> specimens. Image acquisition is synchronized with load recording. An example for a force–diameter reduction curve is given in Fig. 6 for a ST specimen. The proposed methodology is not well adapted to determine the hardening curve up to the peak force (step ① to step ②) as the necking strain is small. However once necking has started (step ② (necking) to step ③ (failure)) the method provides a measurement of diameter change accurate enough to be used for model parameter fitting.

## 4. Plastic behavior

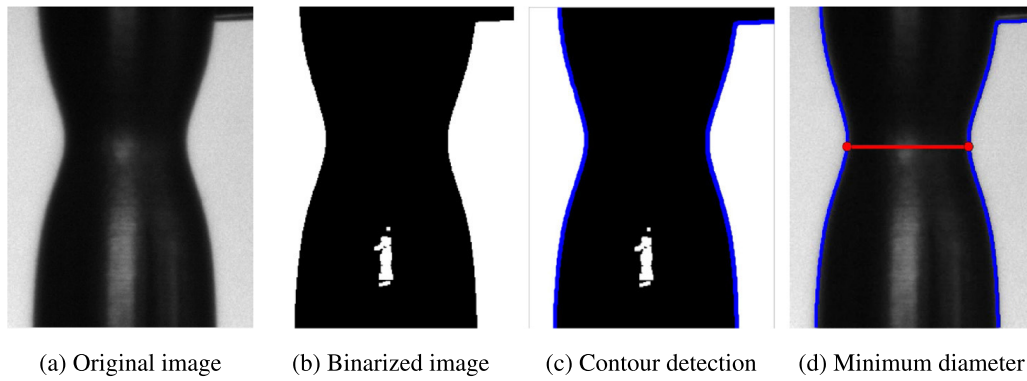
### 4.1. Model

All tests were carried out with the loading direction corresponding to the axis of the tube. The observation of the macroscopic fracture surface of axisymmetric specimens (ST and NT<sub>χ</sub>) showed that the initially circular cross section remained circular after deformation. Consequently, the material was assumed to have an isotropic plastic behavior. The yield surface is then defined as:

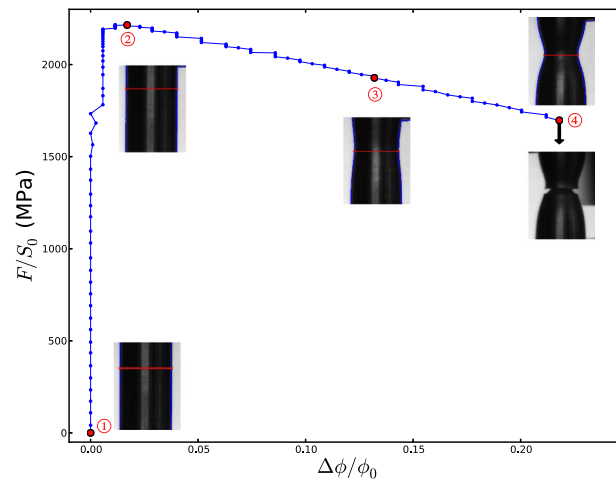
$$f = \sigma_{eq} - R(p) \quad (3)$$

where  $\sigma_{eq}$  is the von Mises equivalent stress,  $p$  the associated cumulated plastic strain and  $R$  the flow stress. It was checked that using a non quadratic isotropic yield function such as proposed by Hosford [28] does not allow improving the match between experiments and simulations.

<sup>2</sup> For interpretation of color in Fig. 5, the reader is referred to the web version of this article.



**Fig. 5.** Image processing to measure minimum diameter after necking.



**Fig. 6.** Force–diameter reduction curve obtained using image processing.

#### 4.2. Material parameters optimization

Considering the simple von Mises plasticity model used in this study, the only material parameter which needs to be adjusted is the hardening curve  $R(p)$ . The following parametric form was chosen:

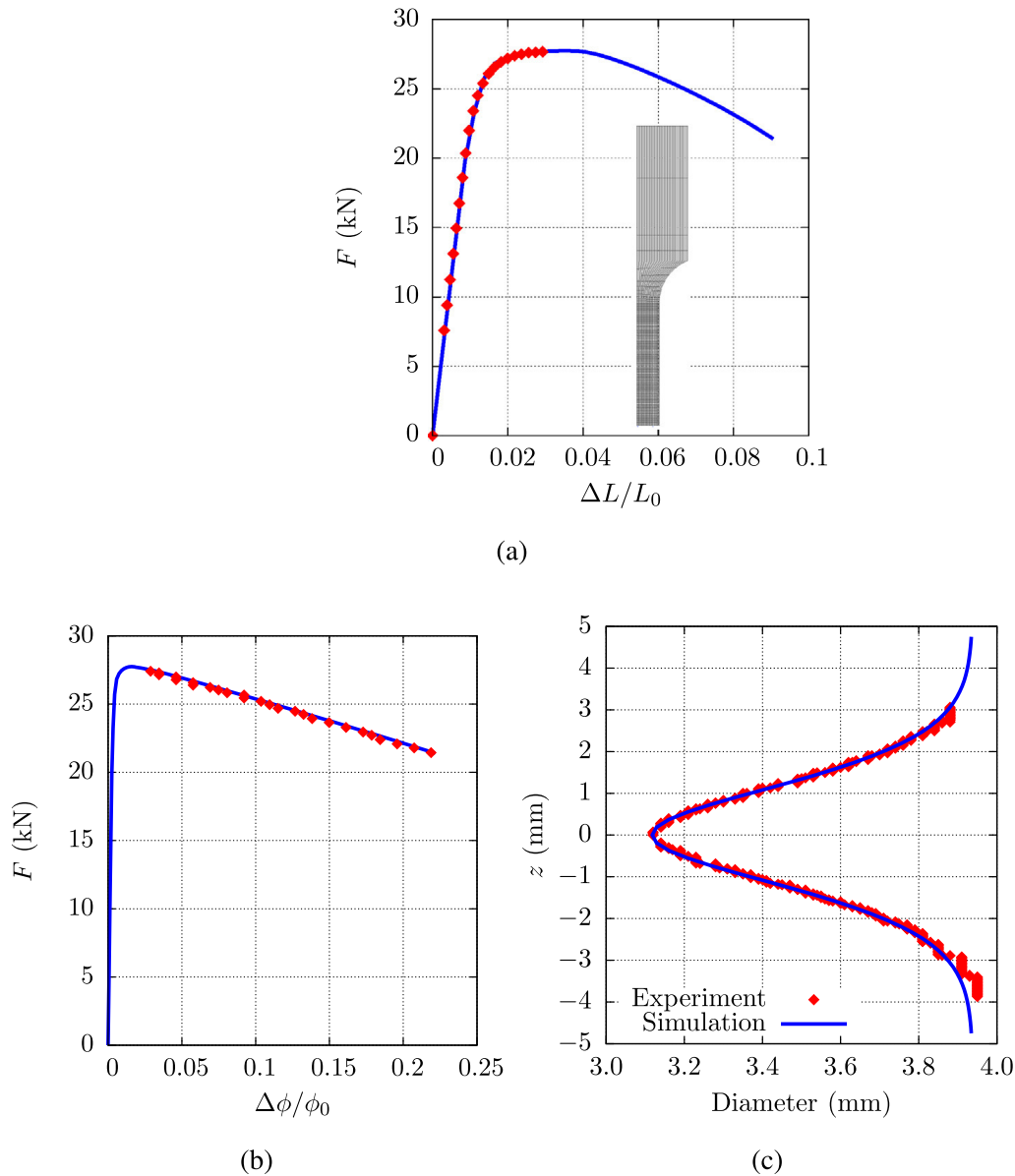
$$R(p) = R_0 + Q_1(1 - \exp(-b_1p)) + Q_2(1 - \exp(-b_2p)) + Hp \quad (4)$$

which combines two Voce type hardening laws and a linear hardening law.  $R_0$  corresponds to the yield stress. A total of 6 material coefficients ( $R_0$ ,  $Q_1$ ,  $b_1$ ,  $Q_2$ ,  $b_2$  and  $H$ ) need to be adjusted.

Several methods can be used to fit the hardening law. First the stress–strain curve up to necking can be fitted and used as an extrapolation for higher plastic strain levels. This solution is only valid for materials having a low ductility so that the failure strain is close to the necking strain. It cannot be applied to the material of this study which has a uniform elongation of about 3% (see Fig. 7a) and an area reduction at failure equal to 40% (see Fig. 7b).

Based on the seminal work of Bridgman [18,29], other methods use the measurement of the minimum diameter together with the evaluation of the radius of curvature at neck on the lateral surface to derive the flow stress as the product of the net stress (Force divided by the cross section area) and a correction factor. The radius of curvature can be estimated using an empirical equation as proposed in [29]. The methodology was extended to specimens having a rectangular cross section [30–32]. One major assumption of the Bridgman analysis is that plastic strain is uniform within the minimum cross section. A modified correction factor is proposed in [33] to account for plastic strain distribution. Very recently, the analysis of necking localization in initially uniform prismatic solids was carried out in [34]. The analysis leads, in the case of axisymmetric round bars, to a correction factor which slightly differs from that proposed by Bridgman.

The last method used to fit the hardening curve is based on an inverse method which is used to minimize the difference (so called cost function) between experimental results and finite element simulations. The computational cost may be important (in particular if 3D simulations are required) but no assumption needs to be made. This “brute force” methodology was recently employed in e.g. [22,35,36] to adjust a plasticity model used to perform finite element simulations and to evaluate a fracture criterion as in this study.



**Fig. 7.** Simulation (lines) of the ST test and comparison with experiments (symbols). (a) Force – elongation curve (comparison is performed up to necking) together with the finite element mesh used to perform the simulations, (b) Force – diameter variation (comparison is performed after onset of necking), (c) Comparison of experimental and simulated diameter profiles before failure.  $z = 0$  corresponds to the center of the neck.

In this work an inverse method is used to identify the parameters of the hardening law. The method uses a unique ST test. The cost function is constructed as a sum of two terms. The first one is based on the quadratic difference between experimental and simulated longitudinal elongation before necking. The second one is based on the cross section reduction measurement (see Section 3.2) after the onset of necking. Weight coefficients are introduced so that both terms contribute equally to the cost function. The FE mesh used for the simulation is shown in Fig. 7a. The match between simulation and experiment is shown Fig. 7a for pre-necking elongation and Fig. 7b for post-necking diameter reduction. Fig. 7c compares the experimental and simulated variations of the specimen diameter (necking profile) just before failure as a function of the axial position with very good accuracy. The optimized parameters are gathered in Table 2. Note that the ST specimen leads to the highest plastic strain at failure. Fitting the hardening law on this specimen guarantees that no extrapolation is used to simulate the behavior of the entire database.

The identified plasticity model can then be applied to simulate the behavior of the specimens of the entire database. The comparison with experiments is shown in Figs. 11 (ST and NT<sub>x</sub> specimens), 12 (plane strain specimen), 13 (Tension–Torsion specimens) and 14 (FUN<sub>x</sub> specimens). In these graphs, solid lines correspond to experimental results and dashed lines to elasto–plastic simulations. Vertical arrows correspond to the experimental failure point. In all cases, the specimens behavior is very well represented up to the failure point.

**Table 2**

Hardening law parameters obtained with the optimization procedure.

$R_0$ (MPa)	$Q_1$ (MPa)	$b_1$ –	$Q_2$ (MPa)	$b_2$ –	$H$ (MPa)
1600	189	81	509	773	236

## 5. Damage and failure

### 5.1. Observation of damage

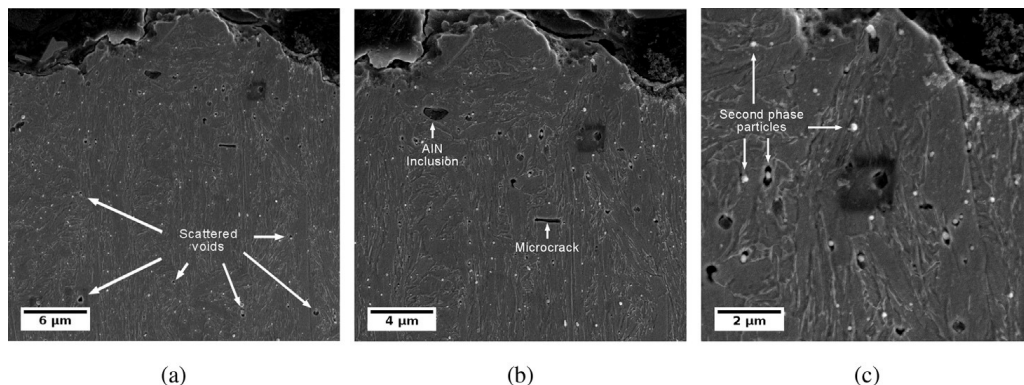
Scanning Electron Microscope (SEM) observations on longitudinal cross-sections extracted from broken specimens were performed. Samples were polished up to 1  $\mu\text{m}$  diamond and chemically etched in a Nital 2% solution in order to reveal microstructure. Observations of the unstrained and therefore undamaged material show that chemical etching does not create spurious cavities which could be misinterpreted as damage. Fig. 8 shows damage on a tensile specimen (ST) under the fracture surface at different magnifications. In the lower magnification photograph (Fig. 8a) voids nucleated at second phase particles can be observed. These voids are very small. The damage affected zone extends over about 20  $\mu\text{m}$  below the fracture surface. An AlN inclusion can be clearly seen of the photograph at intermediate magnification (Fig. 8b). This inclusion does not appear as broken although it stands very close to the fracture surface. This indicates that damage preferentially nucleates on second phase particles. A microcrack (size about 2  $\mu\text{m}$ ) parallel to the fracture surface is also observed. In the higher magnification photograph (Fig. 8c), second phase particles at the origin of damage can be observed. Their size is consistent with observations on extractive replicas shown in Fig. 1b. Similar conclusions were drawn from observations of plane strain and notch tensile specimens. Damage could not be evidenced for pure torsion specimens ( $\kappa = 0$ ).

SEM observations of fracture surfaces are shown in Fig. 9. Fracture surfaces consist in very fine dimples (about 1  $\mu\text{m}$  and less) initiated at strengthening particles (carbides and intermetallics) which are evidenced in Fig. 9d. Larger dimples (few  $\mu\text{m}$ ) are also observed (Fig. 9b and c); they are initiated on AlN particles. Void growth around these particles is limited as the ratio of the dimple size to the inclusion size is about 2. This indicates that nucleation on AlN occurs very late in the deformation process. The distance between dimples containing AlN particles is very large compared to their size so that they appear to play a very limited role on final failure which is controlled by coalescence of the fine dimples. Comparison of fractographies for specimens in which stress triaxiality is high (PE (Fig. 9a) and NT<sub>4</sub> (Fig. 9c)) with those for specimens having a lower stress triaxiality (TT<sub>0.47</sub> in Fig. 9b) shows that fine dimples are larger in the first case. Their surface density is therefore lower. It therefore appears that failure of ML340 is essentially controlled by void nucleation on fine strengthening particles followed by rapid coalescence by internal necking [37] at moderate triaxiality and possible coalescence by void shearing [38,39] at low triaxiality.

At a much lower magnification, it was also possible to identify the fracture initiation area. This is exemplified in Fig. 10 in the case of a FUN1 specimen. “River” like concentric patterns lead to the area where ductile fracture is assumed to have initiated. The sites could be identified for all specimens but for tension–torsion and plane strain samples. In TT specimens it was impossible to determine fracture initiation points as the fracture surface was damaged. For a given specimen type very little scatter is observed on the fracture initiation site localization. The position of the fracture sites will be used to validate the proposed model for fracture in the following.

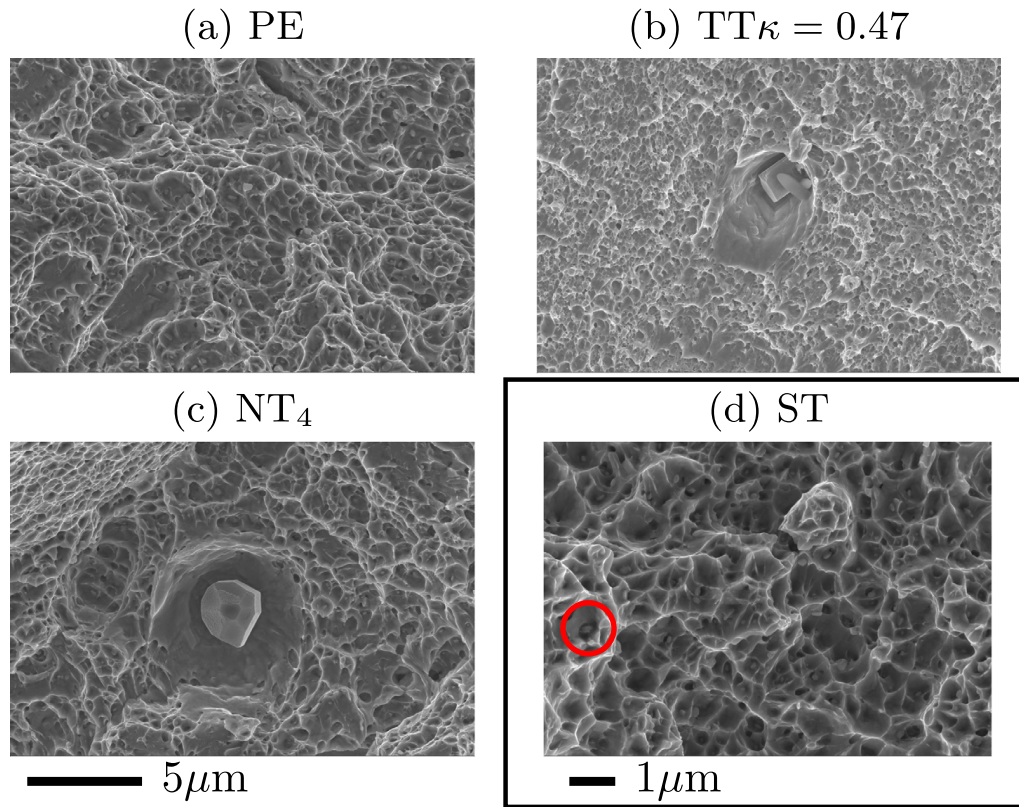
### 5.2. Fracture initiation models

In this work a fracture initiation model is proposed to describe failure for the entire test database. The proposed model is “uncoupled” so that the effect of damage on the elasto-plastic behavior is neglected. This relatively simple approach is

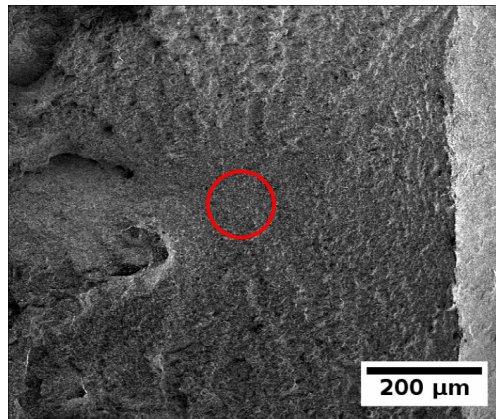


**Fig. 8.** Transversal micrography of *post-mortem* smooth tensile specimen under the fracture surface after chemical etching for different magnifications.





**Fig. 9.** Examples for fracture surfaces observed close to the fracture initiation point in various specimens. A strengthening particle is indicated by a red circle in (d) but many other ones can be found on the same photograph. (For interpretation of the references to color in this figure legend, the reader is referred to the web version of this article.)



**Fig. 10.** Ductile fracture initiation site in a FUN1 specimens.

thought to be sufficient to describe the database as (i) damage development appears to be limited to the volume close to the fracture surface so that the bulk material is unaffected, (ii) the database does not include specimens for which stable crack advance (e.g. CT specimens) is observed.

Uncoupled models for ductile fracture are briefly reviewed in the following. They are based on the definition of a damage indicator,  $D$ , which is computed by post-processing elasto–plastic FE simulations. For each material point (Gauss points in FE simulations)  $D$  is computed as for each time step,  $t$ , as:

$$D(t) = \int_0^{p(t)} W(\text{stress state}) dp \quad (5)$$

Fracture is assumed to initiate when the maximum value of  $D$  over the entire structure reaches a critical value which can be chosen equal to 1 with no loss of generality. The material point where the critical value is reached is referred to as the fracture initiation point. The fracture strain  $p_F$  is the value of the cumulated plastic strain at the fracture initiation point for the

failure initiation load step. Due to the stress state dependence of the damage evolution law,  $p_F$  does not always correspond to the maximum value of  $p$  over the entire structure. In the case of isotropic materials, as in this study, the stress state can be represented by two stress invariants. The stress triaxiality defined as:

$$T = \frac{1}{3} \frac{\sigma_{kk}}{\sigma_{eq}} \quad (6)$$

and the Lode parameter:

$$L = -3 \frac{s_2}{s_1 - s_3} \quad -1 \leq L \leq 1 \quad (7)$$

where  $s_1 \geq s_2 \geq s_3$  are the eigenvalues of the stress deviator. Note that other definitions of the Lode parameter are used in the literature [8,40]. The von Mises stress is directly related to the plastic strain level using the hardening law (Eq. (4)). The damage function  $W$  can therefore be expressed as a function of both  $T$  and  $L$ . The simple constant strain model (see e.g. [40]) corresponds to  $W = 1/p_F$ . Note that in cases where loading is monotonic (i.e. both  $T$  and  $L$  can be considered as constant)  $1/W$  corresponds to the fracture strain.

The Johnson and Cook model [7] and micromechanical fracture criteria derived from the analysis of void growth proposed in [5,6,41,42] make use of a  $W$  function which only depends on stress triaxiality. On the other hand, in the case of a model based on the maximum shear stress the damage function only depends on  $L$ .

It was however shown that fracture strain may depend on both stress triaxiality and Lode parameter [9,11,43,44]. In particular, it is shown that failure occurs at lower strains for  $L$  close to 0 (shear and plane strain) than for  $L$  close to 1 or  $-1$  (axisymmetric loading) for a given stress triaxiality. This has led to the recent development of models able to capture these trends. A multiplicative form for  $W$  (i.e.  $W = f(T) \times g(L)$ ) was proposed in [13,45] to represent failure of pipe line steels and in [12] for high elastic limit steel. The model can be interpreted as a Rice and Tracey model ( $f(T)$  function) in which void growth rate is affected by the Lode parameter as shown by [46] using simulations of voided unit cells. The model proposed by Nahshon and Hutchinson [47] is an extension of the well known fully coupled GTN model [48]. The extension consists in adding a damage growth term maximum for pure shear states (i.e.  $L = 0$ ) to the damage by void growth term. The corresponding uncoupled model can be expressed using an additive form for the  $W$  function as:  $W = f(T) + g(L)$ . More complex forms for  $W$  have been proposed in the literature. Most of them are reviewed in [49]. Among these models, the Modified Mohr–Coulomb (MMC) model [50] has been recently successfully applied to describe ductile fracture of metals [10,36,51]. The Mohr–Coulomb type models are stress based models which are *a priori* more suitable for brittle fracture than for ductile fracture. A fracture plastic strain for a given stress state can however be computed by inverting the hardening law after the failure criterion has been rewritten using the Haigh–Westergaard stress representation. The inverse of the fracture strain is then used as the  $W$  function in Eq. (5) so that the model becomes suitable to describe ductile fracture. Note that the mathematical formulation of the MMC model was supported by the micromechanical analysis of voided cells under shear/tension loading [52].

*Remark on plastically anisotropic materials:* In the case of the plastically anisotropic materials, the use of “isotropic” quantities such as stress triaxiality or Lode parameter might not be relevant to describe failure. One considers here that yielding can be described using an appropriate anisotropic stress measure  $\bar{\sigma}$  such as those proposed by Hill [53] or Barlat [54]. Micromechanical analyses [55,56] have shown that damage by void growth is in that case controlled by a modified stress triaxiality defined as:  $T^* = 1/3 \sigma_{kk}/\bar{\sigma}$  which should be used in lieu of  $T$ . The Lode dependence of ductile fracture is possibly connected to the fact that strain and damage localization is favored in cases where one eigenvalue of the deformation is null which corresponds for instance to shear and standard plane strain loading. The states most resistant to localization are those of axisymmetric extension [57]. The need for Lode parameter dependence in the failure models could be caused by the inability to capture very fine localization bands within the material in particular if plasticity models without damage are used [36]. This idea is supported by experimental results reported in [21] which show for a 6061-T6 aluminum alloy that the Lode parameter dependence is not observed provided local strains are measured using either fine grids or average grain deformation. It is therefore proposed to use the following definition of the Lode parameter:

$$L^* = -3 \frac{\dot{p}_2}{\dot{p}_1 - \dot{p}_3} \quad (8)$$

where  $\dot{p}_1 \geq \dot{p}_2 \geq \dot{p}_3$  are the eigenvalues of the plastic strain rate tensor. Note that this definition of a Lode variable is used in the seminal work by Rice and Tracey [41] on void growth in plastic solids. It has a small influence on growth rate which is very often neglected. As the plastic strain rate tensor is obtained from the normality rule,  $L^*$  is a function of the stress state. In particular in the case of von Mises materials, the plastic strain rate tensor is proportional to the stress deviator and  $L^* = L$ . Failure of isotropic materials described using Tresca or Hosford [58,59] criteria should also be preferentially modeled using  $T^*$  and  $L^*$ . The case of materials exhibiting anisotropic failure properties (see e.g. [44,60,61]) is a more complex case which is not discussed here.



### 5.3. Elasto-plastic simulations

All specimens were simulated with the finite element method using the in-house ZSET software [62] using a fully implicit time integration scheme. As ductile rupture is always accompanied by large deformations, a finite strain formalism must be used. In this work the treatment of finite strains is based on the use of a co-rotational reference frame which allows keeping a standard additive strain rate decomposition [63].

Axisymmetric specimens were modeled using quadratic squares and 3D specimens using quadratic hexaedra in areas where damage initiation is likely to occur. In both cases, reduced Gauss integration was used as it allows avoiding spurious pressure fluctuations which could lead to poor damage evaluation. For each test geometry, it was checked that meshing was fine enough to obtain a converged value for the maximum damage in the specimen. Note that in the case of cracked specimens, which are out of the scope of this work, convergence can hardly be achieved due to severe stress and strain gradients at crack tip. In addition a material length scale should be introduced to describe toughness. As the material constitutive equations do not introduce damage softening, the use of so called “non-local” models (see e.g. [64–66] in the case of ductile fracture) is not required. A solution could be to use the mean value of the plastic strain and/or stress tensor in a spherical material volume consisting of several elements as proposed in [67,68] in the case of brittle fracture. The mean values are then used to evaluate the failure criterion. In this work, specimens do not exhibit severe gradients so that a standard purely “local” evaluation procedure for  $D$  can be applied.

### 5.4. Proposed fracture initiation model

In this work, the multiplicative and additive formulations of the model were tried to fit the fracture database. It was found that an additive form provided the best fit.  $W(T, L)$  is then expressed as:  $W(T, L) = f(T) + g(L)$ . In the following the  $f(T)$  is assumed to obey well established forms corresponding to Rice–Tracey/Johnson–Cook models.  $g(L)$  is then a corrective factor added to the original models to account for the effect of the Lode parameter. As mentioned above this approach is consistent with the strongly coupled model developed in [47]. The use of a Mohr–Coulomb type model was not tried in this work. The  $g$  function is assumed to be even and is such that it is maximum for  $L = 0$  and equal to 0 for  $L = \pm 1$ . Unit cell calculations [58] have shown that strain to failure may depend on the sign of the Lode parameter with ductility being lower for  $L = -1$  than for  $L = 1$ . In this work, a possible asymmetry of the  $W$  function was not envisaged as  $L$  is always positive in the case of the present database. The proposed function reads:

$$W = a \exp(bT) + c(1 - |L|^d) \quad (9)$$

An optimization software is used to tune the model parameters ( $a$ ,  $b$ ,  $c$  and  $d$ ) using the Levenberg–Marquardt algorithm. Elasto-plastic simulations of tested specimens,  $i = 1, \dots, N$ , are post-processed up to the experimental failure point as recorded by the extensometer. The maximum value of damage over the specimen,  $D_i^{\max}$ , is computed for this time step. The cost function is then defined as:

$$\mathcal{C} = \sum_{i=1}^N (D_i^{\max} - 1)^2 \quad (10)$$

as  $D^{\max} = 1$  corresponds to failure of the specimen.

First, axisymmetric specimens (ST, NT<sub>4,10</sub>) were used to optimize parameters  $a$  and  $b$  as  $L = 1$  at the experimental fracture initiation point for these specimens. NT<sub>2</sub> specimen was not used as fracture did not initiate at the center of the specimen in this case (see below). The fitted model (with  $c = d = 0$ ) corresponds to a Rice–Tracey/Johnson–Cook model and is referred to as RT in the following. In the case of the Johnson–Cook model,  $f$  is actually expressed as:  $f(T) = a' + a \exp(bT)$  [40] which adds a material parameter ( $a'$ ). It was found that the test database could be fitted assuming  $a' = 0$ .  $c$  was then fitted using pure torsion tests (TTκ = 0,  $L = 0$ ) only. Finally,  $d$  was fitted on the entire database. Note that the additive formulation for  $W$  allows proposing a simple identification strategy provided specimens for which  $L = 0$  and  $L = 1$  are available. Following [47], a Gaussian form for the function  $g$  was also tried however a better fit of the database could be obtained with the proposed formulation. The resulting parameters for the fracture initiation model are gathered in Table 3. Note the relatively high value of parameter  $b = 4.44$  describing the dependence of ductility on stress triaxiality. It does not correspond to a dependence corresponding to pure void growth controlled ductility for which  $b \approx 1.5$  [41]. The triaxiality dependent term of  $W$  therefore possibly represents both nucleation and coalescence as does the Lode parameter dependent term.

**Table 3**

Optimized parameters for the damage model.

$a$	$b$	$c$	$d$
0.10	4.44	4.24	1.40

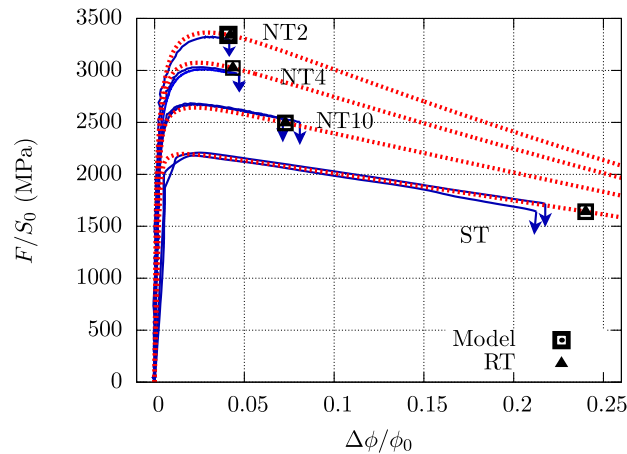


Fig. 11. Plasticity and failure of smooth (ST) and notched (NT) specimens.

### 5.5. Model assessment: macroscopic failure

In this section predicted and experimental macroscopic failure points on the various load–displacement curves are compared. In all cases, a very good agreement is found when comparing experimental and simulated curves. Results for axisymmetric specimens are first shown in Fig. 11. Red dashed curves correspond to elasto–plastic simulations. Solid blue curves correspond to the recorded experimental responses with the failure point indicated by an arrow. Failure prediction using the Rice and Tracey model formalism only (RT) is marked by  $\blacktriangle$ . The model is applied using values for  $a$  and  $b$  given in Table 3. Failure prediction using the full model incorporating the dependence on both  $T$  and  $L$  is marked by  $\blacksquare$ . The Lode parameter for ST, NT<sub>4,10</sub> specimens is strictly equal to 1 as the fracture initiation point lies on the axis of symmetry. Therefore both fracture models coincide in that case. As the Lode parameter remains close to 1 for the NT<sub>2</sub> specimen the difference between both models remains very small.

Fig. 12 compares experiment and simulation for plane strain (PE) specimens for which  $L$  is close to zero. In that case, the difference between the failure prediction for the RT model and for the proposed model are larger evidencing a strong influence of the Lode parameter on fracture initiation.

Results for traction–torsion specimens are shown in Fig. 13 for all values of the  $\kappa$  parameter. For these specimens triaxiality is less than 0.2 and the Lode parameter less than 0.6 using Eq. (2) with  $\kappa = 1.4$ . Consequently, failure predictions using both models strongly differ as the RT model largely overestimates actual failure. This clearly evidences the large effect of Lode parameter on failure. The rotation angle at failure ( $\theta_F$ ) is however maximum for  $\kappa = 0$  ( $L = 0$ ,  $\theta_F = 10^\circ$ ). For higher values of  $\kappa$ ,  $\theta_F$  is constant (about  $6^\circ$ ). However the local plastic strain at failure,  $p_F$ , is higher for tests with  $\kappa > 0$  as will be shown below (Fig. 13). This is caused by the elongation of the specimen.

Results for flat notched specimens (FUN) are shown in Fig. 14. The loading path in these specimens is more complex with intermediate values for the Lode parameter. The FUN specimens are then used to validate the approach. The agreement between model predictions and experiments is also very good. The difference between the RT model and the complete model is larger in the case of the FUN4 specimens which has the lowest  $L$  parameter.

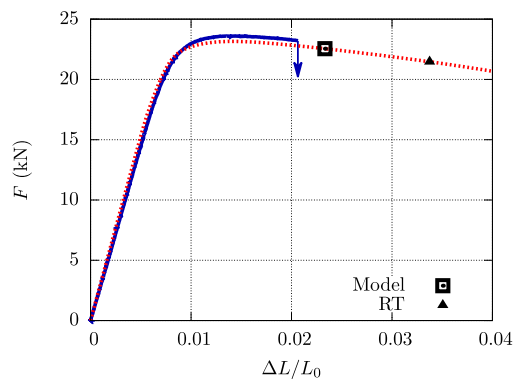


Fig. 12. Plasticity and failure of plane strain (PE) specimens.

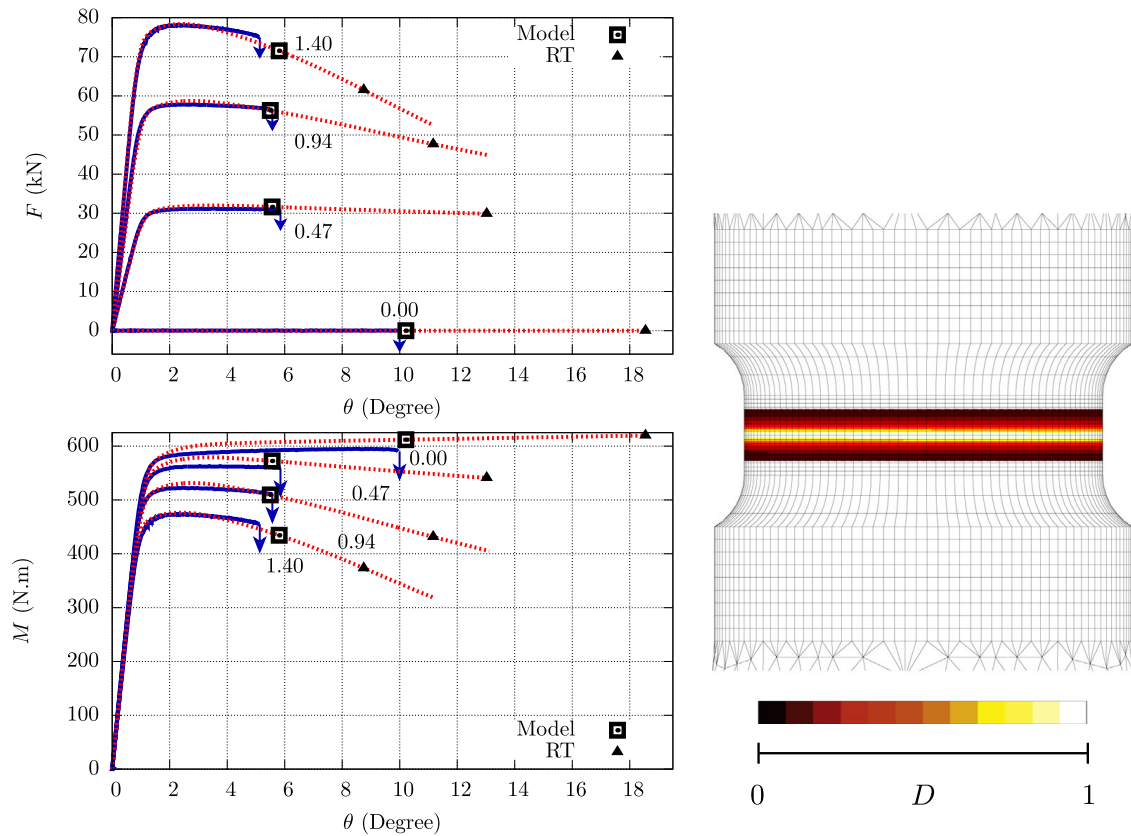


Fig. 13. Plasticity and failure of Traction-Torsion (TT) specimens. The FE mesh together with the damage map is also shown.

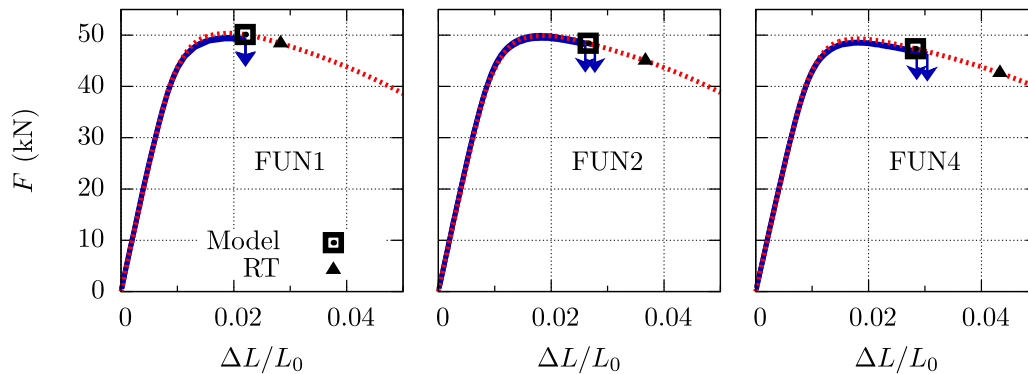
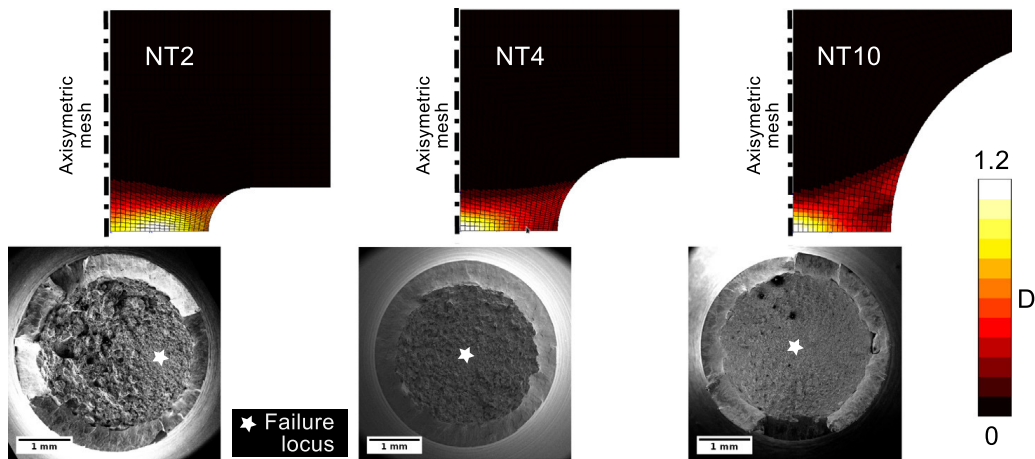


Fig. 14. Plasticity and failure of FUN specimens.

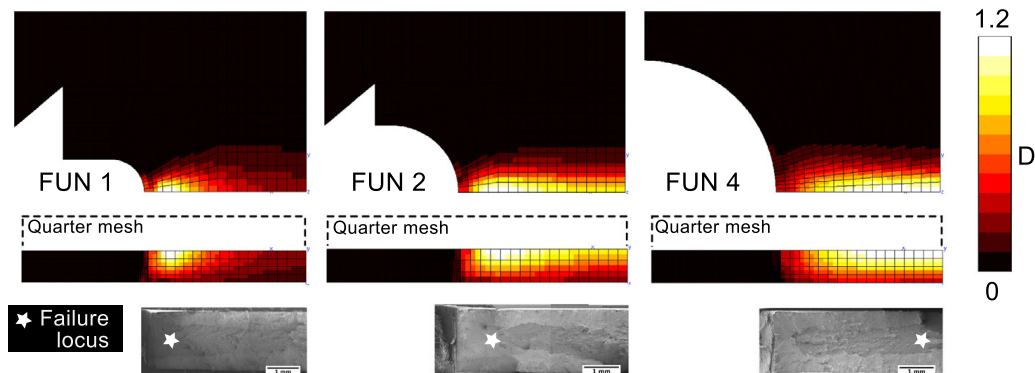
### 5.6. Model assessment: Fracture initiation point

Fracture initiation points (FIP) can be used to further validate the proposed model. Fig. 15 compares the location of the FIP observed on SEM fractographies with the computed damage distribution at the experimental failure load step. The position of the maximum computed damage closely corresponds to the observed FIP showing the good agreement between experiments and simulations. In particular the fact that fracture does not initiate from the center of the NT<sub>2</sub> specimen is well reproduced. Note that this is also the case when using the RT model. This fracture location can be explained by the fact that the local plastic strain at failure is in that case small (about 5%) so that stress/strain redistribution due to plasticity in the notch area has not reached a stabilized state. A higher ductility would lead to fracture initiation at the center of the specimen. Similar comparisons for FUN specimens are shown in Fig. 16. A very good agreement is also found in this case. As already reported above, FIP could not be identified on TT. Simulations indicate that fracture initiate from the outer diameter at the center of the specimen where plastic strain is maximum (see Fig. 13).

In tensile specimens (ST) fracture initiates from the center as predicted by the fitted model. Fracture location is however very sensitive to the value of parameter  $d$ . Fig. 17 shows the variation of damage along the radius of the specimen for the load



**Fig. 15.** Comparison of experimental failure initiation points (stars) observed for NT specimens on SEM fractographs and damage distribution computed for the experimental failure load step.



**Fig. 16.** Comparison of experimental failure initiation points (stars) observed for FUN specimens on SEM fractographs and damage distribution computed for the experimental failure load step.

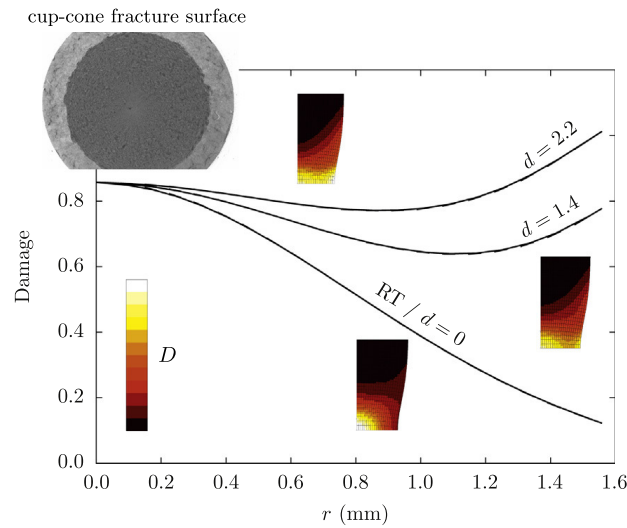
step corresponding to experimental failure. The plot is shown for different values of  $d$ . After the onset of necking, stress triaxiality raises at the center of the specimen. Necking also leads to a decrease of the Lode parameter close to the outer diameter. Depending of the value of  $d$ , FIP can be predicted at different locations. For  $d = 0$  (RT model), failure is predicted at the center. For  $d = 1.4$  (fitted value), failure is still predicted at the center but the damage gradient along the diameter is much less pronounced. For  $d = 2.2$  failure is predicted at the outer surface. This indicates that considering FIP in the fitting procedure can largely improve parameters adjustment and model predictions.

### 5.7. Model assessment: loading path to fracture

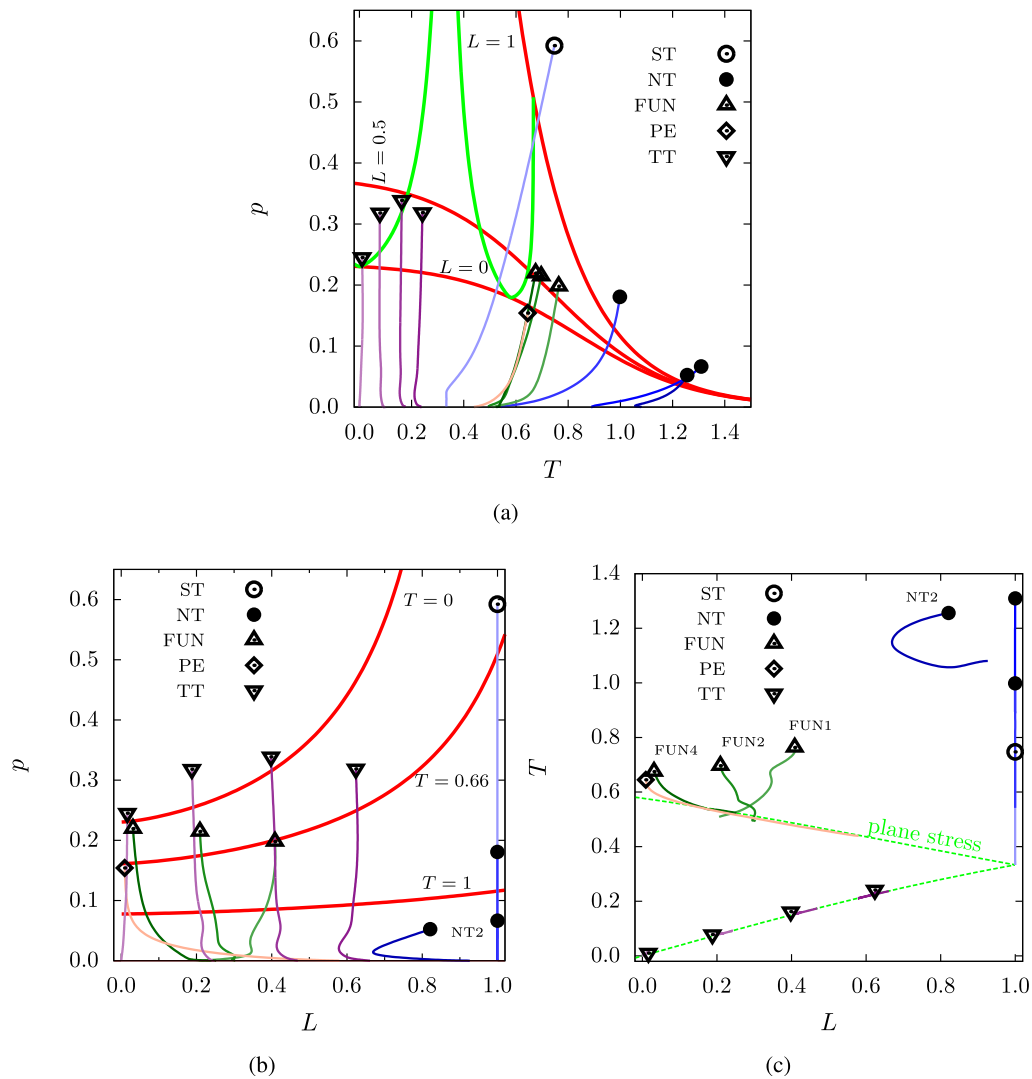
Loading paths to fracture are defined in the  $(T, L, p)$  3D space [49]. They are shown for all specimens in Fig. 18 as 2D projections on the  $(T, p)$  (Fig. 18a),  $(L, p)$  (Fig. 18b) and  $(L, T)$  (Fig. 18c) planes. Failure is indicated by symbols. Each symbol corresponds to a specimen type.

In the  $(T, p)$  plane, red lines correspond to ductility as a function of triaxiality for given values of Lode parameter  $L = 0, 0.5$  and 1. The green curve corresponds to the plane stress failure locus for which  $L$  and  $T$  are related (see Fig. 18c). This curve has two minima corresponding to  $L = 0$  for shear ( $T = 0$ ) and plane strain ( $T = 1/\sqrt{3}$ ). These curves therefore correspond to the failure locus for a given constant stress state. In particular, the model predicts a very high ductility for pure tension ( $T = 1/3$ ),  $p_F = 1/a \exp(-b/3) = 2.2$ , which is reduced to  $p_F = 0.6$  due to the increase of triaxiality caused by necking. TT tests ( $\nabla$ ) are loaded with a constant stress triaxiality. For all other specimens triaxiality tends to increase due to both necking and stress redistribution. For this reason, ST ( $\circ$ ) and NT ( $\bullet$ ) specimens fail for a plastic strain higher than the one given by the  $L = 1$  failure locus. FUN specimen ( $\Delta$ ) all fail close to the  $L = 0.5$  failure locus. The graph also clearly evidences that ductility strongly depends on the Lode parameter. Considering, as already discussed above, that the Lode parameter dependence of failure is related to an easier strain localization for  $L = 0$ , the very low hardening rate of ultra-high strength materials could further enhance this effect thus explaining the observed trends [69].

In the  $(L, p)$  plane, red lines correspond to ductility as a function of Lode parameter for given values of triaxiality  $T = 0, 0.66$  and 1. Most of the specimens are loaded with an almost constant value for  $L$  except plane strain ( $\diamond$ ) and FUN4



**Fig. 17.** Computed damage profiles at the experimental failure loading step for ST specimens for different values of  $d$ .



**Fig. 18.** Loading history at the fracture initiation points plotted in the  $(T, p)$ ,  $(L, p)$  and  $(L, T)$  planes. Failure is indicated by symbols. Each symbol corresponds to a specimen type. (a)  $(T, p)$  plane: red lines corresponds to fixed values of the Lode parameter ( $L = 0$ ,  $L = 0.5$  and  $L = 1$ ). The green curve corresponds to the plane stress fracture locus which exhibits two minima for shear ( $T = 0$ ) and plane strain ( $T = 1/\sqrt{3}$ ). (b)  $(L, p)$  plane: red lines corresponds to fixed values of the stress triaxiality ( $T = 0$ ,  $0.66$  and  $1$ ). (c)  $(L, T)$ ; the green dashed line corresponds to the plane stress state. (For interpretation of the references to color in this figure legend, the reader is referred to the web version of this article.)



specimens ( $\Delta$ ). NT<sub>2</sub> specimens ( $\bullet$ ), in which failure does not initiate from the center of the notch, still keeps a high value of the Lode parameter ( $>0.7$ ).

In the  $(L, T)$  plane, the dashed green curve corresponds to the plane stress state. Loading paths of all TT specimens ( $\nabla$ ) lie on this curve as fracture is predicted to initiate at the outer diameter of the specimens. Loading paths of ST ( $\circ$ ), FUN ( $\Delta$ ) and plane strain ( $\diamond$ ) starts from this curve but rapidly deviate to reach higher triaxiality levels due to necking.

### 5.8. Model validity

The proposed model was adjusted for stress triaxialities between 0 and 1.4 and a Lode parameter between 0 and 1. Considering the phenomenological nature of the model, it should only be used for stress states for which it was identified. It is however interesting to evaluate the predictions of the model for stress states outside the interval used for fitting.

At high triaxiality, damage growth is dominated by triaxiality (as  $f(T) \gg g(L)$ ) so that ductility becomes independent on Lode parameter as evidenced in Fig. 18a for  $T > 1.2$ . A similar trend is obtained using the Nahshon and Hutchinson [47] approach. This trend appears to be consistent with the fact that at high triaxialities ductile damage is controlled by void growth. In particular, failure of plane strain cracked specimens ( $L = 0$ ) such as Compact Tension samples (CT) can be modeled together with axisymmetric notched ( $L = 1$ ) bars without introducing a Lode parameter dependence for the damage rate (see e.g. [70]). Note that the MMC model and models using a multiplicative form for  $W$  keep a Lode parameter dependence at high triaxialities.

At negative triaxialities, the proposed model leads to very different results depending of the Lode parameter. On the one hand, ductility strongly increases for  $L = 1$  with decreasing triaxiality. For  $T = -1/3$ , the computed failure strain becomes very high ( $p_F = 44$ ) which is consistent with the observation reported in [71] based on the analysis of axisymmetric tensile tests under hydrostatic pressure by Bridgman [18] that fracture never occurs for triaxialities below  $-1/3$ . On the other hand, failure strain becomes constant at negative triaxialities for  $L = 0$  ( $p_F = 1/d = 0.25$ ) whereas the MMC model predicts that ductility increases with decreasing triaxialities (see e.g. [50]). However experimental data corresponding to this particular case ( $L = 0$ ,  $T < 0$ ) are missing.

As  $L > 0$  for the entire experimental database, the  $g(L)$  function was assumed to be even. A possible dissymmetry could be modeled adding a corrective factor to the function which could be written as:  $g(L) = c(1 - |L|^d) + c'(1 - L)^{d'}$  so that ductility is maximum for  $L = 1$ . Two model parameters have to be added ( $c'$  and  $d'$ ).

## 6. Conclusions

The effect of stress state on the onset of ductile fracture in ML340 is studied by testing various types of specimens including tension–torsion (TT) tubular specimens with a stocky gage section, standard tensile tests (ST), axisymmetric notched bars (NT) and flat notched bars (FUN). This experimental program allows covering stress states with a triaxiality between 0 and 1.4 and a Lode parameter between 0 and 1. The plastic response of the material is described using von Mises plasticity with isotropic hardening. The flow curve is identified using a single tensile test for which diameter reduction up to failure was recorded using a camera. The identified law allows reproducing the entire test database with very good accuracy.

Examination of fracture surfaces shows that failure is essentially controlled by the coalescence of very small voids nucleated at strengthening particles. Fracture initiation points could be determined for ST, NT and FUN specimens. Elasto-plastic simulations are used to determine the loading path to fracture for all specimens. A simple ductile failure initiation model is proposed. Ductility is assumed to depend on both stress triaxiality and Lode parameter. The damage function  $W$  is expressed as the sum of one triaxiality dependent term and a Lode parameter dependent term. The use of an additive formulation for  $W$  allows proposing a simple identification strategy provided specimens for which  $L = 0$  and  $L = 1$  are available. The model is able to well represent fracture of the entire database in terms of load and displacement at fracture as well as fracture initiation points. It is shown that fracture of ML340<sup>TM</sup> strongly depends on the Lode parameter. Combined tension–torsion tests have clearly evidenced that ductility reaches a local minimum under pure shear for plane stress conditions. Ductility under pure shear is also much reduced when compared to tensile tests despite necking and significant increase of triaxiality in these specimens. A possible cause for this strong dependence could be the very low hardening rate in ultra-high strength steels which could lead to very localized bands which can neither be precisely measured nor simulated using standard FE procedures.

## Acknowledgments

Mechanical and material experts from Safran Aircraft Engines, Safran Helicopters Engines and Safran Landing Systems involved in this project are thanked for valuable discussions.

## References

- [1] Lee LHN, Ades CS. Plastic torsional buckling strength of cylinders including the effects of imperfections. J Aeronaut Sci 1957;24(4):241–8. , <<https://arc.aiaa.org/doi/10.2514/8.3820>> .
- [2] Ades CS. Bending strength of tubing in the plastic range. J Aeronaut Sci 1957;24(8):605–10. , <<http://arc.aiaa.org/doi/abs/10.2514/8.3916>> .

- [3] Boyce BL, Kramer SLB, Fang HE, Cordova TE, Neilsen MK, Dion K, et al. The sandia fracture challenge: blind round robin predictions of ductile tearing. *Int J Fract* 2014;186(1):5–68.
- [4] Boyce BL, Kramer SLB, Bosiljevac TR, Corona E, Moore JA, Elkhodary K, et al. The second sandia fracture challenge: predictions of ductile failure under quasi-static and moderate-rate dynamic loading. *Int. J. Fract.* 2016;198(1):5–100. , <<https://link.springer.com/article/10.1007/s10704-016-0089-7>> .
- [5] Beremin FM. Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 steel. *Metal Trans A* 1981;12A:723–31.
- [6] Le Roy G, Embury JD, Edwards G, Ashby MF. A model of ductile fracture based on the nucleation and growth of voids. *Acta Metall* 1981;29(8):1509–22. , <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616081901851>> .
- [7] J GR, C WH. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Eng Fract Mech* 1985;21(1):31–48.
- [8] Lode W. Versuche über den Einfluß der mittleren Hauptspannung auf das Fließen der Metalle Eisen, Kupfer und Nickel. *Zeitschrift für Physik* 1926;36:913–39. , <<http://adsabs.harvard.edu/abs/1926ZPhy...36..913L>> .
- [9] Bai Y, Wierzbicki T. A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. *Int J Plast* 2008;24(6):1071–96.
- [10] Dunand M, Mohr D. 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. *J Mech Phys Solids* 2011;59(7):1374–94. , <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0022509611000688>> .
- [11] Faleskog J, Barsoum I. Tension-torsion fracture experiments–part i: experiments and a procedure to evaluate the equivalent plastic strain. *Int J Solids Struct* 2013;50(25):4241–57. , <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768313003454>> .
- [12] Cao T-S, Gachet J-M, Montmitonnet P, Bouchard P-O. A Lode-dependent enhanced Lemaitre model for ductile fracture prediction at low stress triaxiality. *Eng Fract Mech* 2014;124:80–96. , <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794414000952>> .
- [13] Cortese L, Coppola T, Campanelli F, Campana F, Sasso M. Prediction of ductile failure in materials for onshore and offshore pipeline applications. *Int J Damage Mech* 23(1) <<http://ijd.sagepub.com/content/23/1/104>>
- [14] Ferrer L, Heritier P. Method for producing martensitic steel with mixed hardening,. Patent CA2766779 A1 – Snecma <<http://www.google.mk/patents/CA2766779A1>> .
- [15] Ferrer L. Cryogenic treatment of martensitic steel with mixed hardening, Patent CA2777034 A1 – Snecma <<https://patentscope.wipo.int/search/en/detail.jsf?docId=WO2011001126>> .
- [16] Morito S, Ohba T, Das AK, Hayashi T, Mai Y. Effect of solution carbon and retained austenite films on the development of deformation structures of low-carbon lath martensite. *ISIJ Int* 2013;53(12):2226–32.
- [17] Abdesselam H, Crépin J, Pineau A, Rouffie A-L, Gaborit P, Menut-Tournadre L, et al. On the crystallographic, stage I-like, character of fine granular area formation in internal fish-eye fatigue cracks. *Int J Fatigue* 2018;106:132–42.
- [18] Bridgman PW. Studies in large plastic flow and fracture with a special emphasis on the effects of hydrostatic pressure. Harvard University Press; 1964.
- [19] Mackenzie A, Hancock J, Brown D. On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high strength steels. *Eng Fract Mech* 1977;9:167–88.
- [20] Graham SM, Zhang T, Gao X, Hayden M. Development of a combined tension-torsion experiment for calibration of ductile fracture models under conditions of low triaxiality. *Int J Mech Sci* 2012;54(1):172–81. , <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S002074031100230X>> .
- [21] Haltom S, Kyriakides S, Ravi-Chandar K. Ductile failure under combined shear and tension. *Int J Solids Struct* 2013;50(10):1507–22. , <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0020768312005203>> .
- [22] Papasidero J, Doquet V, Mohr D. Ductile fracture of aluminum 2024-t351 under proportional and non-proportional multi-axial loading: Bao-wierzbicki results revisited. *Int J Solids Struct* 2015;69–70:459–74. , <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768315002164>> .
- [23] Rosa GL, Mirone G, Risitano A. Effect of stress triaxiality corrected plastic flow on ductile damage evolution in the framework of continuum damage mechanics. *Eng Fract Mech* 2001;68(4):417–34. , <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794400001090>> .
- [24] Majzoobi GH, Fariba F, Pipelzadeh M, Hardy S. A new approach for the correction of stress-strain curves after necking in metals. *J Strain Anal Eng Des* 2015;50(2):125–37. , <<http://journals.sagepub.com/doi/abs/10.1177/0309324714555384>> .
- [25] Mirone G, Corallo D. Stress-strain and ductile fracture characterization of an 100× anisotropic steel: experiments and modelling. *Eng Fract Mech* 2013;102:118–45. , <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794413000787>> .
- [26] Rekiw W, Ancelet O, Gardin C. Identification of the gradient of mechanical properties in electron beam welded joints of thick Al6061-T6 plate. In: Proceedings of the ASME pressure vessels and piping conference, 2016; 2016, vol 5. p. V005T09A014 <<https://doi.org/10.1115/PVP2016-63451>> .
- [27] Ancelet O, Chapuliot S. Tensile characterization of narrow gap bimetallic weld ferritic-austenitic steel with a new measurement system for tensile testing. In: Proceedings of the asme pressure vessels and piping conference, 2016, vol 6B; 2016, p. V06BT06A017 <<https://doi.org/10.1115/PVP2016-63637>> .
- [28] Hosford W. Generalized isotropic yield criterion. *J Appl Mech* 1972;39(2):607–9.
- [29] Bridgman P. Studies in large plastic flow and fracture. McGraw-Hill; 1952.
- [30] Zhang Z, Hauge M, Odegard J, Thaulow C. Determining material true stress-strain curve from tensile specimens with rectangular cross-section. *Int J Solids Struct* 1999;36(23):3497–516. , <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S002076839800153X>> .
- [31] Scheider I, Brocks W, Cornec A. Procedure for the determination of true stress-strain curves from tensile tests with rectangular cross-section specimens. *J Eng Mater Technol* 2004;126(1):70–6. doi: <https://doi.org/10.1115/1.1633573>.
- [32] Choung JM, Cho SR. Study on true stress correction from tensile tests. *J Mech Sci Technol* 2008;22(6):1039–51. , <<http://link.springer.com/10.1007/s12206-008-0302-3>> .
- [33] Mirone G. A new model for the elastoplastic characterization and the stress-strain determination on the necking section of a tensile specimen. *Int J Solids Struct* 2004;41(13):3545–64. , <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768304000587>> .
- [34] Audoly B, Hutchinson JW. Analysis of necking based on a one-dimensional model. *J Mech Phys Solids* 2016;97:68–91.
- [35] Kamaya M, Kawakubo M. A procedure for determining the true stress-strain curve over a large range of strains using digital image correlation and finite element analysis. *Mech Mater* 2011;43(5):243–53. , <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167663611000238>> .
- [36] Mohr D, Marcadet S. Micromechanically-motivated phenomenological hosford-coulomb model for predicting ductile fracture initiation at low stress triaxialities. *Int J Solids Struct* 2015;67–68:40–55.
- [37] Thomason PF. Three-dimensional models for the plastic limit-loads at incipient failure of the intervoid matrix in ductile porous solids. *Acta Metall* 1985;33(6):1079–85.
- [38] Tvergaard V. Behaviour of porous ductile solids at low stress triaxiality in different modes of deformation. *Int J Solids Struct* 2015;28–34.
- [39] Danas K, Ponte-Castaneda P. A finite-strain model for anisotropic viscoplastic porous media: II – applications. *Euro J Mech/A* 2009;28(3):402–16.
- [40] Wierzbicki T, Bao Y, Lee Y, Bai Y. Calibration and evaluation of seven fracture models. *Int J Mech Sci* 2005;47(4–5):719–43.
- [41] Rice JR, Tracey DM. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *J Mech Phys Solids* 1969;17(3):201–17. , <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022509669900337>> .
- [42] Decamp K, Bauvineau L, Besson J, Pineau A. Size and geometry effects on ductile rupture of notched bars in a C–Mn steel: experiments and modelling. *Int J Fract* 1997;88(1):1–18.
- [43] Bao Y, Wierzbicki T. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. *Int J Mech Sci* 2004;46(1):81–98.
- [44] Luo M, Dunand M, Mohr D. Experiments and modeling of anisotropic aluminum extrusions under multi-axial loading - part II: ductile fracture. *Int J Plast* 2012;32–33:36–58.
- [45] Cortese L, Coppola T, Campanelli F, Broggiato G. A  $J_2$ – $J_3$  approach in plastic and damage description of ductile materials. *Int J Damage Mech* 2016;25(2):228–50.
- [46] Zhang K, Bai J, Francois D. Numerical analysis of the influence of the lode parameter on void growth. *Int J Solids Struct* 2001;38(32–33):5847–56.
- [47] Nahshon K, Hutchinson J. Modification of the Gurson model for shear failure. *Euro J Mech/A* 2008;27(1):1–17. , <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0997753807000721>> .



- [48] Tvergaard V, Needleman A. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metall* 1984;32(1):157–69.
- [49] Bai Y, Wierzbicki T. A comparative study of three groups of ductile fracture loci in the 3d space. *Eng Fract Mech* 2015;135:147–67.
- [50] Bai Y, Wierzbicki T. Application of extended Mohr–Coulomb criterion to ductile fracture. *Int J Fract* 2010;161(1):1–20. , <<http://link.springer.com/10.1007/s10704-009-9422-8>> .
- [51] Gu G, Mohr D. Anisotropic Hosford–Coulomb fracture initiation model: theory and application. *Eng Fract Mech* 2015;147:480–97.
- [52] Dunand M, Mohr D. Effect of lode parameter on plastic flow localization after proportional loading at low stress triaxialities. *J Mech Phys Solids* 2014;66:133–53.
- [53] Hill R. The mathematical theory of plasticity. Oxford: Clarendon Press; 1950.
- [54] Barlat F, Lege D, Brem J. A six-component yield function for anisotropic materials. *Int J Plast* 1991;7:693–712.
- [55] Benzerga A, Besson J. Plastic potentials for anisotropic porous solids. *Euro J Mech/A* 2001;20A(3):397–434.
- [56] Shinohara Y, Madi Y, Besson J. Anisotropic ductile failure of a high-strength line pipe steel. *Int J Fract* 2016;197:127–45.
- [57] Needleman A, Rice J. Limits to ductility set by plastic flow localization. In: Koistinen DP et al., editors. *Mechanics of sheet metal forming*. Plenum Publishing Corporation; 1978. p. 237–67.
- [58] Dæhli L, Morin D, Børvik T, Hopperstad O. Influence of yield surface curvature on the macroscopic yielding and ductile failure of isotropic porous plastic materials. *J Mech Phys Solids* 2017;107:253–83.
- [59] Cazacu O, Revil-Baudard B, Chandola N, Kondo D. New analytical criterion for porous solids with tresca matrix under axisymmetric loadings. *Int J Solids Struct* 2014;51:861–74.
- [60] Benzerga A, Besson J, Pineau A. Anisotropic ductile fracture Part I: experiments. *Acta Mater* 2004;52:4623–38.
- [61] Benzerga A, Besson J, Pineau A. Anisotropic ductile fracture Part II: theory. *Acta Mater* 2004;52:4639–50.
- [62] Besson J, Foerch R. Large scale object-oriented finite element code design. *Comp Meth Appl Mech Eng* 1997;142:165–87.
- [63] Sidoroff F, Dogui A. Some issues about anisotropic elastic-plastic models at finite strain. *Int J Solids Struct* 2001;38:9569–78.
- [64] Mediavilla J, Peerlings R, Geers M. An integrated continuous-discontinuous approach towards damage engineering in sheet metal forming processes. *Eng Fract Mech* 2006;73(7):895–916.
- [65] Lorentz E, Besson J, Cano V. Numerical simulation of ductile fracture with the Rousselier constitutive law. *Comp Meth Appl Mech Eng* 2008;197(21–24):1965–82.
- [66] Linse T, Hütter G, Kuna M. Simulation of crack propagation using a gradient-enriched ductile damage model based on dilatational strain. *Eng Fract Mech* 2012;95:13–28.
- [67] Kroon M, Faleskog J. A probabilistic model for cleavage fracture with a length scale influence of material parameters and constraint. *Int J Fract* 2002;118:99–118.
- [68] Faleskog J, Kroon M, Öberg H. A probabilistic model for cleavage fracture with a length scale - parameter estimation and predictions of stationary crack experiments. *Eng Fract Mech* 2004;71(1):57–79.
- [69] Marcadet S, Mohr D. Critical hardening rate model for predicting path-dependent ductile fracture. *Int J Fract* 2016;200:77–98.
- [70] Tanguy B, Luu T, Perrin G, Pineau A, Besson J. Plastic and damage behavior of a high strength X100 pipeline steel: experiments and modelling. *Int J Press Vess Pip* 2008;85(5):322–35.
- [71] Bao Y, Wierzbicki T. On the cut-off value of negative triaxiality for fracture. *Eng Fract Mech* 2005;72(7):1049–69. , <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794404001869>> .

ANNEXE D. ARTICLE "DUCTILE FRACTURE OF AN ULTRA-HIGH STRENGTH  
STEEL UNDER LOW TO MODERATE STRESS TRIAXILITY"

ANNEXE D. ARTICLE "DUCTILE FRACTURE OF AN ULTRA-HIGH STRENGTH  
STEEL UNDER LOW TO MODERATE STRESS TRIAXILITY"



## Résumé

Les pièces des structures aéronautiques telles que les arbres des turboréacteurs, les roues, les freins ou les trains d'atterrissage sont fabriquées avec des aciers à Très Haute Résistance (THR). Leur structure martensitique, renforcée par des précipités de taille inférieure au micromètre, confère à ces aciers une excellente résistance : leur limite d'élasticité peut dépasser les 1900 MPa et leur résistance mécanique atteindre les 2300 MPa. Ces matériaux sont choisis pour ces excellentes propriétés mécaniques sur la base de leur comportement en traction. Toutefois, leur déformation à striction (maximum de la charge) est de quelques pourcents seulement. Les méthodes de dimensionnement sous chargement critique actuelles considèrent qu'aucun point de la structure ne doit être soumis à une déformation supérieure à la déformation à striction. Ce type d'approche est ici très conservatrice puisque les aciers THR continuent de se déformer plastiquement, ceci jusqu'à plusieurs dizaines de pourcent après le début de la striction. L'objet de ces travaux est de définir un modèle d'amorçage de la rupture applicable au dimensionnement de ces structures pour un acier type : le ML340. Ce matériau est actuellement utilisé dans les arbres de turboréacteur LEAP.

Le comportement élasto-plastique du matériau a été étudié grâce à des essais menés sur différents types d'éprouvettes : tractions lisses, axisymétriques entaillées, déformation plane, plates entaillées, traction-torsion. Un modèle simple de von Mises à écrouissage isotrope permet de reproduire l'ensemble de la base. Ce modèle est ajusté sur les essais de traction pour lesquels un suivi optique de la variation du diamètre minimum a été mis en place. La loi d'écrouissage est ensuite ajustée en prenant en compte à la fois l'élongation et la variation du diamètre. On montre en particulier que l'extrapolation du comportement, méthode consistant à prolonger les données obtenues avant l'apparition de la striction, peut conduire à une mauvaise prédiction du comportement des éprouvettes.

La base expérimentale a également été employée pour étudier l'amorçage de la rupture. L'observation des faciès montre un mode de rupture ductile avec des cupules fines. Cependant, l'initiation est brutale pour tous les essais et le développement de l'endommagement en volume reste très limité, voire nul. Ces constatations conduisent à proposer l'emploi d'un critère d'amorçage découplé : ce modèle fait intervenir la triaxialité des contraintes et le paramètre de Lode. Cette double dépendance est nécessaire pour bien décrire la rupture sur toute la base expérimentale. L'identification des paramètres du modèle se base sur l'évaluation des champs mécaniques à partir des simulations élasto-plastiques par éléments finis représentant les essais. Le modèle est également capable de prédire les emplacements des points d'amorçages observés, ces informations peuvent être utilisées pour ajuster plus finement le modèle.

## Mots Clés

Rupture ductile - Cisaillement - Triaxialité - Lode - Aciers THR - Essais biaxiaux

## Abstract

Aeronautical structures such as jet engines shafts, wheels, brakes or landing gears are made of Ultra High Strength Steels (UHSS). Due to their hard martensitic matrix reinforced with second phase particles, such steels exhibit extreme mechanical resistance, their yield strength can overcome 1900 MPa and their ultimate tensile strength can reach 2300 MPa. Such materials are selected based on their tensile properties, however strain at necking (maximum load) is only few percent. Conventional certified design methods assume that failure occurs when a given point of the structure reaches this strain. Regarding UHSS this approach is very conservative; those materials are still able to bear large strains after necking start. The aim of this work is to define a failure initiation model able to predict ductile failure of such structures for extremes loadings. The ML340 steel, material of LEAP jet-engine shafts, have been selected for this study.

Elasto-plastic behavior is investigated with various mechanical tests. Uniaxial tensile tests were performed on round bars specimens, either smooth or notch, and flat specimens, either U notched or plane strain. Traction/torsion and compression/torsion biaxial tests were performed on tubes specimens. A simple isotropic von Mises plasticity model was found sufficient to describe the mechanical behavior of this experimental database. This model was calibrated based on round smooth tensile tests, a longitudinal extensometer and a non contact method, measuring diameter reduction, were used in order to monitor strains. Hardening law was adjusted with both sets of data using an inverse method, hence material necking is taken into account during the identification. Identification method extrapolating plastic behavior based on tensile data measured before necking begins is shown to overpredict plastic behavior.

Failure initiation was also investigated through fracture tests. All fractographs display very fine dimples related to ductile fracture, however fracture appears to be very brutal and very few damage was observed underneath fracture surface. As a result an uncoupled fracture initiation model is proposed. The damage indicator is driven by both stress triaxiality and a Lode parameter. This dual dependency is necessary in order to represent fracture for the whole database. Model parameters identification relies on the evaluation of local stress state for each test, this could be achieved with 3D elasto-plastic simulations. As a result fracture model was able to predict correctly fracture initiation point positions observed on round tensile tests and flat U notch tests.

## Keywords

Ductile failure - Shear - Triaxiality - Lode - UHS steels - Biaxial tests