HAL
open science

Effet du formage à froid sur la tenue en fatigue à la propagation d'une structure d'alliage Al2024T351

Raphael Cusset

To cite this version:

Raphael Cusset. Effet du formage à froid sur la tenue en fatigue à la propagation d'une structure d'alliage Al2024T351. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Paris sciences et lettres, 2019. Français. NNT : 2019PSLEM036 . tel-02439234v2

HAL Id: tel-02439234

https://pastel.hal.science/tel-02439234v2

Submitted on 16 Jan 2020

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.

PSL UNIVERSITÉ PARIS

THÈSE DE DOCTORAT
DE L'UNIVERSITÉ PSL

Préparée à MINES ParisTech

Effets du formage à froid sur la tenue en fatigue à la propagation d'une structure d'alliage Al2024T351

Soutenue par

Raphaël CUSSET

Le 12 juillet 2019

École doctorale n°621

Systèmes, Matériaux, Mécaniques, Energétique

Spécialité

Mécanique, Structure, Matériaux

Composition du jury :

M Jean-Yves Buffière Professeur des universités Laboratoire Mateis, INSA Lyon	*Rapporteur*
M Éric Charkaluk Directeur de Recherche CNRS LMS, Ecole Polytechnique	*Rapporteur*
Mme Véronique Doquet Directrice de Recherche CNRS LMS, Ecole Polytechnique	*Présidente*
M Jean-Christophe Ehrstrom Ingénieur de Recherche HDR Constellium	*Examinateur*
M Vincent Jacques Ingénieur Dassault Aviation	*Examinateur*
M Henry Proudhon Chargé de recherche CNRS Centre des Matériaux, Mines ParisTech	*Directeur de thèse*
Mme Farida Azzouz Ingénieure de recherche Centre des Matériaux, Mines ParisTech	*Examinatrice*
M Jacques Besson Directeur de recherche Centre des Matériaux, Mines ParisTech	*Examinateur*

MINES ParisTech | PSL

Table des matières

1 Introduction **3**
1.1 Contexte et Problématique industrielle . . . 3
1.1.1 Les panneaux auto-raidis . . . 3
1.1.2 Le formage à froid . . . 4
1.1.3 Comportement des panneaux auto-raidis en service . . . 4
1.1.4 Problématique industrielle . . . 4
1.2 Cadre d'étude . . . 5
1.2.1 Les éprouvettes de panneau auto-raidi . . . 6
1.2.2 La mise en forme et le chargement cyclique . . . 6
1.2.3 Problématiques scientifiques . . . 6
1.3 Démarche scientifique . . . 7

2 Caractérisation du formage à froid **9**
2.1 Démarche . . . 9
2.2 Note bibliographique sur le formage à froid des alliages d'aluminium . . . 10
2.2.1 Les alliages d'aluminium . . . 10
2.2.2 Les caractéristiques mécaniques et microstructurales des tôles épaisses . . . 11
2.2.3 Le formage à froid des structures d'alliages d'aluminium . . . 15
2.2.4 Modélisation de la plasticité des tôles d'alliages d'aluminium . . . 17
2.3 Essais de formage à froid de panneaux auto-raidis . . . 23
2.3.1 Géométrie . . . 23
2.3.2 Protocole expérimental . . . 24
2.3.3 Instrumentation . . . 25
2.3.4 Résultats . . . 28
2.3.5 Conclusion . . . 29
2.4 Caractérisation du comportement mécanique du matériau étudié . . . 29
2.4.1 Article : Modeling the plasticity of an aluminum 2024 T351 thick rolled plate . . . 30
2.4.2 Conclusion . . . 55
2.5 Simulation numérique du formage à froid . . . 56
2.5.1 Mise en données de la simulation . . . 56
2.5.2 Résultats . . . 61
2.6 Conclusion . . . 69

3 Fabrication du matériau pré-déformé **71**
3.1 Démarche . . . 71
3.2 Notes bibliographiques sur la pré-déformation . . . 71
3.2.1 Pré-déformation en compression . . . 72
3.2.2 Pré-déformation en traction . . . 74
3.3 Matériau pré-comprimé . . . 76
3.3.1 Essais préliminaires . . . 77
3.3.2 Essais de compression sur éprouvette Rastegaev de grande taille pour la fabrication de matériau pré-déformé . . . 82

3.4 Matériau pré-tendu . . . 89
3.4.1 Les éprouvettes OS . . . 89
3.4.2 Instrumentation et protocole expérimental . . . 90
3.4.3 Résultats . . . 92
3.5 Conclusion . . . 94

4 Caractérisation du comportement en fatigue 95
4.1 Démarche . . . 95
4.2 Préambule sur la définition du chargement en fatigue . . . 96
4.3 Note bibliographique sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium . . . 97
4.3.1 Les deux stades de la rupture en fatigue . . . 97
4.3.2 L'amorçage en fatigue . . . 98
4.3.3 La propagation en fatigue . . . 104
4.4 Caractérisation du comportement à l'amorçage . . . 111
4.4.1 Démarche . . . 111
4.4.2 Géométries . . . 111
4.4.3 Montage et instrumentation . . . 113
4.4.4 Protocoles expérimentaux . . . 113
4.4.5 Résultats . . . 114
4.5 Caractérisation du comportement en propagation . . . 118
4.5.1 Démarche . . . 118
4.5.2 Géométries . . . 118
4.5.3 Montage . . . 120
4.5.4 Instrumentation . . . 121
4.5.5 Protocole expérimental . . . 122
4.5.6 Traitement . . . 124
4.5.7 Résultats . . . 126
4.5.8 Analyse des résultats . . . 134
4.5.9 Identification d'une loi de propagation . . . 140
4.6 Conclusion . . . 144

5 Comportement en fatigue d'une structure auto-raidie 145
5.1 Essais de fatigue sur panneaux auto-raidis . . . 145
5.1.1 Démarche . . . 145
5.1.2 Protocole expérimental . . . 145
5.1.3 Résultats . . . 148
5.1.4 Conclusion . . . 152
5.2 Simulation du comportement en fatigue des panneaux auto-raidis non-fissurés . 154
5.2.1 Démarche . . . 154
5.2.2 Mise en donnée . . . 154
5.2.3 Caractérisation du chargement en fatigue . . . 156
5.2.4 Conclusion . . . 159
5.3 Simulation du comportement en fatigue des panneaux fissurés . . . 161
5.3.1 Démarche . . . 161
5.3.2 Outils de mise en donnée de la simulation de propagation . . . 161
5.3.3 Caractérisation de la propagation en fatigue des panneaux . . . 167
5.4 Conclusion . . . 176

6 Conclusion 179
6.1 Synthèse . . . 179
6.2 Perspectives . . . 181

Bibliographie 183

A Caractérisation du formage à froid **191**
A.1 Eprouvettes et paramètres d'essais 191
A.2 Plans 194
A.3 Résultats 198

B Fabrication du matériau pré-déformé **201**
B.1 Eprouvettes et paramètres d'essais 201

C Caractérisation du comportement en fatigue **203**
C.1 Eprouvettes et paramètres d'essais 203
C.2 Résultats 205
C.2.1 Essais de fatigue en amorçage à contrainte imposée 205
C.2.2 Essais de fatigue en amorçage à déformation imposée 206
C.2.3 Essais de fatigue en propagation 206
C.3 Plan 209

D Comportement en fatigue d'une structure auto-raidie **211**
D.1 Mise en données des simulation de propagation 211

Chapitre 1

Introduction

L'objectif scientifique de ce travail est de comprendre la propagation d'une fissure de fatigue dans une structure aéronautique de géométrie complexe en alliage d'aluminium 2024T351. Parmis les enjeux majeurs, il s'agira de comprendre les effets de la pré-déformation plastique du matériau et de la présence de contraintes résiduelles, deux phénomènes liés au formage à froid de la structure et qui peuvent influencer la tenue en fatigue. Le cas d'un panneau auto-raidi sera en particulier étudié dont l'application est détaillée dans cette introduction.

1.1 Contexte et Problématique industrielle

Le groupe Dassault Aviation conçoit et construit chaque année un large choix de modèles d'avions, à la fois à usage privé comme la gamme Falcon, et à usage militaire avec par exemple les avions Rafale. Les processus de fabrication sont complexes et chaque composant doit régulièrement être ré-étudié lors de l'élaboration des nouveaux modèles. Ce travail de thèse porte sur le cas de la partie nommée *intrados* du *plan central* : une zone à l'intersection entre le fuselage et les voilures (cf. figure 1.1).

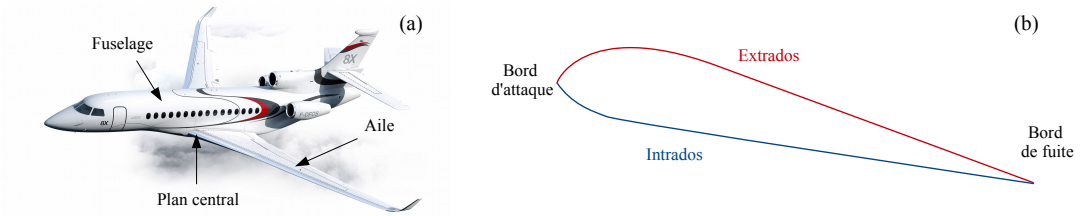


FIGURE 1.1 – (a) Image du falcon 8x montrant la localisation du plan central, (b) Intrados et extrados d'une voilure.

1.1.1 Les panneaux auto-raidis

Une structure particulière est étudiée dans ce travail : les panneaux auto-raidis. Ces structures protectrices forment une enveloppe à la fois rigide, légère et courbée selon la forme de l'avion. Ces éléments sont constitutifs des voilures et tout particulièrement des intrados du plan central. Suivant leur localisation ou le modèle de l'avion, leur conception peut être de nature très différentes : en composites ou en alliage métallique usinés. Dans notre cas d'étude, sur les modèles Falcon, les panneaux composant le plan central sont réalisés d'une seule pièce en alliages d'aluminium 2024T351 usinés par fraisage dans la masse de tôles épaisses.

Ils se présentent sous la forme d'une peau pourvue d'une distribution périodique de *raidisseurs* et de *listons* (cf. figure 1.2(a)). L'intersection entre un liston et un raidisseur forme un *croisillon* (cf. figure 1.2(b)). Ces structures peuvent atteindre plusieurs mètres de longueur. Un panneau peut présenter des raidisseurs/listons/peaux d'épaisseur/hauteur/largeur différentes. Ces grandeurs sont aussi susceptibles de varier à travers la structure.

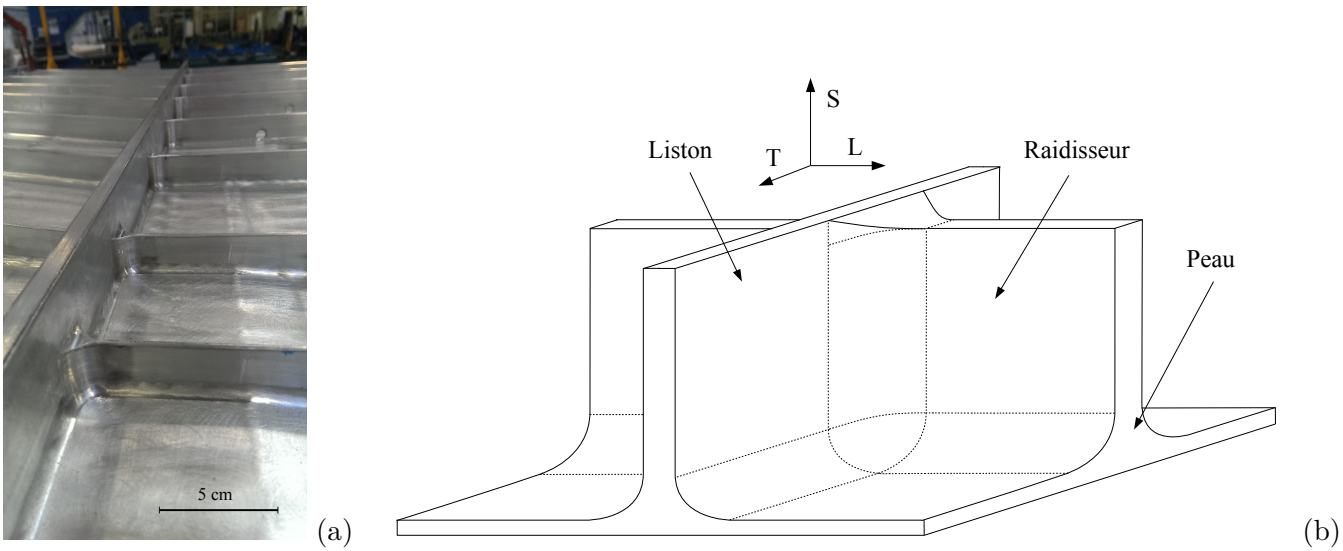


FIGURE 1.2 – Exemple d'une structure auto-raidie (a). Croisillon raidisseur-liston (b).

1.1.2 Le formage à froid

Les panneaux sont plans en sortie d'usinage. Dans le cadre de leur mise en forme, ils peuvent entre autre être soumis à un procédé de mise en forme appelé *formage à froid*. Il s'opère à température ambiante et se présente sous la forme d'un pliage effectué en un ou plusieurs points de la structure. Ces points de formage sont en général des croisillons liston/raidisseur (cf. figure 2.10(a)). Cette mise en forme a pour objectif de donner au panneau une courbure et un galbe bien définis. La géométrie finale fait l'objet d'un contrôle rigoureux par les chaudronniers (la tolérance étant de l'ordre du millimètre ou moins). D'autres traitements, thermiques, surfacique ou des usinages complémentaires finalisent la fabrication des panneaux.

Les connaissances sur l'état de la structure suite au procédé de formage sont encore limitées. Néanmoins, plusieurs aspects sont à mettre en évidence :

— certaines régions sont susceptibles d'être intensément écrouies bien que la nature et le niveaux de ces déformations plastiques soient peu connus,
— cet écrouissage peut être associé à d'importantes contraintes résiduelles, dont la nature et l'intensité sont également indéterminées.

1.1.3 Comportement des panneaux auto-raidis en service

Lors d'un vol (ou mission), un avion est soumis à des chargements complexes : efforts de poussés et charges aérodynamiques diverses (portance, trainée, turbulences). Les sollicitations peuvent être de nature, d'intensité et de fréquence très variées. Par exemple, la portance, force aérodynamique s'opposant au poids de la structure lors des vols, peut se traduire dans certaines zones de l'appareil par un chargement cyclique de traction de fréquence égale à celle des cycles décollages/atterrissage. Une série de rafales de vent induira des efforts de fréquence plus élevée. Un extrados sera davantage soumis à un chargement de compression, contrairement à l'intrados qui sera plus sollicité en traction (cf. figure 1.1). Ainsi le chargement en service d'une structure aéronautique se traduit par un *spectre* de chargement complexe et variable selon l'élément. Dans le cas des panneaux auto-raidis du plan central, le chargement inclut principalement l'action de la portance et la charge des réservoirs de kérosène : cela se traduit entre autres par un effort de traction appliqué à chaque vol.

1.1.4 Problématique industrielle

Les situations de services décrites au paragraphe précédent et la nature du matériau modifiée par la mise en forme impliquent les points suivants :

— Ce chargement est susceptible d'induire l'amorçage et la propagation d'une fissure de fatigue dans la structure. La bonne compréhension de ces sollicitations et le comportement en fatigue de la structure est primordial dans un contexte de surveillance de l'endommagement et l'optimisation de la durée de vie de l'appareil.
— Les panneaux font l'objet d'un contrôle régulier, mais seules les parties apparentes, principalement la peau, sont accessibles aux inspections. En revanche, la propagation au sein des raidisseurs est interne et inaccessible. Ainsi, la situation où une fissure de fatigue s'est amorcée et s'est propagée en interne mais n'est détectable seulement une fois la peau atteinte est pénalisante pour la surveillance de l'endommagement.
— L'amorçage et la propagation sont susceptibles de se produire au sein des régions de la structure qui ont été écrouies par le formage à froid ou qui présentent d'importantes contraintes résiduelles.

Une justification en tolérance aux dommages de ces panneaux formés à froid est nécessaire après chaque modification de la géométrie ou bien la modification du procédé de fabrication. Or, les méthodes actuelles reposent essentiellement sur des essais mécaniques, longs et coûteux. La robustesse de la justification par calcul numérique est mise en cause car elle ignore les éventuels effets du formage à froid sur la tolérance aux dommages. Cette thèse porte donc sur les besoins industriels suivants :

→ Comprendre expérimentalement les effets du formage à froid sur l'amorçage et la propagation d'une fissure de fatigue, notamment dans les parties inaccessibles du panneau (raidisseur et liston).
→ Une modélisation représentative de ce comportement en fatigue doit être développée afin de pouvoir justifier numériquement la tolérance aux dommages de la structure formée à froid.
→ Ces simulations nécessitent alors la bonne compréhension :
  — du comportement plastique de l'alliage Al2024T351,
  — du comportement en fatigue de l'alliage Al2024T351,
  — de l'état résiduel d'une structure en sortie de formage à froid : à la fois les champs de déformation plastique et de contraintes,
  — des interactions entre les propriétés en fatigue et les conséquences du formage à froid notamment la pré-déformation et les contraintes résiduelles.

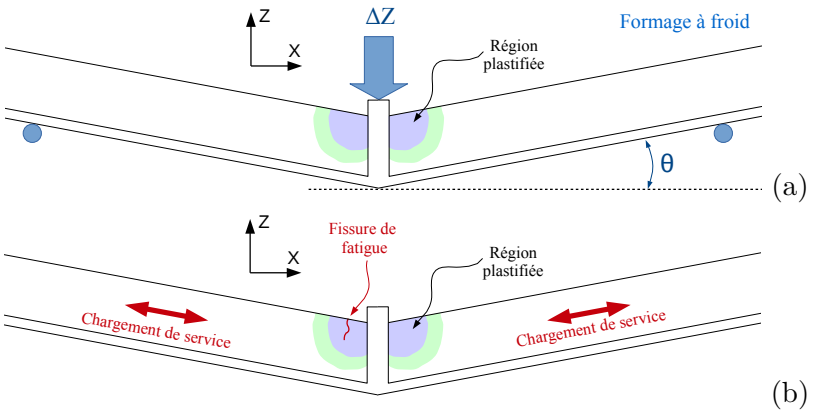


FIGURE 1.3 – (a) Mise en forme par formage à froid d'une structure auto-raidie : angle de formage θ imposé et régions fortement plastifiée. (b) Structure sous chargement de vol : amorçage et propagation d'une fissure de fatigue dans le raidisseur.

1.2 Cadre d'étude

Pour Dassault Aviation, dans le cadre de la certification d'un élément technique, des essais ou des simulations peuvent être réalisés sur la structure complète. Mais le plus souvent, des éprouvettes technologiques de plus petites tailles sont employées pour des raisons de coûts et

d'encombrement tout en restant représentative de la géométrie et des chargements réels. Dans notre cas, nous utiliserons donc une de ces *éprouvettes* de panneau auto-raidi.

1.2.1 Les éprouvettes de panneau auto-raidi

L'éprouvette est définie par sa longueur totale, le nombre de croisillons, les dimensions de la peau, des raidisseurs et des listons (incluant les rayons de chaque congé). Ces éprouvettes sont soumises à plusieurs types de sollicitations : un chargement monotone ou cyclique suivant ce qui est étudié.

Une géométrie d'éprouvette de panneau est proposée pour la caractérisation du comportement en fatigue : elle comporte un croisillon unique, un raidisseur principal et deux raidisseurs latéraux plus petits (cf. figure 1.4). L'éprouvette est plus longue dans la direction des raidisseurs et les dimensions caractéristiques ont été choisies et fixées suivant des critères que l'on décrira ultérieurement. Par la suite, chaque mention du panneau auto-raidi fera référence à cette mini-structure en lieu et place du panneau entier.

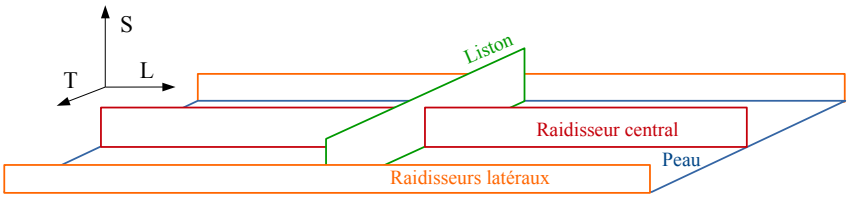


FIGURE 1.4 – Composition de l'éprouvette de panneau auto-raidi : une peau, un liston, un raidisseur central et deux raidisseurs latéraux.

1.2.2 La mise en forme et le chargement cyclique

Afin de pouvoir caractériser les effets du formage à froid, un formage *unitaire* est classiquement appliqué sur cette éprouvette. Il consiste en un pliage par flexion 3 points d'un angle donné autour du liston : l'appui central étant au sommet du liston et les deux appuis étant sur la peau, le côté peau est formé convexe et le côté raidisseur est formé concave. Dans notre cas, seule la peau et les raidisseurs sont pliés au cours du formage. Précisons que le formage est *unitaire* dans le sens où le pliage de l'éprouvette est réalisé selon un seul angle et selon un axe unique, alors que dans le cas des panneaux entiers, les points, axes et angles de pliage sont multiples. La géométrie ainsi que le protocole d'essai de formage seront davantage détaillés au chapitre 2.

L'éprouvette est ensuite soumise à un chargement de fatigue représentatif du chargement réel qui est multiaxial à amplitude variable (panneaux entiers). Les efforts de vols, dans notre cas, sont principalement dus aux effets de portance de l'avion : par simplification ils seront traduits par un effort cyclique de traction dans la direction du raidisseur. Les conditions de chargements de la structure lors de ces essais seront données plus en détails au chapitre 5.

1.2.3 Problématiques scientifiques

Cette thèse a pour objectif de comprendre et de caractériser l'influence du formage à froid, qui se traduit par un ensemble de champs résiduels de contraintes et déformations plastiques, sur le comportement en fatigue de l'*éprouvette* de panneau auto-raidi. Nous étudierons le problème à la fois sous l'aspect de l'amorçage de microfissures et de la propagation de fissures. Ce sujet présente alors plusieurs problématiques :

1. Nous nous intéresserons aux intéractions entre les propriétés en fatigue et les contraintes résiduelles induites par l'opération de formage. Il a été constaté que la présence de contraintes résiduelles a un impact significatif qui peut être bénéfique ou pénalisant, sur la germination et la propagation des fissures de fatigue [Landgraf, 1988, Yentzer et al., 2009, Benachour, 2013, Moreno, 2015].

2. En parallèle, nous analyserons également les intéractions entre les propriétés en fatigue et la pré-déformation plastique de formage. Certaines études ont pu mettre en évidence l'effet (bénéfique ou pénalisant) d'une pré-déformation plastique sur l'endommagement [Kawagoishi, 1989, Reiss, 1986, Kassim, 2007, White, 2018]. Une attention particulière sera apportée à découpler, quantifier et comparer ces effets avec ceux des contraintes résiduelles.
3. Les deux aspects (pré-déformation/contraintes résiduelles) seront traitées à la fois en terme d'impact sur les propriétés en fatigue du matériau mais aussi vis-à-vis du comportement en fatigue de la structure (durée de vie).

Une simulation numérique de la propagation d'une fissure sous un chargement de fatigue au sein d'une éprouvette de panneaux auto-raidis sera proposée. Une confrontation aux résultats expérimentaux sur les mêmes panneaux sera effectuée.

1.3 Démarche scientifique

Le chapitre 2 sera consacré à la caractérisation de l'état résiduel d'une éprouvette de panneaux auto-raidis suite au formage à froid. Nous nous intéresserons notamment aux champs de déformations et de contraintes résiduels au sein des régions les plus impactées par le procédé. L'estimation des champs résiduels sera réalisée par l'intermédiaire d'une simulation numérique du formage de cette structure avec le code de calcul par éléments finis *Z-set* [Besson and Foerch, 1997]. Tout d'abord, un modèle constitutif du comportement élasto-plastique de la tôle sera identifié à partir d'une large base expérimentale d'essais de traction. La loi de comportement sera ensuite exploitée au sein d'une simulation numérique du formage d'une géométrie d'éprouvette de panneaux auto-raidis par Dassault Aviation. En parallèle, nous réaliserons des essais instrumentés de formage à froid sur une éprouvette réelle à l'échelle 1. Ces essais serviront de base expérimentale pour la validation de la simulation.

A travers les chapitres 3 et 4 sera abordée la question de l'impact de la pré-déformation plastique, dépourvue de contraintes résiduelles, sur les propriétés en fatigue du matériau à l'amorçage et en propagation. Tout d'abord, plusieurs volumes de matériau pré-déformés seront obtenu la sollicitation d'éprouvettes de grandes dimensions en compression et en traction. Nous veillerons à ce que la plasticité soit représentative de celle observée par simulation au sein des régions de la structure impactée par le formage (cf. chapitre 3). Dans un second temps, un ensemble d'éprouvettes de fatigue (Compact Tension et Oligocycliques) seront extraites dans chacun des volumes (état pré-déformé) et dans la tôle (état vierge de déformation). A travers une campagne d'essais de fatigue, les matériaux vierge et pré-déformés seront caractérisés et les propriétés en fatigue comparées. Un modèle de propagation représentatif intégrant les effets de la pré-déformation sera proposé et identifié.

Le chapitre 5 aborde le comportement de la structure sous un chargement cyclique. Une simulation de la propagation d'une fissure de fatigue sera constituée à l'aide du module *Zcracks* du code *Z-set*. Nous exploiterons notamment les données numériques de l'état résiduel de la simulation de formage du chapitre 2 et les lois de propagation identifiées au chapitre 4. Nous pourrons estimer l'effet individuel de la pré-déformation et/ou des contraintes résiduelles sur le comportement d'une fissure de fatigue en propagation à travers l'éprouvette de panneau. Un essai de fatigue sur la structure réelle (formée à froid au chapitre 2) sera réalisé et comparé à la simulation. Toute cette démarche est également illustrée sur la figure 1.5.

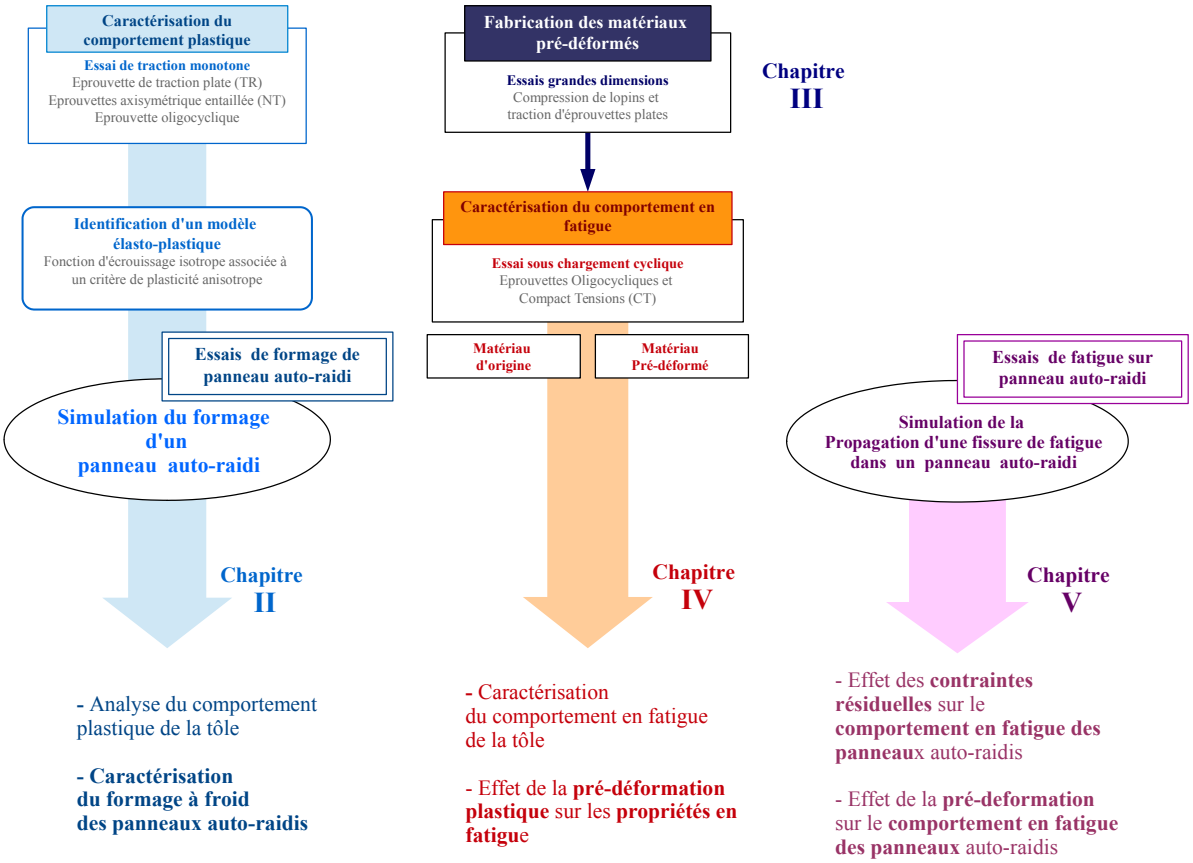


FIGURE 1.5 – Démarche générale suivie au cours de la thèse.

Chapitre 2

Caractérisation du formage à froid

2.1 Démarche

Le but de ce chapitre est de prédire l'état d'une structure auto-raidie suite au processus de formage. Cela signifie calculer l'état des champs de déformations et de contraintes résiduelles en chaque point de la structure et en particulier dans les régions les plus impactées par le procédé. Comme support à la fois théorique et expérimental, une éprouvette technologique de grande dimension, basée sur une géométrie simplifiée des panneaux auto-raidis, a été proposée par Dassault Aviation. Elle sera formée à froid expérimentalement selon les protocoles industriels d'usage des panneaux entiers. L'estimation numérique des champs résiduels sera réalisée par l'intermédiaire d'une simulation numérique du formage de cette structure avec le code de calcul par éléments finis *Z-set* [Besson and Foerch, 1997]. L'élaboration et la validation de cette simulation nécessitent toutefois une multitude de pré-requis que nous allons détailler point par point dans ce chapitre.

Un état de l'art sera réalisé sur les différentes thématiques abordées au sein de ce chapitre : les alliages d'aluminium, les tôles laminées épaisses, le formage à froid ainsi que la modélisation du comportement plastique des alliages d'aluminium (cf. section 2.2).

Des essais instrumentés de formage à froid, sur la géométrie simplifiée de pannneaux auto-raidis, ont été réalisés (cf. section 2.3). Ces essais serviront de base expérimentale pour la validation de la simulation de formage. Les structures formées seront réutilisées ultérieurement pour des essais de fatigue (voir chapitre 5).

La caractérisation de la tôle d'alliage d'aluminium 2024 T351 dont sont issus les panneaux est ensuite détaillée (cf. section 2.4). Après un examen microstructural détaillé, une base de données composée d'essais mécaniques sur éprouvettes normalisées est constituée. Les résultats permettront dans un premier temps d'appréhender les propriétés élasto-plastiques de l'alliage puis dans un second temps d'identifier les paramètres d'un modèle constitutif.

Avec un maillage de l'éprouvette technologique, nous développerons une simulation des essais de formage (cf. section 2.5). Une attention particulière sera ainsi donnée à ce qu'elle soit la plus représentative possible de la réalité expérimentale. Dans l'optique d'une validation de la procédure numérique, nous comparerons les résultats issus des simulations avec les résultats expérimentaux. Ainsi, sur une simulation, nous pourrons réaliser un examen quantitatif du processus de formage et de l'état résiduel de la structure. Différents aspects seront abordés : la localisation, l'intensité et la nature de la plasticité induite par le formage mais aussi l'intensité et la localisation des champs de contraintes redistribués.

2.2 Note bibliographique sur le formage à froid des alliages d'aluminium

Ce chapitre aborde la simulation du formage à froid d'une structure issue d'une tôle épaisse d'alliage d'aluminium. Quatre grandes thématiques scientifiques sont donc abordées dans cette partie bibliographie :

— *Les alliages d'aluminium* : les principales propriétés mécaniques des alliages d'aluminium seront introduites en s'intéressant tout particulièrement aux spécificités de la nuance 2024-T351.

— *Les tôles épaisses* : nous nous intéresserons aux différentes étapes du laminage des tôles épaisses, et les principaux impacts du procédé sur les propriétés mécaniques et microstructurales liées au procédé.

— *Le formage à froid* : nous ferons un état des techniques de formage à froid utilisées dans l'industrie et les implications sur le comportement de la structure seront précisées.

— *Modélisation de la plasticité des alliages d'aluminium* : nous ferons la synthèse des éléments nécessaires à l'identification d'une loi de comportement d'une tôle d'alliage d'aluminium.

2.2.1 Les alliages d'aluminium

Les grandes familles d'alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium font partie aujourd'hui des métaux les plus utilisés dans l'industrie avec les aciers et les fontes. Leur faible masse volumique, leur bonne résistance mécanique associée à une excellente formabilité pour un point de fusion bas (658°C) en font un matériau très versatile approprié pour une immense variété d'applications (automobile, aéronautique, équipement, électronique, chimie) [Vargel, 2010]. Chacune des propriétés mécaniques, est fonction de différents facteurs comprenant la composition chimique en éléments d'addition mais aussi les méthodes de mise en forme et les traitements thermiques, physiques ou chimiques opérés. Chaque alliage est ainsi répertorié suivant ses caractéristiques de fabrication. On compte tout d'abord les grandes séries allant de 1000 à 7000, chacune définie par un élément d'alliage prédominant (allant de 1 % à 7 %) : les nuances de la série 4000 contiennent majoritairement du silicium, 5000 du magnésium ou du zinc pour la série 7000. Ces éléments d'alliage ont chacun un impact sur les propriétés : le silicium améliore notamment la coulabilité et la résistance à l'abrasion, le cuivre la dureté et les propriétés mécaniques, le manganèse améliore la tenue à la corrosion et la ténacité. Ensuite, une dénomination complémentaire est relative à l'état métallurgique [The Aluminum Association, 1990] : F pour brut, O pour recuit, H pour écroui et T pour trempé. Il est commode de réaliser un écrouissage permettant notamment de durcir le matériau et d'améliorer les propriétés mécaniques lorsque le durcissement structural est impossible : cela concerne les séries 1000, 3000 et 5000. Des sous catégories précisent encore davantage les traitements réalisés : par exemple *T1* désigne une trempe murie ou *T5* désigne une trempe revenue.

La famille 2000

La famille 2000 est caractérisée par sa forte teneur en cuivre. L'une de ses caractéristiques est de pouvoir réaliser un durcissement structural afin d'augmenter les propriétés mécaniques, initialement assez basses pour l'aluminium pur [Wilm, 1911]. L'opération consiste en une mise en solution des éléments d'addition à une température voisine de 500°C suivie d'une trempe. Le matériau est amené, par un refroidissement rapide à l'état de solution solide (ou état métastable). A ce stade, les propriétés mécaniques sont très médiocres. Une attente prolongée à température ambiante (maturation) ou une attente plus courte à températures plus élevées (100 à 200 °C) (traitement de revenu) entraine la précipitation de particules de secondes phases, principalement de l'Al_2Cu (ou Al_2CuMg). Pour la plupart, ces précipités (de dimension voisine du nanomètre) sont alors durcissants [The Aluminum Association, 1990] : ils contribuent

à l'ancrage des dislocations et ainsi à l'augmentation globale de la dureté. D'autres précipités, (souvent enrichis en Fer ou en Silicium) sont plus gros, de l'ordre du micromètre et plus, n'ont aucune action durcissante et peuvent même nuire à certaines propriétés notamment la résistance en fatigue (cf. section 4).

Cette capacité de durcissement a contribué à ce que cette nuance soit très employée dans l'aéronautique, où de hautes propriétés mécaniques associées à une masse volumique faible sont recherchées. Dans la conception de pièces structurelles (fuselage ou voilure), l'alliage 2024, plus performant, s'est généralisé après avoir remplacé le 2017 (ou *Duralumin*), l'un des premiers alliages d'aluminium adapté aux applications aéronautiques. Depuis les années 1950, la nuance fait l'objet d'une vaste littérature scientifique, aussi bien d'un point de vue métallurgique que mécanique dans le but d'en optimiser les propriétés. Un des axes de recherche récurrents concerne le comportement en fatigue : l'optimisation de la durée de vie des structures aéronautiques a fortement participé à enrichir la littérature dans ce domaine (cf. section 4).

La tôle d'alliage 2024-T351

Cette étude se concentre sur une des applications de la nuance 2024-T351 (cf. figure 2.1). Le qualificatif *T3* traduit un état trempé puis muri. En complément de la trempe, une mise en forme (ou déformation) est réalisée afin de donner la forme souhaitée à la matière brute (souvent à l'état *coulé* ou de *trempe fraiche*) : on compte comme grandes familles d'opération le matriçage, l'extrusion et bien sûr le laminage. Le type de mise en forme impacte considérablement le matériau : l'alliage 2024 sous forme de barre n'aura pas les mêmes propriétés que s'il est laminé. Tous ces aspects dépendent notamment du fournisseur et de ses usages.

L'alliage étudié est produit par Constellium sous forme de tôles laminées d'épaisseur 60 mm. Le laminage est réalisé à chaud avant l'opération de trempe. Le complément Tx51 indique une opération supplémentaire dite de *détensionnement* consistant en une mise en traction du matériau après la trempe. Le but de cette étape est à la fois d'atténuer les tensions internes de trempe, d'améliorer la planéité et d'augmenter la limite d'élasticité par écrouissage : le détensionnement est réalisé jusqu'à 1 % de plasticité [The Aluminum Association, 1990]. Les valeurs nominales typiques dans la direction de laminage (dite direction L) sont données dans le PV matière : $R_{0,2} \sim 340$ MPa et $R_m \sim= 480$ MPa.

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr
bal	0.06	0.13	4.1	0.51	1.4	0.01	41 ppm	0.1	0.02	0.02

TABLE 2.1 – Composition chimique massique de l'alliage Al2024 T351.

2.2.2 Les caractéristiques mécaniques et microstructurales des tôles épaisses

L'opération de laminage, au delà de donner uniquement une forme donnée au matériau, a un réel impact sur les propriétés des alliages d'aluminium et son influence se ressent à la fois sur le plan microstructural et sur le plan mécanique.

Le laminage

Les tôles sont appelées en sortie de laminage des *demi-produits* car ils s'agit le plus souvent d'un matériau de base pour d'autres processus de fabrication. On compte ainsi deux types de tôles : les tôles dites *minces* (d'épaisseur inférieure à quelques millimètres) et les tôles dites *épaisses* (d'épaisseur supérieure à 20 mm). Le laminage se traduit par le passage d'une plaque entre les deux cylindres du laminoir (cf. figure 2.1). Le matériau d'entrée peut être une tôle préalablement laminée (parfois laminée à chaud puis refroidie) dans le cas du laminage à froid ou bien coulée à température de mise en solution dans le cas du laminage à chaud. Le laminoir peut être doublé ou quadruplé suivant le nombre de passes désiré.

Les principaux paramètres du laminage sont le nombre de passes, le rapport de déformation e_1/e_0 entre l'épaisseur de tôle d'entrée e_0 et de sortie e_1 (on utilise parfois la réduction absolue $H = e_0 - e_1$) et les vitesses de rotation ω_1 et ω_2 de chaque cylindre [Roumina and Sinclair, 2008].

Ces derniers peuvent être synchrones ($\omega_1 = \omega_2$) ou asynchrones ($\omega_1 \neq \omega_2$). Pour un laminage plus doux, il est recommandé de réaliser plusieurs petites passes à faible H. Le nombre de passes et leur intensité sont liés à la puissance du laminoir, à l'épaisseur initiale e_0 et à la contrainte d'écoulement du matériau [The Aluminum Association, 1990]. Ainsi, le laminage à froid (T<100°C) convient mieux aux tôles minces où les réductions H sont plus faibles. A contrario, les ébauches ou le laminage des tôles épaisses sont souvent faits à chaud (T=420 à 530°C pour les alliages d'aluminium) [Deneuville, 2010].

Sur le laminage à chaud, la haute température améliore la ductilité et permet la restauration des dislocations après déformation plastique [The Aluminum Association, 1990]. Les grains ont tendance à être plus étirés sous l'effet de ces grandes déformations. De plus, les particules intermétalliques, initialement regroupées aux joints de grains, sont fragmentées en particules plus petites et mieux dispersées à travers la microstructure ce qui a pour conséquence d'améliorer la ductilité et la résistance mécanique. Des phénomènes de recristallisation peuvent aussi survenir à haute température (cf. section 2.2.2).

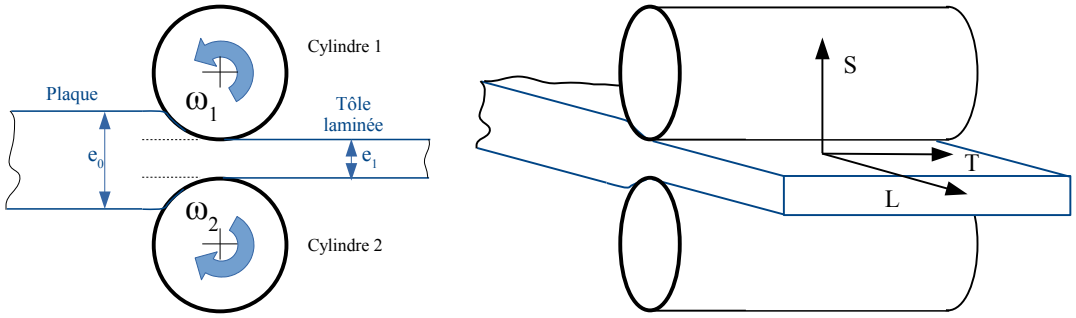


FIGURE 2.1 – Laminage : passe unique de rapport de réduction e_1/e_0. Vitesse de rotation des cylindres ω_1 et ω_2. Directions L, T et S associées à la tôle une fois laminée : L correspond systématiquement à la direction du laminage, S la direction normale à la tôle et T la direction transverse perpendiculaire à L et S.

L'anisotropie plastique des tôles

Définition

La conséquence du laminage la plus connue et la plus richement documentée est l'anisotropie plastique. Elle se manifeste en premier lieu par des propriétés plastiques, limites d'élasticité $R_{0,2}$, contraintes à la rupture R_m et ductilité ($A\%$) différentes entre les directions L, T et S. On parle davantage d'orthotropie plastique dans le cas des tôles. Il est courant d'avoir de plus hautes valeurs de $R_{0,2}$ et R_m pour une ductilité plus faible dans la direction du laminage bien que ce ne soit pas systématique. En terme plus général, l'anisotropie induit une dissymétrie (par rapport à la trisectrice) de la surface de charge du matériau dans l'espace (σ_L, σ_T, σ_S) σ_L, σ_T et σ_S étant les composantes du tenseur des contraintes selon les directions L, T et S. L'anisotropie plastique se caractérise expérimentalement par le coefficient de Lankford r=$r(\theta)$ [Banabic, 2010]. Il est défini sur un essai de traction uniaxiale comme le rapport entre les déformations suivant les deux directions transverses à la direction du chargement. Il dépend de la direction du chargement dans le plan (L, T) donnée par l'angle θ (où θ= 0° est la direction L).

Caractérisation et modélisation de l'anisotropie

Initialement mise en évidence sur les aciers, l'anisotropie a ensuite été largement étudiée sur les alliages d'aluminium lorsque leur usage s'est démocratisé. Les études visant à caractériser ce phénomène sur l'alliage 2024 sont récurrentes encore aujourd'hui : évolution de l'anisotropie pour de fortes déformations plastiques [Gavrus, 2011, Zaman, 2018] ou caractérisation sous un chargement biaxial [Fourmeau, 2011]. La démarche de caractérisation est couramment accompagnée d'une volonté de traduire mathématiquement l'anisotropie dans une loi de comportement pour des modèles de plasticité les plus généraux possibles [Hill, 1948, Malo, 1998, Hosford, 1979,

Barlat et al., 1991, Bron and Besson, 2004, Shore, 2018, Takahashi, 1996] et l'alliage 2024-T351 ne fait pas exception [Gavrus, 2011, Khan, 2013, Seidt, 2013].

Anisotropie et microstructure

Avec l'amélioration des techniques d'observation de la microstructure, le lien a été rapidement fait entre l'anisotropie des propriétés plastiques issue du laminage et la texture cristallographique. Cette thématique est encore étudiée aujourd'hui [Contrepois, 2010, Benke, 2018]. Sous l'effet du laminage, les grains peuvent s'orienter préférentiellement suivant une ou plusieurs directions dans le repère (L, T, S). C'est ce phénomène qui est principalement responsable de l'orthotropie de la tôle. Il existe plusieurs textures dites *élémentaires*, c'est à dire une gamme d'orientations privilégiées par les grains. Lorsqu'une microstructure est texturée, il s'agit souvent d'une composition de textures élémentaires. Dans le cas des alliages d'aluminium (maille Cubique Face Centrée) on compte plusieurs grandes familles : la texture *Cube* (C), *Brass* (B), *Goss* (G), *Copper*.

La caractérisation de la texture est principalement réalisée par diffraction des rayons X ou bien au microscope électronique par EBSD. Dans ce dernier cas, sur une coupe métallographique d'un échantillon suffisamment représentatif du matériau, l'orientation locale du grain est mesurée sur une population de points par rapport à une direction de référence donnée (souvent la direction de laminage ou la normale à l'échantillon). L'orientation cristalline est caractérisée par les angles d'Euler (ϕ_1, ϕ_2, ϕ_3) ou les indices de Miller $(hkl) < uvw >$. L'analyse de la texture est faite en utilisant deux types de figures : le diagrammes *ODF* (pour *Orientation Density Function*) montrant les angles d'Euler en fonction de la densité de points et les figures de pôles basées sur les indices de Miller. La figure 2.2 décrit quelques textures élémentaires :

Texture	Indices de Miller	Microstructure
Cube	(001)<100>	Recrystallisée et Laminée
Brass	(011)<211>	Laminée
Copper	(112)<111>	
Rotate cube (ou *Shear*)	(001)<110>	Cisaillée
F	(111)<112>	

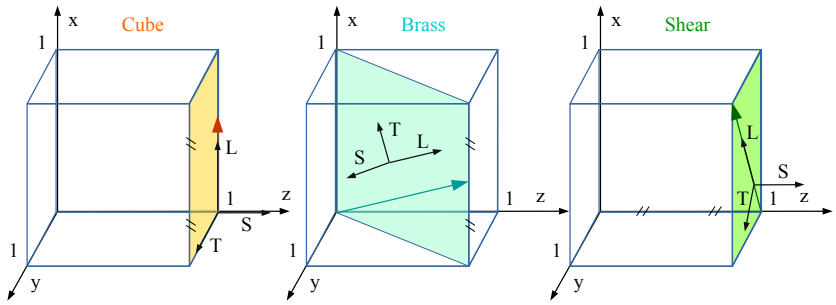


FIGURE 2.2 – Textures élémentaires et les indices de Miller associés [Dillamore and Roberts, 2001, Zhang, 2017, Choi, 1998]. Les familles de plans (hkl) sont définies perpendiculairement à S et les familles de direction $< uvw >$ parallèlement à L.

Il a été constaté que le laminage introduit une texture au sein du matériau induisant une anisotropie [Zhang, 2017, Hirsch, 2008, Choi, 1998]. Un matériau laminé, c'est à dire soumis à une forte compression suivant la normale à la tôle et à la traction dans la direction du laminage, présentera les textures *Brass* et *Copper* (et légèrement la texture *Cube*), appelées également *fibre-β* [Hirsch, 2008, Zhang, 2017, Dillamore and Roberts, 2001]. Plus la réduction d'épaisseur est élevée, plus les textures seront marquées [Zhang, 2017]. Dans un matériau cisaillé, ce sont davantage les textures *RotateCube* et *F* qui ressortent [Weilan, 1991, Choi, 1998, Dillamore and Roberts, 2001, Zhang, 2017]. Notons qu'au cours du laminage, le matériau est fortement cisaillé au voisinage de la surface de la tôle (au contact du cylindre) particulièrement lorsque le laminage est asynchrone [Sidor, 2007, Choi, 1998, Contrepois, 2010]. Certaines études visent à comprendre l'effet thermo-

mécanique du laminage et de prédire la texture finale [Hirsch, 2008, Roumina and Sinclair, 2008].

La recristallisation

Suite au laminage à chaud, la microstructure est susceptible de recristalliser. Cela se traduit par la formation de nouveaux grains à la place de l'ancienne microstructure : de petits grains peuvent germer (de préférence entre les joints de grains) et grandir si l'énergie stockée atteint un seuil suffisant [Crumbach, 2013, Weilan, 1991, Mishin, 2013, Mishin, 2000]. Ce phénomène est activé à la température de $0.4 \times T_f$, T_f étant la température de fusion. L'énergie de déformation plastique stockée constitue également une force motrice : plus le niveau de réduction est élevé plus la tôle est amenée à recristalliser. Une tôle mince sera davantage amenée à recristalliser intégralement. Les tôles épaisses recristallisent parfois partiellement : seulement dans les régions les plus déformées et cisaillées voisines de la surface [Humphreys and Hatherly, 2004, Sidor, 2007]. On constate parfois des cas de recristallisation en laminage à froid si la plasticité et l'échauffement dû à la déformation de laminage sont importantes mais la recristallisation est alors souvent partielle [Deneuville, 2010, Humphreys and Hatherly, 2004].

Il est très difficile de prévoir le type de texture après recristallisation bien que des modèles thermomécaniques aient été proposés [Crumbach, 2013, Hirsch, 2008]. Toutefois il a été observé que la texture *Cube* se retrouve fréquemment dans les aluminiums recristallisés [Weilan, 1991, Zhang, 2017, Dillamore and Roberts, 2001, Hirsch, 2008]. Zhang [Zhang, 2017] dans ses travaux, montre précisément sur un ensemble d'échantillons d'alliage 6111 laminés à chaud et à froid avec différents rapports de réduction, l'évolution des textures prédominantes et les propriétés mécaniques associées (cf. figure 2.3) :

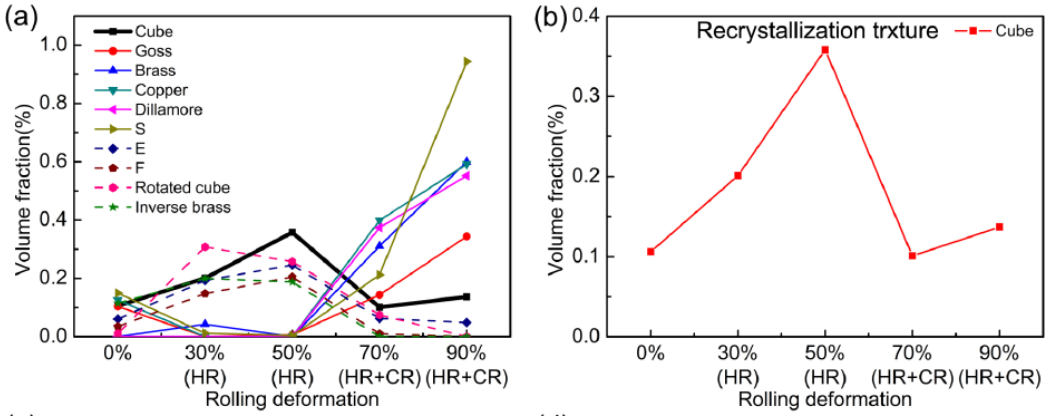


FIGURE 2.3 – (a) et (b) Fraction volumique de chaque texture en fonction des traitements dans l'alliage 6111 : *HR* pour *Hot Rolling CR* pour *Cold Rolling*. [Zhang, 2017].

Les gradients de texture au sein des tôles épaisses

Des études mettent en avant des cas où la différence de type de chargement (cisaillement en surface de la tôle et laminage pur au centre [Hattori, 1996]) est suffisante pour induire un gradient de texture selon l'épaisseur : une texture *Brass* à cœur et une texture propre au cisaillement en surface [Chen, 2008, Engler, 2000]. Wronski [Wronski, 2011] montre l'influence du ratio ω_1/ω_2 entre les vitesses de rotation des cylindres du laminoir sur l'hétérogénéité de la microstructure dans l'épaisseur (cf. figure 2.4).

Il y a également la situation où une recristallisation se produit sur certaines régions (de préférence fortement déformée) mais pas ailleurs : cette recristallisation partielle engendre alors ainsi un gradient de microstructure dans certaines tôles et structures épaisses. L'hétérogénéité de la microstructure par recristallisation partielle a été régulièrement étudiée sur les alliages d'aluminium [Wronski, 2011, Wronski, 2014, Sidor, 2008, Hirsch, 1991, Mishin, 2000]. Lee [Lee, 1991] s'est notamment intéressé à une tôle de 50 mm d'alliage Al-Mg-Si partiellement recristallisée.

En modifiant la température de laminage, deux états $S1$ et $S2$ ont été obtenus. A l'état $S2$, le matériau est intégralement recristallisé. A l'état $S1$, le matériau est recristallisé proche de la surface et non-recristallisé au cœur de la tôle (cf. figure 2.5) : on remarque qu'une texture *Goss* est très présente à cœur mais plus dans les zones recristallisées qui alors ne présentent qu'une simple texture *Cube* (sinon aucune).

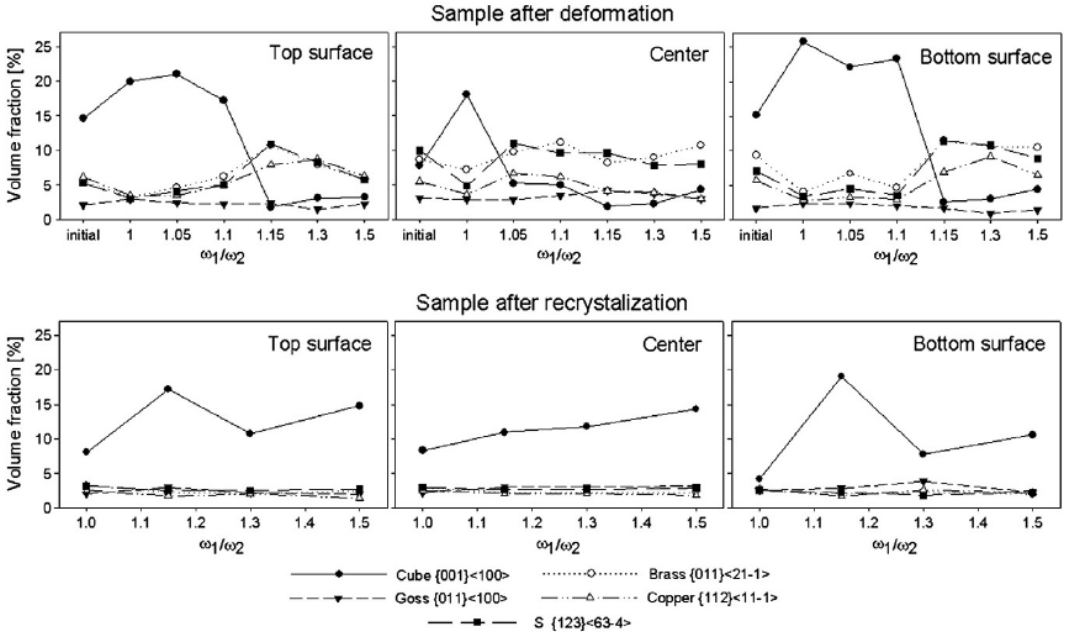


FIGURE 2.4 – Effet du ratio ω_1/ω_2 sur l'hétérogénéité des textures suivant l'épaisseur en sortie de laminage (haut) et après recristallisation (bas) ; tôle d'épaisseur 3 mm d'alliage Al6061 [Wronski, 2011].

2.2.3 Le formage à froid des structures d'alliages d'aluminium

Les grandes catégories

Le formage à froid s'applique aux aciers mais aussi très largement aux alliages d'aluminium de toutes les séries, il désigne un ensemble particulièrement large de techniques de mises en forme : laminage, emboutissage, pliage, cintrage ou repoussage. Il peut être réalisé aussi bien sur des structures simples (lopins, pions, lingots, tôles ou barres) [Bay, 1997, Ism, 2016, Zheng, 2018a] ou des structures autrement plus complexes (panneaux, profilés, tubes) [Hadjioannou, 2013, Dia, 2013].

Le formage à froid des panneaux auto-raidis s'inscrit dans la catégorie des procédés de pliage sur structures complexes. On retrouve dans la littérature essentiellement des études sur le pliage des tôles [Kul, 2003, Manoj, 2007, Roemer, 2019, Dev, 2016] même si le comportement en pliage des structures plus complexes est régulièrement abordé : pipes et tubes [Feng, 2018, El Galy, 2018], panneaux [Dal Santo, 2018] ou profilés [Hadjioannou, 2013].

La déformation à froid

L'appellation *à froid* se traduit par une opération réalisée à température ambiante. La différence de température vis-à-vis du formage à chaud a une importance considérable. Les conséquences sont premièrement d'ordre technique [Bay, 1997, Zheng, 2018a, Ism, 2016] :

— la température ambiante permet de s'affranchir des problématiques liées à la manipulation des matériaux portés à hautes températures : système de chauffage et installations résistantes aux hautes températures,

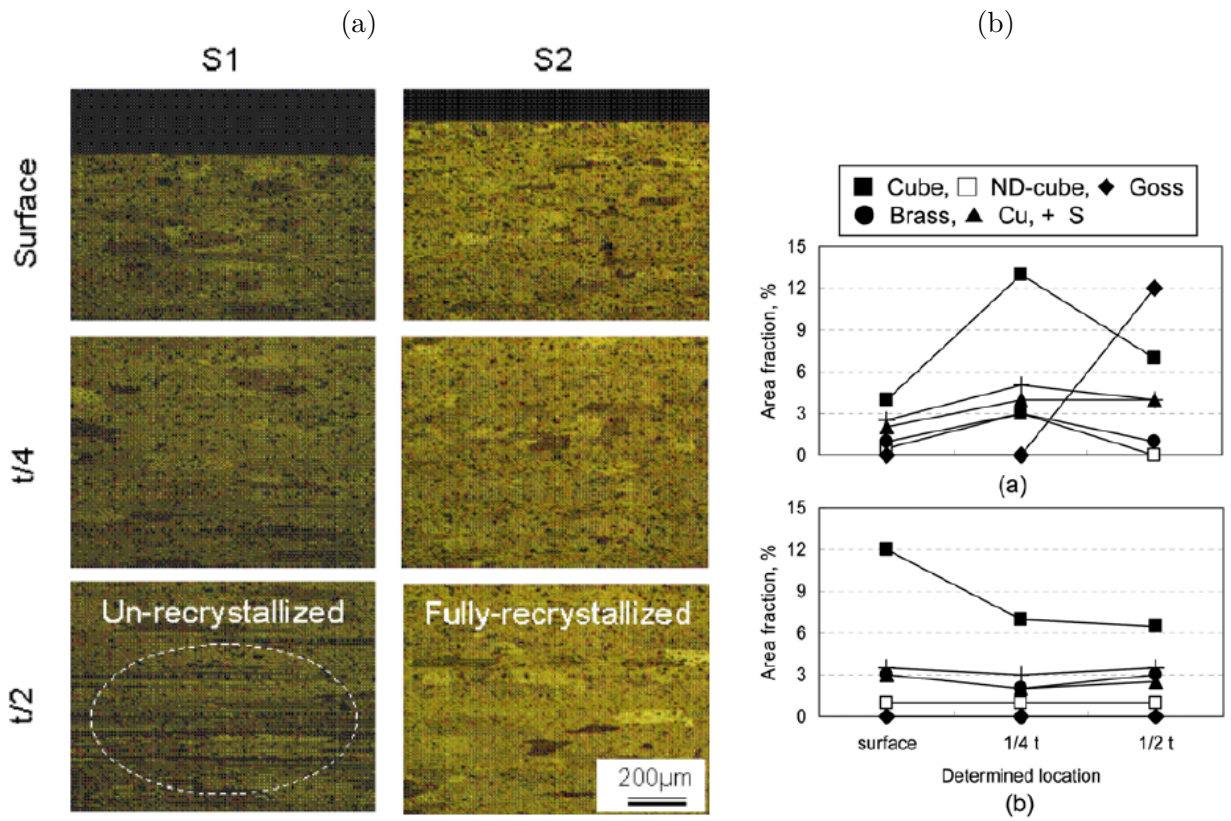


FIGURE 2.5 – (a) Microstructure d'un alliage Al-Mg-Si laminé à chaud (épaisseur t=50 mm). (b) Fraction surfacique de chaque texture élémentaire ((a) pour S1 et (b) pour S2) [Lee, 1991]. Etat partiellement recristallisé (S1) et complètement recristallisé (S2).

— les contraintes d'écoulement lors du formage sont plus importantes qu'à chaud, ce qui nécessite un renforcement conséquent des installations.

Les conséquences sont deuxièmement d'ordre mécanique et métallurgique :

— à température ambiante, les phénomènes physico-chimiques responsables de restaurations, recristallisations ou précipitations sont assez peu actifs,

— la plus faible ductilité limite également les niveaux de déformation [Sarkar, 2001, Feng, 2018]

Pour les alliages d'aluminium à capacité durcissante, l'état de solution solide où la ductilité est la plus élevée au cours de la fabrication, est souvent privilégié comme état initial avant un procédé de formage à froid. Le formage est alors suivi d'une phase de durcissement par précipitation (mûrissement ou revenu) afin d'apporter la résistance mécanique finale appropriée à la pièce mécanique une fois formée [Bay, 1997]. Certaines techniques sont toutefois applicables sur des alliages déjà durcis ou/et écrouis : pliage, cintrage, laminage ou emboutissage de tôles minces (si la forme n'est pas trop complexe) [Bay, 1997, Zheng, 2018a, Ism, 2016].

Les spécificités du formage à froid

Le formage à froid est un procédé très largement abordé. Cela comprend les études sur la caractérisation du procédé lui-même ou de ses conséquences sur les propriétés du matériaux (ou le comportement de la structure).

La plasticité

La compréhension de la plasticité au sein des procédés de formage est un aspect régulièrement abordé : il comprend par exemple la caractérisation des phénomènes de cisaillement au cours d'une extrustion [Gus, 2014], les phénomènes de retour élastique [Dal Santo, 2018, Kul, 2003, Manoj, 2007] ou les taux de déformation [Roemer, 2019] au cours du pliage. Les niveaux de déformations plastiques sont souvent aménés à être élevés : 9 % (Al2024-T3) [Gus, 2014], 40 % (AW6082) [Kul, 2003] ou plus de 70 % (Al5754) [Sarkar, 2001].

La caractérisation expérimentale d'un procédé de formage s'accompagne aussi fréquemment d'une modélisation des phénomènes plastiques. Les intérêts invoqués sont extrêmement variés : prédiction de la forme finale [Dal Santo, 2018] ou des contraintes résiduelles [Tan, 1994, Dev, 2016], caractérisation de l'effet de l'anisotropie sur les déformations du laminage [Shore, 2018] ou encore réduction de l'endommagement au cours du procédé [Lee, 2018, Feng, 2018]. Les outils numériques généralement employés dépendent des cas et seront détaillés davantage dans la section suivante.

Les contraintes résiduelles

L'absence de restauration lors du formage à froid implique la présence quasi-sytématique de contraintes résiduelles. Galy [El Galy, 2018] et [Khajehpour, 2007] ont quantifié expérimentalement et numériquement la présence de contraintes résiduelles après le pliage d'un tube en modulant son épaisseur, le rayon de courbure et l'angle de pliage. Nous pouvons citer des études équivalentes sur le pliage des tôles et le lien entre l'épaisseur et les contraintes [Dev, 2016, Tan, 1994]. De nombreux auteurs se sont intéressés aux problèmes causés par ces contraintes. Weiss [Weiss, 2012] montre l'impact des contraintes résiduelles liées au laminage d'une tôle sur l'efficacité du pliage (défauts de forme). D'autres auteurs mettent en évidence l'effet positif ou négatif des contraintes résiduelles induites par le formage à froid sur la tendance à l'amorçage en fatigue [Butz, 1961, Yentzer et al., 2009].

2.2.4 Modélisation de la plasticité des tôles d'alliages d'aluminium

Dans un processus de caractérisation mécanique d'un matériau ou d'optimisation d'une structure, une modélisation numérique de ses propriétés est souvent nécessaire. La grande majorité des éléments structurels étant constitués à partir de tôles laminées d'alliages métalliques, le développement d'outils numériques sur le comportement mécanique et notamment plastique des tôles est très répandu.

Les principes généraux

La méthode la plus conventionnelle repose sur l'utilisation des éléments finis auxquels est associée une loi de comportement donnant l'interdépendance entre les déformations du maillage et les contraintes. Pour les matériaux métalliques, les loi adoptées sont généralement du type élasto-plastique même si d'autres propriétés physiques, thermiques ou chimiques peuvent être intégrées en fonction des cas et des applications. Pour les applications de formage à chaud, l'altération de la microstructure est majeure et des phénomènes physico-chimiques liés à la température sont très actifs. Pour le formage à froid, il n'est généralement pas nécessaire d'inclure d'autres variables d'état que celle de la plasticité [Zheng, 2018a, Zheng, 2018b].

Classiquement, chacune des lois se base sur l'expression d'une contrainte équivalente $\overline{\sigma}$, dépendante des propriétés intrinsèques du matériau et des composantes σ_{ij} du tenseur des contraintes $\underset{\sim}{\sigma}$ [Besson et al., 2001, Bunge et al., 2000]. Une fonction $f(\underset{\sim}{\sigma})$ dite fonction de charge dépendante de $\overline{\sigma}$ et des composante σ_{ij} est alors définie. L'état de chargement du matériau détermine le signe de f : lorsque la relation $f(\underset{\sim}{\sigma}) < 0$, le comportement est élastique linéaire. Lorsqu'il y a écoulement plastique, cela se vérifie par deux conditions : l'égalité $f(\underset{\sim}{\sigma}) = 0$ et l'équation différentielle $\dot{f}(\underset{\sim}{\sigma}) = 0$ (condition de consistance).

Afin de faciliter la caractérisation, on représente souvent cet état à écrouissage constant et par une surface définie à partir de l'équation $f(\underset{\sim}{\sigma}) = 0$ dans un espace tri-dimensionnel (σ_I,σ_{II},σ_{III}). Les variables σ_I, σ_{II} et σ_{III} étant les contraintes principales du tenseur $\underset{\sim}{\sigma}$. Les paramètres du modèle permettent de moduler la forme de la surface et sont déterminés à partir d'expériences. Typiquement les essais de traction uni-axiaux et les grandeurs caractéristiques associées (limite d'élasticité, cœfficient de Lankford) sont utilisés pour l'identification mais parfois d'autres genres d'essais sont employés.

Sur les cent dernières années, une multitude d'études ont proposé une grande quantité d'expressions de la contrainte $\overline{\sigma}$ et de la fonction de charge f. Nous nous intéresserons notamment

aux plus adaptées aux tôles d'alliages métalliques.

Les critères de plasticité isotropes

Souvent dans un premier temps, on s'intéresse au choix de la contrainte équivalente $\overline{\sigma}$, on parle alors de la recherche d'un critère de plasticité.

Les critères de von Mises et Tresca

Parmi les critères fondamentaux, nous pouvons citer ceux de Tresca et de von Mises [von Mises, 1928] : le premier définissant la contrainte équivalente $\overline{\sigma}$ comme le maximum de cisaillement et le second comme l'énergie de cisaillement. Les expressions sont respectivement les suivantes.

$$\overline{\sigma} = max_{i,j}|\sigma_i - \sigma_j| \qquad i,j = I, II, III \tag{2.1}$$

$$\overline{\sigma} = J(\underset{\sim}{\sigma}) = \sqrt{\frac{3}{2}s_{ij}s_{ji}} = \sqrt{\frac{1}{2}((\sigma_I - \sigma_{II})^2) + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2)} \tag{2.2}$$

où s_{ij} sont les composantes du tenseur $\underset{\sim}{s}$ associé à $\underset{\sim}{\sigma}$. Le caractère isotrope de ces critères vient de la symétrie de la surface de charge par rapport à la trisectrice σ_I=σ_{II}=σ_{III} (cf. figure 2.6).

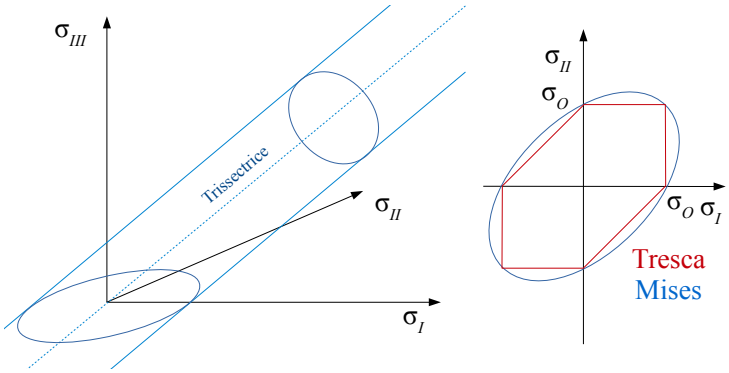


FIGURE 2.6 – Surfaces de charge associées au critère de Mises et Tresca dans l'espace des contraintes (σ_I, σ_{II}, σ_{III}) [Bunge et al., 2000].

Ces critères ont été généralisés par certains auteurs comme Hosford [Hosford, 1972] qui a attribué une puissance modulable m à chaque terme $(\sigma_i - \sigma_j)$ permettant de passer continument de la formulation de Mises (m=2) à Tresca (m=1).

Les critères de plasticité anisotropes

Par la suite, une amélioration a permis d'intégrer les effets d'anisotropie du matériau dans l'équation : précisons qu'un comportement plastique anisotrope se caractérise par une surface dissymétrique par rapport à la trisectrice σ_I=σ_{II}=σ_{III}. Les tôles sont orthotropes, cas particulier de l'anisotropie, ce qui traduit un matériau dont les propriétés mécaniques ont trois plans de symétrie orthogonaux. Dans le cas des tôles, ces plans sont induits par le laminage (L, S),(L-T) et (T-S) .

Des paramètres intégrés à l'équation permettent d'altérer la forme de la surface de charge et de l'adapter aux réalités expérimentales. L'identification des paramètres supplémentaires peuvent nécessiter une base expérimentale plus ou moins étendue. Elle est généralement constituée d'essais de traction.

Le critère de Hill (1948)

Von Mises [von Mises, 1928] proposera une forme quadratique de $\overline{\sigma}$=$\overline{\sigma}(\sigma_{ij})$ avec une vingtaine de paramètres h_{ij}. En 1948, Hill simplifiera l'équation au cas orthotrope des tôles avec seulement 6 paramètres h_i [Hill, 1948]. La contrainte équivalente vaut alors :

$$\overline{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2}\underset{\sim}{\sigma} : \underset{\sim}{\mathcal{H}} : \underset{\sim}{\sigma}}$$

Ce qui donne l'expression :

$$\overline{\sigma} = \sqrt{h_a(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + h_b(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + h_c(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 2h_d\sigma_{12}^2 + 2h_e\sigma_{23}^2 + 2h_f\sigma_{31}^2} \qquad (2.3)$$

La grande qualité de ce modèle est de donner par une expression simple une bonne approximation de l'anisotropie des matériaux orthotropes : il est en effet régulièrement utilisé pour la caractérisation des tôles d'aluminium [Gavrus, 2011, Khan, 2013, Yoon and Barlat, 2006]. De plus, l'identification des paramètres est très simple : on estime que trois essais uni-axiaux suivant les trois directions (L,T,S) d'une tôle sont suffisants [Bunge et al., 2000]. Dans le cas d'une tôle mince, les hypothèses de contraintes planes permettent de réduire les essais à deux : chacun des cœfficients h_i peut ainsi être exprimé en fonction de trois grandeurs caractéristiques : la limite d'élasticité uni-axiale σ_0 et σ_{90} suivant respectivement les directions L ou T (θ=0° pour L et θ= 90° pour T) ainsi que la valeur des cœfficients d'anisotropie (ou cœfficients de Lankfords) r_θ suivant ces deux directions. Nous pouvons constater l'influence des trois facteurs sur la surface de charge dans le plan (σ_I,σ_{II}) (cf. figure 2.7). La formulation directe de Hill rend aussi l'intégration de la loi dans une simulation plus facile et limite les risques de divergence des calculs [Banabic, 2010].

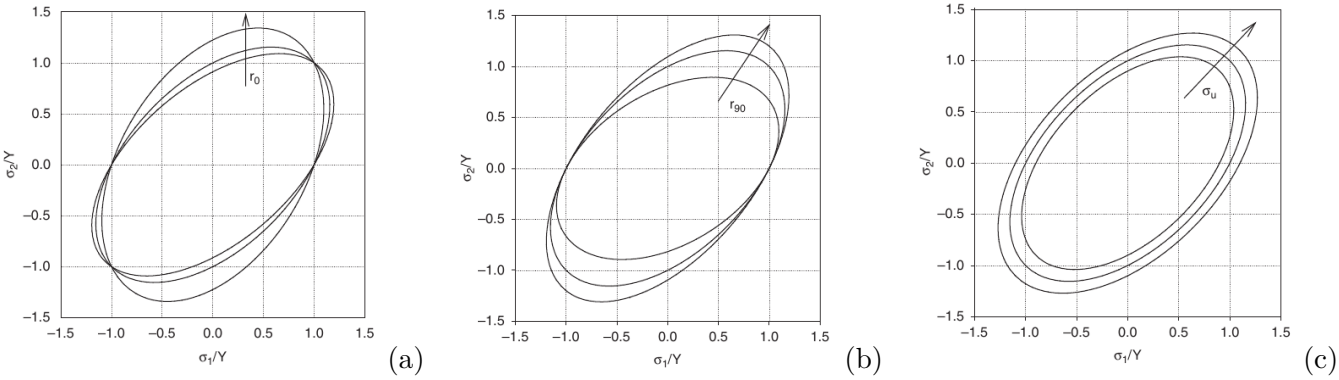


FIGURE 2.7 – Influence des paramètres r_0 (a) r_{90} (b) et la limite d'élasticité σ_u (c) sur la surface de charge dans le cas du modèle de Hill [Bunge et al., 2000, Hill, 1948]. Cas où le repère des contraintes principales (1,2,3) coincide avec celui de la tôle (L,T,S).

Le critère de Hill comporte aussi quelques limites dont nous devons prendre connaissance :

— La capacité du modèle à décrire complètement l'évolution de la limite d'élasticité uni-axiale en fonction de l'angle de traction θ reste assez modeste [Banabic, 2010].

— Woodthrope et Pearce ont mis en évidence des cas de tôle dont le comportement est incompatible avec le modèle de Hill [Woodthrope J., 1970, Bunge et al., 2000]. Une équation développée par Hill puis simplifiée par Hosford [Backofen, 1964] permet de relier la limite d'élasticité uni-axiale σ_0 et équi-biaxiale σ_b (cf. équation 2.4). L'incompatibilité concerne le cas $\sigma_b > \sigma_0$ et $r < 1$ théoriquement impossible mais qui est pourtant rencontré expérimentalement dans le cas de certaines tôles d'aluminium [Banabic, 2010].

$$\frac{\sigma_b}{\sigma_0} = \sqrt{\frac{\overline{r}+1}{2}} \qquad o\grave{u} \qquad \overline{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \qquad (2.4)$$

Les critères de Barlat

Nous pouvons citer la lignée des critères de Barlat dont la version la plus connue est celle de 1991 [Barlat et al., 1991]. Il s'inspire des travaux d'Hershey [Hershey, 1954] sur les poly-cristaux

et ré-écrira l'équation en faisant apparaitre les composantes principales s_I, s_{II}, s_{III} du déviateur $\underset{\sim}{s}$ avec la formulation :

$$2\overline{\sigma}^m = |s_I - s_{II}|^m + |s_{II} - s_{III}|^m + |s_{III} - s_I|^m \tag{2.5}$$

Sous cette forme-ci, le modèle est isotrope. Il peut ensuite être exprimé en fonction de I_2 et I_3, le second et troisième invariant du déterminant du tenseur des contraintes. L'intégration de 6 facteurs a, b, c, d, e et f dans les expressions de I_2 et I_3 ajoute une mobilité à la surface de charge. Au final, il est aussi flexible que le critère de Hill et permet de pallier les phénomènes d'incompatibilité cités précédemment. Barlat [Barlat, 1997] apportera plus tard une nouvelle version considérée plus efficace avec 3 nouveaux cœfficients d'anisotropie mais nécessitant le calcul des vecteurs propres du tenseur.

Les critères avec système linéaire

Celui de Karafillis and Boyce [Karafillis and Boyce, 1993] est un des plus connus. Ce critère généralise les cas isotropes précédents grâce à un jeu de paramètres c et b : nous pouvons passer continument du critère de Mises ($b = 1$) à Tresca (b$\rightarrow \infty$) sur les équations suivantes :

$$\overline{\sigma}^b = \Phi^1(1 - c) + \Phi^2 c \tag{2.6}$$

$$\Phi^1 = |s_I - s_{II}|^b + |s_{II} - s_{III}|^b + |s_{III} - s_I|^b \qquad \Phi^2 = |s_I|^b + |s_{II}|^b + |s_{III}|^b \tag{2.7}$$

avec $c \in$[0,1] agissant comme un poid.

La surface de charge en contraintes planes peut librement prendre les formes intermédiaires entre l'ellipse du critère de Mises ou l'hexagone du critère de Tresca. L'anisotropie est ensuite intégrée en amont par l'usage d'un déviateur des contraintes $\underset{\sim}{s}$ altéré déduit du tenseur $\underset{\sim}{\sigma}$ par la transformation linéaire :

$$\underset{\sim}{s} = \underset{\sim}{L}\underset{\sim}{\sigma} \tag{2.8}$$

où l'opérateur $\underset{\sim}{L}$ est composé de 6 cœfficients d'anisotropie $C, \alpha_1, \alpha_2, \gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$. Ces critères présentent de nombreux avantages : une surface de charge particulièrement mobile permettant une correspondance excellente avec les résultats expérimentaux dans de nombreuses sollicitations. Des essais uni-axiaux suffisent pour identifier les 8 paramètres. Toutefois, la procédure d'identification des paramètres est particulièrement longue. Plus récemment, Bron et Besson [Bron and Besson, 2004] ont modifié l'expression en attribuant un opérateur $\underset{\sim}{L}^k$ et une puissance b^k différente pour chaque fonction Φ^k.

Le tableau 2.2 synthétise l'ensemble des critères cités précédemment avec quelques critères dérivés :

Author, year	σ_0	σ_{30}	σ_{45}	σ_{75}	σ_{90}	σ_b	r_0	r_{30}	r_{45}	r_{75}	r_{90}	r_b	3D
Hill's family													
Hill 1948	x						x		x		x		x
Hill 1979	x					x	x						x
Hill 1990	x		x		x	x			x				
Hill 1993	x				x	x	x				x		
Lin, Ding 1996	x				x	x	x		x		x		
Hu 2005					x	x	x		x		x		x
Leacock 2006					x	x	x		x		x		
Hershey's family													
Hosford 1979	x						x				x		x
Barlat 1989	x						x				x		
Barlat 1991	x		x		x	x							x
Karafillis Boyce 1993	x		x		x		x		x		x		x
Barlat 1997	x		x		x	x	x		x		x		x
BBC 2000	x		x		x	x	x		x		x		x
Barlat 2000	x		x		x	x	x		x		x		
Bron, Besson 2003	x		x		x	x	x		x		x	x	x
Barlat 2004	x		x		x	x	x		x		x	x	x
BBC 2005	x		x		x	x	x		x		x	x	x

TABLE 2.2 – Synthèse des données expérimentales σ_θ et r_θ à déterminer pour l'identification de chaque critère ; la dernière colonne précise si le critères est applicable en 3D ou non [Banabic, 2010].

Règles d'écrouissage

En complément du critère, nous devons associer une loi de plasticité déterminant l'évolution de la surface de charge au cours de l'écoulement plastique. La formulation élastique parfaite $f(\underset{\sim}{\sigma}) = \overline{\sigma} - \sigma_0 = 0$ est une approximation très grossière et suppose la contrainte d'écoulement (donc la surface de charge) constante. Dans la réalité, la contrainte est susceptible d'augmenter : c'est le principe de l'écrouissage (elle peut néanmoins diminuer dans le cas d'un écrouissage négatif ou adoucissement). L'écrouissage se divise lui-même en deux catégories : l'écrouissage isotrope et cinématique.

L'écrouissage isotrope

L'écrouissage isotrope est caractérisé par une grandeur scalaire p aussi appelée plasticité cumulée s'exprimant par la relation :

$$\overline{\sigma}\dot{p} = \underset{\sim}{\sigma} : \dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}^p \tag{2.9}$$

L'impact de l'écrouissage isotrope, mis en avant par Taylor et Quinney, se traduit par une augmentation homothétique de la surface de charge : cette dernière reste centrée sur l'origine indépendamment de la direction et du type de chargement. Il s'intègre à la fonction de charge sous la forme d'une loi $R(p)$ équivalente à une contrainte et soustraite à $\overline{\sigma}$. Cette fonction joue notamment un rôle dans la forme du domaine plastique de la courbe contrainte-déformation. Historiquement, il est souvent observé que l'écrouissage sature au fur et à mesure du chargement. Il est donc dans ces cas là plus approprié de donner à $R(p)$ la forme d'une fonction de puisssance (loi Ramberg-Osgood) ou bien d'une exponentielle. La plus connue étant la suivante [Besson et al., 2001, Lemaitre and Chaboche, 1985] :

$$R(p) = Q(1 - e^{bp}) + \sigma_0 \tag{2.10}$$

où Q et b sont les paramètres d'intensité et de vitesse pour la saturation de l'écrouissage. On considère que l'écrouissage isotrope est prédominant sur les déformations élevées. Un ensemble d'essais de traction monotone est en générale suffisant pour caractériser la loi. En revanche, certains phénomènes plastiques ne dépendent pas de cet écrouissage comme l'effet Bauschinger ou encore les chargements cycliques.

L'écrouissage cinématique

L'écrouissage cinématique se manifeste notamment sur les petites déformations en particulier dans les cas de sollicitation en traction-compression. Il s'exprime par la variable tensorielle $\underset{\sim}{X}$. En fonction du critère et de la fonction de charge, il peut prendre diverses formes. Dans le cas de l'équation de Prager, où l'écrouissage est purement cinématique associé à un critère de type Mises nous avons l'équation :

$$f(\underset{\sim}{\sigma}) = J(\underset{\sim}{\sigma} - \underset{\sim}{X}) - \sigma_0 \tag{2.11}$$

La variable $\underset{\sim}{X}$ peux ainsi prendre une forme linéaire $\underset{\sim}{X} = 2/3H\underset{\sim}{\varepsilon}^p$ appelé alors la loi linéaire de Prager. Une loi cumulant la loi d'écrouissage cinématique précédente avec un écrouissage isotrope est la loi de Prandtl-Reuss :

$$f(\underset{\sim}{\sigma}) = J(\underset{\sim}{\sigma} - \underset{\sim}{X}) - (\sigma_0 + R(p)) \tag{2.12}$$

Alors qu'un simple essai de traction permet d'identifier les paramètres de $R(p)$ (davantage d'essais sont requis si le critère associé est anisotrope), il est nécessaire de réaliser des essais de traction-compression ou des essais cycliques, si la loi présente une composante d'écrouissage cinématique $\underset{\sim}{X}$.

Les lois de comportement en formage à froid

Plusieurs tendances apparaissent dans le choix des lois de comportement :

— Les critères de plasticité sont la plupart du temps anisotropes. Beaucoup d'auteurs utilisent les éléments coques (hypothèse de contraintes planes) pour la déformation des tôles minces, ils privilégient les critères adaptés pour les sollicitations en 2 dimensions comme le critère de Hill 1990 [Dal Santo, 2018, Shore, 2018]. En revanche, sur les cas de formage en 3 dimensions, le critère de Hill 1948 est privilégié [Lee, 2018].

— Le formage à froid impose un chargement souvent monotone, ainsi la grande majorité des auteurs favorisent les écrouissages uniquement isotropes [Pan, 2018, Dal Santo, 2018, Lee, 2018]. Toutefois, les cas de formage de structures complexes réalisées en plusieurs passes (par exemple certains cas d'emboutissage et de ré-emboutissage après retour élastique) une composante d'écrouissage cinématique est nécessaire [Zheng, 2018a].

Dans le cadre de la mise en forme des panneaux auto-raidis, les principales caractéristiques du procédé industriel, nous renseignent sur la nature et les capacités à privilégier dans le choix de notre loi de comportement :

— Le matériau de base est une tôle laminée, il est donc tout naturel de privilégier un critère de plasticité anisotrope.

— Les panneaux auto-raidis sont des structures fortement 3D, il est donc impératif de choisir un critère également adapté au comportement plastique en trois dimensions.

— Le procédé de formage à froid est susceptible de porter le matériau localement à de très hauts niveaux de déformation en chargement monotone. Nous pouvons dans un premier temps privilégier un écrouissage essentiellement isotrope. La question sur la part de la composante cinématique de notre alliage sera abordée ultérieurement au chapitre 4 qui étudie la caractérisation du matériau sous un chargement cyclique.

2.3 Essais de formage à froid de panneaux auto-raidis

Cette section décrit la méthodologie déployée pour les essais de formage sur éprouvettes de panneaux auto-raidis. Comme précisé plus tôt, ces essais de formage sont une première étape pour des essais de fatigue (voir chapitre 5) et constituent la base de données expérimentales pour une comparaison avec la simulation numérique du formage développée dans ce chapitre.

2.3.1 Géométrie

Le schéma 2.8 décrit la géométrie retenue pour cette étude. L'optimisation de cette éprouvette a été faite par Dassault Aviation selon un protocole qui n'est pas décrit dans ce manuscrit. Toutefois, les dimensions ont été ajustées selon des critères que nous pouvons préciser.

Tout d'abord, la longueur L doit être suffisamment importante pour limiter les effets de bords (ce point sera vérifié a postériori par simulation). On rappellera que nous cherchons une situation similaire à celle d'un croisillon inclus dans un réseau de raidisseurs. Il est donc nécessaire que la plasticité induite par le formage reste confinée loin des zones de prise en mors, des appuis de formage et des raidisseurs latéraux. De plus, pour chacun des raidisseurs, les hauteurs H_R et H_r (cf. tableau 2.3) ainsi que les épaisseurs respectives sont choisies afin ne pas entrainer de flambement ; ce phénomène étant très contrôlé pour ce procédé. Enfin, les raidisseurs latéraux correspondent dans le panneau complet aux deux raidisseurs voisins. Leur présence permet de supprimer les phénomènes de bords libres au niveau de la peau. Toutefois, pour ne pas surcharger l'éprouvette par trois croisillons à former, ces raidisseurs latéraux sont donc moins hauts. En outre, cette modification permet lors de l'essai de fatigue de garantir un amorçage (et une propagation) sur le raidisseur central uniquement.

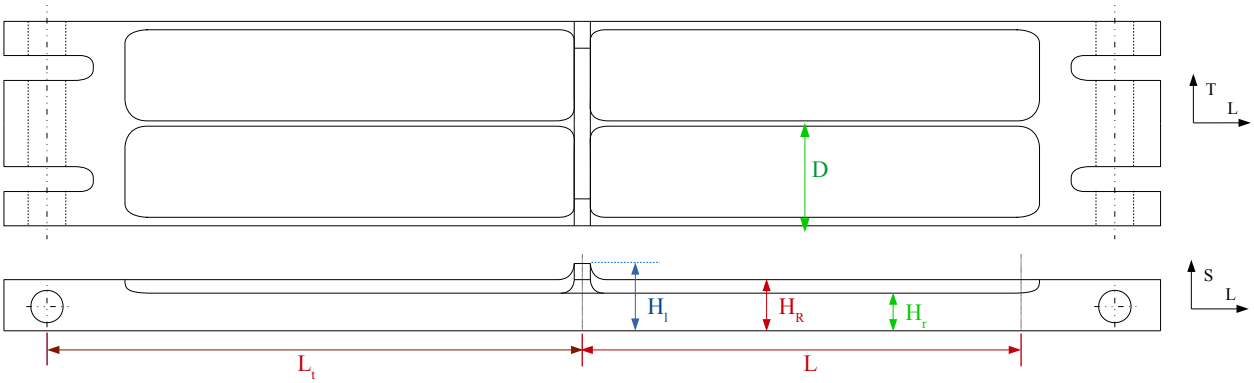
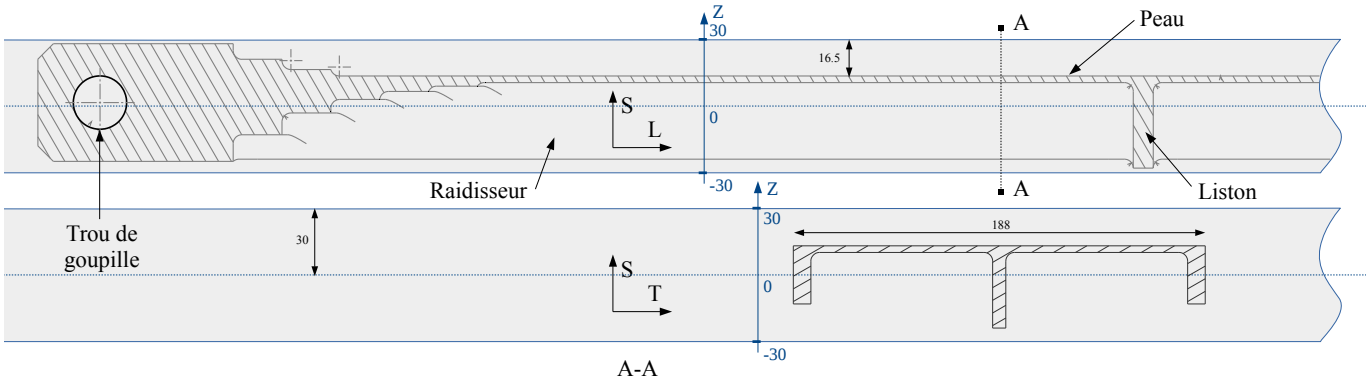


FIGURE 2.8 – Géométrie de l'éprouvette de panneaux auto-raidis. (échelle non-respectée)

L_t	L	H_R	H_r	H_l	D
470	300	37.5	26.5	41.5	94

TABLE 2.3 – Dimensions principales de l'éprouvette de panneau (mm).

Deux exemplaires ont été usinés dans la masse d'une tôle épaisse laminée de 60 mm d'épaisseur selon le même protocole de prélèvement qu'un panneau entier (cf. figure 2.9). Le système d'axes associé au laminage (L, T, S) sera très utilisé : le raidisseur est toujours orienté suivant la direction L et la peau se trouve dans le plan $L-T$. Cette configuration sera gardée pour toute la suite de l'étude. De plus, le système de coordonnées (X, Y, Z) utilisé sera tel que $X = L$, $Y = T$ et $Z = S$, l'origine étant dans le plan médian de la tôle. Celui-ci est positionné à 2 mm de la surface de la tôle alors que la peau se situe à plus de 15 mm de profondeur. Les dimensions sont résumées dans le tableau 2.3.

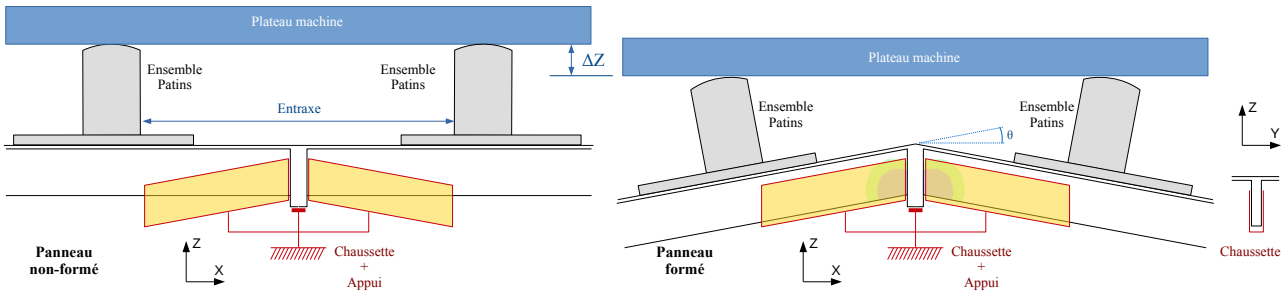


(a)

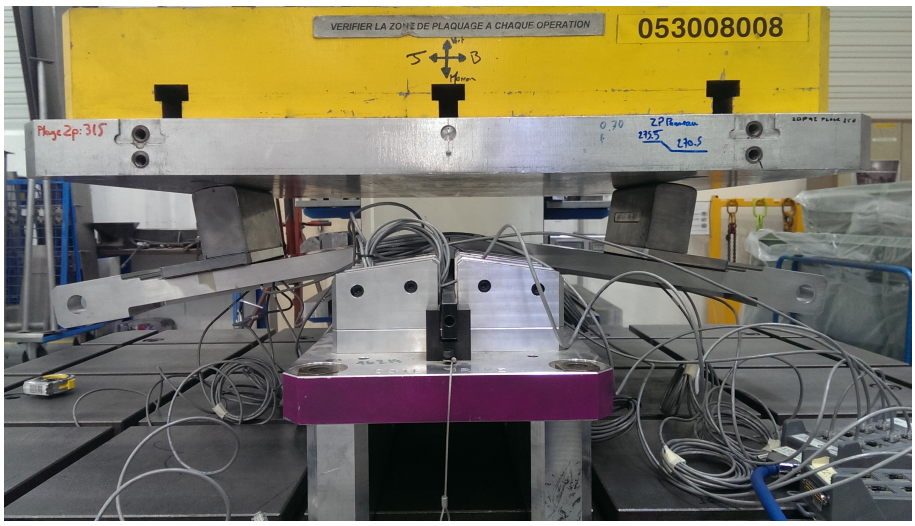
FIGURE 2.9 – Prélèvement des panneaux auto-raidis dans l'épaisseur de la tôle épaisse de 60 mm.

2.3.2 Protocole expérimental

Les essais de formage ont été réalisés dans les locaux de Dassault Aviation (voir figures 2.11 et 2.10). Il y a un plateau inférieur fixe et un plateau supérieur mobile, le panneau est alors installé renversé sur le plateau inférieur (liston vers le bas), le sommet du liston étant installé sur une butée. Deux plaques, appelées *plaques martyres*, associées à deux pavés sont alors posées par dessus chaque côté sur la surface peau de la structure. Le pavé, ou *patin d'appui*, présente une face courbée permettant d'assurer un contact roulant avec le plateau supérieur. Le processus de formage est alors amorçé lorsque le plateau est descendu puis mis en contact avec les deux patins d'appui.



(a)



(b)

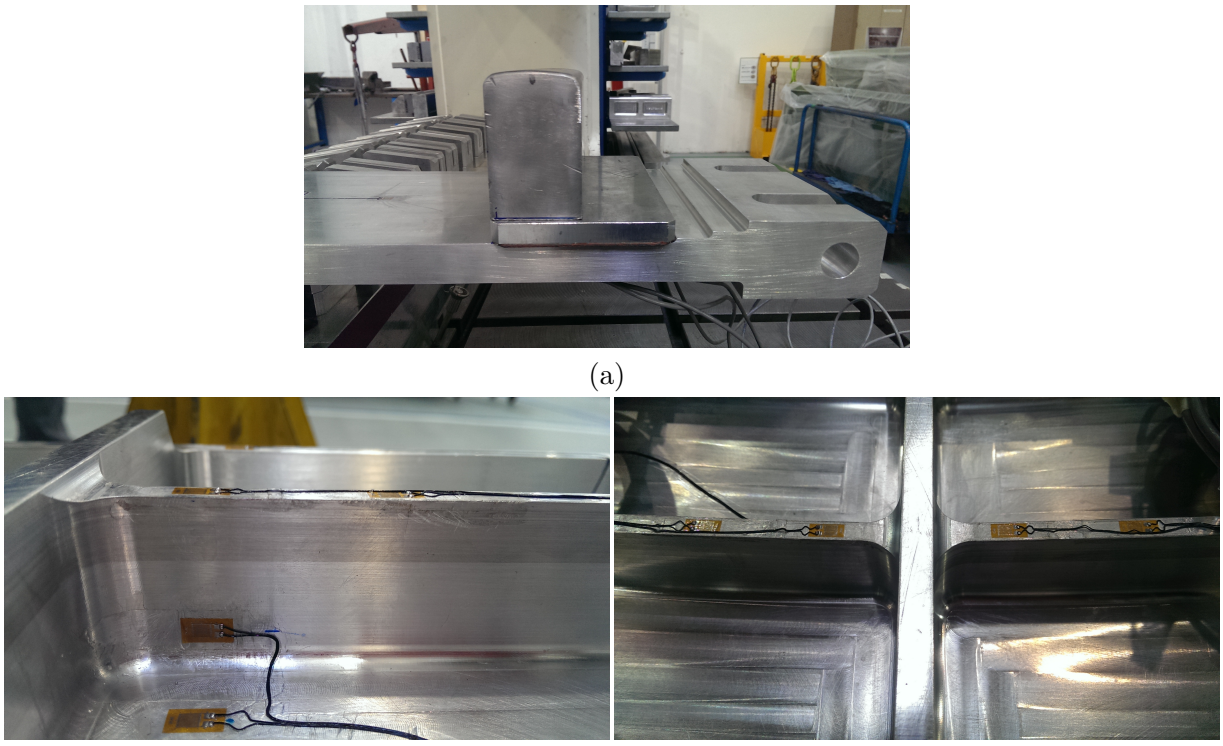
FIGURE 2.10 – (a) Mise en place (gauche) d'une éprouvette de panneau auto-raidi avant formage, et après formage (droite) ; (b) photographie de l'essai de formage après décharge.

Le formage s'effectue par la descente du plateau supérieur d'une distance imposée ΔZ, ce qui entraine la flexion du panneau. Les deux exemplaires ont été formés à deux angles distincts.

On notera que l'angle θ est pris par tangente à la surface de la peau. Le choix a été fait de fabriquer deux éprouvettes formées à deux niveaux de pliage différents plutôt que de doubler l'essai. La table figure 2.4 décrit les paramètres pour chacun des deux essais.

Essai	**Flèche maximale ΔZ_{max}**	**Angle résiduel θ mesuré**
1	23 mm	3.2°
2	29 mm	4.5°

TABLE 2.4 – Paramètres d'essai de formage des deux panneaux auto-raidis.



(a)

(b) (c)

FIGURE 2.11 – (a) Ensemble *chaussette* patins d'appui. ((b) et (c)) Montage des jauges de déformation.

2.3.3 Instrumentation

La presse utilisée ne permet aucune mesure des déformations, le panneau doit donc être équipé d'une instrumentation. Dans le cas d'une structure plus complexe, d'importants gradients de déformations rendent ces capteurs de déformation inexploitables. Deux choses sont donc à prendre en compte, la mesure doit être à la fois localisée et étendue à travers la structure : il est en effet essentiel de pouvoir estimer les différents gradients et foyers de déformation.

Plusieurs solutions techniques pour la mesure des déformations ont été envisagées : cette géométrie ne se prête pas aux extensomètres à encoches ou à clips ou du moins cela nécessiterait des usinages complémentaires (perçages, gorges ou autres fixations) ce que nous souhaitions éviter. La méthode la plus intéressante est de réaliser un suivi visuel de la zone centrale à l'aide d'une caméra numérique et d'obtenir une estimation des champs de déformations sur une face entière du raidisseur par une méthode de corrélation d'image. Toutefois, la présence des *chaussettes* de guidage rend cette observation impossible. La dernière alternative a été d'équiper la structure d'une batterie de jauges de déformations (cf. figure 2.11) : leur collage et le cablage électrique est délicat à réaliser, mais cette solution présente l'avantage d'être économique, assez précise et peu encombrante. Elle permet par exemple d'effectuer une mesure dans les espaces assez confinés comme entre le sommet du raidisseur et le fond de l'entaille de guidage. Dans

la mesure où les jauges sont suffisamment petites et nombreuses, une bonne évaluation des déformations à travers la structure peut être obtenue.

Les jauges doivent être installées dans des zones où les gradients de déformation restent raisonnables sur la longueur caractérique de la jauge. Ce point sera vérifé par simulation dans la section 2.5. À noter qu'un décollement de jauges en cours d'essai est à envisager, il est donc judicieux de multiplier les plus importantes. On dispose ainsi pour chaque éprouvette de 11 jauges dont les orientations et positions sont les suivantes (cf. figure A.1 et table 2.5) :

- Les jauges $R11$, $R21$ et $L1$ mesurent les déformations les plus élevées. Elles sont primordiales car elles déterminent le niveau de déformation général de l'éprouvette dans la zone la plus sollicitée. Elles servent aussi de jauges de référence : d'une part elles donnent une première idée de la plasticité maximale induite par le formage, mais aussi nous nous servirons du signal expérimental afin de calibrer les simulations de formage.
- Les jauges $R11$, $R21$ et $R31$ donnent une estimation du gradient de déformation sur toute la longueur du raidisseur. Cela permet de vérifier notamment que la zone de la structure plastifiée par le formage reste localisée autour du liston. De la même manière, les jauges $R11$ et $L1$ nous renseignent sur le gradient selon la hauteur du raidisseur.
- L'examen des jauges $R11$ et $R21$ avec $R12$ et $R22$ permet de juger de la symétrie du formage dans l'axe X. Les jauges $S1$ et $S2$ qui apportent la même information pour la symétrie selon Y. Cela permet aussi de vérifier si aucun basculement, glissement ou vrillage ne s'est produit au cours du formage.
- Les jauges sont uni-axiales. Les premières simulations montrent au cours du formage bien plus de sollicitations selon X que selon les autres directions. De plus, le nombre de jauges étant limité, il a été choisi de se limiter à la direction X mais de garantir un grand nombre de points de mesures.

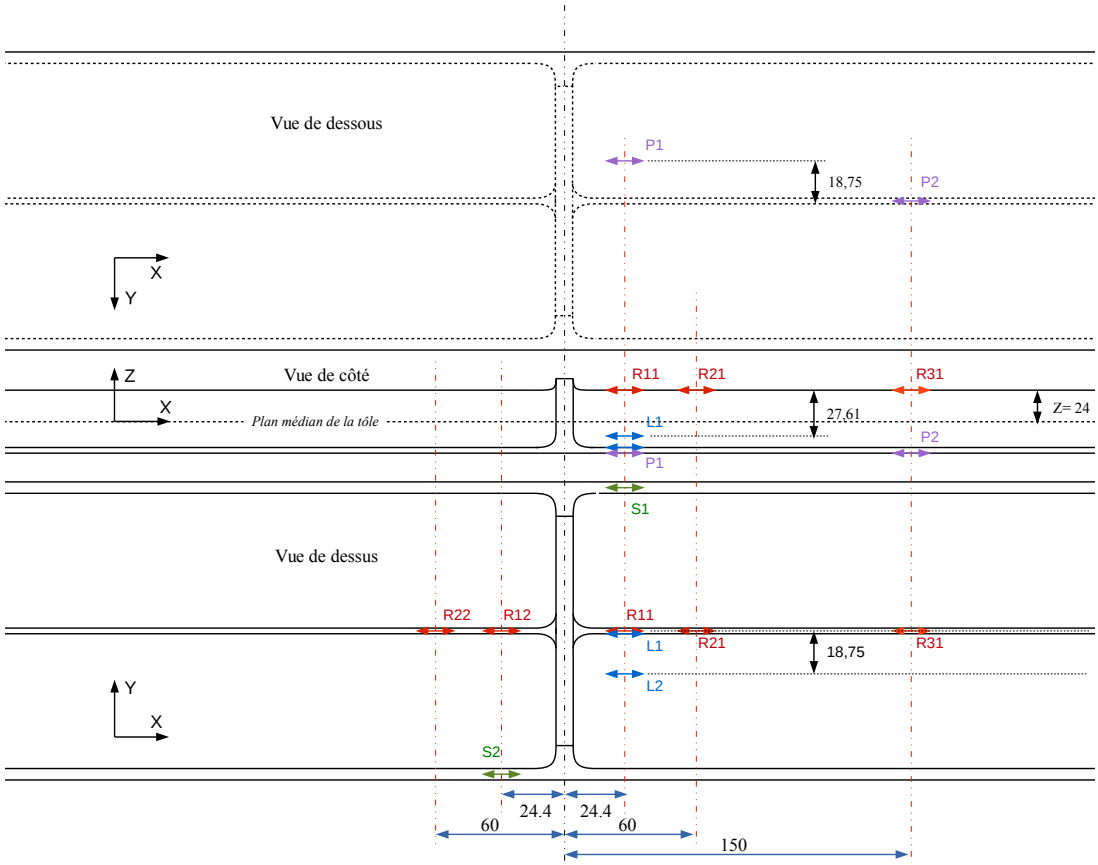


FIGURE 2.12 – Disposition des jauges de déformation à la surface de l'éprouvette de panneau auto-raidis.

Jauges	**Position**	$X\|Y\|Z$ **(mm)**	**Fonction**
R11/R12	Sommet raidisseur central	+/−24.4,0.0,24.0	Foyer de déformation
R21/R22	Sommet raidisseur central	+/−60.0,0.0,24.0	Gradient de déformation sur la longueur du raidisseur
R31	Sommet raidisseur central	150.0,0.0,24.0	Symétrie axe X
S1/S2	Sommet raidisseur latéral	+/−24.4,+/−94.0,13.0	Foyer de déformation Symétrie axe Y
L1	Flanc raidisseur central	24.4,3.0,-3.61	Gradient de déformation sur la hauteur du raidisseur Foyer de déformation
L2	Peau (face supérieure)	24.4,18.75,-10.5	Gradient de déformation largeur d'éprouvette Déformation en peau
P1	Peau (face inférieur)	24.4,18.75,-13.5	Déformation en peau
P2	Peau (sous le raidisseur central)	150.0,0.0,-13.5	Déformation en peau Déformation loin du foyer

TABLE 2.5 – Positionnement et fonction de chacune des jauges sur les éprouvettes de panneaux auto-raidis.

2.3.4 Résultats

La figure 2.13 montre les valeurs expérimentales des déformations mesurées par les jauges au cours de chacun des deux essais : essais 1 ((a) et (c)) dont l'angle de formage est plus faible que celui de l'essai 2 ((b) et (d)). Afin de s'affranchir de la notion de temps, la vitesse de pliage n'étant ni constante et ni reproductible entre les deux essais, les courbes sont tracées en fonction de ε_{R12}, déformation de la jauge $R12$ commune aux deux éprouvettes ($R11$ et $R21$ ayant rompu en cours d'essai de formage N°2). Les valeurs lors du chargement maximal et de l'état résiduel sont précisées. On compte deux jauges de décollées pour l'essai N° 2, ces signaux seront donc écartés de l'analyse.

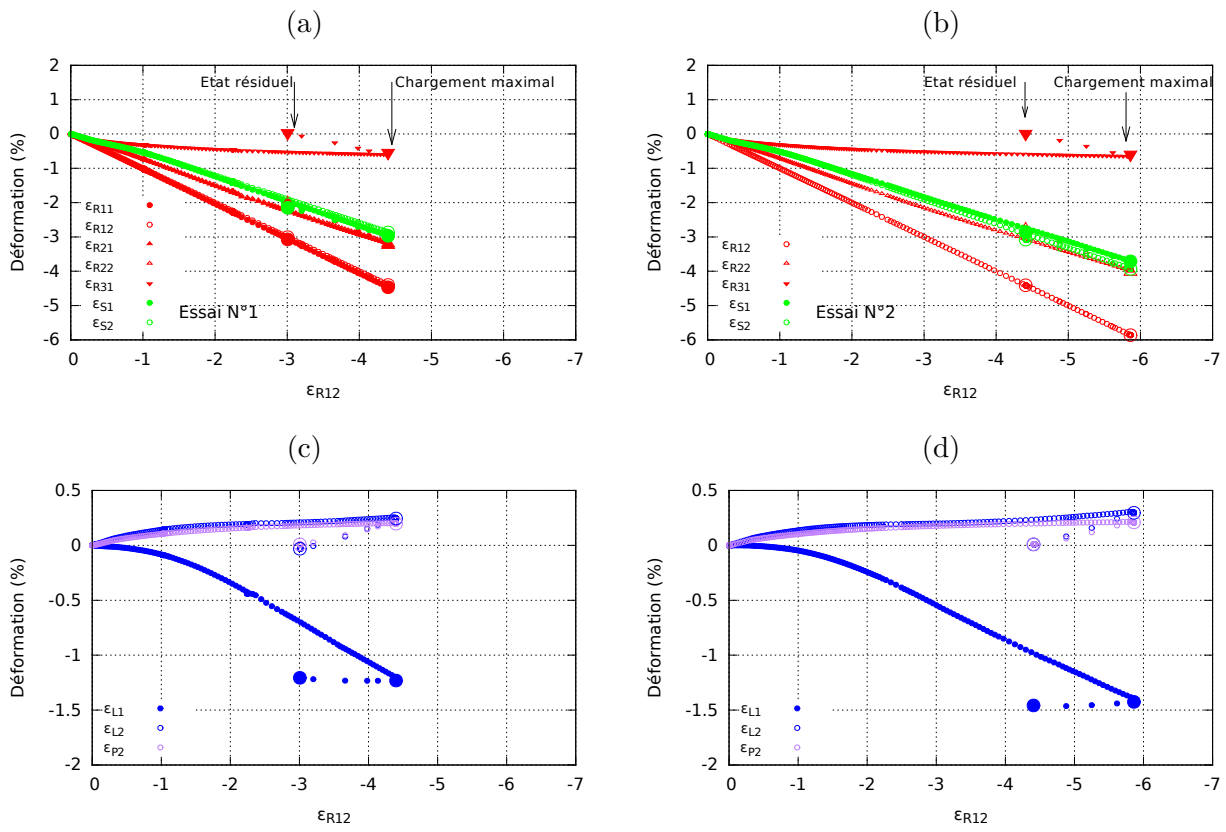


FIGURE 2.13 – Déformations (%) mesurées expérimentalement sur chaque jauges au cours de l'essai de formage N°1 ((a) et (c)) et N°2 ((b) et (d)).

Les déformations aux jauges $R11$, $R12$, $R31$ (rouge), $S1$, $S2$ (vert) et $L1$ (bleu plein) sont négatives montrant la mise en compression de la moitié haute des raidisseurs. La forte non-linéarité montre une plasticité bien présente et on observe que les niveaux les plus élevés de déformation sont donnés par $R12$ proches du liston. Notons que l'état de chargement maximal se situe au point $\varepsilon_{R12} = \varepsilon_{R12}^{max}$, l'inflexion représentant le retour élastique de la structure. On remarque ainsi une déformation maximale observée de plus de 4 % en compression pour l'essai 1 et de plus de 6 % pour l'essai 2. La déformation est essentiellement de la compression. Les régions les plus impactées sont les régions en sommet de raidisseur et proche du liston. Nous pouvons nous attendre à des valeurs encore majorées entre $R11$ et le liston, les jauges $R11$ ou $R12$ n'étant qu'à $|X|= 24.4$ mm. La peau du panneau, est au contraire déformée en traction (voir $L1$ et $P1$) mais avec peu de plasticité résiduelle. La fibre neutre semble être assez proche de la peau du panneau.

Afin d'affiner cette analyse, le tableau 2.6 dresse la liste de toutes les valeurs de déformation au maximum du chargement et à l'état résiduel. Sont affichées aussi les valeurs de déformation à un état intermédiaire de l'essai N°2, état où la déformation de la jauge $R12$ est équivalente à celle de la même jauge pour l'essai N°1 au maximum de chargement. Notons que la plasticité, au sein

du raidisseur, s'étend jusqu'à X= 60 mm (jauge $R22$ ou $R21$) avec -3 à -4 % selon les essais. Au delà des X= 150 mm, elle est proche de zéro. Il semble donc que la plasticité reste effectivement assez confinée près du liston. L'observation des jauges $R11$ avec $R12$ et $R21$ avec $R22$ montre une très bonne symétrie de l'essai dans la direction X où l'écart relatif reste inférieur à 5 %. Le raisonnement est similaire pour les jauges $S1$ et $S2$ avec toutefois une différence relative de l'ordre de 8 % ce qui reste raisonnable pour pouvoir considérer la dissymétrie du formage suivant Y comme minime. Enfin, la comparaison du tableau (a) avec le tableau (c) montre une excellente reproductibilité de l'essai de formage : on constate en effet un écart de moins de 5 % pour la plupart de jauges. Seule la valeur de jauge $L1$ diffère de 25 % entre les deux essais : au regard de la qualité de la comparaison pour les autres jauges, il est probable que cet écart provienne davantage d'une sensibilité de positionnement dû à un fort gradient de déformation dans cette zone, que d'une différence de morphologie de champs.

	Formage N°1		Formage N°2			
Jauge	**Chargement maximum**	**Etat relâché**	**Chargement maximum**	**Etat relâché**	**Etat intermédiaire**	**Ecart avec le Formage N°1**
R11	-4.46	-3.07	-	-	-	**-**
R12	-4.39	-3.00	-5.86	-4.40	-4.39	**0.008**
R21	-3.21	-2.05	-	-	-	**-**
R22	-3.16	-1.99	-3.99	-2.76	-3.06	**0.10**
R31	-0.56	0.0036	-0.623	-0.0176	-0.57	**-0.0059**
P1	0.7488	0.369	0.957	0.558	0.7558	**0.007**
P2	0.197	0.008	0.208	0.010	0.1982	**0.0008**
L1	-1.231	-1.205	-1.424	-1.4578	-0.9778	**0.253**
L2	0.244	-0.030	0.296	0.0083	0.2333	**-0.011**
S1	-2.967	-2.14	-3.711	-3.57	-2.735	**0.232**
S2	-3.696	-2.049	-3.931	-3.0788	-3.962	**-0.266**

TABLE 2.6 – Déformation (%) totale mesurée pour chacune des jauges, au maximum de chargement et à l'état résiduel pour l'essai N°1 et l'essai N°2. Le tableau donne le cas intermédiaire au cours de l'essai N°2, telles que $\varepsilon_{R12Essai2}$=$\varepsilon^{max}_{R12Essai1}$ (en rouge). Les jauges dont le signal n'est pas exploitable sont notées -.

2.3.5 Conclusion

A ce stade, deux panneaux auto-raidis ont été pré-déformés par flexion 3 points et une estimation d'une partie des champs de déformation à travers la structure est disponible via les jauges de déformation. Les panneaux sont conservés tels quels avec l'ensemble des jauges. Nous avons pu constater la bonne qualité du formage réalisé : une symétrie très correcte et une excellente reproductibilité. Les deux angles de formage visés ont été atteints.

Notons que la composante d'élasticité de chaque déformation à l'état résiduel étant inconnue, nous ne pouvons encore exprimer la valeur exacte des niveaux de plasticité en chacune des jauges. Les sections suivantes seront dédiées à la construction de la simulation de ces essais par éléments finis. Un maillage de l'éprouvette sera proposé et l'analyse du protocole de formage nous permettra notamment de choisir judicieusement les conditions de contact, de chargement et de déplacement. Les déformations expérimentales aux jauges nous guideront également sur les zones d'intérêts du maillage, c'est à dire les zones fortement déformées et nécessitant par exemple un maillage plus fin. Les données expérimentales seront enfin réutilisées pour une comparaison avec l'outil numérique.

2.4 Caractérisation du comportement mécanique du matériau étudié

Dans cette section, nous aborderons toutes les étapes nécessaires à l'élaboration d'un modèle de comportement plastique de matériau approprié pour une simulation du formage de la structure auto-raidie. En premier lieu, une analyse microstructurale du matériau sera réalisée. La lit-

térature consacrée aux tôles d'alliage d'aluminium (cf. section 2.2) a pu montrer précédemment l'existence de phénomènes d'hétérogénéité récurrents de la microstructure suivant l'épaisseur pour les tôles épaisses laminées pouvant notamment induire un gradient de propriétés plastiques. Afin donc de mener au mieux l'examen des propriétés plastiques de notre tôle, une caractérisation du matériau est donc nécessaire pour confirmer ou infirmer une évolution significative de la microstructure dans l'épaisseur. Les recherches seront orientées sur les caractéristiques de la microstructure susceptibles d'avoir le plus d'effets sur les propriétés plastiques d'un matériau : on compte la texture, la morphologie des grains, la dureté ou encore la composition chimique. Suite à cela, nous pourrons mener à bien une large série d'essais mécaniques sur éprouvettes standardisées. Ceci permettra d'une part la bonne compréhension des propriétés plastiques du matériau d'étude mais d'autre part cette base expérimentale est capitale pour l'identification d'un modèle de comportement mécanique. L'étape finale consistera à choisir un modèle élasto-plastique adapté à une simulation de formage. Les principaux besoins seront définis. Les paramètres du modèle seront alors identifiés à partir des données expérimentales d'essais principaux. Une étape de validation du modèle sera réalisée en exploitant les données d'essais.

2.4.1 Article : Modeling the plasticity of an aluminum 2024 T351 thick rolled plate

Modeling plasticity of an aluminum 2024T351 thick rolled plate for cold forming applications

Raphaël Cusset[a], Farida Azzouz[a], Jacques Besson[a], Marta Dragon-Louiset[b], Vincent Jacques[b], Henry Proudhon[a,*]

[a] *MINES ParisTech, PSL Research University, MAT – Centre des matriaux, CNRS UMR 7633, BP 87 91003 Evry, France*
[b] *Dassault Aviation, 78 Quai Marcel Dassault, 92210 Saint-Cloud, France*

Abstract

Sheet metals exibit plastic anisotropy due to the rolling process. This article studied the particular case of an 2024 T351 Aluminium alloy thick sheet which showed in addition to the anisotropy of mechanical properties an important evolution of the these properties along the thickness. The heterogeneity of the miscrostructure is highlighted by EBSD recorded along the thickness. A large tension tests performed on smooth and notched samples and machined with varing two parameters, Z the position along the half-thickness and θ for the orientation in the L-T plan. The change of the plastic behaviour with the direction is estimated by the Lanckford parameter. To simulate the experimental data base on smooth samples, a set of anisotropic yield criterion (Hill) combined to a specific hardening rule were chosen. The abilities of the model are illustrated by simulations of notched tension tests with three notch radii. A large structure panel bending test representative of cold forming industrial operations is simulated using the identified model parameters. A good agreement between the FE results and the experimental strains gauges measures is observed.

Keywords: Aluminum alloys, Plasticity, Anisotropy, Heterogenity, thick rolled plate, Metal forming, Structural part

*Corresponding author
Email address: henry.proudhon@mines-paristech.fr (Henry Proudhon)

1. Introduction

Metal forming is one of the most common processes used to give the final shape to mechanical structures [1]. It involves plastic deformation and therefore will modify locally the material properties by work hardening. It is thus critical to be able to simulate accurately the forming operation which in turn requires to model appropriately the constitutive behaviour of the material. As received material for structural parts often comes in plates which are known to have anisotropic plastic properties generated by rolling process. This justify the numerous past studies to model plasticity of metallic sheets and plates [2–4].

In this work, the case of a thick plate made of Al2024T351, a widely used aluminum alloy will be investigated. It is known to be an appropriate material for most forming applications (bending, extruding, stretching) with a good compromise between strength, formability and density [5].

One commonly used strategy to model plasticity consists in defining an equivalent stress $\overline{\sigma}$, depending of material conditions and properties, associated with a yield function $f(\overline{\sigma})$. In the last decades, many models have used only isotropic yield criterion starting by Mises [6] equation based on the shear energy. Other models followed like Hershey [7] then Hosford [8]. Hill first proposed a description of the anisotropy of metal sheets using 6 anisotropic parameters h_i. Karafillis and Boyce [4] provided a major modification with the definition of a special deviator by the linear transformation $\underset{\sim}{\mathbf{s}} = \underset{\approx}{\mathbf{L}} : \underset{\sim}{\sigma}$ where the fourth order tensor $\underset{\approx}{\mathbf{L}}$ contains the anisotropy parameters. It generalized Barlat [3], Tresca and Mises formulation in one expression of $\overline{\sigma}$. Later Bron and Besson [2] improved the expression of $\overline{\sigma}$ with a criteria using 14 parameters.

In contrast with all this work, the evolution of the material properties along the thickness of the rolled sheets has not received so much attention. This is especially important for thick plates, where the rolling conditions may induce a particularly non homogeneous strain field. Thick plates are used in many industrial structures where welding or assembling is considered as not desirable. Some authors have studied anisotropy in the specific case of thick plates machining [9–15] and all highlighted the heterogeneity of the microstructure and a gradient of mechanical properties in the plate thickness. In contrary to the classical model identification approach where the material considered as homogeneous, an experimental/modeling strategy needs to be devised.

The present work deals with the cold-bending of a 2024T351 structure. The structure of reference, in the form of stiffened panels, is machined from a 60 mm thick rolled plate. During the manufacturing process, such components are cold-bent inducing high strains and residual stresses in localized regions of the structures. In order to predict accurately this residual stress state, an elasto-plastic material model of this thick sheet is required to capture both the anisotropy and the through-thickness property gradient.

The paper is organized as follows: section 2 presents the experimental methods to characterize the material and to conduct all the mechanical testing, including a scale 1 bending test on a structural panel. Results on the microstructure characterization (section 3) and elasto-plastic properties are gathered in sections 2 and 4 respectively. Section 5 contains the constitutive modelling, identification and validation on notched-tensile specimens. This is finally followed by the simulation of the cold forming of a panel structure which is compared to the scale 1 experiment (section 6). The prediction capabilities of the model is then discussed compared to a simpler von Mises model.

2. Experimental methods

2.1. Material

A 2024T351 aluminum alloy plate (hot rolled and 60 mm thick) was obtained from Constellium. The nominal chemical composition is given Tab. 1. According to the T351 specification, the sheet has been solutionized and quenched to produce a solute-rich solid solution. Age-hardening process at room-temperature generate precipitation of second-phase particles responsible of the strengthening. A final step consists in stress-relieving by application of a 1 percent tensile strain uniformly in the rolling direction.

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr
bal	0.06	0.13	4.1	0.51	1.4	0.01	41 ppm	0.1	0.02	0.02

Table 1: Chemical composition of the studied Al2024T351 plate (weight %).

The as-received material has been analyzed in terms of microstructure and composition as a function of the plate thickness. In the next, L, T and S classically denote the longitudinal, transverse and normal directions of the plate, respectively. Samples aligned with the L, S, T directions were

machined from the plate to characterize the microstructure on faces L-S and T-S using techniques described in Fig. 1. Hereafter, Z (mm) represents the coordinate along the S direction with the origin ($Z = 0$) being located on the plate symmetric mid plane. Care was taken to ensure that the full domain from $Z = 0$ to $Z = 30$ mm was analyzed in terms of microstructure and its evolution along the half-thickness.

2.2. Microstructure

Material coupons were carefully polished using SIC grid followed by diamond past (struers) on a rotary wheel to obtain a mirror finish on L-S and T-S faces. First, Vickers hardness has been measured along a line from the sheet surface to the center every 0.5 mm. Second, a series of optical micrographs at magnification x10 were recorded, after a Keller reactive attack to highlight grain boundaries. The grain size in the S direction has been estimated every 2 mm by the line intercept method.

A large series of electron back-scatter diffraction maps (EBSD) was recorded along the Z axis. An FEI Versa microscope was used at 30 keV with a working distance of 10 mm and a step size of 1 µm. 43 EBSD scans of 0.7 mm x 0.7 mm wide regions were stitched together to produce a continuous map of 1×30 mm in the L-S plane. Grain orientation and texture evolution was quantified using the OIM software from EDAX. A few additional EBSD scans were conducted in the other half thickness to check the texture symmetry.

The composition of the aluminum matrix (mass percent) in copper (Cu), iron (Fe), magnesium (Mg) and manganese (Mn) has been determined by electron micro probe analysis (EMPA) every 100 µm along the Z axis.

2.3. Mechanical testing

2.3.1. Flat tensile specimens

To characterize the plastic properties of the material, a set of 63 flat (S_0= 10 mm $\times$ 3 mm) tensile specimens (TR) have been extracted from the plate. Each specimen position is determined by 2 parameters: Z for the position along the in the half-thickness and θ for the orientation in the T-L plane. A specimen aligned with the L direction corresponds to $\theta = 0°$. Nine depths: $Z \in [0.5, 4, 7.5, 11, 14.5, 18, 21.5, 25, 28.5]$ (mm) and five angles: $\theta \in [0°, 22.5°, 45°, 67.5°, 90°]$ have been examined. Several tests are doubled or realized in the opposed half-thickness to check plate symmetry The local frame attached to the specimen is denoted $(1, 2, 3)$. Axis 1 is along the tensile

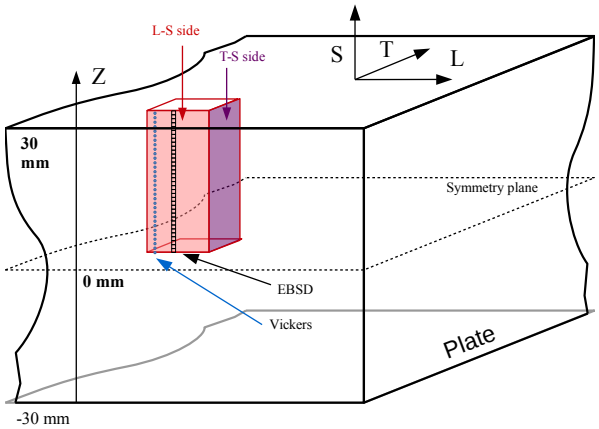


Figure 1: Material samples (30 mm × 10 mm × 10 mm) extracted from the thick plate for microstructure characterization.

direction, axis 2 is along the width and axis 3 the specimen thickness which is always identical to S.

Specimens were tested up to failure on a servo-hydraulic machine with two extensometers: one along direction 1 (specimen length) and the other along direction 2 (specimen width). Both extensometers provide nominal strains: ε_{11}=$\Delta L/L_0$ and ε_{22}=$\Delta w/w_0$ (L_0= 25 mm, w_0= 10 mm). ε_{ii} denotes the axial strain along direction i ($i = 1, 2$ or 3) and ΔL and Δw are the extensometers extension/closure. S_0 the initial cress section. The reaction force F is measured and provides the nominal stress σ_{11}=F/S_0, stress along loading direction. Plastic deformations ε^p_{11} and ε^p_{22} can then calculated by substracting the elastic part of the strain using the mean value of the Young modulus $E = 73500$ MPa.

The material response under different loading conditions will be analyzed in terms of yield stress R_0, ultimate tensile stress R_m and Lankford coefficient r_θ. The Lankford coefficient is used to quantify plastic anisotropy and is calculated according to the expression $r_\theta = -\varepsilon^p_{22}/(\varepsilon^p_{11} + \varepsilon^p_{22})$. It is commonly applied to evidence anisotropy: if $r_\theta = 1$, the material is perfectly isotropic otherwise it is anisotropic.

2.3.2. Axisymmetric notched tensile specimen

Axisymmetric notched tensile (NT) specimens (see Fig. 2b) have been extracted at $Z = 0$ mm in three directions ($0°, 45°, 90°$). For each direction,

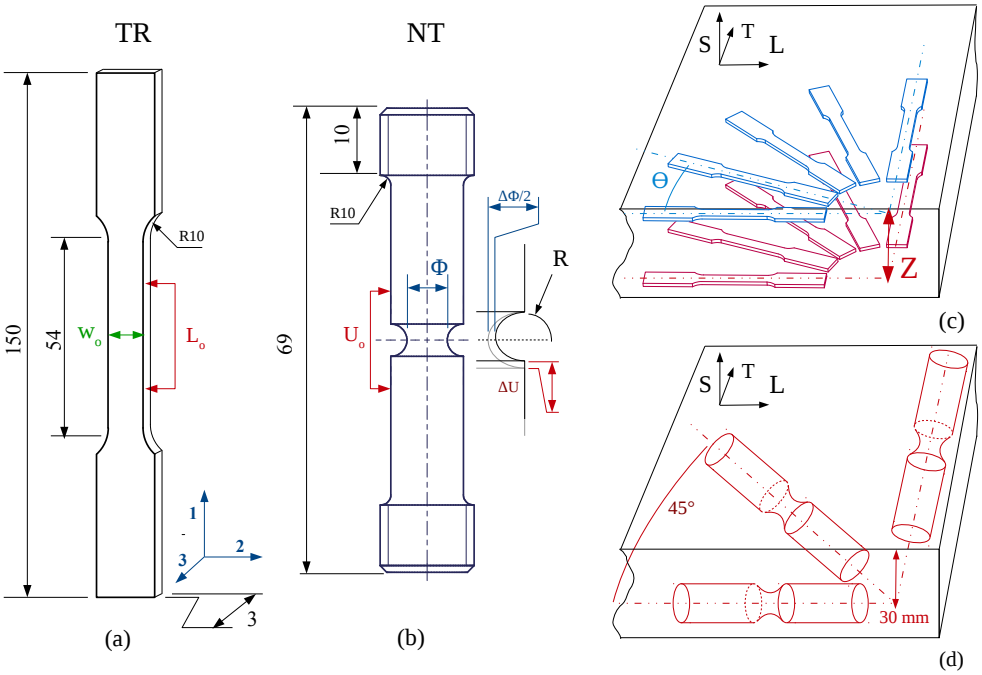


Figure 2: (a) Tensile geometry specimen with longitudinal (red) and lateral (green) extensometers, L_o and w_o are the initial dimensions; (b) Axisymmetric notched geometry specimen with lenght (red) and section (blue) extensometers, U_o and Φ_o are the initial dimensions; (c, d) Schematics showing the extraction of tensile and NT specimens at different angles θ and depth Z from the 2024T351 plate.

three different radii geometries were machined (NT2, NT4, NT10). The initial radius r is related to the ξ value in the NTξ convention by the equation: $\xi = 10\,r/\Phi_0$ (initial central section $\Phi_0 = 6$ mm and Φ actual central section). For the mechanical test to failure, specimens were mounted in the servo-hydraulic machine and displacement was imposed on the specimen's head. An extensometer in the horizontal plane measures continuously the central section diameter $\Delta\Phi$ (along the S direction) and a second one in the vertical plane, measures the notch opening ΔU (U_0=10 mm). Both extensometer deformations $\Delta U/U_0$ and $\Delta\Phi/\Phi_0$ will be used for comparison in the simulations of the material behaviour (see section 5).

2.3.3. Panel structure

Beside material coupons, a large panel structure has been studied and subjected to a cold forming process (cf. Fig. 3). The part is composed of

a 3 mm thick skin associated with two crossed stiffeners in the center. A panel has been machined from the studied plate and cold-bent to produce a residual angle of 4.5°, typical of the bending angle used in aircraft fuselage panel forming. The top of the central stiffener is maintained by a support and a displacement ΔZ is imposed on both skin sides (cf. Fig. 3c). The panel is then unloaded.

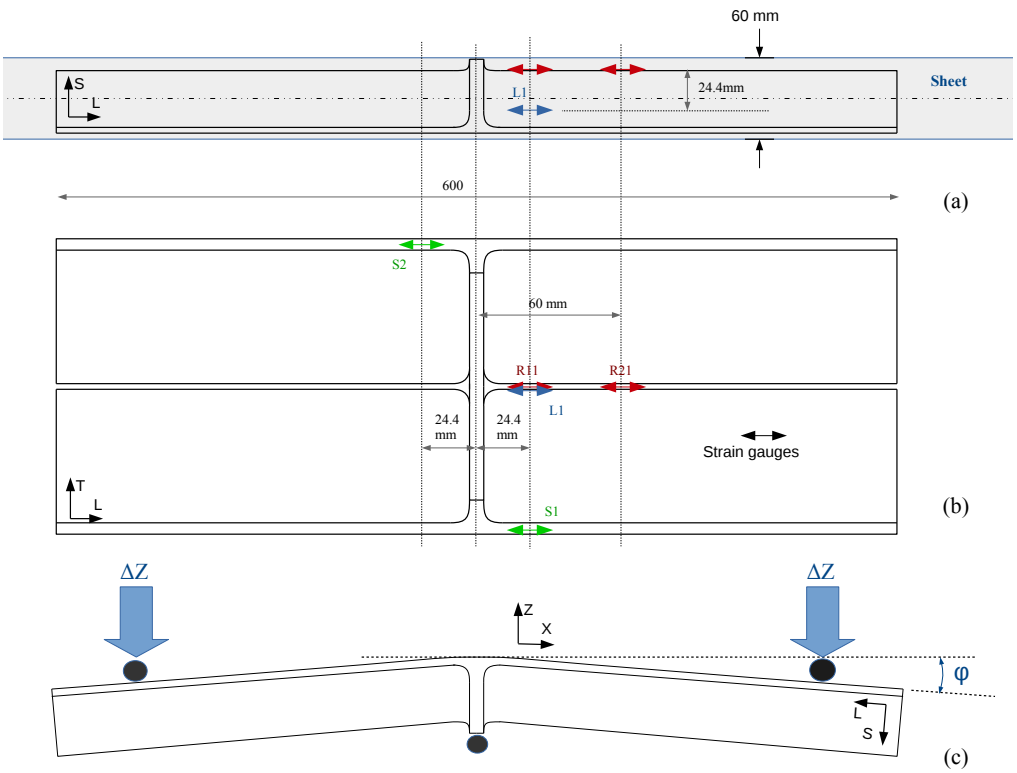


Figure 3: (a) Side view of the panel structure extracted from the plate, (b) top view of the panel geometry (not to scale for clarity) with gauges (symbol ↔) placed on the specimen, (c) schematics of the 3 points bending test applied to the panel.

The bending test is monitored by a set of six strain gauges fixed in different locations perpendicularly to the bending axis. The positions of the gauges have been chosen adequately to capture representative strain evolutions through the structure (cf. Fig. 3b where all positions have been marked). For instance, R11 has been placed at the top of the stiffener where the highest values of plasticity is expected.

3. Microstructure characterization across the sheet thickness

3.1. Matrix composition and hardness

EMPA measurements (see Fig. 4) showed that alloy components mass percent composition in the matrix does not vary significantly as a function of Z and is close to the specification values (the observed scatter remains within 8%). A depletion of 10% in Cu close to the plate center is however observed. The hardness value is constant through the thickness at 145 HV ±5% in both T-S and L-S planes (see Fig. 5a).

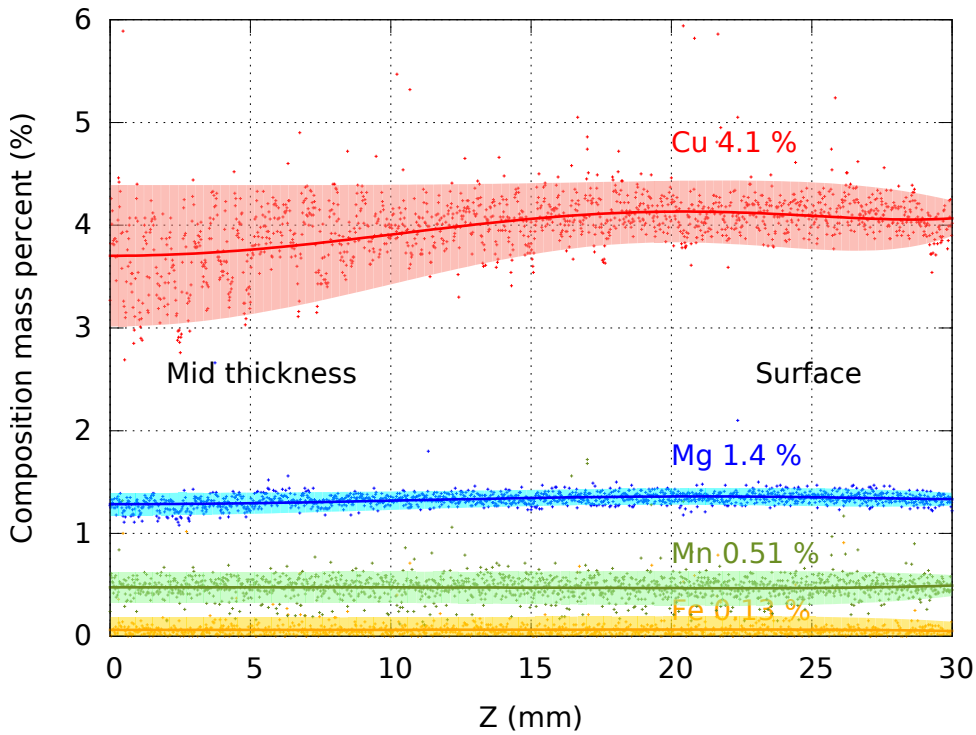


Figure 4: Mass percent composition of Iron, Copper, Magnesium and Manganese in aluminum matrix along half-thickness sheet (L-S plane).

3.2. Grains and crystallographic texture

Grains shapes and crystallographic texture show a strong evolution as a function of the depth in the plate. In agreement with many other rolled

materials, grains are elongated in the rolling direction and flat in the thickness direction but grains are much smaller in the plate center. The equivalent grain size in the S direction shows a significant gradient (Fig. 5c). This is directly visible on the micrographs (Fig. 5b,d) and EBSD maps (see Fig. 7).

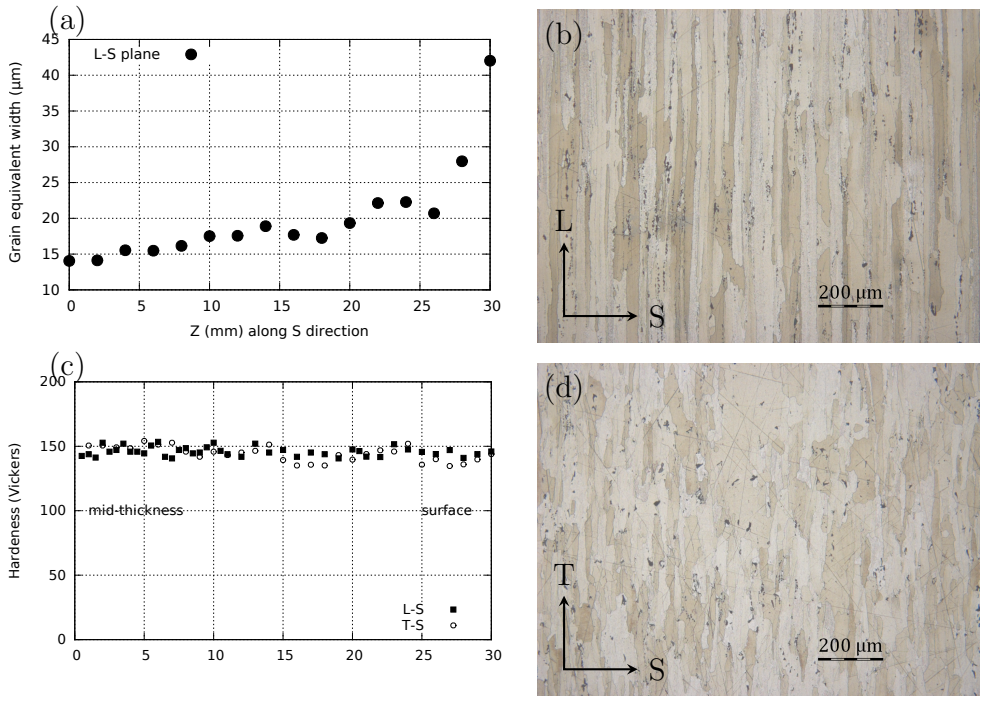


Figure 5: (a) Equivalent grain width and vickers hardness (c) along L-S and T-S plane and microstructure in sheet center layer for L-S (b) and T-S (d) plane for $Z = 14$ mm.

The rolling process heavily deforms grains, causing crystal rotations and results in a modification of the crystallographic texture. This texture evolution during rolling for aluminum alloy has been extensively discussed in the literature [9, 11–16]. The rolling process is known to induce plane strain compression in the central layer of the plate and high shear strains in the sub-surface plate layers [12, 15, 17]. The different loading paths generate distinct textures: for aluminum alloys, rolling favor growing of *brass* texture $[011]\langle 211\rangle$ or $[011]\langle 111\rangle$ in the plate center and *shear* texture $[001]\langle 110\rangle$ in the sub-surface layer [9, 12, 15, 16]. The ratio between center and sub-surface textures increases with the reduction ratio [11, 12, 14, 15].

Fig. 6 shows pole figures at different depths in the plate and confirm this trend. Four different regions can be distinguished where the texture transition from *brass* in the plate center to a recrystallized texture at the surface. From $Z = 0$ to 10 mm (mid-thickness), the material is strongly *brass* and *cube* textured (see Fig. 6a). In the quarter thickness layers, *brass* texture is less visible and a *shear* texture appear (see Fig. 6b). In the sub-surface region ($Z > 20$ mm), a recrystallized texture has appeared and the *shear* texture has essentially disappeared (see Fig. 6c). Finally at the surface of the plate the material displays a very large number of crystal orientations without any visible texture (see Fig. 6d).

The change in texture close to the plate surface is caused by the recrystallization phenomenon. It is well established that material can completely or partially recrystallize after rolling process [14, 16]. It's known that when the stored energy is exceeding a threshold, it can contribute to grains boundaries motion and trigger the nucleation and growth of new grains. This phenomenon is thermally activated, with a recrystallization temperature of $0.4 \times T_f$ in metals, with T_f the fusion temperature. The plastic stored energy takes part in the driving force and increase recrystallization rate. In addition, the recrystallization temperature decreases with increasing deformation [18].

Past research on recrystallization in rolled aluminum alloys showed that process conditions like deformation level, initial texture, particles distributions and temperature can affect recrystallized grain size and texture [18]. Recrystallization leads to texture mitigation and to a decrease of the fraction of high-angle boundaries in the material. For thick aluminum plates, the roll velocity ratio (both in hot and cold rolling) was pointed out to be important [14]. After deformation and annealing, *shear* texture almost disappear in the sub-surface layers leaving random crystallographic orientations and modified grains morphology while material remains unchanged in the sheet center [16, 18]. This is caused by heterogeneity in the strain fields during the process and hence in the stored plastic energy after rolling.

EBSD maps in the L-S plane presented on Fig. 7 clearly highlight the morphology and texture differences through thickness. Un-recrystallized rolled material can be recognized by longer and fragmented grains featuring a high density of sub-grains and a larger orientation spread through the grain. Recrystallized grains have different attributes: the size is larger in the S direction and smaller in the L direction. In addition, they have very little sub-grains and display an homogeneous crystallographic orientation typically lower than 1°. The average misorientation calculated for each grain in the

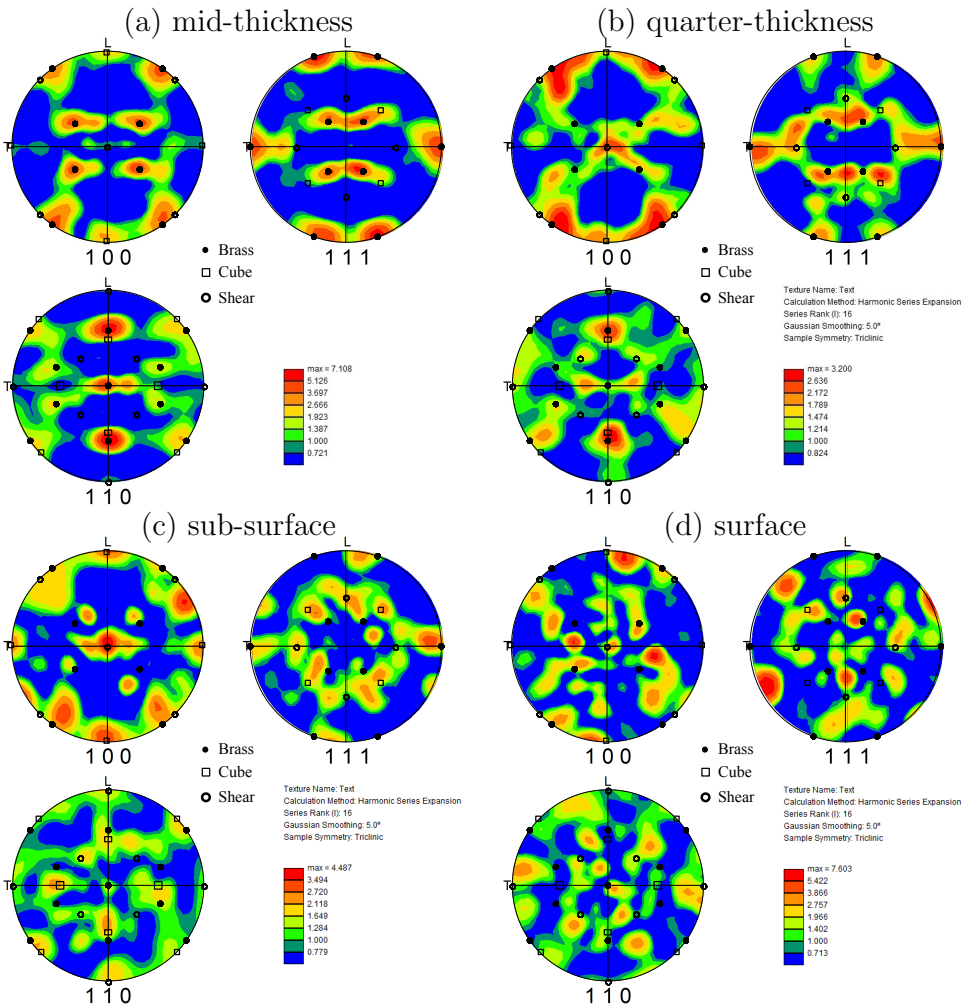


Figure 6: Pole figures computed from selected EBSD scans (a) mid-thickness region ($Z = 3.8$ mm), (b) quarter-thickness region ($Z = 13.6$ mm), (c) sub-surface region ($Z = 23.3$ mm) and (d) surface ($Z = 29.6$ mm); elementary textures *cube*, *brass* and *shear* have been superimposed for comparison.

4 regions is depicted on Fig 7 right. Recrystallized grains clearly appear in blue, which is associated with a misorientation range below 1°. For higher misorientation, the material is considered un-recrystallized. Processing the complete EBSD scan series allows to plot the recrystallization ratio (as obtained by the surface ratio of recrystallized over un-recrystallized grains) as

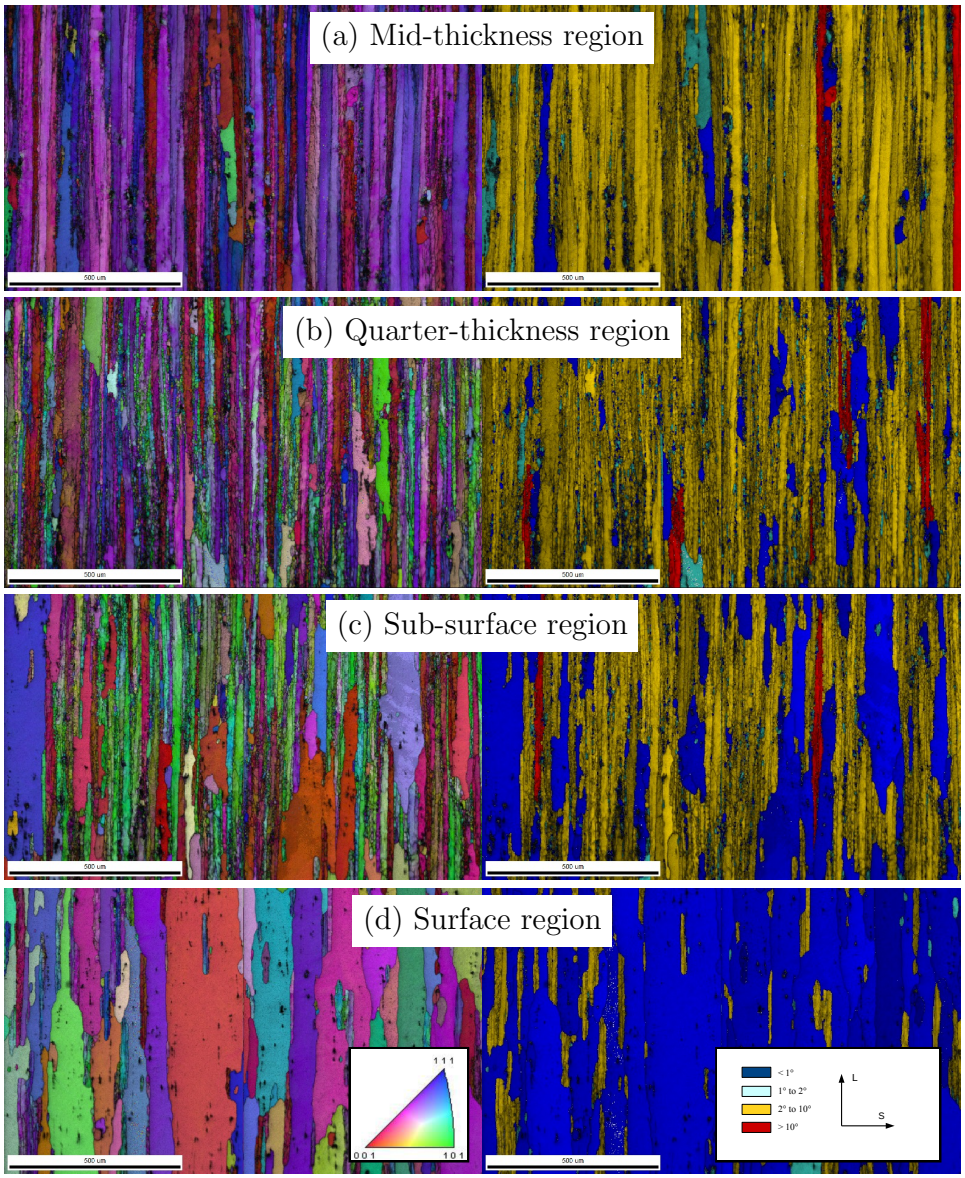


Figure 7: Selected maps from the EBSD scan series representative of the 4 regions: (a) $Z = 3.8$ mm, (b) $Z = 13.6$ mm, (c) $Z = 23.3$ mm and (d) $Z = 29.65$ mm; inverse pole figure maps and grains boundaries (15° of misorientation) are displayed on the left while crystal misorientation spread are displayed on the right.

a function of Z (see Fig. 8). The four regions appear clearly: the material is completely un-recrystallized from $Z = 0$ to 8 mm (mid-thickness), transition to partially recrystallized from $Z = 8$ mm to 17 mm (quarter-thickness), partially recristallized from $Z = 17$ mm to $Z = 27$ mm (sub-surface) and finally is completely recrystallized at the surface of the plate. Additional EBSD scans carried out along the other half-thickness showed symmetric results with respect to the plate median plane $Z = 0$.

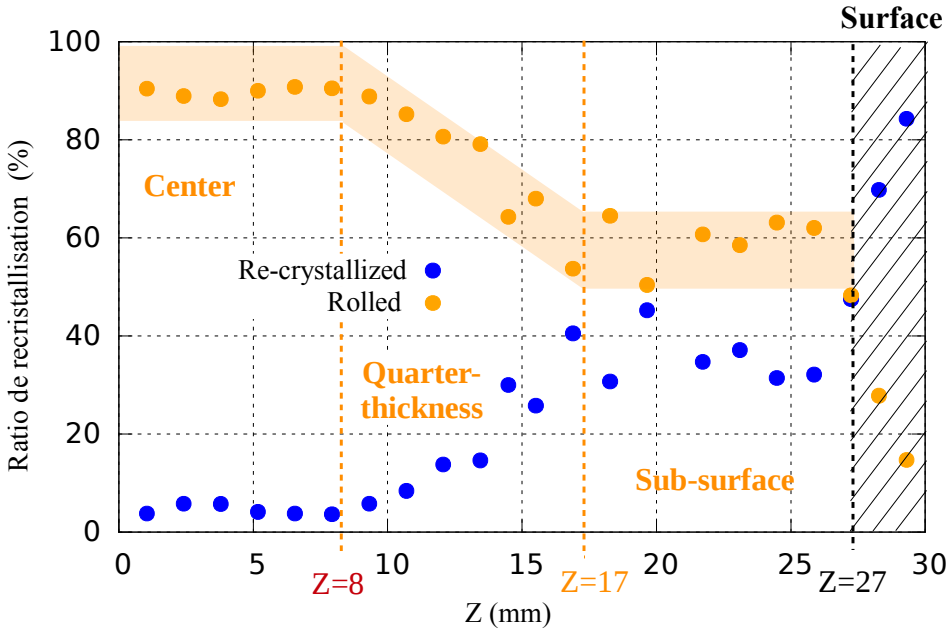


Figure 8: Evolution of the recristallization ratio (as computed by the surface ratio) along the plate thickness (Z axis).

This reveals that there is a strong evolution of the microstructure through the thickness in terms of texture, grain shape and dislocation content. This heterogeneity is likely to impact significantly the mechanical properties and create a gradient in the thickness of the plate.

4. Elasto-plastic properties

Results of the tensile test series are presented in Fig. 9. First, stress *vs* plastic strain curves for specimens extracted along L ($\theta = 0°$) for different

depth (varying Z) show a consistent increase in the flow stress level from the surface to the center of the plate. The difference in material strength (both yield stress and ultimate tensile stress) is as high as 20%, the mid-thickness shows enhanced properties compared to the sub-surface region. Engineering strain at fracture decreases consistently when the strength increase: from 22% (sub-surface) to 15% (mid-thickness).

Note that in the configuration ($Z = 18$ mm, $\theta = 0°$), Portevin-Le Chatelier instabilities appear. Serration are visible on stress-strain curve which can be attributed microscopically to the dynamic interaction of mobile dislocation and solute atoms [19]. It's known to be dependent of temperature and strain rate [20].

The elastic modulus has been measured and no significant evolution has been measured. The average value is 73500 MPa with a variance of 1100 MPa. The Poisson coefficient is 0.34.

Results are presented at the plate mid-thickness ($Z = 0.5$ mm, varying θ) in Fig. 9b. Here, the effect of stretching as part of the T351 condition is clearly visible (see Fig. 9b) with a sharper elastic-plastic transition and an increased flow stress for the specimen machined in the rolling direction ($\theta = 0°$) compared to all other directions.

The evolution of R_m both with the depth of the specimen in the plate and the angle with the rolling direction are depicted in Fig. 9e. Two main points can be highlighted. First, the planar anisotropy is stronger in the mid-thickness region of the plate which can be attributed to the strong *brass* texture revealed by the EBSD analysis in this region (see section 3.2). Second, a decrease of R_m from the mid-thickness to the surface is observed in the L direction and in the T direction (to a smaller extend) but is not observed for $\theta = 45°$ or $\theta = 67.5°$. This reveal a complex interplay between texture and plastic anisotropy.

An average Lankford coefficient is evaluated from the linear part of ε^p_{22} vs $-(\varepsilon^p_{11} + \varepsilon^p_{22})$ curves (see Fig. 9c,d). r_θ is distributed around 0.5 in the plate sub-surface, which reveals a strong out-of-plane anisotropy (see Fig. 9f). In contrast, close to the center of the plate, r_θ transition from 0.5 towards the rolling direction to 1 towards the transverse direction.

Overall, a close inspection of the through-thickness evolution of the mechanical properties can be split into 4 different layers in the half-thickness ($|Z| \in [0, 8]$ mm (Mid-thickness), $|Z| \in [8, 17]$ mm (Quarter-thickness), $|Z| \in [17, 27]$ mm (Sub-surface), $|Z| \in [27, 30]$ mm (Surface)) which closely follow the texture evolution (see Fig. 8).

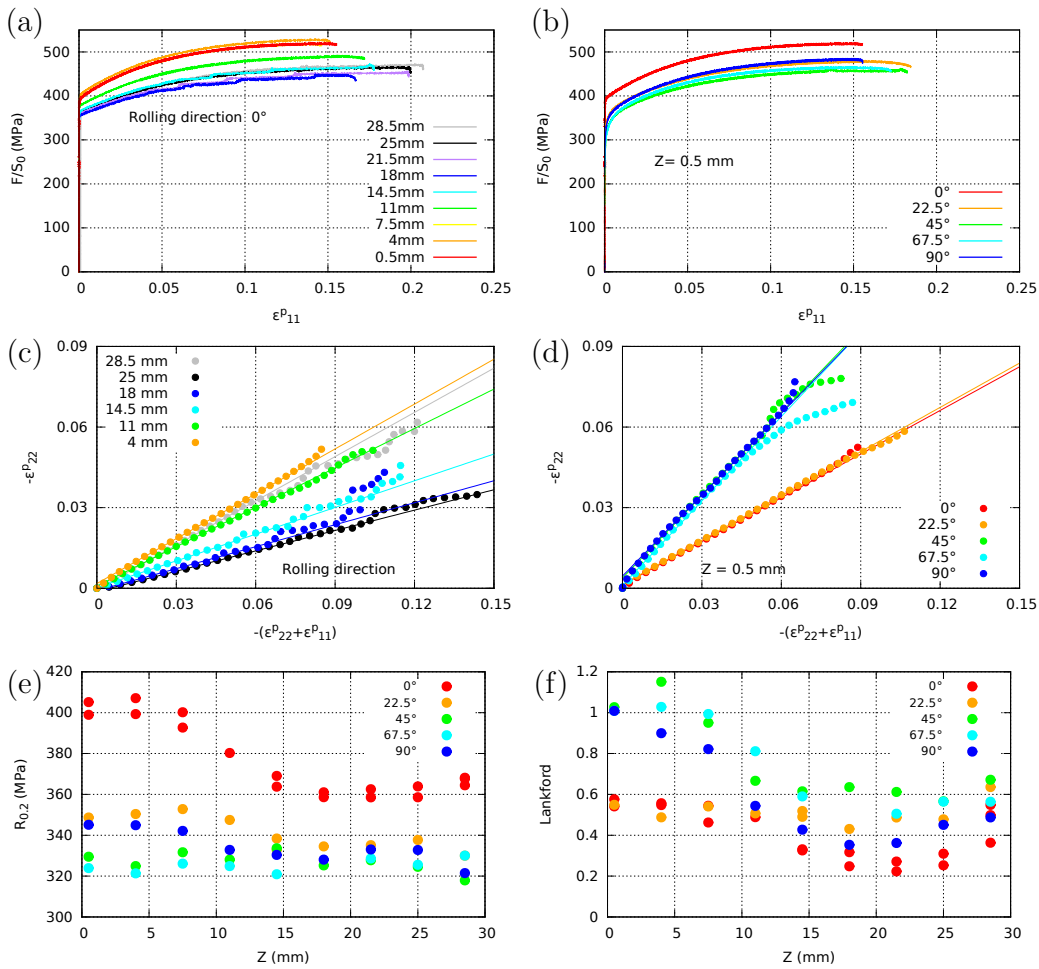


Figure 9: Experimental stress-strain and Lankford curves of the specimens in the rolling direction (a)(c) or at $Z = 0.5$ mm fixed (b)(d). Yield strength and Lankford coefficient in function of Z and θ (e)(f).

At this point, the complex plastic properties of the thick Al2024T351 plate have been quantified by both the anisotropy in the L-T plane and heterogeneity of the plastic properties in the S direction. A strong gradient of plastic properties in the thickness has been revealed which itself depends on the angle between the loading and rolling directions. In the next section, a constitutive behaviour that can reproduce the variability of the properties will be selected and the material parameters will be identified.

5. Constitutive modelling

5.1. Material model

To model the material behaviour, a phenomenological approach using an anisotropic Hill yield function and an isotropic hardening function $R(p)$ has been adopted [21]. The Hill formulation is based on the yield function:

$$f(\overline{\sigma}, R) = \overline{\sigma} - R(p) \tag{1}$$

The equivalent stress $\overline{\sigma}$ is a modified von Mises expression inserting a fourth order tensor $\underset{\approx}{\mathcal{H}}$ to describe material anisotropy:

$$\overline{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2}\underset{\sim}{\sigma} : \underset{\approx}{\mathcal{H}} : \underset{\sim}{\sigma}} \tag{2}$$

in our case, the anisotropy tensor reduces to 6 components denoted h_a, h_b, h_c, h_d, h_e and h_f:

$$\overline{\sigma} = \sqrt{h_a(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + h_b(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + h_c(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 2h_d\sigma_{12}^2 + 2h_e\sigma_{23}^2 + 2h_f\sigma_{31}^2} \tag{3}$$

Following [2], to model the material work hardening, an isotropic non-linear law has been selected with a linear term and two exponential terms. This allows a fine description of the stress-strain curves as b_1 and b_2 give enough degrees of freedom to simulate saturating rate for both low and high deformation [22]. The isotropic hardening function $R(p)$ is expressed as:

$$R(p) = R_0 \left[1 + K_0 p + K_1(1 - e^{-b_1 p}) + K_2(1 - e^{-b_2 p})\right] \tag{4}$$

where the variable p is the accumulated plastic strain as $\dot{p} = \sqrt{3/2\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}^p : \dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}^p}$. The plastic strain rate given by $\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}^p = \lambda \partial\overline{\sigma}/\partial\underset{\sim}{\sigma}$ and λ is the plastic multiplier.

5.2. Material parameters identification

The 12 material parameters are identified by fitting the model response to all the experimental curves available. In order to represent plastic properties gradient along the S direction, the material parameters are identified for each of the 4 Z layers of the experimental recognized in the data base (see section 4): *Center,Quarter-thickness,Sub-surface,Surface.* The value of R_0 is imposed as identical for all layers. No shear test required to identified h_e and h_f being available, both values are fixed equal to 1.

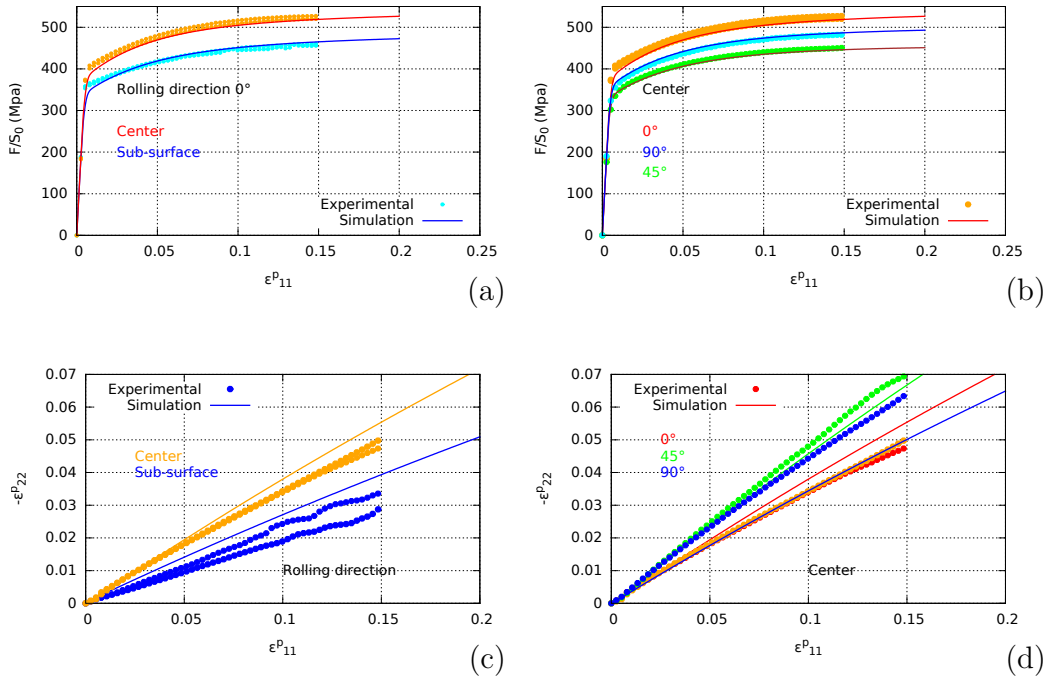


Figure 10: Stress-strain curves for experimental test and simulation in the rolling direction (fixed direction) (a) or in the *Center* layer (fixed Z) (b). Transverse ε^p_{22} plastic deformation in function of longitudinal ε^p_{11} plastic deformation for experimental test and simulation in the rolling direction (c) or in the *Center* layer (d).

The 10 parameters R_0, K_0, K_1, K_2, b_1, b_2, h_a, h_b, h_c, h_d have been identified via an optimization procedure to best fit the experimental curves simultaneously: σ_{11} vs ε^p_{11} (A) and ε^p_{11} vs ε^p_{22} (B) with five directions θ and all Z in yield selected: $|Z| \in [0, 8]$ mm for *Center* parameters, $|Z| \in [8, 17]$ mm for *Quarter-thickness*, $|Z| \in [17, 27]$ mm for *Sub-surface* and $|Z| \in [27, 30]$ mm for *Surface* (see Tab. 2). All simulations have been conducted using the FE software Z-set [23]. Results have been reported on Fig. 10. It can be noticed that the model describes well the experimental tests (data represented by points) that either for the stress evolution ((a) and (b)) but also in regarding the anisotropy by the strain evolution ((c) and (d)).

Z (mm)	R_0	K_0	K_1	b_1	K_2	b_2	h_a	h_b	h_c	h_d
Center	210.0	1.87	0.303	950.	0.403	20.	0.458	0.585	0.7	0.676
Quarter-thickness	210.0	1.903	0.316	950.	0.385	20.	0.508	0.589	0.896	0.609
Sub-surface	210.0	2.209	0.332	950.	0.36	20.	0.602	0.503	1.120	0.559
Surface	210.0	2.21	0.332	950.	0.36	20.	0.570	0.509	1.11	0.554

Table 2: Material model parameters for each layer.

5.3. NT Tensile test simulation

The mechanical response of tensile tests on NT specimen has been simulated using the identified behaviour. The response is compared to experimental tests on specimens extracted at mid-thickness, where the material is the most anisotropic. The purpose is to check the ability of the model to properly represent deformation in condition of strong triaxiality, *without including explicitly these tests in the identification database*. Three loading directions and three triaxiality ratios have been investigated using respectively the specimen orientations in the L-T plane and three different notch radii (see Fig. 2).

Fig. 11 shows experimental and simulated F/S_0 vs $\Delta U/U_0$ and F/S_0 vs $\Delta\Phi/\Phi_0$ curves for all investigated Z and θ values. The agreement between the model and the experimental data is excellent for all three directions and even for small radius (high triaxiality). It can be noticed that stress are over-estimated just before failure because model include no damage criterion. This confirm that the model is effective to simulate the strongly anisotropic material behaviour, including when high triaxiality is involved.

No significant effect of the specimen orientation is observed on the stress-strain response as in the case of the tension specimens. This can be explained by the high triaxiality which is known to attenuate effect of orientation loading on the force reaction. In addition, one can note that the final fracture occurs earlier in the case of $\theta = 90°$. This ductile behaviour has been studied previously and it can be attributed to the second phase particles alignment along the rolling direction [24].

6. Bending simulation of a structure panel

6.1. Simulation setup

The panel structure geometry (see Fig. 3) has been meshed using quadratic tetrahedrons. The mesh density has been increased close to the top of the central stiffener. Bending boundaries conditions are visible in Fig. 12: a single maximal displacement ΔZ is prescribed on the central stiffener and two

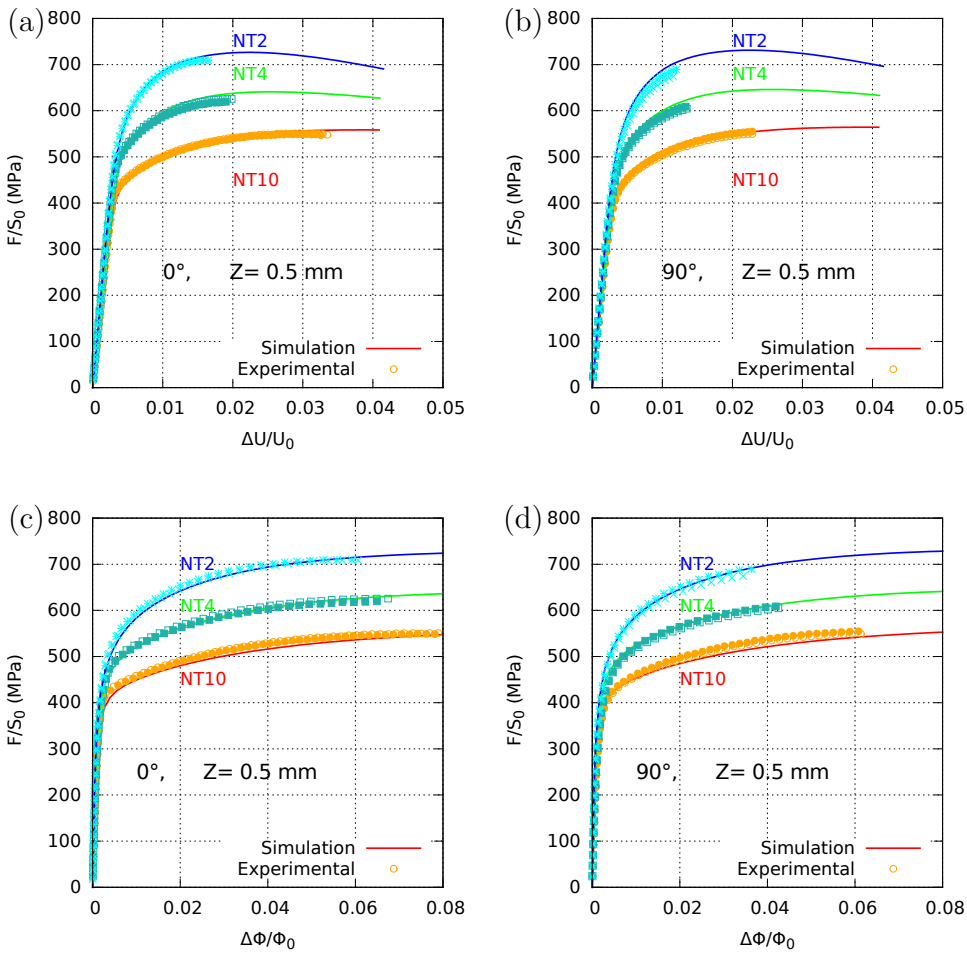


Figure 11: Simulation of the tension tests on notched specimens (NT2, NT4, NT10) loaded in L and T derections. ΔU, $\Delta\Phi$ are longitudinal and diametral opening displacement.

lines of nodes at each end of the panel are blocked along Z. These boundary conditions represent accurately the scale 1 experiment. Directions 1, 2 and 3 are associated respectively to directions X,Y and Z.

In order to estimate the effect of plate heterogeneity/anisotropy on the cold forming operation, simulations have been performed with four material configurations defined by two different plastic criterion and different spatial distributions of the material properties to represent the through-thickness

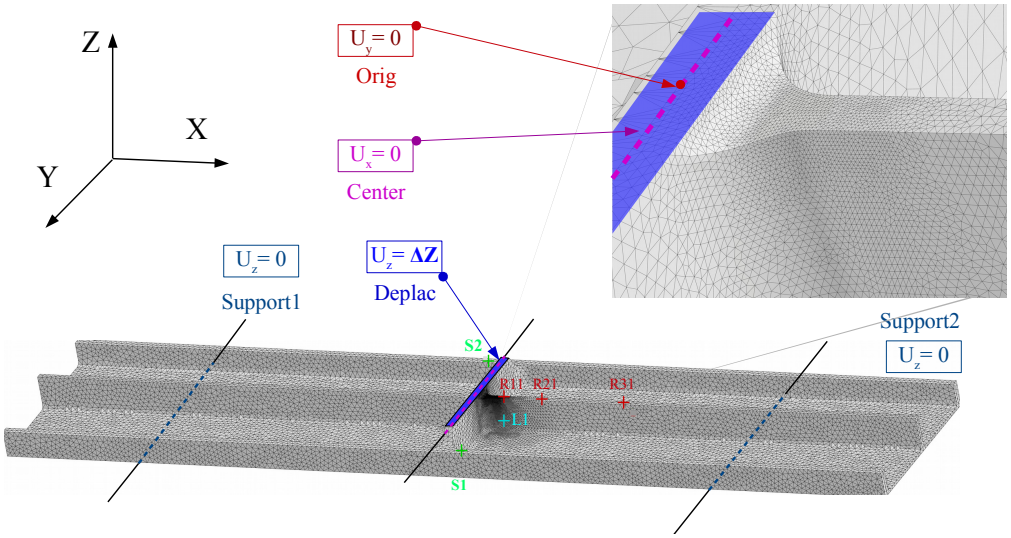


Figure 12: Panel specimen meshing and boundaries conditions of bending simulation.

gradient:

1. homogeneous von Mises criterion identified for *Center* layer
2. homogeneous Hill criterion identified for *Center* layer
3. homogeneous Hill criterion identified for *Sub-surface* layer
4. heterogeneous Hill criterion identified at 4 different depths.

For model number 4, the analysis of the depth-resolved mechanical properties revealed that 4 main layers could be distinguished in the half-thickness (see Fig. 9 and Tab. 2), corresponding to 7 different layers accounting for the plate symmetry with respect to $Z = 0$. The mesh representing the structure panel has been divided into different element sets based on the center of mass of each element and the material properties assigned accordingly with the parameters identified at *Center,Quarter-thickness,Sub-surface,Surface* respectively.

6.2. Results

The four simulations have been compared with the experimental bending test results on the structure panel. The value of strain ε_{11} at the experimental strain gauges locations is used *as numerical gauges* to monitor the quality of the simulation. The value of ΔZ imposed in the boundary conditions for

each simulation has been chosen so as to have equal residual strain at $R11$ experimental and numerical gauge.

Fig. 13a shows the comparison of the evolution of each gauge signal during the bending simulation carried out with model 4 and during the experiment. One can see that the model is in good agreement with all the gauges during the test. The final level after bending as well as the strain level after unloading (residual state) match within 5%.

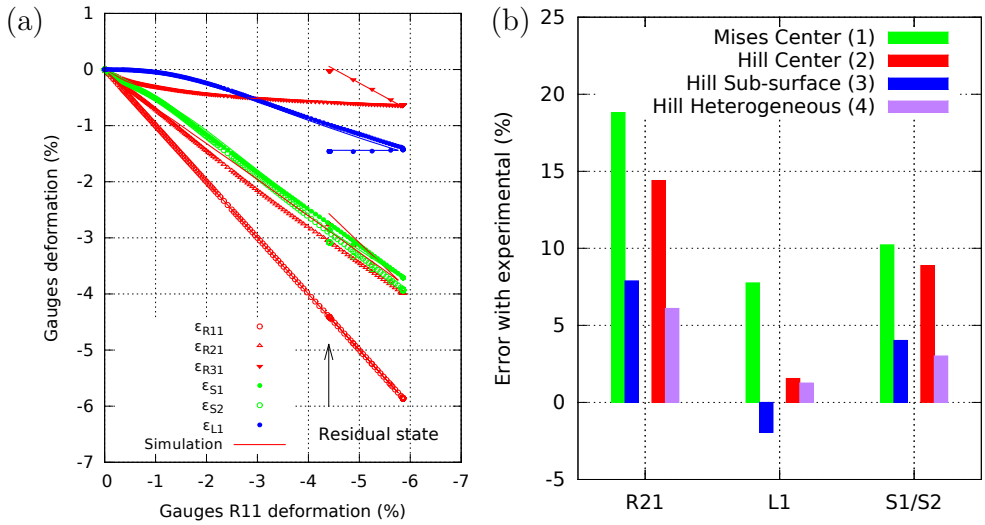


Figure 13: (a) Evolution of the simulated and experimental ε_{11} during the bending process using the heterogeneous Hill material model (larger symbols denote the strain level after bending and after unloading); (b) error difference between the simulated residual strain ε_{11} and experimental residual gauges deformations after bending and unloading (S1 and S2 gauge signals have been averaged).

The error at the final level after bending and unloading has been quantified with the 4 different models tested and have been reported in Fig. 13b. Note that R13 results were not included since the residual strain is very close to zero. The homogeneous von Mises model clearly shows the poorest performance with errors ranging from 8 to 18%, whereas the heterogeneous Hill model shows the best predictions compared to experimental values with errors ranging from 1 to 6%.

Comparing the model responses between them, the smaller gap between Mises-Center and Hill-Center (1 and 2) than between the two homogeneous

Hill models (2 and 3) highlights a predominant effect of heterogeneity over anisotropy. With Hill-Center, correspondence is better at gauges localized in mid-thickness locations like $L1$, $S1$ and $S2$. Inversely, matching is better at gauges localized in near-surface locations like $R11$, $R12$ and $R13$ with the Hill-Sub-surface mm model. In view of its prediction capabilities, the heterogeneous Hill material model seems the best compromise to conduct cold forming simulation with thick plates. For simplicity, simulation were here conducted using per-layer values of the material parameters. This could be extended to identify each parameter as a function of the Z coordinate to have smoother through-thickness evolution of the parameter values.

7. Conclusion

The plastic properties of a widely used aluminum alloy has been characterized as a function of the depth within the plate and also accounting for the material orientation with respect to the rolling direction. A large series of mechanical tests showed strong variations as high as 20% which could be related to texture and grain size evolution within the plate.

An anisotropic constitutive model with non-linear work hardening has been selected and identified using all available tensile tests. To reproduce the gradient of mechanical properties in the depth of the plate, one set of material parameters has been identified for each investigated depth. The material identification has been further validated by comparison with the response of notch-tensile test featuring different triaxiality ratios.

Finally a large structure panel bending test, representative of cold forming industrial operations, has been carried out and simulated using the identified model. Simulation results are in good agreement with experimental strain gauge signals. It was shown that the identified model performs better than a simpler models non accounting for anisotropy or through-thickness heterogeneity such as an homogeneous von Mises model.

8. References

[1] H. J. Bunge, K. Pöhlandt, A. E. Tekkaya, Formability of Metallic Materials: Plastic Anisotropy, Formability Testing, Forming Limits, Springer, Berlin, Heidelberg, 2000. doi:10.1007/978-3-662-04013-3.

[2] F. Bron, J. Besson, A yield function for anisotropic materials Application to aluminum alloys, Int. J. of Plasticity 20 (2004) 937–963.

[3] D. J. L. J. C. Brem F. Barlat, A generalized isotropic yield criterion, Int. J. of Plasticity 3 (1991) 607–609.

[4] A. Karafillis, M. Boyce, A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor, J. Mech. Phys. Solids 41 (1993) 1859–1886.

[5] I. The Aluminum Association, Rolling Aluminum: From the Mine Through the Mill, The Aluminum Association, 1990.

[6] R. von Mises, Mechanik des plastischen Formänderung von Kristallen, Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik 8 (1928) 161–185.

[7] A. Hershey, The plasticity of an isotropic aggregate of anisotropic face centred cubic crystals, J. of Applied Mechanics 21 (1954) 241–249.

[8] W. Hosford, A generalize isotropic yield criterion, J. Appl. Mech. 39 (1972) 607–609.

[9] I. Dillamore, W. Roberts, Preferred orientation in wrought and annealed metals, ASM International, 2001.

[10] B. Bacroix, The influence of temperature on the rolling textures of al alloys in the absence of recrystallization, Materials characterization 62 (2010) 22–34.

[11] J. Hirsch, Textures in aluminum forgings, Textures and Microstructures 14 (1991) 133–138.

[12] H. Weilan, Microstructure and local texture in hot rolled aluminum, Textures and Microstructures 14 (1991) 647–652.

[13] J. Chen, Through-thickness texture gradient in aa 7055 aluminum alloy, Materials letters 62 (2008) 88–90.

[14] S. Wronski, Analysis of textures heterogeneity in cold and warm asymmetrically rolled aluminium, Materials characterization 62 (2011) 22–34.

[15] L. Zhang, Texture, microstrucutre and mechanical properties of 6111 aluminum alloy subject to rolling deformation, Materials Research 14 (2017) 133–138.

[16] K. Lee, Effect of the hot-rolling microstructure on texture and surface roughening of al-mg-si series aluminum alloy sheets, Met. Mater. Int. 17 (1991) 689–695.

[17] H. Jeong, Evolution of shear texture according to shear strain ratio in rolled fcc metal sheets, Metal and Materials 12 (2006) 21–26.

[18] F. Humphreys, M. Hatherly, Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Elsevier, 2004.

[19] A. Van den Beukel, Theory of the effect of dynamic strain aging in mechanical properties, Physica StatusSolidi 30 (1975) 197–206.

[20] A. Yilmaz, The portevin-le chatelier effect: a review of experimental findings, Sci Technol Adv Mater 12 (2011) 1653–1662.

[21] R. Hill, The Mathematical Theory of Plasticity (1st ed, 1950), Oxford Classic Texts in the Physical Sciences, 1998.

[22] J. Besson, G. Cailletaud, J.-L. Chaboche, S. Forest, Nonlinear Mechanics of Materials, Springer, 2009.

[23] Centre des Matériaux, Ecole des Mines de Paris, Zébulon 7.2, Manuel utilisateur (1996).

[24] A. Benzerga, J. Besson, A. Pineau, Anisotropic ductile fracture: Part I: experiments, Acta Materialia 52 (2004) 4623–4638.

2.4.2 Conclusion

La caractérisation de la tôle effectuée à diverses profondeurs a ainsi pu mettre en évidence une microstructure typique des alliages d'aluminium laminés : des grains allongés dans la direction du laminage et fracturés dont la texture cristallographique est marquée.

Cette microstructure présente une évolution significative le long de la demi-épaisseur : au centre de la tôle les grains sont plus étirés et plus fracturés comprenant une forte texture type *Laiton* et *Cube*. Inversement, sur les régions proches de la surface, les grains sont plus épais et aucune texture n'est reconnaissable. Les observations EBSD des désorientations cristallines, en complément de la littérature, ont pu lier ce gradient de microstructure à un phénomène de recristallisation s'opérant notamment sur le quart-épaisseur supérieur de la tôle.

Des essais mécaniques ensuite ont été conduits sur un large ensemble d'éprouvettes de traction plates prélevées à diverses profondeurs et orientations. Un important gradient de propriétés plastiques a été constaté sur l'évolution de la limite d'élasticité $R_{0.2}$, de la contrainte maximale R_m et du cœfficient de Lankford. Quatre régions dans la demi-épaisseur, de comportement plastique distincts, ont été mises en évidence. La symétrie des propriétés par rapport à la ligne médiane de la tôle a aussi été constatée. Ce gradient de propriétés plastique est attribué au gradient de microstructure dans l'épaisseur : la bonne corrélation entre la grandeur $R_{0.2}$ et le niveau de recristallisation a été observée.

Un modèle anistrope de type Hill associé à une fonction d'écrouissage non-linéaire isotrope a été proposé : le critère anisotrope de type Hill est jugé comme un bon compromis entre simplicité d'identification des paramètres et une bonne représentativité du comportement anisotrope d'une tôle laminée. Il est aussi adapté au comportement plastique en trois dimensions ce qui convient à notre structure fortement 3D. L'ensemble des courbes de contraintes et déformations ont permis l'identification des paramètres du modèle choisi avec prise en compte du gradient propriétés suivant l'épaisseur de la tôle. Ainsi, quatre jeux de coefficients sont disponibles correspondant chacun aux propriétés élasto-plastiques du matériau à quatre régions distinctes reconnues dans la demi-épaisseur de la tôle. Des essais de traction sur éprouvettes axi-symétriques entaillées confrontés à leurs simulations numériques respectives, ont permis de valider la capabilité du modèle à rendre compte d'états de triaxialité de contraintes.

L'étude de la simulation du formage de l'éprouvette de panneau sera développée plus en détails à la section suivante.

2.5 Simulation numérique du formage à froid

Dans cette section, les étapes suivies pour la simulation par éléments finis du formage d'une éprouvette de panneau auto-raidi et son analyse sont détaillées.

Tout d'abord, le maillage est décrit en détail, nous préciserons le type d'éléments utilisés ainsi que les conditions aux limites appliquées durant le calcul. Nous exploiterons notamment les jeux de paramètres de la loi de comportement identifiés précédemment. Plusieurs simulations associées à différents modèles élasto-plastiques de la tôle entière et les résultats expérimentaux issus des essais de formage seront utilisés afin de sélectionner le plus performant. Enfin, sur les simulations retenues, nous ferons une analyse complète de la nature et de la morphologie des champs présents à travers la structure au cours du formage mais nous nous intéresserons en particulier à l'état résiduel, c'est à dire correspondant à l'état relâché après formage.

2.5.1 Mise en données de la simulation

Le maillage

Géométrie

La structure de panneau auto-raidi décrite par la figure 2.8 est utilisée à la différence près que les zones de prise en mors sont remplacées par un simple prolongement des raidisseurs. La longueur totale est celle de l'entraxe entre les deux alésages. La géométrie complète est fournie par Dassault Aviation au format CAO.

Elément

Le choix s'est porté sur un maillage avec éléments tétraédriques quadratiques à 10 nœuds (cf. figure 2.14(a)) [Dhatt, 2012, Benzley, 1995, Puso, 2006] : les éléments quadratiques sont dans la très grande majorité des cas largement plus précis que leur version linéaire. Bien que nécessitant un calcul plus long, ils offrent des équations de formes plus riches et améliorent la continuité des champs de déformation entre chaque nœud. Il est aussi reconnu que les éléments hexaédriques offrent une meilleure précision que les tétraédriques pour le calcul élasto-plastique [Dhatt, 2012, Benzley, 1995]. Néanmoins, nous verrons au chapitre 5 que pour simuler la propagation de fissures 3D (réalisés avec le module *Zcracks*) [Chiaruttini, 2011], il est plus commode d'utiliser pour notre structure une méthode de remaillage automatique. Or, ces dernières sont connues pour être plus efficaces (en terme de vitesse et de qualité du maillage) dans le cas des éléments tétraédriques [Puso, 2006, Ho-Le, 2015] : à ce jour ce module utilise uniquement des maillages tétraédriques.

Les éléments utilisés sont dit *enrichis* ou *mixtes* [Bellet, 1999, Auricchio, 2004]. Il s'agit d'une méthode intégrant dans le calcul la composante de pression du tenseur des contraintes $\underset{\sim}{\sigma}$ en complément des champs de déplacement. Cette technique a pour intérêt d'équilibrer localement les niveaux de contraintes entre éléments voisins et d'éviter les effets *damiers* qui se traduisent par de fortes discontinuités entre deux éléments jointifs [Bruggi, 2008]. L'exemple figure 2.15 montre deux calculs réalisés avec des éléments tétraédriques standards et enrichis. En comparant les valeurs de σ_{11} maximales prise aux points de Gauss et celles obtenues par lissage, on remarque un champ moins bruité sur les éléments enrichis (cf. figure 2.14(b)) : entre les valeurs exprimées au points de Gauss (gauche) et les valeurs des champs lissées (droite), on constate une différence de plus de 50 MPa sur les éléments standards et seulement 10 MPa sur les éléments enrichis.

Calcul des variables

Les variables du tenseur de déformation $\underset{\sim}{\varepsilon}^p$ et de contraintes $\underset{\sim}{\sigma}$ seront calculées en chaque point de Gauss qui sont au nombre de 4 pour nos éléments (cf. figure 2.14(a)). Afin d'obtenir ces grandeurs sur les autres points du maillage, nous réaliserons une extrapolation des champs aux nœuds en exploitant l'inverse des fonctions de forme. L'intégration est choisie complète, les éléments tétraédriques n'étant pas très adaptés à l'intégration réduite. La méthode de calcul utilisée est la méthode implicite.

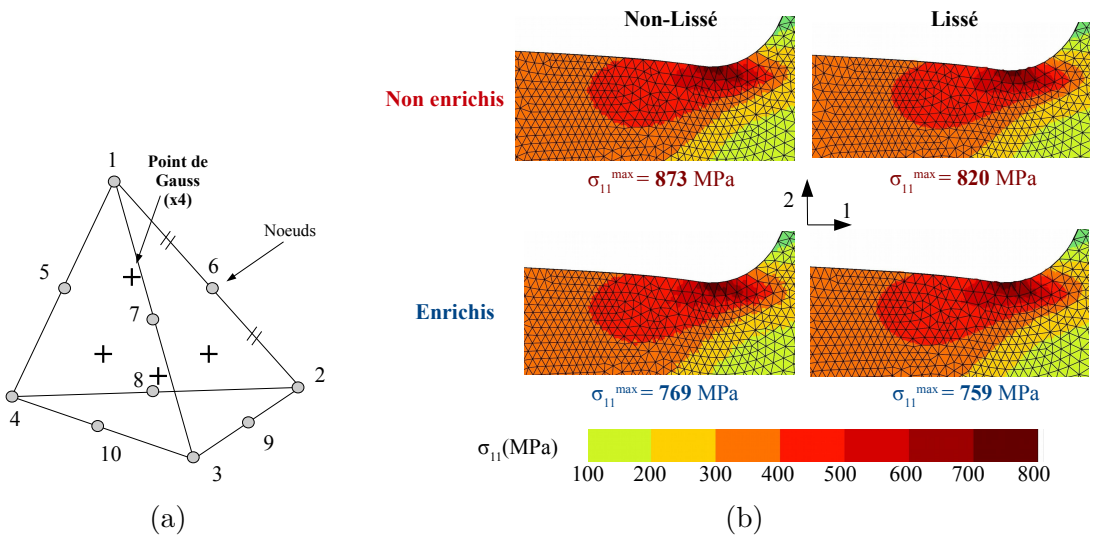


FIGURE 2.14 – (a) Elément tétraédrique quadratique à 10 nœuds [Dhatt, 2012]. (b) Contraintes σ_{11} pour deux calculs avec éléments standards et enrichis. Valeurs extrapolées aux nœuds (lissées) et valeurs aux points de Gauss (non-lissées).

Maillage

A partir de la CAO, une méthode de remaillage d'éléments tétraédriques conventionnelle au Centre des Matériaux a été utilisée. Un maillage triangulaire basée sur le programme *Yams* [Frey, 2001] est initialement généré en surface de la structure. Puis une méthode de remplissage frontal construit le maillage tétraédrique dans le volume. Il est nécessaire de raffiner le maillage dans les zones les plus sollicitées, où les gradients sont susceptibles d'être plus élevés et pouvant représenter un site d'amorçage potentielle : la zone du raidisseur central, proche du liston est tout indiquée. La méthode est la suivante : une zone parallélépipédique nommée *base* est définie pour laquelle la taille de l'élément est choisie uniforme. En dehors de la zone, la taille T de chacun des éléments est fixée selon la cartographie $T = T(X, Y, Z)$, une fonction polynomiale dépendante des abscisse X,Y et Z croissante à mesure que l'on s'éloigne de la zone *base* (cf. figure 2.15).

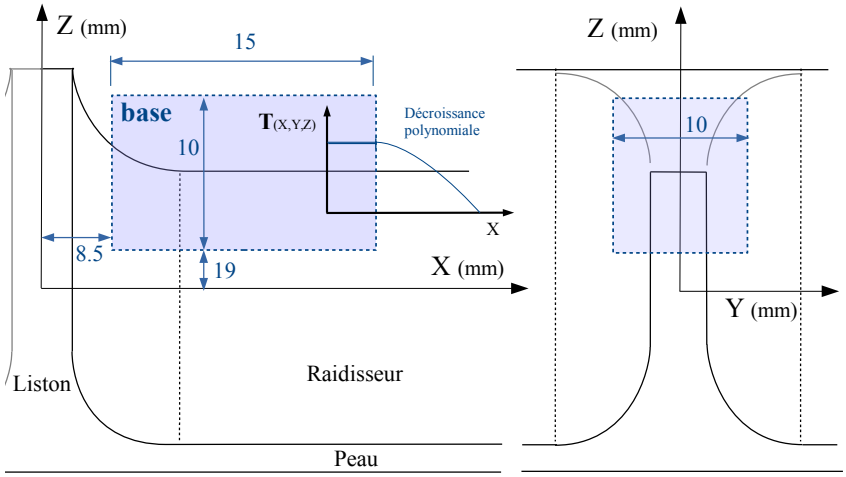


FIGURE 2.15 – Cartographie de la taille d'élément $T(X, Y, Z)$. Définition de la zone *base*.

Une vue générale du maillage est donnée figure 2.16. La taille maximale d'éléments est limitée à 3 mm. Ce seuil en taille est atteint dans la majorité des éléments de la structure et a une très forte influence sur le nombre total d'éléments dans le maillage. Il faut donc faire un compromis : 3 mm est la taille maximale permettant une définition raisonnable des congés éloignés du liston. Cette approximation n'impacte pas le résultat dans la mesure où les gradients

sont faibles avec aucune plasticité en ces zones. Afin également d'alléger les calculs, seule la moitié du maillage (coté X positif) aura des éléments dont la taille suit les règles établies précédemment, des éléments de taille 3 mm seront imposés uniformément sur l'autre moitié (coté X négatif). Ce choix a permis de réduire le nombre total de nœud d'un tiers, également sans impacter significativement les résultats. Des tests de convergence du maillage ont été réalisés en se basant sur les valeurs des contraintes entre deux maillages M et F de taille d'élément T différente (cf. figure 2.7). Par la suite, le maillage utilisé est le M.

Maillage	**Taille zone *base***	**T(X,Y,Z)**	Noeuds
M	0.5 mm	$0.5 + (X/15)^2 + (Y/10)^2 + (Z/40)^2$	452654
F	0.35 mm	$0.35 + (X/20)^2 + (Y/10)^2 + (Z/50)^2$	916481

TABLE 2.7 – Cartographie de la taille d'élément pour le maillage *moyen* et *fin*.

Le chargement

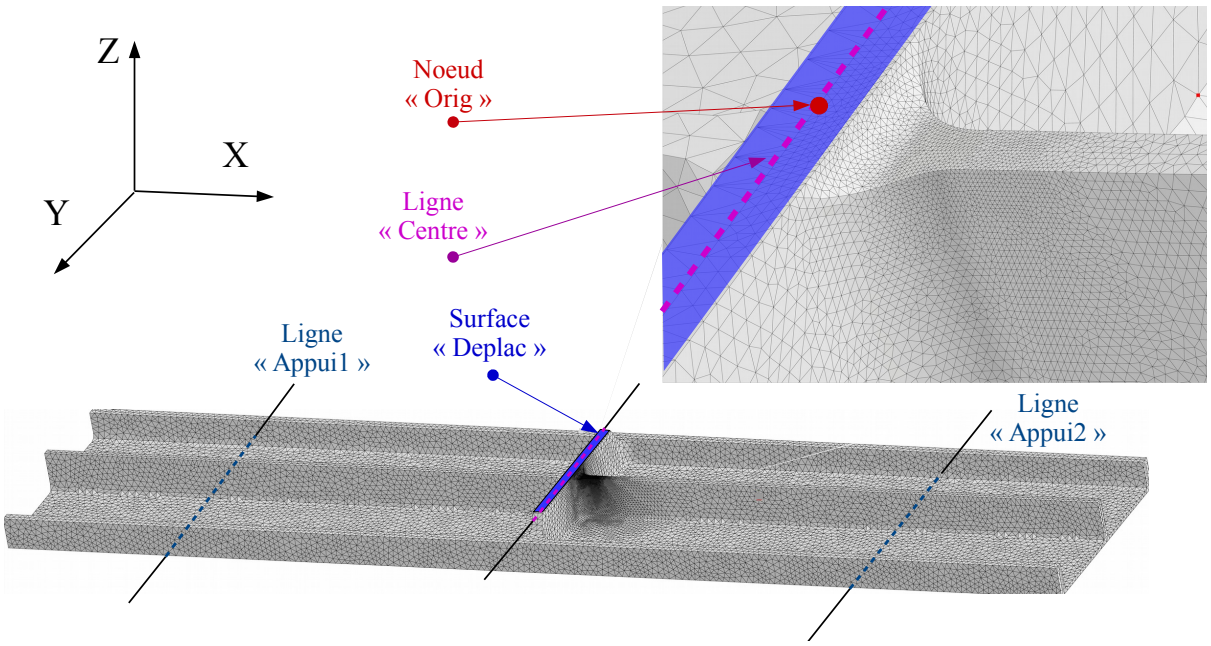
Les conditions aux limites

L'objectif est d'utiliser les conditions les plus représentatives de l'essai de formage (cf. section 2.3). La complexité du calcul est toutefois à prendre en considération. Aussi, pour un calcul plus stable, les conditions aux limites seront exclusivement des conditions de déplacement (cf. figure 2.16).

Tout d'abord, le formage sera effectué par le déplacement vertical du liston, l'éprouvette étant posée sur des appuis : un déplacement U_Z=ΔZ est imposé sur toute la surface supérieure du liston *Deplac* jusqu'à ΔZ^{max}. Précisons qu'expérimentalement, le contact libre du liston avec la butée permet une relative rotation du liston autour de l'axe Y. Mais nous avons choisi une surface plutôt qu'une ligne centrale afin de limiter la rotation du liston et de considérer d'office un formage parfaitement symétrique. De plus, l'effort de la réaction est également réparti sur une surface. Les 2 ensembles *plaque martyre* + *patin* exercent une action surfacique dont la modélisation est très délicate : la surface en contact se translate et tourne en même temps au cours de l'essai. La solution proposée se présente sous la forme de deux lignes de nœuds *Appui1* et *Appui2* bloquées en Z : on suppose concrètement que l'action des patins est suffisamment éloignée du liston et localisée sur une surface suffisamment petite pour qu'un contrôle sur une ligne soit assez représentatif. Chaque ligne est placée à X= 275 mm (entraxe de 550 mm) soit à approximativement à la verticale du centre du patin.

Synthèse des chargements appliqués

Deux jeux de conditions aux limites ont été utilisés correspondant aux deux angles obtenus expérimentalement. Comme expliqué précédemment, la valeur de ΔZ_{max} a été calibrée de façon à obtenir les mêmes déformations de $R12$ entre l'essai et le calcul. Par la suite, nous utiliserons les qualificatifs *Petit Angle* (3.9°) pour le formage N°1 et *Grand Angle* (4.5°) pour le formage N°2. Les tableaux au sein de la figure 2.16 décrivent les déplacements imposés au cours du temps dans les deux cas. A t= 100s le déplacement ΔZ est maximal. Puis de 100 s à 101 s se produit le relâchement élastique de la structure par une suppression de la condition sur *Déplac* : ce processus est instable et plus ΔZ_{max} est grand, et plus la convergence du calcul vers un équilibre est long. Par conséquence, cette étape est divisée en deux, la première conserve le contrôle du déplacement et rediminue ΔZ jusqu'à une valeur proche de celle à l'état résiduel, puis la deuxième (de 100.5 à 101 s) supprime définitivement la condition. Cette méthode permet ainsi de *guider* la décharge. Il est à préciser que l'échelle de temps est purement indicative : nous verrons que la loi de comportement choisie est indépendante de la vitesse de mise en charge.



Formage N°1 (3.9°)	Type	DDL	0 s	100 s	100.5 s	101 s
Deplac	Surface	U_z	0	**25.3**	24	Exp.
Appui1	Ligne de nœuds	U_z	0	0	0	0
Appui2	Ligne de nœuds	U_z	0	0	0	0
Centre	Ligne de nœuds	U_x	0	0	0	0
Orig	1 nœud	U_y	0	0	0	0

Formage N°2 (4.5°)	Type	DDL	0 s	100 s	100.5 s	101 s
Deplac	Surface	U_z	0	**31.71**	29	Exp.
Appui1	Ligne de nœuds	U_z	0	0	0	0
Appui2	Ligne de nœuds	U_z	0	0	0	0
Centre	Surface	U_x	0	0	0	0
Orig	1 nœud	U_y	0	0	0	0

FIGURE 2.16 – (haut) Conditions aux limites appliquées au maillage pour la simulation de formage. (bas) (Déplacements imposés (mm) à chaque ensemble de nœuds (*nset*)en fonction du temps au cours de la simulation de formage N°1 et N°2. Le qualificatif *Exp.* de *Expiring* désigne une condition supprimée.

Lois de comportement

Le choix de la loi de comportement du matériau est primordial et influence directement la réponse de la structure au chargement appliqué : l'objectif ici est de choisir le modèle le plus approprié pour la simulation de formage.

Notons que la structure est extraite au sein de la tôle selon un positionnement bien précis (cf. figure 2.9)(c). Or nous avons pu constater section 2.4 que les tôles d'alliage 2024 T351, présentent des propriétés plastiques assez complexes : une forte anisotropie et un gradient de propriétés plastiques dans l'épaisseur. Une méthode est proposée ici pour tenter d'introduire ces deux aspects (anisotropie et gradient) dans le comportement simulé de la structure.

Comportement hétérogène et anisotrope

La section précédente à mis en évidence 4 zones dans la demi-épaisseur se distinguant par une microstructure et un comportement plastique différent : *Cœur*, *Quart-épaisseur*, *Sub-surface* et *Surface* (cf. figure 2.17). Nous avions remarqué que les régions *Cœur* et *Sub-surface* ont localement des comportements assez uniformes mais se distinguent par une nette différence d'anisotropie et de niveaux de contraintes. La région *Quart-épaisseur* est une transition entre les deux extrêmes. La région *Surface* étant localisée à $Z>$ 27 mm, seul l'extrême sommet du liston est prélevée à cette profondeur : la région *Surface* n'a donc aucun rôle mécanique sur le comportement de la structure, elle sera donc écartée. Pour chacune des trois régions restantes

(*Cœur*, *Quart-épaisseur* et *Sub-surface*), rappelons aussi que trois jeux de paramètres d'une loi de comportement élasto-plastique anisotrope (loi d'écrouissage isotrope associé à un critère anisotrope de type Hill) ont été identifiés à partir de la base d'essais de traction associés à chacune des trois régions (cf. section 2.4.1). Il s'agit donc de jeux paramètres représentatifs des comportements moyens de chacune des zones.

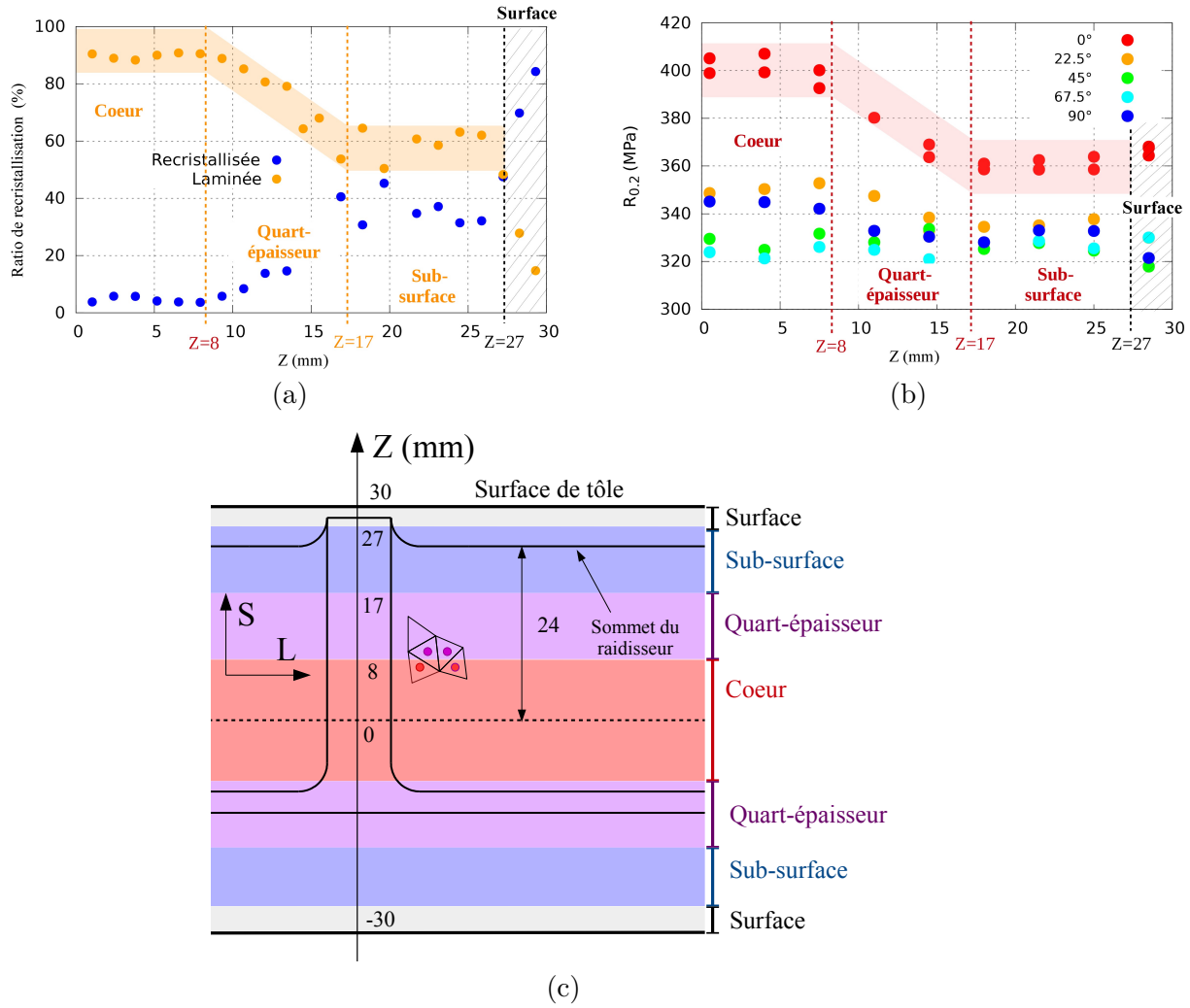


FIGURE 2.17 – (a) Ratio de recristallisation et (b) limites d'élasticité à 0.2 % en fonction de l'abscisse Z (mm). (c) Prélèvement du panneau au sein de la tôle. Mise en évidence des quatre zones *Cœur*, *Quart-épaisseur*,*Sub-surface* et *Surface*.

Ainsi, ces trois comportements peuvent ensuite être attribués par *couches* aux éléments du maillage selon leur position : les éléments dont le barycentre est tel que -8 mm $> Z >$ 8 mm se verront attribuer le modèle de plasticité avec le jeu de paramètres *Cœur*. De manière similaire, les éléments positionnés à 8 mm $> Z >$ 17 mm et -8 mm $< Z <$ -17 mm auront le jeu *Quart-épaisseur* et ceux à 17 mm $> Z >$ 27 mm et -17 mm $< Z <$ 27 mm auront le jeu *Sub-surface*.

En parallèle, pour comprendre l'impact de l'anisotropie et du gradient de propriétés sur le formage de la structure. Trois comportements supplémentaires sont étudiés : un comportement homogène et isotrope et deux comportements homogènes et anisotropes.

Comportement homogène et isotrope

Nous nous intéressons ici au cas le plus simple : la situation où l'anisotropie et le gradient de propriétés sont négligés. Il a été défini un modèle de Mises dont les propriétés mécaniques selon la direction L sont identiques à celles du modèle de Hill identifié dans la région *Cœur*. Il est pertinent de choisir la région *Cœur* comme référence car il présente l'anisotropie la plus forte ainsi qu'un niveau de contrainte maximal, en opposition au comportement de la région *Sub-surface*.

Nous pouvons ainsi plus efficacement appréhender les effets de l'anisotropie en comparant ce modèle avec sa *version isotrope*.

Comportement homogène et anisotrope

Dans le second cas, nous choisissons de négliger seulement l'hétérogénéité : deux jeux de paramètres du modèle de Hill sont sélectionnés. Ils sont associés respectivement à deux régions cœur et sub-surface. Nous examinerons alors les deux situations où la structure est homogène mais où les propriétés plastiques sont celles du matériau à cœur et du matériau proche de la surface.

Le tableau 2.8 dresse la synthèse des 5 simulations réalisées selon différents angles de formage avec différents comportements :

N°	Type de formage	Loi de comportement
1	Grand angle (4.5°)	Mises Cœur Homogène
2	Grand angle (4.5°)	Hill Cœur Homogène
3	Grand angle (4.5°)	Hill Sub-surface Homogène
4	Grand angle (4.5°)	Hill Hétérogène
5	Petit angle (3.9°)	Hill Hétérogène

TABLE 2.8 – Synthèse des simulations de formage en fonction de l'angle de formage (Grand ou Petit) et de la loi de comportement utilisée.

2.5.2 Résultats

Dépouillement

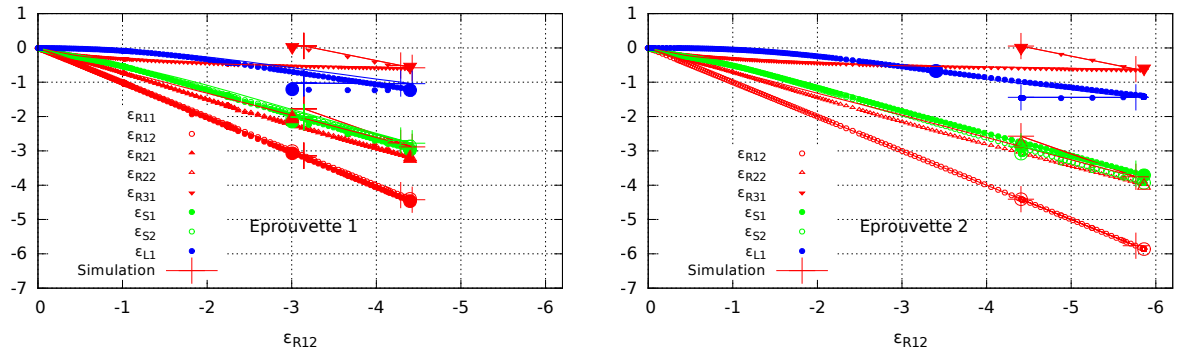
Plusieurs grandeurs numériques ont été utilisées pour nous permettre d'analyser en détail l'état global et local de la structure après l'opération de formage. Certaines de ces grandeurs ont été mesurées expérimentalement et peuvent donc être comparées aux équivalents de la simulation, d'autres non. On compte tout d'abord des grandeurs globales. L'effort, qui est défini comme la résultante selon Z de la réaction de la structure sur l'ensemble des nœuds de la surface *Deplac*, n'est pas mesuré expérimentalement. Ensuite, il y a l'angle de formage correspondant à l'angle entre la tangente à la peau de la structure aux extrémités et l'axe X. Enfin, il y a les grandeurs locales : les valeurs des déformations et des contraintes. La comparaison avec les essais sera faite aux jauges de déformations : des jauges *numériques* sont ainsi définies. Elles sont égales à la valeur moyenne de la déformation 11 prise sur 20 points sur une ligne de 3 mm localisée sur la surface du maillage. Cette ligne correspond à la longueur centrale de la jauge. La déformation 11 étant extrapolée aux nœuds et calculée en chaque point de la ligne grâce aux fonctions de forme.

Effet de l'anisotropie et de l'hétérogénéité

La figure 2.18 décrit les déformations aux jauges les plus sollicitées au cours du formage. Les valeurs expérimentales et numériques sont comparées. Rappelons, que les vitesses de formage ne sont pas constantes au cours des essais, ainsi afin de s'affranchir du temps, le choix a été fait de tracer les signaux de chacune des jauges en fonction de celui de la jauge de référence $R12$. On constate tout d'abord la bonne correspondance des valeurs simulées avec les valeurs expérimentales jusqu'au retour élastique. L'exemple exposé ici concerne le modèle hétérogène. Afin de parvenir à discriminer proprement chacun des modèles de matériau, nous allons examiner les valeurs des déformations à l'état résiduel, correspondant au dernier point des chacune des courbes. Ces valeurs sont exposées figure 2.19. Nous nous intéressons au cas du formage *Grand angle* : les manifestations étudiées seront plus visibles pour un angle important.

On remarque premièrement que l'écart entre le modèle de Mises-Cœur et de Hill-Cœur semble systématiquement plus faible (3 à 4 %) qu'entre les modèles Hill-Cœur et Hill-Subsurface (5 à 7 %) en particulier pour les déformations élevées. Cet aspect est également visible avec l'effort de formage (cf. figure 2.20)(a) : on observe une réaction de la structure très similaire entre les

deux modèles de matériaux Hill-Cœur et Mises-Cœur alors que la différence est très nette entre les matériaux Hill-Cœur et Hill-Subsurface. On remarquera d'ailleurs que l'effort de formage sur le modèle hétérogène est intermédiaire. De plus, l'anisotropie est particulièrement intense pour les matériaux à Cœur, ainsi les différences observables entre le modèle de materiau Mises et le modèle de materiau Hill sont maximales. Ces différents points montrent que les principales grandeurs, les efforts et les déformations résiduelles, sont davantage sensibles à l'hétérogénéité dans l'épaisseur qu'à l'anisotropie de la tôle.



(a) (b)

FIGURE 2.18 – Déformations mesurées sur chaque jauges et déformations totales ε_{11} issues des jauges numériques respectives au cours du formage N°1 (a) et N°2 (b).

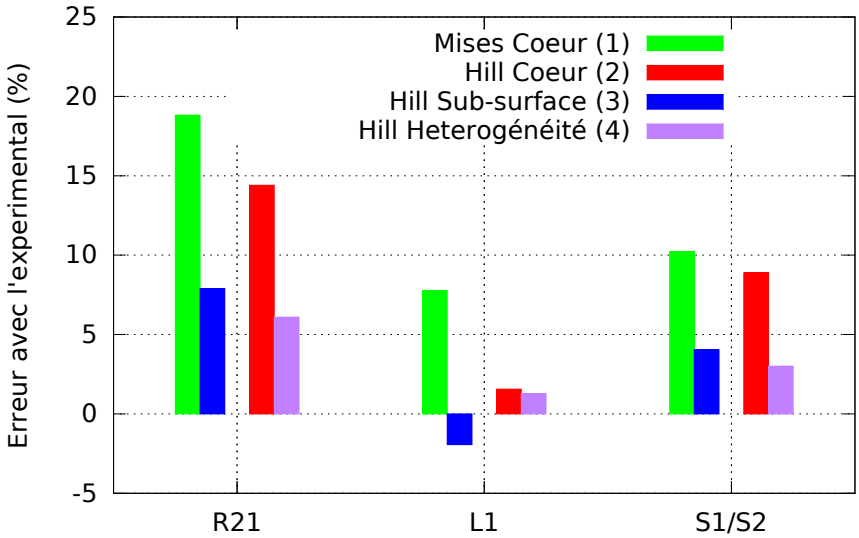


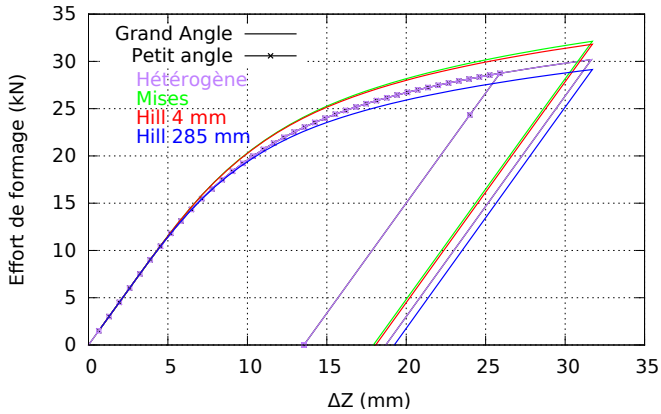
FIGURE 2.19 – Erreur des déformations résiduelles sur chaque jauges $R21$, $L1$ et $S1/S2$ (Formage N°2). La valeur des déformations en $R11$ est imposée égale à celle de $R12$ à l'expérimentale.

Choix du modèle de matériau

De manière générale, les déformations simulées sont plus proches des essais pour les modèles dont les paramètres ont été identifiés à une abscisse Z proche de celui de la jauge étudiée (dans le repère de la tôle) (cf. figure 2.19) : par exemple aux points associés aux jauges $R11$, et $R21$, dont les abscisse valent Z= 24 mm, les déformations expérimentales sont similaires à celles obtenues par simulation avec un modèle de matériau Hill-Subsurface. Inversement, à la jauge $L1$ positionnée à Z= -3.61 mm, la confrontation est meilleure pour le matériau Hill-Cœur. Dans le cas du modèle hétérogène par couches, la comparaison est systématiquement la meilleure. Quant au modèle de Mises, il est systématiquement le plus médiocre des quatres. En s'intéressant à

l'angle de formage, les deux modèles donnant les angles proches de l'angle expérimental sont le modèle de Hill-Subsurface homogène puis le modèle hétérogène. Le modèle hétérogène mis à part, le modèle homogène de Hill-Subsurface reste de bonne qualité devant les deux autres : ce point amène notamment à ajouter que le matériau constituant le quart supérieur de la tôle (correspondant à la zone supérieure des raidisseurs) semble gouverner le formage de la structure. Au final, nous pouvons dire que le modèle hétérogène par couche semble être suffisamment performant à modéliser l'hétérogénité de la tôle.

(a)



(b)

Essais de formage	Angle de formage θ
N°1	3.5°
N°2	4.75°
Simulations	Angle de formage θ
Mises cœur	4.33°
Hill cœur	4.33°
Hill subsurface	4.62°
Hétérogène	4.51°
Hétérogène *Petit angle*	3.2°

FIGURE 2.20 – (a) Effort de formage simulé pour les 5 simulations. (b) Angle de formage résiduel expérimental (pour les deux essais) et simulé (pour les 5 simulations).

Analyse de l'état résiduel du panneau formé à froid

Dépouillement du calcul

Nous disposons à présent d'une simulation représentative du formage de la structure auto-raidie. Les variables que nous allons exploiter sont les composantes du tenseur des contraintes σ_{ij} et les composantes du tenseur des déformations ε_{ij} dont la partie plastique est ε^p_{ij}, tous définis dans le repère 1,2,3. Des grandeurs dérivées sont alors formulées comme la plasticité cumulée p et le taux de triaxialité des contraintes η (cf. équation 2.13). On compte aussi toutes les variables dans le repère principal local I, II, III.

$$\eta = \frac{tr(\underset{\sim}{\sigma})}{3\overline{\sigma}} \tag{2.13}$$

Chaque variable peut être extraite et analysée selon différentes méthodes :

— La variable, calculée en chacun des 4 points de Gauss peut être extrapolée aux nœuds et exprimée en n'importe quel point ou chaine de points à travers le maillage grâce aux équations de forme de l'élément.

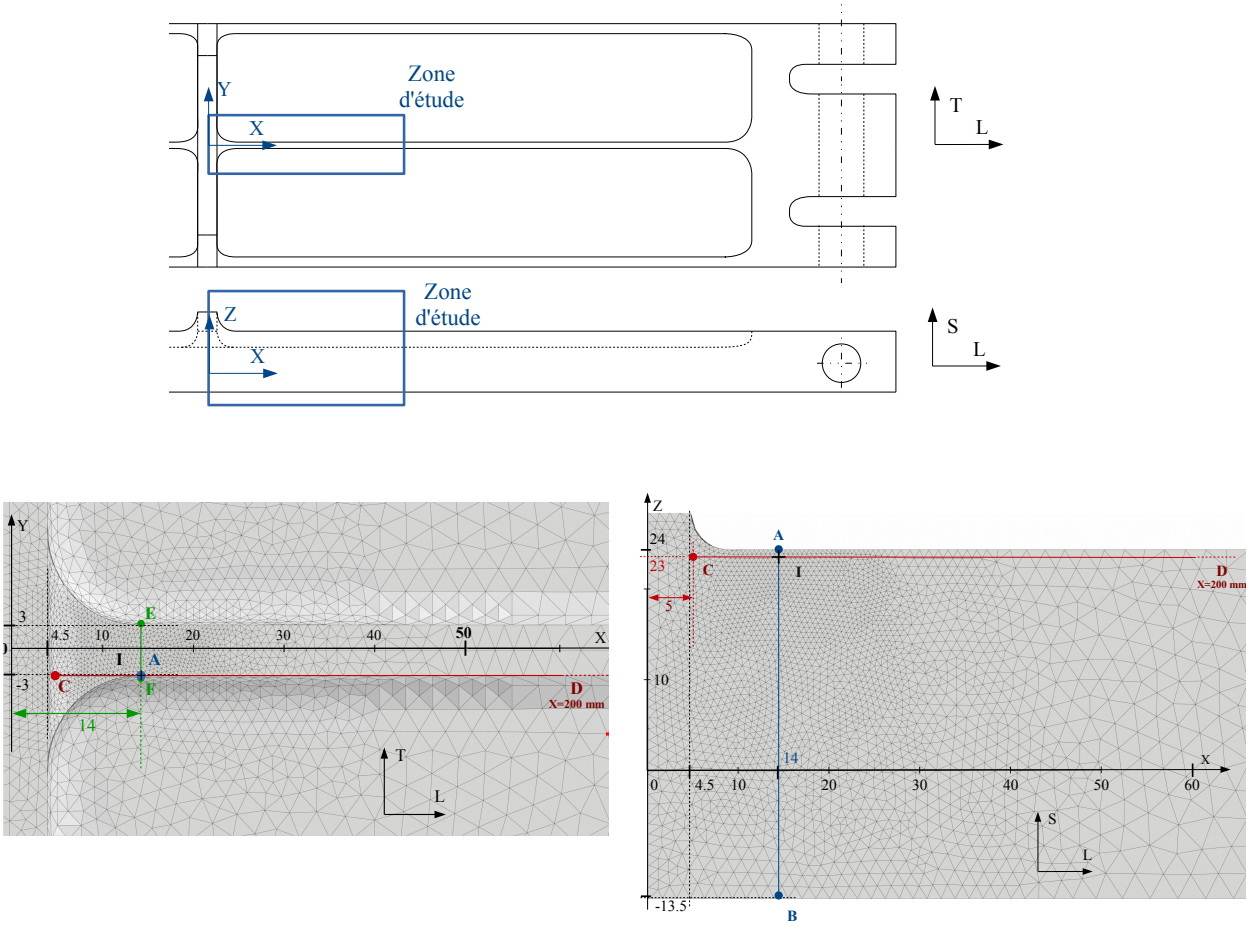
— Nous pouvons définir le maximum ou le minimum de l'évolution d'une variable à travers tout le maillage à un instant donné du calcul. Les figures 2.23 montrent un exemple de l'évolution des extremums en fonction du temps. Le point de Gauss associé à cet extremum a une position (X, Y, Z) susceptible de varier, parfois discontinument, au cours de la simulation. Les figures 2.22 donnent un exemple de la position des extremums en fonction du temps : en (a) et (c), le maximum de ε^p_{22} et (en compression) de ε^p_{11} ainsi que de p sont quasi confondus et se situent initialement à X= 24 mm, Y= -1.5 mm, Z= -9 mm pour rapidement se déplacer au point I X= 14 mm, Y= -2.8 mm, Z= 23 mm et rester stable jusqu'à l'état résiduel (bleu). Les extremums de σ_{11} sont en revanche plus mobiles.

— Pour avoir une vue plus globale des champs internes, une coupe du maillage est nécessaire. Chaque section d'élément est alors affichée selon un code couleur dépendant de la valeur

moyenne de la variable entre les 4 points de Gauss de l'élément. La figure 2.24 montre une coupe à travers le maillage.

Zone de localisation et nature de la plasticité

L'analyse des champs de contraintes et de plasticité montre que la zone la plus fortement sollicitée lors de l'opération de formage est la partie supérieure du raidisseur central, au voisinage du liston (d'où la définition de la zone d'étude (cf. figure 2.21). L'essentiel des observations concerneront donc cette région. Deuxièmement, le type de déformation le plus attendu est de la compression suivant la direction 1 (la longueur du raidisseur), se traduisant par des valeurs ε^p_{11} fortement négatives et (ε^p_{22},ε^p_{33}) positives. Les figures 2.22 montrent les positions des maximums pour des variables plastiques à chaque étape du calcul, de l'état initial et intermédiaire (en noir) jusqu'à l'état résiduel (en bleu). Nous pouvons alors examiner les valeurs de p, de ε^p_{11}, de ε^p_{22}, de ε^p_{33} et les déformations plastiques dans le repère principal en chacun de ces points (cf. figure 2.23).



(a) (b)

FIGURE 2.21 – Zone d'étude : Sommet du raidisseur central du panneau, vue de dessus (a) et vue en coupe du raidisseur (b) dans le repère (X,Y,Z) associé à la tôle. Point I (14.0,-2.8,23.0).

— Un des premiers aspects à examiner concerne la nature et la localisation de la plasticité au sein de la structure. On remarque que les maximums de plasticité, toutes orientations confondues, se stabilisent dès le début du formage dans une région située autour de X= 14 mm, Y= 3 mm et Z= 23 mm, soit concrètement au sommet du raidisseur, proche du bord et au pied du rayon de congé. On appellera ce foyer le point I (cf. figure 2.22(a et c)).

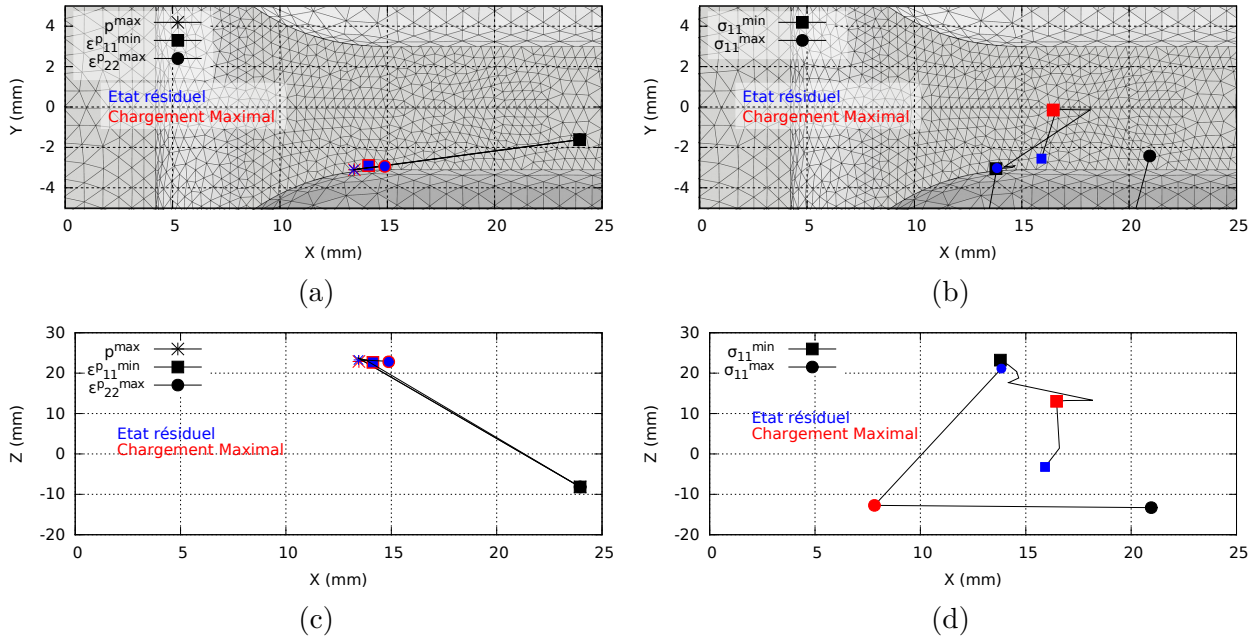


FIGURE 2.22 – Position des points de Gauss des extremums de p, ε^p_{22} et ε^p_{11} au cours du formage dans le plan (X,Y) ((a) et (c)) et le plan (X,Z) ((b) et (d)).

— On constate une plasticité en compression selon la direction 1 très élevée allant jusqu'à -8 % (cf. figure 2.23). Accessoirement, on retrouve également un rapport $\varepsilon^p_{33}/\varepsilon^p_{22}$= 0.47 soit proche de la valeur du cœfficient de Lankford de 0.5 mesurée par essai de traction orienté suivant L à Z= 21.5 mm (voir section 2.4 sur la caractérisation de la tôle). De plus, la quasi équivalence de p et de -ε^p_{11} montre que les sollicitations sont quasiment uni-axiales selon la direction 1.

— On remarque que les déformations dans le repère (1, 2, 3) sont très semblables aux déformations dans le repère principal (cf. figure 2.23a) : les directions principales sont pratiquement confondues avec les directions 1, 2 et 3).

— Lors de l'étape du relâchement (de rouge à bleu), il se produit une légère plastification supplémentaire dans le sens d'une tension 1 (cf. figure 2.23a), néanmoins la position des maximums de plasticité n'en est pas impactée (cf. figure 2.22(a et c)).

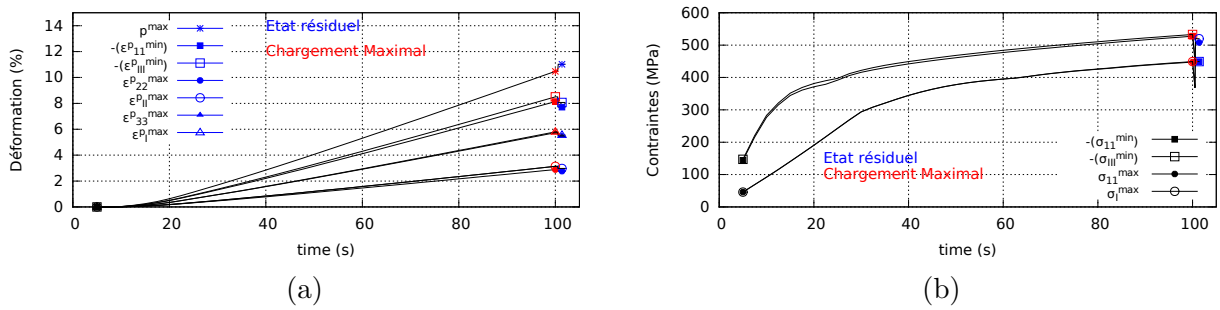


FIGURE 2.23 – Valeur maximale de p, ε^p_{22} et σ_{11} et valeur absolue de ε^p_{11} et σ_{11} minimale à chaque temps t.

En résumé, il se produit donc au cours du formage, en une région bien précise, une forte compression quasi uni-axiale orientée selon 1. Cette plasticité s'installe dès le début du formage et reste particulièrement stable jusqu'au relâchement. A partir de ce point de localisation, l'étape suivante est maintenant d'analyser les différents gradients dans le reste du raidisseur et éventuellement d'infirmer ou de confirmer la présence d'autres foyers de plasticité.

Les champs de contraintes résiduelles

Les figures (cf. figure 2.22(b et d)) montrent les positions des maximums et des minimums de la contrainte σ_{11} à chaque étape du calcul. Les valeurs sont également tracées au cours du temps (cf. figure 2.23b), auxquelles on ajoute le minimum de la contrainte principale σ_{III}.

— Dans la phase principale du formage (jusqu'à t= 100 s) la zone la plus plastifiée est également soumise à de fortes contraintes de compression allant jusqu'à -530 MPa (cf. figure 2.23b) : nous pouvons voir la position du minimum de σ_{11} très proche du point I. Inversement, le maximum de σ_{11} se situe en peau du panneau, zone de la structure soumise en tension au cours du formage : notons ainsi que la région de la structure située au dessus de la fibre neutre semble davantage sollicitée que la région en dessous (cf. figure 2.22(b et d)) .

— On constate également que dans la région comprimée, les directions des contraintes principales sont confondues avec les directions 1, 2 et 3 (cf. figure 2.23b).

— Dans la phase de relâchement, il se produit par redistribution des contraintes, une permutation des maximums : la région où les contraintes de compression étaient maximales devient une région en forte tension (σ_{11} = 510 MPa). Quant au minimum de σ_{11}, il se déplace à mi-hauteur du raidisseur (cf. figure 2.22(b et d)).

Les régions très plastifiées sont également des régions fortement sollicitées en compression selon 1. Le relâchement en fin de processus entraine un bouleversement des contraintes et l'apparition de zones de fortes tensions selon la direction 1 au foyer de plasticité I. De plus, l'ensemble des extremums de contraintes sont rassemblés au niveau du raidisseur (et non en peau ou au liston).

Analyse des champs

Nous avons fait état d'un premier foyer de plasticité I, correspondant également au maximum de contrainte en tension à l'état résiduel. Il est maintenant nécessaire d'examiner la morphologie des champs sur l'ensemble du raidisseur. Pour un examen général des champs, la figure 2.24 montre une coupe du maillage selon le plan (I,X,Z) et affiche les valeurs de σ_{11}, ε_{11}^p et p à travers le raidisseur aux états *chargement maximal* et *état résiduel*. Notons que le maillage est représenté déformé, ainsi on constate une courbure de la ligne A-B qui est définie dans le repère non-déformé. Pour une analyse, plus quantitative, les contraintes et des déformations plastiques sont extraites selon trois lignes $A-B$, $C-D$ et $E-F$ ayant pour intersection le point I (cf. figure 2.21). La figure 2.25 décrit les valeurs à l'état de chargement maximal et à l'état résiduel. Les taux de triaxialité η des contraintes sont également tracés. Sans faire une analyse totalement exhaustive de ces champs, nous pouvons toutefois exposer quelques points clés :

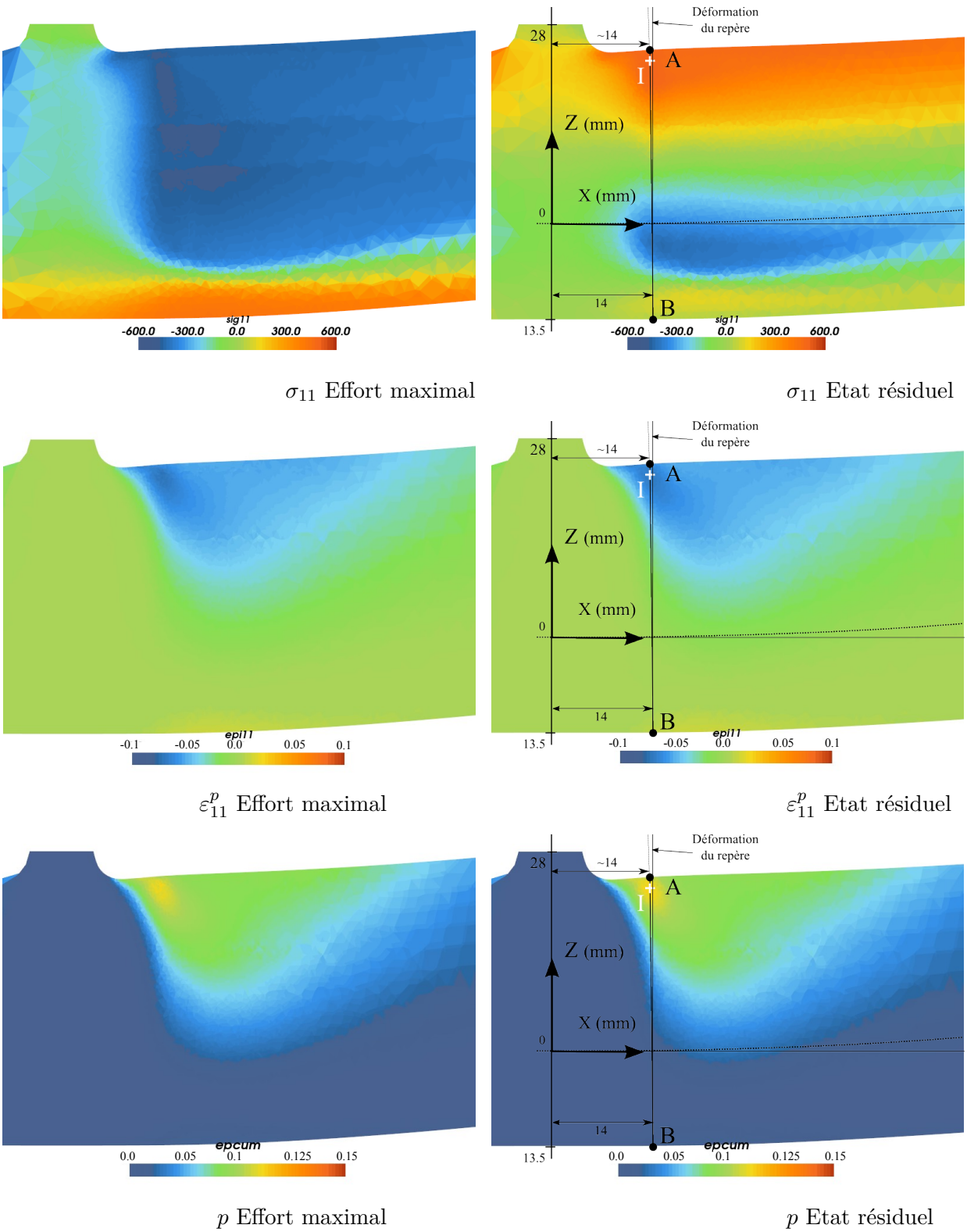
— L'essentiel de la plasticité est de la compression sens 1 (ou sens L), regroupée sur toute la moitié supérieure du raidisseur (Z > 5 mm) : cette plasticité décroit à partir du point I sans foyer secondaire apparent. Autour du foyer principal, une région assez étendue peut être définie, de Z= 10 à 40 mm pour X= 17 mm à 24 mm, où la plasticité est très intense (ε_{11}^p< -5 %). Les déformations sont toutes inférieures à 1 % à travers le reste de la structure ($Z < 5$ mm et $X > 120$ mm).

— Les gradients selon l'épaisseur du raidisseur sont globalement faibles. De plus, les niveaux de σ_{22} nous permettent raisonnablement de considérer le raidisseur en état de contraintes planes.

— L'état des contraintes résiduelles se traduit par de fortes contraintes de tensions (σ_{11} de 100 à 510 MPa) sur toute la région la plus plastifiée ($Z > 10$ mm). Le taux de triaxialité proche de 0.33 (de -0.33 au maximum du chargement) ainsi que de faibles contraintes σ_{22} et σ_{33}, montrent que les sollicitations sont fortement uni-axiales et orientées selon la direction 1.

— Inversement, sur la moitié inférieure du raidisseur, de Z= -7 mm à 7 mm, la plasticité est quasi nulle, la triaxialité est plus importante ($|\eta| > 0.5$) et le matériau est sollicité en compression (σ_{11}= -400 MPa). Cette zone comprend le minimum de σ_{11}. La zone comprise entre Z= 7 mm et 10 mm est une zone de transition, peu plastifiée, sollicitée

en cisaillement et de triaxialité proche de zéro.



σ_{11} Effort maximal

σ_{11} Etat résiduel

ε_{11}^{p} Effort maximal

ε_{11}^{p} Etat résiduel

p Effort maximal

p Etat résiduel

FIGURE 2.24 – Vue en coupe selon le plan X-Z du maillage. Valeur de σ_{11}, ε_{11}^{p} et p moyen sur chaque élément.

— Enfin, la partie pour $Z<$ -10 mm, correspondant au pied du raidisseur et à la peau du panneau, est moins sollicitée que la partie supérieure : on compte moins de 100 MPa de contraintes résiduelles, toutes composantes confondues.

Davantage de données numériques sur la simulation de formage sont jointes en annexe. La simulation *Petit angle* ne sera pas décrite dans cette section mais en annexe. Nous pouvons toutefois préciser ici que les champs sont moins intenses mais de même nature et de distribution très similaire.

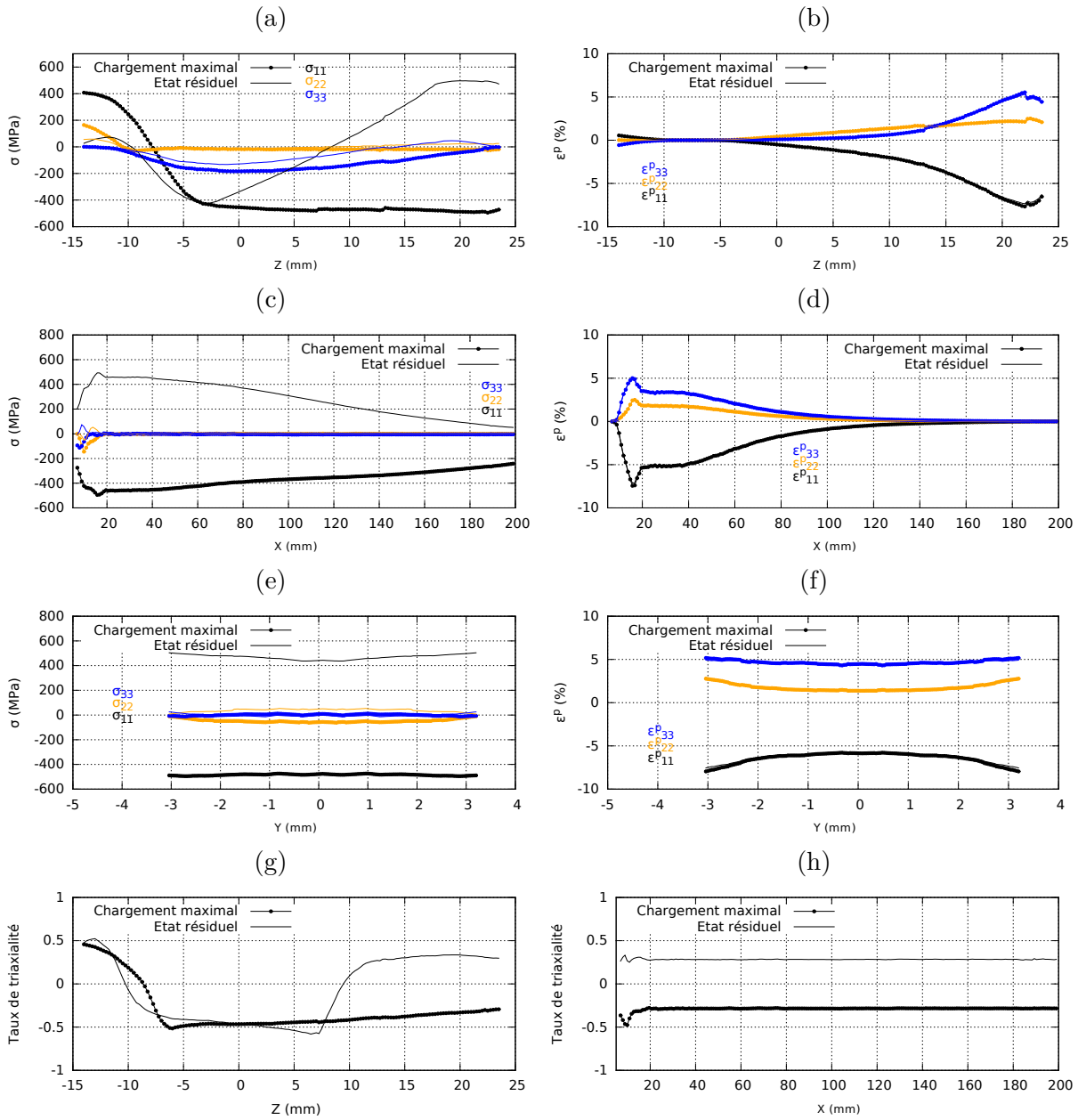


FIGURE 2.25 – Contraintes σ_{ii} et déformations plastiques ε_{ii}^p dans le repère (1,2,3) le long des lignes $A-B$ (a) (b), $C-D$ (c) (d) et $E-F$ (e) (f) (cf. figure 2.21(a et b)). Chargement maximal et état résiduel. Taux de triaxialité le long des lignes $A-B$ (g) et $C-D$ (h).

Conclusions sur la simulation du formage à froid

Un maillage de la structure auto-raidie a été proposé. Les conditions aux limites ont été choisies pour représenter au mieux les conditions d'essai tout en conservant une certaine simplicité. Quatre modèles de plasticité ont été testés et les résultats numériques comprenant les niveaux de déformation aux jauges numériques ainsi que l'angle de formage θ ont été confrontés aux données expérimentales obtenues notamment avec des jauges de déformation. La complexité de la loi de comportement influence directement le résultat des prédictions. Le modèle présentant les meilleures caractéristiques est un modèle de matériau anisotrope de type Hill hétérogène à 4

couches. En parallèle, les résultats de simulation propres à chacun des modèles nous ont permis d'estimer l'influence des propriétés plastiques de la tôle sur certains niveaux de déformation en fin de formage. Il en ressort que le gradient de propriétés a plus d'impact sur les déformations, l'angle de formage et la réaction de la structure que l'anisotropie. Sur une simulation *Grand angle* utilisant le modèle de matériau préconisé, nous avons pu étudier plus en détails l'installation de la plasticité et l'évolution des champs de contraintes au cours du formage et à l'état résiduel. Il en ressort notamment que la région la plus sollicitée, au sommet du raidisseur, est comprimée uni-axialement suivant la direction L jusqu'à -8 % de déformation. De plus, à l'état résiduel, le raidisseur est soumis à d'intenses contraintes de tension σ_{11} dans la partie supérieure et de compression dans la partie inférieure.

2.6 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons abordé les principales étapes nous permettant d'analyser le formage à froid d'un panneau auto-raidi et ses conséquences sur l'état résiduel de la structure.

Deux essais de formage on été conduits avec deux angles différents, dit *Petit Angle* et *Grand Angle*, sur deux exemplaires de structures auto-raidies. Un ensemble de jauges de déformation nous a fourni une base de données sur l'évolution des déformations en certains points de la structure jusqu'à son relâchement.

Dans le même temps, un grand nombre d'essais de traction sur éprouvettes plates ont révélé une forte anisotropie plastique dans le matériau de base associée à un gradient de propriétés plastiques significatif selon la demi-épaisseur de tôle. Des analyses microstructurales ont permis de faire le lien entre ces propriétés et un gradient de texture et de morphologie de grain particulièrement visible sur la demi-épaisseur, dû notamment à un phénomène de recristallisation de la tôle en sortie de laminage. A partir des courbes de contraintes/déformations issues des essais de traction, 4 jeux de paramètres d'un modèle de matériau anisotrope de type Hill ont pu être identifiés, chacun associé au matériau de la tôle à 4 régions différentes sur la demi-épaisseur.

Une simulation du formage de la structure a été proposée. Une loi de comportement élasto-plastique anisotrope et hétérogène de la tôle a été identifiée à partir de la base de paramètres identifiés précédemment. La comparaison entre les résultats numériques et les signaux expérimentaux des jauges de déformation ont permis de valider que la simulation est bien représentative de l'essai de formage.

L'exploitation de la simulation de formage pour un *grand angle*, donne accès aux niveaux de plasticité et aux champs résiduels au sein de la structure. Deux résultats sont à retenir pour les chapitres suivants : Le premier est l'état plastique du matériau à la fin du formage : de la compression uni-axiale selon la direction L allant jusqu'à -8 % . Le second concerne les contraintes redistribuées sur toute la hauteur du raidisseur : on constate d'importantes contraintes de traction, allant jusqu'à σ_{11}= 510 MPa) au sommet du raidisseur central ainsi qu'une zone en compression, allant jusqu'à $\sigma_{11}= -400$ MPa, autour de la mi-hauteur. La peau est faiblement plastifiée mais présente des contraintes résiduelles de traction. Les conclusions sont sensiblement les mêmes pour la simulation *petit angle* avec toutefois des niveaux de contrainte et de plasticité globalement 20 % plus faibles.

Ainsi, dans le cadre de notre étude, nous nous intéresserons au cas du comportement en fatigue de cette structure dans cet état résiduel bien précis. Nous étudierons notamment la situation la plus probable : l'amorçage en sommet de raidisseur dans la zone la plus sollicitée. Ceci ce traduit par :

- L'amorçage et la propagation d'une fissure de fatigue au sein d'un matériau pré-déformé en compression selon L à hauteur de -8 % .
- L'amorçage au sein d'un matériau pré-contraint en tension selon L.
- La propagation d'une fissure de fatigue à travers un champ résiduel intense allant de -400 à 500 MPa.

Enfin, suite à la caractérisation plastique et microstructurale de la tôle, une problématique annexe est remarquée : celle de la potentielle évolution des propriétés en fatigue du matériau

dans l'épaisseur de la tôle du fait du gradient de déformation plastique. Cet aspect sera abordé par la suite dans le chapitre 4.

Chapitre 3

Fabrication du matériau pré-déformé

3.1 Démarche

Deux axes de recherche majeurs ont été dégagés grâce à la simulation de l'opération de formage : l'analyse des effets de la plasticité d'une part et des effets des contraintes résiduelles d'autre part sur le comportement en fatigue de l'alliage étudié.

Ce chapitre aborde le premier point en proposant de reproduire expérimentalement au sein d'un volume l'état de plasticité similaire à celui de la structure en sortie de formage. Ce matériau sera ultérieurement caractérisé en fatigue. La simulation de formage (cf. chapitre 2) a montré que la plasticité développée au sein d'une structure auto-raidie est essentiellement de la compression uni-axiale orientée suivant la direction du laminage : plus précisément un gradient de compression allant de $\varepsilon_{11}^{p}= 0$ à -8 %. L'objectif est donc de reproduire artificiellement cette plasticité sans engendrer de contraintes résiduelles. La solution proposée est de produire un volume uniformément déformé. Pour couvrir l'ensemble du gradient plusieurs niveaux de compression seront réalisés : -5 % et -10 %. Le choix a été fait d'étendre le domaine à -10 % de manière à faire davantage ressortir les éventuels effets de la pré-déformation. En complément, les niveaux +5 % et +10 % seront aussi étudiés pour un comparatif entre la compression et la tension.

La méthodologie expérimentale déployée pour la fabrication des volumes de matériaux pré-déformés est décrite dans ce chapitre. La campagne expérimentale est composée de deux parties : les essais de compression et de traction. Les géométries des éprouvettes comme les protocoles expérimentaux différeront sensiblement. Les déformations finales visées sont -5 %, -10 %, +5 % et +10 %. Le volume doit être de taille suffisante pour extraire des éprouvettes qui serviront à leur tour à caractériser le comportement du matériau en fatigue. Un dispositif de suivi par stéréo-corrélation 3D sera employé pour évaluer quantitativement la valeur du gradient de déformation. La quantité de matière pré-déformée à produire est estimée en fin de chapitre.

3.2 Notes bibliographiques sur la pré-déformation

Les essais à réaliser sont des essais de compression et des essais de traction. Il y a quatre pré-requis : des déformations plastiques importantes (jusqu'à $+/-10$ %), leur uni-axialité, leur uniformité et enfin un volume de matériau important (autorisant un prélèvement d'éprouvettes). Cette partie fait un état des différentes solutions techniques existantes et des protocoles associés.

3.2.1 Pré-déformation en compression

Application

Les essais de compression uni-axiaux sont notamment utilisés pour étudier la rupture des céramiques notamment celle des bétons, roches et autres matériaux aux comportements fragiles et peu adaptés aux chargements en traction. La quasi-absence de plasticité et les très faibles déformations font que les études se focalisent généralement sur les phénomènes d'endommagement et de rupture [Hamad, 2017, Wang, 2018]. D'autres exemples de matériaux comme les composites font aussi fréquemment l'objet d'études sous des chargements en compression également pour des questions de résistance à l'endommagement (délaminages, ruptures de fibres/matrices, décollages). Dans le cas des matériaux métalliques, c'est davantage l'étape de plastification qui est étudiée, la striction, limitante dans les essais de traction, étant absente.

Compression à faible déformation

Une grande majorité des essais de compression sont directement réalisés sur les mêmes éprouvettes normalisées que les essais de traction (cf. figure 3.1(a)) : les zone de prise en mors sur chaque ligne sont alors mixtes, c'est à dire adaptées aux deux types de chargement. Comme applications, beaucoup servent à la caractérisation des premières phases d'écrouissage en compression. Au même titre que pour la traction, on retrouve aussi les essais dont le but est d'étudier l'effet d'un pré-écrouissage sur les propriétés du matériau [Karlya, 2010, Wang, 1988, Wang, 2017]. Cette méthode d'essai est très commode car elle permet de ré-utiliser les éprouvettes de traction et les hypothèses d'uni-axialité et d'uniformité sont également applicables. Néanmoins, la principale limite de ce système est le niveau maximal de déformation plastique borné par le flambement de l'éprouvette. Ce phénomène instable entraine un déversement latérale de la partie centrale de l'éprouvette. Il dépend fortement de la longueur L, du diamètre D (cf. figure 3.1(b)) (ou de min(e,l) pour les sections rectangulaires) et de la forme de la courbe de plasticité mais il intervient à des déformations plastiques uniformes bien plus basses que pour la striction [AFNOR, 2018]. Cette méthode est donc efficace seulement pour les faibles niveaux de compressions.

Compression à forte déformation

Compression sur cylindre simple

L'alternative à ce problème est de choisir un diamètre D proche de L de manière à mener la compression à des niveaux plus importants sans risque de flambement [AFNOR, 2018]. Pour les essais de compression pure, une forme de cylindre est souvent privilégiée : la compression est réalisée entre deux plateaux en contact avec les deux surfaces circulaires supérieures et inférieures. On définit alors la déformation totale moyenne ε_h=$(h-h_0)/h_0$ avec $\varepsilon_h < 0$, h,S et h_0,S_0 étant la hauteur et section actuelle et initiale du cylindre. En situation de compression *idéale*, le contact plateau-éprouvette est plan et sans frottement et la déformation est alors parfaitement uniforme et uni-axiale se traduisant par la relation : ε_h=$(h-h_0)/h_0$=$(S_0-S)/S_0$=ε dans tout le cylindre (cf. figure 3.1(b)). Dans ces conditions, la contrainte d'écoulement est directement déduite de F par σ=F/S=$F/S_0(1+\varepsilon_h)$. En réalité, le contact est frottant impliquant une mobilité réduite des surfaces de contact (cf. figure 3.1(c)). Comme conséquence, une composante de friction s'ajoute à l'action de la contrainte d'écoulement : l'effort associé à la déformation est en effet majoré par l'effet du frottement. De plus, la différence de mobilité entre les bords et le centre du cylindre induit un *bombement* ou une déformation horizontale de la partie centrale, on parle alors d'effet "tonneau". Dans cette situation, l'uni-axialité et l'uniformité des déformations n'est plus parfaite.

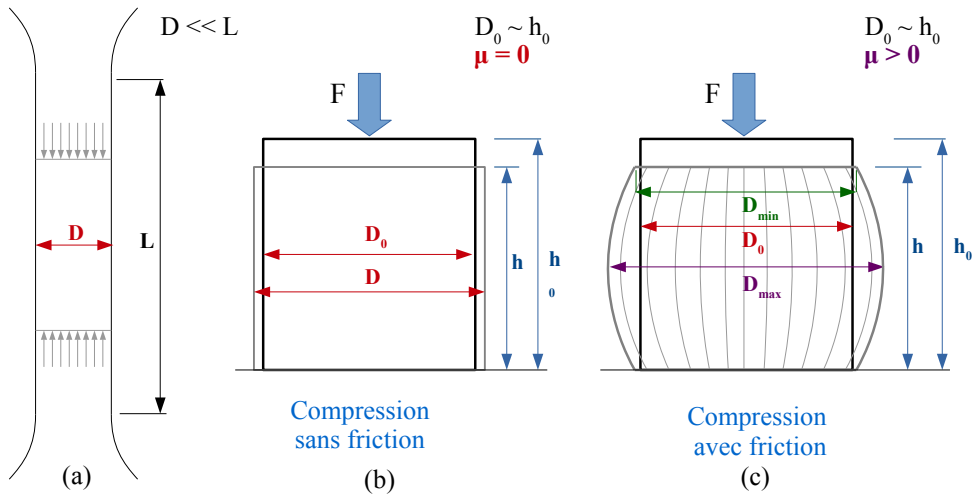


FIGURE 3.1 – (a) Eprouvette de traction/compression, (b) compression d'un cylindre sans friction et (c) compression d'un cyclindre avec friction.

La caractérisation, par cette technique, de la loi d'écoulement σ vs ε en compression est une thématique récurrente [Bunge et al., 2000, Christiansen, 2016, Parteder, 1997, Rastegaev, 1940, Pohlandt, 1979, Pohlandt, 1984, Oberlander, 1991]. Les essais de compression sur pion n'étant pas soumis aux problèmes de flambement ou de striction, ils sont ainsi très commodes pour étudier la plasticité et la ductilité jusqu'à de hauts niveaux de déformation. De plus, hormis dans le cas de certains matériaux comme les matériaux poreux, la symétrie du comportement en traction et en compression est une approximation raisonnable et assez souvent faite [Bunge et al., 2000]. Afin d'améliorer les techniques expérimentales, des méthodes ont été proposées pour estimer l'impact de la friction. Une expression modifiée de la contrainte est alors donnée en fonction des paramètres de friction [Bunge et al., 2000, Christiansen, 2016, Parteder, 1997]. Dans l'hypothèse d'un frottement métal/métal basé sur la loi de Coulomb, la relation entre F et σ prend alors la forme :

$$F/S = 2\sigma \left(\frac{h}{\mu D_{min}}\right)^2 \left[\exp\left(\frac{\mu D_{min}}{h}\right) - \frac{\mu D_{min}}{h} - 1\right] \tag{3.1}$$

La relation peut être simplifiée dans le cas d'un frottement uniforme et constant μ $(0 < \mu < 1)$,

$$F/S \sim \sigma \left[1 + \frac{\mu D_{min}}{3h}\right] \tag{3.2}$$

Compression sur cylindre Rastegaev

En parallèle, une technique expérimentale, développée en 1940 par Ratesgaev [Rastegaev, 1940] puis largement reprise et optimisée par Pohlandt [Pohlandt, 1979, Pohlandt, 1984, Oberlander, 1991] permet de s'affranchir quasi-intégralement des conséquences de la friction. Le principe est d'inclure une cavité mince sur les surfaces supérieures et inférieures du cylindre. Cette cavité est alors remplie de graisse, la seule zone en contact avec les plateaux étant la bande circulaire séparant la cavité de la périphérie du cylindre. L'éprouvette est alors comprimée essentiellement par la pression hydrostatique du lubrifiant. Les frictions existantes sur la bande extérieure (faisant office de joint dynamique) sont compensées par l'action radiale du liquide. La conséquence principale de cette modification est de diminuer drastiquement les phénomènes de frottement métal/métal. Il a été montré ainsi que le coefficient de frottement sur un essai Ratesgaev est presque nul.

Initialement dédié à la caractérisation des propriétés plastiques, Reiss propose d'exploiter cet essai pour l'étude de l'effet d'un haut niveau d'écrouissage homogène (au delà de 100 % de déformation) sur les propriétés d'un matériau [Reiss, 1986]. Il propose ainsi des éprouvettes

d'acier et d'alliage d'aluminium de plus grandes dimensions : un diamètre de 90 mm contre 20 mm habituellement. Il re-démontre notamment, sur des éprouvettes Rastegaev de cette taille, la diminution des frottements plateau/éprouvette (cf. figure 3.2) :

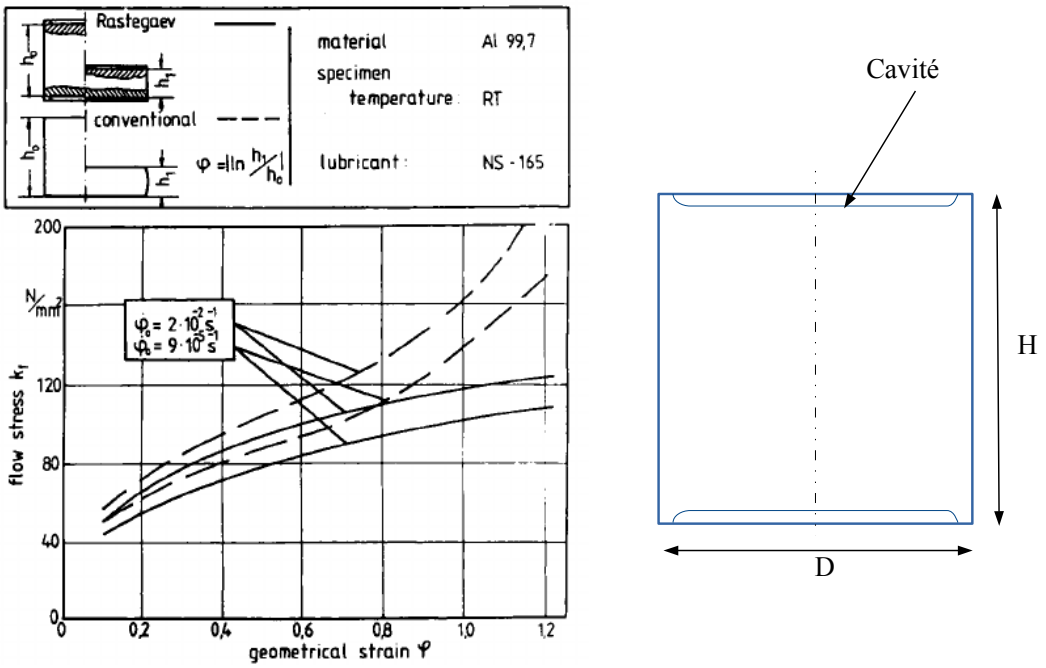


FIGURE 3.2 – (a) Effet des dimensions du cylindre sur les courbes contraintes-déformation (Al 99.7). (b) Exemple de géométrie d'éprouvette Rastegaev, d'après [Reiss, 1986].

sur une éprouvette conventionnelle (courbe en pointillé) la contrainte d'écoulement croît de façon exponentielle en fonction de la déformation totale alors que sur éprouvette Rastegaev, l'évolution est davantage logarithmique et semblable aux courbes en traction. De plus, l'examen du matériau en profondeur sur l'essai conventionnel (déformé à ε= 118 %) révèle d'important gradients de dureté à la fois radiaux et suivant la hauteur. Ces gradients ne sont pas visibles sur les éprouvettes Rastegaev quelque soit le niveau de compression (cf. figure 3.3). Notons toutefois un inconvénient : le contact sans frottement de l'éprouvette avec les plateaux peut induire une instabilité pouvant amener au déversement du cylindre voir à son éjection du plateau. Pour diminuer les risques d'instabilité, il faut s'assurer de la bonne planéité des plateaux, de leur parallélisme et d'un ratio h_0/D_0 proche de 1 du cylindre. Malgré cela, l'essai de compression Rastegaev semble être d'une grande efficacité à fournir un volume important de matériau uniformément déformé. Il sera donc adopté comme essai de compression pour notre étude.

3.2.2 Pré-déformation en traction

Uni-axialité et uniformité des déformations

Les essais de traction uni-axiaux font partie des essais que l'on ne présente plus. Précisons toutefois les atouts et les limites existantes aux regards de nos quatre critères. L'uni-axialité des déformations est généralement garantie par la morphologie de l'éprouvette. Aujourd'hui extrèmement normalisées [Bunge et al., 2000], celles-ci présentent conventionnellement une forme allongée et pourvue de zones de prise en mors plus larges (dite aussi forme "d'haltère") (cf. figure 3.4). La grande majorité des sections sont de formes rectangulaires, les formes axisymétriques étant davantage réservées aux chargements cycliques pour l'étude des comportements en fatigue.

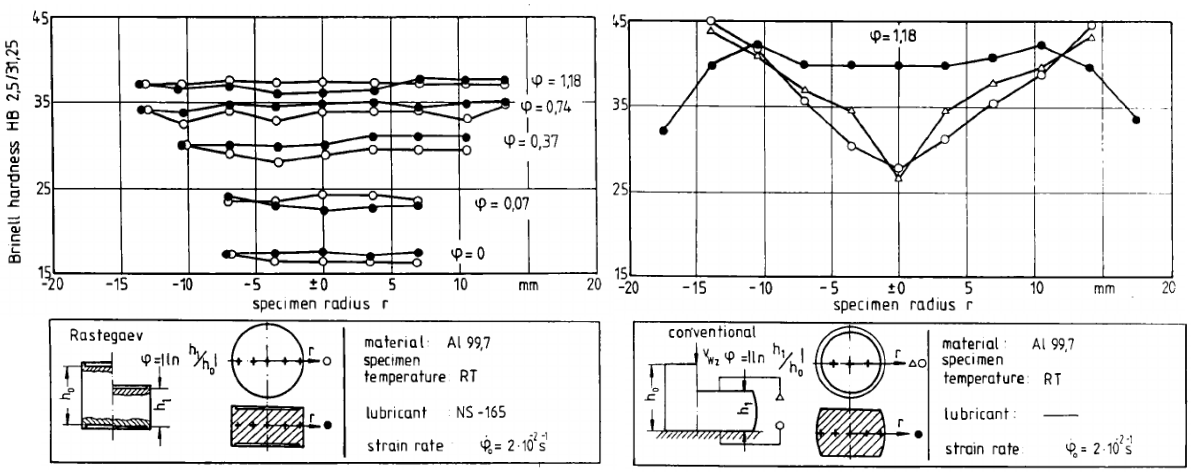


FIGURE 3.3 – Distribution radiale de la dureté sur éprouvettes Rastegaev et éprouvettes conventionnelles (Al 99.7) [Reiss, 1986].

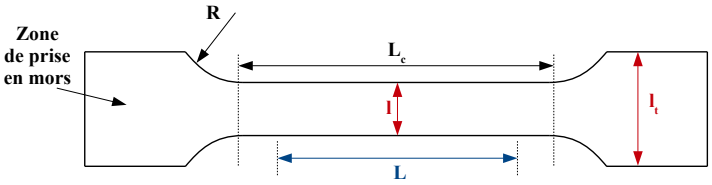


FIGURE 3.4 – Géométrie des éprouvettes de traction et les grandeurs caractéristiques.

Les normes *ISO* ou *AFNOR* [ISO, 2016, AFNOR, 2009] proposent des relations entre les grandeurs : L_c, R, l, l_t et l'épaisseur e. Le rétrécissement central permet entre autres d'orienter le chargement uni-axialement et de localiser les déformations plastiques au centre. Un rayon de congés R bien choisi limite les concentrations de contraintes. Il est aussi fréquent de choisir une épaisseur plus faible que la largeur afin d'imposer les contraintes planes. L'uniformité des déformations est une condition primordiale dans ce type d'essai autant que l'uni-axialité. On considère les déformations homogènes sur une longueur centrale minimum L : cette longueur est directement impactée par les autres dimensions. Cette hypothèse est un pré-requis fondamental pour pouvoir exprimer la déformation longitudinale telle que $\varepsilon_L \sim \Delta L/L_0$ où L_0 est la valeur initiale de L et ΔL la variation.

Les niveaux de déformations

Une des limites des essais de traction uni-axiaux est le niveau de déformation maximal atteignable. Pour tout matériau ductile, au delà d'un certain chargement, une instabilité plastique apparait conduisant à un rétrécissement de la section en une region très localisée dans la zone centrale (striction). A ce stade, les hypothèses d'uniformité ne sont plus applicables. Cette instabilité intervient au delà du maximum de chargement ($F = F_{max}$ ou $\partial F/\partial L$ =0). Il a été constaté au chapitre précédent (cf. chapitre 2 section 2.4.1) que la striction sur notre alliage 2024 T351 se produit autour de $\varepsilon_L = 15$ % de déformation totale : une traction jusqu'à $\varepsilon_L = 10$ % est alors envisageable sans induire de striction.

Les essais de traction grandes dimensions

Il apparait donc possible de pré-déformer un certain volume de matériau correspondant à la zone utile d'une éprouvette de traction jusqu'à 10 % de déformation plastique. Cette opération est même très fréquente dans le cadre de sujets concernant les effets d'un pré-écrouissage sur les propriétés du matériau : comportement à l'amorçage en fatigue [Froustey, 2008, Kassim, 2007, Lanning, 2002, Arora, 1973], comportement plastique [Ohashi, 1982, Mahato, 1982] ou encore état métallurgique [Chen, 2016]. Mais dans notre cas, l'objectif est de pré-écrouir un important

volume pour y prélever d'autres éprouvettes. On rencontre dans la littérature quelques études présentant la traction d'éprouvettes ou de structures de grandes dimensions. Par exemple, dans ses travaux Zaman [Zaman, 2018] décrit l'évolution des propriétés plastiques et notamment de l'anisotropie sur deux nuances d'acier (DP780 et CHSP45R) suite à une pré-déformation en tension à +6 %. Un ensemble d'éprouvettes de traction uniaxiales et biaxiales ont été extraites au sein d'une éprouvette de traction grande dimension (longeur totale 1 m) uniformément pré-déformée : les essais montrent une distorsion de la surface de charge qui a pu être prédite par un modèle élasto-plastique anisotrope de type Barlat. En métallurgie industrielle, il existe des cas d'essais de traction, notamment sur des plaques ou des tôles, pour effectuer un pré-écrouissage de détensionnement. Toutefois, les essais sont peu instrumentés et les géométries sont souvent très éloignées des éprouvettes normalisées adaptées aux essais uni-axiaux pour des niveaux de déformation assez faibles. Il est nécessaire de développer un protocole adapté à des éprouvettes de grandes tailles. Un changement d'échelle impose plusieurs contraintes. Notons que les effets de taille d'éprouvettes peuvent influencer les propriétés mécaniques : les causes les plus connues étant l'hétérogénéité du matériau ou bien la taille des défauts (inclusions, cavités, porosités) par rapport à la taille de la section [Brumek, 2013, Chen, 2015]. On considère cependant que pour la plupart des matériaux métalliques, au delà de plusieurs millimètres, les propriétés ne sont plus réellement impactées par l'épaisseur e. Les autres limites sont donc essentiellement techniques : une machine de haute capacité est nécessaire. De plus l'absence de norme pour des éprouvettes de traction plus longues que 300 mm oblige à concevoir intégralement une géométrie. Un protocole basé sur les essais uni-axiaux conventionnels que nous essayerons d'adapter aux grandes dimensions sera proposé (cf. section 3.4.1).

3.3 Matériau pré-comprimé

Les études portant sur des essais de compression sur éprouvettes Rastegaev de grande taille sont assez rares : l'essai mené par Reiss sur des cylindres de 90 mm de diamètre fait figure d'exception. Or notre problématique impose de travailler sur des volumes suffisamment importants pour pouvoir y prélever d'autres éprouvettes. Afin donc d'appréhender un essai qui est encore peu connu, il a été choisi de réaliser des essais préliminaires sur quelques pions. L'intérêt est multiple. Il est tout d'abord primordial de vérifier la tenue en charge ainsi que la bonne stabilité du procédé et de déterminer une géométrie d'éprouvettes fiable. Dans le même temps, cela permettra de prendre en main le système de suivi par caméra car celui-ci est nécessaire pour l'estimation des déformations. Les données issues de la stéréo-corrélation d'images seront analysées et permettront de juger de l'homogénéité de la plasticité. Pour les essais principaux, une machine de traction/compression de haute capacité a été mise à notre disposition dans les locaux de Dassault Aviation d'Argenteuil. Les essais de compression sur différentes tailles de cylindre y seront réalisés jusqu'aux deux niveaux de compression désirés : -5 % et -10 %.

3.3.1 Essais préliminaires

Géométrie

La géométrie des pions usinés pour les essais préliminaires est décrite figure 3.5. Les principales dimensions ont été choisies selon quelques critères :

— Les essais préliminaires ont été réalisés au Centre des Matériaux. Les machines hydrauliques à disposition offrent une capacité maximale de +/−250 kN. Ne disposant pas de montage inverseur, il a été choisi de se limiter à un chargement de 170 kN pour ne pas trop solliciter le montage ou de le rendre instable. Un diamètre de pion est alors proposé de la manière suivante : à partir des courbes de traction sur éprouvettes TR (cf. figure 2) et dans l'approximation d'une symétrie des comportement entre la traction et la compression, nous pouvons estimer à −450 MPa le chargement nécessaire pour comprimer un pion à −5 %. Dans ces conditions, le rayon du pion est alors de 11.9 mm. Un rayon plus faible de 10 mm est choisi et le pion est prélevé au centre de la tôle et orienté L.

— Pour un diamètre de cylindre de 20 mm, il est préconisé une bande de 1 mm pour une cavité inférieure à 0.4 mm de profondeur [Reiss, 1986, Oberlander, 1991]. La profondeur est fixée à 1 mm, dimension pouvant facilement être réduire en cas de besoin : nous souhaitons en priorité éviter que la cavité soit trop mince pour contenir le lubrifiant nécessaire au glissement du cylindre.

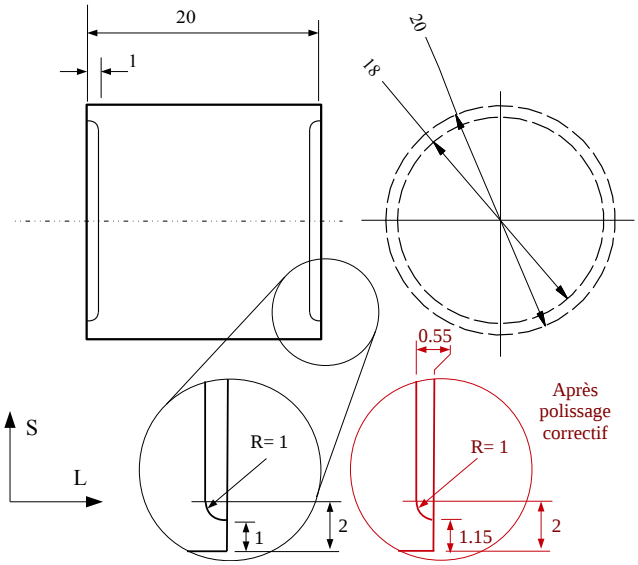


FIGURE 3.5 – Géométries du pion Rastegaev de diamètre 20 mm.

Protocole expérimental

Une machine de traction hydraulique Instron à 250 kN de capacité est utilisée. La ligne supérieure est fixe et la ligne inférieure, liée au vérin, peut être pourvue d'un petit plateau, rigide ou rotulé [AFNOR, 2018]. Le plateau conserve cependant une légère mobilité horizontale. Les éprouvettes sont toutes préalablement polies en surface aux extrémitées afin d'améliorer l'étanchéité et diminuer les frottements. Le lubrifiant utilisé est une graisse LCH250 pour contact haute pression.

Initialement, l'éprouvette est installée au centre du plateau avec une dose de lubrifiant en haut et en bas suffisante pour faire légèrement déborder les cavités. Puis, le pion est mis en contact avec la ligne supérieure. Une précharge de 1 kN est appliquée à l'état initial (cf. figure 3.6). On procède ensuite à la montée du vérin et du plateau. Le déplacement du vérin est imposé à 0.5 mm/min jusqu'à un chargement maximal de F_{max} = 170 kN en compression puis suivi d'une décharge élastique.

Une cellule de force donne constamment l'effort de compression F (en kN) et un capteur

LVDT informe du déplacement du vérin. Ne disposant pas de capteur adapté pour mesurer l'écartement Δh, une mise en charge à vide permet de connaitre la raideur de la ligne seule et de déduire indirectement cette valeur. La déformation totale définie par $\varepsilon = \Delta h/h_0$ peut alors être calculée.

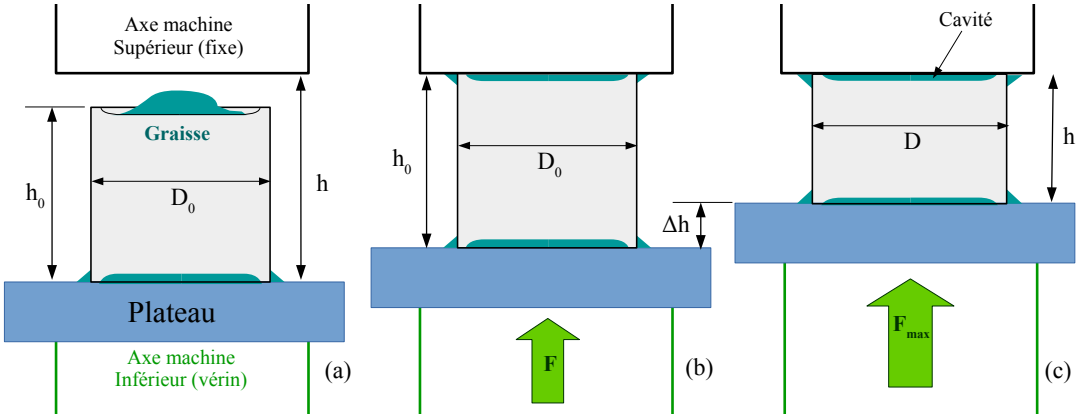


FIGURE 3.6 – Essai de compression des pions : (a) préparation, (b) mise en contact et (c) compression.

Résultats

Examen de la tenue à la charge

Un ensemble de 6 pions a été testé sous différentes conditions ; une synthèse est donnée dans le tableau (cf. figure 3.1).

- L'essai A est réalisé avec un montage rotulé : on constate immédiatement un déversement de l'éprouvette (voir 3.7(c) et Annexes). Sur éprouvette conventionnelle, une mobilité en rotation d'un des deux plateaux permet entre autre de réduire les phénomènes de jeu dû aux défauts de parallélisme des plateaux. Mais ce montage semble inapproprié aux éprouvettes Rastegaev.
- Sur les essais B et C, on constate un éclatement des têtes à 100 et 120 kN. Le phénomène peut être attribué à la bordure de cavité jugée trop haute ou trop mince.
- Les pions D, E et F sont préalablement polis de chaque côté afin de réduire la bordure de 0.45 mm, pour une profondeur de cavité à présent de 0.55 mm (cf. figure 3.5). En prenant en compte le congé en fond de cavité, l'épaisseur de la bordure passe de 1 à 1.15 mm. Cette opération augmente significativement la charge supportable : le pion D éclate partiellement à 164 kN mais le pion E tient la charge jusqu'à 170 kN.
- Sur le pion F, à F= 170 kN, une déformation totale ε de plus 10 % a pu être atteinte. Précisons qu'à ce stade de l'analyse, il n'est pas encore certain que la compression soit de 10 % au coeur du pion : cela dépendra de l'homogénéité des déformations.
- Le suivi de l'essai F a été complété par un équipement de mesure par caméras (cf. figure 3.8). Par sécurité, la décharge a été effectuée à 160 kN.
- On remarque sur chaque courbe ε vs F (cf. figure 3.7(d)) un pied de courbe que l'on peut attribuer aux imperfections de l'alignement et aux jeux. Une bonne reproductibilité est constatée entre les essais D et F, néanmoins la courbe du pion E se démarque fortement par un effort qui stagne à 140 kN de 4 à 6 % de déformation. Ce phénomène peut être attribué soit à une dispersion intrinsèque des propriétés plastiques soit à un écrouissage discontinu de la bordure de cavité.

L'essai de compression sur pion Rastegaev répond donc aux exigences de stabilité sous certaines conditions : les plateaux doivent être gardés rigides et suffisamment parallèles pour ne pas générer de pied de courbe trop important. La bordure de cavité ne doit pas être trop haute ou trop mince : la configuration corrigée (hauteur 0.55 mm, largeur haute 1.15 mm et largeur basse 2 mm, voir figure 3.5) est efficace mais nécessite d'être renforcée car on constate encore un cas de rupture.

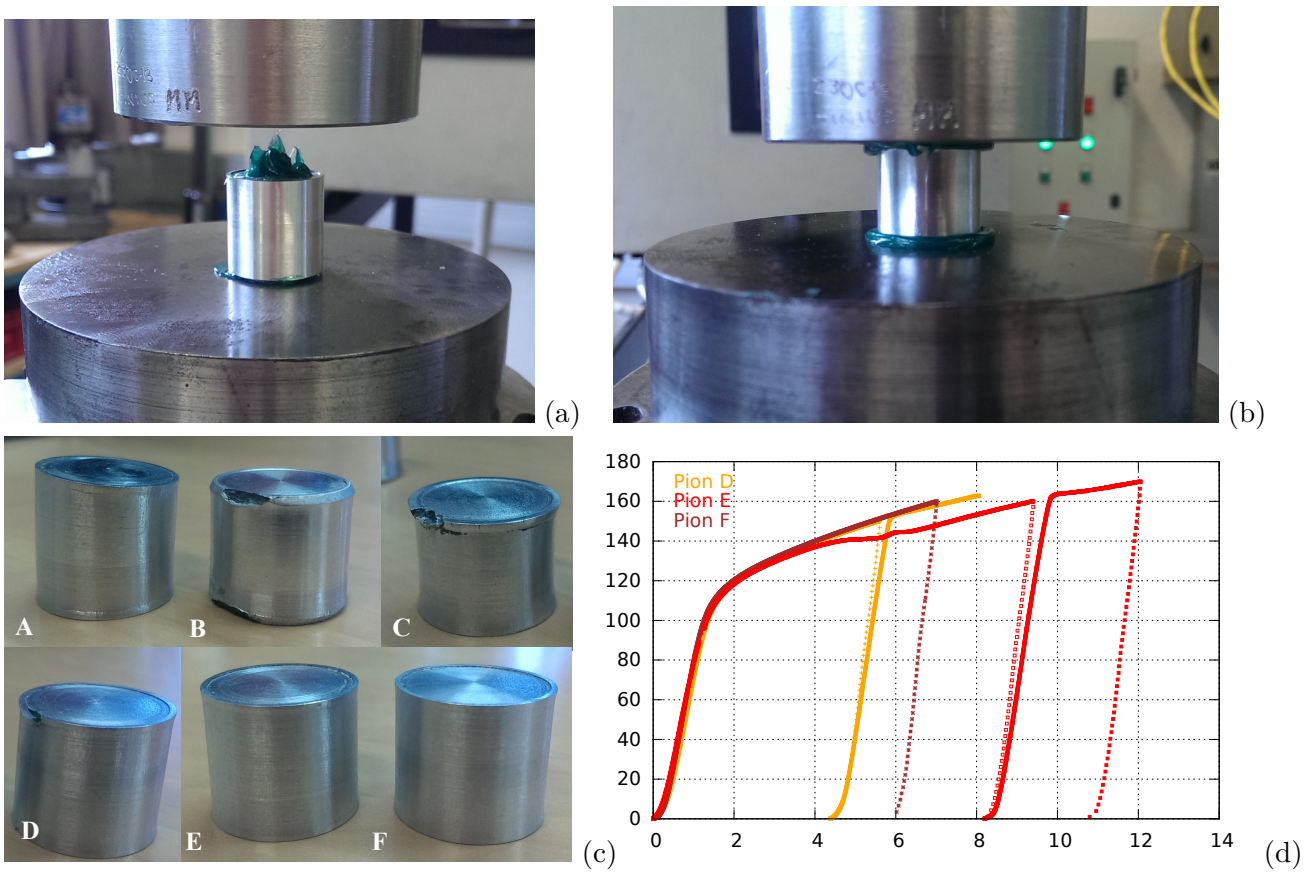


FIGURE 3.7 – (a) Préparation de l'essai. (b) Eprouvette chargée. (c) Les 6 pions après essai de compression. Le pion D est poli avant essai afin de réduire la cavité à 0.7 mm de profondeur et 0.5 mm pour les pions E et F. Le pion A est testé sur plateau rotulé et les autres sur plateau rigide. Eclatement complet de la cavité pour les pions B et C et partiel pour le pion D. (d) Déformation totale $\varepsilon(\%)$ vs effort F(kN) (en compression) pour chaque pion D, E et F.

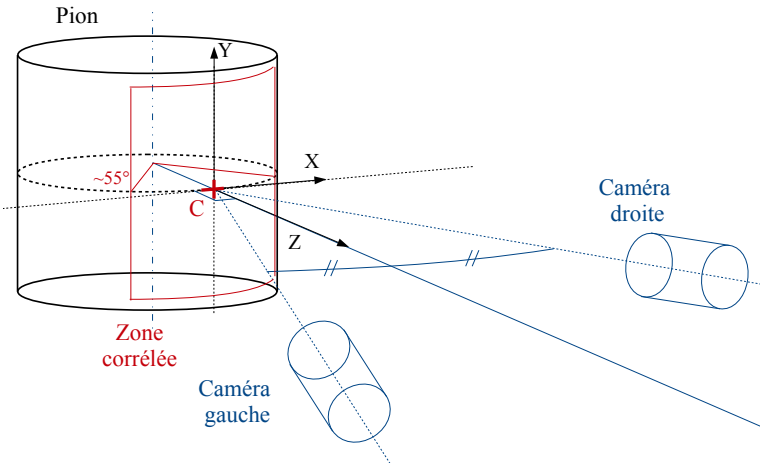


FIGURE 3.8 – Montage des caméras et repère (X,Y,Z).

Nom	Géométrie	Montage	F_max (kN)	Instrumentation	Tenue à la charge
A	Non-corrigée	Plateau rotulé	10 kN	Cellule de force	Mauvais : Déversement
B	Non-corrigée	Plateau rigide	100 kN	Cellule de force	Mauvais : Eclatement de la cavité
C	Non-corrigée	Plateau rigide	120 kN	Cellule de force	Mauvais : Eclatement de la cavité
D	Corrigée	Plateau rigide	164 kN	Cellule de force	Moyen : Eclatement de la cavité tardif
E	Corrigée	Plateau rigide	170 kN	Cellule de force	Bonne
F	Corrigée	Plateau rigide	160 kN	Cellule de force + Caméras	Bonne

TABLE 3.1 – Synthèses des paramètres d'essais sur les pions de compression.

Examen des déformations

Il est attendu que la bordure se déforme davantage que la partie centrale du cylindre : la déformation totale ε ne semble donc par représentative des niveaux de déformation au centre du pion. De plus, il est pertinent de vérifier l'homogénéité de la plasticité au sein même de la partie centrale : ce point dépend notamment du bon glissement de la bordure de cavité au cours de l'essai qui doit être uniforme et régulier.

Pour ce faire, l'essai F a été suivi par stéréo-corrélation d'image. Un mouchetis blanc et noir mat a préalablement été déposé à la bombe sur une face. Un ensemble de deux caméras numériques modèle Manta G-419 à 2048 × 2048 pixels a été installé sur trépied face au côté peint. Les images doubles prises au cours de l'essai sont ensuite traitées sous Vic-3D : nous utilisons la méthode de Lagrange avec une imagette de 27 pixels de large. La calibration des caméras est délicate sachant que la surface est cylindrique. De plus, la présence de graisse de part et d'autre nécessite de grandes précautions pour ne pas générer de tâches brillantes et rendre la calibration impossible. Il y a corrélation du mouchetis sur une face du pion délimitée par un angle d'environ 55° et sur 80 % de la hauteur, le reste étant recouvert par la graisse. On utilise le repère des caméras : X pour la verticale (selon l'axe machine) et Y pour l'horizontale. La figure 3.9 donne la cartographie des champs de déformation ε_{yy} à l'état résiduel après un chargement à 160 kN.

— Les déformations selon Y (liées à la compression) montrent que les régions au voisinage des bordures sont particulièrement déformées (jusqu'à -10 %) alors que la région centrale l'est beaucoup moins (autour de -5 %) : on constate donc un effet de bord très intense dû au chargement appliqué aux extrémités du cylindre ce qui produit un gradient de déformation de 2 % sur toute la demi-hauteur du pion.

— On remarque également une constante asymétrie de ε_{yy} dans l'axe X dont le défaut de parallélisme est la cause la plus probable : ces types de défauts sont habituellement compensés par le montage rotulé que nous avons préféré ne pas utiliser. Dans cette situation, il est donc délicat de mettre en évidence et caractériser le gradient dû à l'*effet tonneau*. On peut toutefois constater une bande centrale de 10 mm homogène à 2 % près.

— Enfin, on notera que la déformation totale ε résiduelle (-6 %) qui est une moyenne de toutes les déformations dans le pion est assez proche de -5 %, valeur de ε_{yy} sur la partie centrale : la différence peut être attribuée à la présence des cavités qui sont bien plus souples que le reste du volume.

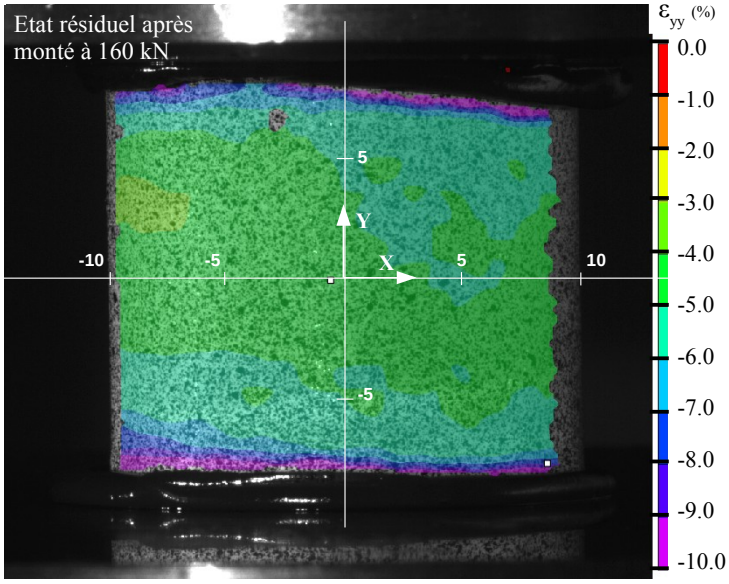


FIGURE 3.9 – Déformations ε_{yy} mesurée par stéréo-corrélation 3D sur une face du pion F à l'état résiduel (après relâchement) après monté à 160 kN.

Conclusion

En définitive, les essais de compression sur les pions Rastegaev se sont montrés suffisamment concluants pour entreprendre les mêmes expériences sur des éprouvettes de grandes dimensions.

— En terme de stabilité, le montage à plateaux rigides est nécessaire mais il faut pour cela réduire au minimum les défauts de parallélisme. La bonne tenue en charge des cavités dépend fortement de la hauteur des bordures.

— En terme d'homogénéité des déformations, les bordures ont pour conséquence d'induire un important effet de bord sur les déformations dont le gradient couvre la majeur partie de la hauteur du pion. Il est donc encore difficile de trancher définitivement sur l'efficacité des éprouvettes Rastegaev.

La géométrie originelle des cavités doit être modifiée afin de garantir la résistance mécanique des bordures jusqu'à -5 % voire -10 % de compression. Un diamètre plus grand implique un effort de compression plus élevé : il est important de renforcer la cavité afin de pouvoir supporter des niveaux de pression bien plus conséquents. Enfin, travailler sur un cylindre de plus grand diamètre et plus haut, aidera à dégager une zone sans effet de bord plus étendue ce qui permettra une observation plus facile des autres gradients.

3.3.2 Essais de compression sur éprouvette Rastegaev de grande taille pour la fabrication de matériau pré-déformé

Géométrie

Le diamètre du cylindre est limité par l'épaisseur de la tôle de 60 mm. De plus, nous devons tenir compte d'une marge de quelques mm pour l'usinage. Cela nous ramène au final à un diamètre de 54 mm. Dans le cas des essais de compression sur pion (diamètre 20 mm) : -5 % de déformation en conduisent à l'effort maximal de compression de 150 kN correspondant à une contrainte de 465 MPa. Par analogie, on obtient un effort maximal de 1093 kN pour un lopin de 54 mm de diamètre (cylindre de grande taille) déformé uniformément à -5 %.

La hauteur de chaque cylindre (toujours selon L) a été choisie en fonction des dimensions des éprouvettes de fatigue que l'on souhaite y prélever. Ces éprouvettes seront détaillées davantage au chapitre suivant, néanmoins les principaux besoins sont à préciser : une longueur minimale de 50 mm selon S pour une éprouvette de propagation et 85 mm selon L pour une éprouvette d'amorçage. Ensuite, ces longueurs seront majorées d'une longueur supplémentaire de sécurité de plus de 5 mm à chaque extrémité du cylindre : cette mesure vise à protéger le volume central des éventuels effets de bord induits à partir des cavités. Les longueurs définitives sont 65 mm et 95 mm. Le ratio h_0/D_0 des pions et des lopins 65 mm varie de 1.2 à 1.76 : le flambement est peu probable, il est admis dans la littérature que le risque devient réel seulement à partir d'un ratio de 2 voire 3. Néanmoins, nous pouvons nous attendre à plus d'instabilités pour le lopin de 95 mm dont le ratio est de 1.76. Les glissements sur les plateaux favorisés grâce au lubrifiant peuvent également favoriser ce phénomène.

La figure 3.10 décrit les deux géométries des lopins de 54 mm de diamètre. Reiss propose une profondeur de cavité de 1 mm pour un diamètre de 90 mm : en gardant les mêmes proportions, une profondeur de cavité de 0.7 mm a été choisie. Selon la même démarche que pour les pions, une largeur de bordure de 5 mm est préconisée. Ici une bordure de 2.5 mm est utilisée et sera complétée par un cône inséré au centre de la cavité (absent sur les pions). Ce dernier a pour intérêt de diminuer les frottements sans pour autant fragiliser la cavité : une partie des efforts verticaux appliqués par le plateau sera récupérée par le cône. Seront utilisées les mêmes dimensions de cavité pour les lopins de 95 mm : l'influence de la hauteur du lopin pourra être observée.

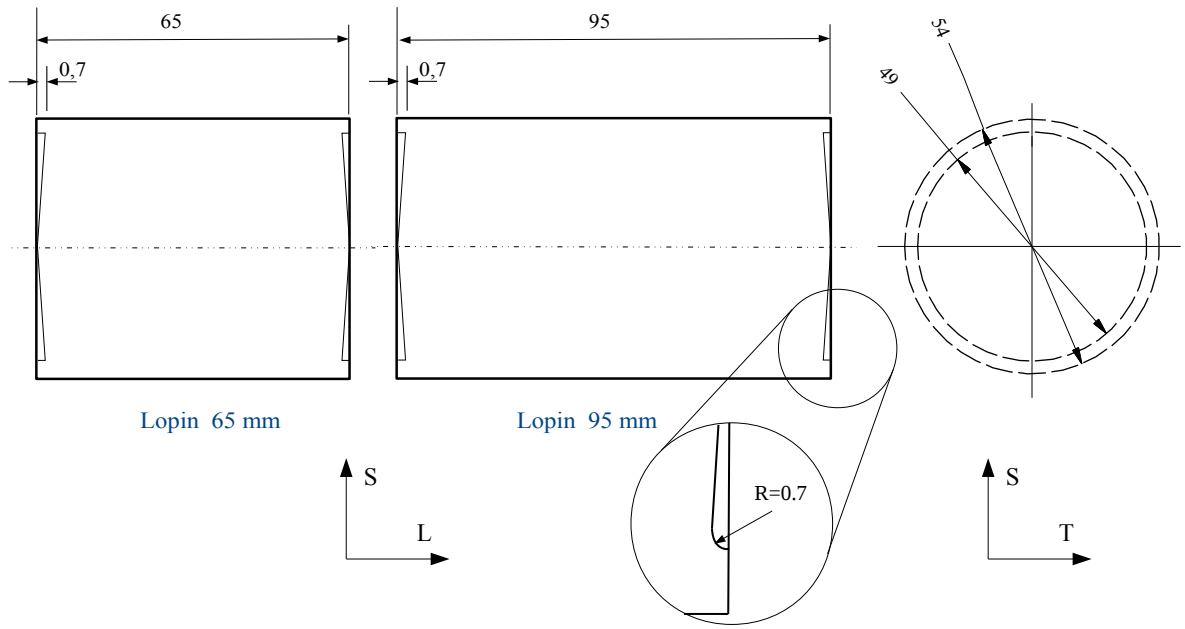


FIGURE 3.10 – Géométries des lopins Rastegaev de diamètre 54 mm et longueur 65 et 95 mm avec cavités coniques.

Instrumentation

On retrouve les principales grandeurs mesurées précédemment durant la compression des pions : l'effort F (kN) et le déplacement vérin. Sur cette installation, nous avons pu compléter le montage par un capteur dit *crayon*, un capteur de contact mesurant le déplacement d'une surface suivant sa normale. Il permet de mesurer le déplacement Δh du plateau supérieur. A partir de ce signal, la déformation totale $\varepsilon_h = \Delta h / h_0$ (h_0= 65 mm) du lopin peut-être exprimée.

Cette fois-ci, tout les essais seront suivis par stéréo-corrélation 3D. Un mouchetis mat est initialement déposé à la bombe sur une face de chacun des lopins. Deux caméras numériques 5M GigE à 2448 $\times$ 2050 pixels (lentille à focale 35 mm) sont installées sur trépied et associées à deux projeteurs, l'ensemble étant dirigés sur la mi-hauteur du lopin. Le traitement des images est réalisé en temps réel sur logiciel V8 SR1 Hotfix 5 avec une taille d'imagette de 21 pixels. On utilisera également la méthode de Lagrange. On compte une résolution de mesure d'environ 5 points par millimètre carré au centre de l'image. Les axes X, Y et Z seront utilisés comme repère principal, l'origine étant fixée à la surface à mi-hauteur du lopin (cf. figure 3.11). Afin de piloter plus finement nos essais et de choisir le niveau de déformation, la valeur ε_{yy} est mesurée constamment à l'origine et sera utilisée comme déformation de référence ε_{yy}^C. On définira également ε_{yy}^S et ε_{yy}^I les déformations mesurées au quart supérieur et inférieur du lopin.

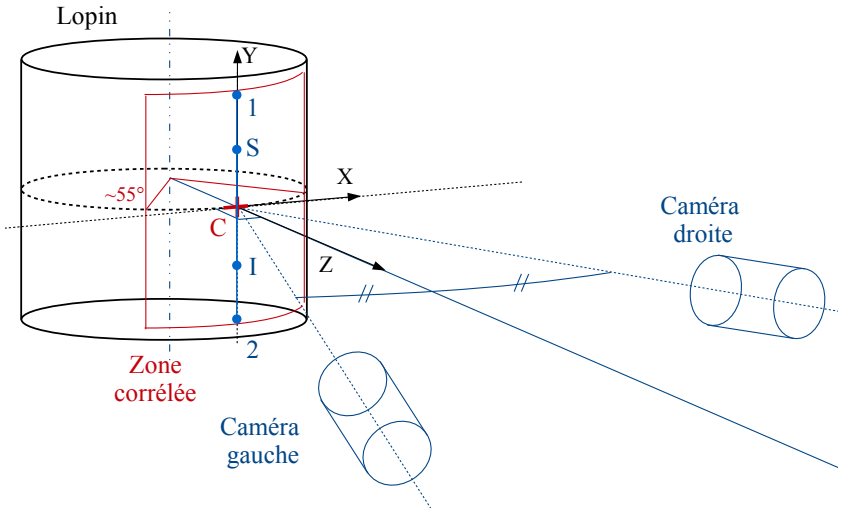
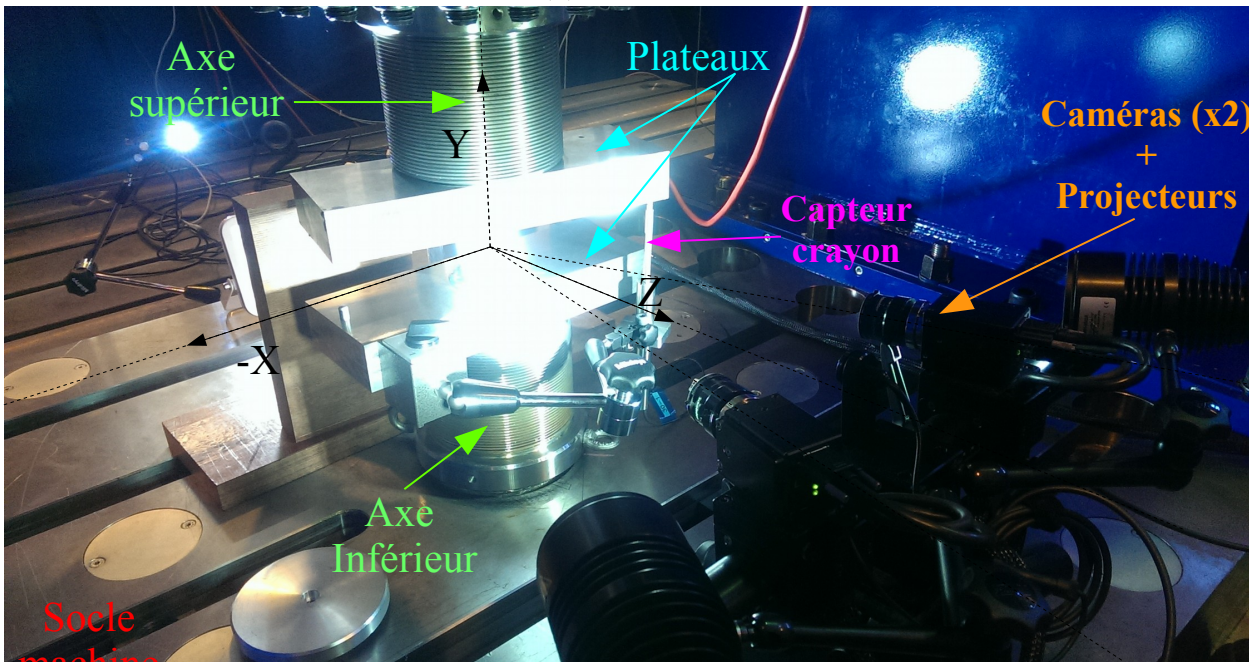


FIGURE 3.11 – Montage des caméras et repère (X,Y,Z).

(a)

(b)



(c)

FIGURE 3.12 – (a) Lopins 65 mm et 95 mm non déformé. (b) Lopins après dépôt de mouchetis et compression. (c) Montage de l'essai de compression des lopins : axes machine, plateaux, caméras et projecteurs. Amorçage de l'essai de compression à -5 % du lopin 65 mm B.

Protocole expérimental

Afin d'atteindre les 1000 kN minimum nécessaires à la compression du lopin, nous utiliserons une machine de traction de 3000 kN de capacité installée dans les locaux de Dassault Aviation d'Argenteuil (cf. figure 3.12). Dans notre cas, le montage sera complété par deux plateaux d'acier : un posé sur l'axe inférieur, le deuxième disposé par dessus le lopin. Les plateaux ont donc une mobilité horizontale : on supposera néanmoins l'adhérence des plateaux avec les axes bien supérieur à celle du lopin avec les plateaux.

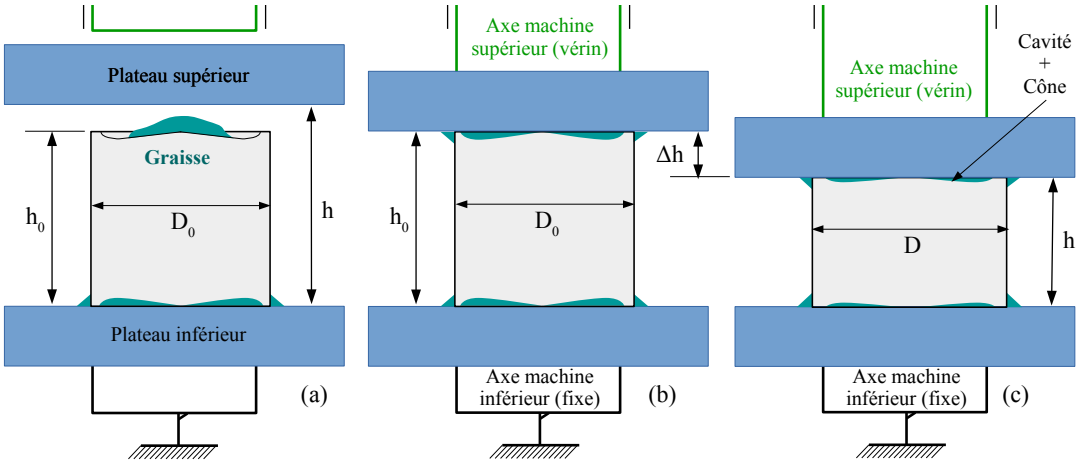


FIGURE 3.13 – Essai de compression des lopins : (a) préparation, (b) mise en contact et (c) compression.

Le processus expérimental est très similaire à celui utilisé précédemment sur pions (cf. figure 3.13). La charge maximale est fixée de la manière suivante : l'objectif est d'imposer -5 % ou -10 % à la déformation de référence ε_{yy}^{C} à l'état résiduel. Pour cela nous devons atteindre cette consigne et la dépasser d'une valeur équivalente à celle du retour élastique. Cette grandeur peut être déduite de l'effort F mesuré en temps réel et de la raideur initiale F/ε_{yy}^{C} mesurée en début d'essai. En parallèle, l'homogénéité des déformations dans la hauteur du lopin peut être jugée numériquement en estimant l'écart maximal ε_{yy}^{max} écart maximal entre les trois grandeur ε_{yy}^{C},ε_{yy}^{S} et ε_{yy}^{I}.

Résultats

En tout, 6 lopins de hauteur 65 mm et 2 lopins de hauteur 95 mm ont été usinés et testés. Les niveaux -10 % ont été les premiers testés afin de valider la tenue des lopins pour les déformations les plus élevées. Le tableau figure 3.2 regroupe les consignes de déformation associées à chaque lopin.

Tenue des lopin

En définitive, toutes les éprouvettes ont pu être comprimées avec succès (sans aucune rupture). On remarque notamment une excellente reproductibilité des courbes F vs ε_{yy}^{C} (cf. figure 3.14(a) et (b)). Les consignes ont été atteintes à 5 % d'erreur près sur les lopins de 65 mm et moins de 10 % sur les lopins de 95 mm.

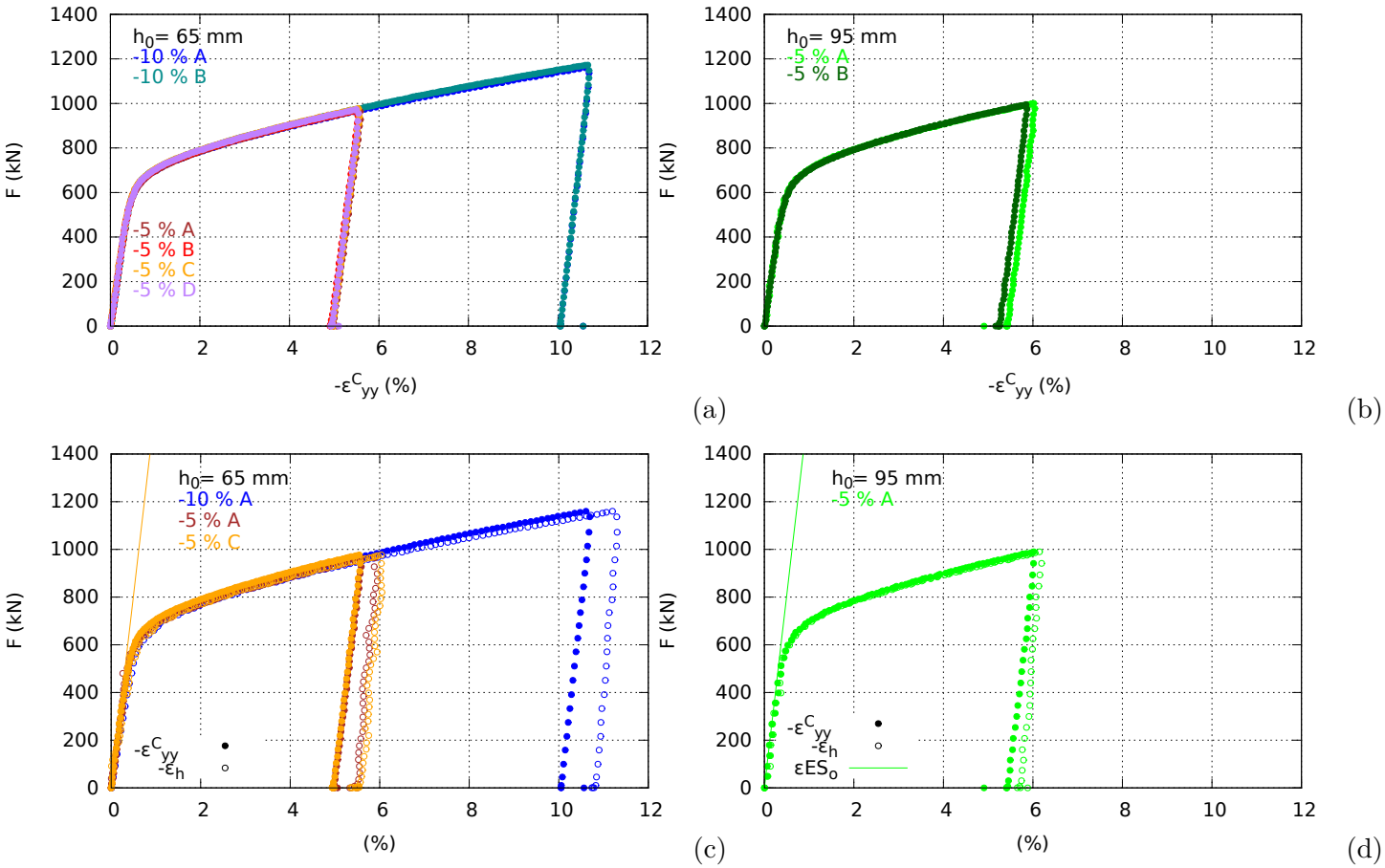


FIGURE 3.14 – Effort de compression en fonction des déformations de la jauge centrale ε_{yy}^{C} ou de la déformation totale $-\varepsilon_h$ pour les lopins 65 mm (a et c) et les lopins 95 mm (b et c).

Comparaison déformation totale et déformation locale

Sur les courbes comparant la déformation totale ε_h avec la déformation de référence ε_{yy}^{C} en fonction de l'effort F (cf. figure 3.14(b) et (c)), on remarque que pour un même effort ces grandeurs sont quasiment égales à un décalage près (entre 0.2 et 0.75 %). Ce décalage peut être attribué aux cavités dont la présence diminue la rigidité : on remarque que dans les cas d'un lopin de 95 mm, le décalage est presque nul, or il s'agit justement de la situation où la déformation de la cavité peut être considérée comme négligeable devant celles du reste du volume. Nous pouvons ainsi dans une bonne approximation donner l'équivalence $\varepsilon_{yy}^{C} \sim \varepsilon_h$ que l'on retrouve dans le cas d'une compression uniforme.

Nom	h_0	**Consigne**	ε_{yy}^{C} **résiduel**	**Ecart** $\Delta\varepsilon_{yy}^{max}$
65-10-A	65 mm	-10 %	-10.33 %	-0.5 %
65-10-B	65 mm	-10 %	-10.157 %	-0.15 %
65-5-A	65 mm	-5 %	-4.972 %	-0.12 %
65-5-B	65 mm	-5 %	-4.921%	-0.14%
65-5-C	65 mm	-5 %	-4.942 %	-0.21 %
65-5-D	65 mm	-5 %	-4.926 %	-0.18 %
95-5-A	95 mm	-5 %	-5.417%	+1.17 %
95-5-B	95 mm	-5 %	-5.23 %	+0.77 %

TABLE 3.2 – Récapitulatif des paramètres de compression pour chaque lopin. ε_{yy}^{C} et $\Delta\varepsilon_{yy}^{max}$ écart maximal entre les trois grandeur ε_{yy}^{C},ε_{yy}^{S} et ε_{yy}^{I} à l'état résiduel.

Homogénéité des déformations

Un examen des écarts de déformation montre un gradient assez faible : moins de 0.5 % sur la moitié centrale du lopin 65 mm et autour de 1 % dans le cas du lopin 95 mm (cf. figure 3.2). Les figures 3.15 décrivent les déformations de ε_{yy} sur toute la face filmée pour deux exemples très représentatifs. Les résultats pour les autres lopins sont rassemblés en annexe. On constate en premier lieu une uniformité des déformations sur près de 80 % de la surface y compris pour le lopin de 95 mm. On remarque là encore une forte plasticité dans les régions proches des cavités ce qui montre que les bordures restent fortement sollicitée.

Notons que l'analyse des champs de points (X_i,Y_i,Z_i) résultants de la corrélation d'images a permis de reconstruire la surface cylindrique correspondante à chaque lopin : nous avons pu notamment repérer un tilt (désorientation par rapport à la verticale) des éprouvettes dans le repère (X,Y,Z) de 5° autour de l'axe X et de 2° autour de l'axe Z. Ce décalage est propre au montage des caméras pour les lopins de 65 mm. Le tilt se révèle quasi nul pour le montage des lopins 95 mm. L'effet de cette désorientation est négligeable sur les déformations mais a été pris en compte lors du tracé de la ligne 1-2 sur cette même figure. Cette fois-ci aucune dissymétrie significative suivant l'axe X n'apparait, ce qui laisse supposer que le parallélisme entre les plateaux est vérifié.

Pour analyser quantitativement l'homogénéité de la déformation produite, on s'intéresse aux valeurs de ε_{yy} le long de la ligne $1-2$ (cf. figure 3.16). Notons que cette ligne est la ligne verticale la plus proche des caméras (cf. figure 3.11). Les valeurs ont été lissées et un écart type des dispersions numériques a pu être estimé : il est d'environ 0.1 % pour les éprouvettes comprimées à -5 % et 0.2 % pour celles comprimées à -10 %. En observant les courbes lissées, deux zones sont distinctement visibles. La zone centrale de 34 mm où les déformations sont quasi-constantes à 0.5 % près sur les lopins de 65 mm (1 % pour les lopins 95 mm) et les zones extérieures proches des cavités où les déformations divergent : l'effet de bord est moins pénalisant dans le cas des lopins car il reste suffisamment localisé aux bordures pour laisser nettement apparaitre une zone plus uniforme. Ainsi, on remarque qu'entre h_0= 65 mm et h_0= 95 mm la zone impactée par les cavités reste sensiblement de la même longueur. On définit le gradient (noté $Grad$) comme le rapport entre l'écart de déformation maximale $\Delta\varepsilon_{yy}$ sur toute la zone centrale avec la longueur de la zone 34 ou 60 mm. On remarque que les gradients sont constants entre les essais et valent en moyenne 0.15e^{-3} mm^{-1} dans la zone centrale. Une dissymétrie de ε_{yy} suivant l'axe Y plus marqué sur les lopins 95 mm est à noter : ceci peut être attribué à un début d'écoulement plastique du lopin.

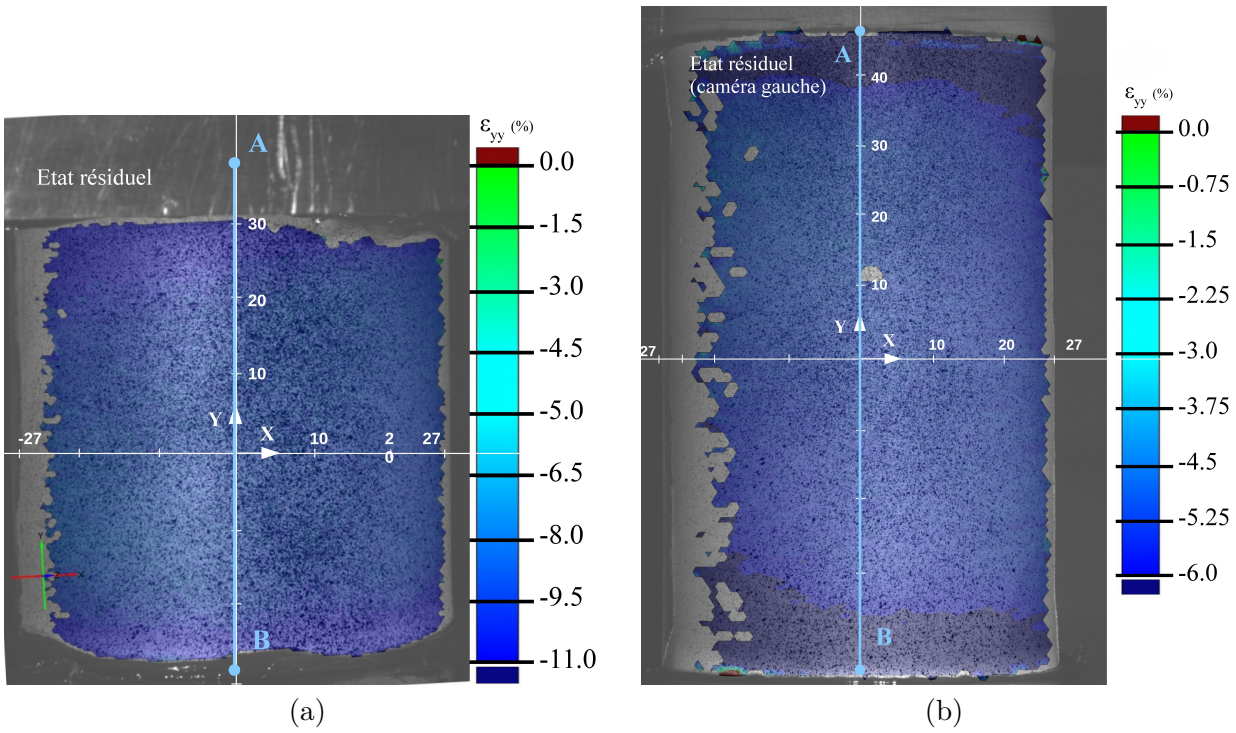


FIGURE 3.15 – Déformations ε_{yy} à l'état résiduel mesurée par stéréo-corrélation sur toute la face observée. Lopin A 65 mm déformé à -10 % et lopin B 95 mm déformé à -5 %.

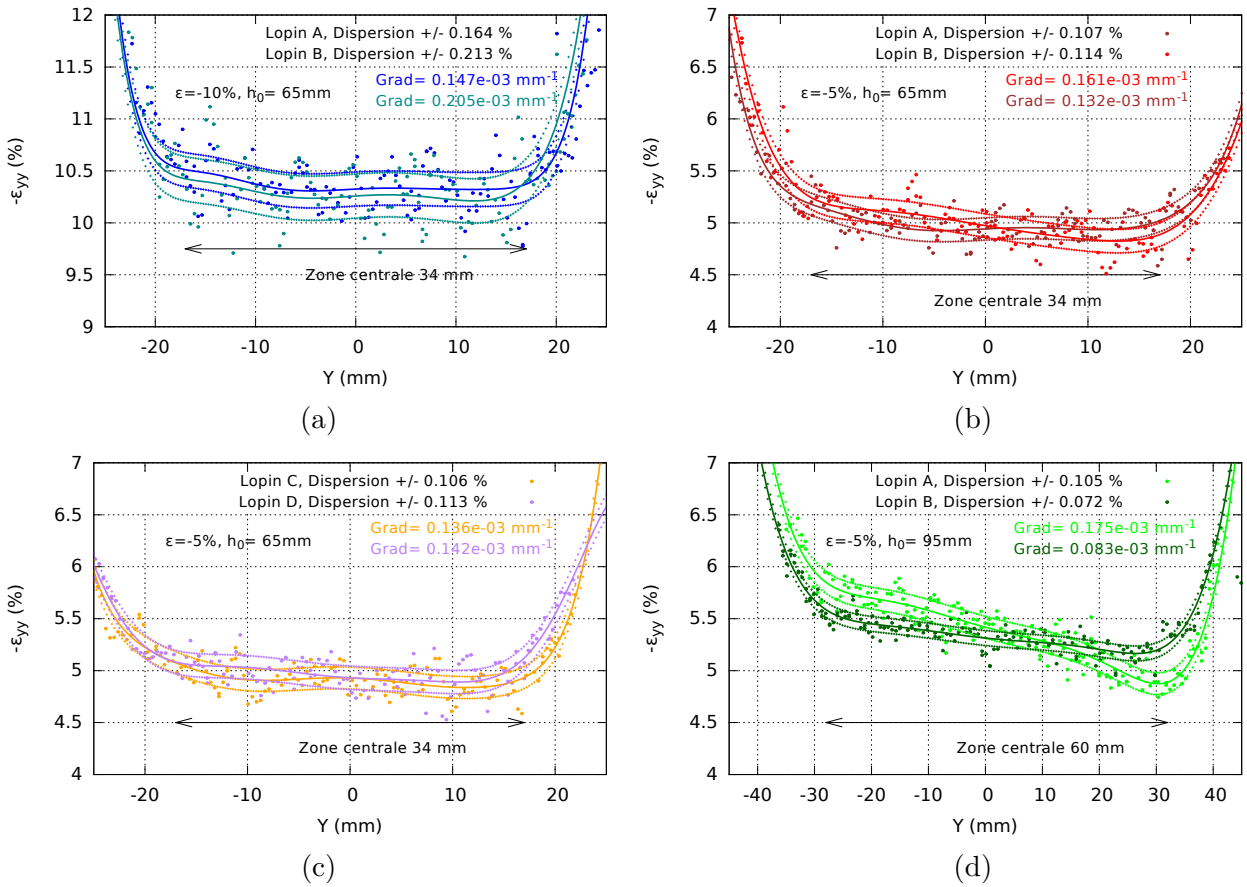


FIGURE 3.16 – Déformations ε_{yy} à l'état résiduel mesurée par stéréo-corrélation le long de la ligne $1-2$ pour chaque lopin. Lissage des données et estimation de la dispersion numérique (+/−écart-type local) et des gradients de déformation selon la verticale.

3.4 Matériau pré-tendu

La déformation en tension à +5 % et +10 % , d'un volume de matière suffisant pour y prélever des éprouvettes, est détaillée. Une éprouvette de traction droite de grandes dimensions appelée "OS" orientée selon la direction L et prélevée dans les tôles de 60 mm d'épaisseur sera utilisée. La machine de traction de 3000 kN sera reprise. En dépit d'une géométrie et d'un protocole différents, la démarche aura beaucoup de points communs avec la précédente : une attention sera également apportée à la stabilité et la résistance de l'éprouvette en cours d'essai et à l'homogénéité des déformations dans la région centrale. La même méthode de suivi par caméra sera employée et une analyse des différents gradients sera également proposée.

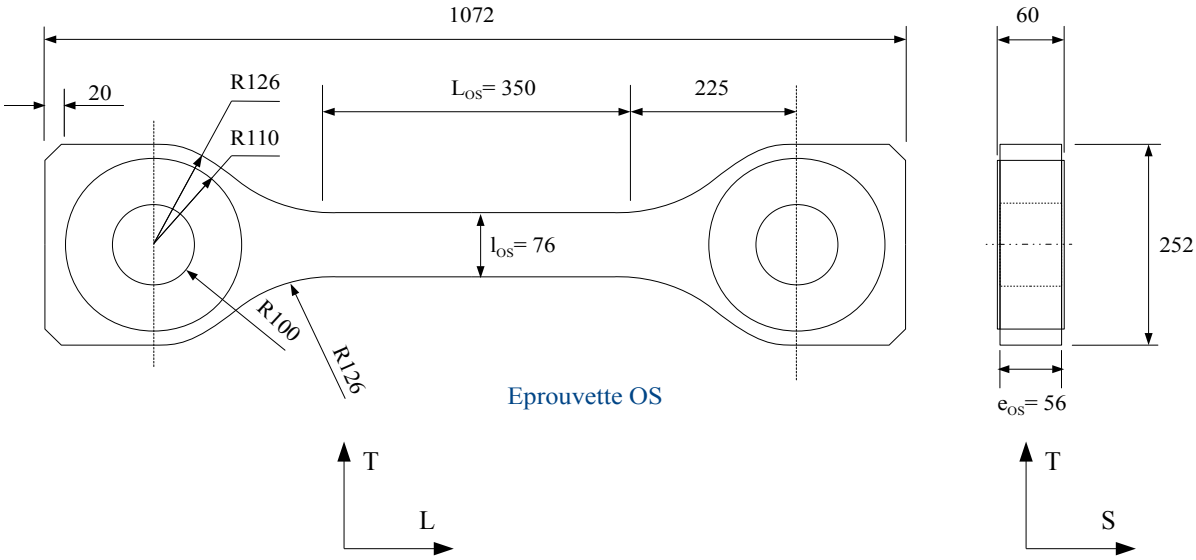


FIGURE 3.17 – Géométries des éprouvettes de traction OS.

3.4.1 Les éprouvettes OS

La géométrie proposée est basée sur des éprouvettes de traction plates conventionnelles (cf. figure 3.17) : une partie centrale droite à section rectangulaire $l_{os} \times e_{os}$ pourvue de deux têtes plus larges aux extremitées. La longueur L_{os}, largeur l_{os} et l'épaisseur e_{os} sont respectivement orientées suivant les direction L,T et S de la tôle. L'essai a été préalablement simulé par EF en utilisant le code *Z-set* en utilisant le comportement élasto-plastique identifié au chapitre 2. Quelques remarques méritent d'être faites :

— Les conditions de prélèvement sont les mêmes que pour les lopins : pour des éprouvettes de propagation en fatigue, un volume large de plus de 50 mm dans la direction S (correspondant à la direction de l'épaisseur de l'éprouvette OS) est nécessaire. L'épaisseur e_{os} a été fixé à 56 mm.

— La norme impose une largeur l_{os} égale ou supérieure à l'épaisseur e_{os}. Ainsi d'après les courbes de traction TR (L et Z= 4 mm) pour une section carré l'effort à +5 % de déformation totale est de 1411 kN et 1580 kN à +10 %. En dépit d'une capacité maximale de 3000 kN, il est imposé de ne pas dépasser 2500 kN de chargement, la largeur est fixée à 76 mm ce qui laisse prévoir un effort à 10 % de 2128 kN.

— L'attache par chape et tenon a été dimensionnée et usinée selon les protocoles de Dassault Aviation afin d'être compatible avec les lignes de la machine de traction. La section totale de la tête de part et d'autre de l'alésage équivaut au double de celle au centre de l'éprouvette : ce point associé à un rayon de congé suffisamment grand permet d'assurer qu'aucune plasticité ne se formera au niveau des têtes.

— L'uniaxialité des déformations et la taille de la zone homogène sont directement liés

au ratio l_{os}/L_{os} : nous avons tout intérêt à imposer L_{os} grand devant l_{os}. Dans notre situation, nous sommes limités par la taille de la tôle qui est d'environ 1 × 1.5 m. En incluant l'encombrement nécessaire pour les deux têtes d'éprouvette, il en résulte une zone droite de L_{os}= 350 mm ce qui permet de prédire par simulation une zone homogène de plus de 200 mm.

3.4.2 Instrumentation et protocole expérimental

L'équipement décrit pour les essais de compression (cf. section 3.3.2) est réutilisé. De la même manière, un suivi par caméra vidéo d'une face de l'éprouvette OS est réalisé : les caméras sont les mêmes avec cette fois-ci une lentille de 12 mm de distance focale. Cette face est préalablement recouverte d'un mouchetis mat. Il doit être plus gros que celui réalisé sur les lopins car la surface est plus grande et les caméras doivent être éloignées. La résolution est par conséquent plus faible et vaut 0.16 point par millimètre (au lieu de 5 précédemment). Le repère (X,Y,Z) est positionné à mi-hauteur (cf. figure 3.18). La déformation de pilotage est ε_{yy}^{C} : mesurée à l'origine du repère, elle sera également calculée constamment au cours de l'essai. On retrouve là encore ε_{yy}^{S} et ε_{yy}^{I} prises aux quarts supérieur et inférieur de la zone centrale.

Trois exemplaires d'éprouvette OS ont été usinés : un pour +10 % , un pour +5 % et un troisième de réserve. Les éprouvettes sont installées en début d'essai entre deux chapes solidaires du vérin ou du socle machine. La montée en charge est faite par déplacement du vérin à 1 mm/min jusqu'à atteindre la consigne +10 % ou +5 % (plus le retour élastique) sur ε_{yy}^{C}. L'écart maximal de déformation avec ε_{yy}^{S} et ε_{yy}^{I} est analysé. L'essai se termine par une décharge complète.

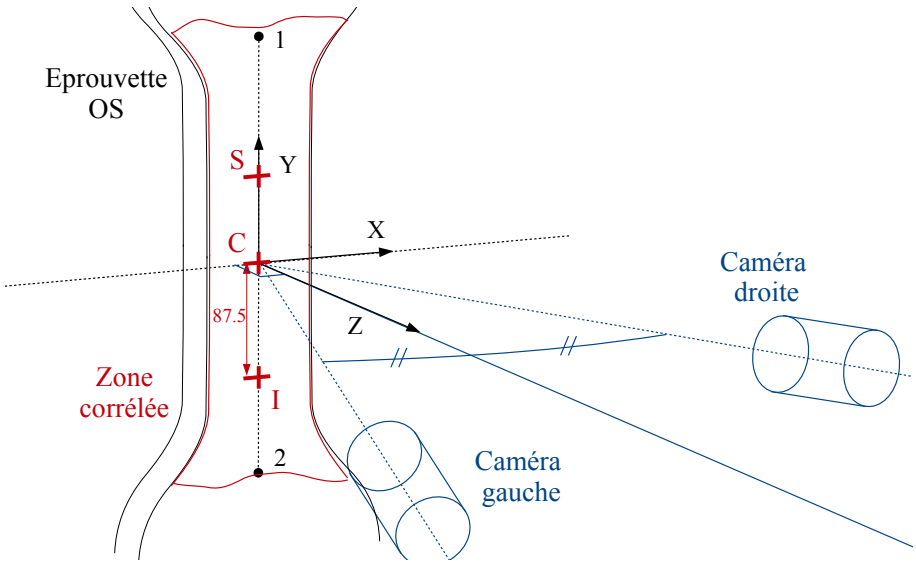
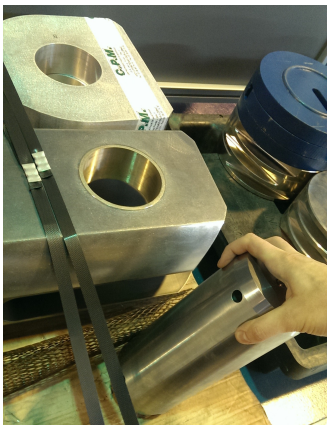
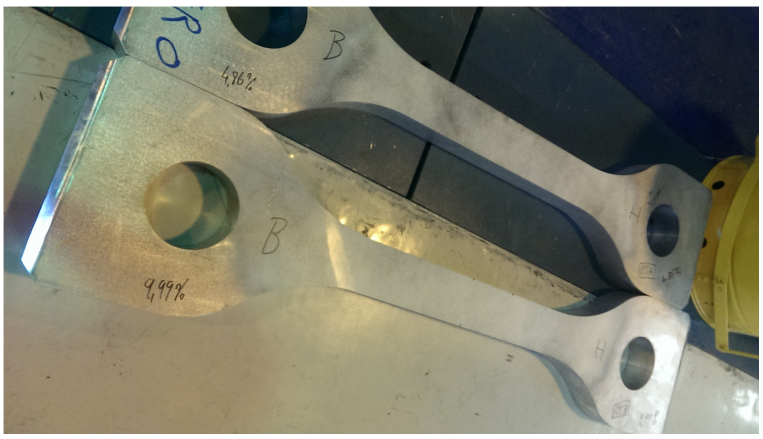


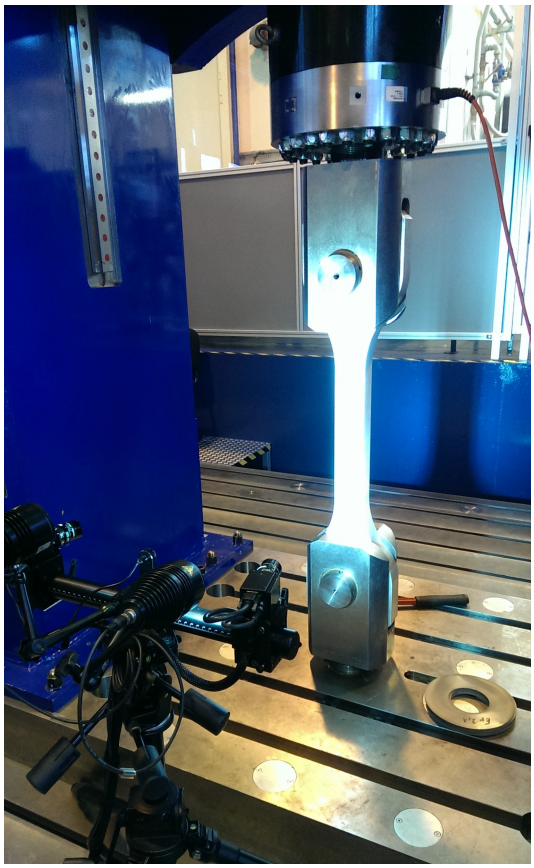
FIGURE 3.18 – Montage des caméras et repère (X,Y,Z).



(a)



(b)



(c)

(d)

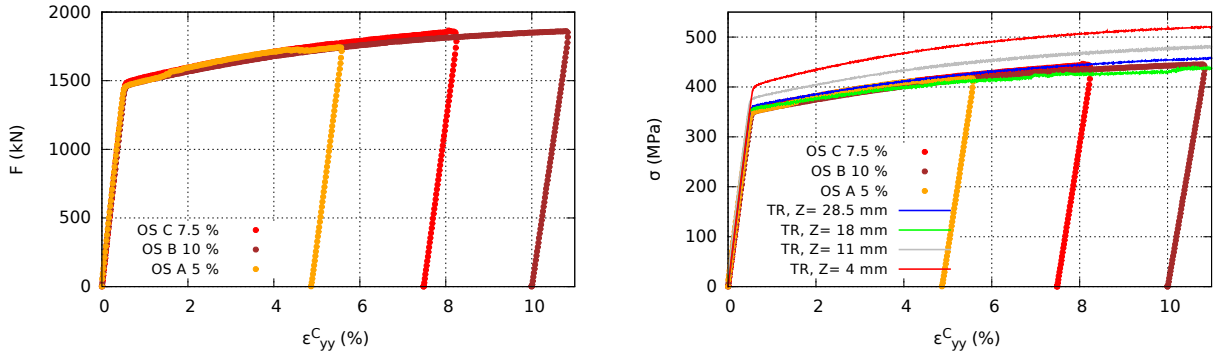
FIGURE 3.19 – (a) Chape et tenon. (b) Eprouvettes OS non-déformées. (c) Montage des éprouvettes OS et suivi caméra. (d) Eprouvette déformée avant usinage et découpe des petites éprouvettes de fatigue.

3.4.3 Résultats

Deux éprouvettes ont été tendues avec succès. Par sécurité, la consigne +5 % a été la première puis +10 % . L'éprouvette de réserve a ensuite été tendue à un niveau supplémentaire de +7.5 %.

Stabilité et tenue des éprouvettes

La figure 3.20(a) présente les courbes de l'effort de traction en fonction de ε^C_{yy}. On remarque la bonne très reproductibilité des essais. De plus, notons que l'effort préconisé de 2000 kN n'a pas été atteint. En s'intéressant aux valeurs de la contrainte moyenne (cf. figure 3.20b), on constate que les trois courbes expérimentales sont très semblables aux courbes de traction sur éprouvette TR (orientées L) (cf. section 2.4.1) tout particulièrement celles des éprouvettes prélevées en surface (Z>18 mm). On note ainsi dans le comportement plastique de la tôle une plus grande contribution des couches supérieures.



(a) (b)

FIGURE 3.20 – (a) Effort de traction en fonction de la déformations de référence ε^C_{yy}. (b) Contrainte moyenne de traction en fonction de ε^C_{yy}, comparaison avec les courbes de traction sur éprouvettes TR à quatres profondeurs Z= 4mm, Z= 11 mm, 18 mm et 28,5 mm.

Eprouvette OS	Consigne	ε^C_{yy} résiduel	Ecart
A	+5 %	+5.17 %	-0.43 %
B	+10 %	+10.13 %	-1.12 %
C	+7.5 %	+7.76 %	-0.73 %

FIGURE 3.21 – Récapitulatif des paramètres de traction pour chaque essai de traction. ε^C_{yy} et écart maximal avec ε^S_{yy} ou ε^I_{yy} à l'état résiduel.

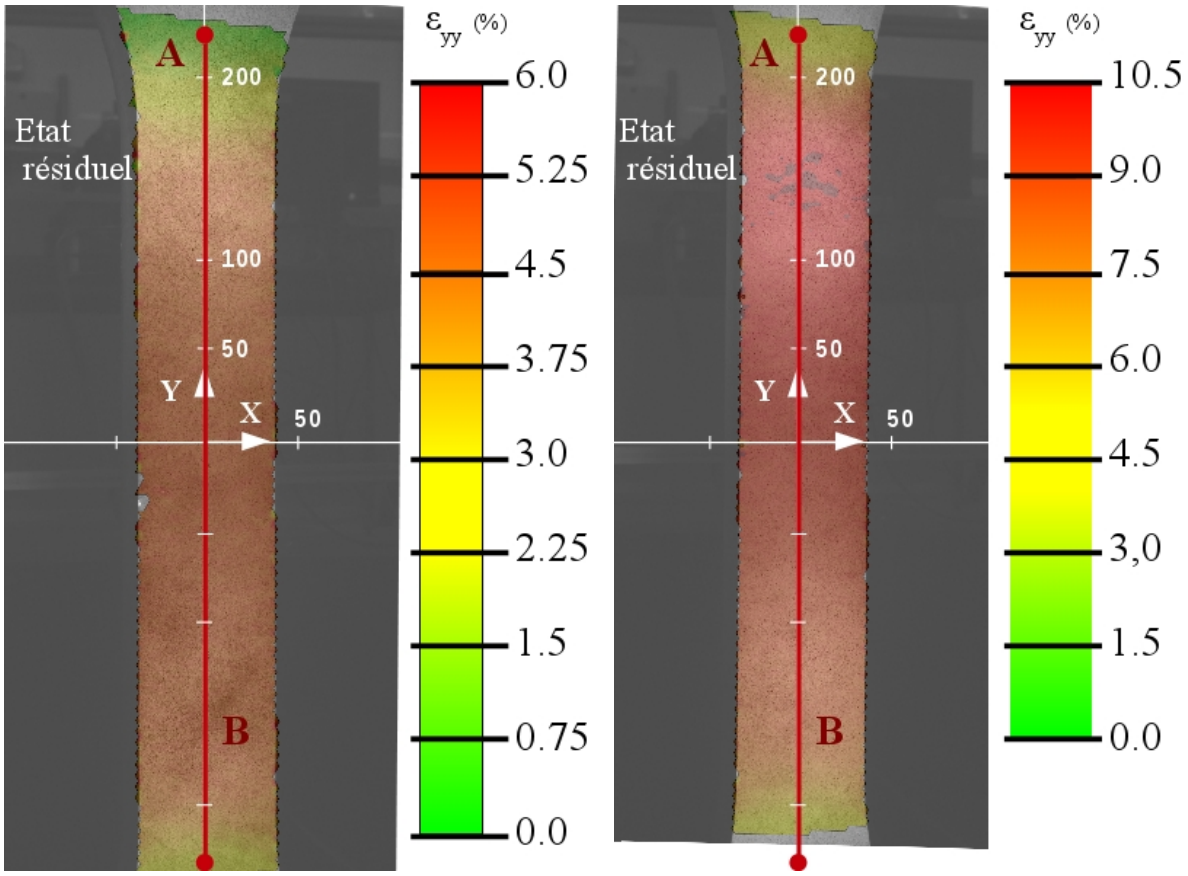
Homogénéité des déformations

La surface où la corrélation est effective s'étend pour les trois essais au delà des congés (Y= +/–175 mm). Le champs de points (X_i,Y_i,Z_i) montre un écart de planéité inférieur à 0.2 mm et aucun tilt supérieur à 1° de la surface observée : les éprouvettes semblent cette fois-ci verticales et bien orientée selon le repère X,Y,Z. En examinant les valeurs de ε_{yy} de part et d'autres, on remarque une bonne répartition de la plasticité sur toute la région centrale Y=+/–150 mm et plus aucune en début de congé (cf. figure 3.22). Pour vérifier le gradient de la déformation pendant l'essai, une vérification a été faite selon la ligne $1-2$ (cf. figure 3.23). Un lissage des valeurs a été réalisé et la dispersion numérique a été estimée : cette dernière vaut environ +/–0.38 % de déformation.

— Au même titre que pour les essais sur les lopins, une région centrale de 300 mm très homogène se démarque nettement.
— En incluant la dispersion dans les maximas, la zone centrale est homogène à 2 % près

pour l'essai OS B et 1 % près pour OS A. Sur la distance de 300 mm, les gradients sont alors respectivement de 0.04×10^{-03} mm^{-1} et 0.076×10^{-03} mm^{-1}.

— En comparant sur l'éprouvette OS B, l'état résiduel avec l'état intermédiaire ε^{C}_{yy}= +5 %, on constate une augmentation de l'hétérogénéité de la déformation. Cette évolution entre 5 % et 10 % est attribuée à un début de localisation des déformations.



(a) (b)

FIGURE 3.22 – Déformations ε_{yy} à l'état résiduel mesuré par stéréo-corrélation sur toute la face observée. (a) OS A déformé à +5 % et (b) OS B mm déformé à +10 % .

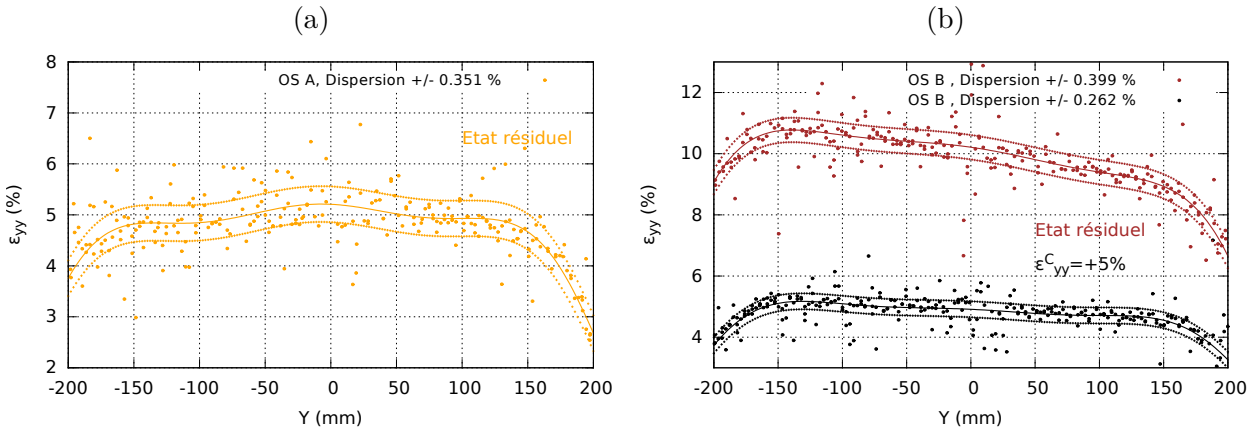


FIGURE 3.23 – Déformations ε_{yy} à l'état résiduel mesurée par stéréo-corrélation le long de la ligne 1-2 pour l'essai OS A (a) et OS B (b). (en noir) Etat intermédiaire au cours de l'essai OS B où ε^{C}_{yy}= +5 %.

3.5 Conclusion

Dans ce chapitre, la campagne expérimentale nécessaire à la fabrication du matériau uniformément pré-déformé a été décrite. Plusieurs niveaux de pré-déformation ont été selectionnés, en compression puis en traction : -5 %, -10 %, +5 %, +7.5 % et +10 %. L'homogénéité des déformations résiduelles a été systématiquement vérifiée.

Des essais de compression ont été menés sur éprouvettes Rastegaev. Des essais préliminaires sur pions ont permis d'optimiser la géométrie définitive des lopins et de mieux comprendre les phénomènes plastiques mis en jeux au cours du procédé de déformation. En fin de compte, 6 lopins ont été déformés avec succès à -5 % (dont 2 lopins de 95 mm de haut) et 2 à -10 %. Une analyse du suivi de chaque essai par stéréo-corrélation 3D a permis de conclure de la très bonne homogénéité de la plasticité. Dans un deuxième temps, des essais de traction ont été réalisés sur 3 éprouvettes OS de grande dimension jusqu'à +5 %, +7.5 % et +10 % de déformation. Les mêmes méthodes d'analyse des déformations par suivi caméra ont été appliquées. Il en ressort que la région centrale (de 300 mm) de chaque éprouvette est également très homogène et des éprouvettes homogènes pourront y être prélevées.

L'apport scientifique de ces essais est multiple. Comme précisé plus tôt, les essais de compression sur éprouvettes Rastegaev sont très peu présents dans la littérature en particulier pour de gros diamètres d'éprouvette. Nos essais ont permis d'enrichir la base expérimentale apportée par Reiss [Reiss, 1986] par le test d'autres géométries et de nouveaux protocoles. Les modifications proposées notamment l'ajout d'un cône de renfort à permis d'étendre le domaine d'application du procédé à des ratios h_0/D_0 de lopin supérieurs à 1 non-préconisés par Reiss. De plus, ce genre d'essai n'a jamais été observé sous stéréo-corrélation 3D. Les essais de traction sur éprouvettes OS sont difficiles dû à l'intensité du chargement. Des études abordant la traction de structures massives existent. Néanmoins l'utilisation d'une géométrie similaire à une éprouvette type TR est original et particulièrement si elle est accompagnée d'un système de suivi par stéréo-corrélation 3D.

A ce stade, un large volume de matériau pré-déformé en traction et en compression est disponible pour des prélèvements d'éprouvettes de fatigue. Les gradients sont considérés comme suffisamment faibles pour non-seulement assurer un état plastique homogène mais également assurer l'absence de toute contrainte résiduelle.

Chapitre 4

Caractérisation du comportement en fatigue

4.1 Démarche

La caractérisation du matériau à l'état vierge et après pré-déformation sous un chargement de fatigue à l'amorçage et en propagation de fissures est menée. Ces deux aspects seront traités selon le cas bien spécifique des sollicitations sous un chargement cyclique de référence présentes au sein de notre structure auto-raidie (nature, orientation, intensité, fréquence) en fatigue (cf. chapitre 1 et 5 et section 4.2).

A partir des connaissances sur les conditions de cyclage du panneau, des essais d'amorçage sur éprouvettes oligocycliques et de propagation de fissure sur éprouvettes Compact Tension (CT) sont réalisés sur le matériau vierge. Les conditions de prélèvements des éprouvettes au sein des tôles sont détaillées. La caractérisation sera faite entre autre à partir des courbes de durée de vie (courbes de Wöhler) et les courbes de vitesse de propagation (da/dN vs ΔK) du matériau vierge. Ces informations sont complétées par des analyses des faciès de rupture réalisées au MEB.

Dans un second temps, ce processus expérimental est reproduit sur les matériaux pré-déformés. Des éprouvettes de même type que pour le matériau vierge sont extraites au sein des volumes de matériaux pré-déformés uniformément et uniaxialement à -10 % , -5 % (lopins), +5 % , +7,5 % et +10 % (éprouvettes OS) selon la direction L (cf. chapitre 3). L'analyse de l'influence du niveau de pré-déformation sur les propriétés en fatigue est détaillée.

4.2 Préambule sur la définition du chargement en fatigue

Avant d'aborder les essais mécaniques, il est important de connaitre la nature du chargement en cyclique au sein de la structure et de choisir le prélèvement des éprouvettes en conséquence. Pour rappel, afin de traduire le chargement en fatigue en condition de service, les éprouvettes de panneaux auto-raidis formées d'angle de formage θ (cf. chapitre 2) sont alors soumises à un chargement cyclique de traction F, de fréquence f et de rapport de charge R= 0.1 au niveau des trous de goupilles (cf. figure 4.1). Le cyclage est réalisé sur une machine de traction dont le montage sera décrit ultérieurement (cf. chapitre 5). L'essai est mené jusqu'à un maximum de 100000 cycles.

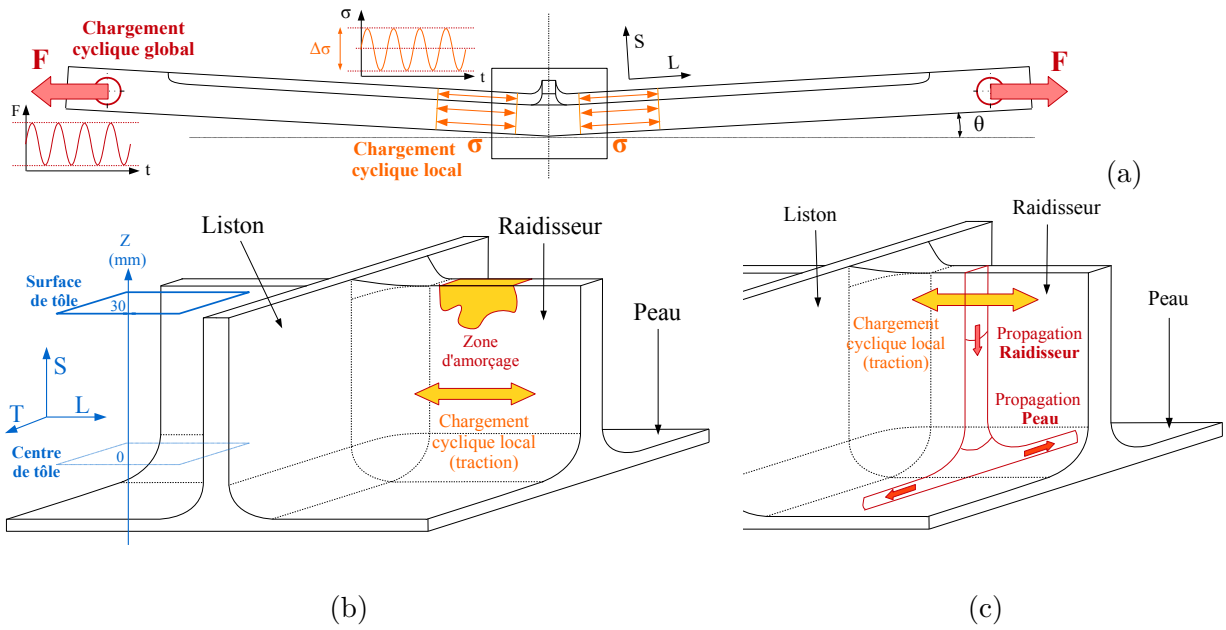


FIGURE 4.1 – (a) Eprouvette de panneau auto-raidi sous un chargement de traction cyclique F. Chargement local de traction σ présent aux raidisseurs proche du liston (shéma non-exhaustif). (b) Zone d'amorçage probable en fatigue sur le panneau auto-raidi. (c) Propagation d'une fissure de fatigue au sein du panneau auto-raidi : propagation dans le raidisseur ($L-S$) et en peau (L-T).

Une simulation de ce cyclage a été réalisée et sera détaillée au chapitre 5. Une estimation de la nature des champs de contraintes au cours d'un cycle a été estimée dont certaines caractéristiques peuvent être rappelées :

— Les contraintes sur un cycle sont quasiment uni-axiales et orientées selon la direction L.
— Le chargement est majoritairement de la traction d'amplitude $\Delta\sigma \sim 100$ MPa uniforme dans la peau et le raidisseur pour une grande variété de rapport de charge R_σ (0 à 0.8).

Ces chargements permettent alors de proposer les scénarios de comportement en fatigue suivants : On compte une phase d'amorçage (cf. figure 4.1b) où la région supérieure du raidisseur (10 mm $< Z <$ 24 mm) sollicitée dans la longueur L forme un site potentiel d'amorçage de par la présence de contraintes résiduelles importantes. Nous traiterons davantage des risques d'amorçage en fatigue de la structure au chapitre 5. La seconde phase est la phase de propagation. Suite à un amorçage au sommet du raidisseur, une fissure macroscopique est alors susceptible de se propager sous l'action du chargement. L'action du mode I sur la propagation étant prédominante, la propagation est supposée préférentiellement $L-S$ dans le raidisseur puis $L-T$ dans la peau (cf. figure 4.1c). Nous vérifierons également ce point au chapitre 5.

Ces deux scénarios permettent de focaliser les investigations sur la caractérisation du comportement en fatigue aux cas suivants :

— Un amorçage sous chargement de traction uni-axial orienté selon la direction L et limité à 100000 cycles (fatigue oligocylique).
— Une propagation $L-S$ sur toute la hauteur du raidisseur

— Une propagation $L-T$ en peau de la structure

4.3 Note bibliographique sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium

4.3.1 Les deux stades de la rupture en fatigue

La rupture en fatigue est une notion datant des années 1830, utilisée pour décrire la rupture d'une structure soumise à un chargement cyclique. Ce phénomène est susceptible de se produire même dans le cas d'une structure sollicitée à un niveau de contraintes bien plus faible que la résistance en traction. Ainsi certains cas de ruine précoce ont rendu dans un premier temps perplexe de nombreux chercheurs de l'époque. Les principales avancées ont été faites après les années 1950 dans le cadre de l'optimisation des premières structures aéronautiques [Anderson, 1997, Suresh, 1998].

La rupture en fatigue s'opère à plusieurs échelles : celle de la microstructure et celle de la structure (cf. figure 4.2). En premier, la phase d'amorçage (cf. section 4.3.2) se traduisant par la germination et la croissance de microfissures au sein de la microstructure. La seconde étape est une phase de propagation (cf. section 4.3.3) où une fissure de taille macroscopique se propage de façon stable à travers la structure.

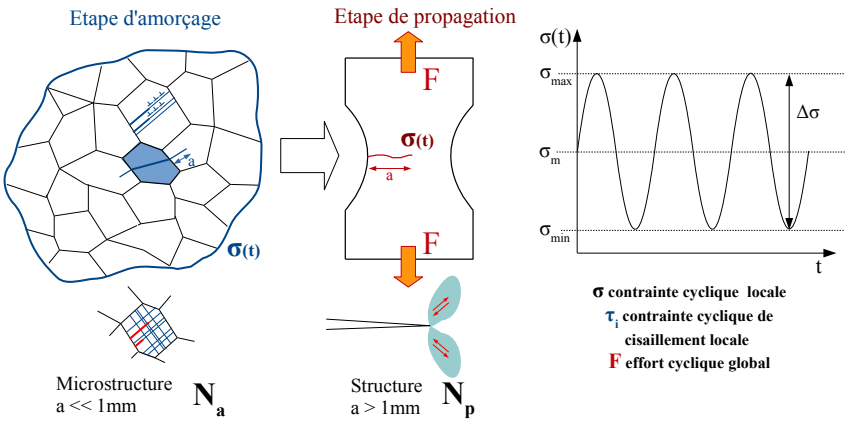


FIGURE 4.2 – Les deux stades de la rupture en fatigue sous un chargement cyclique $\sigma(t)$.

Chacune de ces phases est associée à une taille de fissure et un mécanisme d'endommagement distinct. Le diagramme Kitagawa-Takahashi [Anderson, 1997] est régulièrement employé pour illustrer chacun des stades (cf. figure 4.3) : pour une amplitude de contrainte nominale $\Delta\sigma$ supérieure au seuil $\Delta\sigma_{th}$ (limite d'endurance) lié aux propriétés du matériau, le chargement est suffisant pour constituer une force motrice dans la propagation. L'amorçage est caractérisé par une longueur de fissure a inférieure à celle du grain ($\sim$100 μm pour la plupart des matériaux métalliques) qui évolue alors dans un milieu localement hétérogène : la propagation est alors irrégulière, aléatoire et donc difficilement prédictible. Les mécanismes de rupture en fatigue dépendent localement des systèmes de glissement des grains environnant la fissure : la propagation est ainsi fortement impactée par la microstructure et très peu par la longueur a. Au delà de 1 mm, la fissure est considérée comme longue et la microstructure n'a que peu d'impact sur la propagation. Les mécanismes responsables de la rupture en fatigue sont cette fois-ci la localisation de bandes de cisaillement autour de la pointe de fissure. Le seuil $\Delta\sigma_{th}$ est alors directement dépendant de a et les théories de la mécanique linéaire de la rupture sont applicables.

La caractérisation du comportement en fatigue d'un matériau est fondée sur l'estimation de deux grandeurs propres à chacune des deux phases :

— le nombre de cycle de chargement nécessaire à l'initiation puis la croissance d'une fissure jusqu'à atteindre la taille de fissure longue en fonction du chargement,

— la vitesse de propagation da/dN d'une fissure longue, aussi en fonction du chargement. Nous allons ainsi examiner dans cette section les principales théories requises pour l'estimation de ces grandeurs.

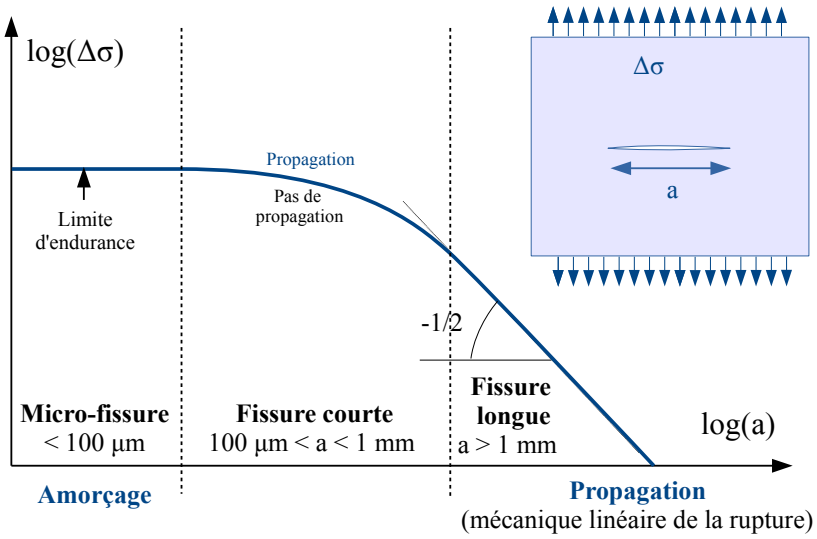


FIGURE 4.3 – Diagramme Kitagawa-Takahashi : domaines de propagation en fatigue en fonction de la longueur de fissure.

4.3.2 L'amorçage en fatigue

Les sites d'amorçage

L'amorçage en fatigue suppose l'émergence et la croissance de microfissures au sein d'une microstructure sollicitée cycliquement. On compte plusieurs types de sources d'amorçage majeures dans le cas des matériaux métalliques [Suresh, 1998] :

— **Les défauts macroscopique :** des imperfections macroscopiques (impacts, grosses cavités) ou certaines formes de la structure (coins, entailles, gorges, épaulements) peuvent induire des concentrations de contraintes K_t=σ_l/σ_n (cf. figure 4.4) (σ_n : contrainte nominale et σ_l : contrainte locale). Une microfissure est susceptible d'émerger avec un K_t > 1 indiquant une contrainte plus élevée ce qui favorise l'amorçage.

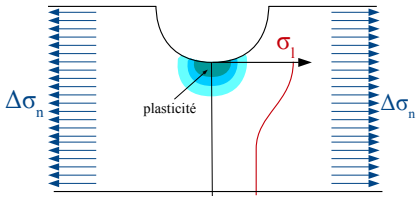
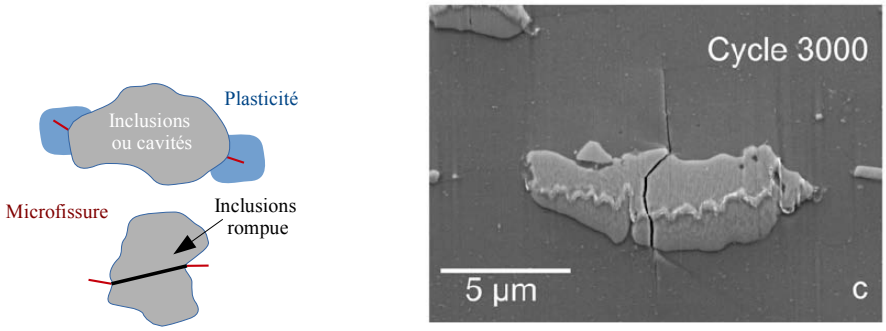


FIGURE 4.4 – Amorçage sur une entaille.

— **Les micro-défauts :** en l'absence de défaut macroscopique, il a été constaté que même dans un cas de sollicitation purement élastique, une multitude de défauts à l'échelle de la microstructure, sont susceptibles de constituer des concentrations de contraintes et de former des zones d'amorçage potentielles : les cavités [Bowles, 1971] ou les particules de seconde phase. Notons que les particules participant au durcissement structural sont trop petites pour avoir cet effet ($\sim 1\ nm$), c'est le cas en revanche des intermétalliques ($> 1\ \mu m$). L'amorçage peut ainsi être provoqué par la rupture d'une particule : si la particule est cohérente avec la matrice une fissure peut être transmise à la matrice [Payne, 2010, Nizery et al., 2014, Buffiere, 2017, Suresh, 1998] (cf. figure 4.5). Sont inclus dans cette catégorie également les amorçages surfaciques (cavités débouchantes, irrégularités de sur-

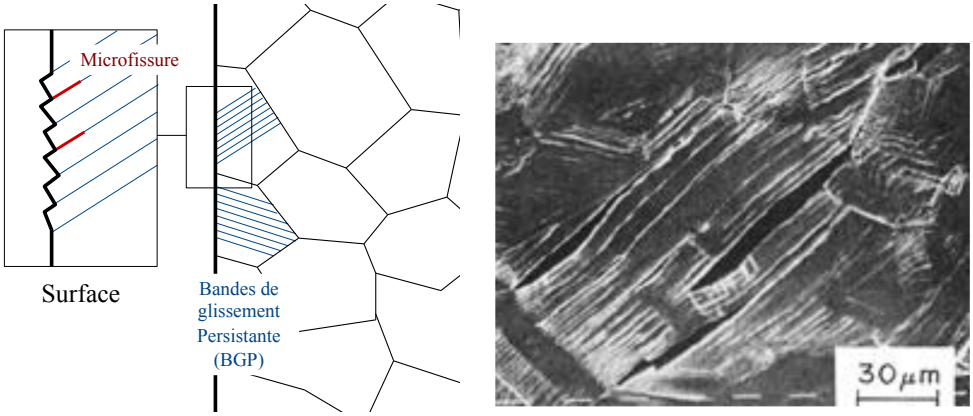
face) qui sont directement liés à la rugosité. Une forte densité de micro-défauts est susceptible d'augmenter la probabilité d'un amorçage dans une structure sollicitée en fatigue [Charkaluk, 2014].



(a) (b)

FIGURE 4.5 – Amorçage sur une inclusion rompue dans l'alliage Al7075-T651 [Payne, 2010].

— **L'irréversibilité des déformations :** il arrive que la déformation ne soit pas parfaitement élastique, on parle alors d'irréversibilité du mouvement des dislocations [Suresh, 1998]. Dans cette situation, des dislocations sont susceptibles de *s'accrocher* aux discontinuités de la microstructures (inclusions, joints de grains) et de s'accumuler à chaque cycle aboutissant à la formation d'une microfissure. Les dislocations peuvent aussi s'accumuler en surface formant des marches ou des *bandes de glissement persistantes* (dans une cavité, une inclusion incohérente ou un grain débouchant) : les marches forment alors des sites d'amorçage (cf. figure 4.6).



(a) (b)

FIGURE 4.6 – Amorçage sur les bandes de glissements persistantes [Ma and Laird, 1990].

La croissance de fissure

Les sites d'amorçage dépendent du matériau et des sollicitations [Suresh, 1998]. Dans le cas des alliages d'aluminium à haute résistance (à usage aéronautique), l'amorçage se produit fréquemment au voisinage d'une surface [**?**]. Lorsque qu'ils ne sont pas favorisés par un défaut macroscopique (entaille,coin,défaut), les sites préférentiels sont fonctions de l'amplitude de chargement $\Delta\sigma$. Pour une contrainte maximale élevée proche de la limite d'élasticité $R_{0,2}$ (durée de vie courte), l'amorçage se produit autour des particules mais également sur des bandes de glissement aux joints de grains [Zabett, 1995]. Pour une contrainte plus faible (durée de vie moyenne et longue), l'amorçage se produit essentiellement aux particules intermetalliques [Mayer, 2013, Sigler, 1983]. La direction de sollicitation peut favoriser certains sites : selon L l'amorçage se produira surtout sur les particules alors que selon T il peut s'agir davantage des bandes des glissement aux joints de grains [Zabett, 1995]. Le lien entre une densité de particules plus importante

et la diminution de la durée de vie est régulièrement montré [Payne, 2010, Bowles, 1971]. La dureté des inclusions par rapport à celle de la matrice est déterminante : dans le cas des alliages d'aluminium, ce sont les particules dures de phases riches en fer qui contribuent grandement à l'amorçage (Al_7Cu_2Fe pour l'alliage Al7075-T651 ou $(Al_{12}(FeMn)_3Si_2$ et $Al_7Cu_2(FeMn))$ pour l'alliage Al2024-T351) [Mayer, 2013, Payne, 2010, Bowles, 1971]. Une grande taille de particule peut également être pénalisant [Laz, 1998, Bowles, 1971, Nizery, 2015].

Notons qu'une fissure amorcée n'engendre pas systématiquement à terme une fissure longue. Il y a en effet une multitude de facteurs pouvant participer au ralentissement voire à l'arrêt définitif de la propagation : suite à la germination d'une population de microfissures, certaines peuvent incuber sur une période plus ou moins longue [Payne, 2010] avant de propager davantage, des discontinuités telles que les joints de grains ou d'autres particules constituent des barrières microstructurales pouvant ralentir voire stopper la propagation [Akiniwa, 1988].

Dans un processus d'optimisation du comportement en fatigue d'une structure, l'ingénieur doit donc agir sur l'aspect métallurgique en limitant la sensibilité du matériau à l'amorçage. Il doit aussi agir sur le plan de la géométrie de la structure afin d'éviter les coins, entailles et autres formes susceptibles de concentrer les contraintes.

Caractérisation de l'amorçage en fatigue

Deux approches sont couramment utilisées pour caractériser le comportement en fatigue d'un matériau : l'approche en contrainte et l'approche en déformation. Pour rappel, l'essai de fatigue sur notre structure est à effort imposé, il est donc plus commode de privilégier une approche en contraintes qui est également la plus conventionnelle.

Diagramme de Wöhler

L'approche en contrainte se base sur la construction du diagramme de Wöhler (cf. figure 4.7) : il s'agit d'une modélisation probabiliste de la durée de vie N_f d'un ensemble d'éprouvettes en fonction de l'amplitude de contrainte σ_a=$\Delta\sigma/2$ imposée (échelle *log*). Les principaux domaines de fatigue peuvent être définis [Suresh, 1998] :

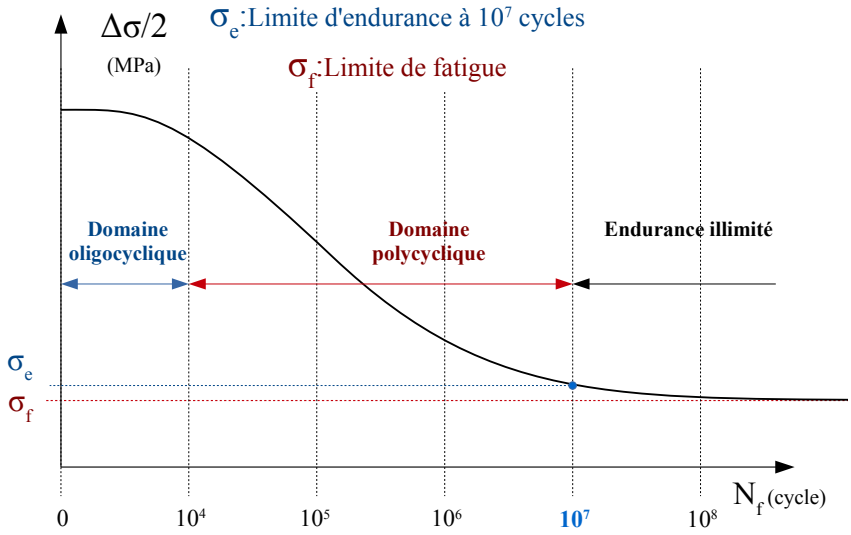


FIGURE 4.7 – Définition de la courbe de Wöhler.

— **la fatigue *à très grand nombre de cycles* ($N_f > 10^7$ cycles)** Il s'agit du domaine de chargement en dessous de la limite de fatigue σ_f pour laquelle la durée de vie est théoriquement illimitée. Toutefois, on considère souvent que les alliages d'aluminium ne possèdent pas de limite σ_f, la convention est d'utiliser la limite d'endurance σ_e à $N_f = 10^7$ cycles. Les comportements à grand nombre de cycles sont étudiés par des essais à très hautes fréquences (fatigue gigacyclique $\sim$ 20 kHz) [Mayer, 2013].

— **la fatigue polycyclique ($10^4 < N_f < 10^7$ cycles)** Il correspond au domaine le plus largement étudié où la dépendance $log(N_f)$ avec $log(\Delta\sigma)$ est linéaire [Suresh, 1998]. L'endommagement se produit uniquement en fatigue.
— **la fatigue oligocyclique ($N_f < 10^4$ cycles)** Région pour laquelle le matériau présente une plastification ($\sigma_{max} > R_{0,2}$). Un endommagement de nature ductile est par ailleurs susceptible de cohabiter avec l'endommagement en fatigue en particulier pour les très petites durées de vie ($\sim$ 20 cycles) [Khan, 2012]. Le domaine est très dépendant de la limite d'élasticité.

Pour rappel, l'essai de fatigue de référence (cf. section 4.2) est limité à 100000 cycles, ainsi les domaines olygocycliques et polycycliques seront abordés dans cette caractérisation.

Le comportement asymptotique

En fatigue oligocyclique, l'écrouissage est particulièrement présent. Or, sur un chargement répété, le comportement plastique du matériau est susceptible de différer du comportement en chargement monotone. On définit alors le comportement asymptotique comme l'évolution de la boucle d'hystérésis $\sigma - \varepsilon$ au cours du cyclage. On distingue deux situations où les déformations maximales et minimales de chaque cycle se stabilisent, on parle de comportement *stabilisé* (cf. figure 4.8) : le comportement dit *adapté* dont la courbe stabilisée $\sigma - \varepsilon$ est élastique-linéaire et le comportement dit *accommodé*, où la boucle $\sigma - \varepsilon$ présente un comportement élasto-plastique. Le comportement de Rochet se traduit par une absence de régime stabilisé menant à la croissance (ou décroissance) continue de la déformation moyenne jusqu'à rupture.

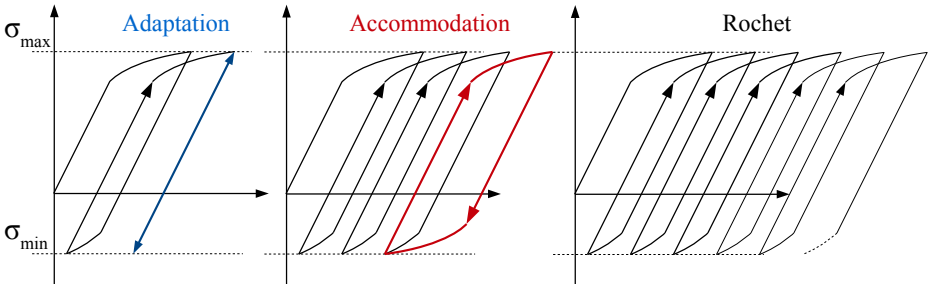


FIGURE 4.8 – Les trois principaux comportement asymptotiques observés lors d'essais cycliques en contraintes imposées.

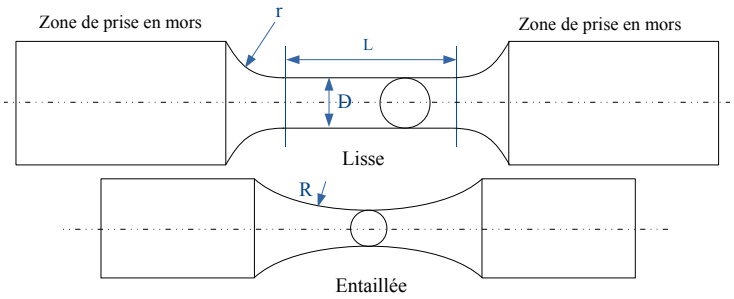


FIGURE 4.9 – Exemple de géométries axisymétriques lisses et entaillées d'une éprouvette de fatigue [ISO, 2017, AFNOR, 1991b].

Les essais d'amorçage

On compte une très grande variété d'essais de fatigue : les essais uni-axiaux, traction-traction ($R > 0$) ou traction-compression ($R < 0$), les essais en flexion ou de torsion [ISO, 2017, AFNOR, 1991b]. Les éprouvettes uniaxiales peuvent être pourvues d'une entaille afin d'introduire un *défaut macroscopique* se traduisant par un facteur $K_t > 1$. Seulement, les hypothèses de chargement mises en avant dans la section précédente (cf. section 4.2) nous orientent vers un chargement en fatigue uni-axial en traction selon la direction L. Il est donc préférable de privilégier des éprouvettes

uni-axiales lisses et axisymétriques (sans coin) (cf. figure 4.9). La zone de prise en mors sera décrite ultérieurement. La durée de vie totale d'une éprouvette comprend la phase d'amorçage et de propagation, cependant la durée de la dernière phase est très courte devant la première. On attribue ainsi souvent le nombre de cycles à la rupture au nombre de cycles à l'amorçage N_f.

Le cas de l'alliage 2024-T351

La figure 4.10a décrit la courbe de Wöhler (en σ_{max}) pour l'alliage 2024-T351 estimée pour deux types d'éprouvettes lisses, plates (e) ou axisymétriques (D), orientées selon la direction L. Suivant la géométrie de l'éprouvette et les traitements du matériau, les résultats de durée de vie sont susceptibles de varier significativement. On considère toutefois que la frontière entre le domaine oligocyclique et polycyclique se situe à $\sigma_{max} > R_{0,2}$. Sur le graphe (b), l'exemple de Mayer [Mayer, 2013] montre, dans un diagramme en σ_{max}, l'effet bénéfique de l'augmentation du rapport R : à σ_{max} constant un rapport R plus élevé améliore la durée de vie. On notera que dans un diagramme en σ_a=$\Delta\sigma/2$, la tendance est inversée.

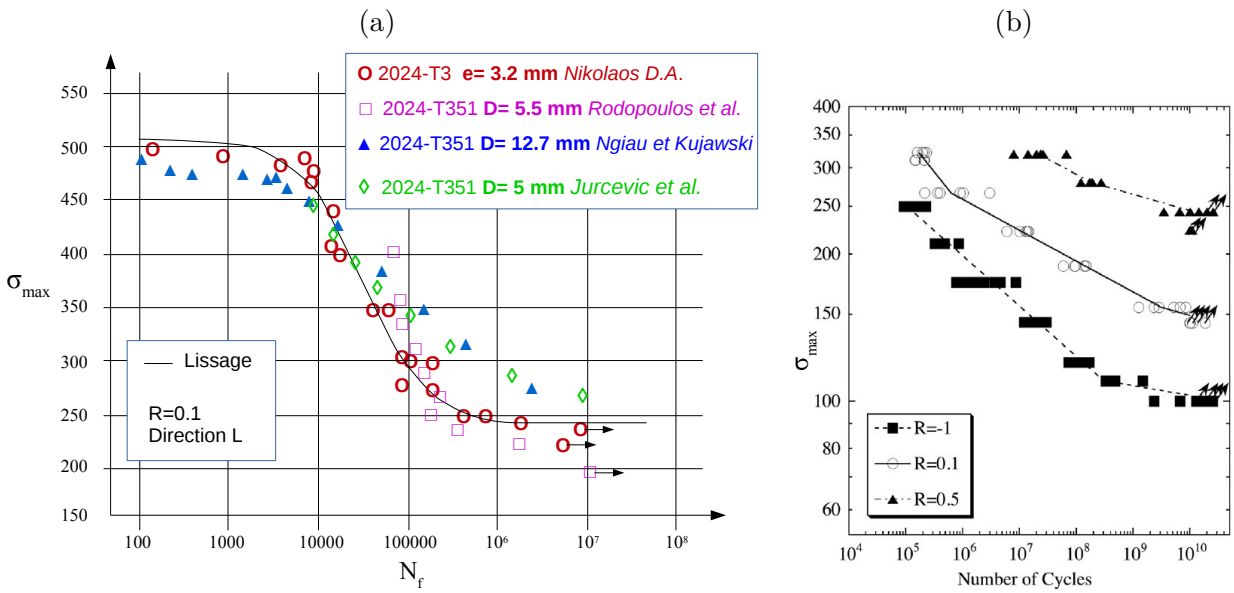


FIGURE 4.10 – Essais sur éprouvettes lisses en alliage 2024-T351. (a) Courbe de durée de vie N_f en fonction de la contraintes maximal σ_{max} (R=0.1, sens L) obtenue par divers auteurs pour différentes sections : plates (e) ou axisymétriques (D) [Nikolaos, 2013]. (b) Effet du rapport de charge sur la durée de vie (éprouvettes axisymétriques D= 4 mm) [Mayer, 2013].

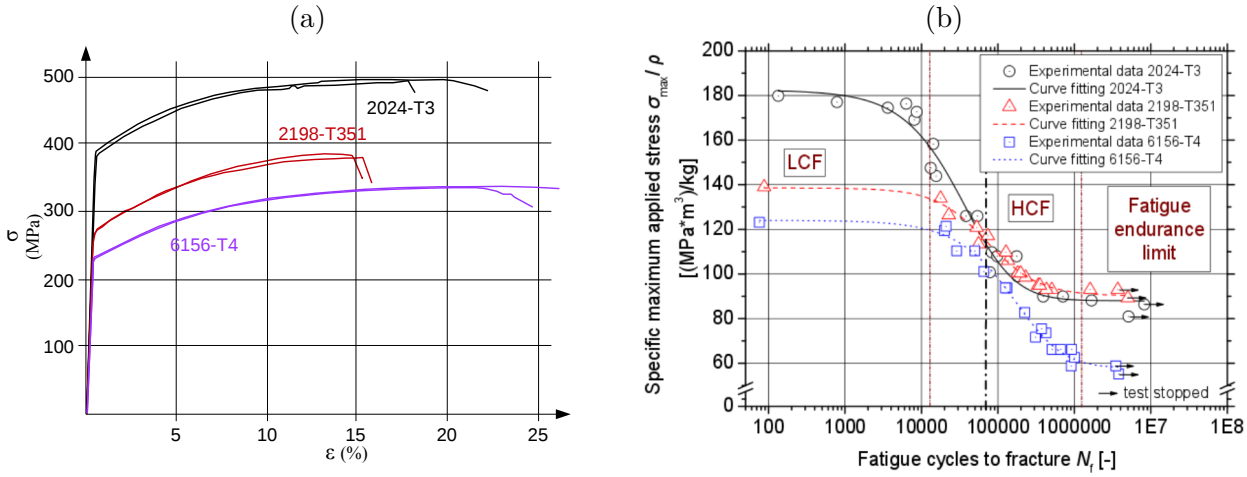


FIGURE 4.11 – (a) Courbes de traction et (b) diagramme de Wöhler pour plusieurs nuances d'alliage d'aluminium [Nikolaos, 2013]. Les valeurs étant normalisées par la masse volumique de l'alliage ρ.

La figure 4.11 décrit la dépendance entre les propriétés plastiques de plusieurs nuances d'alliage d'aluminium et le domaine oligocyclique (LCF) : une limite d'élasticité plus élevée se traduit par une contrainte σ_{max} dans le domaine oligocyclique souvent plus élevée.

Effet de la pré-déformation sur l'amorçage en fatigue des alliages d'aluminum

L'effet d'une pré-déformation sur la durée de vie est régulièrement abordé. Précisons que la littérature sur le sujet est bien plus riche concernant les aciers que les alliages d'aluminium. Les conséquences (favorables, défavorables ou ineffectives) sont très variables en fonction des sollicitations et des nuances.

— ***Une pré-déformation favorable*** Une amélioration de la durée de vie a été constatée avec la pré-traction à +10 % d'éprouvettes d'alliage AC4CH (axi-symétriques entaillées réusinées après étirement) [Kawagoishi, 1989]. Sur des lopins d'alliage $AlCuMg$ 2 (AA-2024 T3511) comprimés jusqu'à 83 % , des éprouvettes axi-symétriques lisses sont prélevées perpendiculairement à la direction de la compression puis testées en fatigue par flexion rotative : la durée de vie est améliorée d'un facteur 10 [Reiss, 1986]. Sur un alliage 2024-T4, testé selon un chargement multi-axial (traction ou torsion oliocyclique), une pré-déformation de 1 à 4 % diminue la sensibilité à la corrosion en fatigue et améliore également la durée de vie [Chen, 2018]. Les causes avancées sont généralement l'augmentation du domaine d'élasticité par écrouissage entrainant une meilleure réversibilité des déformations.

— ***Une pré-déformation défavorable*** Sur l'alliage 7050-T7451, une pré-traction jusqu'à +7 % dégrade la durée de vie d'éprouvettes plates d'un facteur 5 (lisses, section rectangulaire) [Kassim, 2007]. La cause avancée étant que l'introduction de micro-bandes de glissement par la pré-déformation anticipe l'amorçage de micro-fissures. White [White, 2018] étudiera cette nuance dans le cadre de l'amorçage lors de soudage par friction et montrera que la pré-déformation favorise la fracturation des particules riches en Fer contribuant à la dégradation de la durée de vie. Sur un alliage 2017A-T3 (éprouvettes entaillée), on constate une dégradation des performances en fatigue après une pré-traction jusqu'à plus de 50 % [Froustey, 2008]. Elle est attribuée notamment à des micro-endommagements sous forme de vides engendrés par des précipités ($\sim$ 4-5 μm) lors du pré-chargement.

— ***Une pré-déformation sans effet*** Sur des essais identiques réalisés sur le 5454-O par Froustey, il n'y aucun changement de durée de vie après une pré-traction [Froustey, 2008]. A la différence du 2017A-T3, il ne présente pas de particule de seconde phase (alliage non-durcissable).

Pour remarque, le cas de la pré-compression est largement moins abordé que la pré-traction. De plus, il est rare que les éprouvettes soient directement prélevées dans un volume de matériau

pré-déformé : dans la majorité des cas, les éprouvettes sont directement pré-déformées sans réusinage. Ainsi, une étude sur un ensemble d'éprouvettes uniaxiales réalisées conjointement dans un aluminium dans trois états de déformation vierge, pré-tendu et pré-comprimé présente peu d'antécédents.

4.3.3 La propagation en fatigue

La caractérisation du comportement en propagation consiste en la mesure de la vitesse da/dN d'une fissure longue. La fissure est de taille suffisamment grande ($a>$ 1 mm) pour que le milieu soit considéré comme homogène. Dans ces conditions, les phénomènes mécaniques régissant la propagation ne sont plus les mêmes qu'à l'amorçage : la taille, la morphologie et l'orientation ont une importance considérable sur la vitesse. On utilise notamment les principes de la mécanique linéaire de la rupture.

Définition du chargement

Les premiers concepts sont posés pour la rupture des matériaux fragiles par Griffith [Anderson, 1997] en 1920 dans le cadre d'une fissure plate de longueur $2a$ et de largeur B (surface A) dans un milieu infini soumis à un chargement σ (cf. figure 4.12).

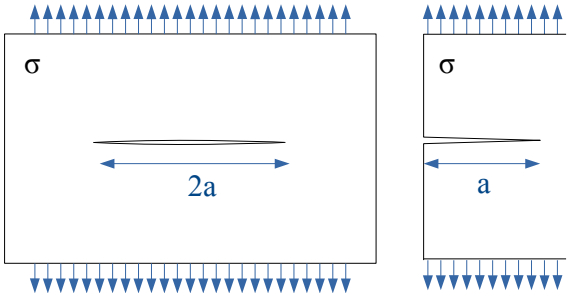


FIGURE 4.12 – Fissure dans un milieu infini (gauche) ou semi-infini (droite) soumise à un chargement σ.

$$W_s = 4aB\gamma_s \qquad \frac{dW_s}{dA} = 2\gamma_s \qquad \sigma_f = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a}\right)^{1/2} \tag{4.1}$$

Il décrit l'énergie W_s nécessaire à la création de la fissure (où γ_s est l'énergie de surface) et en déduit la contrainte critique σ_f pour laquelle la propagation se produit (cf. équation 4.1).On retrouve la dépendance linéaire entre $log(\sigma_f)$ et $log(a)$ avec un facteur $-1/2$ dans le domaine des fissures longues (cf. figure 4.3). Cette équation a été modifiée par Irwin et Orowan pour être adaptée aux matériaux élasto-plastiques : l'énergie de surface élastique γ_s est ainsi remplacée par w_f qui inclue l'énergie dissipée par la plasticité dans les cas seulement où la plasticité reste confinée en pointe de fissure. La notion de *taux de restitution d'énergie* G, qui est une grandeur plus commode à utiliser que la contrainte critique, est introduite en 1956 par Irwin : il définit la quantité d'énergie potentielle restituée par la fissure lors d'une propagation élémentaire dA :

$$G = \frac{dW_s}{dA} = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \tag{4.2}$$

Le facteur d'intensité de contraintes

L'estimation des champs de contraintes au voisinage de la pointe de la fissure est une question très largement traitée par certains auteurs notamment Irwin et Westergaard. Il est démontré que dans le cas d'un matériau élastique-linéaire, les composantes du tenseur des contraintes σ_{ij} peuvent être exprimées au voisinage du front de fissure en coordonnées polaires (cf. figure 4.13). Sont également distingués les trois modes de chargement d'une fissure : le mode I relatif

à une traction normale au plan de fissure, le mode II pour un cisaillement parallèle au plan et perpendiculaire au front de fissure et le mode III pour un cisaillement parallèle au plan et au front de fissure. Pour chaque mode, l'intensité des contraintes est directement proportionnelle aux facteurs d'intensité de contraintes K_I,K_{II} et K_{III}. Leur contribution se cumule, si bien que $\sigma_{ij} = \sigma_{ij}^{(I)} + \sigma_{ij}^{(II)} + \sigma_{ij}^{(III)}$. Les contraintes sont théoriquement infinies en pointe de fissure (r=0) pour le cas du matériau élastique linéaire. Dans le cas particulier de chargement en mode I pur (cas figure 4.12 (droite)), le taux de restitution d'énergie peut être exprimé en fonction du facteur d'intensité de contrainte : $G = K_I^2/E$ (contraintes planes) $G = K_I^2(1-\nu^2)/E$ (déformations planes).

L'approche des facteurs d'intensité de contrainte permet, par seulement trois grandeurs, de définir le niveau de chargement d'une fissure. Il est alors possible d'exprimer la vitesse de propagation par cycle da/dN en fonction du chargement. Son utilisation est acceptable dans le cadre des matériaux élastiques linéaires. Dans ce cadre, les contraintes tendent vers l'infini au voisinage de r=0. Dans le cas des matériaux élasto-plastiques, les contraintes sont bornées (autour de r=0) par la limite d'élasticité σ_y, créant une zone de plasticité de taille dépendente du chargement (cf. équation 4.3). Il est toutefois encore possible d'appliquer les théories de la mécanique linéaire de la rupture dans cette situation.

$$En \quad déformation \quad plane : \qquad r_p = \frac{1}{3\pi}\left(\frac{K}{\sigma_y}\right)^2 \tag{4.3}$$

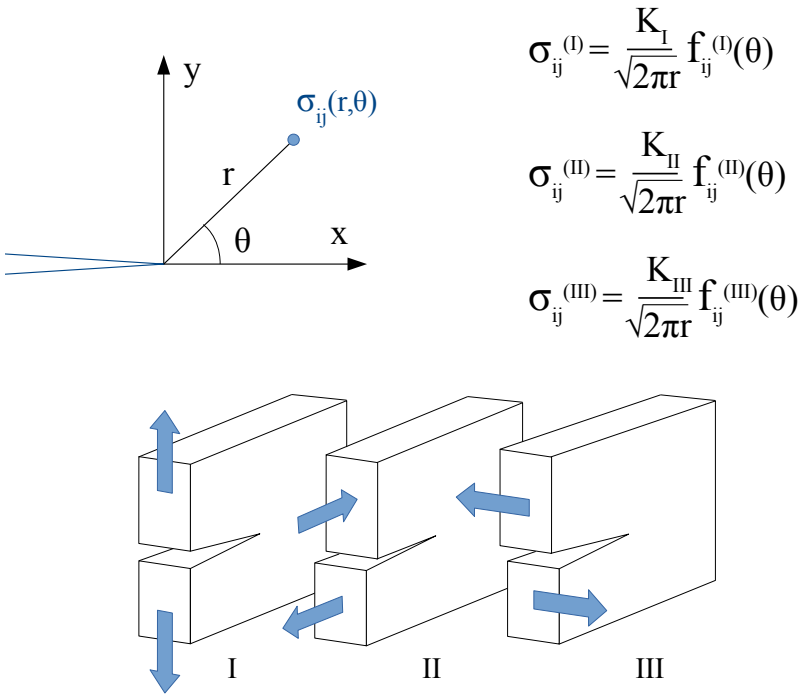


FIGURE 4.13 – Relation entre les contraintes σ_{ij} et les facteurs d'intensités des contraintes (ordre 1) de chaque mode de chargement de la fissure [Anderson, 1997]. Mode I : traction normale au plan de fissure, mode II : cisaillement parallèle au plan et perpendiculaire au front de fissure et mode III : cisaillement parallèle au plan et au front de fissure.

Caractérisation du comportement en propagation

Les essais de propagation

La vitesse de propagation par cycle da/dN est une grandeur directement mesurable mais le facteur d'intensité de contraintes K requiert une connaissance complète de la structure et des champs de contraintes au voisinage de la fissure. Pour palier cette difficulté, une série d'éprouvettes standardisées sont conçues dont les géométries sont connues. Une pré-entaille permet d'ac-

célérer l'étape d'amorçage et de former une fissure plate dont la longueur est facilement mesurable. (cf. figure 4.14) [AFNOR, 1991a]. Toutes les géométries sont définies par les grandeurs caractéristiques B (épaisseur), W et a. La relation empirique reliant la géométrie à l'effort F permet de déterminer K (cf. équation 4.4).

$$K = \frac{FY(a/W)}{BW^{1/2}} \tag{4.4}$$

où $Y(a)$ est une fonction dépendante de la longueur a et de la géométrie de l'éprouvette.

Au cours d'un essai, une éprouvette est soumise à un chargement cyclique d'amplitude ΔF et de rapport de charge R. La relation 4.4 permet de déduire l'amplitude ΔK imposée en pointe de fissure. Les conditions de chargement sont susceptibles de varier suivant la géométrie de l'éprouvette d'essai : front de fissure double (MT), front unique et champ de contrainte uniforme (SE(B)) ou non-uniforme (CT).

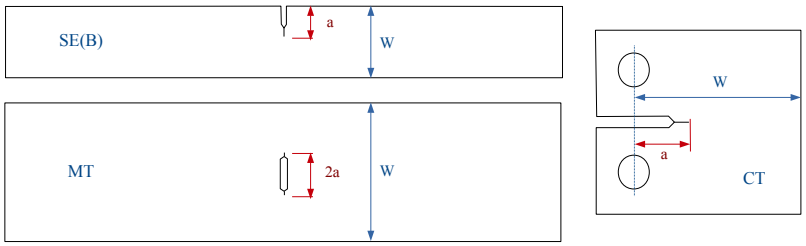


FIGURE 4.14 – Eprouvettes de propagation standardisées : Middle tension (MT), Single-edge notched bend (SE(B)) et Compact Tension (CT)(liste non-exhaustive) [AFNOR, 1991a].

Les trois stades de la propagation

En 1963, Paris et Erdogan [Paris and Erdogan, 1963, Anderson, 1997] montrent que l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK est une force motrice dans la propagation de la fissure en fatigue. Ils mettent en évidence trois stades de propagation, dans un diagramme bi-logarithmique da/dN vs ΔK (cf. figure 4.15) :

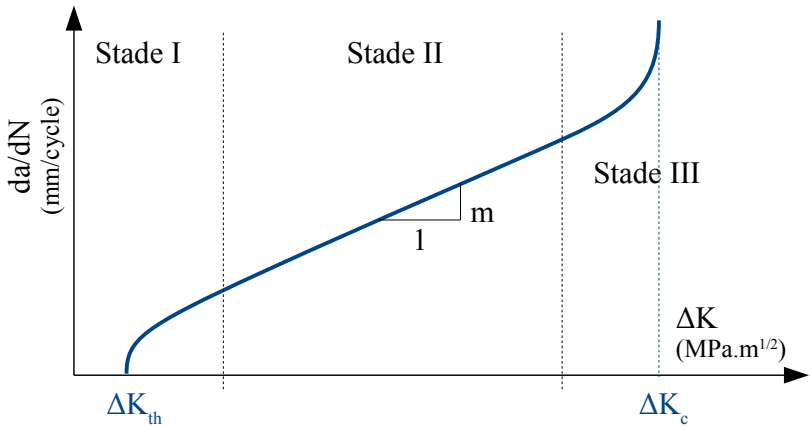


FIGURE 4.15 – Les trois stades de propagation en fatigue.

— ***Le stade I*** Il s'agit de l'étape où la propagation est discontinue et peu influencée par la morphologie de la fissure et le facteur ΔK (davantage par l'amplitude de contraintes locale $\Delta\sigma$) (cf. figure 4.3). On définit alors ΔK_{th} comme le chargement minimum pour lequel la vitesse de propagation da/dN est supérieure à 10^{-7} mm/cycle : pour l'alliage 2024 ΔK_{th} est estimé dans la littérature autour de 3-4 MPa$\sqrt{m}$. A l'échelle macroscopique la fissure apparait perpendiculaire à la direction du chargement mais pas localement (prédominance du mode I). Ce stade est caractérisé par une taille de zone plastique plus

petite que celle du grain : la microstructure impacte alors significativement le trajet local avec un front de fissure généralement très sinueux et pourvu de facettes (cf. figure 4.16).

— ***Le stade II*** La propagation est continue. La vitesse est directement dépendante du chargement par la loi empirique de Paris : $da/dN = C\Delta K^m$ où C et m sont des paramètres dépendants du matériau. Il n'y a quasiment plus d'effet de microstructure et le mode I est prédominant à toutes les échelles.

— ***Le stade III*** Il s'agit de la transition entre une rupture en fatigue et une rupture ductile. Il se produit une accélération exponentielle de la vitesse de propagation jusqu'à une vitesse théoriquement infinie à ΔK=ΔK_c.

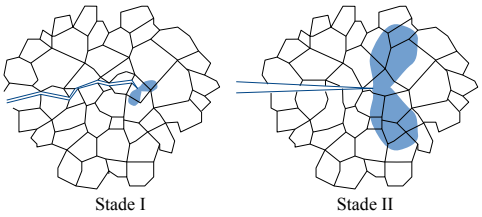


FIGURE 4.16 – Influence de la microstructure sur le front de fissure au cours du stade I et II.

Propagation de fissures de fatigue dans les alliages d'aluminium

L'estimation de la courbe de vitesse de propagation da/dN vs ΔK en fonction des conditions expérimentales est une question très courante dans la littérature, tout particulièrement pour les alliages d'aluminium à usage aéronautique dont les propriétés de résistance en propagation sont surveillées.

Effets du chargement

Un des phénomènes majeurs à considérer est l'effet de fermeture de fissure. Il se traduit notamment par le maintient du contact entre les lèvres au voisinage du front de fissure sur une partie du cycle de chargement. Il peut être induit soit par une rugosité des lèvres de la fissure, soit par la corrosion du front ou encore par la présence de contraintes résiduelles de compression induites par la plasticité en pointe de fissure. On définit ainsi le chargement K_{op} pour lequel le décollement des lèvres est complet avec K_{min}<K_{op}<K_{max} et le facteur d'intensité de contrainte effectif (réel) ΔK_{eff}= K_{max}-K_{op}. Le chargement nominal estimé expérimentalement ΔK=K_{max}-K_{min} est donc supérieur au chargement réel. On exprime de préférence la courbe de vitesse en fonction de ΔK_{eff} lorsque celui-ci est connu.

On étudie aussi l'effet du rapport de charge R sur les vitesses [Ben, 2008, Moreno, 2015, Anderson, 1997]. Un rapport de charge plus élevé diminue conjointement les seuils ΔK_{th} et ΔK_c. Il est aussi courant d'observer une augmentation des vitesses dans le stade I et II avec le rapport de charge : l'augmentation du chargement moyen atténue l'effet de fermeture de fissure par un décollement des lèvres [Moreno, 2015, Rodriguez, 2005]. Il est généralement admit qu'au delà d'un rapport de 0.5, l'ouverture est totale si bien que ΔK=ΔK_{eff}. Exprimée en ΔK_{eff}, la différence de vitesse au cours du stade II entre plusieurs rapports de charge est généralement plus ténue.

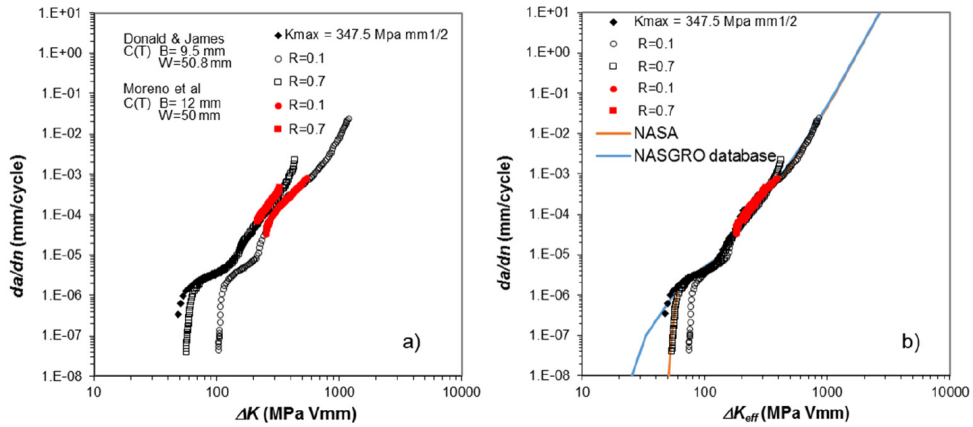


FIGURE 4.17 – Effet du rapport de charge sur les vitesses de propagation sur l'alliage 2024-T351 [Moreno, 2015].

D'autres auteurs, se sont intéressés aux effets d'une surcharge sur la vitesse de propagation [Kermanidis, 2011, Ker, 2001, Dor, 2013]. Il en ressort notamment qu'une surcharge entraine une plastification plus intense de la pointe de fissure. Les effets de contraintes résiduelles de compression induisent une refermeture de la fissure ce qui participe au ralentissement de la propagation sur une petite distance comparable à la taille de la zone de plasticité formée par la surcharge. Ce phénomène est par ailleurs régulièrement intégré dans le comportement de certains modèles de propagation.

Le phénomène du "pseudo-plateau"

On rencontre parfois un changement de comportement en propagation au sein du stade II : il se manifeste par deux ruptures de pente donnant lieu à trois sous-domaines linéaires au lieu d'un seul. Ce phénomène a été étudié pour plusieurs alliages d'aluminium [Yoder, 1982, Benguediab, 2013] (cf. figure 4.18) et tout particulièrement pour le 2024-T351 [Wanhill, 1988]. D'après Benguediab [Benguediab, 2013], il en ressort que ces sous-domaines sont associés à deux régimes de propagation distincts séparés par une phase de transition. Les points T_1, T_2 et T_3 marquent respectivement le début du stade II et les deux ruptures de pentes (cf. figure 4.19).

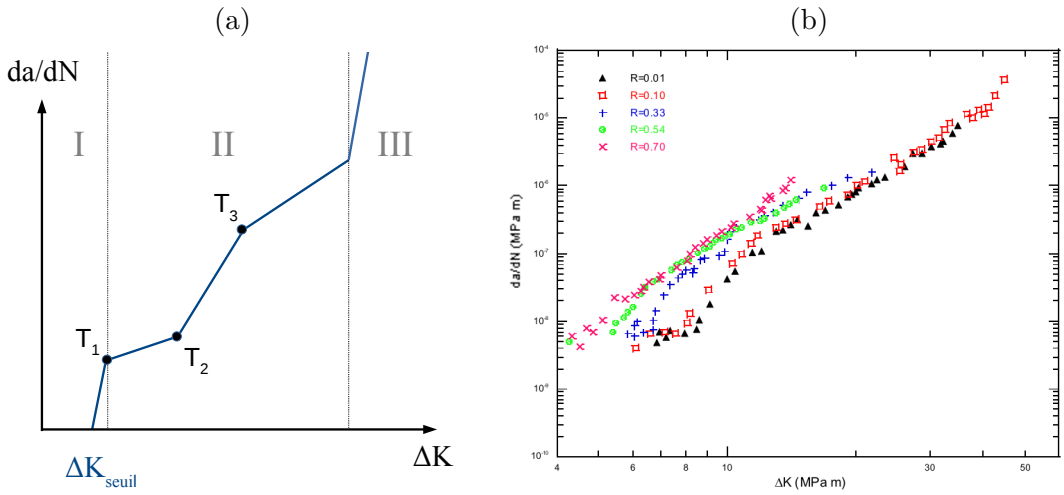


FIGURE 4.18 – Phénomène du "pseudo-plateau" : (a) description des points d'inflexion T_1, T_2 et T_3 et (b) effet du rapport de charge [Benguediab, 2013].

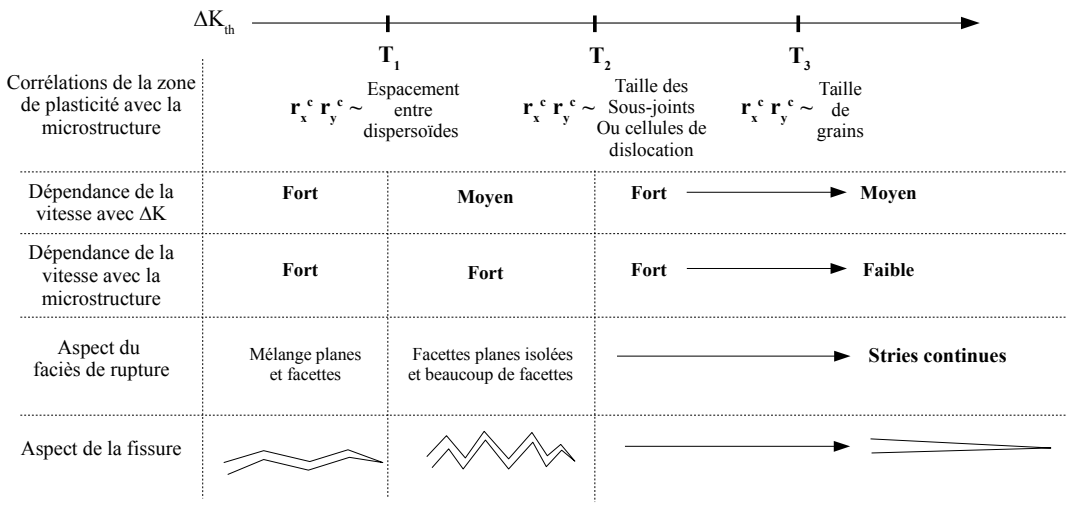


FIGURE 4.19 – Stade I, II et III de la propagation et représentation des sous-domaines de II marqués par les points T_1, T_2 et T_3 [Wanhill, 1988].

Wanhill propose une explication au phénomène :

— *De T_1 à T_2 :* un régime de propagation similaire à celui du stade I est installé : les mécanismes de localisation de bandes de cisaillement à l'avant du front de fissure responsables de l'endommagement s'orientent encore suivant différents plans dépendant de l'orientation cristalline de chaque grain. La propagation est maintenue dans cet état par un ensemble d'entités agissant comme barrières aux mouvements des dislocations : l'endommagement est alors confiné en une zone de taille plus petite. Ces barrières peuvent être des sous-joints de grains ou des cellules de dislocations. Les principales conséquences sont le fort ralentissement et l'irrégularité de la propagation et la faible sensibilité de la vitesse au ΔK. Un effet de fermeture de fissure dû à la rugosité des lèvres est susceptible de se cumuler aux autres phénomènes et de ralentir encore davantage la propagation.

— *Au delà de T_3 :* Le régime de Paris habituel est établi : la propagation est régulière et continue et la vitesse da/dN et ΔK sont directement reliés par la loi de Paris. L'effet de la microstructure est minime.

— *De T_2 à T_3 :* Période de transition entre les deux régimes avec une forte sensibilité à ΔK. Wanhill montre notamment que chaque point d'inflexion T_i traduit l'équivalence entre la taille de la zone de plasticité cyclique r_y^c (ou monotone r_y^m) et certaines dimensions microstructurales (cf. figure 4.19). Au point T_1, la taille r_y^m, lié au chargement moyen, est voisine de la distance inter-dispersoïde. La taille de la zone de plasticité cyclique r_y^c est équivalente au point T_2 à celle des sous-grains (ou des cellules de dislocation) et celle des grains au point T_3.

Effets de la pré-déformation

Beaucoup d'auteurs se sont intéressés à l'effet de la pré-déformation sur la vitesse de propagation. Distinguons premièrement les cas très courants où la pré-déformation est réalisée directement sur la structure une fois entaillée ou trouée : dans cette situation, l'effet de la pré-déformation est associé à un effet de contraintes résiduelles. Or, les études abordant l'effet de la pré-déformation seule, introduisant des éprouvettes initialement usinées dans un matériau pré-déformé sont assez peu nombreuses [Radhakrishnan, 1975, Wasen, 1989, Kassim, 2006, Schijve, 1976] en particulier sur les alliages d'aluminium [Kassim, 2006, Schijve, 1976]. Kassim a réalisé le tendage d'une tôle d'alliage 7475–T7351 jusqu'à 5 % pour y prélever des éprouvettes CT $L-T$ (cf. figure 4.20). Un lissage des courbes de propagation par une loi de Forman [Forman, 1972] montrera une augmentation légère de la vitesse de propagation avec la pré-déformation. La cause avancée étant l'accroissement de l'endommagement par le tendage. L'étude de Schijve sur le 2024-T3 est différente car il utilise des éprouvettes plates tendues à 3 % puis percées : l'amorçage et une propagation à double front de fissure se produisant de part et d'autre du trou. Dans

ce cas également, les vitesses de propagation sont supérieures sur le matériau pré-déformé.

Notre étude vise à approfondir cette question en intégrant les aspects absents de la littérature :

— Des niveaux de pré-défromation plus importants : jusqu'à +/−10 %
— Les effets de la pré-compression plus ceux de la pré-traction
— Les effets de la pré-déformation affranchis de toute contrainte résiduelle
— Le comportement de fissures très longues ($a > 10$ mm sur des éprouvettes de grande taille)

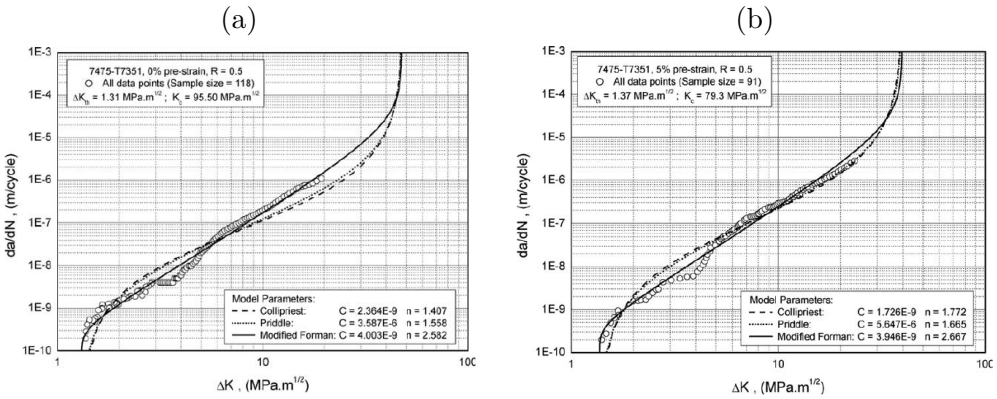


FIGURE 4.20 – Courbe de propagation de l'alliage 7475–T7351 vierge et tendu à +5 % (CT $L-T$, B= 5 mm, W= 80 mm) ([Kassim, 2006].

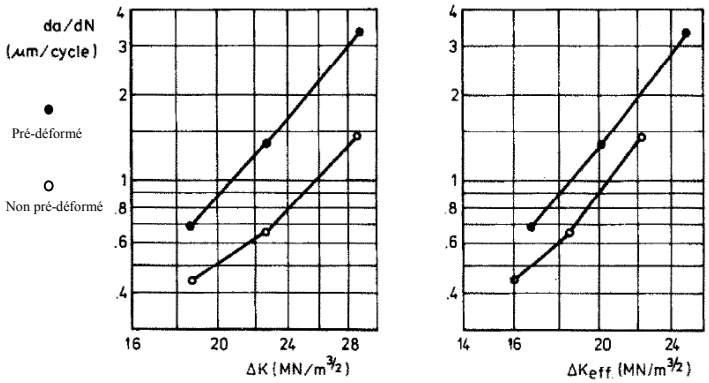


FIGURE 4.21 – Courbe de propagation de l'alliage 2024-T3 vierge et tendu à +3 % (éprouvette plate, déformée puis percée d'un trou D= 5mm) ([Schijve, 1976].

4.4 Caractérisation du comportement à l'amorçage

4.4.1 Démarche

Dans cette section, l'ensemble des essais de fatigue à l'amorçage réalisés sur le matériau vierge (la tôle) et les matériaux pré-déformés (lopin et éprouvette OS) sont décrits. Les conditions de prélèvement des éprouvettes seront détaillées ainsi que chacun des protocoles expérimentaux.

Seront entrepris notamment des essais à chargement imposé afin d'établir la courbe de Wöhler pour le matériau vierge et les matériaux pré-déformés. Plusieurs rapports de charge seront testés. Des analyses fractographiques réalisées au MEB complèteront les essais. Une comparaison des propriétés en fatigue entre les différents matériaux sera réalisée par l'intermédiaire de la courbe de Wöhler.

4.4.2 Géométries

Les éprouvettes de fatigue amorçage proposées sont des éprouvettes de type oligocyclique (ou *low cycle fatigue specimen*) (cf. figure 4.22(a)). La forme lisse a été privilégiée devant une forme entaillée pour un chargement uni-axial avec un diamètre D= 7 mm, un rayon de congé R= 10 mm et une longueur utile L_u= 11 mm.

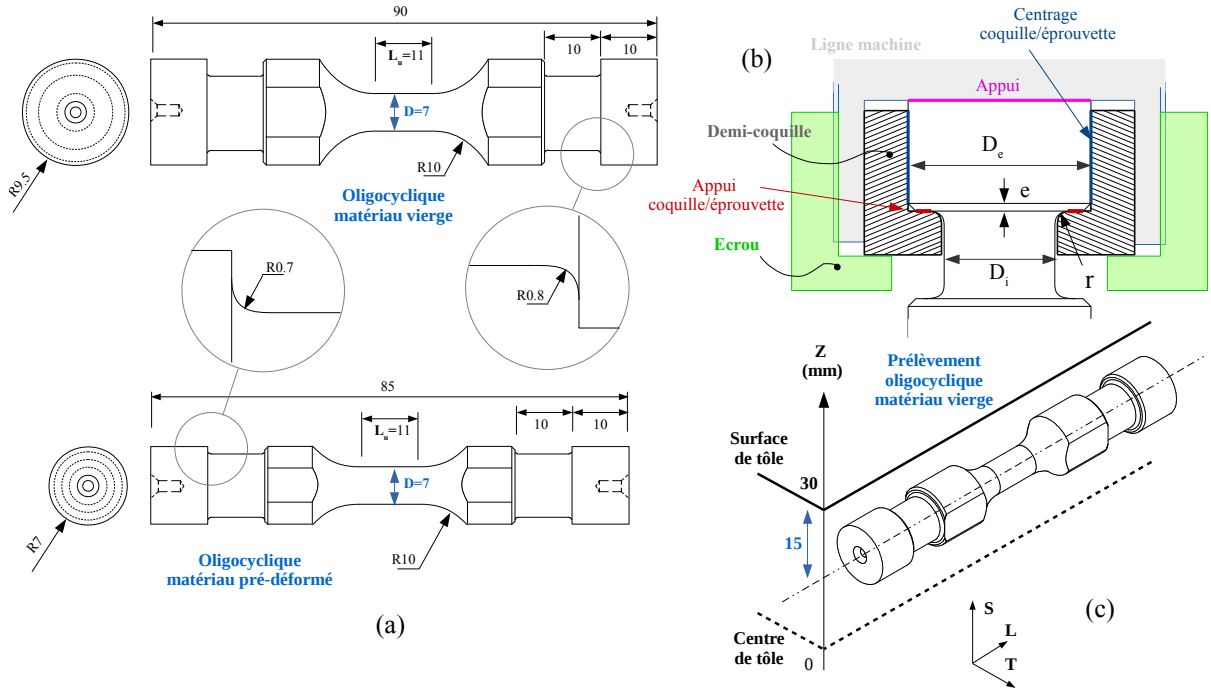


FIGURE 4.22 – (a) Géométries des éprouvettes oligocycliques en matériau vierge et pré-déformé. (b) Shéma de principe du montage des têtes entre les demi-coquilles et l'écrou avec D_e diamètre extérieur, D_i diamètre intérieur, r rayon de congé intérieur et e largeur de congé extérieur. (c) Prélèvement des éprouvettes oligocycliques au sein de la tôle.

La zone de prise en mors par gorge et deux demi-coquilles sont utilisés (cf. figure 4.22(b)). Ce système limite les risques d'amorçage dans les têtes et réduit les jeux ce qui permet de charger éventuellement en compression (contrairement au goupillage). La partie supérieure de chaque tête est maintenue par centrage et appui entre deux demi-coquilles et un écrou assure le serrage complet de l'éprouvette sur la ligne machine. Seules les surfaces *Appui*, *Appui coquille/éprouvette* et *Centrage coquille/éprouvette* sont fonctionnelles, c'est à dire participant à la transmission des efforts de l'essai. Ainsi les dimensions des têtes D_e,D_i,e et r ont une action directe sur les concentrations de contraintes dans les têtes. Notons qu'un même jeu est susceptible d'entrainer une rupture précoce dans les têtes pour un matériau mais pas pour un autre. Plusieurs jeux ont

été testés afin de limiter ce facteur (cf. tableau 4.1) : la configuration A entraine une rupture quasi-systématique dans les têtes ce qui n'a jamais été constaté pour les configurations B et C. Par soucis d'encombrement, les têtes ont été réduites pour les matériaux pré-déformés mais la partie centrale reste inchangée.

Têtes	D_e	D_i	e	r	**Rupture dans les têtes**	**Utilisation**
A	14 mm	10.5	0.5	0.7	**Oui**	Ecarté
B	19 mm	13	0.1	0.8	**Non**	Matériau vierge
C	14 mm	11.5	0.1	0.8	**Non**	Matériau pré-déformé

TABLE 4.1 – Dimensions des têtes testés et les utilisations.

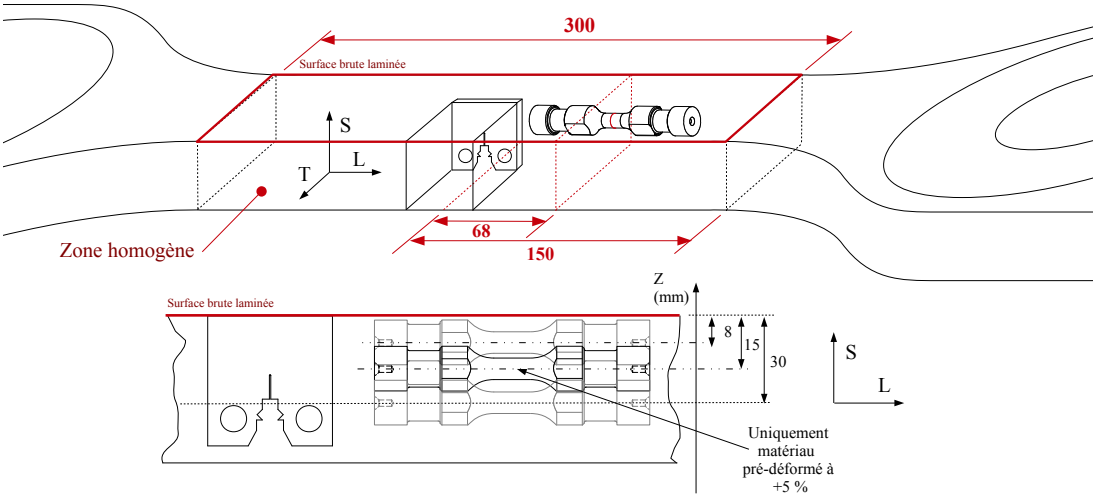


FIGURE 4.23 – Prélèvement des éprouvettes CT20e10 et oligocycliques au sein du matériau pré-tendu (éprouvettes OS).

Toutes les éprouvettes sont prélevées dans le sens L dans la tôle (cf. figure 4.22(c)), dans les éprouvettes OS (pré-déformation à +5 %) (cf. figure 4.23) et dans les lopins 95 mm (pré-déformation à -5 %) (cf. figure 4.24). Les abscisses de toutes les éprouvettes prélevées dans le matériau vierge sont fixées à Z= 15 mm. Pour des questions d'encombrement, l'abscisse est variable pour les matériaux pré-déformés : Z= 8, 15 et 30 mm pour +5 % (+ la distorsion de l'axe Z due à la déformation) et très variable dans le cas des lopins -5 % .

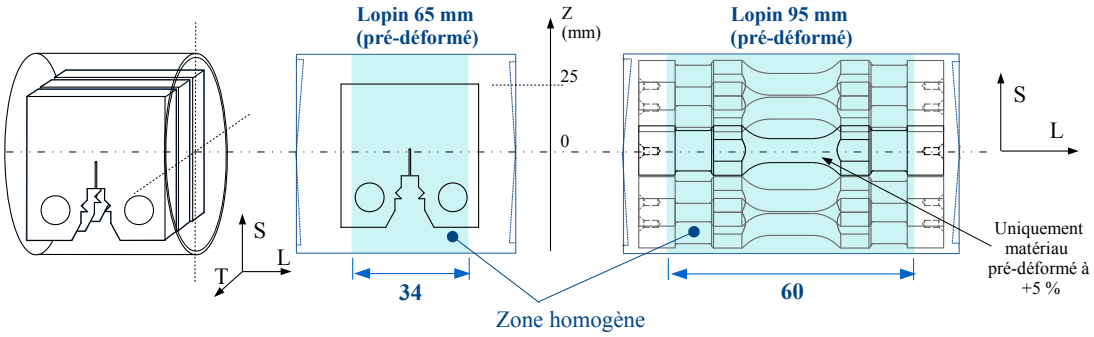


FIGURE 4.24 – Prélèvement des éprouvettes CT20e10 et oligocyclique au sein du matériau pré-comprimé (lopin).

4.4.3 Montage et instrumentation

Chaque éprouvette oligocyclique est initialement montée entre deux lignes d'une machine de traction hydraulique *MTS* de 100 kN de capacité. Les têtes sont installées entre les demi-coquilles puis engagées dans des cavités solidaires des lignes de la machine. Un écrou assure le maintien des têtes au fond de la cavité. Une grande attention a été apportée au serrage des écrous :

— Les têtes doivent être engagées avec le minimum de force, l'alignement étant réalisé au préalable grâce au bain de métal de Wood.
— Une pré-charge en compression de 0.5 kN est fixée avant la pose des écrous.
— Le serrage des écrous est réalisé à l'aide de deux clés allen : une sur l'écrou et une autre sur le méplat de chacune des têtes. Cette action vise principalement à serrer sans solliciter l'éprouvette en torsion.

Un capteur de déplacement (l_0=10 mm) (cf. figure 4.25) est ensuite installé et maintenu par un jeu d'élastiques. Le capteur est alors tarré puis la goupille du capteur est retirée.

Le choix a été fait de ne pas polir les éprouvettes. Rappelons que, sur le raidisseur, l'amorçage peut avoir une source aussi bien surfacique qu'interne (cf. section 4.2), il est donc raisonnable de privilégier un état de surface proche de celui du raidisseur dans le but de se rapprocher des conditions réelles.

FIGURE 4.25 – Montage d'une éprouvette oligocyclique avec capteur de déformation.

4.4.4 Protocoles expérimentaux

Essais de traction monotone

Trois essais de traction monotone sont réalisés pour les trois matériaux : vierge, -5 % et +5 % . L'intérêt est de vérifier l'état de plasticité de chaque matériau, par l'observation des courbes des contrainte-déformation. Les grandeurs $R_{0,2}$ et R_m seront mesurées et comparées avec les essais de traction sur éprouvettes TR (cf. chapitre 2). Le déplacement est imposé de sorte que le taux de déformation soit proche de celui sur les éprouvettes TR : 1.4×10^{-3} s^{-1} sur les oligocycliques contre 0.9×10^{-3} s^{-1} sur les éprouvettes TR.

Essais à contrainte imposée

Une série d'éprouvettes oligocycliques a été soumise à un chargement cyclique d'amplitude de contrainte constante $\Delta\sigma$ (pour une contrainte maximale σ_{max}). Plusieurs rapports de charges sont testés de R_σ= 0.1 à 0.9. Un compromis a été fait entre une variété de rapports R_σ, de

contrainte σ_{max} pour un échantillonnage suffisamment important : les essais sont au minimum doublés pour chaque configuration et triplés si la dispersion est grande. La fréquence de 1 Hz est identique à celle de l'essai sur la structure. Le calibrage des PID pour l'asservissement est fait automatiquement à l'aide d'un compensateur. Le tableau 4.2 résume les conditions expérimentales des essais à chargement imposé :

Matériau	R_σ	σ_{max}	**Nombre**
Vierge	0.1	200 à 480	15
	0.3	400 à 475	7
	0.5	475	8
	0.75	475	1
	0.9	475	1
-5 %	0.1	450-475	2
	0.3	450	1
	0.5	450	1
	0.75	500	1
	0.85	500	1
+5 %	0.1	450	4
	0.5	450	4
	0.75	500	1

TABLE 4.2 – Synthèse des paramètres d'essai de fatigue.

4.4.5 Résultats

Comportement sous chargement monotone

La figure 4.26 (a) compare les courbes contrainte/déformation des essais de traction monotone sur éprouvettes oligocyclique et TR en matériau vierge pour différentes profondeurs Z. En dépit d'une différence de géométrie, on remarque une bonne cohérence des niveaux de contraintes sur les éprouvettes oligocyliques vis à vis du gradient de propriétés plastique. La figure 4.26 (b) compare les courbes $\sigma - \varepsilon$ pour les trois niveaux de pré-déformation, les éprouvettes étant prélevées à une abscisse voisine de Z= 15 mm. On constate une limite d'élasticité plus élevée de 23 % pour le matériau tendu mais elle reste inchangée pour le matériau comprimé (+5 % $R_{0,2}$= 445 MPa, vierge $R_{0,2}$= 360 MPa, -5 % $R_{0,2}$= 360 MPa) : ceci est attribué à un effet Bauschinger dû à la composante cinématique de l'écrouissage. On remarque qu'au delà de ε= 6 % , les courbes des matériaux pré-déformés sont sensiblement les mêmes.

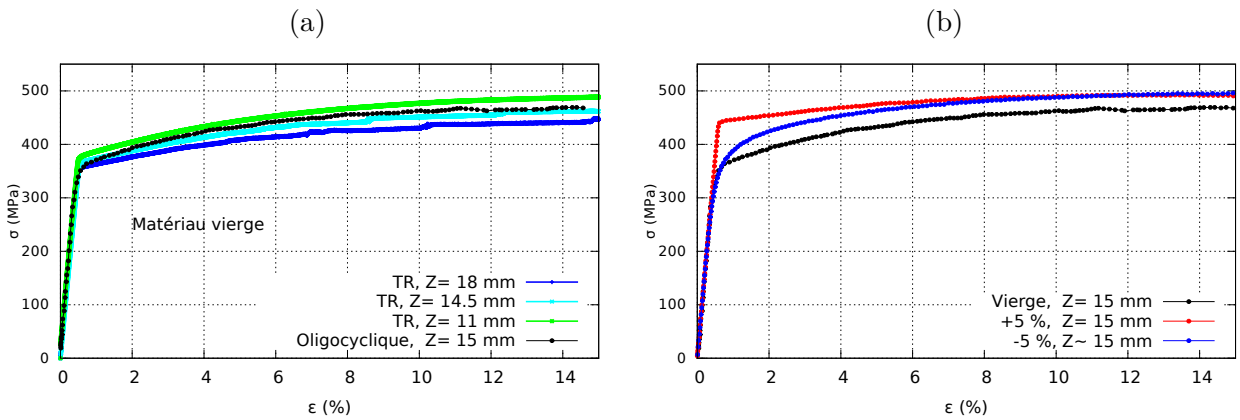


FIGURE 4.26 – Courbes σ-ε des essais de traction monotones sur éprouvettes oligocycliques.

Durée de vie en fatigue

Courbes de Wöhler à R_σ= 0.1

La figure 4.27 compare les valeurs de durée de vie sur le matériau de l'étude sous l'effet d'un chargement cyclique avec un rapport de charge R_σ= 0.1, avec quelques résultats de la littérature. On remarque une très bonne cohérence dans le domaine polycyclique ($5000 < N_f < 100000$)). En revanche, le niveau des contraintes dans le domaine oligocyclique ($N_f < 5000$)) est en dessous de ceux mesurées par Nikolaos [Nikolaos, 2013] d'environs 30-40 MPa : ceci peut être attribué à une différence de propriétés entre l'alliage 2024-T3 ($R_{0,2}$=390 MPa, R_m=500 MPa) utilisé par l'auteur et celles de notre alliage 2024-T351 ($R_{0,2}$=360 MPa, R_m=470 MPa).

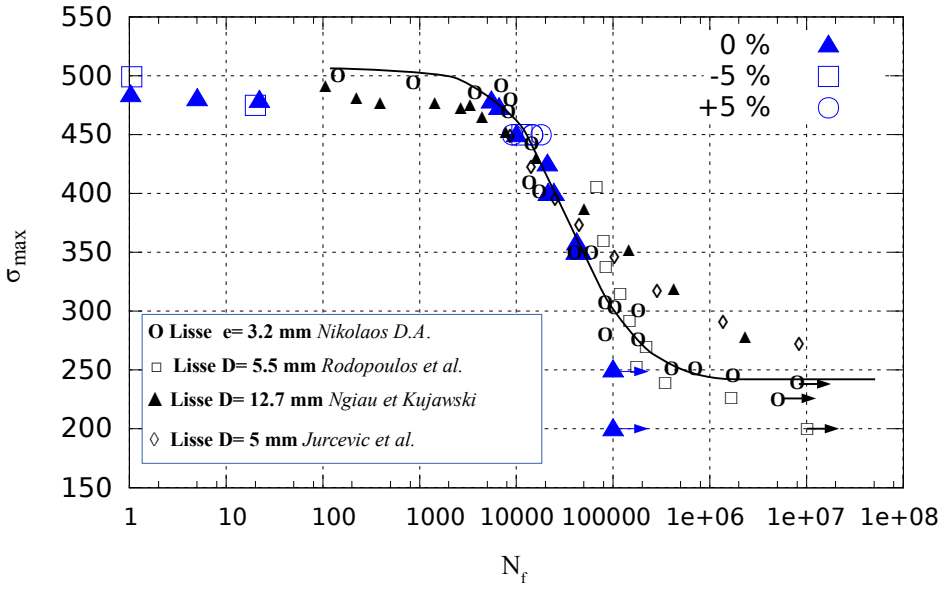
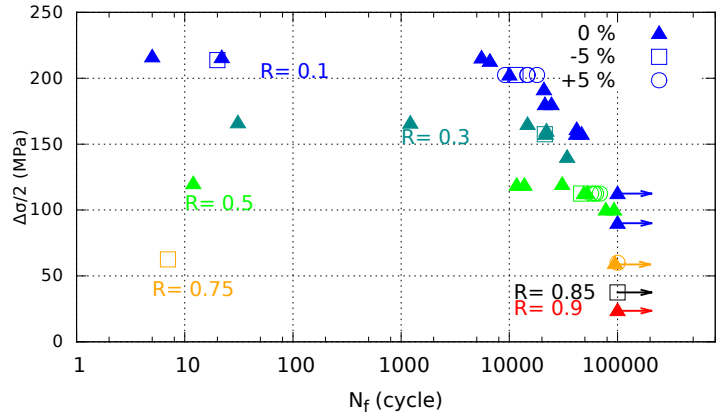


FIGURE 4.27 – Courbes de Wöhler pour un rapport R_σ=0.1, comparaison des essais (en bleu) avec les résultats de la littérature (en noir).

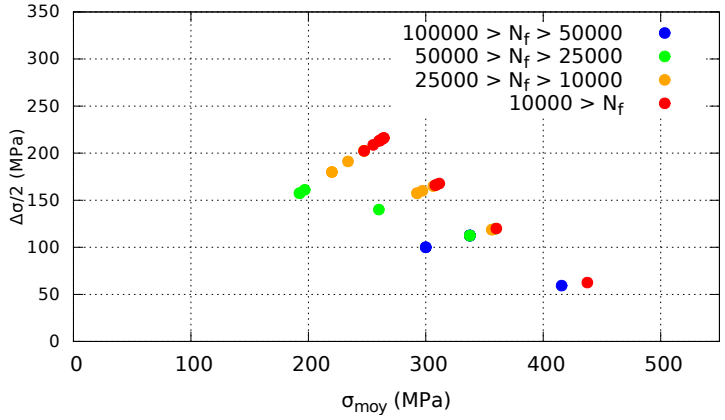
Effet du rapport de charge

Sont représentés figure 4.28(a), pour plusieurs rapports de charge, les valeurs de durées de vie en fonction de l'amplitude de contrainte σ_a=$\Delta\sigma/2$=$(\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$ (cf. figure 4.28). On constate que pour une même amplitude σ_a, l'augmentation du rapport de charge dégrade significativement la durée de vie. L'effet de contrainte moyenne peut également être représenté dans un diagramme *Haigh* ($\Delta\sigma/2$ en fonction σ_{moy}) en exploitant les relations 4.5 : un domaine de résistance à l'amorçage (σ_{moy},$\Delta\sigma/2$) peut alors être défini pour différents seuils de durée de vie N_f> 100000 cycles (bleu), $50000 > N_f > 25000$ cycles (vert), $25000 > N_f > 10000$ cycles (orange), $N_f < 10000$ cycles (rouge) (cf. figure 4.28b).

$$\Delta\sigma/2 = (1 - R_\sigma)\frac{\sigma_{max}}{2} = \sigma_{moy}\frac{(1 - R_\sigma)}{(1 + R_\sigma)} \tag{4.5}$$



(a)



(b)

FIGURE 4.28 – (a) Courbes de Wöhler pour plusieurs rapports de charges. (b) Diagramme de Haigh pour tout matériaux. Voir figure C.1 pour le diagramme plus détaillé.

Effet de la pré-déformation

Les essais sur les matériaux pré-déformés sont moins nombreux en particulier pour le matériau pré-comprimé. Il a été choisi de doubler voire tripler les essais plutôt que de tester plusieurs valeurs de $\Delta\sigma/2$. Nous pouvons toutefois constater les différents effets de la pré-déformation : sont détaillés figure 4.29 les résultats des essais à rapport R_σ= 0.1 et 0.5 pour les matériaux vierge et pré-déformé à +5 % et à -5 %.

— On ne constate pour tout rapport de charge aucun effet significatif de la pré-compression sur la durée de vie à l'amorçage (jusqu'à 100000 cycles).

— En revanche, la pré-traction semble au vue des résultats rallonger la durée de vie. Nous pouvons illustrer ce changement par l'identification d'une loi de Basquin $\Delta\sigma/2 = \beta N^n$ (cf. figure 4.29) et comparer le paramètres β (MPa) pour chaque configuration (R_σ,ε^p) (cf. tableau 4.3). A défaut de suffisamment d'essais pour les matériaux pré-déformés, le paramètre n est gardé constant entre les cas ε^p= 0 et ε^p= +5 %. En définitive, on remarque que le décalage des droites est équivalent voire plus faible que la dispersion des résultats. L'effet de la pré-traction sur la durée de vie semble trop léger pour être significatif.

ε^p= 0 %	**R**	**0.1**	**0.5**
	β	998	793
	n	-0.1717	-0.181911

ε^p= +5 %	**R**	**0.1**	**0.5**
	β	1037	837
	n	-0.1717	-0.181911

TABLE 4.3 – Paramètres n et β (MPa) de la loi de Basquin identifiée pour les rapports de charge R_σ= 0.1 et 0.5 sur les matériaux vierges et pré-déformés à +5 %.

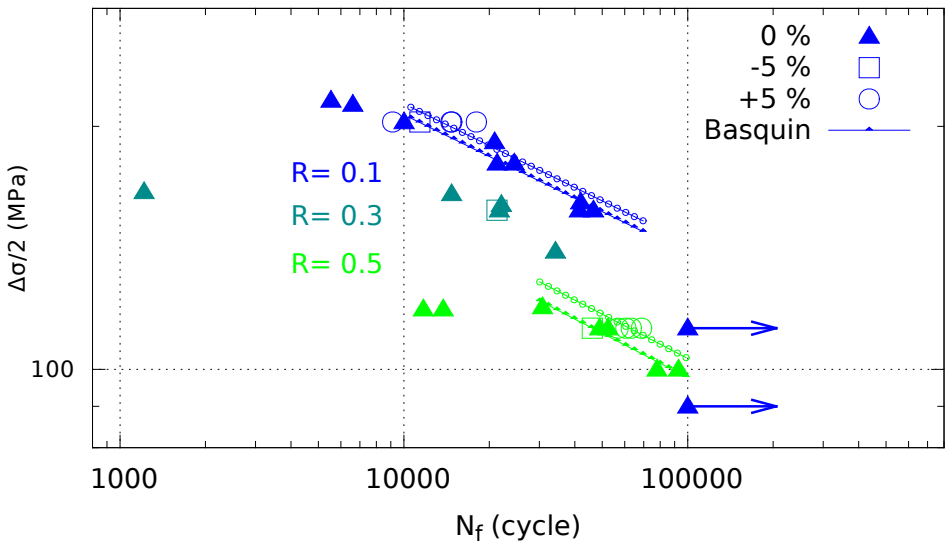


FIGURE 4.29 – Courbes de Wöhler bi-logarithmiques en $\Delta\sigma/2$. Mise en évidence de l'effet de la pré-traction par une loi de Basquin.

4.5 Caractérisation du comportement en propagation

4.5.1 Démarche

Dans cette section, le comportement en propagation par fatigue des différents matériaux (vierge et pré-déformé) est étudié. Des essais de propagation de fissures de fatigue seront réalisés sur éprouvettes *Compact Tension* (CT). Les courbes de propagation reliant la vitesse d'avancée de fissure da/dN avec le facteur d'intensité de contraintes ΔK seront estimées. Les conditions de chargement sont celles proposées section 4.2 : une propagation $L-S$ sur toute la hauteur du raidisseur et une propagation $L-T$ en peau. Dans ce cadre expérimental, deux aspects seront étudiés :

— La propagation à travers le raidisseur équivaut à une propagation $L-S$ selon toute la demi-épaisseur de la tôle, or il a été mis en évidence au chapitre 2 la présence d'un gradient de microstructure et d'un gradient de propriétés suivant l'épaisseur de la tôle induit par le laminage. De plus, la fissure traverse un matériau présentant un gradient de déformation plastique en compression induit par le formage à froid. Deux aspects seront donc étudiés :
  → Nous examinerons les éventuelles relations entre la position du front de fissure Z et la vitesse de propagation.
  → En exploitant les volumes de matériaux pré-comprimés (lopin) (cf. chapitre 3), nous étudierons les interactions entre la pré-compression et les propriétés en fatigue à la propagation. Une démarche identique sera entreprise sur le matériau pré-tendu (éprouvettes OS) (cf. chapitre 3).

— La propagation $L-T$ se produit en peau, c'est à dire à abscisse Z constante. De plus, les investigations menées au chapitre 2 ne montrent que très peu de plasticité en ces régions.
  → La propagation $L-T$ sera donc caractérisée à abscisse Z fixée et seulement sur le matériau vierge de déformation.

— Enfin, une loi de propagation sera proposée. Les jeux de paramètres associées aux comportements en propagation $L-S$ des matériaux *vierge* et pré-déformés à -5 % et -10 % et en propagation $L-T$ *vierge* seront identifiés à partir d'une base expérimentale d'essais de fatigue sur éprouvettes CT.

4.5.2 Géométries

Il a été choisi de privilégier une géométrie de type CT plutôt que SENT : une fissure débouchante comprenant un unique front de fissure est plus représentative de la fissuration du raidisseur. Trois géométries sont testées, chacune définie par ses dimensions W et B : CT10 (W=20 mm, B=10 mm), CT20e10 (W= 40 mm, B= 10 mm) et CT20e20 (W= 40 mm, B= 20 mm) (cf. figures 4.30 et 4.31). Les géométries et leurs orientations sont choisies selon des critères suivants.

Les CT10

Les éprouvettes de type CT10 sont prélevées uniquement dans le matériau vierge. Une partie est orientée $L-S$ et prélevée au sein de la tôle selon 4 profondeurs Z différentes : Z= -6.5, -0.5, 9.5 et 18.5 mm traduisant les positions du fond de l'entaille de chaque éprouvette. Par mesure de simplicité, elles seront désignées respectivement par des valeurs entières : CT10 -5 mm, 0 mm, 10 mm et 20 mm. La figure 4.32 donne la position de chaque ligament (de longueur $W-a_0$= 11.5 mm) en fonction de l'abscisse Z. Une seconde partie des éprouvettes CT10 est orientée $L-T$ pour une profondeur Z= 23 mm.

Les éprouvettes CT10 sont dédiées à la caractérisation de l'hétérogénéité et de l'anisotropie des propriétés en fissuration du matériau vierge. Cela se traduit par l'examen des propriétés en fatigue $L-S$ selon la demi-épaisseur de tôle et la comparaison entre $L-S$ et $L-T$ pour les abscisses voisines respectivement 20 et 23 mm. L'intérêt des CT10 est la taille très réduite : un ligament court offre un domaine de ΔK étendu pour une faible avancée de fissure, ce qui permet

de tester très localement les propriétés du matériau à une profondeur Z donnée. Pour chaque configuration, il y a 3 exemplaires.

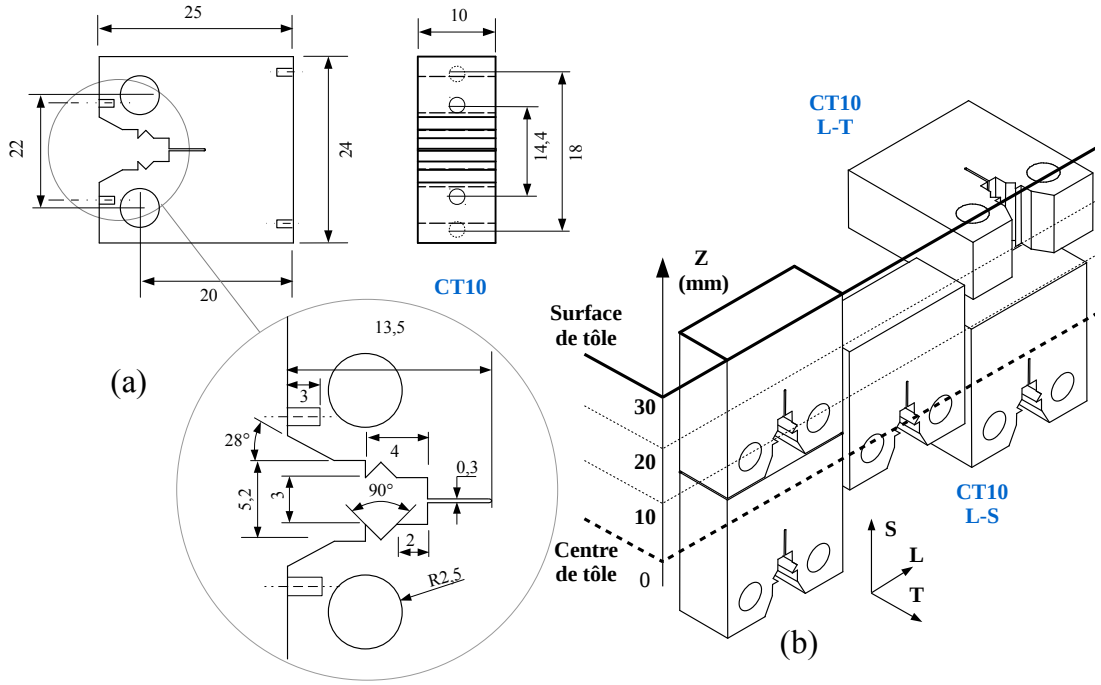


FIGURE 4.30 – Géométries des éprouvettes CT10 (a). Prélèvement $L-S$ (4 profondeurs) et $L-T$ au sein de la tôle (b).

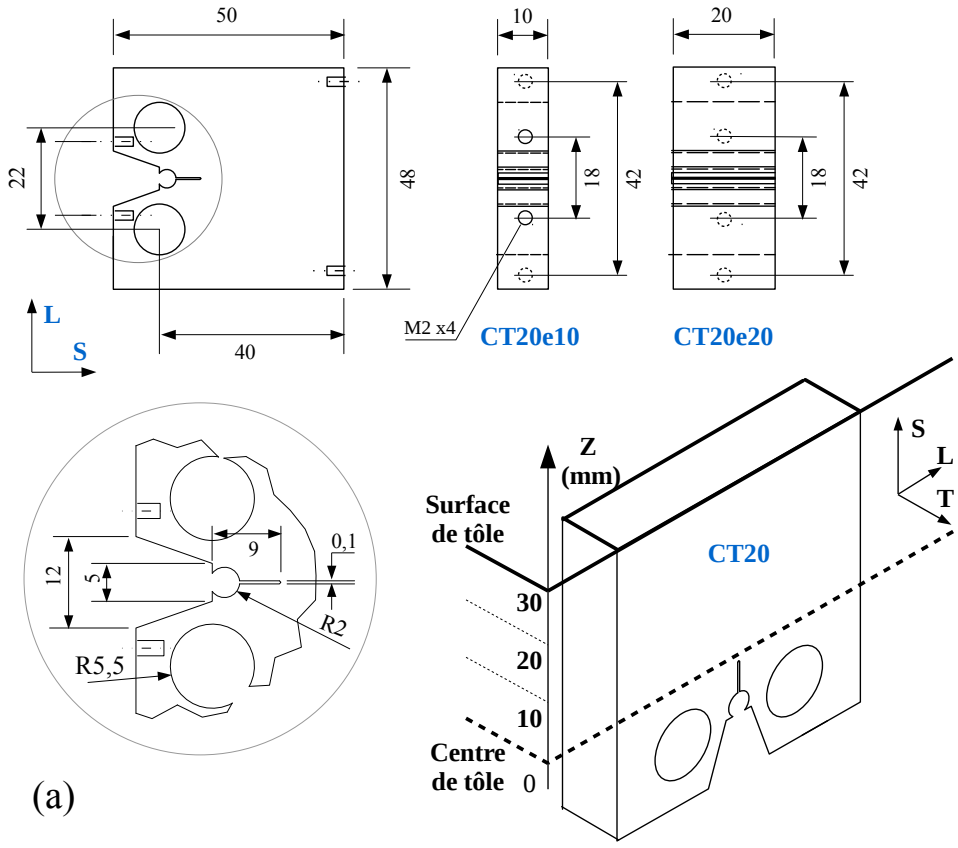


FIGURE 4.31 – Géométries des éprouvettes CT20e10 et CT20e20.

Les CT20

Des éprouvettes CT20 sont prélevées dans le sens $L-S$. Le ligament recouvre toute une demi-épaisseur de la tôle (cf. figure 4.32). La grande taille du ligament présente l'intérêt, à l'inverse des CT10, de faire propager une fissure sur toute une demi-épaisseur de tôle en un unique essai. Cette configuration se rapproche ainsi davantage du cas de la fissuration des raidisseurs où les fissures sont longues : dans le cas du raidisseur d'épaisseur 6 mm, une fissure peut atteindre théoriquement plus de 35 mm de long une fois arrivée en peau du panneau ($B/W \sim 0.26$). Deux épaisseurs seront testées : l'épaisseur B= 20 mm (une homothétie des CT10) et l'épaisseur B= 10 mm. Une comparaison de l'effet de la géométrie sera faite entre CT10, CT20e20 et CT20e10 sur le matériau vierge.

Des CT20e10 (B= 10 mm) sens $L-S$ sont également prélevées au sein des volumes de matériaux pré-déformés pour une comparaison avec le matériau vierge. Cette géométrie est privilégiée devant les deux autres car elle présente une épaisseur plus proche de celle des raidisseurs et un rapport B/W similaire : B/W ~0.25 . Le tableau 4.4 fait la synthèse des différents prélèvements. Associés aux noms de chaque éprouvette, les préfixes m05, m10, p05, p75 et p10 sont utilisés respectivement pour les matériaux pré-déformés à -5 % , -10 % , +5 % , +7.5 % et +10 % .

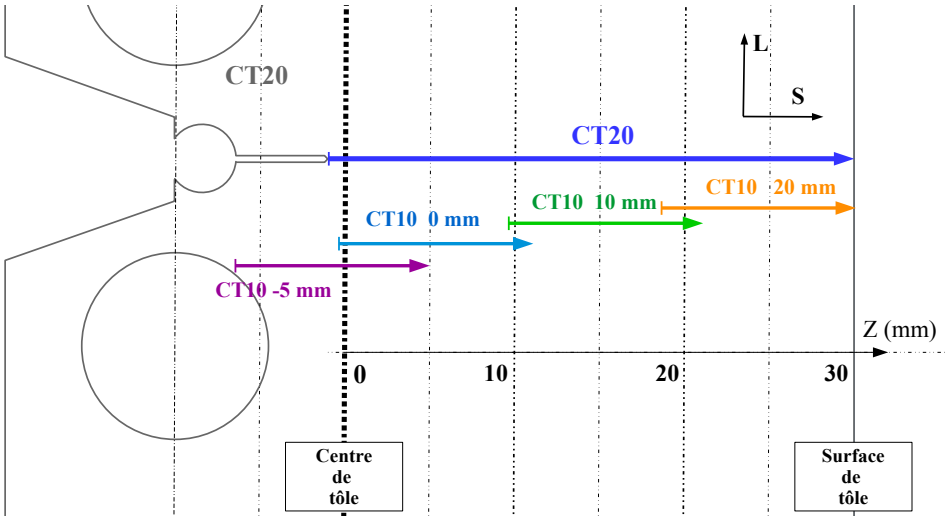


FIGURE 4.32 – Position des ligaments des éprouvettes CT10, CT20e10 et CT20e20 au sein de la tôle (matériau vierge).

Matériau	Type	Orientation	Abscisse Z (mm)	Nombre
Vierge	CT10	L-TC	-5 mm	3
			0 mm	3
			10 mm	3
			20 mm	2
		L-TL	23 mm	3
	CT20e20 **	L-TC	0 mm	3
	CT20e10 **	L-TC	0 mm	6
		L-TL	23 mm	2
−5 %	CT20e10	L-TC	0 mm	5
−10 %	CT20e10	L-TC	0 mm	6
+5 %	CT20e10	L-TC	0 mm	4
+7.5 %	CT20e10	L-TC	0 mm	5
+10 %	CT20e10	L-TC	0 mm	6

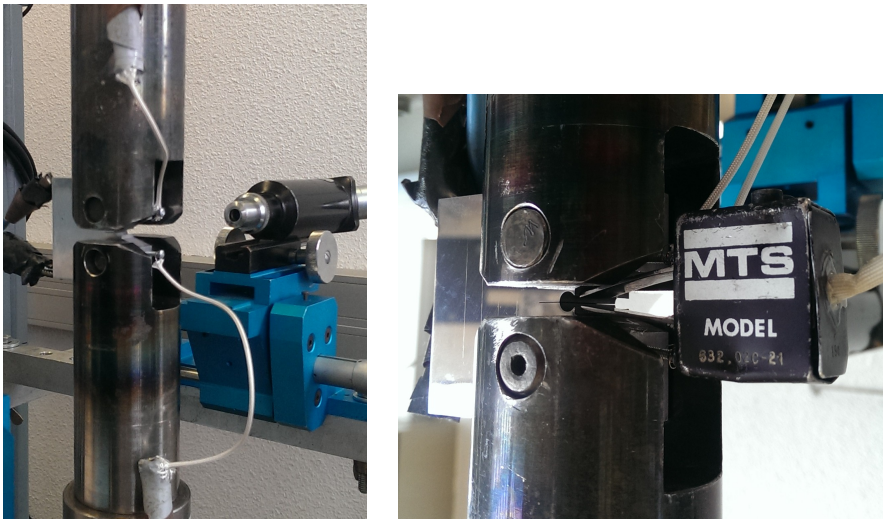
** e10 → épaisseur 10 mm et e20 → épaisseur 20 mm

TABLE 4.4 – Synthèse des éprouvettes Compact Tension.

4.5.3 Montage

Toutes les éprouvettes sont installées par goupillage entre les lignes d'une machine de traction hydraulique puis soumises à un chargement sinusoïdal, d'effort maximal F_{max}, d'effort minimal

F_{min} (N) et de fréquence f (Hz). L'alignement entre les deux lignes est assuré par un bain de métal de Wood solidifié avant chaque campagne d'essai (cf. figure 4.33).



(a) (b)

FIGURE 4.33 – Montage pour essai de propagation sur CT20 (a). Capteur d'ouverture clip (b).

4.5.4 Instrumentation

Afin d'assurer le suivi de l'essai, un ensemble de capteurs est installé sur chaque éprouvette une fois montée. Les instrumentations sont les suivantes :

— Un suivi visuel de la longueur de fissure a est assuré par deux lunettes optiques disposées perpendiculairement à chacune des faces de l'éprouvette CT et associées à des rails gradués (cf. figure 4.33). Il est préférable de polir légèrement les faces de l'éprouvette et d'utiliser une lampe pour une meilleure lecture. Il en ressort que la pointe de fissure apparait d'autant mieux si l'éclairage n'est pas direct mais reflété et diffusé par une feuille de papier. Notons que l'avancée minimale pouvant être captée à l'oeil à travers les lunettes vaut environ 0.05 mm. Une mesure implique souvent de stopper le cyclage et de le redémarrer par la suite car la lecture est difficile lorsque l'éprouvette est en mouvement.

— Un courant continu I= 3.5 A constant est injecté dans la partie arrière de l'éprouvette et un signal correspondant à la différence de potentiel U pris entre les deux extrémités avant est enregistré (cf. figure 4.34). Le contact électrique câbles/éprouvettes est assuré par filetage $M2$ de 3 mm de profondeur et des vis inox. Deux fils gainés relient les vis côté entaille (mesure de tension) et les câbles issus du suiveur de fissure : ce boitier assure l'acquisition et le filtrage de la tension. Deux autres pinces sont directement installés sur les vis arrières (injection du courant). Pour une meilleure qualité du signal en limitant les vibrations, il est commode d'attacher les câbles respectivement sur chaque ligne supérieure et inférieure.

— La grandeur U(V) est liée linéairement à la résistance équivalente R de l'ensemble (éprouvette + machine) qui est elle-même dépendante de la longueur de fissure a. L'étalonnage de la loi $a(U)$ est une étape primordiale réalisée durant la phase de calibrage. Par l'expérience, il en ressort que la relation a fonction de U pour un même I, peut être identifiée par une fonction logarithmique (cf. équation 4.6). Notons que la longueur de fissure déduite du signal électrique prend en compte la progression interne de la fissure. Le processus de traitement du signal sera abordé par la suite.

$$a(U) = (Alog(U) + B)^{1/2} + C \tag{4.6}$$

où A,B et C sont des paramètres à identifier.

— Enfin, un extensomètre clip MTS632-02C-21 est installé aux encoches des CT20. Celui-ci, une fois mis à zéro au montage, transmet alors un signal proportionnel à l'ouverture d

de l'entaille. Le traitement des signaux d vs F au cours d'un cycle permet de caractériser le phénomène de fermeture de fissure (cf. section 4.5.6). D'autres auteurs se basent sur le suivi électrique pour quantifier ce phénomène, toutefois dans notre cas le signal reste trop bruité pour pouvoir mesurer d'aussi fines variations [Ruiz-Sabariego, 2014].

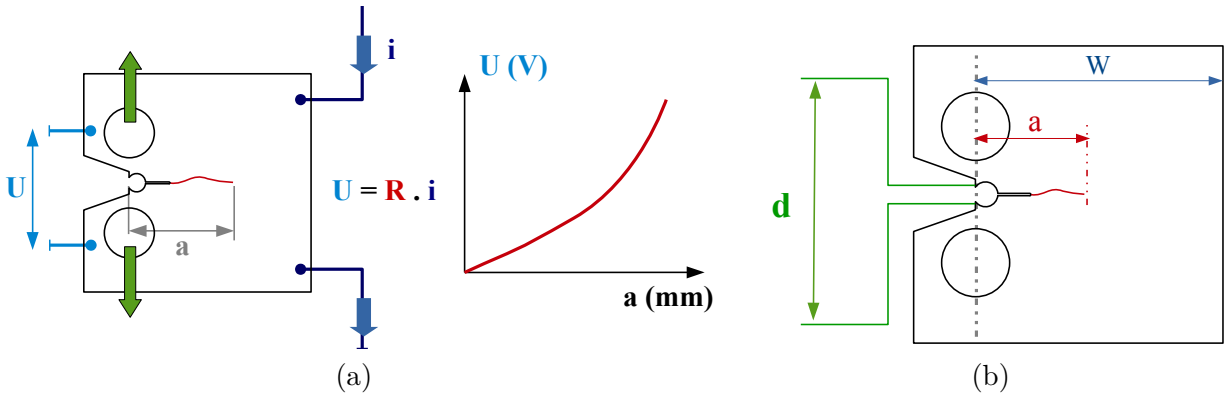


FIGURE 4.34 – Installation de suivi électrique (a) et suivi d'ouverture de fissure (b).

4.5.5 Protocole expérimental

Préparation

Les éprouvettes sont polies sur les deux faces à la pâte diamantée jusqu'à l'obtention d'un état quasi-miroir. L'installation entre les lignes s'accompagne d'une pré-charge de 100 N, les câbles d'usage pour le suivi électrique sont installés avant le capteur clip. Dans le cas d'une propagation asymétrique, l'usage de clinquants, glissés entre la goupille et l'alésage, est préconisé pour ré-équilibrer le chargement.

Le facteur d'intensité de contrainte K en MPa$\sqrt{m}$ imposé se déduit de la distance a entre l'axe machine et la pointe de la fissure et l'effort appliqué F (N) par la relation donnée par la norme AFNOR [AFNOR, 1991a, Ruiz-Sabariego, 2014] pour les éprouvettes de type CT :

$$K = \frac{FY(a/W)}{BW^{1/2}}$$

avec

$$Y = \frac{(2+\alpha)\left(0,886 + 4,64\alpha - 13,31\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4\right)}{(1-\alpha)^{3/2}} \qquad \alpha = \frac{a}{W} \tag{4.7}$$

où W est la largeur caractéristique de l'éprouvette CT et B son épaisseur. Au cours de l'essai, un effort cyclique d'amplitude ΔF est appliqué (effort maximal et minimal F_{max} et F_{min}). Le rapport de charge R est défini tel que $R{=}F_{min}/F_{max}$. Par les relations (4.7), nous pouvons déduire les facteurs d'intensité de contraintes maximum et minimum K_{max} et K_{min} (non-constants) et reliés également par la relation $R{=}K_{min}/K_{max}$. La valeur de F_{max} peut être reliée à $\Delta K{=}K_{max}{-}K_{min}$ par :

$$K_{max} = \frac{\Delta K}{(1-R)} \qquad F_{max} = \frac{K_{max}BW^{1/2}}{Y} = \frac{\Delta K BW^{1/2}}{Y(1-R)} \tag{4.8}$$

Les essais seront menées à rapport de charge R et F_{max} constants. La littérature relative aux essais de propagation sur les alliages 2024-T351 nous permet de fixer la valeur de ΔK initiale notée ΔK_0 à 5-6 MPa$\sqrt{m}$ correspondant au début du stade II où les vitesses de propagation sont raisonnablement lentes ($> 10^{-6}$ mm/cycle). La valeur de F_{max} initiale notée F_{max0} à imposer est calculée par la relation (4.8).

L'asservissement doit également être réglé. Notre critère est que la consigne en amplitude doit être atteinte en moins de 20 secondes. Nous pouvons soit appliquer un compensateur sur l'asservissement de l'effort (les valeurs des PID sont alors modulées automatiquement) soit les

imposer manuellement. Dans le cas des CT10 où l'effort F est faible (< 1 kN) une cellule de force de 2 kN est installée en série et les PID sont calibrés à la main. Mais dans le cas des CT20, où les efforts peuvent atteindre 8 kN, l'usage du compensateur associé à une cellule de 100 kN est suffisant.

Pré-fissuration

L'essai de propagation est précédé d'une phase d'amorçage. Il est commode d'amorcer à fort ΔK (>10 MPa$\sqrt{m}$) pour accélérer cette étape. Dès l'apparition d'une fissure de longueur minimum 0.3 mm au fond d'entaille et sur chaque face de l'éprouvette, le chargement est alors diminiué progressivement par palier de 10 % jusqu'à atteindre ΔK_0. Une propagation de 0.2 mm minimum est assurée à chaque palier afin de s'assurer de la sortie de la fissure du sillage plastique propre au palier précédent [Ruiz-Sabariego, 2014]. Afin d'accélérer le processus, la pré-fissuration se fait à 20-30 Hz. La pré-fissuration est menée de manière à obtenir une longueur de fissure initiale de 1 mm environ + la longueur de l'entaille.

Propagation

A partir d'une longueur de fissure initiale (comprenant la longueur jusqu'au fond d'entaille a_o + environ 1 mm de pré-fissuration), l'éprouvette est alors soumise à un chargement cyclique de fréquence f et un effort maximal F_{max} jusqu'à la rupture complète de l'éprouvette. Le rapport de charge est fixé à R= 0.1, 0.3, 0.5 ou 0.8 suivant les essais : nous verrons au chapitre suivant que le niveau de R est susceptible de varier de 0 à plus de 0.8 au cours d'une propagation $L-S$ dans le raidisseur. La fréquence de 10 Hz est une fréquence assez récurrente dans les essais de propagation sur les alliages d'aluminium : c'est un compromis entre une durée raisonnable d'essai et une propagation sans échauffement. Notons que d'après la littérature, seules les très hautes fréquences (au delà de 1 kHz) altèrent les courbes de vitesses. Dans nos essais, la fréquence de 15 Hz est toutefois une fréquence seuil où au delà, le signal donné par l'extensomètre clip est brouillé. Un essai à la fréquence de 1 Hz a été réalisé sur CT10 sans aucune conséquence visible sur les vitesses. L'enregistrement est calibré pour 10 points/s pour le signal U et 1000 points/s pour le signal de l'extensomètre clip. Les paramètres d'essais pour chacune des éprouvettes sont référencés en Annexe (cf. figure C.3).

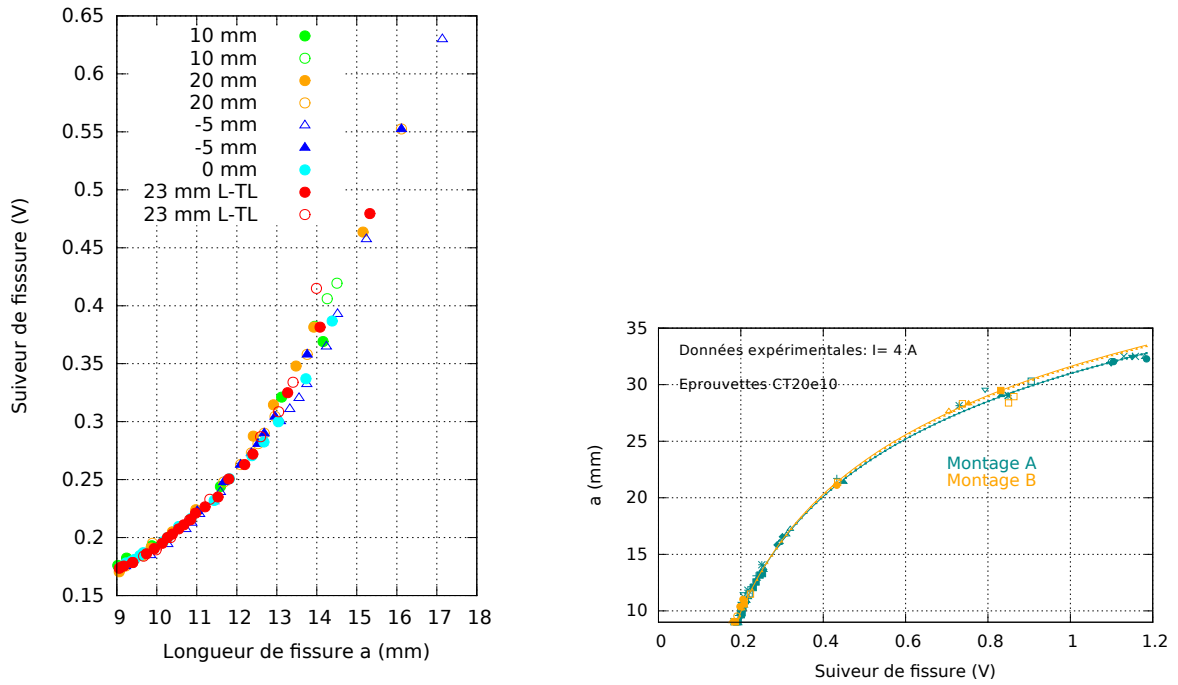


FIGURE 4.35 – Courbe d'étalonnage entre la longueur de fissure a (mm) et le signal électrique U (V) du suiveur de fissure pour CT10 (I= 3.5 A) (a) et CT20e10 (I= 4 A) (b).

Pour chaque nouvelle géométrie, de nombreuses mesures de a sont réalisées à la lunette optique sur les premiers essais. Ils permettent d'étalonner la courbe $U(a)$. Si la reproductibilité de la courbe pour un même montage est jugée satisfaisante, les essais suivants sont exécutés avec moins de mesures optiques. Une éprouvette CT20e10 comprenant une entaille plus longue (a= 21.5 mm) a servi d'éprouvette *étalon*. Plusieurs lois ont ainsi été identifiées (cf. figure 4.35). Il y a une forte dépendance entre la courbe et le type de géométrie (CT10 et CT20). L'influence du montage est également testée (ici deux exemples de montage A et B). Deux montages différents signifient deux portes goupille différents ou bien une refonte du métal de Wood. Sur un même montage, on constate une invariance de la loi lors du changement d'exemplaires d'une géométrie, du dégoupillage, du dévissage des vis du câblage électrique ou encore du débranchement et rebranchement des pinces.

4.5.6 Traitement

Les courbes de vitesse de propagation

A partir des signaux bruts U (V) vs N (cycles) issus des essais, un traitement numérique complet permet d'estimer les valeurs de la longueur de la fissure a (mm) en fonction du nombre de cycles N puis les vitesses de propagation da/dN (mm/cycle) et les facteurs d'intensité de contrainte ΔK.

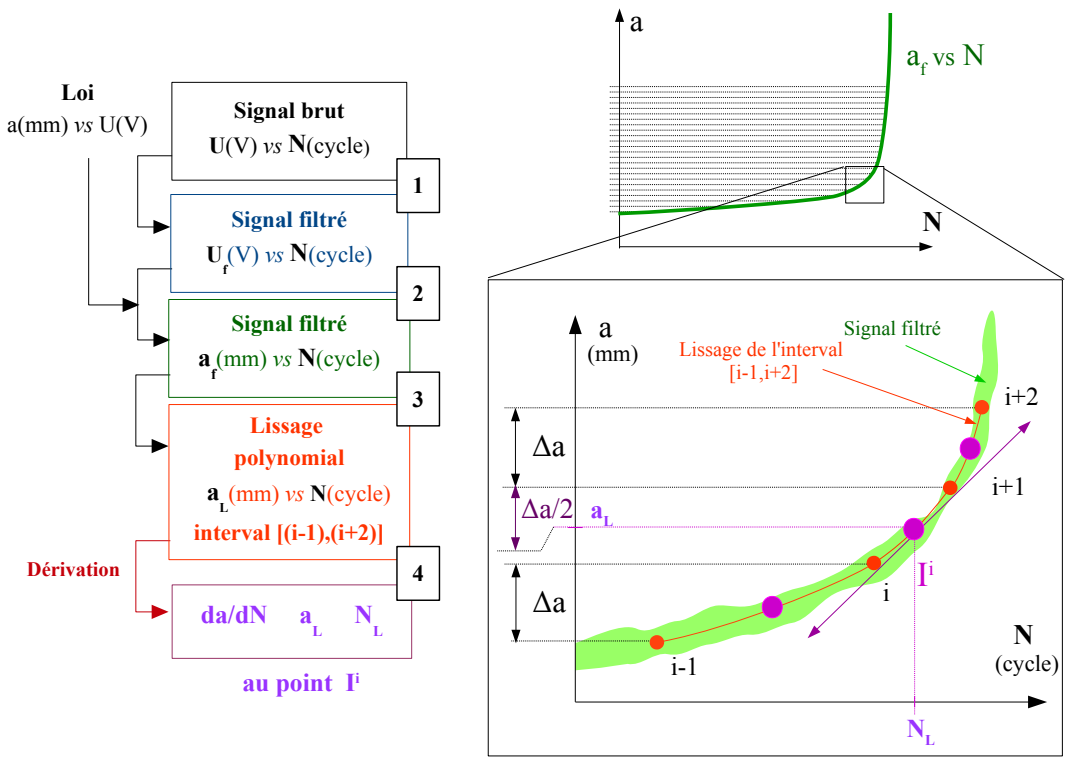


FIGURE 4.36 – Traitement numérique du signal du suiveur de fissure U(V) en fonction du nombre de cycles N. Extraction de la vitesse de propagation da/dN pour l'intervale $[a_i, a_{i+1}]$.

— La courbe expérimentale U (V) vs N (cycles) est en premier lieu filtrée pour donner U_f (cf. figure 4.36(1)).
— La loi $a(U)$ identifiée (pour le montage utilisé) permet de convertir la tension U_f en longueur de fissure a_f (mm) (cf. figure 4.36(2)). Notons que le signal comprend une asymptote horizontale et verticale. De plus, l'accélération exponentielle de la propagation induit une différence de densité de point entre le début et la fin de la courbe.
— La courbe a_f vs N (cycles) est ensuite fractionnée en intervalles $[a_i + a_{i+1}]$ de largeur Δa= 0.5 mm (cf. figure 4.36(3) et graphe de droite). A chaque portion de courbe $[i, i+1]$, un lissage polynômial est réalisé sur la portion $[i-1, i+2]$, le degré du polynôme allant de 5 à 10 en fonction des essais. On définit alors le point I comme le point du polynôme d'ordonnée $a = (a_i + a_{i+1})/2) = a_L$ avec le nombre de cycles associé N_L.
— Le polynôme est alors dérivé selon N (cf. figure 4.36(4) et graphe de droite) et la valeur de la dérivée est exprimée au point I : elle équivaut à la vitesse de propagation da/dN pour la longueur de fissure a_L et le nombre de cycles N_L. Ce processus est répété pour chaque intervalle.
— En parallèle, les valeurs a_L permettent de déduire K_{max} et ΔK par les équations (4.7) et (4.8)

Mesurer la vitesse de propagation da/dN à chaque pas d'avancée de fissure Δa (au lieu de ΔN) donne une densité de point plus homogène sur une courbe da/dN vs ΔK entre les vitesses faibles et élevées.

L'effet de fermeture de fissure

La valeur effective du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} est déduite de la relation :

$$\Delta K_{eff} = P_{ouv} \Delta K \tag{4.9}$$

où P_{ouv}, variant de 0 à 1, est le coefficient caractérisant l'intensité de l'effet de fermeture de fissure. Il est mesuré sur le signal d vs F au cours d'un cycle. En l'absence d'effet de fermeture, le signal est linéaire et P_{ouv}=1. L'effet de fermeture se manifeste par une inflexion de la

droite traduisant le décollement complet des lèvres de la fissure (cf. figure 4.37(a)). L'effort de décollement F_{ouv} permet d'exprimer P_{ouv} par le ratio :

$$P_{ouv} = (F_{max} - F_{ouv}) \,/\, (F_{max} - F_{min}) \tag{4.10}$$

P_{ouv} est alors estimé en utilisant les essais sur éprouvettes CT20 en chaque $N{=}N_L$ (cf. figure 4.37(b)). Par la suite, toutes les courbes sur éprouvettes CT20 sont décrites en ΔK_{eff} : la contribution de la fermeture de la fissure est ainsi prise en compte.

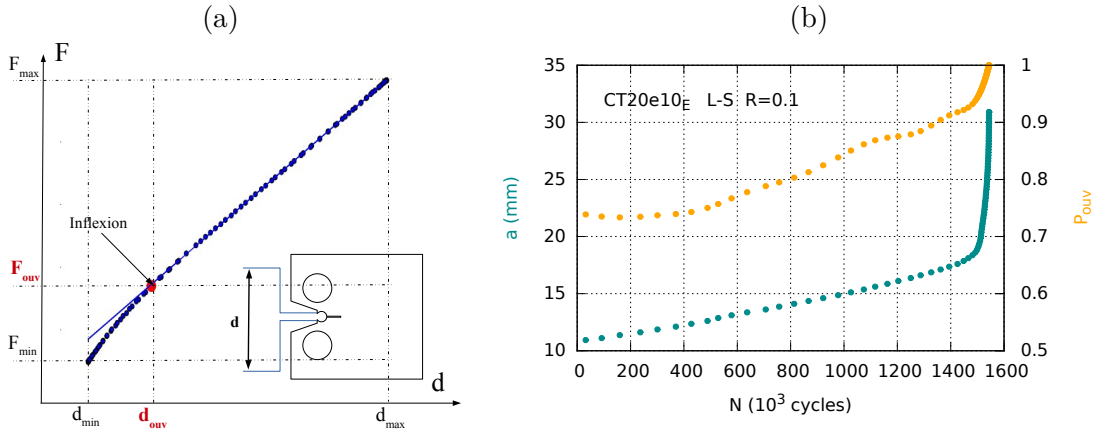


FIGURE 4.37 – (a) Effet de fermeture de fissure sur la courbe d(mm) vs F (kN). (b) Evolution de la longueur de fissure et du facteur P_{ouv} au cours du cyclage (CT20e20-E).

4.5.7 Résultats

Dans cette section les principaux résultats de propagation en fatigue sur éprouvette CT sont présentés et discutés. Nous traiterons de l'influence de plusieurs facteurs (chargements, géométrie, matériaux) sur le comportement en propagation.

Effet du facteur d'intensité de contraintes

Vitesse de propagation

La figure 4.38 décrit l'évolution de la vitesse de propagation en fonction des valeurs de ΔK et de ΔK_{eff} pour quelques éprouvettes CT10 et CT20e10 $L-S$ prélevées dans le matériau vierge.

Le domaine de propagation (stade II) s'étend de 4 MPa$\sqrt{m}$ jusqu'à environ 30 MPa$\sqrt{m}$. La mesure fine du ΔK_{th} fait l'objet d'un essai à part entière comme présenté dans la norme AFNOR [AFNOR, 1991a], mais il n'a pas été réalisé dans cette étude. Pour l'ensemble des essais de propagation, nous pouvons mettre en évidence un phénomène de *pseudo-plateau* [Wanhill, 1988]. Les courbes da/dN vs (ΔK,ΔK_{eff}) présentent deux sous-domaines remarquables :

— Un premier domaine, de vitesse basse ($<10^{-5}$ mm/cycle) et s'étendant du début à 6-8 MPa$\sqrt{m}$: la vitesse de propagation est constante, peu sensible au ΔK et par conséquent non-linéaire.

— Un domaine linéaire en fin de stade II ($>$ 10 MPa$\sqrt{m}$) où les vitesses sont élevées ($>10^{-4}$ mm/cycle).

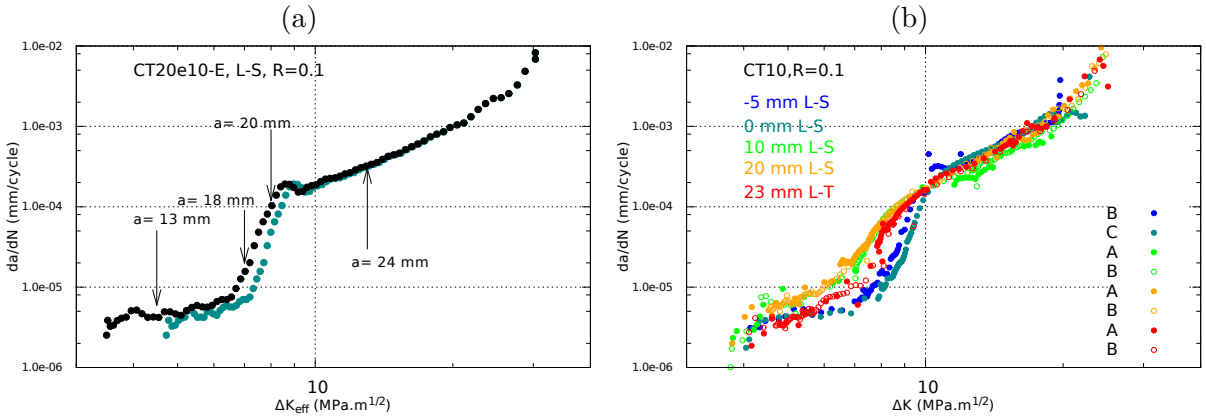


FIGURE 4.38 – Exemple de courbe de vitesse de propagation (a) sur une éprouvettes CT20e10 $L-S$ (CT20e10-E) (valeur des ΔK en bleu et ΔK_{eff} en noir et pointages à différentes longueurs de fissure a) et (b) sur éprouvettes CT10 $L-S$ et $L-T$ pour différentes valeurs de Z. Matériau vierge et rapport de charge R= 0.1. Les lettres A, B et C désignent l'exemplaire.

Régime de propagation

Les observations MEB des faciès de rupture de l'éprouvette CT20e10-E ont été réalisés pour longueurs de fissure a= 13, 18, 20 et 24 mm (cf. figure 4.39). On constate une évolution du régime de propagation suivant la position.

Pour le premier domaine($\Delta K<$ 6-8 MPa$\sqrt{m}$ et $a<$ 16 mm), le faciès est très irrégulier : le front de fissure s'étend sur une grande variété de plans cristallins formant des facettes et des fissures secondaires. Sur cette plage de chargement, la propagation est transgranulaire et particulièrement influencée par la microstructure. Le mode I est peu actif à l'échelle de la microstructure. Ce régime de propagation est semblable à celui du stade I, il est aussi appelé *pseudo-stade I*. En revanche, sur la dernière partie de la propagation ($\Delta K>$10 MPa$\sqrt{m}$ et $a>$ 21 mm), le front de fissure est bien plus lisse. La propagation est toujours transgranulaire, mais le front de fissure est plus uniforme : les plans de propagation en chaque grain se confondent et sont perpendiculaires à la direction de chargement. Ce régime de propagation est semblable au régime de Paris habituellement rencontré sur le stade II. Les deux domaines sont séparés par une transition : le faciès à a= 18 et 20 mm présente les caractéristiques intermédiaires entre les deux domaines. Pour rappel, deux points voisins sur la courbe da/dN vs ΔK_{eff} implique une avance de fissure de Δa= 0.5 mm.

Faciès de rupture

Les domaines se traduisent sur chaque faciès de rupture par trois zones 1, 2 et 3 : 1 pour le domaine de propagation lente, 2 pour la transition et 3 pour le domaine de Paris. Une différence d'aspect de la surface permet de distinguer les trois zones par observation au MEB (cf. figure C.3) mais aussi à l'oeil nu (cf. figure 4.40). La fissure au cours de la transition a une tendance légèrement à bifurquer se qui aboutie à la formation d'une petite *marche* au centre du front (cf. section 4.5.8). Sur les CT20e20 (cf. figure 4.40), l'exemplaire B est testé à effort F d'amplitude constante et R= 0.1 pour un ΔK initial de 5 MPa$\sqrt{m}$. On observe sur le faciès distinctement les zones 1, 2 et 3. La zone de transition 2 ressort davantage à cause de la différence d'inclinaison. L'aspect des zones 1 et 3 est aussi très différents : l'exemplaire A a été soumis à un chargement F par paliers imposant alternativement un facteur ΔK à environ 6 MPa$\sqrt{m}$ (domaine propagation lente) et à 14 MPa$\sqrt{m}$ (domaine de propagation de paris) au cours de la propagation. Des bandes de contraste différent apparaissent présentant chacune les mêmes aspects surfaciques propres aux deux régimes.

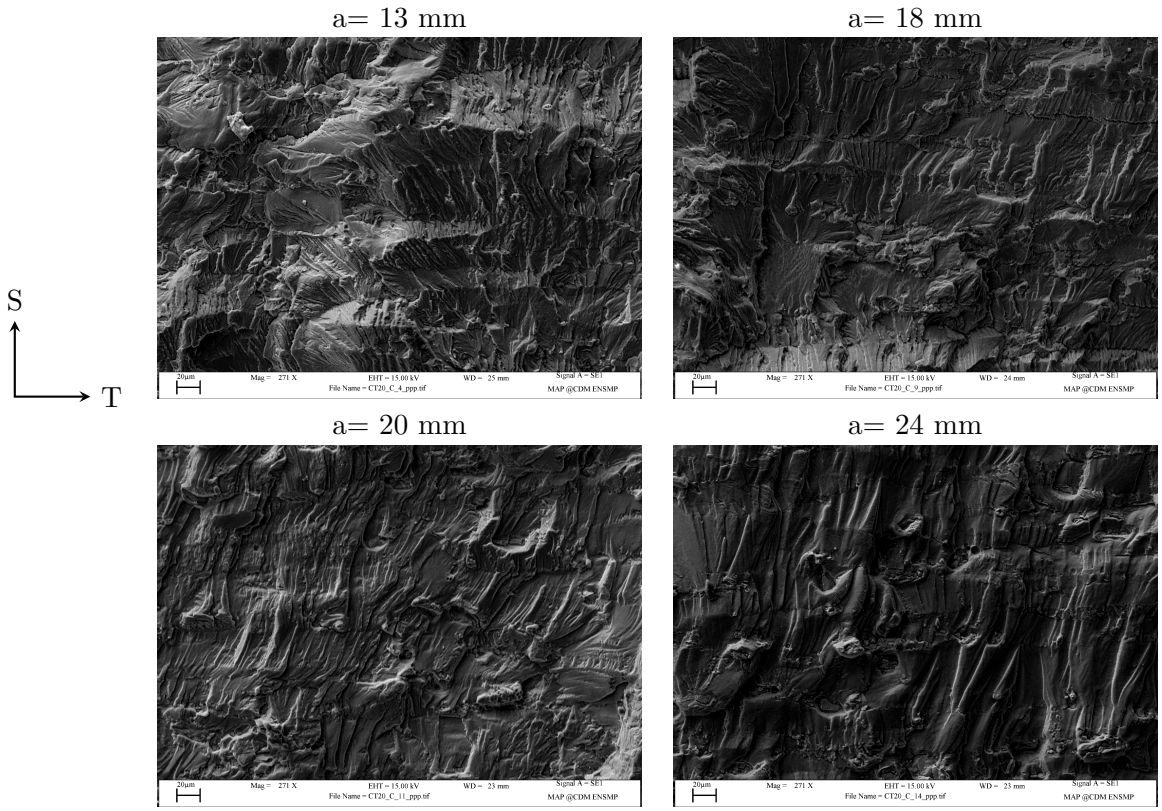


FIGURE 4.39 – Clichés au microscope MEB du faciès de rupture de l'éprouvette CT20e10-E $L-S$ (matériau vierge) pour a= 13, 18, 20 et 24 mm. Sens de propagation : vers le haut. Echelle 20 μm

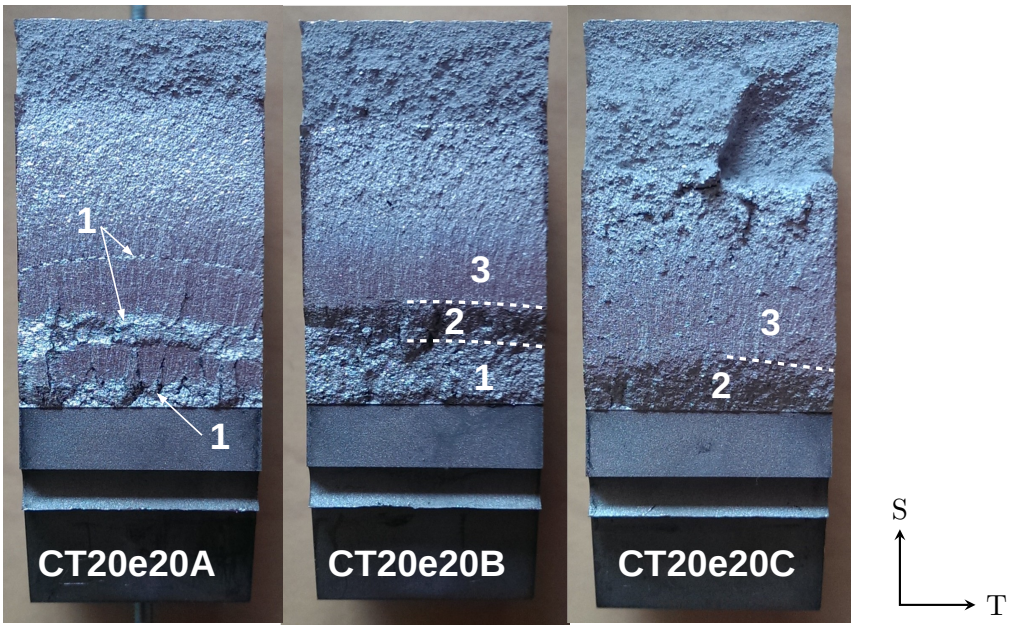


FIGURE 4.40 – Faciès de rupture des éprouvettes pour trois exemplaires CT20e20 $L-S$.

Effets de la microstructure

La figure 4.41 montre les courbes de vitesse de propagation pour différentes abscisses Z et plusieurs orientations. Deux domaines de profondeur se démarquent Z= 10-20 mm et Z= -5-0 mm : la transition semble plus précoce pour les profondeurs Z= 10 mm et 20 mm que pour Z= 0 mm et -5 mm : elle débute à ΔK = 5-6 MPa$\sqrt{m}$ contre ΔK = 7-8 MPa$\sqrt{m}$ et s'achève à ΔK = 8 MPa$\sqrt{m}$ contre ΔK = 10 MPa$\sqrt{m}$. Le pseudo-plateau est également moins marqué à Z= 10 mm et 20 mm avec des vitesses plus élevées dans le domaine pseudo-stade I (1/4 à 1/2 décade plus élevées). Le constat est semblable entre les deux sens de propagation : l'orientation $L-T$ présente aussi une transition plus marquée et plus tardive que $L-S$. La différence de vitesse induite est maximale au cours de la transition entre les deux profondeurs avec près d'une décade de différence.

Le gradient selon l'épaisseur des vitesses de propagation est attribué principalement à un effet de microstructure. Il a été mis en évidence au chapitre 2 une différence de microstructure entre la région du cœur de la tôle ($|Z|<$ 8 mm), région fortement texturée, aux grains allongés et fragmentés, la région plus en surface ($|Z|>$ 8 mm) étant partiellement ou totalement recristallisée. Or le régime *pseudo-stade I* est particulièrement impacté par le type de microstructure [Wanhill, 1988]. Un raisonnement similaire peut être avancé pour expliquer les effets d'orientation ($L-S$ et $L-T$) : la microstructure *vue* par la fissure est différente entre deux directions de chargement bien qu'intrinsèquement la même. Au delà de ΔK= 10 MPa$\sqrt{m}$ (régime de Paris), les effets d'orientation et de profondeur ne sont plus significatifs : les courbes se rejoignant pour une même valeur ΔK.

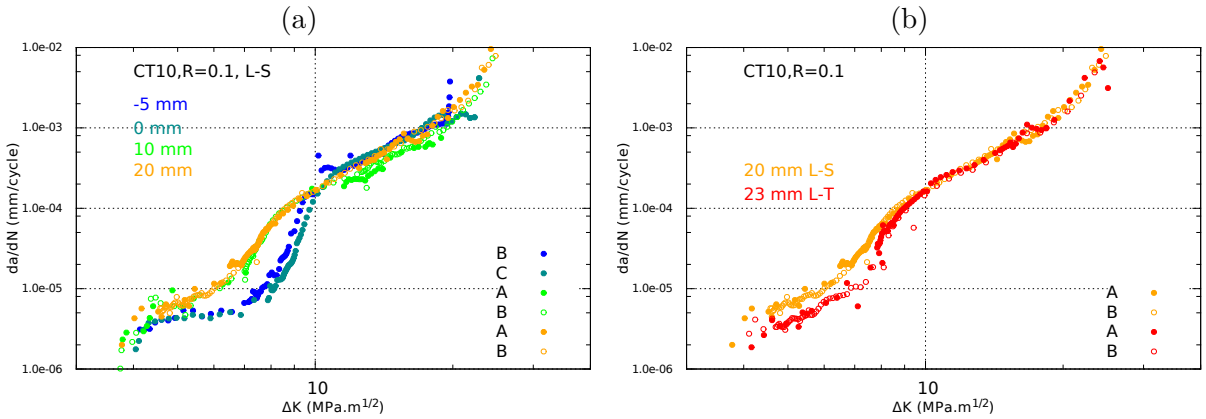


FIGURE 4.41 – (a) Effet de la profondeur et (b) de la direction de prélèvement sur les vitesses de propagation. Eprouvettes CT10 avec rapport de charge R= 0.1.

Effets de la géométrie d'éprouvette

On ne constate que très peu de différences entre les éprouvettes CT20e20 et CT20e10 (cf. figure 4.42(a)) hormis cette fois-ci une transition plus tardive pour B= 20 mm. Entre la géométrie CT10 et CT20e10 (cf. figure 4.42(b et c)), les vitesses sont également très semblables. Nous pouvons toutefois noter que les vitesses au cours de la transition sont plus semblables aux vitesses des éprouvettes CT10 prélevées à Z= -5 mm et 0 mm. Les similitudes entre ces portions de courbes peuvent être attribuées à une position Z commune du front de fissure entre les deux éprouvettes : sur le graphe, le front de fissure de l'éprouvette CT20e10-D traverse deux profondeurs Z= 3.5 mm et 8 mm (en noir). Or, il s'agit du même domaine de Z où se situent les ligaments des éprouvettes CT10 prélevées à Z= -5 mm et 0 mm (en bleu).

Le domaine à fort chargement (ΔK,ΔK_{eff} > 10 MPa$\sqrt{m}$) ne semble pas impacté par le type de géométrie. On remarque uniquement un recul du facteur critique ΔK_c des CT10 aux CT20.

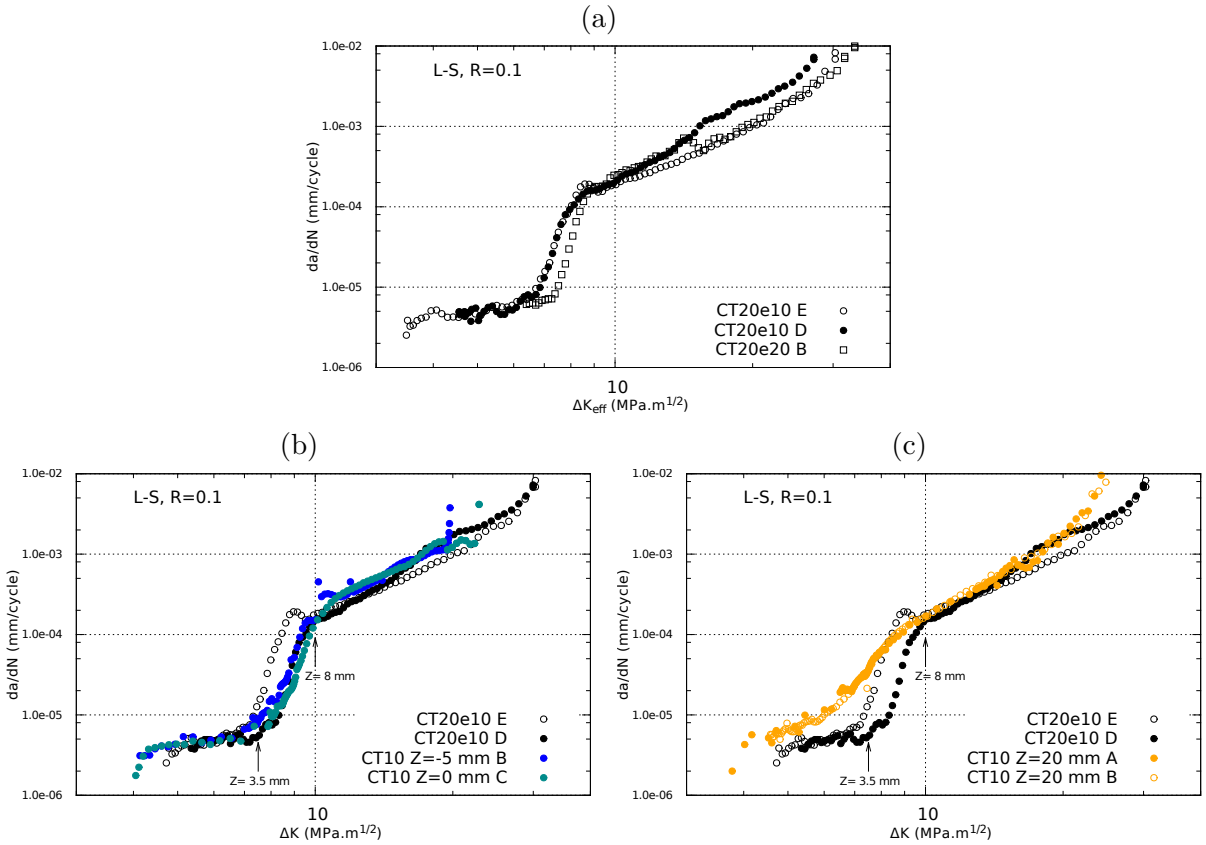


FIGURE 4.42 – Effet de la géométrie d'éprouvettes sur les vitesses de propagation. (a) Comparaison CT20e20 et CT20e10, (b) comparaison CT20e10 et CT10 prélevées au cœur de la tôle (Z= -5 et 0 mm) et (c) comparaison CT20e10 et CT10 prélevées proche de la surface de la tôle (Z= 20 mm) .

Effet de fermeture de fissure

L'effet de fermeture est caractérisé par le facteur P_{ouv} mesuré expérimentalement grâce à l'extensomètre clip (cf. section 4.5.6). Une valeur faible de P_{ouv} implique un effet de fermeture intense. En observant son évolution en fonction de ΔK_{eff} (cf. figure 4.43), on constate un effet marqué (P_{ouv}= 0.7 à 0.9) à faible ΔK_{eff} où le front de fissure est sinueux (3 à 10 MPa$\sqrt{m}$) et plus ténu voire absent à fort ΔK_{eff} où le front de fissure est plus lisse (> 10 MPa$\sqrt{m}$) (P_{ouv} = 0.8 à 1). On constate ainsi une corrélation entre l'intensité de la fermeture et la rugosité des lèvres de la fissure.

Ainsi la source la plus probable de fermeture est la rugosité des lèvres de la fissure. De nombreux travaux de la littérature montrent que l'état de surface de fissure est un facteur de fermeture [Yamada, 2006, Anders, 1985, Khor, 2006]. Or nous avons pu constater plus tôt que la propagation lente au cours du régime pseudo-stade I induit une surface de rupture sinueuse et irrégulière par conséquent plus rugueuse.

L'effet de fermeture contribue à intensifier le phénomène de pseudo-plateau en ralentissant la fissure en début de propagation (cf. figure 4.38(a)). Il n'en est toutefois pas la cause principale puisque le pseudo-plateau reste tout à fait visible sur les courbes à chargement effectif ΔK_{eff}. Il n'y a pas d'effet de fermeture (P_{ouv}=1) avec un rapport de charge supérieur à 0.3.

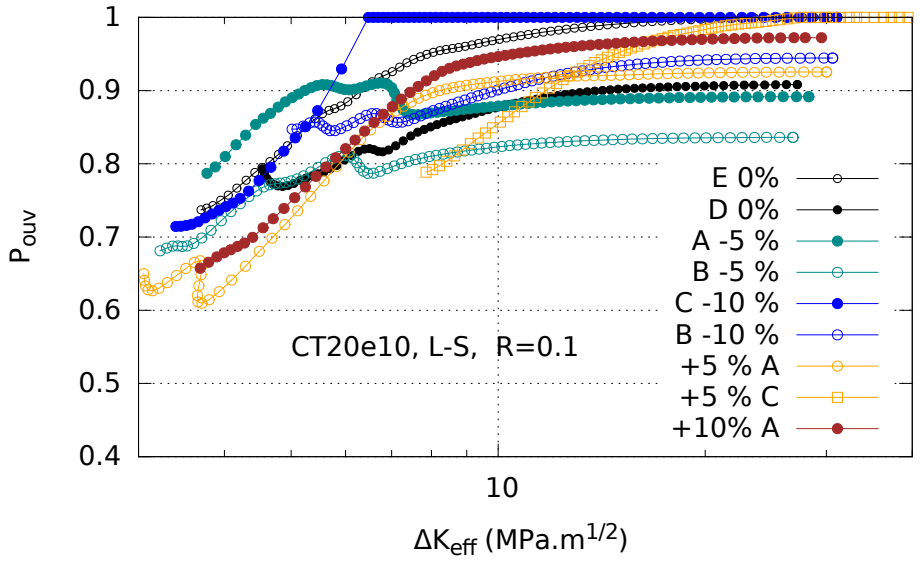


FIGURE 4.43 – Evolution du facteur P_{ouv} en fonction de ΔK_{eff} pour quelques éprouvettes CT20e10. Les lettres désignant l'exemplaire de l'éprouvette.

Effets du rapport de charge et de l'effort

Impact sur les vitesses de propagation

Il y a plusieurs conséquences à l'augmentation du rapport de charge (cf. figure 4.44) :

— On remarque une atténuation du pseudo-plateau en fonction du rapport de charge pour les matériaux vierges et comprimés se traduisant par une transition plus précoce.

— Il y a une diminution générale du seuil critique du facteur d'intensité de contrainte ΔK_c (MPa$\sqrt{m}$) de R=0.1 à 0.5 :

Type	ε_p= **0** %	ε_p= **-5** %	ε_p= **-10** %
CT10	24 à 14 MPa$\sqrt{m}$ (-41.6 %)	-	-
CT20e10	35 à 20 MPa$\sqrt{m}$ (-43 %)	30 à 19 MPa$\sqrt{m}$ (-36 %)	30 à 17 MPa$\sqrt{m}$ (-44 %)

Ce phénomène est attribué à l'augmentation du facteur d'intensité de contrainte moyen. Il est bien décrit par Forman [Forman, 1972] où ΔK_c=$K_{Ic}(1-R)$ et K_{Ic} étant le facteur d'intensité de contrainte critique du matériau : selon le modèle ΔK_c (R= 0.5) est égale à 55 % de la valeur ΔK_c (R= 0.1), ce qui est bien vérifié expérimentalement.

— On ne constate que peu d'effets notables du rapport de charge sur les vitesses dans le domaine de Paris.

Phénomène de bifurcation

Un phénomène de bifurcation intense a été constaté sur le matériau pré-déformé en traction : cela conduit systématiquement à une rupture de l'éprouvette à la vertical (cf. figure 4.48). Ces ruptures se produisent dans deux situations :

— Un rapport de charge supérieur à 0.1 : la bifurcation se produit dès le début de la propagation et est assez progressive.

— Un chargement F_{max} de 4500 N (au lieu de 2500 N) : la bifurcation est spontanée (à 90°) au bout d'une période de propagation horizontale.

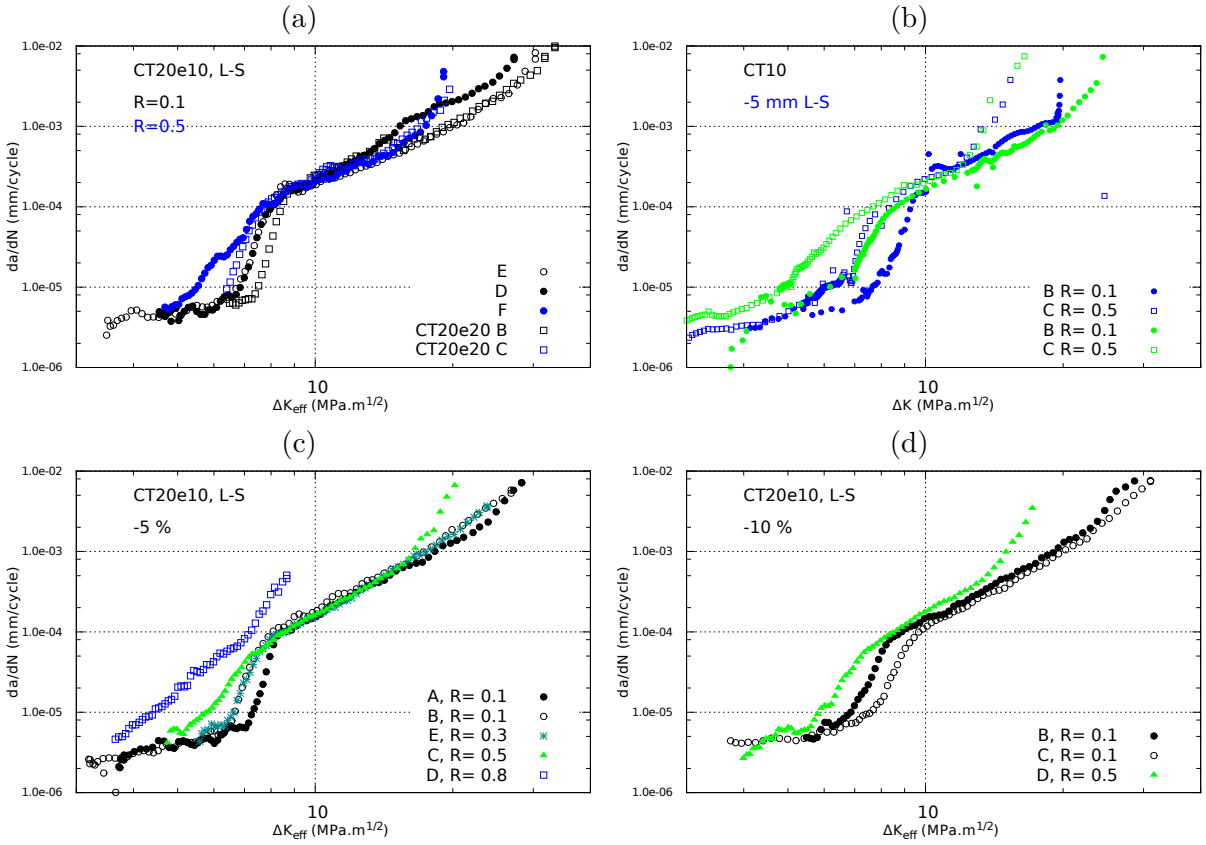


FIGURE 4.44 – Effet du rapport de charge sur les vitesses de propagation : (a) CT20e10 vierge, (b) CT10 vierge Z= -5 mm, (c) CT20e10 -5 % de pré-déformation et (d) CT20e10 -10 % de pré-déformation.

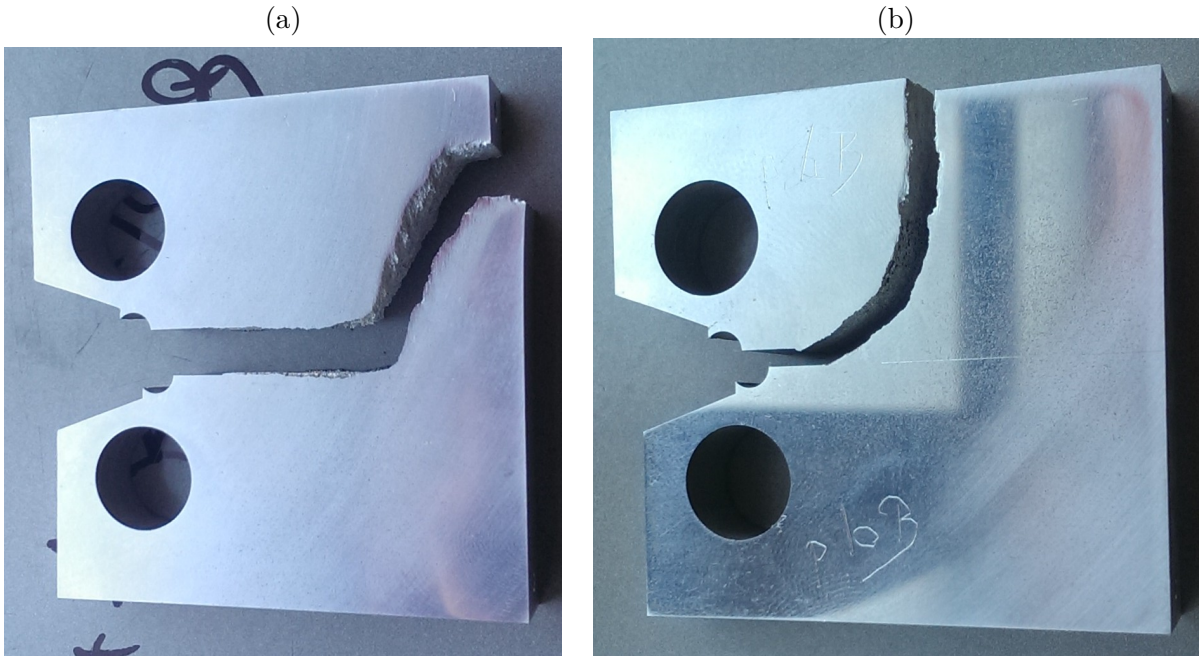


FIGURE 4.45 – (a) Bifurcation (spontanée) à F_{max}= 4500 N (CT20e10p05-D) et (b) bifurcation (progressive) à R> 0.1 (CT20e10p10-B). Matériau pré-tendu.

Effets du niveau de pré-déformation

La figure 4.46 décrit les courbes de propagation sur CT20e10 $L-S$ à R= 0.1 pour différents niveaux de pré-déformation.

Matériaux pré-comprimés

— On constate une bonne reproductibilité des essais entre chaque exemplaire particulièrement pour le matériau pré-comprimé. Il y a en revanche plus de dispersion sur le matériau pré-tendu, les plus grandes dispersions étant constatées autour de la transition.
— Avec l'augmentation de la pré-compression, on remarque un retard croissant de la transition jusqu'à un décalage de plus de 2 MPa$\sqrt{m}$ sur ΔK_{eff}.
— La pré-déformation semble également diminuer de façon générale les vitesses dans la région linéaire de Paris. Une étude plus quantitative sera menée dans la section suivante.
— La pré-déformation ne semble pas impacter significativement ΔK_c.

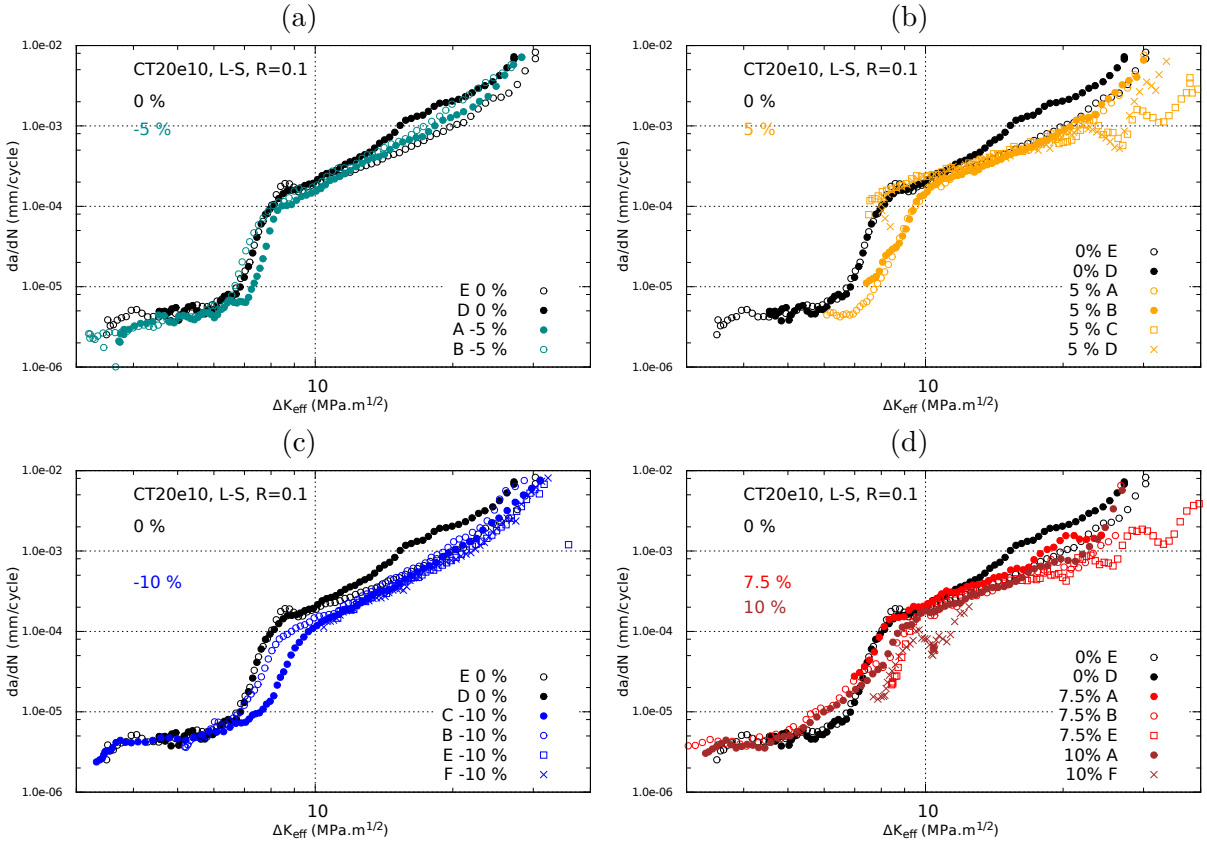


FIGURE 4.46 – Effet du niveau de pré-déformation sur les vitesses de propagation sur CT20e10 $L-S$ R= 0.1 : (a) -5 % et (b) +5 % avec vierge, (c) -10 % et (d) +7.5/+10 % avec vierge. Les oscillations observées pour $\Delta K_{eff} > 23$ MPa$\sqrt{m}$ sont le résultat d'une propagation instable avant la bifurcation.

Matériaux pré-tendus

Pour rappel, comme pour les matériaux pré-comprimés, certains essais ont été menés à un effort maximal près de deux fois plus grand (4500 N au lieu de 2500 N) : CT20e10p05 (C et D), CT20e10p75 E et CT20e10p10 E. Tous ces essais à F_{max}= 4500 N ont donné lieu à une bifurcation spontanée hors du plan de l'entaille après une propagation normale. Ainsi, seules les parties des courbes associées à la phase de propagation droite sont tracées. La période de propagation précédant la bifurcation finale est toutefois très instable ce qui induit quelques oscillations à partir de ΔK_{eff}= 23 MPa$\sqrt{m}$ pour le matériau +5 % , 18 MPa$\sqrt{m}$ pour le matériau +7.5 % et 9.5 MPa$\sqrt{m}$ pour le matériau +10 % .

— On remarque encore une fois un recul de la transition de plus de 3 MPa$\sqrt{m}$ sur ΔK_{eff}

pour le matériaux +5 % sauf pour les éprouvettes testées à 4500 N qui présentent un domaine de Paris installé dès 8 MPa$\sqrt{m}$.
— Pour le matériau à +7.5 % et +10 % , la transition est cette fois-ci plus précoce mais plus longue si bien que le régime de Paris s'installe aussi plus tardivement que sur le matériau vierge.
— La dispersion étant plus grande, il n'est pas possible encore pour l'instant de statuer sur l'effet de la pré-traction sur le domaine linéaire. Une étude plus quantitative sera menée dans la section suivante.
— La pré-traction ne semble pas impacter significativement le seuil critique du facteur d'intensité de contrainte.

4.5.8 Analyse des résultats

Le chargement, la géométrie et le type de matériau impactent significativement la propagation selon plusieurs aspects :
— le phénomène de pseudo-plateau, marqué par la transition intervenant à des facteurs d'intensité de contrainte différents
— une tendance de la fissure à la bifurcation
— le domaine linéaire caractérisé par les paramètres de Paris : C et m

Dans cette section, nous tâcherons de comprendre et de synthétiser quantitativement les facteurs d'influence de chacun de ces comportements.

Le phénomène de pseudo plateau

Les analyses précédentes ont pu montrer qu'un phénomène de pseudo-plateau se manifeste à chaque essai. Toutefois, il peut être plus ou moins marqué et la transition entre les deux régimes de propagation (régime *pseudo-stade I* et régime linéaire de Paris) peut être plus ou moins tardive en fonction des chargements appliqués, de la profondeur ou de la pré-déformation du matériau.
— Le phénomène est plus marqué pour les profondeurs de prélèvement Z= -5 et 0 mm que Z= 10 et 20 mm. La transition est également plus précoce à Z= 10 et 20 mm (cf. figure 4.41).
— L'augmentation du rapport de charge ou de l'effort F_{max} avance la transition à des valeurs de ΔK plus faibles (parfois $\Delta K < 6$ MPa$\sqrt{m}$) (cf. figure 4.44).
— La pré-déformation au contraire retarde la transition (parfois jusqu'à $\Delta K > 12$ MPa$\sqrt{m}$) (cf. figure 4.46).
— L'augmentation de l'épaisseur B retarde aussi légèrement la transition (cf. figure 4.42).

Il a été montré dans la littérature [Wanhill, 1988] le lien entre l'établissement des différents régimes est lié à la taille de la zone de plasticité par rapport à la taille caractéristique de la microstructure. Au delà d'une certaine taille de zone de plasticité cyclique, les joints et surtout les sous-joints de grains responsables du ralentissement de la propagation et du maintien du régime *pseudo-stade I* ont moins d'effet et la transition s'opère jusqu'au régime de Paris.
— L'atténuation du pseudo-plateau pour les profondeurs Z= 10 et 20 mm peut être expliquée par le gradient de recristallisation dans l'épaisseur (cf. chapitre 2) : le matériau à cœur ($|Z|$<10 mm) présente des grains très scindés dont la concentration en sous-joints de grains est importante.
— Inversement, le matériau en surface ($|Z|$<10 mm) est partiellement recristallisé, il présente alors moins de sous-joints et donc moins de barrières potentielles ce qui favorise l'installation du régime de Paris. Ajoutons également que la limite d'élasticité étant 10 % plus faible en surface (cf. chapitre 2), la taille de la zone de plasticité cyclique est alors plus grande ce qui participe également à l'avancée de la transition.
— De façon similaire, un chargement plus important, par l'augmentation du rapport de charge ou de l'effort, contribue à augmenter cette taille de zone plastique et à avancer la

transition. A l'opposé, la taille peut être réduite par la pré-déformation car elle augmente la limite d'élasticité (cf. figure 4.26).
— Enfin, une condition de déformations planes, plus prédominante sur une éprouvette épaisse induit également une taille de zone plastique plus réduite qu'en contraintes planes [Anderson, 1997]. Cela explique le retard de la transition entre CT20e10 et CT20e20.

Bifurcation

Nous avons pu constater précédemment un phénomène de bifurcation se manifestant au cours de certains essais. Nous avons classé ces comportements selon 3 catégories (cf. figure 4.47)(a) :
— *Les bifurcations localisées* : cela se traduit par une déviation plus ou moins grande de la fissure par rapport au plan de l'entaille au cours d'un temps limité durant la propagation, le front de fissure étant horizontal (mode I) avant et après cette zone. Cette phase de bifurcation est systématiquement associée à la transition.
— *Les bifurcations spontanées* : amorçage d'une fissure secondaire perpendiculaire au plan de l'entaille. Les deux fissures cohabitent un temps et se propagent conjointement, puis généralement une des fissures s'arrête au bénéfice de l'autre qui propage jusqu'à rupture (CT20e10p75-E et CT20e10p05-D).
— *Les bifurcations progressives* : il s'agit d'une bifurcation continue se produisant sur nos essais dès les premiers millimètres de propagation jusqu'à la rupture.

Ce phénomène a été régulièrement observé et étudié sur d'autres alliages d'aluminium [Sinclair, 1997, Schubbe, 2009, Crill, 2006]. En général, le trajet de fissure est tel que l'énergie libérée par la rupture est maximisée : ce qui se traduit souvent par une orientation du plan de fissure favorisant la sollicitation en mode I, soit une fissure droite sur les éprouvettes CT. Sinclair montre, sur une nuance 7050 (éprouvettes SEN), que le degré de déviation de la fissure par rapport à son trajet initial augmente avec le taux de restitution d'énergie G, lui même lié au facteur d'intensité de contrainte K. Une conclusion similaire est donnée par Schubbe sur des essais sur éprouvettes CT [Schubbe, 2009]. Ce phénomène est propre aux propagations $L-S$ et $L-T$. Il est notamment expliqué qu'au cours de la fissuration, essentiellement transgranulaire, il se produit des amorçages de microfissures intergranulaires parallèles à la direction L (délaminage des grains selon L) : lorsque le chargement est suffisamment important, ces microfissures sont susceptibles de coalescer en fissures plus grosses dont la propagation entre alors en compétition voire domine la propagation sur la fissure principale. La distinction entre bifurcations progressives (nommées *bifurcations*) et spontanées (nommées *splitting*) est attribuée à une différence de largeur de grains : pour une plus grande densité de joints, des bifurcations spontanées locales successives donneront lieu à une bifurcation progressive. Sinclair observera que des joints fracturés forment également des sites de bifurcation [Sinclair, 1997].

Bifurcation localisée

Cette catégorie se retrouve sur l'ensemble de nos essais à rapport de charge de 0.1 à des degrés d'intensité différents. Elle est responsable de la formation d'une *marche* au centre du faciès de rupture : cette zone est toujours associée au domaine lié à la transition sur les courbes de vitesse. Sur l'ensemble des essais, ces marches ne dépassent jamais 2.5 mm de haut ce qui permet de considérer la fissure suffisamment plane pour que les équations 4.7 des normes restent encore valides.

Les figures C.4 et C.5 (en annexe) montrent les faciès de rupture pour plusieurs CT10 et CT20e10 $L-S$, la zone de bifurcation ressortant distinctement par ombrage. Sur les CT10, on constate une bifurcation moins intense pour les profondeurs $Z=$ 10 et 20 mm que les profondeurs $Z=$ -5 et 0 mm. Sur les CT20e10, la marche est d'autant plus visible que le niveau de pré-déformation en traction est élevé. La microstructure du matériau au cœur de la tôle présente une plus grande sensibilité à la bifurcation que le matériau en surface. Une pré-déformation en traction semble accentuer cette sensibilité alors qu'une pré-déformation en compression semble l'atténuer.

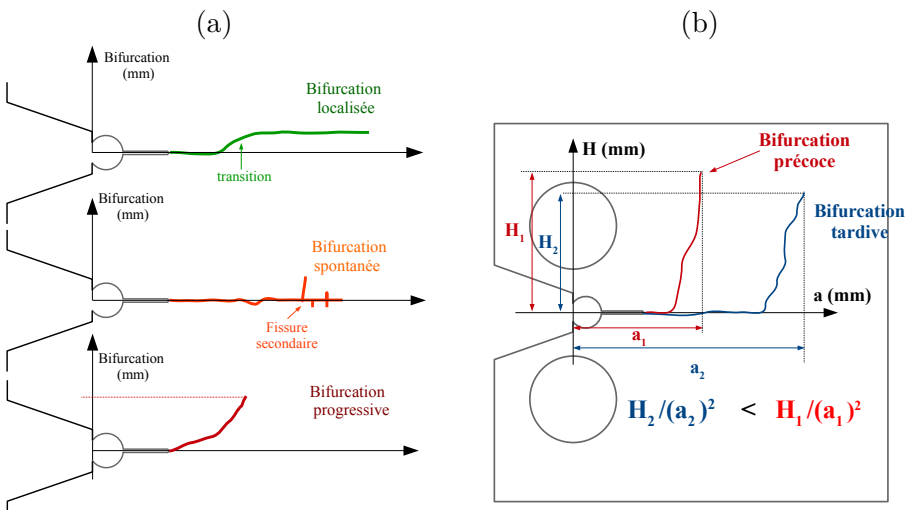


FIGURE 4.47 – (a) Catégorie de bifurcation observées. (b) Définition d'un facteur de bifurcation.

Bifurcations progressives et spontanées

En augmentant le rapport de charge ($R > 0.1$) ou l'effort F_{max} (à 4500 N), on observe un phénomène de bifurcation intense menant à la sortie complète de la fissure du plan de l'entaille. Ce comportement est spécifique du matériau pré-déformé en tension : en appliquant les mêmes conditions sur les éprouvettes en matériau comprimé et vierge (CT20e10m10-(F,D) et CT20e10m05-(C,D,E), cela ne se manifeste jamais. Ce résultat est indépendant du montage : les tests sur matériaux tendus et comprimés ont été alternés, de plus retourner une éprouvette (inverser les lignes) sur les premiers millimètres après la bifurcation ne change pas le parcours.

Les hypothèses de planéité de la fissure imposées par les normes ne sont plus valides en cas de bifurcation trop importante, par conséquent la formulation du facteur K (cf. section 4.5.5) ne sera exploitée que pour un front de fissure à moins de 5 mm du plan de l'entaille. Dans le but de mieux caractériser la bifurcation lors d'un essai, un facteur a été défini à partir de la projection horizontal a et vertical H de la fissure dont l'expression est H/a^2 (cf. figure 4.47)(b) : plus la bifurcation est précoce plus le facteur est élevé. La figure 4.48(a) décrit les parcours suivis par la fissure dans le plan $L-S$.

— On constate que le trajet entre les essais peut être très différent : les essais +7.5 % D et +10 % F montrent une bifurcation bien plus précoce que sur les essais +7.5 % E et +5 % (C,D) dont les fissures bifurquent spontanément après une longue propagation en mode I.
— En comparant le facteur avec le chargement en terme de ΔK ($\sim \Delta K_{eff}$ pour R>0.1) (cf. figure 4.48(b) et (c)), on remarque que les tendances à la bifurcation les plus fortes (+7.5 % D puis C) sont associées à un rapport de charge élevé. Le ΔK ne semble pas être un paramètre déterminant pour la bifurcation. Le chargement moyen K_{moy}=(K_{max}+K_{min})/2 est alors plus commode pour comparer deux courbes de rapport de charge et d'effort F_{max} différents (cf. figure 4.48(c)).
— Nous pouvons mettre en évidence pour chaque matériau un domaine de K_{moy} où la bifurcation est plus fréquente. On notera que dès $K_{moy} > 8$ MPa$\sqrt{m}$, 100 % des essais présentent une bifurcation pour le matériau +10 % $K_{moy} > 19$ MPa$\sqrt{m}$ pour le matériau +7.5 % et $K_{moy} > 26$ MPa$\sqrt{m}$ pour le matériau +5 % . On constate ainsi que la pré-déformation en traction a pour effet d'augmenter fortement la sensibilité du matériaux à la bifurcation.

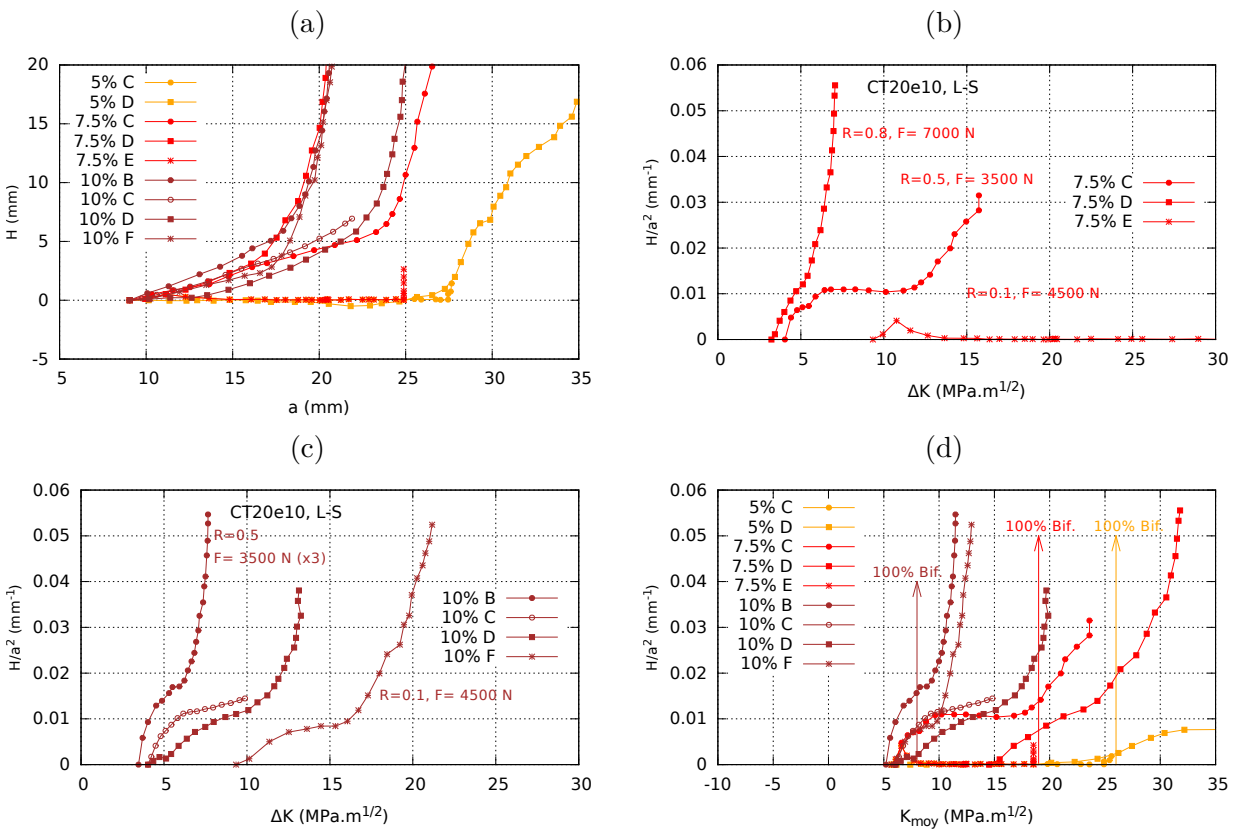


FIGURE 4.48 – Déviation de la fissure hors du plan d'entaille en fonction du chargement ΔK_{eff} ((B) et (c)) et chargement moyen K_{moy}=(K_{max}+K_{min})/2 (d). (a) Trajet de propagation dans le plan $L-S$ pour les éprouvettes CT20e10 sensibles à la bifurcation.

Précisons qu'il s'agit ici de tendances : il y a une grande dispersion dans les trajets de fissure sur le matériau à +10 % de déformation et pour R= 0.5 alors que les conditions expérimentales sont les mêmes. De plus, les éprouvettes CT20e10p10-A et CT20e10p75-A ont été soumises à un chargement moyen K_{moy} supérieur à 10-15 MPa$\sqrt{m}$ sans qu'aucune bifurcation ne se produise ce qui montre que K_{moy} n'est pas le seul paramètre à intervenir dans la bifurcation.

Le domaine linéaire de Paris

Il a été observé précédemment que le domaine de Paris, correspondant à la partie linéaire de chacune de nos courbes, évolue suivant les conditions d'essai et le matériau. Il est toutefois difficile d'estimer visuellement à travers les courbes da/dN vs ΔK_{eff} l'évolution fine des paramètres de Paris : m et C traduisant la pente et l'ordonné à l'origine du domaine linéaire. Une autre méthode de caractérisation, plus quantitative est donc nécessaire.

Traitement

Sur chaque courbe, nous pouvons définir les bornes inférieures et supérieures ${\Delta K_{eff}}^1$ et ${\Delta K_{eff}}^2$ du domaine linéaire (lorsqu'il existe) de même que les abscisses Z_1 et Z_2 associées au front de fissure (cf. annexe figure C.6). Une régression linéaire est ensuite réalisée sur cette portion de courbe avec la fonction :

$$f(\Delta K_{eff}) = V_0(\Delta K_{eff}/10)^m \tag{4.11}$$

avec V_0 (mm/cycle) correspondant à la vitesse de propagation à ΔK_{eff}= 10 MPa$\sqrt{m}$ (cf. figure 4.49). Notons que V_0=$C10^m$. Les paramètres V_0 et m sont ensuite extraits et répertoriés.

Résultats

Les valeur de V_0 et m peuvent être tracées en fonction des niveaux de pré-déformation (cf. figure 4.50(a) et (c)) : les valeurs de m et V_0 sont alors associées aux positions de la portion de ligament de Z_1 à Z_2 (cf. figure 4.50(b) et (d)).

— Une forte dispersion est induite par l'effet de l'hétérogénéité dans l'épaisseur : précisons que les essais sur CT20e10 testées à 4500 N au lieu de 2000 N (R=0.1) induisent un décalage du domaine linéaire de $Z_1 \sim 15$ mm à 0 mm : cette méthode permet d'examiner les propriétés à plusieurs profondeurs Z en complément des données sur les éprouvettes CT10. Sur le matériau vierge de déformation, on constate une variation linéaire de V_0 et de m uniforme entre chaque géométrie CT10, CT20e10 et CT20e20 malgré une dispersion d'environ 0.75 sur m et 0.5×10^{-4} mm/cycle sur V_0. La pré-déformation semble conserver cette hétérogénéité en l'atténuant toutefois un peu en pré-compression.

— On constate une décroissance de m de 3 à 1.75 et une augmentation de V_0 de 1.2×10^{-4} à 2.2×10^{-4} de la pré-compression à -10 % à la pré-traction à +10 % . Il y a donc une dissymétrie entre l'effet de la compression et l'effet de la traction. Les variations de l'effet de la pré-déformation sont plus marqués que ceux induits par l'hétérogénéité.

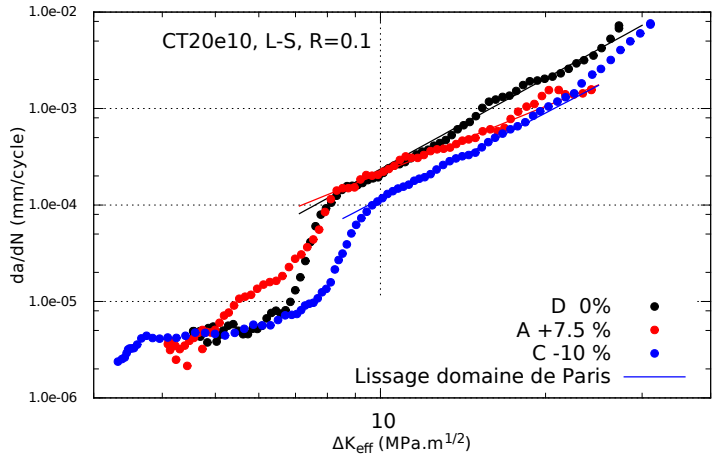


FIGURE 4.49 – Régression linéaire du domaine de Paris sur trois courbes da/dN vs ΔK_{eff} .

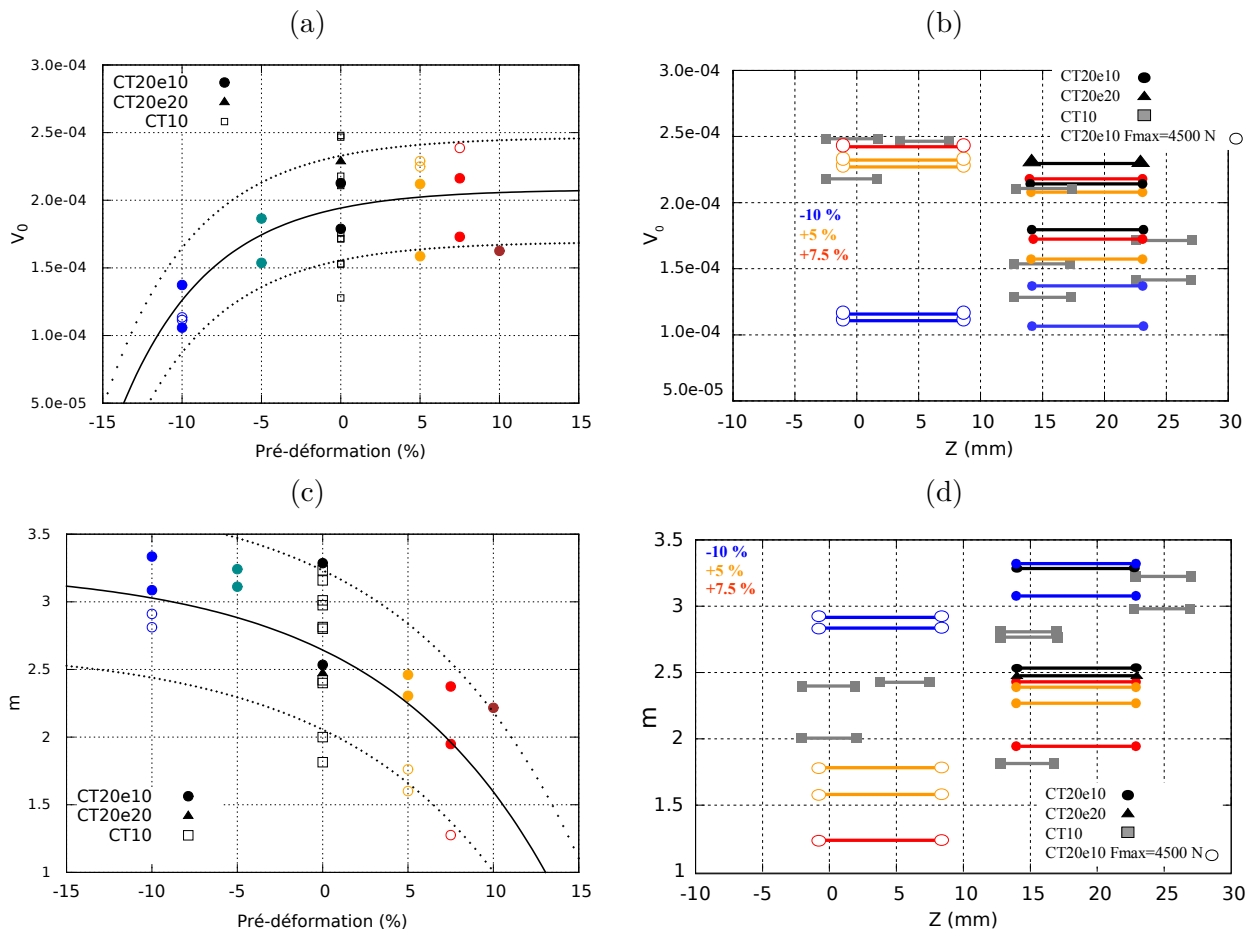


FIGURE 4.50 – Paramètre m et V_0 pour chaque essai en fonction du niveau de pré-déformation ((a) et (c)) et de Z ((b) et (d)).R=0.1. Affichage des portions de ligament associés au domaine de Paris.

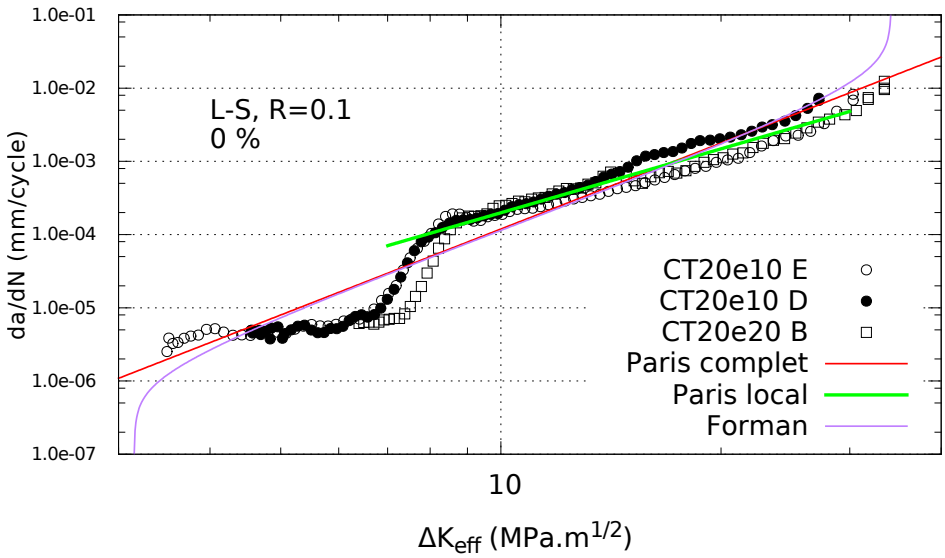


FIGURE 4.51 – Identification d'une loi de Paris et une loi de Forman sur trois courbes de vitesse sur 2 éprouvettes CT20e10 (matériau vierge).

4.5.9 Identification d'une loi de propagation

Une loi de propagation incluant notamment les effets du rapport de charge et le phénomène de pseudo-plateau a été proposée. Les jeux de paramètres associés aux comportements en propagation $L-S$ des matériaux *vierge* et pré-déformés à -5 % et -10 % et en propagation $L-T$ *vierge* ont été identifiés à partir d'une base expérimentale composée d'essais de fatigue sur CT20e10.

Définition de la loi de propagation

A partir des données expérimentales, nous pouvons définir les propriétés les plus pertinentes de la loi de propagation :

— La présence de contraintes résiduelles est susceptible de faire varier le rapport de charge R au cours de la propagation $L-S$ et $L-T$. Or ce dernier a une influence significative sur les vitesses de propagation et sur le ΔK critique ΔK_c. Cette propriété doit donc être attribuée à notre loi de propagation et intégrer R comme paramètre. La loi de Forman [Forman, 1967] présente cette caractéristique tout en conservant une formulation simple.

— Un phénomène de *pseudo-plateau* est constaté sur toutes les courbes de propagation. Dans la littérature, le phénomène de transition n'a jamais été réellement intégré au sein d'une loi de propagation : il est courant, pour plus de simplicité, d'identifier une loi de Paris ou une loi de Forman sur l'ensemble de la courbe, indépendamment des régimes de propagation [Kassim, 2006] (cf. chapitre 4). La figure 4.51 illustre ces cas avec nos propre résultats expérimentaux sur CT20 : une loi de type Forman et une loi de Paris (*Paris complet*) identifiées sur l'ensemble du domaine de ΔK et une loi de Paris (*Paris local*) identifiée seulement sur le domaine linéaire. Dans toutes ces situations, la représentativité de la loi est soit médiocre, soit bonne mais sur un domaine de ΔK limité (ΔK>10 MPa$\sqrt{m}$). Nous avons donc besoin d'une loi de propagation plus précise et susceptible d'intégrer les phénomènes liés à la transition. Nous verrons au chapitre suivant que le domaine de ΔK rencontré sur un propagation $L-S$ dans le raidisseur est susceptible d'inclure le domaine lié à la transition.

Afin d'intégrer l'ensemble de ces aspects dans une même loi, la méthode employée est la suivante :

— Pour représenter la transition entre deux états de propagation, une fonction est alors définie (voir table 4.52 (a)) : cela traduit une transition entre une vitesse constante $1/d'$ et 1. Le paramètre v modifie indépendamment l'intensité de la transition et ΔK_r détermine le début de la transition.

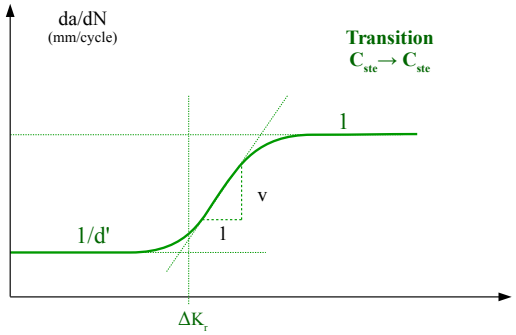
— Cette fonction est modifiée par une composante ΔK^m (voir figure 4.52 (b)) : elle traduit à présent une transition entre un régime constant $1/d'$ et un régime linéaire de Paris ΔK^m.

— Il est alors possible d'associer cette deuxième fonction à une loi de Forman (voir figure 4.52 (c)). Cette forme finale introduit un domaine à vitesse quasi constante et une transition entre l'asymptote verticale du stade I et le domaine linéaire (voire figure 4.52 (d)). Nous appellerons cette forme la loi de *Forman modifiée*.

$$\frac{da}{dN} = \frac{(\mathbf{\Delta K}/\Delta K_r)^v+1}{(\mathbf{\Delta K}/\Delta K_r)^v+d'}$$

pour $\Delta K = \Delta K_r$ et $d' >> 1$, $\frac{da}{dN} \sim \frac{2}{d'}$
pour $\Delta K/\Delta K_r \to 0$, $\frac{da}{dN} \to 1/d'$
pour $\Delta K/\Delta K_r \to \infty$, $\frac{da}{dN} \to 1$

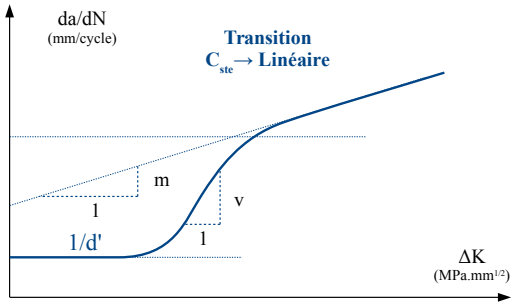
(a) Transition $C_{ste} \to C_{ste}$



$$\frac{da}{dN} = \frac{\mathbf{\Delta K}^m(\mathbf{\Delta K}/\Delta K_r)^v+1}{(\mathbf{\Delta K}/\Delta K_r)^v+d'\mathbf{\Delta K}^m}$$

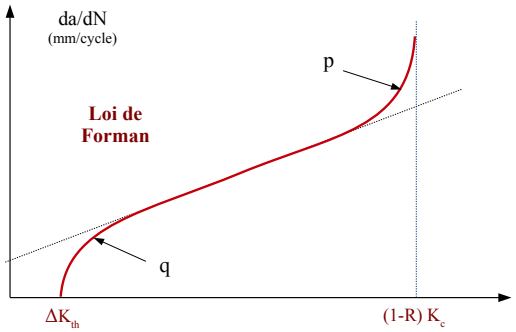
pour $\Delta K = \Delta K_r$ et $d' >> 1$, $\frac{da}{dN} \sim \frac{2}{d'}$
pour $\Delta K/\Delta K_r \to 0$, $\frac{da}{dN} \to 1/d'$
pour $\Delta K/\Delta K_r \to \infty$, $\frac{da}{dN} \to C\Delta K^m$

(b) Transition $C_{ste} \to$ Régime Linéaire



$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\mathbf{\Delta K}-\Delta K_{th})^p\mathbf{\Delta K}^m}{((1-R)K_c-\mathbf{\Delta K})^q}$$

(c) Forman



$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\mathbf{\Delta K}-\Delta K_{th})^p\mathbf{\Delta K}^m}{((1-R)K_c-\mathbf{\Delta K})^q}\frac{(\mathbf{\Delta K}/\Delta K_r)^v+1}{(\mathbf{\Delta K}/\Delta K_r)^v+d\mathbf{\Delta K}^{m+q}}$$

(d) Forman modifié

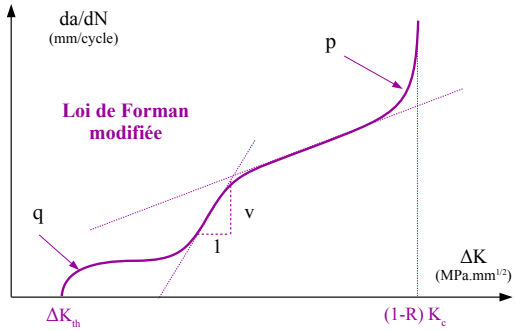


FIGURE 4.52 – Loi de propagation associées (a) à une transition entre deux vitesses constante, (b) à une transition entre une vitesse constante et un régime linéaire, (c) au modèle de Forman et (d) au modèle de Forman modifiée par l'ajout d'une transition (b).

Identification des paramètres

Les paramètres de la loi de propagation ont donc été identifiés pour les 4 configurations suivantes :

- Propagation $L-S$ avec un matériau vierge traduisant la phase de propagation sur la partie centrale et inférieur du raidisseur (partie non-plastifiée 10 mm > Z). Nous exploiterons la base d'essais de propagation sur CT20e10 $L-S$ avec le matériau vierge.
- Propagation $L-S$ avec le matériau comprimé à -5 et -10 % traduisant la phase de propagation sur la partie supérieure du raidisseur (partie pré-comprimée Z> 10 mm). Nous exploiterons la base d'essais de propagation sur CT20e10 $L-S$ en matériaux comprimés.
- Propagation $L-T$ avec un matériau vierge traduisant la phase de propagation dans la peau du panneau. Nous exploiterons la base d'essais de propagation sur CT20e10 $L-T$

et la base d'essais de propagation sur CT20e10 $L-S$ avec le matériau vierge.
Le choix a été fait de ne retenir dans la base expérimentale pour l'identification que les résultats des essais sur éprouvettes CT20e10 : la configuration de la fissure et notamment le ratio B/W est plus proche de celui du raidisseur. La sensibilité à la bifurcation du matériau pré-déformé en traction pour les rapport $R>0.1$ ne permet pas d'identifier les paramètres d'une loi associée aux matériaux +5, +7.5 et +10 % : la simulation d'une propagation au sein d'un matériaux pré-tendu ne sera pas abordée.

Il a été jugé préférable de réaliser les identifications sur les courbes de vitesses exprimées en ΔK_{eff} : nous n'avons constaté aucune corrélation significative entre l'effet de fermeture de fissure et les différentes configurations d'essais. On constate par ailleurs beaucoup de dispersions dans l'intensité du phénomène ce qui dégrade la qualité de l'identification. La figure 4.53 décrit chaque loi identifiée ainsi que les courbes expérimentales associées et le tableau 4.5 dresse la liste de chaque jeu de paramètres. Nous avons procédé à l'identification selon l'ordre suivant :

— les paramètres de Forman (bleu) sont déterminés en premier : le choix de la pente et de l'offset du domaine linéaire défini par C, m, p et q, est prioritaire. Le choix a été fait de simplifier l'équation en imposant p=q : cette égalité, peu pénalisante, a pour conséquence de rendre symétriques les inflexions proches des asymptotes ΔK_c et ΔK_{th}. En parallèle, K_c est aussi fixé.
— dans un second temps, les paramètres associés à la transition sont imposés. Rappelons que le domaine linéaire reste inchangé lors de cette phase. Les paramètres ΔK_r, v et d (dont ΔK_r et v dépendant linéairement de R) sont attribués conjointement grâce aux courbes existantes à $R>0.1$.
— enfin, le paramètre ΔK_{th} permet de calibrer et ajuster le début de chaque courbe.

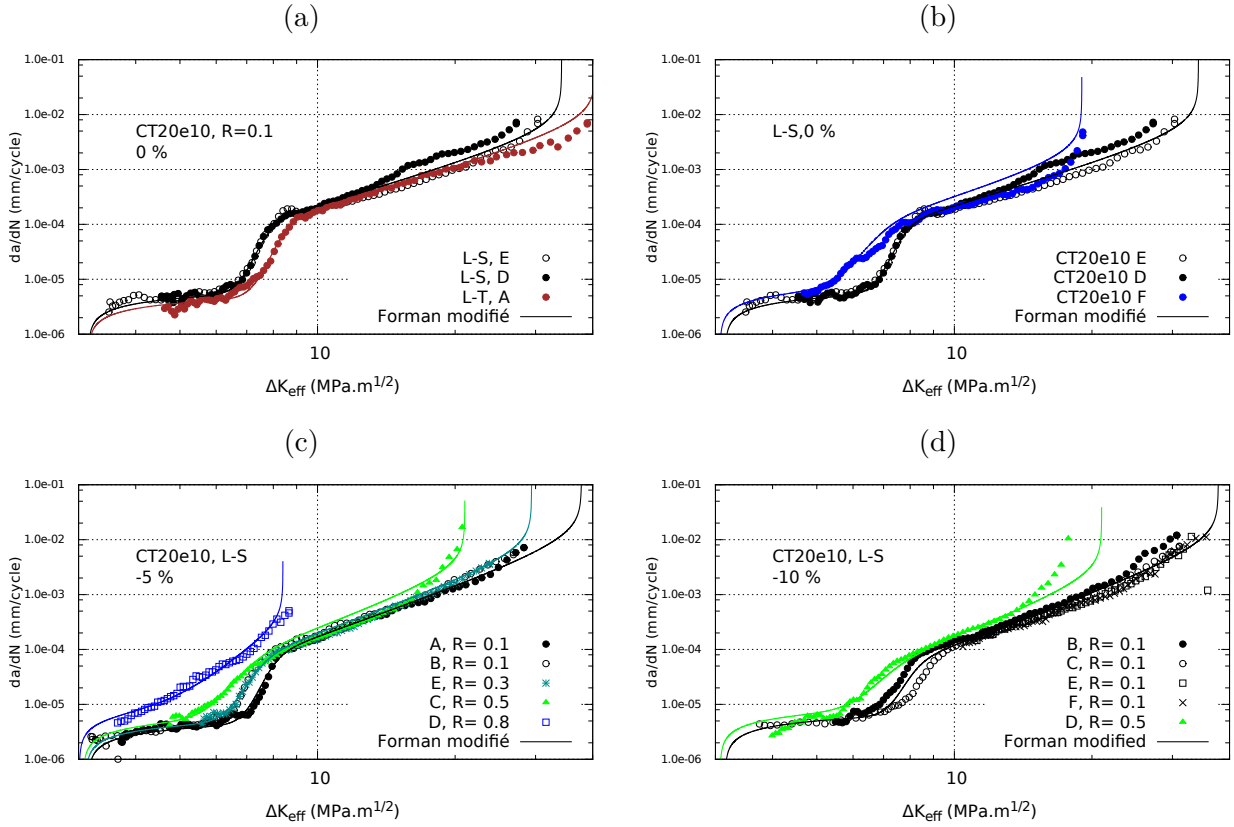


FIGURE 4.53 – Identification des lois de propagation du type Forman modifié sur les courbes de vitesse de propagation sur éprouvettes CT20e10 ((a) et (b)) sur matériau vierge (c) matériau comprimé à -5 % et (d) -10 % .

Une attention particulière a été apportée à l'uniformisation des paramètres entre chacun des jeux. Cela permet ainsi de vérifier par simulation les comportements caractérisés expérimentalement :

— Avec l'augmentation de la pré-compression : il y a augmentation de m et diminution de C, les deux étant liés à la pente et l'offset du domaine linéaire. Sont calculées également les valeurs de m' et V_o correspondant à la pente et l'ordonnée à ΔK= 10 MPa$\sqrt{m}$: les valeurs peuvent être directement comparées aux valeurs données pour les essais comme représenté en annexe figure D.1. On constate que le modèle présente les mêmes tendance que les résultats expérimentaux.

— Avec l'augmentation de la pré-compression : il y a augmentation de ΔK_r traduisant le recul de la transition.

— Avec l'augmentation du rapport de charge R : il y a une avancée et atténuation de la transition. Les essais à rapport R> 0.1 n'étant pas suffisamment nombreux, le choix a été fait d'uniformiser le comportement en fonction de R entre chacun des matériaux.

Matériau	**C** (V_0)	**m (m')**	**p=q**	K_c	ΔK_{th}	ΔK_r	**v**	**d**
$L-S$ **0** %	**5.7**×**10**$^{-6}$ (**2.163**×**10**$^{-4}$)	**1.8** (2.6)	0.4	**38**		**6.8** +2.93(0.1 − R)		**0.22**
$L-T$ **0** %	**5.7**×**10**$^{-6}$ (**2.163**×**10**$^{-4}$)	**1.8** (2.6)	0.4	**45**		**7.3** +2.93(0.1 − R)		**0.25**
$L-S$ **-5** %	**1.5**×**10**$^{-6}$ (**1.697**×**10**$^{-4}$)	**2.3** (3.1)	0.4	**42**	3.15 + 0.2(0.1 − R)	**7.0** +2.93(0.1 − R)	24 − 24(R − 0.1)	**0.07**
$L-S$ **-10** %	**8.4**×**10**$^{-7}$ (**1.190**×**10**$^{-4}$)	**2.5** (3.2)	0.4	**42**		**7.3** +2.93(0.1 − R)		**0.028**

TABLE 4.5 – Paramètres des lois de propagation de Forman modifiées associées aux trois matériaux : 0 % , -5 % et -10 % . (rouge) Paramètres de la composante de Forman et (bleu) paramètres de la composante de transitions

4.6 Conclusion

Dans ce chapitre, une campagne de caractérisation du comportement en fatigue du matériau vierge et des matériaux pré-déformés (-10 % ,-5 % ,+5 % ,+7.5 % ,+10 %) a été décrite. Deux aspects ont été étudiés : l'amorçage et la propagation de fissures. Un examen synthétique du chargement en fatigue de la structure auto-raidie, l'essai de référence, a permis de simplifier la caractérisation du matériau en fatigue aux sollicitations les plus pertinentes : l'amorçage en fatigue sous un chargement uni-axial selon la direction L, la propagation d'une fissure $L-S$ suivant toute la demi-épaisseur de la tôle et d'une fissure $L-T$ à une profondeur fixe.

Les essais d'amorçage sur éprouvettes oligocycliques à amplitude de contrainte $\Delta\sigma/2$ constante ont permis de construire la courbe de Wöhler sur le matériau vierge : les essais à rapports de charge R_σ (de 0.1 à 0.9) pour plusieurs niveaux de σ_{max} offrent une estimation de la durée de vie dans le domaine oligocyclique et polycyclique pour une grande variété de chargement. Des essais réalisés sur les matériaux pré-déformés par rapport au matériau vierge montrent une petite augmentation de la durée de vie dans le domaine polycyclique seulement avec la pré-traction.

Les essais de propagation sur éprouvettes Compact Tension ont mis en évidence plusieurs propriétés du matériau :

— Un phénomène de pseudo-plateau très prononcé scindant toutes les courbes da/dN vs ΔK en trois régions associées à deux régimes de propagation séparés par une transition : un régime pseudo-stade I (vitesse basse $< 10^{-5}$ mm/cycle et peu influencé par le facteur d'intensité de contrainte) et un régime de Paris (courbe linéaire à vitesse élevé $> 10^{-6}$ mm/cycle). Au delà de $\Delta K = 10$ MPa$\sqrt{m}$, le régime linéaire est installé. Ce phénomène est impacté par le prélèvement, le rapport de charge et le niveau de pré-déformation.

— *Un gradient de vitesse de propagation selon la position dans l'épaisseur de la tôle.* On le constate notamment par un contraste de vitesse plus élevé entre les deux régimes : le régime pseudo-stade I étant plus marqué et plus étendu pour le matériau du cœur de la tôle. Il se manifeste aussi, à un degré plus faible, par une évolution continue de la pente et du niveau de vitesse du domaine linéaire entre le matériau à cœur et celui en surface.

— *Une tendance à la bifurcation* Celle-ci augmente avec le facteur d'intensité moyen K_{moy} Cette tendance est absente sur le matériau vierge mais apparait et s'accentue avec la pré-déformation en traction.

— *Un gradient de vitesse de propagation suivant le niveau de pré-déformation* Il se traduit par un domaine pseudo-stade I plus étendu pour les matériaux pré-déformés. Le domaine linéaire est également impacté avec une diminution du niveau de vitesse au voisinage de 10 MPa$\sqrt{m}$ (V_0) en pré-compression et une diminution de la pente (m) en pré-traction.

L'apport scientifique de cette campagne expérimentale est multiple. Ces essais constituent une base de donnés riche sur le comportement en fatigue à l'amorçage et en propagation de l'alliage l'aluminium 2024-T351. Ajoutons que des essais de fatigue menés sur des tôles épaisses sont plutôt rares par rapport aux essais sur tôles minces. Cette étude apporte une contribution sur le comportement en fatigue des tôles fortes avec un examen détaillé des propriétés en propagation $L-S$ à plusieurs niveaux de profondeur : les propriétés ont été mises en regard avec les différentes microstructures rencontrées dans l'épaisseur de la tôle. Notons, que le phénomène de pseudo-plateau a peu été étudié dans le contexte d'un gradient de propriété. Certains auteurs se sont intéressés aux effets de la pré-déformation sur le comportement en propagation des alliages d'aluminium. Toutefois, cette étude apporte un complément à celles de la littérature en étudiant conjointement l'effet de la pré-traction et de la pré-compression en l'absence de contraintes résiduelles et sur des fissures de taille macroscopique. Le gradient de propriétés et le phénomène de pseudo-plateau n'ont pas été caractérisés par le passé en fonction des niveaux de pré-déformation.

Chapitre 5

Comportement en fatigue d'une structure auto-raidie

Ce chapitre aborde le comportement en fatigue des panneaux auto-raidis formés à froid. Des essais d'amorçage et de propagation seront réalisés sur chaque éprouvette de panneaux formée au chapitre 2. A partir des données numériques des simulations de formage, une simulation du chargement en fatigue d'une structure non fissurée sera proposée et comparée aux résultats expérimentaux. La bonne connaissance des champs de contraintes/déformations permettront de caractériser finement le type de chargement cyclique dans la structure. Enfin, à partir d'un ensemble d'outils numériques issus du module *Z-cracks* du code *Zébulon*, plusieurs simulations de la propagation d'une fissure au sein de la structure formée seront proposées et analysées.

5.1 Essais de fatigue sur panneaux auto-raidis

5.1.1 Démarche

Cette section décrit l'ensemble de la méthodologie déployée pour la réalisation des essais de fatigue sur les deux panneaux auto-raidis formés à deux angles différents (cf. chapitre 2). Les caractéristiques de la machine de traction employée et du montage des éprouvettes seront détaillées. Les deux protocoles associés aux essais de fatigue à l'amorçage et aux essais en propagation seront décrits. Le chargement en fatigue sur chacune des structures sera caractérisé. De plus, une estimation de la durée de vie à l'amorçage des deux panneaux sera donnée dans le cadre d'un maximum de 100000 cycles. Enfin, à partir d'une entaille insérée en sommet de raidisseur, nous réaliserons un essai de propagation sur la hauteur du raidisseur et en peau selon la largeur du panneau : les trajets de propagation seront mesurés en fonction des cycles.

5.1.2 Protocole expérimental

Système de traction

Les essais en fatigue sont conçus conjointement avec la géométrie d'éprouvette de panneau dans le but d'appliquer sur la structure un chargement de référence qui serait représentatif du chargement en situation de service (condition de vol). L'installation utilisée pour les essais comprend un panneau, une machine de traction et un assemblage à bielles appelé *pantographe*.

Machine de traction

La machine hydraulique, de la marque SCHENCK, a une capacité +/−400 kN (cf. figure 5.2a) et est équipée de deux mors hydrauliques et une cellule de force $VZ-37393$. Deux pièces coudées sont prises entre chaque mor : elles servent notamment d'éléments intermédiaires entre les mors et l'éprouvette + le pantographe.

Le pantographe

La fonction du pantographe est d'accompagner la traction en appliquant un effort de réaction à l'ouverture du raidisseur et de compenser la résultante de l'effort transverse à l'axe de traction. Il permet également de réduire le moment appliqué au croisillon (résultant de l'effort longitudinal F et de l'angle de formage) : l'intérêt étant que la peau et les raidisseurs soient sollicités principalement en traction (sans flexion). Les contraintes imposées par le chargement sont théoriquement uniformes et uni-axiales selon la longueur du raidisseur. Ce point sera vérifié par la suite (cf. section 5.2.3).

Le pantographe se compose de deux ensembles de 2 bielles d'entraxe L et de 2 bielles d'entraxe $2L$ formant en son centre un parallélogramme déformable (cf. figure 5.1). L'éprouvette est installée par liaison pivot sur ces alésages extérieurs entre les deux pièces coudées. Les deux liaisons pivots sont alignées avec l'axe de l'effort. Le pantographe est lié également par pivot à chaque extrémité des pièces coudées (cf. figure 5.2a). Par ailleurs, une tige, en liaison pivot sur l'axe J, est en contact (qualifié comme linéique) avec le liston (cf. figure 5.2b). Lorsque un effort F est appliqué : le pantographe s'allonge mais le liston est maintenu à la même distance de l'axe de traction.

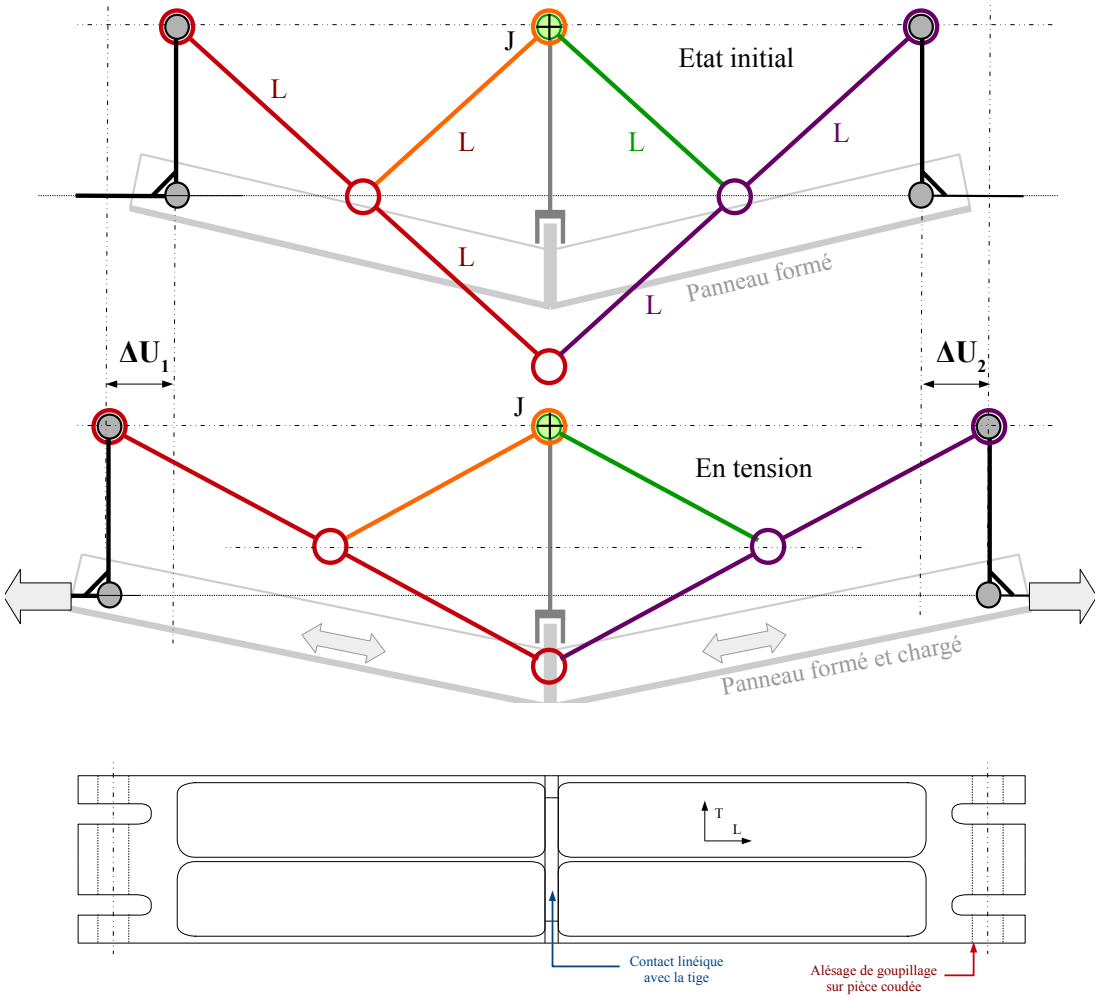


FIGURE 5.1 – Schéma cinématique du chargement d'un panneau formé installé sur le pantographe.

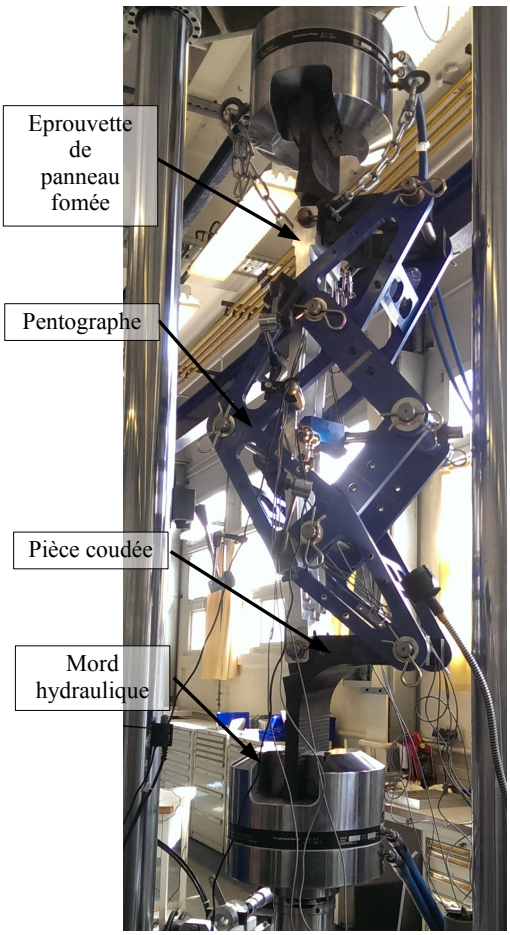


FIGURE 5.2 – Machine de traction et montage du panneau auto-raidis sur le pantographe.

Essai d'amorçage

Les deux panneaux formés sont chargés cycliquement à une fréquence f= 1 Hz et un rapport de charge R=0.1. Il est important de préciser qu'il s'agit d'un rapport de charge caractérisant le chargement appliqué à la structure : l'effet de structure induit des rapports de charge locaux $R_{\sigma_{ij}}$ susceptibles de varier selon la direction et les contraintes résiduelles présentes. La valeur de F_{max} est fixée par le cahier des charges défini par Dassault : F_{max} est tel que la contrainte de traction maximale σ_{max} moyennée sur toute la section de l'éprouvette (peau + 1 raidisseur central + 2 raidisseurs latéraux) vaut 100 MPa. Ainsi, $F_{max} = S\sigma_{max}$ avec S= 1147 mm^2, d'où F_{max}= 114,7 kN.

Les jauges employées lors du formage sont encore installées sur chaque éprouvette, celles ayant été décollées ont été restaurées. Une fois le panneau installé, une remise à zéro de tout les signaux est réalisée : une analyse de l'évolution des déformations à chaque cycle est alors possible. Précisons toutefois que les jauges de déformation ont une durée de vie en fatigue médiocre : le décollement ou la ruine de certaines jauges au cours du cyclage est donc envisageable.

Le cyclage est réalisé jusqu'à un maximum de 100000 cycles au cours desquels un contrôle régulier est effectué afin de vérifier l'amorçage d'une fissure. La zone la plus surveillée étant celle en sommet du raidisseur central. La mesure est réalisée par courant de Foucault (méthode CF). Le contrôle est non-destructif basé sur l'utilisation d'un palpeur *doigt* passé en surface de la zone inspectée : selon la fiche technique du capteur, la fissure longitudinale minimale détectable est de 3 mm de long pour une profondeur de 0.5 mm.

En cas d'absence d'amorçage une fois les 100000 cycles atteints, une unique entaille de largeur 0.4 mm orientée $L-S$ est usinée au fil en sommet du raidisseur (côté jauge $R11$ et opposé à la jauge $R12$). Sa longueur a_0 et son abscisse X_O sont alors soigneusement définies. La position des jauges sur l'éprouvette est redonnée figure 5.3.

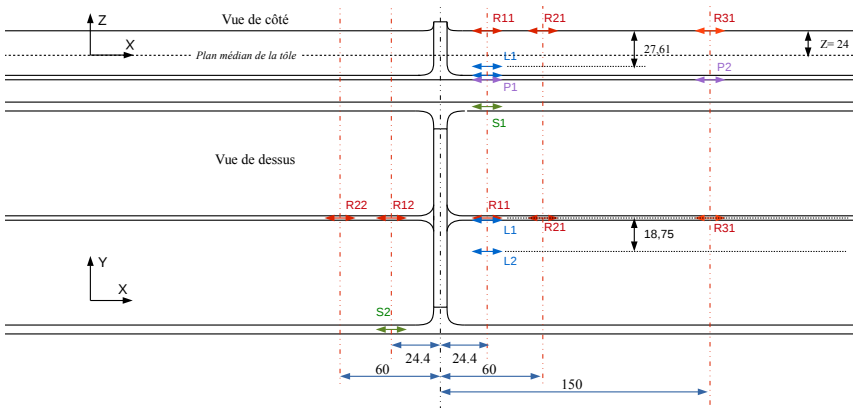


FIGURE 5.3 – Disposition des jauges de déformation à la surface de l'éprouvette de panneau auto-raidis.

Essai de propagation

A partir de la situation initiale où une entaille (ou une fissure) orientée $L-S$ est présente en sommet de raidisseur, un chargement cyclique nominal identique (F_{max}= 114.7 kN, R= 0.1) est également appliqué. La propagation de la fissure dans le plan du raidisseur est suivie sur une face par une caméra numérique accompagnée d'un projecteur (cf. figure 5.4a). Après calibration, chaque image permet d'estimer les composantes a_Z et a_X en fonction du nombre de cycles $N_{raidisseur}$. La propagation de la fissure en peau (a_1 et a_2) est surveillée de la même manière coté peau du panneau en fonction de nombre de cycle N_{peau} (cf. figure 5.4b). Précisons que les nombres $N_{raidisseur}$ et N_{peau} sont simplement décalés d'un offset : N_{peau}=0 lorsque la fissure débouche tout juste en peau.

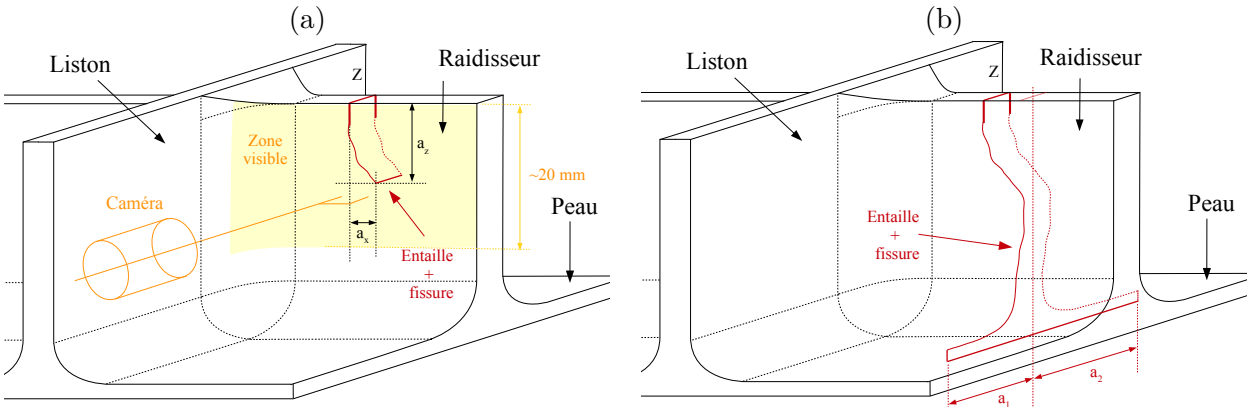


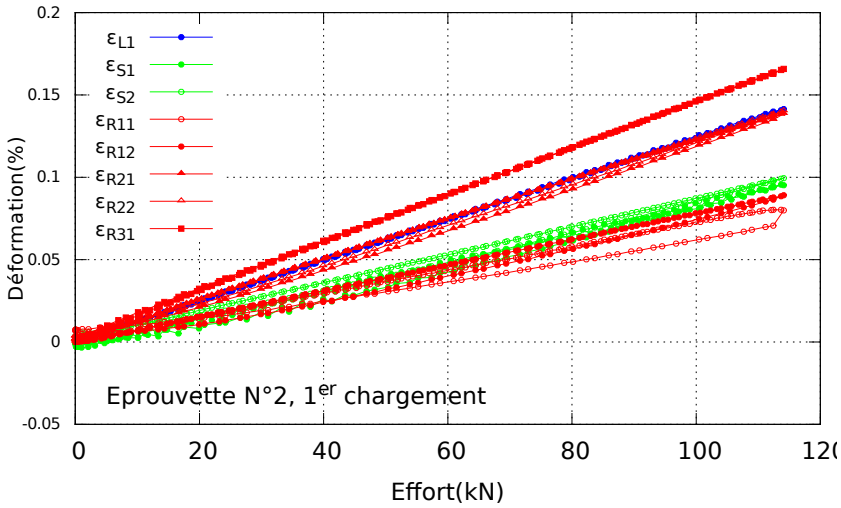
FIGURE 5.4 – Mesure de la longueur de fissure a_Z, a_X, a_1 et a_2. Propagation (a) dans le raidisseur et (b) en peau.

5.1.3 Résultats

Comportement des panneaux en amorçage

Sur les deux éprouvettes de panneau, un chargement de 100000 cycles de chargement a été appliqué sans qu'aucune fissure ne soit détectée au capteur *CF*. La figure 5.5(a) décrit les cycles de déformation ε (%) mesurées sur quelques jauges en fonction de l'effet F (kN) imposé au cours du cyclage (essai éprouvette N°2). Afin de comparer les déformations entre les deux panneaux, le tableau 5.5(b) donne les différences de déformations maximales (au maximum de chargement) entre l'essai sur l'éprouvette N°1 (angle 3.2°) et N°2 (angle 4.5°). Pour observer l'évolution des déformation au cours du cyclage, le tableau 5.5(c) donne les différences de déformations maximales entre N= 0 et 100000 cycles. Plusieurs remarques peuvent être apportées :

— L'ensemble des cycles sont linéaires élastiques, y compris aux premiers chargements ce qui montre que le cyclage n'induit aucune plasticité.
— En supposant qu'au chargement maximal, une contrainte de traction $\sigma_{11} \sim 100$ MPa est uniformément répartie dans la structure. Le module d'Young E= 73500 MPa étant connu, la déformation élastique théorique est alors de 0.1360 % , soit du même ordre que les déformations mesurées expérimentalement (ε= 0.1 à 0.16 %).
— On constate un gradient de déformation d'environ 0.1 % sur toute la longueur du raidisseur ($R11/R12$ à $R13$). Ceci peut être expliqué par la présence d'une composante persistante de chargement en flexion sur le raidisseur.
— En comparant les signaux, $R21/R22$, $R11/R12$ et $S1/S2$ (cf. figure 5.5a), on constate une très bonne symétrie des déformations et du chargement appliqué par le pantographe.
— Les essais sont très reproductibles et l'angle de formage ne semble pas avoir d'impact sur les déformations avec moins de 0.05 % de déformation de différence (cf. figure 5.5b) : quelque soit l'angle, les éprouvettes sont soumises au même chargement ce qui semble confirmer le bon fonctionnement du pantographe.
— On constate un léger adoucissement du matériau avec une augmentation des déformation entre le premier et le dernier cycle (cf. figure 5.5c). Néanmoins, avec une évolution maximale de 0.025 % de déformation, les cycles sont considérés stables tout le long du cyclage.



(a)

(b) **Déformation (%) aux jauges : effet de l'angle de formage Eprouvette N°1 → N°2**

Jauges	$R_{11/12}$	$R_{21/22}$	R_{31}	L_1
Déformation (%)	-0.01	-0.005	-0.009	-0.002

(c) **Déformation (%) aux jauges : évolution au cours du cyclage 1 → 100000 cycles**

Jauges	R_{12}	R_{22}	R_{31}	L_1
Eprouvette N°1	+0.01	+0.007	+0.0053	+0.0011
Jauges	R_{11}	R_{22}	R_{31}	L_1
Eprouvette N°2	+0.025	+0.007	+0.0054	+0.0033

FIGURE 5.5 – (a) Cycles ε (%) vs F (kN) de plusieurs jauges de déformation à la première montée en charge de l'éprouvettes N°2. Ecart de déformation (au maximum de chargement) (b) entre l'éprouvette N°1 et 2 au premier cycle, (c) entre la première montée en charge et la dernière (après 100000 cycles).

Comportement des panneaux en propagation

Dans le but de forcer l'amorçage, une entaille de 0.4 mm de large et a_0= 4 mm de long a été usinée au sommet du raidisseur central : l'abscisse X_0= 15 mm a donc été choisie de sorte

que la fissure soit positionnée à la verticale du foyer I de contraintes résiduelles de formage σ_{11} (cf. chapitre 2). L'intérêt étant notamment d'observer l'effet des contraintes résiduelles sur la propagation en fatigue dans la configuration où l'impact du formage est susceptible d'être le plus visible. La propagation comprend trois phases distinctes :

— la pré-fissuration, de nombre de cycles N_{pref}, incluant l'amorçage d'une fissure de fatigue en fond d'entaille + une propagation de 1 mm,
— la propagation $L-S$ à travers le raidisseur, de nombre de cycles $N_{raidisseur}$ (avec $N_{raidisseur}$=0 cycles pour a_Z= a_0 + 1 mm),
— la propagation $L-T$ à travers la peau du panneau, de nombre de cycles N_{peau} (N_{peau}= 0 cycle pour a_Z= 37.5 mm correspondant à la hauteur du raidisseur). L'essai est alors interrompu lorsque la fissure arrive à proximité des raidisseurs latéraux soit (a_1,a_2)= 67 mm.

Trajets de propagation

La figure 5.6 présente les trajets de fissuration obtenus pour les 2 essais de fatigue. Quelques remarques concernant le comportement de la fissure au cours de chacun des deux essais peuvent être apportées :

— On observe une bifurcation de la fissure dès la sortie de l'entaille (cf. figure 5.6 et 5.7a), aboutissant systématiquement à une propagation orientée $S-L$ pendant 10 à 15 mm de propagation autour de $a_Z \sim$ -17 mm. Cette bifurcation se produit dans les deux cas dans la direction opposée au liston.
— Lorsque a_X= 44 mm (éprouvette N°1) et a_X= 37 mm (éprouvette N°2), on constate une bifurcation brutale (à 90°). La fissure se propage alors essentiellement selon $L-S$ jusqu'à la peau.
— La fissure émerge coté peau à a_X= 48 mm (éprouvette N°1) et a_X= 43 mm (éprouvette N°2). Le trajet $L-T$ suivi en peau est essentiellement rectiligne (cf. figure 5.6d).

Outre la forme globale du trajet de fissure dans le raidisseur, qui est identique entre les deux faces du raidisseur (entre les faces filmées et non-filmées par la caméra), on constate néanmoins une tendance à la bifurcation plus localisée, se traduisant par un chemin de propagation très sinueux (en forme de *marche d'escalier*). En revanche, ces fluctuations sont variables d'une face à une autre et se retrouvent également sur la partie interne du frond de fissure par une forte rugosité des faciès. Toutes ces tendances se répètent entre les deux éprouvettes.

Le cas d'un essai réalisé avec une éprouvette formée avec un angle plus grand (Eprouvettes N°2) se démarque par une tendance à la bifurcation nettement plus forte (cf. figure 5.7a) : pour a_Z= 10 mm, on constate déjà une différence sur a_X de 15 mm. La fissure bifurque plus tôt suite à la phase de propagation $S-L$ (qui est également plus courte).

Afin de s'affranchir des petites variations de trajet à travers le raidisseur, un lissage du trajet de propagation a_X vs a_Z a été réalisé (cf. figure 5.7) : les sinuosités les plus faibles sont alors atténuées. En complément, l'abscisse curviligne s (mm) est déduite. Enfin, un second lissage polynomial est réalisé sur le signal N vs s dont la dérivation permet d'estimer la vitesse de propagation curviligne ds/dN (mm/cycle) en fonction des cycles N. Le trajet ($a_X(N)$,$a_Z(N)$) ainsi numérisé sera exploité ultérieurement.

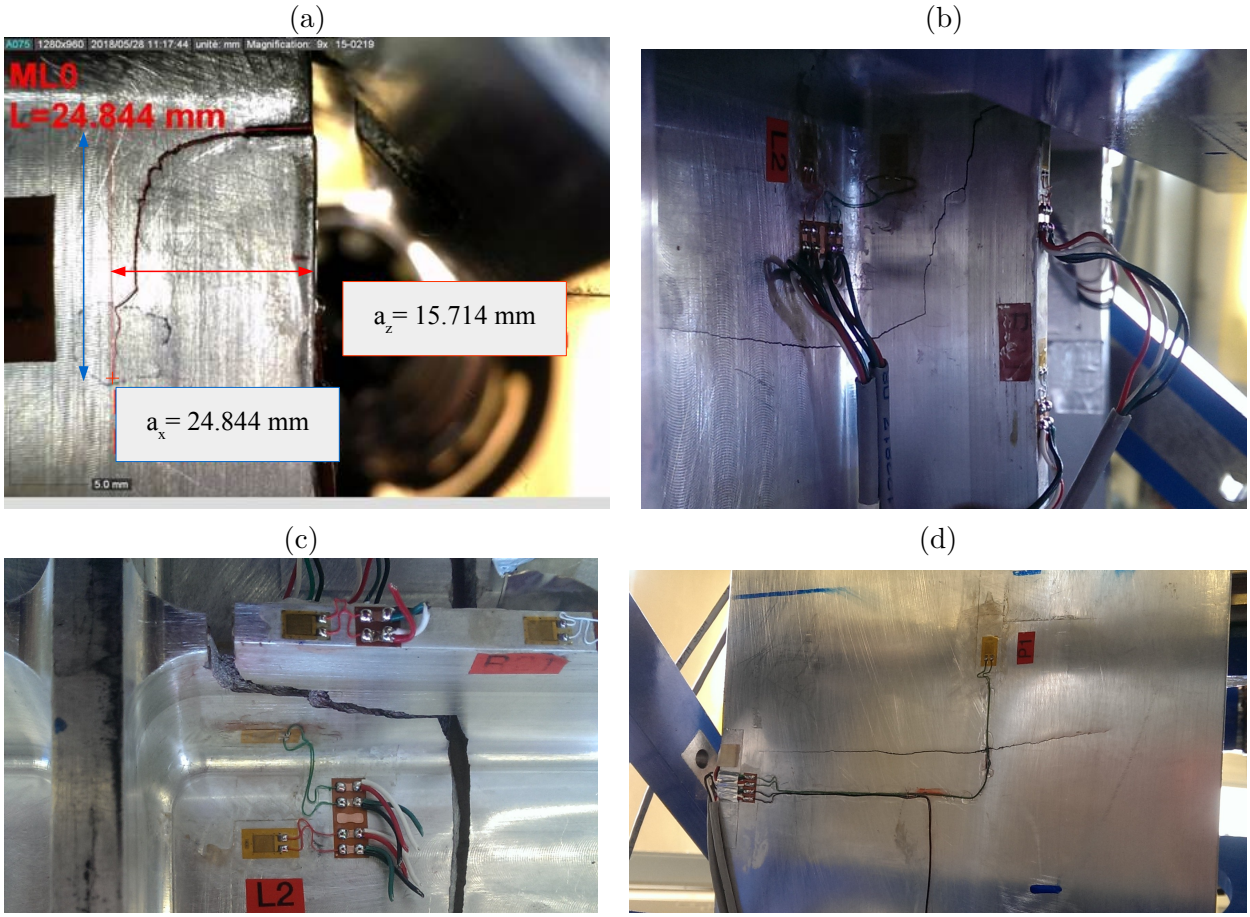


FIGURE 5.6 – Propagation d'une fissure de fatigue au sein du raidisseur. (a) Eprouvette N°1 à 150000 cycles, (b,c et d) Eprouvettes N°2.

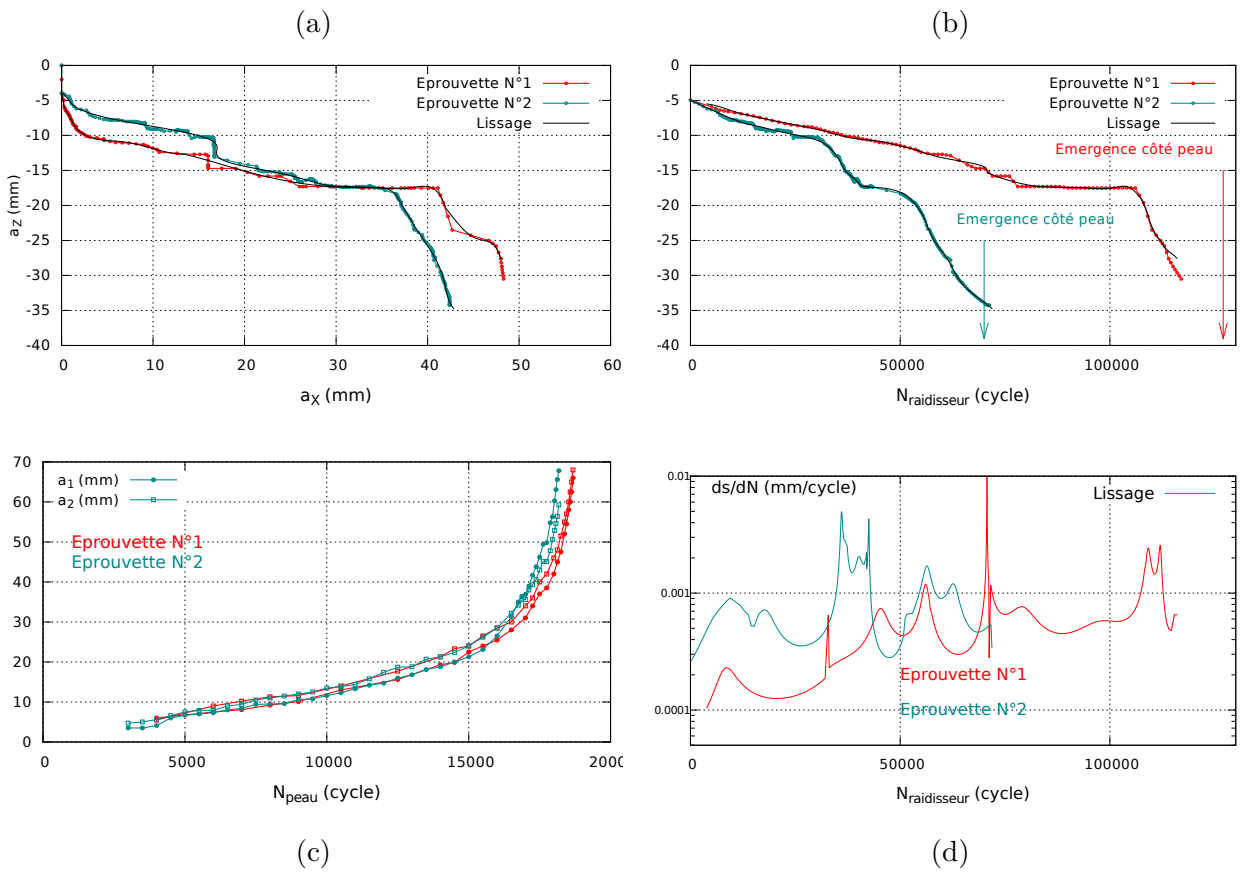


FIGURE 5.7 – (a) Trajet (a_Z vs a_X) de propagation, (b) hauteur a_Z et (c) demi-longueurs a_1 et a_2 de propagation en peau sur les éprouvettes N°1 et N°2 et (d) vitesse de propagation curviligne ds/dN et .

Vitesse de propagation

Sur l'éprouvette N°2, la propagation est globalement plus rapide dans le raidisseur (examen de $N = N_{pref} + N_{raidisseur}$) : l'amorçage en fond d'entaille est presque immédiat (N_{pref}= 7000 contre 83000 cycles) et les vitesses ds/dN sont 2 à 5 fois plus élevées sur les premiers millimètres de propagation (cf. figure 5.7d) : tout ceci contribue à ce que le raidisseur soit rompu près de 2 fois plus vite sur l'éprouvette N°2. En revanche, on ne constate aucune différence de vitesse significative lors de la phase de propagation en peau (cf. figure 5.7c). Cette dernière phase est largement plus courte que la précédente. Le tableau 5.1 regroupe les nombres de cycle associés à chaque étape de la propagation :

Essais	N_{pref}	$N_{raidisseur}$	N_{peau}
Eprouvettes N°1	83000	127000	15700
Eprouvettes N°2	7000	70000	15600

TABLE 5.1 – Nombre de cycles associés à chaque étape de la propagation

5.1.4 Conclusion

Les deux éprouvettes de panneaux auto-raidis formées à deux angles distincts ont été soumis à un chargement cyclique représentatif des conditions de vols. L'analyse expérimentale des déformations, a pu montrer qu'il n'y a peu de plastification au cours du cyclage, la symétrie et la bonne reproductibilité du chargement (y compris pour deux angles de formage distincts) et enfin la bonne stabilité des déformations (y compris après 100000 cycles). Nous pouvons raisonnablement affirmer que le chargement appliqué sur la structure est sensiblement le même entre les deux angles de formage. On constate pourtant une nette différence de comportement en propagation.

Sans entaille, aucun amorçage n'a été constatée sous 100000 cycles de chargement en traction à F_{max}= 114.7 kN. Afin de forcer la formation d'une fissure de fatigue, l'usinage d'une entaille est nécessaire : la longueur a_0= 4 mm a été suffisante pour permettre un amorçage en moins de 100000 cycles. Le nombre de cycle nécessaire à l'amorçage N_{pref} peut être éventuellement réduit par une entaille plus longue ou bien un rayon d'entaille plus faible (0.4 mm dans notre cas). Les essais de propagation sur structure mettent en évidence deux aspects :

— Contrairement à ce qui a été pré-supposé, la fissure ne s'est pas propagée verticalement jusqu'en peau mais a rapidement bifurquée jusqu'à une orientation $S-L$ pour bifurquer de nouveau en $L-S$ jusqu'en peau avec un décalage suivant X de 40 à 50 mm par rapport à l'entaille. Il est encore toutefois trop tôt pour associer ce phénomène uniquement au formage.

— Néanmoins, l'angle de formage semble avoir une influence sur la propagation : sur l'éprouvette N°2, la fissure bifurque plus tôt, plus intensément et se propage près de deux fois plus vite. Ces différences peuvent être attribuées davantage aux bouleversements induits par le formage au sein de la structure (effet de la plasticité et des contraintes résiduelles) qu'à des différences de chargement induites par la différence d'angle de formage (effet de géométrie).

5.2 Simulation du comportement en fatigue des panneaux auto-raidis non-fissurés

5.2.1 Démarche

Dans cette section, nous détaillerons l'ensemble des étapes suivies dans l'élaboration de la simulation du chargement en fatigue d'une éprouvette de panneau auto-raidi formée. Nous nous intéresserons dans un premier temps au cas d'une structure en l'absence de fissure.

Les résultats de calcul par éléments finis relatifs à la simulation du formage de la structure présentée au chapitre 2 seront repris : l'état résiduel (après relâchement élastique) des simulations correspondant aux formage *Petit Angle* (3.2°) et *Grand Angle* (4.5°) sera choisi comme état initial de deux simulations de traction cyclique. Les conditions aux limites et le nombre de cycles seront précisés. Au même titre que pour la simulation de formage, une grande attention sera donnée à ce que la simulation soit représentative du chargement en fatigue réel. Nous exploiterons notamment les signaux expérimentaux issus des jauges de déformation et une comparaison avec chaque simulation sera réalisée.

A partir d'une simulation fiable de la traction du panneau, l'évolution des champs de contraintes et de plasticité internes sera étudiée à chaque étape du cycle. Deux aspects seront traités : premièrement, la nature du chargement en fatigue à travers la structure sera analysée en terme de niveau de triaxialité, d'orientation et de rapport de charge. Puis, à partir des résultats des essais sur éprouvettes oligocycliques, nous justifierons l'absence d'amorçage de la structure au cours des essais de fatigue (avant usinage de l'entaille).

5.2.2 Mise en donnée

Reprise de l'état résiduel de formage

Pour rappel, sur les simulations de formage 4 et 5 réalisées au chapitre 2, l'état résiduel (temps t= 101 s) est caractérisé par la décharge complète de la structure après formage et concrètement la suppression du déplacement imposé sur le liston.

La démarche est donc de reprendre ces deux calculs et de compléter l'opération de formage par un chargement en traction. Mais afin de pouvoir considérer les nouveaux appuis et les nouvelles conditions aux limites associées à l'essai de fatigue, une étape de calcul supplémentaire t= 101-102 s est appliquée afin de supprimer les déplacements imposés sur *Appui1* et *Appui2* (cf. tableau 5.2). Les conditions sur *Orig* et *Centre* sont par ailleurs maintenues. Il est à préciser que l'étape t= 101-102 n'impact nullement les résultats du calcul. L'ensemble des *nset* sont décrits de nouveau figure 5.8.

Formage	**Type**	**nset**	**0 s**	**100 s**	**100.5 s**	**101 s**	**102 s**
Deplac	Surface	U_z	0	ΔZ_{max}	24	Exp.	-
Appui1	Ligne de noeuds	U_z	0	0	0	0	Exp.
Appui2	Ligne de noeuds	U_z	0	0	0	0	Exp.
Centre	Ligne de noeuds	U_x	0	0	0	0	0
Orig	1 noeud	U_y	0	0	0	0	0

TABLE 5.2 – Déplacements imposés (mm) à chaque ensemble de nœuds (*nset*) en fonction du temps au cours de la simulation de formage. Le qualificatif *Exp.* de *Expiring* désigne une condition supprimée.

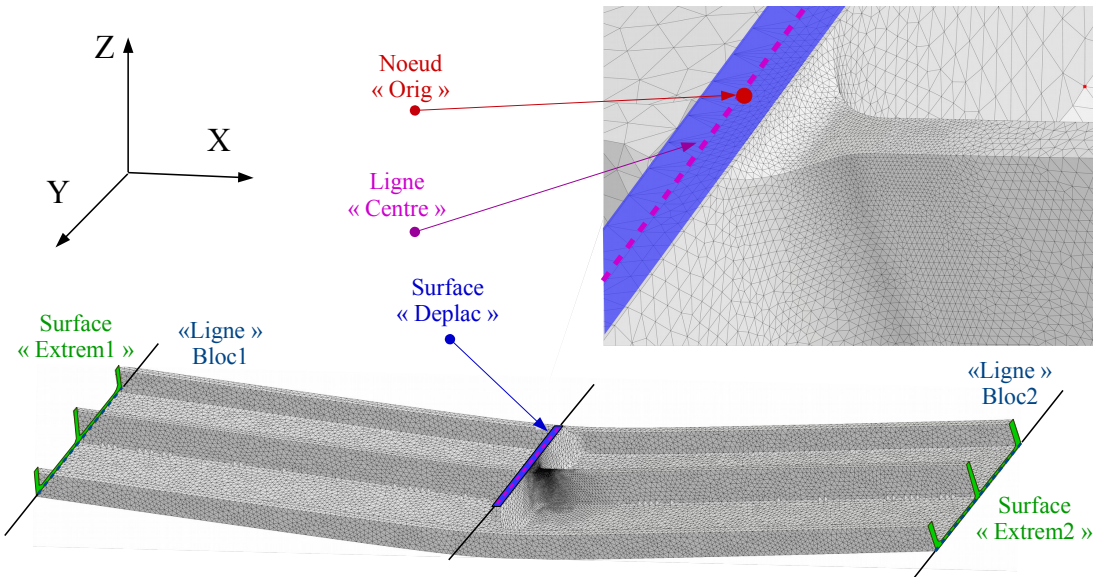


FIGURE 5.8 – Conditions aux limites appliquées au maillage de panneau auto-raidi pour la simulation de tendage. (maillage déformé)

Nouvelles conditions aux limites

Le tableau 5.3 résume les conditions de déplacement et de contraintes appliquées sur chaque *nset*. Précisons qu'expérimentalement, l'effort est appliqué au niveau des trous de goupilles extérieurs, le choix a été fait de simplifier l'action des goupilles par une contrainte de traction σ_X (orientée selon X) appliquée uniformément sur les surfaces *extrem1* et *extrem2*. Ces surfaces sont positionnées à la même distance du liston que l'axe des alésages. La valeur de σ_X est imposée de 0 ($\sigma_{X\,min}$) à 100 MPa ($\sigma_{X\,max}$) et trois cycles de chargement sont appliquées (de t= 102 s à 108 s).

La liaison pivot entre la structure et les pièces coudées est représentée par une condition de déplacement nulle selon Z appliquée sur les lignes *bloc1* et *bloc2*. Il est important d'intégrer également la symétrie des déplacements ΔU_1 et ΔU_2 imposée par le pantographe (cf. figure 5.1) : une relation de dépendance $U_{x\,Bloc1}$=-$U_{x\,Bloc2}$ est alors établie. Enfin, concernant l'appui exercé par la tige sur la partie surpérieure du liston, la mobilité de rotation selon Y est autorisée, le contact sera ainsi considérée comme linéique : la ligne *Centre* est alors bloquée selon Z et X.

Tendage	**Type**	**Nset**	**102 s**	**103 s**	**104 s**	**... 2 cycles ...**	**108 s**
Extrem1	Surface	σ_x	0 MPa	100 MPa	0 MPa	.....	0 MPa
Extrem2	Surface	σ_x	0 MPa	-100 MPa	0 MPa	.....	0 MPa
Bloc1	Ligne de noeuds	U_z	0	0	0	.....	0
Bloc2	Ligne de noeuds	U_z	0	0	0	.....	0
Bloc1	Ligne de noeuds	U_x	-$U_{x\,Bloc2}$	-$U_{x\,Bloc2}$	-$U_{x\,Bloc2}$	.....	-$U_{x\,Bloc2}$
Bloc2	Ligne de noeuds	U_x	-$U_{x\,Bloc1}$	-$U_{x\,Bloc1}$	-$U_{x\,Bloc1}$	.....	-$U_{x\,Bloc1}$
Centre	Ligne de noeuds	U_x	0	0	0	.....	0
Centre	Ligne de noeuds	U_z	0	0	0	.....	0
Orig	1 noeud	U_y	0	0	0	.....	0

TABLE 5.3 – Conditions aux limites appliquées lors de la simulation de traction. Contraintes (MPa) et déplacements imposés (mm) à chaque ensemble de nœuds (*nset*) en fonction du temps au cours de la simulation de tendage.

5.2.3 Caractérisation du chargement en fatigue

Déformations

Dans un premier temps, il est impératif de s'assurer de la représentativité de la simulation de chargement en fatigue avec les essais. Pour cela, la méthode des jauges numériques décrite au chapitre 2 sera réutilisée : nous allons donc comparer les signaux F vs ε_ψ (ψ étant le nom des jauges de déformation) avec les courbes numériques respectives, F étant déduit de la contrainte imposée σ_X et de S la surface totale des *nset Extrem1* et *Extrem2*. La figure 5.9 regroupe les cycles stabilisés réalisés expérimentalement à la fin des 100000 cycles. Ces données sont comparées aux 3 premier cycles réalisés par simulation. Plusieurs remarques peuvent être apportées :

- On constate numériquement la présence d'un écrouissage (jusqu'à 0.05 %) lors du premier cycle, en particulier pour les jauges S_1,S_2 et R_{11},R_{12}, cette plasticité est plus accentuée sur l'éprouvette N°2 (angle 4.5°) (cf. figure 5.9(a et c)).
- En revanche, au dela du premier chargement, les cycles sont adaptés : ceci est attribué à la loi de comportement dont la loi d'écrouissage est uniquement isotrope (cf. figure 5.9(b et d)).
- On constate une excellente corrélation des amplitudes de déformation, entre le régime stabilisé expérimental et simulé. Nous pouvons ainsi raisonnablement affirmer que la simulation du chargement en fatigue est suffisamment représentative du chargement appliqué par le pantographe (cf. figure 5.9(b et d)).

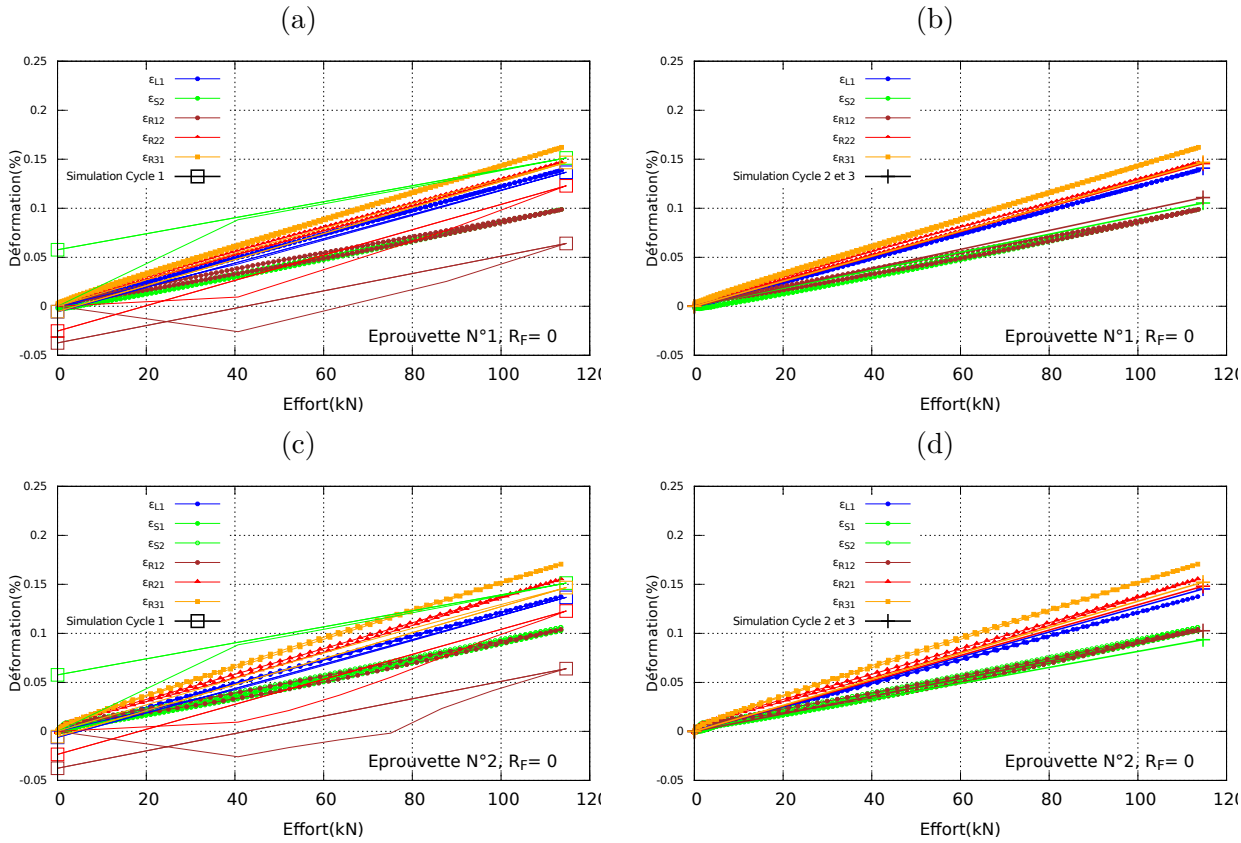


FIGURE 5.9 – Cycle ε (%) vs Effort (kN) sur chacune plusieurs jauges de déformation. Données expérimentales (cycle stabilisé) et numériques.

Contraintes

A partir de la simulation de traction, nous pouvons alors analyser l'impact du chargement sur les contraintes internes. Pour mémoire, au chapitre 2, les contraintes σ_{11}, σ_{22} et σ_{33} extraites le long de la ligne $A-B$ ont été étudiées à l'état résiduel t= 101 s correspondant à l'état déchargé après formage. Ce processus est réappliqué figure 5.10 pour les états t= 102 à 108 s : nous nous intéressons en priorité à la zone dont les contraintes résiduelles sont les plus importantes (autour du foyer I). La ligne $A-B$ est décrite une nouvelle fois, figure 5.13(a).

— Nous avons pu voir précédemment la présence d'une légère plastification du matériau en sommet de raidisseur ($\sim$ 0.05 %) de t= 102 s à 103 s. Cet écrouissage est très faible vis à vis de la plasticité issue du formage (cf. figure 5.10b) mais il est toutefois suffisant pour induire une baisse des contraintes résiduelles σ_{11} allant jusqu'à 90 MPa dans la partie haute du raidisseur : courbe noire à courbe bleue (cf. figure 5.10a).

— Au delà du premier cycle, l'état des contraintes aux chargements maximum et minimum n'évolue plus. De plus, seule la composante σ_{11} présente une amplitude $\Delta\sigma_{11}$ entre les deux états significative : $\Delta\sigma_{11} \sim$ 90 MPa et $\Delta\sigma_{11} >> (\Delta\sigma_{22}, \Delta\sigma_{33})$ (cf. figure 5.10a).

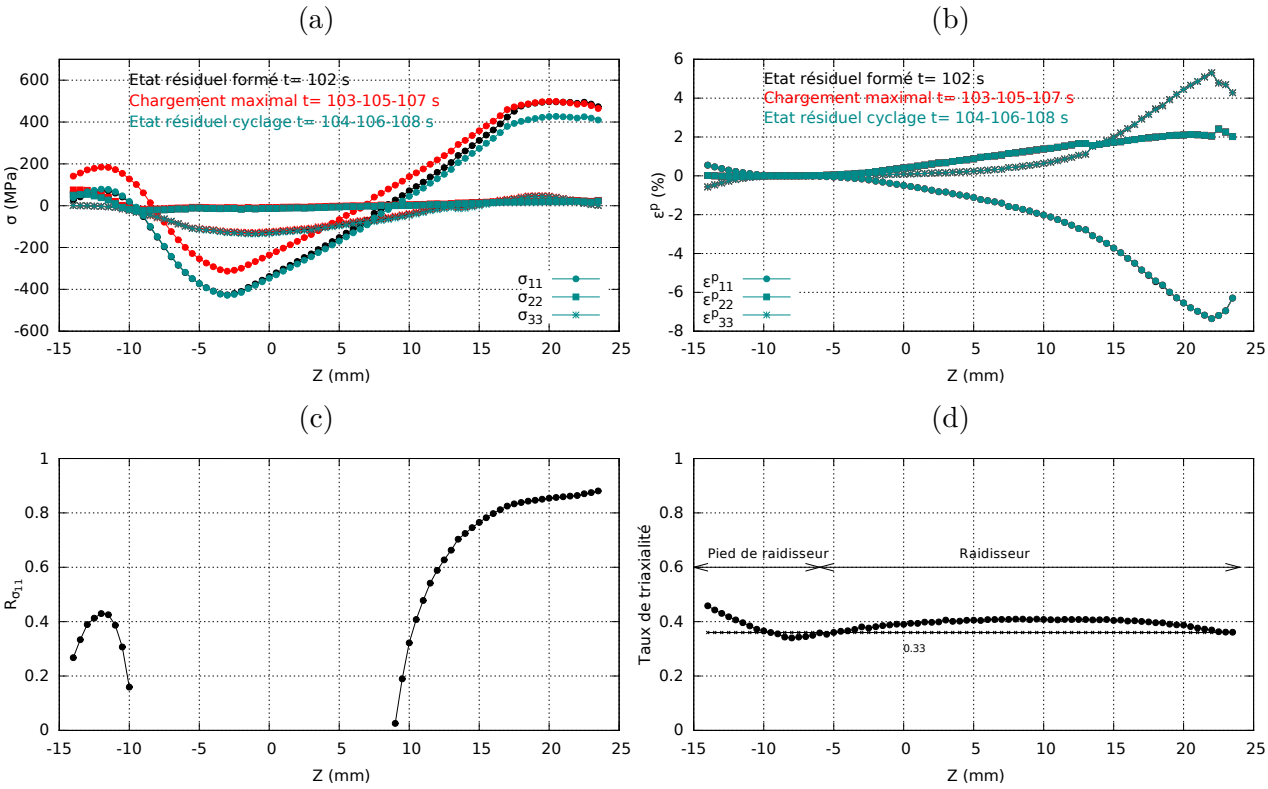


FIGURE 5.10 – (a) Contraintes σ_{11},σ_{22} et σ_{33} et (b) déformations plastiques ε^p_{11},ε^p_{22} et ε^p_{33} le long de la ligne $A-B$. (c) Rapport de charge selon la direction 11 et (d) taux de triaxialité des contraintes.

— Nous pouvons estimer le rapport de charge local selon la direction de chargement 11 $R_{\sigma_{11}}$. On remarque alors que la présence de contraintes résiduelles de traction induit un rapport de charge $R_{\sigma_{11}}$ supérieur à zéro tout particulièrement sur la partie supérieure du raidisseur (Z= 10 à 24 mm) avec une valeur maximale de 0.9. La zone centrale (Z= -10 à 10 mm) présente des contraintes maximales et minimales toujours négatives : cette région n'est par conséquent pas active dans le comportement en fatigue à l'amorçage.

— Il est alors possible d'estimer le taux de triaxialité des contraintes μ au chargement maximum (cf. figure 5.10d) : on constate ainsi un taux sensiblement proche de 0.33 notamment sur la hauteur du raidisseur. Cela s'observe plus globalement sur l'ensemble du raidisseur : la figure 5.11 décrit le taux μ au chargement maximum et minimum sur une vue en coupe du raidisseur (plan Y=0 mm). La région centrale (Z= -10 à 10 mm)

reste toujours en compression. La triaxialité est systématiquement élevée aux régions voisines du pied du raidisseur ($Z<$ -5 mm) et/ou proche du liston ($Z>$ 10 mm et $X<$ 10 mm) par la présence des congés de raccordement. Ces zones sont toutefois associées à de faibles contraintes. En revanche, on constate pour la majorité de la partie supérieure du raidisseur ($Z>$ 10 mm et $X>$ 10 mm en vert) que les contraintes reste toujours quasi uniaxiales.

— Des conclusions similaires sont faites au sujet du chargement en peau (cf. figure 5.12) : selon une ligne parallèle à l'axe Y et tracée en $X=$ 14 mm, la structure est uniformément chargée en traction 11 d'amplitude $\Delta\sigma_{11} \sim$ 100 MPa. La présence de contraintes résiduelles de traction induit un rapport de charge uniforme de $R_{\sigma_{11}}=$ 0.5 à 0.6. Comme dans le pied du raidisseur, le taux de triaxialité est un peu plus élevé (autour de 0.45).

Les deux hypothèses formulées plus tôt au chapitre 4 sont donc confirmées : le chargement en fatigue semble se traduire au sein du panneau par une traction uniaxiale et selon la direction L associée à une amplitude de contrainte $\Delta\sigma_{11}$ d'environ 100 MPa. Il est à ajouter qu'en dépit d'un rapport de charge global de $R=$ 0.1 (ou nul), le rapport de charge local $R_{\sigma_{11}}$ est très variable, allant de 0 à 0.9.

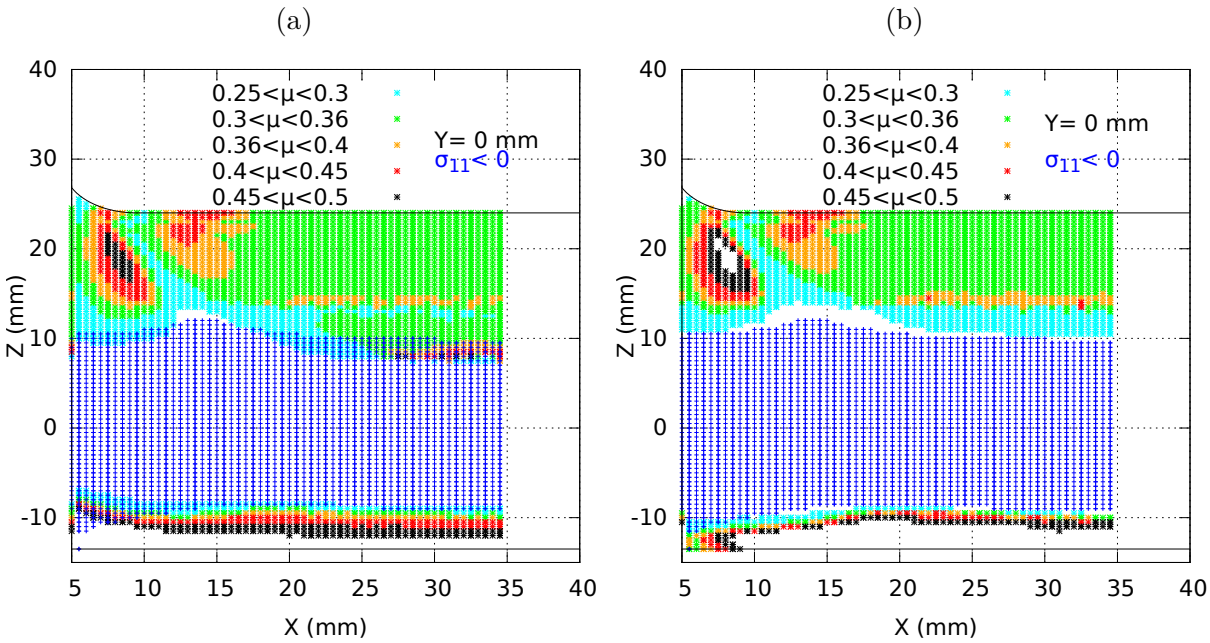


FIGURE 5.11 – Taux de triaxialité μ (a) au chargement maximum et (b) minimum à travers le raidisseur (plans $Y=$ 0 mm).

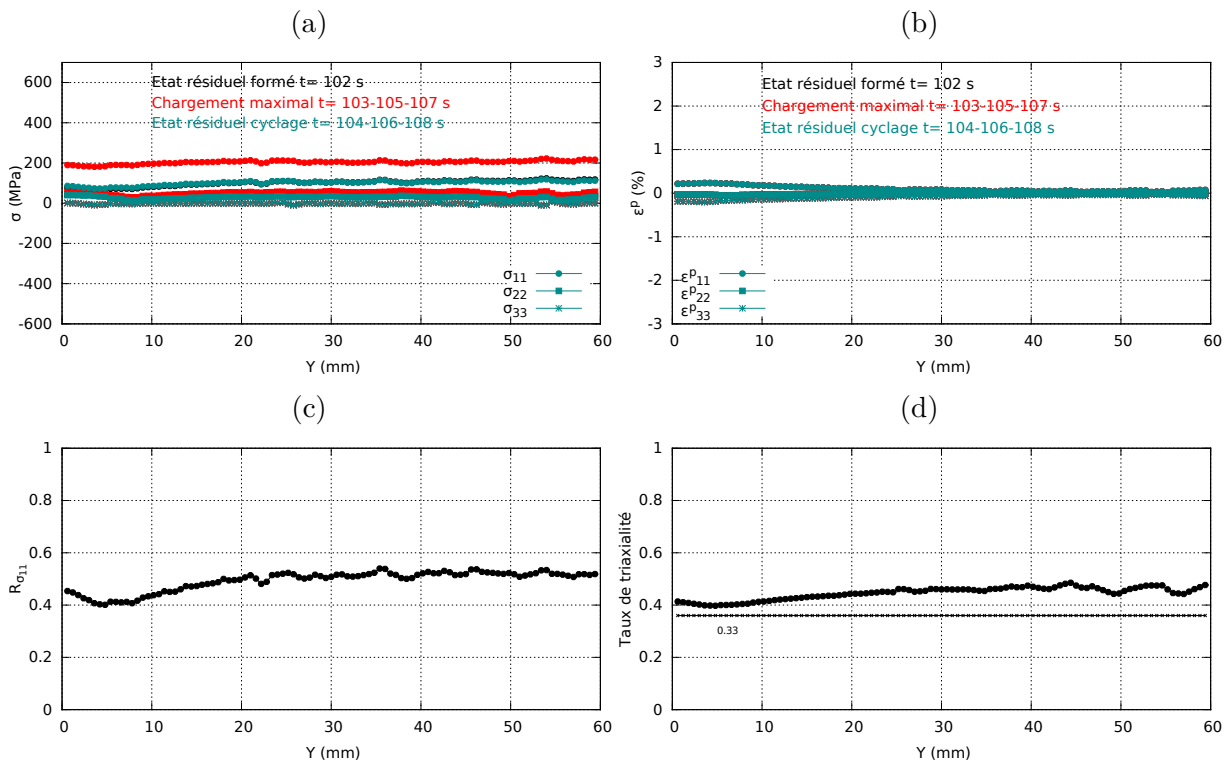


FIGURE 5.12 – (a) Contraintes σ_{11},σ_{22} et σ_{33} et (b) déformations plastiques ε^p_{11},ε^p_{22} et ε^p_{33} dans la peau de la structure : X= 14 mm, Z= -11.5 mm et Y= 0 (raidisseur central) à 60 mm (début du raidisseur latéral) (c) Rapport de charge selon la direction 11 et (d) taux de triaxialité des contraintes.

Risques d'amorçage

Les contraintes, uniaxiales sur la majeur partie du raidisseur, sont ainsi comparables aux contraintes appliquées sur les éprouvettes oligocycliques (cf. chapitre 4). Sur la figure 5.13(b) sont décrits une nouvelle fois les résultats des essais d'amorçage (tous matériaux confondus) dans un diagramme de Haigh ($\Delta\sigma/2$ vs σ^{moy}) : nous pouvons mettre en évidence deux domaines correspondants aux essais dont la durée de vie est inférieure (rouge) ou supérieure (vert) à 100000. A ces résultats, sont comparées les valeurs de $\Delta\sigma_{11}/2$ et σ_{11}^{moy} prises en certains points de la structure : l'échantillonnage est volumique selon un parallépipède rectangle englobant la hauteur et la largeur du raidisseur de bornes X= 5 à 35 mm à raison de 1 $point/mm^3$ (cf. figure 5.13a). Le distinction est fait entre les régions plus ou moins étendues 1, 2 et 3.

On remarque alors que la nappe de points représentative des conditions de chargement du raidisseur restent largement dans le domaine d'une durée de vie supérieure à 100000 cycle. Ce constat explique l'absence de formation de fissure lors de l'essai d'amorçage.

5.2.4 Conclusion

Une simulation de l'essai sur structure a été élaborée. Il est montré que le chargement F_{max}= 114.7 kN sous un rapport de charge global R= 0.1 se traduit :

— dans le raidisseur central par une contrainte de traction essentiellement uniaxiale orientée selon 11 et d'amplitude $\Delta\sigma_{11}$= 90 MPa. La combinaison avec les contraintes résiduelles issues du formage induit premièrement un rapport de charge local $R_{\sigma_{11}}$ évoluant de 0 à 0.9 sur la partie supérieure du raidisseur et deuxièmement une région en compression donc peu sollicitée en fatigue sur la partie centrale du raidisseur.

— dans la peau l'amplitude vaut $\Delta\sigma_{11}$= 100 MPa et la triaxialité est plus élevée. Des contraintes résiduelles de traction augmentent le rapport de charge à 0.5 de manière uniforme.

— les risques d'amorçage avant 100000 cycle selon ces conditions, semblent très faibles comme le montrent les deux essais d'amorçage sur structure ainsi que le diagramme de Haigh des essais sur éprouvettes oligocycliques associés aux résultats du calcul du panneau sous chargement de fatigue.

Il s'agit ici de l'état des contraintes avant amorçage : il est raisonnable de penser qu'une fissure peut induire des relâchements élastiques et ainsi modifier le rapport de charge. Cette question sera abordée à la section suivante consacrée à la propagation d'une fissure.

(a) (b)

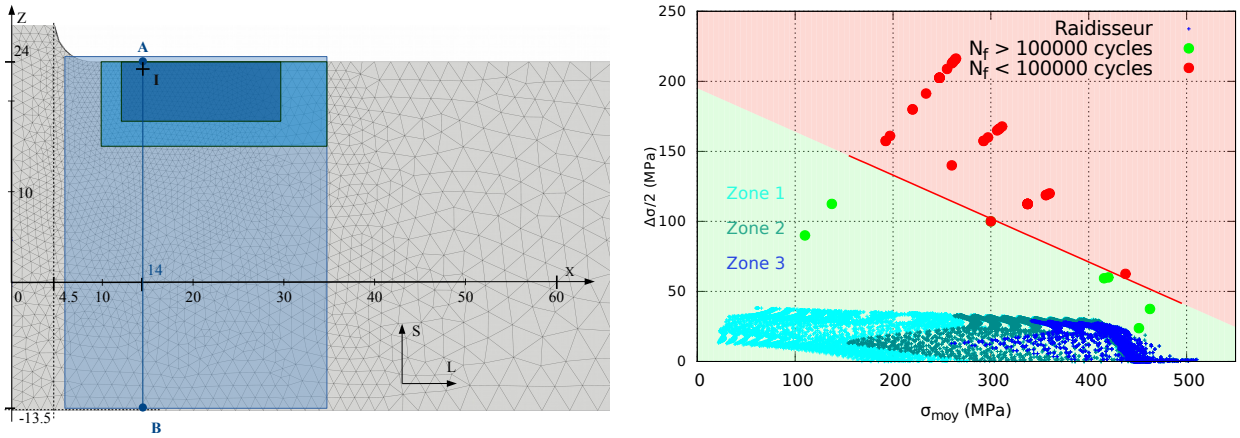


FIGURE 5.13 – Diagramme de Haigh sur une nappe de points extraite au sein du raidisseur. Les zones 1, 2 et 3 mettent en évidence les régions les plus sollicitées du raidisseur. Comparaison avec les données issues des essais de traction oligocycliques : affichage des régions à forte ($N_f >$ 100000 cycles) et faible ($N_f <$ 100000 cycles) durée de vie.

5.3 Simulation du comportement en fatigue des panneaux fissurés

5.3.1 Démarche

Dans cette section, la propagation d'une fissure de fatigue au sein de la structure est réalisée. Les techniques utilisées pour le remaillage et l'insertion de fissure ainsi que le calcul des facteurs d'intensités de contraintes seront détaillées et nous justifierons du choix des différents paramètres. En parallèle, un ensemble de simulations de propagation de fissure seront comparées aux essais de propagation sur structure : nous étudierons les propagations *avec/sans les contraintes résiduelles de formage*, *avec/sans bifurcation*, plusieurs jeux de paramètres dans la loi de propagation ainsi que le mode simple (I) ou (I+II) mixte. Nous étudierons chaque configuration en terme de chargement, de trajet et vitesse de propagation.

5.3.2 Outils de mise en donnée de la simulation de propagation

L'ensemble des simulations de propagation sont réalisées à l'aide du module *Z-cracks* [Chiaruttini, 2011] du code éléments finis *Z-set*. Nous allons détailler dans cette section les différentes étapes pour la mise en place d'une telle simulation.

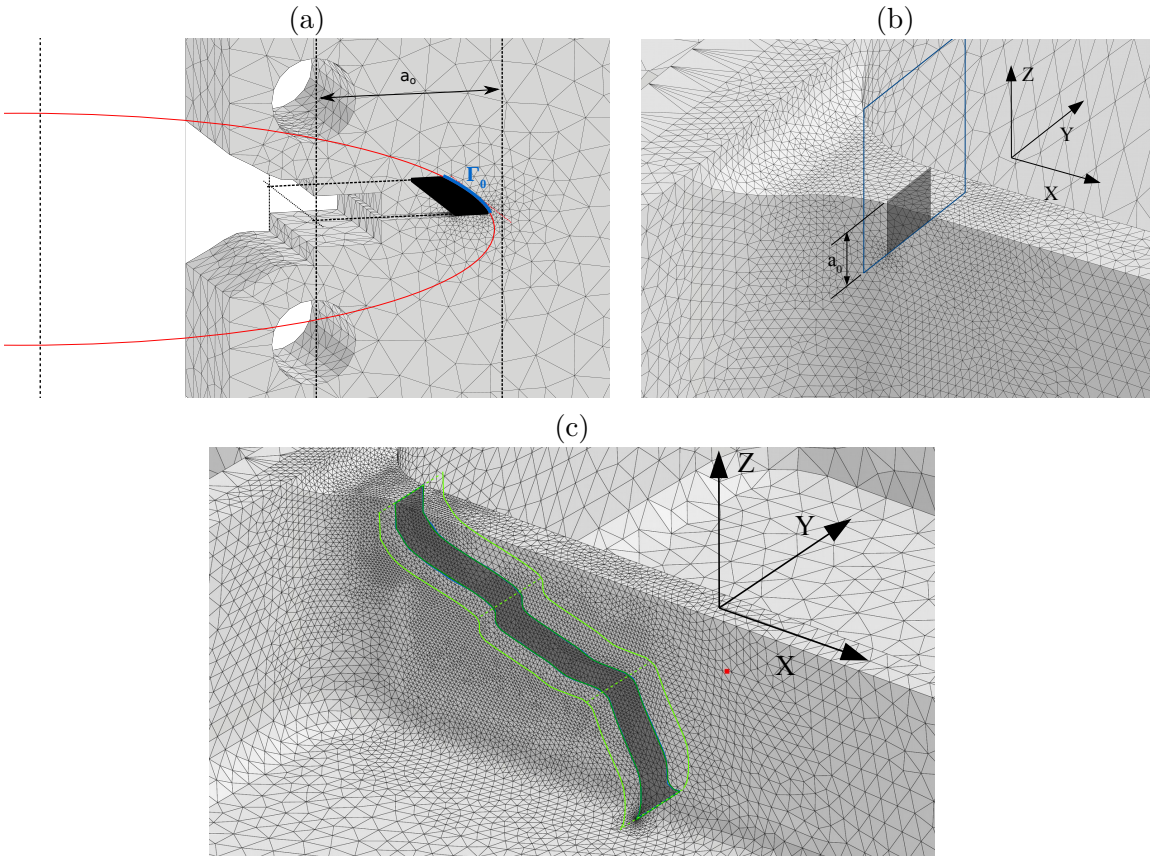


FIGURE 5.14 – Insertion de fissure (a) circulaire plate, (b) rectangulaire plate et (c) rectangulaire courbe au sein d'un maillage.

Maillages de la fissure

Sous Z-cracks, la fissure est intégralement maillée et la propagation est simulée par un processus de remaillage itératif. Initialement, une fissure de forme et dimension donnée, circulaire, rectangulaire plate ou courbe, est insérée dans le maillage (cf. figure 5.14) : la zone englobant les lèvres de la fissure est ainsi remaillée par l'intermédiaire du processus décrit dans le chapitre 2 (cf. section 2.5) avec des éléments tétraédriques.

Afin de mieux rendre compte des gradients de contraintes/déformations élevés en pointe de fissure, la taille des éléments est réduite au voisinage du front. On définira ainsi d_{min}, la taille minimale des éléments. Un gradient radial de taille d'éléments permet de faire le lien entre les éléments du front et ceux dans le reste du maillage. Pour faciliter entre autres, le calcul des facteurs d'intensité de contraintes, les *nset* (groupe de noeuds) sont définis à partir de chacune des parties de la fissure : le front (ligne de noeuds Γ_0) et les lèvres (surface) de la fissure. Après l'insertion, la fissure est fermée et les lèvres sont confondues. En cours de propagation, seule la région proche du front est remaillée.

Transfert de champs

Dans une simulation de suivi de propagation de fissure où une technique de remaillage est utilisée, il est impératif de mettre en place un processus pour transférer les données d'un maillage à un autre. Dans le cas de notre étude, les éléments finis sont utilisés. Une technique de transfert des champs connus aux noeuds et aux points de Gauss a été employée [Villon, 2002, Berard, 2011, Péric, 1996]. Entre les deux maillages, les valeurs sont transférées de la façon suivante :

— Les déplacements U_i sont attribués grâce aux fonctions de forme.

— Les variables définies aux points de Gauss sont attribuées par la méthode du plus proche voisin : chaque nouveau point de Gauss se voit attribuer les valeurs des variables internes : ε_e (déformation élastique) et p du point Gauss le plus proche géométriquement. Un procédé de lissage permet dans un second temps de réduire le bruit. Les autres variables ε_{ij} et σ_{ij} sont ensuite calculées. Cette méthode a l'avantage de ne pas être dépendante de la discrétisation des deux maillages.

Dans la mesure où le maillage autour de la fissure insérée est plus fin que le maillage d'origine, le transfert ne modifie pas significativement la valeur des champs. Précisons qu'après insertion de la fissure, l'équilibre de la structure a été altéré. Une étape de ré-équilibrage des contraintes est donc nécessaire avant de procéder à de nouveaux chargements. Ce calcul est parfois susceptible de diverger notamment dans le cas de l'ouverture d'une fissure soumise à d'importantes contraintes résiduelles.

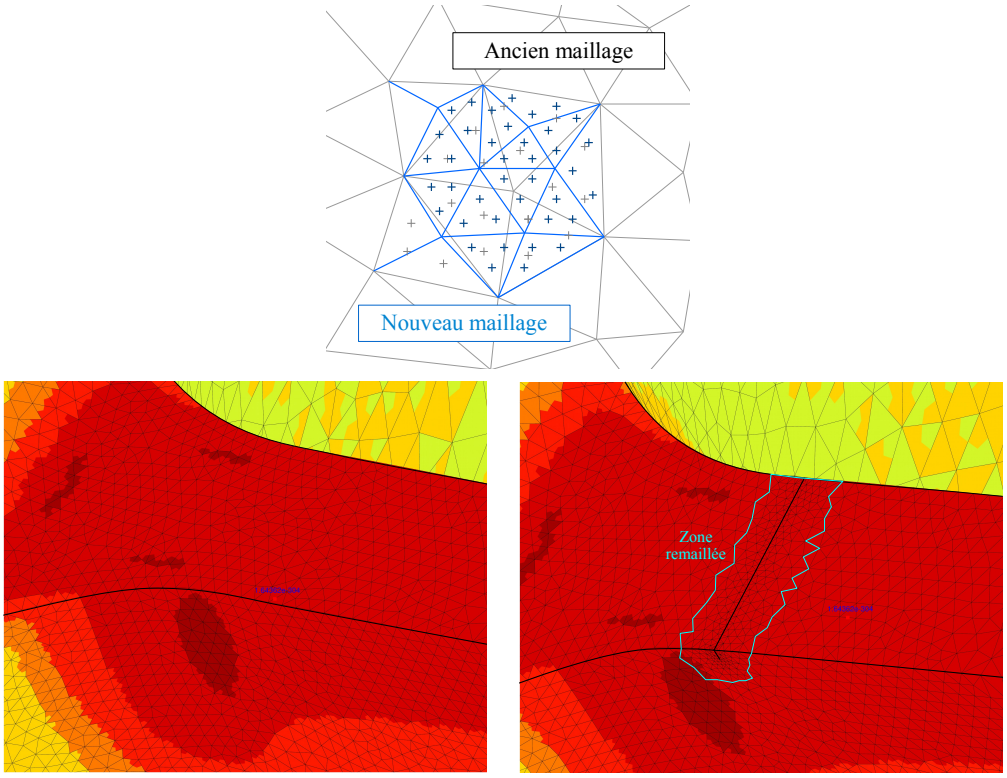


FIGURE 5.15 – Transfert du champs σ_{11} sur un maillage pré-fissuré.

Calcul des facteurs d'intensité de contraintes

Principe

Une simulation Z-set permet ensuite d'appliquer un chargement donné sur le maillage fissuré : il est alors possible d'estimer les champs de contraintes/déformations au voisinage du front de fissure. Un processus permettant de calculer la valeur des facteurs d'intensités des contraintes est alors appliqué. La méthode est la suivante :

— la ligne de noeuds correspondante au front de fissure Γ_0 est scindée en n_p portions (cf. figure 5.16).

— le taux de restitution d'énergie G est alors calculé à chaque portion par la methode $G-\theta$ (adaptée à la formulation de Z-cracks) [Edeline et al., 2007, Chiaruttini, 2011] : cette méthode est fondée sur une avancée virtuelle θ en M du front Γ_0 (cf. équation 5.1). La variation d'énergie $\delta W/\delta\mu$ est estimée au sein d'un volume de rayon r_{gth} (cf. figure 5.16). Cette formulation est applicable en situation de comportement plastique ou/et en présence de contraintes résiduelles.

$$M \in \Gamma_0 \qquad M \rightarrow M + \mu\theta(M) \qquad G(\theta) = -\frac{\delta W}{\delta\mu} \tag{5.1}$$

— Dans le cas d'un comportement élastique linéaire, les composantes de facteurs d'intensité de contraintes K_I, K_{II} et K_{III} sont déduites des équations d'Irwin (cf. chapitre 4). Comme précisé au chapitre précédent, les formules sont également valides pour des matériaux élasto-plastiques dans les conditions de plasticité confinée. Il est reconnu que la taille des éléments autour de Γ_0 a une influence considérable sur la représentativité des champs ainsi que sur l'estimation de G et des FICs [Bouchard, 2000]. Ce point sera plus détaillé par la suite.

— Un dernier procédé réalise un lissage des valeurs des FICs sur toute la longueur du front de fissure.

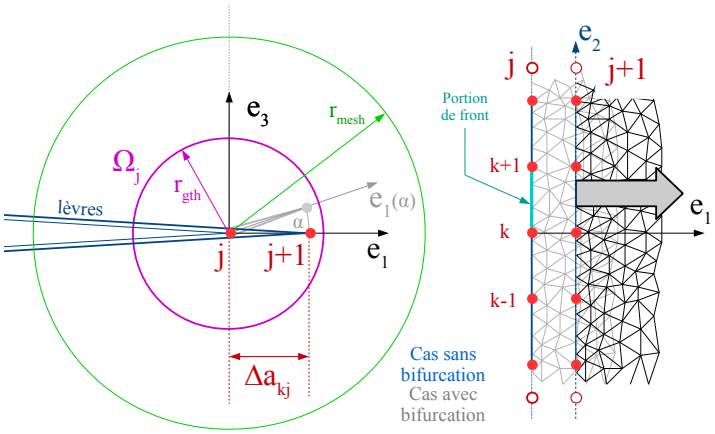


FIGURE 5.16 – Avancée de fissure par remaillage à l'itération j. Zone remaillée de rayon r_{mesh}, zone Ω_j (de rayon r_{gth}) pour le calcul des FICs. Décomposition du front de fissure en n_p portions.

Choix des paramètres de calcul

Avant de poursuivre, il est impératif de définir les paramètres d_{min} et r_{gth} les plus appropriés. Pour cela, nous allons comparer pour plusieurs configurations, la valeur numérique du FIC avec une valeur de référence. On étudiera les cas d_{min}= 0.05, 0.1 et 0.2 mm, r_{gth}= 0.5, 1, 3 et 5 mm et les lois de comportement *élastique*, *élasto-plastique* (*Hill Centre*, *Hill Sub-surface*) (cf. chapitre 2). Un maillage fissuré de CT20e10 (a_0= 14 mm) (cf. figure 5.17) a été soumis à un chargement croissant. Les valeurs des facteurs d'intensité de contraintes K_I^{sim} et K_I^{nom} peuvent être comparées : le premier étant estimé numériquement et le second étant K_I nominal calculé

à partir des équations de la norme AFNOR [AFNOR, 1991a]. La figure 5.18 décrit le ratio K_I^{sim}/K_I^{nom} mesuré au centre et aux singularités de bord en fonction du chargement.

— on constate que dans le cas du comportement élastique, le ratio est constant et proche de 1 quelles que soient les configurations et pour tout chargement
— le graphe (b) décrit les valeurs sur la longueur du front de fissure : la chute de K_I^{sim} sur les bords est attribuée à l'état de contraintes planes (état de déformations planes au centre) se traduisant en mécanique linéaire de la rupture par une différence de 12 % la valeur de K_I [Anderson, 1997] : l'ordre de grandeur est le même pour la simulation élastique. Le phénomène semble plus accentué en plasticité. La taille d'élément n'a aucune influence au centre mais en revanche d_{min}= 0.1 mm ou 0.05 mm est préférable pour estimer les FICs aux bords.
— dans le cas d'un comportement plastique, on constate une déviation systématique des courbes de 1 au delà d'un seuil de chargement. Ce dernier dépend fortement de la taille de la zone de plasticité devant celle du volume défini pour la méthode $G-\theta$: le graphe (c) montre que jusqu'à ΔK= 37 MPa$\sqrt{m}$, les hypothèses de confinement de la plasticité sont encore raisonnables avec un rayon r_{gth} supérieur à 3 mm.
— enfin, le graphe (d), cas d'un comportement élasto-plastique, montre peu de différences entre les zones *Centre* et *Sub-surface* qui se différencient notamment par leur anisotropie plastique.

Les paramètres sélectionnés pour l'ensemble de nos simulations seront les suivants : d_{min}= 0.1 mm, r_{gth}= 3 mm et nous utiliserons la loi de comportement élasto-plastique établie pour la zone centrale de la tôle pour les calculs en plasticité.

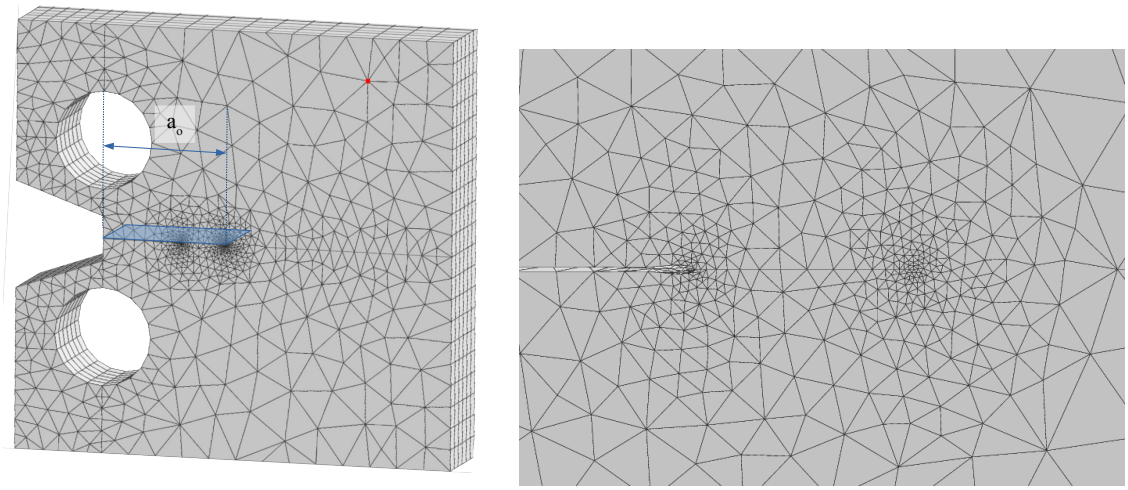


FIGURE 5.17 – Maillage d'une éprouvettes CT20e10 avec fissure droite de longueur a_0= 14 mm et d_{min}= 0.1 mm.

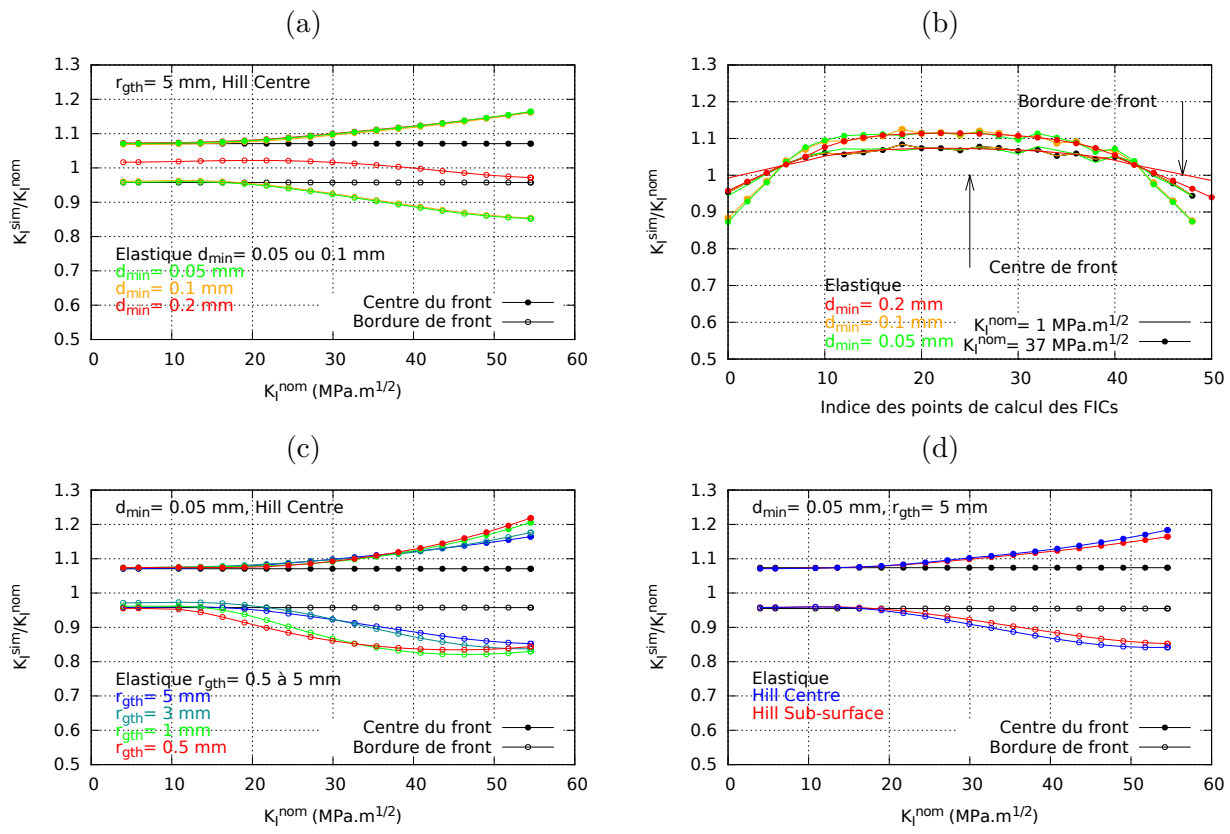


FIGURE 5.18 – Simulation sur CT20e10 avec fissure droite a= 14 mm. Evaluation du ratio K_I^{sim}/K_I^{nom} (Facteur simulé et facteur nominal en mode I) pour différentes tailles d'éléments d_{min} ((a) et (b)) , rayon r_{gth} (c) et trois lois de comportement (élastique, Hill Centre et Hill Sub-surface) (d). Valeur en bordure et au centre du front de fissure.

Loi de propagation

Principe

L'avance de la fissure est réalisée par remaillage local successif du front : pour chaque itération j, chaque point k du front de fissure ($1<k<n_p$) est avancé d'une distance Δa_{kj} (cf. figure 5.16). Par défaut, le déplacement est parallèle à e_1 dans le repère orthonormé local (e_1,e_2,e_3). Précisons que le remaillage est opéré au sein de la zone de rayon r_{mesh}. Le pas d'avancée Δa_{kj} est calculé à partir d'une loi de propagation f :

$$\Delta a_{kj} \sim \Delta N_j . f(K_{I,k,j}, K_{II,k,j}, K_{III,k,j}, R_j, K_{opt,k,j}, ...)$$

f reliant Δa_{kj} aux FICs ainsi que d'autres variables déduites du chargement comme le rapport de charge R.

Choix d'une loi de propagation

Nous utiliserons la loi de propagation du type Forman modifiée présentée au chapitre précédent. Les paramètres identifiés associés aux propagations $L-S$ des matériaux vierge, -5 % et -10 % de déformation sont re-donnés figure 5.4.

Matériau	C (V_0)	m (m')	p=q	K_c	ΔK_{th}	ΔK_r	v	d
$L-S$ **0** %	**5.7**×**10**$^{-6}$ (**2.163**×**10**$^{-4}$)	**1.8** (2.6)	0.4	**38**		**6.8** +2.93(0.1 − R)		**0.22**
$L-T$ **0** %	**5.7**×**10**$^{-6}$ (**2.163**×**10**$^{-4}$)	**1.8** (2.6)	0.4	**45**		**7.3** +2.93(0.1 − R)		**0.25**
$L-S$ **-5** %	**1.5**×**10**$^{-6}$ (**1.697**×**10**$^{-4}$)	**2.3** (3.1)	0.4	**42**	3.15 + 0.2(0.1 − R)	**7.0** +2.93(0.1 − R)	24 − 24(R − 0.1)	**0.07**
$L-S$ **-10** %	**8.4**×**10**$^{-7}$ (**1.190**×**10**$^{-4}$)	**2.5** (3.2)	0.4	**42**		**7.3** +2.93(0.1 − R)		**0.028**

TABLE 5.4 – Paramètres des lois de propagation de Forman modifiées associées aux trois matériaux : 0 % , -5 % et -10 % . (rouge) Paramètres de la composante de Forman et (bleu) paramètres de la composante associée à la transitions.

Loi de bifurcation

Le trajet de propagation peut être soit imposé (droit ou autres formes pré-établies), soit laissé libre. Dans ce dernier cas une loi de bifurcation peut être appliquée à chaque itération : sur l'exemple précédent figure 5.16, l'avancée de fissure Δa_{kj} est alors parallèle à $e_1'(\alpha)$, produit de la rotation de e_1 d'un angle α autour de e_2. Dans le cadre de notre étude, α sera choisi maximisant la contrainte normale au plan de la fissure [Erdogan and Sih, 1963] tel que :

$$\alpha = 2atan\left(\frac{-K_I^{max}/K_{II}^{max} + \sqrt{(K_I^{max}/K_{II}^{max})^2 + 8}}{4}\right) \tag{5.2}$$

Procédure numérique de propagation

Dans le cadre d'une simulation de propagation, l'ensemble de ces étapes sont appliquées conjointement. Un cycle j de propagation se déroule selon les étapes suivantes (cf. figure 5.19) :

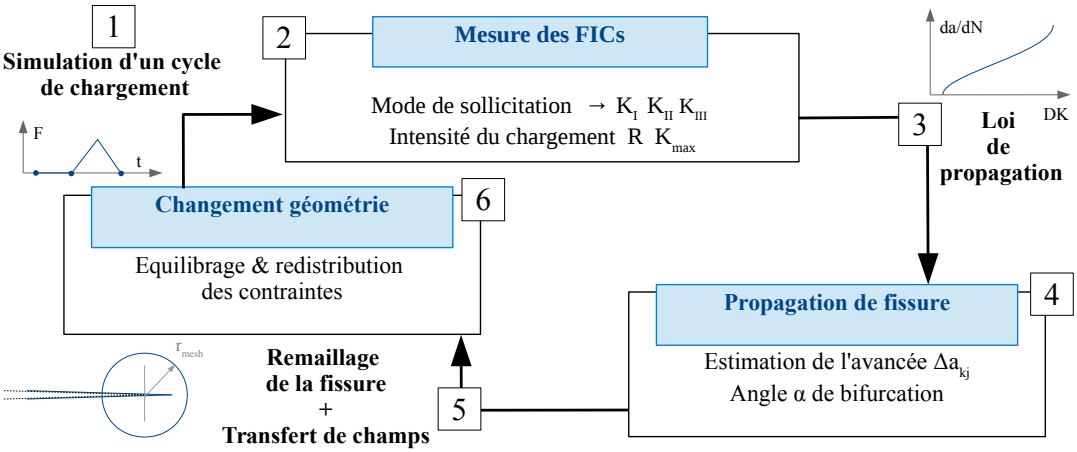


FIGURE 5.19 – Processus itératif pour la simulation de la propagation d'une fissure.

1. Sur un maillage fissuré dont les champs de contraintes/déformations internes sont à l'équilibre, une simulation numérique correspondant à un cycle de chargement en fatigue est réalisée.
2. Les FICs maximum et minimum au cours du cycle sont ensuite estimés en chacun des points k ($1<k<n_p$) du front de fissure selon la procédure précédente. Le paramètre intervenant est alors r_{gth}.
3. Avec la loi de propagation, la vitesse de propagation da/dN_{kj} est calculée en ces mêmes points grâce aux FICs.
4. A partir d'un pas de cycle ΔN, l'avancée de fissure est alors déduite de $\Delta a_{kj} \sim \Delta N da/dN_{kj}$. Rappelons que la courbe Δa_{kj} vs N sera d'autant plus précise que le nombre ΔN est réduit. Si $\Delta a_{kj}>\Delta a^{max}$ (pour au moins un k), un nouveau $\Delta N'=\Delta a^{max}/da/dN_{kj}$ est attribué pour l'ensemble du front, ainsi si ΔN imposé initialement est grand, la propagation sera réalisée à pas d'avance quasi constant à la place d'un pas de cycle constant. En parallèle, l'angle de bifurcation α est calculé selon la formule 5.2.
5. Enfin, le volume de rayon r_{mesh} autour du front est remaillé et la fissure est propagée de la longueur et selon l'orientation donnée par l'angle α. L'état de contraintes/déformations de la structure en fin de cycle est ensuite transféré sur le nouveau maillage. Avant de recommencer une nouvelle itération, une simulation *d'équilibrage*, c'est à dire sans modification des conditions aux limites, doit être réalisée afin d'équilibrer le nouveau maillage : cette phase est incluse dans la simulation de chargement, juste avant le cycle.

5.3.3 Caractérisation de la propagation en fatigue des panneaux

Dans cette section, nous nous interessons à la propagation de la fissure au sein du panneau auto-raidi. En fonction des conditions de calcul, les effets des contraintes résiduelles et de la pré-déformation sont analysés.

Synthèse des simulations

Maillage

Un premier type de maillage est obtenu en insérant une fissure plane de a_0= 4 mm en sommet de raidisseur à X= 15 mm (insertion à X= 15 mm, Y= 0 mm et Z= 24 mm). Pour chacune des deux simulations de formage *Petit angle* et *Grand angle* existe alors 2 situations :

— la fissure est insérée puis l'ensemble des champs de contraintes/déformations issus de l'étape t= 104 s (état déchargé après formage + 1 cycle) de la simulation sont transférés : on obtient une structure fissurée et formée avec des contraintes résiduelles (label *Res*),

— la fissure est insérée dans un maillage où seuls les déplacements issus de l'étape t= 104 s de la simulation ont été transférés : on obtient une structures fissurée et formée mais sans aucune contrainte résiduelle.

Propagation

Nous pouvons autoriser la bifurcation de la fissure (label *Bif*) ou non. Le trajet est dit *Automatique* si chaque pas de propagation est calculé selon le processus itératif décrit à la section précédente (cf. figure 5.19). Dans le cas du trajet dit *Imposé*, la phase 4 est supprimée et la forme et la position du front de fissure de chaque pas sont attribuées : le trajet ainsi imposé suit notamment les chemins expérimentaux mesurés et lissés précédemment (cf. figure 5.7a). Le front est supposé droit (cf. figure 5.14c). Le tableau 5.5 résume chacune des simulation, les paramètres et le nom associé.

Nom	**Angle de formage**	**Contraintes résiduelles**	Matériau	Trajet
E	*Grand*	Non	Elastique	Automatique sans bifurcation
Res + E	*Grand*	Oui	Elastique	Automatique sans bifurcation
E + Bif	*Grand*	Non	Elastique	Automatique avec bifurcation
Res + E + Bif	*Grand*	Oui	Elastique	Automatique avec bifurcation
Imp 1	*Petit*	Oui	Elastique	Imposé
Imp 2	*Grand*	Oui	Elastique	Imposé
Imp 2 NR	*Grand*	Non	Elastique	Imposé

TABLE 5.5 – Synthèse des conditions de simulations de propagation de fissure de fatigue au sein des panneaux auto-raidis. r_{gth}= 5 mm, d_{min}= 0.1 mm et $\Delta a \sim 0.2$ mm.

Effet des contraintes résiduelles sur le trajet de propagation

Propagation automatique

La figure 5.20 compare les trajets pris par la fissure dans le raidisseur au cours des simulations (dans le cas *Grand Angle*) avec le trajet obtenu lors de l'essai N°2. Lorsque la bifurcation est autorisée, on constate une nette déviation de la fissure vers les X positifs. Expérimentalement, la bifurcation est forte et immédiate dès la sortie de l'entaille, en simulation la bifurcation est moins franche : pour le cas *E+Bif*, il y a maintien d'une direction transversale jusqu'en peau alors que pour le cas *Res+E+Bif*, une bifurcation aboutissant à une propagation totalement $S-L$ se produit autour de Z= 3 à -3 mm. Il semble donc que la présence de contraintes résiduelles de formage favorise nettement la bifurcation. Le pas d'avancée Δa est de l'ordre de 0.2 mm : fixer le pas à 0.1 ne modifie que faiblement le parcours. Les trajets sont sensiblement les mêmes dans le cas du *Petit Angle*. La figure 5.21 montre la propagation au sein du raidisseur au cours des simulations *Res+E+Bif* et *E+Bif*. On remarque nettement la différence de chargement en

pointe de fissure induite par les contraintes résiduelles de traction σ_{11}. Par redistribution, la zone de compression est progressivement atténuée.

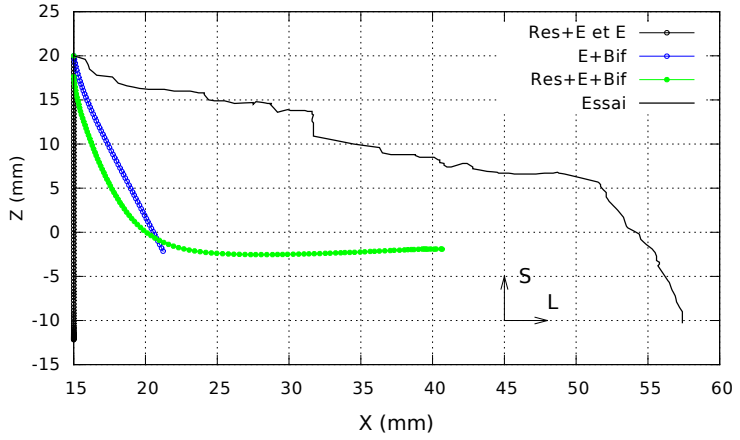


FIGURE 5.20 – Trajet de propagation parcouru par la fissure dans le plan (X,Z) pour l'essai et plusieurs simulations. Cas du *Grand Angle*.

Sur la figure 5.22, sont tracées les valeurs de plusieurs FICs (moyennés sur l'ensemble du front) et d'autres paramètres associés au chargement dans le cas d'une propagation verticale forcée :

— Les valeurs de K^{max} et K^{min} en mode I et II sont considérablement altérés par la présence de contraintes résiduelles : on constate un K_I moyen de 60 MPa$\sqrt{m}$ en sortie d'entaille et décroissant jusqu'à être nul à Z= -5 mm : la zone de compression résiduelle caractérisée plus tôt de Z= 10 à -10 mm (cf. figure 5.10a) compense l'augmentation de K_I et induit un K_I^{min} en compression. En parallèle, on observe une composante de mode II plus élevée dans cette même zone.
— Comme conséquence (cf. figure 5.22c), on note un rapport de charge en mode I local R_I vallant 0. à 0.8 au lieu de 0.1 (= R_F rapport global). Une augmentation du ΔK_I est également remarquée. Nous pouvons raisonnablement considérer l'effet de fermeture de fissure quasi-nul lorsque R> 0.5, c'est à dire Z= 20 à 5 mm.
— La valeur de l'angle α(cf. figure 5.22d) peut être estimée : précisons que cela n'exprime qu'un *potentiel* de bifurcation. Cela exprime toutefois une forte tendance à la bifurcation à la base du raidisseur.
— Précisons qu'une valeur de FICs moyen aussi élevée ($\sim$ 40 à 60 MPa$\sqrt{m}$) rend difficile de réaliser ces mêmes calculs avec un comportement plastique : nous avons établi précédemment un domaine de ΔK valide restreint à 40 MPa$\sqrt{m}$ (cf. figure 5.18). Il est également préférable de limiter la taille du rayon r_{gth} : le seuil de validité semble augmenter de façon logarithmique avec r_{gth} ce qui limite l'efficacité et d'autre part, la mesure est perturbée lorsqu'un bord ou un congé est inclus dans le volume d'intégration. Il est ainsi plus raisonnable de conserver un comportement élastique.

L'effet des contraintes résiduelles sur le trajet de propagation simulé s'explique par la présence d'une zone de compression résiduelle apportant les conditions favorisant la bifurcation grâce à la diminution du K_I moyen et l'injection d'une composante de mode II (K_{II}). Cet effet de deviation se confirme dès lors que la bifurcation est autorisée (cf. figure 5.23) : les FICs restent sensiblement les mêmes avec cette fois-ci une plus grande pré-dominance du mode I. En présence de contraintes résiduelles, on remarque ainsi un pic d'angle α au voisinage de Z= 0 mm (angle relatif).

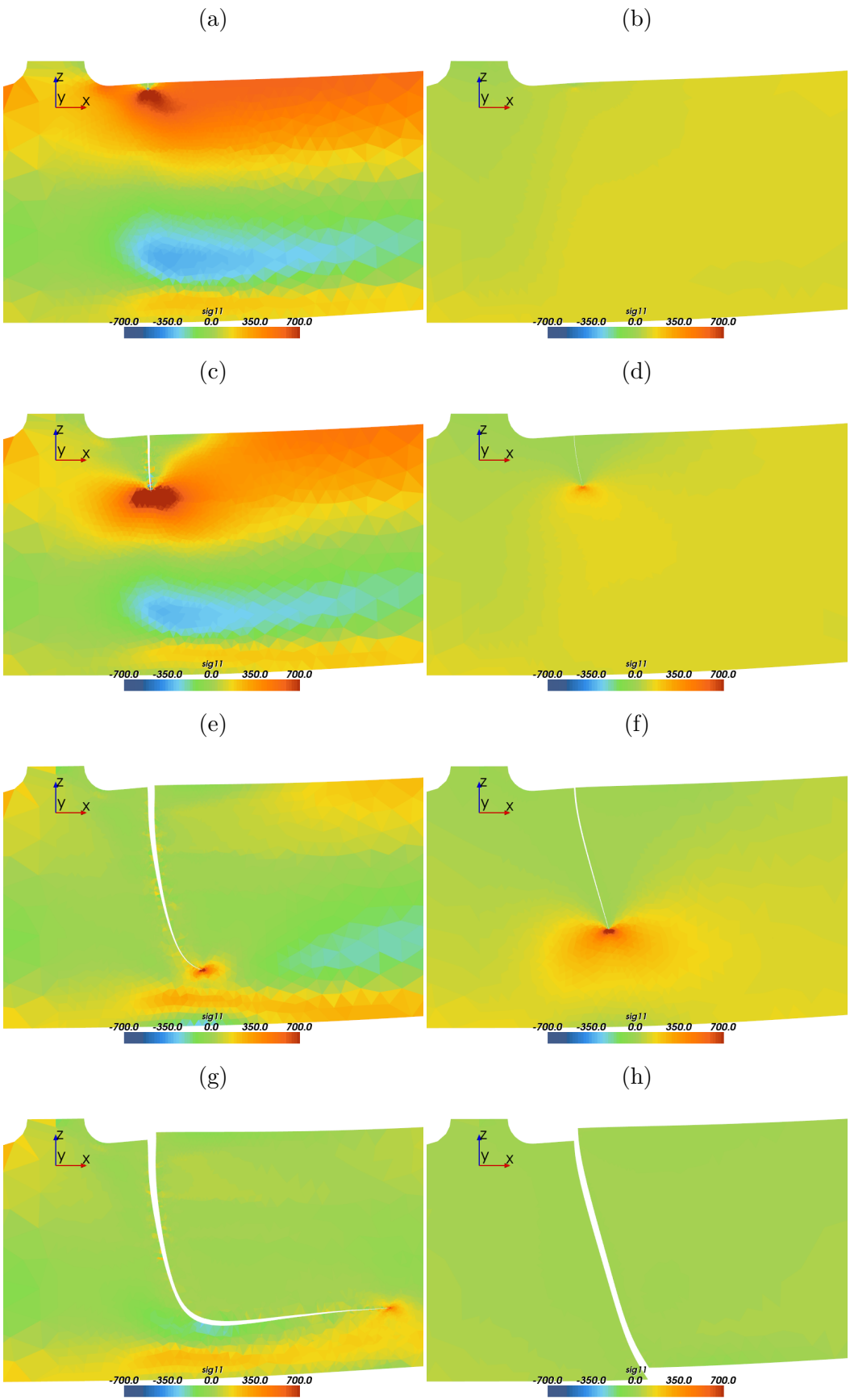


FIGURE 5.21 – Coupe transversale du maillage selon le plan (X,Z) et affichage de la valeur des contraintes σ_{11} moyennée sur chaque éléments. Propagation de la fissure à travers le raidisseur au cours de la simulation *Res+E+Bif* (a,c,e,f) et *E+Bif* (b,d,f,h) au minimum de chargement.

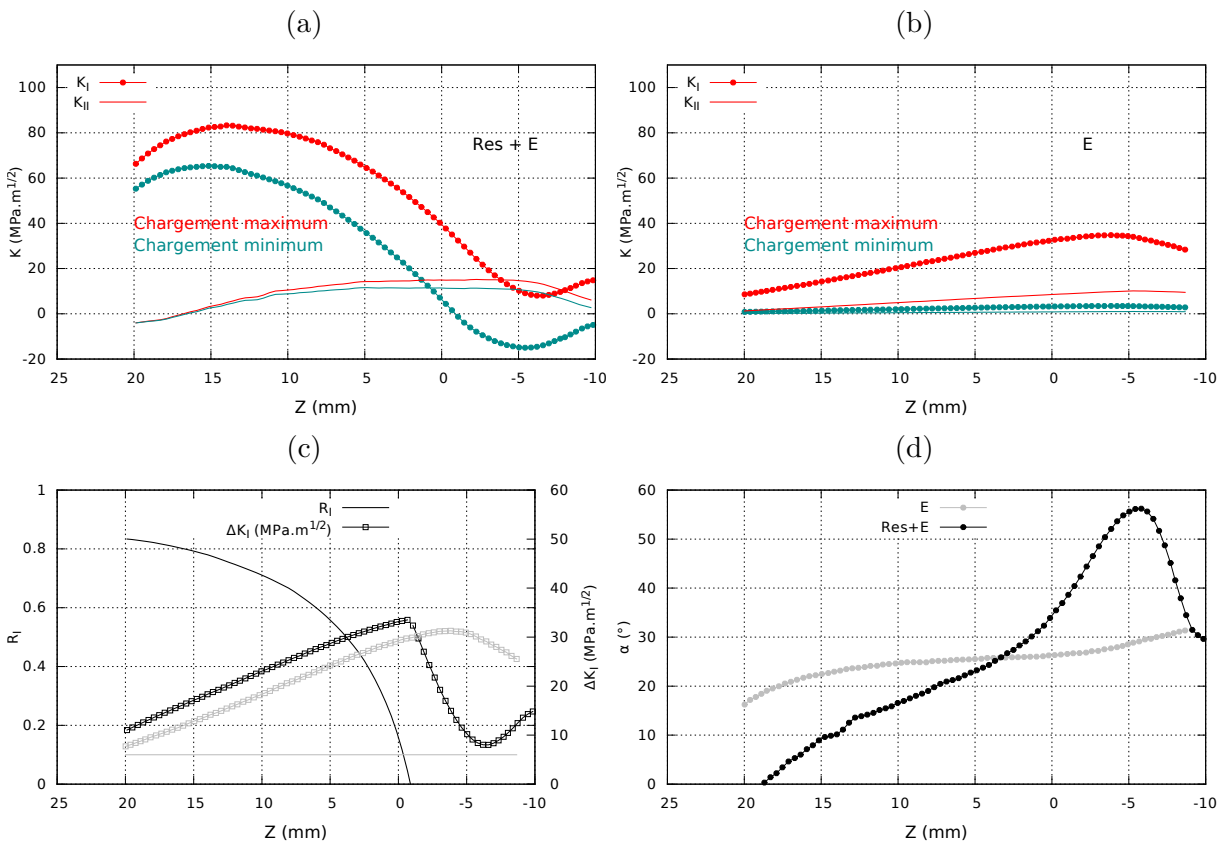


FIGURE 5.22 – Valeur des facteurs d'intensité de contrainte (K_I,K_{II}) ((a) et (b)), du rapport de charge R_I (c) et de l'angle potentiel de bifurcation α (d) en fonction de l'abscisse Z. Simulation E et $Res + E$.

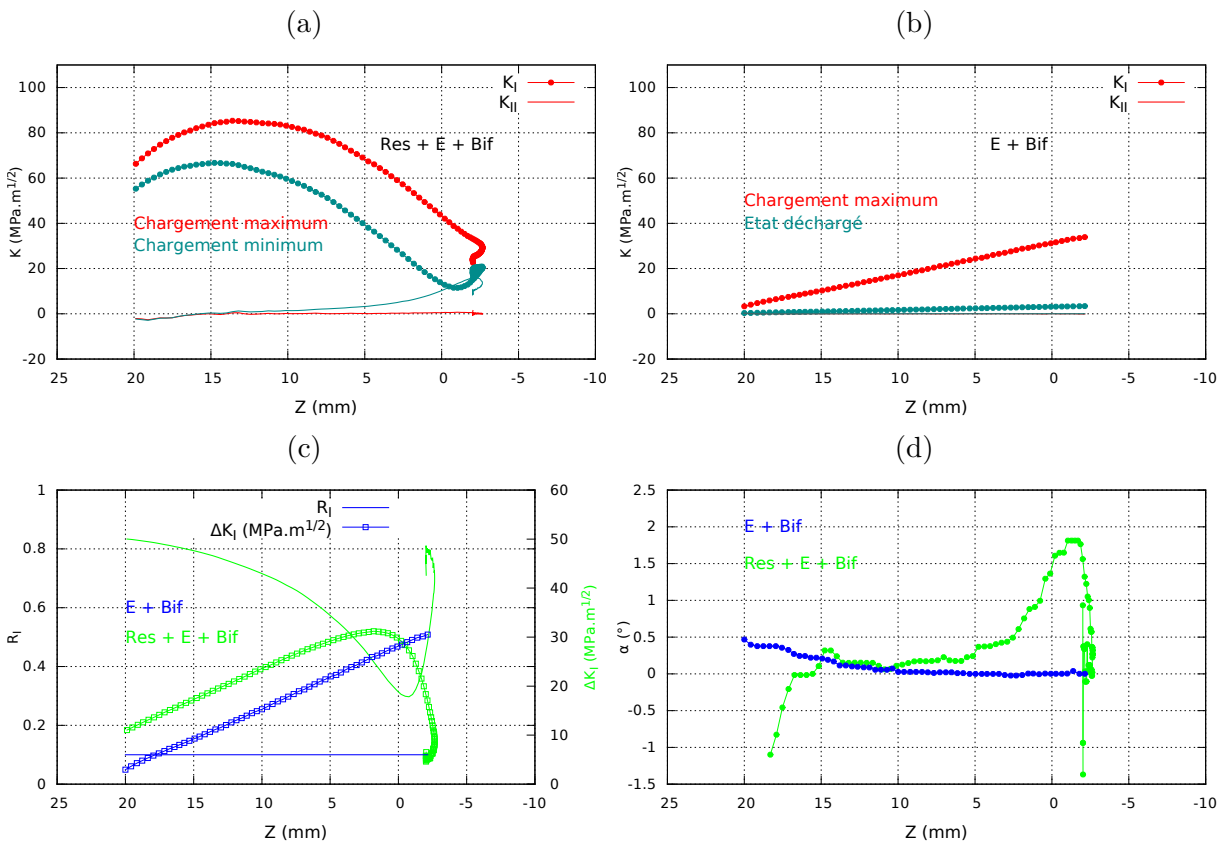


FIGURE 5.23 – Valeur des facteurs d'intensité de contrainte (K_I,K_{II}) ((a) et (b)), du rapport de charge R_I (c) et de l'angle potentiel de bifurcation α (d) en fonction de l'abscisse Z. Simulation *E + Bif* et *Res + E + Bif*.

En revanche, ceci n'explique pas le comportement de la fissure durant l'essai. Deux choses sont à mettre en évidence expérimentalement : la fissuration reste stable et sans déchirure ductile alors que la simulation (*Res+E+Bif*) montre des conditions de chargement en sortie d'entaille ($\Delta K \sim 10$ MPa$\sqrt{m}$ et $R \sim 0.8$) plus sévères que les conditions appliquées sur l'essai sur l'éprouvette CT20e10m5-D ($\Delta K_c < 8$ MPa$\sqrt{m}$ et $R \sim 0.8$). De plus, la bifurcation se produit sur nos essais dès la sortie de l'entaille et donc plus en amont de la zone de compression résiduelle. Un ensemble d'éléments permettent de clarifier ces comportements :

— Nous avons constaté au chapitre précédent, entre des essais sur CT10 et CT20e10 que le niveau du facteur d'intensité de contraintes critique ΔK_c est sensiblement impacté à la hausse par la géométrie (cf. figure 4.42b). Il est donc raisonnable de penser que dans le cadre d'un essais sur structure, le ΔK_c augmente davantage et que des valeurs plus élevées de ΔK puissent être tolérées. Remarquons aussi que dès l'amorçage, la fissure n'est pas orientée en $L-S$ pur mais davantage en $S-L$, orientation susceptible de diminuer très fortement le chargement en mode I.

— Il a aussi été mis en évidence sur les essais sur CT20e10 (cf. section 4.5.8) une nette sensibilité à la bifurcation spontanée et une propagation $S-L$ intergranulaire (délaminage) lorsque le rapport de charge R est particulièrement élevé, phénomène rencontré sur beaucoup d'alliage [Sinclair, 1997, Crill, 2006, Schubbe, 2009]. Certes, cette tendance n'a été constatée que sur les matériaux pré-tendus, or en sortie de l'entaille (Z= 20 mm) le matériau est clairement encore pré-comprimé à -7 % (cf. figure 5.10b). Toutefois, il n'est pas exclu que l'effet de structure, le rapport de charge extrêmement élevé et une composante K_{II} non nulle (situation de chargement mixte $K_{II} \sim 5$ MPa$\sqrt{m}$) puisse provoquer ce phénomène.

Propagation avec trajet imposé

La figure 5.24 retrace dans le repère (X,Z) les chemins de propagation expérimentaux ainsi

que les courbes lissées associées utilisées pour le maillage de la fissure. Les principales zones dont les contraintes résiduelles de formage σ_{11} en compression ou en traction sont mises en évidence. La simulation de propagation dont le trajet est imposé nous permet alors de confronter les valeurs des FICs avec la vitesse de propagation curviligne ds/dN expérimentale (cf. figure 5.25(b,c)) :

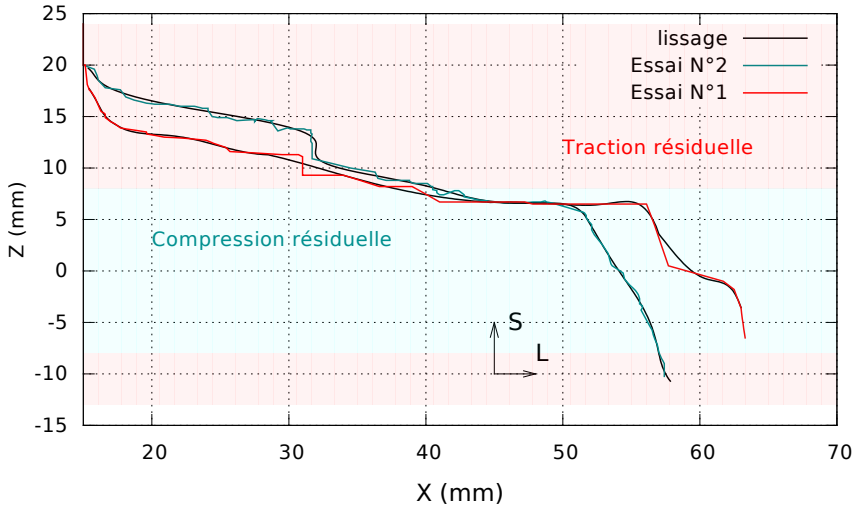


FIGURE 5.24 – Trajet de propagation suivi par la fissure dans le plan (X,Z) pour les essais n°1 et n°2. Données expérimentales et courbes lissées. Délimitation des régions sous contraintes résiduelles de formage σ_{11} de traction et de compression.

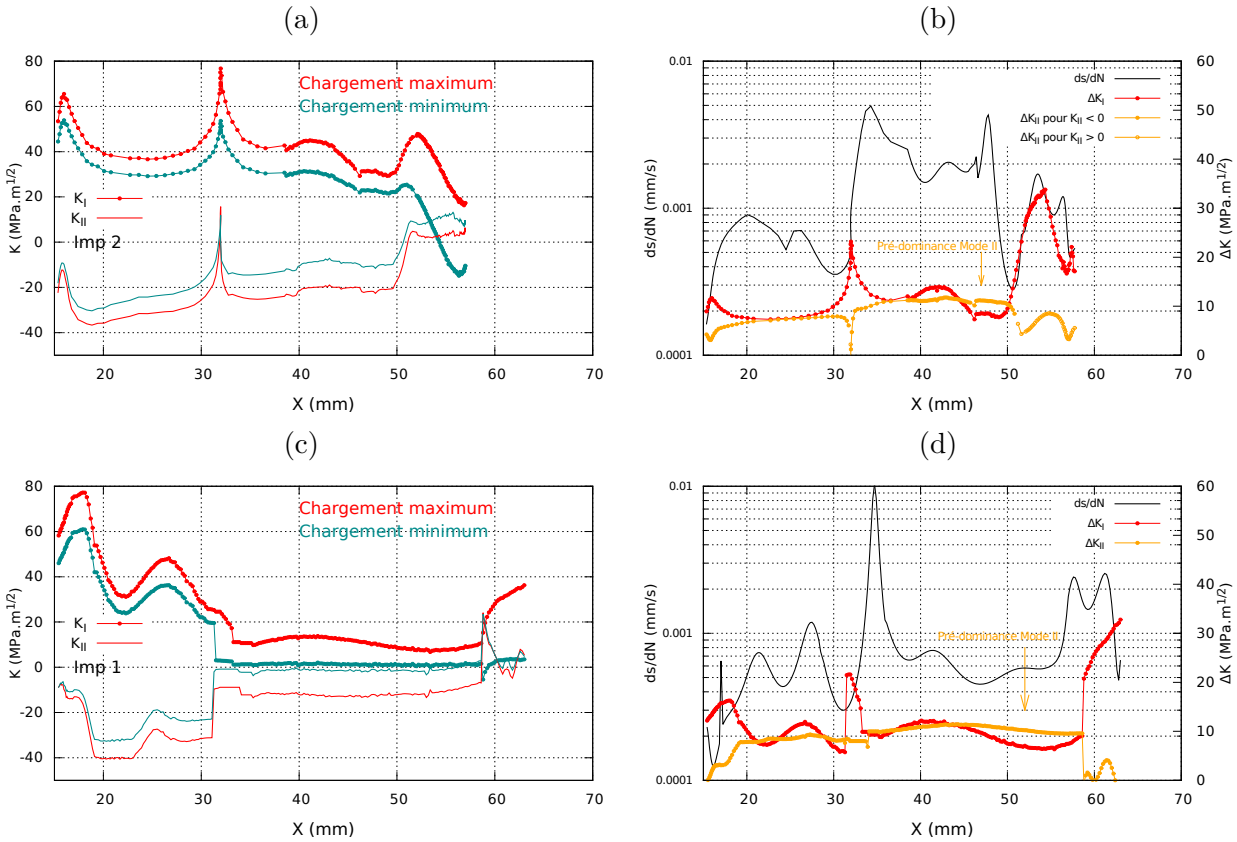


FIGURE 5.25 – Valeur des facteurs d'intensité de contrainte (K_I,K_{II}) ((a) et (c)) et vitesse de propagation ds/dN ((b) et (d)) en fonction de X. Simulation *Imp 1* et *Imp 2*.

— De X= 15 à 30 se déroule une première déviation de la fissure de $L-S$ entrainant une chute des K_I et K_{II} et une diminution de ΔK_I au profit de ΔK_{II} et les deux valeurs

s'équilibre autour de 7 MPa$\sqrt{m}$. En parallèle, la vitesse augmente mais reste inférieure à 0.001 mm/s. Ceci montre qu'une autre force motrice que celle du maximum de mode I, pilote le trajet de la fissure (cf. figure 5.25(b,c)).

— A X= 32 mm se produit une nette accélération induite par une bifurcation en configuration $L-S$ pure sur 3 mm : le mode I est alors favorisé.

— Suit alors un retour en configuration $S-L$ et les mode I et II sont de nouveau équilibrés mais cette fois-ci autour de 12 MPa$\sqrt{m}$ et la vitesse a augmentée de presque une décade.

Certains comportements sont attribués à une compétition entre l'influence du mode I sur le trajet (et la vitesse) et la tendance au délaminage $S-L$: la propagation $S-L$ est caractérisée par des vitesses plus importantes et elle est toujours favorisée en dépit d'une composante ΔK_{II} et K_{II} parfois très présente. De plus, les deux premières bifurcations $L-S \rightarrow S-L$ (X= 15 et 32 mm) coincident avant avec K_I moyen élevé ($\sim$ 40 à 60 MPa$\sqrt{m}$) pouvant favoriser la bifurcation. La dernière bifurcation, $S-L \rightarrow L-S$, coincide avec une baisse de K_I et de ΔK_I et une augmentation de ΔK_{II} (X= 45 à 50 mm) : favorisant la bifurcation. Après cette dernière bifurcation, le K_I moyen est bien plus faible ($\sim$ 10 à 20 MPa$\sqrt{m}$) ce qui ne favorise pas de nouvelles bifurcations $L-S \rightarrow S-L$. Cette baisse du K_I moyen est attribuée à la zone de compression résiduelle traversée à cette hauteur. Pour le calcul *Imp 1* (cf. tableau 5.5), le niveau de chaque FIC est plus faible mais nous pouvons faire les mêmes observations.

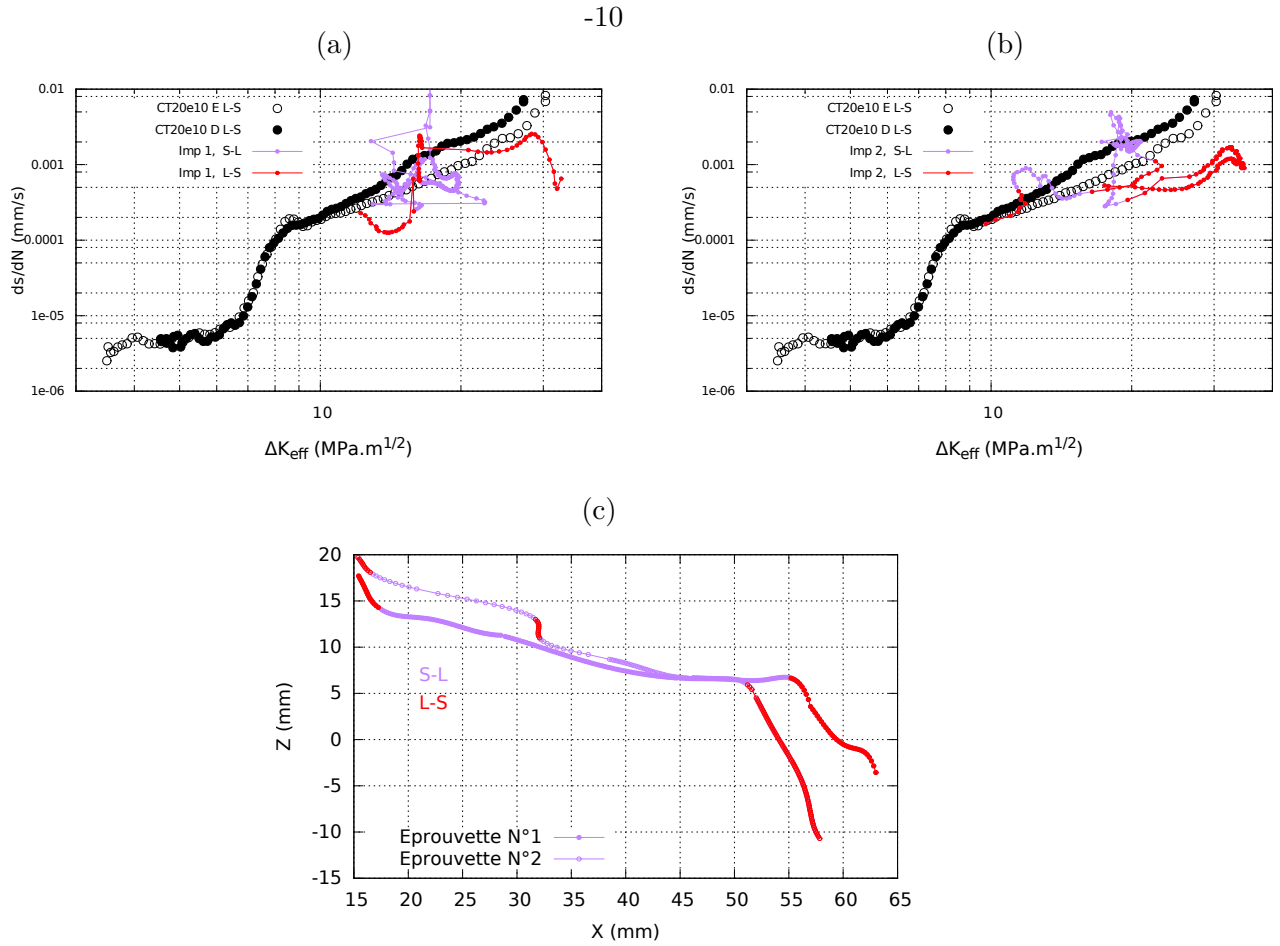


FIGURE 5.26 – Comparaison des courbes de vitesses de propagation expérimentales sur CT20e10 da/dN vs ΔK_I avec les courbes ds/dN vs ΔK_{eq} estimée au sein du raidisseur sur l'éprouvette (a) N°1 et (b) N°2. (c) Trajets de propagation associés.

Vitesse de propagation

Courbes ds/dN ***vs*** ΔK_{eq}

L'exploitation conjointe des simulations *Imp 2* et *Imp 2 NR* (cf. tableau 5.5) et des données expérimentales de vitesse ds/dN permettent de réaliser une comparaison entre la loi de propagation estimée plus tôt sur les éprouvettes CT20e10 et celle estimable sur les structures auto-raidies. En situation de chargement multiaxial, un facteur d'intensité de contrainte équivalent pour mode mixte I/II K_{eq}=$K(K_I, K_{II})$ est nécessaire. Nous avons choisi l'expression 5.3 proposée par Tanaka [Tanaka, 1974]. Un terme associé au mode III est originellement inclus dans l'équation, néanmoins ce mode est proche de zéro dans notre cas.

$$K_{eq} = \left(K_I^4 + 8K_{II}^4\right)^{1/4} \qquad \Delta K_{eq} = \left(\Delta K_I^4 + 8\Delta K_{II}^4\right)^{1/4} \tag{5.3}$$

Il est alors possible de tracer les courbes ds/dN vs ΔK_{eq} pour chaque structure (cf. figure 5.26). La distinction est faite entre la propagation $L-S$ et $S-L$. Les résultats sont comparés avec les courbes da/dN vs ΔK_I expérimentales sur CT20e10.

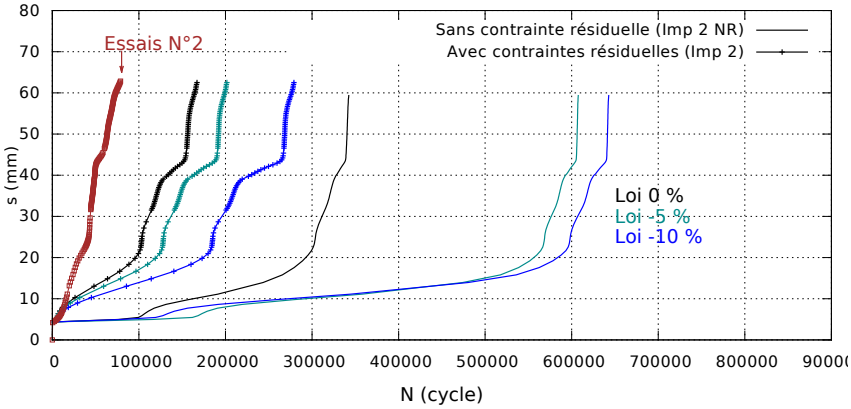
— Pour un même ΔK_{eq}, on constate de nouveau une nette différence de vitesse entre la propagation $L-S$ et $S-L$ en particulier pour l'éprouvette N°2 où cette différence croît significativement avec ΔK_{eq}.
— La comparaison avec les courbes sur CT20e10 est globalement meilleure pour la propagation $S-L$ et se dégrade également pour les valeurs de ΔK_{eq} plus élevées. Toutefois, en considérant les nombreux niveaux de traitement de lissage, remaillage et de simulation nécessaires à la génération des courbes, le comparatif reste tout de même satisfaisant.

Courbes $N = f(s)$

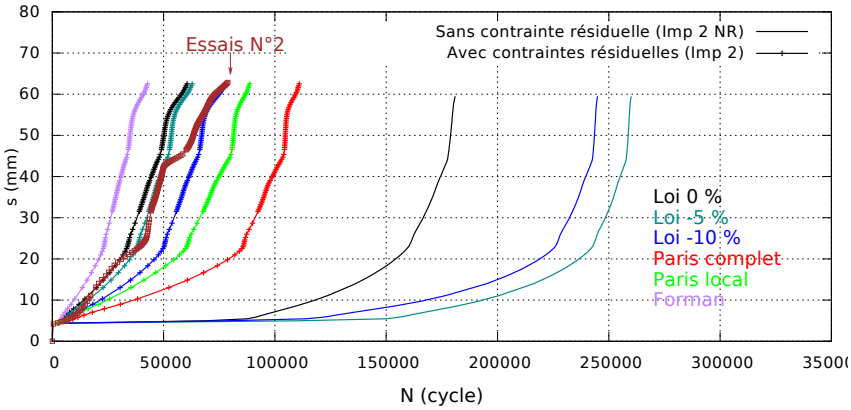
A partir des simulations *Imp 2* et *Imp 2 NR*, nous pouvons aussi estimer les conséquences des contraintes résiduelles et la pré-déformation sur la longueur de fissure curviligne s (mm) en fonction du nombre de cycles N. Nous nous intéresserons notamment à la durée de vie du raidisseur, c'est à dire le nombre de cycle $N_{raidisseur}$ nécessaire à la fissure, une fois amorçée, pour se propager jusqu'en peau.

Les trois lois de Forman modifiées (cf. figure 4.53), ainsi que les lois de Paris (cf. figure 4.51) ont été utilisées selon le processus décrit précédemment (cf. figure 5.19). Les courbes s vs N associées sont alors tracées figure 5.27 : les calculs sont réalisés avec K_{eq} (mode mixte) (a) ou seulement K_I (mode I).

— La prise en compte des modes I et II dans la propagation est plus représentatif de l'essai : en mode I seulement la propagation est ralentie d'un facteur 3 à 10 vis à vis de l'essai (graphe (a) et (b) comparaison de la courbe expérimentale avec les courbes simulées).
— On remarque que la présence de contraintes résiduelles diminue considérablement la durée de vie : celle-ci est 3 à 5 fois plus faible (suivant le niveau de pré-déformation) avec un écart maximum de 200000 cycles : ceci est notamment attribué à l'effet du rapport de charge induisant en début de propagation des niveaux de vitesse plus élevés. (graphe (b) courbes *Imp NR* et *Imp*)
— En revanche, entre le matériau *vierge* et -10 % , la durée de vie augmente de 10000 cycles seulement : l'effet de la pré-déformation semble moins conséquent que celui des contraintes résiduelles (graphe (b) courbes *Imp* noir et bleu).
— Les modèles les plus représentatifs sont les lois de Forman modifiées en particulier les lois associées aux matériaux vierge et pré-comprimés à 5 % . En revanche, les lois du type Paris (vert et rouge) ou Forman standard (violet) sont moins satisfaisantes : les lois de Paris n'intègrent pas l'augmentation de vitesse propres aux rapport de charge élevés ce qui ralentit significativement la propagation. La loi de Forman standard ne présente pas de pseudo-plateau ce qui induit inversement une accélération sur les premières phases de la fissuration (graphe (b) courbes *Imp* rouge, verte et violette).



(a)



(b)

FIGURE 5.27 – Longueur de fissure curviligne s en fonction du nombre de cycle N au sein du raidisseur. (a) Mode I et (b) mode mixte.

5.4 Conclusion

Dans ce chapitre, le comportement en fatigue à l'amorçage et en propagation des structures auto-raidies a été caractérisé.

Une campagne d'essais de fatigue a été réalisée sur les éprouvettes préalablement formées à froid au chapitre 2. Sur une machine de traction combinée à l'assemblage *pantographe*, toutes deux ont été soumises à un chargement cyclique représentatif des conditions de vols.

— Aucun amorçage n'a été constaté au cours des 100000 premiers cycles pour les deux angles de formage testés. L'amorçage a pu être initié en répétant l'essai après usinage d'une entaille de 4 mm de long en sommet de raidisseur.
— Sur les deux essais de propagation, il a été observé un phénomène de bifurcation conséquent menant à la propagation de la fissure selon $S-L$ à mi-hauteur du raidisseur pour finalement bifurquer de nouveau en $L-S$ avant d'atteindre la peau. La propagation en peau est essentiellement $L-T$ mais est par conséquent décalée de 40 à 50 mm selon la longueur du raidisseur par rapport à l'entaille.
— La propagation est sensiblement plus rapide en peau que dans le raidisseur.
— La phase d'amorçage et la propagation au sein du raidisseur est plus rapide sur l'éprouvette n°2, c'est à dire l'éprouvette où l'angle de formage est plus grand.

Une simulation du chargement en fatigue des panneaux formés a été réalisée à partir des simulations de formage du chapitre 2.

— Les déformations ont été estimée par l'intermédiaire des jauges numériques au cours de plusieurs cycles de chargement : la comparaison avec les résultats expérimentaux est jugée très satisfaisante.
— Un examen des champs internes montre que le chargement cyclique se traduit au voisinage du liston essentiellement par une composante d'amplitude $\Delta\sigma_{11}$= 90 à 100 MPa à la fois dans le raidisseur et en peau.
— On constate notamment que les contraintes résiduelles de formage modifient considérablement les conditions de sollicitation cycliques. La présence de contraintes résiduelles augmente le rapport de charge interne R_{11} de 0.1 à plus de 0.8 en fonction des régions.
— La bonne connaissance de R_{11} et du chargement moyen σ_{11}^{moy} comparée aux résultats des essais sur éprouvettes oligocycliques à permis de justifier la durée de vie à l'amorçage de la structure en l'absence d'entaille.

Enfin, une série de simulations de propagation de fissure $L-S$ a été réalisée et plusieurs configurations de propagation ont été testés avec notamment le choix de la loi de propagation et celui de prendre en compte les champs de contraintes résiduelles. Les conclusions apportées sont déclinées selon plusieurs problématiques :

— **Les contraintes résiduelles et le chargement :**
. Par la présence d'un K_{min} positif résiduel élevé, les contraintes résiduelles ont pour effet d'augmenter considérablement le rapport de charge à plus de 0.8 en sortie d'entaille. L'amplitude de chargement ΔK restant globalement équivalente.
. Inversement, la zone de compression résiduelle de formage (présente à la base du raidisseur) impose un K_{min} faible ou négatif, ce qui réduit voire annule le rapport de charge.
. Les contraintes résiduelles favorisent significativement le mode mixte.

— **Les contraintes résiduelles et le trajet de propagation :**
. La zone de compression résiduelle est susceptible de dévier la fissure d'une propagation essentiellement $L-S$ à une propagation $S-L$ notamment par injection d'une composante K_{II}. Ce phénomène n'est toutefois pas jugé responsable des bifurcations constatées expérimentalement sur les panneaux.
. Les bifurcations observées expérimentalement sont davantage attribuées à une interaction entre les contraintes résiduelles (R élevé + mode mixte) et la microstructure qu'aux effets du mode mixte seul. Est notamment mis en cause le lien entre le chargement moyen et la sensibilité du matériau à la bifurcation spontanée par délaminage, aspect conforté par la littérature et nos essais sur CT20e10.

. La loi de bifurcation utilisée n'est donc pas suffisante. Dans une perspective d'amélioration de la simulation, il serait pertinent d'intégrer l'anisotropie ($L-S$, $S-L$) ou les effets de friction dans la loi de bifurcation. Ces question ont été traitée par certains auteurs [Meggiolaro, 2005, Matvienko, 2012].

— **Les contraintes résiduelles et la durée de vie :**
. Le nombre de cycles à la rupture du raidisseur $N_{raidisseur}$ varie d'un facteur 100 suivant les configurations de trajet et de loi de propagation. Il est toutefois à noter que pour un même trajet de fissure, les contraintes résiduelles accélèrent considérablement la propagation : d'un facteur 3 à 5 pour le *Imp2* et d'un facteur 5 à 10 pour un trajet droit. En cause, principalement l'augmentation du rapport de charge R.

— **Contribution de la loi de propagation et de la pré-déformation :**
. La loi de propagation de Forman modifiée proposée semble être plus représentative du comportement en propagation de l'alliage 2024T351 que la loi Paris ou la loi de Forman *standard*.
. L'influence de la pré-déformation liée au formage à froid sur la propagation a été estimée par la comparaison de plusieurs lois de propagation associées chacune à un niveau de pré-déformation différent. Nous avons pu voir sur les courbes da/dN vs ΔK que les vitesses de propagation sont plus faibles à mesure que le matériau est pré-déformé : la conséquence est que la propagation de la fissure au sein du raidisseur est ralentie en présence d'écrouissage ce qui participe à augmenter la durée de vie. Cette augmentation est en revanche plus ténue que celle induite par les contraintes résiduelles : on constate une augmentation de la durée de vie de 30 % maximum. La prise en compte de l'influence du formage à froid sur la durée de vie de la structure est donc capital majoritairement à cause des contraintes résiduelles.

Il y a plusieurs apports scientifiques dans ce chapitre. Les essais sur panneaux auto-raidis constituent un base expérimentale précieuse sur le comportement en fatigue en propagation d'une structure complète de grande taille. Il est de plus assez rare de réaliser un suivi par caméra de la propagation sur des fissures aussi étendues. En parallèle, bien que le module *Z-cracks* pour la simulation de la propagation en fatigue se généralise, son usage dans le cadre d'une structure complexe pré-déformée comprenant un champs de contraintes résiduelles aussi marqué est inhabituel. Nous avons utilisé cet outil numérique dans l'exploitation de l'essai de fatigue sur une structure auto-raidie : l'insertion du trajet de fissure expérimental au sein d'une grande structures pré-contrainte est rare.

Chapitre 6

Conclusion

6.1 Synthèse

Les objectifs de cette thèse sont de comprendre l'effet de la pré-déformation ainsi que l'effet des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue, à l'amorçage et en propagation, de l'alliage d'aluminium 2024-T351. Ces problématiques ont été abordées à travers l'étude à la fois expérimentale et numérique de l'influence du formage à froid sur le comportement en fatigue d'une éprouvette de panneau auto-raidi.

Caractérisation de la tôle d'alliage 2024T351

Une analyse microstructurale du matériau a été réalisée à plusieurs profondeurs de la tôle. Nos observations mettent en évidence un fort gradient de microstructure (texture et taille de grains) dans la demie-épaisseur, attribué à une recristallisation partielle de la tôle après laminage. Une corrélation a été établie avec un gradient de propriété plastique présent également selon la demie-épaisseur : une campagne d'essais de traction sur éprouvettes plates a pu montrer la diminution de la limite d'élasticité et une évolution de l'anisotropie plastique entre le centre de la tôle et la surface. Ces gradients dans la demie-épaisseur ont été synthétisés en quatre couches homogènes de propriétés mécaniques et de microstructures distinctes. Les paramètres d'un modèle de comportement élasto-plastique anisotrope ont été identifiés pour chaque couche.

Caractérisation du formage à froid

Une simulation numérique du formage à froid d'une éprouvette de panneau auto-raidi à été proposée. Les différents *set* de paramètres de la loi de comportement identifiés précédemment ont été exploités afin d'intégrer les propriétés anisotropes et hétérogènes de la tôle. En parallèle, des essais de formage ont été menés sur deux éprouvettes à l'échelle 1 : les données expérimentales enregistrées, correspondantes aux déformations mesurées par des jauges collées de part et d'autre de la structure, ont notamment permis de valider la simulation. L'état résiduel, après formage et décharge, a été analysé :

- la plasticité est essentiellement localisée dans le raidisseur en état de compression uniaxiale selon la direction L allant jusqu'à un maximum de -8 % ,
- d'importantes contraintes résiduelles, fortement uniaxiales et orientées selon L ont été constatées dans le raidisseur, dont le sommet est soumis à de la traction, la mi-hauteur à de la compression.

Effets de la pré-déformation sur les propriétés en fatigue

Fabrication des matériaux pré-déformés

Des essais de compression et de traction uniaxiaux ont été conduits sur des éprouvettes grandes dimensions : des lopins et des éprouvettes plates *OS*. Un suivi par deux caméras associé à un traitement de corrélation d'image ont permis de piloter l'essai et d'estimer les gradients de

déformations plastiques à travers chaque éprouvette. La géométrie de type Rastegaev utilisée pour les lopins s'est révélée efficace pour assurer une compression jusqu'à -10 % très homogène sur un cylindre de diamètre 54 par 34 mm de haut. Les éprouvettes *OS* ont permis la traction homogène d'un volume de 300 mm de long jusqu'à +10 % sans problème de striction. Un ensemble de volumes pré-déformés uniformément à -10 % , -5 % , +5 % , +7.5 % et +10 % a été constitué.

Caractérisation en fatigue du matériau vierge et pré-déformé

Des essais de fatigue ont été réalisés sur des éprouvettes de fatigue CT et oligocycliques extraites de la tôle (vierge de déformation) et des volumes de matériaux pré-déformés ;

- Les essais de propagation sur CT sur le matériau vierge ont mis en évidence un effet *pseudo-plateau* particulièrement visible se traduisant par un régime à vitesse constante et faible ($da/dN < 10^{-5}$ mm/cycle) et à faible chargement ($\Delta K <$ 8 MPa$\sqrt{m}$), et un régime linéaire de Paris ($da/dN > 10^{-4}$ mm/cycle) à chargement élevé ($\Delta K >$ 10 MPa$\sqrt{m}$) ;
- la pré-déformation a pour effet de diminuer visiblement la vitesse en propagation $L-T$;
- on constate une dissymétrie de la pente et de l'offset du domaine de Paris entre la pré-compression et la pré-traction ;
- la pré-traction augmente la sensibilité du matériau à une bifurcation $L-S \rightarrow S-L$ spontanée ;
- les propriétés à l'amorçage en fatigue sur éprouvettes oligocycliques sur le matériau vierge se sont révélées conformes à la littérature, et peu d'effets significatifs de la pré-déformation sur la durée de vie ont été constatés.

Une loi de propagation du type Forman a été choisie et modifiée pour pouvoir intégrer le phénomène de pseudo-plateau. Un jeu de paramètres a été identifié pour chacun des état de pré-déformation du matériau.

Comportement en fatigue d'une structure auto-raidie

Les deux éprouvettes de panneau formées à froid ont été soumises à un chargement cyclique en traction de 114,7 kN. Il n'a été constaté aucun amorçage en fatigue au cours des 100000 premiers cycles. Par la suite, une entaille insérée en sommet de raidisseur est nécessaire afin de forcer l'initiation. Sur les deux éprouvettes, à la place d'une propagation présupposée $L-S$ et droite jusqu'en peau, il a été observé une bifurcation de la fissure dès la sortie de l'entaille jusqu'à l'orientation $S-L$ parallèle à la direction du chargement.

A partir de la simulation de formage, une simulation numérique du chargement cyclique des panneaux formés a été réalisée. Les résultats expérimentaux obtenus au cours du cyclage de la structure (avant insertion de l'entaille) ont permis de valider cette simulation. L'analyse complète des amplitudes de contraintes internes comparées aux résultats des essais sur éprouvettes oligocycliques a permis de justifier l'absence d'amorçage de la structure sans entaille.

Enfin, plusieurs simulations de la propagation d'une fissure de fatigue au sein du panneau formé ont été proposées pour étudier le comportement de la fissure au sein de la structure. La question de l'effet des contraintes résiduelles a été traitée en choisissant de conserver ou non, dans la simulation, les champs résiduels issus du formage. La question de l'effet de la pré-déformation a été abordée en utilisant la loi de propagation de Forman modifiée avec les paramètres associés au matériau vierge ou bien comprimé à -5 % ou encore -10 % .

Ces simulations nous ont permis de mieux comprendre les intéractions entre les conséquences du formage et la propagation d'une fissure de fatigue au sein du panneau auto-raidi en termes de trajet et de vitesse.

- La présence de contraintes résiduelles de formage impacte significativement le rapport de charge et favorise le mode mixte. L'insertion des contraintes résiduelles dans chaque simulation accélère la propagation et dévie fortement le trajet de la fissure ;
- les contraintes résiduelles après formage ont un impact majeur sur les bifurcations observées par simulation. Celle-ci dépend du ratio $\Delta K_{II}/\Delta K_I$. Expérimentalement, un second phénomène de bifurcation en mode II est observé (et se produit avant que la fissure at-

teigne la zone de compression) et est favorisé par la pré-déformation et un rapport de charge élevé ;
— l'effet de l'écrouissage à froid se traduit majoritairement par un ralentissement de la propagation et une augmentation de la durée de vie globale de la structure ;
— l'action des contraintes résiduelles sur la durée de vie de la structure est bien plus intense que l'action de la pré-déformation ;
— la simulation de l'essai prenant en compte les contraintes résiduelles, le mode mixte dans le calcul du facteur d'intensité de contrainte et une loi de propagation de Forman modifiée, associée à un matériau pré-comprimé, permet de predire la durée de vie en fatigue de la structure.

6.2 Perspectives

Les caractérisations de la tôle effectuées en fonction de l'épaisseur ont montrées une forte variation de la microstructure (texture et morphologie des grains). Celle-ci se traduit par un gradient dans les propriétés mécaniques. Il serait particulièrement pertinent de conduire une approche micro-macro intégrant la plasticité cristalline, soit avec une méthode d'homogénéisation [Cailletaud and Pilvin, 1994] soit une méthode par champs complet.

La loi de comportement élasto-plastique identifiée dans ces travaux présente seulement une composante d'écrouissage isotrope ainsi qu'un critère de plasticité anisotrope de type Hill. Nous avons pu constater qu'une loi de cette forme est suffisament performante et représentative des propriétés plastiques du matériau vis à vis des besoins de l'étude. Il est toutefois envisageable d'enrichir significativement cette loi :
— en introduisant une composante d'écrouissage cinématique (loi de Prandtl-Reuss) dans le cas où les propriétés plastiques sous chargement cyclique nécessitent d'être affinées ;
— en privilégiant un critère de plasticité anisotrope plus complet comme celui de Bron-Besson [Bron and Besson, 2004] permettant une simulation du comportement anisotrope de la tôle plus précise ;
— en indexant les paramètres de la loi de comportement à l'abscisse Z pour une prise en compte *continue* de l'hétérogénéité des propriétés mécaniques au lieu d'une approche discrète (maillage à 3 couches d'éléments).

La méthode de simulations de propagation d'une fissure appliquée sur les panneaux est suffisamment aboutie pour enrichir l'analyse du comportement en fatigue de beaucoup d'autres structures similaires proposées par Dassault Aviation. Toutefois, l'aspect purement prédictif de la durée de vie est très limité. Ainsi dans cette optique, certains axes de recherche méritent d'être poursuivis :

Le trajet obtenu par simulation grâce au critère de bifurcation reste très différent du trajet expérimental. Ce résultat peut être amélioré grâce à un critère de bifurcation plus représentatif , intégrant notamment le phénomène de délaminage constaté expérimentalement [Meggiolaro, 2005, Matvienko, 2012]. De plus, un critère anisotrope, attribuant un comportement en bifurcation distinct en fonction de l'orientation de la fissure dans le plan (L,S), peut aboutir à un trajet de fissure plus réaliste.

Les comportements en propagations $S-L$ et $L-S$ ont été supposés identiques. Aussi, il serait judicieux de caractériser et de modéliser la propagation $S-L$ (voire l'orientation 45° entre $L-S$ et $S-L$) à travers d'autres essais sur éprouvettes CT20e10 afin d'analyser complètement le comportement d'une fissure dans le plan (L,S). En cas de différences significatives, un modèle de propagation anisotrope doit être envisagé.

L'effet de la pré-déformation a été estimé en ne considérant seulement que des cas extrêmes : le matériau est soit vierge soit uniformément pré-déformé. Or, nous avons constaté que la plasticité induite par le formage se présente sous la forme d'un gradient de pré-compression allant de 0 à -8 % suivant la position de la fissure. Il serait donc interessant que la loi intègre le niveau de pré-déformation du matériau traversé par la fissure par exemple en indexant les paramètres de la loi au niveau de la pré-déformation.

Bibliographie

[Ker, 2001] (2001). *Fatigue crack growth analysis of 2024 T3 aluminium specimens under aircraft service spectra.*

[Kul, 2003] (2003). *Influence of the Effect of Strain Rates on Springback in Aluminum 2024.*

[Ben, 2008] (2008). *Fatigue Crack Growth of Different Aluminum Alloy 2024.*

[Dor, 2013] (2013). *Accelerated Fatigue Crack Growth in 6082 T651 Aluminium Alloy Subjected to Periodic Underloads.*

[Dia, 2013] (2013). *Effect of the forming process on the microstructure of aluminium parts for collective transports.*

[Gus, 2014] (2014). *Shear Stress Distribution Analysis in Cold Formed Material.*

[Ism, 2016] (2016). *Review on sheet metal forming process aluminum alloys.*

[AFNOR, 1991a] AFNOR (1991a). A 03-404 : Produits métalliques - pratique des essais de vitesse de propagation de fissure en fatigue.

[AFNOR, 1991b] AFNOR (1991b). E 606-92 : Standard practice for strain-controlled fatigue testing.

[AFNOR, 2009] AFNOR (2009). E8/E8M-09 : Standard test methods for tension testing of metallic materials.

[AFNOR, 2018] AFNOR (2018). E9-09 : Standard test methods of compression testing of metallic materials at room temperature.

[Akiniwa, 1988] Akiniwa, Y. (1988). Statistical characteristics of propagation of small fatigue cracks in smooth specimens of aluminium alloy 2024-t3. *Material Science and Engineering*, 104 :105–115.

[Anders, 1985] Anders, F. (1985). An experimental and numerical study of crack closure. *Engng Fracture Mechanics*, 22 :997–1011.

[Anderson, 1997] Anderson, T. (1997). *Fracture mechanics - Fundamentals and Application.* CRC.

[Arora, 1973] Arora, P. (1973). Effect of tensile prestrain on fatigue strength of aluminium alloy in high cycle fatigue. *J Eng Mater Technol*, 95 :76–82.

[Auricchio, 2004] Auricchio, F. (2004). *Mixed Finite Element Methods.* Wiley-ISTE.

[Backofen, 1964] Backofen, W. (1964). Strength and plasticity of textured metals. *FDP*, pages 259–298.

[Banabic, 2010] Banabic, D. (2010). *Formability of Metallic Materials : Plastic Anisotropy, Formability Testing, Forming Limits.*

[Barlat, 1997] Barlat, F. (1997). Yield function development for aluminum alloy sheets. *J. Mech. Phys. Solids*, 45 :1727–1763.

[Barlat et al., 1991] Barlat, F., Lege, D., and Brem, J. (1991). A six-component yield function for anisotropic materials. *Int. J. of Plasticity*, 7 :693–712.

[Bay, 1997] Bay, N. (1997). Cold forming of aluminum - state of the art. *Journal of Materials Processing Technology*, 71 :76–90.

[Bellet, 1999] Bellet, M. (1999). Finite element analysis of compressible viscoplasticity using a three-field formulation. *Computat. Methods Appl. Mech. Engrg.*, 175 :19–40.

[Benachour, 2013] Benachour, M. (2013). Effect of levels of residual stress at notch on fatigue crack growth. In *13th European Conference on Fracture.*

[Benguediab, 2013] Benguediab, M. (2013). Analysis of fatigue fracture surfaces in aluminum alloy 2024 t351. 1 :2320–4060.

[Benke, 2018] Benke, M. (2018). A simple correlation between texture and earing. In *11th Hungarian Conference on Materials Science.*

[Benzley, 1995] Benzley, S. (1995). A comparison of all hexagonal and all tetrahedral finite element meshes for elastic and elasto-plastic analysis. In *In Proceedings, 4th International Meshing Roundtable*, pages 179–191.

[Berard, 2011] Berard, A. (2011). *Transfert de champs entre maillages et applications numeriques en mécanique non lineaire des structures.* PhD thesis, Université de Franche-Comté.

[Besson et al., 2001] Besson, J., Cailletaud, G., Chaboche, J., and S., F. (2001). *Mécanique non-linéaire des matériaux.* Hermes, Science Europe Ltd, Paris.

[Besson and Foerch, 1997] Besson, J. and Foerch, R. (1997). Large scale object–oriented finite element code design. *Comp. Meth. Appl. Mech. Engng*, 142 :165–187.

[Bouchard, 2000] Bouchard, P. O. (2000). *Contribution à la Modelisation Numérique en Mécanique de la Rupture et Structures Multimatériaux.* PhD thesis, EMP.

[Bowles, 1971] Bowles, C. (1971). The role of inclusions in fatigue crack initiation in an aluminum alloy. *Int. J. Frac*, 9.

[Bron and Besson, 2004] Bron, F. and Besson, J. (2004). A yield function for anisotropic materials application to aluminum alloys. *Int. J. of Plasticity*, 20 :937–963.

[Bruggi, 2008] Bruggi, M. (2008). On the solution of the checkerboard problem in mixed-fem topology optimization. *Computers and Structures*, 86 :1819–1829.

[Brumek, 2013] Brumek, J. (2013). The size effect in tensile test of steels. In *American Society of mechnical Engineers, Pressure Vessels and Piping Division.*

[Buffiere, 2017] Buffiere, J.-Y. (2017). Fatigue crack initiation and propagation from defects in metals : Is 3d characterization important ? *Procedia Structural Integrity*, 7 :27–32.

[Bunge et al., 2000] Bunge, H., Pöhlandt, K., and Tekkaya, A. (2000). *Formability of Metallic Materials : Plastic Anisotropy, Formability Testing, Forming Limits.*

[Butz, 1961] Butz, A. (1961). Improvement in fatigue resistance of aluminum alloys by surface cold-working.

[Cailletaud and Pilvin, 1994] Cailletaud, G. and Pilvin, P. (1994). Using polycristalline models in finite element computations. *Revue Européenne des Éléments Finis.*

[Charkaluk, 2014] Charkaluk, E. (2014). Probability density functions : From porosities to fatigue lifetime. *Int. J. Frac*, 63 :127–136.

[Chen, 2015] Chen, F. (2015). Size effects on tensile strength of aluminum-bronze alloy at room temperature. *Materials and Design*, 85 :778–784.

[Chen, 2008] Chen, J. (2008). Through-thickness texture gradient in aa 7055 aluminum alloy. *Materials letters*, 62 :88–90.

[Chen, 2016] Chen, M. (2016). Effect of pre-strain on mechanical properties and deformation induced transformation of 304 stainless steel. *Journal of Physics : Conference Series*, 739.

[Chen, 2018] Chen, Y. (2018). Effect of pre-deformation on the pre-corrosion multiaxial fatigue behaviors of 2024-t4 aluminum alloy. *Int. J. Frac*, 108 :35–46.

[Chiaruttini, 2011] Chiaruttini, V. (2011). Amorçage et propagation de fissure dans z-set/zébulon. In *Club Zébulon, Onera.*

[Choi, 1998] Choi, C. (1998). The effect of shear texture development on the formability in rolled aluminum alloy sheet. *Materials Science Forum Vols. (1998) pp. 391-396*, 273 :391–396.

[Christiansen, 2016] Christiansen, P. (2016). Friction compensation in the upsetting of cylindrical test specimens. *Experimental Mechanics*, 56 :1271–1279.

[Contrepois, 2010] Contrepois, Q. (2010). *Texture et Anisotropie du comportement mecanique apres laminage a chaud d'un alliage leger Aluminium Cuivre Lithium (2050) pour l'aeronautique.* PhD thesis, Ecole des Mines de Paris.

[Crill, 2006] Crill, M. (2006). Evaluation of aa 2050-t87 al–li alloy crack turning behavior. *Engineering Fracture Forum*, 1323 :519–521.

[Crumbach, 2013] Crumbach, M. (2013). Modelling of recrystallisation textures in aluminium alloys :i. model set-up and integration. *Acta mater*, 61 :5354–5364.

[Dal Santo, 2018] Dal Santo, P. (2018). Cold forming by stretching of aeronautic sheet metal parts. *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*, 27 :129–138.

[Deneuville, 2010] Deneuville, P. (2010). *Mise en forme de l'aluminium - Laminage.* Techniques de l'ingénieur.

[Dev, 2016] Dev, P. (2016). Analysis of 6061 aluminium alloy sheet metal bending process for various thickness using finite element modelling. *Materials Science and Engineering*, 2 :93–99.

[Dhatt, 2012] Dhatt, G. (2012). *Finite Element Method.* Wiley-ISTE.

[Dillamore and Roberts, 2001] Dillamore, I. and Roberts, W. (2001). *Preferred orientation in wrought and annealed metals.* ASM International.

[Edeline et al., 2007] Edeline, G., Chiaruttini, V., and Bonnet, M. (2007). Approche énergetique implicite pour le propagation de fissure en 3d. soumission à Colloque de Giens.

[El Galy, 2018] El Galy, I. (2018). Modeling and validation of residual stresses in tube bending of strain hardening materials. *Journal of engineering and applied science*, 65 :223–242.

[Engler, 2000] Engler, O. (2000). A study of through-thickness texture gradients in rolled sheet. *Metalurgical and materials transaction*, 31 :12299–2315.

[Erdogan and Sih, 1963] Erdogan, F. and Sih, G. (1963). On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear. *Journal of Basic Engineering*, 85 :519–525.

[Feng, 2018] Feng, Z. (2018). Macro meso scale modeling and simulation of surface roughening : Aluminum alloy tube bending. *International Journal of Mechanical Sciences*, 144 :696–707.

[Forman, 1967] Forman, R. G. (1967). Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures. *J. Basic Engng.*, 89 :459–463.

[Forman, 1972] Forman, R. G. (1972). Study of fatigue crack initiation from flaws using fracture mechanics theory. *Engineering Fracture Mechanics*, 2 :109–126.

[Fourmeau, 2011] Fourmeau, M. (2011). On the plastic anisotropy of an aluminium alloy and its influence on constrained multiaxial flow. *Material volume*, 27 :2005–2025.

[Frey, 2001] Frey, P. (2001). A fully automatic adaptative isotropic surface remeshing procedure. Technical report, INRIA.

[Froustey, 2008] Froustey, C. (2008). Influence of large pre-strain of aluminium alloys on their residual fatigue resistance. *Int. J. Frac*, 30 :908–916.

[Gavrus, 2011] Gavrus, A. (2011). *An Anisotropic Behaviour Analysis of AA2024 Aluminium Alloy Undergoing Large Plastic Deformations.* In Tech.

[Hadjioannou, 2013] Hadjioannou, M. (2013). Influence of cold bending on the resistance of wide flange members. *International Journal of Steel Structures*, 13 :12.

[Hamad, 2017] Hamad, A. J. (2017). Size and shape effect of specimen on the compressive strength of hplwfc reinforced with glass fibres. *Journal of King Saud University*, 29 :373–380.

[Hattori, 1996] Hattori, N. (1996). Residual stress distribution through thickness in cold-rolled aluminum sheet. *Trans. Tech. Publications*, pages 1000–1007.

[Hershey, 1954] Hershey, A. (1954). The plasticity of an isotropic aggregate of anisotropic face centred cubic crystals. *J. of Applied Mechanics*, 21 :241–249.

[Hill, 1948] Hill, R. (1948). A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, 193 :281–297.

[Hirsch, 1991] Hirsch, J. (1991). Textures in aluminum forgings. *Textures and Microstructures*, 14 :133–138.

[Hirsch, 2008] Hirsch, J. (2008). Texture evolution during rolling of aluminum alloys.

[Ho-Le, 2015] Ho-Le, K. (2015). Finite element mesh generation methods : a review and classification. *Butterworth*, 20 :778–784.

[Hosford, 1972] Hosford, W. (1972). A generalize isotropic yield criterion. *J. Appl. Mech.*, 39 :607–609.

[Hosford, 1979] Hosford, W. (1979). On yield loci of anisotropic cubic metals. *In : Proc. 7th North American Metalworking Conf.*, pages 191–197.

[Humphreys and Hatherly, 2004] Humphreys, F. and Hatherly, M. (2004). *Recrystallization and Related Annealing Phenomena.* Elsevier.

[ISO, 2016] ISO (2016). 6892-1 : Matériaux métalliques - essai de traction - partie 1 : Méthode d'essai à température ambiante.

[ISO, 2017] ISO (2017). 12106 : Metallic materials - fatigue testing - axial-strain-controlled method.

[Karafillis and Boyce, 1993] Karafillis, A. and Boyce, M. (1993). A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor. *J. Mech. Phys. Solids*, 41 :1859–1886.

[Karlya, 2010] Karlya, M. (2010). Influence of compressive pre-strain on tensile fatigue in two type of aluminum alloys. *ASM International*, 19 :1205–1207.

[Kassim, 2006] Kassim, S. (2006). Fatigue crack growth analysis of pre-strained 7475–t7351 aluminum alloy. *Int. J. Frac*, 28 :934–942.

[Kassim, 2007] Kassim, S. (2007). Effect of pre-strain on the fatigue life of 7050-T7451 aluminum alloy. 464 :141–150.

[Kawagoishi, 1989] Kawagoishi, N. (1989). Influence of pre-strain on fatigue strength of squeeze al-alloy.

[Kermanidis, 2011] Kermanidis, A. (2011). Prediction of crack growth following a single overload in aluminum alloy with sheet and plate microstructure. *Engng Fracture Mechanics*, 78 :2325–2337.

[Khajehpour, 2007] Khajehpour, S. (2007). Residual stress modelling of pipe bends.

[Khan, 2013] Khan, R. (2013). Anisotropic deformation behavior of al2024t351 aluminum alloy. *TJER 2*, 10 :80–87.

[Khan, 2012] Khan, S. (2012). Low cycle lifetime assessment of al2024 alloys. Technical report.

[Khor, 2006] Khor, K. (2006). High resolution x-ray tomography of micromechanisms of fatigue crack closure. *Scripta Materialia*, pages 47–50.

[Landgraf, 1988] Landgraf, R. (1988). Residual stress effects on fatigue of surface processed steels. *American Society for Testing and Materials*, 6 :1–12.

[Lanning, 2002] Lanning, D. (2002). Effect of plastic prestrain on high cycle fatigue of Ti-6Al-4V. *Mech Mater*, 34 :127–34.

[Laz, 1998] Laz, P. (1998). Fatigue life prediction from inclusion initiated cracks.

[Lee, 1991] Lee, K. (1991). Effect of the hot-rolling microstructure on texture and surface roughening of al-mg-si series aluminum alloy sheets. *Met. Mater. Int.*, 17 :689–695.

[Lee, 2018] Lee, M. (2018). Fracture simulation of cold roll forming process for aluminum 7075-t6 automotive bumper beam using gissmo damage model. *Procedia Manufacturing*, 15 :751–758.

[Lemaitre and Chaboche, 1985] Lemaitre, J. and Chaboche, J. (1985). *Mécanique des matériaux solides*. Dunod.

[Ma and Laird, 1990] Ma, B. and Laird, C. (1990). *Materials Science and Engineering*, 123 :159–167.

[Mahato, 1982] Mahato, J. (1982). Effect of prestrain and stress rate on bauschinger effect of monotonically and cyclically deformed OFHC copper. *Procedia Engineering*, 74 :368–375.

[Malo, 1998] Malo, K. (1998). Calibration of anisotropic yield criteria using uniaxial tension tests and bending tests. *J. of Mat. Processing Technology*, 80 :538–544.

[Manoj, 2007] Manoj, S. (2007). Effect of springback in tube bending process and application of ann for overbend angle determination - a review. *International Journal of Innovative Research in Science*, 5.

[Matvienko, 2012] Matvienko, Y. (2012). Maximum average tangential stres criterion for prediction of the crack path. *Engineering Fracture Mechanics*, 176 :113–118.

[Mayer, 2013] Mayer, H. (2013). Fatigue of 2024-t351 aluminium alloy at different load ratios up to 1010 cycles. *Int. J. Frac*, 57 :113–119.

[Meggiolaro, 2005] Meggiolaro, M. (2005). Stress intensity factor equations for branched crack growth. *Engineering Fracture Mechanics*, 72 :2647–2671.

[Mishin, 2000] Mishin, O. (2000). Through-thickness texture gradients in cold-rolled aluminum. *Metalurgical and materials transaction*, 31 :1653–1662.

[Mishin, 2013] Mishin, O. (2013). Recovery and recrystallization in commercial purity aluminum cold rolled to an ultrahigh strain. *Acta mater*, 61 :5354–5364.

[Moreno, 2015] Moreno, B. (2015). On the use of nasgro software to estimate fatigue crack growth under variable amplitude loading in aluminium alloy 2024-t351. In *3rd International Conference on Material and Component Performance under Variable Amplitude Loading*.

[Nikolaos, 2013] Nikolaos, D. (2013). Fatigue behavior of the aeronautical al–li (2198) aluminum alloy under constant amplitude loading. *Int. J. Frac*, 56 :95–105.

[Nizery, 2015] Nizery, E. (2015). *Amorçage et propagation des fissures de fatigue dans les alliages d'aluminium 2050-T8 et 7050-T7451*. PhD thesis, INSA de Lyon.

[Nizery et al., 2014] Nizery, E., Buffiere, J.-Y., and Proudhon, H. (2014). Influence of particles on short fatigue crack initiation in 2050-t8 and 7050-t74. *Materials Science Forum*, 794-796 :296–301.

[Oberlander, 1991] Oberlander, T. (1991). Determining the flow curves and the anisotropy properties of metals through the rastegaev compression test. *Draht*, 42 :247–252.

[Ohashi, 1982] Ohashi, Y. (1982). Effect of pre-strain on the plastic deformation of metals along orthogonal bilinear strain trajectories. *Mechanics of Materials*, 1 :297–305.

[Pan, 2018] Pan, R. (2018). Quantification of thermal residual stresses relaxationalloy through cold rolling. *Journal of Materials Processing Tech.*, 264 :454–468.

[Paris and Erdogan, 1963] Paris, P. and Erdogan, F. (1963). A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Basic Engineering*, 85 :528–533.

[Parteder, 1997] Parteder, E. (1997). Determination of flow curves by means of a compres- sion test under sticking friction conditions using an iterative finite-element proce- dure. *Proc. Inst. Mech. Eng.*, 211 :215–222.

[Payne, 2010] Payne, J. (2010). Observations of fatigue crack initiation in 7075-t651. *Int. J. Frac*, 32 :247–255.

[Pohlandt, 1979] Pohlandt, K. (1979). Upsetting test for determining flow curves after Rastegaev. *Ind.-Anz.*, 48 :28–29.

[Pohlandt, 1984] Pohlandt, K. Rasmussen, S. N. (1984). Improving the accuracy of the upsetting test for determining stress-strain curves. *Advanced Technology of Plasticity*, pages 839–844.

[Puso, 2006] Puso, M. (2006). A stabilized nodally integrated tetrahedral. *Int. J. Numer. Meth. Engng*, 67 :841–867.

[Péric, 1996] Péric, D. (1996). Transfer operators for evolving meshes in small strain elastoplasticity. *Comput. Methods. Appl. Mech. Engrg.*, 137 :331–344.

[Radhakrishnan, 1975] Radhakrishnan, V. (1975). Initiation and propagation of fatigue crack in pre-strained material. *Int. J. Frac*, 12 :5450–5456.

[Rastegaev, 1940] Rastegaev, M. V. (1940). New method of uniform upsetting of specimens for determining the true deformation resistance and the coefficient of external friction. *Zavodskaja Laboraroriija*, 6 :354.

[Reiss, 1986] Reiss, W. (1986). The Rastegaev upset test - a method to compress large material volumes homogeneously. *J. Basic Engng.*, 89 :459–463.

[Rodriguez, 2005] Rodriguez, E. (2005). Fatigue crack growth resistance and crack closure behavior in two aluminum alloys for aeronautical applications. *Metallurgical Reviews*, 8 :287–291.

[Roemer, 2019] Roemer, T. (2019). Experimental study of continuous-bending-under-tension of aa6022-t4. *Journal of Materials Processing Tech.*, 266 :707–714.

[Roumina and Sinclair, 2008] Roumina, R. and Sinclair, R. (2008). Deformation geometry and through-thickness strain gradients in asymmetric rolling. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39 :2495–2503.

[Ruiz-Sabariego, 2014] Ruiz-Sabariego, J. (2014). *Mécanique de la rupture.* Techniques de l'Ingénieur.

[Sarkar, 2001] Sarkar, J. (2001). Tensile and bending properties of aa5754 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering*, 316 :52–59.

[Schijve, 1976] Schijve, J. (1976). The effect of pre-strain on fatigue crack growth and crack closure. *Engng Fracture Mechanics*, 8 :575–581.

[Schubbe, 2009] Schubbe, J. (2009). Fatigue crack propagation in 7050-t7451 plate alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, 76 :1037–1048.

[Seidt, 2013] Seidt, J. (2013). Plastic deformation of 2024-t351 aluminum plate over a wide range of loading conditions. *International Journal of Solids and Structures*, 50 :1781–1790.

[Shore, 2018] Shore, D. (2018). Multiscale modelling of asymmetric rolling with an anisotropic constitutive law. *C. R. Mecanique*, 346 :724–742.

[Sidor, 2007] Sidor, J. (2007). Controlling the plastic anisotropy in asymmetrically rolled aluminium sheets. *Philosophical Magazine.*

[Sidor, 2008] Sidor, J. (2008). Textures in aluminum forgings. *Acta Mater*, 56 :495–507.

[Sigler, 1983] Sigler, D. (1983). Metallography of fatigue crack initiation in an overaged high-strenth aluminum alloy. *Metallurgical Transactions*, 14 :931–939.

[Sinclair, 1997] Sinclair, I. (1997). The effects of mixed mode loading on intergranular failure in aa7050-t7651. *Materials Science Forum*, 242 :175–180.

[Suresh, 1998] Suresh, S. (1998). *Fatigue of Materials.* Cambridge University Press.

[Takahashi, 1996] Takahashi, H. (1996). Development of plastic anisotropy in rolled aluminium sheets. *International Journal of Plasticity*, 12 :935–949.

[Tan, 1994] Tan, Z. (1994). On analysis and measurement of residual stresses in the bending of sheet metals. *Journal of engineering and applied science*, 36 :483–491.

[Tanaka, 1974] Tanaka, K. (1974). Fatigue crack propagation from a crack inclined to the cyclic tensile axis. *Engng Fracture Mechanics*, 6 :493–507.

[The Aluminum Association, 1990] The Aluminum Association, I. (1990). *Rolling Aluminum : From the Mine Through the Mill.* The Aluminum Association.

[Vargel, 2010] Vargel, C. (2010). *Metallurgie de l'aluminium.* Techniques de l'ingénieur.

[Villon, 2002] Villon, P. (2002). Transfert de champs plastiquement admissibles. *C.R. Mécanique*, 330 :313–318.

[von Mises, 1928] von Mises, R. (1928). Mechanik des plastischen Formänderung von Kristallen. *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*, 8 :161–185.

[Wang, 1988] Wang, L. (1988). Effects of compression and compressive overloads on the fatigue behavior of 2024-T351 aluminum alloy and a SAE 1045 steel. *ASTM STP*, pages 173–183.

[Wang, 2017] Wang, L. (2017). Effects of pre-strain on the evolution of microstructure and strain hardening of extruded Az31 magnesium alloy. *Advanced Materials Research*, 20 :1516–1439.

[Wang, 2018] Wang, Y. (2018). In-plane mechanical behavior and failure mode of a 2D-SiC/SiC composite under uniaxial dynamic compression. *Ceramics International*, 44 :20058–20068.

[Wanhill, 1988] Wanhill, R. J. H. (1988). Low stress intensity fatigue crack growth in 2024-t3 and t351. *Engng Fracture Mechanics*, 30 :233–260.

[Wasen, 1989] Wasen, J. (1989). Influence of prestrain and ageing on near-threshold fatigue crack growth in fine-grained dual-phase steels. *Int. J. Frac*, 11 :395–405.

[Weilan, 1991] Weilan, H. (1991). Microstructure and local texture in hot rolled aluminum. *Textures and Microstructures*, 14 :647–652.

[Weiss, 2012] Weiss, M. (2012). Effect of residual stress on the bending of aluminium. *Journal of Material Processing Technology*, 212 :877–883.

[White, 2018] White, B. (2018). The effect of tensile pre-straining on fatigue crack initiation mechanisms and mechanical behavior of aa7050 friction stir welds. 736 :228–238.

[Wilm, 1911] Wilm, A. (1911). Metallurgie. 8 :223–650.

[Woodthrope J., 1970] Woodthrope J., P. R. (1970). The anomalous behaviour of aluminum sheet under balanced biaxial tension. *Int. J. mech. Sci.*, 12 :341–347.

[Wronski, 2011] Wronski, S. (2011). Analysis of textures heterogeneity in cold and warm asymmetrically rolled aluminium. *Materials characterization*, 62 :22–34.

[Wronski, 2014] Wronski, S. (2014). Microstructure evolution and grain refinement in asymmetrically rolled aluminum. *Acta Materialia*, 76 :404–412.

[Yamada, 2006] Yamada, Y. (2006). Effects of crack closure on fatigue crack-growth predictions for 2024-t351 aluminum alloy panels under spectrum loading. *Int. J. Frac*, 29 :1503–1509.

[Yentzer et al., 2009] Yentzer, T., , Air, R., and Base, F. (2009). Fatigue life and residual stresses in cold rolled propeller blades.

[Yoder, 1982] Yoder, G. R. (1982). On microstructural control of near-threshold fatigue crack growth in 7000-series aluminum alloys. *Material Science and Technology Division*, 16 :1021–1025.

[Yoon and Barlat, 2006] Yoon, J. and Barlat, F. (2006). Modeling and simulation of the forming of aluminum sheet alloys. *ASM Handbook*, 14B :792–826.

[Zabett, 1995] Zabett, A. (1995). Microstructural effects on the small fatigue crack behaviour of an aluminum alloy plate. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 18 :105–115.

[Zaman, 2018] Zaman, S. (2018). Deformation-induced anisotropy of uniaxially prestrained steel sheets. *International Journal of Solids and Structures*, 134 :20–29.

[Zhang, 2017] Zhang, L. (2017). Texture, microstrucutre and mechanical properties of 6111 aluminum alloy subject to rolling deformation. *Materials Research*, 14 :133–138.

[Zheng, 2018a] Zheng, K. (2018a). A review on forming techniques for manufacturing lightweight complex shaped aluminium panel components. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 1 :55–80.

[Zheng, 2018b] Zheng, R. (2018b). A review on modelling techniques for formability prediction of sheet metal forming. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 1 :115–125.

Annexe A

Caractérisation du formage à froid

A.1 Eprouvettes et paramètres d'essais

Nom	Dimensions	Surface analysée
C-TS	10 mm (L) × 10 mm (T) × 32 mm (S)	T-S
C-LS	10 mm (L) × 10 mm (T) × 32 mm (S)	L-S
C-LT	10 mm (L) × 10 mm (T) × 15 mm (S)	L-T

TABLE A.1 – Dimension des trois coupons.

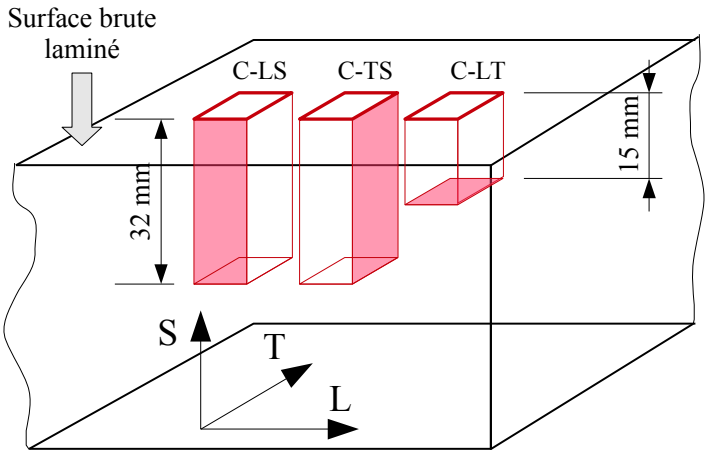


FIGURE A.1 – Prélèvement des trois coupons.

Nom	**Angle (°)**	**Z (mm)**	**Lankford**	**E (Mpa)**	R_m **(Mpa)**	$R_{0,2}$ **(Mpa)**
TR1 0 285 A	0.0	28.50	0.549	70945	468.5	364.5
TR1 0 285 B	0.0	28.50	0.364	75075	472.9	368.2
TR1 0 285 C	0.0	28.50	0.498	70497	466.2	367.7
TR2 0 250 A	0.0	25	0.253	73629	460.7	363.9
TR2 0 250 C	0.0	25.00	0.310	73640	458.5	358.6
TR3 0 215 A	0.0	21.50	0.223	73240	454.3	362.5
TR3 0 215 C	0.0	21.5	0.271	70551	446.6	358.5
TR4 0 180 A	0.0	18.00	0.248	75790	449.0	358.6
TR4 0 180 C	0.0	18.00	0.317	72534	451.3	361.0
TR5 0 145 A	0.0	14.5	0.331	70352	464.3	369.0
TR5 0 145 C	0.0	14.50	0.326	71756	456.5	363.8
TR6 0 110 C	0.0	11.00	0.489	73140	489.2	380.3
TR7 0 75 A	0.0	7.5	0.544	72687	518.7	400.2
TR7 0 75 C	0.0	7.50	0.462	74340	511.6	392.7
TR8 0 40 A	0.0	4	0.557	72164	527.5	407.1
TR8 0 40 C	0.0	4	0.548	73229	520.4	399.3
TR9 0 5 A	0.0	0.50	0.541	72966	524.9	405.2
TR9 0 5 B	0.0	0.50	0.576	72526	520.2	399.0
TR47 0 m65 B	0.0	-6.5	0.578	73869	516.4	396.1
TR49 0 m135 B	0.0	-13.50	0.298	74491	459.3	369.5
TR50 0 m170 B	0.0	-17.00	0.286	73345	453.3	363.5
TR10 225 285 A	22.5	28.5	0.636	71674	461.4	330.0
TR11 225 250 A	22.50	25.00	0.478	70779	466.6	337.7
TR12 225 215 A	22.50	21.50	0.487	72322	461.7	335.1
TR13 225 180 A	22.50	18.00	0.431	70819	460.1	334.5
TR14 225 145 A	22.5	14.5	0.490	71304	461.9	332.9
TR14 225 145 B	22.5	14.5	0.518	70115	464.7	338.4
TR15 225 110 A	22.5	11	0.507	71056	478.1	347.5
TR16 225 75 A	22.50	7.50	0.541	72527	483.1	352.8
TR17 225 40 A	22.50	4.00	0.488	71589	481.6	350.4
TR18 225 5 A	22.50	0.50	0.549	74696	477.7	348.7
TR19 450 285 A	45.00	28.50	0.672	81705	464.3	317.9
TR20 450 250 A	45.00	25.00	0.566	68783	466.5	324.6
TR21 450 215 A	45.00	21.50	0.612	72983	466.3	327.8
TR22 450 180 A	45.00	18.00	0.636	72285	462.8	325.2
TR23 450 145 A	45.00	14.50	0.615	74625	476.4	333.6
TR24 450 110 A	45.00	11.00	0.666	70361	459.8	328.1
TR25 450 75 A	45.00	7.50	0.950	70757	460.2	331.7
TR26 450 40 A	45.00	4.00	1.151	69821	450.7	324.9
TR27 450 5 A	45.00	0.50	1.027	73679	459.7	329.5

Table A.2 – Synthèse des essais de traction sur éprouvettes TR (partie 1).

Nom	**Angle (°)**	**Z (mm)**	**Lankford**	**E (Mpa)**	R_m **(Mpa)**	$R_{0,2}$ **(Mpa)**
TR28 675 285 A	67.50	28.50	0.564	72239	478.7	330.1
TR29 675 250 A	67.50	25.00	0.565	70838	472.0	325.5
TR30 675 215 A	67.50	21.50	0.505	72015	475.1	328.6
TR32 675 145 A	67.50	14.50	0.590	72015	460.5	320.9
TR33 675 110 A	67.50	11.00	0.811	72020	461.1	324.9
TR34 675 75 A	67.50	7.50	0.993	83960	462.9	326.1
TR35 675 40 A	67.50	4.00	1.028	72756	463.5	321.3
TR36 675 5 A	67.50	0.50	1.009	75263	465.3	323.9
TR37 900 285 A	90.0	28.50	0.487	70823	467.9	321.5
TR38 900 250 A	90.0	25.00	0.451	74024	473.4	332.8
TR39 900 215 A	90.0	21.50	0.362	72734	473.2	333.1
TR40 900 180 A	90.0	18.00	0.353	71815	465.9	328.1
TR41 900 145 A	90.0	14.50	0.427	72779	469.7	330.4
TR42 900 110 A	90.0	11.00	0.544	72585	471.1	332.8
TR43 900 75 A	90.0	7.50	0.821	73428	480.9	342.1
TR44 900 40 A	90.0	4.00	0.900	74322	483.4	344.9
TR45 900 5 A	90.0	0.50	1.009	74387	482.9	345.1

Table A.3 – Synthèse des essais de traction sur éprouvettes TR (partie 2).

Nom	**Angle (°)**	**Z (mm)**	**Type**	R_m **(MPa)**
NT2 0 A	0.0	15.0	NT2	616.6
NT2 0 B	0.0	15.0	NT2	618.3
NT4 0 A	0.0	15.0	NT4	546.2
NT4 0 B	0.0	15.0	NT4	542.3
NT10 0 A	0.0	15.0	NT10	468.4
NT10 0 B	0.0	15.0	NT10	465.7
NT2 45 A	45.0	15.0	NT2	596.0
NT2 45 B	45.0	15.0	NT2	604.1
NT4 45 A	45.0	15.0	NT4	531.5
NT4 45 B	45.0	15.0	NT4	531.2
NT10 45 A	45.0	15.0	NT10	456.1
NT10 45 B	45.0	15.0	NT10	455.9
NT2 90 A	90.0	15.0	NT2	598.6
NT2 90 B	90.0	15.0	NT2	608.6
NT4 90 A	90.0	15.0	NT4	535.0
NT4 90 B	90.0	15.0	NT4	540.8
NT10 90 A	90.0	15.0	NT10	464.5
NT10 90 B	90.0	15.0	NT10	468.5

Table A.4 – Synthèse des essais de traction sur éprouvettes NT.

A.2 Plans

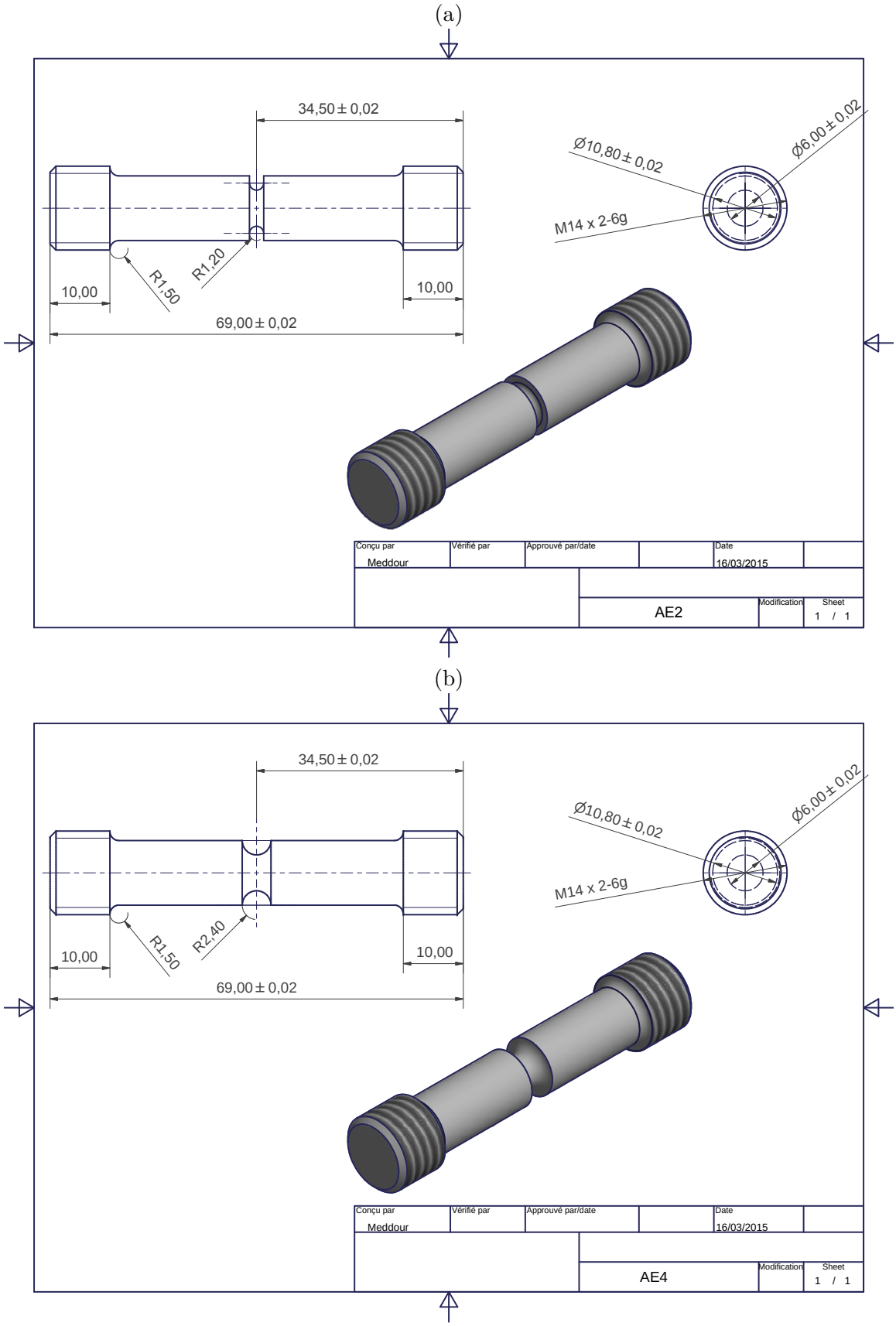


FIGURE A.2 – Plan de prélèvement : éprouvettes de traction axisymétriques entaillées (a) NT2 (ou AE2) et (b) NT4 (ou AE4).

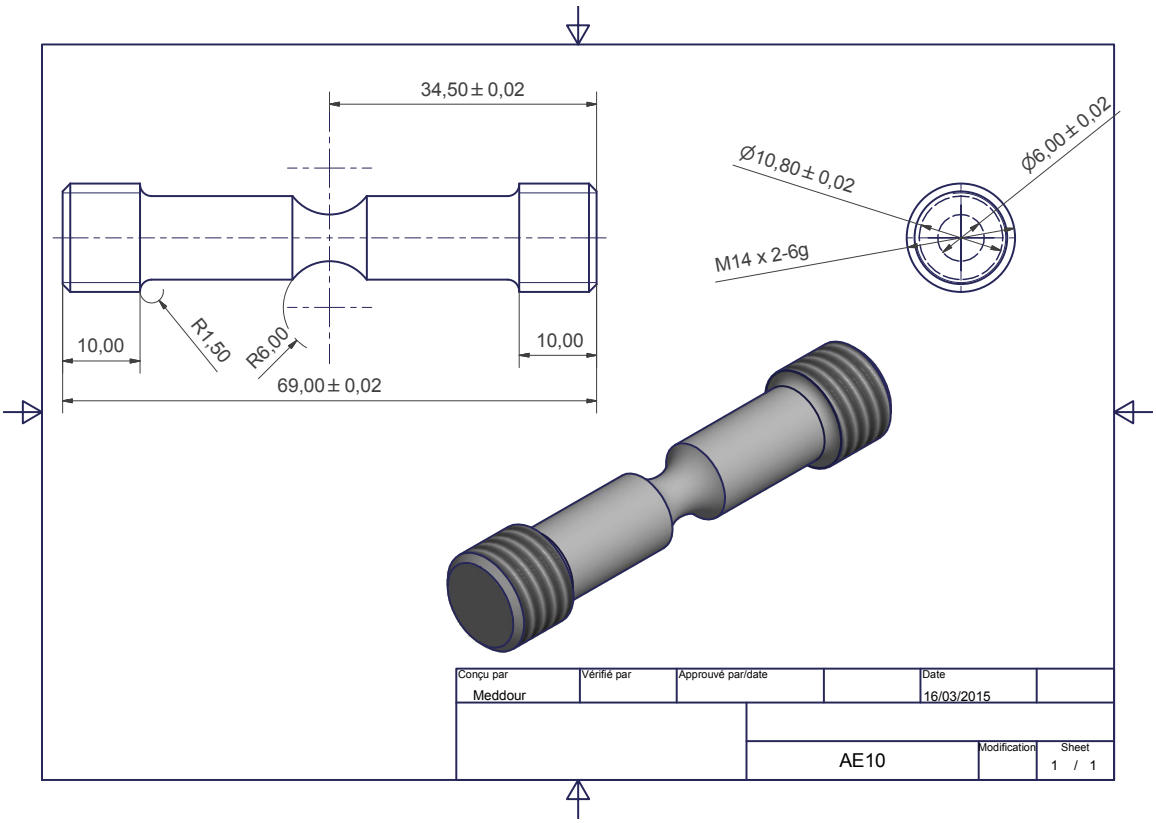


FIGURE A.3 – Plan de prélèvement : éprouvettes de traction axisymétrique entaillée NT10 (ou AE10).

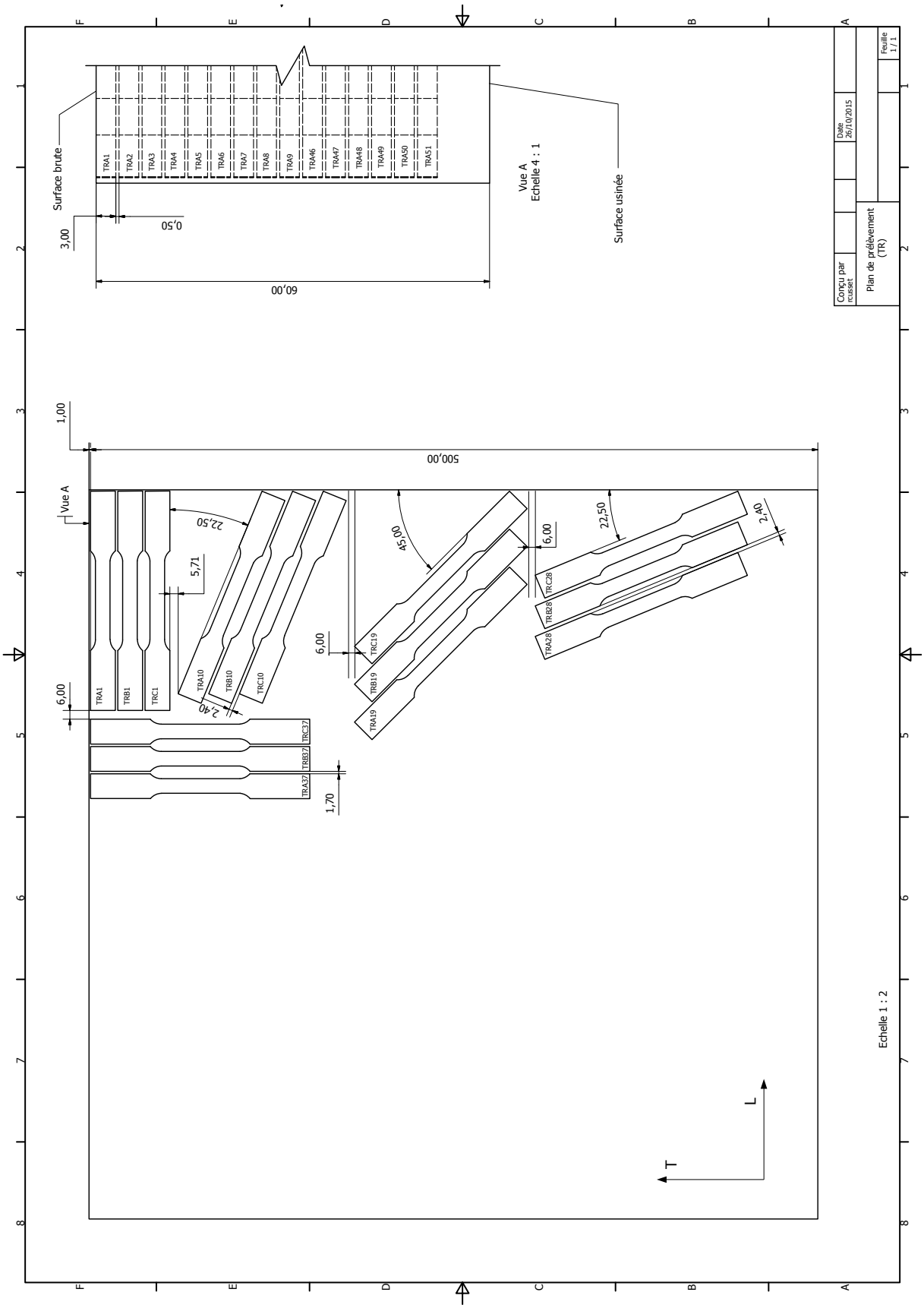


FIGURE A.4 – Plan de prélèvement : éprouvettes de traction plates TR.

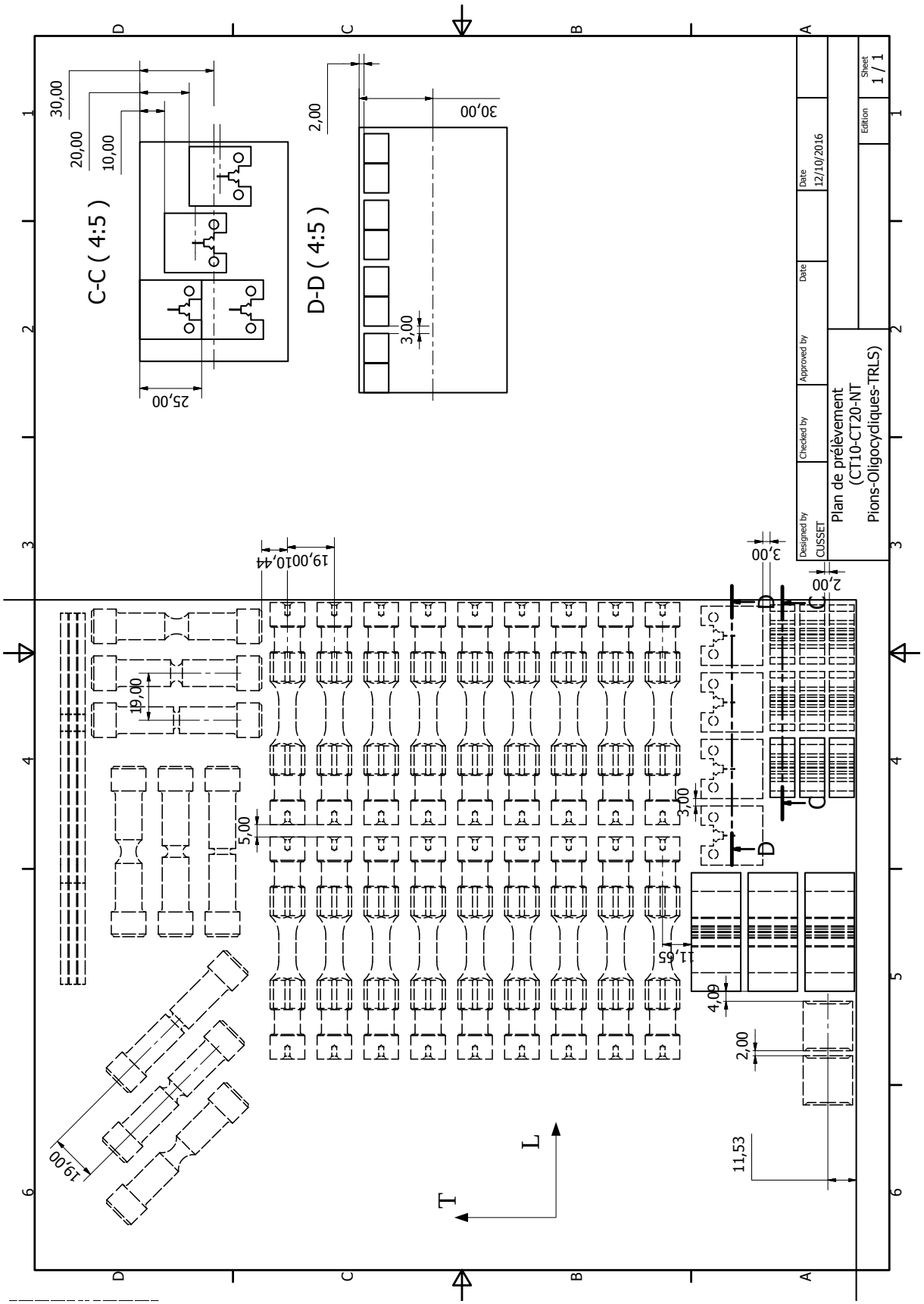


FIGURE A.5 – Plan de prélèvement : éprouvettes diverses.

A.3 Résultats

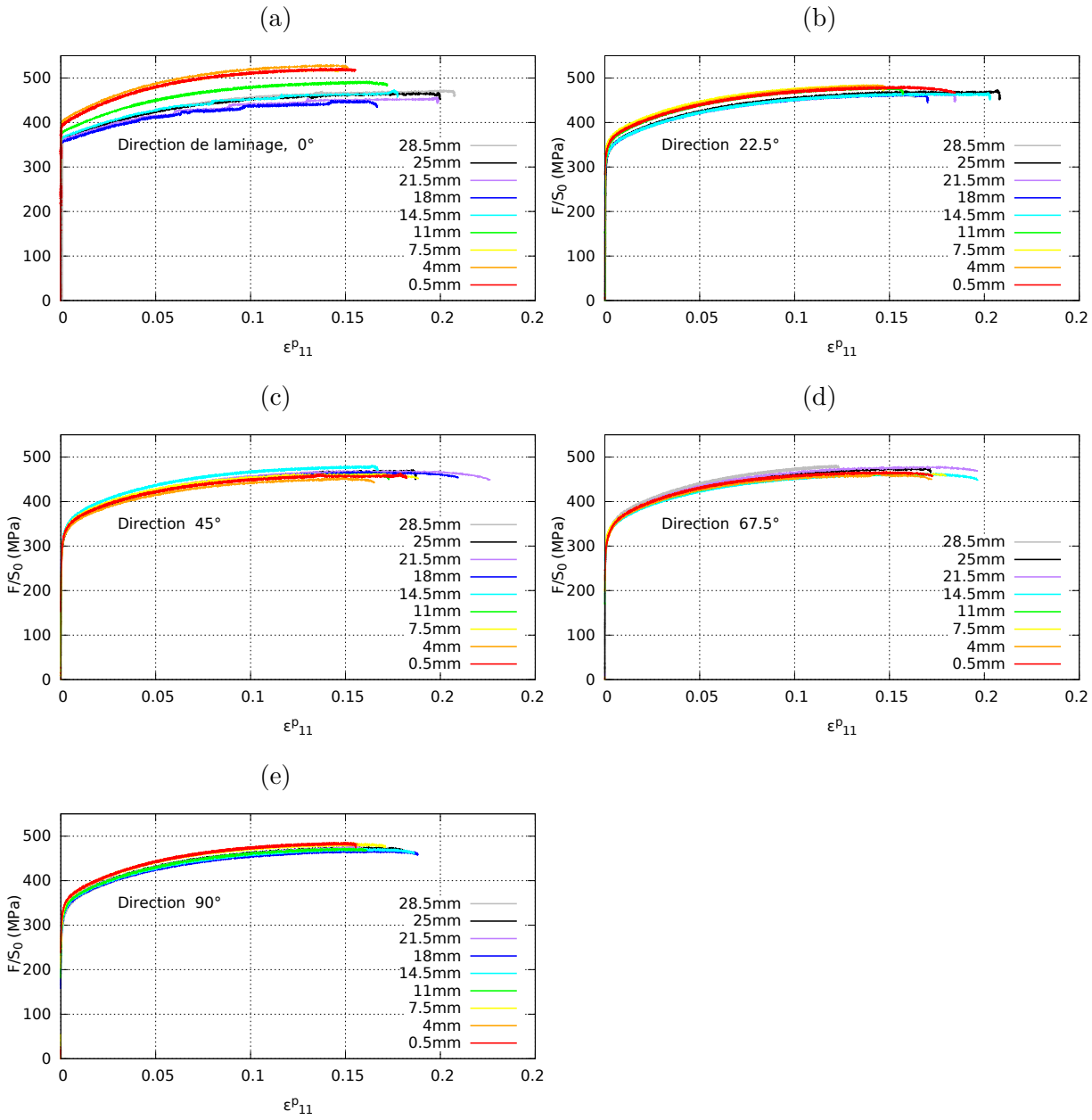


FIGURE A.6 – Courbes contraintes (MPa) déformation plastiques sur éprouvettes TR selon la direction (a) 0° (b) 22.5° (c) 45° (d) 67.5° (e) 90° en fonction de la profondeur Z (mm).

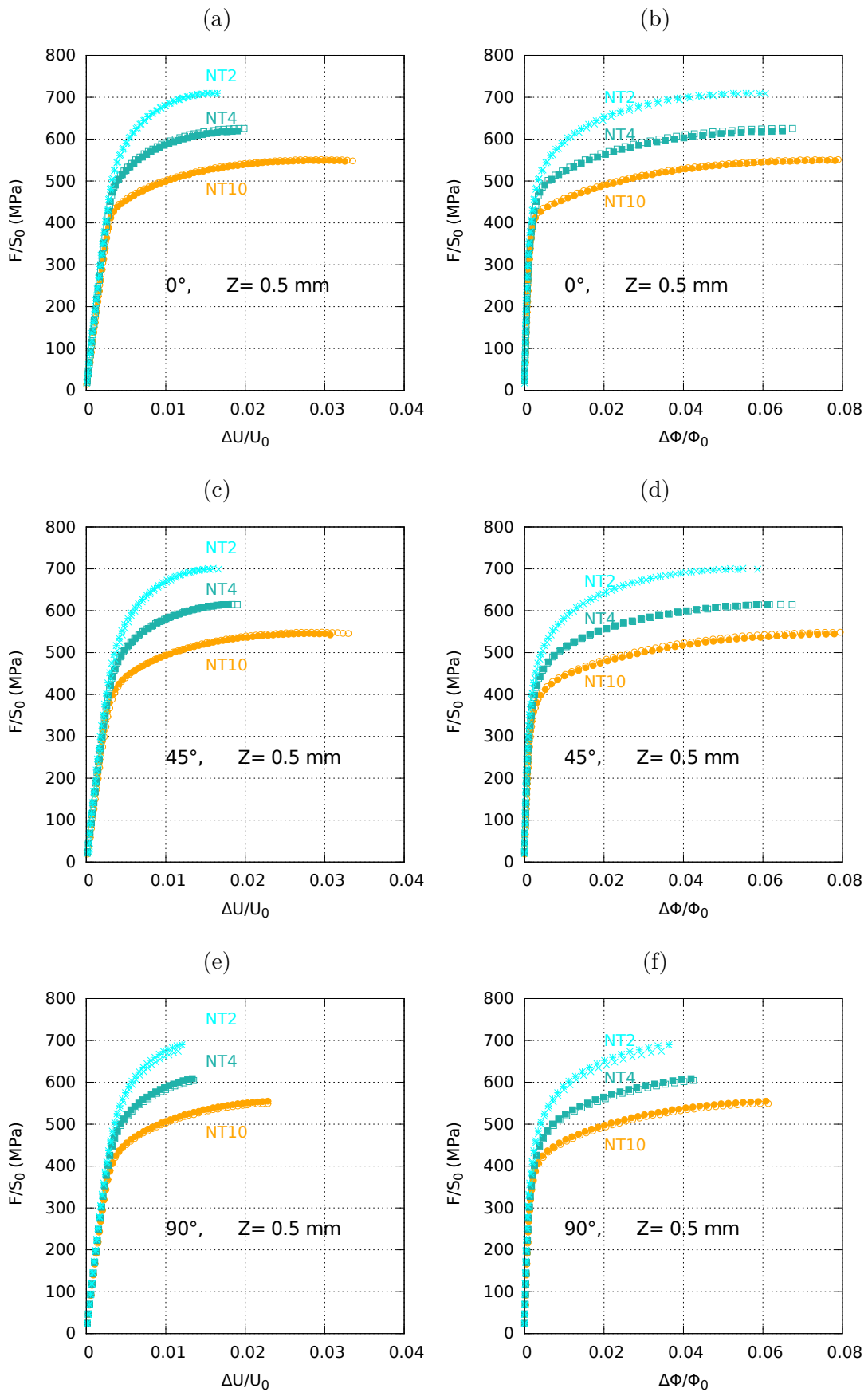


FIGURE A.7 – Courbes contraintes (MPa) en fonction de la variation de la section $\Delta\Phi/\Phi_o$ et de l'ouverture d'entaille $\Delta U/U_o$ sur éprouvettes NT2, NT4 et NT10, pour les angles de prélèvement (a et b) 0°, (c et d) 45° et (e et f) 90°.

Annexe B

Fabrication du matériau pré-déformé

B.1 Eprouvettes et paramètres d'essais

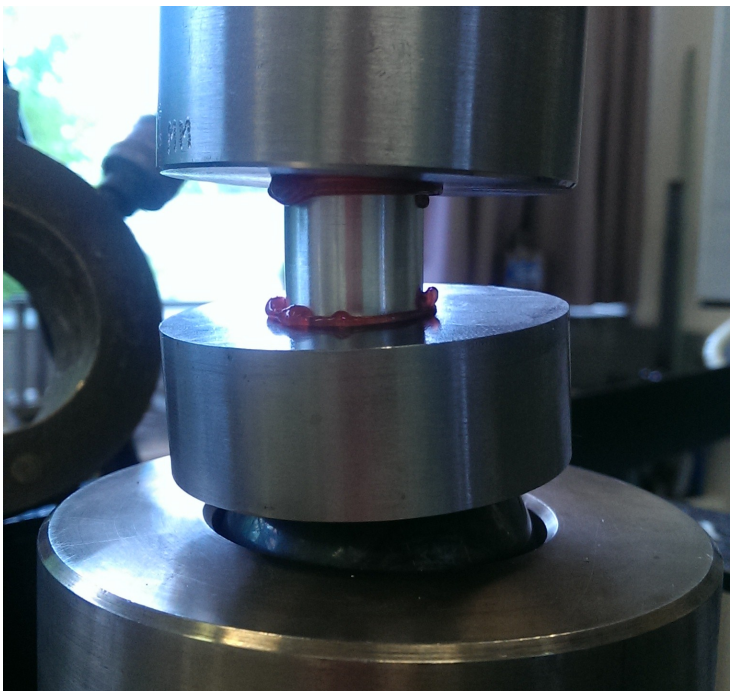


FIGURE B.1 – Déversement du pion A.

Annexe C

Caractérisation du comportement en fatigue

C.1 Eprouvettes et paramètres d'essais

Matériau	R_σ	σ_{max}	**Nombre**
Vierge	0.1	380	1
	0.1	350	2
	0.1	400	2
	0.1	425	1
	0.1	450	1
	0.1	465	2
	0.1	475	2
	0.1	250	1
	0.1	200	1
	0.1	480	2
	0.3	400	1
	0.3	450	1
	0.3	475	2
	0.3	480	1
	0.3	457	1
	0.3	471	1
	0.5	475	2
	0.5	480	2
	0.5	400	2
	0.5	450	2
	0.75	475	1
	0.9	475	1
-5 %	0.1	450	1
	0.1	475	1
	0.3	450	1
	0.5	450	1
	0.75	500	1
	0.85	500	1
+5 %	0.1	450	4
	0.5	450	4
	0.75	500	1

Table C.1 – Synthèse des paramètres d'essai de fatigue.

Type	**Matériaux**	R_σ	**Nombre**
ε imposé	Vierge	-1	2
Traction monotone		-	3
σ imposé		0.1	15
		0.3	7
		0.5	8
		0.75	1
		0.9	1
	Total		37
	-5 %	0.1	
		0.3	2
		0.5	2
		0.75	2
		0.85	2
Traction monotone		-	1
	Total		9
	5 %	0.1	4
		0.5	4
		0.75	1
Traction monotone		-	1
			10
Total			**56**

TABLE C.2 – Synthèse des paramètres d'essai pour chaque éprouvette oligocyclique.

Type	**Orientation**	**Abscisse Z (mm)**	**Exemplaires**	F_{max} **(N)**	**Ratio** R_σ	f **(Hz)**	**Bifurcation**
CT10	L-TC	20 mm	A	845	0.1	15	Aucun
			B	725	0.1	8	
		10 mm	A	770	0.1	15	
			B	845	0.1	15	
			C	725	0.5	15	
		0 mm	A	725	0.1	15	
			B	600 à 1000 *	0.1	15	
			C	725	0.1	15	
		-5 mm	A	920	0.1	15	
			B	725	0.1	8	
			C	725	**0.5**	15	
	L-TL	23 mm	A	830	0.1	15	
			B	770	0.1	15	
			C	725	0.1	2	
CT20e10 **	L-TC	0 mm	A	2500	0.1	10	Aucun
			B	5000	**0.5**	10	
			C	2500	0.1	10	
			D	2500	0.1	10	
			E	2000	0.1	10	
			F	4000	**0.5**	10	
CT20e20 **	L-TC	0 mm	A	2000 à 8000 *	0.1	0.1 à 10 *	Aucun
			B	5000	0.1	10	
			C	10000	**0.5**	10	

* éprouvettes testées sous plusieurs chargements ou plusieurs fréquences, pour l'élaboration du protocole d'essais ou pour des essais plus spécifiques.

** e10 → épaisseur 10 mm et e20 → épaisseur 20 mm

TABLE C.3 – Synthèses des paramètres d'essais sur éprouvettes Compact Tension en matériau vierge.

Type	Pré-déformation	Exemplaires	F_{max} (N)	Ratio R_σ	f (Hz)	Bifurcation
CT20e10 L-S Z ∼ 0 mm	-10 %	A	2500	0.1	10	Aucun
		B	2500	0.1	10	
		C	2000	0.1	10	
		D	3000	**0.5**	10	
		E	4500	0.1	10	
		F	4500	0.1	10	
	-5 %	A	2000	0.1	10	
		B	2000	0.1	10	
		C	3500	**0.5**	10	
		D	7000	**0.8**	10	
		E	3000	**0.3**	10	

TABLE C.4 – Synthèses des paramètres d'essais sur éprouvettes Compact Tension en matériau pré-comprimé.

Type	Pré-déformation	Exemplaires	F_{max} (N)	Ratio R_σ	f (Hz)	Bifurcation
CT20e10 L-S Z ∼ 0 mm	+10 %	A	2000	0.1	10	
		B	3500	**0.5**	10	Oui
		C	3500	**0.5**	10	Oui
		D	3500	**0.5**	10	Oui
		E	2000	0.1	10	
		F	**4500**	0.1	10	Oui
	+7.5 %	A	2500	0.1	10	
		B	2000	0.1	10	
		C	3500	**0.3**	10	Oui
		D	7000	**0.8**	10	Oui
		E	**4500**	0.1	10	Oui
	+5 %	A	2000	0.1	10	
		B	2500	0.1	10	
		C	**4500**	0.1	10	Oui
		D	**4500**	0.1	10	Oui

TABLE C.5 – Synthèses des paramètres d'essais sur éprouvettes Compact Tension en matériau pré-tendu.

C.2 Résultats

C.2.1 Essais de fatigue en amorçage à contrainte imposée

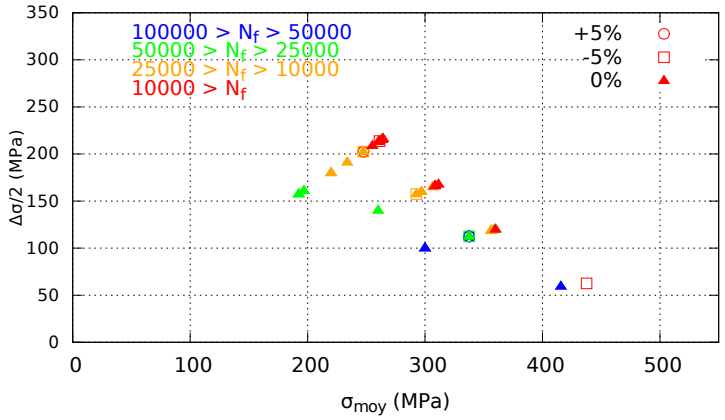


FIGURE C.1 – Diagramme de Haigh.

C.2.2 Essais de fatigue en amorçage à déformation imposée

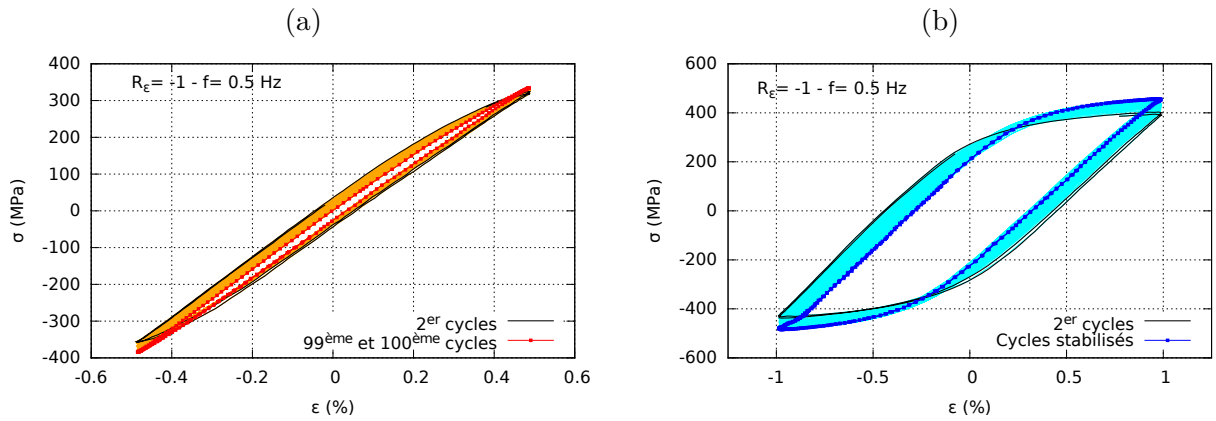


FIGURE C.2 – Évolution des boucles d'hystérésis au cours du cyclage à déformation imposée à R_ε=-1 : ε_{max}= 0.5 % (a) et 1 % (b).

C.2.3 Essais de fatigue en propagation

Nom	R	ΔK^1_{eff}	ΔK^2_{eff}	Z_1 (mm)	Z_2 (mm)	ε (%)
CT20e20-B	0.1	8.84	30	14	23	0
CT20e20-C	0.5	8.5	16.2	14	23	0
CT20e10-D	0.1	8.724	26.34	14	23	0
CT20e10-E	0.1	8.88	26.34	14	23	0
CT20e10-F	0.5	8.48	15.62	14	23	0
CT20e10m05-A	0.1	7.892	22.463	14	23	-5
CT20e10m05-B	0.1	8.148	26.71	14	23	-5
CT20e10m05-C	0.5	7.92	15.95	14	23	-5
CT20e10m05-D	0.8	3.6187	7.0	14	23	-5
CT20e10m05-E	0.3	7.913	20.834	14	23	-5
CT20e10m10-B	0.1	8.259	23.19	14	23	-10
CT20e10m10-C	0.1	9.99	28.07	14	23	-10
CT20e10m10-D	0.5	7.416	13.657	14	23	-10
CT20e10m10-E	0.1	11	26.47	-1	8	-10
CT20e10m10-F	0.1	11	22.97	-1	8	-10
CT20e10p05-A	0.1	9.21	23.19	14	23	5
CT20e10p05-B	0.1	10.6	24.17	14	23	5
CT20e10p05-C	0.1	7.57	24.39	-1	8	5
CT20e10p05-D	0.1	8.72	24.83	-1	8	5
CT20e10p75-A	0.1	8.14	25.87	14	23	7.5
CT20e10p75-B	0.1	9.6	23.4	14	23	7.5
CT20e10p75-E	0.1	10.	25.8	-1	8	7.5
CT20e10p10-A	0.1	9.15	22.6	14	23	10

TABLE C.6 – Bornes ΔK^1_{eff} et ΔK^2_{eff} délimitant le domaine linéaire de chaque éprouvettes.

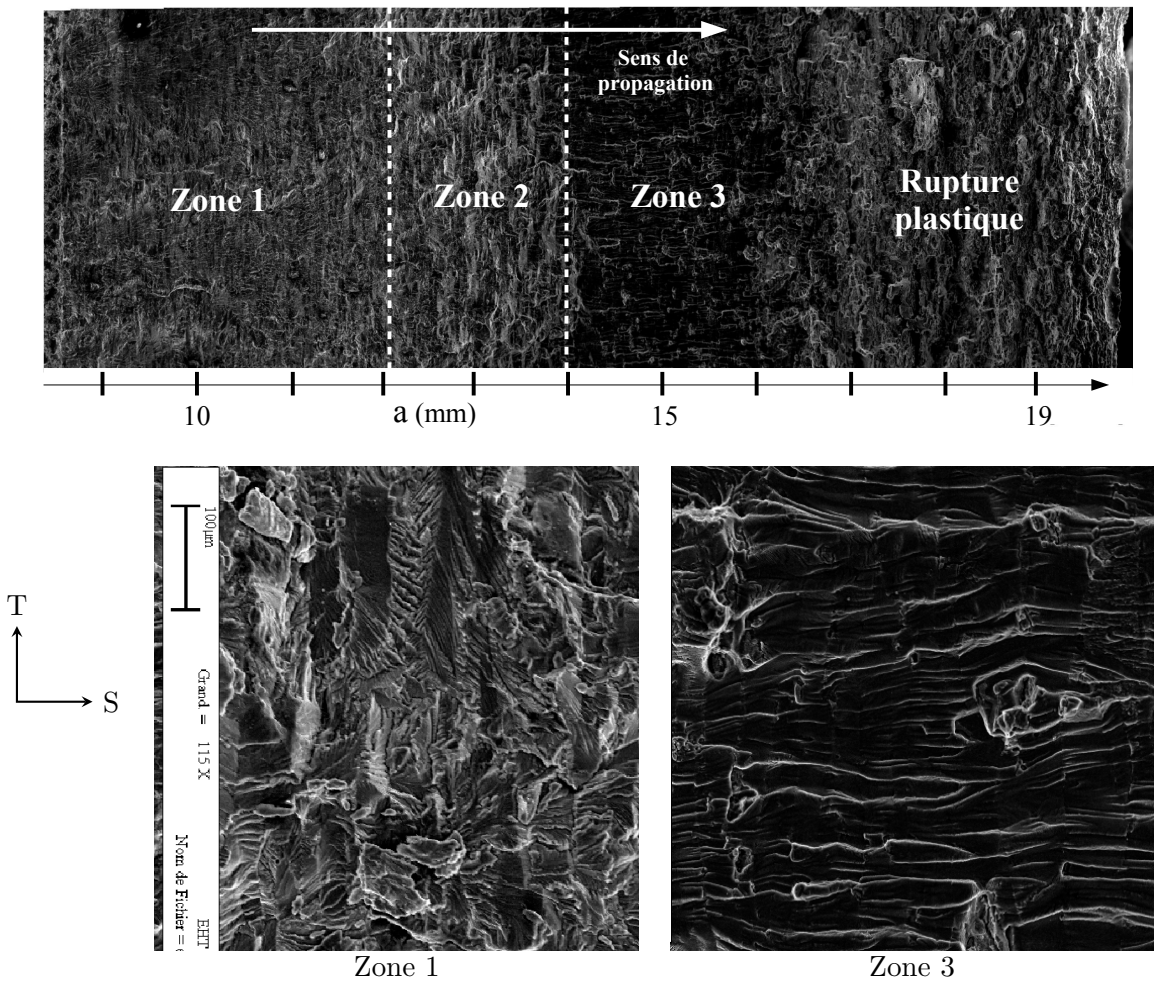


FIGURE C.3 – (Haut) Faciès de rupture sur CT10 $L-S$ de position Z= -5 mm (CT10-m5LS-A). (Bas) Aspect de la zone 1 (b) et de la zone 3 (c). Sens de propagation de la gauche vers la droite.

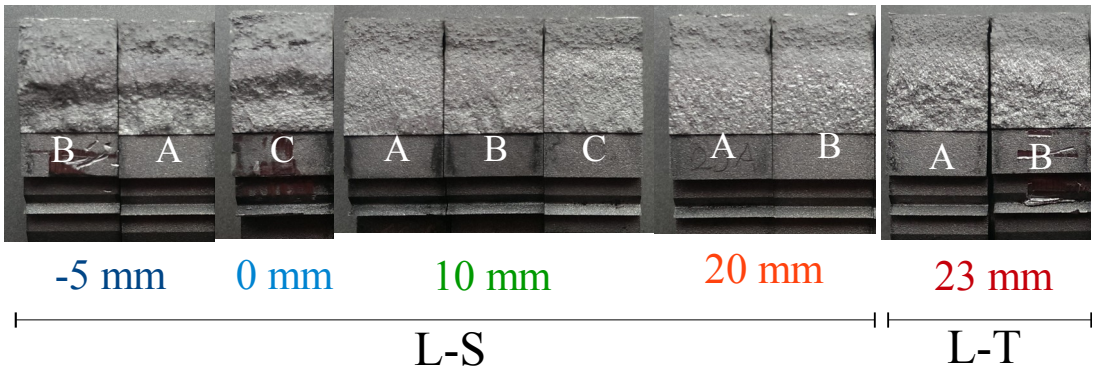


FIGURE C.4 – Faciès de rupture des éprouvettes de rupture de quelques éprouvettes CT10 à 4 niveaux de prélèvement Z et deux orientations.

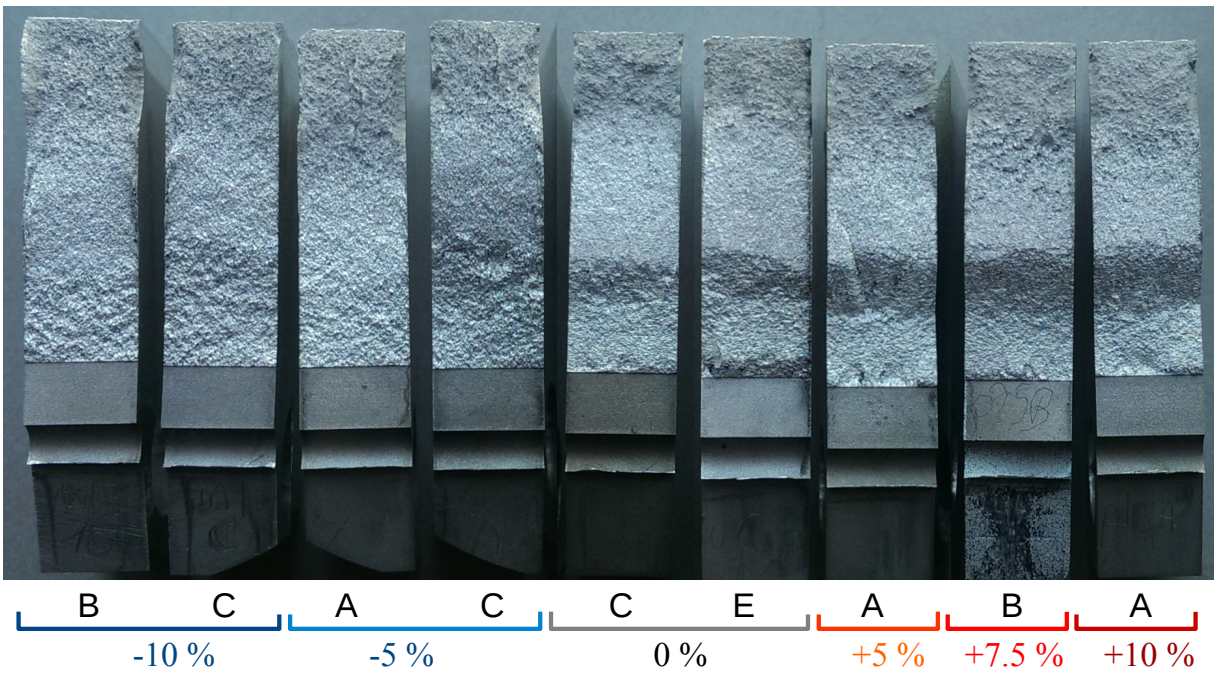


FIGURE C.5 – Faciès de rupture des éprouvettes de neuf CT20e10 $L-S$ à 6 niveaux de pré-déformation.

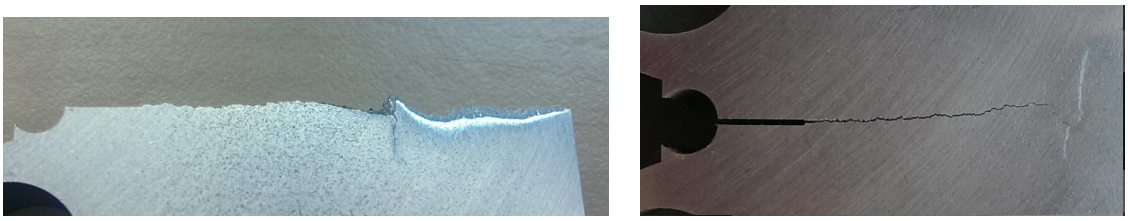


FIGURE C.6 – Bifurcation spontanée à 90°pour (gauche) CT20e10p75-E et (droite) CT20e10p05-C.

C.3 Plan

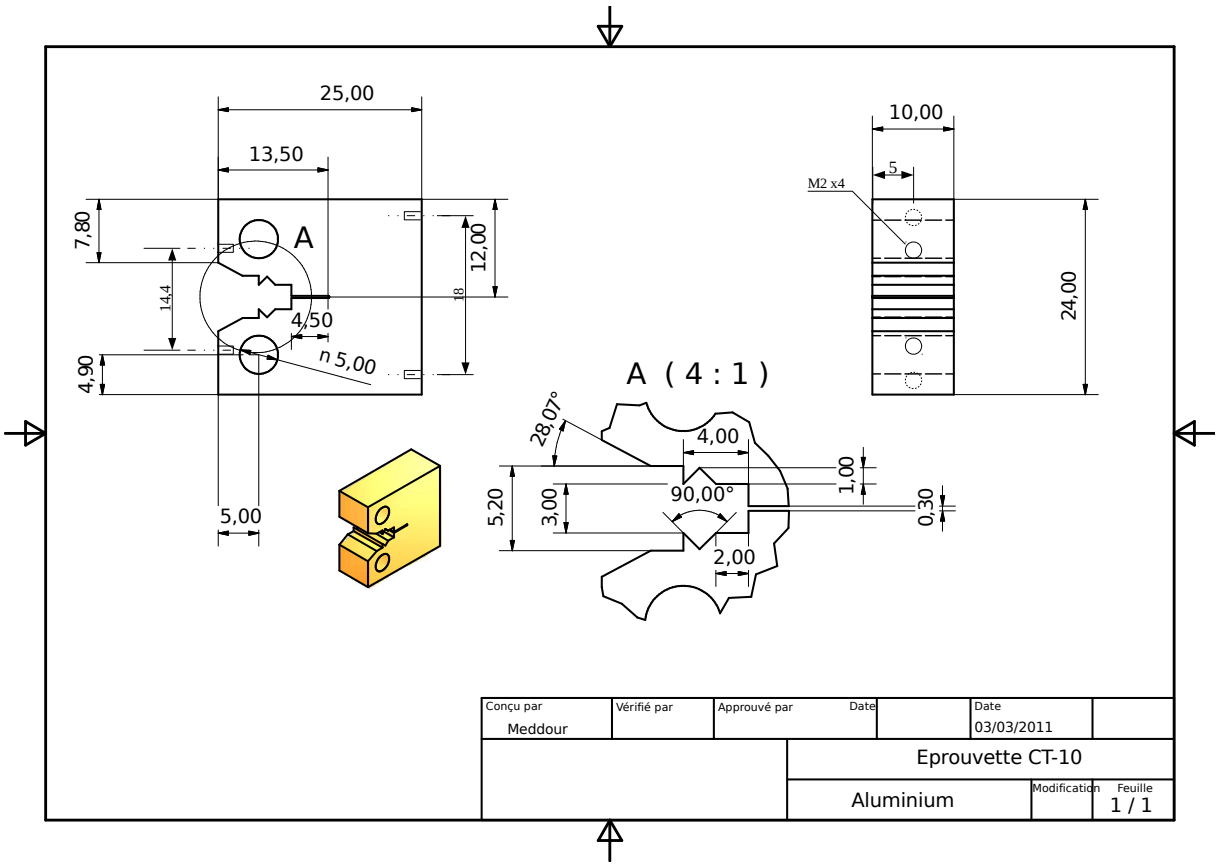


FIGURE C.7 – Géométries éprouvettes CT10.

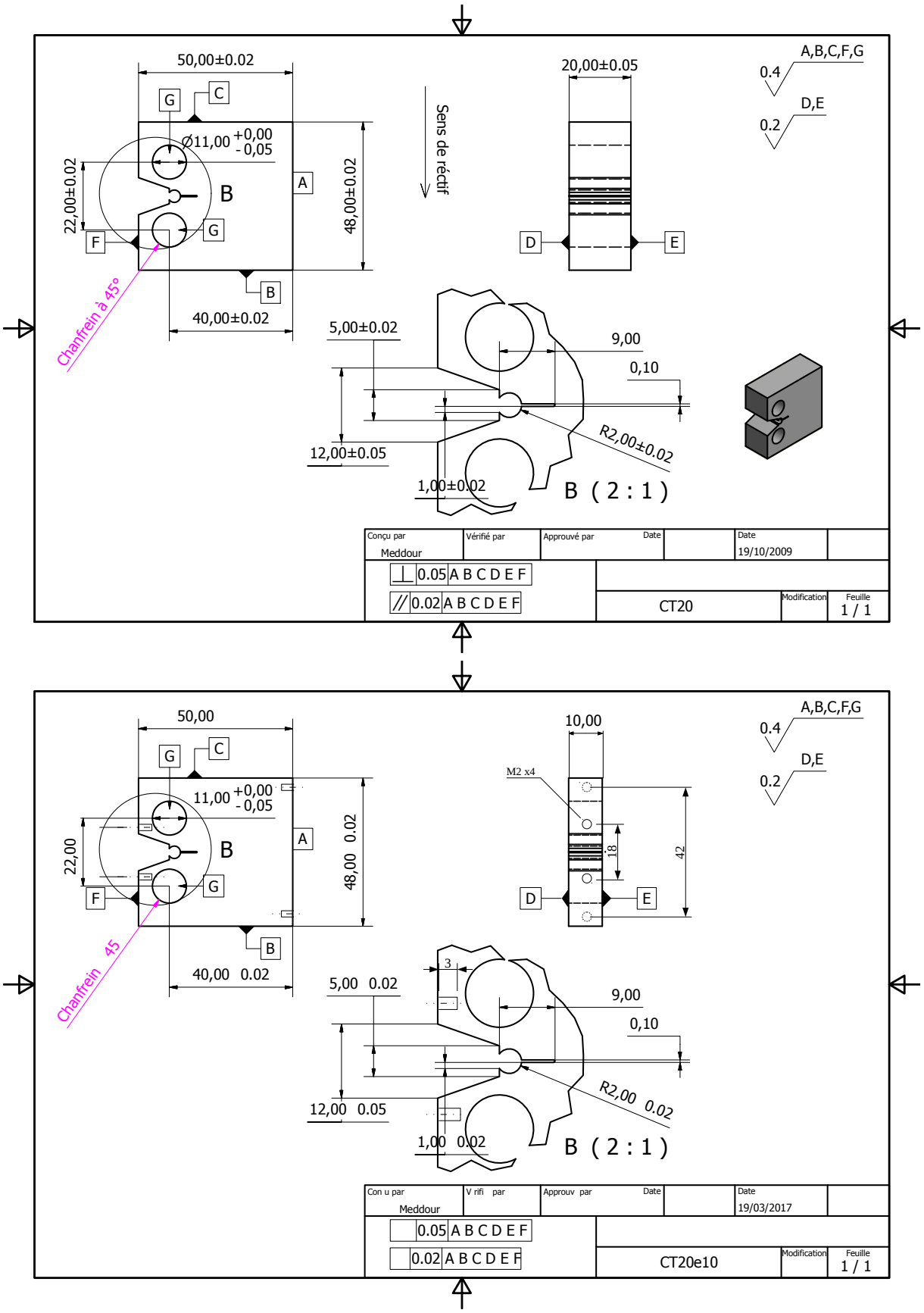


FIGURE C.8 – Géométries éprouvettes compact tension CT20e20 et CT20e10.

Annexe D

Comportement en fatigue d'une structure auto-raidie

D.1 Mise en données des simulation de propagation

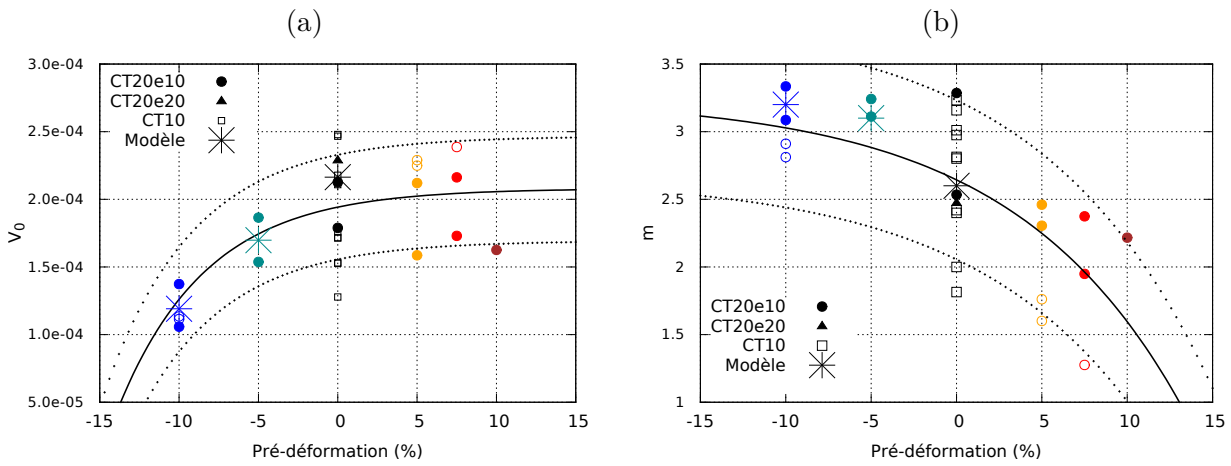


FIGURE D.1 – Paramètre m et V_0 pour chaque essai en fonction du niveau de pré-déformation ((a) et (c)). Comparaison avec les valeurs extraites des lois de propagation.

RÉSUMÉ

Le groupe Dassault Aviation conçoit et construit chaque année un large choix de modèles d'avions, à la fois à usage privé comme à usage militaire. Nous nous intéressons ici à certaines pièces structurelles de l'avion, se présentant sous la forme de panneaux renforcés de raidisseurs usinés directement dans la masse de tôles épaisses en alliage Al2024T351. Dans le cadre du processus de mise en forme, ces éléments doivent être formés à froid afin de leur donner une courbure définitive. Ce procédé a pour conséquence de pré-déformer sévèrement certaines régions de la structure. De plus, ces zones sont susceptibles de constituer des sites d'amorçage et de propagation de fissures de fatigue.
Cette étude vise à analyser les interactions entre les phénomènes plastiques induits par le formage à froid et la propagation d'une fissure de fatigue lors du chargement en fatigue de la structure. Cette thèse se déroule selon la démarche suivante:
Un essai de formage à froid instrumenté a été réalisé sur deux éprouvettes technologiques auto-raidies. A partir d'une base expérimentale d'essais de traction, un modèle de comportement plastique anisotrope de la tôle a été proposé permettant l'élaboration d'une simulation du formage des structures ainsi que l'analyse fine de l'état résiduel du matériau suite au procédé. Après connaissance de l'état plastique résiduel, un protocole d'essais de compression et de traction sur éprouvettes grandes dimensions a été mené (des lopins de diamètre 54 mm et des éprouvettes de traction plate de section 75x55 mm) dont le but est de produire un volume homogène de matériau pré-déformé en compression et en traction (jusqu'à +/-10%).
A partir des volumes de matériaux d'origine et pré-déformés, une large campagne d'essais de fatigue a été réalisée sur éprouvettes oligocycliques et éprouvettes de propagation (Compact Tension) permettant en autres la caractérisation des effets de la pré-déformation sur les propriétés en fatigue. Un modèle de propagation de Forman modifié a pu être identifié à partir des courbes de vitesse.
Enfin, les structures auto-raidies formées ont été soumises à un chargement cyclique et le comportement à l'amorçage et en propagation a pu être observé expérimentalement. Une simulation du chargement en fatigue de la structure après formage a été proposée. Le module Z-crack du code éléments finis Z-set associé au modèle de propagation à permis de simuler la propagation d'une fissure de fatigue au sein de la structure.
Une conclusion sur la contribution des contraintes, de l'angle de formage et de la plasticité sur le trajet et la vitesse de propagation a pu être apportée numériquement et confrontée aux résultats des essais.

ABSTRACT

The Dassault Aviation Group designs and builds a wide range of aircraft models each year, for both private and military use. Some structural parts of the aircraft, in the form of reinforced stiffener panels machined directly into the bulk of Al2024T351 thick plates are studied. As part of the shaping process, these elements must be cold formed to give their final curvature. This process severely plastified some regions of the structure. In addition, these zones are likely to constitute sites of initiation and propagation of fatigue cracks.
This study aims to analyze the interactions between the plastic phenomena induced by cold forming and the propagation of a fatigue crack during fatigue service loading. This thesis is conducted according to the following approach:
An instrumented cold forming test has been performed on two self-stiffening technological specimens. From an experimental base of tensile tests, a model of anisotropic plastic behavior of the plate was proposed allowing the development of a cold forming structure simulation and an analysis of the residual state of the material following the process. Using all the results about residual plastic state, a compression and traction test on large test pieces has been performed (54 mm diameter slugs and flat tensile test pieces of 75x55 mm section) whose purpose is to produce a homogeneous volume of pre-deformed material in compression and traction (+/-10 % of plasticity).
A large campaign of fatigue tests has been realized on oligocyclic specimens and specimens of propagation (Compact Tension) extracted from the volumes of original and pre-deformed material allowing the characterization of the effects of the pre-deformation on the fatigue properties. A modified Forman propagation model has been identified from the velocity curves.
Finally, self-stiffened structures formed have been subjected to a cyclic loading and the fatigue initiation and propagation behavior has been observed experimentally. A simulation of the fatigue loading of the structure after forming has been proposed. The Z-crack module of the Z-set finite element code associated with the propagation model allowed to simulate the propagation of a fatigue crack within the structure.
A conclusion on the contribution of stresses, forming angle and plasticity to the path and propagation velocity could be made digitally and compared to the experimental results.

MOTS CLÉS

Structure Aluminium Plasticité Fatigue Amorçage Propagation de fissure

KEYWORDS

Structure Aluminium Plasticity Fatigue Initiation Crack Propagation