HAL
open science

Comportement du Zircaloy-4 recristallisé : identification du comportement anisotrope pour application à la situation d'accident de réactivité

Elodie Bosso

To cite this version:

Elodie Bosso. Comportement du Zircaloy-4 recristallisé : identification du comportement anisotrope pour application à la situation d'accident de réactivité. Matériaux. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2015. Français. NNT : 2015ENMP0020 . tel-01251565

HAL Id: tel-01251565

https://pastel.hal.science/tel-01251565

Submitted on 6 Jan 2016

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.

ParisTech
INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY

MINES ParisTech

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

Doctorat ParisTech

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris

Spécialité « Sciences et Génie des Matériaux »

présentée et soutenue publiquement par

Elodie Bosso

le 22 septembre 2015

Comportement du Zircaloy-4 recristallisé : identification du comportement anisotrope pour application à la situation d'accident de réactivité

Directeurs de thèse : **Jacques BESSON et Jérôme CRÉPIN**
Encadrant de thèse : **Nicolas RUPIN**

Jury

M. Sylvain CALLOCH, Professeur, Université de Bretagne	**Président**
Mme Véronique AUBIN, Professeur, Ecole Centrale des Arts et Manufactures de Paris	**Rapporteur**
Mme Salima BOUVIER, Professeur, Université Technologique de Compiègne	**Rapporteur**
M. Didier GILBON, Ingénieur de recherche, CEA	**Examinateur**
M. Jean DESQUINES, Ingénieur de recherche, IRSN	**Examinateur**
M. Nicolas RUPIN, Ingénieur de recherche, EDF R&D	**Examinateur**
M. Jérôme CRÉPIN, Maître de recherche, Ecole des Mines de Paris	**Examinateur**

THÈSE

MINES ParisTech
Centre des Matériaux - UMR CNRS 7633
B.P. 87 - 91003 Évry Cedex, France

Remerciements

Dans un premier temps je tiens à remercier les membres du jury qui ont accepté d'examiner et d'évaluer ce travail, Sylvain Calloque, Véronique Aubin, Salima Bouvier, Jean Desquines et Didier Gilbon. J'ai apprécié les échanges animés et très constructifs durant la soutenance.

Je remercie toutes les personnes qui ont contribué de près ou de loin au déroulement de ces travaux et il y en a eu beaucoup.

Je souhaite adresser mes sincères remerciements à mes encadrants de thèse.

Je remercie particulièrement Nicolas Rupin pour m'avoir suivi tout au long de ces années de travail. Sa disponibilité, sa gentillesse, son sens de la formule et ses connaissances pointues en mécanique m'ont permis de progresser durant ces années.

Merci à mes deux directeurs de thèse Jérôme Crépin et Jacques Besson qui ont su me laisser une grande liberté et m'encourager dans les tâches dont j'avais la responsabilité. Je souligne particulièrement les qualités humaines de Jérôme qui sont souvent saluées à juste titre et qui ont joué un rôle très bénéfique pour ces travaux.

Je tiens à remercier Aurore Parrot et Sylvain Leclercq pour avoir partagé leur grande expertise sur les alliages de zirconium.

Merci à l'ensemble des personnes que j'ai pu côtoyer au Centre Des Matériaux. Je tiens à saluer particulièrement Abdennour Meddour, Régis Clement et Melchior Simon-Perret qui m'ont beaucoup aidé dans la réalisation des essais.

Je tiens à remercier chaleureusement tous les membres du département MMC de EDF R&D. Merci à Michel Mahé pour ces heures passées au MEB à tirer sur des éprouvettes, merci à Dominique Loisnard pour m'avoir enseigner les méthodes de polissage pas toujours simples à mettre en œuvre sur les alliages de zirconium, merci à Christophe Sonnefraud pour ses idées toujours génialissimes. Enfin merci à Nicolas Brynaert, Willy Vincent, Dominique Touzeau, Didier Leclaire pour leur aide et leurs conseils avisés dans la préparation et la réalisation des essais.

Le département MMC fut un cadre de travail très agréable. Pour cela, je salue tous les doctorants, stagiaires, alternants, agents avec qui j'ai passé de très bons moments : Quentin, Gauthier, Adrien, Emmanuelle, Emeric, Alexandre, Mi, Jo, Wen, Nina, Laurie et tous ceux que j'ai oublié ....

Enfin, tout ceci n'aurait pas été possible sans le soutien de ma famille. Je remercie mes parents et ma sœur Morgane pour leur soutien sans failles depuis toujours.

Mes derniers remerciements vont à Greg, tout simplement MERCI d'être à mes côtés et de me rendre la vie si douce.

Merci à tous.

Table des matières

1 Introduction **1**
1.1 Objectifs 4
1.2 Démarche de l'étude 6
1.2.1 Enrichissement de la base expérimentale d'EDF 6
1.2.2 Choix d'une loi macroscopique adaptée au comportement anisotrope du matériau de gainage 7
1.2.3 Identification d'une loi macroscopique 7
1.2.4 Flexibilité du modèle lors du passage de la tôle vers le tube 7
1.3 Organisation du manuscrit 8

2 Les matériaux de gainage et leur tenue au RIA **9**
2.1 Présentation du scénario RIA 10
2.1.1 Retour d'expérience provenant des essais en réacteurs 12
2.1.2 Critère analytique de tenue de la gaine 22
2.2 Le matériau de gainage 28
2.2.1 Choix du matériau de gainage et composition 28
2.2.2 Élaboration des produits de gainage 33
2.2.3 Texture, microstructure et mécanismes de déformation 36
2.3 Les produits de l'étude 41
2.3.1 Le Zircaloy-4 recristallisé 41
2.3.2 Les tôles de l'étude 41
2.4 Conclusions 45

3 Base de données expérimentale décrivant le comportement du gainage et modèle adapté aux observations **47**
3.1 Essais considérés 48
3.1.1 Techniques expérimentales 52
3.1.2 Déformations et contraintes considérées 59
3.2 Résultats 62
3.2.1 Essais de traction : caractérisation de l'anisotropie 62
3.2.2 Essais de cisaillement 92

3.3 Discussion de modèles adaptés aux observations expérimentales de l'étude . . 101
3.3.1 Élasticité 102
3.3.2 Visco-plasticité 102
3.4 Conclusions 107

4 Identification et évaluation d'une loi de comportement à différentes températures et vitesses de sollicitation 109
4.1 Outils numériques utilisés 111
4.2 Le modèle de l'étude 111
4.2.1 Notation, repère des tenseurs et indépendances des composantes . . . 112
4.2.2 Les équations du modèle 116
4.2.3 Version isotrope du modèle 122
4.2.4 Synthèse 123
4.3 Méthodologie d'identification 123
4.3.1 Présentation générique de la méthodologie d'identification 123
4.3.2 Paramètres d'élasticité 127
4.3.3 Paramètres décrivant la viscosité 130
4.3.4 Paramètres d'écrouissage 133
4.3.5 Ajustement en regard de y et $\dot{\varepsilon}_0$ 135
4.3.6 Paramètres anisotropes 136
4.4 Résultats de l'identification 147
4.4.1 Critères d'évaluation 147
4.4.2 Simulation des essais de traction 152
4.4.3 Simulation des essais de cisaillement 163
4.4.4 Synthèse 166
4.5 Évaluation du modèle à partir d'essais de traction sur éprouvettes entaillées (Doan, 2009) 167
4.5.1 Présentation de l'essai 167
4.5.2 Maillage et conditions aux limites 167
4.6 Résultats de simulation des essais NTV et NT2 168
4.7 Conclusions 171

5 Transférabilité du modèle à une base expérimentale sur tube 173
5.1 Équivalence des repères 174
5.2 Base expérimentale sur tube tirée de (Robinet, 1995) 175
5.2.1 Comparaison de la composition et de la texture des tôles de l'étude et des tubes de l'étude de (Robinet, 1995) 175
5.2.2 Chargements de la base sur tube tirés de (Robinet, 1995) d'intérêt pour l'étude 177
5.2.3 Adaptation du modèle en fonction de la température 179

5.3 Résultats de la transférabilité sur tube 185
5.3.1 Chargements uniaxiés 186
5.3.2 Chargements biaxiés 190
5.3.3 Synthèse 195
5.4 Ajustement des coefficients des matrices d'anisotropie à partir d'un essai biaxié 195
5.4.1 Résultats 197
5.4.2 Influence de la réidentification des coéfficients sur la base de données sur tôle 201
5.4.3 Evaluation de la réidentification des paramètres d'anisotropie par confrontation aux essais biaxiés de l'étude de (Geyer, 1999) 203
5.5 Conclusions 204

6 Conclusions générales et perspectives 207

Bibliographie 213

ANNEXES 222

A Techniques de préparation et de caractérisation de surface des échantillons pour l'analyse microstucturale 223
A.1 Préparation des surfaces des échantillons pour la microscopie électronique à balayage 224
A.1.1 Polissage mécanique 224
A.1.2 Électropolissage 224
A.1.3 Caractérisation par mesures EBSD 227

B Géométrie d'éprouvettes, dépouillement et simulation des essais de cisaillement cyclique 229
B.1 Methodologie d'utilisation des essais de cisaillement 230
B.1.1 Géométrie de l'éprouvette 230
B.1.2 Dépouillement de l'essai 230
B.1.3 Simulation de l'essai 231
B.2 Consolidation des hypothèses retenues dans la démarche d'exploitation des essais de cisaillement cyclique 231
B.3 Justification de la taille de la jauge virtuelle 234
B.4 Justification de l'hypothèse de cisaillement pur considérée dans le calcul de la contrainte de cisaillement 238
B.5 Justification du calcul point matériel pour l'identification du comportement . 239

C Essais de traction à 20°C, 250°C et 450°C 241
C.1 Essais à 20°C 244
C.1.1 Essais à $1s^{-1}$ 244

C.1.2 Essais à $10^{-1}s^{-1}$ . . . 247
C.1.3 Essais à $10^{-4}s^{-1}$ . . . 249
C.2 Essais à 250°C . . . 251
C.2.1 Essai à $1s^{-1}$ . . . 251
C.2.2 Essais à $10^{-1}s^{-1}$ . . . 252
C.2.3 Essais à $10^{-4}s^{-1}$ . . . 254
C.3 Essai à 450°C . . . 256
C.3.1 Essai à $1s^{-1}$ . . . 256

D Essais de cisaillement cyclique à 20°C 257
D.1 Discussion sur la reproductibilité des essais . . . 259
D.2 Données expérimentales des essais de cisaillement . . . 260
D.2.1 Essais dans la direction L . . . 260
D.2.2 Essai dans la direction D1 : Essai 1 . . . 263
D.2.3 Essais dans la direction D . . . 264
D.2.4 Essais dans la direction D2 . . . 267
D.2.5 Essais dans la direction T . . . 270

E Techniques de corrélation d'images 2D 273
E.1 Terminologie . . . 274
E.2 Corrélation d'images appliquée à la mécanique . . . 274
E.2.1 Marquage des éprouvettes . . . 275
E.2.2 Dispositif optique et acquisition des images . . . 275
E.2.3 Corrélation d'image surfacique (Bornert **et al.**, 2009; Sutton **et al.**, 2009) . . . 276
E.2.4 Spécificités du logiciel VIC-2D® . . . 280

F Résultats de l'identification ajustée avec les essais de la littérature sur tube 287
F.1 Essais de traction . . . 291
F.1.1 Essais de l'étude sur tôle . . . 291
F.1.2 Essais sur tube tirés de l'étude de Robinet . . . 298
F.2 Essais de cisaillement sur tôle et torsion sur tube . . . 302
F.2.1 Essais de cisaillement cyclique sur tôle de l'étude à 20°C . . . 302
F.2.2 Essais de torsion cyclique sur tôle à 350 °C tirés de l'étude de Robinet 304
F.3 Essais de traction/torsion sur tube tirés de l'étude de Robinet . . . 305
F.3.1 Essais à 20°C . . . 305
F.3.2 Essais à 350°C . . . 306

Chapitre 1

Introduction

Sommaire

1.1 Objectifs **4**

1.2 Démarche de l'étude **6**

1.2.1 Enrichissement de la base expérimentale d'EDF 6

1.2.2 Choix d'une loi macroscopique adaptée au comportement anisotrope du matériau de gainage 7

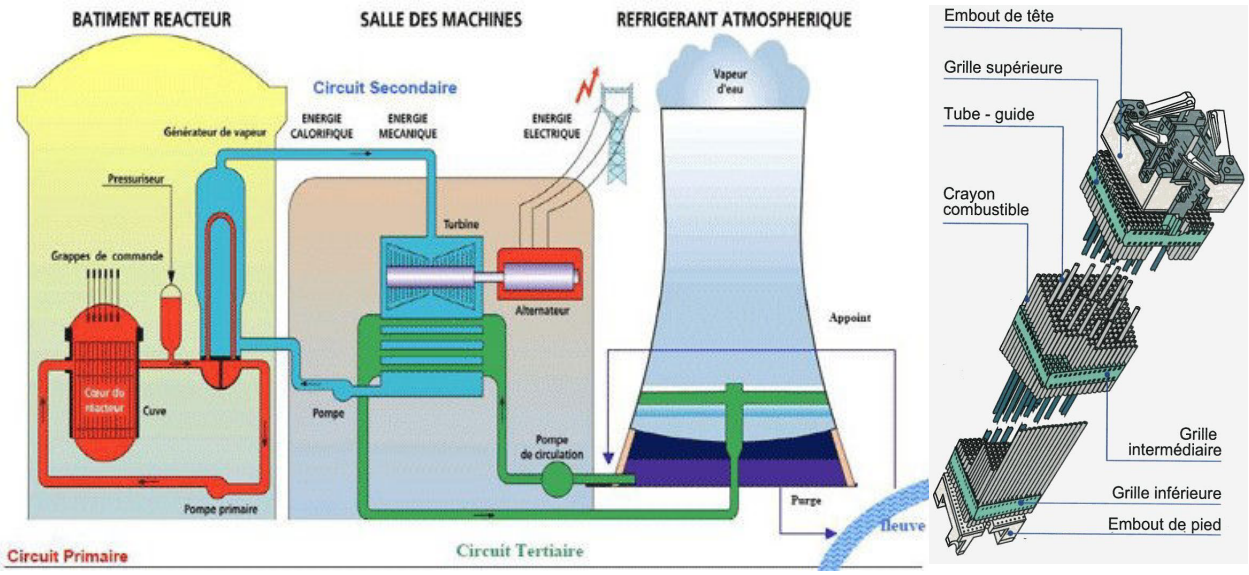
1.2.3 Identification d'une loi macroscopique 7

1.2.4 Flexibilité du modèle lors du passage de la tôle vers le tube . . 7

1.3 Organisation du manuscrit **8**

Électricité De France (EDF) est l'exploitant du parc nucléaire Français en charge de 58 Réacteurs à Eau Pressurisée (REP) répartis au sein de 19 sites dans tout l'hexagone. La filière nucléaire, qui représente près de 80 % de la production électrique française, est le cœur d'enjeux économiques et de sûreté stratégiques.

Le cœur du REP noyé dans la cuve (figure 1.1 (a.)) est le siège de la réaction nucléaire. Ce dernier est constitué de faisceaux de crayons à pas carrés (17x17 crayons par faisceaux) nommés assemblages. Un assemblage de type AFA (figure 1.1 (b.)) de conception Areva (chargé dans la majorité des REP en exploitation par EDF), comprend 264 crayons combustibles et 24 tubes guides qui servent à l'introduction des grappes de commande régulant la réaction nucléaire. Un cœur est constitué de respectivement 157, 193 et 214 assemblages pour les réacteurs 900 MWe, 1300 MWe et 1450 MWe [1] (Ambard **et al.**, 2010).



(a.) (b.)

FIGURE 1.1: (a.) Schéma de principe d'un réacteur à eau sous pression http://www.asn.fr/index.php/Les-activites-controlees-par-l-ASN/Production-d-Electricite/Centrales-nucleaires (b.) Vue éclatée d'un assemblage AFA-2G http://www.developpement-durable.gouv.fr/Les-reacteurs-a-eau-pressurisee.html

Les crayons combustibles (figure 1.2) sont constitués :

1. Le terme technique « watt électrique » (symbole : We) correspond à la production de puissance électrique de la centrale. Ses multiples sont le mégawatt électrique (MWe) et le gigawatt électrique (GWe)

- de gaines en alliages de zirconium faiblement alliés[2] (Sn, O et Nb principalement), d'environ 4 m de long, 9,5 mm de diamètre et 0,57 mm d'épaisseur ;
- de combustible confiné dans les gaines sous forme de pastilles d'oxyde d'uranium $U0_2$.

Les crayons sont immergés dans l'eau pressurisée à 155 bars qui joue à la fois le rôle de modérateur pour thermaliser les neutrons émis lors des fissions et de fluide caloporteur.

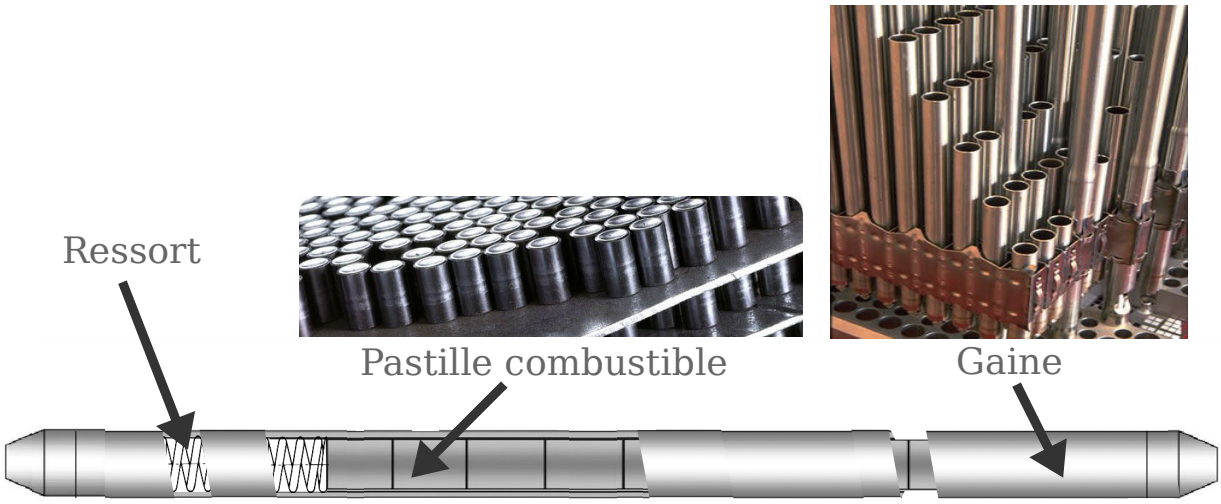


FIGURE 1.2: Vue éclatée d'un crayon combustible d'après une image tirée de (Cacuci, 2010). Photo de la gaine tirée de http://rme.ac-rouen.fr/barrieres_nucleaire.htm. Photo des pastilles combustibles tirée de http://www.areva.com/FR/activites-740/combustible-tous-les-aspects-de-la-conception-et-de-la-fabrication.html

La gaine du crayon en alliage de zirconium joue le rôle important de première barrière de confinement des produits de fission en maintenant les pastilles de combustible. Préserver l'intégrité de la gaine est une condition essentielle afin de permettre à tout instant : la maîtrise de la réaction nucléaire ; le refroidissement du cœur ; le confinement du combustible. Pour assurer cette condition, des critères de sûreté empiriques[3] dédiés aux crayons ont été introduits.

Ce sont les scénarios d'accidents hypothétiques les plus graves (en termes du produit "probabilité d'occurrence par la dangerosité" et des conséquences radiologiques) qui sont pris

2. 1 à 2% d'éléments d'addition afin d'améliorer la résistance mécanique mais surtout la tenue à la corrosion.

3. Par critère "empirique", on entend critère mis en place à partir d'essais réalisés en réacteurs de recherche. Ces critères dits "empiriques" correspondent à des valeurs critiques à ne pas dépasser. Ces valeurs limites sont donc discrètes et sériées en fonction des différents régimes de fonctionnement rencontrés afin de limiter les possibles dégâts engendrés suite à l'occurrence de scénarios accidentels hypothétiques.

comme références pour le dimensionnement des cœurs et de ses composants. Pour établir le critère de tenue mécanique de la gaine combustible, les cas d'accidents de classe 4, c'est à dire les accidents postulés ayant une probabilité d'occurrence de 10^{-4} à 10^{-6}/tranche/an dont fait partie le RIA (Reactivity initiated Accident) [4] sont considérés.

À l'heure actuelle, les critères de sûreté sont empiriques et établis à partir d'essais réalisés en réacteurs expérimentaux SPERT, NSRR et CABRI (essais intégraux) sans distinction des mécanismes à l'origine des scénarios pour lesquels la perte d'intégrité est constatée. Afin de consolider ces seuils empiriques, un critère de rupture analytique est souhaité. Il se devra d'être établi à partir de l'interprétation d'essais conventionnels en laboratoire en complément des essais intégraux complexes. Ces travaux permettront la compréhension des mécanismes physiques influant sur le comportement et la rupture de la gaine.

Dans ce cadre d'exigences en termes de sûreté, EDF est amené à caractériser l'évolution de la ductilité de la gaine en alliage de zirconium lors d'un RIA. En effet, la définition d'un critère analytique de tenue à ce scénario implique la connaissance d'une loi de comportement performante dans ces conditions thermo-mécaniques sévères. Les modèles actuels utilisés pour les études de compréhension du RIA intègrent une dépendance à la texture cristallographique, l'irradiation, l'hydruration ou encore l'oxydation de la gaine. La texture marquée des tôles et des gaines en alliage de zirconium se traduit par une forte anisotropie de comportement mécanique. De récentes études (LeSaux, 2008; Doan, 2009) ont permis de réelles avancées concernant cette thématique. Néanmoins, il reste des efforts à fournir pour améliorer la caractérisation et simuler cette anisotropie mécanique. Dans ce contexte, cette étude a pour objectif de proposer un modèle décrivant le comportement anisotrope d'une tôle de Zircaloy-4 recristallisé, applicable en condition de RIA. Le scénario accidentel correspond à un transitoire rapide à l'origine de sollicitations sévères. Ainsi, le modèle devra répondre aux exigences de l'accident, c'est à dire des températures comprises entre 300 et 600°C, des vitesses de déformation de l'ordre de 1 à 5 s^{-1} et des chargements complexes, à minima biaxiés.

1.1 Objectifs

Dans ce contexte d'exigences en termes de sûreté, l'un des objectifs d'EDF est d'améliorer la compréhension du comportement mécanique de la gaine de façon à améliorer la définition des critères de sûreté. Afin d'établir un critère de rupture réaliste des gaines combustible, il est primordial de choisir une loi de comportement robuste. Le manque de connaissance des erreurs potentiellement induites par la prise en compte non exhaustive

4. L'autre accident de classe 4 est l'"Accident Perte de Réfrigérant Primaire" (APRP), "Loss-Of-Coolant Accident" (LOCA) en anglais.

de l'anisotropie mécanique de la gaine constitue un enjeu important (i.e l'anisotropie initiale du produit neuf est bien intégrée. En revanche, son évolution en service et lors d'un transitoire n'est pas introduite). En effet, à l'heure actuelle, les modèles phénoménologiques macroscopiques développés et identifiés, utilisés par exemple dans le code de calcul système SCANAIR (Parrot, 2009; Moal **et al.**, 2014) dédié à la modélisation du RIA, présentent l'avantage d'une implémentation simple et peu coûteuse en temps de calcul. En revanche, bien que ces modèles suffisent pour les calculs intégraux et une justification conservative de la tenue des composants, ils ne permettent pas de décrire avec précision tous les cas de chargement considérés lors des essais de laboratoire. Ainsi, l'objectif général de la thèse est d'identifier une loi de comportement anisotrope robuste pour une tôle de Zircaloy-4 recristallisée non irradiée et non hydrurée dans les conditions thermo-mécaniques du RIA. Il s'agira également d'avoir une loi disponible pour interpréter les essais de structure représentatifs du chargement RIA en laboratoire.

La pertinence de la loi de comportement ainsi que des grandeurs mises en jeu est intimement liée à la disponibilité d'une base de données expérimentale importante. Les travaux de recherche antérieurs ont permis de créer une base expérimentale déjà bien fournie pour différents alliages de type détendu (Schäffler, 1997; Diard, 2001; Dexet, 2006; Graff, 2006; LeSaux, 2008) ainsi que pour le Zircaloy-4 recristallisé, (Robinet, 1995; Grange, 1998; Geyer, 1999; Brenner, 2001; Onimus, 2003; Doan, 2009; Faraj, 2012; Priser, 2011). Cependant pour certains chargements, des informations fondamentales pour la quantification de l'anisotropie du matériau n'ont pas été mesurées. D'autre part, les conditions expérimentales caractéristiques du RIA, telles que les vitesses de sollicitation importantes, n'ont pas été évaluées pour des chargements de base comme de la traction uniaxiale. Enfin, d'autres chargements pertinents pour l'identification des modèles de comportement n'ont pas encore été testés, à l'instar du cisaillement. Ainsi, un des objectifs spécifiques de la présente thèse est de compléter et d'adapter la base expérimentale initialement à disposition afin de quantifier l'anisotropie du comportement mécanique d'une tôle en alliage de Zircaloy-4 recristallisé.

À partir de l'interprétation des données expérimentales, une loi de comportement adaptée sera choisie. Dans la présente étude, l'objectif n'est pas de développer une loi de comportement mais de s'inspirer des études abondantes de la littérature concernant la modélisation du comportement des alliages de zirconium pour synthétiser, choisir et adapter un modèle mécanique approprié (Geyer, 1999; Diard, 2001; Dexet, 2006; LeSaux, 2008; Doan, 2009). La flexibilité de la loi pour reproduire l'anisotropie de comportement est un des critères essentiels de sélection. Il s'en suit un travail d'identification à partir de la base expérimentale constituée. La validation à l'échelle macroscopique est réalisée par la comparaison d'essais sur tubes tirés de travaux antérieurs (Robinet, 1995) avec les résultats de calculs utilisant la loi identifiée.

Le point précédent met en exergue une thématique d'intérêt pour la présente étude. En effet, les travaux portent sur les tôles en alliage de zirconium facilitant la mise en œuvre d'essais

mécaniques conventionnels. Or, la géométrie de la gaine s'apparente à celle d'un tube. En marge de l'objectif principal, une question d'intérêt pour la simplification de la demande d'identification des lois de comportement de gainages combustible se pose : Est-il possible d'identifier une loi sur une base expérimentale réalisée sur tôle (avec des modes de sollicitation judicieusement choisis), plus simple et moins coûteuse qu'une base expérimentale menée sur tube, et de bien reproduire le comportement de la gaine. L'évaluation de cette transférabilité appliquée à la loi identifiée est donc également un objectif fort du projet.

Pour résumer, **l'objectif principal de la thèse consiste en l'identification d'une loi de comportement performante pour décrire le comportement anisotrope d'une tôle de Zircaloy-4 recristallisé en conditions sévères de RIA**. De cet objectif très général découlent plusieurs étapes rappelées ci-dessous.

- Réalisation d'essais complémentaires pour la base expérimentale déjà existante concernant les tôles de Zircaloy-4 recristallisé.
- Choix et adaptation d'une loi de comportement parmi les travaux antérieurs de la littérature permettant de modéliser le comportement anisotrope d'une tôle de Zircaloy-4.
- Identification de la loi à partir de la base expérimentale sur tôle.
- Évaluation de la loi de comportement sur des essais sur tubes : étude de la transférabilité de la loi de la tôle vers le tube.

1.2 Démarche de l'étude

La démarche scientifique de la présente thèse se décline en cinq étapes distinctes présentées dans la suite de la section.

1.2.1 Enrichissement de la base expérimentale d'EDF

Une base de données expérimentale sur tôle conséquente, héritée de la thèse de (Doan, 2009) et du stage de (Faraj, 2012) est disponible pour le Zircaloy-4 recristallisé. Cette base comprend des essais de traction sur éprouvettes plates et entaillées. Les essais sont réalisés à différentes températures (25, 250 et 600°C), à différentes vitesses de chargement (10^{-4}, 10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) ainsi qu'à différentes directions de sollicitation (suivant la direction L de laminage de la tôle, suivant une direction à 45° de L et suivant une direction T transverse à 90° de L, pour les essais sur éprouvettes plates). Elle constitue une base solide pour l'identification d'un modèle macroscopique de référence. Néanmoins, celle-ci s'avère limitée pour caractériser certains trajets de chargement et certaines directions de sollicitation. Les nouveaux essais consistent :

- en l'ajout de deux directions de sollicitation supplémentaires pour les essais de traction sur éprouvettes plates à 25 et 250°C ;

– en la réalisation d'essais de cisaillement cyclique à 25°C.

De plus, les mesures de déformations sont assurées par la technique de corrélation d'images permettant l'accès aux champs cinématiques en surface des éprouvettes. Comme nous le verrons, les essais les plus triviaux tels que les essais de traction uniaxiale deviennent plus riches et permettent de quantifier les effets d'anisotropie à l'aide de mesures de champs.

1.2.2 Choix d'une loi macroscopique adaptée au comportement anisotrope du matériau de gainage

Il s'agit d'aborder le comportement de la tôle à l'échelle macroscopique et de choisir un modèle, qui répondra aux attentes industrielles d'un code peu coûteux en temps de calcul. La loi devra décrire un comportement présentant :

– une anisotropie d'entrée en plasticité et d'écrouissage ;
– un écrouissage intégrant potentiellement une composante cinématique.

D'autre part, la loi devra permettre de simuler des sollicitations uniaxiées, multiaxiées, monotones et cycliques. Nous verrons dans la suite qu'une variante de la loi de comportement Delobelle-Robinet-Schäffler (DRS) (Delobelle et Robinet, 1994; Delobelle **et al.**, 1996; Schäffler, 1997; Robinet, 1995; Delobelle **et al.**, 2003) sera sélectionnée. La loi DRS a déjà été identifiée par Robinet (Robinet, 1995) pour des gaines de Zircaloy-4 recristallisé dans le cadre de sollicitations correspondant aux conditions de fonctionnement normal (température de 350°C et vitesse de déformation comprise entre 10^{-7} et 10^{-4} s^{-1}) d'un REP.

1.2.3 Identification d'une loi macroscopique

À partir de la base expérimentale sur tôle réalisée durant ces travaux, la loi DRS simplifiée est identifiée. Ici, l'intérêt premier est de proposer une méthodologie d'identification bien établie et reproductible moyennant l'existence d'une base expérimentale prédéfinie. L'identification pourra alors être réalisée avec un gain de temps appréciable sur le matériau irradié, sur une gamme de température différente ou une autre nuance de matériau par exemple.

1.2.4 Flexibilité du modèle lors du passage de la tôle vers le tube

Les gaines, de géométrie tubulaire, présentent une texture cristallographique différente des tôles. La loi identifiée doit donc être validée sur ce matériau puisqu'il constitue le composant utilisé en centrale. Ainsi, les essais réalisés par Robinet (Robinet, 1995) sur des tubes de Zircaloy-4 recristallisé sont simulés par la loi identifiée afin d'étudier la transférabilité du modèle entre la texture de la tôle et celle du tube.

1.3 Organisation du manuscrit

Cette section présente le plan du mémoire avec une description succincte de chaque chapitre.

Chapitre 2 - Les matériaux de gainage et leur tenue au RIA.
Dans cette partie, le scénario du RIA est décrit pour identifier les spécificités du chargement mécanique subi par la gaine lors de cet accident. Les propriétés physiques et mécaniques générales du matériau de gainage sont brièvement exposées ainsi que les spécificités du matériau de l'étude.

Chapitre 3 - Base de données expérimentale décrivant le comportement du gainage et modèle adapté aux observations.
Les essais de traction et de cisaillement sur tôle réalisés pour caractériser l'anisotropie mécanique du matériau sont décrits et analysés. En se basant sur ces résultats et sur les données complémentaires de la littérature, le cahier des charges auquel devra répondre le modèle est discuté.

Chapitre 4 - Identification et évaluation d'une loi de comportement à différentes températures et vitesses de sollicitation.
Dans cette partie le modèle sélectionné est présenté. La méthodologie utilisée pour sa calibration est décrite et les résultats des simulations des essais sur tôles sont présentés.

Chapitre 5 - Transférabilité du modèle à une base expérimentale sur tube.
Le modèle identifié à partir de la base expérimentale sur tôle est évalué pour différents essais sur gaines tirés de la littérature.

Chapitre 6 - Conclusions et perspectives.
Les conclusions ainsi que les perspectives de l'étude sont présentées.

Chapitre 2

Les matériaux de gainage et leur tenue au RIA

Sommaire

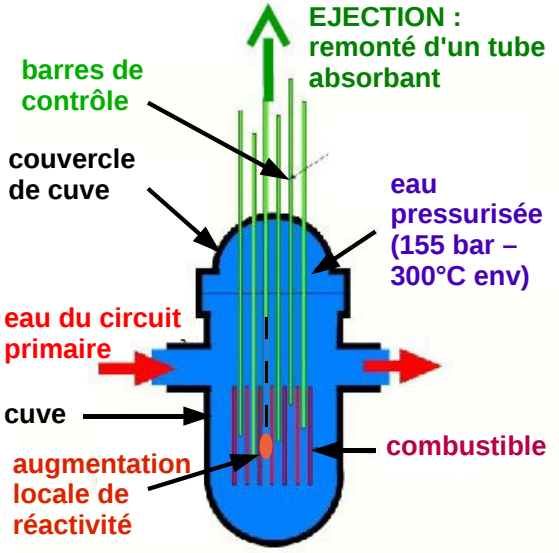
2.1 Présentation du scénario RIA **10**
2.1.1 Retour d'expérience provenant des essais en réacteurs 12
2.1.2 Critère analytique de tenue de la gaine 22
2.2 Le matériau de gainage **28**
2.2.1 Choix du matériau de gainage et composition 28
2.2.2 Élaboration des produits de gainage 33
2.2.3 Texture, microstructure et mécanismes de déformation 36
2.3 Les produits de l'étude **41**
2.3.1 Le Zircaloy-4 recristallisé 41
2.3.2 Les tôles de l'étude 41
2.4 Conclusions **45**

Dans le cœur des Réacteurs nucléaires à Eau Pressurisée (REP), les gaines métalliques, contenant le combustible nucléaire à base d'uranium enrichi, sont les premières barrières de confinement des produits de fission. La conservation à tout instant de leur intégrité est une condition suffisante (on parle de critères de découplage) pour la sûreté des centrales. C'est ce cadre d'exigences en terme de sécurité que le comportement mécanique de la gaine lors d'un RIA fait l'objet de cette étude. Le déroulement de ce scénario hypothétique est présenté dans la suite du document.

2.1 Présentation du scénario RIA

Le RIA est un accident hypothétique initié par une perte de contrôle d'une grappe de commande[1] présentée sur la figure 2.1 (a.). On postule qu'une grappe est éjectée hors du cœur en raison de la différence de pression de l'ordre de 150 bars entre le circuit primaire et l'enceinte de pressurisation comme illustré sur la figure 2.1 (b.). Les crayons absorbants

(a.)



(b.)

FIGURE 2.1: (a.) Image d'une grappe de commande (Ambard **et al.**, 2010) (b.) Schéma de la cuve et de l'éjection des grappes de commandes http://rme.ac-rouen.fr/reaction_nucleaire.htm

éjectés ne jouent plus leur rôle neutrophage. Il en résulte une augmentation localisée et très rapide de la réactivité au niveau des crayons avoisinants. Dans ce régime critique, les

1. Les grappes de commande contiennent des matériaux fortement absorbants, c'est à dire avec une forte section efficace de capture des neutrons (Bore, Argent, Indium, Cadmium ...). Leur insertion dans le cœur permet de diminuer la réactivité. Ainsi, la réactivité est contrôlée par la profondeur d'insertion des grappes dans le cœur.

phénomènes complexes se développant au sein du crayon combustible induisent de fortes sollicitations thermo-mécaniques sur la gaine qui peuvent conduire à sa rupture comme illustré sur la figure 2.2 extraite des travaux de LeSaux (LeSaux, 2008).

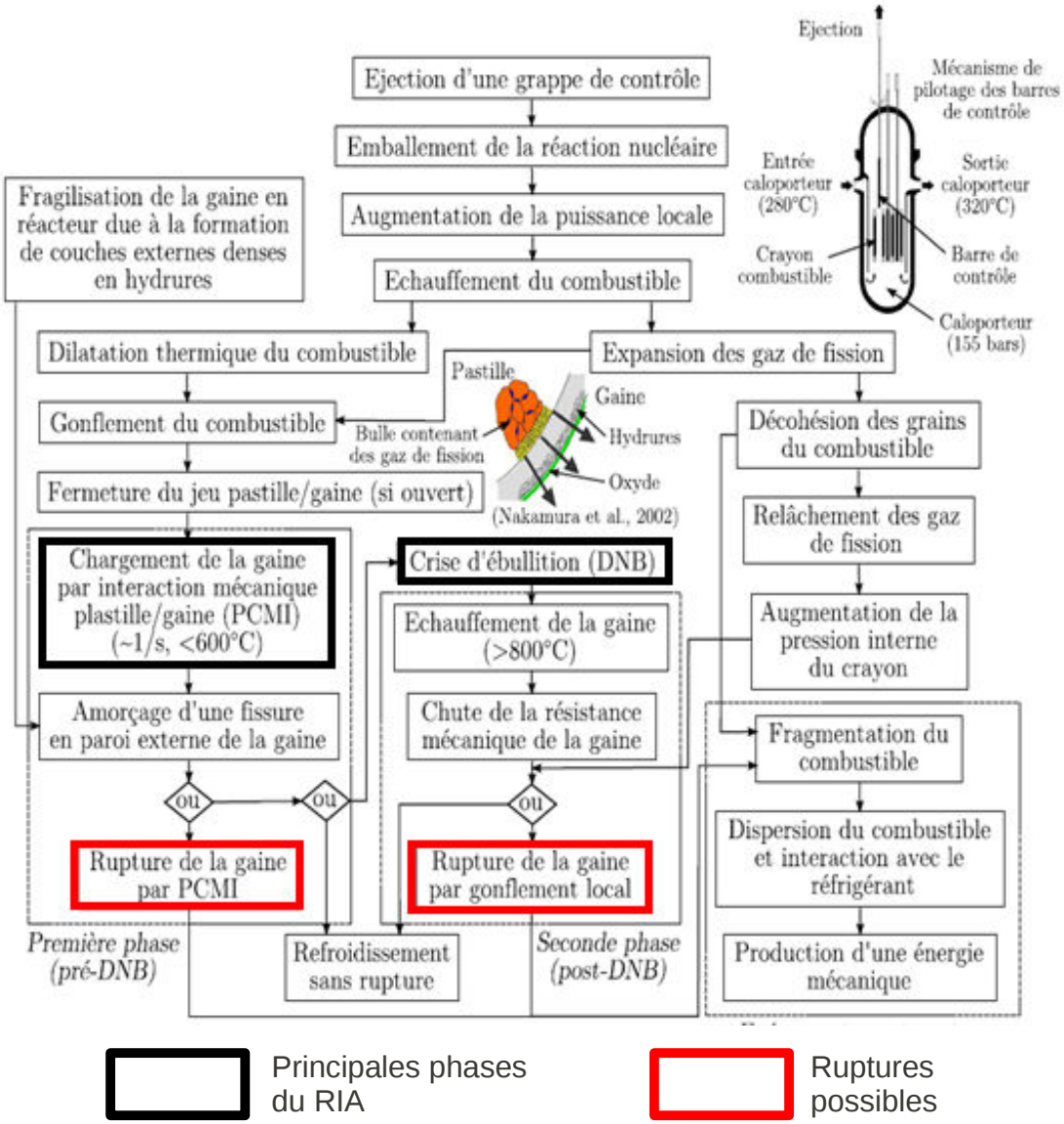


FIGURE 2.2: Schéma de principe des étapes pouvant conduire aux différentes ruptures liées à l'accident de RIA (LeSaux, 2008)

Pour modéliser le chargement thermo-mécanique subi par la gaine au cours du RIA, une compréhension plus aboutie du scénario accidentel est requise. Celle-ci est accessible par analyse de données expérimentales. Il s'agit de caractériser les conditions de sollicitation et d'identifier les facteurs physiques à l'origine de modifications du comportement de la gaine et des propriétés mécaniques liées à sa rupture. Dans un souci de conservatisme, c'est

l'environnement global le plus défavorable au regard de la perte d'intégrité du crayon qui doit être considéré.

Les essais intégraux RIA en réacteurs expérimentaux et les essais de laboratoire sur gaine plus conventionnels représentent la base de données à analyser.

- L'interprétation des essais réalisés en réacteurs expérimentaux (essais dit "intégraux") ont permis de comprendre l'enchaînement des phénomènes complexes mis en jeu lors d'un accident de RIA. Les conséquences locales mécaniques et physiques sur la gaine ont ainsi été caractérisées. Les critères de sûreté empiriques dédiés au RIA ont également été établis à partir de ces données.
- Les essais de laboratoire ont permis la compréhension fine des différents phénomènes mécaniques et physiques observés lors des essais intégraux de manière isolée (influence de la température, de la corrosion, de l'irradiation, de la texture cristalline ...). Ils constituent actuellement une base expérimentale de référence sur laquelle est basée la construction d'un critère de rupture analytique des gaines. À terme, le nouveau critère permettra une meilleure maîtrise des seuils présentant encore un degré d'empirisme.

2.1.1 Retour d'expérience provenant des essais en réacteurs

À partir des années 1970, des simulations expérimentales visant à reproduire les conditions du RIA (pour des raisons évidentes de sûreté, les essais ne sont pas réalisables en conditions réelles) ont été menées dans les réacteurs expérimentaux suivants :

- Special Power Excursion Reactor (SPERT) aux USA de 1969 à 1970 ;
- Power Burst Facilites (PBF) aux USA de 1978 à 1980 ;
- Pulse Graphite Reactor (IGR) aux Kazakhstan de 1990 à 1992 ;
- Fast Pulse Graphite Reactor (BIGR) en Russie de 1997 à 2000 ;
- Nuclear Safety Reaserch Reactor (NSRR) au Japon depuis 1975 et arrêté depuis l'accident de Fukushima en mars 2011 ;
- CABRI en France de 1993 à 2002 et devant diverger à nouveau en 2015.

Les conditions de chargement subies par la gaine lors de ces essais sont présentées dans la suite du document. Il est également nécessaire de tenir compte de la fragilisation des gaines par l'hydruration, facteur physique aggravant la probabilité de rupture de ces dernières. L'influence de l'irradiation sur le matériau de gainage est également évoquée.

2.1.1.1 Chargement mécanique subi par la gaine lors du RIA

Lors d'un RIA, le comportement du crayon combustible se divise en plusieurs phases, reportées sur la figure 2.2, qui peuvent mener à la rupture de la gaine :

- **Phase I : Gonflement du combustible et interaction mécanique pastille gaine ("Pellet-Clad-Mechanical-Interaction", PCMI)**

Lors d'un accident de réactivité, l'injection d'énergie a lieu en quelques dizaines de millisecondes et est bien plus sévère qu'en conditions de démarrage du réacteur. L'augmentation brutale de la puissance conduit à une évolution quasi-adiabatique du combustible. Ainsi, la température de la pastille augmente et celle-ci se dilate brutalement pour venir en contact (cf. figure 2.3 (b.)), si ce n'est pas déjà le cas, avec la gaine plus froide (environ 300°C en fonctionnement nominal). La gaine s'échauffe à sont tour par conduction et peut atteindre 600 °C. La vitesse d'augmentation de la température de la gaine est de près de $1000°C.s^{-1}$ dans la phase de PCMI. Par ailleurs, les gaz de fission produits dans le combustible suite à la réaction nucléaire sont piégés dans l'oxyde d'uranium sous forme de microbulles. L'accroissement rapide de la température au sein de l'oxyde d'uranium est à l'origine de l'augmentation de la pression dans ces volumes de gaz qui se dilatent (Fuketa **et al.**, 1997; Lemoine, 1997; Schmitz et Papin, 1999). Sous l'effet de cette pression, la pastille se fragmente.

À ces températures, la gaine présente un comportement viscoplastique et se déforme pour épouser la géométrie imposée par les pastilles comme illustré sur la figure 2.3 (c.). La dilatation rapide de la pastille, contrôlée par les caractéristiques du transitoire de puissance, est alors instantanément transférée à la gaine et impose les conditions de chargement (vitesse de déformation, multiaxialité du chargement) pouvant être à l'origine de la rupture du crayon. La gaine est donc sollicitée en déplacement imposé, ce qui correspond à un mode de déformation stable.

L'interaction mécanique pastille/gaine est alors forte et la gaine est soumise à un chargement thermo-mécanique multiaxié (Fuketa **et al.**, 1996; Schmitz et Papin, 1999), caractérisé par une combinaison entre traction circonférentielle (direction $\vec{e}_\theta$) et axiale (direction $\vec{e}_z$). Le rapport de biaxialité des déformations axiale et circonférentielle $\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta}$ s'étend entre 0 et 1 en fonction des conditions de contact à la frontière pastille/gaine. Lors des transitoires les plus sévères (en termes de taux d'augmentation de la puissance injectée) la vitesse de déformation circonférentielle appliquée à la gaine peut atteindre de 1 à 5 s^{-1}.

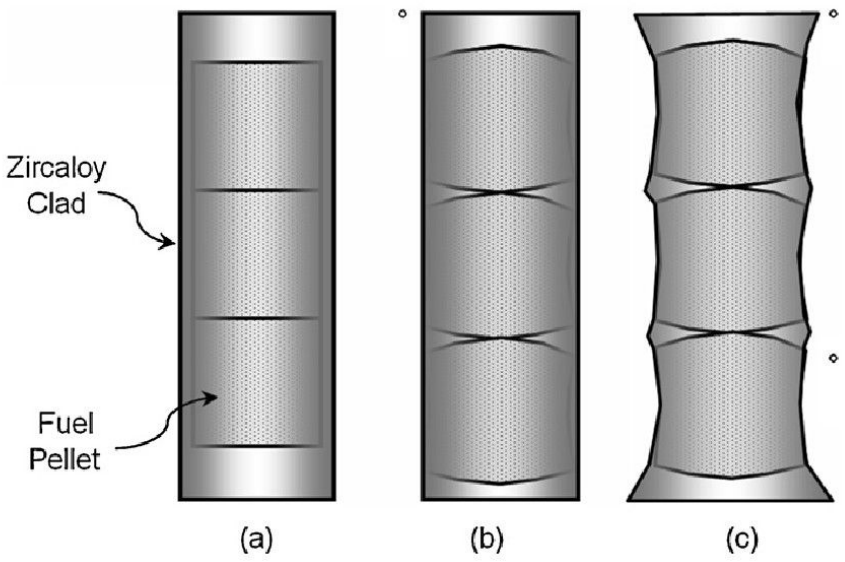


FIGURE 2.3: Schéma de principe des étapes de l'instauration du PCMI (Alam **et al.**, 2011) : (a) schéma du crayon combustible dans son état initial ; (b) schéma du crayon combustible après fermeture du jeu pastille/gaine ; (c) schéma du crayon combustible après mise en diabolo de la gaine

– **Phase II : Crise d'ébullition ("Departure of Nucleate Boiling", DNB)**
Si des conditions favorables sont réunies dans la phase de PCMI (viscosité assez importante de la gaine et contrainte PCMI assez basse), la rupture n'est pas consommée et une seconde phase doit être considérée. L'augmentation de la température dans la gaine en contact avec le combustible chaud continue. L'eau caloporteuse à proximité de la gaine est alors portée à ébullition (DNB, Departure of Nucleate Boiling). Le film de vapeur d'eau formé en surface extérieure de la gaine limite son refroidissement. Celle-ci peut alors atteindre localement 1200 °C durant 10 à 15 secondes. Dans la phase de DNB, la gaine très chaude voit sa contrainte d'écoulement diminuer. Par ailleurs, la fragmentation de la pastille lors du PCMI est à l'origine du relâchement des gaz de fission (en anglais ce phénomène est désigné par Fission Gaz Release, FGR) de la matrice d'UO_2 vers les volumes libres du crayon. Les FGR sont d'autant plus favorisés que la température du combustible augmente. En fin de transitoire, lorsque la température des pastilles est maximale, les gaz appliquent alors une pression importante sur les parois intérieures de la gaine. L'augmentation de la viscosité de la gaine conjuguée au chargement en pression interne par les gaz de fissions peuvent conduire au ballonnement local du crayon et par extension à sa rupture par éclatement. La rupture serait due à un écoulement plastique instable piloté soit en contrainte imposée soit en quantité de gaz imposée. La condition mécanique de chargement réelle n'est pas encore tranchée. La seconde hypothèse est moins sévère que la première, des investigations complémentaires sont à mener afin

d'éclaircir ce point. En phase de DNB, la gaine voit un chargement mécanique en déformation plane.

Évolution de la biaxialité du chargement lors du RIA

Les deux différents régimes PCMI et DNB respectivement associés au début et à la fin du RIA, exposent la gaine à des sollicitations mécaniques différentes. Il faut ainsi s'attendre à une évolution progressive du chargement et de l'état mécanique de cette dernière au cours du transitoire. C'est par la mesure des déformations axiale et circonférentielle résiduelles en fin des essais intégraux RIA, réalisés dans les réacteurs CABRI et NSRR, que cette évolution a pu être étudiée.

Dans le réacteur CABRI, du sodium liquide assurait jusqu'ici (une boucle à eau est en cours d'installation) le refroidissement des crayons. Pour les essais CABRI REP-Na, la crise d'ébullition du sodium n'a jamais été atteinte, contrairement aux essais réalisés dans le réacteur NSRR utilisant de l'eau comme liquide modérateur. Par conséquent, le chargement par PCMI joue un rôle prépondérant pour les essais d'injection de réactivité CABRI REP-Na car la température de la gaine demeure dans la gamme basse des températures typiques du RIA. En revanche, en comparaison des essais CABRI, la température de gaine atteinte lors des essais NSRR est plus importante. De nombreux essais ont d'ailleurs atteint la phase de DNB.

Les résultats CABRI et NSRR reportés sur la figure 2.4, montrent que le rapport de biaxialité des déformations $\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta}$ est dépendant de la viscosité du matériau de gainage et donc par extension de sa température (OCDE, 2000). Plus la déformation circonférentielle est faible, plus le rapport des déformations est proche de l'unité ($\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta} \approx 1$). L'état de déformation de la gaine est proche de l'équibiaxialité selon les directions circonférentielle et axiale ($\varepsilon_{zz} \approx \varepsilon_{\theta\theta}$). À l'inverse, pour les deux essais NSRR pour lesquelles la phase DNB a été atteinte, la déformation circonférentielle résiduelle est plus importante et le rapport des déformations cumulées au cours du chargement est proche de zéro ($\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta} \approx 0$). La gaine est sujette à un état de déformations planes selon la direction axiale ($\varepsilon_{zz} \approx 0$). Ces résultats suggèrent qu'en début de transitoire (chargement purement en PCMI), lorsque le seuil de plasticité de la gaine vient d'être dépassé et que les déformations plastiques sont très faibles, l'état de déformation de la gaine est équibiaxial ($\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta} = 1$). Puis, progressivement avec l'augmentation de température de la gaine et du combustible, la pression des gaz de fission sur le tube devient le chargement prédominant. Comme la gaine se déforme plastiquement, les déformations circonférentielles sont plus importantes. Le trajet de chargement tend alors vers un mode de sollicitation contraignant la gaine suivant un état de déformations planes ($\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta} = 0$).

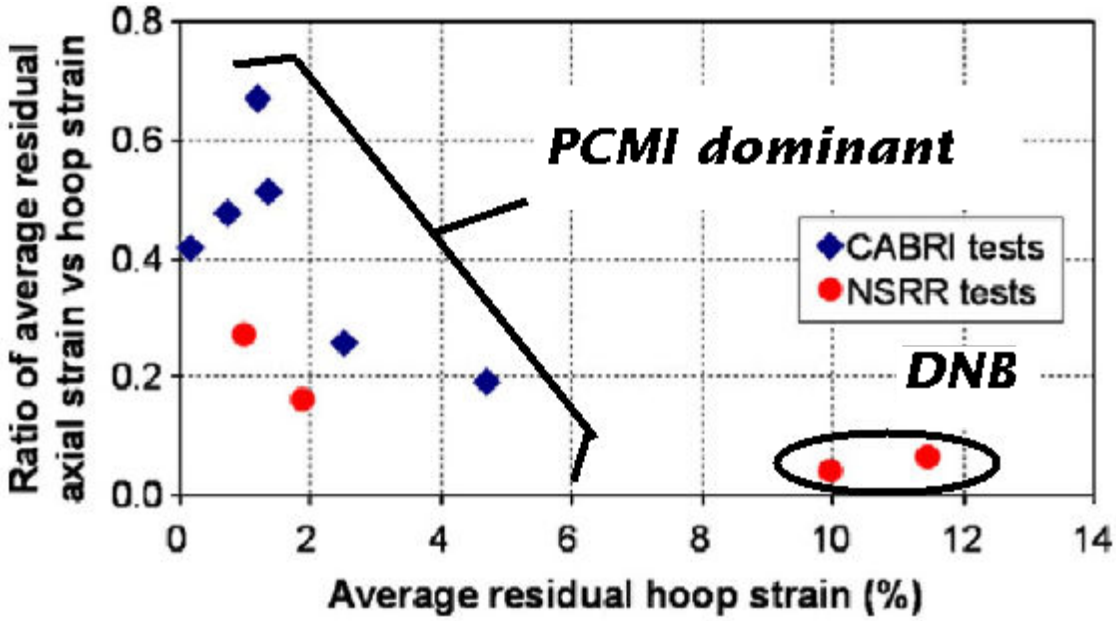


FIGURE 2.4: Rapport de déformation ($\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta}$) en fonction de la déformation circonférentielle ($\varepsilon_{\theta\theta}$) pour les essais intégraux NSRR et CABRI RIA. Figure tirée de l'article (Desquines **et al.**, 2011) réalisée à partir des études de (Papin **et al.**, 2007; Fuketa **et al.**, 1996; Ishijima et Fuketa, 1996; Fuketa **et al.**, 1999; Fuketa **et al.**, 2000)

Si les déformations sont mesurables, ce n'est pas le cas des contraintes. Néanmoins, le rapport de biaxialité des contraintes axiale et circonférentielle $\sigma_{zz}/\sigma_{\theta\theta}$ est calculé à partir des déformations mesurées moyennant certaines hypothèses très simplificatrices sur la loi de comportement et l'état de chargement.

- Seules les contraintes axiales σ_{zz} et tangentielles $\sigma_{\theta\theta}$ sont considérées significatives. En effet, la structure est assimilée à une tôle mince et l'état de chargement est assimilé à un état de contraintes planes. Le tenseur des contraintes de Cauchy se simplifie de la façon suivante :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \approx 0 & \approx 0 & \approx 0 \\ \approx 0 & \sigma_{\theta\theta} & \approx 0 \\ \approx 0 & \approx 0 & \sigma_{zz} \end{pmatrix}_{(r,\theta,z)} \tag{2.1}$$

- Bien que le matériau présente une anisotropie plastique non négligeable, le comportement est supposé isotrope pour faciliter l'expression du calcul du rapport de biaxialité des contraintes axiale et circonférentielle. En considérant un critère de von-Mises (Mises, 1913), la loi de normalité est appliquée et impose que le taux de déformation plastique soit proportionnel à la partie déviatorique $\underline{\underline{\sigma}}'$ de $\underline{\underline{\sigma}}$ exprimée par :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \dot{\lambda} \,.\, \underline{\underline{\sigma}}' \tag{2.2}$$

Avec $\dot{\lambda}$ un multiplicateur scalaire.
Le rapport des taux de déformation plastique dépend alors seulement des composantes σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$.

$$\begin{pmatrix} \dot{\varepsilon}^p_{rr} & & \\ & \dot{\varepsilon}^p_{\theta\theta} & \\ & & \dot{\varepsilon}^p_{zz} \end{pmatrix}_{(r,\theta,z)} = \frac{\dot{\lambda}}{3} \begin{pmatrix} -\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{zz} & & \\ & 2\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{zz} & \\ & & 2\sigma_{zz} - \sigma_{\theta\theta} \end{pmatrix}_{(r,\theta,z)} \tag{2.3}$$

En considérant un chargement proportionnel avec le temps, il peut être établi la relation suivante :

$$\sigma_{zz}/\sigma_{\theta\theta} = \frac{1 + 2\varepsilon_{zz}{}^p/\varepsilon_{\theta\theta}{}^p}{2 + \varepsilon_{zz}{}^p/\varepsilon_{\theta\theta}{}^p} \tag{2.4}$$

À partir de cette formulation, la relation entre biaxialité des déformations et biaxialité des contraintes est représentée en trait plein sur la figure 2.5 tirée de la synthèse de (Desquines **et al.**, 2011). Les données des essais CABRI et NSSR sont reportées sur la figure et le rapport de biaxialité des contraintes axiale et circonférentielle est compris entre 0,7 et 0,5. À cette

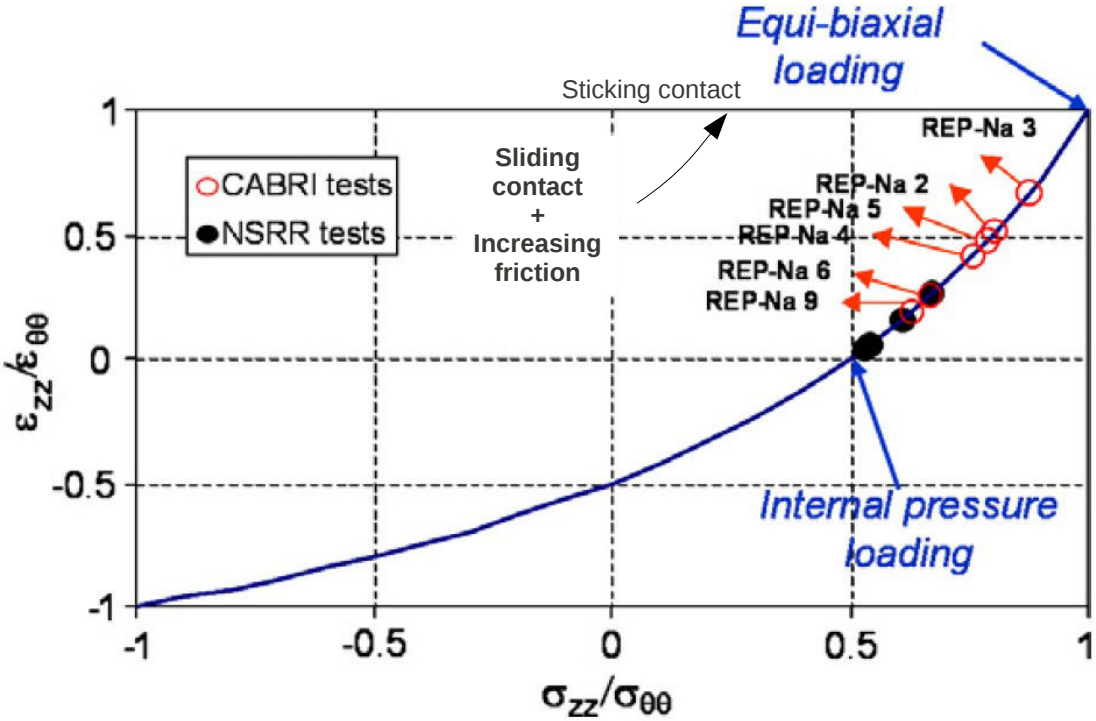


FIGURE 2.5: Rapport des déformations ($\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta}$) en fonction du rapport des contraintes ($\sigma_{zz}/\sigma_{\theta\theta}$) pour une série d'essais conduit dans les réacteurs expérimentaux NSRR et CABRI (Desquines **et al.**, 2011)

évolution des contraintes correspond une évolution de la déformation due aux hypothèses

formulées. Ainsi, dans le cas du RIA les deux états de déformation englobant la gamme d'évolution réaliste pour le RIA, sont identifiés.

- Pour un état de déformations équibiaxiées ($\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta} = 1$) associé au chargement purement en PCMI en début de transitoire, la biaxialité de contrainte est égale à 1 ($\sigma_{zz}/\sigma_{\theta\theta} = 1$) selon l'équation 2.4.
- Pour un état de déformations planes ($\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta} = 0$) associé au chargement en pression interne par les gaz de fission observé lors de la phase DNB, la biaxialité de contrainte est égale à 0,5 ($\sigma_{zz}/\sigma_{\theta\theta} = 0,5$) selon l'équation 2.4. Ce rapport de 0,5 peut être justifié par calcul géométrique. Dans cette configuration, les conditions expérimentales correspondent à celles appliquées lors d'un essai de pression interne sur tube bouché en ses extrémités. Pour assurer la condition $\varepsilon_{zz} = 0$, une reprise d'effet de fond doit être imposée. Dans ce cas particulier, il s'agit de contraindre la position des deux extrémités du tube à l'immobilité selon la direction axiale (figure 2.6).
  La contrainte axiale est exprimée selon :

$$F_{zz} = P\,S_1 \quad ; \quad \sigma_{zz} = \frac{F_{zz}}{S_2} = P\,\frac{S_1}{S_2} \quad , \tag{2.5}$$

  avec,

$$S_1 = \pi(R-e)^2 \quad \text{et} \quad S_2 = \pi R^2 - \pi(R-e)^2 \quad . \tag{2.6}$$

  e et R correspondent respectivement à l'épaisseur et au rayon extérieur du tube tels qu'illustrés sur la figure 2.6. Pour une gaine "type", utilisée en centrale, e est très petit devant R ($e \approx 0,57$ mm et $R \approx 4,75$ mm). Aussi, l'évolution des aires, dû à la déformation selon l'épaisseur du tube au cours du chargement, est négligée.
  La contrainte circonférentielle est exprimée selon :

$$F_{\theta\theta} = P\,S'_1 \quad ; \quad \sigma_{\theta\theta} = \frac{F_{\theta\theta}}{S'_2} = P\,\frac{S'_1}{S'_2} \quad , \tag{2.7}$$

  avec,

$$S'_1 = 2 \times l \times R \quad \text{et} \quad S'_2 = 2 \times l \times e \quad . \tag{2.8}$$

  l correspond à la longueur axiale du tube.
  Il en résulte le rapport entre contrainte axiale et circonférentielle exprimé en fonction des dimensions de la gaine :

$$\begin{aligned} \frac{\sigma_{zz}}{\sigma_{\theta\theta}} &= \frac{S_1 S'_2}{S_2 S'_1} \\ &= \frac{e(R-e)^2}{R(R^2-(R-e)^2)} \\ &= \frac{eR^2 + e^3 - 2R^2 e}{2R^2 e - e^2 R} \quad ; \quad e^3 \ \text{négligé} \\ &\approx \frac{R}{2R-e} \quad , \end{aligned} \tag{2.9}$$

$$\frac{\sigma_{zz}}{\sigma_{\theta\theta}} = \frac{S_1 S_2'}{S_2 S_1'} \approx \frac{R}{2R+e} \approx 0,5 \quad ; \quad e << R \quad . \tag{2.10}$$

Le rapport de contrainte $\sigma_{zz}/\sigma_{\theta\theta}$ obtenu par le calcul est de l'ordre de 0,5. Aussi, le résultat issu de l'équation 2.4 est retrouvé.

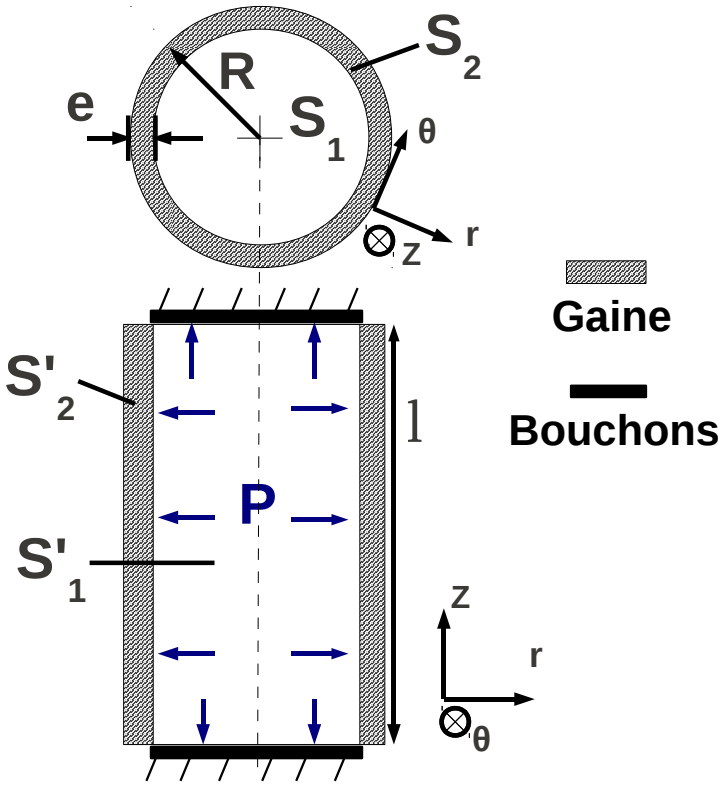


FIGURE 2.6: Schéma des notations adoptées pour évaluer le chargement en pression interne d'un tube bouché en ses deux extrémités et sollicité en déformations planes

Entre ces deux états, une multitude de chargements biaxiés est susceptible d'être rencontrée au cours du transitoire comme le suggère les points de mesures des essais intégraux disséminés tout du long de cette portion de courbe. Ainsi, l'influence de la multiaxialité du chargement sur le comportement de la gaine doit être caractérisée pour être intégrée aux modèles mécaniques dédiés au RIA.

2.1.1.2 Phénomènes physiques impactant le comportement et la tenue de la gaine

Les gaines en environnement REP sont soumises à des évolutions microstructurales qui peuvent jouer sur les propriétés physiques du crayon. Ces évolutions sont importantes pour notre étude dès lors qu'elles sont à l'origine de modifications du comportement mécanique

de la gaine et/ou de sa tenue. Les effets liés aux évolutions principales que sont l'hydruration et l'irradiation sont succinctement évoqués dans la suite.

Fragilisation par les hydrures

Durant tout le cycle de fonctionnement, un processus d'oxydation forme de l'hydrogène ainsi qu'une couche d'oxyde de Zirconium (ZrO_2) à la surface extérieure de la gaine (Motta, 2011) suivant la réaction :

$$Zr + 2H_2O \rightarrow ZrO_2 + 2H_2 \tag{2.11}$$

5 à 25% de la totalité de l'hydrogène produite pénètre dans le métal. Durant la période de fonctionnement nominale et à cause du gradient thermique existant dans le tube (partie intérieure en contact avec le combustible chaud et partie extérieure en contact avec l'eau froide), l'hydrogène absorbé diffuse vers les zones froides (Sawatzky, 1960) et s'accumule sous la couche d'oxyde. À cause de la limite de solubilité basse dans le Zircaloy, l'hydrogène ségrégé précipite sous la forme d'un RIM (Acronyme anglais signifiant Restructurized Irradiated Microstructure) d'hydrures à la périphérie extérieure de la gaine (Motta et Chan, 2012).

Les hydrures et l'hydrogène en solution solide ont une influence à la fois sur le comportement et sur la rupture.

- À basse température, les hydrures sont plus durs que la matrice, ce qui induit un effet composite. L'incompatibilité de déformation plastique engendrée entre la matrice et les hydrures a pour conséquence de renforcer le matériau et d'augmenter sa capacité d'écrouissage. La limite d'élasticité est peu perturbée. En revanche, la contrainte maximale est d'autant plus élevée et l'allongement réparti est d'autant plus faible que la teneur en hydrogène est importante (Grange, 1998; Doan, 2009; LeSaux **et al.**, 2010; Wang **et al.**, 2013). Néanmoins, le renforcement s'atténue avec l'accroissement de la température (Yagnik **et al.**, 2004; LeSaux, 2008; Doan, 2009).
- La fragilisation de la gaine par les hydrures favorise l'initiation de fissures au début du transitoire lorsque la gaine est encore à basse température. Lorsque des fissures sont observées au niveau de la gaine, elles sont préférentiellement localisées dans les zones débouchantes, en contact avec l'eau de refroidissement, lieu de la fragmentation de la couche d'oxyde. Ces fissures initiées dans des zones de la gaine peu ductiles, augmente sa probabilité de rupture au cours de l'accident.

Défauts d'irradiation

Les dommages d'irradiation dans les gaines en alliage de zirconium à 300°C sont principalement : la formation de défauts ponctuels ; de petite boucles (boucles $< a >$ pour les premiers stades d'irradiation et boucles $< c >$ apparaissant à forte fluence) et de courts segments de dislocation ; ainsi que des enchevêtrements de ces dislocations. Ces défauts (notamment les nombreuses petites boucles de dislocations $< a >$) tendent à durcir le matériau en

entravant le mouvement des dislocations à l'origine de la déformation plastique (Northwood, 1977; Northwood **et al.**, 1977a; Griffiths, 1988; Lemaignan et Motta, 1994; Adamson, 2000). Aussi, la contrainte d'entrée en plasticité augmente avec la densité des boucles $< a >$ (Adamson et Bell, 1985). En revanche, l'irradiation diminue la ductilité apparente du matériau par localisation précoce de la déformation, à l'échelle macroscopique, dans les bandes de cisaillement (Williams **et al.**, 1974; Regnard **et al.**, 2002). Néanmoins, à haute température, les défauts d'irradiation sont recuits et une partie de la ductilité est recouvrée. Cette annihilation est fortement dépendante du temps, de la température ou encore de la contrainte appliquée (Ribis **et al.**, 2008). Pour une température supérieure à 600 °C, il suffit de 10 à 15 secondes pour que la quantité des défauts d'irradiation recuits soit significative (Tomimura **et al.**, 1996). Dans le cas du RIA, ce phénomène est susceptible de se produire durant la crise d'ébullition en fin de transitoire (Tomimura **et al.**, 1996).

Oxydation, temps d'irradiation, température

Il est désormais clair que les deux phases de chargement caractéristiques du chargement appliqué à la gaine au cours d'un RIA sont le PCMI et le post−DNB. Chacune de ces deux phases peut mener la gaine à la rupture si celle-ci a vu ses propriétés mécaniques se dégrader au cours de sa vie en réacteur. Ces deux types de ruptures n'ont pas la même probabilité d'occurrence suivant le taux de combustion étudié [2] (cf. figure 2.7). C'est la rupture par PCMI qui est la plus discriminante dans le cas des taux de combustion supérieurs à 30 GWj/tU tandis que la rupture post−DNB est plus susceptible de se produire pour des crayons peu irradiés. À hauts taux de combustion (long séjour en réacteur) les gaines fragilisées par l'oxydation et l'irradiation sont plus susceptibles de rompre à basse température en début de transitoire sous un chargement par PCMI. À l'inverse pour des taux de combustion faibles, les gaines sont moins fragilisées et sont plus susceptibles de rompre à haute température par écoulement plastique instable (phase post−DNB). Les enjeux de sûreté tendant actuellement vers la compréhension fine du comportement des gaines pour des hauts taux de combustion, ce sont les conditions de rupture par PCMI qui sont les moteurs des nouveaux programmes de recherche sur le RIA. Pour cette raison, la présente étude sera restreinte aux conditions mécaniques et thermiques rencontrées lors de la phase de PCMI (notamment des températures inférieures à 600°C).

2. Le taux de combustion rend compte de la quantité d'énergie (plus précisément une énergie massique) extraite d'un assemblage, c'est-à-dire des gigawatts jours, par tonne de métal lourd (Uranium). Cette quantité représente l'intégrale dans le temps de la puissance générée par unité de masse métallique. Malgré son nom, il ne s'agit pas d'un taux de combustion à un instant donné mais d'une combustion cumulée (Puissance cumulée pour une tonne d'Uranium) sur une période donnée. Le terme "épuisement", moins couramment utilisé mais équivalent dans la portée sémantique, peut être utilisé et définit le cumul dans le temps du nombre relatif de noyaux disparus par fission. L'unité est alors le % de noyaux initiaux. En règle générale plus le séjour en réacteur du crayon combustible est long, plus le taux de combustion est important.

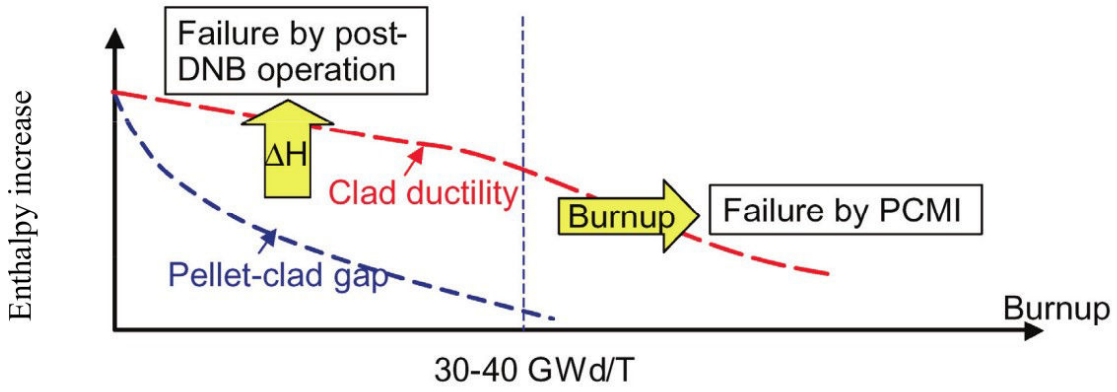


FIGURE 2.7: Effets du taux de combustion sur le mécanisme de rupture (Montgomery **et al.**, 2004)

2.1.2 Critère analytique de tenue de la gaine

En France, dans le cadre de la défense par EDF des dossiers de sûreté des gestions de combustible, l'Autorité de Sûreté Nucléaire (ASN) demande l'élaboration d'un critère analytique de rupture du matériau de gainage en condition RIA. Ce critère analytique devra reposer sur l'interprétation d'essais de laboratoires permettant de sérier les paramètres mis en jeu (effets de la température, de l'oxydation, de l'irradiation). Cet outil par rapport aux critères empiriques apporte :

- un caractère plus physique : meilleure connaissance des phénomènes matériaux permettant l'anticipation de situations potentiellement dangereuses ;
- une meilleure prédictibilité : diminution des marges très conservatives et donc pénalisantes pour les coûts d'exploitation ;

2.1.2.1 La simulation : élaboration d'un critère analytique inscrit dans le contexte EDF

Dans un souci de cohérence avec les études déjà réalisées pour le traitement des conditions incidentelles de classe 2[3], EDF propose l'établissement d'un critère de rupture en Densité d'Énergie de Déformation (DED) présenté équation (2.12) (Pupier et Bernaudat, 2005; Leclercq **et al.**, 2005). Cette approche est déjà appliquée avec succès aux rampes de puissance.

Pour l'instruction du dossier de sûreté RIA, le pôle R&D est en charge de calibrer ce critère pour les différents matériaux de gainage utilisés en centrales REP (Alliages à base zirconium :

3. Les incidents de classe 2 englobent les transitoires de puissance inattendus assez sévères pour induire la rupture en plusieurs fragments des pastilles combustibles.

Zircaloy-4, M5^{TM} et Optimized Zirlo^{TM}). Une fois le critère identifié, ce dernier est validé par calcul sur structures et pour des transitoires complexes (crayon combustible entier en situation RIA). Pour cette étape, EDF s'appuie sur le "code système" SCANAIR (développé par l'Institut de Radioprotection et de Sûreté Nucléaire (l'IRSN)) dédié à la modélisation du RIA. Les essais en "vraie grandeur" de référence pour valider les résultats du code SCANAIR sont effectués au CEA Cadarache dans le réacteur CABRI. Un des principaux objectifs de ce code consiste en la prédiction de la rupture (ou de la non rupture) des crayons. Afin de tenir compte du comportement spécifique des gaines, celui-ci s'appuie donc sur le critère en "DED". Il s'agit d'un critère qui prend en compte l'état de la gaine au cours de l'accident en imposant une valeur maximale de densité d'énergie de déformation établie en fonction de paramètres jugés importants tels que l'irradiation, la température, l'hydruration, l'oxydation et l'anisotropie de la gaine.

$$DED = \int_0^{\underline{\underline{\varepsilon}}_t} \underline{\underline{\sigma}} : d\underline{\underline{\varepsilon}} \tag{2.12}$$

Avec $\underline{\underline{\sigma}}$ le tenseur des contraintes de Cauchy, $\underline{\underline{\varepsilon}}$ le tenseur des déformations et $\underline{\underline{\varepsilon}}_t$ le tenseur des déformations à rupture.

Dans le cadre du développement de ce critère, la justesse de la simulation dépend donc de la disponibilité d'une loi de comportement des alliages de zirconium valide dans la gamme de conditions expérimentales (température, chargement ...) caractéristiques des situations RIA. La loi de comportement utilisée pour le développement du critère analytique et implantée dans SCANAIR est actuellement de type Lemaitre anisotrope. Ce formalisme, dit à écrouissage-viscosité multiplicative, est largement utilisé dans le domaine de la mécanique du crayon combustible (Leclercq, 1998; Leclercq, 2000; Auzoux, 2005; LeSaux, 2008).

Les programmes expérimentaux, PROMETRA [4], EDGAR [5] et EDGAR-IA [6] (Parrot, 2009) [7] fournissent les données expérimentales de référence sur matériaux irradiés pour l'identification de cette loi. Il s'agit d'une large base de données d'essais (en termes de température, vitesse de déformation, niveau d'irradiation et trajet du chargement) dédiée au comportement et à la rupture du Zircaloy-4 et du M5^{TM}.

Bien que le modèle de comportement actuel reproduise correctement le comportement en RIA de la gaine caractérisé par les essais en réacteurs expérimentaux, les interactions qui entrent

4. Essais de traction en sens axial ; essais de traction en sens travers sur anneaux à l'état non irradié et irradié à différentes températures et vitesses de sollicitation ; essais d'éclatement.

5. Essais de fluage en pression interne à différentes températures et différentes contraintes ; essais de rampes de température en pression interne à différentes vitesses de montée en température et différentes contraintes.

6. Essais de ballonnement/éclatement. Les montées en température et en pression sont très rapides et suivies d'une décroissance rapide du chargement. Ces essais sont effectués sur matériau hydruré et vierge.

7. Les essais PROMETRA et EDGAR-IA étant les plus représentatifs des conditions du RIA, dans l'identification un poids plus important leur a été attribué par rapport aux essais EDGAR.

en jeu dans le crayon sont des phénomènes complexes. Dans ces conditions, la prédiction de la rupture des gaines en alliages de zirconium n'est pas systématiquement en accord avec tous les chargements investigués en laboratoire et implique des marges pénalisantes et incompatibles avec les objectifs de maîtrise des coûts de production à un niveau raisonnable. Ainsi de nombreuses études ont été et sont actuellement menées pour affiner la compréhension et la modélisation des phénomènes influençant la rupture des gaines en conditions accidentelles.

- (Racine, 2005), (Busser, 2009) et (Menibus, 2012) ont étudiés l'effet des hydrures et de leur orientation sur la fragilisation de la gaine ;
- (LeSaux, 2008) et (Doan, 2009) ont étudiés l'effet de l'anisotropie et de l'hydrogène sur le comportement mécanique des alliages de zirconium ainsi que la représentativité des essais mécaniques de laboratoire dans le cadre d'une sollicitation de type RIA ;
- (Perales, 2005) a étudié le développement générique de méthodes de calcul de rupture adaptées à la situation de RIA.

L'apport scientifique de ces études a permis des avancées importantes pour la compréhension de la réponse mécanique de la gaine en conditions RIA. Cependant des améliorations sont encore nécessaires et un des axes de progrès concerne l'effet de l'anisotropie.

2.1.2.2 Anisotropie mécanique de la gaine : une marge de progression

Dans toutes les analyses évoquées jusqu'à présent, l'anisotropie mécanique des alliages de zirconium a été peu étudiée. En effet, la relation entre biaxialité de déformation et biaxialité de contrainte (équation 2.4) est supportée par l'hypothèse forte d'un comportement isotrope. Cependant, le zirconium et ses alliages sont connus pour leur anisotropie de comportement mécanique marquée et certaines études dédiées ou non au RIA ont permis de montrer que cette anisotropie avait une influence notable sur la réponse du matériau à une sollicitation biaxiée.

Influence de l'anisotropie sur la biaxialité du chargement

L'anisotropie mécanique des alliages de zirconium affecte la réponse du matériau non seulement sous un chargement uniaxié (Ballinger et Pelloux, 1981; Lebensohn et Tomé, 1993; Allais **et al.**, 1995; Carre et Zaoui, 1996; Fundenberger **et al.**, 1997; Grange, 1998; Murty et Charit, 2006; Dexet, 2006; Xu **et al.**, 2008; Doan, 2009; Abdolvand **et al.**, 2011) mais également sous un chargement biaxié (Murty **et al.**, 1987; Robinet, 1995; Schäffler, 1997; Geyer, 1999; Tenckhoff, 2005; Murty et Charit, 2006; LeSaux, 2008; Rautenberg **et al.**, 2012). Les résultats d'essais tirés des travaux de (Geyer, 1999) et présentés sur la figure 2.8 permettent d'illustrer ces propos. Geyer a réalisé des essais de pression interne sur tube en Zircaloy-4 recristallisé vierge en imposant différents rapports de biaxialité de contraintes $\sigma_{zz}/\sigma_{\theta\theta}$ (prise en compte ou non d'un effet de fond). Cet auteur montre que la surface de charge obtenue est significativement éloignée d'une surface de charge isotrope (type von Mises). L'importance

de l'anisotropie est d'autant plus marquée que le chargement se rapproche de l'équibiaxialité, chargement typique d'un PCMI. Ainsi, l'anisotropie doit être intégrée afin de rendre compte de l'évolution de la réponse du matériau lors d'un chargement pendant lequel la biaxialité évolue. Dans l'étude de Geyer, qui ne porte pas spécifiquement sur les problématiques liées au RIA, le matériau n'est ni hydruré ni irradié ce qui n'est pas représentatif des conditions de l'accident. L'influence de ces deux paramètres sur l'anisotropie du comportement doit donc être évoquée.

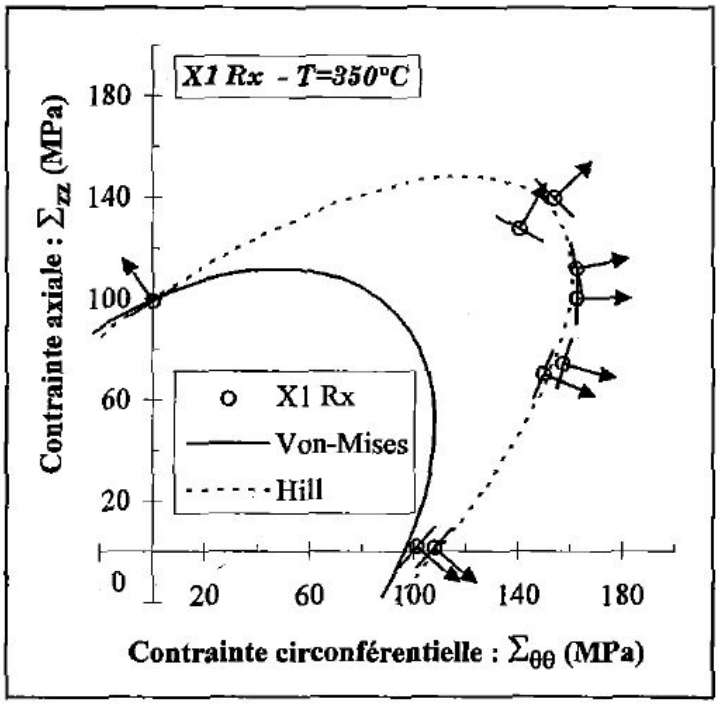


FIGURE 2.8: Surface de charge du Zircaloy-4 recristallisé vierge à 350°C (Geyer, 1999)

Influence des hydrures sur l'anisotropie mécanique

Les hydrures jouent un rôle prépondérant dans l'initiation de la rupture des gaines lors d'un RIA et influent sur leur comportement. En revanche, plusieurs auteurs (Grange, 1998; Evans et Parry, 1996; LeSaux, 2008; Doan, 2009) ont montré que l'anisotropie du comportement mécanique de l'alliage de zirconium n'était pas affectée par l'hydrogène qu'il soit précipité ou en solution solide (figure 2.9). Grange qui a réalisé des essais de traction sur éprouvettes plates pour différentes directions de sollicitation a d'ailleurs pu modéliser l'anisotropie d'entrée en plasticité avec les mêmes paramètres que le matériau soit hydruré ou non.

En conclusion, il nous semble utile d'étudier l'effet d'anisotropie du comportement sur matériau non hydruré.

Influence des défauts d'irradiation sur l'anisotropie mécanique

Une diminution de l'anisotropie avec l'irradiation du matériau a été observée vers 300 °C sur du Zircaloy recristallisé (Nakatsuka et Nagai, 1987), (Mahmood **et al.**, 1989), (Murty et Mahmood, 1991), (Mahmood **et al.**, 1992), (Yagnik **et al.**, 2005). La surface de charge tend alors à se rapprocher d'un comportement isotrope (surface de type von Mises) comme illustré sur la figure 2.10. Ainsi, l'anisotropie mécanique est atténuée par les défauts d'irradiation.

Nous nous limiterons à traiter ici le cas du matériau vierge en considérant qu'un modèle décrivant bien les cas de forte anisotropie décrira également les situations d'anisotropie moins marquées.

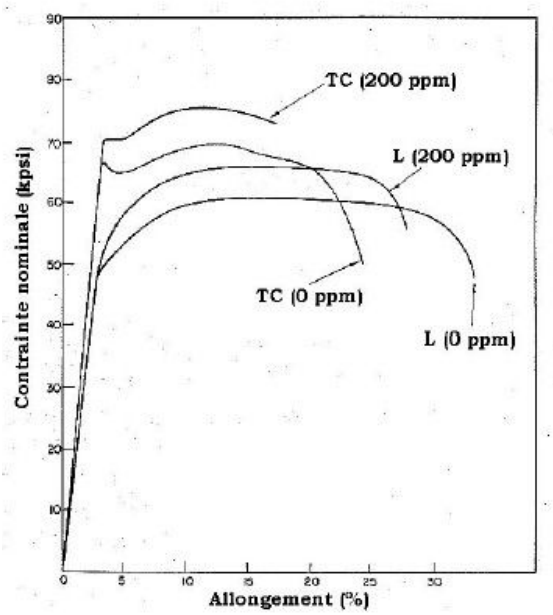


FIGURE 2.9: Influence de la teneur en hydrogène sur l'anisotropie de comportement (Evans et Parry, 1996). TC : traction selon l'épaisseur d'une tôle de texture équivalente aux gaines combustibles ; L : traction selon la direction de laminage d'une tôle.

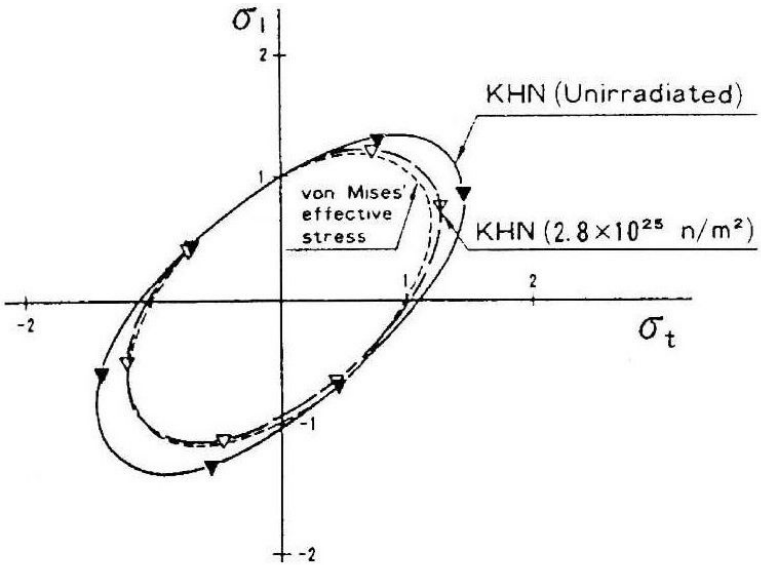


FIGURE 2.10: Surfaces de charge normées déterminées à partir de mesures de dureté Knoop sur des tubes en Zircaloy–2 non irradiés et irradiés (fluence de $2,8.10^{25}$ $n.m^2$ et température de 300 °C) (Nakatsuka et Nagai, 1987)

Synthèse

Les résultats des essais intégraux ont permis de caractériser le chargement mécanique subi par la gaine au cours du RIA. En début de transitoire, la gaine qui est encore à basse température est peu ductile et est alors susceptible de rompre. Lors d'un PCMI la gaine est soumise à un chargement thermo-mécanique défini par :

- *des températures comprises entre 300 et 600°C ;*
- *un déplacement imposé stable ;*
- *des vitesses de déformation circonférentielles de l'ordre de 0,1 à 5 s^{-1} ;*
- *une sollicitation multiaxiée ; la biaxialité des déformations axiales et circonférentielles est comprise entre 0,2 et 0,7 tandis que la biaxialité des contraintes axiales et circonférentielles est comprise entre 0,6 et 0,9.*

Il s'agira donc de la gamme de conditions dans laquelle se positionne l'étude. L'éventail complet ne sera cependant pas abordé dans la présente thèse et les choix quant aux concessions adoptées seront motivés dans les prochains chapitres.

Pour établir à terme un critère de rupture des gaines dédié au RIA, le modèle de comportement du matériau devra intégrer une dépendance réaliste à la biaxialité du chargement. Des essais de laboratoire ont montré que le comportement de la gaine étudié sous de multiples chargements thermo-mécaniques multiaxiés et uniaxiés est dépendant de l'anisotropie mécanique du matériau et ce de façon significative. Les travaux de recherche effectués sur l'établissement de nouvelles lois de comportement, ont permis des améliorations considérables

grâce notamment à la réalisation de campagnes d'essais portant spécifiquement sur la thématique de l'anisotropie (Grange, 1998; LeSaux, 2008; Doan, 2009). Cependant, reproduire le comportement pour toutes les directions de chargement reste un problème difficile et des progrès en ce sens sont nécessaires aussi bien du point de vue méthodologique que du point de vue de la compréhension physique. Par conséquent, cette étude se positionne sur l'approfondissement de la compréhension et de la modélisation de l'anisotropie mécanique du matériau de gainage dans les conditions RIA.

Les gaines immergées en environnement REP, sont supposées irradiées et oxydées avant l'initiation du RIA. Les études de la littérature ont montré que l'hydruration n'a pas d'importance vis à vis de l'anisotropie mécanique du matériau de base alors que l'irradiation peut être un facteur atténuant la dépendance du comportement à la direction de sollicitation. Ne pouvant pas travailler sur matériau irradié (impossible au sein des locaux de EDF et de l'école des Mines), c'est le comportement mécanique anisotrope du matériau de base vierge, non hydruré, non irradié, qui est étudié. L'effet de l'irradiation ne sera donc pas pris en compte et constitue d'ores et déjà une limite de l'étude.

L'anisotropie dépend du matériau de gainage et de son élaboration (détendu, recristallisé ...). *Dans la suite, les propriétés métallurgiques du matériau de base et des matériaux de l'étude sont présentées et permettront de comprendre l'origine de leur anisotropie mécanique.*

2.2 Le matériau de gainage

2.2.1 Choix du matériau de gainage et composition

Les crayons combustibles sont constitués de gaines en alliages de zirconium faiblement alliés (Sn, O et Nb principalement), dans lesquelles est confiné le combustible nucléaire sous forme de pastilles d'oxyde d'uranium. Les crayons sont immergés dans de l'eau pressurisée à 155 bars qui joue à la fois le rôle de modérateur pour thermaliser les neutrons émis lors des fissions et de fluide caloporteur. Ainsi, les gaines de combustibles présentent des fonctions de première nécessité. Elles doivent à la fois assurer le maintien de la colonne combustible, isoler celui-ci du fluide caloporteur pour le protéger de son action corrosive, évacuer l'énergie, et assurer le rôle de première barrière de confinement vis à vis des produits radioactifs de fission. Ainsi, leur intégrité est une condition primordiale pour les enjeux de sûreté. Cette courte analyse fonctionnelle permet de dresser une liste non exhaustive des principales caractéristiques physiques que doit présenter le matériau de gainage (Mardon, 2008) :

- une faible section efficace de capture et d'activation des neutrons ;
- une bonne tenue à la corrosion, une hydruration faible ;
- de bonnes propriétés mécaniques (ductilité importante, résistance au fluage et à la fatigue) ;

– une compatibilité chimique vis à vis à la fois du réfrigérant et du combustible.

Les propriétés mécaniques et thermo-physiques des matériaux métalliques sont ajustables par addition d'éléments d'alliages. En revanche, il est préférable que les propriétés neutroniques intrinsèques du métal de base répondent aux attentes mentionnées ci-dessus. Le zirconium qui possède l'avantage d'être transparent aux neutrons, est identifié très tôt comme matériau prometteur pour les applications nucléaires. Ses principales propriétés physiques sont reportées dans le tableau 2.1.

Masse Volumique à 20°C (g/cm^3)	6,5
Température de fusion (°C)	1850
Chaleur spécifique à 20°C ($J/Kg/$°C)	276
Conductivité thermique à 20°C ($W/m/$°C)	21,1
Diffusivité thermique à 20°C ($10^2\ cm^2/s$)	11,8
Resistivité électrique à 20°C ($\mu\Omega\ cm$)	44
Module d'élasticité à 20°C (MPa)	98 000
Module de cisaillement à 20°C (MPa)	36 500
Coefficient de Poisson à 20°C ($-$)	0,35

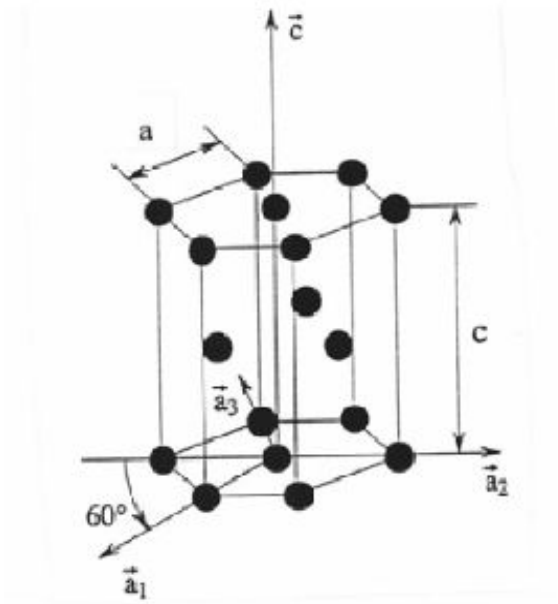
TABLE 2.1: Principales propriétés physiques du zirconium : tableau tiré du manuscrit de (Grange, 1998) construit d'après (Kaufmann et Baroch, 1974)

Avec l'hafnium et le titane, le zirconium appartient à la deuxième série des métaux de transition (Groupe IVa) dans la classification périodique des éléments. Il s'agit d'un métal de structure hexagonale compacte (hexagonal compact pattern (HCP) en anglais) dans sa phase α stable à basse température jusqu'à environ 860°C (cf. figure 2.11a). À 862°C, le zirconium pur présente une transformation de phase allotropique

$$\alpha \rightarrow \beta. \tag{2.13}$$

La phase stable à haute température est la phase β, de structure cubique centrée (body centred cubic (BCC) en anglais) et de paramètre de maille $a = 0{,}361$ nm à 870°C. À 20°C, les paramètres de maille de la structure HCP de la phase α valent $a = 0{,}363$ nm et $c = 0{,}515$ nm. (Bürgers, 1934) a avancé que la transformation inverse $\beta \rightarrow \alpha$ du zirconium serait de type

martensitique. Les relations d'orientation entre les phases β et α, définies par Bürgers, sont (relations dites de Bürgers (Bürgers, 1934)) $(0001)_{HCP} \parallel (110)_{BCC}$ et $[11\bar{2}0]_{HCP} \parallel [\bar{1}1\bar{1}]_{BCC}$.



(a) Maille hexagonale compacte

FIGURE 2.11: (a.) Maille cristalline hexagonale compacte du zirconium

Antérieurement, en 1925, les travaux de Van Arkel et De Boer (Arkel et Boer, 1925) permettent de raffiner le minerai brut en développant notamment une méthode efficace de séparation entre le zirconium et l'hafnium[8]. Puis, en 1944, Kroll (Kroll, 1955) fut le premier à mettre au point une méthode de fabrication industrielle du zirconium. Grâce à ces évolutions, le zirconium, qui était confiné à l'état de curiosité de laboratoire, devient un matériau utilisable par les industriels. Les propriétés du matériau pur ne satisfont cependant pas le cahier des charges des gaines, c'est pourquoi de nombreux ajustements des éléments d'alliages se succèdent pour obtenir un bon compromis entre les différentes compositions (figures 2.12 et 2.13). C'est lors de la construction du premier sous-marin américain à propulsion nucléaire dénommé le Nautilus en 1955, que, pour la première fois, le gainage d'un réacteur nucléaire est réalisé en alliage de zirconium. L'alliage Zircaloy-1 à 2,5% d'étain est retenu. Cependant, des recherches démontrent que la tenue à la corrosion se détériore rapidement avec le temps. Pour remplacer cet alliage, c'est le Zircaloy-2 qui a été découvert par pollution accidentelle d'un lingot de zirconium préparé dans un moule précédemment utilisé pour un acier austénitique. De petites quantités de chrome et de nickel permettent de donner naissance à un alliage de zirconium inoxydable. Le Zircaloy-2 répond alors à tous les critères désirés, c'est

8. L'hafnium qui est un métal de la même famille que le zirconium possède une section efficace d'absorption des neutrons 600 fois plus importante que celle du zirconium.

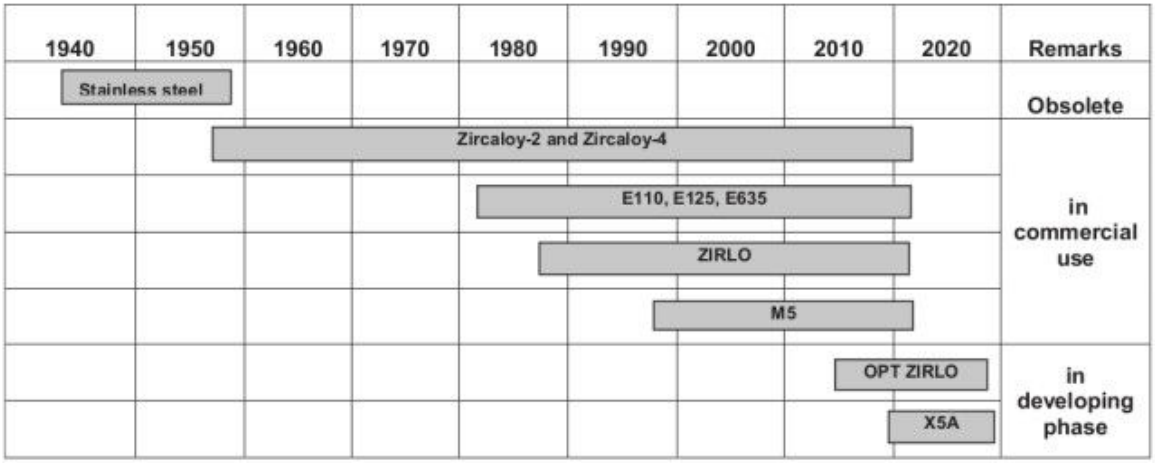


FIGURE 2.12: Histoire du développement des alliages de gaines (Alam **et al.**, 2011)

à dire une faible section efficace, une bonne tenue à la corrosion ainsi que de bonnes propriétés mécaniques d'usage. En 1960, General Electric et Westinghouse remplacent les aciers inoxydables des gaines combustibles par le Zircaloy-2 pour des raisons neutroniques [9] et de tenue à la corrosion [10]. L'utilisation du Zircaloy-2 est pertinente dans les Réacteurs à Eau Bouillante (REB), en revanche dans les REP les conditions de température et de pression plus sévères engendrent la formation d'hydrures qui fragilisent le matériau (diminution de la ductilité). La version améliorée du Zircaloy-2 couramment utilisée dans la filière REP est le Zircaloy-4. Une diminution de la teneur en nickel et une augmentation de la teneur en fer permettent respectivement, une diminution de l'absorption de l'hydrogène (diminution du nombre d'intermétalliques capteurs d'hydrogène) et une meilleure résistance à la corrosion. Néanmoins, les récentes préoccupations concernant l'allongement du temps passé en réacteur des combustibles nucléaires pointent du doigt les limites du Zircaloy-4. La tenue à la corrosion n'est plus suffisamment performante et de nouveaux alliages sont élaborés pour pallier ces limitations. Les recherches aboutissent aux alliages de zirconium au niobium tels que le M5^{TM}, le Zirlo^{TM} ou encore l'Optimized Zirlo^{TM}. A l'instar de l'étain, le niobium possède un pouvoir mécanique durcissant et renforce la tenue à la corrosion à haute température et à haut taux de combustion.

Comme mentionné préalablement, les caractéristiques attendues pour répondre à l'étude fonctionnelle des gaines combustibles ont été obtenues par addition d'éléments d'alliage. Les principaux effets sur les propriétés mécaniques des éléments d'addition majoritaires pour la famille des Zircaloy sont résumés ci-dessous.

9. Le zirconium possède une section de capture aux neutrons thermiques d'environ 0.20 barn par atome soit 300 fois moins que celle des aciers inoxydables.

10. Les aciers inoxydables se corrodent aisément à haute température.

Composition[a] (weight %) of various zirconium alloys.

Alloys	Tin	Iron	Chromium	Nickel	Niobium	Remarks
Zircaloy-1	2.50	–	–	–	–	Not suitable for reactor operation
Zircaloy-2	1.50	0.12	0.10	0.05	–	Although it is used in BWRs but several cases of clad failure have been reported in the literature due to localized corrosion (Shimada et al., 2005)
Zircaloy-3A	0.25	0.25	–	–	–	Lowering tin content improves corrosion resistance but reduces creep resistance and yield strength
Zircaloy-3B	0.50	0.40	–	–	–	
Zircaloy-3C	0.50	0.20	–	0.20	–	
Zircaloy-4	1.50	0.20	0.10	–	–	Recommended for PWR
ZIRLO	1.02	0.10	–	–	1.01	Recommended for PWR for high burn-up fuels
M5®	–	0.05	0.015	–	1.0	Better corrosion resistance than zircaloy-4 at higher temperature
É110	–	–	–	–	0.95–1.05	Recommended for PWR, RBMK and VVER applications
É125	–	–	–	–	2.20–2.60	
É635	1.1–1.3	0.3–0.4	–	–	0.95–1.05	
OPT ZIRLO	0.66	0.11	–	–	1.04	Suitable for higher corrosion condition and have sufficient in reactor creep resistance
X5A (AXIOM)	0.5	0.35	0.25		0.3	Better in-PWR properties in comparison to ZIRLO at high burn-up

[a] Remainder zirconium.

FIGURE 2.13: Composition en % massique des alliages de zirconium courants pour les gaines combustibles (Alam **et al.**, 2011)

- La solubilité de l'oxygène dans le zirconium est très importante. L'oxygène se place en solution d'insertion dans les sites octaédriques (Pujol, 1994) entravant ainsi le mouvement des dislocations. L'effet durcissant engendré, améliore les caractéristiques mécaniques. À titre d'exemple, (Treco, 1953) montre que l'ajout d'oxygène permet d'augmenter la limite d'élasticité du zirconium à température ambiante (figure 2.14 (a.)). Cet effet est également mis en avant dans la synthèse de (Robinet, 1995). À haute température l'oxygène se regroupe en amas par diffusion. Le durcissement dépend de la température et est plus important à haute température (franchissement des amas thermiquement activé). Il est maximum autour de 300°C, température pour laquelle un palier athermique est observé (Kaufmann et Baroch, 1974) (Ruano et Elssner, 1987).
- L'étain est en solution solide de substitution. Il permettrait de stabiliser les amas d'oxygène et d'augmenter ainsi les caractéristiques mécaniques de traction telles que la contrainte maximale (R_m) ou la limite d'élasticité ($Rp^{0,2}$) et de diminuer la vitesse de fluage thermique. Ces données sont tirées de la synthèse de (Robinet, 1995) réalisée notamment à partir de l'étude de (Kaufmann et Baroch, 1974). Il dégrade en revanche la tenue à la corrosion généralisée en service.
- Le fer et le chrome qui ont une limite de solubilité faible dans la phase α, stable à basse température (cf. section 1.2.1.3), forment avec le zirconium des phases intermétalliques de structure hexagonale, dites "phases de Laves" de type $Zr(Fe,Cr)_2$ (figures 2.14 (b.)) qui précipitent dans la matrice. Ces précipités sont uniformément répartis au sein des grains et non localisés aux joints de grains ce qui garantit de bonnes propriétés d'usage en particulier une bonne résistance à la corrosion. Ils permettent également de limiter la croissance des grains lors des traitements de recristallisation.
- L'utilisation du carbone sans excès permet de stabiliser les caractéristiques de trac-

tion comme la charge à rupture (Rm).
- L'utilisation du niobium sans excès (<2,5%Nb), permet d'améliorer significativement la tenue à la corrosion et de durcir le matériau.

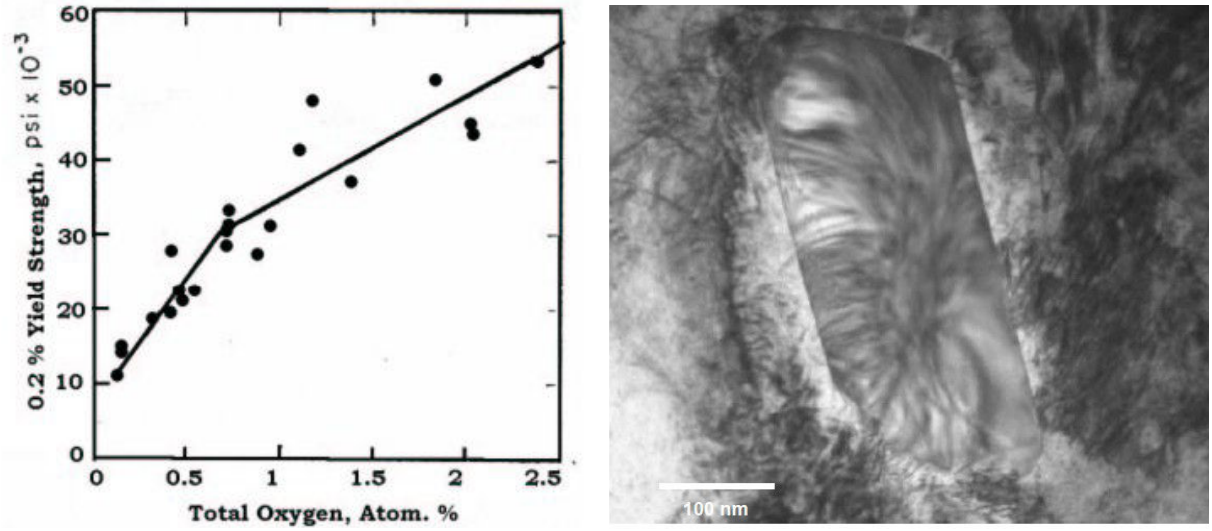
D'autres effets d'éléments d'alliages sont disponibles dans la synthèse de (Robinet, 1995). Dans le tableau 2.2 sont résumés les effets de certains éléments d'alliage sur les caractéristiques en traction du Zircaloy-4.

2.2.2 Élaboration des produits de gainage

Une fois le matériau brut choisi, il est nécessaire de passer par différentes phases de mise en forme pour obtenir la géométrie attendue. Ainsi, dans la suite, les différentes étapes de transformation en partant du minerai pour arriver jusqu'au produit fini sont présentées succinctement.

Après purification, séparation de l'hafnium et réduction du minerai de zirconium, une masse métallique spongieuse nommée éponge de Zirconium est obtenue. Plusieurs fusions successives de cette éponge sont alors réalisées dans un four à arc afin d'obtenir un lingot homogène. Lors de cette étape les paramètres thermiques sont spécifiques pour chaque alliage (Zircaloy-4, M5, Zirlo ...) et permettent l'ajustement des quantités d'éléments d'alliages requises (i.e étain, fer et chrome pour le Zircaloy-4) par les normes ASTM (cf. tableau 2.3). Les lingots obtenus sont ensuite traités différemment suivant que l'on veuille une tôle (pour certains composants spécifiques de centrale ou pour des études de recherche) ou des tubes (pour les gaines combustibles).
Dans le cadre de nos travaux, c'est le comportement des tôles en Zircaloy-4 recristallisé qui est principalement étudié. Les deux géométries (tôle et tube) sont néanmoins d'intérêt puisque l'un des objectifs de ces travaux réside dans l'étude de la transférabilité de l'anisotropie du modèle mécanique de la tôle vers le tube (cf. Chapitre I : Introduction). Par conséquent la méthode d'élaboration des deux géométries est présentée.

Avant de poursuivre, les notations relatives aux directions principales des repères de la tôle et du tube sont définies sur la figure 2.15.



(a.) (b.)

FIGURE 2.14: (a.) Évolution de la limite d'élasticité du zirconium avec la teneur en oxygène (Treco, 1953) (b.) Image MET d'un précipité de phase de Laves $Fe(Zr,Cr_2)$ observé dans une gaine en Zircaloy-4 (Ambard **et al.**, 2010)

Élements	$Rp^{0,2}$	R_m	Allongement réparti
Si	↗	↘	-
P	↘	↘	↗
C	↘	-	↘
Sn	↗	↗	↘
Fe + Cr	↗	↗	↘
Nb	↗	↗	↗
O	↗	↗	↘

TABLE 2.2: Effets des éléments d'alliages sur les propriétés mécaniques conventionnelles en traction du Zircaloy-4 d'après la synthèse de (Robinet, 1995) basée sur l'étude de (Kaufmann et Baroch, 1974)

% massiques	Sn	Fe	Nb	Cr	Ni	O
Zircaloy-2 (ASTM 704)	1,45	0,14	-	0,1	0.05	<0,18
Zircaloy-4 (ASTM 704)	1,45	0,21	-	0,1	-	<0,18
M5	-	0,035	1	-	-	<0,14
Alliage Zr-2,5%Nb (ASTM 705)	-	-	2,5	-	<0,1	<0,18
Zirlo	1	0,1	1	-	-	0,1
Optimized Zirlo	0,67	0,1	1	0,08	-	0,1

TABLE 2.3: Composition chimique moyenne en % massiques de certains alliages de zirconium d'après (Menibus, 2012) ; les compositions d'autres alliages sont également disponibles dans la littérature (Mardon, 2008; Proff, 2011)

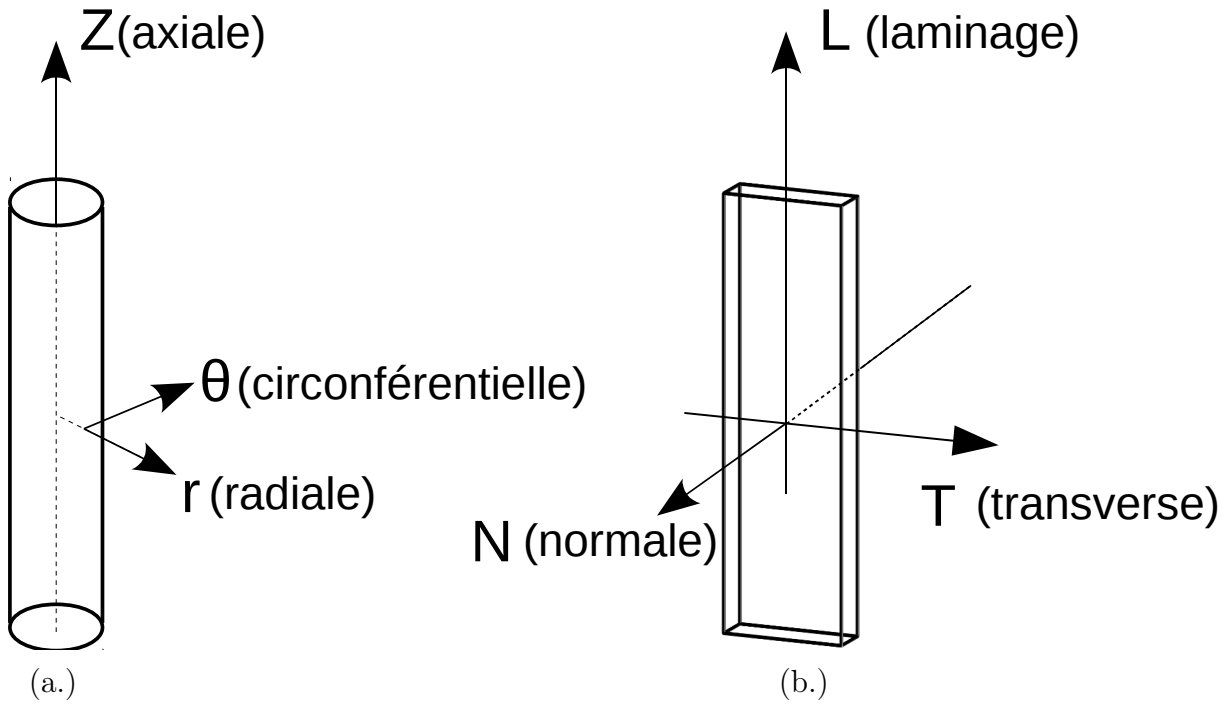


FIGURE 2.15: Notation et désignation des directions pour les géométries considérées : du tube (a.) et de la tôle (b.)

2.2.2.1 Mise en forme des tôles

Pour la fabrication des tôles, les lingots sont traités à chaud dans des laminoirs classiques selon plusieurs passes afin d'atteindre l'épaisseur souhaitée. Le procédé de laminage

induit un élargissement des grains dans la direction transverse (T), une réduction dans la direction normale (N) et enfin un allongement dans la direction de laminage (L). Les tôles sont ensuite traitées thermiquement à 450°C pour relaxer les contraintes internes et obtenir un état de détensionnement. Afin d'obtenir un état recristallisé, les tôles sont traitées à 550°C pendant 4 à 5 heures, ce qui a pour effet d'augmenter la taille des grains et d'annihiler une partie des dislocations résiduelles. Les tôles en Zircaloy-4 recristallisé obtenues suivant cette procédure présentent des grains équiaxes.

2.2.2.2 Mise en forme des gaines

Pour la fabrication des gaines combustibles, le traitement est plus complexe. Le lingot subit plusieurs passes de laminage en phase β et α afin de présenter une forme adaptée pour la réalisation de billettes pleines. La billette est alors extrudée en phase α à 700°C, laminée par procédé dit à "pas de pèlerin" (plusieurs passes (figures 2.16)) et enfin recristallisée. Le produit semi-fini obtenu est le TREX, il s'agit d'un tube avec un diamètre extérieur de 44 mm et une épaisseur de 7,62 mm. Le TREX subit alors plusieurs passes dans un laminoir à pas de pèlerin suivies systématiquement d'un recuit. Un dernier traitement thermique est effectué à 460°C durant 1 heure. Le tube présente alors une épaisseur de 0,57 mm.

Ces produits finis sont ensuite utilisés dans le cœur des centrales nucléaires où ils restent en moyenne trois cycles de 18 mois, après quoi ils sont retirés et retraités.

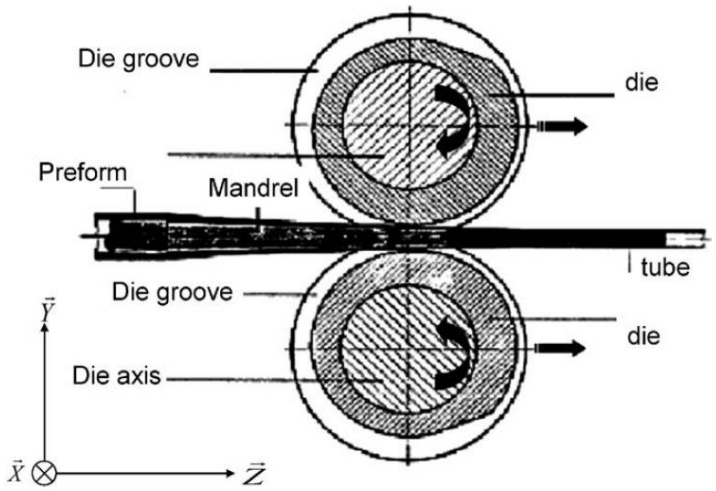


FIGURE 2.16: Principe du laminage à "pas de pèlerin" d'après (Lodej **et al.**, 2006)

2.2.3 Texture, microstructure et mécanismes de déformation

Les alliages de Zirconium présentent des propriétés thermiques, élastiques et plastiques fortement anisotropes à la fois au niveau du monocristal et du polycristal. Cette anisotropie

a deux origines :

- une origine à l'échelle du monocristal : À T<825°C, le monocristal possède une structure cristalline hexagonale compacte fortement anisotrope ;
- une origine à l'échelle du polycristal : Les tôles et gaines en alliages de Zircaloy sont fortement texturées. Elles présentent une orientation cristallographique préférentielle induisant une anisotropie de comportement.

2.2.3.1 Les mécanismes de déformation

Pour le zirconium et ses alliages, la plasticité cristalline est contrôlée par deux mécanismes de déformation : le glissement sur différents plans cristallins et le maclage. Les métaux de structure HCP se déforment suivant une combinaison entre quatre plans et deux directions. Cinq modes de glissement sont recensés et présentés dans le tableau 2.4 et sur la figure 2.17. Les trois premières familles de glissement référencées ($P < a >$, $B < a >$ et $\pi_1 < a >$) glissent toutes suivant une direction $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Seules les deux dernières familles de glissement ($\pi_1 < c+a >$ et $\pi_2 < c+a >$) ont une composante hors du plan de base. Ces dernières glissent suivant une direction $< 2\bar{1}\bar{1}3 >$. De ce fait, les modes de type $< c+a >$ sont les seuls à permettre une accommodation de la déformation plastique dans la direction $< c >$ parallèle à $< 0001 >$. De tous ces modes de glissement on distingue un mode principal facile prépondérant vis à vis des quatre autres modes secondaires plus difficiles à activer. Suivant le métal HCP considéré, le glissement facile est soit le prismatique soit le basal (Legrand, 1984). Dans le cas du zirconium et des alliages associés il s'agit du glissement prismatique (Mills et Craig, 1968; Legrand, 1984; Rapperport, 1959; Akhtar et Teghtsoonian, 1971; Akhtar, 1975; Tenckhoff, 1988; Pujol, 1994; Regnard et Lemaignan, 1995; Geyer, 1999; Ferrer, 2000; Brenner, 2001; Tenckhoff, 2005; Lebon, 2011), ce qui représente seulement 3 systèmes de glissement facile.

Quatre systèmes de maclage sont recensés dans la littérature et sont susceptibles de s'activer : $\{10\bar{1}2\} < \bar{1}011 >$, $\{11\bar{2}1\} < 11\bar{2}6 >$, $\{11\bar{2}2\} < 11\bar{2}3 >$, $\{10\bar{1}1\} < \bar{1}012 >$ (Tenckhoff, 1988) (cf. figure 2.18). Lors d'un essai de traction simple sur un cristal de zirconium à 20 °C le maclage prédominant concerne les plans de la famille $\{10\bar{1}2\}$ (Akhtar et Teghtsoonian, 1971) tandis qu'à 527 °C les plans de maclage sont de la famille $\{10\bar{1}1\}$ (Akhtar, 1973).

Nom du système de glissement	Notation abrégée	Direction	Plan	Nombre de systèmes
Prismatique	$P < a >$	$\vec{b} = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{1\bar{1}00\}$	3
Basal	$B < a >$	$\vec{b} = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{0001\}$	3
Pyramidal de première espèce	$\pi_1 < a >$	$\vec{b} = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{1\bar{1}01\}$	6
Pyramidal de première espèce	$\pi_1 < c+a >$	$\vec{b} = 1/3 \langle 11\bar{2}3 \rangle$	$\{1\bar{1}01\}$	12
Pyramidal de seconde espèce	$\pi_2 < c+a >$	$\vec{b} = 1/3 \langle 11\bar{2}3 \rangle$	$\{11\bar{2}2\}$	6

TABLE 2.4: Principaux systèmes de glissement dans les métaux à structure HCP (Regnard et Lemaignan, 1995; Derep, 1981).

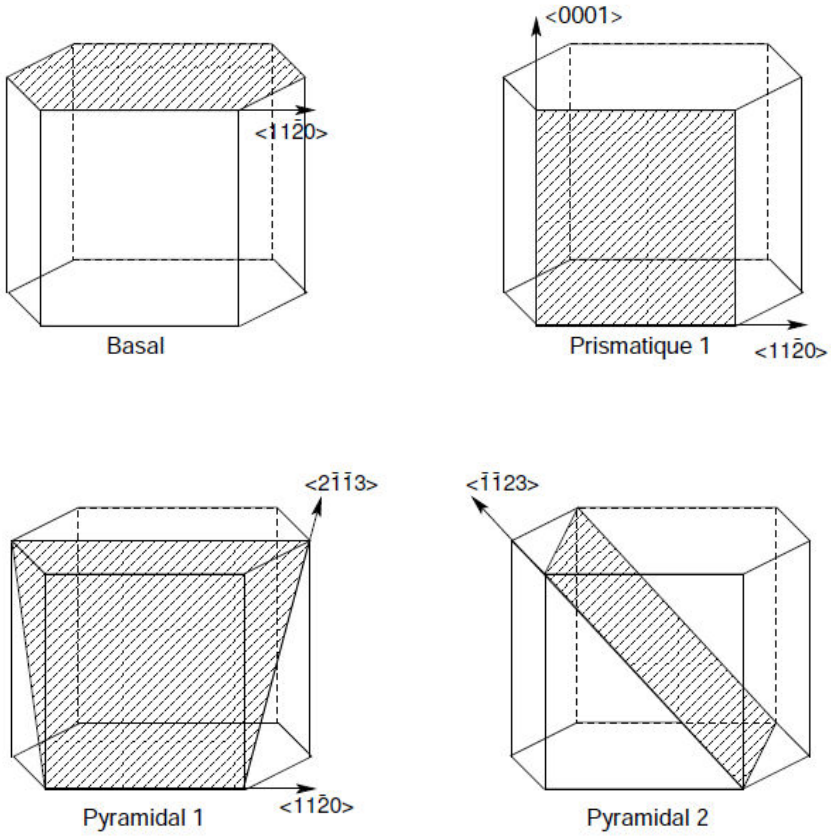


FIGURE 2.17: Systèmes de glissement principaux dans les métaux à structure HCP (Poty, 2012)

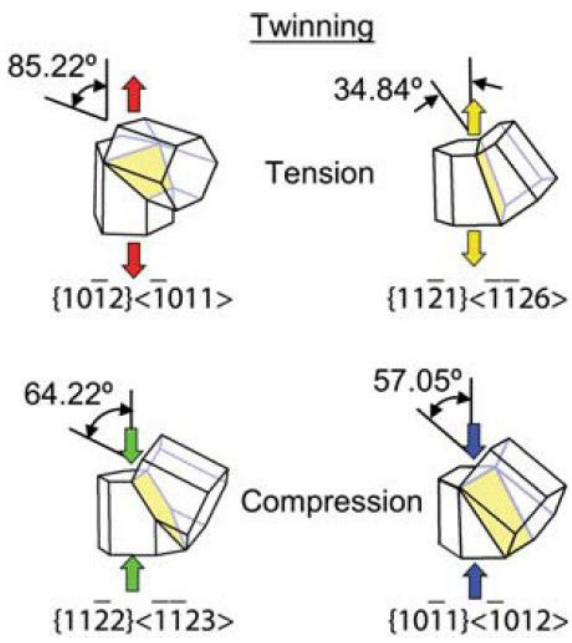


FIGURE 2.18: Représentation de l'angle de rotation subit par l'axe $< c >$ de la maille HCP lors du mécanisme de maclage en traction (ligne du haut) en compression (ligne du bas) tirée de l'article (Padilla **et al.**, 2007) et construite d'après (Reed-Hill **et al.**, 1964; Tenckhoff, 1988)

2.2.3.2 Texture cristallographique

Les procédés de laminage utilisés confèrent une forte texture cristallographique aux tôles et aux tubes. Le monocristal de zirconium étant anisotrope de par sa structure cristalline et son faible nombre de systèmes de glissement facile, les industriels tirent partie de cette caractéristique en cherchant à développer une orientation cristallographique préférentielle des grains au sein du polycristal, vis à vis du repère macroscopique, c'est à dire à développer une texture cristallographique. Dans le matériau avant mise en forme, les grains sont orientés aléatoirement. En appliquant une contrainte lors de la mise en forme, les grains se réorientent. Il est ainsi possible d'obtenir des propriétés mécaniques optimisées dans les directions prédéfinies suivant les besoins fonctionnels du composant. Les procédés thermo–mécaniques complexes de mise en forme pour les applications nucléaires sont destinés à orienter les plans de base $< 0002 >$ perpendiculairement à la direction radiale des tubes ou à la direction normale des tôles (Tenckhoff, 1988). Lors du laminage (classique ou à pas de pèlerin), la tôle et la gaine sont compressées respectivement dans les directions normale et radiale. Les pôles basals (figure 2.19) tendent alors à s'aligner préférentiellement suivant l'axe de compression, l'axe $< c >$ tend à s'orienter parallèlement à la normale à la tôle et à la direction radiale des tubes. En réalité pour les tôles, l'axe $< c >$ n'est pas parfaitement parallèle à la normale et présente un angle compris entre 20° et 40° dans la direction L ou T suivant la force exercée. D'autre part, la direction $< 10\bar{1}0 >$ est parallèle à la direction de laminage.

Lors de la recristallisation cette texture peut évoluer :

- une rotation de 30° autour de l'axe $< c >$ est généralement observée, c'est alors une direction $< 11\bar{2}0 >$ qui s'aligne avec la direction de laminage ;
- le pôle basal $< c >$ a tendance à s'aligner avec la normale (Tenckhoff, 1988). Ainsi, l'angle de 40° entre la normale à la tôle et l'axe $< c >$ pour le matériau détendu à tendance à diminuer pour atteindre un angle de 30 à 20 ° pour le matériau recristallisé.

Cette réorientation n'a pas d'influence sur l'anisotropie mécanique du matériau. En revanche la recristallisation qui induit des évolutions de la distribution des dislocations et de la taille des grains joue de façon importante sur le comportement en fluage (Tenckhoff, 1988).

Pour terminer et d'après la figure 2.19 il existe une équivalence entre la texture des gaines et des tôles (cf. notation des repères sur la figure 2.15) :

- La direction T des tôles dans le repère cartésien est équivalente à la direction circonférentielle θ de la gaine dans le repère cylindrique
- La direction L des tôles dans le repère cartésien est équivalente à la direction axiale Z de la gaine dans le repère cylindrique
- La direction N des tôles dans le repère cartésien est équivalente à la direction radiale r de la gaine dans le repère cylindrique

C'est l'existence de cette similarité de texture qui laisse supposer que l'anisotropie mécanique sur tôle est proche de l'anisotropie mécanique sur tube dans le repère équivalent défini ci-dessus. La vérification de cette hypothèse est l'un des objectifs de la thèse.

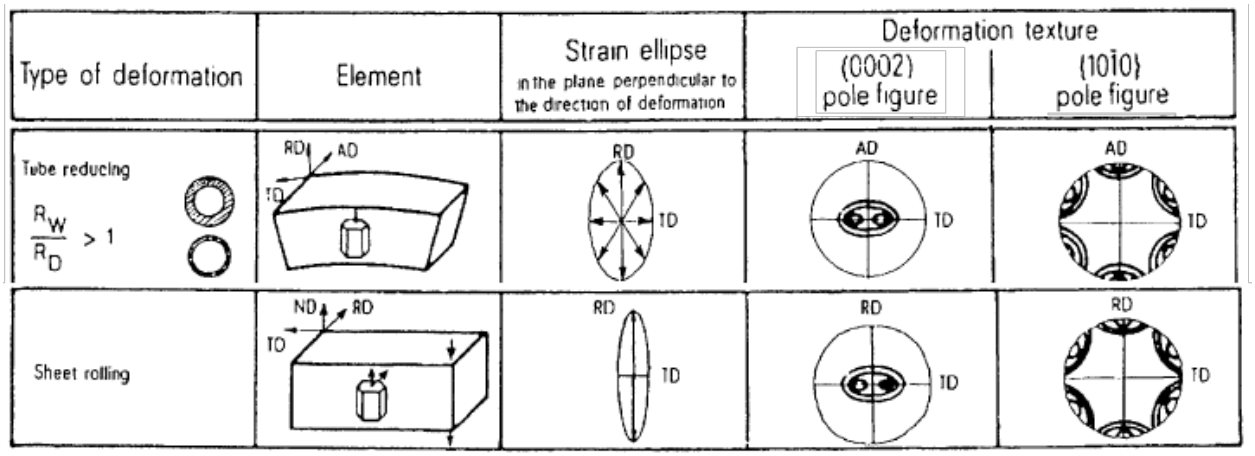


FIGURE 2.19: Évolution de la texture suivant le mode de fabrication (Tenckhoff, 1988)

2.3 Les produits de l'étude

Les gaines des centrales françaises sont constituées d'alliages éprouvés tels que le Zircaloy-4 détendu mais également d'alliages de nouvelle génération à base niobium tels que le M5^{TM} par exemple.

2.3.1 Le Zircaloy-4 recristallisé

Bien que les études tendent à s'intéresser au comportement des nouveaux alliages au niobium, les enjeux économiques et de propriétés intellectuelles ne permettent pas toujours de publier les résultats concernant les matériaux actuellement commercialisés. D'autre part l'approvisionnement en M5^{TM} est très limité et peu de tôles ou de gaines dans cet alliage sont disponibles au sein de EDF. Pour ces deux raisons, le M5^{TM} n'a pas pu être utilisé lors de cette étude. Pour contourner cette difficulté, les travaux ont été menés sur le Zircaloy-4 à l'état recristallisé dont le comportement mécanique s'apparente à celui du M5^{TM}.

2.3.2 Les tôles de l'étude

2.3.2.1 Composition

Les tôles de Zircaloy-4 recristallisé de l'étude (Z4RX) ont été approvisionnées par Cézus (AREVA). La composition chimique fournie par l'élaborateur est donnée dans les tableaux 2.5 et 2.6 (moyenne de trois analyses, en pourcentage massique pour les éléments principaux et en particules par millions pour les impuretés). Contrairement aux aciers, les éléments additionnels ne forment que peu d'intermétalliques (oxyde, nitrure) en dehors des phases de laves, c'est pourquoi les alliages de zirconium sont « très » purs. De plus, les éventuels précipités ont une taille et une fraction de phase extrêmement faible qui seront par la suite négligés dans le comportement mécanique.

% massiques	C	Cr	Fe	O	Si	Sn
Z4RX	0,00863	0,11	0,22	0,12	0,0099	1,46

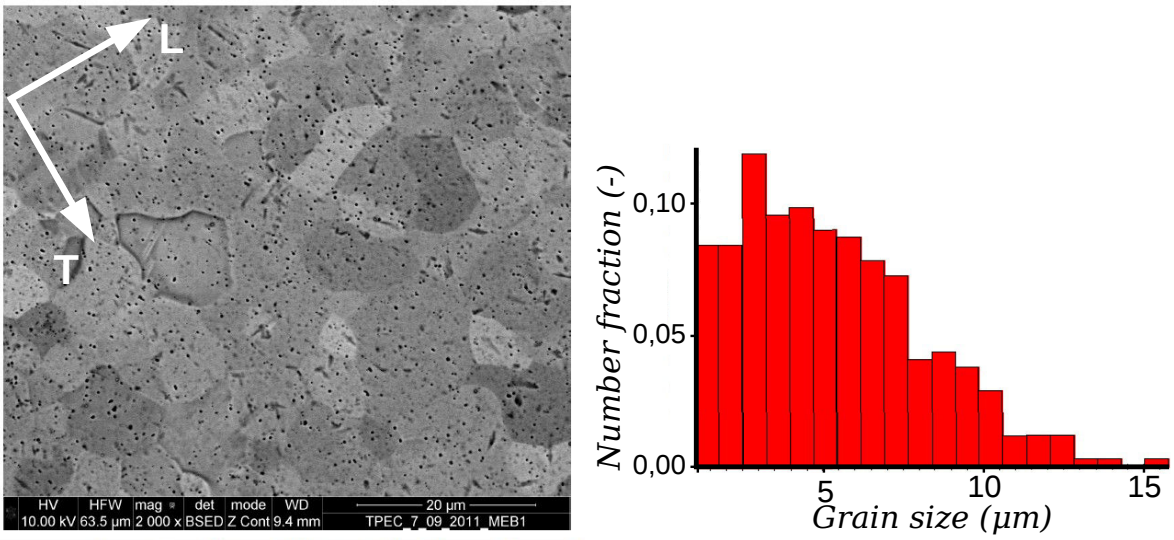
TABLE 2.5: Principaux éléments d'alliages du matériau de l'étude en pourcentage massique tirés des données Cézus

ppm	Al	Hf	N	Ni	Nb	Pb	Ta
Z4RX	17	50	26	16	<40	<20	<50

TABLE 2.6: Principales impuretés en partie par millions tirés des données Cézus

2.3.2.2 Microstructure et texture

Les tôles en Zircaloy-4 recristallisé de l'étude présentent des grains équiaxes (figure 2.20 (a.)) dont la taille moyenne (diamètre) est de 5 μm (figure 2.20 (b.)).



(a.) (b.)

FIGURE 2.20: (a.) Image MEB réalisée avec un détecteur d'électrons retrodiffusés, de la surface (plan LT) d'une tôle de Zircaloy-4 recristallisé polie selon la méthode expérimentale définie en annexe A (b.) Distribution du diamètre des grains obtenue par analyse d'une cartographie EBSD (traitement d'image par le logiciel commercial OIM : les paramètres de l'acquisition sont disponibles en annexe A)

La texture des tôles de Zircaloy-4 recristallisé de l'étude est donnée par les figures de pôle (figure 2.21) des plans basals et prismatiques. Les pôles $\{10\bar{1}0\}$ sont orientés dans la direction L (RD) tandis que l'axe $< c >$ s'écarte d'environ 25° de la normale de la tôle selon la direction T (TD) comme schématisé sur la figure 2.22.
Un autre moyen de quantifier l'anisotropie des métaux hexagonaux est de calculer les facteurs de Kearns f_i (Kearns, 1965) à partir de la mesure de diffraction des rayons X. f_i est défini comme la fraction effective de grains pour lesquels le pôle basal est aligné avec la direction

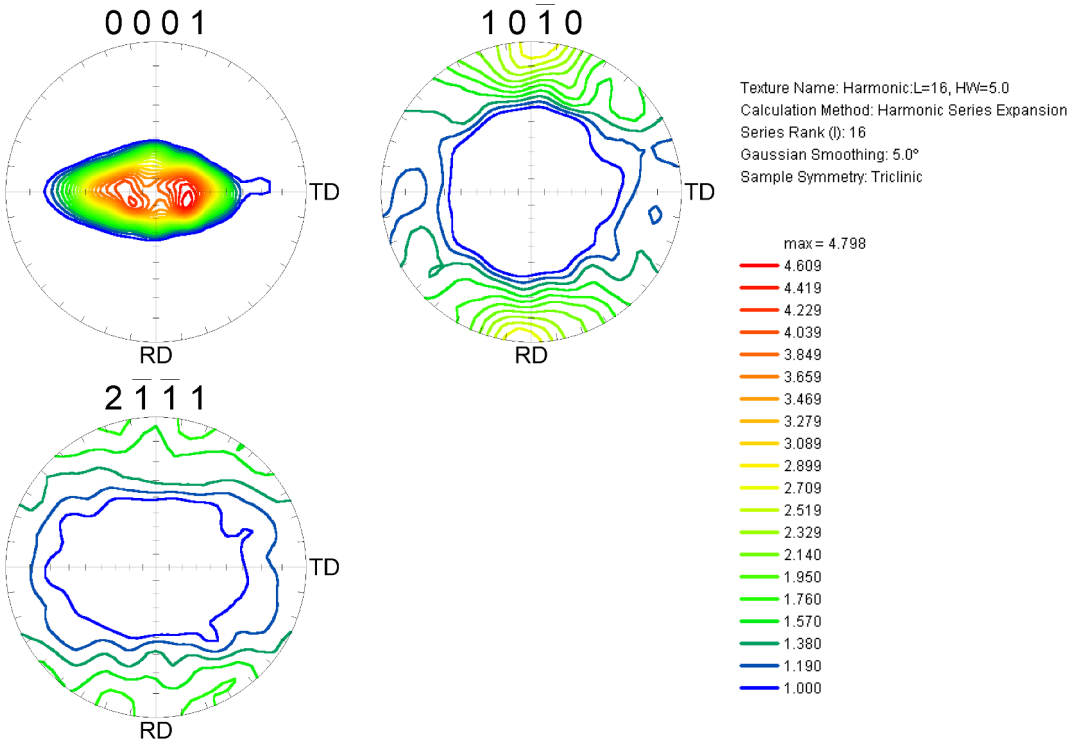
macroscopique particulière i :

$$f_i = \int_0^{\pi/2} I_\phi sin\phi cos^2\phi d\phi \tag{2.14}$$

I_ϕ correspond à l'intensité réfléchie dans la direction ϕ. $I_\phi sin\phi$ correspond à la fraction volumique de grains pour lesquels l'axe $< c >$ est orienté avec un angle ϕ de la direction i de référence. Dans le cas de la tôle, fN, fL et fT représentent le facteur de Kearns respectivement dans la direction normale, longitudinale et transverse de la tôle. Ainsi $fN + fL + fT = 1$. Les coefficients de Kearns reportés dans le tableau 2.7 sont tirés des travaux de (Doan, 2009) qui a travaillé sur des tôles de composition et de texture extrêmement proches de celles de la présente étude. fN est bien plus important que fL et fT ce qui prouve que l'axe $< c >$ est préférentiellement orienté suivant la normale à la tôle.

	fN	fL	fT
Z4RX	0,63	0,09	0,28

TABLE 2.7: Facteurs de Kearns du Z4RX (Doan, 2009) mesurés à partir des figures de pôles réalisées par la technique de diffraction des rayons X



(a.) (b.)

FIGURE 2.21: (a.) Figures de pôles obtenues par analyse d'une cartographie EBSD réalisée sur une zone de 650x650 μm^2(traitement d'image par le logiciel commercial OIM, cf. annexe A) (b.) Légende

2.3.2.3 Propriétés mécaniques de référence

Les principales propriétés mécaniques en traction à 20°C des tôles de l'étude sont reportées dans le tableau 2.8. Il s'agit des résultats d'essais à vitesse de déformation imposée de 1 s^{-1}. La texture de la tôle combinée à la pauvreté du nombre de systèmes de glissement facile dans les matériaux de structure HCP a pour conséquence une anisotropie plastique observable à l'échelle macroscopique. Pour illustration, toutes les grandeurs du tableau sont différentes pour les deux directions caractéristiques de la tôle (L et T). Cette thématique dans le cadre d'une sollicitation uniaxiée sera abordée en détail dans le chapitre 3.

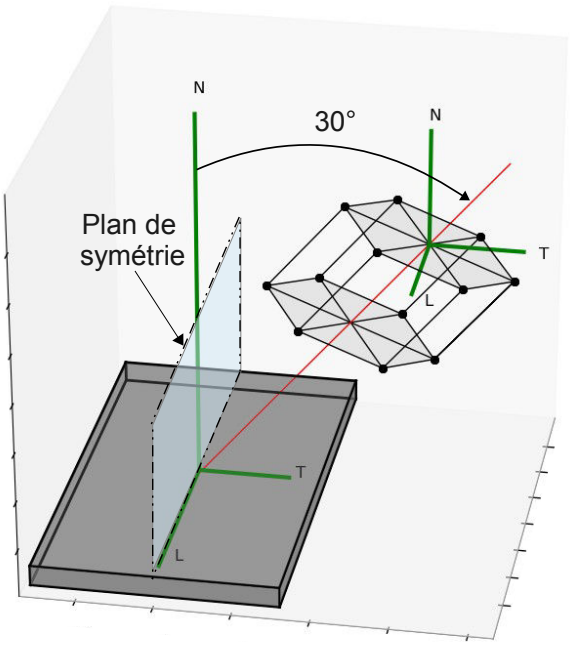


FIGURE 2.22: Schéma présentant la texture du matériau de l'étude

Direction	L	T
Limite d'élasticité à 0,2 % $Rp^{0,2}$ (MPa)	350	378
Contrainte d'écoulement à 10 % de déformation plastique Rp^{10} (MPa)	506	483
Contrainte maximale Rm (MPa)	603	564
Allongement réparti Ar (%)	18,1	11,7

TABLE 2.8: Propriétés mécaniques de référence des tôles de l'étude. Mesures pour des essais de traction uniaxiée réalisés à 1 s^{-1} et température ambiante

2.4 Conclusions

Les alliages de zirconium pour les applications nucléaires sont mis en forme par laminage ce qui leur confère une forte texture cristallographique. Cette texture associée au faible nombre de systèmes de glissement facile est à l'origine d'une anisotropie de comportement mécanique observable à l'échelle macroscopique pour divers types de sollicitations. Lors d'un scénario hypothétique de RIA, le crayon combustible est sollicité en chargement multiaxié compris entre une traction équibiaxiée et une traction en déformation plane. Les lois de comportement de la gaine dédiées au RIA doivent prendre en compte cette anisotropie qui influe

significativement sur sa réponse mécanique et suffisent pour simuler les essais intégraux. Néanmoins, des difficultés demeurent quand à la reproduction de tous les chargements explorés en laboratoire. Des améliorations de la compréhension de cette anisotropie et de sa modélisation sont attendues.

Le parti pris de ces travaux réside dans l'étude de l'anisotropie du comportement des tôles en alliages de Zircaloy-4 recristallisé. On se propose d'évaluer et de modéliser l'anisotropie sur tôle afin de vérifier que celle-ci est comparable à l'anisotropie sur gaine. Le but étant de simplifier la démarche expérimentale pour étudier et modéliser de manière isolée et plus complète l'effet de l'anisotropie sur le comportement de tubes en conditions RIA.

Chapitre 3

Base de données expérimentale décrivant le comportement du gainage et modèle adapté aux observations

Sommaire

3.1 Essais considérés **48**
3.1.1 Techniques expérimentales 52
3.1.2 Déformations et contraintes considérées 59
3.2 Résultats **62**
3.2.1 Essais de traction : caractérisation de l'anisotropie 62
3.2.2 Essais de cisaillement 92
3.3 Discussion de modèles adaptés aux observations expérimentales de l'étude **101**
3.3.1 Élasticité 102
3.3.2 Visco-plasticité 102
3.4 Conclusions **107**

Dans cette partie, la base expérimentale constituée durant la thèse est décrite puis analysée. Les essais ont été réalisés afin de caractériser le comportement anisotrope du Zircaloy-4 recristallisé dans des conditions proches de celles du RIA. Cependant, les conditions expérimentales du RIA correspondent à un chargement mécanique extrême, difficilement reproductible en laboratoire, qui plus est sur un échantillon de gainage. Les essais sont donc réalisés dans un domaine de sollicitation élargi (vitesses et températures plus faibles) par rapport à celui de l'accident envisagé, restant accessible avec des moyens expérimentaux conventionnels.

Pour identifier le comportement des gaines, de nombreux essais sur tube sont nécessaires et demandent l'utilisation de montages spécifiques complexes (e.g essais de pression interne), ainsi qu'une consommation importante de matière. L'objectif de ce travail est à la fois de proposer une alternative expérimentale simplifiée à partir de tôles et d'axer la caractérisation sur la dépendance du comportement à la direction de sollicitation. Les essais sélectionnés se devront d'être simple à mettre en œuvre et restreints en nombre, tout en permettant une caractérisation complète de l'anisotropie du comportement mécanique du matériau. Par conséquent, lors de l'élaboration de la procédure expérimentale, une attention particulière a été portée au choix de l'instrumentation pour optimiser la quantité d'information exploitable pour la compréhension du comportement mécanique et sa modélisation. Une des méthodes retenue concerne la Corrélation d'Image Numérique (CIN). Cette technique expérimentale permet de mesurer les champs de déplacement et de déformation sur tout ou partie de la zone d'intérêt de l'éprouvette considérée.

Dans un premier temps, les conditions et les montages expérimentaux seront décrits, puis dans un second temps, les résultats obtenus seront exposés. Enfin, une discussion sur l'ensemble de la base constituée sera menée afin de déterminer les principales exigences du cahier des charges auquel devra répondre la modélisation.

3.1 Essais considérés

Des essais de traction uniaxiale à vitesse de déformation imposée $\dot{\varepsilon}_{11}$, (les notations concernant les directions de l'essai sont illustrées sur la figure 3.1 (c.)) sont réalisés sur des éprouvettes plates prélevées selon cinq directions contenues dans le plan LT de la tôle comme schématisé sur la figure 3.1 (a.). L'exploitation des données expérimentales collectées permet d'isoler les propriétés fondamentales du matériau relatives à chaque direction sollicitée. Ce mode de chargement est ainsi pertinent pour quantifier l'anisotropie du comportement mécanique dans le plan LT de la tôle.
La matrice expérimentale est présentée dans le tableau 3.2, et les notations utilisées pour les

Direction		Vitesse		Température	
Notation	Angle φ	Notation	Vitesse	Notation	Température
L	0°	V0	$1s^{-1}$	T0	20 °C
D1	30°	V1	$10^{-1}s^{-1}$	T1	250 °C
D	45°	V4	$10^{-4}s^{-1}$	T2	450 °C
D2	60°				
T	90°				

TABLE 3.1: Nomenclature utilisée pour la désignation des conditions d'essais

	T0			T1			T2
Direction	V4	V1	V0	V4	V1	V0	V0
L	1	1	2	2	1	1	
D1	2	2	2	2			
D	1	1	2	2	2		
D2	2	2	2	2	2		
T	1	1	1	2	1		1

TABLE 3.2: Plan d'expérience des essais de traction

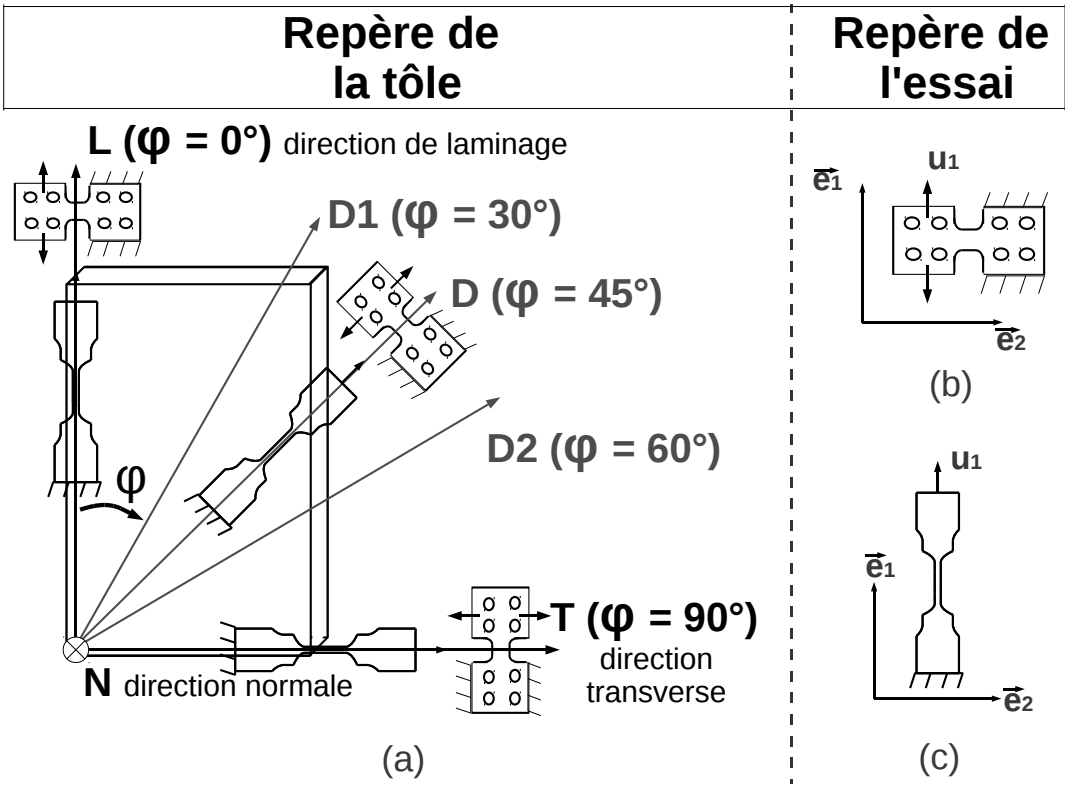


FIGURE 3.1: (a.) Désignation des directions de prélèvement des éprouvettes de traction et de cisaillement dans le repère de la tôle (b.) Notations et conditions aux limites utilisées pour caractériser l'essai de cisaillement dans le référentiel de l'éprouvette (c.) Notations et conditions aux limites utilisées pour caractériser l'essai de traction dans le référentiel de l'éprouvette

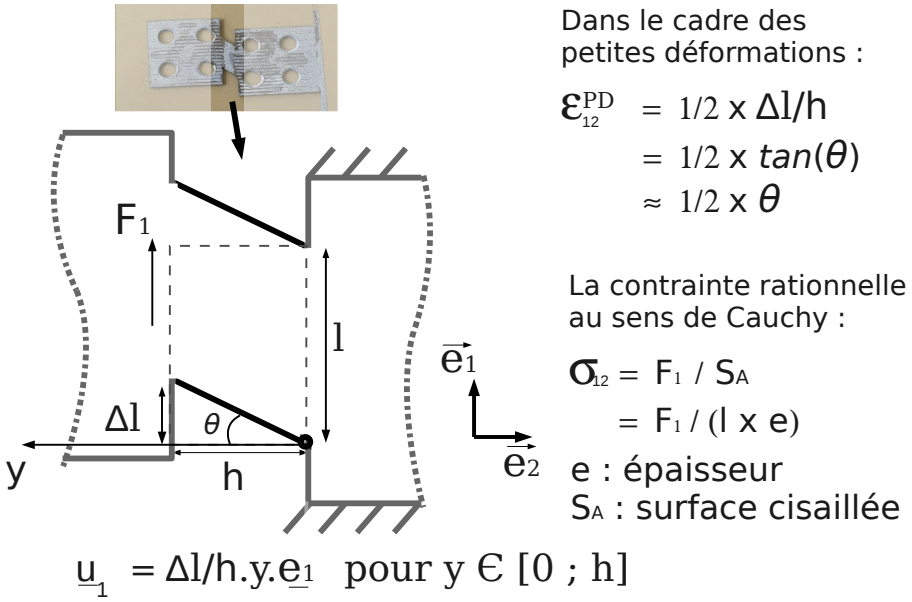


FIGURE 3.2: Schéma de principe de l'essai de cisaillement et présentation des quantités d'intérêt

différentes conditions sont résumées dans le tableau 3.1. Les résultats de la littérature (Robinet, 1995; Geyer, 1999; Doan, 2009; Murty et Charit, 2006) montrent qu'entre 20 et 600°C, l'anisotropie du comportement mécanique dans le domaine plastique est d'autant plus exacerbée que la température est basse. Afin de se placer dans les conditions pour lesquelles le matériau présente la plus forte dépendance à la direction de sollicitation, les essais sont réalisés à 20 et 250 °C. Ces températures sont en dehors de la gamme RIA, mais permettent la validation de la méthodologie pour les conditions d'anisotropie les plus sévères. Après validation, la méthodologie pourra être appliquée lors de prochaines études pour des températures plus élevées. Dans cette perspective, un essai complémentaire est réalisé à 450°C. D'autre part, plusieurs vitesses de déformation sont exploitées, ce qui permet de caractériser le comportement visco–plastique du matériau.

Les résultats de la littérature (Geyer, 1999; Robinet, 1995) montrent que la contrainte d'écoulement peut se décomposer en une composante isotrope et une composante cinématique. Or, pour baser l'identification de ces deux grandeurs sur des données physiques, il est nécessaire de disposer d'un essai avec changement de la direction de chargement (inversion). La finesse des tôles ne permet pas la réalisation d'essais cycliques de traction/compression classiquement associés à ces problématiques. En effet, lors de la compression, le flambement de l'éprouvette serait inévitable. Le choix s'est donc porté sur des essais de cisaillement cyclique plus adaptés à la géométrie des tôles. Le schéma de principe de l'essai est proposé sur la figure 3.2. L'interprétation des mesures permet de caractériser la relation contrainte-déformation dans la direction 12 (les notations concernant les directions de l'essai sont illustrées sur la figure 3.1 (b.)). La sollicitation en cisaillement a été très peu étudiée pour les alliages de zirconium, et pourtant les données extraites permettront de contraindre efficacement l'identification du modèle. Ces données, comme nous le verrons, se révèleront notamment indispensables pour calibrer les paramètres à l'initiation de l'anisotropie plastique. Les essais sont réalisés à 20 °C pour une vitesse de déformation initiale d'environ $\dot{\varepsilon}_{12} = 4.10^{-4}\ s^{-1}$ et pour des éprouvettes prélevées dans les cinq directions définies sur la figure 3.1.

3.1.1 Techniques expérimentales

3.1.1.1 Essais de traction

Géométrie des éprouvettes

L'éprouvette de traction est prélevée dans la tôle par électroérosion. Il s'agit d'une éprouvette plate à double congés schématisée sur la figure 3.3. Cette éprouvette présente de petites côtes en comparaison d'éprouvettes plus conventionnelles, ce qui rend possible son

utilisation lors d'essais de traction à l'intérieur d'un MEB. Il s'agit d'un design déjà éprouvé pour les applications de micro-mécanique au sein d'EDF.

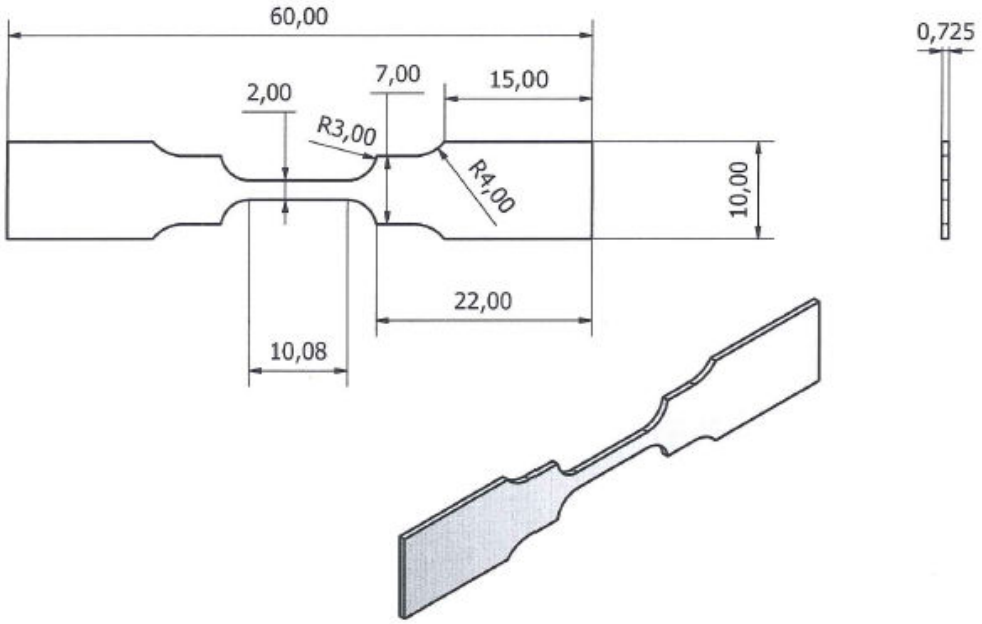


FIGURE 3.3: Plan de l'éprouvette plate de traction uniaxiale

Dispositif

Les essais de traction ont été réalisés au Centre des Matériaux de l'École des Mines de Paris sur une machine de traction MTS^{TM} équipée d'une cellule de charge de 2,5 kN. L'incertitude absolue de mesure $\Delta_u(\sigma_{11}^n)$ sur la contrainte conventionnelle de traction σ_{11}^n est calculée à partir des données constructeur du capteur de force (incertitude relative de 0,1% sur la gamme de validité de la cellule, soit 2,5 kN). Rapporté à la section efficace initiale de l'éprouvette elle vaut donc 1,7 MPa.

$$\Delta_u(\sigma_{11}^n) = 0,001 \times 2500/(2 \times 0,725) = 1,7 MPa \tag{3.1}$$

Les têtes d'éprouvettes sont maintenues dans des coquilles réalisées en inconel, usinées spécifiquement pour cette géométrie et qui peuvent être utilisées à hautes températures. Ce système de fixation permet d'éviter le glissement des têtes d'éprouvette souvent observé avec l'utilisation des mors auto-serrant. Le déplacement de la traverse est assuré par un système servo-hydraulique dont la vitesse peut atteindre 300 mm/min. Les données accessibles sont la force mesurée par la cellule de charge, le déplacement de la traverse et le temps. En outre, les déformations sont mesurées par corrélation d'image. En moyenne, 200 instants sont captés par essai et suffisent à décrire finement la courbe contrainte-déformation.

Four et thermocouples

Pour les essais à 250 et 450°C, l'éprouvette est chauffée par un four à lampes disposé autour des lignes d'amarrage comme illustré sur la figure 3.4. L'enceinte du four est ajourée ce qui permet de visualiser la partie utile de l'éprouvette et donc de suivre les déformations par CIN. Le four est piloté manuellement en puissance par l'intermédiaire d'un régulateur de marque Eurotherm™. La température est contrôlée à partir de trois thermocouples Chromel-Alumel, soudés sur les têtes haute et basse de l'éprouvette, ainsi qu'au centre de la longueur utile. Avant le début d'un essai, on augmente la puissance par palier afin d'atteindre la température de consigne, puis celle-ci est figée lors de l'essai proprement dit. L'asservissement automatique en température n'est pas utilisable en raison des variations continues de puissance de chauffage, et donc de luminosité générée, qui perturbent la corrélation d'image. La température en surface de l'éprouvette est mesurée via trois thermocouples soudés sur les têtes basse (TC bas) et haute (TC haut) ainsi qu'au centre (TC milieu) de la partie utile tel qu'illustré sur la figure 3.5 (a.). En contrepartie, le pilotage en puissance présente un inconvénient majeur pour les essais lents à V4. À puissance constante, la température augmente de 20°C entre le début et la fin de l'essai comme illustré sur la figure 3.5 (b.). D'autre part, le gradient thermique sur la partie utile qui mesure 10,1 mm est typiquement de l'ordre de 20°C à un instant donné quelle que soit la vitesse de déformation. Le comportement du Zircaloy-4 recristallisé dépend de la température (cf. § 2.2.1.4). Aussi, ces gradients de températures dans la partie utile de l'éprouvette peuvent avoir une influence sur le comportement et être à l'origine d'une erreur de mesure de la contrainte par rapport au cas idéal où la température de consigne serait parfaitement homogène dans la zone utile et constante au cours du chargement. L'erreur de mesure sur la contrainte rationnelle σ_{11} à 250°C induit par ce gradient thermique est évaluée à partir de la différence de contrainte mesurée entre les essais de traction à 20 et 250°C. L'évolution de la contrainte avec la température est considérée linéaire.

$$\Delta_u(\sigma_{11}^{T1}) = \frac{(Rp_{T0}^{10} - Rp_{T1}^{10})}{(T1 - T0)} \Delta_u(T_{mesure}) \quad [MPa] \tag{3.2}$$

Avec une incertitude absolue sur la mesure de température de l'ordre de $\Delta_u(T_{mesure}^{V0}) = \Delta_u(T_{mesure}^{V1}) = 5$°C et $\Delta_u(T_{mesure}^{V4}) = 10$°C. Rp^{10} correspond à la contrainte d'écoulement en traction σ_{11} mesurée à 10 % de déformation plastique. Les comparaisons sont effectuées à 10 % de déformation plastique car les écarts absolus de contrainte entre deux températures sont plus élevées à plus haut niveau de déformation. L'évaluation de l'erreur est ainsi plus conservative qu'à plus faible niveau de déformation. L'erreur absolue de mesure sur la contrainte résultant des gradients de température est évaluée à 5 MPa à V1 et V0 et 10 MPa à V4.

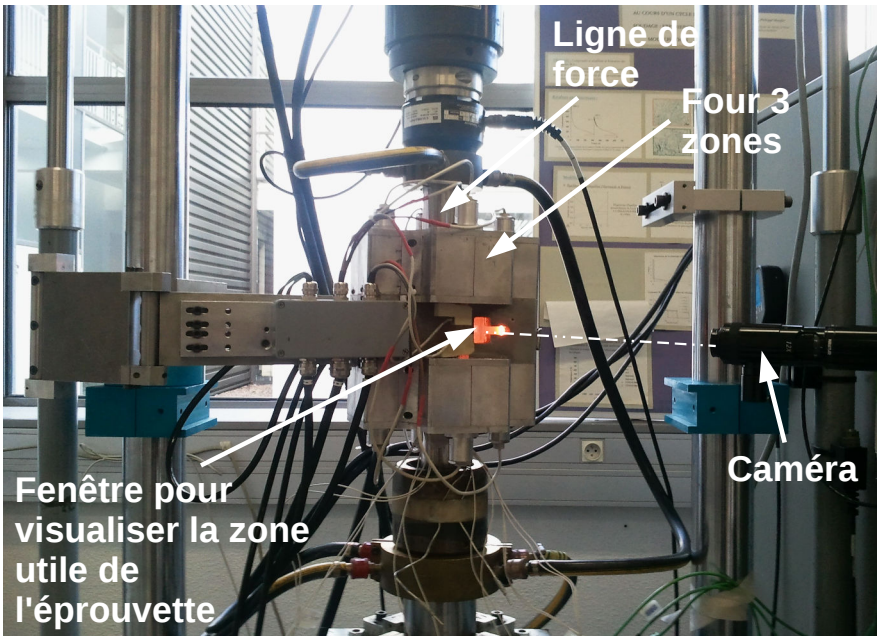
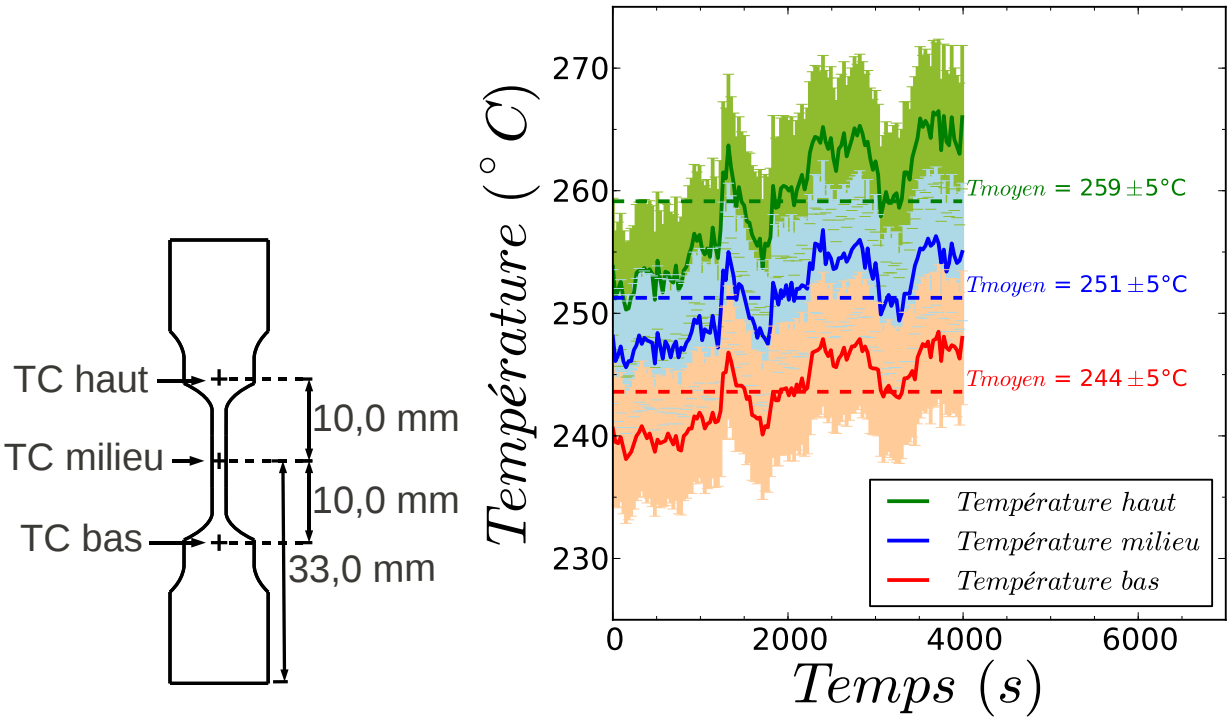


FIGURE 3.4: Photo du dispositif d'essais de traction à haute température



(a.) (b.)

FIGURE 3.5: (a.) Position des trois thermocouples TC haut, TC milieu et TC bas sur l'éprouvette de traction (b.) Évolution typique de la température au cours d'un essai à 250°C et $10^{-4}s^{-1}$

3.1.1.2 Essais de cisaillement

Géométrie des éprouvettes

L'éprouvette de cisaillement est prélevée dans la tôle par électro-érosion. Il s'agit d'une éprouvette plate schématisée sur la figure 3.6. Pour définir la géométrie finale de la partie utile plusieurs tests ont été réalisés pour différents designs. Les dimensions des entailles finales ont été choisies pour obtenir une zone utile déformée la plus homogène possible. Un complément concernant le choix de la géométrie de l'éprouvette de cisaillement est apporté dans l'annexe B.

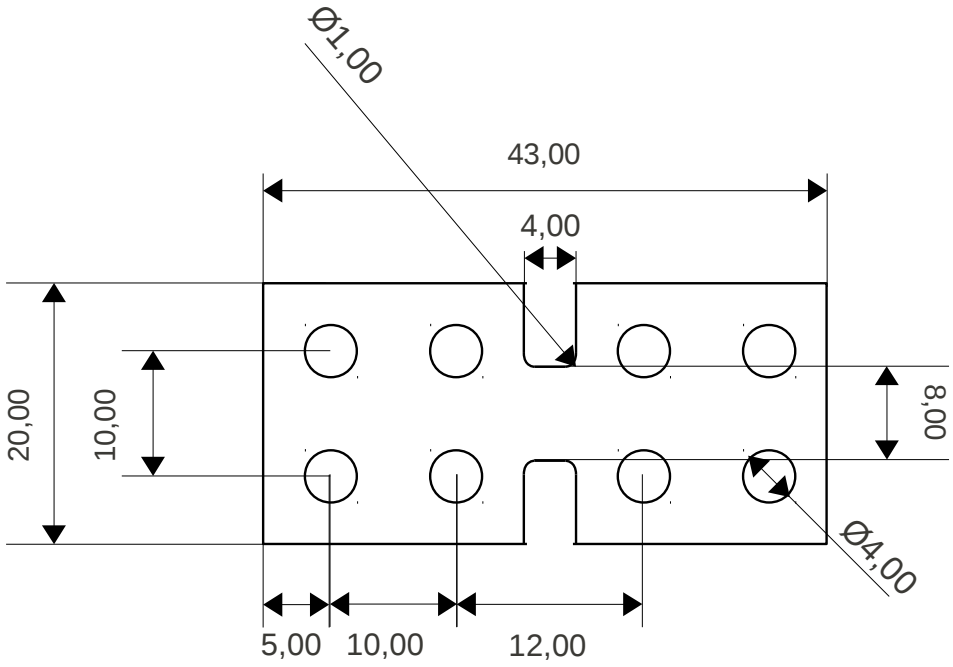


Figure 3.6: Schéma de l'éprouvette plate de cisaillement d'épaisseur 0,725 mm

Dispositif

Les essais de cisaillement ont été réalisés au Centre des Matériaux de l'École des Mines de Paris sur une machine Instron^{TM}. Le montage développé par Melchior Simon-Perret et présenté sur la figure 3.7 comprend un mors supérieur mobile selon la verticale, et un mors encastré. Le déplacement de la traverse qui impose le mouvement du mors supérieur est assuré par un asservissement électrique. Deux limes sont collées au recto et verso des deux têtes d'éprouvettes afin de limiter tout mouvement relatif lié au glissement de têtes dans les mors de la machine. L'ensemble limes-tête est fixé au mors par l'intermédiaire de 4 vis de serrage. La vitesse de déplacement imposée à la traverse $\dot{u}_1$ est de 0,0033 mm/s et l'amplitude

des cycles est de +/- 0,3 mm ou de +/- 0,6 mm selon l'essai. Pour les directions L, T et D, les deux amplitudes ont été testées. En revanche, pour la direction D1, seul l'essai de plus grande amplitude a été réalisé. Un programme Labview^{TM}, permet de récupérer la force mesurée par la cellule de 10 kN et le déplacement de la traverse mesuré par un capteur LVDT. L'incertitude absolue $\Delta_u(\sigma_{12})$ de mesure sur la contrainte de Cauchy de cisaillement σ_{12} est calculée à partir des données constructeur du capteur de force (incertitude relative de 0,1% sur la gamme de validité de la cellule, soit 10 kN). Rapportée à la section efficace initiale de l'éprouvette elle vaut donc 1,7 MPa.

$$\Delta_u(\sigma_{12}) = 0,001 \times 10000/(8 \times 0,725) = 1,7\,MPa \tag{3.3}$$

L'utilisation combinée des limes, des vis de serrage et de la colle assure un maintien acceptable de l'éprouvette. Le glissement résiduel de l'éprouvette est négligeable. En revanche, un jeu non reproductible d'un essai à l'autre lié au montage, et généralement sensible au sens de sollicitation, subsiste. Par conséquent les cycles sont souvent asymétriques. Comme pour les essais de traction les déformations sont mesurées par corrélation d'image numérique avec une vitesse d'acquisition d'une image par seconde.

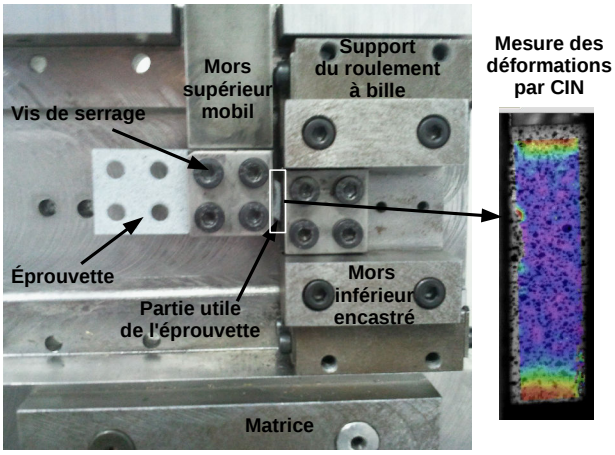


FIGURE 3.7: Photographie du montage de cisaillement prise en fin d'un essai de réglage

3.1.1.3 Corrélation d'Image Numérique

La technique de corrélation d'image consiste à mesurer des champs de déplacement à la surface d'éprouvettes ou de structures sous sollicitations mécaniques à partir d'images acquises à différents stades du chargement. La texture de l'image de la surface de l'éprouvette, ici constituée par un mouchetis, correspond à un marquage qui se meut et se déforme comme le matériau. Ainsi, c'est la mesure quantitative de la transformation spatiale et temporelle de ce marquage vis à vis du marquage de référence (non déformé) qui est la base de la corrélation d'image pour aboutir à la caractérisation du champ de déplacement surfacique. À partir du

champ de déplacement, il est alors aisé de remonter au champ de déformation recherché par dérivation d'une base de mesure locale. Le dispositif expérimental dédié à l'acquisition des images, ainsi que les caractéristiques liées au traitement numérique sont brièvement décrits dans la suite.

Dispositif

Une caméra posée sur trépied est utilisée pour la capture des images. Il s'agit soit d'une caméra classique avec capteur CCD (modèle Navitar) pour les essais lents (essais de traction à $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\ s^{-1}$ et essais de cisaillement) soit d'une caméra rapide (modèle Phantom) pour les essais à plus grande vitesse de déformation (essais de traction à 1 et $10^{-1}\ s^{-1}$). La définition finale de l'image diffère selon la caméra utilisée et le type d'essais réalisé.

- Pour les essais de traction à V4, la définition est en moyenne de 300x2000 pixels et la taille du pixel associé est d'environ 0,005x0,005 mm
- Pour les essais de traction à V1 et V0, la définition est en moyenne de 150x1000 pixels et la taille du pixel associé est d'environ 0,01x0,01 mm
- Pour les essais de cisaillement cyclique, la définition est en moyenne de 200x700 pixels et la taille du pixel associé est d'environ 0,006x0,006 mm

Le capteur CCD de la caméra classique est relié à une carte d'acquisition N-DAQ (National Instruments), elle-même reliée à un ordinateur portable contenant le logiciel d'acquisition AGNES développé au LMS Ecole Polytechnique. Ce logiciel permet de capturer jusqu'à 10 images/s. Dans le cas des essais rapides, la caméra utilisée possède une unité indépendante de stockage de grande capacité et peut capturer jusqu'à 70000 images/s. La surface de l'éprouvette est éclairée par deux lampes dans le cas des essais à température ambiante, tandis qu'à haute température, la luminosité du four suffit.

Marquage des éprouvettes

Pour réaliser la CIN, la surface des éprouvettes doit être marquée aléatoirement. Un mouchetis noir sur fond clair est déposé par l'intermédiaire d'aérosols de peinture sur la partie utile des éprouvettes.

Traitement des images

La région d'intérêt (Région Of Interest, ROI) de l'image sur laquelle est réalisée la CIN est découpée en zones élémentaires carrées appelées imagettes ou Zone Of Interest (ZOI). C'est la mesure de similitude, via un coefficient de corrélation (Cf. annexe E), de ces imagettes entre l'image de référence et l'image déformée qui permet de caractériser le champ de déplacement sur la ROI. La longueur caractéristique et le pas de l'imagette sont respectivement fixés à 30 et 5 pixels. L'imagette est plutôt grossière, car le but ici n'est pas de capter les hétérogénéités locales mais d'accéder aux grandeurs macroscopiques afin d'établir les paramètres de la loi de comportement du Volume Elémentaire Représentatif

(VER). Les déplacements u recherchés dans la direction 1 et 2, pour l'imagette im au cours du chargement sont représentés par un polynôme d'ordre 1 :

$$u_1^{im}(X_1,X_2) = U_0^{im} + U_1^{im}X_1 + U_2^{im}X_2 \tag{3.4}$$

$$et \;\; u_2^{im}(X_1,X_2) = V_0^{im} + V_1^{im}X_1 + V_2^{im}X_2, \tag{3.5}$$

$$Avec \;\; im = \{1,...,im,...,N_{im}\}.$$

Où, (X_1,X_2) sont les coordonnées cartésiennes, U_k^{im} et V_k^{im} pour $k = \{0,1,2\}$ sont des scalaires à optimiser pour minimiser le coefficient de corrélation et N_{im} est le nombre total d'imagettes. La résolution spatiale de la base de mesure (l'imagette) qui correspond à la plus petite variation de position qui produit une variation perceptible de la mesure est évaluée à 0,15 et 0,30 mm respectivement pour les essais de traction avec caméra classique et rapide. Pour les essais de cisaillement elle est de l'ordre de 0,18 mm. D'autre part une mesure expérimentale de CIN, réalisée dans le cas de translation de corps rigide de la partie utile de l'éprouvette dans les directions 1 et 2, a permis d'évaluer l'incertitude sur le résultat des déformations à +/- 0,002 pour les essais de traction et de cisaillement. De plus amples informations concernant la CIN sont disponibles en annexe E.

3.1.2 Déformations et contraintes considérées

Hypothèses considérées

Les trois hypothèses considérées pour l'interprétation des résultats sont les suivantes.

- (1) Le matériau est incompressible dans le domaine plastique (Allais **et al.**, 1995) :

$$V_0 = V_A \tag{3.6}$$

  Avec V_0 le volume initial et V_A le volume actualisé.
- (2) L'hypothèse des petites déformations est applicable tant que les déformations sont inférieures à 10%. Le tenseur des déformations linéarisé peut être utilisé :

$$\varepsilon_{ij}^{PD} = \frac{1}{2}(\frac{\partial u_i}{\partial X_j} + \frac{\partial u_j}{\partial X_i}) \tag{3.7}$$

- (3) La tôle présente une symétrie orthotrope.

Des hypothèses (1) et (2) découle la relation qui sera appliquée dans de nombreux cas

$$\varepsilon_{11}^{PDp} + \varepsilon_{22}^{PDp} + \varepsilon_{33}^{PDp} = 0 \tag{3.8}$$

$\underline{\underline{\varepsilon}}^{PDp}$ est le tenseur des petites déformations plastiques.

Déformations de Green-Lagrange

Les déformations extraites du tenseur des déformations $\underline{\underline{\varepsilon}}$ de Green-Lagrange sont utilisées pour interpréter les résultats.

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = 1/2(\underline{\underline{\lambda}} - \underline{\underline{I}}) \tag{3.9}$$

Avec $\underline{\underline{\lambda}}$ le tenseur des dilatations et $\underline{\underline{I}}$ est l'identité pour les tenseurs du second ordre. En écriture indicielle on obtient

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}(\frac{\partial u_i}{\partial X_j} + \frac{\partial u_j}{\partial X_i} + \frac{\partial u_k}{\partial X_i}\frac{\partial u_k}{\partial X_j}) \tag{3.10}$$

Les déformations sont directement calculées par le logiciel de CIN Vic2D (cf. annexe E). La relation précédente est appliquée aux déplacements de chaque imagette (équations 3.4 et 3.5). Ce qui permet d'accéder aux composantes des déformations de Green-Lagrange :

$$\varepsilon_{11}^{im} = U_1^{im} + 1/2(U_1^{im^2} + V_1^{im^2}) \tag{3.11}$$

$$\varepsilon_{22}^{im} = V_1^{im} + 1/2(U_2^{im^2} + V_2^{im^2}) \tag{3.12}$$

$$\varepsilon_{12}^{im} = 1/2(U_2^{im} + V_1^{im} + U_2^{im}V_1^{im} + U_1^{im}V_2^{im}) \tag{3.13}$$

Pour obtenir une déformation macroscopique, le champ de déformation discret est moyenné sur toute la région d'intérêt.

$$\varepsilon_{ij} = \left\{ \int_{ROI} \left(\left[\int_{ZOI} \varepsilon_{ij}^{im} dS \right] / S_{ZOI} \right) dS \right\} / S_{ROI} \tag{3.14}$$

La jauge virtuelle sur laquelle sont moyennées les déformations expérimentales obtenues par CIN est :

- de 1,5 mm (direction 2 dans le repère essai) ×10 mm (direction 1 dans le repère essai) pour les essais de traction ;
- de 1,5 mm (direction 2 dans le repère essai) ×1,5 mm (direction 2 dans le repère essai) pour les essais de cisaillement (cf. annexe B).

Contraintes rationnelles de Cauchy

Dans la suite du document la contrainte utilisée pour interpréter les résultats est la contrainte du tenseur de Cauchy $\underline{\underline{\sigma}}$ exprimée dans un repère orthonormé $(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$.

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix}_{(1,2,3)} \tag{3.15}$$

Dans le cas de la traction uniaxiale, le repère de l'essai est présenté sur la figure 3.1 (c.), seule σ_{11} est non nulle.

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \tag{3.16}$$

Cette contrainte peut être calculée en fonction de la force appliquée F_1 et de la section effective actualisée S_A associée.

$$\sigma_{11} = \frac{F_1}{S_A} \ \ avec \ \ S_A = e_A \times l_A \tag{3.17}$$

e_A est l'épaisseur actualisée et l_A est la largeur actualisée de la partie utile de l'éprouvette. En considérant les hypothèses (1) 3.6 et (2) 3.7, la relation peut être développée et s'écrire en fonction de la section efficace initiale S_0 et de la déformation ε_{11}. En effet, l'incompressibilité se traduit par $S_0.L_0 = S_A.L_A$, où L_A est la longueur utile actualisée de l'éprouvette et L_0 sa valeur initiale. D'où, $\frac{1}{S_A} = \frac{1}{S_0}\frac{L_A}{L_0} = \frac{1}{S_0}(\frac{L_A - L_0}{L_0} + 1).\frac{L_A - L_0}{L_0}$ est l'allongement unitaire dans la direction de traction. $\frac{L_A - L_0}{L_0} = \lambda_{11} - 1$ avec λ_{11} la dilatation dans la direction de traction. λ_{11} peut s'exprimer en fonction de la valeur principale ε_1 de la déformation de Green-Lagrange telle que :

$$\lambda_{11} = 1 + \varepsilon_{11}^{PD} = \sqrt{2\varepsilon_1 + 1}\,. \tag{3.18}$$

La contrainte de Cauchy relative à l'essai de traction peut donc être calculée à partir de la valeur principale du tenseur de Cauchy

$$\sigma_{11} = \frac{F_1}{S_0}(1 + \frac{L_A - L_0}{L_0}) = \frac{F_1}{S_0}(1 + \varepsilon_{11}^{PD}) = \frac{F_1}{S_0}\sqrt{2\varepsilon_1 + 1}\,. \tag{3.19}$$

Dans le cas du cisaillement pur cyclique, le repère de l'essai est présenté sur la figure 3.1 (c.), seule σ_{12} est non nulle.

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} 0 & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \tag{3.20}$$

D'autre part comme $S_A = S_0$ au cours de l'essai pour ce mode de sollicitation, alors la relation peut s'écrire directement :

$$\sigma_{12} = F_1/S_0 \ \ avec \ \ S_0 = e \times l \tag{3.21}$$

e est l'épaisseur de la partie utile de l'éprouvette à tout instant et l est la largeur de la partie utile de l'éprouvette à tout instant (illustration figure 3.2).

Les coefficients de Lankford

Pour les essais de traction, le coefficient de Lankford Lk et le rapport des déformations plastiques Lk^p seront utilisés pour caractériser l'anisotropie plastique du matériau.

$$Lk = \varepsilon_{33}^{PDp}/\varepsilon_{22}^{PDp} \tag{3.22}$$

$$Lk^p = \varepsilon_{22}^{PDp} / \varepsilon_{11}^{PDp} \tag{3.23}$$

Cependant la déformation ε_{33}^{PDp} n'est pas mesurée car l'épaisseur de la tôle est trop faible. Néanmoins en considérant les hypothèses (1) 3.6 et (2) 3.7, la déformation dans l'épaisseur peut être calculée à partir des déformations dans les deux autres directions principales.

$$\varepsilon_{33}^{PDp} = -\varepsilon_{11}^{PDp} - \varepsilon_{22}^{PDp} \tag{3.24}$$

Le coefficient de Lankford Lk est alors calculable à partir des petites déformations mesurées.

$$Lk = (-\varepsilon_{11}^{PDp} - \varepsilon_{22}^{PDp}) / \varepsilon_{22}^{PDp} \tag{3.25}$$

Lk et Lk^p sont interdépendants.

Bien que ces rapports soient souvent utilisés pour décrire l'anisotropie de comportement, ils sont généralement entachés de très grandes erreurs (ratio de deux petites quantités). L'incertitude de mesure sur ces rapports est d'ailleurs d'autant plus importante que les déformations plastiques sont faibles. C'est pourquoi, les coefficients Lk et Lk^p seront donnés à titre indicatif afin d'analyser le comportement mécanique en traction. En revanche dans les chapitres 4 et 5 liés à l'identification du modèle numérique, on préfèrera manipuler chaque composantes du tenseur de déformation de Green-Lagrange (ε_{11}^p et ε_{22}^p) séparément.

3.2 Résultats

3.2.1 Essais de traction : caractérisation de l'anisotropie

Les courbes contrainte-déformation des essais de traction à 20°C et $1s^{-1}$ sont présentées sur la figure 3.8 (a.). La dernière valeur enregistrée ne correspond pas à la rupture, mais à la fin de l'exploitation de la CIN. Après une déformation conséquente de plusieurs pourcents on assiste à une localisation, comme illustré sur la figure 3.8 (b.), qui est à l'origine de la ruine du mouchetis de peinture sur la surface des éprouvettes et ne permet plus la fiabilité des mesures. Dans le cadre de cette étude, le manque de données liées à la rupture ne constitue pas un problème puisque c'est le comportement avant localisation et endommagement qui est étudié.
La dépendance du comportement vis à vis de la direction de sollicitation est au cœur des enjeux de ces travaux. Un premier constat rapide à partir des courbes de la figure 3.8 (a.) permet d'établir que :

- les pentes élastiques relatives aux cinq directions sollicitées sont quasiment confondues ;
- la contrainte d'entrée en plasticité évolue avec la direction de sollicitation (cf. figure 3.9 (b.)) ;

– l'écrouissage est différent en fonction de la direction de sollicitation (cf. figure 3.9 (a.)).

L'anisotropie associée au comportement élastique semble peu significative tandis que l'anisotropie liée au comportement plastique est au contraire marquée. Ces tendances très générales sont également observées pour les différentes vitesses et températures exploitées. Par souci de simplification, seuls les essais à V0, vitesse la plus proche des conditions RIA, seront détaillés dans un premier temps. Dans un second temps, l'influence de la vitesse et de la température sur le comportement sera présentée. L'analyse sera alors poussée pour définir dans quelle mesure l'anisotropie est modifiée.

3.2.1.1 Élasticité

Le module de Young E et le coefficient de Poisson ν sont mesurés à partir des courbes contrainte-déformation. Les déformations sont très faibles ce qui génère des incertitudes de mesure trop importantes (résolution de la CIN de l'ordre de 0,002) pour comparer les caractéristiques élastiques dans les différentes directions de sollicitation. Néanmoins, l'ordre de grandeur moyen sur toutes les directions est de 110 GPa pour E et de 0,36 pour ν comme illustré sur les figures 3.10 (a.) et (b.). Dans la littérature, de nombreux auteurs ont réalisé des mesures de module d'élasticité pour différentes températures à partir de méthodes dynamiques bien plus précises (Northwood **et al.**, 1977b). Les résultats à 20°C montrent que E est compris entre 94 et 103 GPa tandis que ν est de l'ordre de 0,36. Finalement, les quantités mesurées sont cohérentes avec les résultats de la littérature.

3.2.1.2 Anisotropie d'entrée en plasticité

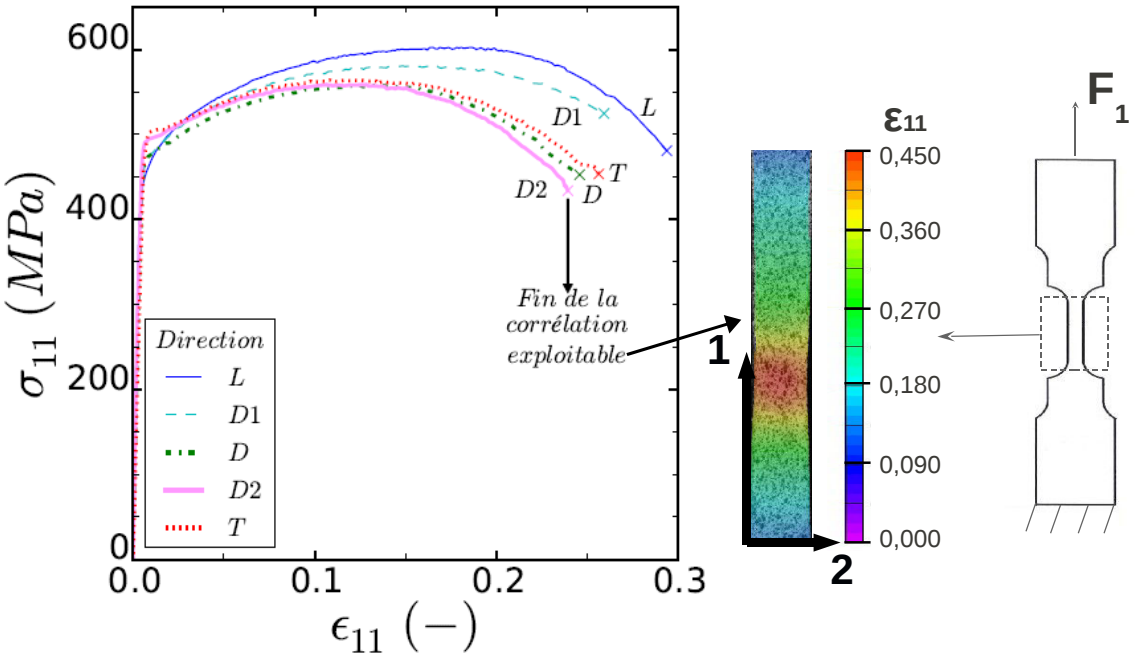
Dans le cadre d'un mode de chargement uniaxial en traction suivant la direction 1, deux types d'anisotropie interdépendante sont considérés.

– L'anisotropie dite "de contrainte". Il s'agit de la dépendance de la contrainte σ_{11} à la direction de prélèvement pour un niveau de déformation ε_{11} donné.
– L'anisotropie dite "de déformation". Il s'agit de la dépendance des déformations ε_{22} et ε_{33} à la direction de prélèvement pour un niveau de déformation ε_{11} donnée.

Anisotropie de contrainte

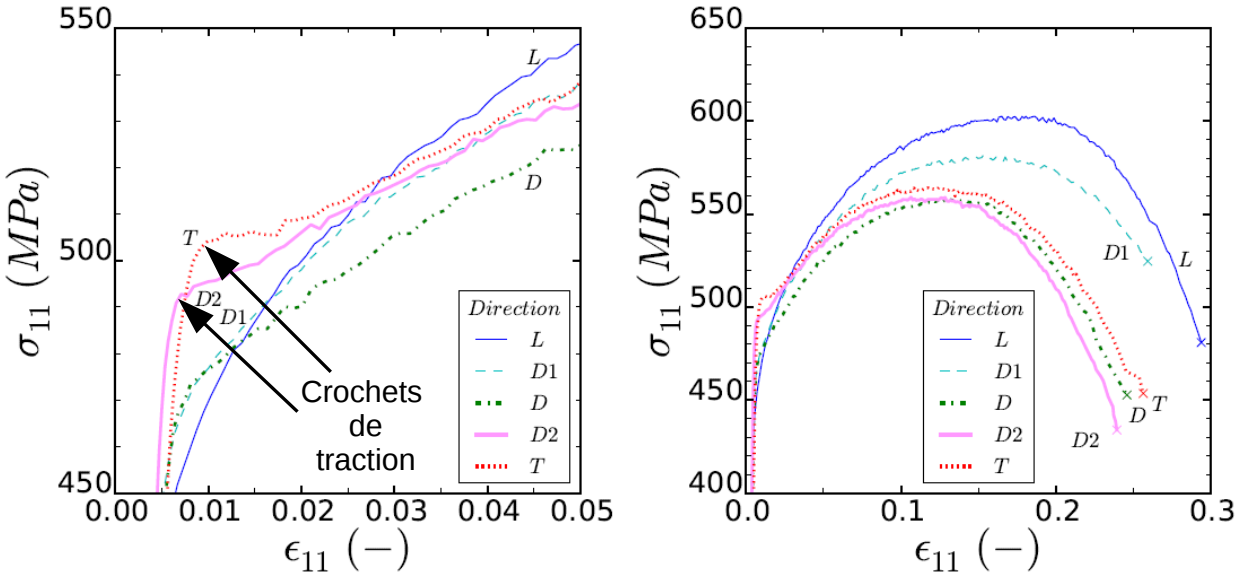
L'entrée en plasticité est caractérisée par la contrainte d'écoulement mesurée à 0,2% de déformation plastique et notée $Rp^{0,2}$. La dépendance du $Rp^{0,2}$ à la direction de prélèvement est présentée sur la figure 3.11. Une tendance majeure se dégage clairement : le $Rp^{0,2}$ est minimum dans la direction L (angle de sollicitation = 0° par rapport à la direction de laminage) et augmente progressivement avec l'angle de sollicitation pour atteindre son maximum dans la direction T (angle de sollicitation = 90°).

$$Rp_L^{0,2} < Rp_{D1}^{0,2} < Rp_D^{0,2} < Rp_{D2}^{0,2} < Rp_T^{0,2} \tag{3.26}$$



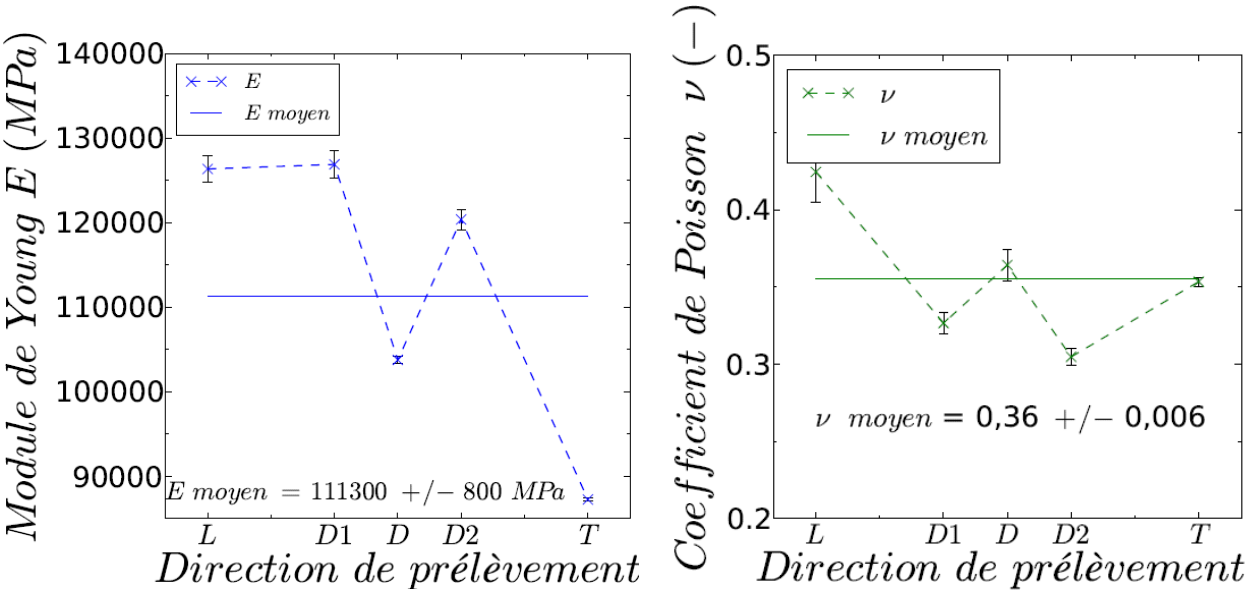
(a.) (b.)

FIGURE 3.8: (a.) Influence de la direction de prélèvement sur la courbe contrainte déformation pour les essais de traction uniaxiale sur éprouvette plate à vitesse imposée de $1s^{-1}$ réalisés à 20°C (b.) Résultat de corrélation d'image sur la partie utile de l'éprouvette : exemple présentant une localisation



(a.) (b.)

FIGURE 3.9: Anisotropie de contrainte pour une sollicitation en traction à $\dot{\epsilon}_{11} = 1s^{-1}$ et 20°C : zoom (a.) sur l'entrée en plasticité (b.) sur l'écrouissage



(a.) (b.)

FIGURE 3.10: (a.) Module de Young E et (b.) Coefficient de poisson ν en fonction de la direction de prélèvement pour une sollicitation en traction à $\dot{\varepsilon}_{11} = 1s^{-1}$ et 20°C

Avec,

$$Rp_T^{0,2} - Rp_L^{0,2} = 0,11 \times Rp_L^{0,2} = 51MPa \tag{3.27}$$

L'évolution entre L et T est monotone mais non-linéaire.
L'écart de contrainte entre les directions L et T est de 51 MPa, ce qui représente 11% du $Rp^{0,2}$ dans la direction L (cf. tableau 3.4).

D'autre part, en début de plasticité, la perte de linéarité de la courbe contrainte-déformation est d'autant plus marquée que la direction est proche de T (cf. figure 3.9 (a.)). Les directions D1 et T se distinguent par la présence d'un crochet de traction. Ce phénomène est communément observé par les auteurs de la littérature pour les alliages de zirconium. Il est souvent associé à l'interaction entre les dislocations et les atomes d'oxygène situés en site interstitiel (Ruano et Elssner, 1987; Grange, 1998). Dans le cas d'un unique système de glissement activé, (hypothèse vraisemblable puisqu'en début de plasticité seul le glissement prismatique est observé quelle que soit la direction de sollicitation donnée), l'orientation du plan de glissement du système par rapport à la contrainte appliquée associée et la répartition des atomes d'oxygène dans le plan de glissement peuvent conditionner l'apparition du crochet de traction. Il pourrait néanmoins être associé à d'autres phénomènes typiques des alliages de zirconium tels que le maclage ou l'effet Portevin-Le Chatelier (Graff, 2006). Nous ne nous intéressons pas à l'origine du crochet de traction, ce phénomène renforce toutefois l'anisotropie du comportement mécanique en traction. D'autre part, il faut noter que plus la vitesse de sollicitation est importante, plus ce crochet est marqué et plus il y a de maclage.

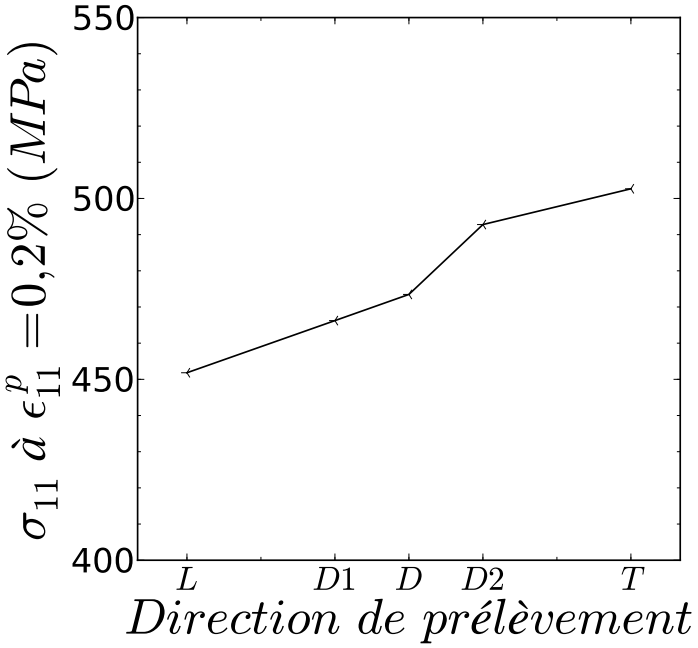


Figure 3.11: Quantification de l'anisotropie de contrainte à l'initiation de la plasticité : contrainte à 0,2% de déformation plastique (ε^p_{11}) lors d'essais de traction à T0 et V0

Anisotropie de déformation

L'anisotropie de déformation est caractérisée par le coefficient Lk^p ($Lk^p = \varepsilon^{PDp}_{22}/\varepsilon^{PDp}_{11}$). Son évolution en fonction de la déformation plastique est présentée sur la figure 3.12. En début de plasticité (à 0,5% de déformation plastique), Lk^p est compris entre -0,72 et -0,86 suivant la direction de sollicitation considérée. En analysant ces résultats nous pouvons remarquer que :

- Considérant les hypothèses (1) 3.6 et (2) 3.7, pour un matériau isotrope, Lk^p vaut -0,5, toute autre valeur est le témoignage expérimental d'une anisotropie de déformation :

$$si \quad Lk^p = -0,5 \quad \equiv \quad \varepsilon^{PDp}_{22} = \varepsilon^{PDp}_{33}; \tag{3.28}$$

$$si \quad Lk^p < -0,5 \quad \equiv \quad \varepsilon^{PDp}_{22} > \varepsilon^{PDp}_{33}; \tag{3.29}$$

$$si \quad Lk^p > -0,5 \quad \equiv \quad \varepsilon^{PDp}_{22} < \varepsilon^{PDp}_{33}. \tag{3.30}$$

  Ici, Lk^p est très inférieure à $-0,5$ quelle que soit la direction. La déformation ε^{PDp}_{33} de la tôle est donc faible par rapport à ε^{PDp}_{11} et ε^{PDp}_{22}. Ce résultat témoigne de la difficulté du matériau à se déformer dans l'épaisseur de la tôle et donc à activer les systèmes de glissement suivant l'axe $< c >$ de la maille cristalline (cf. § 2.2.3).
- Le coefficient évolue avec la direction de sollicitation comme illustré sur la figure 3.12. Selon la tendance générale, il est maximum pour la direction L puis diminue progressivement entre 0 et 90° pour atteindre sa valeur minimum dans la direction

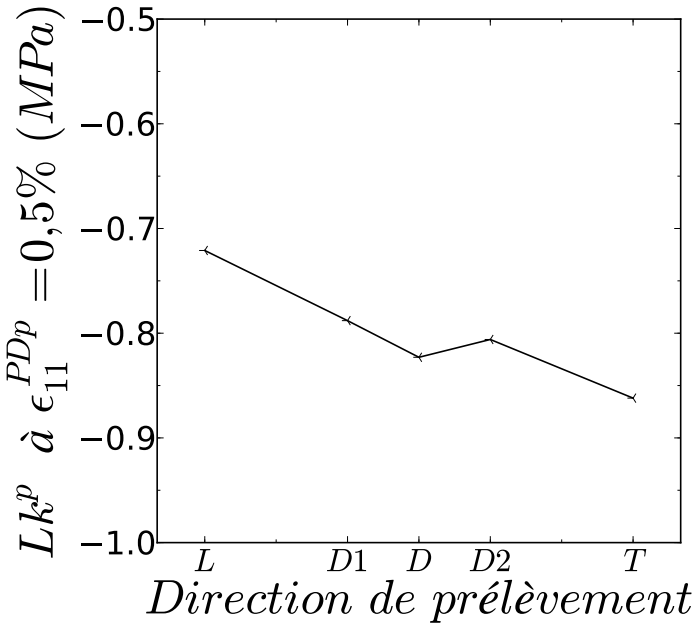


FIGURE 3.12: Évolution de Lk^p à 0,5 % de déformation plastique en fonction de la direction de sollicitation pour un essai de traction à T0 et V0

T.

$$Lk_L^p > Lk_{D1}^p > Lk_D^p > Lk_{D2}^p > Lk_T^p \tag{3.31}$$

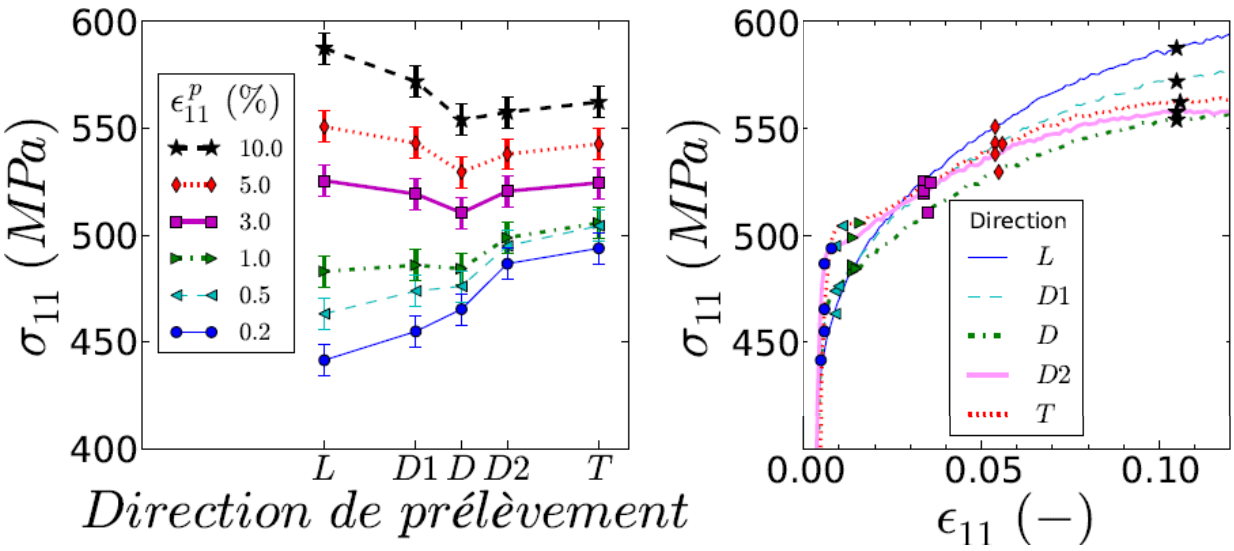
L'évolution entre L et T n'est pas tout à fait monotone et est non-linéaire en fonction de la direction de prélèvement.

L'anisotropie du comportement à l'entrée en plasticité est désormais connue. Néanmoins, les auteurs de la littérature montrent que les mécanismes moteurs de la déformation plastique à l'origine de l'anisotropie évoluent au cours du chargement (Akhtar et Teghtsoonian, 1971; Geyer, 1999). Cette évolution se traduit également à l'échelle macroscopique, par une modification de l'anisotropie au cours de l'écrouissage.

3.2.1.3 Anisotropie d'écrouissage

Anisotropie de contrainte au cours de l'écrouissage

La figure 3.13 montre l'évolution de la contrainte d'écoulement avec la déformation plastique pour les différentes directions de sollicitation. Entre 0,2% et 10% de déformation plastique, la hiérarchie des directions de sollicitation par niveau de contrainte est progressivement inversée. Différents auteurs ont réalisé ce même type de représentation présenté sur la figure 3.14 pour différentes nuances d'alliages de zirconium à 20 °C (Allais **et al.**, 1995; Grange, 1998; Doan, 2009). Les mêmes tendances sont observées. Bien que les niveaux de contraintes soient différents en fonction de l'alliage étudié, la dépendance à la direction de



(a.) (b.)

FIGURE 3.13: Quantification de l'anisotropie plastique de contrainte pour les essais de traction uniaxiale sur éprouvette plate à V0 et T0 (a.) Influence de la direction de sollicitation sur l'écrouissage (b.) Report des valeurs des contraintes sur la courbe contrainte-déformation

sollicitation est la même. À 10% de déformation plastique, la contrainte notée Rp^{10} nécessaire pour déformer le matériau est plus importante dans la direction L que dans la direction T. L'écart est de 24 MPa entre ces deux directions, ce qui correspond à environ 4% du Rp^{10}_L (cf. tableau 3.5).

$$Rp^{10}_L - Rp^{10}_T = 0,042 \times Rp^{10}_L = 24\,MPa \tag{3.32}$$

Cette inversion est la conséquence de l'anisotropie du taux d'écrouissage $d\theta^e = d\sigma_{11}/d\varepsilon^p_{11}$ et de l'anisotropie du $Rp^{0,2}$. Leurs effets sur l'anisotropie de contrainte est antagoniste. La hiérarchie des directions de sollicitation par $d\theta^e$ croissant est globalement conservée durant l'écrouissage.

$$d\theta^e_L \quad > \quad d\theta^e_{D1} \quad > \quad d\theta^e_D \quad > \quad d\theta^e_{D2} \quad > \quad d\theta^e_T \tag{3.33}$$

L'augmentation relative de la contrainte par rapport à l'entrée en plasticité et pour un niveau de déformation plastique donné est toujours maximum dans la direction L et minimum dans la direction T. Cependant, la sévérité de l'anisotropie du $d\theta^e$ évolue avec la déformation plastique (cf. figure 3.15). Deux stades se distinguent.

- **Stade 1** : Le premier régime s'étend de 0 à 2% de déformation plastique. En début de plasticité l'anisotropie est très marquée. Pour illustration, vers 0,2% de déformation plastique, le taux d'écrouissage est 3 fois plus important dans la direction L que dans la direction T. Ce rapport chute ensuite pour atteindre son minimum vers 2 % de déformation plastique. Il est alors de l'ordre de 1,2. La très forte anisotropie en début de plasticité peut incomber en partie au crochet de traction observé uniquement dans

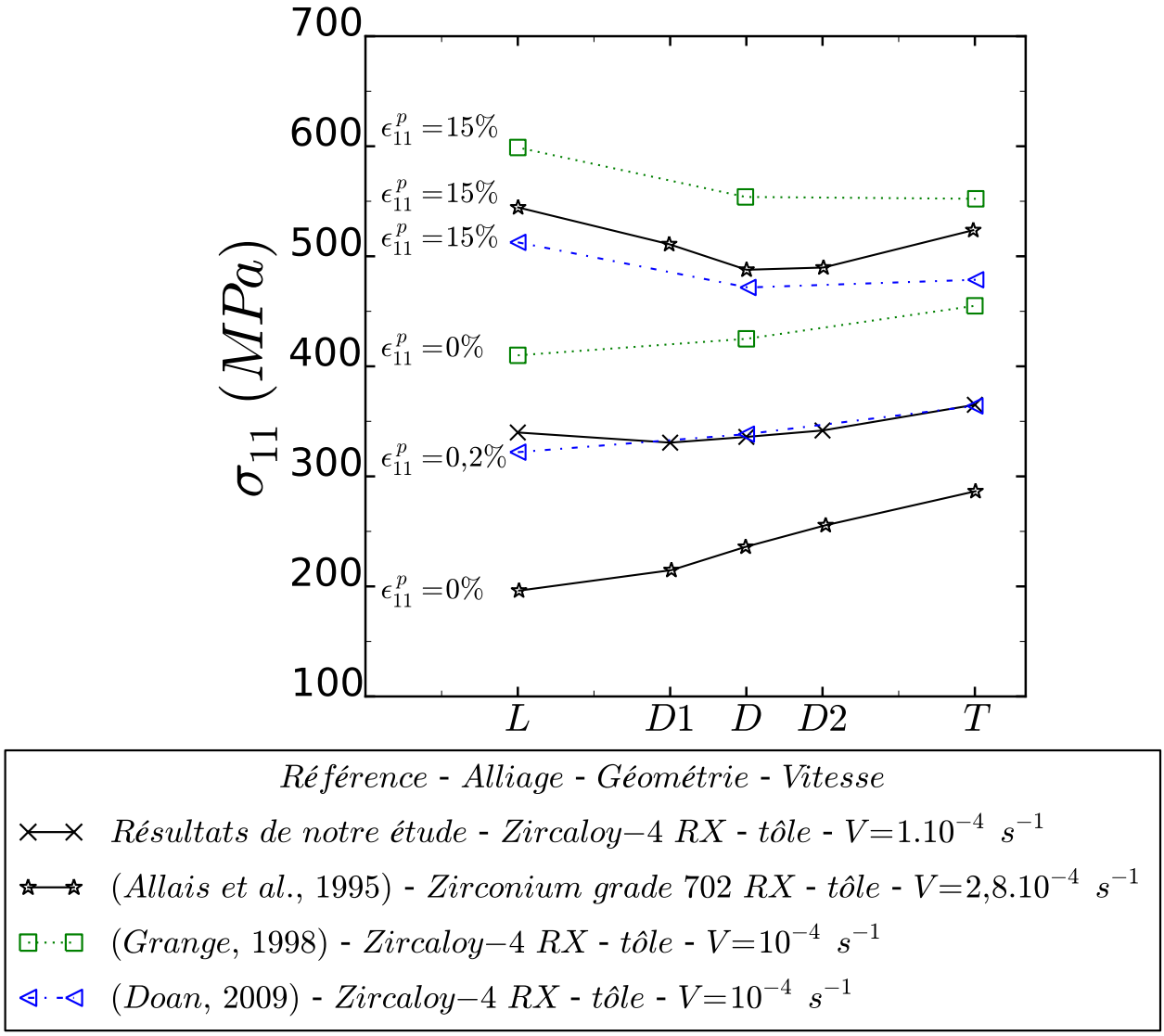


FIGURE 3.14: Évolution de la contrainte d'écoulement avec la direction de sollicitation pour un essai de traction uniaxié à 20°C pour une déformation plastique de 0 et 10 % (Allais **et al.**, 1995; Grange, 1998; Doan, 2009)

les directions T et D2. Ce type de phénomène est à l'origine d'un écrouissage très faible voire négatif.

– **Stade 2** : Au delà de 2% de déformation plastique, le taux d'écrouissage pour toutes les directions diminue régulièrement. La sévérité de l'anisotropie demeure stable dans ce second régime.

En résumé, l'anisotropie de contrainte en fin d'écrouissage résulte au premier ordre de l'anisotropie sur la limite d'élasticité et de l'anisotropie de $d\theta^e$ en début d'écrouissage ($\varepsilon^p_{11} <$ 2%). Au delà de 2% de déformation plastique $d\theta^e$ présente une évolution isotrope.

Á 10% de déformation plastique, l'évolution de la contrainte en fonction de la direction de

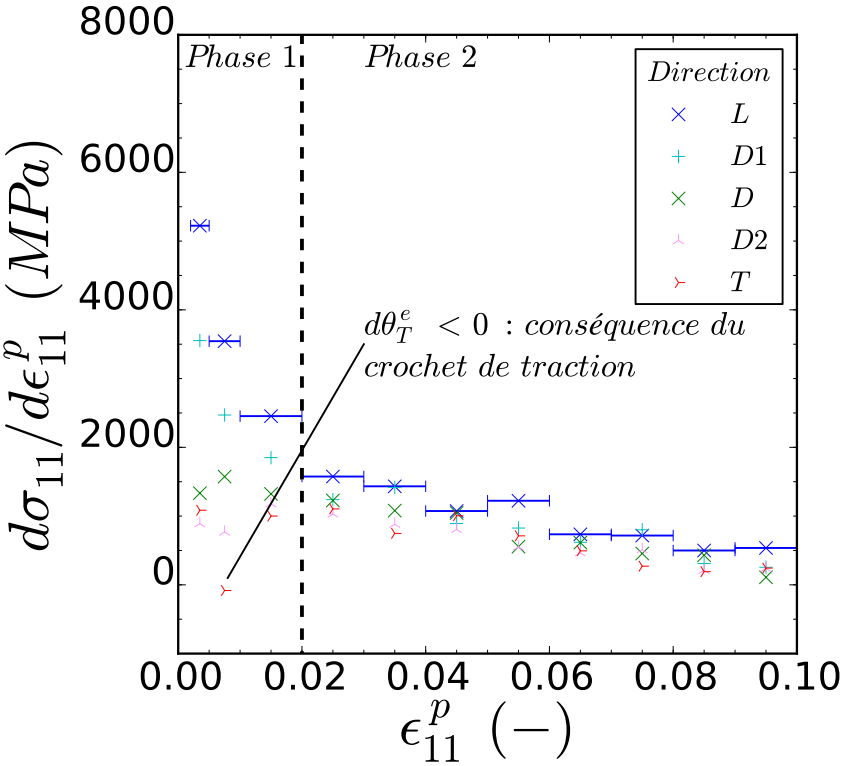


FIGURE 3.15: Essais de traction à T0 et V0 : évolution du taux d'écrouissage au cours de la déformation plastique pour les différentes directions de sollicitation étudiées ; le taux d'écrouissage est calculé entre les bornes représentées par les barres bleues sur la courbe relative à la direction L

sollicitation n'est pas parfaitement monotone. Elle diminue de la direction L à la direction D puis ré-augmente très légèrement entre D et T.

$$Rp^{10}_L > Rp^{10}_{D1} > Rp^{10}_T > Rp^{10}_{D2} > Rp^{10}_D \tag{3.34}$$

Il s'agit des effets combinés, de l'anisotropie du $Rp^{0,2}$ et de l'augmentation de contrainte due à l'écrouissage qui ont un effet antagoniste mais non symétrique sur l'anisotropie de contrainte. Cette asymétrie est visible sur la figure 3.16.

Anisotropie de contrainte : spécificité du passage à la striction

La valeur maximale de contrainte mesurée en traction, R_m, est reportée sur la figure 3.17 (a.). La hiérarchie des R_m par ordre croissant est identique à celui observé pour le Rp^{10}. En revanche, l'écart de contrainte entre les directions est plus important. Par exemple,

$$Rm_L - Rm_T = 0,06 \times Rm_L = 38,2\ MPa \tag{3.35}$$

La valeur du R_m est conditionnée par la déformation ε^m_{11} atteinte, ce qui n'est pas le cas du Rp^{10} par définition. Or, ε^m_{11} est fortement anisotrope (figure 3.17 (b.)) et se situe entre 10% et 20% de déformation macroscopique pour une éprouvette telle que présentée à la figure 3.3.

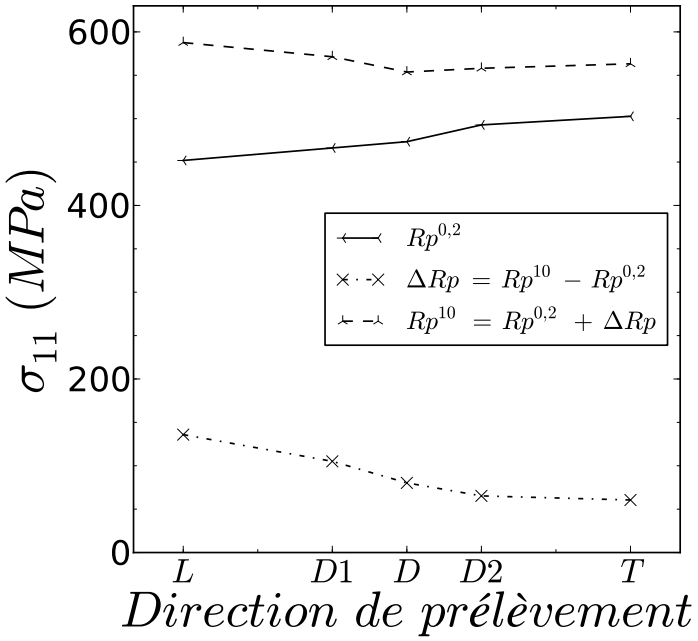
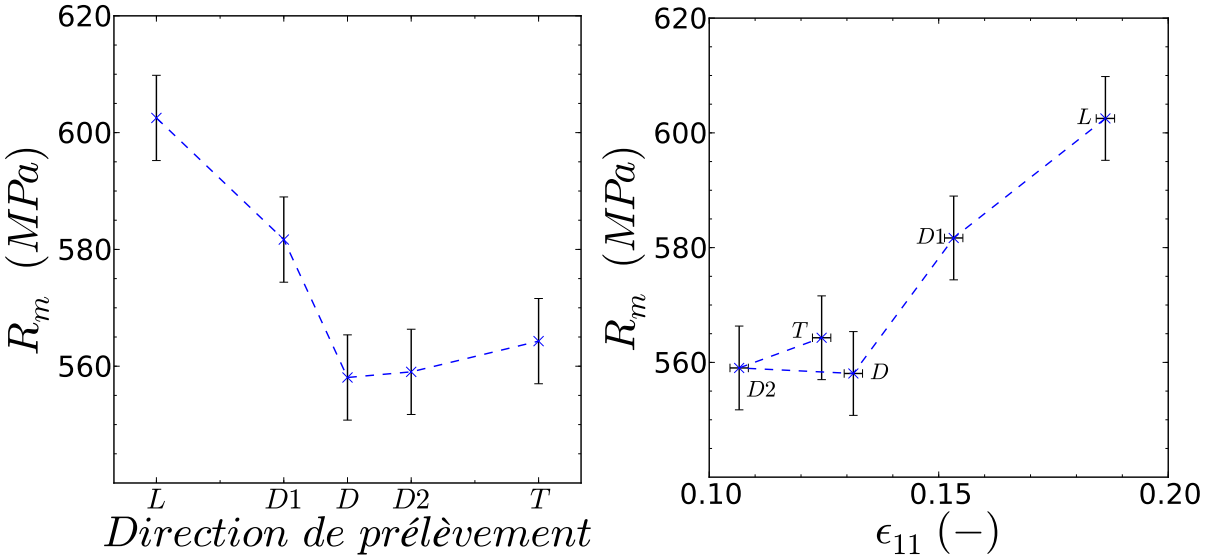


FIGURE 3.16: Évolution du $Rp^{0,2}$, du Rp^{10} et de ΔRp en fonction de la direction de sollicitation pour les essais de traction à T0 et V0

Ainsi, le matériau sollicité dans la direction L s'écrouit plus que le matériau sollicité dans la direction T, ce qui creuse les écarts de contraintes déjà initiés.



(a.) (b.)

FIGURE 3.17: Quantification de l'anisotropie plastique au droit de la striction pour une sollicitation en traction à $\dot{\varepsilon}_{11} = 1s^{-1}$ et 20°C : (a.) Contrainte maximum R_m en fonction de la direction de sollicitation (b.) Contrainte maximum R_m en fonction de ε_{11} pour laquelle R_m est mesurée

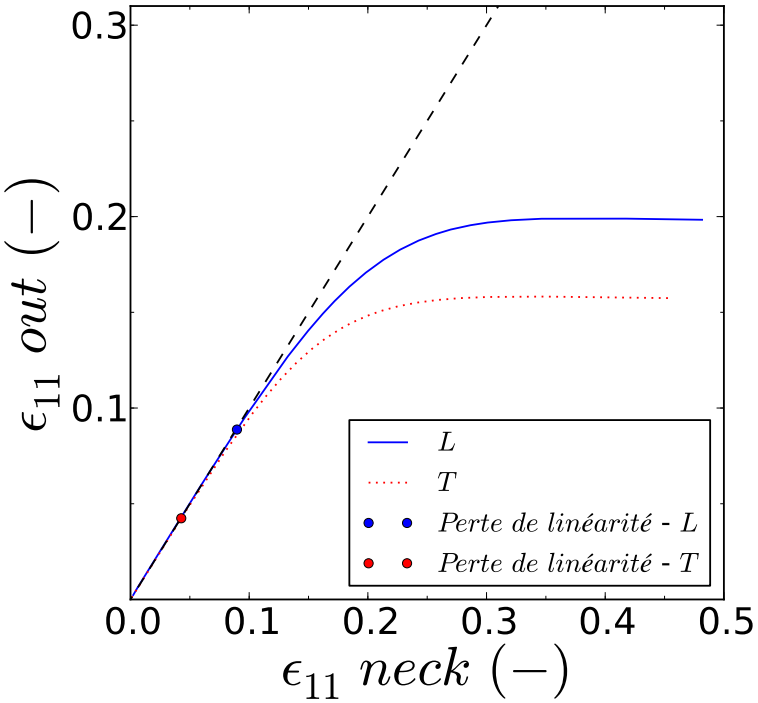


FIGURE 3.18: ε_{11} *out* en fonction de ε_{11} *neck* pour les directions L et T

La fin de l'écrouissage est généralement associée à l'initiation de la striction du matériau. La déformation en dehors de la zone localisée "ε_{11} *out*" est tracée en fonction de la déformation dans la zone localisée "ε_{11} *neck*" pour les directions L et T (figure 3.18 (b.)). Les bases de mesure de la zone localisée sont prisent égales pour les deux directions (on moyenne donc les déformations sur des domaines équivalents). La perte de linéarité des courbes correspond à l'initiation de la striction. Son rôle sur le comportement macroscopique devient significatif à environ 12% de déformation plastique (écart avec la courbe linéaire supérieur à 2%). Dans la suite de ce travail, le comportement sera considéré comme homogène jusqu'à 10% de déformation plastique. La modélisation de la localisation ne fait pas partie des objectifs de l'étude.

Anisotropie de déformation au cours de l'écrouissage

Lk^p augmente avec la déformation plastique, et ce quelle que soit la direction de sollicitation (figure 3.19 (a.)). La hiérarchie des Lk^p par ordre croissant en fonction des directions est conservée au cours de l'écrouissage. Néanmoins, au cours de l'écrouissage, un rapprochement des Lk^p entre les directions est observé. À 20% de déformation plastique les Lk^p sont égaux et valent -0,55. Cependant au delà de 10 % de déformation plastique, c'est la localisation qui devient la cause principale de cette évolution (cf. figure 3.20). Les Lk^p sont mesurés tout le long de la ligne de profil axial matérialisée sur quelques champs références de la figure 3.20 (b.) au cours de l'essai. Les numéros permettent de repérer ces instants références sur les trois figures 3.20 (a.), (b.) et (c.). Sur la figure (c.), les mesures de Lk^p sur la ligne de profil sont reportées. Jusqu'au repère 4 (Correspondant à 15% de déformation sur la figure

(a.)), les déformations peuvent être considérées comme étant homogènes. Au delà de 15% de déformation, la zone suivie n'est plus homogène et au droit de la localisation, le Lk^p augmente significativement.

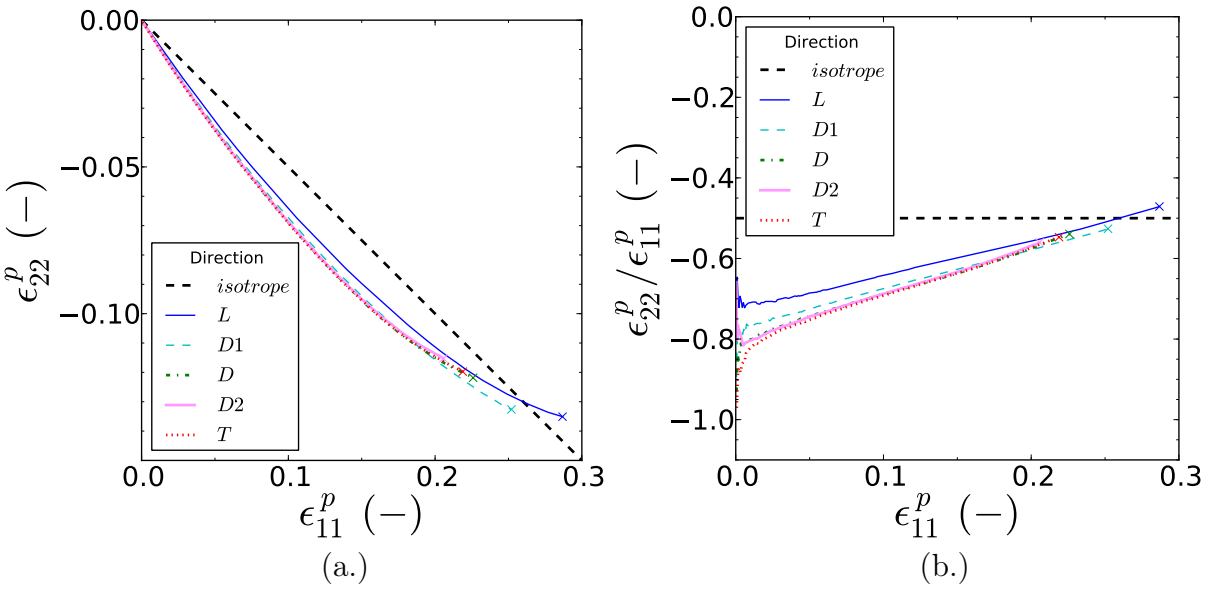


FIGURE 3.19: Quantification de l'anisotropie de déformation plastique pour des essais de traction à $\dot{\varepsilon}_{11} = 1s^{-1}$ et 20°C : (a.) ε^p_{22} en fonction de ε^p_{11} (b.) $\varepsilon^p_{22}/\varepsilon^p_{11}$ en fonction de ε^p_{11}

N'ayant pas pu mesurer la composante ε_{33} du tenseur de déformations au cours de l'essai, il n'est pas possible de vérifier le coefficient de Lankford au droit de la striction puisque au-delà de 10% de déformation la relation 3.25 ne peut plus être appliquée. Les auteurs de la littérature qui ont suivi expérimentalement l'évolution du coefficient Lk, montrent qu'il reste constant au cours de la déformation plastique (Grange, 1998; Allais **et al.**, 1995; Mahmood **et al.**, 1989). Selon (Mahmood **et al.**, 1989) , lors de la striction, l'augmentation de la triaxialité permet de bloquer les rotations de texture et de conserver les rapports d'anisotropie de déformation. Grange qui a effectué des mesures de coefficients de Lankford au niveau de la zone de striction après rupture d'éprouvettes de traction, obtient des valeurs très proches de celle mesurées au cours de l'essai. D'autre part (Chan et Koss, 1983) montrent, pour une sollicitation uniaxiée réalisée sur différents alliages de titane, que plus Lk est important en début de plasticité (déformation dans la direction N difficile), plus il reste constant au cours de la déformation.

L'anisotropie des Lk^p de l'étude mesurée entre 0,5 et 10% de déformation plastique est cohérente avec l'anisotropie des Lk^p résultants de diverses études de la littérature (Allais **et al.**, 1995; Dexet, 2006; Xu **et al.**, 2008; Mahmood **et al.**, 1989; Robinet, 1995; Doan, 2009; Grange, 1998; Lebensohn et Tomé, 1993; Murty **et al.**, 1994)(figure 3.21).

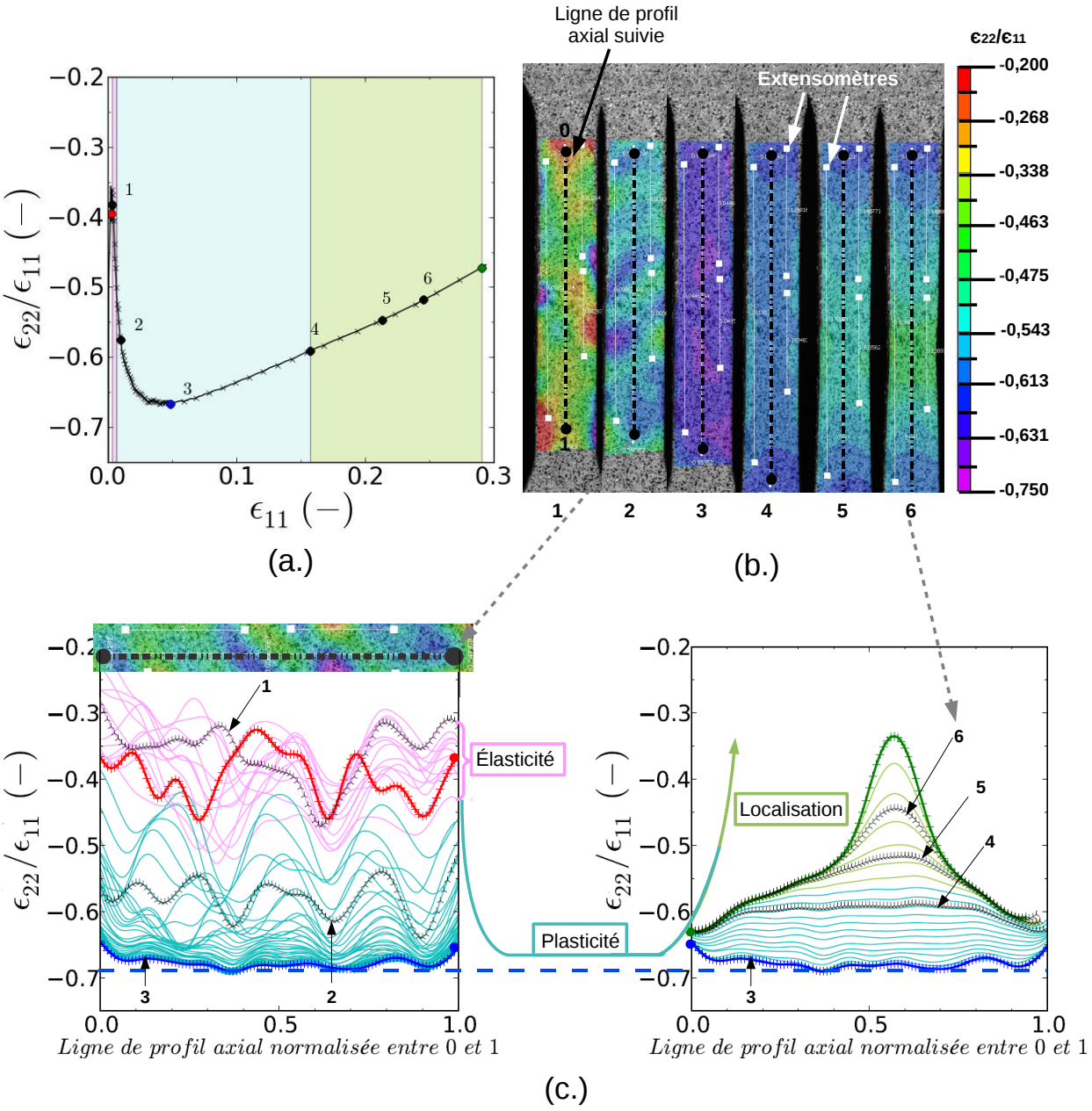
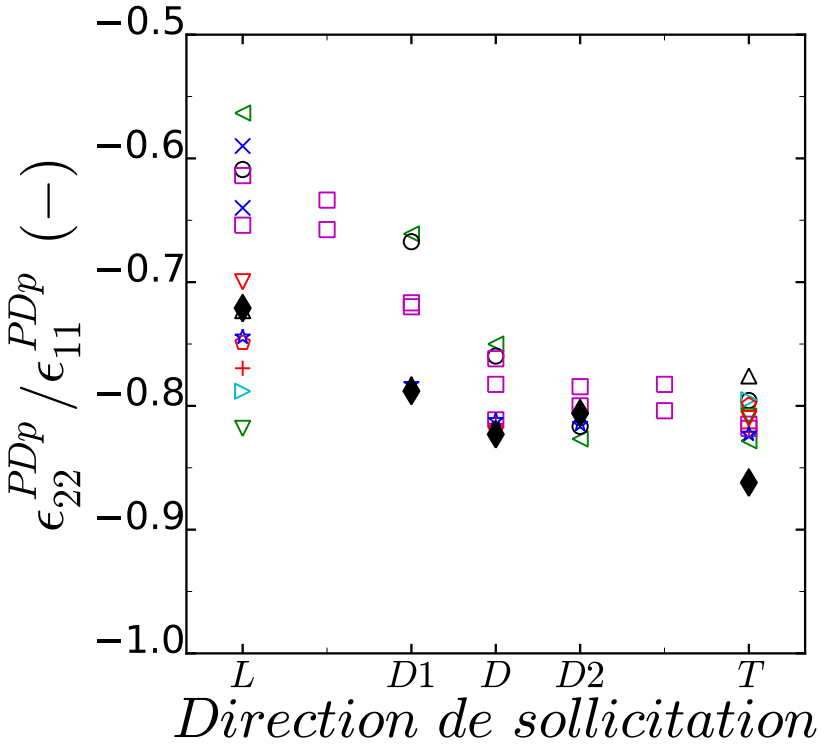


FIGURE 3.20: (a.) Évolution du rapport $\varepsilon_{22}/\varepsilon_{11}$ moyennée sur toute la zone utile au cours de la déformation pour l'essai de traction dans la direction L à 20°C et $1s^{-1}$ (b.) Champs $\varepsilon_{22}/\varepsilon_{11}$ sur la partie utile de l'éprouvette à différents instants de l'essai matérialisés sur la figure (a.) ; (c.) Évolution du rapport $\varepsilon_{22}/\varepsilon_{11}$ au cours de la déformation suivant une ligne de profil axial de la partie utile de l'éprouvette dont la distance est normalisée entre 0 et 1



Référence - Alliage - Géométrie - Vitesse

- ♦ ♦ *Résultats de notre étude - Zircaloy−4 RX - tôle - V=1 s^{-1}*
- ◁ ◁ (*Allais et al.*, 1995) - *Zirconium grade* 702 *RX - tôle - V=2,8.10^{-4} s^{-1}*
- ○ ○ (*Dexet*, 2006) - *Zirconium grade* 702 - *cylindre - V=4.10^{-4} s^{-1}*
- □ □ (*Fundenberg et al.*,1997) - *Zircaloy Hf - inconnue - 5 mm/min*
- △ △ (*Xu et al.*, 2008) - *Zircaloy−2 - DogBone - inconnue*
- ▷ ▷ (*Mahmood et Murty*, 1989) - *Zircaloy−4 RX - tôle - inconnue*
- × × (*Robinet*, 1995) - *Zircaloy−4 RX - tube - V=6,6.10^{-4} et 10^{-7} s^{-1}*
- ⬠ ⬠ (*Doan*, 2009) - *Zircaloy−4 RX - tôle - V=1.10^{-4}*
- + + (*Grange*, 1998) - *Zircaloy−4 RX - tôle - V=1.10^{-4} s^{-1}*
- ☆ ☆ (*Lebensohn et al.*, 1993) - *Zircaloy−4 RX - cylindre - inconnue*
- ▽ ▽ (*Murty et al.*, 1994) - *ZrNb*0,3% - *inconnue - inconnue*
- ▽ ▽ (*Murty et al.*, 1994) - *ZrNb*1% *RX - inconnue - inconnue*

FIGURE 3.21: Évolution du rapport $\varepsilon_{22}^{pPD}/\varepsilon_{11}^{pPD}$ avec l'angle de sollicitation lors d'un essai de traction à 20°C pour différents alliages de zirconium : comparaison avec les essais de l'étude.

Synthèse

Le comportement mécanique en traction peut être scindé en plusieurs stades distincts.

- *L'élasticité. Elle est considérée comme isotrope à 20°C et 250°C : le module de Young et le coefficient de Poisson sont indépendants de la direction de sollicitation.*
- *L'entrée en plasticité. Elle est considérée comme étant anisotrope, la contrainte* $Rp^{0,2}$ *et le rapport des déformations* Lk^p *dépendent de la direction de sollicitation.*
- *L'écrouissage. Il est considéré comme étant anisotrope. Dans ce cas l'anisotropie du taux d'écrouissage est antagoniste à celle de la limite d'écoulement initiale* $Rp^{0,2}$*. D'autre part ce régime peut être également séparé en deux stades dont les limites sont exprimées en niveau de déformation* ε_{11}^p*.*
  - *Stade 1 (*ε_{11}^p*<2%) : le taux d'écrouissage est important et diminue fortement avec la déformation. Son anisotropie est sévère.*
  - *Stade 2 (*ε_{11}^p*>2%) : le taux d'écrouissage est constant et faible, et son anisotropie est bien moins marquée.*

3.2.1.4 Étude de la dépendance à la vitesse de déformation

Au premier ordre, l'anisotropie mise en évidence précédemment présente les mêmes tendances pour les différentes vitesses de sollicitation et températures étudiées. Cependant, au second ordre de l'analyse, une légère dépendance de l'anisotropie à ces deux conditions est observée.
De plus, si l'anisotropie n'est que faiblement impactée par la vitesse de sollicitation, en revanche le niveau de contrainte moyen pour un même niveau de déformation évolue de façon significative pour toutes les directions avec cette dernière et la température. Il est donc nécessaire de caractériser la viscosité du comportement si l'on désire développer un modèle valide dans toute la gamme de vitesse et de température exploitée.
Dans un premier temps, la relation entre la contrainte, la vitesse de déformation et la température est étudiée en se basant principalement sur la direction de référence L. Puis dans un second temps les cinq directions étudiées seront considérées.

Tendances générales

Sur la figure 3.22, les courbes contrainte-déformation plastique sont présentées en fonction de la vitesse de déformation pour les essais de traction dans la direction L. Trois tendances générales se distinguent. À déformation égale :

- la contrainte est plus élevée à T0 qu'à T1 quelle que soit la vitesse de sollicitation ;
- plus la vitesse de sollicitation est importante plus la contrainte est importante ;
- la sensibilité à la vitesse de déformation est différente pour les deux températures.

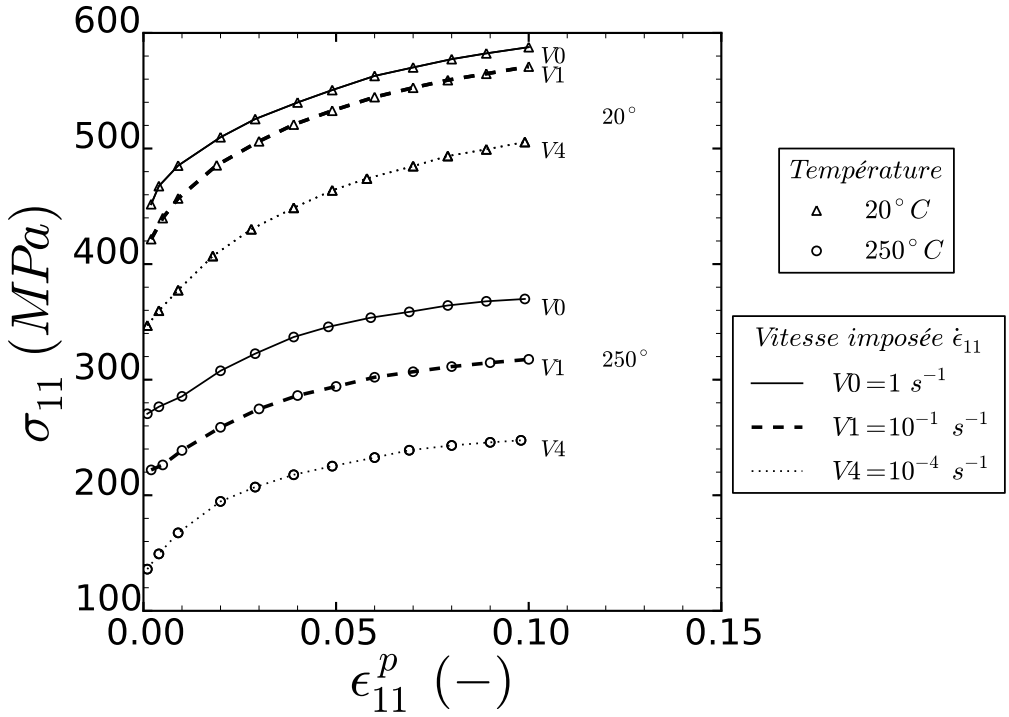


Figure 3.22: Courbes de traction suivant la direction L à différentes vitesses de sollicitation et différentes températures

Sensibilité de l'écrouissage à la température et à la vitesse de déformation

Sur la figure 3.23, les écarts de contrainte entre les deux températures considérées (20°C et 250°C) et à vitesse de déformation égale sont tracés en fonction de la déformation plastique. Quelque soit la vitesse de sollicitation, les écarts augmentent avec la déformation plastique, ce qui signifie que les amplitudes d'écrouissage absolues diffèrent entre T0 et T1. Pour quantifier ces différences, l'augmentation de contrainte au cours de l'écrouissage est reportée pour tous les essais de traction réalisés sur la figure 3.24.

- L'écrouissage absolu est plus important à T0 qu'à T1. Néanmoins, en pondérant la valeur de l'augmentation de contrainte par le $Rp^{0,2}$, l'écrouissage relatif est en fait plus important à T1 qu'à T0 comme illustré dans le tableau 3.3. Afin d'évaluer l'évolution de l'écrouissage en fonction de la température et de la vitesse, introduisons tout d'abord les quantités suivantes :

$$Ecrouissage\ absolu = Rp^{10} - Rp^{0,2}, \tag{3.36}$$

$$Ecrouissage\ relatif = \frac{Rp^{10} - Rp^{0,2}}{Rp^{0,2}}. \tag{3.37}$$

- Plus la vitesse de sollicitation est faible plus les écrouissages relatif et absolu sont importants et ce quelle que soit la température.

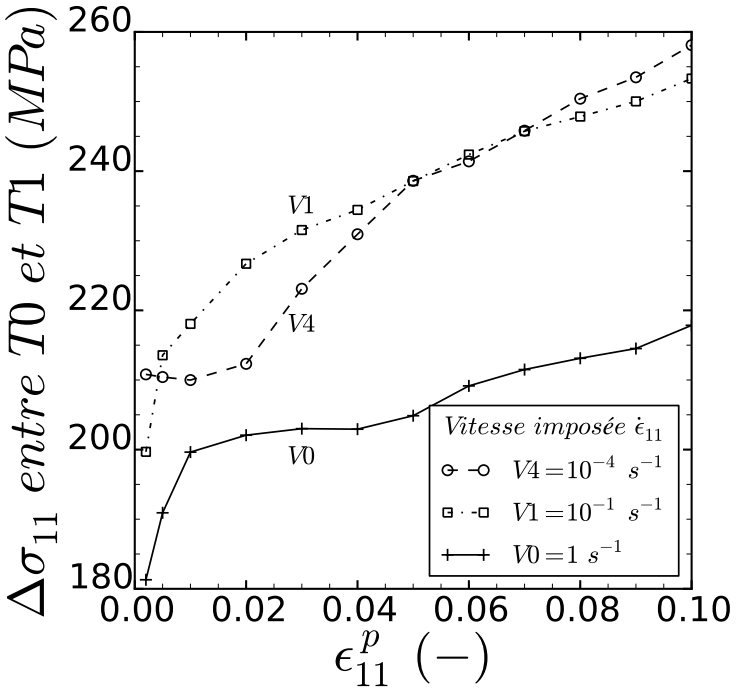


FIGURE 3.23: Évolution de l'écart de contrainte entre T0 et T1 à vitesse de déformation fixée au cours de l'écrouissage pour les essais de traction réalisés suivant la direction L

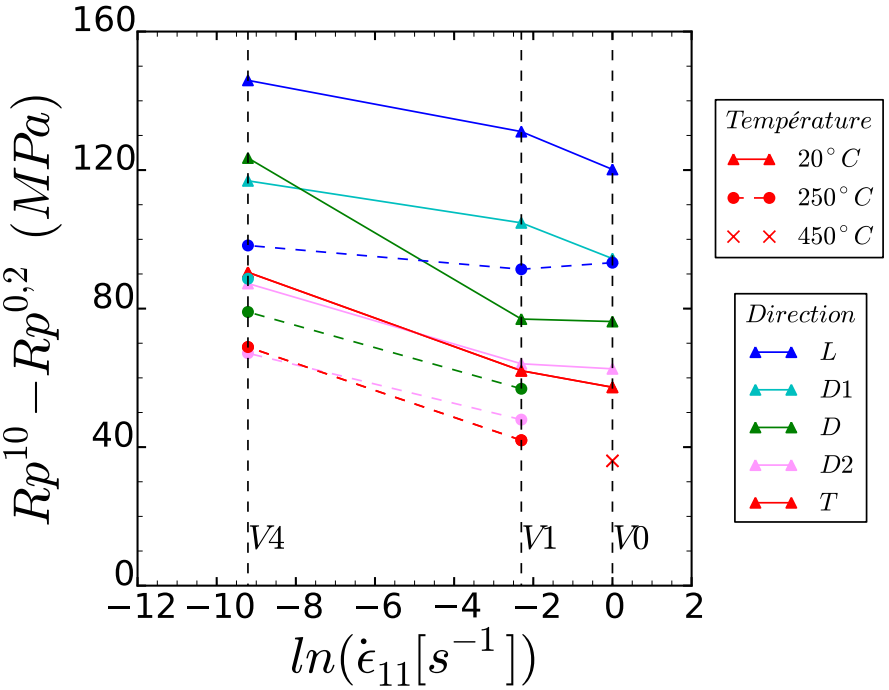


FIGURE 3.24: Influence de la température et de la vitesse de sollicitation sur l'augmentation de la contrainte entre 0,2 et 10% de déformation plastique

	L		T	
	$T0$	$T1$	$T0$	$T1$
V0	0,3		0,12	
V1	0,35	0,43	0,14	0,19
V4	0,44	0,81	0,28	0,48

TABLE 3.3: Écrouissage relatif : $(Rp^{10} - Rp^{0,2})/Rp^{0,2}$ pour les directions L et T pour les différentes conditions d'essais

Sensibilité de la contrainte à la vitesse d'écoulement

Si l'écrouissage est dépendant de la vitesse de sollicitation, il faut alors s'attendre à une évolution de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de sollicitation au cours de l'essai. Cette prévision est confirmée sur les figures 3.25 (a.) et (b.) à T0 et à T1 quel que soit le niveau d'écrouissage. Le paramètre de sensibilité associé est noté m_0 et correspond à la pente moyenne des courbes de la figure 3.25.

$$m_0 = \frac{\Delta(ln(\dot{\varepsilon}_{11}^p))}{\Delta(ln(\sigma_{11}))} \tag{3.38}$$

Ces droites s'interprètent sous la forme d'une dépendance en loi puissance : $\dot{\varepsilon}^p = A\sigma^{m_0}$. Dans la suite, pour évaluer les valeurs de m_0 à partir des données expérimentales nous considérons que $\dot{\varepsilon}^p = \dot{\varepsilon}$.

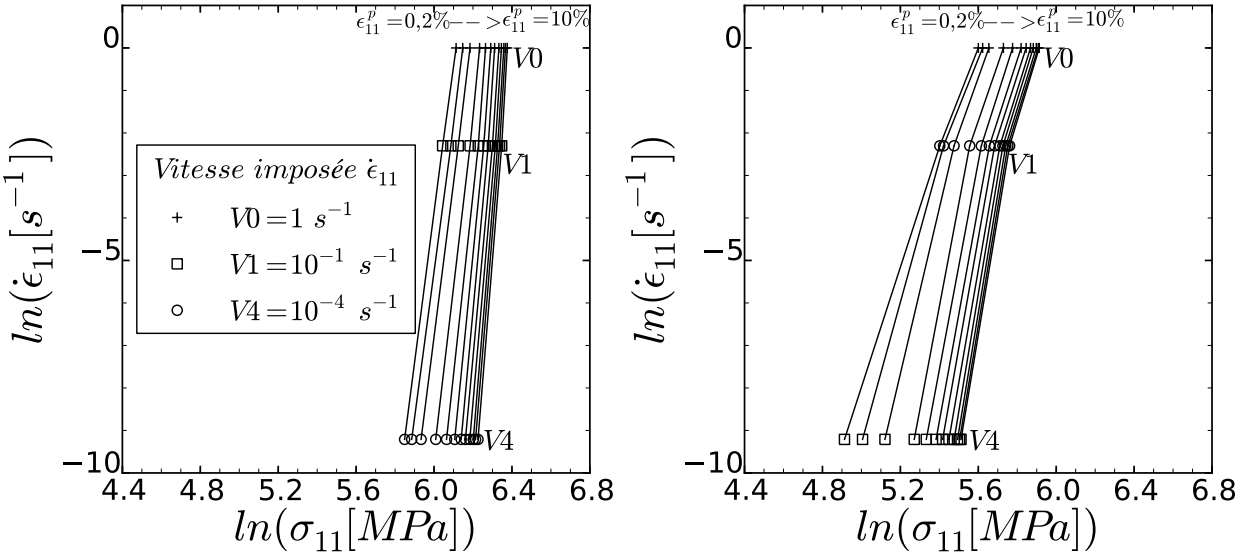
→*Évolution de m avec la vitesse de déformation*

La pente évolue très légèrement avec la vitesse de sollicitation. À T0, m_0 est un peu plus élevée entre V0 et V1 qu'entre V1 et V4, ce qui est en accord avec les résultats de la littérature montrant qu'à T0 et T1, la sensibilité est positive (Thorpe et Smith, 1978; Robinet, 1995; Geyer, 1999; Lee **et al.**, 2007). En revanche, à T1, m_0 est sensiblement moins élevé entre V0 et V1 qu'entre V1 et V4. Cette incohérence est imputée aux incertitudes de mesures sur la contrainte dues aux gradients de température rencontrés. Néanmoins, l'évolution de m_0 avec la vitesse de déformation reste anecdotique ce qui est en accord avec les observations de (Robinet, 1995). Cet auteur montre, que la viscosité est non-linéaire pour les faibles vitesses de déformation (inférieures à 10^{-4} s^{-1}) et semble tendre vers une certaine linéarité pour les vitesses de déformation supérieures à 10^{-4} s^{-1} (cf. figure 3.26). Nous observons que la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation est quasiment

linéaire dans la gamme de conditions de vitesses de déformation des essais de l'étude (1 s^{-1} à 10^{-4} s^{-1}). Dans la suite de cette étude, pour simplifier l'analyse, les pentes entre V0 et V1 seront considérées égales aux pentes entre V1 et V4.

→*Évolution de m avec l'écrouissage*

Le paramètre m_0 moyen entre V0 et V4 augmente avec la déformation. Globalement, il est 3 fois plus important à T0 qu'à T1 comme illustré sur la figure 3.27 pour la direction L. À T0 (T1), il vaut 35 (14) à 0,2 % de déformation plastique et augmente pour atteindre 60 (20) à 10% de déformation plastique. Pour résumer, la contrainte d'écoulement est plus sensible à la vitesse de déformation à T0 qu'à T1 et cette sensibilité croît avec l'écrouissage.



(a.) (b.)

FIGURE 3.25: Évolution de la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation : application à la direction L. $ln(\dot{\varepsilon}_{11})$ en fonction de $ln(\sigma_{11})$ pour 0,2, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9 et 10 % de déformation plastique à (a.) 20°C et (b.) 250°C

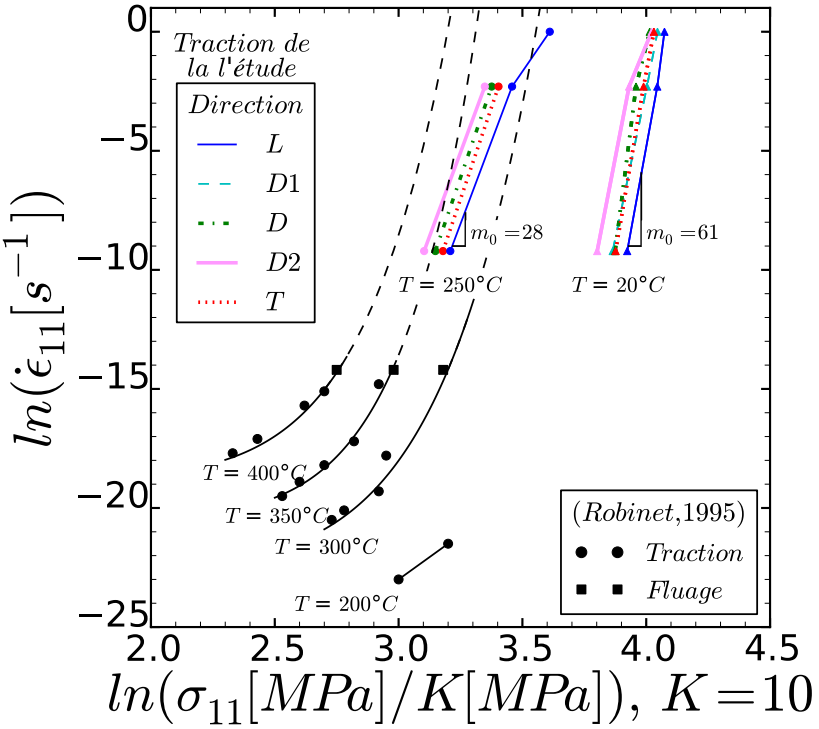


Figure 3.26: Comparaison de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation avec les mesures de (Robinet, 1995) ; la contrainte est divisée par 10 afin de comparer nos résultats à ceux de (Robinet, 1995)

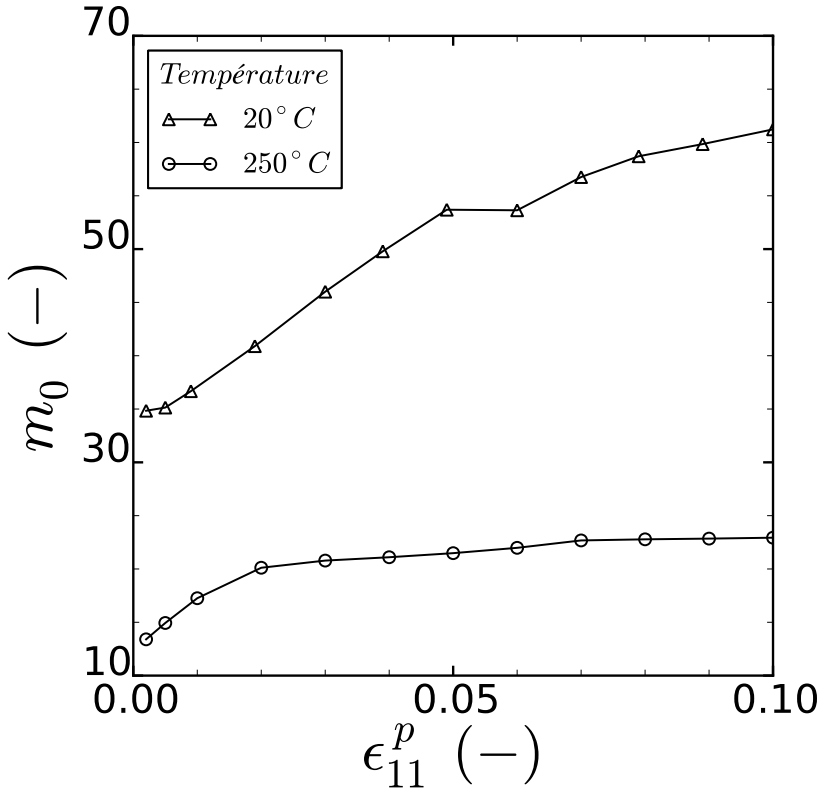


FIGURE 3.27: Évolution de m_0 au cours de la déformation plastique mesurée entre les essais à 1 et 10^{-4} s^{-1} à 20 et 250°C pour des essais de traction suivant la direction L

Viscosité : influence de la direction de sollicitation

Dans cette partie, l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur l'anisotropie en déformation et en contrainte est tudiée.

→*Étude de la sensibilité de l'anisotropie de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation*

Afin d'analyser la sensibilité de la contrainte à la vitesse de sollicitation dans toutes les directions explorées, la vitesse de déformation est tracée en fonction de la contrainte à 0,2 et 10% de déformation plastique pour L, D, D1, D2 et D (figure 3.28 (a.)). Globalement, les mêmes tendances sont observées quelles que soient les directions. Sur la figure 3.28 (b.), le paramètre de sensibilité m_0 moyen entre V0 et V4 est tracé en fonction de la déformation plastique. À T1, m_0 est quasiment isotrope. À T0, m_0 peut être considéré comme isotrope en début de plasticité, en revanche les m_0 deviennent différents en fonction de la direction de sollicitation au cours de l'écrouissage.

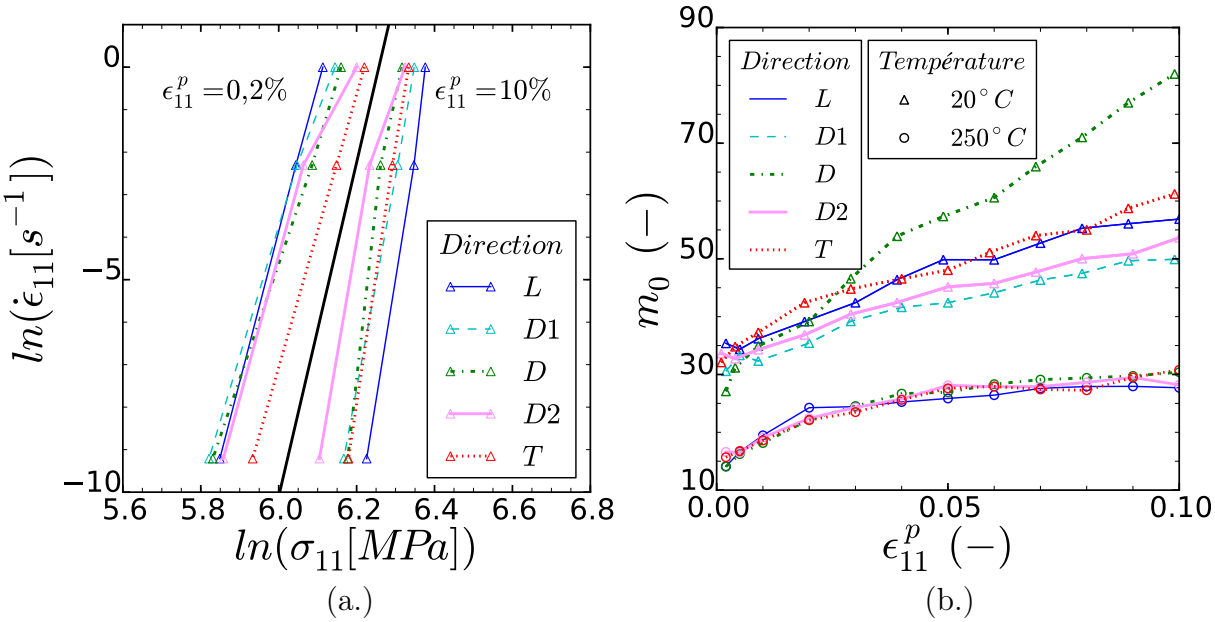


FIGURE 3.28: (a.) Sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation à 0,2 et 10% de déformation plastique pour les différentes directions de sollicitation à 20°C (b.) Évolution du m_0 au cours de la déformation plastique mesurée entre les essais à 10^{-1} et 10^{-4} s^{-1} à 20 et 250°C pour les différentes directions de sollicitation

→*Effet de la viscosité sur l'anisotropie en contrainte*

La forme de l'anisotropie du $Rp^{0,2}$ observée à 20°C est qualitativement conservée à 250°C (cf. figure 3.29) et ce, pour toutes les vitesses de déformation explorées (cf. annexe C). Afin d'évaluer quantitativement l'anisotropie du $Rp^{0,2}$, l'écart relatif de $Rp^{0,2}$ entre L et les autres directions étudiées (équation 3.39) est calculé :

$$\text{Ecart relatif} = (Rp_L^k - Rp_i^k)/Rp_L^k \ , \ \text{i} = \text{D1, D, D2, T et k} = 0{,}2,\ 10 \tag{3.39}$$

Les écarts relatifs calculés pour chaque condition d'essais sont reportés dans le tableau 3.4. Pour une vitesse et une direction données, l'écart relatif est toujours légèrement plus important à T1 qu'à T0. Ainsi le $Rp^{0,2}$ est légèrement plus anisotrope à 250°C qu'à 20°C.

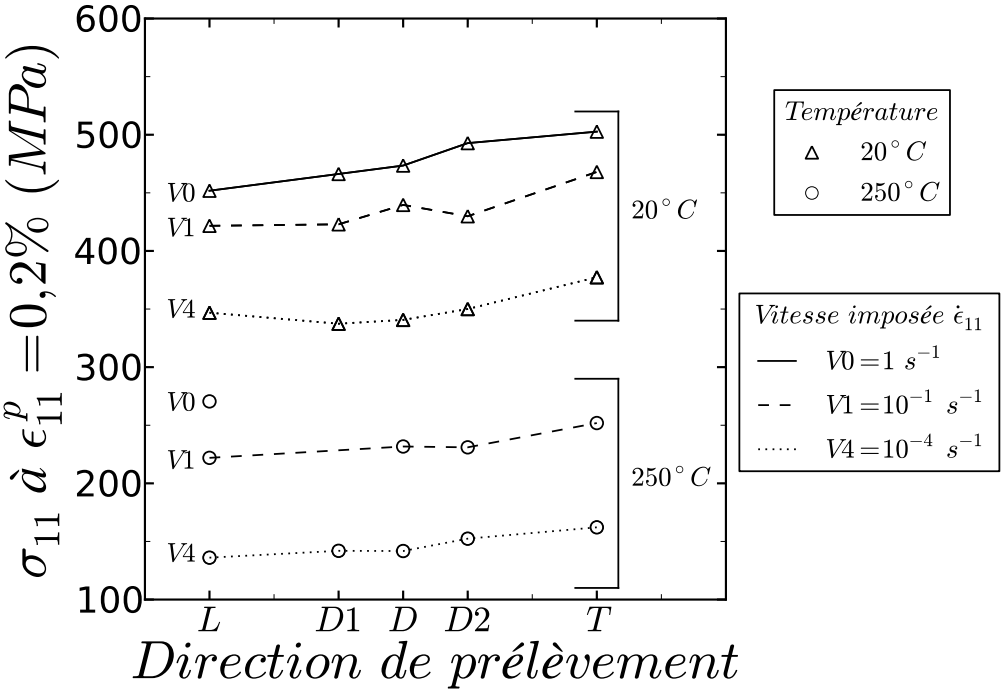
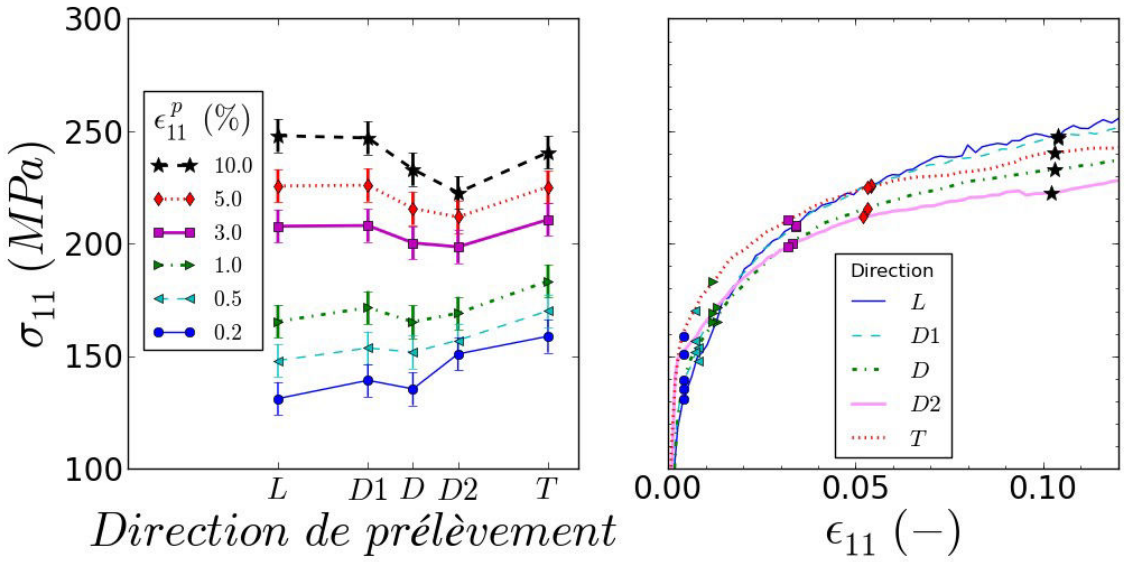


FIGURE 3.29: Quantification de l'anisotropie de contrainte à l'initiation de la plasticité : contrainte à 0,2% de déformation plastique (ε^p_{11}) lors d'essais de traction à 20°C et 250°C pour différentes vitesses de sollicitation $\dot{\varepsilon}_{11}$

L'évolution de l'écrouissage au cours de la déformation plastique est présentée sur la figure 3.30. Les tendances qualitatives observées à 20°C (cf. figure 3.13) concernant l'évolution de l'anisotropie de contrainte tout au long de l'écrouissage sont également valables à 250°C (cf. figure 3.30 ; les représentations pour les autres conditions sont disponibles en annexe C). Néanmoins quelques petites différences peuvent être soulignées en comparant les taux d'écrouissage à T0 et T1.

L'évolution du taux d'écrouissage $d\theta^e$ avec la déformation à T1 pour une vitesse V4 est présentée sur la figure 3.31. Dans le Stade 1 ($\varepsilon < 2\%$), La sévérité de l'anisotropie liée à $d\theta^e$ est moins importante à T1 qu'à T0 (cf. figure 3.15 pour T0). Cette tendance est vérifiée pour toutes les conditions de vitesses réalisées. Du fait de l'augmentation de la température d'essai, le crochet de traction observé suivant T et D2 est atténué à V1 et disparaît complètement à V4 comme illustré sur la figure 3.30 (b.) pour des essais à T1. Cette disparition semble cohérente, puisque le désencrage des atomes d'oxygène à priori moteur de l'apparition du crochet, est un mécanisme thermiquement activé. Finalement, en début de plasticité, l'anisotropie du taux d'écrouissage est moins sévère que lorsque le crochet est marqué.



(a.) (b.)

Figure 3.30: Quantification de l'anisotropie plastique de contrainte (a.) Influence de la direction de sollicitation sur l'écrouissage pour les essais de traction uniaxiale sur éprouvette plate à vitesse imposée de 10^{-4} s^{-1} réalisés à 250°C. (b.) Report des valeurs des contraintes mesurées figure (a.), sur la courbe contrainte/déformation

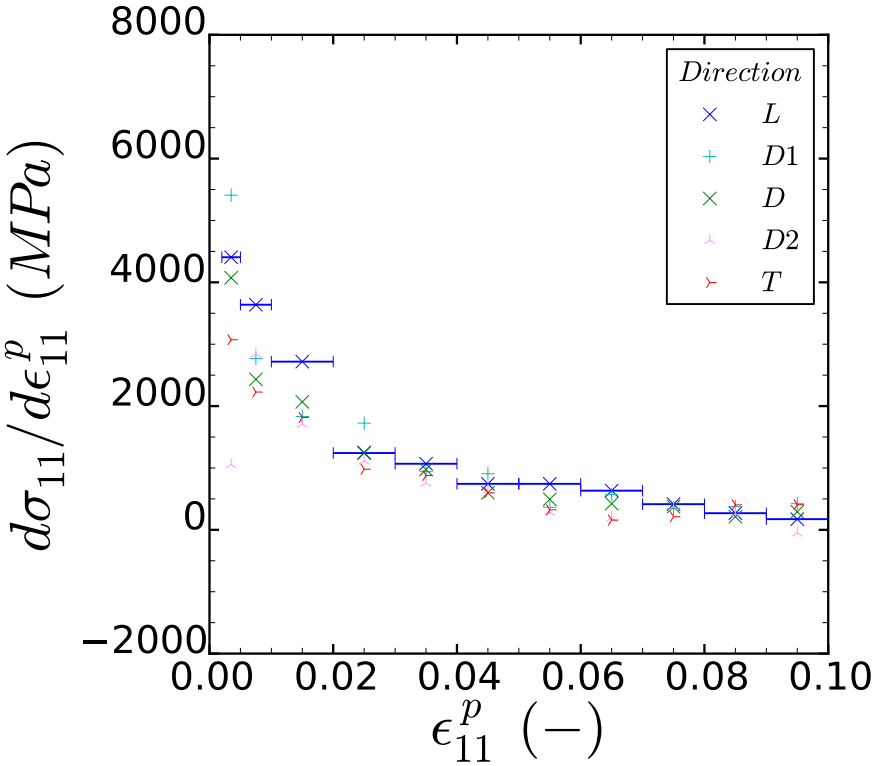


FIGURE 3.31: Éssais de traction à 250°C et à 10^{-4} s^{-1} : évolution du taux d'écrouissage $d\theta^e$ au cours de la déformation plastique pour les différentes directions de sollicitation étudiées ; le taux d'écrouissage est calculé entre les bornes représentées par les barres bleues sur la courbe relative à la direction L

Pour terminer, la figure 3.32, permet de faire un bilan général de cette section en présentant les contraintes d'écoulement suivant les différentes directions de sollicitation divisées par la contrainte d'écoulement dans la direction L. L'anisotropie de contrainte à différents niveaux de déformation plastique (0,2, 0,5, 1, 2, 4, 6, 8 et 10%) est présentée et plusieurs conclusions peuvent en être tirées.

- En début de plasticité, de 0,2 à environ 2% de déformation plastique, l'anisotropie de contrainte est légèrement plus marquée à T1 qu'à T0
- Au delà de 2% de déformation plastique l'anisotropie de contrainte est pratiquement équivalente entre T1 et T0. Comme pour le $Rp^{0,2}$, les écarts relatifs de Rp^{10} entre la direction L et les autres directions tel que formulé par l'équation 3.39 sont calculés et reportés dans le tableau 3.5. Les écarts relatifs calculés sont similaires à T0 et T1 (comparaison pour une vitesse de déformation donnée et une direction donnée), et témoignent d'une anisotropie de contrainte faible à 10% de déformation plastique. Les valeurs sont accessibles.
- À partir de 4% de déformation plastique, le rapport de contrainte Rp_{D2}/Rp_L à T0 et V0 s'écarte significativement de ce même rapport obtenu pour toutes les autres conditions. Il pourrait en résulter des écarts importants lors de la comparaison entre

simulation et expérience pour cette direction spécifique D2.

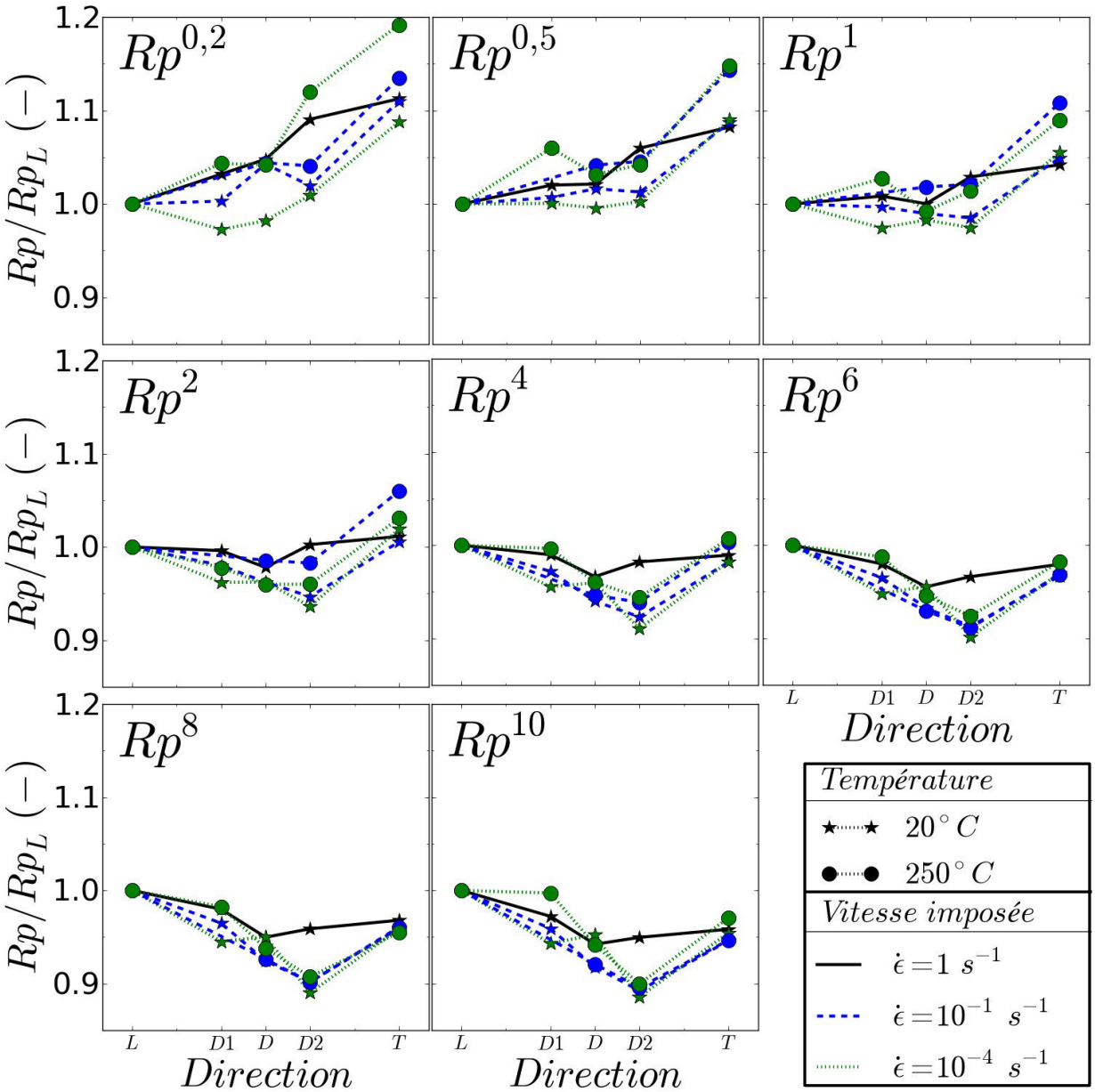


Figure 3.32: Évolution de l'anisotropie de contrainte, pour les différentes conditions d'essais de traction, au cours de l'écrouissage

Malgré quelques petites différences notées entre T0 et T1 d'autant plus exacerbées que la vitesse est faible, la forme de l'anisotropie de contrainte est conservée entre 20 et 250°C. (Allais **et al.**, 1995; Dexet, 2006; Doan, 2009) constatent également qu'entre 20 et 250°C l'anisotropie de contrainte reste équivalente pour des essais de traction. (Geyer, 1999), observe que l'anisotropie de la surface de charge à 0,2 % de déformation plastique obtenue à

l'aide d'essais biaxiés sur tube est conservée entre 20 et 350°C (figure 3.33). Cette cohérence entre les essais uniaxiés et biaxiés permet d'avoir confiance dans l'hypothèse d'utiliser seulement des essais simples de traction pour identifier les paramètres anisotropes du modèle. D'autre part, ces résultats sont encourageants pour la transférabilité de la loi de comportement de la tôle vers le tube, géométrie d'application des crayons combustibles REP.

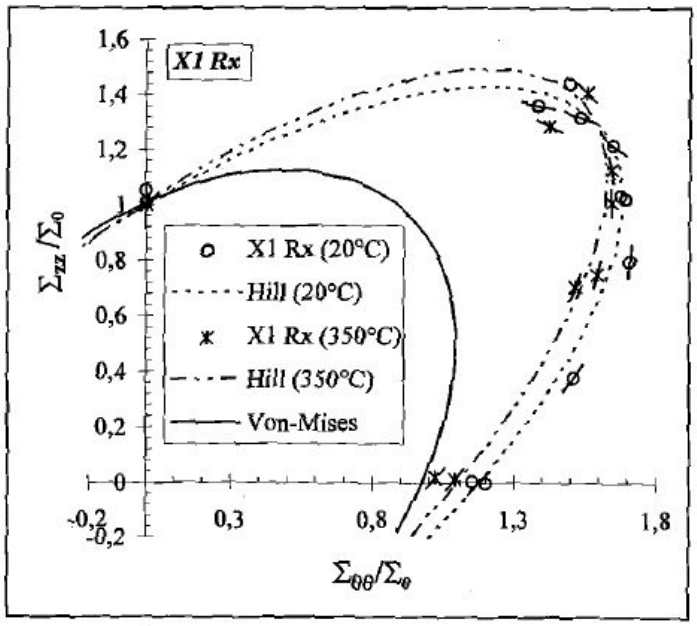


FIGURE 3.33: Surface de charge pour un offset de 0,0002 normée par la contrainte d'écoulement Σ_0 en traction uniaxial à 20 et 350°C (Geyer, 1999)

→*Effet de la viscosité sur l'évolution de l'anisotropie en déformation*

Les rapports $\varepsilon_{22}^{PDp}/\varepsilon_{11}^{PDp}$ de l'étude évoluent légèrement avec les conditions de sollicitation (température et vitesses de sollicitation) comme l'illustre la figure 3.35 (a.) et (b.). Sur la figure 3.34 les rapports $\varepsilon_{22}^{PDp}/\varepsilon_{11}^{PDp}$ tirés de la littérature (Robinet, 1995; Murty et Charit, 2006; Doan, 2009) sont reportés en fonction de la température. La valeur du coefficient reste stable de la température ambiante jusqu'à environ 300°C ce qui est cohérent avec les résultats de la présente étude. Au delà de cette température, les rapports $\varepsilon_{22}^{PDp}/\varepsilon_{11}^{PDp}$ semblent diminuer, témoignant d'une réduction d'anisotropie de déformation pouvant être rapprochée à un changement de mécanisme de déformation.

En conclusion, l'anisotropie de déformation n'est pas impactée par la température ou la vitesse de déformation dans la gamme des conditions étudiées, soit :

- 20°C<T<300°C
- et $10^{-4}\ s^{-1}<\dot{\varepsilon}<1\ s^{-1}$.

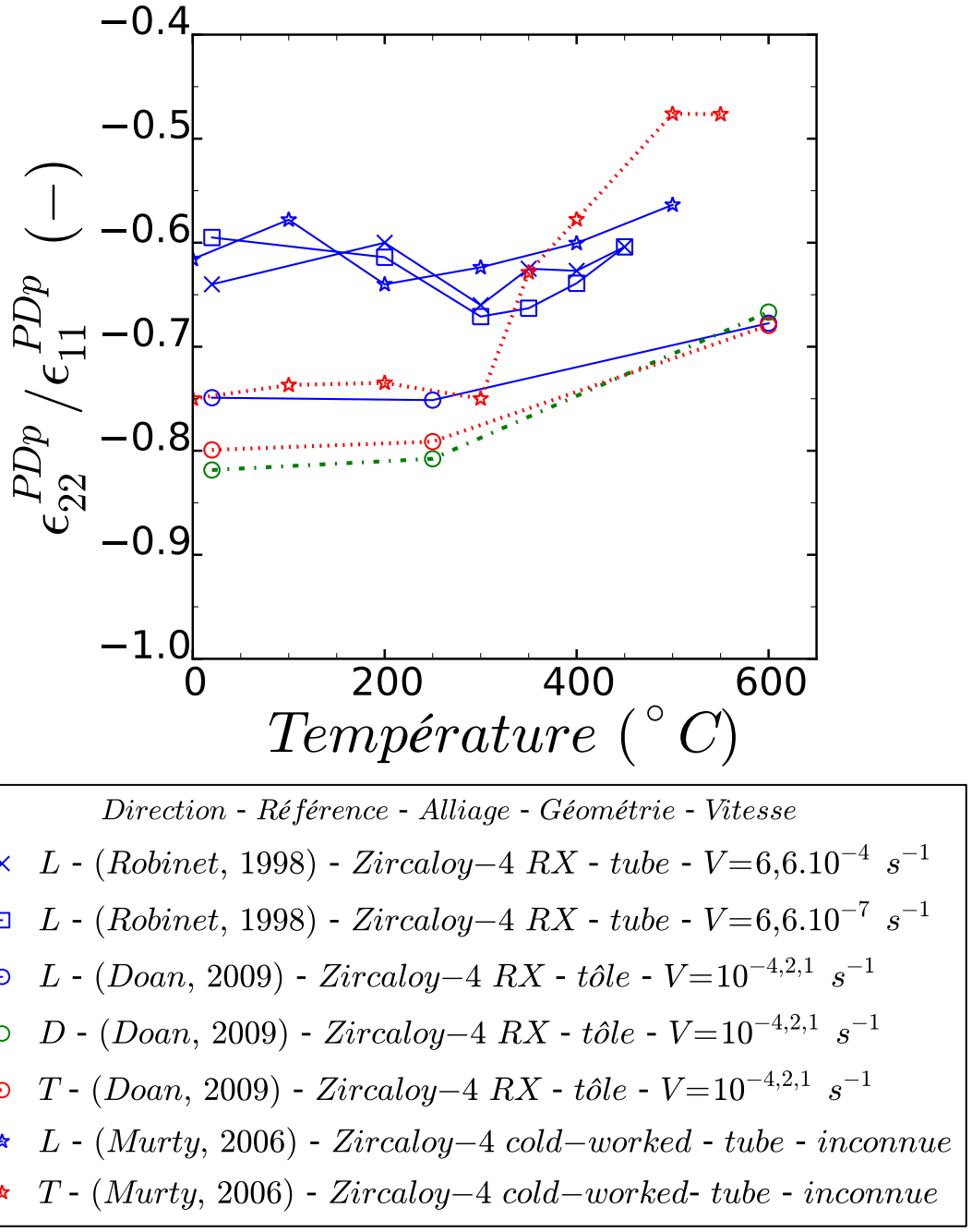


FIGURE 3.34: Évolutions du rapport de déformation $\varepsilon_{22}^{PDp}/\varepsilon_{11}^{PDp}$ en fonction de la température issues de différentes références bibliographiques

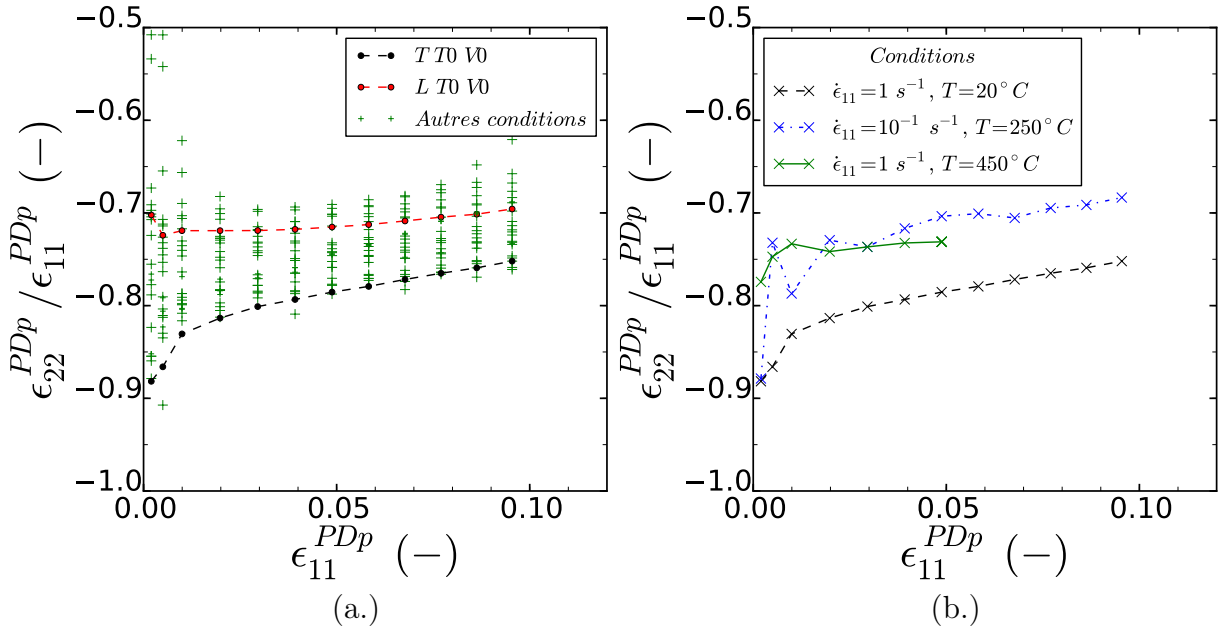


FIGURE 3.35: (a.)Évolution du rapport $\varepsilon_{22}^{PDp}/\varepsilon_{11}^{PDp}$ pour tous les essais de traction réalisés (b.) Comparaison du rapport $\varepsilon_{22}^{PDp}/\varepsilon_{11}^{PDp}$ dans la direction de sollicitation T à différentes températures

	$Rp_L^{0,2} - Rp^{0,2}$ (MPa) $((Rp_L^{0,2} - Rp^{0,2})/Rp_L^{0,2}$ (%))				
	T0			T1	
	V0	V1	V4	V1	V4
D1	-14 (-3,1)	-1 (-0,2)	10 (2,9)	-	-6 (4,4)
D	-21 (-4,7)	-18 (-4,3)	6 (1,7)	-10 (-4,3)	-6 (4,4)
D2	-41 (-9,1)	-8 (-1,9)	-3 (-0,9)	-9 (-3,9)	-16 (-11,8)
T	-51 (-10,1)	-47 (-9,9)	-31 (-8,1)	-30 (-11,9)	-29 (-16,9)

TABLE 3.4: Table des écarts de $Rp^{0,2}$ entre les directions de sollicitation

	$Rp_L^{10} - Rp^{10}$ (MPa) $((Rp_L^{10} - Rp^{10})/Rp_L^{10}$ (%))				
	T0			T1	
	V0	V1	V4	V1	V4
D1	17 (2,9)	23 (5,7)	29 (5,7)	-	1 (0,4)
D	34 (5,8)	47 (8,2)	24 (4,7)	26 (8,2)	15 (6,0)
D2	30 (5,7)	62 (10,8)	58 (11,4)	34 (10,7)	25 (10,1)
T	25 (4,2)	31 (5,4)	23 (4,6)	17 (5,3)	7 (2,9)

TABLE 3.5: Table des écarts de Rp^{10} entre les directions de sollicitation

Synthèse

La viscosité du comportement en traction dans la gamme de conditions étudiées est caractérisée par :

- *une augmentation de la contrainte d'écoulement avec la vitesse de sollicitation ;*
- *une évolution quasiment linéaire de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation ;*
- *une diminution de l'écrouissage (relatif et absolu) avec l'augmentation de la vitesse de sollicitation.*

La température fait évoluer le comportement général.

- *La contrainte d'écoulement diminue entre T0 et T1 pour une vitesse de déformation donnée. Cette diminution est non constante au cours de l'écrouissage et est de l'ordre de 200 à 250 MPa.*
- *L'écrouissage relatif est plus important à T1 qu'à T0.*
- *Une diminution de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation est observée entre T0 et T1.*

La température ne joue pas sur la forme de l'anisotropie de déformation et de contrainte. En revanche, à T1 l'amplitude relative de l'anisotropie du $Rp^{0,2}$ et celle de l'augmentation de la contrainte d'écoulement au cours de l'écrouissage sont très légèrement supérieures par rapport à celles mesurées à T0.

3.2.2 Essais de cisaillement

Grâce aux essais de traction, le comportement en sollicitation uniaxiée de la tôle a pu être caractérisé. Cependant deux points n'ont pas pu être étudiés : d'une part le développe-

ment des déformations dans la direction 12, indépendantes des déformations dans les directions 11, 22 et 33 (repère de l'essai) ; d'autre part, l'inversion du sens de sollicitation qui permet d'appréhender l'évolution des contraintes internes et cinématiques. Les essais de cisaillement cyclique permettent de remédier à ces manques.

3.2.2.1 Chargements complexes

Les courbes contrainte-déformation des essais de cisaillement cyclique réalisés dans les directions D et T sont respectivement présentées sur les figures 3.36 (a.) et (b.). Bien que les conditions de chargement soient les mêmes pour les deux directions, les deux courbes sont très différentes. Les jeux associés au montage de cisaillement n'assurent pas la reproductibilité du chargement que l'on souhaite imposer à l'éprouvette. À titre d'illustration, la vitesse de déformation en cisaillement imposée est différente d'un essai à l'autre comme le montre les figures 3.38 (a.) et (b.). Dans ces conditions, il est impossible de comparer les essais entre eux. D'autre part, pour un essai donné :

- les cycles ne sont pas symétriques autour de zéro ni en contrainte ni en déformation comme illustré sur les figures 3.37 (a.) et (b.) ;
- les déformations ε_{11} et ε_{22}, ne sont pas négligeables par rapport à ε_{12} (cf. figures 3.39 (a.) et (b.)).

Le chargement ne peut pas être considéré comme du cisaillement pur.

En résumé, les données expérimentales ne permettent pas de caractériser les paramètres fondamentaux du cisaillement dans chaque directions puisque le chargement est plus complexe. Néanmoins, les données pourront être utilisées pour calibrer certains paramètres du modèle.

Toutefois, deux essais cycliques effectués dans les directions D1 et D2 présentent des déformations ε_{11} et ε_{22} inférieures à 5% de la valeur de la déformation de cisaillement ε_{12}. Elles peuvent alors être considérées comme négligeables et l'on fait l'hypothèse que ces essais peuvent être interprétés comme des essais de cisaillement pur.

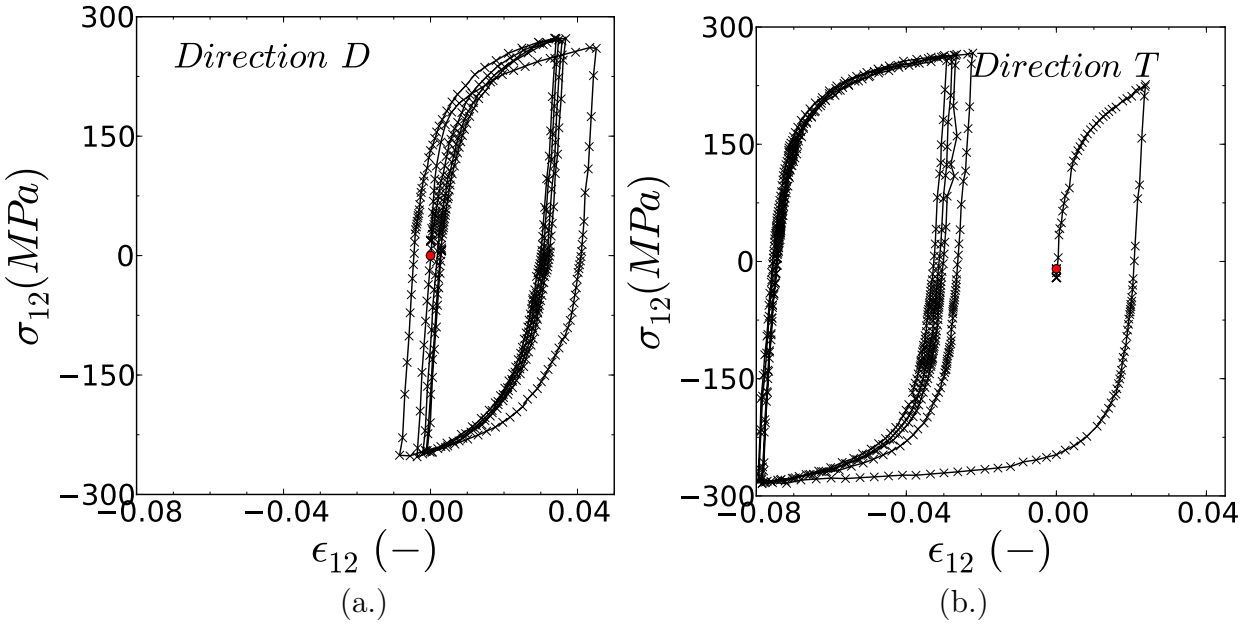


Figure 3.36: Courbe contrainte-déformation d'un essai de cisaillement cyclique réalisé à 20°C dans la direction (a.) D et (b.) T

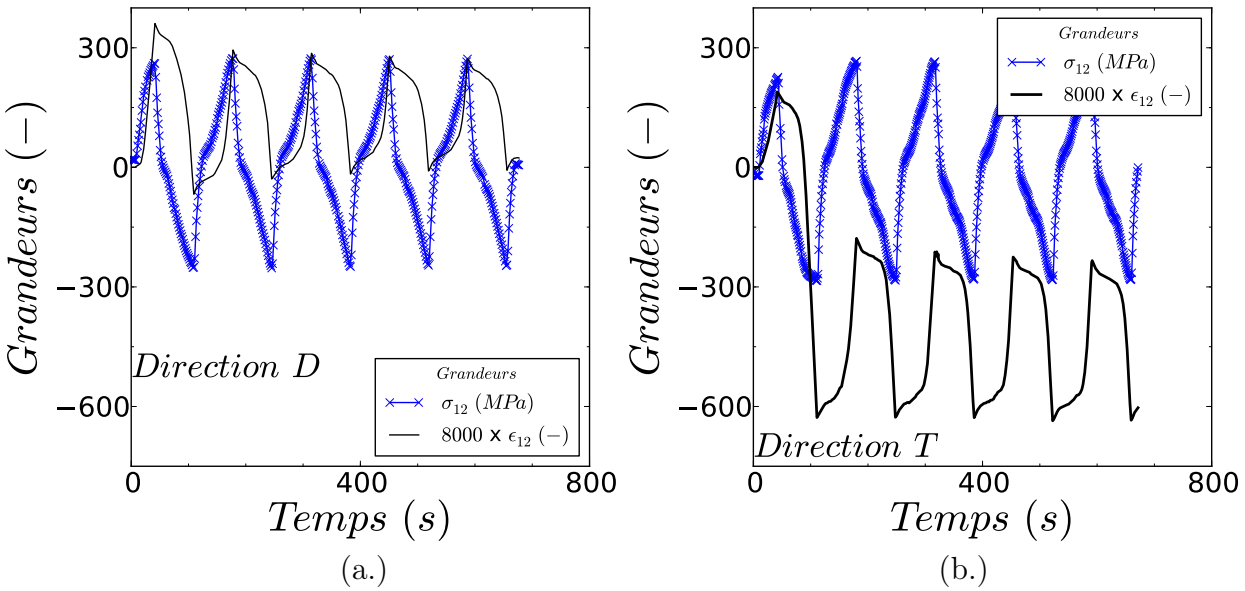
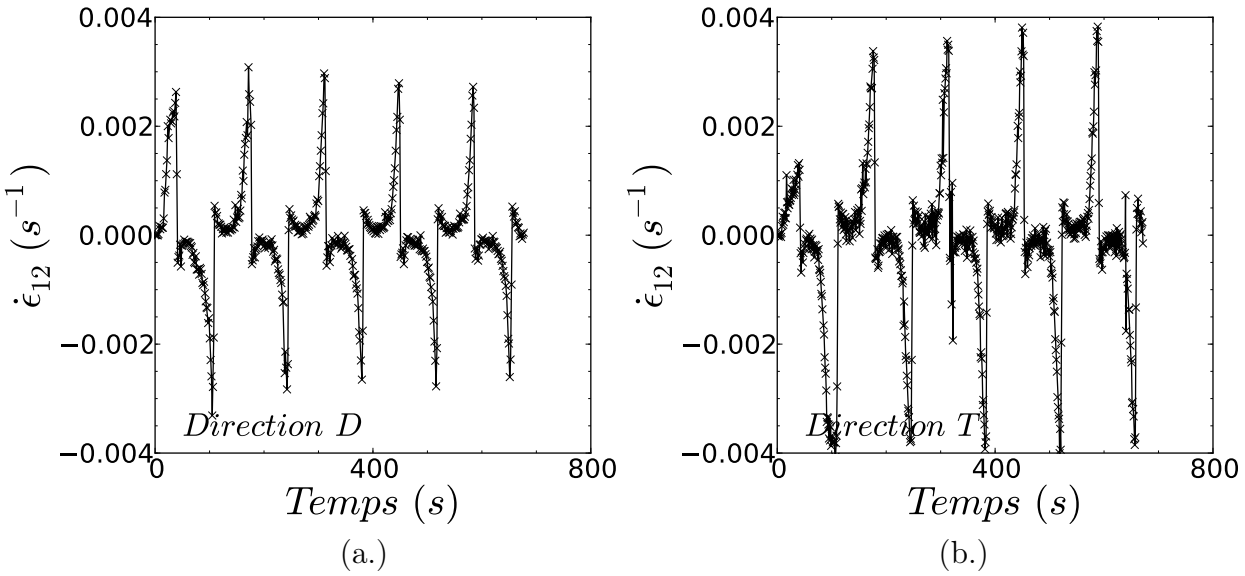
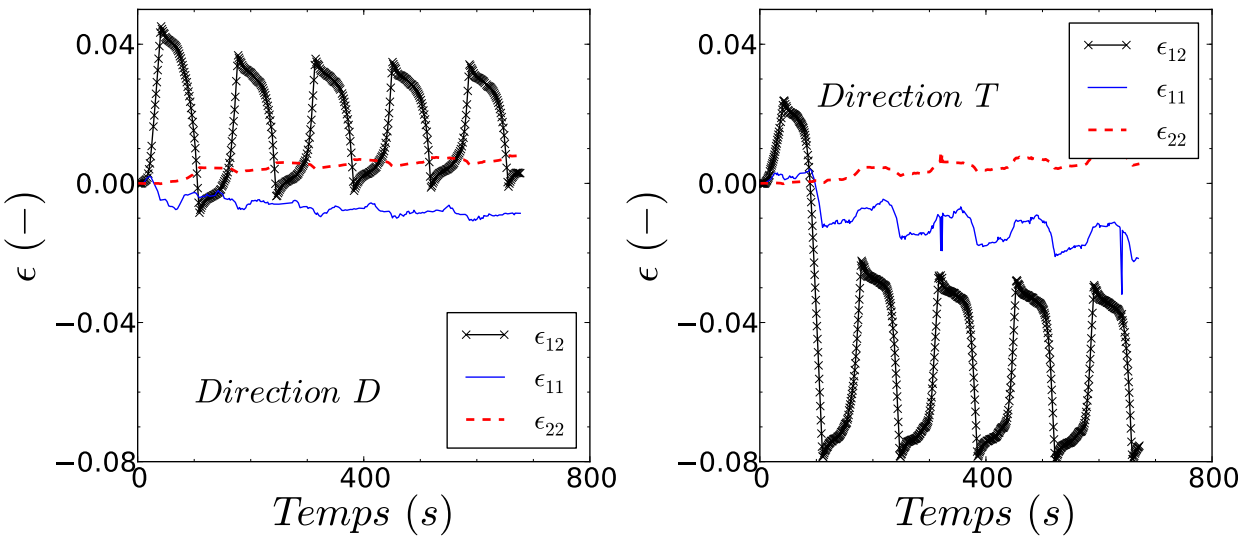


Figure 3.37: Essais de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction (a.) D et (b.) T : évolution de σ_{12} et ε_{12}x8000 au cours du temps



(a.) (b.)

FIGURE 3.38: Essais de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction (a.) D et (b.) T : évolution de la vitesse de déformation dans la direction 12 au cours du temps



(a.) (b.)

FIGURE 3.39: Essais de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction (a.) D et (b.) T : comparaison des déformations $\boldsymbol{\varepsilon}_{12}$, $\boldsymbol{\varepsilon}_{11}$ et $\boldsymbol{\varepsilon}_{22}$ au cours du temps

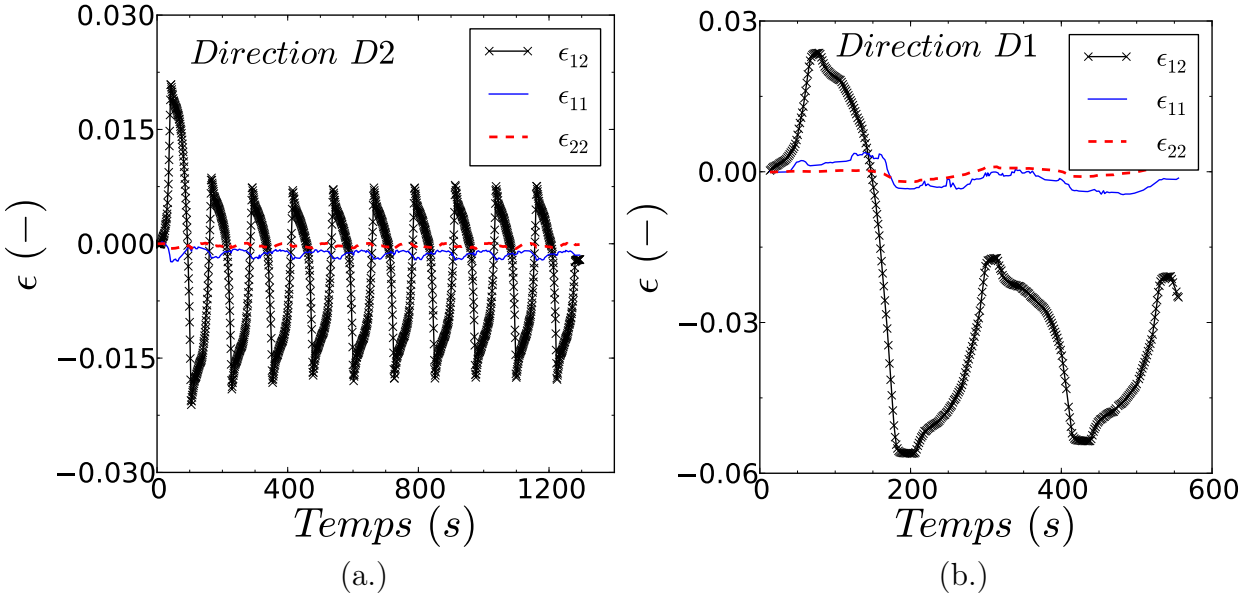


FIGURE 3.40: Essais de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction (a.) D2 et (b.) D1 : Comparaison des déformation ε_{12}, ε_{11} et ε_{22} au cours du temps

Module de cisaillement

Le module de cisaillement G est mesuré via les différentes pentes élastiques obtenues au cours des cycles. Il est estimé à 39 000 MPa dans la direction D2 et 46 000 MPa dans la direction D1. À partir de G il est possible de remonter au module de Young E par la formule :

$$E = 2G(1+\nu) \tag{3.40}$$

En considérant le coefficient de Poisson ν égal à 0,36, E vaut alors 103 000 MPa et 117 000 MPa selon que l'on prenne le module G associé à l'essai réalisé suivant la direction D2 ou suivant la direction D1. En moyennant les deux essais, on obtient un module de Young de 110 000 MPa, valeur obtenue pour le module de Young apparent (en considérant une élasticité isotrope) évaluée à partir des essais de traction effectués à T0 et V0. La vitesse de déformation est supposée ne pas influer sur la valeur de E. Comme pour le module de Young, la valeur de G est légèrement supérieure aux résultats de la littérature obtenus par des méthodes dynamiques ou statiques (Johnson, 1958; Dashkowskiy et Satviskiy, 1962; Rayfield, 1966; Northwood **et al.**, 1977b). Dans ces études G est compris entre 31,9 et 35,7 GPa (toutes études confondues : comprenant des résultats pour les alliages de Zircaloy-2 et d'alliage de zirconium contenant du nobium).

Comparaison D1 et D2

En comparant les réponses des essais effectués suivant ces deux directions (cf. figure 3.41), on observe globalement le même comportement avec toutefois une entrée en plasticité qui est plus rapide dans le cas de l'essai effectué suivant D1. De plus, un jeu associé

au montage est observé pour l'essai réalisé dans la direction D1 ce qui induit une légère discontinuité de la courbe contrainte-déformation. Ce type d'incident impose donc de rester prudent quand aux comparaisons.

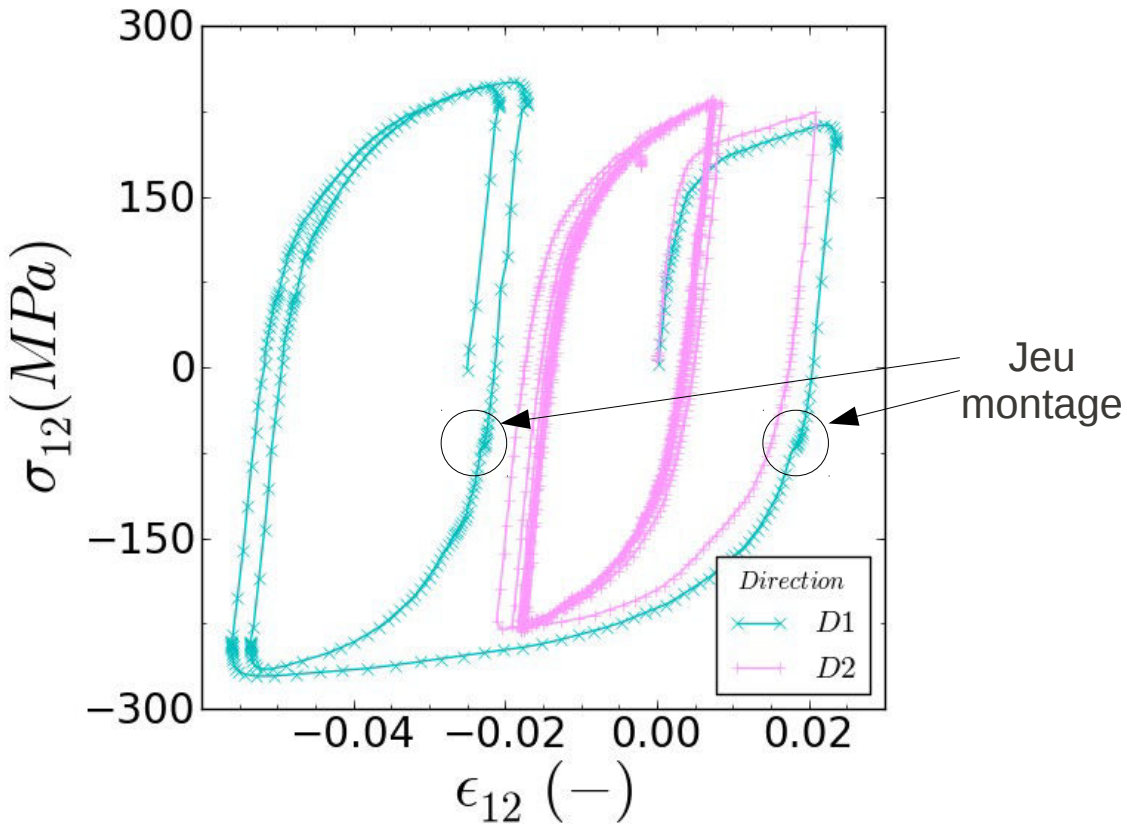


FIGURE 3.41: Essais de cisaillement cyclique à 20°C dans les directions D1 et D2

Écrouissage

Comme observé lors des essais de traction, la phase d'écrouissage du matériau est caractérisée par l'évolution macroscopique de la contrainte d'écoulement avec la déformation plastique (à vitesse de déformation imposée). Ce phénomène macroscopique peut être interprété par des mécanismes à l'échelle microscopique :

- augmentation de la densité de dislocations qui interagissent en se bloquant mutuellement réfrénant ainsi le glissement et conduisant à l'augmentation de la contrainte critique d'écoulement ;
- micro-contraintes granulaires dues aux incompatibilités de déformations entre grains.

Lors d'un essai de traction/compression, pour une certaine classe de matériaux dont fait partie le zirconium, la valeur absolue de contrainte d'entrée en plasticité atteinte avant le changement de direction, ne correspond pas à la limite d'écoulement dans la direction opposée

(effet Bauschinger). Cette dissymétrie de la contrainte d'écoulement peut être associée à la non symétrie d'une partie des mécanismes physiques de plasticité. Dans le but de retranscrire à l'échelle du laboratoire cette dissymétrie de la contrainte d'écoulement, certains auteurs ont défini des grandeurs phénoménologiques macroscopiques associées permettant de rendre compte des manifestations macroscopiques de ces phénomènes. La contrainte d'écoulement, qui peut être caractérisée, pour un mode de sollicitation multiaxié, par la surface de charge dans l'espace des contraintes principales, est scindée en deux composantes : un écrouissage noté R correspondant à la dilatation homothétique de la surface de charge et un écrouissage cinématique X correspondant à la translation de cette surface (Lemaitre et Chaboche, 1985). Les contraintes résultantes des écrouissages homothétique et cinématique sont respectivement nommées contrainte effective et contrainte interne (Dickson **et al.**, 1984). Ainsi la contrainte σ appliquée est tributaire de deux composantes et s'écrit dans le repère en trois dimensions telle que :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{R}} + \underline{\underline{X}} \tag{3.41}$$

Les notions de contrainte interne et contrainte effective sont liées aux mécanismes physiques de la déformation plastique du matériau. Les interactions à courtes distances associées à la contrainte effective correspondent aux interactions non sensibles à l'histoire du matériau et sont donc indépendantes du sens de sollicitation. Il s'agit de l'influence sur le comportement d'obstacles ponctuels rencontrés par les dislocations (aussi bien lorsqu'elles glissent dans un sens que dans l'autre) dont le franchissement nécessite un surplus local d'énergie (contrainte à courte distance). Toutes ces interactions sont thermiquement activées, ce qui implique que la contrainte nécessaire à appliquer pour franchir ces obstacles dépende de la température.
Les interactions à longues distances associées à la contrainte interne correspondent aux interactions sensibles à l'histoire du matériau. Il s'agit de l'influence sur le comportement des hétérogénéités dues à la structure même du matériau ou qui se forment au cours de la déformation et qui induisent l'augmentation globale de l'énergie pour pouvoir déformer le matériau (contrainte à longue distance). Les dislocations rencontrent ces obstacles uniquement dans le sens de la sollicitation. Il en résulte un durcissement asymétrique. Ces interactions peuvent être de différentes natures.

- Intra-granulaires : amas et empilements de dislocations, bandes de glissement (zone dure/zone molle), précipités.
- Inter-granulaire : interactions liées aux incompatibilités de déformation induites par des précipités incohérents, des hétérogénéités de phases ou d'orientations cristallines très marquées.

Grâce à l'inversion du sens de chargement réalisé au cours de ces essais cycliques, il est possible de mettre en évidence l'écrouissage cinématique (cf. figure 3.43). C'est la méthode par la mesure des pertes de linéarité, schématisée sur la figure 3.42 (Lemaitre et Chaboche, 1985), qui est utilisée ici. Il s'agit d'une méthode approximative donnant accès à des résultats

plus qualitatifs que quantitatifs. D'après cette méthode utilisée sur la figure 3.43, il apparaît que la contribution à l'écrouissage cinématique X est importante Pour une déformation de 2%, X vaut près de 140 MPa. X contribue ainsi, à hauteur de 80% à la valeur de la contrainte totale qui vaut 175 MPa.

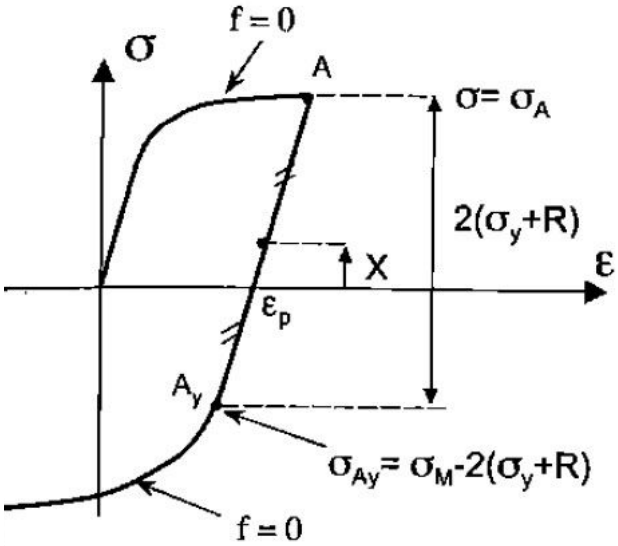


FIGURE 3.42: Schématisation de la réponse contrainte-déformation en sollicitation uniaxiale avec changement du trajet de chargement : méthode d'évaluation de la contrainte cinématique X (Lemaitre et Chaboche, 1985)

(Geyer, 1999) a mené un important travail pour mettre en évidence l'évolution des composantes internes et effectives dans le Zircaloy-4 recristallisé en fonction de la déformation plastique à 20°C. Par la méthode de Dickson décrite par (Feaugas, 1994), cet auteur a dépouillé de nombreux essais de charge/décharge sur tubes. Notons que cette méthode est aussi approximative que la méthode utilisée ici. Geyer obtient un partage des contributions plus équilibré à 2% de déformation plastique pour un essai de traction uniaxiale sur tube dans les directions axiale et circonférentielle. Pour la direction axiale, la contrainte interne joue pour 55% de la contrainte d'écoulement tandis que la contrainte effective joue pour 45% (cf. figure 3.44). Les proportions inverses sont obtenues pour la direction circonférentielle. Ces différences entre l'étude de Geyer et les résultats des essais de cisaillement pourraient être liées :

- à une répartition entre contrainte interne et contrainte effective différente entre le comportement en traction et en cisaillement ;
- à une différence entre le comportement sur tube et sur tôle ;
- au fait qu'il ne s'agisse pas d'un essai de cisaillement pur ;
- à l'imprécision de la mesure de la composante cinématique par perte de linéarité ;
- à une combinaison des quatre hypothèses précédentes.

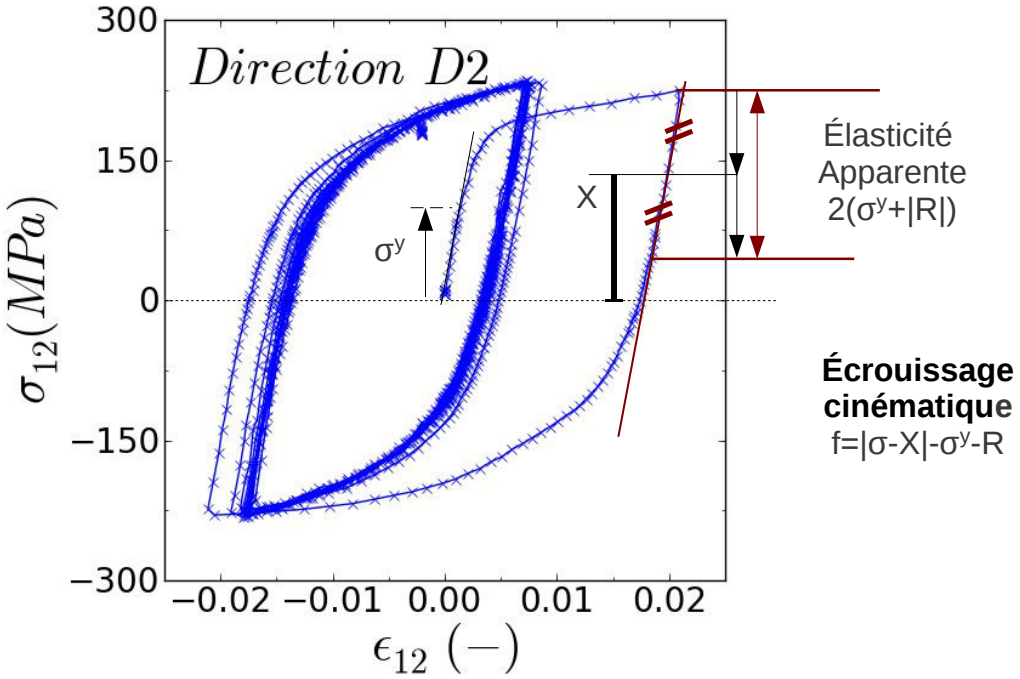


FIGURE 3.43: Mise en évidence de la contribution cinématique de l'écrouissage sur l'essai de cisaillement cyclique pur dans la direction D2 à T0

Nous verrons dans les prochains chapitres dédiés à la simulation numérique que ces différences poseront des problèmes d'identification et de validation du modèle.

Sur la figure 3.43, la quantité $2(\sigma^y + R)$, mesurée (écart à la linéarité de 0,5%) lors du premier cycle à 2% de déformation, est très proche de $2(\sigma^y)$.

$$2(\sigma^y + R) \approx 2(\sigma^y) \tag{3.42}$$

En considérant les écrouissages effectif R et interne X positifs, on en déduit que $R \approx 0$. C'est donc la composante cinématique qui régit principalement l'écrouissage comme l'avait déjà observé (Geyer, 1999) à la fois pour la traction axiale et circonférentielle. À l'inverse, la contrainte effective joue principalement sur l'entrée en plasticité. Dans ces travaux, cet auteur a pu établir de nombreux constats.

- La contrainte interne, nulle à l'initiation de la plasticité pour un matériau recristallisé, augmente avec la déformation plastique. L'amplitude de cette augmentation est fortement dépendante de la température contrairement à la forme de l'évolution du domaine de charge. L'amplitude et la forme de l'évolution considérées sont indépendantes de la vitesse de sollicitation.
- La contrainte effective qui gère la contrainte d'entrée en plasticité est plus importante dans la direction circonférentielle que dans la direction axiale ce qui correspond aux observations effectuées à partir des essais de traction ($Rp_L^{0,2} < Rp_T^{0,2}$).

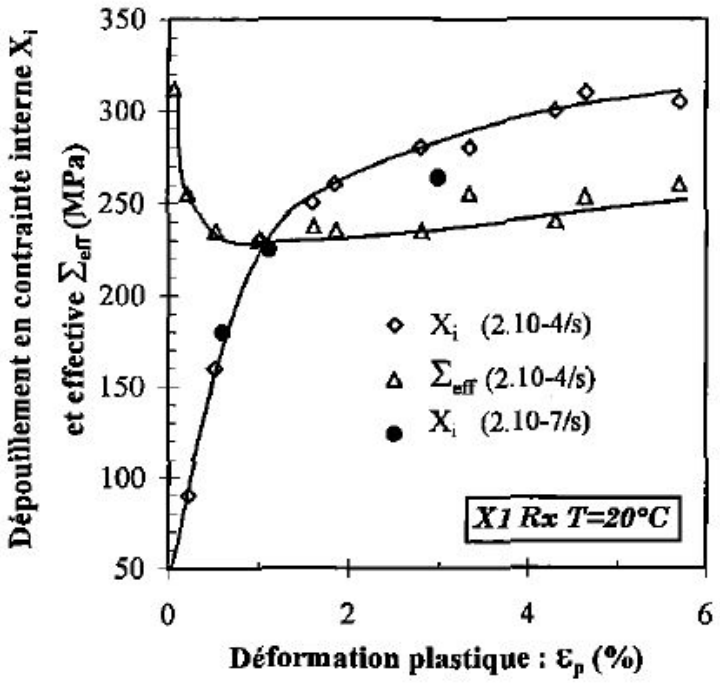


FIGURE 3.44: Contraintes internes X_i et effectives Σ_{eff} en traction à 20°C sur tube de Zircaloy-4 recristallisé dans la direction axiale en fonction de la déformation plastique (Geyer, 1999)

Pour terminer, Geyer a également mené ce type d'analyse à 350°C et les mêmes conclusions sont établies à cette température.

En conclusion, le modèle devra présenter une composante effective anisotrope gérant l'entrée en plasticité et une composante interne anisotrope gérant l'écrouissage. Les essais de traction ont montré que l'anisotropie du $Rp^{0,2}$ et l'anisotropie de l'écrouissage sont antagonistes. Ainsi, l'anisotropie appliquée à la composante interne et l'anisotropie appliquée à la composante effective devront être antagonistes. C'est cette décomposition en contrainte interne et contrainte effective qui rendra possible l'inversion de l'anisotropie de contraintes observée entre le début de l'écrouissage et la fin de l'écrouissage sous conditions que ces deux grandeurs puissent être régies par des anisotropies différentes et indépendantes.

3.3 Discussion de modèles adaptés aux observations expérimentales de l'étude

Les essais de traction ont permis de caractériser l'anisotropie plastique et la viscosité du matériau de l'étude. D'autre part, les essais de cisaillement, ont quant à eux, montré que la contrainte d'écoulement pouvait être scindée en une composante effective et une composante interne qui jouaient respectivement sur la limite d'élasticité et l'écrouissage. À partir de

l'interprétation de cette base expérimentale et des données complémentaires de la littérature il est désormais possible d'identifier les ingrédients nécessaires que doit présenter le modèle pour correctement simuler les essais sur tôle réalisés à 20 et 250°C.

Les modèles mécaniques développés et/ou utilisés pour les alliages de zirconium peuvent être de nature macro-mécanique ou micro-mécanique selon les objectifs de l'étude concernée. Dans un premier temps, c'est un modèle macroscopique qui est d'intérêt pour les raisons évoquées dans le chapitre d'introduction. Néanmoins, les avantages d'une approche micro-mécanique seront abordés dans le dernier chapitre dédié aux perspectives.

3.3.1 Élasticité

Une loi élastique linéaire de type Hooke suffira à définir le comportement élastique associé au modèle. Pour les températures exploitées lors des essais, l'élasticité est très faiblement anisotrope. La formulation isotrope sera donc utilisée. Le module de Young devra diminuer avec la température tandis que le coefficient de Poisson restera constant.

3.3.2 Visco-plasticité

Dans le cadre des études liées à la modélisation des crayons combustibles, les modèles visco-plastiques utilisés sont très souvent unifiés (un seul type de déformation inélastique dit visco-plastique $\underline{\underline{\varepsilon}}^{vp}$).

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{t} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{e} + \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{vp} \tag{3.43}$$

$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{t}$ et $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{e}$ sont respectivement les vitesses de déformation totale et élastique dans le formalisme des petites perturbation. L'utilisation d'un modèle unifié est basée sur l'idée qu'il n'y a pas de distinction de mécanismes à l'origine de la dépendance de la déformation plastique vis à vis du temps. En réalité, cette hypothèse n'est pas réaliste puisque comme l'a montré Geyer, la contrainte interne et la contrainte effective sont régies par deux types de mécanisme de déformation plastique différents et ne présentent pas la même viscosité. Ces différences pourront cependant être introduites par la partition de la contrainte en deux composantes distinctes dont les dépendances à la vitesse de déformation pourront être différenciées. Selon Geyer, la contrainte effective est très dépendante de la vitesse de déformation tandis que la contrainte interne est peu sensible au temps.

D'autre part, les modèles utilisés sont souvent sans seuil de plasticité.

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{vp} = \dot{\lambda}\frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad avec \quad \dot{\lambda} = g(f) \quad et \quad f = f(\underline{\underline{\sigma}}') \tag{3.44}$$

Où f est la fonction de charge, g une fonction régissant l'évolution de l'écoulement plastique et $\underline{\underline{\sigma}}'$ le tenseur du déviateur des contraintes. Le scalaire $\dot{\lambda}$ est le multiplicateur plastique homogène à un taux de déformation. L'utilisation d'une loi sans seuil permet d'introduire une

viscosité très tôt dès la phase apparente d'élasticité (phase visco-élastique en réalité (Robinet, 1995; Geyer, 1999)). La perte de linéarité de la réponse contrainte-déformation classiquement observée est permise par l'utilisation d'une fonction g fortement non linéaire (e.g fonction puissance, exponentielle, sinus hyperbolique ...) appliquée à f pour décrire $\dot{\lambda}$. Comme en plasticité le Zircaloy-4 recristallisé est incompressible, f qui est la fonction de charge devra dépendre uniquement du déviateur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}'$. La partie hydrostatique du tenseur des contraintes n'intervient pas pour la définition de la surface de charge.

3.3.2.1 Viscosité

L'évolution de la sensibilité de la vitesse de déformation à la contrainte est linéaire et positive dans la gamme de vitesse de déformation testée lors de la réalisation des essais de traction. Néanmoins, (Robinet, 1995) a montré que pour de plus faibles vitesses de déformation, l'évolution de cette sensibilité est fortement non linéaire. Pour bien décrire le comportement, cet auteur utilise une loi d'écoulement dépendant uniquement du déviateur de contrainte dite visqueuse $\sigma^{v\prime}$ (σ^v correspond à la composante effective isotrope : $\sigma^v = ||\sigma - X||$) faisant intervenir la fonction sinus hyperbolique associée à une fonction puissance afin d'accentuer la non-linéarité.

$$\underline{\underline{\sigma}}^v : \text{tenseur de contrainte "visqueuse"} \tag{3.45}$$

$$\underline{\underline{\sigma}}^{v\prime} = dev(\underline{\underline{\sigma}}^v) \tag{3.46}$$

$$\dot{\lambda} = \dot{\varepsilon}_0 \left(sinh \left(\frac{f(\underline{\underline{\sigma}}^{v\prime})}{K} \right) \right)^m \tag{3.47}$$

où m est le paramètre caractérisant la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation plastique définie par $m = \Delta ln\dot{\varepsilon}^p / \Delta ln(sinh(\sigma^v))$. K et $\dot{\varepsilon}_0$ sont des scalaires permettant de calibrer l'écoulement plastique. Il s'agit d'une loi inspirée du modèle viscoplastique unifié de (Miller, 1976), Une formulation avec une fonction exponentielle à la place du sinus hyperbolique pourrait également convenir (Geyer, 1999). Néanmoins, elle viendrait moins bien rendre compte du régime non linéaire.
La loi de comportement utilisée pour le développement du critère analytique et implantée dans SCANAIR est actuellement une loi d'écoulement de type Lemaitre (Lemaitre et Chaboche, 1985) largement utilisée dans le domaine de la mécanique du crayon combustible (Leclercq, 1998; Leclercq, 2000; Auzoux, 2005; LeSaux, 2008; MacDonald et Thompson, 1976).

$$\dot{\lambda} = \left(\frac{f(\underline{\underline{\sigma}}')}{K\, p^n} \right)^{m_0} \tag{3.48}$$

Avec $n = \Delta \log \sigma / \Delta \log \dot{\varepsilon}^p$ et $m_0 = \Delta ln\dot{\varepsilon}^p / \Delta ln\sigma$. Cette formulation est directement dépendante du déviateur de la contrainte totale $\underline{\underline{\sigma}}'$ et présente une moins forte non-linéarité que la formulation en sinus hyperbolique. En revanche, elle présente l'avantage d'une dépendance

à la déformation plastique cumulée p. Cette dépendance à p est salutaire puisque lors des essais de traction, m_0 augmente légèrement au cours de l'écrouissage preuve d'une évolution de la viscosité avec le niveau de déformation plastique.

Dans l'objectif d'obtenir une loi adaptative aux différentes conditions il serait dans l'idéal préférable de disposer d'une loi à la fois fortement non-linéaire et qui présente une dépendance de la viscosité à la déformation cumulée. Par exemple :

$$\dot{\lambda} = \dot{\varepsilon}_0 \left(sinh \left(\frac{f(\underline{\underline{\sigma}}^{v\prime})}{K\, p^{n_0}} \right) \right)^m \tag{3.49}$$

Avec $n_0 = \Delta \log \sigma^v / \Delta \log \dot{\varepsilon}^p$.

Pour terminer, les essais de traction ont montré que la contrainte d'écoulement était dépendante de la température. Ainsi tous les paramètres qui ne sont pas directement liés à l'anisotropie, peu importe la loi choisie, devront être dépendants de la température. Une façon usuelle de tenir compte de la dépendance à la température est d'utiliser le paramètre de Zener-Hollomon Z :

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp - \frac{Q}{kT} \tag{3.50}$$

avec $\dot{\varepsilon}$ la vitesse de déformation, T la température, Q l'énergie d'activation et k la constante de Boltzman.

3.3.2.2 Écrouissage cinématique

Dans les études liées aux crayons combustibles, les auteurs de la littérature n'introduisent pas toujours de grandeur cinématique. C'est souvent le modèle de Lemaitre dit à écrouissage-viscosité multiplicative, qui est directement utilisé ((Leclercq, 1998; Leclercq, 2000; Auzoux, 2005; LeSaux, 2008; MacDonald et Thompson, 1976)).

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{vp} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad avec \quad \dot{\lambda} = \left(\frac{f(\underline{\underline{\sigma}}')}{K\, p^n} \right)^{m_0} \tag{3.51}$$

Néanmoins, cette formulation n'est pas satisfaisante d'un point de vue physique puisque seul un écrouissage isotrope est utilisé. Les essais de cisaillement ont mis en avant le caractère cinématique du comportement. Ainsi la contrainte totale doit dépendre à la fois de la composante cinématique X (interne) et de la composante isotrope σ^v (effective).

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\sigma}}^v + \underline{\underline{X}} \tag{3.52}$$

$$f = f((\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})') = f(\underline{\underline{\sigma}}^{v\prime}) \quad et \quad \dot{\lambda} = g((\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})') = g(\underline{\underline{\sigma}}^{v\prime}) \tag{3.53}$$

Scinder le comportement en une composante isotrope et une composante cinématique, permet de prendre en compte les observations faites au paragraphe 3.2.2.2 :

- l'entrée en plasticité peut être principalement gérée par $\underline{\underline{\sigma}}^v$;
- l'écrouissage peut être principalement géré par $\underline{\underline{X}}$;
- $\underline{\underline{X}}$ et $\underline{\underline{\sigma}}^v$ peuvent présenter une dépendance au temps différente ;
- une anisotropie en contrainte antagoniste est potentiellement applicable à $\underline{\underline{\sigma}}^v$ et à $\underline{\underline{X}}$ comme observé expérimentalement.

Les essais de traction ont montré que le taux d'écrouissage évolue au cours de la déformation plastique. Il est globalement important en début de plasticité puis diminue avec la déformation plastique. Il devra donc être non-linéaire. Pour les écrouissages cinématiques non-linéaires, c'est très souvent la loi d'Amstrong-Frederick (Armstrong et Frederick, 1966) qui est utilisée :

$$\dot{\underline{\underline{X}}} = \frac{2}{3}C\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{vp} - \gamma\underline{\underline{X}}\dot{p} \tag{3.54}$$

Avec $\dot{p}$ la vitesse de déformation plastique cumulée équivalente, C et γ des scalaires paramètres du modèle. Il s'agit d'un écrouissage linéaire de Prager $\frac{2}{3}C\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{vp}$ combiné à un terme de rappel $-\gamma\underline{\underline{X}}\dot{p}$ qui induit un effet mémoire évanescent du trajet de chargement (Lemaitre et Chaboche, 1985). Ce terme de rappel est communément nommé "restauration dynamique".
Pour insister sur la non-linéarité de l'écrouissage au cours de la déformation, il faudrait dans l'absolu appliquer plusieurs régimes d'écrouissage s'activant successivement à différents niveaux de déformation plastique (e.g analogie avec les modèles d'écrouissages multi-surfaces pour les formulations avec seuil (Mroz, 1967)). Deux régimes sont au minimum nécessaires : un régime présentant un fort écrouissage pour le début de la plasticité et un second régime avec un écrouissage plus progressif à partir d'environ 2% de déformation plastique. Ce type de multi-régime cinématique est proposé dans une forme additive rappelée dans la synthèse (Chaboche, 2008)

$$\underline{\underline{X}} = \sum_{i=1}^{Tot} \underline{\underline{X}}_i \tag{3.55}$$

Avec X_i exprimé par la formulation d'Armstrong-Frederick. Une forme imbriquée est également proposée dans le modèle Delobelle-Robinet-Shäffler (Delobelle et Robinet, 1994; Robinet, 1995; Schäffler, 1997).

D'après les résultats de Geyer, les paramètres qui gèrent l'amplitude de l'écrouissage devront évoluer avec la température (e.g C/γ dans le modèle d'Armstrong-Frederick). En revanche, si plusieurs régimes sont utilisés, leur seuil d'activation en terme de niveau de déformation plastique devra dans l'idéal demeurer constant avec la température (pour des températures inférieures à 350°C) puisque si l'amplitude de l'écrouissage cinématique évolue avec la température, sa forme demeure sensiblement la même.

3.3.2.3 Anisotropie

Les résultats des essais de traction ont montré que le comportement mécanique plastique de l'alliage de Zircaloy-4 recristallisé présente une anisotrope orthotrope en contrainte

et en déformation. Pour décrire cette anisotropie, la plupart des auteurs utilisent un critère orthotrope incompressible de Hill (Hill, 1950) combiné à une loi standard utilisant un écrouissage isotrope (Grange, 1998; Leclercq, 1998; LeSaux, 2008).

$$f(\underline{\underline{\sigma}}') = \overline{\sigma}_H = \sqrt{\frac{3}{2}\underline{\underline{\sigma}}' : \mathbb{H} : \underline{\underline{\sigma}}'} \tag{3.56}$$

σ' est le déviateur des contraintes et $\mathbb{H}$ un tenseur orthotrope symétrique d'ordre 4 contenant les coefficients d'anisotropie exprimés dans le repère matériau. La calibration des coefficients d'anisotropie doit être minutieusement réalisée car de très faibles écarts sur ces coefficients peuvent mener à de grandes différences sur les courbes de comportement. Ce critère permet, comme nous le verrons, de bien reproduire la surface de charge observée pour les essais biaxiés sur tube. Cependant, l'anisotropie en contrainte définie par $\mathbb{H}$ est appliquée uniquement sur la grandeur effective et la forme de la surface de charge est conservée durant l'intégralité du chargement ce qui va à l'encontre des observations effectuées lors des essais de traction. En effet, comme nous l'avons rappelé à plusieurs reprises, l'anisotropie de contrainte étudiée à partir des essais de traction effectués dans 5 directions de sollicitation différentes évolue entre le début et la fin de l'écrouissage (inversion).

Nous avons montré que l'anisotropie évolue au cours de l'écrouissage. Plus précisément, l'anisotropie de la limite d'élasticité est antagoniste à l'anisotropie du taux d'écrouissage. Les approches dites de distorsion plastique (e.g (Ortiz et Popov, 1983; Karafillis et Boyce, 1996)) permettent de déformer la surface de charge au cours de la déformation plastique en faisant par exemple évoluer les coefficients d'anisotropie des matrices du critère de plasticité. Cependant, dans l'idéal, il faudrait appliquer une anisotropie dissociée sur l'entrée en plasticité gérée par la grandeur effective (à l'instar du critère de Hill) et sur l'écrouissage géré par la grandeur cinématique. Cette option est possible avec le modèle Delobelle-Robinet-Schäffler, dans lequel un critère de Hill est appliqué pour l'entrée en plasticité et trois autres matrices d'anisotropie sont appliquées à différents modules cinématiques (ce qui revient à faire évoluer la direction d'écoulement préalablement définie par la surface de charge initiale).

D'autres critères de plasticité présentant plus de degrés de liberté pour calibrer l'anisotropie mécanique par rapport au critère de Hill sont également disponibles (Barlat **et al.**, 1991; Karafillis et Boyce, 1993; Bron et Besson, 2004; Cazacu **et al.**, 2006; Soare **et al.**, 2008; Yoshida **et al.**, 2013; Aretz **et al.**, 2013). Ces critères permettent de définir des surfaces de charge plus élaborées et accidentées ("surface anguleuse") que Hill. Cependant, ces derniers complexifient notablement les lois et apportent un nombre importants de paramètres supplémentaires à identifier. Par l'utilisation de différentes matrices d'anisotropie, le modèle présentera déjà un nombre important de paramètres. D'autre part, si un modèle lourd et complexe est à utiliser pour aller vers de plus grandes précisions de la description des surfaces de charges initiales, il semblerait alors plus judicieux d'opter pour un modèle micro-mécanique plus physique.

Les essais de traction ont montré que l'anisotropie dépendait peu de la température et de la vitesse de sollicitation dans la gamme de conditions étudiée. Les coefficients des matrices d'anisotropie du modèle devront donc être invariants avec la température et la vitesse de sollicitation.

3.4 Conclusions

Dans ce chapitre, les principales fonctions que doit présenter le modèle pour bien simuler le comportement mécanique des tôles en alliages de Zirconium ont pu être identifiées à partir :

- des essais de traction ;
- des essais de cisaillement ;
- et des données de la littérature.

Une attention particulière a été portée à l'étude de l'anisotropie mécanique du matériau pour caractériser son influence sur le comportement mécanique. Les principales fonctions nécessaires au modèle sont résumées dans le tableau 3.6 accompagnées de propositions de lois adaptées.

	Dépendances				
Ingrédients	Anisotropie	Température	Vitesse	Déformation	Suggestions
Élasticité	+	+++	NON	NON	Loi de Hooke
Plasticité	+++	+++	+++	+++	Unifiée ; incompressible ; cinématique et isotrope
Écrouissage isotrope	++	+++	+++	+	Sans seuil ; viscosité multiplicative
- Écoulement	++	+++	+++	+	Sinus hyperbolique ; modèle de Lemaitre
- Anisotropie		NON	NON	NON	Hill orthotrope
Écrouissage cinématique	+++	++	+	+++	Frederick ; Multi-régimes
- Régimes	+++	++	+	+++	2 régimes au minium
- Anisotropie		NON	NON	++	Tenseur ordre 4 orthotrope et symétrique

TABLE 3.6: Ingrédients nécessaires au modèle mécanique pour les alliages de zirconium avec les dépendances à prendre en compte pour les conditions explorées lors des essais : NON = aucune dépendance ; + = légère dépendance ; ++ = dépendance notable ; +++ = dépendance importante

Chapitre 4

Identification et évaluation d'une loi de comportement à différentes températures et vitesses de sollicitation

Sommaire

4.1 Outils numériques utilisés **111**
4.2 Le modèle de l'étude **111**
4.2.1 Notation, repère des tenseurs et indépendances des composantes 112
4.2.2 Les équations du modèle 116
4.2.3 Version isotrope du modèle 122
4.2.4 Synthèse 123
4.3 Méthodologie d'identification **123**
4.3.1 Présentation générique de la méthodologie d'identification . . 123
4.3.2 Paramètres d'élasticité 127
4.3.3 Paramètres décrivant la viscosité 130
4.3.4 Paramètres d'écrouissage 133
4.3.5 Ajustement en regard de y et $\dot{\varepsilon}_0$ 135
4.3.6 Paramètres anisotropes 136
4.4 Résultats de l'identification **147**
4.4.1 Critères d'évaluation 147
4.4.2 Simulation des essais de traction 152
4.4.3 Simulation des essais de cisaillement 163
4.4.4 Synthèse 166
4.5 Évaluation du modèle à partir d'essais de traction sur éprouvettes entaillées (Doan, 2009) **167**
4.5.1 Présentation de l'essai 167
4.5.2 Maillage et conditions aux limites 167

4.6 Résultats de simulation des essais NTV et NT2 . . . . . **168**
4.7 Conclusions **171**

À partir de la base expérimentale sur tôle de la présente étude (essais de traction et de cisaillement cyclique) et de résultats tirés de la littérature, le cahier des charges auquel doit répondre la loi a pu être établi. Les fonctionnalités nécessaires pour simuler le comportement élasto-visco-plastique des tôles de Zircaloy-4 recristallisé étant connues, la loi de comportement adaptée peut être choisie.

Dans cette partie, le modèle sélectionné est présenté. Dans un second temps, la méthodologie d'identification mise en œuvre est décrite et les résultats des simulations sont comparés aux mesures ad hoc. Pour terminer, le modèle identifié est évalué à partir d'essais de traction sur éprouvettes entaillées tirés de la thèse de (Doan, 2009) et non utilisés pour le recalage.

4.1 Outils numériques utilisés

Tous les essais sont simulés à l'aide du code de calcul ASTER® (www.code-aster.org) développé par EDF. Ce code est couplé à la bibliothèque de lois de comportement Z-MAT® (www.nwnumerics.com/Z-mat) développée au Centre des Matériaux de l'école des Mines de Paris dans laquelle est implémenté le modèle de l'étude. Lors de la phase d'identification les chargements de traction sont simulés sur un élément de volume linéaire auquel sont appliquées les conditions limites de l'essai en terme de déplacement. Les chargements de cisaillement sont simulés sur des points matériels. Dans ce cas, ce sont les déformations ε_{11}, ε_{22} et ε_{12} (dans le repère de l'essai) moyennes sur la zone d'intérêt mesurées par CIN qui sont appliquées comme conditions limites.

Les maillages nécessaires pour les calculs de validation du modèle sur éprouvettes entaillées sont réalisés dans Salome-Meca® (www.salome-platform.org).

4.2 Le modèle de l'étude

Le modèle de l'étude s'inspire très largement du modèle Delobelle-Robinet-Shaffler (DRS). Le modèle DRS a été initialement développé par Delobelle (Delobelle **et al.**, 1996) pour les aciers, dans une configuration isotrope. Il a été ensuite adapté au cas des tubes en alliages de Zircaloy-4 détendu et recristallisé par Robinet (Robinet, 1995). Cet auteur a notamment inclus le traitement de la microstructure texturée du matériau par l'intermédiaire de quatre matrices d'anisotropie. L'étude de Robinet s'inscrit dans le cadre de la simulation du comportement mécanique du Zircaloy-4 recristallisé lors d'un chargement de type Interaction-Pastille-Gaine (IPG), induit par le fonctionnement en suivi de réseau [1]. Il s'agit plus précisément d'une étude concernant l'application d'une rampe de puissance en

1. Le fonctionnement en suivi de réseau consiste à rationaliser la production d'électricité en fonction de la consommation variable au cours de l'année. Aussi, pour réguler la production, les exploitants ordonnent des montées et des baisses de puissances protocolaires du réacteur.

fonctionnement nominal. L'identification de la loi développée est réalisée à 350°C à partir de chargements uniaxiés (traction, pression interne, torsion), biaxiés (traction/pression interne, traction/torsion) et de fluage. Les vitesses de déformation appliquées sont comprises entre 10^{-7} et $10^{-4}\,s^{-1}$. Celles-ci sont conditionnées par les spécifications des rampes de puissances. Par la suite, (Schäffler, 1997) a repris le modèle pour le faire évoluer en fonction de la température et de l'irradiation du matériau. Cet auteur a réalisé ces améliorations à partir d'essais sur gaine en Zircaloy-4 détendu réalisés entre 350°C et 400°C.

Le modèle DRS est un modèle élasto-viscoplastique, sans seuil, unifié, avec structures modulaires, qui permettent d'adapter le formalisme aux phénomènes physiques rencontrés lors des études expérimentales. Ce modèle est pris comme référence car il présente plusieurs avantages vis à vis du positionnement de l'étude.

- Il a été développé spécifiquement pour les alliages de Zircaloy et plus particulièrement pour l'alliage de Zircaloy-4 recristallisé.
- Il a été identifié pour modéliser le comportement des tubes de gainage en condition IPG. Dans la présente étude, il s'agira d'élargir la gamme de conditions afin de coller au cadre particulier du RIA : i.e des vitesses de sollicitation plus rapides.
- Ce modèle permet de disposer d'un grand nombre de degrés de liberté pour calibrer l'anisotropie. La simulation des essais sur tube proposée par Robinet permet une représentation satisfaisante de l'anisotropie en contrainte et en déformation pour des sollicitations biaxiales. Aussi, il est raisonnable d'espérer des résultats acceptables pour des chargements uniaxiés sur tôle.

Après avoir défini la notation contractée utilisée pour l'écriture des tenseurs, le modèle utilisé dans l'étude et inspiré du modèle DRS sera présenté.

4.2.1 Notation, repère des tenseurs et indépendances des composantes

4.2.1.1 Notation contractée de Kelvin

Pour simplifier l'écriture développée des tenseurs (tous les tenseurs d'ordre 2 impliqués dans l'étude sont considérés symétriques), la notation de Kelvin est adoptée.

Notation de Kelvin des tenseurs d'ordre 2

Les tenseurs d'ordre deux utilisés dans le modèle sont toujours symétriques ($\underline{\underline{a}}^T = \underline{\underline{a}}$ ou encore $a_{ij} = a_{ji}$, avec $(i,j) \in \{1,2,3\}^2$ en notation indicielle). Ces tenseurs dépendent donc de six coefficients indépendants et évoluent dans un espace vectoriel de dimension 6 dont la base orthonormée est formée de six tenseurs $\underline{\underline{\alpha}}_i$ d'ordre deux symétriques et normés. Selon la notation de Kelvin, les six tenseurs $\underline{\underline{\alpha}}_i$ de la base sont définis tels que :

$$\begin{cases} \alpha_1 = e_1 \otimes e_1 \\ \alpha_2 = e_2 \otimes e_2 \\ \alpha_3 = e_3 \otimes e_3 \end{cases} \quad \text{et} \quad \begin{cases} \alpha_4 = \frac{1}{\sqrt{2}}(e_2 \otimes e_3 + e_3 \otimes e_2) \\ \alpha_5 = \frac{1}{\sqrt{2}}(e_3 \otimes e_1 + e_1 \otimes e_3) \\ \alpha_6 = \frac{1}{\sqrt{2}}(e_1 \otimes e_2 + e_2 \otimes e_1) \end{cases} \tag{4.1}$$

Avec,

$$\underline{\underline{\alpha}}_i . \underline{\underline{\alpha}}_i = 1 \quad \text{avec} \quad (i) \in \{1,2,3,4,5,6\} \tag{4.2}$$

et

$$\underline{\underline{\alpha}}_i . \underline{\underline{\alpha}}_j = 0 \quad \text{avec} \quad (i,j) \in \{1,2,3,4,5,6\}^2 \tag{4.3}$$

Un tenseur d'ordre deux symétrique $\underline{\underline{a}}$ sera donc représenté par un vecteur à six composantes tel que :

$$\underline{\underline{a}} = \begin{pmatrix} a_1 = a_{11} \\ a_2 = a_{22} \\ a_3 = a_{33} \\ a_4 = \sqrt{2}a_{23} \\ a_5 = \sqrt{2}a_{31} \\ a_6 = \sqrt{2}a_{12} \end{pmatrix} \tag{4.4}$$

Le produit scalaire correspond alors à celui des vecteurs d'ordre 2 en notation non contractée : $a_{ij}b_{ij} = a_I b_I$.

Notation de Kelvin des tenseurs d'ordre 4

L'anisotropie du comportement est introduite dans le modèle au moyen de tenseurs d'ordre quatre notés $\mathbb{A}$ de manière générique. Ils permettent de réaliser une combinaison linéaire des termes d'un tenseur d'ordre 2 pour en obtenir un deuxième à l'aide de l'opérateur de doubles produits contracté : $\underline{\underline{b}} = \mathbb{A} : \underline{\underline{a}}$. La notation contractée des composantes de A_{ijkl} est décrite par A_{IJ}. La correspondance entre les coefficients A_{ijkl} et A_{IJ} est identique qu'il s'agisse d'un tenseur des modules, d'un tenseur des souplesses ou d'un tenseur sans dimension et est définie telle que :

$$A_{IJ}(A_{ijkl}) = \tag{4.5}$$

$$\begin{pmatrix} A_{11} = A_{1111} & A_{12} = A_{1122} & A_{13} = A_{1133} & A_{14} = \sqrt{2}A_{1123} & A_{15} = \sqrt{2}A_{1131} & A_{16} = \sqrt{2}A_{1112} \\ A_{12} = A_{2211} & A_{22} = A_{2222} & A_{23} = A_{2233} & A_{24} = \sqrt{2}A_{2223} & A_{25} = \sqrt{2}A_{2231} & A_{26} = \sqrt{2}A_{2212} \\ A_{13} = A_{3311} & A_{23} = A_{3322} & A_{33} = A_{3333} & A_{34} = \sqrt{2}A_{3323} & A_{35} = \sqrt{2}A_{3331} & A_{36} = \sqrt{2}A_{3312} \\ A_{14} = \sqrt{2}A_{2311} & A_{24} = \sqrt{2}A_{2322} & A_{34} = \sqrt{2}A_{2333} & A_{44} = 2A_{2323} & A_{45} = 2A_{2331} & A_{46} = 2A_{2313} \\ A_{15} = \sqrt{2}A_{3111} & A_{25} = \sqrt{2}A_{3122} & A_{35} = \sqrt{2}A_{3133} & A_{45} = 2A_{3123} & A_{55} = 2A_{3131} & A_{56} = 2A_{3112} \\ A_{16} = \sqrt{2}A_{1211} & A_{26} = \sqrt{2}A_{1222} & A_{36} = \sqrt{2}A_{1233} & A_{46} = 2A_{1223} & A_{56} = 2A_{1231} & A_{66} = 2A_{1212} \end{pmatrix} \tag{4.6}$$

Avec la notation de Kelvin, les doubles produits contractés sont remplacés par de simples produits contractés (opération matricielle usuelle).

Pour illustration, dans l'expression

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \mathbb{S} : \underline{\underline{\sigma}} \tag{4.7}$$

$\mathbb{S}$ est le tenseur des souplesses reliant le tenseur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}$ au tenseur des déformations $\underline{\underline{\varepsilon}}$. En notation de Kelvin l'expression devient $\varepsilon_I = S_{IJ}\sigma_J$ telle que :

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{23} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{31} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & S_{14} & S_{15} & S_{16} \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & S_{24} & S_{25} & S_{26} \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & S_{34} & S_{35} & S_{36} \\ S_{14} & S_{24} & S_{34} & S_{44} & S_{45} & S_{46} \\ S_{15} & S_{25} & S_{35} & S_{45} & S_{55} & S_{56} \\ S_{16} & S_{26} & S_{36} & S_{46} & S_{56} & S_{66} \end{pmatrix}_{(1,2,3)} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sqrt{2}\sigma_{23} \\ \sqrt{2}\sigma_{31} \\ \sqrt{2}\sigma_{12} \end{pmatrix} \tag{4.8}$$

avec

$$\begin{pmatrix} S_{11} = S_{1111} & - & - & - & - & - \\ S_{12} = S_{2211} & S_{22} = S_{2222} & - & - & - & - \\ S_{13} = S_{3311} & S_{23} = S_{3322} & S_{33} = S_{3333} & - & - & - \\ S_{14} = \sqrt{2}S_{2311} & S_{24} = \sqrt{2}S_{2322} & S_{34} = \sqrt{2}S_{2333} & S_{44} = 2S_{2323} & - & - \\ S_{15} = \sqrt{2}S_{3111} & S_{25} = \sqrt{2}S_{3122} & S_{35} = \sqrt{2}S_{3133} & S_{45} = 2S_{3123} & S_{55} = 2S_{3131} & - \\ S_{16} = \sqrt{2}S_{1211} & S_{26} = \sqrt{2}S_{1222} & S_{36} = \sqrt{2}S_{1233} & S_{46} = 2S_{1223} & S_{56} = 2S_{1231} & S_{66} = 2S_{1212} \end{pmatrix} . \tag{4.9}$$

Tous les tenseurs d'ordre 4 liant des tenseurs d'ordre 2 symétriques présentent les symétries dites mineures entre les premiers et deuxièmes indices ainsi qu'entre les troisièmes et quatrièmes indices : $A_{ijkl} = A_{jikl} = A_{ijlk} = A_{jilk}$. Ainsi, $\mathbb{A}_{IJ}$ comprend au maximum 21 composantes indépendantes.

4.2.1.2 Repère des tenseurs

Afin de rester en cohérence avec la notation des coordonnées cylindriques liées au tube adoptées par I. Schaffler et P. Robinet (1 = r, 2 = θ et 3 = Z), les coordonnées orthotropes liées à la tôle sont définies telles que 1 = N, 2 = T et 3 = L. La direction axiale du tube Z correspond à la direction L de la tôle, et la direction circonférentielle θ du tube correspond à la direction T de la tôle. L'équivalence mise en avant dans le chapitre 2 est respectée, ce qui facilitera la transférabilité et les comparaisons entre les deux géométries.

4.2.1.3 Orthotropie

Dans le repère de la tôle, l'hypothèse d'orthotropie du matériau conduit à proposer une matrice d'anisotropie de la forme suivante :

$$\mathbb{A} = \begin{pmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{13} & 0 & 0 & 0 \\ A_{12} & A_{22} & A_{23} & 0 & 0 & 0 \\ A_{13} & A_{23} & A_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & A_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & A_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & A_{66} \end{pmatrix}_{(1=N,2=T,3=L)} \tag{4.10}$$

présentant 9 composantes indépendantes.

4.2.1.4 Hypothèse d'incompressibilité plastique

Comme évoqué dans le chapitre 3, il est raisonnable de considérer que le Zircaloy-4 recristallisé est incompressible lorsque la déformation élastique peut être négligée devant la déformation viscoplastique :

$$\dot{\varepsilon}_{11} + \dot{\varepsilon}_{22} + \dot{\varepsilon}_{33} = 0 \tag{4.11}$$

L'application de cette hypothèse impose la dépendance entre certains paramètres des matrices $\mathbb{A}$ selon :

$$\begin{cases} A_{11} + A_{12} + A_{13} = 0 \\ A_{12} + A_{22} + A_{23} = 0 \\ A_{13} + A_{23} + A_{33} = 0 \end{cases} \tag{4.12}$$

Les 9 composantes intervenant dans le précédent système d'équation peuvent s'exprimer en fonction de seulement trois coefficients F, G et H.

$$A_{12} = -F \tag{4.13}$$

$$A_{13} = -H \tag{4.14}$$

$$A_{23} = -G \tag{4.15}$$

$$A_{11} = -A_{12} - A_{13} = F + H \tag{4.16}$$

$$A_{22} = -A_{23} - A_{12} = G + F \tag{4.17}$$

$$A_{33} = -A_{13} - A_{23} = H + G \tag{4.18}$$

$$\mathbb{A} = \begin{pmatrix} F+H & -F & -H & 0 & 0 & 0 \\ -F & G+F & -G & 0 & 0 & 0 \\ -H & -G & H+G & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & A_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & A_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & A_{66} \end{pmatrix}_{(1=N,2=T,3=L)} \tag{4.19}$$

L'application de l'hypothèse d'incompressibilité permet de réduire les tenseurs d'ordre 4 $\mathbb{A}$, de neuf à six composantes indépendantes.

4.2.2 Les équations du modèle

Il s'agit d'un modèle unifié considérant un seul type de déformation inélastique. La vitesse de déformation totale $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^t$ s'exprime selon :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^t = \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^e + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p \tag{4.20}$$

$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^e$ est la vitesse de déformation élastique et $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p$ la vitesse de déformation viscoplastique. L'élasticité est traitée par la loi de Hooke dans sa configuration isotrope :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^t = \mathbb{S} : \underline{\underline{\dot{\sigma}}} \tag{4.21}$$

où $\mathbb{S}$, le tenseur des souplesses, est fonction uniquement du Module de Young E et du coefficient de Poisson ν.
Un des critères respecté par la loi consiste en la décomposition de la contrainte en une grandeur effective $\underline{\underline{\sigma}}^v$ dite contrainte visqueuse et une grandeur interne cinématique $\underline{\underline{X}}$:

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\sigma}}^v + \underline{\underline{X}}, \quad \underline{\underline{\sigma}}^v = \underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}} \tag{4.22}$$

La loi d'écoulement est exprimée en fonction de la contrainte équivalente $\overline{\sigma - X}$ définie selon le formalisme de Hill exprimé à partir des grandeurs déviatoriques $\underline{\underline{\sigma}}'$ et $\underline{\underline{X}}'$:

$$\overline{\sigma - X} = \sqrt{\frac{3}{2}\left(\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}'\right) \mathbb{M} \left(\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}'\right)} \tag{4.23}$$

avec,

$$\underline{\underline{\sigma}}' = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} Tr(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{I}} \tag{4.24}$$

$$\underline{\underline{X}}' = \underline{\underline{X}} - \frac{1}{3} Tr(\underline{\underline{X}}) \underline{\underline{I}} \tag{4.25}$$

$\mathbb{M}$ est un tenseur d'ordre 4 et $\underline{\underline{I}}$ est le tenseur identité d'ordre 3.

La base expérimentale de Robinet a permis d'établir la relation entre la norme de l'écoulement $\dot{\lambda}$, également nommée multiplicateur plastique, et la contrainte visqueuse équivalente $\overline{\sigma - X}$:

$$\dot{\lambda} = \dot{\varepsilon}_0 \left(\sinh \left(\frac{\overline{\sigma - X}}{K} \right) \right)^m \tag{4.26}$$

$\dot{\varepsilon}_0$, K, et m sont les paramètres permettant de calibrer l'influence du temps sur le comportement (paramètres visqueux). La non-linéarité requise est assurée par le sinus hyperbolique et la fonction puissance. En revanche, la relation n'est pas dépendante de la déformation plastique, alors qu'une augmentation du paramètre m avec l'augmentation de la déformation plastique au cours de l'écrouissage a été observée expérimentalement pour les essais de tractions (cf. chapitre 3). Par ailleurs le tenseur d'ordre 4, $\mathbb{M}$, intervenant dans la relation de la contrainte équivalente (équation (4.23)), régit l'anisotropie de la norme de l'écoulement.

La direction de l'écoulement est obtenue en appliquant la loi de normalité :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \tag{4.27}$$

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \frac{3}{2} \dot{\lambda} \ \mathbb{M} \ \frac{\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}'}{\overline{\sigma - X}} \tag{4.28}$$

C'est le tenseur d'ordre 4, $\mathbb{M}$, qui impose l'anisotropie de la direction en plus de l'anisotropie de la norme de l'écoulement.

La forme de la composante cinématique déviatorique $\underline{\underline{X}}'$ est inspirée de la loi d'Amstrong-Frederick (Armstrong et Frederick, 1966). Celle-ci fait appel à un terme linéaire combiné à un terme de rappel :

$$\underline{\underline{X}}' = p \underline{\underline{\alpha}}' \tag{4.29}$$

$$\underline{\underline{X}}'^{(1)} = p_1 \underline{\underline{\alpha}}'^{(1)} \tag{4.30}$$

$$\underline{\underline{X}}'^{(2)} = p_2 \underline{\underline{\alpha}}'^{(2)} \tag{4.31}$$

$$\underline{\underline{\dot{\alpha}}}' = \left(\frac{2}{3} y \, \mathbb{N} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p - \mathbb{Q} \left(p \underline{\underline{\alpha}}' - p_1 \underline{\underline{\alpha}}'^{(1)} \right) \dot{\lambda} \right) \tag{4.32}$$

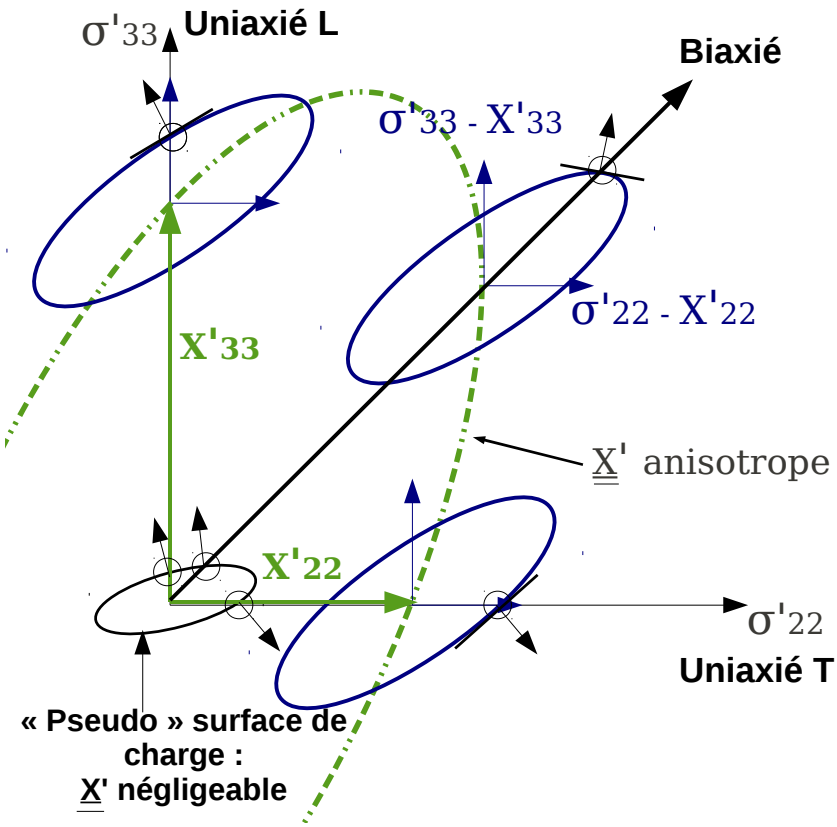
$$\underline{\underline{\dot{\alpha}}}'^{(1)} = \left(\frac{2}{3} y \, \mathbb{N} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p - \mathbb{Q} \left(p_1 \underline{\underline{\alpha}}'^{(1)} - p_2 \underline{\underline{\alpha}}'^{(2)} \right) \dot{\lambda} \right) \tag{4.33}$$

$$\underline{\underline{\dot{\alpha}}}'^{(2)} = \left(\frac{2}{3} y \, \mathbb{N} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p - \mathbb{Q} \, p_2 \underline{\underline{\alpha}}'^{(2)} \dot{\lambda} \right) \tag{4.34}$$

Ces expressions font apparaître, un écrouissage linéaire de Prager proportionnel à la vitesse de déformation plastique. L'amplitude asymptotique de la contrainte cinématique (e.g la valeur maximale atteinte de la composante du tenseur X non nulle dans le cas de l'application d'un chargement de traction uniaxié contrôlé en déplacement) est imposée par le scalaire y homogène à une contrainte. La différence par rapport à la loi d'Amstrong-Frederick classique réside dans l'utilisation du tenseur $\mathbb{N}$ d'ordre 4. $\mathbb{N}$ permet d'imposer une anisotropie à l'écrouissage cinématique de Prager indépendante de l'anisotropie imposée à la contrainte visqueuse σ^v. L'inversion d'anisotropie de contrainte entre l'initiation de la plasticité et la fin de l'écrouissage, observée expérimentalement (cf. figures 3.13 (a.) et (b.)), est alors accessible via ce modèle. Il s'agit de l'intérêt principal de cette loi de comportement vis à vis de la présente étude. Le schéma de principe permettant de mettre en évidence cette inversion par le biais d'un écrouissage cinématique anisotrope est proposé sur la figure 4.1. La "pseudo" surface de charge initiale gouvernée par $\mathbb{M}$ est représentée en trait plein noir dans le repère des tenseurs. Dans ce cas, $\mathbb{M}$ est définie pour imposer une contrainte visqueuse plus importante selon la direction 22 (chargement uniaxié selon T) que selon la direction 33 (chargement uniaxié selon L). Avec l'utilisation d'un écrouissage cinématique anisotrope (trait discontinu) bien calibré, il est possible d'inverser ce rapport au cours de la déformation plastique.
La restauration dynamique définie par le terme de rappel $-\mathbb{Q}\left(p\underline{\underline{\alpha}}' - p_1\underline{\underline{\alpha}}'^{(1)}\right)\dot{\lambda}$ est complexifiée par rapport au terme de rappel classique de la loi d'Amstrong-Frederick.

- D'une part, comme pour le terme de Prager, ce dernier est modulé par la matrice sans dimension $\mathbb{Q}$. D'un point de vue physique, les systèmes de glissement qui interviennent dans l'écrouissage linéaire ne sont pas nécessairement les mêmes que ceux intervenant dans la restauration dynamique. Aussi, l'anisotropie de ces phénomènes est décrite par des tenseurs différents.
- D'autre part, il ne dépend pas uniquement de $\underline{\underline{\alpha}}'$ mais également d'un second module cinématique $\underline{\underline{\alpha}}'^{(1)}$. $\underline{\underline{\alpha}}'^{(1)}$ est lui même dépendant d'un troisième module cinématique $\underline{\underline{\alpha}}'^{(2)}$. Ces modules cinématiques imbriqués permettent de décrire différents régimes d'écrouissage cinématiques. Ce sont les scalaires p, p_1 et p_2 associés qui assurent l'ajustement des différents régimes.

Un des avantages de ce modèle réside en sa capacité à faire évoluer l'anisotropie de déformation au cours de l'écrouissage. L'anisotropie de déformation viscoplastique initiale imposée par $\mathbb{M}$ est progressivement affectée par l'anisotropie de contrainte déviatorique cinématique intervenant dans l'expression de la vitesse de déformation. Pour illustration, des essais de traction à T0 et V0 simulés selon le modèle de l'étude sont présentés sur la figure 4.2 pour différentes directions de sollicitation. À l'initiation de la viscoplasticité, $Lk^p = -0,5$ ($Lk^p = \varepsilon^p_{22}/\varepsilon^p_{11}$ dans le repère de l'essai de traction) quelle que soit la direction (matrice $\mathbb{M}$ imposée isotrope), puis le rapport évolue au cours de l'écrouissage (matrices $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$ imposées anisotropes).



Influence des matrices du modèle sur les différentes surfaces du schéma

	M	N	Q
	+++	non	non
	+	+++	+
	+++	+	+

+++ forte influence
+ influence légère
non aucune influence

FIGURE 4.1: Schéma de principe de l'évolution de la surface de charge liée à la loi de l'étude dans le cas d'un écrouissage cinématique anisotrope

En revanche :

- la matrice $\mathbb{M}$ ne permet pas de fixer indépendamment l'anisotropie de contrainte et l'anisotropie de déformation viscoplastique comme aurait pu le faire un critère de type Bron-Besson (Bron et Besson, 2004) ;
- de la même façon, les matrices $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$ ne permettent pas de fixer l'anisotropie de la variable cinématique indépendamment de l'évolution de l'anisotropie imposée à la déformation viscoplastique.

Néanmoins, en calibrant judicieusement la répartition entre contrainte cinématique et contrainte visqueuse, il est possible de s'approcher à la fois de l'anisotropie de déformation et de contrainte observées expérimentalement. Le schéma de principe 4.3 permet d'illustrer ces propos. Les figures (a.) et (b.) montrent que deux jeux de paramètres différents permettent de s'approcher de l'anisotropie de contrainte d'un comportement anisotrope en traction uniaxiale. Dans les deux cas, $\mathbb{M}$ est pris identique :

$$(\sigma_L^v/\sigma_T^v)_{(a.)} = (\sigma_L^v/\sigma_T^v)_{(b.)} \tag{4.35}$$

En revanche, dans le cas (a.) la contrainte visqueuse est imposée plus faible que dans le cas

(b.) au moyen de paramètres visqueux différents :

$$\sigma^v_{(a.)} > \sigma^v_{(b.)} \tag{4.36}$$

À l'inverse, l'amplitude de la composante cinématique est imposée plus importante pour (b.) que pour (a.) afin d'atteindre dans les deux cas la même contrainte totale. Pour ajuster l'anisotropie de contrainte totale en fin d'écrouissage, l'anisotropie appliquée à la contrainte cinématique par le biais des matrices $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$ est plus sévère dans le cas (a.) que dans le cas (b.) :

$$[\mathbb{N}]_{(a.)} \neq [\mathbb{N}]_{(b.)} \tag{4.37}$$

$$[\mathbb{Q}]_{(a.)} \neq [\mathbb{Q}]_{(b.)} \tag{4.38}$$

$$(X_L/X_T)_{(a.)} > (X_L/X_T)_{(b.)} \tag{4.39}$$

Par conséquent, l'anisotropie de déformation viscoplastique initiale gouvernée par $\mathbb{M}$, identique dans les deux configurations, évoluera différemment au cours de l'écrouissage que l'on soit dans le cas (a.) ou (b.). Parallèlement l'anisotropie de contrainte totale est équivalente :

$$(\sigma_L/\sigma_T)_{(a.)} \approx (\sigma_L/\sigma_T)_{(b.)} \tag{4.40}$$

En contrepartie, et pour un jeu de paramètres défini, comme l'amplitude de la contrainte cinématique est peu dépendante de la vitesse, l'anisotropie de déformation pourra évoluer avec la vitesse de déformation, ce qui va à l'encontre des observations expérimentales (cf. chapitre 3). Pour illustration, sur les figures 4.4 (a.) et (b.), sont représentées les contraintes déviatoriques visqueuse $\sigma'_{11} - X'_{11}$ et cinématique X'_{11} issues de la simulation d'un essai de traction à 1 s^{-1} (V0) et d'un essai de traction à 10^{-4} s^{-1} (V4). Les paramètres du modèle sont identiques pour les deux vitesses. La composante visqueuse $\sigma^{v\prime}{}_{11}{=}\sigma'_{11} - X'_{11}$ (selon le repère de l'essai de traction) du déviateur des contraintes visqueuses est dépendante de la vitesse puisque cette dernière est plus importante à V0 qu'à V4. En revanche la composante interne déviatorique X'_{11} est quasiment identique à V0 et V4 (figure 4.4 (b.)), ce qui prouve que la contrainte interne simulée est peu sensible au temps dans cette gamme de vitesse. Par ailleurs, sur la figure 4.4 (c.), le rapport des déformations viscoplastiques $\varepsilon^p_{22}/\varepsilon^p_{11}$ est tracé en fonction de la déformation viscoplastique pour les deux simulations. Ce rapport est identique à l'initiation de la viscoplasticité, puis diffère d'une vitesse à l'autre au cours de la déformation viscoplastique. Cette différence montre que l'anisotropie de déformation est sensible à la vitesse de déformation.

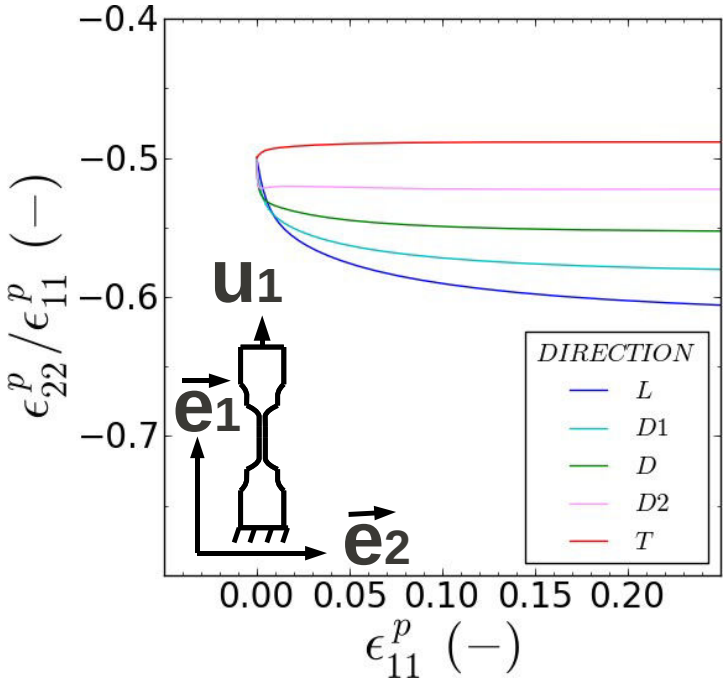
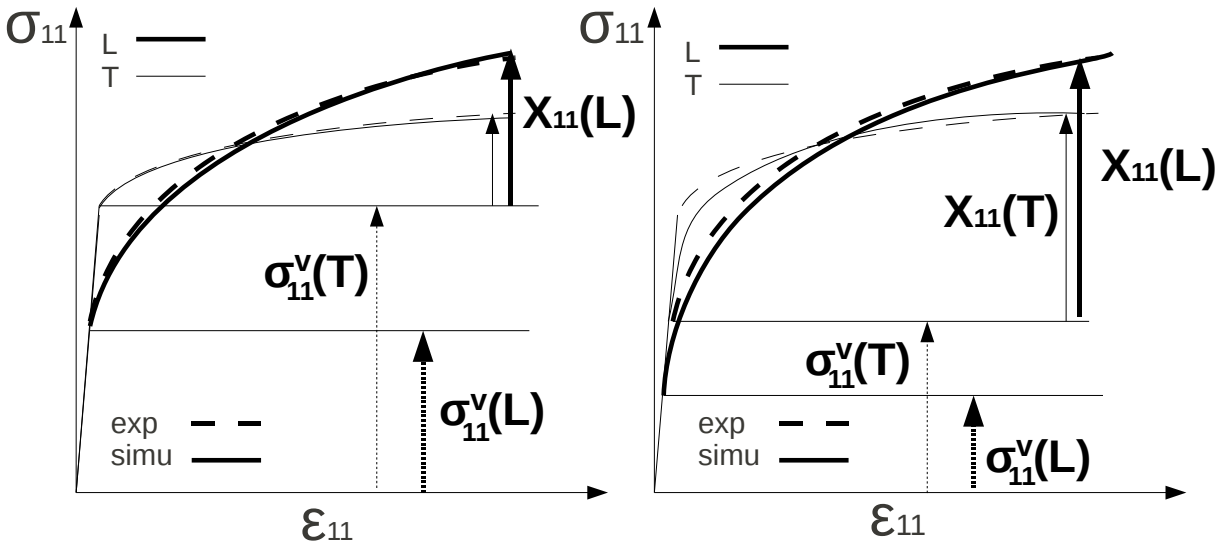


FIGURE 4.2: Simulation d'un essai de traction dans différentes directions de sollicitation à T0 et V0 selon le modèle de l'étude avec $\mathbb{M}$ imposée isotrope et $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$ anisotropes : évolution du rapport des déformations plastiques $\varepsilon^p_{22}/\varepsilon^p_{11}$ (selon le repère de l'essai) au cours de la déformation plastique



(a.) (b.)

FIGURE 4.3: Schéma de principe : deux jeux de paramètres différents (a.) et (b.) permettant de s'approcher du même comportement anisotrope en traction uniaxiale

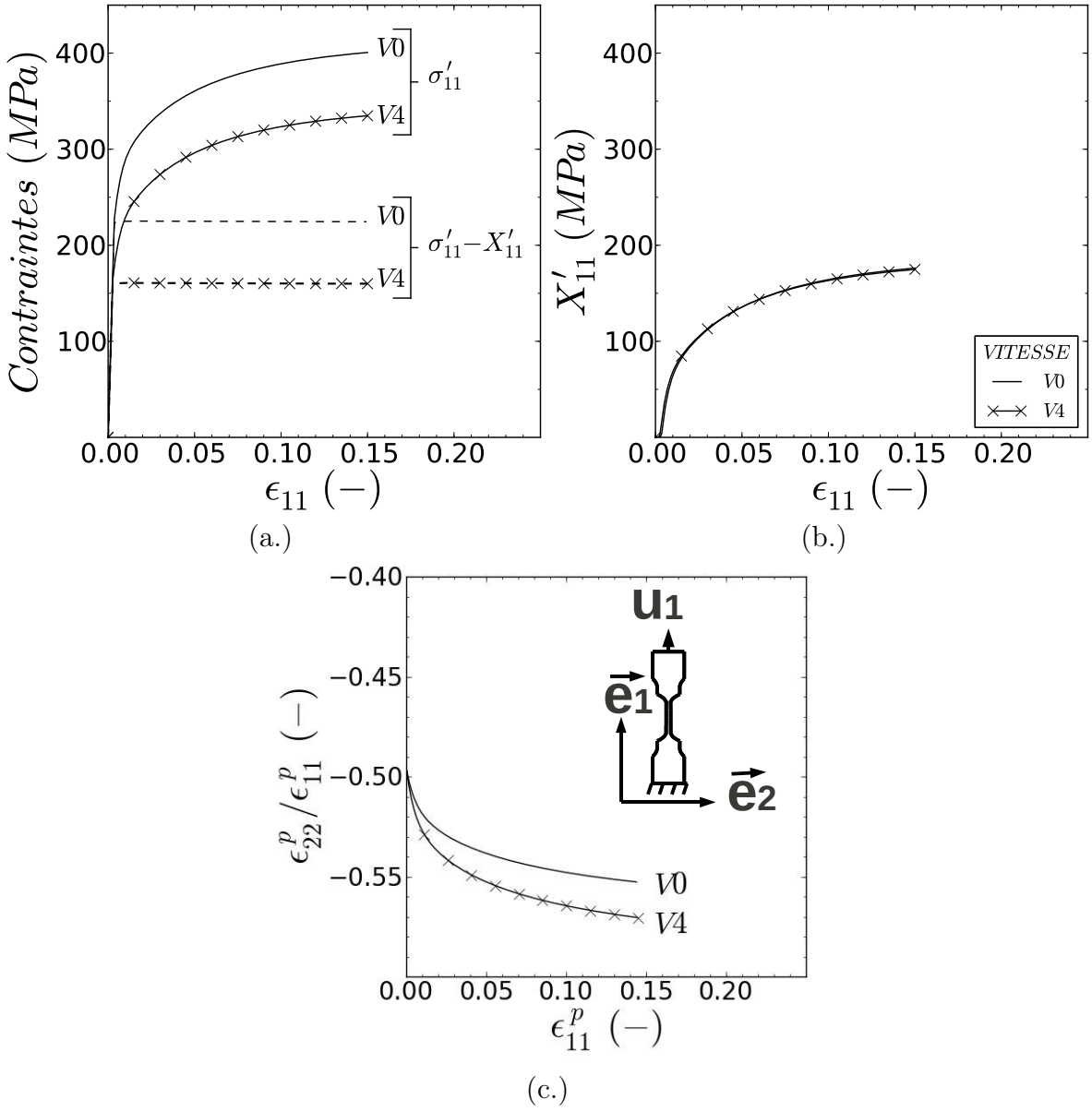


FIGURE 4.4: Influence de la vitesse de sollicitation sur (a.) la contrainte visqueuse, (b.) la contrainte interne et (c.) le rapport des déformations Lk^p (c.) en sollicitation de traction dans la direction L ; les grandeurs sont exprimées dans le repère de l'essai de traction

4.2.3 Version isotrope du modèle

Pour obtenir le modèle dans sa configuration isotrope les coefficients des tenseurs $\mathbb{M}, \mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$ doivent être définis tels que :

$M_{11} = M_{22} = M_{33} = \frac{2}{3}$, $M_{12} = M_{13} = M_{23} = -\frac{1}{3}$, $M_{44} = M_{55} = M_{66} = 1$;
$N_{11} = N_{22} = N_{33} = \frac{2}{3}$, $N_{12} = N_{13} = N_{23} = -\frac{1}{3}$, $N_{44} = N_{55} = N_{66} = 1$;

$Q_{11} = Q_{22} = Q_{33} = \frac{2}{3}$, $Q_{12} = Q_{13} = Q_{23} = -\frac{1}{3}$, $Q_{44} = Q_{55} = Q_{66} = 1$.

4.2.4 Synthèse

En conclusion, ce modèle réunit toutes les fonctionnalités citées au chapitre 3 à l'exception de la dépendance de la contrainte visqueuse à la déformation plastique. Le critère de choix le plus important, qui consiste à disposer de degrés de liberté suffisants pour calibrer l'anisotropie, semble respecté. Maintenant que le modèle est défini et que l'utilité de ses composants a été exposée, l'identification peut être engagée. Afin de reproduire tous les chargements et à toutes les conditions disponibles dans la base de données expérimentale de l'étude, une méthodologie d'identification a été mise en place et est décrite dans la suite du document.

4.3 Méthodologie d'identification

Dans le modèle de l'étude, les paramètres peuvent être catalogués en deux familles.

- Les paramètres dits "isotropes", ne jouant pas sur l'anisotropie du matériau. Dans cette catégorie on distingue :
  - Les paramètres d'élasticité : E, ν ;
  - Les paramètres dits "visqueux" liés à la loi d'écoulement : $\dot{\varepsilon}_0$, K et m ;
  - Les paramètres dits "d'écrouissage" liés à l'écrouissage du matériau : p, p_1, p_2 et y.
- Les paramètres dits "anisotropes", jouant sur l'anisotropie du matériau. Il s'agit des coefficients de $\mathbb{M}$, $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$.

4.3.1 Présentation générique de la méthodologie d'identification

Le schéma de la méthodologie d'identification mise en œuvre à 20°C (T0) est présenté sur la figure 4.5 et est succinctement commenté dans la suite.

Priorités de l'identification

Plusieurs priorités en lien avec les objectifs de l'étude sont définies en amont de l'identification. Lorsque la minimisation d'une grandeur $G1$, entre la simulation et l'expérience, est favorisée au détriment de la minimisation d'une grandeur $G2$, on parle de priorité de $G1$ sur $G2$.

- Les objectifs à long terme de l'étude visent à améliorer la prévision de la rupture des gaines dans le cadre d'un RIA. Aussi, le comportement en fin d'écrouissage homogène est prioritaire sur le début de chargement.

- Le chargement de cisaillement est moins pertinent que le chargement de traction vis à vis de la sollicitation des gaines au cours d'un RIA. Aussi, les essais de traction sont prioritaires sur les essais de cisaillement.
- Lors d'un RIA, les vitesses de déformation circonférentielle sont de l'ordre de 1 à 5 s^{-1}. Aussi, plus la vitesse de déformation de l'essai est importante (dans la gamme exploitée lors de cette étude), plus ce dernier sera prioritaire. Les essais les plus rapides effectués à 1 s^{-1} (V0) seront les essais à priorité maximale.
- Pour les essais de traction, plusieurs grandeurs sont recalées : la contrainte et la déformation ε_{22} (selon le repère de l'essai). La contrainte est arbitrairement définie prioritaire sur la déformation.
- Il n'y a pas de priorités définies sur la température.

Identification des paramètres d'élasticité

Les mesures des paramètres d'élasticité sur la base expérimentale décrite chapitre 3 ne sont pas assez précises. Aussi, le module de Young E et le coefficient de Poisson ν seront fixés à partir de mesures dynamiques tirées de la littérature (Northwood **et al.**, 1977b).

Identification des paramètres n'ayant pas d'influence sur l'anisotropie

Dans un premier temps, seuls les essais effectués selon L sont exploités. Les essais de traction réalisés aux différentes vitesses permettent d'identifier les paramètres visqueux K, m et $\dot{\varepsilon}_0$ et les paramètres cinématiques p, p_1, p_2 et y. La seconde étape consiste à ajuster les paramètres $\dot{\varepsilon}_0$, y, p, p_1, p_2 à partir des essais de cisaillement cyclique. Ces types de chargement permettent plus particulièrement d'ajuster la répartition entre contrainte visqueuse et contrainte cinématique (identification conjointe de $\dot{\varepsilon}_0$ et y). L'identification fine des paramètres est réalisée par un aller-retour récursif entre les deux types de chargement considérés. Le but étant d'obtenir un bon compromis entre la simulation des essais de traction et celle des essais de cisaillement.

Identification des paramètres ayant une influence sur l'anisotropie

À partir de cette étape, tous les essais sont intégrés à l'identification quelle que soit la direction sollicitée. Dans un premier temps, les coefficients de la matrice $\mathbb{M}$ sont identifiés à partir des contraintes d'entrée en plasticité et des coefficients Lk^p exprimés dans le repère de l'essai de traction. L'évolution de l'anisotropie de contrainte et de déformation au cours de l'écrouissage sert ensuite à calibrer les coefficients relatifs à $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$. Tous les paramètres anisotropes sont alors recalés à partir des essais de cisaillement cyclique tout en conservant une simulation acceptable des essais de traction. Enfin, comme pour l'identification des paramètres isotropes, ces deux étapes sont successivement réitérées jusqu'à minimiser l'écart entre la simulation et la mesure.

Récursivité du processus global

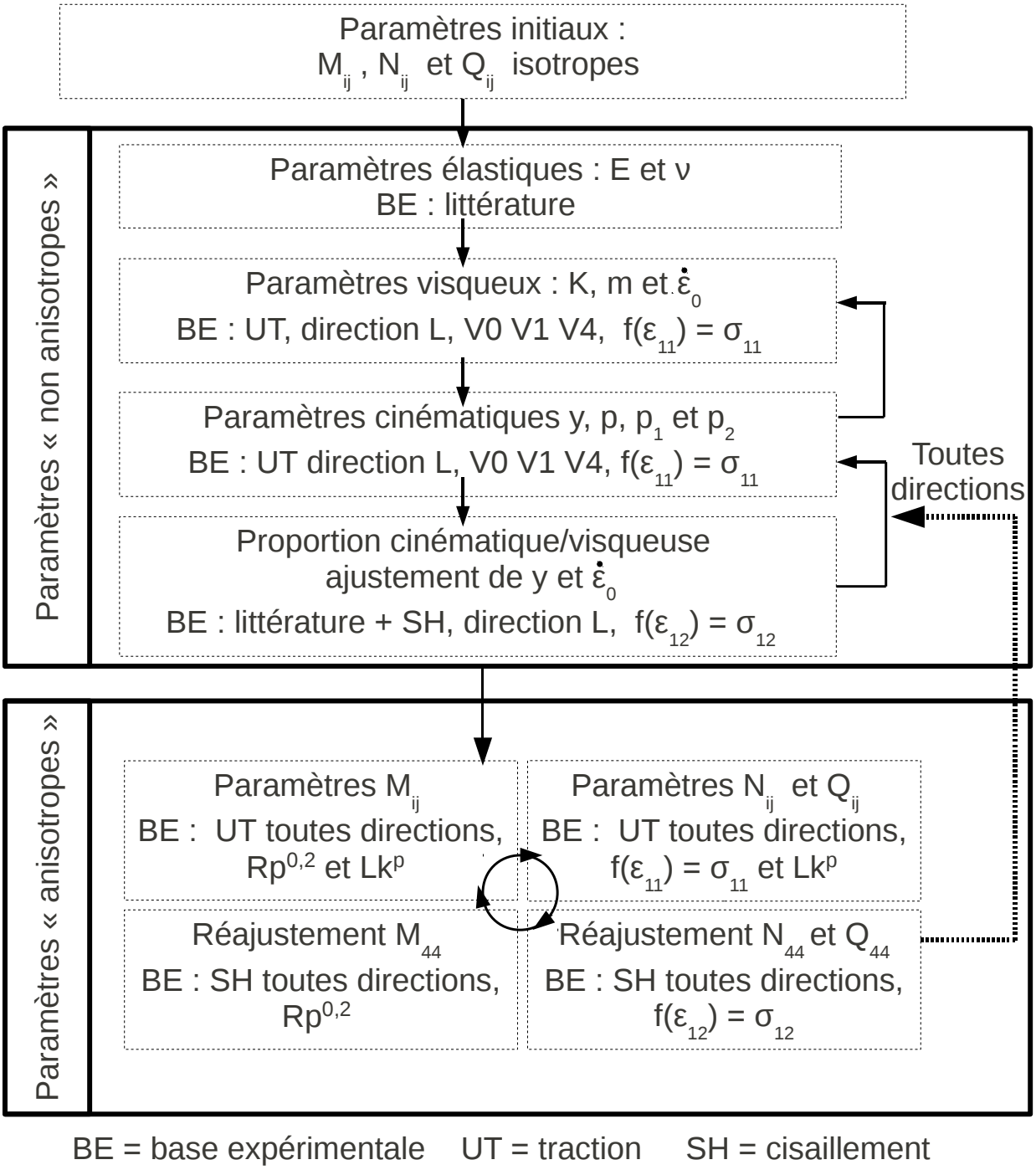


FIGURE 4.5: Schéma de principe de la méthodologie d'identification

Selon une vision plus globale de l'identification, les différentes étapes décrites ci-dessus s'enchaînent et sont réitérées plusieurs fois jusqu'à obtention d'un comportement simulé suffisamment proche de la mesure. Par proche, on entend que les critères de comparaison entre simulation et expérience définis plus loin dans le chapitre sont respectés. Il s'agit là d'une méthode analogue à un processus itératif de dichotomie.

Évolution des paramètres avec la température

Comme les essais de cisaillement cyclique n'ont pas été réalisés à 250°C (T1), il faut s'inspirer du jeu de paramètres identifié à T0. Par ailleurs, les études de la littérature (Geyer, 1999; Lee **et al.**, 2001; Graff, 2006) permettent d'accéder aux évolutions des propriétés mécaniques du matériau en fonction de la température. En corrélant les paramètres du modèle à ces évolutions, il est possible de contraindre l'identification. Tout en tenant compte de ces contraintes, les paramètres sont recalés à partir des essais de traction à T1. En revanche, comme annoncé dans le chapitre 3, les paramètres anisotropes ne doivent pas évoluer avec la température. Ainsi, seul un ajustement global est opéré à la fois à T0 et à T1 à partir de la base complète.

Dans la suite, les étapes les plus importantes de l'identification sont détaillées. Avant de poursuivre, la simulation de l'essai de traction (identification finale) dans la direction L à T0 et V0 est présentée sur la figure 4.6. Cette figure décrit l'évolution des contraintes déviatoriques composant le modèle au cours de la déformation. La viscoplasticité ($\boldsymbol{\sigma}^{v\prime} = \boldsymbol{\sigma}' - X'$) précoce imposée par la loi d'écoulement sans seuil de plasticité augmente rapidement dans la phase élasto-visqueuse, puis demeure quasiment constante une fois que la déformation plastique devient significative (cf. figure 4.6). Aussi, par la suite, la contrainte visqueuse simulée sera considérée constante à partir de 0,2% de déformation viscoplastique. Il est également important de noter que d'ores et déjà, le $Rp^{0,2}$ expérimental est supérieur au $Rp^{0,2}$ simulé. Cette remarque est déterminante pour comprendre la méthode de calibration du modèle.

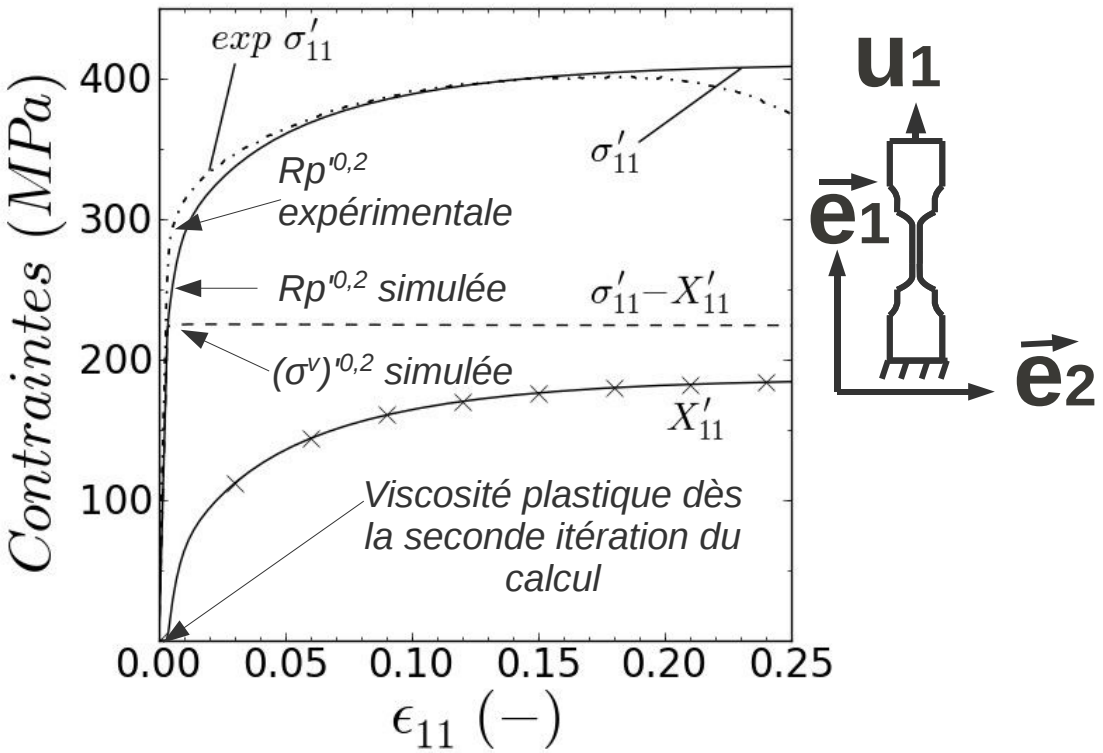


FIGURE 4.6: Simulation de l'essai de traction à T0 et V0 selon L, à partir du jeu de paramètres identifié par la méthodologie de l'étude : introduction de certaines notions nécessaires à la compréhension de la suite du chapitre

4.3.2 Paramètres d'élasticité

Les paramètres d'élasticité sont déterminés à partir des données de la littérature.

4.3.2.1 Module de Young E

Différentes mesures de module de Young tirées de la littérature (Synthèse de (Northwood **et al.**, 1977b) et (MacDonald et Thompson, 1976)) pour du Zircaloy-2 (Mehan, 1958; Veeder, 1961; Whitmarsh, 1961; Spasic **et al.**, 1996; Northwood **et al.**, 1977b), du Zircaloy-4 (Doan, 2009) et des alliages à base niobium (Dashkowskiy et Satviskiy, 1962; Rayfield, 1966; Northwood **et al.**, 1977b) sont reportées sur la figure 4.7. Selon l'étude, la mesure est réalisée soit par la technique de propagation d'ondes ultrasoniques (méthode dynamique "dyn"), soit par calcul de la pente élastique sur les courbes contrainte/déformation résultant d'essais mécaniques (méthode statique "stat"). Quelque soit l'alliage et la direction, le module de Young diminue linéairement avec la température. La formulation de cette décroissance est proposée par différents auteurs toujours selon la forme d'une fonction affine. Les différentes propositions ne sont guère différentes. Pour cette étude, les paramètres identifiés par Northwood sont sélectionnés. La méthode de mesure dynamique est privilégiée car cette

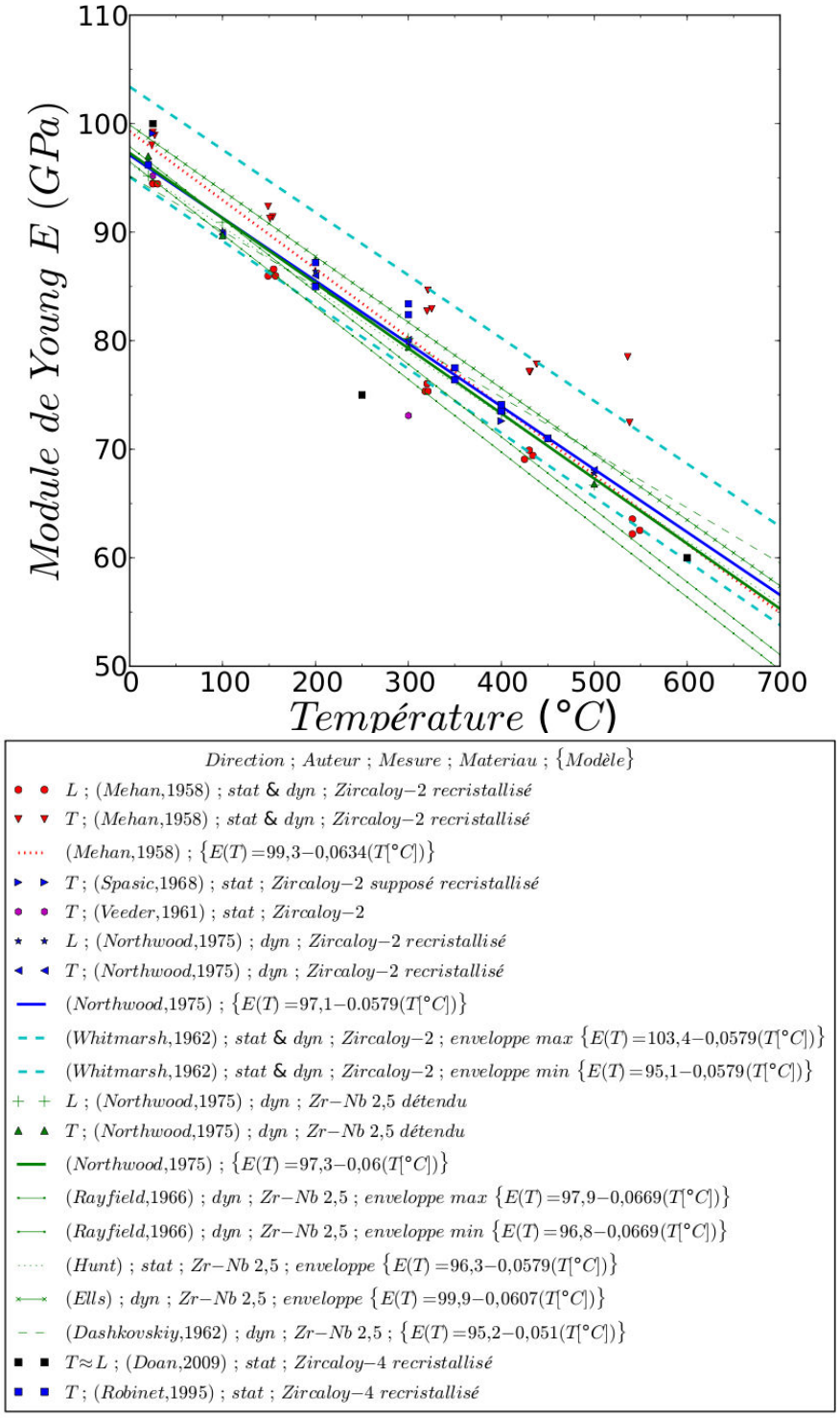


FIGURE 4.7: Évolution du module de Young avec la température pour différents alliages de zirconium présentant une texture représentative du gainage combustible (l'axe $< c >$ est orienté entre 20° et 50° de la direction normale à la tôle ou avec la direction circonférentielle du tube). Le module de Young est déterminé suivant les auteurs par mesure statique et/ou par mesure dynamique.

dernière permet de mesurer le module de Young réel, là où la méthode statique mesure le module de Young apparent.

4.3.2.2 Coefficient de Poisson ν

L'élasticité est également caractérisée par le coefficient de Poisson ν correspondant au ratio des déformations élastiques entre la direction transverse et la direction de sollicitation d'une éprouvette sollicitée en traction. Pour les alliages métalliques, le coefficient de Poisson est souvent de 0,3. Sur la figure 4.8, qui présente l'évolution de ce coefficient en fonction de la température mesurée par différents auteurs et pour différents matériaux (Scott, 1965; Rayfield, 1966; Northwood **et al.**, 1977b; Robinet, 1995), la valeur du coefficient de Poisson à température ambiante est de l'ordre de 0,36. La dispersion des mesures met en évidence la difficulté à bien prédire la valeur de ce coefficient notamment par les méthodes statiques.

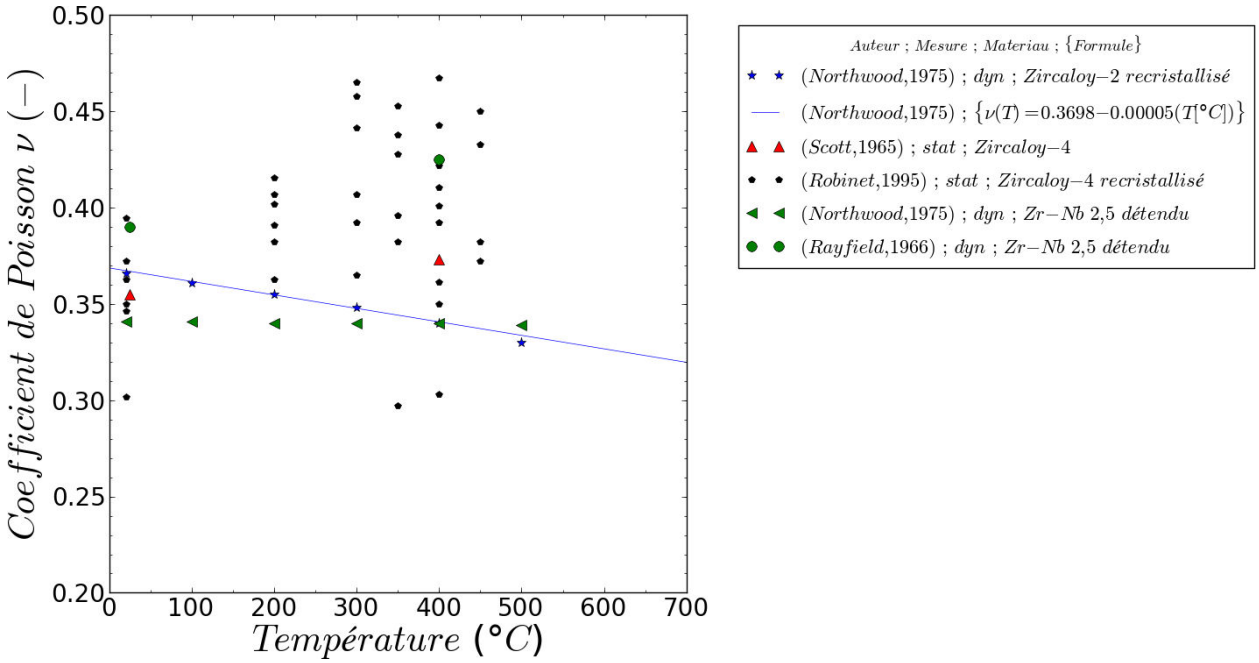


FIGURE 4.8: Évolution du coefficient de Poisson en fonction de la température pour différents alliages de zirconium avec une texture représentative de matériau de gainage combustible (l'axe $< c >$ est orienté entre 20° et 40° avec la direction normale à la tôle ou avec la direction circonférentielle du tube.

4.3.2.3 Synthèse

– Le coefficient de Poisson sera pris égal à 0,36 quelle que soit la température :

$$\boxed{\nu(T) = 0,36} \tag{4.41}$$

– Le module de Young exprimé en MPa évoluera avec la température exprimée en °C selon l'équation tirée de l'étude de Northwood :

$$\boxed{E(T) = 97,1 - 0,0579(T[^\circ C])} \tag{4.42}$$

4.3.3 Paramètres décrivant la viscosité

Dans un premier temps, les paramètres isotropes sont identifiés. Durant toute cette phase, les matrices d'anisotropie sont tenues isotropes. Rappelons que seuls les essais réalisés dans la direction L sont utilisés. La direction L constitue la direction de référence. Celle-ci a été sélectionnée car elle correspond à l'une des directions de symétrie du matériau. Néanmoins toute autre direction aurait pu être utilisée comme référence.

4.3.3.1 Paramètres visqueux initiaux

Dans la gamme de vitesse de sollicitation étudiée, la dépendance de la contrainte d'écoulement à la vitesse de sollicitation est quasiment linéaire (cf. chapitre 3). La non-linéarité observée par (Robinet, 1995) présentée sur la figure 4.9 est visible dans la gamme de vitesse de déformation comprise entre $10^{-7}s^{-1}$ ($ln(10^{-7}) \approx -16$) et $10^{-5}s^{-1}$ ($ln(10^{-5}) \approx -11$). En dehors de cette gamme de vitesses, l'évolution est quasiment linéaire. Comme les vitesses inférieures à $10^{-5}s^{-1}$ sont éloignées des spécifications du RIA et que la base expérimentale de l'étude ne comprend pas d'essais pour ces conditions, la non-linéarité disponible via la loi d'écoulement en sinus hyperbolique rappelée ci-dessous n'est pas exploitée.

$$\dot{\lambda} = \dot{\varepsilon}_0 \left(\sinh \left(\frac{\overline{\sigma - X}}{K} \right) \right)^m \tag{4.43}$$

Cependant, si dans le futur des essais sont réalisés dans ces gammes de vitesses de sollicitation, les paramètres visqueux pourraient être ré-identifiés indépendamment des autres paramètres.

Le paramètre K est fixé à une valeur de 100 MPa pour la gamme de vitesses de déformation étudiée. Une fois K fixé, il ne reste plus qu'à identifier $\dot{\varepsilon}_0$ et m pour finaliser la calibration de la loi d'écoulement. Afin de disposer de paramètres $\dot{\varepsilon}_0$ et m initiaux justifiés pour contraindre l'identification, les fonctions $f\,(ln(sinh\,(\sigma^v/K)) = ln(\dot{\varepsilon})$ sont assimilées à des droites affines. ln correspond au logarithme népérien.

$$ln(\dot{\varepsilon}) = ln(\dot{\varepsilon}_0) + m.ln\left(sinh\left(\frac{\sigma^v}{K} \right) \right) \tag{4.44}$$

– $\dot{\varepsilon}_0$ est obtenue à partir de l'ordonnée à l'origine $f(0) = ln(\dot{\varepsilon}_0)$

$$\dot{\varepsilon}_0 = exp^{f(0)} \tag{4.45}$$

Dans ce contexte, $\dot{\varepsilon}_0$ permet d'ajuster le niveau de la contrainte visqueuse d'entrée en plasticité.
- m correspond à la pente des droites. Dans ce contexte, m permet d'ajuster la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation plastique.

Pour les essais de traction de l'étude, la contrainte visqueuse σ^v n'a pas été mesurée. Cependant, (Geyer, 1999) ayant montré que la contrainte interne cinématique X est indépendante de la vitesse de déformation, il est raisonnable de supposer que la contrainte totale σ présente une sensibilité à la vitesse de déformation proche de celle de σ^v. Considérant ces hypothèses, le paramètre m correspondra directement à la pente des fonctions $f(ln(sinh(\sigma/100)) = ln(\dot{\varepsilon})$. En revanche, le paramètre $\dot{\varepsilon}_0$, calculé en fonction de l'ordonnée à l'origine de ces mêmes courbes, sera sous-estimé puisque la contrainte totale est supérieure à la contrainte visqueuse. Pour minimiser cette sous-estimation, il est préférable de tracer le niveau de contrainte mesuré en début de plasticité (e.g à 0,2 % de déformation plastique) lorsque la contrainte interne est encore faible (peu de durcissement du à la contrainte interne cinématique).

Les courbes $f(ln(sinh(Rp^{0,2}/100)) = ln(\dot{\varepsilon})$ sont tracées sur la figure 4.10 pour toutes les conditions de chargement. Il en résulte :

- à T0 :
  - $K = 100$ MPa (valeur fixe) ;
  - $m = 9$ (valeur initiale) ;
  - $\dot{\varepsilon}_0 = 2,7.10^{-15}\ s^{-1}$ (borne supérieure) ;
- à T1 :
  - $K = 100$ MPa (valeur fixe) ;
  - $m = 8$ (valeur initiale) ;
  - $\dot{\varepsilon}_0 = 1,1.10^{-6}\ s^{-1}$ (borne supérieure).

4.3.3.2 Ajustement de m et $\dot{\varepsilon}_0$

m et $\dot{\varepsilon}_0$ sont ensuite ajustés à partir des comparaisons entre essais et simulations. Si, pour l'identification de m, seuls les essais de traction ont été utilisés, pour le paramètre $\dot{\varepsilon}_0$, l'entrée en plasticité des différents cycles des essais de cisaillement est déterminante. En effet, $\dot{\varepsilon}_0$ définit la part de la contrainte visqueuse par opposition à la part de la contrainte cinématique calibrée par le paramètre y. Aussi, le couple de paramètres ($\dot{\varepsilon}_0$, y) est conjointement identifié à la fois à partir des essais de cisaillement et à partir des essais de traction. Cette étape d'identification est plus amplement détaillée dans la section §4.3.6. Les paramètres visqueux issus de l'identification complète sont :

- à T0 :

$$\boxed{K = 100\,MPa;\ \ m = 9,5;\ \ \dot{\varepsilon}_0 = 8.10^{-12}\ s^{-1}} \tag{4.46}$$

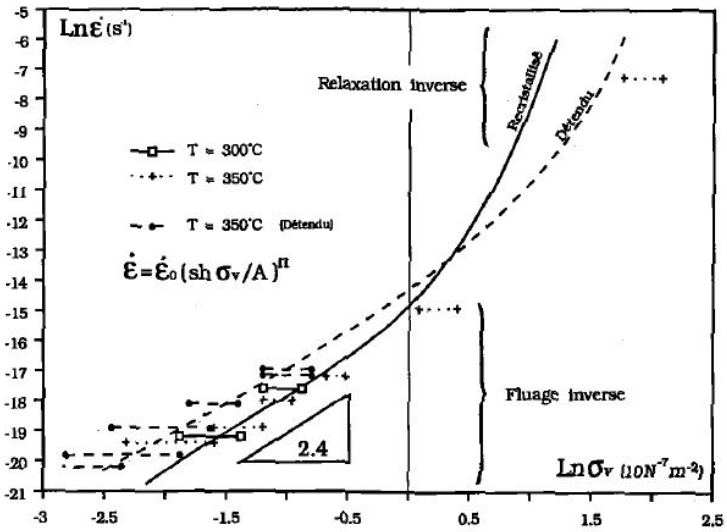


FIGURE 4.9: Évaluation de la courbe maîtresse $ln(\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}) = f(ln\sigma^{v})$ pour des tubes de Zircaloy-4 recristallisé et détendu (Robinet, 1995)

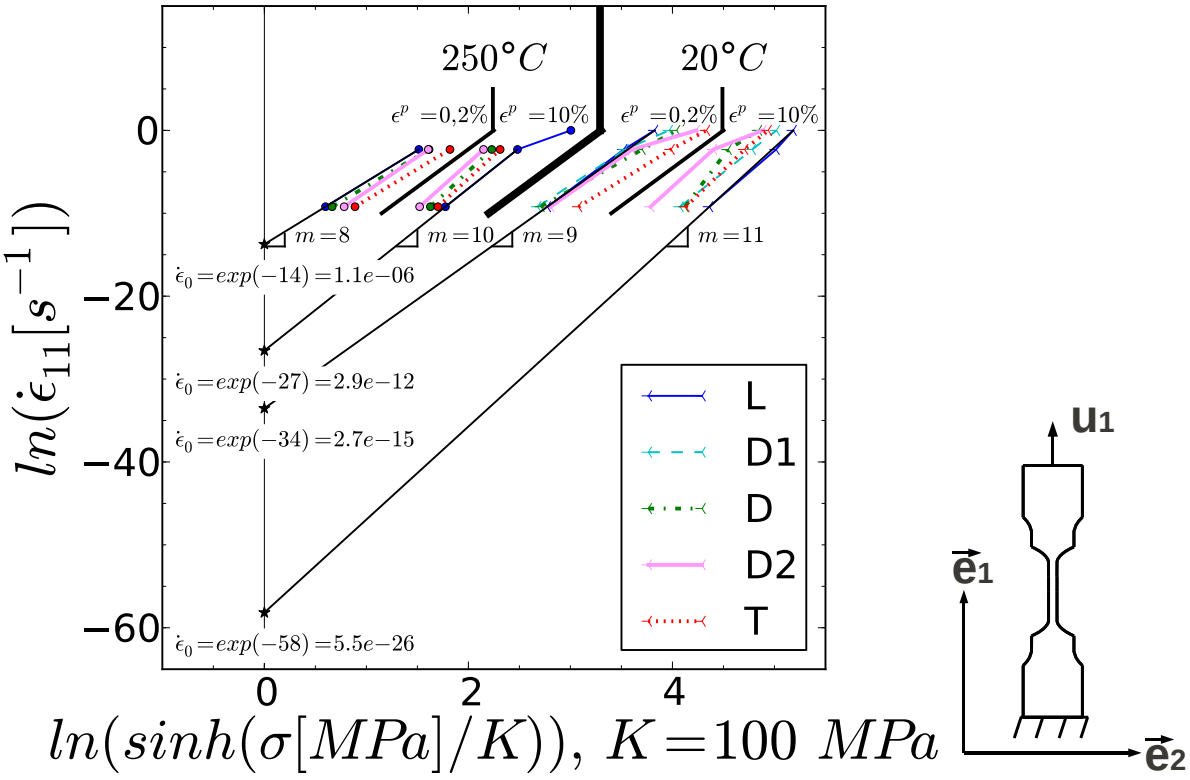


FIGURE 4.10: Paramètres de viscosité identifiés à partir des essais de traction à 20°C et 250°C

– à T1 :

$$\boxed{K = 100\,MPa;\;\; m = 13,5;\;\; \dot{\varepsilon}_0 = 1.10^{-6}\,s^{-1}} \tag{4.47}$$

Comme prévu, le paramètre $\dot{\varepsilon}_0$ final à T0 est augmenté par rapport à sa valeur initiale d'entrée de l'identification. En revanche, à T1, $\dot{\varepsilon}_0$ est équivalent à sa valeur initiale.

4.3.4 Paramètres d'écrouissage

À l'instar de ce qui est fait pour l'identification des paramètres visqueux, pour calibrer les paramètres d'écrouissage isotropes y, p, p_1 et p_2, les matrices d'anisotropie sont imposées dans leur configuration isotrope.

4.3.4.1 Identification de la valeur initiale du paramètre y

C'est la valeur de contrainte asymptotique obtenue pour une déformation importante qui permet dans un premier temps de calibrer y. Pour une sollicitation uniaxiée, cet écrouissage asymptotique tend vers $3y$, si tous les p_i sont non nuls. Les contraintes internes ont été mesurées par Geyer (Geyer, 1999) pour un essai de traction selon la direction axiale d'un tube en Zircaloy-4 recristallisé. À 20°C, cet auteur mesure une contrainte interne de l'ordre de 300 MPa à 6% de déformation plastique. Ainsi, à T0, la valeur initiale de y est définie telle que :

$y(T0) = 300/3 = 100$ MPa (paramètre initial).

À 350°C, Geyer mesure une contrainte interne de l'ordre de 100 MPa à 7% de déformation plastique. Comme les mesures ne sont pas accessibles à T1, la valeur initiale de y(T1) est obtenue à partir des contraintes mesurées à 20°C et 350°C. Par simplification, l'évolution de y avec la température est considérée linéaire. Il en résulte :

$y(T1) = 65$ MPa (paramètre initial) ;
$y_{sup}(T1) = 100$ MPa (borne supérieure) ;
$y_{inf}(T1) = 30$ MPa (borne inférieure).

Rappelons que la méthode de Dickson utilisée par Geyer pour mesurer la contrainte interne donne des résultats approximatifs. Ces valeurs servent uniquement de point de départ à l'identification.

4.3.4.2 Identification de p, p_1 et p_2

Une fois y défini, les coefficients p, p_1 et p_2 sont recalés afin de simuler les différents régimes d'écrouissage. La figure 4.11 permet d'illustrer l'influence des facteurs p sur la contrainte cinématique dans le cadre d'un chargement de traction.

- Plus les p seront importants, plus la déformation pour laquelle l'écrouissage asymptotique est atteint est faible et inversement.
- Pour imposer différents régimes, p, p_1 et p_2 doivent se distinguer les uns des autres selon :

$$p > p_1 > p_2 \tag{4.48}$$

Plus les écarts entre paramètres sont importants, plus les trois différents régimes sont marqués.

L'identification est réalisée à partir de l'écrouissage des essais de traction et des essais de cisaillement cycliques. Si la hiérarchie définie par l'équation 4.48 est respectée, le paramètre p gouverne le taux d'écrouissage en début de plasticité. Ce paramètre est le premier à être identifié et doit permettre de reproduire à la fois l'écrouissage de traction et l'écrouissage de cisaillement pour les faibles déformations plastiques. C'est ensuite les paramètres p_1 puis p_2 qui sont calibrés à partir de l'écrouissage observé à plus forte déformation.

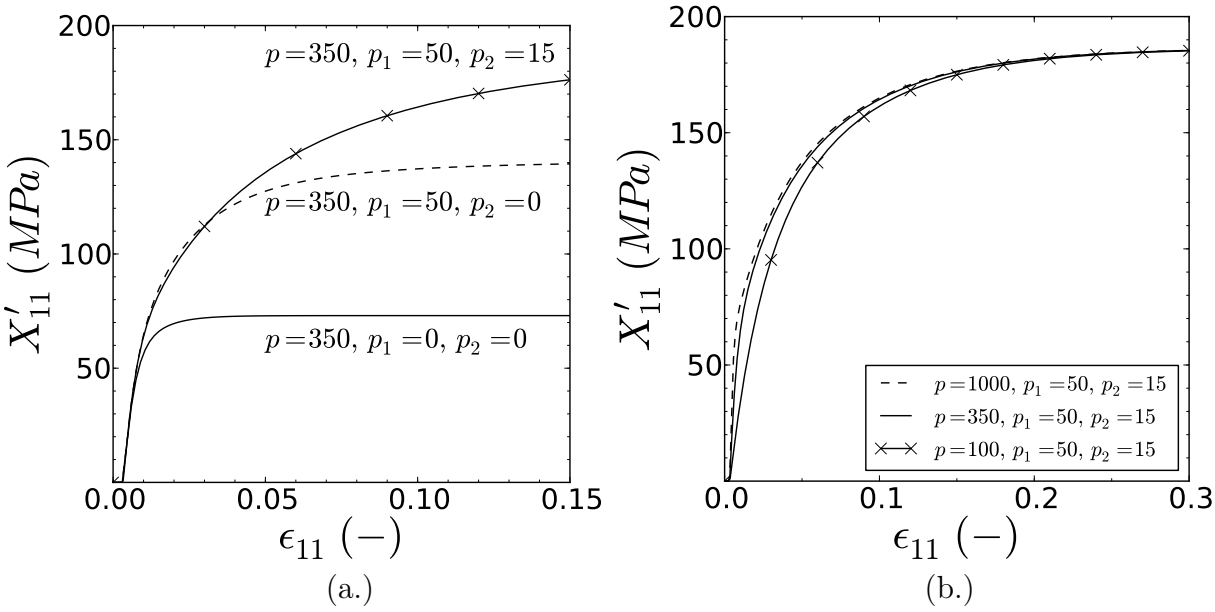


FIGURE 4.11: Influence des paramètres p, p_1 et p_2 sur le comportement simulé d'un essai de traction selon L à T0 et V0

Si Geyer montre que la forme générale de l'écrouissage cinématique n'évolue pas avec la température, des études ont montré que l'allongement réparti évolue avec la température et est plus important à T1 qu'à T0 (Lee **et al.**, 2001; Graff, 2006). L'évolution des caractéristiques mécaniques avec la température sera plus amplement abordée dans le chapitre suivant. Néanmoins, il est raisonnable d'en déduire que la valeur asymptotique d'écrouissage cinématique fixée par y est atteinte à un plus haut niveau de déformation à T1 qu'à T0. Le modèle implique que plus la valeur des paramètres p_i est importante, plus la valeur asymptotique est atteinte à faible déformation plastique. Aussi, l'identification est contrainte selon :

$p(T0) > p(T1)$;
$p_1(T0) > p_1(T1)$;
$p_2(T0) > p_2(T1)$.

En considérant ces limitations, les paramètres p_i à T1 sont identifiés pour reproduire au mieux les essais de traction associés.

4.3.5 Ajustement en regard de y et $\dot{\varepsilon}_0$

Les paramètres y et $\dot{\varepsilon}_0$ sont ajustés conjointement à partir des essais de traction et des essais de cisaillement cyclique. Lorsque y augmente, la proportion de contrainte cinématique augmente et lorsque $\dot{\varepsilon}_0$ augmente la proportion de contrainte visqueuse diminue (cf. figure 4.12 (a.) et (b.)). Ce couple de paramètres gouverne la répartition entre contrainte visqueuse et contrainte interne comme illustré sur la figure 4.12 (c.). Dans le cas d'un bon ajustement, la transition élastique/plastique lors du changement de sens de sollicitation des essais de cisaillement cyclique est bien simulée. Parallèlement, le comportement doit être également vérifié pour les essais de traction. Cependant, dans le cas des essais de l'étude, il n'est pas possible de satisfaire (en terme de critère de comparaison entre simulation et mesure) à la fois la simulation des essais de cisaillement et de traction. Une calibration idéale de la proportion entre contrainte cinématique et contrainte interne pour les essais de cisaillement cyclique (augmentation de la part de la contrainte interne vis à vis de la part de la contrainte visqueuse) mène à une sous-estimation du $Rp^{0,2}$ des essais de traction (e.g ajustement 2 sur la figure 4.12 (c.)) Aussi, la stratégie d'identification adoptée consiste à tendre au maximum vers la répartition adaptée au cisaillement tout en conservant une simulation acceptable de l'entrée en plasticité des essais de traction.

Les paramètres optimisés de l'identification complète sont :

- à T0 :
  - $y(T0) = 95,5$ MPa ;
  - $\dot{\varepsilon}_0(T0) = 8.10^{-12}\ s^{-1}$;
- à T1 :
  - $y(T1) = 67,5$ MPa ;
  - $\dot{\varepsilon}_0(T1) = 1.10^{-6}\ s^{-1}$.

Les résultats du paramètre $\dot{\varepsilon}_0$ ont déjà été commentés. Les paramètres y sont proches des paramètres initiaux.

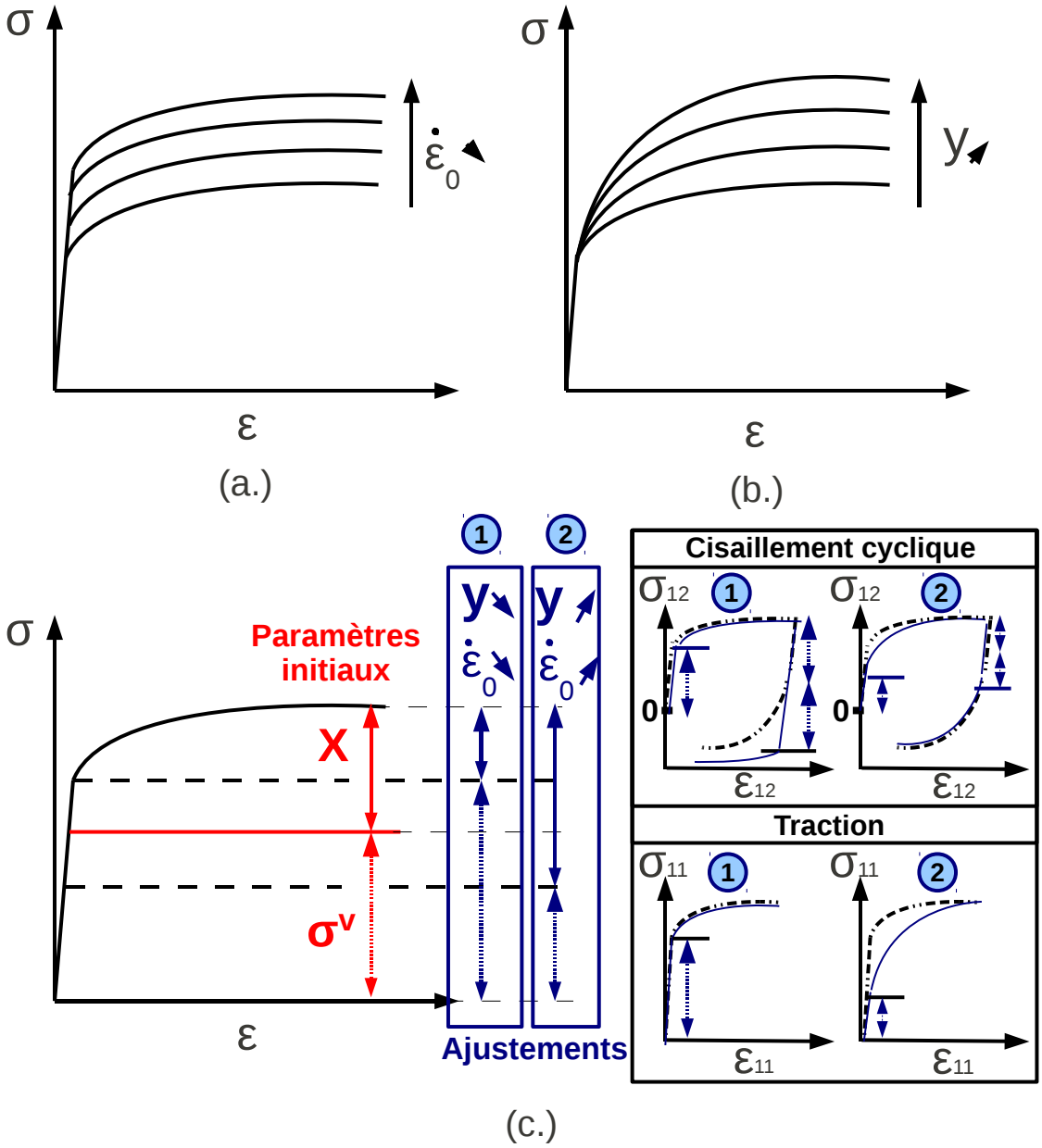


FIGURE 4.12: (a.) Influence de $\dot{\varepsilon}_0$ sur un comportement en sollicitation uniaxié (b.) influence de y sur le comportement uniaxié (c.) répartition entre contrainte visqueuse et cinématique et influence des deux paramètres y et $\dot{\varepsilon}_0$ sur cette répartition

4.3.6 Paramètres anisotropes

Une fois les paramètres isotropes identifiés à partir des essais réalisés dans la direction L prise comme référence, les coefficients des matrices d'anisotropie peuvent être calibrés à partir des essais dans toutes les directions sollicitées.

4.3.6.1 Identification de $\mathbb{M}$

$\mathbb{M}$ est la première matrice identifiée puisque celle-ci gouverne l'anisotropie de l'entrée en plasticité.

Identification analytique des paramètres initiaux de $\mathbb{M}$ à partir des Lk^p

Les différents coefficients Lk^p obtenus pour les essais de traction dans plusieurs directions (3 directions pour définir tous les coefficients d'intérêts) permettent d'obtenir analytiquement les coefficients de $\mathbb{M}$ nécessaires pour l'étude.

L'expression du coefficient $Lk^p(\varphi)$ en fonction des coefficients de la matrice $\mathbb{M}$ et de l'angle de prélèvement φ des éprouvettes de traction est la suivante :

$$Lk^p(\varphi) = \frac{M_{22}\sin^2\varphi\cos^2\varphi + M_{33}\sin^2\varphi\cos^2\varphi + M_{23}\cos^4\varphi + M_{23}\sin^4\varphi - 2M_{44}\sin^2\varphi\cos^2\varphi}{2M_{23}\sin^2\varphi\cos^2\varphi + M_{33}\cos^4\varphi + M_{22}\sin^4\varphi + 2M_{44}\sin^2\varphi\cos^2\varphi} \tag{4.49}$$

Pour la direction L, $\varphi = 0^\circ$,

$$Lk^p(0) = Lk^p_L = \frac{M_{23}}{M_{33}} \tag{4.50}$$

Pour la direction T, $\varphi = 90^\circ$,

$$Lk^p(90) = Lk^p_T = \frac{M_{23}}{M_{22}} \tag{4.51}$$

Pour la direction D, $\varphi = 45^\circ$,

$$Lk^p(45) = Lk^p_D = \frac{M_{22} + M_{33} + 2M_{23} + 2M_{44}}{M_{22} + M_{33} + 2M_{23} - 2M_{44}} \tag{4.52}$$

Les valeurs de Lk^p_L, Lk^p_D et Lk^p_T mesurées à 0,2% de déformation plastique, valent respectivement -0,6 ; -0,7 et -0,85 pour la condition T0 V0. Rappelons que ces coefficients sont entachés d'une importante incertitude de mesure, d'autant plus exacerbée en début de plasticité. Il s'agit donc de valeurs initiales repères pour l'identification. Par ailleurs, la direction L de référence impose la valeur du coefficient M_{33}. Ce dernier est arbitrairement fixé à sa valeur isotrope de 2/3 pour laquelle l'identification des paramètres isotropes a été réalisée. À partir de ces données et des équations régies par l'hypothèse d'incompressibilité plastique, le système d'équation suivant est obtenu :

$$\begin{cases} M_{33} = 2/3 \\ Lk^p_L = -0,6 = \frac{M_{23}}{M_{33}} \\ Lk^p_T = -0,85 = \frac{M_{23}}{M_{22}} \\ Lk^p_D = -0,75 = \frac{M_{22}+M_{33}+2M_{23}+1/2M_{44}}{M_{22}+M_{33}+2M_{23}-1/2M_{44}} \\ M_{11} + M_{12} + M_{13} = 0 \\ M_{21} + M_{22} + M_{23} = 0 \\ M_{33} + M_{13} + M_{23} = 0 \end{cases} \tag{4.53}$$

La résolution de ce système permet de calculer directement les coefficients M_{11}, M_{22}, M_{12}, M_{13}, M_{23} et M_{44} :

$$\begin{cases} M_{11} = 0,337 \\ M_{22} = 0,471 \\ M_{33} = 0,666 \\ M_{12} = -0,071 \\ M_{23} = -0,400 \\ M_{13} = -0,266 \\ M_{44} = 1,176 \end{cases} \tag{4.54}$$

Les coefficients M_{66} et M_{55} décrivant l'effet des composantes de cisaillement selon respectivement TN et LN de la tôle ne sont pas identifiables à partir des essais exploités durant ces travaux. Néanmoins, M_{66} et M_{55} sont fixés à leur valeur isotrope de 1 afin d'éviter tout artéfact de calcul. Les résultats de cette identification analytique confrontés aux mesures sont présentés sur la figure 4.13 (a.) et permettent de valider cette étape de la méthode d'identification.

À partir des coefficients identifiés de $\mathbb{M}$, la contrainte d'entrée en plasticité est exprimée en fonction de φ telle que :

$$\sigma(\varphi) = \overline{\sigma}\sqrt{\frac{2}{3\left(M_{22}\left(\sin^2\varphi\right)^2 + M_{33}\left(\cos^2\varphi\right)^2 + 2M_{44}\left(\cos\varphi\sin\varphi\right)^2 + M_{23}\left(\sin\varphi\cos\varphi\right)\right)^2}} \tag{4.55}$$

Cette expression témoigne de la dépendance entre l'anisotropie de contrainte et l'anisotropie de déformation viscoplastique des essais de traction.
Pour la direction L, $\varphi = 0$,

$$\sigma(0) = \sigma^L = \sigma_0 = \overline{\sigma}\sqrt{\frac{2}{3M_{33}}} \tag{4.56}$$

Pour la direction T, $\varphi = 90$,

$$\sigma(90) = \sigma^T = \overline{\sigma}\sqrt{\frac{2}{3M_{22}}} \tag{4.57}$$

Pour la direction D, $\varphi = 45$,

$$\sigma(45) = \sigma^D = \overline{\sigma}\sqrt{\frac{2}{3/4M_{22} + 3/4M_{33} + 3/2M_{44} + 3/4M_{23}}} \tag{4.58}$$

La contrainte $\sigma(\varphi)$ est tracée sur la figure 4.13 (b.) en fonction de l'angle de prélèvement des éprouvettes. Ces résultats sont obtenus en appliquant l'équation 4.59 avec la contrainte

$\overline{\sigma}$ imposée égale à 1. Cela revient à représenter l'anisotropie relative définie par $\sigma(\varphi)/\sigma_0$. σ_0 correspond à la contrainte calculée dans la direction L. Rappelons que la direction L est la direction de référence associée au coefficient M_{33} fixé à sa valeur isotrope de 2/3.

$$\sigma(\varphi)/\sigma_0 = \sqrt{\frac{2}{3\left(M_{22}\left(\sin^2\varphi\right)^2 + M_{33}\left(\cos^2\varphi\right)^2 + 2M_{44}\left(\cos\varphi\sin\varphi\right)^2 + M_{23}\left(\sin\varphi\cos\varphi\right)\right)^2}} \tag{4.59}$$

Ces valeurs sont en bon accord avec les rapports $Rp^{0,2}_{(D1,D1,D2,T)}/Rp^{0,2}_0$ ($Rp^{0,2}_0 = Rp^{0,2}_L$) mesurés pour les différents essais de traction.

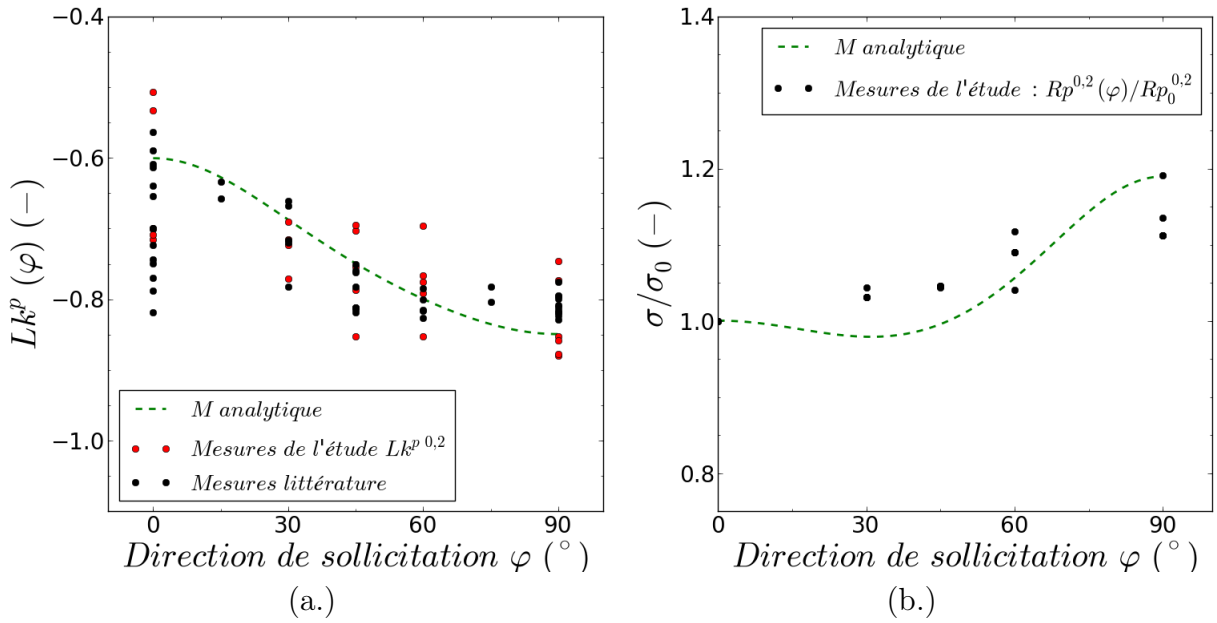


FIGURE 4.13: Anisotropie d'entrée en plasticité pour un chargement de traction imposée par l'identification analytique de $\mathbb{M}$ (a.) anisotropie de déformation viscoplastique imposée par la matrice $\mathbb{M}$ et comparée aux résultats expérimentaux de l'étude toutes conditions confondues ainsi qu'aux résultats tirés de la littérature (Allais **et al.**, 1995; Dexet, 2006; Xu **et al.**, 2008; Mahmood **et al.**, 1989; Robinet, 1995; Doan, 2009; Grange, 1998; Lebensohn et Tomé, 1993; Murty **et al.**, 1994) ; (b.) anisotropie de contrainte relative imposée par la matrice $\mathbb{M}$ et comparée aux résultats expérimentaux de l'étude toutes conditions confondues

Ajustement de $\mathbb{M}$ à partir de la contrainte d'entrée en plasticité

Les paramètres initiaux identifiés à partir des rapports de déformations plastiques Lk^p des essais de traction nécessitent des réajustements pour plusieurs raisons.

- Le coefficient M_{44} qui joue sur la contrainte d'entrée en plasticité des essais de traction dans les directions intermédiaires joue également sur la contrainte d'entrée en plasticité du cisaillement. Pour des éprouvettes prélevées dans les directions L et T,

$$\sigma_{12}^{L} = \sigma_{12}^{T} = \sqrt{\frac{2}{1/3M_{44}}} \tag{4.60}$$

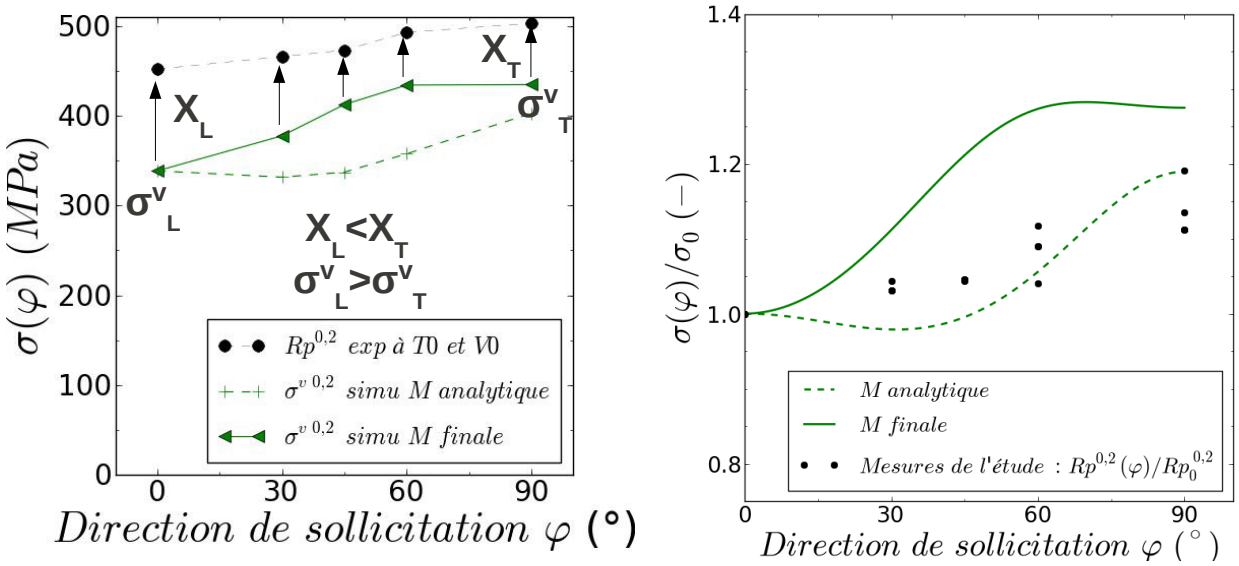
  Lors de cette phase de l'identification, M_{44} doit être réajusté pour bien reproduire à la fois l'entrée en plasticité des différents cycles des essais de cisaillement et l'entrée en plasticité des essais de traction dans les directions intermédiaires.

- Les coefficients semblent reproduire l'anisotropie relative décrite par les $Rp^{0,2}$ mesurés dans les différentes directions de sollicitation. Cependant, comme les contraintes $Rp^{0,2}$ expérimentales sont plus importantes que la contrainte visqueuse simulée à 0,2 % de déformation plastique (cf. figure 4.6), il faut réévaluer les paramètres.

Les résultats relevant de l'identification finalisée de $\mathbb{M}$ sont proposés sur les figures 4.14 (a.) et (b.). L'anisotropie relative simulée ($\mathbb{M}$ finale) s'éloigne du cas expérimental en comparaison du résultat obtenu avec les valeurs initiales (M analytique) comme illustré sur la figure (b.) . La sévérité de l'anisotropie entre L et T est consciemment surestimée. Cet artifice est utilisé pour contrer l'inversion d'anisotropie qui sera opérée par la contrainte cinématique (pour coller à l'inversion d'anisotropie de contrainte observée expérimentalement et décrite chapitre 3) et qui jouera légèrement sur l'anisotropie de la contrainte $Rp^{0,2}$:

$$X_L > X_T \text{ imposée par } \mathbb{N} \tag{4.61}$$

En revanche, comme la matrice $\mathbb{M}$ ne permet pas de gérer indifféremment l'anisotropie de contrainte et de déformation, les résultats obtenus pour les rapports de déformations plastiques Lk^p s'éloignent de la mesure (cf. figure 4.15). La minimisation de l'anisotropie de contrainte entre la mesure et la simulation est favorisée par rapport à la minimisation des coefficients Lk^p qui pourront être réajustés par les matrices $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$ gouvernant l'anisotropie d'écrouissage.



(a.) (b.)

FIGURE 4.14: Comparaison de l'influence des matrices $\mathbb{M}$, obtenues analytiquement et après identification complète, sur (a.) l'anisotropie de contrainte d'entrée en plasticité (b.) l'anisotropie relative de contrainte d'entrée en plasticité est comparée aux résultats des essais de traction exploités à T0 et V0

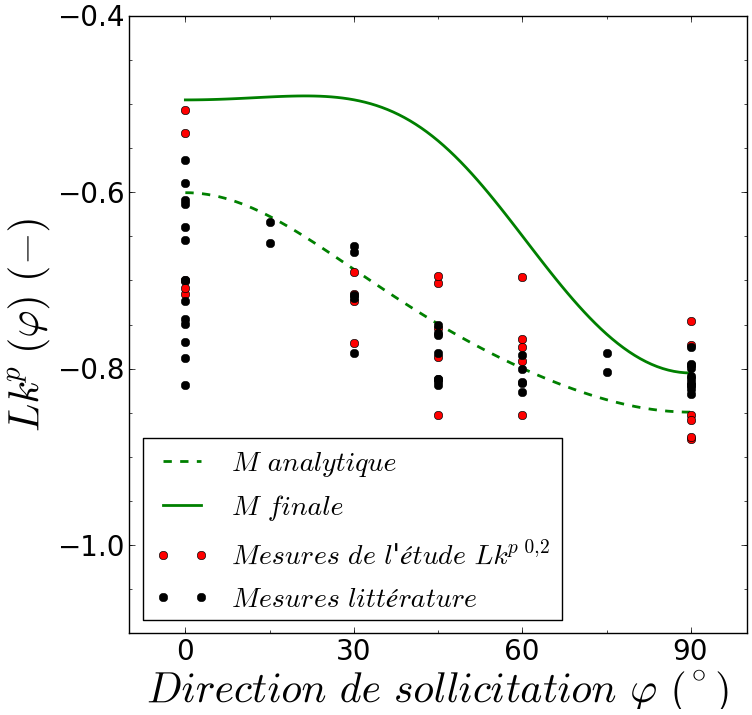


FIGURE 4.15: Comparaison de l'influence des différentes matrices $\mathbb{M}$, obtenues analytiquement et après identification complète, sur l'anisotropie de déformation viscoplastique à 0,2 % de déformation plastique : la simulation est comparée aux mesures de l'étude toutes conditions confondues ainsi qu'aux mesures tirées d'études de la littérature (Allais **et al.**, 1995; Dexet, 2006; Xu **et al.**, 2008; Mahmood **et al.**, 1989; Robinet, 1995; Doan, 2009; Grange, 1998; Lebensohn et Tomé, 1993; Murty **et al.**, 1994)

4.3.6.2 Identification des matrices $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$

Identification des paramètres initiaux de $\mathbb{N}$ à partir de l'anisotropie de contrainte d'écrouissage

C'est la matrice $\mathbb{N}$ régissant le terme de Prager de l'écrouissage cinématique qui est principalement responsable de l'anisotropie d'écrouissage. Comme les coefficients de $\mathbb{Q}$ ont un poids moins important sur l'anisotropie, ils sont initialement fixés isotropes.

En première approximation, les matrices $\mathbb{M}$ et $\mathbb{Q}$ sont supposées non influentes sur l'anisotropie de la contrainte interne. À l'instar de la méthode utilisée pour les coefficients de la matrice $\mathbb{M}$, l'anisotropie d'écrouissage en contrainte est exprimée en fonction des coefficients de $\mathbb{N}$.

$$X(\varphi) = \overline{X} + \left(\overline{X} - \overline{X} \sqrt{\frac{2}{3\left(N_{22}\left(\sin^2\varphi\right)^2 + N_{33}\left(\cos^2\varphi\right)^2 + 2N_{44}\left(\cos\varphi\sin\varphi\right)^2 + N_{23}\left(\sin\varphi\cos\varphi\right)\right)^2}} \right) \tag{4.62}$$

La relation exprimant l'anisotropie relative d'écrouissage $X(\varphi)/X_0$ en fonction de φ est déduite, avec $\overline{X} = 1$:

$$X(\varphi)/X_0 = 2. - \sqrt{\frac{2}{3\left(N_{22}\left(\sin^2\varphi\right)^2 + N_{33}\left(\cos^2\varphi\right)^2 + 2N_{44}\left(\cos\varphi\sin\varphi\right)^2 + N_{23}\left(\sin\varphi\cos\varphi\right)\right)^2}} \tag{4.63}$$

Pour identifier les paramètres, les mesures $\Delta\sigma(\varphi)/\Delta\sigma_0$ sont confrontées au calcul. Avec $\Delta\sigma(\varphi) = Rp(\varphi)^{10} - Rp(\varphi)^{0,2}$ et $\Delta\sigma_0 = \Delta\sigma^L$. En toute rigueur, il est préférable de comparer les valeurs simulées avec :

$$\Delta\sigma(\varphi)/\Delta\sigma_0 = (Rp(\varphi)^{10} - \sigma^v(\varphi)^{0,2}_{simu})/\Delta\sigma_0 \tag{4.64}$$

En effet, la contrainte $Rp^{0,2}$ expérimentale est plus élevée que la contrainte $Rp^{0,2}$ simulée du fait de l'utilisation d'un modèle sans seuil de plasticité. L'optimisation des paramètres de l'équation 4.63 pour recaler les mesures des essais à T0 et V0 avec prise en compte de la correction exprimée équation 4.64 conduit au jeu de paramètres suivant :

$$\begin{cases} N_{11} = 0,406 \\ N_{22} = 0,300 \\ N_{33} = 0,666 \\ N_{12} = -0,28 \\ N_{23} = -0,386 \\ N_{13} = -0,020 \\ N_{44} = 1,900 \end{cases} \tag{4.65}$$

Le résultat de cette optimisation (N init) est proposé sur la figure 4.16 (a.) et est comparé aux mesures relatives aux essais de traction à T0 et V0 avec (points rouges) et sans (points noirs) prise en compte de la correction exprimée équation 4.64.

Ajustement des matrices $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$

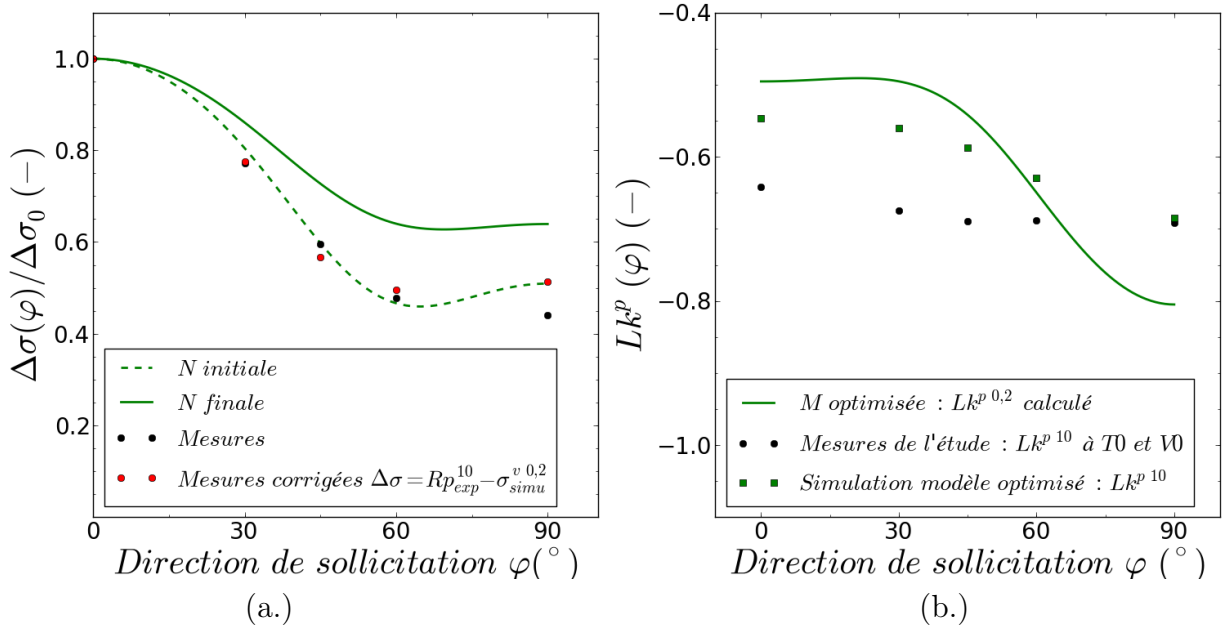
À partir des paramètres initiaux, définis préalablement, les coefficients doivent être ajustés pour différentes raisons.

- Les paramètres initiaux ont été calibrés sans considérer l'influence de $\mathbb{M}$ et $\mathbb{Q}$ sur l'anisotropie d'écrouissage.
- Les paramètres initiaux ont été calibrés sans vérification des effets sur l'anisotropie de déformation. Il est nécessaire d'intégrer au recalage l'évolution des coefficients Lk^p au cours de l'écrouissage.
- Les paramètres initiaux ont été calibrés sans vérification de leurs effets sur les contraintes d'entrée en plasticité des différents cycles des essais de cisaillement. À l'instar

de la matrice $\mathbb{M}$, les coefficients N_{44} et Q_{44} ont une influence simultanée sur la contrainte et les Lk^p des essais de traction dans les directions intermédiaires (D1, D et D2) et sur la contrainte des essais de cisaillement.

Ainsi les matrices $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$ sont ajustées à partir du cisaillement cyclique, des Lk^p et des essais de traction.

L'application de l'équation 4.63 avec les paramètres finaux de l'identification (N finale) est confrontée à la configuration initiale (N initiale) sur la figure 4.16 (a.). La forme en fonction



(a.) (b.)

FIGURE 4.16: (a.) Anisotropie de contrainte d'écrouissage relative imposée par la matrice $\mathbb{N}$, comparée aux mesures expérimentales à T0 et V0 définies avec (points rouges) et sans (points noirs) prise en compte de la correction des valeurs expérimentales par la contrainte visqueuse simulée prélevée à 0,2 % de déformation viscoplastique ; (b.) Évolution de la valeur des coefficients Lk^p entre le début de la plasticité représenté en trait plein vert et calculé à partir de 4.49 et un état plus avancé de l'écrouissage correspondant à 10% de déformation plastique obtenu à partir des résultats de simulation des essais de traction à T0 et V0 : comparaison de ces dernières valeurs avec les données expérimentales associées

de la direction de sollicitation est conservée, en revanche l'anisotropie est moins sévère. Cependant, sur cette figure, seul l'effet de $\mathbb{N}$ sur l'anisotropie est représenté alors que les matrices $\mathbb{M}$ et $\mathbb{Q}$ ont également une influence.

Pour terminer, l'évolution de l'anisotropie de déformation plastique entre le début et la fin de l'écrouissage, obtenue par le jeu de paramètres optimisé du modèle, est présentée sur

la figure 4.16 (b.) pour l'essai de traction à T0 et V0. L'anisotropie du coefficient Lk^p qui avait été jugée trop sévère à 0,2 % de déformation plastique (trait plein vert) devient moins sévère à 10 % de déformation plastique grâce à l'ajustement des matrices $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$. Malgré ce réajustement, les valeurs des $Lk^{p\,10}$ simulées restent éloignées des valeurs $Lk^{p\,10}$ mesurées. En effet, des difficultés ont été rencontrées pour recaler à la fois l'anisotropie de contrainte et l'anisotropie de déformation. Aussi, le recalage de l'anisotropie de contrainte a été favorisé au détriment du recalage de l'anisotropie de déformation.

Pour comparer les effets combinés de toutes les matrices sur l'anisotropie de comportement, il est nécessaire de comparer directement les courbes contraintes/déformation simulées et mesurées sans distinctions des contraintes internes et visqueuses. Cette analyse est proposée dans la section Résultats du chapitre.

4.3.6.3 Synthèse de l'identification du modèle à T0 et T1

Les jeux de paramètres optimisés par la méthode d'identification précédemment décrite sont reportés dans la table 4.1 pour les deux températures T0 et T1.

Afin d'observer l'anisotropie imposée à la contrainte d'entrée en plasticité par la matrice $\mathbb{M}$ identifiée, les essais de traction à T0 et V0 sont simulés en imposant $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$ isotrope (figure 4.17 (a.)). La hiérarchisation de la contrainte d'entrée en plasticité en fonction des directions sollicitées observée expérimentalement est bien respectée :

$$Rp_L^{0,2} \quad < \quad Rp_{D1}^{0,2} \quad < \quad Rp_D^{0,2} \quad < \quad Rp_{D2}^{0,2} \quad < \quad Rp_T^{0,2} \tag{4.66}$$

Par ailleurs, pour observer l'anisotropie de contrainte imposée à l'écrouissage par les matrices $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$ identifiées, les essais de traction à T0 et V0 sont simulés en imposant $\mathbb{M}$ isotrope (figure 4.17 (a.)). La hiérarchisation de l'augmentation de contrainte au cours de l'écrouissage en fonction des directions sollicitées observée expérimentalement est bien respectée :

$$\Delta\sigma_L \quad > \quad \Delta\sigma_{D1} \quad > \quad \Delta\sigma_D \quad > \quad \Delta\sigma_{D2} \quad > \quad \Delta\sigma_T \tag{4.67}$$

Avec $\Delta\sigma = Rp^{10} - Rp^{0,2}$.

Le respect des hiérarchies donne une première indication sur le respect des objectifs d'identification liés à l'anisotropie. Cependant, dans cette section explicative, le cas de référence de traction à T0 et V0 a souvent été utilisé pour illustrer les explications. Des vérifications plus poussées sont nécessaires pour évaluer la méthodologie mise en place à toutes les conditions et tous les chargements exploités. Aussi, dans la suite, la qualité de l'identification est évaluée par comparaison des résultats issus de la simulation et des données expérimentales.

Température	T0	T1
Paramètres élastiques	E = 95 500 MPa ν = 0,36	E = 82 600 MPa ν = 0,36
Paramètres visqueux	K = 100 MPa m = 9,5 $\dot{\varepsilon}_0$ = 8,0 10^{-12} s^{-1}	K =100 MPa m = 13,5 $\dot{\varepsilon}_0$ = 1,0 10^{-6} s^{-1}
Paramètres cinématique	p = 350,0 p_1 = 50,0 p_2 = 15,0 y = 95,5 MPa	p = 247,0 p_1 = 35,5 p_2 = 10,60 y = 67,0 MPa
Paramètres de l'anisotropie		

$$\mathbb{M}=\begin{pmatrix} M_{11}=0{,}416 & M_{12}=-0{,}080 & M_{13}=-0{,}336 & 0 & 0 & 0 \\ M_{12}=-0{,}080 & M_{22}=0{,}410 & M_{23}=-0{,}330 & 0 & 0 & 0 \\ M_{13}=-0{,}336 & M_{23}=-0{,}330 & M_{33}=0{,}666 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & M_{44}=0{,}700 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & M_{55}=1{,}000 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & M_{66}=1{,}000 \end{pmatrix}$$

$$\mathbb{N}=\begin{pmatrix} N_{11}=0{,}606 & N_{12}=-0{,}150 & N_{13}=-0{,}456 & 0 & 0 & 0 \\ N_{12}=-0{,}150 & N_{22}=0{,}360 & N_{23}=-0{,}210 & 0 & 0 & 0 \\ N_{13}=-0{,}456 & N_{23}=-0{,}210 & N_{33}=0{,}666 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & N_{44}=0{,}520 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & N_{55}=1{,}000 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & N_{66}=1{,}000 \end{pmatrix}$$

$$\mathbb{Q}=\begin{pmatrix} Q_{11}=0{,}616 & Q_{12}=-0{,}300 & Q_{13}=-0{,}316 & 0 & 0 & 0 \\ Q_{12}=-0{,}300 & Q_{22}=0{,}650 & Q_{23}=-0{,}350 & 0 & 0 & 0 \\ Q_{13}=-0{,}316 & Q_{23}=-0{,}350 & Q_{33}=0{,}666 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & Q_{44}=0{,}800 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & Q_{55}=1{,}000 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & Q_{66}=1{,}000 \end{pmatrix}$$

TABLE 4.1: Synthèse des paramètres du modèle : direction 1 = N ; direction 2 = T ; direction 3 = L

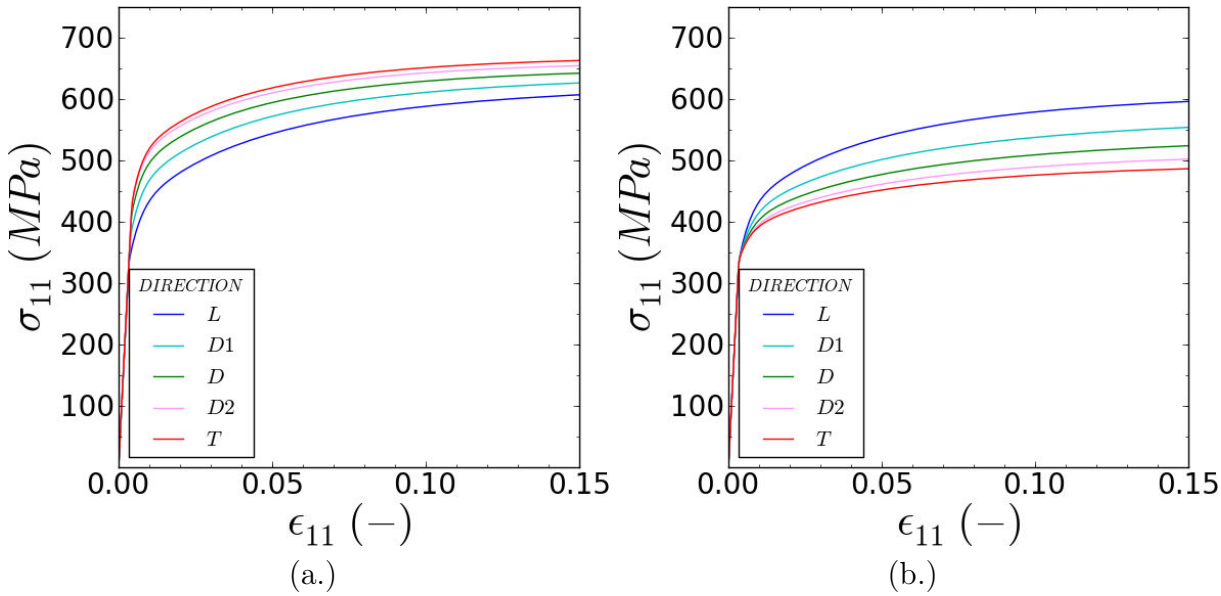


FIGURE 4.17: Présentation des résultats de simulation d'essais de traction dans les différentes directions de sollicitation à T0 et V0 (a) avec les matrices d'anisotropie $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$ imposées isotropes avec (b) la matrice d'anisotropie $\mathbb{M}$ imposée isotrope

4.4 Résultats de l'identification

4.4.1 Critères d'évaluation

Afin d'évaluer la performance de l'identification, des comparateurs entre simulation et mesure globaux et locaux ont été établis.

4.4.1.1 Comparateurs globaux

Un premier comparateur basé sur la mesure de l'énergie de déformation w_1^* est établi pour l'évaluation globale de l'identification.

$$w_1^* = \int_0^{\underline{\underline{\varepsilon}}^{cum}} \underline{\underline{\sigma}} : d\underline{\underline{\varepsilon}} \tag{4.68}$$

$\underline{\underline{\sigma}}$ est le tenseur des contraintes de Cauchy, $\underline{\underline{\varepsilon}}$ le tenseur des déformations de Green-Lagrange et $\underline{\underline{\varepsilon}}^{cum}$ le tenseur des déformations de Green-Lagrange cumulées. L'énergie de déformation w_1^* est géométriquement interprétée comme l'aire sous la courbe $f(\underline{\underline{\varepsilon}}) = \underline{\underline{\sigma}}$. La comparaison entre les données mesurées et simulées est quantifiée par la formule suivante :

$$W_1^* = \frac{|w_1^{*exp} - w_1^{*simu}|}{|w_1^{*exp}|} \tag{4.69}$$

Pour évaluer les énergies de déformation w_1^{*exp} et w_1^{*simu}, la méthode des trapèzes est utilisée

et illustrée sur la figure 4.18. Cette méthode permet d'approcher les aires sous la courbe. Les valeurs approchées mesurées sont notées w_1^{exp} et w_1^{simu}.

$$W_1 \approx W_1^* \tag{4.70}$$

$$W_1 = \frac{|w_1^{exp} - w_1^{simu}|}{|w_1^{exp}|} = \frac{|\left(\sum_{i=1}^{NA} |Aire_{exp}^i| - \sum_0^i |Aire_{simu}^i|\right)|}{\sum_0^i |Aire_{exp}^i|} \tag{4.71}$$

NA est en entier correspondant au nombre total de trapèzes. Ce nombre est déterminé d'après la déformation cumulée maximale $(\underline{\underline{\varepsilon}}^{cum})^{max}$ visée et le pas en déformation cumulée $\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}^{cum}$ établi pour le calcul d'un trapèze. Par exemple pour la traction :

$$NA = (\varepsilon_{11}^{cum})^{max} / \Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_{11}^{cum} \tag{4.72}$$

L'aire d'un trapèze est définie par :

$$Aire^i = \Delta\underline{\underline{\varepsilon}}^{cum}(\underline{\underline{\sigma}}^{i-1}) + \Delta\underline{\underline{\varepsilon}}^{cum}(|\underline{\underline{\sigma}}^i - \underline{\underline{\sigma}}^{i-1}|)/2. \tag{4.73}$$

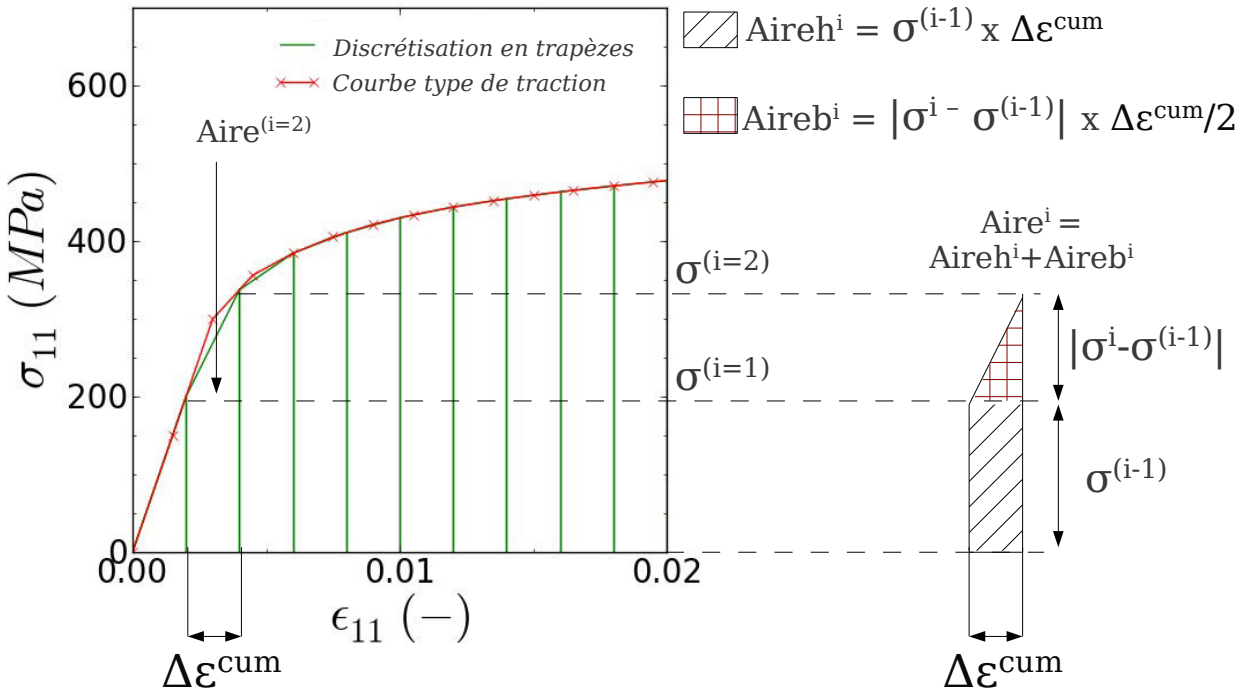


FIGURE 4.18: Schéma de principe du calcul des aires sous la courbe par la méthode des trapèzes sur une courbe de traction

Pour les essais de traction et les essais de cisaillement, les aires sous la courbe sont respectivement notés w_1^{UT} et w_1^{SH}.

$$w_1^{UT} = \int_0^{\varepsilon_{11}{}^{cum}=0,1} \sigma_{11} : d\varepsilon_{11} \tag{4.74}$$

$$w_1^{SH} = \int_0^{\varepsilon_{12}{}^{cum}=1\ cycle} \sigma_{12} : d\varepsilon_{12} \tag{4.75}$$

La simulation des différents essais est réalisée à vitesse de déformation imposée. Ce comparateur permet donc d'évaluer la performance de l'identification pour reproduire le niveau de contrainte au cours de l'essai. En revanche, ce comparateur ne permet pas de complètement évaluer l'efficacité de l'identification dans le cas des essais de traction puisque la déformation ε_{22} n'intervient jamais. Pour y remédier, un second comparateur noté W_2 est établi sur le modèle de W_1.

$$w_2^* = \int_0^{\varepsilon_{22}^{cum}} \sigma_{11} : d\varepsilon_{22} \tag{4.76}$$

$$W_2^* = \frac{|w_2^{*exp} - w_2^{*simu}|}{|w_2^{*exp}|} \tag{4.77}$$

Dans ce cas, ce sont les aires sous les courbes $f(\varepsilon_{22}) = \sigma_{11}$ simulée et expérimentale qui sont comparées. La quantité w_2* ne correspond pas à une donnée physique à l'instar de w_1^*. Cependant, cette dernière permet d'évaluer la performance de l'identification vis à vis de l'anisotropie de déformation. Comme pour W_1, la méthode des trapèzes est appliquée aux courbes $f(\varepsilon_{22}) = \sigma_{11}$ mesurées et simulées afin de calculer les valeurs approchées de w_2*^{exp} et w_2*^{simu}, notées respectivement w_2^{exp} et w_2^{simu}. Il en résulte :

$$W_2 = |w_2^{exp} - w_2^{simu}|/|w_2^{exp}| \tag{4.78}$$

$$w_2 = \sum_{i=1}^{NA} |Aire_{exp}^i| \tag{4.79}$$

$$NA = (\varepsilon_{11}^{cum})^{max}/\Delta\varepsilon_{11}^{cum} \tag{4.80}$$

L'aire d'un trapèze est défini par :

$$Aire^i = (\Delta\varepsilon_{22}^{cum})^i(\sigma_{11}^{(i-1)}) + (\Delta\varepsilon_{22}^{cum})^i(|\sigma_{11}^i - \sigma_{11}^{(i-1)}|)/2. \tag{4.81}$$

Avec,

$$(\Delta\varepsilon_{22}^{cum})^i = |(\varepsilon_{22}^{cum})^{(i-1)} - (\varepsilon_{22}^{cum})^i| \tag{4.82}$$

$\varepsilon_{22}^{cum(i)}$ correspond à la déformation mesurée ou simulée à une déformation $\varepsilon_{11}^{cum(i)}$ donnée. Ainsi, $\Delta\varepsilon_{22}^{cum}$ n'est pas constant car le réechantillonage des données est effectué à $\Delta\varepsilon_{11}$ constant. Par conséquent, ce sont les mesures de σ_{11} et ε_{22} à une déformation ε_{11} donnée qui sont utilisées.
Les valeurs de $(\varepsilon^{cum})^{max}$ et de $\Delta(\varepsilon^{cum})$ fixées pour le calcul de ces comparateurs sont reportées dans le tableau 4.2 pour les deux chargements étudiés. Le $\Delta(\varepsilon^{cum})$ est identique pour les deux chargements, et permet de bien reproduire les aires notamment dans les discontinuités, tels que les passages de la partie élastique à la partie plastique. La valeur de $(\varepsilon^{cum})^{max}$ est fixée à 10% de déformation pour les essais de traction (cf. figures 4.19 (a.) et (b.)), limite après laquelle les déformations ne sont plus considérées homogènes. Cette limite permet de prendre en compte à la fois l'élasticité, l'entrée en viscoplasticité et l'écrouissage. Dans le cas du chargement en cisaillement, le $(\varepsilon^{cum})^{max}$ est différent pour chaque essai (différentes directions) puisque les conditions de sollicitation se sont avérées non reproductibles d'un essai à l'autre. Néanmoins, la limite est définie de telle sorte qu'un cycle entier (charge/décharge) soit pris en compte sous la condition que $(\varepsilon^{cum})^{max}$ ne dépasse pas 0,1 (cf. figure 4.20). Ainsi, comme la première inversion du sens de chargement est utilisée, la répartition entre contrainte cinématique et contrainte visqueuse du modèle est évaluée.

Chargement	$(\varepsilon^{cum})^{max}$	$\Delta(\varepsilon^{cum})$	Critère(s)
Traction	$(\varepsilon_{11}^{cum})^{max} = 0{,}1$	$\Delta(\varepsilon_{11}^{cum}) = 0{,}002$	W_1 et W_2
Cisaillement cyclique	$(\varepsilon_{12}^{cum})^{max} = 1$ cycle	$\Delta(\varepsilon_{12}^{cum}) = 0{,}002$	W_1

TABLE 4.2: Paramétrage nécessaire au calcul des comparateurs W_1 et W_2

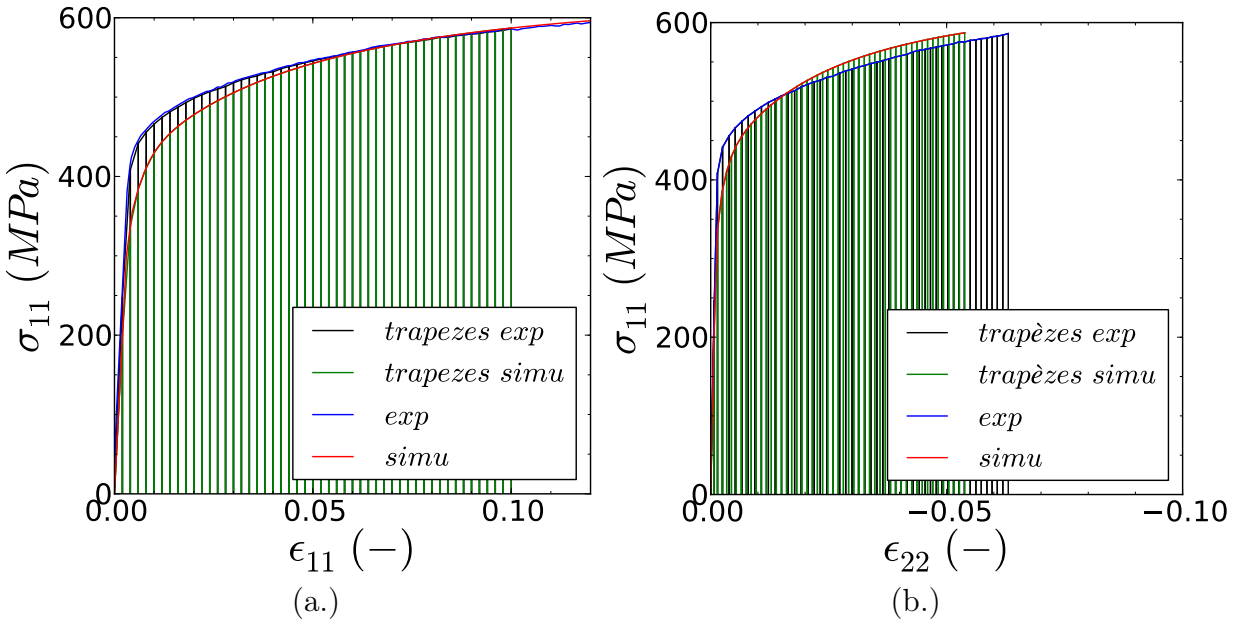


FIGURE 4.19: Discrétisation typique des aires sous les courbes d'une traction dans la direction L par la méthode des trapèzes (a.) f($\boldsymbol{\varepsilon}_{11}$) = $\boldsymbol{\sigma}_{11}$ (b.) f($\boldsymbol{\varepsilon}_{22}$) = $\boldsymbol{\sigma}_{11}$

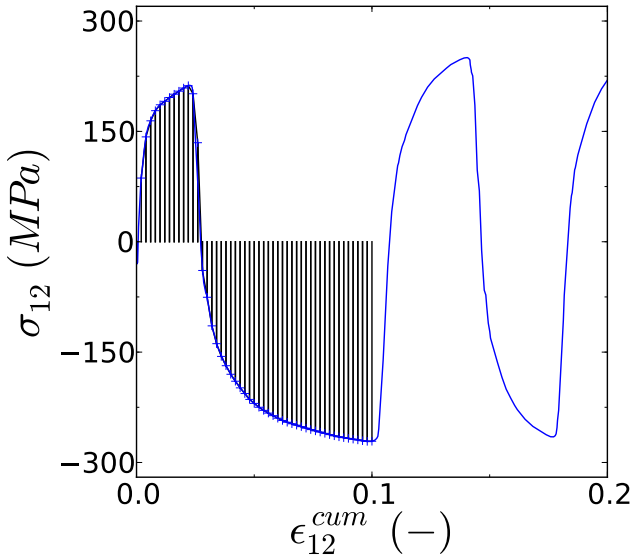


FIGURE 4.20: Discrétisation typique des aires sous les courbes d'un essai de cisaillement cyclique par la méthode des trapèzes

4.4.1.2 Comparateurs locaux

Le comparateur en "densité d'énergie" permet d'évaluer globalement le comportement. Néanmoins, il est nécessaire de disposer également d'un comparateur local d'évaluation. En effet, les comparateurs W_1 et W_2 sont fortement dépendant de la déformation cumulée

$(\varepsilon^{cum})^{max}$. Aussi, deux comparateurs locaux sont établis :

$$Fc_1 = \frac{|\underline{\underline{\sigma}}^{exp} - \underline{\underline{\sigma}}^{simu}|}{|\underline{\underline{\sigma}}^{exp}|} \tag{4.83}$$

$$Fc_2 = \frac{|\varepsilon_{22}^{exp} - \varepsilon_{22}^{simu}|}{|\varepsilon_{22}^{exp}|} \tag{4.84}$$

Le premier comparateur Fc_1 est appliqué aux chargements de traction et de cisaillement tandis que le second comparateur Fc_2 n'est appliqué qu'aux essais de traction. Le pas de déformation est défini par $\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}^{cum}$. Les déformations $\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}^{cum}$ sont prises égales à celles définies pour les comparateurs globaux W_1 et W_2. Ces comparateurs sont dits "locaux" car ils évaluent la différence de contrainte (F_{c1}) ou de déformation (F_{c2}) entre la mesure et la simulation ponctuellement (à un niveau de déformation donnée) sans prendre en compte l'historique du chargement.

4.4.1.3 Définition des critères à respecter

Un essai est estimé convenablement simulé par le modèle identifié si toutes les conditions suivantes sont respectées :

$$W_1 < 0,1 \tag{4.85}$$

$$W_2 < 0,1 \tag{4.86}$$

$$W_{12} < 0,1 \tag{4.87}$$

$$Fc_1 < 0,1 \tag{4.88}$$

$$Fc_2 < 0,1 \tag{4.89}$$

4.4.2 Simulation des essais de traction

Les essais de traction simulés comparés aux mesures à T0 et V0 sont présentés sur les figures 4.21 (haut.) et (bas.). Les courbes $f(\varepsilon_{11}) = \sigma_{11}$ et $f(\varepsilon_{22}) = \varepsilon_{11}$ sont respectivement présentées sur les figures (a.) et (b.). De la même manière, les résultats à T0 V1, T0 V4, T1 V1 et T1 V4 sont respectivement présentés sur les figures 4.22, 4.23, 4.24 et 4.25.

Sur l'ensemble de ces courbes, lors de la transition entre élasticité apparente et plasticité, la contrainte est sous-estimée. Pour illustration, sur les figures 4.26 et F.5, les contraintes mesurées à différentes déformations plastiques (à 0,2 ; 0,5 ; 1,0 ; 3,0 ; 5,0 ; 10,0 % déformation plastique ε_{11}^{p}) sont reportées en fonction de la direction de sollicitation et sont comparées aux valeurs issues de la simulation. La contrainte $Rp^{0,2}$ est sous-estimée (quelle que soit la direction) hormis à la condition T1 V4 où à l'inverse elle est surestimée. Cette sous-estimation est le fruit :

- d'un phénomène physique non traité par le modèle : le modèle ne permet pas de reproduire le crochet de traction observé pour les essais dans les directions D2 et T.
- d'un choix d'identification : un compromis a été adopté pour recaler à la fois les essais de traction et les essais de cisaillement via l'ajustement de la répartition entre contrainte visqueuse et contrainte cinématique. L'écrouissage cinématique s'initie significativement pour une valeur de contrainte totale inférieure à la valeur de contrainte $Rp^{0,2}$ apparente mesurée expérimentalement. Aussi, par la simulation, l'entrée en plasticité apparente (modèle sans seuil de plasticité) est en réalité gouvernée par le premier régime d'écrouissage. Or, la rupture de linéarité imposée par l'écrouissage du modèle est moins brutale que la mesure. Il s'agit d'un choix d'identification volontaire, permettant d'atténuer l'écart entre la contrainte simulée et mesurée à l'entrée en plasticité des différents cycles de cisaillement cyclique (cf. section suivante).

La hiérarchisation de la contrainte des $Rp^{0,2}$ en fonction de la direction de sollicitation est respectée quelle que soit la condition explorée (figures 4.26 et F.5). En revanche, ce n'est pas toujours le cas pour la contrainte Rp^{10}. Hormis à la condition T0 V0 (condition de référence pour l'identification de l'anisotropie), des différences entre la contrainte Rp^{10} expérimentale et simulée sont visibles pour les directions D2 et T. Ces écarts sont à corréler avec l'analyse expérimentale déduite de la figure 3.33 du chapitre 3. Il a été observé qu'à 10 % de déformation plastique, l'anisotropie relative de la contrainte d'écoulement $Rp^{10}(\varphi)/Rp_L^{10}$ est plus importante pour l'essai à T0 et V0 que pour les autres directions. Aussi, si la simulation permet de bien prédire l'anisotropie de contrainte Rp^{10} expérimentale de l'essai à T0 et V0, des écarts selon D2 seront nécessairement à déplorer pour les autres conditions.

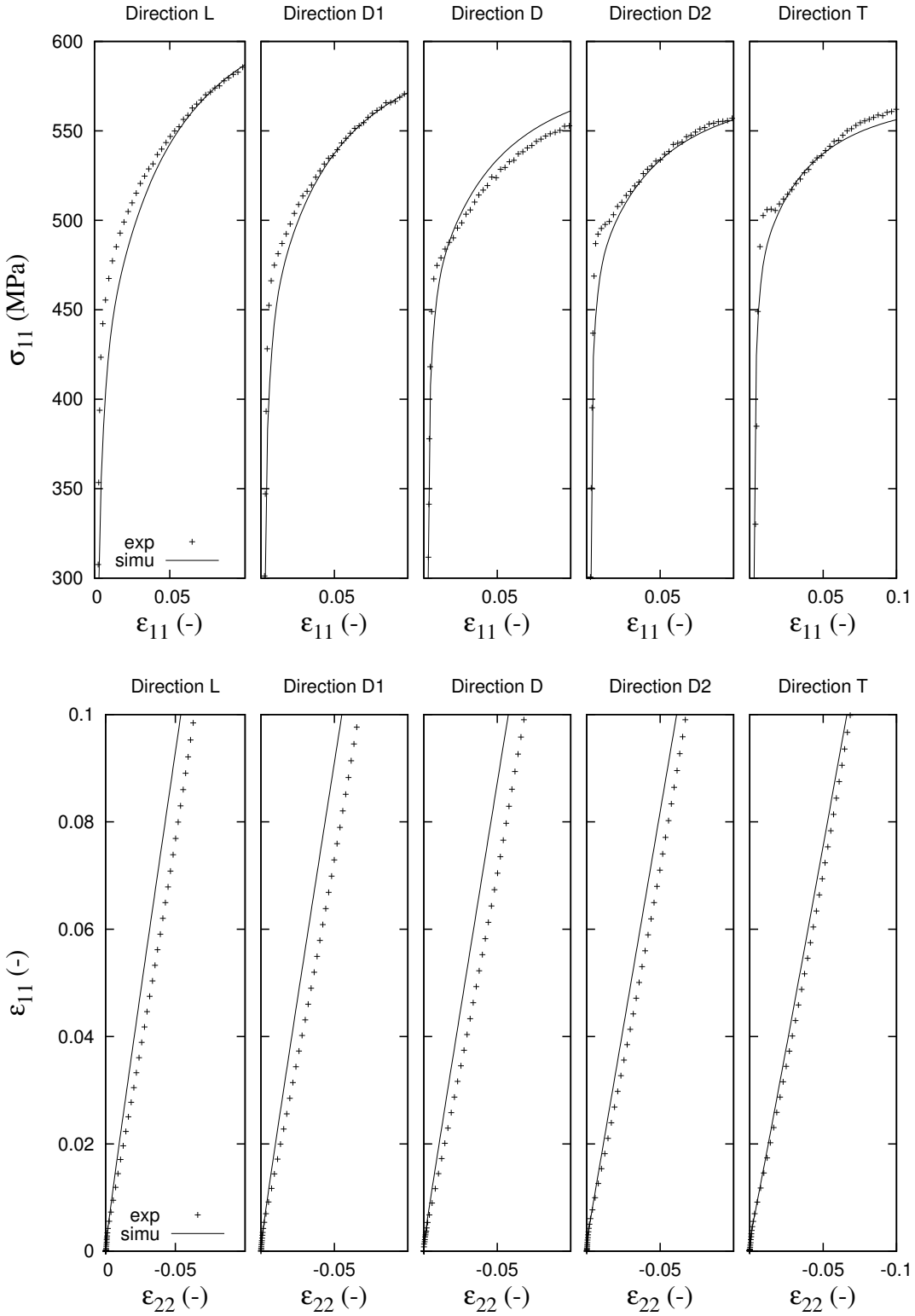


FIGURE 4.21: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction à 20°C et $1s^{-1}$ selon toutes les directions sollicitées : (haut) Courbe contrainte/déformation (bas) ε_{11} en fonction de ε_{22}

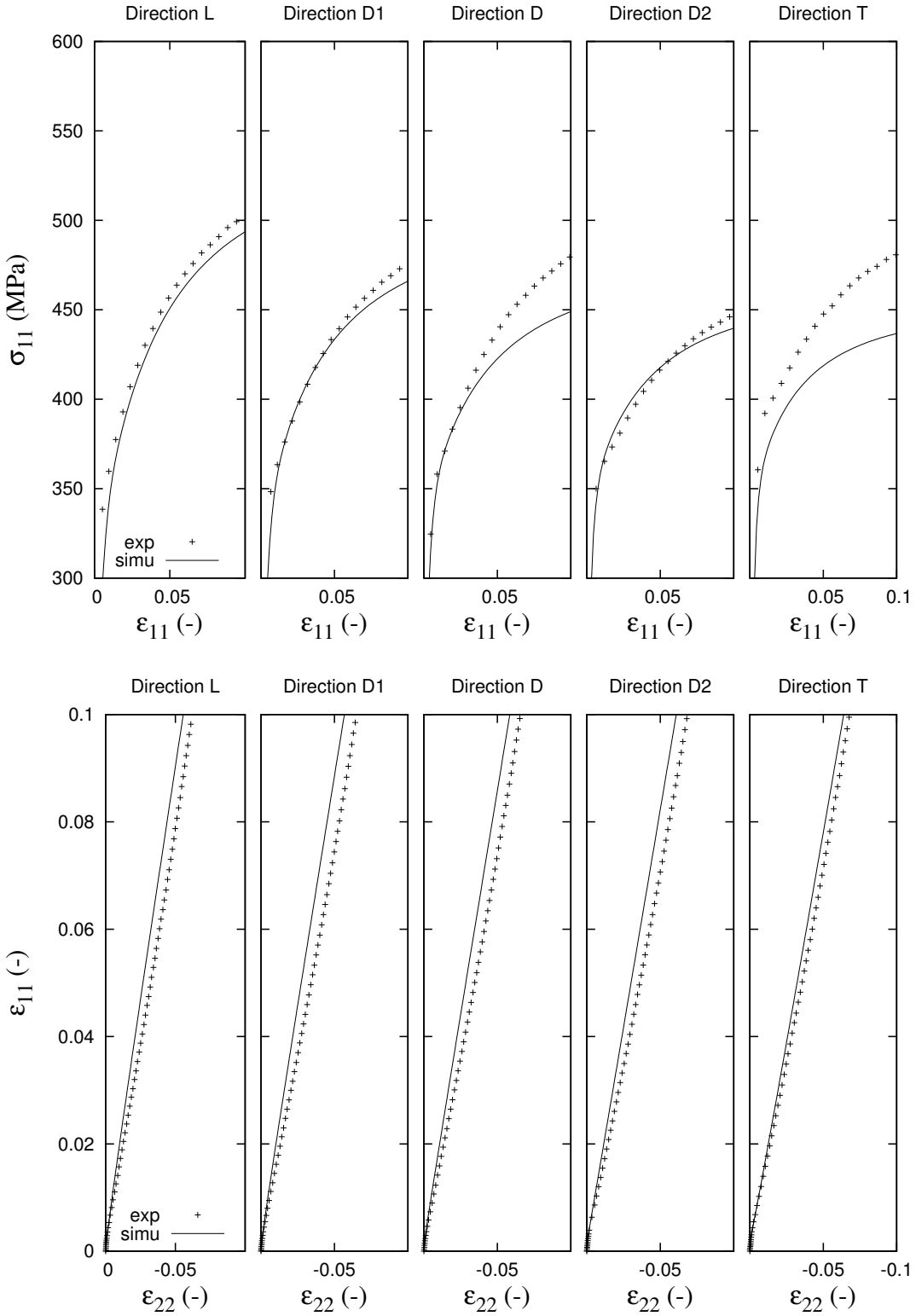


FIGURE 4.23: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction à 20°C et $10^{-4}s^{-1}$ pour toutes les directions sollicitées : (haut) Courbe contrainte/déformation (bas) ε_{11} en fonction de ε_{22}

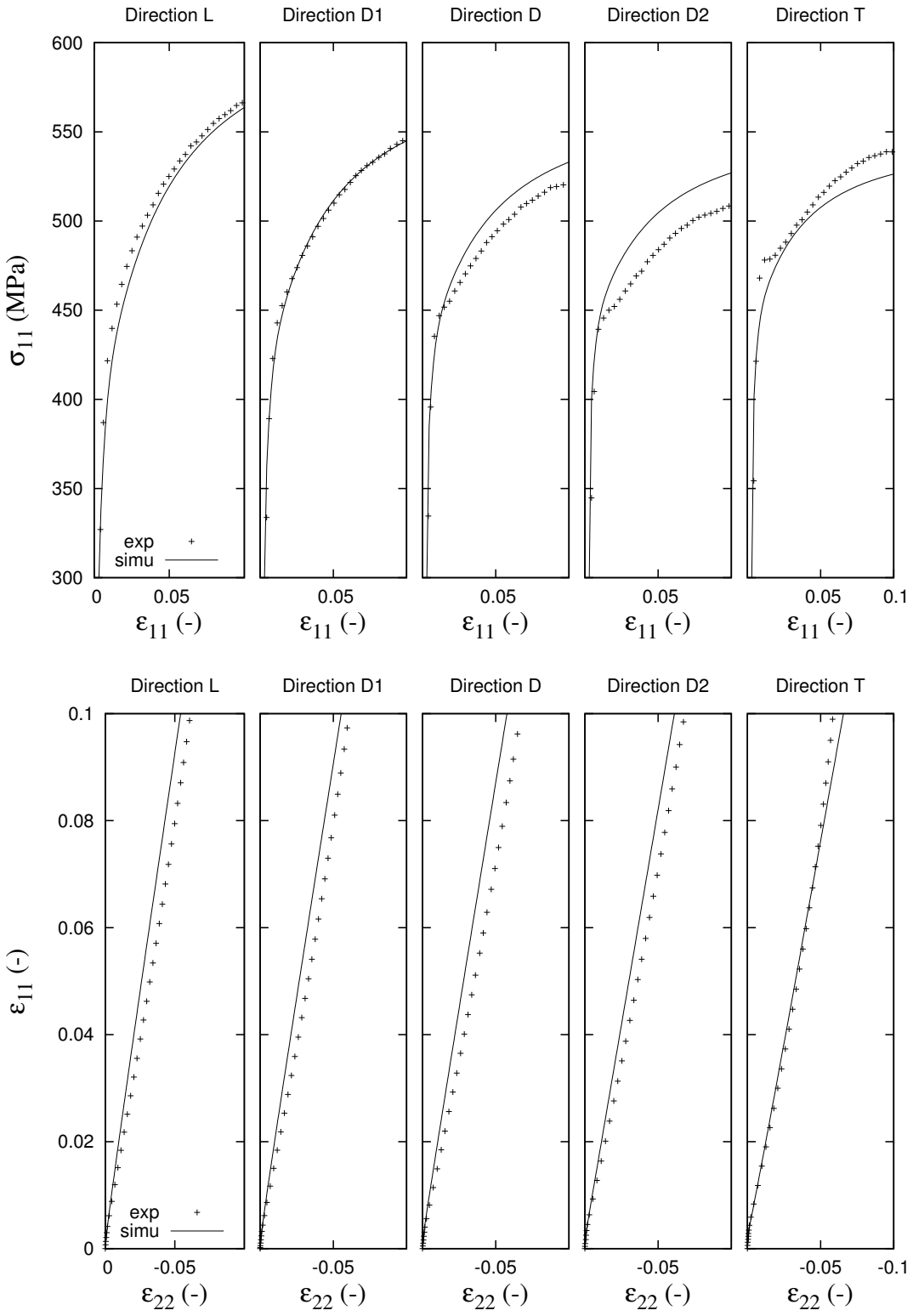


FIGURE 4.22: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction à 20°C et $10^{-1}s^{-1}$ selon toutes les directions sollicitées : (haut) Courbe contrainte/déformation (bas) ε_{11} en fonction de ε_{22}

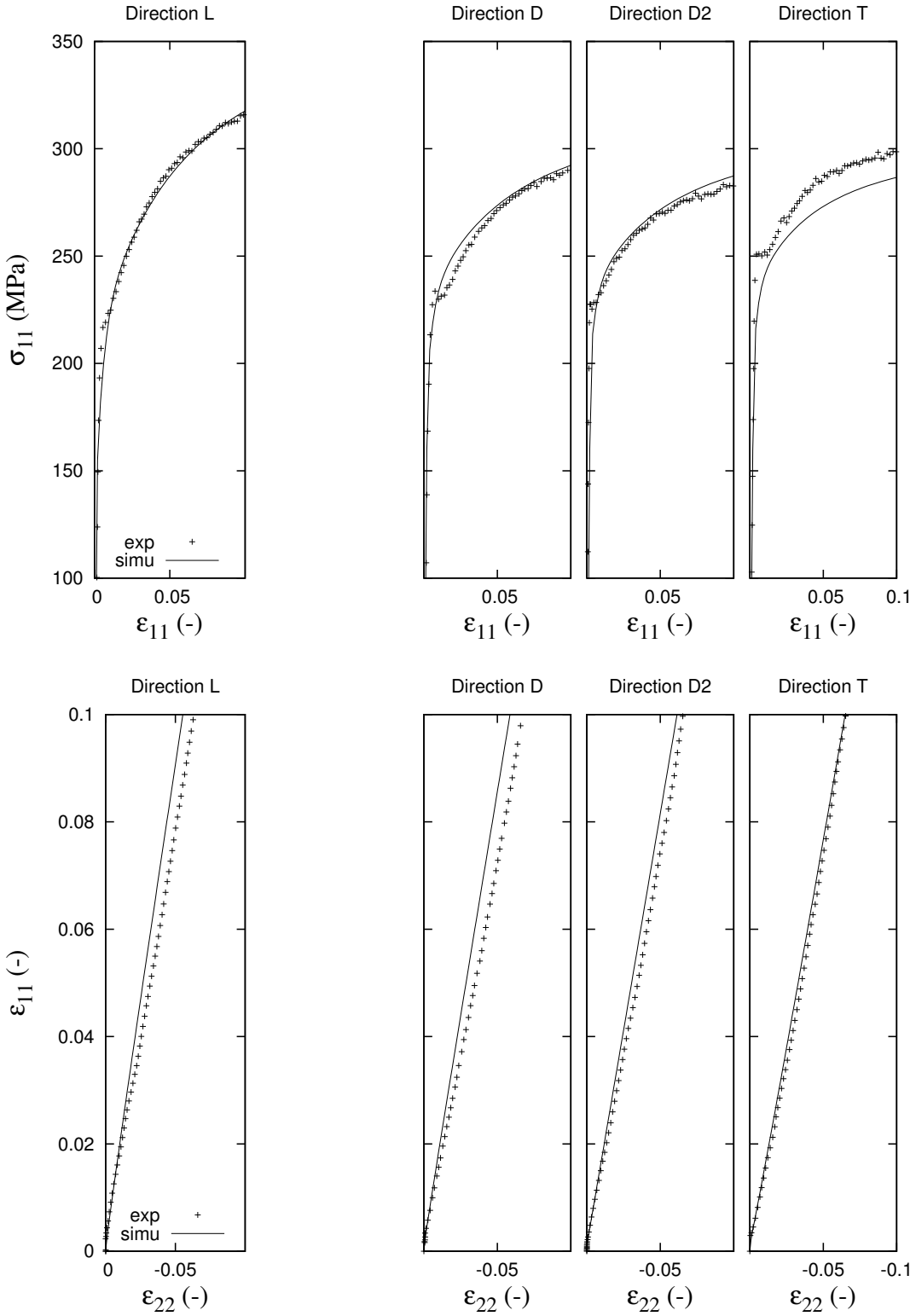


FIGURE 4.24: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction à 250°C et $10^{-1}s^{-1}$ pour toutes les directions sollicitées : (haut) Courbe contrainte/déformation (bas) ε_{11} en fonction de ε_{22}

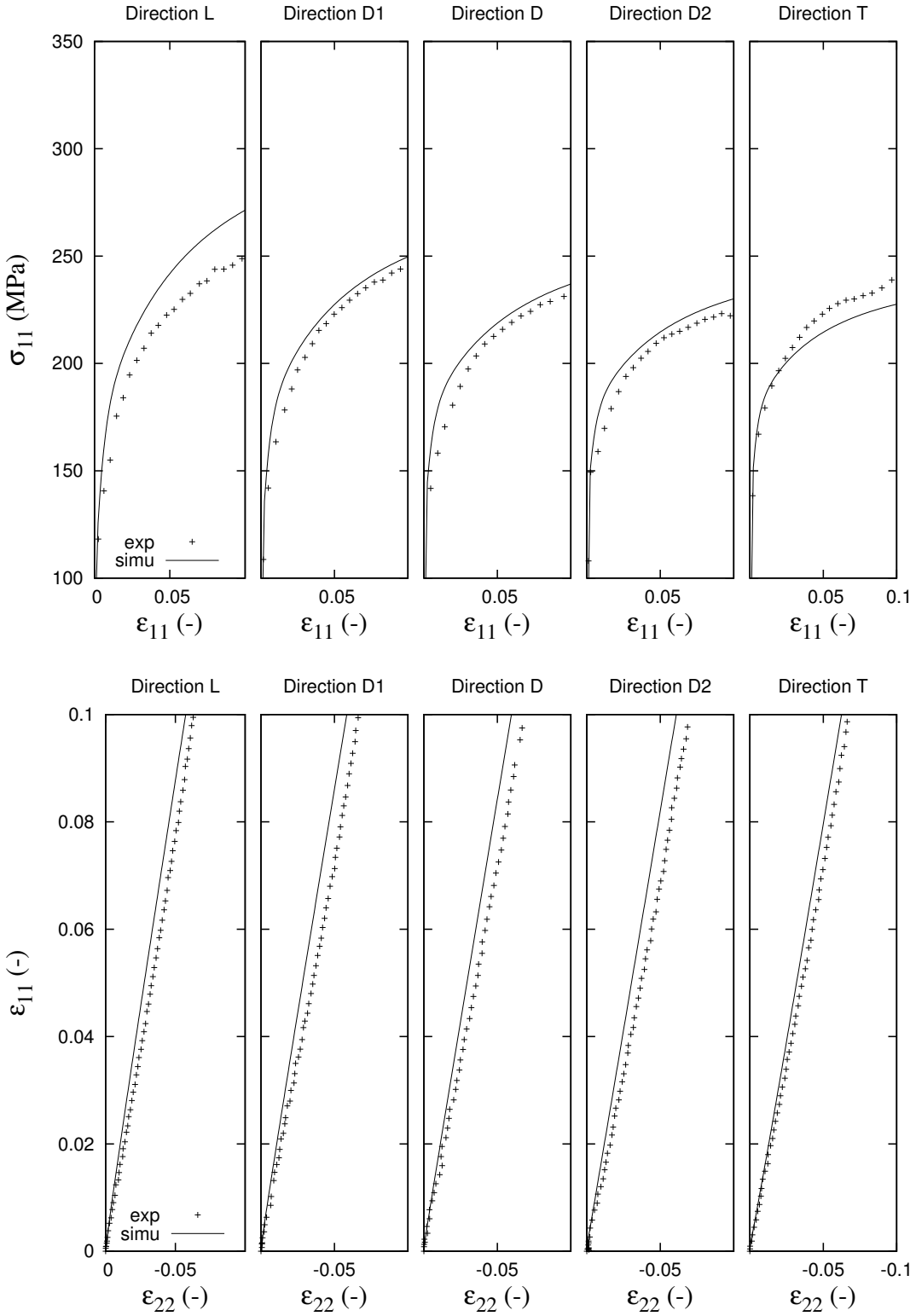


FIGURE 4.25: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction à 250°C et $10^{-4}s^{-1}$ pour toutes les directions sollicitées : (haut) Courbe contrainte/déformation (bas) ε_{11} en fonction de ε_{22}

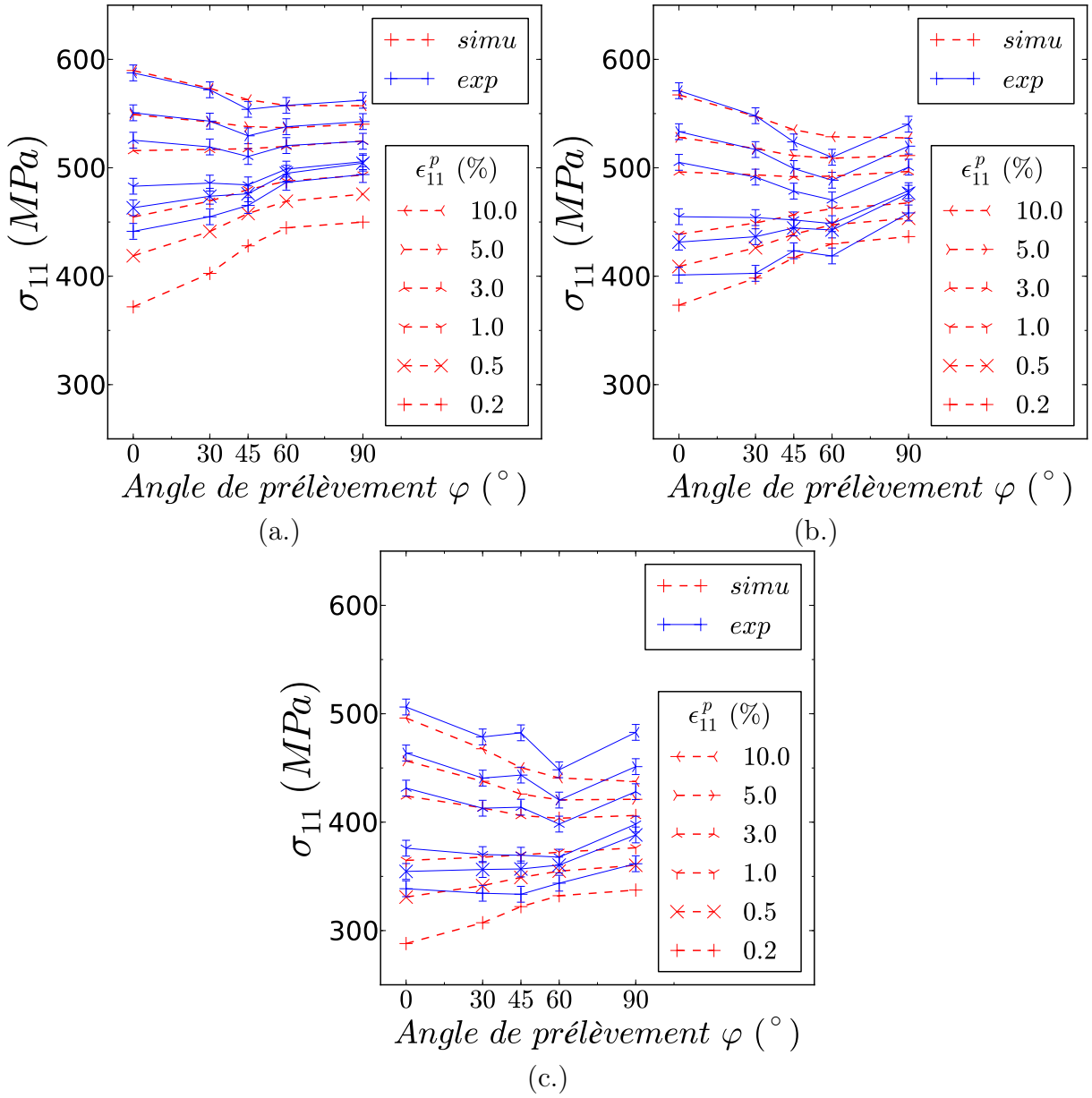


FIGURE 4.26: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction des contraintes d'écoulement prises à différents niveaux de déformation pour les conditions (a.) T0 et V0, (b.) T0 et V1, (c.) T0 et V4

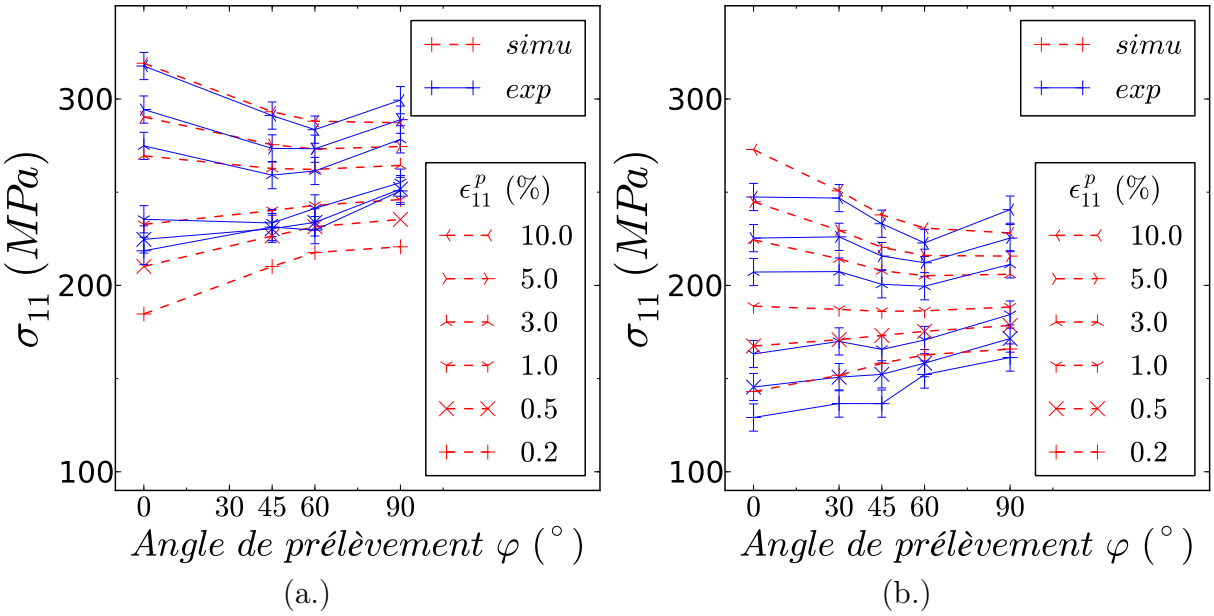


FIGURE 4.27: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction des contraintes d'écoulement prises à différents niveaux de déformation pour les conditions (a.) T1 et V1, (b.) T1 et V4

La hiérarchisation des courbes $f(\varepsilon_{22}) = \varepsilon_{11}$ en fonction des directions est également respectée. Néanmoins, pour évaluer finement l'identification, il est nécessaire de calculer les comparateurs locaux Fc et globaux W.

Sur les figures 4.28 (a.) et (b.), les comparateurs Fc_1 et Fc_2 sont tracés au cours de la déformation ε_{11} pour les essais à T0 et V0. Pour le comparateur Fc_1, le critère seuil est dépassé en début de chargement pour des déformations inférieures à 1%. Ces écarts peuvent s'expliquer par les choix d'identification adoptés.

- Le module de Young identifié à partir de mesures dynamiques tirées de l'article de (Northwood **et al.**, 1977b) est différent du module de Young apparent mesuré à partir des pentes élastiques des essais de l'étude. Or, lors de la phase visco-élastique du comportement, un petit écart entre la valeur du module de Young mesurée et simulée peut mener à d'importants écarts entre la contrainte simulée et la contrainte mesurée.
- Les écarts de contraintes $Rp^{0,2}$ entre la simulation et la mesure décrits précédemment jouent également sur cette erreur.

Néanmoins, au delà de 1% de déformation plastique, la valeur de Fc_1 est largement inférieure au seuil de 10%. Rappelons, que vis à vis des objectifs de prévision de la rupture du matériau (à plus long terme), il est préférable de bien reproduire le comportement en fin d'écrouissage homogène qu'en début de chargement. Aussi, les résultats sont en cohérence avec les attentes de l'étude.

Le seuil du comparateur Fc_2 est dépassé pour la plupart des directions de sollicitation. Il

s'agit du résultat de la priorité d'identification affectée à l'anisotropie de contrainte par rapport à l'anisotropie de déformation. Les écarts tendent à s'approcher du seuil critique à 10 % de déformation plastique. En analysant les différences des comparateurs locaux calculés à T0 et V4 (figure 4.29 (a.) et (b.)) avec ceux calculés à T0 et V0 (figures 4.28 (a.) et (b.)), il est possible d'établir des tendances vérifiées par les comparateurs globaux (figure 4.30) :

- plus la vitesse est élevée, plus la contrainte est bien prédite ;
- plus la vitesse est faible, plus l'anisotropie de déformation est bien prédite.

Le seuil du comparateur global W_1 respecte le seuil critique pour toutes les conditions (cf. figure 4.30). Le respect de ce critère est important, car les critères en énergie de déformation sont communément utilisés dans la mécanique de la rupture. Aussi, l'étude est en cohérence avec l'objectif à long terme d'établissement d'un critère analytique de rupture des gaines en densité de déformation. En revanche, le critère seuil appliqué au comparateur W_2 est moins bien respecté à l'instar du comparateur local Fc_2. Cependant, en moyenne sur tous les essais, W_2 est inférieur au seuil critique.

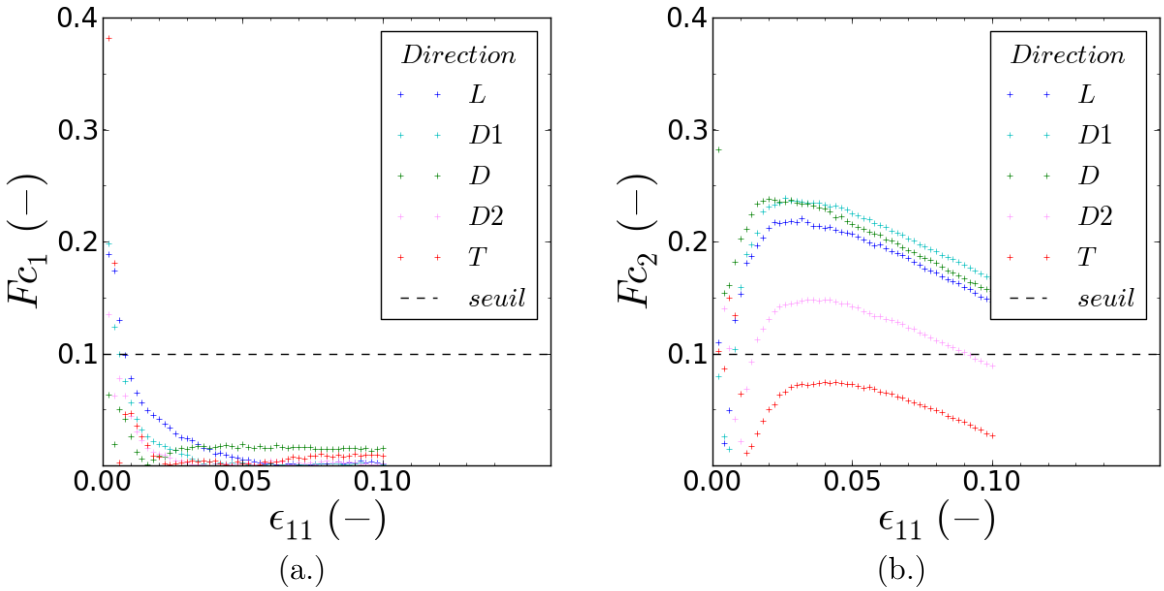


FIGURE 4.28: Exemple du résultat du calcul des comparateurs locaux (a.) Fc_1 et (b.) Fc_2 dans le cas des essais de traction dans les conditions T0 et V0

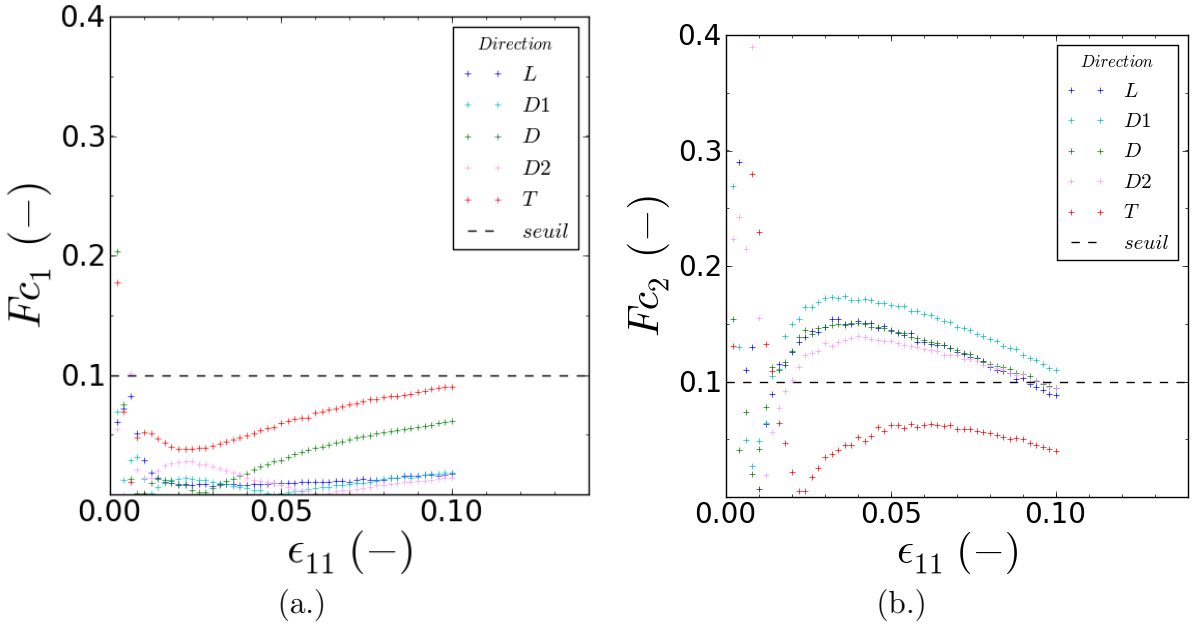


FIGURE 4.29: Exemple du résultat du calcul des comparateurs locaux (a.) Fc_1 et (b.) Fc_2 dans le cas des essais de traction dans les conditions T0 et V4

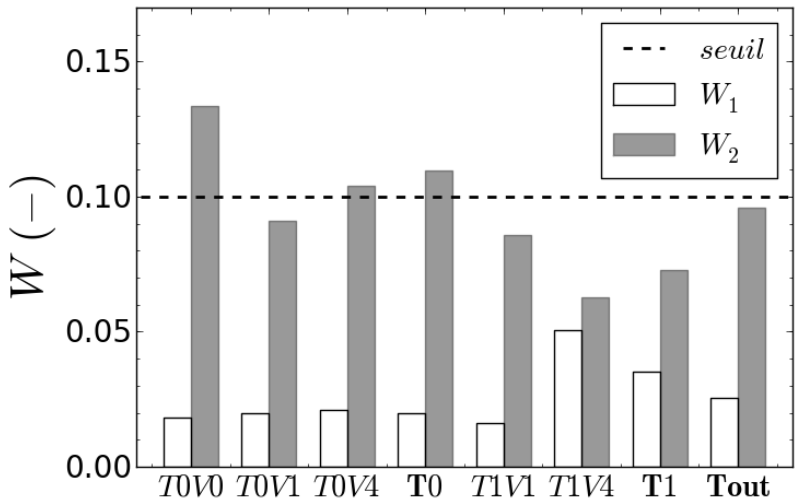


FIGURE 4.30: Critères de comparaison entre simulation et mesure W_1 et W_2 pour les essais de traction en fonction des conditions de températures et de vitesse

4.4.3 Simulation des essais de cisaillement

Certains essais de cisaillement cyclique simulés, comparés aux mesures, sont présentés sur les figures 4.31 et 4.32. Les contraintes au niveau des entrées en plasticité des différents cycles sont surestimées par la simulation. Il s'agit du résultat émanant du compromis d'identification adopté entre les essais de traction et de cisaillement déjà évoqué dans la section précédente. L'évolution typique du comparateur local Fc_1 en fonction de la déformation cumulée est présentée sur la figure 4.33. De manière générique, l'erreur entre la simulation et la mesure est très importante dans la zone de transition élasto-viscoplastique tandis que le seuil critique est respecté dans la phase relative à l'écrouissage. Par ailleurs, le comparateur global W_1 moyen sur tous les essais de cisaillement respecte le seuil critique.

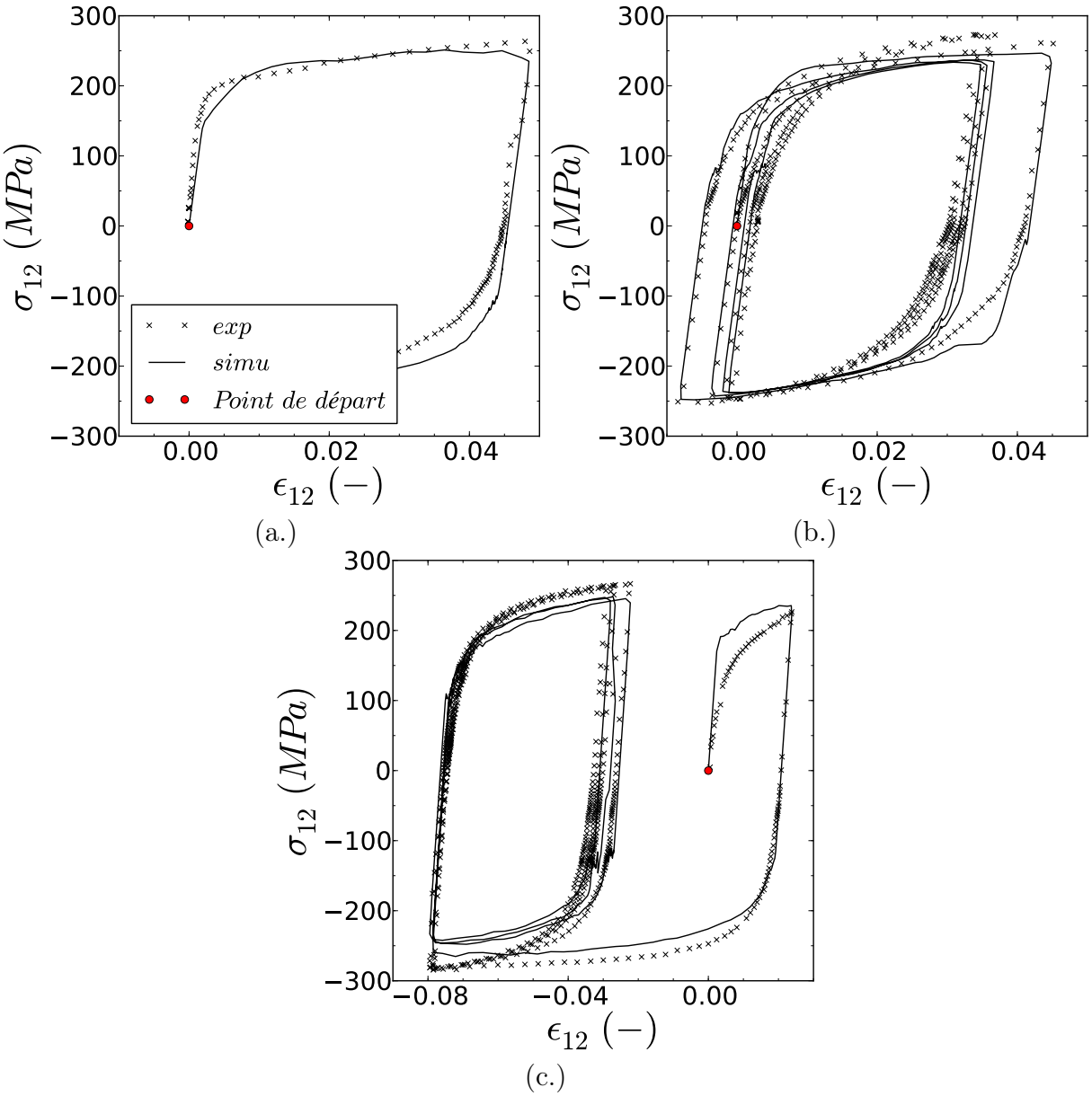


FIGURE 4.31: Comparaison entre la mesure et la simulation pour un essai de cisaillement dans la direction L (a.), D (b.) et T (c.)

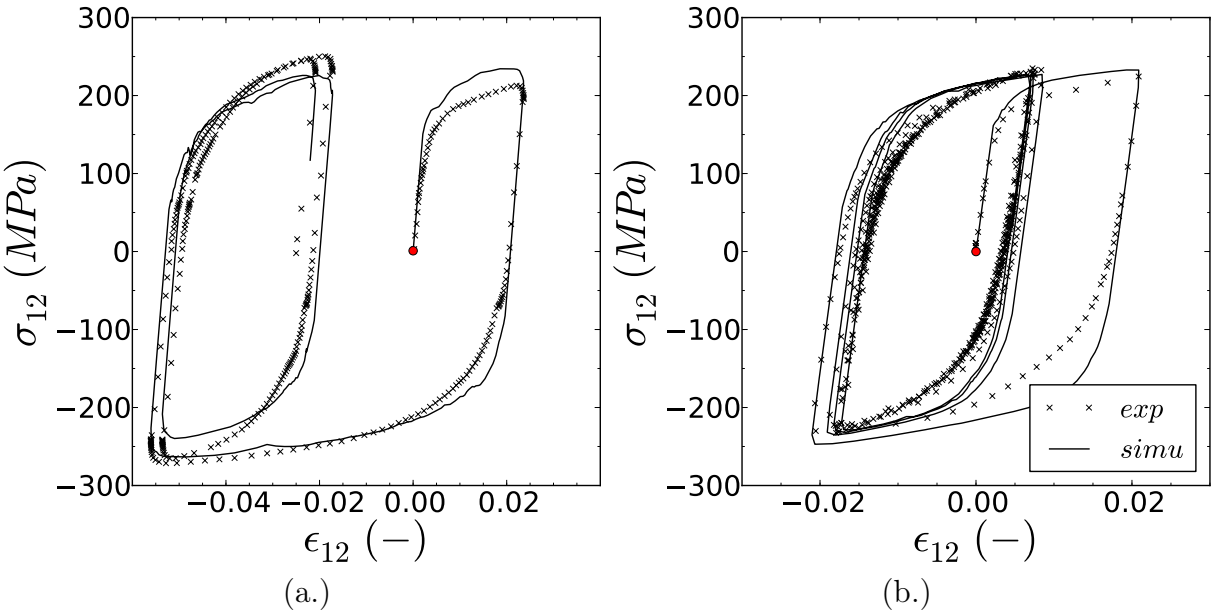


FIGURE 4.32: Comparaison entre la mesure et la simulation pour un essai de cisaillement dans la direction D1 (a.) et D2 (b.)

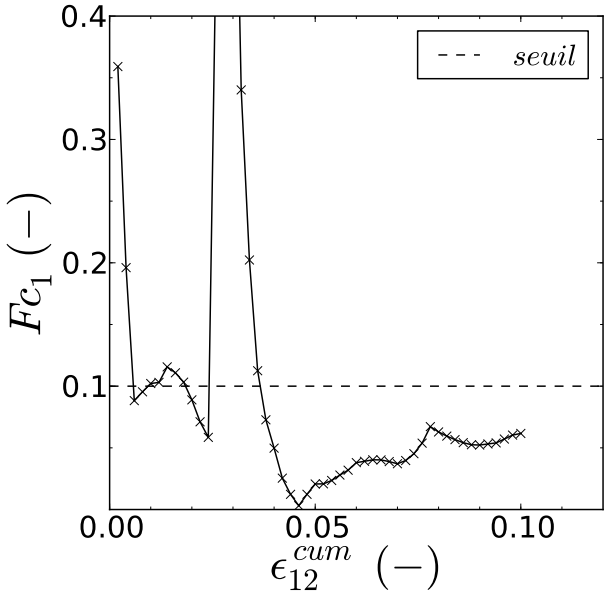


FIGURE 4.33: Exemple du résultat du calcul du comparateur local Fc_1 pour l'essai de cisaillement réalisé dans la direction D1 correspondant à la figure 4.32 (b.)

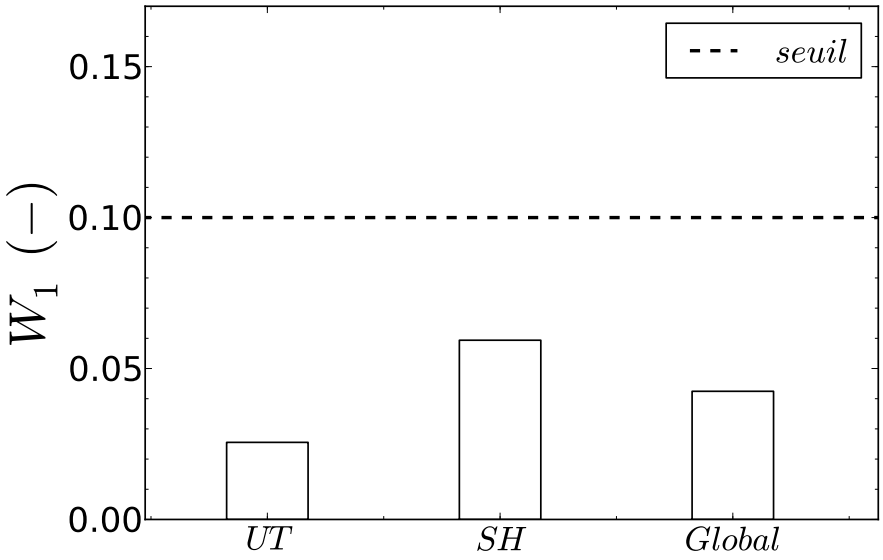


FIGURE 4.34: Comparateur W_1 pour les essais de traction et de cisaillement : UT = essais de traction ; SH = essais de cisailement

4.4.4 Synthèse

Les résultats de simulation sont globalement satisfaisants puisque les comparateurs globaux W moyens respectent les seuils critiques pour tous les chargements. En revanche, les comparateurs locaux ne sont pas toujours respectés et révèlent les difficultés relatives à l'identification.

- Le modèle qui ne permet pas de gérer l'anisotropie de contrainte et de déformation indépendamment mène à imposer des priorités d'identification. La priorité adoptée dans cette étude consiste à favoriser la prédiction de l'anisotropie de contrainte sur l'anisotropie de déformation. En conséquence, les comparateurs Fc_2 dépassent les seuils critiques de 0,1 pour de nombreux chargements.
- La calibration de la répartition entre contrainte visqueuse et contrainte cinématique pour satisfaire à la fois le chargement cyclique en cisaillement et le chargement de traction s'est avérée complexe. Les erreurs induites dans les phases de transition élasto-viscoplastique des essais de cisaillement sont importantes et les comparateurs locaux Fc_1 dépassent largement le seuil critique de 0,1.

Jusqu'à présent les chargements exploités sont exclusivement uniaxiés. Or, lors d'un accident RIA, la gaine est sollicitée selon un chargement biaxié. Aussi, dans la suite, la loi est évaluée à partir d'un essai de traction sur éprouvette plate entaillée réalisé par (Doan, 2009).

4.5 Évaluation du modèle à partir d'essais de traction sur éprouvettes entaillées (Doan, 2009)

L'évaluation de l'identification est effectuée à partir d'essais de traction sur éprouvettes plates entaillées réalisés par (Doan, 2009). Ces essais sont intéressants car ils induisent une forte biaxialité de contrainte locale au niveau de l'entaille. Les essais ont été réalisés dans les deux directions principales L et T.

4.5.1 Présentation de l'essai

Les géométries des éprouvettes entaillées NTV et NT2 sont respectivement présentées sur la figure 4.35 et sur la figure 4.36. Les éprouvettes NTV et NT2 font 0,725 mm d'épaisseur.

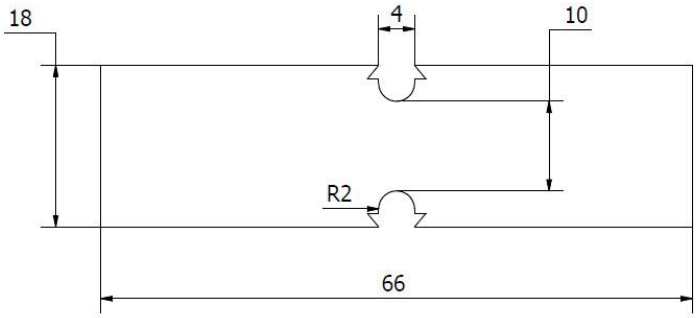


FIGURE 4.35: Géométrie de l'éprouvette entaillée NTV (Doan, 2009)

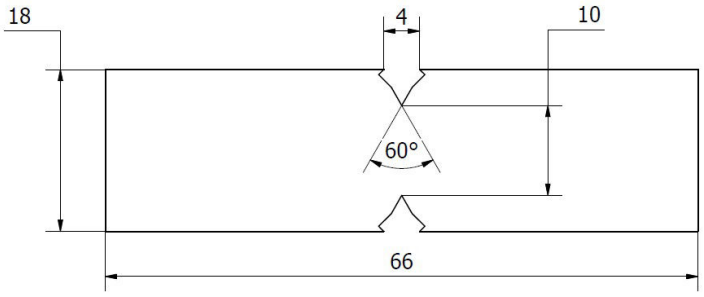
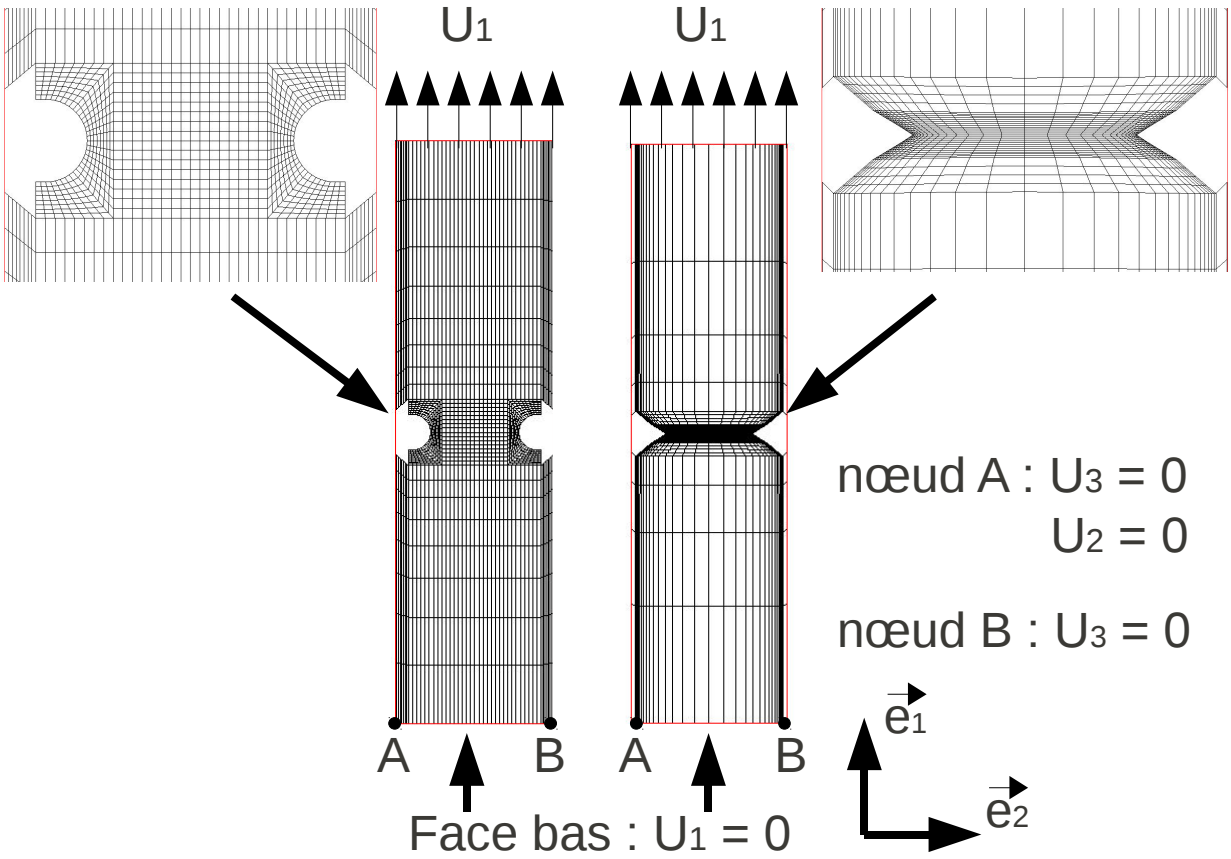


FIGURE 4.36: Géométrie de l'éprouvette entaillée NT2 (Doan, 2009)

4.5.2 Maillage et conditions aux limites

Le maillage utilisé pour les simulations des essais sur éprouvettes entaillées tirés de la thèse de (Doan, 2009) est réalisé sous le logiciel Salome-Meca®. Il se compose de 4608 et

1216 éléments linéaires respectivement pour les éprouvettes NTV et NT2 avec 3 éléments dans l'épaisseur. Les conditions aux limites pour ces éprouvettes entaillées sont présentées sur la figure 4.37.



(a.) (b.)

FIGURE 4.37: Conditions aux limites pour simulation d'un essai de traction sur éprouvette entaillée (a.) NT2 et (b.) NTV : Ui représente le déplacement associé à la direction i dans le repère de l'essai

4.6 Résultats de simulation des essais NTV et NT2

Les simulations sur les éprouvettes entaillées sont effectuées avec le modèle identifié précédemment. Les courbes simulées pour les éprouvettes NT2 à T0 et T1 sont comparées aux mesures sur les figures 4.38 et 4.39. L'axe des abscisses représente le rapport de l'ouverture de l'entaille Δl sur l'ouverture d'entaille initiale l_0. L'axe des ordonnées représente la charge normalisée par la section initiale minimale de l'entaille. Que ce soit à T0 ou à T1, aux petites déformations, le niveau de contrainte est mieux prédit par la simulation à V4 qu'à V2. Si l'on

se réfère à la figure 4.30, représentant les comparateurs $W1$ et $W2$ calculés pour les différents essais de traction, on remarque :

- que le niveau de contrainte évalué par le comparateur $W1$ est mieux prédit pour les vitesses les plus importantes ;
- qu'à l'inverse, l'anisotropie de déformation évaluée par le comparateur $W2$ est mieux prédite pour les vitesses les plus faibles.

Une explication résiderait dans le fait que la calibration de l'anisotropie de déformation pourrait être plus importante vis à vis des essais biaxiés que la calibration des niveaux de contrainte. Lors de l'établissement de la stratégie d'identification une priorité à la prédiction des niveaux de contrainte vis à vis de la prédiction de l'anisotropie de déformation avait été adoptée. Les résultats sur éprouvettes entaillées montrent qu'il serait envisageable d'adopter la stratégie inverse afin de vérifier si les chargements imposant une forte biaxialité au matériau sont améliorés. Cette stratégie a d'ailleurs été adoptée par (Grange, 1998) qui a observé que c'est la déformation et non la contrainte qui contrôle l'évolution de l'endommagement. Néanmoins les résultats issus de la simulation sont en adéquation avec les résultats issus de l'expérience pour les plus faibles niveaux d'ouverture d'entaille.

Pour tous les essais NT2 (figures 4.38 et 4.39) et NTV (figure 4.40), plus les déformations sont importantes, moins la prédiction est bonne. Ceci est la conséquence de l'identification sur les essais de traction stoppés à 10% de déformation plastique. En fond d'entaille, les déformations dépassent largement le seuil de 10% dès le début de l'écrouissage comme illustré sur les figures 4.41 (a.) et (b.).

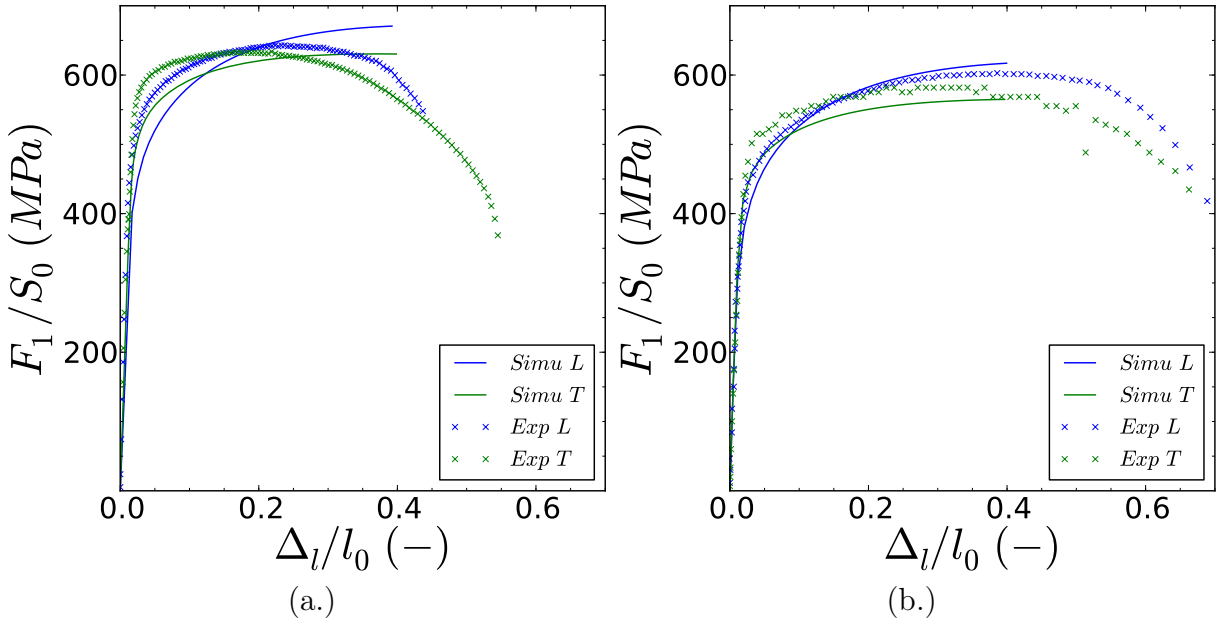


FIGURE 4.38: Courbes de la charge en fonction du rapport de l'ouverture d'entaille Δl sur l'ouverture d'entaille initiale l_0 pour les essais NT2 à 20°C et (a.) 10^{-2} s^{-1} et (b.) 10^{-4} s^{-1}

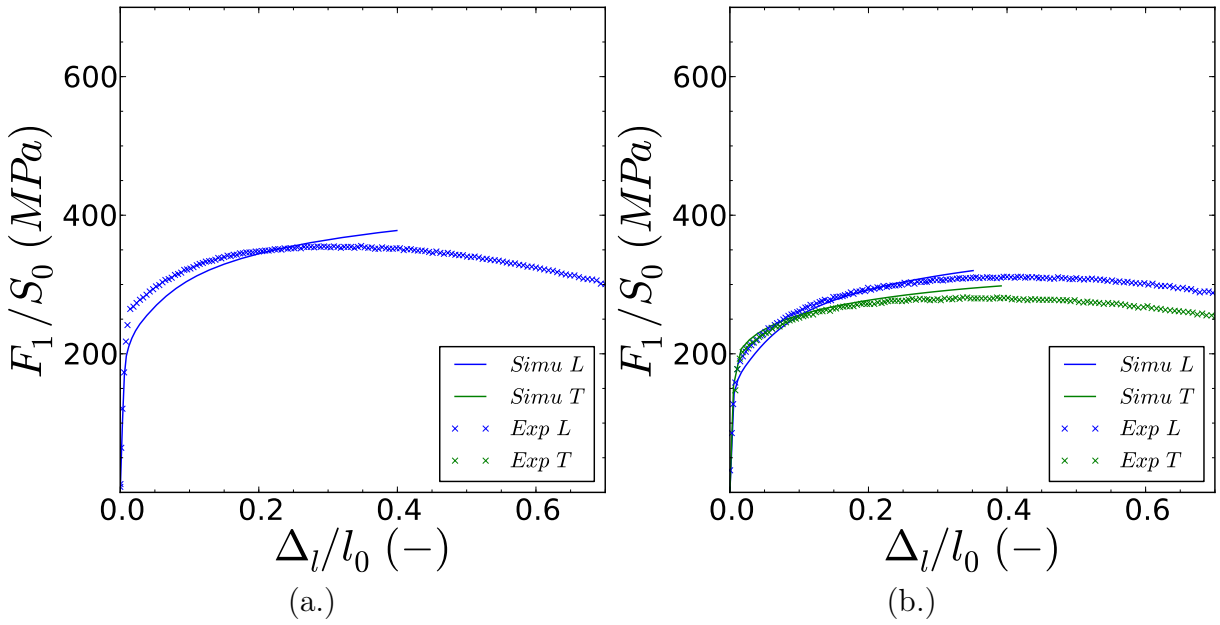


FIGURE 4.39: Courbes de la charge en fonction du rapport de l'ouverture d'entaille Δl sur l'ouverture d'entaille initiale l_0 pour les essais NT2 à 250°C et (a.) 10^{-2} s^{-1} et (b.) 10^{-4} s^{-1}

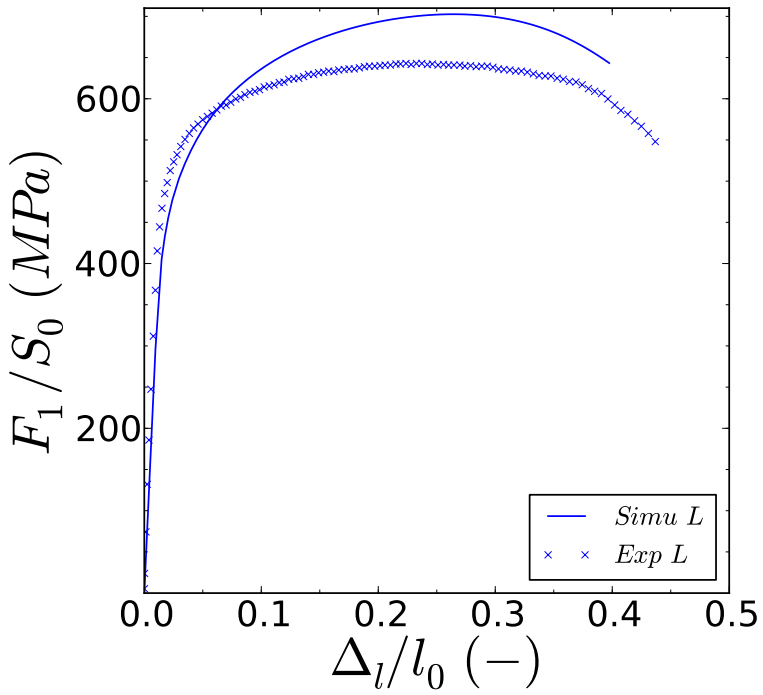
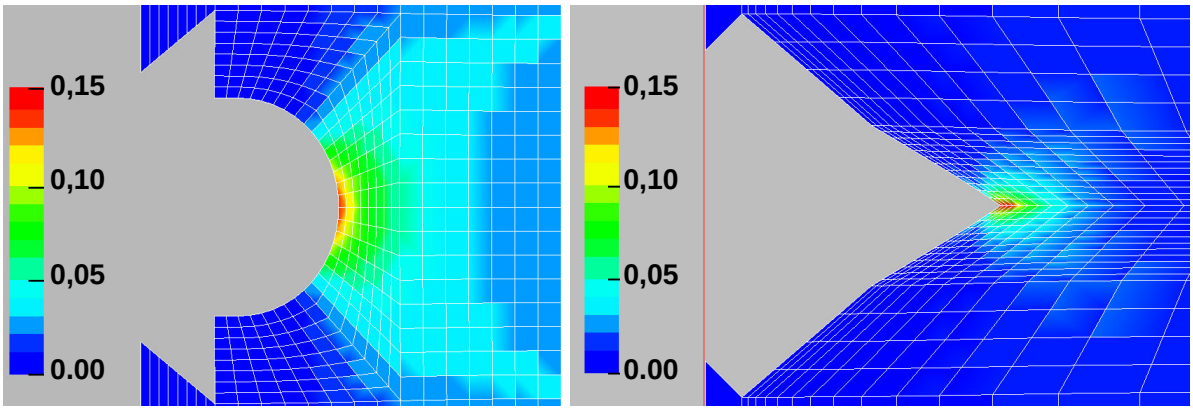


FIGURE 4.40: Courbe de la charge en fonction du rapport de l'ouverture d'entaille Δl sur l'ouverture d'entaille initiale l_0 pour les essais NTV à 20°C et 10^{-2} s^{-1} sollicités dans la direction L



(a.) (b.)

FIGURE 4.41: Champs de déformation équivalente en fond d'entaille pour (a.) l'essai NT2 à $\Delta l/l_0 = 0{,}02$ (b.) l'essai NTV pris à $\Delta l/l_0 = 0{,}05$

4.7 Conclusions

Dans cette partie, le modèle de l'étude inspiré du modèle DRS a été décrit. Ce modèle a été choisi car il présente l'avantage de disposer de nombreux degrés de liberté vis à vis

de l'anisotropie de contrainte et de déformation. Par ailleurs, l'autre intérêt de ce modèle réside en la formulation de la contrainte décomposée en une composante visqueuse et une composante cinématique.

Une méthodologie d'identification a été mise en place. La description de cette méthodologie a permis de montrer qu'il est important de disposer d'essais de traction suivant différentes directions de sollicitations pour bien calibrer l'anisotropie de comportement. Par ailleurs, les essais de cisaillement se sont avérés également d'intérêt pour ajuster l'anisotropie du comportement et ajuster la répartition entre contrainte interne et contrainte visqueuse du modèle.

L'évaluation de l'identification montre que l'on simule bien la contrainte des essais de traction et de cisaillement. En revanche, l'anisotropie de déformation des essais de traction est moins bien prédite.

Les résultats sur éprouvettes entaillées présentent des écarts importants avec la mesure, particulièrement lorsque les niveaux de déformation en fond d'entaille dépassent les déformations maximales exploitées pour l'identification. Ces essais montrent une restitution encore imparfaite de l'identification vis à vis de la biaxialité du chargement. Si il est clair que le modèle n'est pas valide pour des déformations dépassant les 10%, il faut encore évaluer l'effet de la biaxialité sur d'autres chargements afin de valider le domaine de pertinence du modèle.

L'identification de la base sur tôle étant réalisée, il faut désormais évaluer la transférabilité du modèle sur les gaines.

Chapitre 5

Transférabilité du modèle à une base expérimentale sur tube

Sommaire

5.1 Équivalence des repères **174**

5.2 Base expérimentale sur tube tirée de (Robinet, 1995) **175**

5.2.1 Comparaison de la composition et de la texture des tôles de l'étude et des tubes de l'étude de (Robinet, 1995) 175

5.2.2 Chargements de la base sur tube tirés de (Robinet, 1995) d'intérêt pour l'étude 177

5.2.3 Adaptation du modèle en fonction de la température 179

5.3 Résultats de la transférabilité sur tube **185**

5.3.1 Chargements uniaxiés 186

5.3.2 Chargements biaxiés 190

5.3.3 Synthèse 195

5.4 Ajustement des coefficients des matrices d'anisotropie à partir d'un essai biaxié **195**

5.4.1 Résultats 197

5.4.2 Influence de la réidentification des coéfficients sur la base de données sur tôle 201

5.4.3 Evaluation de la réidentification des paramètres d'anisotropie par confrontation aux essais biaxiés de l'étude de (Geyer, 1999) 203

5.5 Conclusions **204**

L'utilisation de tôles laminées a permis de réaliser des essais simples dans différentes directions de sollicitation définies dans le plan (LT). Ces essais présentent l'avantage d'isoler les propriétés fondamentales du matériau relatives à chaque direction sollicitée et donc d'accéder à leur anisotropie. Le modèle utilisé dans l'étude a été choisi et identifié uniquement à partir des résultats de ces essais. Néanmoins, il est nécessaire d'évaluer si le modèle, et plus précisément l'anisotropie plastique qu'il induit, est applicable en l'état à des essais sur produits industriels utilisés en réacteurs, c'est à dire des gaines. L'objectif de transférabilité de la tôle au tube est né de l'observation d'une texture équivalente entre les gaines et les tôles si l'on se place dans un repère spécifique pour chaque géométrie (cf. chapitre 2). Cette similarité de texture laisse supposer que l'anisotropie mécanique sur tôle est identique à l'anisotropie mécanique sur tube modulo le choix de directions équivalentes. La vérification de ce postulat est l'un des objectifs de la thèse et cette partie du manuscrit y est consacrée.

Pour atteindre cet objectif, des essais sur tubes sont nécessaires. Dans la littérature et plus particulièrement dans l'étude de (Robinet, 1995), de nombreux essais sur tube de Zircaloy-4 recristallisé sont disponibles. Parmi les différents chargements exploités par cet auteur, ce sont les essais de traction axiale, de torsion, de traction/torsion et de traction/pression interne qui seront simulés par le modèle de l'étude. Cette base importante permettra d'une part d'évaluer la transférabilité du modèle de la tôle au tube et d'autre part de disposer de chargements biaxiés représentatifs des conditions mécaniques imposées à la gaine lors de l'accident de réactivité (RIA) qui définit le cadre de l'étude (cf. chapitre 2).

Dans un premier temps le modèle identifié est confronté à des essais uniaxiés et biaxiés sur tubes tirés de la littérature (Robinet, 1995). Dans un second temps, une réévaluation des paramètres du modèle est effectuée en intégrant à la base d'identification sur tôle un essai biaxié sur tube pertinent. Ainsi, il sera possible d'observer si l'utilisation d'un essai biaxié en plus de la base sur tôle, qui ne comprend que des chargements uniaxiés, apporte une amélioration significative à la qualité de la simulation de l'anisotropie.

5.1 Équivalence des repères

Il existe une équivalence entre la texture des gaines et des tôles :

- La direction T des tôles dans le repère cartésien est équivalente à la direction circonférentielle θ de la gaine dans le repère cylindrique
- La direction L des tôles dans le repère cartésien est équivalente à la direction axiale Z de la gaine dans le repère cylindrique
- La direction N des tôles dans le repère cartésien est équivalente à la direction radiale r de la gaine dans le repère cylindrique

L'équivalence à appliquer au modèle est très simple. Les coordonnées orthotropes liées au tube sont définies telles 1 = r, 2 = θ et 3 = z là où pour les coordonnées orthotropes liées à

la tôle le repère est défini tel que 1 = N, 2 = T et 3 = L. Les équivalences citées ci-dessus sont convenablement retranscrites :

$$N \equiv r = 1 \quad e.g: \ \varepsilon_{NN}^{\text{tôle}} \equiv \varepsilon_{rr}^{\text{tube}} = \varepsilon_{11}^{\text{modèle}} \tag{5.1}$$
$$T \equiv \theta = 2 \quad e.g: \ \varepsilon_{TT}^{\text{tôle}} \equiv \varepsilon_{\theta\theta}^{\text{tube}} = \varepsilon_{22}^{\text{modèle}} \tag{5.2}$$
$$L \equiv z = 3 \quad e.g: \ \varepsilon_{LL}^{\text{tôle}} \equiv \varepsilon_{zz}^{\text{tube}} = \varepsilon_{33}^{\text{modèle}}. \tag{5.3}$$

5.2 Base expérimentale sur tube tirée de (Robinet, 1995)

5.2.1 Comparaison de la composition et de la texture des tôles de l'étude et des tubes de l'étude de (Robinet, 1995)

Géométrie des tubes

Robinet a réalisé des essais sur tube dont les diamètres extérieur et intérieur sont respectivement de 14,30 et 11,88 mm.

Composition du matériau

La composition du matériau est présentée dans les tableaux 5.1 et 5.2 et est comparée à celle des tôles de l'étude. Les résultats sont très proches pour les deux produits.

% massiques	Cr	Fe	O	Sn
Z4RX tôle étude	0,11	0,22	0,12	1,46
Z4RX (Robinet, 1995)	0,10	0,21	0,135	1,3

TABLE 5.1: Principaux éléments d'alliages des tôles de l'étude et du matériau des tubes de l'étude (Robinet, 1995) en pourcentage massique

ppm	Al	Hf	N	C	Si
Z4RX tôle étude	17	50	26	86	99
Z4RX (Robinet, 1995)	98	56	24	151	99

TABLE 5.2: Principales impuretés en partie par millions des tôles de l'étude et des tubes de l'étude de (Robinet, 1995)

Taille des grains

Le matériau recristallisé présente des grains équiaxes dont la taille est de l'ordre de 2 à 5 μm. De plus gros grains pouvant atteindre une taille entre 15 et 18 μm entourent les plus petits grains. La taille des grains des tubes correspond à celle observée pour les tôles de l'étude.

Texture du matériau

Les figures de pôles relatives aux pôles $< 0002 >$ et $< 10\bar{1}0 >$ tirées de l'étude obtenues par diffraction des rayons X sont respectivement présentées sur les figures 5.1 (a.) et (b.). Les pôles $< 0002 >$ s'écartent de la normale au tube selon un angle de 30° dans la direction θ. L'équivalence tôle-tube (L correspondant à Z, T à θ et N à R) mentionnée précédemment est à priori applicable entre les tubes de (Robinet, 1995) et les tôles de l'étude (cf. figures de pôles 2.21). De plus, les facteurs de Kearns des deux produits sont proches (cf. tableau 5.3).

La composition et la microstructure de la tôle de l'étude et des tubes de l'étude de Robinet sont proches. Par ailleurs, les textures respectives des deux produits s'inscrivent dans l'équivalence tôle-tube préalablement décrite. Ces vérifications de rigueur étant réalisées, il est désormais possible d'exploiter assez rigoureusement les résultats sur tube de (Robinet, 1995).

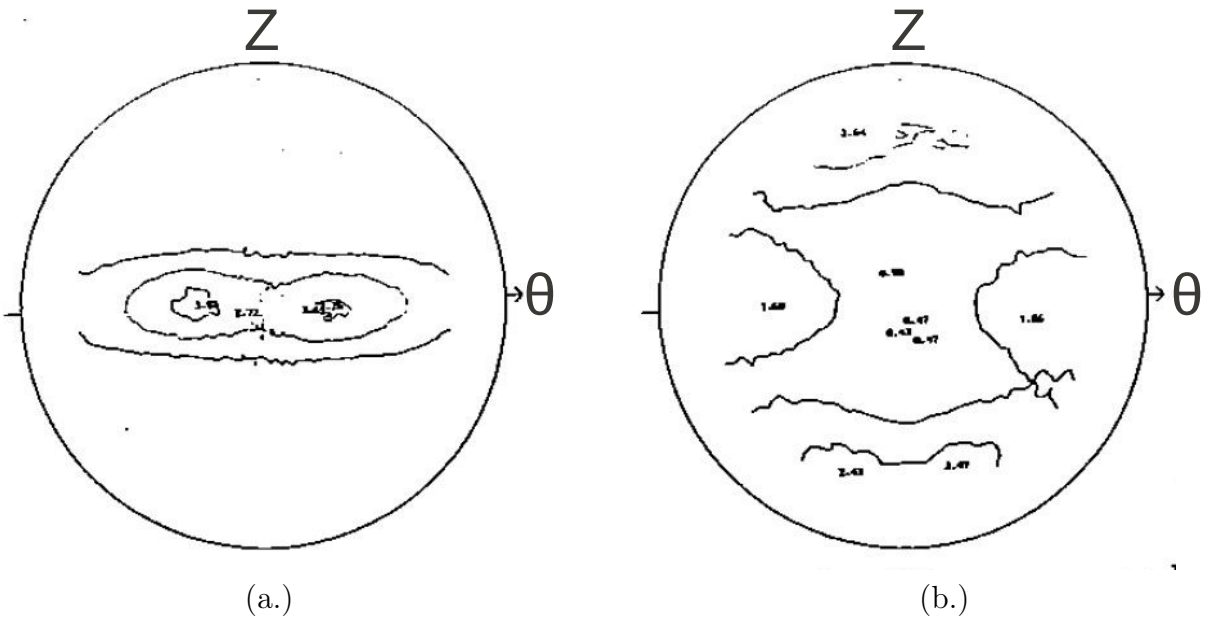


FIGURE 5.1: Figures de pôles expérimentales obtenues par diffraction des rayons X (axe de référence Z) : (a.) figure de pôle 0002 (b.) figure de pôle $10\bar{1}0$ (Robinet, 1995)

	fN	fL	fT
Z4RX tôle étude	0,63	0,09	0,28
	fr	fz	$f\theta$
Z4RX (Robinet, 1995)	0,55	0,13	0,32

TABLE 5.3: Facteurs de Kearns du Z4RX (Doan, 2009) mesurés à partir des figures de pôles réalisées par la technique de diffraction des rayons X : comparaison de fr avec fN ; fz avec fL et $f\theta$ avec fT selon l'équivalence tôle-tube définie dans le chapitre

5.2.2 Chargements de la base sur tube tirés de (Robinet, 1995) d'intérêt pour l'étude

Les différents essais tirés de l'étude (Robinet, 1995) et utilisés pour évaluer la transférabilité du modèle sont reportés dans le tableau 5.4.

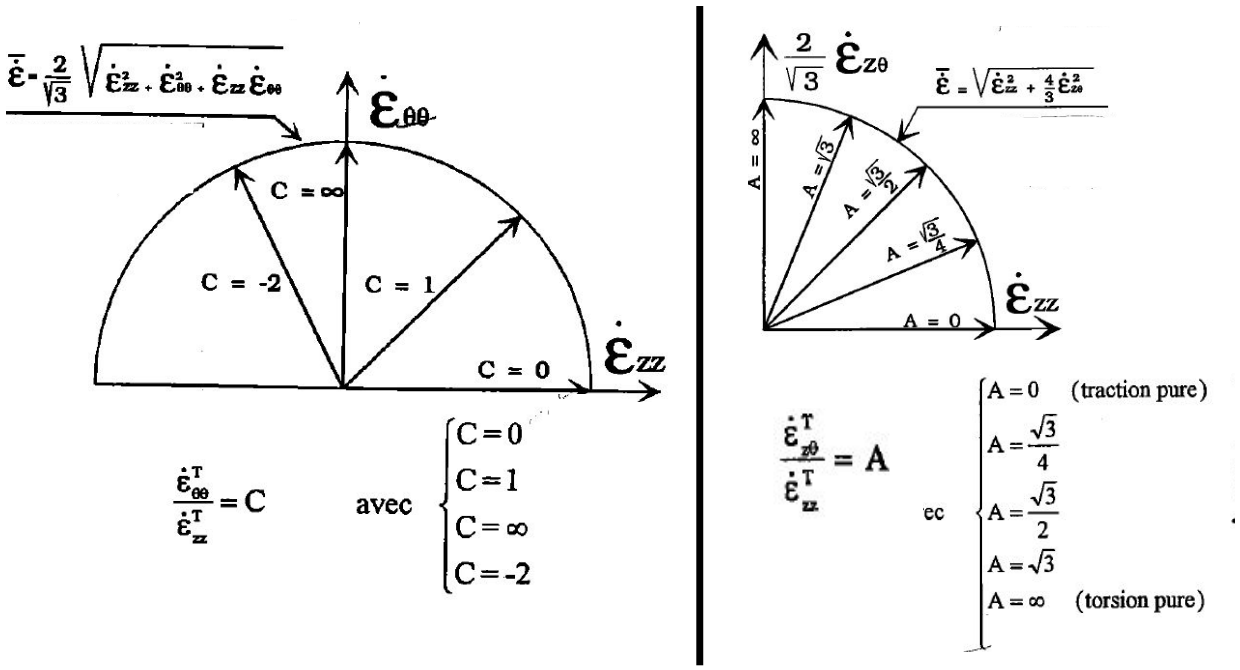
- Les vitesses de déformations exploitées se trouvent soit dans la gamme basse ($6,6.10^{-4}$ s^{-1}) soit en dehors ($6,6.10^{-5}$ s^{-1}, $6,6.10^{-6}$ s^{-1} et $6,6.10^{-7}$ s^{-1}) de la gamme de la base expérimentale sur tôle. Il sera ainsi possible d'évaluer la réponse du modèle en dehors des conditions de vitesse de l'identification.
- Pour les essais de traction uniaxiés, la base comporte des essais de traction avec sauts de vitesse de sollicitation. La vitesse de déformation initiale est fixée à $6,6.10^{-7}$ s^{-1}. À 4% de déformation axiale un premier saut de vitesse de $6,6.10^{-7}$ s^{-1} à $6,6.10^{-6}$ s^{-1}, suivi d'un second saut à 6% de déformation axiale entre $6,6.10^{-6}$ s^{-1} à $6,6.10^{-5}$ s^{-1}.
- Pour les essais biaxiés de traction/torsion et traction/pression interne, différents rapports de biaxialité en déformation définis par les coefficients C et A sont disponibles. Ces rapports sont définis sur les figures 5.2 (a.) et (b.). L'essai de traction/pression interne équibiaxié ($\frac{\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}}{\dot{\varepsilon}_{zz}} = 1$) est très intéressant vis à vis du RIA puisqu'il correspond à une borne du chemin de chargement appliqué à la gaine et observée lors d'un tel transitoire (borne équivalente à un chargement purement en PCMI : cf. chapitre 2).
- Certains essais sont réalisés à des températures supérieures à 250°C. Or le modèle a été identifié jusqu'ici à 20°C et 250°C. Les paramètres isotropes doivent donc être identifiés à 300°C, 350°C et 400°C. Néanmoins les paramètres anisotropes seront inchangés ce qui permettra tout de même d'évaluer l'effet de l'anisotropie mécanique du modèle.

Dans la base de données sur tube issue des travaux de (Robinet, 1995), les composantes du tenseur des **petites déformations** $\underline{\underline{\varepsilon}}^{PD}$ sont reportées. Cet auteur fait l'hypothèse que les niveaux de déformations atteints lors des essais réalisés dans l'étude restent assez faibles

pour appliquer l'hypothèse des petites déformations. Ainsi dans la suite du chapitre, tous les résultats expérimentaux et de simulations relatifs aux essais sur tube sont exprimés selon l'hypothèse des petites déformations.

Chargement	T (°C)	Vitesse (s^{-1})	Biaxialité
Traction axiale	20	$\dot{\varepsilon}_{zz} = 6,6.10^{-4}$ et $6,6.10^{-7}$	-
	300	$\dot{\varepsilon}_{zz} = 6,6.10^{-4}$ et $6,6.10^{-7}$	-
	400	$\dot{\varepsilon}_{zz} = 6,6.10^{-4}$	-
Traction axial avec sauts	350	$6,6.10^{-7} < \dot{\varepsilon}_{zz} < 6,6.10^{-5}$	-
de vitesse de déformation	400	$6,6.10^{-7} < \dot{\varepsilon}_{zz} < 6,6.10^{-5}$	-
Torsion	20	$\dot{\varepsilon}_{z\theta} = 6,6.10^{-4}$	-
	350	$\dot{\varepsilon}_{z\theta} = 6,6.10^{-4}$	-
Traction/torsion	20 - 350	$\bar{\dot{\varepsilon}} = 6,6.10^{-4}$	$\frac{\dot{\varepsilon}_{z\theta}}{\dot{\varepsilon}_{zz}} = \sqrt{3}\,;\ \sqrt{\frac{3}{2}}\,;\ \sqrt{\frac{3}{4}}$
Traction/pression interne	350	$\bar{\dot{\varepsilon}} = 6,6.10^{-4}$	$\frac{\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}}{\dot{\varepsilon}_{zz}}$ = -2 ; 1

TABLE 5.4: Conditions des essais sur tube en Zircaloy-4 recristallisé issus de la base expérimentale de Robinet (Robinet, 1995) et simulés pour évaluer la transférabilité du modèle de la tôle vers le tube



(a.) (b.)

FIGURE 5.2: Définition des essais de traction/pression interne (a.) des essais de traction/torsion (b.) (Robinet, 1995)

5.2.3 Adaptation du modèle en fonction de la température

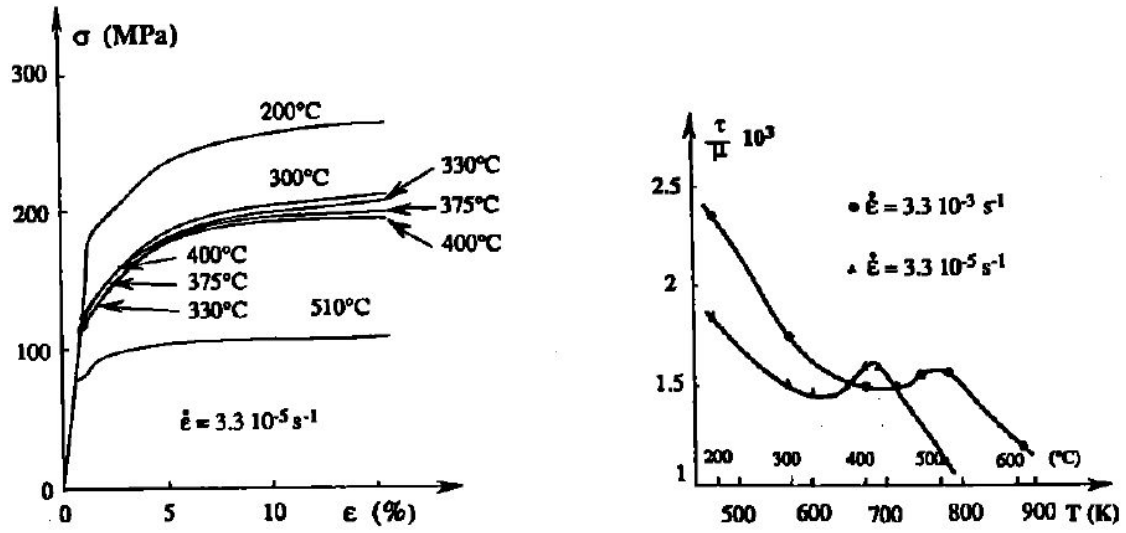
Pour identifier les paramètres isotropes aux températures inhérentes aux essais de Robinet et qui n'ont pas été exploitées lors des essais sur tôle de l'étude (300°C, 350°C et 400°C), on se base sur :

- l'évolution des grandeurs mécaniques avec la température tirée de la synthèse des études de la littérature ;
- les essais uniaxiés de traction et de cisaillement de (Robinet, 1995) sur tubes disponibles aux différentes températures.

5.2.3.1 Influence de la température sur les grandeurs mécaniques

De nombreux auteurs ont étudié l'influence de la température sur les paramètres mécaniques des alliages de zirconium. L'augmentation de la température dans les métaux a pour conséquence une augmentation de la ductilité du matériau et donc de la sensibilité de la contrainte à la vitesse de sollicitation, dont bon nombre de caractéristiques mécaniques dépendent. De façon très générale, pour les alliages de zirconium entre 25°C et 600°C, la contrainte d'écoulement (↘), la contrainte maximale (↘), la contrainte à rupture (↘), l'élongation avant rupture (↗), la sensibilité à la vitesse de déformation (↗) et enfin la déformation pour laquelle la localisation est initiée (↗) évoluent linéairement avec la tem-

pérature excepté pour un intervalle de température connu sous le nom de palier athermique. Ce palier est d'autant plus marqué pour les alliages recristallisés (Veevers et Snowden, 1973; Robinet, 1995; Lee **et al.**, 2001; Lee **et al.**, 2007; Kapoor **et al.**, 2002) , (Ahn et Nam, 1990). Le plateau athermique est observé entre 200°C et 450°C suivant la vitesse de déformation (Thorpe et Smith, 1978; Derep **et al.**, 1980; Robinet, 1995) comme illustré sur la figure 5.3. Ce phénomène est attribué au vieillissement dynamique (Dynamic strain ageing, DSA), lié aux interactions entre les dislocations et l'oxygène
Le DSA est notamment associé à la diminution importante de la sensibilité à la vitesse de déformation (Strain Rate Sensibility, SRS) qui tend vers zéro et/ou des valeurs négatives. Pour illustration, sur la figure 5.3 (a.), la diminution du niveau de contrainte en fonction de la température pour un essai de traction uniaxial à vitesse de déformation imposée est très ralentie voire inversée aux alentours de 350°C.



(a.) (b.)

FIGURE 5.3: (a.) Influence de la température sur la contrainte d'écoulement (Derep **et al.**, 1980) (b.) Influence de la vitesse de déformation sur la position du palier athermique (Derep **et al.**, 1980)

Ces essais de traction pour des vitesses de déformation imposées différentes, température et microstructure égales par ailleurs, permettent de calculer le paramètre SRS à température donnée :

$$SRS = \frac{\Delta\sigma}{\Delta \log \dot{\varepsilon}^p} \tag{5.4}$$

L'évolution du SRS en fonction de la température est présentée sur la figure 5.4 (d.).
La perte de ductilité caractérisée par la diminution du SRS a pour conséquence :

- Une contrainte d'écoulement quasiment constante et donc indépendante de la température comme illustré sur la figure 5.4 (b.)
- Une ductilité localement diminuée : l'élongation à rupture et la déformation à l'initiation de la localisation chutent drastiquement comme illustré sur la figure 5.4 (d.)
- Une valeur maximale pour le coefficient d'écrouissage à la contrainte n de la loi d'Hollomon $\sigma = K\varepsilon^n$ comme illustré sur les figures 5.4 (e.) et (f.)

Les tendances d'évolution des paramètres en fonction de la température intégrant les anomalies dues au DSA sont résumées sur la figure 5.4.

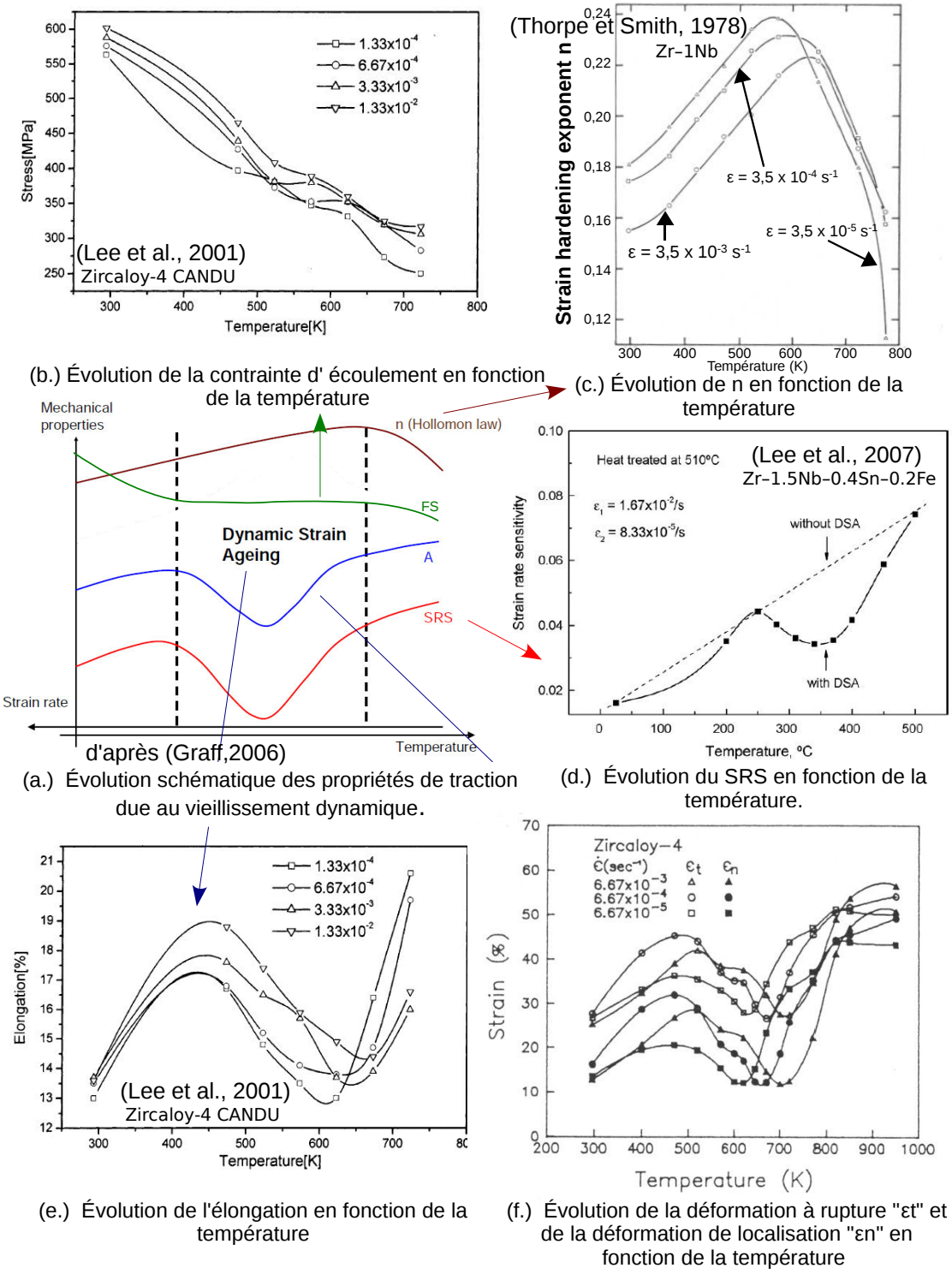


FIGURE 5.4: Évolution schématique des propriétés de traction dues au vieillissement dynamique d'après (Graff, 2006) (a.). Plusieurs auteurs ont établi expérimentalement l'influence du plateau athermique sur (b.) la contrainte d'écoulement (Lee **et al.**, 2001) (c.) le paramètre n (loi d'Hollomon) (Thorpe et Smith, 1978) (d.) le SRS (Lee **et al.**, 2007) (e.) l'élongation (Lee **et al.**, 2001) (f.) la déformation à rupture et la déformation de localisation (Ahn et Nam, 1990)

Pour le matériau testé par Robinet, le plateau de vieillissement dynamique est observé entre 300°C et 400°C.

5.2.3.2 Évolution des paramètres du modèle avec la température

À partir des données bibliographiques résumées dans la section précédente, il est possible de corréler l'évolution de certaines grandeurs mécaniques (σ, ε, $\dot{\varepsilon}$) avec la température à celle des paramètres du modèle.

- Le SRS peut être corrélé au paramètre visqueux m du modèle qui permet de calibrer la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation visco-plastique. Le paramètre m devra présenter une évolution inverse à celle du SRS telle qu'illustrée sur la figure 5.4 (d.).
- La contrainte d'écoulement peut être corrélée au paramètre visqueux $\dot{\varepsilon}_0$ qui gère le niveau de contrainte la visqueuse et donc la contrainte d'entrée en plasticité. Lorsque $\dot{\varepsilon}_0$ augmente, la contrainte d'écoulement diminue. Aussi, $\dot{\varepsilon}_0$ devra présenter une évolution inverse à celle de la contrainte d'écoulement telle qu'illustrée sur la figure 5.4 (a.).
- L'évolution de l'allongement réparti avec la température peut être corrélée aux paramètres p_i du modèle qui calibrent les régimes d'écrouissage. Plus l'allongement réparti est important, plus la valeur asymptotique du régime d'écrouissage est atteinte pour des valeurs de déformation importantes. Par ailleurs, plus le paramètre p est important, plus les régimes d'écrouissage atteindront leur valeur asymptotique à faible déformation. Aussi, les paramètres p_i devront suivre l'évolution inverse de celle de l'allongement avec la température présentée sur la figure 5.4 (e.).
- Par ailleurs, (Geyer, 1999) a montré que la contrainte interne diminue avec la température. En revanche, la forme de l'évolution de la contrainte avec la déformation est conservée. Aussi, le paramètre y qui calibre la valeur asymptotique de l'écrouissage cinématique devra diminuer avec la température proportionnellement à la valeur de p pour conserver la cinétique de l'établissement du régime cinématique.

Les évolutions des paramètres ν, E et K en fonction de la température ont été définies dans le chapitre 4. Le coefficient de poisson ν et le paramètre visqueux K sont conservés constants en fonction de la température. Ces paramètres valent respectivement 0,36 et 100 MPa. Le module de Young E évolue avec la température selon la formule définie par l'équation 4.42 (Northwood **et al.**, 1977b).

Connaissant les évolutions attendues avec la température, les paramètres isotropes du modèle sont identifiés à partir des essais de traction et de torsion. Les calculs sont effectués sur un point matériel. Ainsi, nous travaillons dans le cadre de l'hypothèse d'un tube mince. Ces valeurs sont reportées dans le tableau 5.5 et leur évolution en fonction de la température est représentée sur les figures 5.5 (a.), (b.), (c.) et (d.). Les évolutions sont cohérentes vis à vis des corrélations définies précédemment dont la dépendance de grandeurs mécaniques à

la température.

Températures	20°C	250°C	300°C	350°C	400°C
ν	0,36	0,36	0,36	0,36	0,36
E (MPa)	95 000	82 600	79 900	76 800	73 900
m	9,5	13,5	16	40	16
K (MPa)	100	100	100	100	100
$\dot{\varepsilon}_0$ (s^{-1})	8.10^{-12}	1.10^{-6}	1.10^{-5}	1.10^{-5}	1.10^{-4}
y (MPa)	95,0	67,0	66,0	62,0	45,0
p	350	247	243	229	166
$p1$	50	35	36	39	51
$p2$	15	10	10	11	15

TABLE 5.5: Synthèse des valeurs identifiées des paramètres isotropes du modèle aux différentes températures exploitées

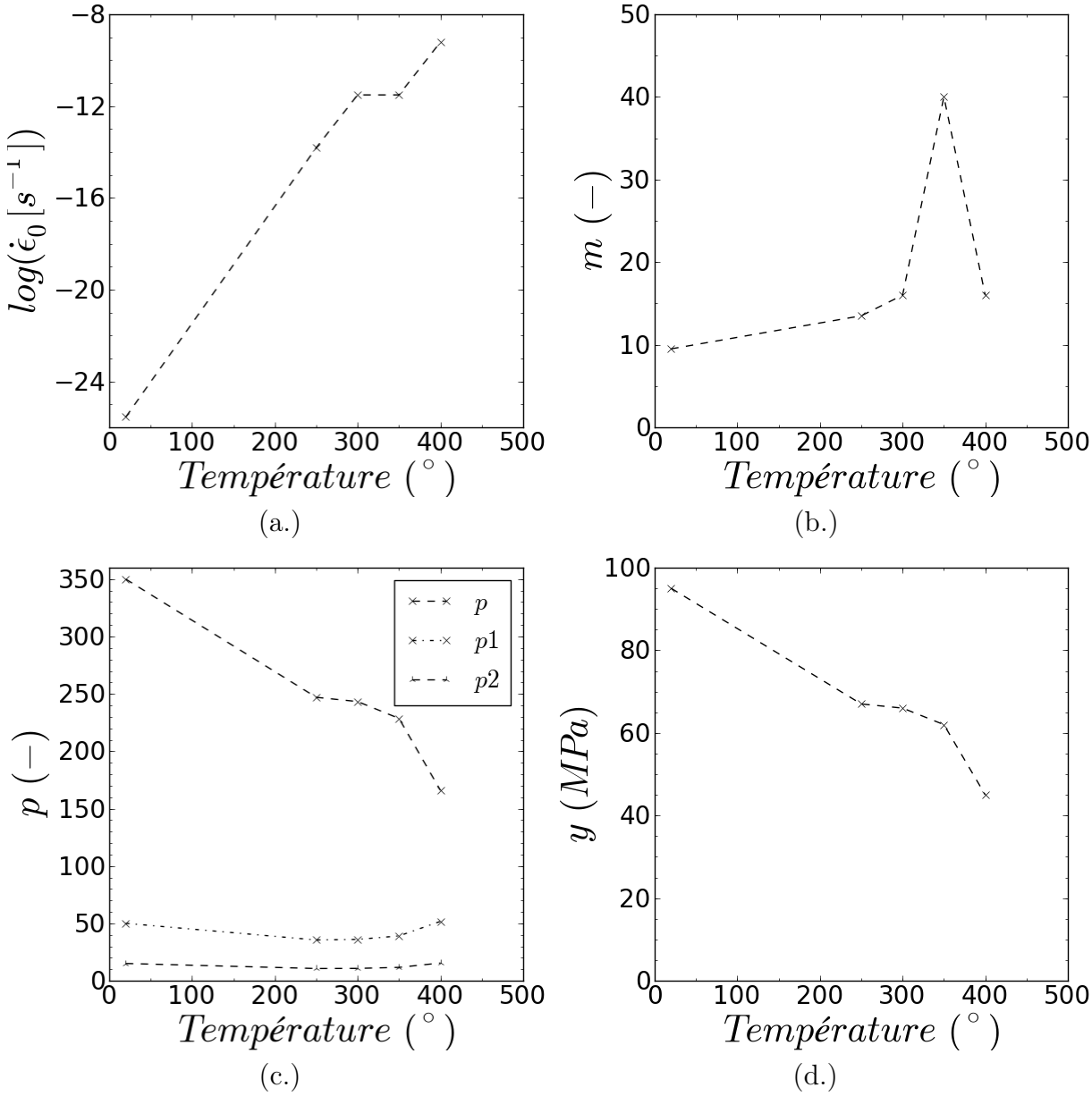


FIGURE 5.5: Évolution des paramètres du modèle en fonction de la température : (a.) $log(\dot{\varepsilon}_0)$; (b.) m; (c.) p, p_1 et p_2 ; (d.) y

5.3 Résultats de la transférabilité sur tube

Dans cette section, les résultats de simulation obtenus pour la base des essais de Robinet sur tube sont comparés aux mesures.

5.3.1 Chargements uniaxiés

Dans un premier temps, les essais uniaxiés qui ont permis d'identifier les paramètres isotropes sont présentés.

5.3.1.1 Essais de traction axiale

Les essais de traction axiale à 20°C, 300°C, 350°C, et 400°C sont respectivement présentés sur les figures 5.6, 5.7, 5.8 et 5.9. Les figures (a.) présentent les courbes contrainte/déformation et les figures (b.) présentent les courbes $f(\varepsilon_{zz}^{PDp}) = \varepsilon_{\theta\theta}^{PDp}$.

Les essais à 20°C sont les seuls à être simulés avec la loi identifiée à partir des essais sur tôle uniquement, qu'il s'agisse des paramètres "isotropes" ou "anisotropes". Ainsi toutes les grandeurs simulées, tel que le niveau de contrainte, peuvent être comparées à la mesure pour valider la transférabilité du modèle des tôles aux tubes. Les contraintes simulées sont sous-estimées par rapport à la mesure. Cette tendance a été également observée pour les essais de traction sur tôle effectués à 20°C et à faible vitesse ($10^{-4}\ s^{-1}$). De ce point de vue, les résultats sur tôle sont cohérents avec les résultats sur tube.

Pour les autres températures, les paramètres "isotropes" ayant été identifiés à partir des essais sur tube, la comparaison du niveau de contrainte entre la simulation et la mesure ne donne qu'une information sur la qualité de l'identification. En revanche, les paramètres "anisotropes" ayant été conservés identiques à ceux identifiés sur la base expérimentale sur tôle, la comparaison de l'anisotropie en déformation issue de la mesure et de la simulation constitue une réelle évaluation de la transférabilité de la loi de la tôle vers le tube. Quelque soit la température, les rapports $\varepsilon_{\theta\theta}^{PD}/\varepsilon_{zz}^{PD}$ sont légèrement sous-estimés par la simulation. Cette sous-estimation avait déjà été observée pour les essais de traction sur tôle.

En résumé, pour les essais de traction axiale, l'anisotropie imposée par le modèle est tout de même jugée transférable de la base sur tôle à la base sur tube.

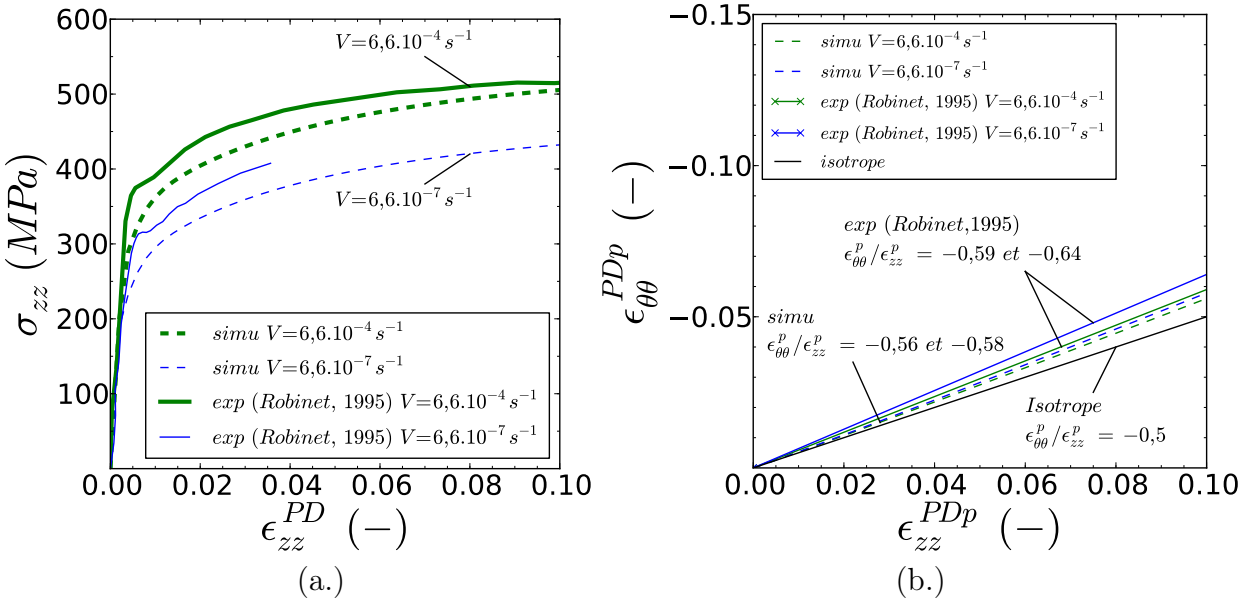


FIGURE 5.6: Comparaison des essais et des simulations de chargement de traction axiale sur tube à 20°C et aux vitesses de $6,6.10^{-4}$ et $6,6.10^{-7}$ s^{-1} : courbe contrainte déformation (a.) et courbe $f(\varepsilon_{zz}^{PDp}) = \varepsilon_{\theta\theta}^{PDp}$ (b.)

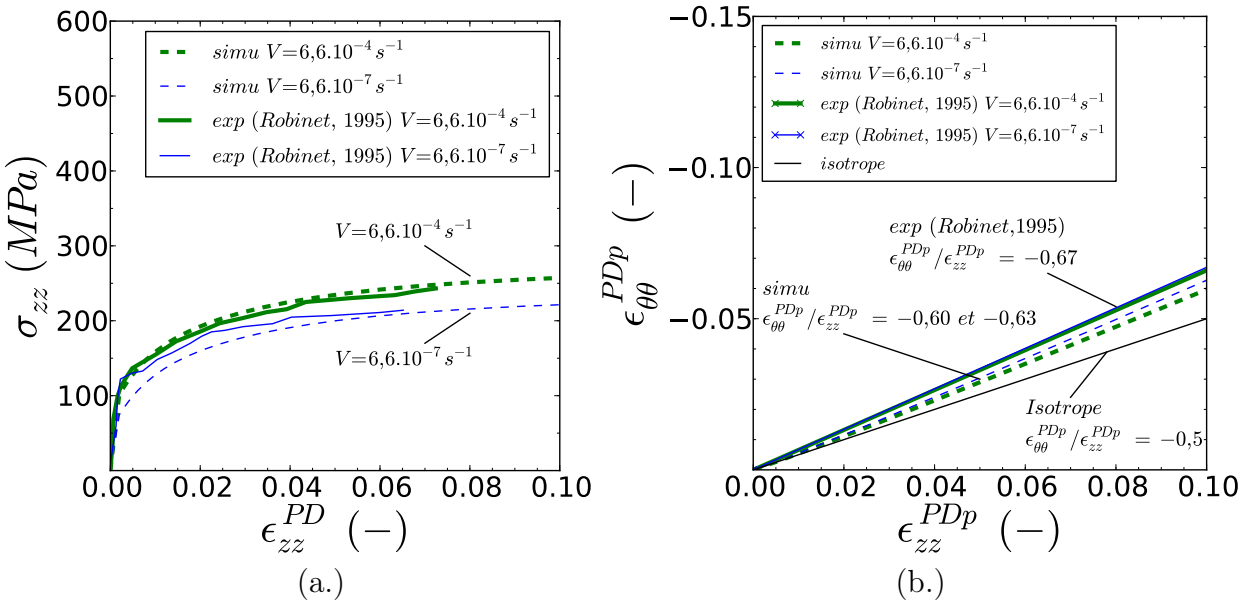


FIGURE 5.7: Comparaison des essais et des simulations de chargement de traction axiale sur tube à 300°C et aux vitesses de $6,6.10^{-4}$ et $6,6.10^{-7}$ s^{-1} : courbe contrainte déformation (a.) et courbe $f(\varepsilon_{zz}^{PDp}) = \varepsilon_{\theta\theta}^{PDp}$ (b.)

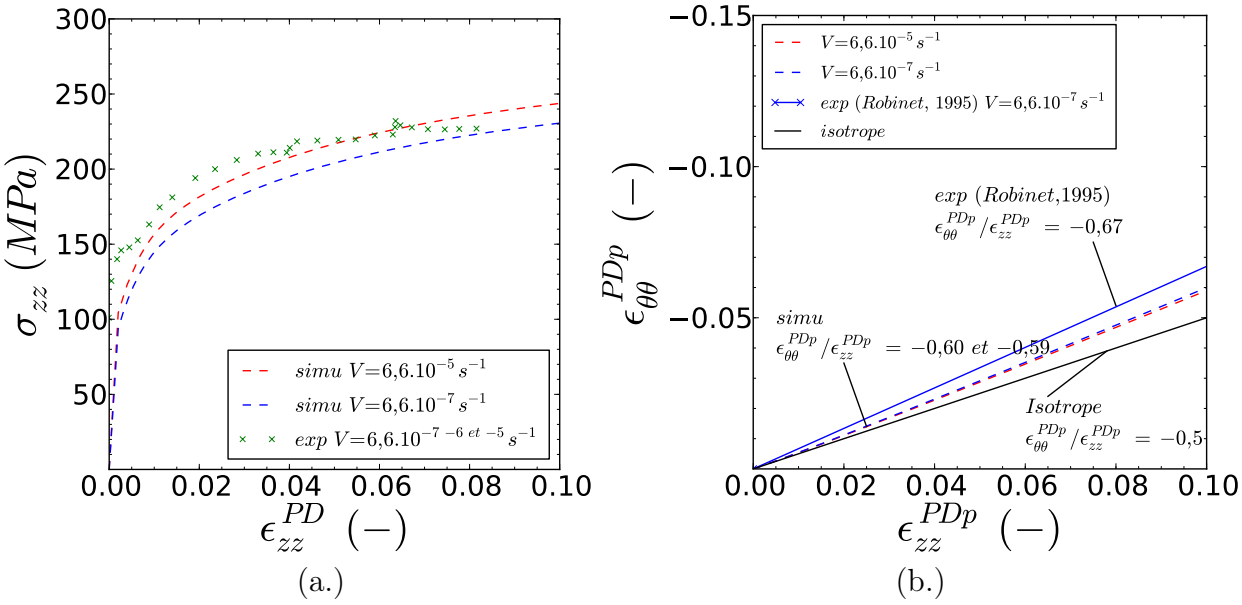
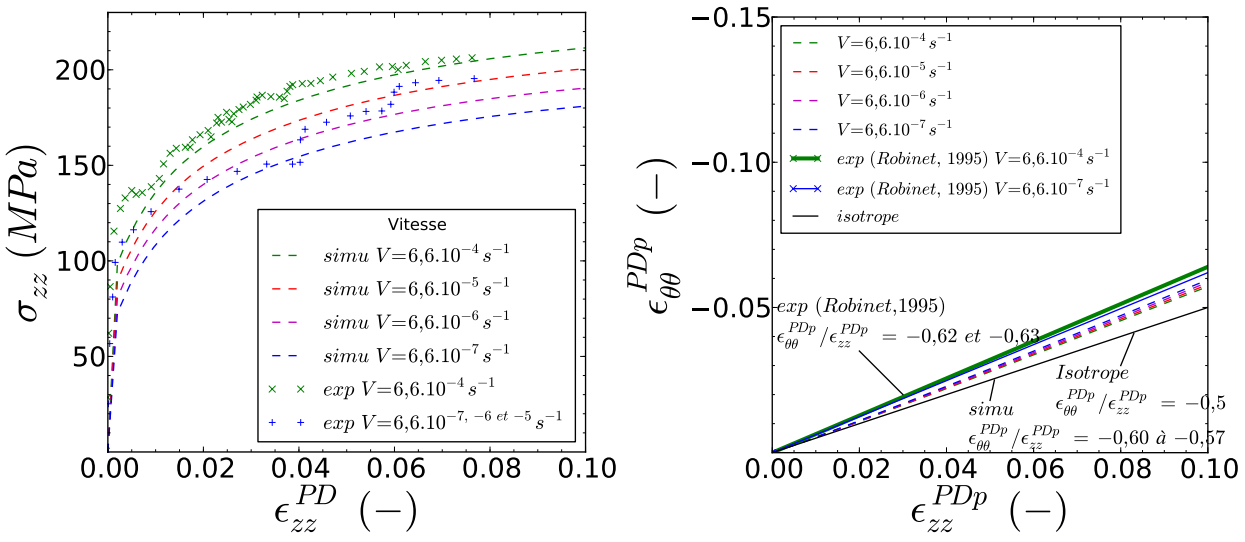


FIGURE 5.8: Comparaison des essais et des simulations de chargement de traction axiale sur tube à 350°C. Les simulations sont réalisées à $6,6.10^{-5}$ et $6,6.10^{-7}$ s^{-1} et les données expérimentales correspondent à un chargement de traction avec sauts de vitesse de déformation de $6,6.10^{-7}$ s^{-1} à $6,6.10^{-6}$ s^{-1} puis $6,6.10^{-5}$ s^{-1} : courbe contrainte déformation (a.) et courbe $f(\varepsilon_{zz}^{PDp}) = \varepsilon_{\theta\theta}^{PDp}$ (b.)



(a.) (b.)

FIGURE 5.9: Comparaison des essais et des simulations de chargement de traction axiale sur tube à 400°C. Les simulations sont réalisées à des vitesses comprises entre $6,6.10^{-4}$ et $6,6.10^{-7}$ s^{-1} et les données expérimentales correspondent à un chargement de traction à $6,6.10^{-4}$ et à un chargement avec sauts de vitesse de déformation de $6,6.10^{-7}$ s^{-1} à $6,6.10^{-6}$ s^{-1} puis $6,6.10^{-5}$ s^{-1} : courbe contrainte déformation (a.) et courbe $f(\varepsilon_{zz}^{PDp}) = \varepsilon_{\theta\theta}^{PDp}$ (b.)

5.3.1.2 Essais de torsion cyclique sur tube

Dans la base expérimentale de (Robinet, 1995), des essais de torsion cyclique sur tube sont aussi disponibles à 350°C. Le chargement de torsion sur tube est intéressant car il est équivalant à un chargement de cisaillement pur sur tôle exploité dans cette thèse, ce qui permet donc d'enrichir la vérification de transférabilité du modèle entre les deux types de produit. Les courbes de contrainte/déformation simulées de ces essais sont comparées aux réponses expérimentales (figure 5.10). Le comportement est bien prédit pour les trois amplitudes de déformation appliquées (pilotage des essais en déformation). En effet, le modèle permet de bien représenter à la fois la perte de linéarité aux droits des différentes entrées en plasticité et l'écrouissage. La mesure et la simulation du comportement lors du changement de sens de sollicitation sont très proches (écarts inférieurs à 5%) à l'inverse de ce qui avait été observé pour les tôles. Néanmoins, il faut nuancer ces résultats puisque les déformations demeurent inférieures à 1 %. Des essais de torsion pure cyclique avec une amplitude de l'ordre de 2% sont également disponibles dans les travaux de Robinet à 20°C et 350°C et sont respectivement présentés sur la figure 5.11 (a.) et sur la figure 5.12 (a.). À 20°C le comportement est bien prédit puisque la différence des aires sous la courbe entre la simulation et la mesure représentée par la grandeur W est inférieure à 5 %. Cependant, dans ce cas, il est difficile d'évaluer le modèle lors du changement de sens de sollicitation puisque la mesure n'est pas accessible sur la portion de courbe d'intérêt. À 350°C, le comportement est

moins bien prédit avec un W de l'ordre de 20%, qui est principalement du à une prédiction de l'écrouissage plus importante que la mesure ; en effet, la courbe contrainte-déformation présente une forte inflexion lors de l'entrée en plasticité. Néanmoins, le résultat issu de la simulation de l'étude est très proche du résultat simulé tiré de l'étude de Robinet lors de laquelle le modèle DRS a été utilisé. C'est pourquoi nous estimons que la transférabilité du modèle des essais de cisaillement sur tôle aux essais de torsion sur tube est acceptable.

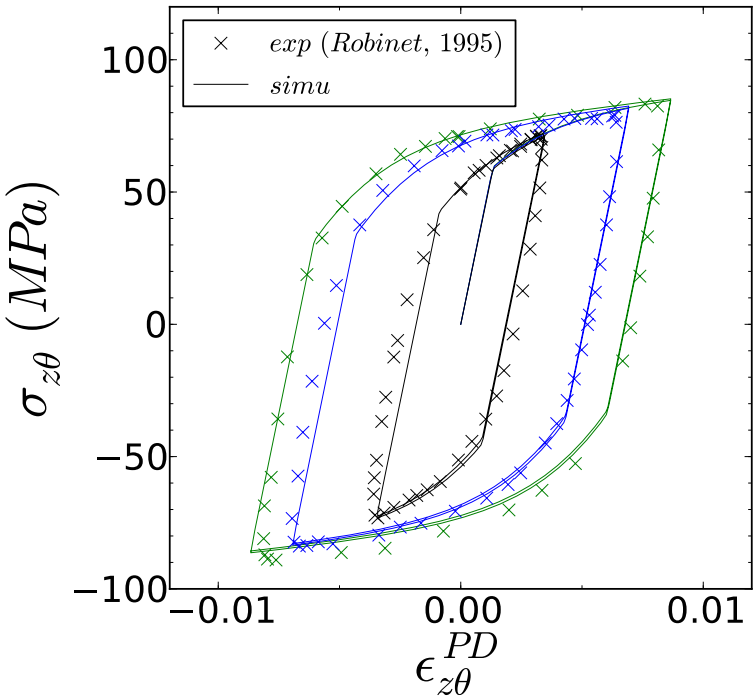


FIGURE 5.10: Essais de cisaillement cyclique sur tube à 350 °C : comparaison entre expérience et simulation

La transférabilité du modèle dans le cas de chargement uniaxié de traction et de torsion était attendue puisque la base d'identification sur tôle présente à la fois des essais de traction et des essais de cisaillement.

5.3.2 Chargements biaxiés

Les deux types de chargement biaxié de traction/torsion et de traction/pression interne sont présentés ci-dessous.

5.3.2.1 Essais de traction/torsion

Les différents essais de traction/torsion à 20°C et 350°C sont respectivement présentés sur la figure 5.11 et sur la figure 5.12. Pour certains chargements à 350°C, le modèle de l'étude a pu être comparé à la fois au modèle de Robinet et à la mesure. Par ailleurs, les

comparateurs globaux d'aires sous les courbes contrainte/déformation W ont été calculés pour les modèles. À partir des W, il est clair que dans un premier temps le comportement est mieux simulé par notre modèle à 20°C qu'à 350 °C. En effet, à 20°C, les valeurs de comparateurs W sont assez proches des valeurs seuils de 0,1 quelle que soit la biaxialité étudiée. En revanche à 350°C, le seuil est parfois largement dépassé. En moyenne de toutes les biaxialités exploitées, les W moyens notés $\overline{W}$ obtenus pour l'étude sont de 0,084 et 0,17 respectivement à 20°C et 350°C. $\overline{W}$ correspond à la moyenne arithmétique des W calculés pour tous les essais biaxiés de traction/torsion à une température donnée. Pour comparaison, pour les essais de traction/torsion à 350°C, le comparateur moyen $\overline{W}_{rob}$ obtenu par le modèle DRS identifié par Robinet (Robinet, 1995) est de 0,13. Le modèle de Robinet est ainsi bien plus prédictif pour les essais biaxiés à 350°C que le modèle de l'étude. Toutefois, notons que ces essais ont été directement utilisés dans la base d'identification du modèle par Robinet ce qui n'est pas le cas dans les présents travaux et pourrait justifier l'écart de précision. Il n'en demeure pas moins que les résultats de traction/torsion issus du modèle de l'étude ne sont pas acceptables à 350°C. Ces résultats démontrent les limites de l'identification de modèles à partir d'une base de données expérimentale simple basée sur des essais uniaxiés, et ce, même enrichie des mesures de rapport de déformation de type coefficients de Lankford.

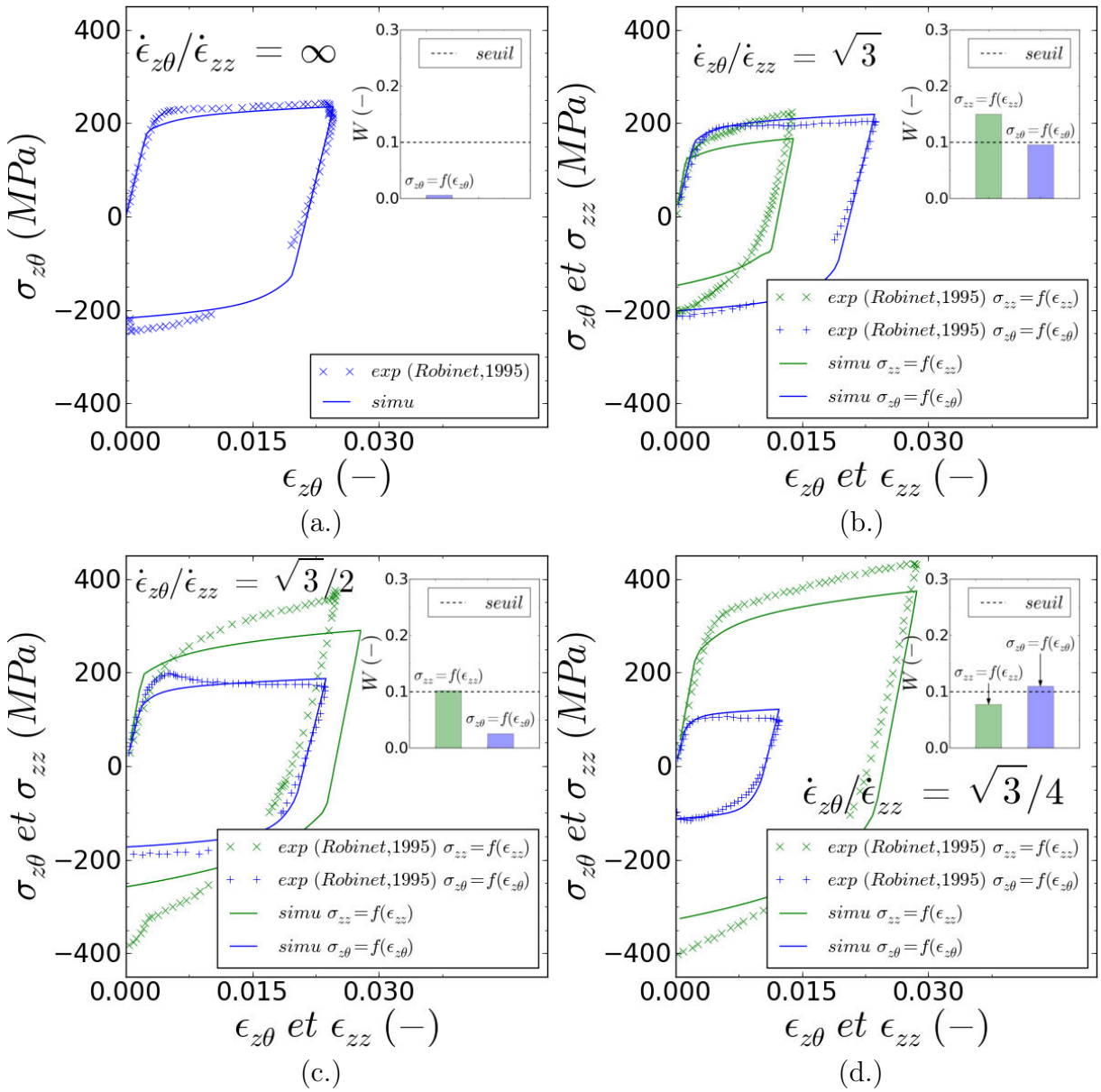


FIGURE 5.11: Comparaison des essais (Robinet, 1995) et des simulations de chargement de traction/torsion à 20°C pour différents rapports de biaxialité : (a.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \infty$, (b.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3}$, (c.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3/2}$, (d.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3/4}$; les comparateurs globaux W sont également reportés

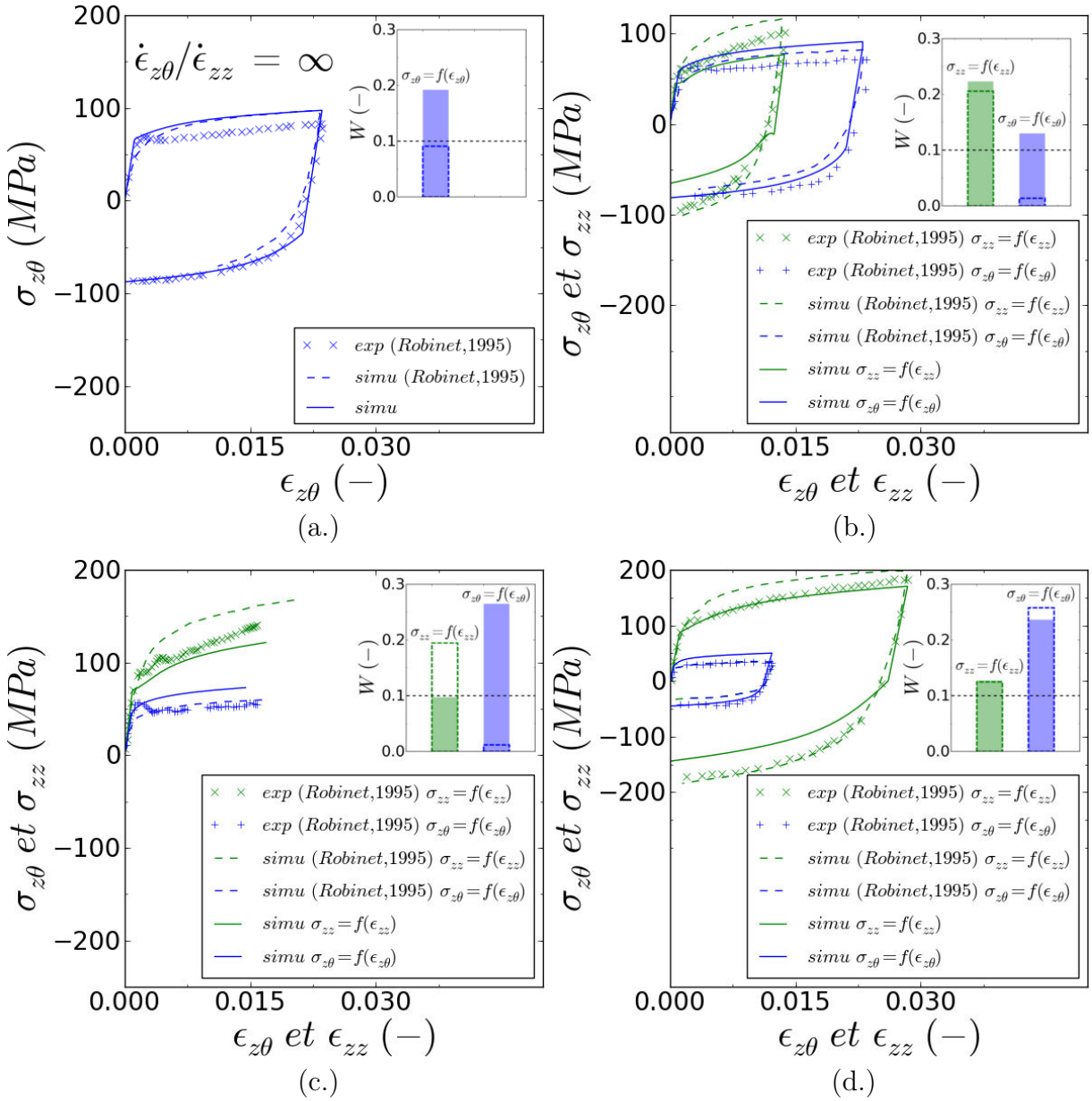


FIGURE 5.12: Comparaison des essais (Robinet, 1995) et des simulations de chargement de traction/torsion à 350°C pour différents rapports de biaxialité : (a.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \infty$, (b.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3}$, (c.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3/2}$, (d.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3/4}$; les comparateurs globaux W sont également reportés

5.3.2.2 Essais de traction/pression interne

Les essais de traction/pression interne à 350°C simulés comparés à la mesure et, pour certains cas, au modèle de Robinet sont présentés sur la figure 5.13. Comme pour les essais de traction/torsion à 350°C, les comparateurs W sont parfois très largement dépassés. Néanmoins, en moyenne sur les deux chargements $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = 0$ et $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \infty$, la moyenne des comparateurs W obtenus sont assez proches (i.e 0,156 avec le modèle de Robinet et 0,123 avec

le modèle de l'étude). Pour terminer la moyenne des $\overline{W}$ obtenus pour les quatre chargements de l'étude est de 0,13. Pour les chargements de traction/pression interne, la transférabilité du modèle de la tôle au tube est jugée acceptable car d'une part le comparateur moyen $\overline{W}$ se rapproche du seuil critique de 0,1 et d'autre part le modèle est plus prédictif que celui de Robinet pour ces essais.

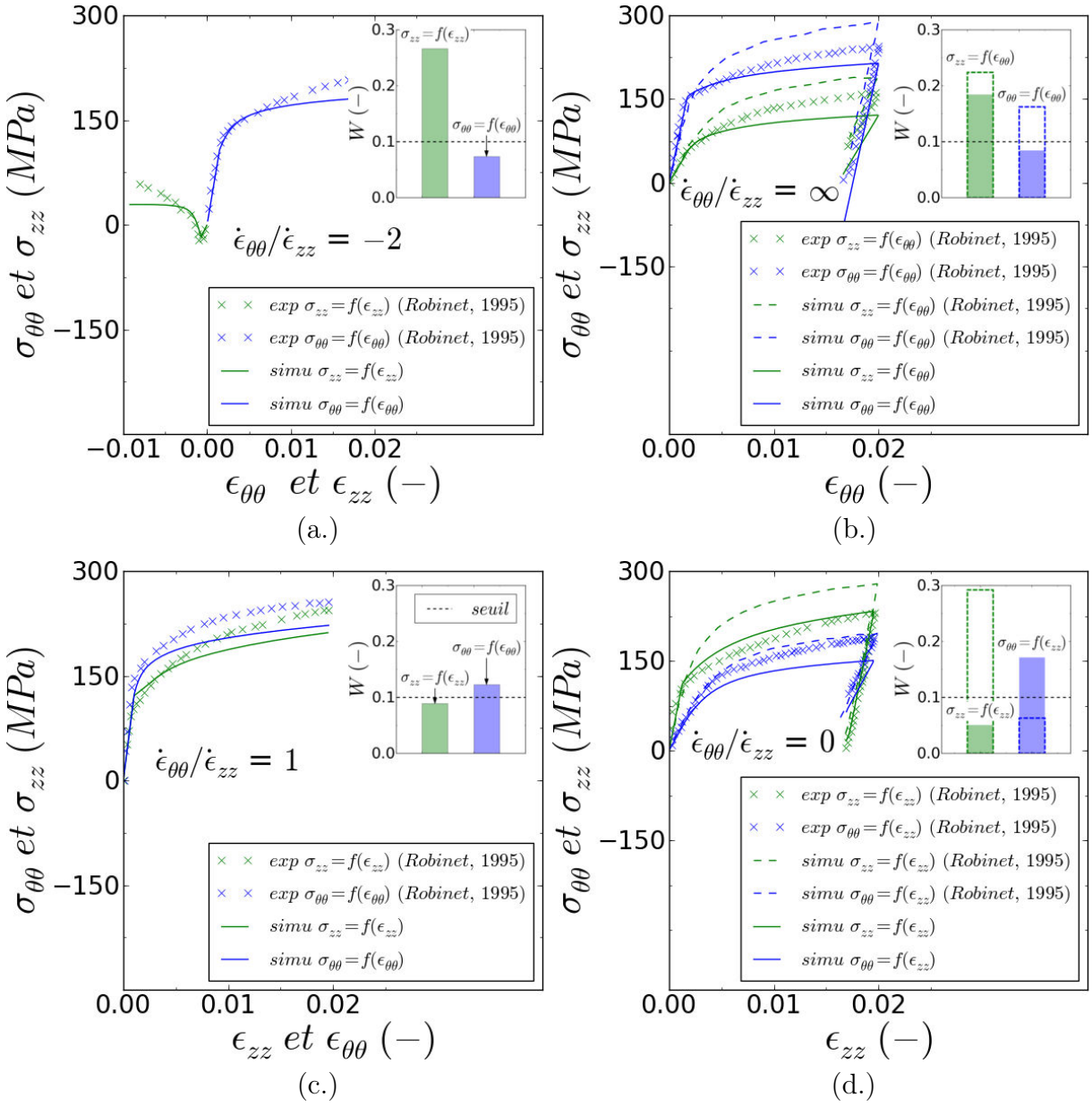


FIGURE 5.13: Comparaison des essais (Robinet, 1995) et des simulations de chargement de traction/pression interne à 350°C pour différents rapports de biaxialité : (a.) $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = -2$, (b.) $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \infty$, (c.) $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = 1$, (d.) $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = 0$; les comparateurs globaux W sont également reportés

5.3.3 Synthèse

La transférabilité du modèle de la tôle au tube s'est avérée acceptable pour les chargements uniaxiés. Dans le cas des essais biaxiés, la transférabilité est jugée, elle aussi, acceptable pour les essais de traction/torsion à 20°C et de traction/pression interne à 350°C. En revanche, elle n'est pas acceptable pour les essais de traction/torsion à 350 °C. Dans la suite de ce travail, les paramètres anisotropes sont, eux aussi, réévalués à partir de l'apport d'un essai biaxié en plus de la base de données sur tôle afin d'évaluer l'apport d'un tel chargement sur la qualité de l'identification.

5.4 Ajustement des coefficients des matrices d'anisotropie à partir d'un essai biaxié

Afin de réévaluer les paramètres anisotropes du modèle, c'est l'essai de traction/pression-interne présentant une équibiaxialité en déformation qui est choisi pour compléter la base sur tôle. Cet essai a été séléctionné car la condition d'équibiaxialité fait partie des chargements pertinents pour la représentativité des conditions de sollicitation imposées à la gaine lors d'un RIA.

Pour cette identification, une stratégie est adoptée. Afin d'optimiser la calibration du modèle il est alors nécessaire d'identifier les composantes des matrices d'anisotropie $\mathbb{M}$, $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$ qui auront le plus d'influence sur les résultats de l'essai de traction/pression interne équibiaxié. Dans ce but, la contrainte équivalente $\overline{\sigma}$ au sens de Hill est exprimée en fonction des composantes de la matrice orthotrope $\mathbb{M}$ du modèle :

$$\overline{\sigma} = \sqrt{3/2}\ \left(M_{11}\sigma_{rr}^2 + M_{22}\sigma_{\theta\theta}^2 + M_{33}\sigma_{zz}^2 + 2\,(M_{12}\sigma_{rr}\sigma_{\theta\theta}\right. \tag{5.5}$$

$$\left. + M_{13}\sigma_{rr}\sigma zz + M_{23}\sigma_{\theta\theta}\sigma_{zz} + 1/2M_{44}\sigma_{r\theta}^2 + 1/2M_{55}\sigma_{\theta z}^2 + 1/2M_{66}\sigma_{zr}^2\right)^2 \tag{5.6}$$

Pour une sollicitation equibiaxiée de traction/pression interne associée à l'hypothèse d'un tube mince, seules les contraintes σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$ sont considérées significatives. Aussi l'expression de $\overline{\sigma}$ se simplifie :

$$\overline{\sigma} = \sqrt{3/2M_{22}\sigma_{\theta\theta}^2 + 3/2M_{33}\sigma_{zz}^2 + 3M_{23}\sigma_{\theta\theta}\sigma_{zz}} \tag{5.7}$$

Les composantes 33 de la matrice $\mathbb{M}$ étant fixées à 3/2, c'est principalement la composante 22 et dans une moindre mesure la composante 23 des différentes matrices d'anisotropie du modèle qui jouent sur le comportement des essais équibiaxiés de traction/pression interne.

Pour l'identification, les paramètres "anisotropes" issus de l'identification sur la base expérimentale sur tôle sont pris comme valeurs initiales. Dans un premier temps, les valeurs des

composantes 22 et 23 des matrices d'anisotropie sont réajustées afin d'optimiser la prédiction du modèle dans le cas de l'essai sur tube de traction/pression interne. Dans un second temps, les autres paramètres sont réévalués à partir de la matrice expérimentale sur tôle selon la méthodologie décrite dans le chapitre 4 à la différence qu'une plus grande priorité est accordée à la reproduction de l'anisotropie de déformation vis à vis de la reproduction de l'anisotropie de contrainte. Ces deux étapes sont réitérées jusqu'à obtenir une identification minimisant à la fois les écarts pour l'essai sur tube et les écarts de la base sur tôle. Le jeu de paramètres "anisotropes" issu de cette réévaluation du modèle est présenté dans le tableau 5.6.

Paramètres de l'anisotropie						
$\mathbb{M}=$	$M_{11}=0{,}291$	$M_{12}=-0{,}025$	$M_{13}=-0{,}266$	0	0	0
	$M_{12}=-0{,}025$	$M_{22}=0{,}425$	$M_{23}=-0{,}400$	0	0	0
	$M_{13}=-0{,}266$	$M_{23}=-0{,}400$	$M_{33}=0{,}666$	0	0	0
	0	0	0	$M_{44}=0{,}710$	0	0
	0	0	0	0	$M_{55}=1{,}000$	0
	0	0	0	0	0	$M_{66}=1{,}000$
$\mathbb{N}=$	$N_{11}=0{,}396$	$N_{12}=-0{,}020$	$N_{13}=-0{,}376$	0	0	0
	$N_{12}=-0{,}020$	$N_{22}=0{,}310$	$N_{23}=-0{,}290$	0	0	0
	$N_{13}=-0{,}376$	$N_{23}=-0{,}290$	$N_{33}=0{,}666$	0	0	0
	0	0	0	$N_{44}=0{,}660$	0	0
	0	0	0	0	$N_{55}=1{,}000$	0
	0	0	0	0	0	$N_{66}=1{,}000$
$\mathbb{Q}=$	$Q_{11}=0{,}216$	$Q_{12}=-0{,}020$	$Q_{13}=-0{,}196$	0	0	0
	$Q_{12}=-0{,}020$	$Q_{22}=0{,}490$	$Q_{23}=-0{,}470$	0	0	0
	$Q_{13}=-0{,}196$	$Q_{23}=-0{,}470$	$Q_{33}=0{,}666$	0	0	0
	0	0	0	$Q_{44}=1{,}000$	0	0
	0	0	0	0	$Q_{55}=1{,}000$	0
	0	0	0	0	0	$Q_{66}=1{,}000$

TABLE 5.6: Synthèse des paramètres anisotropes du modèle identifiés à partir de la base expérimentale établie sur tôle complétée d'un essai de traction/pression interne équibiaxié réalisé sur tube en déformation tiré de l'étude de (Robinet, 1995) ; équivalence des repères pour les matrices d'anisotropie : $1 \equiv N \equiv r$, $2 \equiv T \equiv \theta$, $3 \equiv L \equiv z$

5.4.1 Résultats

Les résultats de cette réindentification sont présentés dans la suite du document. Ces derniers sont comparés aux résultats issus de l'identification initiale. Tous les essais simulés avec cette réidentification sont reportés dans l'annexe F.

5.4.1.1 Résultats sur tubes

Nous constatons que les niveaux de contrainte des essais de traction sur tube sont très peu impactés par cet ajustement des paramètres anisotropes du modèle. À l'inverse les rapports des déformations $\varepsilon_{\theta\theta}^{PD}/\varepsilon_{zz}^{PD}$ qui étaient sous-estimés avec l'identification exclusivement sur tôle sont dans ce cas systématiquement légèrement sur-estimés comme illustré dans le tableau 5.7.

T (°C)	Vitesse (s^{-1})	Lk^p exp (-)	Lk^p ident tôle (-)	Lk^p ident tube (-)
20	$6,6.10^{-4}$	-0,59	-0,56	-0,69
	$6,6.10^{-7}$	-0,64	-0,58	-0,71
300	$6,6.10^{-4}$	-0,67	-0,60	-0,72
	$6,6.10^{-7}$	-0,67	-0,63	-0,76
350	$6,6.10^{-5}$	-0,67	-0,59	-0,73
	$6,6.10^{-7}$	-0,67	-0,60	-0,74
400	$6,6.10^{-4}$	-0,63	-0,57	-0,70
	$6,6.10^{-5}$	-	-0,58	-0,71
	$6,6.10^{-6}$	-	-0,59	-0,72
	$6,6.10^{-7}$	-0,62	-0,60	-0,72

TABLE 5.7: Comparaison des rapports de déformation Lk^p expérimentaux et simulés selon le modèle identifié sur tôle et le modèle réévalué en intégrant à la base d'identification un essai de traction/pression-interne equibiaxié en déformation sur tube : les Lk^p simulés sont mesurés à 10% de déformation visco-plastique

Les résultats de simulation des essais biaxiés de traction/pression interne à 350°C, de traction/torsion à 20°C et de traction/torsion sont respectivement présentés sur les figures 5.14, 5.15 et 5.16. Sur ces figures sont comparées les mesures aux modèles identifiés exclusivement sur la base établie sur tôle, et réajustée avec l'essai biaxié sur tube ainsi que la simulation issue des travaux de Robinet quand cette dernière est disponible. Les comparateurs W sont également reportés pour chaque modèle. Dans la majorité des chargements, la prédiction du

modèle de l'étude est améliorée par l'ajout dans la base d'identification de l'essai équibiaxié de traction/pression interne sur tube. Cette amélioration est quantifiée par la diminution quasi systématique des comparateurs W. Ainsi l'ajout de l'essai équibiaxié sur tube a permis d'améliorer significativement la prédiction du modèle et de la rendre acceptable pour les différentes classes de chargements biaxiés.

Si la prédiction du modèle est améliorée pour les essais sur tube, il faut encore vérifier l'incidence de cette réévaluation des paramètres du modèle sur la base sur tôle.

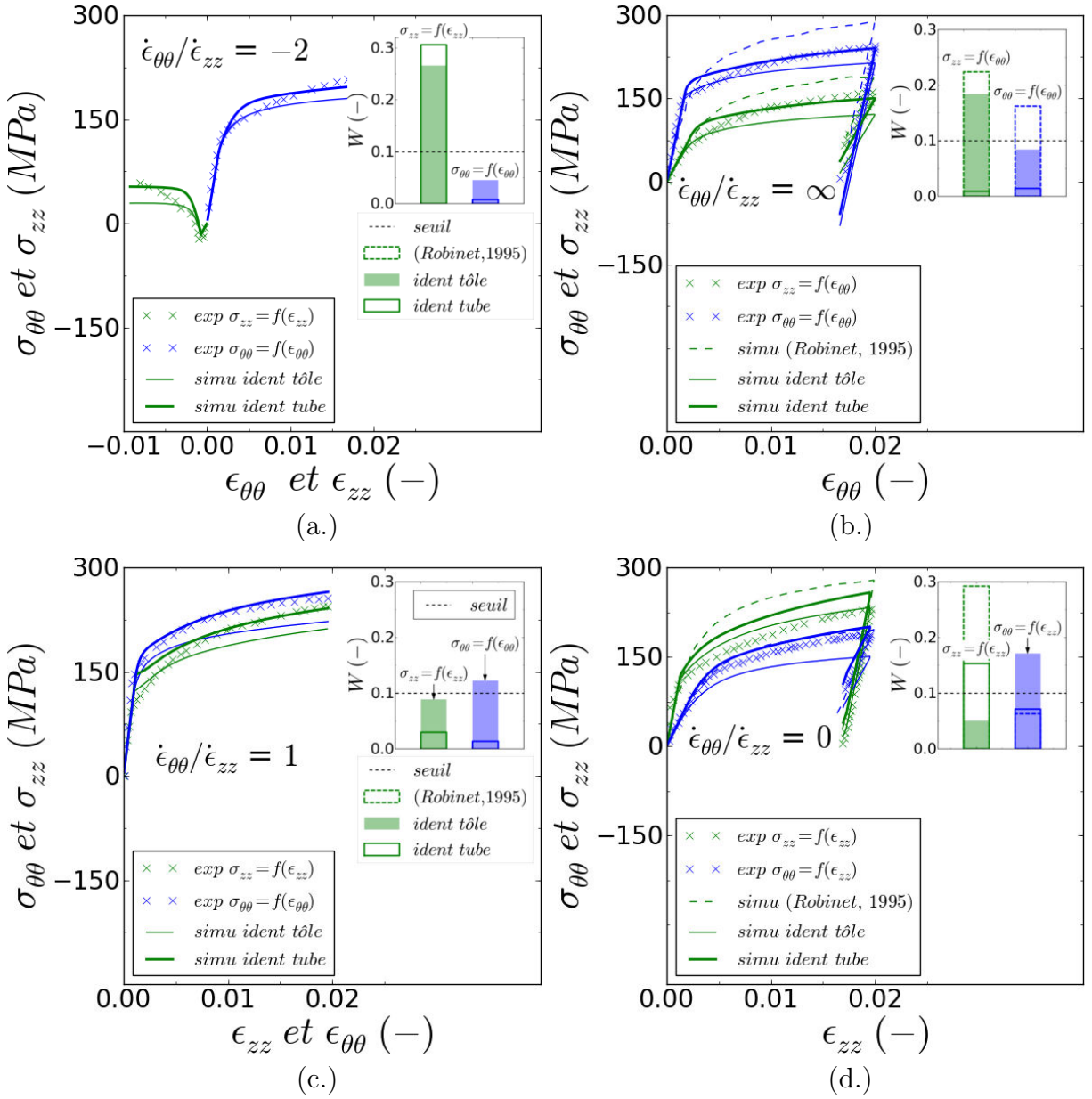


FIGURE 5.14: Comparaison des modèles identifiés avec et sans l'essai sur tube selon des chargements de traction/pression interne à 350°C pour différents rapports de biaxialité : (a.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = -2$, (b.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \infty$, (c.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = 1$, (d.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = 0$; les comparateurs globaux W sont également reportés

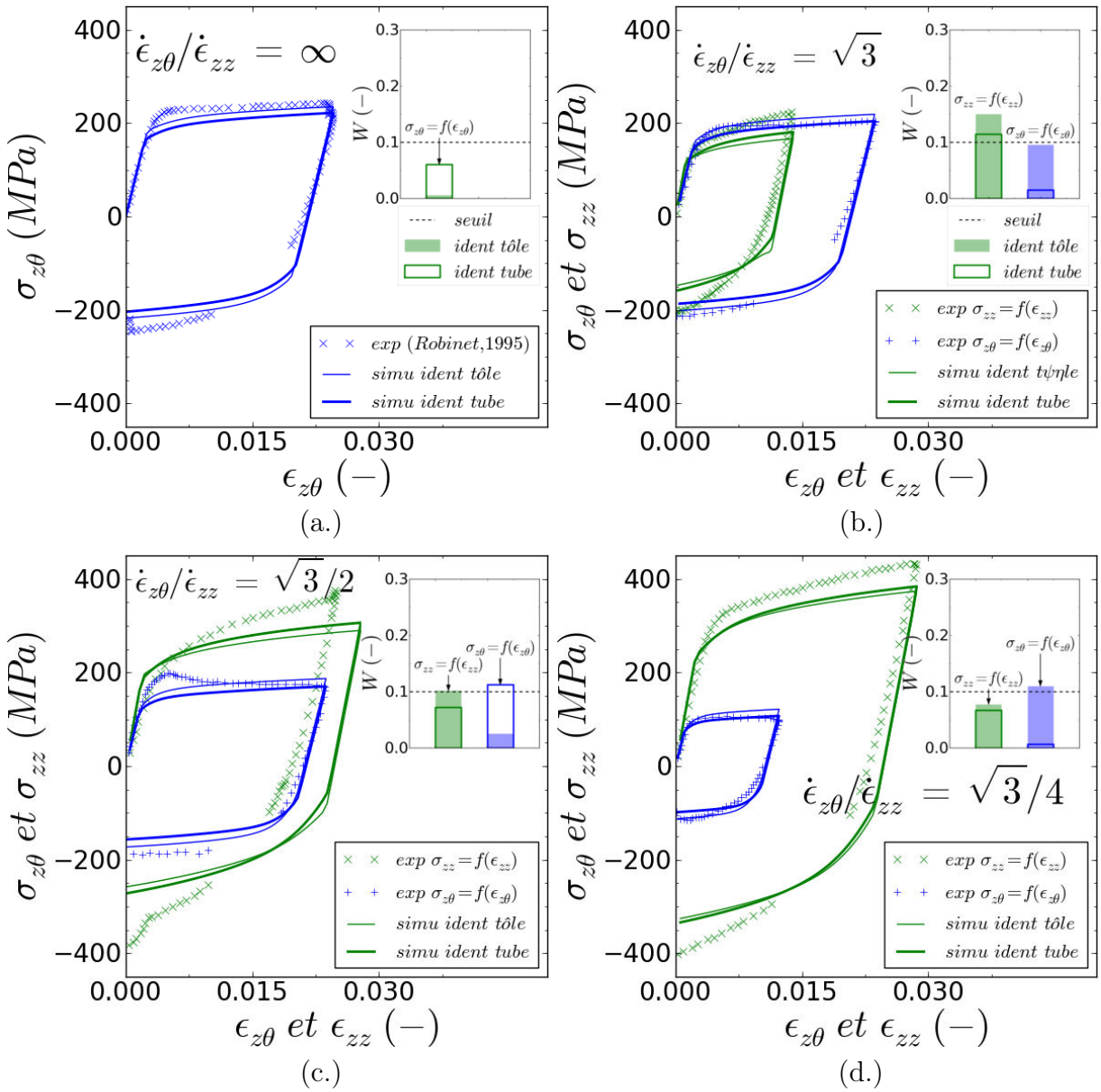


FIGURE 5.15: Comparaison des modèles identifiés avec et sans l'essai sur tube selon des chargements de traction/torsion à 20°C pour différents rapports de biaxialité : (a.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \infty$, (b.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3}$, (c.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3/2}$, (d.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3/4}$; les comparateurs globaux W sont également reportés

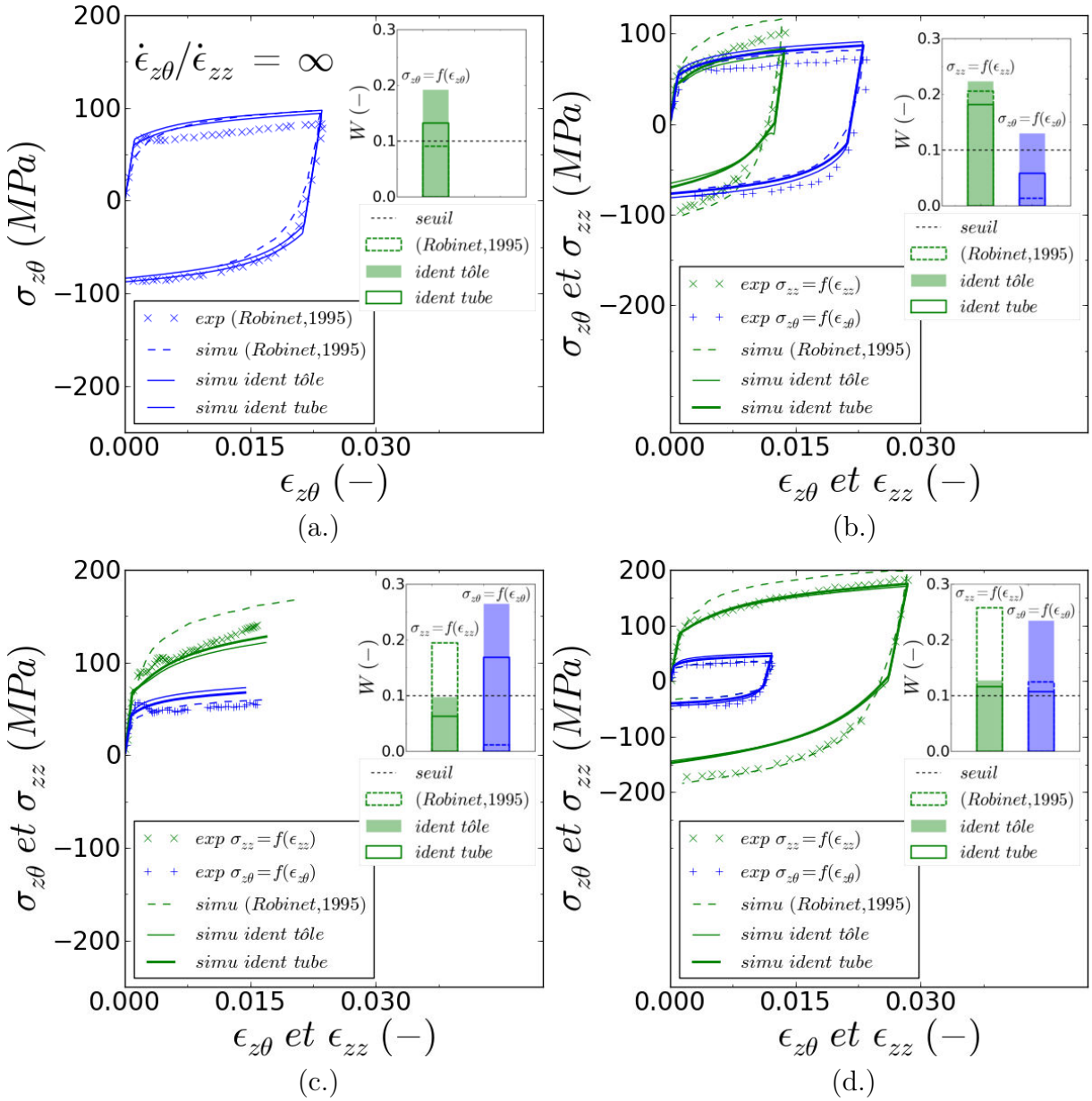


FIGURE 5.16: Comparaison des modèles identifiés avec et sans l'essai sur tube selon des chargements de traction/torsion à 350°C pour différents rapports de biaxialité : (a.) $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \infty$, (b.) $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3}$, (c.) $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3/2}$, (d.) $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3/4}$; les comparateurs globaux W sont également reportés

5.4.2 Influence de la réidentification des coéfficients sur la base de données sur tôle

Afin d'évaluer l'incidence de la réévaluation des paramètres anisotropes du modèle sur la base de données établie sur tôle, il est possible de se baser sur les comparateurs W. Les différents comparateurs globaux W des essais de traction et de cisaillement cyclique sur tôle

sont reportés sur la figure 5.17 et ce pour l'identification initiale et pour la réévaluation avec l'essai équibiaxié sur tube. Le comparateur W_1 moyen des essais de traction est quasiment identique pour les deux identifications. En revanche, le comparateur W_2 des essais de traction permettant de quantifier la prédiction de l'anisotropie de déformation est diminué par l'ajout de l'essai sur tube. Par ailleurs le comparateur W_1 des essais de cisaillement est légèrement augmenté. Il s'agit de la conséquence de la priorité mise sur la reproduction de l'anisotropie de déformation par rapport à l'anisotropie de contrainte. Pour les comparateurs moyens reportés sur la figure, les W sont inférieurs au seuil critique de 0,1.

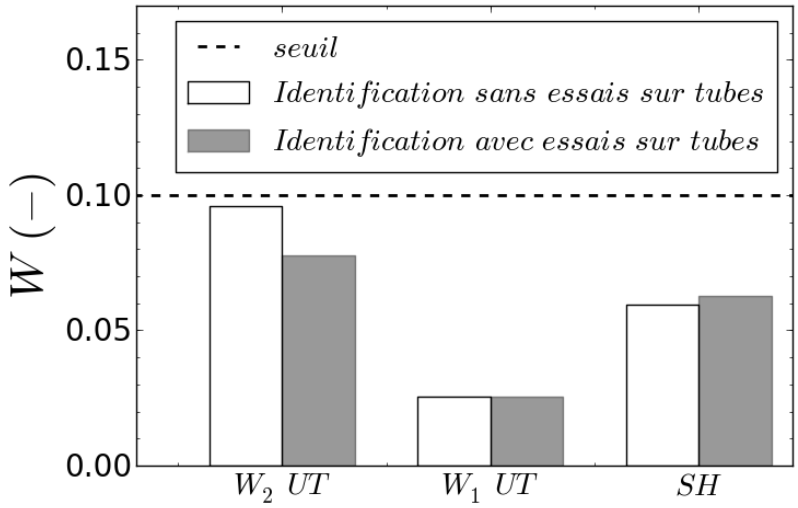


FIGURE 5.17: Critères de comparaison entre simulation et mesure W_1 et W_2 sur la base expérimentale de l'étude sur tôle (UT : moyenne pour tous les essais de traction et SH : moyenne pour tous les essais de cisaillement). Comparaison entre l'identification sur tôles et l'identification réajustée à partir des essais sur tubes de la littérature

En définitif, l'ajout d'un essai équibiaxié à la base d'identification permet d'améliorer significativement la prédiction du comportement des chargements biaxiés sur tube tout en améliorant l'identification sur tôle. Cet essai spécifique est estimé indispensable à la bonne calibration de l'anisotropie du comportement. Par ailleurs, pour la méthodologie d'identification, il semble préférable de prioriser la reproduction de l'anisotropie de déformation par rapport à l'anisotropie de contrainte. L'inverse avait été appliqué dans le chapitre 4.

5.4.3 Evaluation de la réidentification des paramètres d'anisotropie par confrontation aux essais biaxiés de l'étude de (Geyer, 1999)

Dans les travaux de (Geyer, 1999), des essais de traction/pression interne à 20°C et 350°C ont été réalisés sur des gaines en alliages de Zircaloy-4 recristallisé avec différentes biaxialités de contraintes $\sigma_{\theta\theta}/\sigma zz$ appliquées. Les gaines testées ont un diamètre externe de 9,495 mm, une épaisseur de 0,575 mm et présente une composition chimique ainsi qu'une texture très proches de celles des tubes de l'étude de (Robinet, 1995). Les essais sont réalisés dans un dispositif permettant d'imposer un rapport constant entre effort axiale et pression interne à vitesse de déformation circonférentielle imposée. La vitesse de déformation circonférentielle est imposée à $2.10^{-4}\ s^{-1}$.

Ces essais constituent l'opportunité d'évaluer l'efficacité du modèle réidentifié dans ce chapitre vis à vis de la prédiction de l'anisotropie mécanique pour diverses biaxialités de chargement : $\sigma_{\theta\theta}/\sigma zz$=0 ; 0,47 ; 0,62 ; 0,7 ; 1 ; ∞. Les essais de traction/pression interne à 350°C sont simulés pour toutes les biaxialités de contrainte testées par (Geyer, 1999) sur un élément de volume avec le modèle réidentifié dans ce chapitre. Lors de la simulation, le déplacement circonférentiel est imposé pour obtenir une vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}$ égale à $2.10^{-4}\ s^{-1}$ tandis que le rapport entre contrainte circonférentielle et axiale est imposé constant. Les surfaces de charge obtenues par la simulation à 0,2 ; 1 et 4% de déformation plastique équivalente au sens de von Mises sont comparées aux résultats expérimentaux sur la figure 5.18. Nous constatons une légère surestimation de l'anisotropie de la surface de charge par le modèle à 0% de déformation plastique équivalente. En revanche à 1 et 4 % de déformation plastique équivalente, les surfaces de charge sont bien reproduites. Ces différences sur la prédiction du modèle concernant l'anisotropie mécanique est le reflet des priorités de l'étude menée qui ne consiste pas à prédire l'entrée en plasticité en particulier mais bien le comportement tout du long de l'écrouissage. Au final, les résultats satisfaisants mis en évidence dans ce paragraphe permettent d'être confiant sur la prédiction de l'anisotropie mécanique du modèle identifié.

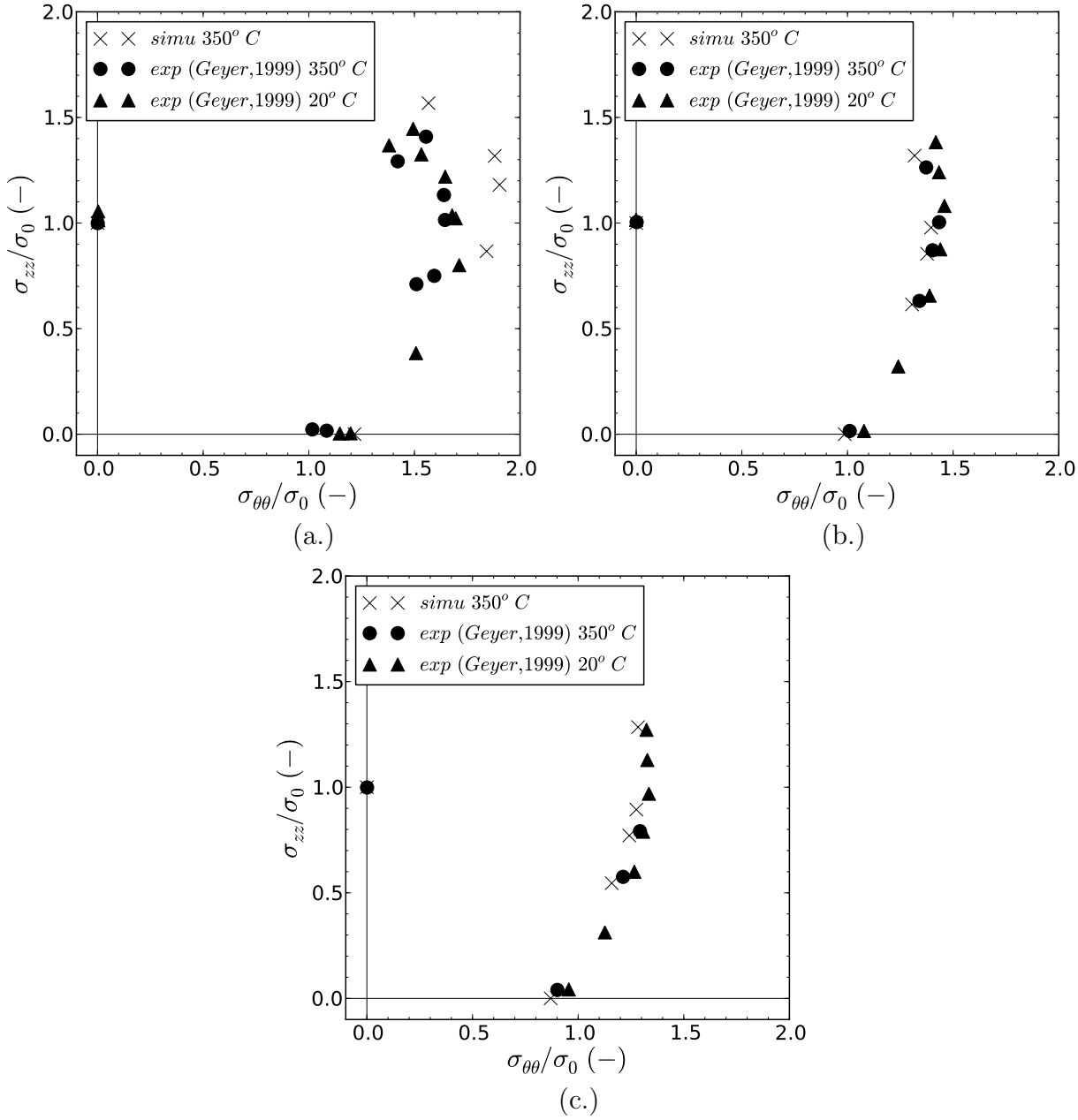


FIGURE 5.18: Contrainte d'écoulement normée avec la contrainte d'écoulement $\boldsymbol{\sigma}_0$ en traction dans la direction axiale à 20°C et 350°C pour un niveau de déformation plastique équivalente au sens de von Mises de (a.) 0%, (b.) 1% et (c.) 4%

5.5 Conclusions

Dans cette partie, la transférabilité du modèle identifié sur une base établie sur tôle à une base établie sur tube a été évaluée. L'identification à partir des essais uniaxiés sur tôles permet de prédire correctement les essais uniaxiés sur tube. Bien que ces derniers permettent d'approcher une première description de référence de l'anisotropie de contrainte et de dé-

formation des essais biaxiés sur tubes, l'ajout d'un essai biaxié dans la base d'identification s'est avéré salutaire. L'amélioration de la prédiction à la fois sur la base sur tube et sur la base sur tôle est significative. Ces résultats semblent également montrer qu'il est préférable d'appliquer un poids plus important à la minimisation de l'anisotropie de déformation par rapport à la minimisation de l'anisotropie de contrainte lors de l'identification à partir des essais sur tôles.

Chapitre 6

Conclusions générales et perspectives

Au sein des Réacteurs à Eau Pressurisé (REP), la gaine du crayon combustible en alliage de zirconium constitue la première barrière de confinement des produits de fission. Préserver l'intégrité de la gaine est une condition essentielle afin de permettre à tout instant : la maîtrise de la non criticité sur le long terme ; le refroidissement du cœur ; le confinement du combustible. L'accident d'injection de réactivité (RIA) est l'un des scénarios accidentels hypothétiques particulièrement contraignant pour la gaine. Ce dernier fait référence pour le dimensionnement des cœurs de réacteur. Au cours du RIA, la gaine est soumise à un chargement thermo-mécanique multiaxié rapide induisant des vitesses de déformations importantes (entre 0,1 et 5 s^{-1}) ainsi que des températures élevées (jusqu'à 600 °C). Afin de consolider les critères de rupture des gaines établis, EDF veut améliorer la compréhension du comportement mécanique de la gaine au cours du RIA.
Les alliages de zirconium pour les applications nucléaires sont mis en forme par laminage, ce qui leur confère une forte texture. Cette texture associée au faible nombre de systèmes de glissement facile est à l'origine d'une anisotropie de comportement mécanique observable à l'échelle macroscopique pour des sollicitations uniaxiées et biaxiées. Les lois de comportement de la gaine dédiées au RIA prennent en compte cette anisotropie qui influe significativement sur sa réponse mécanique et suffisent pour simuler les essais intégraux. Néanmoins, des difficultés demeurent quand à la reproduction de tous les chargements explorés en laboratoire. L'amélioration de la compréhension de cette anisotropie et de sa modélisation est l'objectif visé par cette étude.
Dans le cadre de ce travail, nous nous sommes intéressés à l'influence de l'anisotropie sur le comportement mécanique de l'alliage de Zircaloy-4 recristallisé entre 20°C et 250°C.

Classiquement, pour identifier le comportement des gaines, de nombreux essais sur tube sont nécessaires et demandent l'utilisation de montages spécifiques complexes (e.g essais de pression interne), ainsi qu'une consommation importante de matière. Ce travail a consisté à proposer une alternative expérimentale simplifiée à partir de tôles et d'axer la caractérisation sur la dépendance du comportement à la direction de sollicitation. Les essais sélectionnés se devaient d'être simples à mettre en œuvre et restreints en nombre, tout en permettant une caractérisation de l'anisotropie mécanique du matériau.
L'anisotropie de tôles en alliage de Zircaloy-4 recristallisé a été identifiée à partir des essais de traction à 20 et 250°C réalisés dans cinq directions de sollicitations comprises dans le plan LT de la tôle. Ces essais ont montré que les contraintes et les rapports de déformation en entrée de plasticité dépendent de la direction de sollicitation. Par ailleurs, l'écrouissage est également anisotrope puisque la dépendance de la contrainte d'écoulement à la direction s'inverse entre le début de l'écrouissage et la fin de l'éssai. Dans ce cas, l'anisotropie du taux d'écrouissage est antagoniste avec l'anisotropie de la limite d'élasticité. La température ne joue pas sur la forme de l'anisotropie de déformation et de contrainte. En revanche, à 250°C l'amplitude relative de l'anisotropie de la contrainte d'entrée en plasticité et de l'augmentation de la contrainte d'écoulement au cours de l'écrouissage est très légèrement

supérieure par rapport à 20°C.
Les essais de traction ont été effectués à différentes vitesses de sollicitation, ce qui a permis de caractériser la viscosité du matériau. La viscosité du comportement en traction dans la gamme de condition étudiée est définie par :

- une augmentation de la contrainte avec la vitesse de sollicitation ;
- une sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation constante entre 1 et $10^{-4}\ s^{-1}$;
- une augmentation de l'écrouissage relatif avec la vitesse de sollicitation.

En revanche, la direction de sollicitation a une influence négligeable sur la viscosité.
Des essais de cisaillement cyclique ont également été réalisés à 20°C. Les résultats ont mis en évidence un effet Baushinger, témoignant de l'existence d'une composante cinématique jouant significativement sur le comportement. La contrainte est scindée en une composante effective anisotrope contrôlant l'entrée en plasticité et une composante interne anisotrope contrôlant l'écrouissage.

Afin de simuler les essais, un modèle inspiré de la loi DRS est identifié. Ce modèle permet de disposer d'un grand nombre de degrés de liberté permettant de décrire précisément l'anisotropie. Une méthodologie d'identification à partir des essais sur tôles est proposée dans cette étude. Les résultats d'identification montrent une adéquation acceptable entre les essais et la simulation vis à vis des critères de comparaison fixés.

L'identification de loi utilisée dans l'étude basée sur les essais sur tôles est appliquée à des chargements sur tube en Zircaloy-4 recristallisé issus de travaux antérieurs. L'objectif de cette étude est d'évaluer la transférabilité du modèle de la texture des tôles vers la texture des tubes. La similarité de texture entre la tôle et le tube laisse supposer que l'anisotropie mécanique sur tôle est identique à l'anisotropie mécanique sur tube avec un choix de directions équivalentes judicieuses. Les résultats montrent une bonne adéquation pour les essais uniaxiés sur tube lorsque les vitesses de sollicitation se situent dans la gamme de conditions des essais réalisés sur tôles (entre 1 et $10^{-4}\ s^{-1}$). En revanche, les résultats sur chargements biaxiés sont bien moins probants.
Une réidentification des paramètres jouant sur l'anisotropie est engagée en ajoutant à la base d'essais sur tôle, un essai de traction/pression interne sur tube. Ce chargement est choisi car il est caractéristique d'une sollicitation par PCMI de la gaine subie lors d'un transitoire de type RIA. Les résultats de la nouvelle identification permettent d'améliorer l'adéquation entre essais et simulations pour les essais biaxiés sur tubes ainsi que pour les essais de traction sur tôle. En revanche, la prédiction est dégradée pour les essais de cisaillement sur tôle. Néanmoins, la dégradation concédée reste assez faible pour que les critères de comparaison ne soient pas dépassés.

À partir de ces résultats, une base de données expérimentale préconisée pour prendre en compte de façon robuste l'anisotropie de comportement des produits de gainage en alliage

de Zircaloy-4 recristallisé est établie. Pour chaque température d'intérêt la base de données expérimentale doit contenir :

- des essais de traction sur tôle dans les directions L (direction de laimnage de la tôle), D (direction à 45° de la direction de laminage) et T (direction à 90° de la directions de laminage) ;
- un essai de traction sur tôle dans une direction comprise entre L et D ;
- un essai de traction sur tôle dans une direction comprise entre D et T ;
- un essai de cisaillement ou de torsion ;
- un essai avec inversion du sens de sollicitation ;
- un essai équibiaxié.

Par ailleurs, lors de l'identification, il est préconisé de pondérer plus fortement la précision sur l'anisotropie de déformation que celle sur l'anisotropie de contrainte.

Comme nous l'avons souligné dans le chapitre 2 de ce document, lors du RIA la gaine subit un chargement thermo-mécanique multiaxié rapide induisant des vitesses de déformations importantes (entre 0,1 et 5 s^{-1}) ainsi que des températures élevées (jusqu'à 600 °C). Dans le cadre de cette étude, le comportement a été identifié pour les isothermes de 20°C, 250°C, 300°C, 350°C et 400°C. Pour toutes ces vitesses, les paramètres jouant sur l'anisotropie ont été conservés. Des travaux antérieurs ont montré que pour des températures plus élevées (entre 400°C et 600°C), le comportement mécanique devient moins anisotrope. La prise en compte de l'évolution des paramètres d'anisotropie entre 400°C et 600°C semble être une perspective d'intérêt.
Par ailleurs, le transitoire RIA induit un chargement thermique fortement anisotherme appliqué à la gaine. Dans le cadre de l'évaluation mécanique de cet accident, une des perspectives consiste en l'évaluation du modèle pour un chargement thermo-mécanique anisotherme. Lors d'un RIA, les gaines peuvent être plus ou moins irradiées suivant le temps que ces dernières ont passé en réacteur. Lors de travaux antérieurs, une diminution de l'anisotropie avec l'irradiation du matériau a été observée vers 300 °C sur du Zircaloy recristallisé.

L'anisotropie mécanique étant atténuée par les défauts d'irradiation, il serait intéressant d'intégrer au modèle une évolution des paramètres jouant sur l'anisotropie associée au niveau d'irradiation de la gaine.

La transférabilité du modèle de la tôle au tube est possible car les textures des deux produits sont similaires avec un choix convenable de directions équivalentes. Si cette équivalence de texture n'existait pas, le passage de la tôle à la gaine à l'échelle macroscopique serait difficile et impliquerait certainement une ré-identification sur une base expérimentale réalisée sur gaines. Le modèle identifié dans l'étude ne peut en aucun cas être extrapolé à un produit en Zircaloy-4 présentant une texture différente de celle des produits étudiés. Ainsi, une des perspectives réside dans la prise en compte de la texture du matériau dans le modèle. Une autre possibilité serait d'aller vers une échelle microscopique, l'échelle cristalline (l'échelle

des systèmes de glissement). La modélisation macroscopique, même sophistiquée, ne permet pas une approche physique intégrant complètement l'effet de la texture cristallographique. Une loi à l'échelle cristalline qui intègre la gestion de la texture (les orientations des grains obtenues par EBSD étant des données d'entrée du calcul) semble une possibilité adaptée à la problématique de transférabilité. Les modèles cristallins sont indépendants du matériau testé expérimentalement et constituant la base sur laquelle la loi est identifiée. La transférabilité des modèles pour deux réalisations microstructurales (tôle et tube) plus générales devient alors possible.

Bibliographie

Abdolvand, H., Daymond, M. et Mareau, C. (2011). Incorporation of twinning into a crystal plasticity finite element model : Evolution of lattice strains and texture in Zircaloy-2. **International Journal of Plasticity**, 27:1721–1738.

Adamson, R. (2000). Effects of neutron irradiation on microstructure and properties of Zircaloy. **Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM**, STP1354:15–31.

Adamson, R. et Bell, W. (1985). Effects of neutron irradiation and oxygen content on the microstructure and mechanical properties of Zircaloy. **Microstructure and mechanical behaviour of materials international symposium**, 1:237–246.

Ahn, J. et Nam, S. (1990). The effect of dynamic strain ageing on the anomalous strain rate dependent tensile strain of Zircaloy–4. **Materials Letters**, 9(10):413–415.

Akhtar, A. (1973). Basal slip in zirconium. **Acta Metallurgica**, 21(1):1–11.

Akhtar, A. (1975). Prismatic slip in zirconium single crystals at elevated temperatures. **Metallurgical Transactions A**, 6A:1217–1222.

Akhtar, A. et Teghtsoonian, A. (1971). Plastic deformation of zirconium single crystals. **Acta Metallurgica**, 19:655–663.

Alam, T., Khan, M., Pathak, M., Ravi, K., Singh, R. et Gupta, S. (2011). A review on the clad failure studies. **Nuclear Engineering and Design**, 241:3658–3677.

Allais, L., Vaubert, V. et Tournie, I. (1995). Anisotropie de comportement d'une tôle de zirconium alpha 702. **Le Zirconium : Journées d'études propriétés-microstructures, I.N.S.T.N Saclay**, 256–266.

Ambard, A., Baron, D., Blat-Yrieix, M., Bouffioux, P., Leclercq, S. et Legras, L. (2010). Livre blanc - Matériaux du combustible. Rapport technique H-T29-2009-03788-FR, EDF.

Aretz, H., anf F Cazacu, F. B. et Kuwabara, O. (2013). New convex yield functions for orthotropic metal plasticity. **International Journal of Non-Linear Materials**, 51:97–111.

Arkel, A. V. et Boer, J. D. (1925). Darstellung von reinem titanium-zirkonium-hafnium and thorium metall. **Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie**, 148: 345–350.

Armstrong, P. et Frederick, C. (1966). A mathematical representation of the multiaxial baushinger effect. Rapport technique CEGB RD/B/N731, Berkley Nuclear Laborato-

ries.

Auzoux, Q. (2005). Comportement mécanique du M5 irradié 1 à 6 cycles en REP : Identification d'un modèle de type lemaitre. Rapport technique DMN/SEMI/LCMI/NT/2004-038/B, CEA.

Ballinger, R. et Pelloux, R. (1981). The effect of anisotropy on the mechanical behavior of Zircaloy-2. **Journal of Nuclear Materials**, 97(3):231–253.

Barlat, F., Lege, F. et Brem, J. (1991). A six-component yield funtion for anisotropic materials. **International Journal of Plasticity**, 7:693–712.

Bornert, M., Bréments, F., Doumalin, P., Dupré, J.-C., Fazzini, M., Grédiac, M., Hild, F., Mistou, S., Molimard, J., Orteu, J., Robert, L., Surrel, Y., Vacher, P. et Watriss, B. (2009). Assessment of digital image correlation measurement errors : Methodology and results. **Experimental Mechanics**, 49:335–370.

Bouvier, S., Haddadi, H., Levée, P. et Teodosiu, C. (2006). Simple shear tests : Experimental techniques and characterization of the plastic anisotropy of rolled sheets at large strains. **Journal of Materials Processing Technology**, 172:93–103.

Brenner, R. (2001). **Influence de la microstructure sur le comportement en fluage thermique d'alliages de zirconium : Analyse expérimentale et mise en œuvre de méthode d'homogénéisation**. Thèse de doctorat, Université Paris XIII.

Bron, F. et Besson, J. (2004). A yield function for anisotropic materials application to aluminium alloys. **International Journal of Plasticity**, 20:937–963.

Busser, V. (2009). **Mécanismes d'endommagement de la zircone et de réorientation des hydrures dans les gaines de crayons de combustible en situation accidentelle de type RIA**. Thèse de doctorat, INSA de Lyon.

Bürgers, W. (1934). On the process of transition of the cubic-body-centered modification into hexagonal-close-packed modification of zirconium. **Physica**, 1(7-12):561–586.

Cacuci, D. (2010). **Handbook of Nuclear Engineering**, Volume 1, Chapitre Nuclear engineering fundamentals, Springer.

Carre, S. et Zaoui, A. (1996). Cavitation at triple nodes in α-zirconium polycristals. **Acta metallurgica**, 44(4):1323–1336.

Cazacu, O., Plunkett, B. et Barlat, F. (2006). Orthotropic yield criterion for hexagonal closed packed materials. **International Journal of Plasticity**, 22:1171–1194.

Chaboche, J. (2008). A review of some plasticity and viscoplasticty constitutive theories. **International Journal of Plasticity**, 24:1642–1693.

Chan, K. et Koss, D. (1983). Deformation and fracture of strongly textured Ti alloy sheets in uniaxiale tension. **Metallurgical Transactions**, 14A:1333–1342.

Chrysochoos, A. et Surrel, Y. (2011). **Mesures de champs et identification en mécanique des solides**, Chapitre Éléments de base de métrologie et présentation des différentes techniques, Lavoisier, 27–54.

Dashkowskiy, A. et Satviskiy, Y. (1962). Temperature function of internal friction, young's modulus and shear modulus of Zr, Nb and Zr-Nb alloys. **In : Metallurgie**

and metallographie of pure metals, page 218.

Delobelle, P., Richard, F. et Leclercq, S. (2003). A unified model to describe the anisotropic viscoplastic behaviour of Zircaloy-4 cladding tubes between 320 °C and 400 °C from an unirradiated state to high fluence and under fast neutron flux. **Journal of Nuclear Physics**, 105:339–346.

Delobelle, P. et Robinet, P. (1994). Étude du comportement et de la modélisation viscoplastique du Zircaloy-4 recristallisé sous chargements monotones et cycliques uni et multiaxes. **Journal de Physique III**, 4:1347–1382.

Delobelle, P., Robinet, P., Geyer, P. et Bouffioux, P. (1996). A model to describe the anisotropic viscoplastic behaviour of Zircaloy-4 tubes. **Journal of Nuclear Materials**, 238:135–162.

Derep, J. (1981). **Études des propriétés mécaniques de 77 K à 900 K et de la restauration – recristallisation de l'alliage Zircaloy-4,**. Thèse de doctorat, École Centrale de Lyon.

Derep, J., Ibrahim, S., Rouby, S. et Fantozzi, G. (1980). Deformation behavior of Zircaloy 4 between 77 K and 900 K. **Acta Metalurgica**, 28:607–619.

Desquines, J., Koss, D., Mota, A., Cazalis, B. et Petit, M. (2011). The issue of stress state during mechanical test to assess cladding performance during reactivity-initiated accident (RIA). **Journal of Nuclear Materials**, 412:250–267.

Dexet, M. (2006). **Méthode de couplage entre expérimentations et simulations numériques en vue de l'identification de lois de comportement intracristallin. Application aux alliages de zirconium**. Thèse de doctorat, École Polytechnique.

Diard, O. (2001). **Un exemple de couplage, comportement-endommagement-environnement, dans les polycristaux. Application à l'interaction pastille-gaine**. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Dickson, J., Boutin, J. et Handfield, L. (1984). A comparison of two simple methods for measuring cyclic internal and effective stresses. **Materials Science and Engineering**, 64:L7–L11.

Doan, D. (2009). **Comportement et rupture des alliages de zirconium de la gaine du crayon combustible des centrales nucléaires en situation accidentelle de type RIA**. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Evans, W. et Parry, G. (1996). The deformation behavior of Zircaloy-2 containing directionally oriented zirconium hydride precipitates. **Electrochemical Technology**, 4(5-6):225–231.

Faraj, A. (2012). Comportement des alliages de zirconium en situation d'accident de réactivité : Influence du taux de biaxialité sur la réponse mécanique. Rapport technique Rapport de Master, EDF.

Feaugas, X. (1994). **Microstructure et modélisation du comportmeent en fatique uniaxiale et multiaxiale d'un alliage de titane biphasé**. Thèse de doctorat,

Université de Technologie de Compiègne.

Ferrer, F. (2000). **Étude des mécanismes de déformation du zirconium entre 25°C et 400°C. Influence d'une faible teneur en soufre**. Thèse de doctorat, École Polytechnique.

Fuketa, T., Nagase, F., Nakamura, T., Sasajima, H. et Uetsuka, H. (1999). JAERI research on fuel rod behavior during accident conditions. **In : Proceedings of the Twenty-Seventh Water Reactor Safety Information Meeting**, 2(NRC NUREG Report, CP-0169):249–256.

Fuketa, T., Sasajima, H., Mori, Y. et Ishijima, K. (1996). NSRR/RIA experiments with high-burnup fuels, in : Reactivity-Initiated Accidents (special issue). **Journal of Nuclear Safety**, 37(4).

Fuketa, T., Sasajima, H., Mori, Y. et Ishijima, K. (1997). Fuel failure and fission gaz release in high burnup PWR fuels under RIA conditions. **Journal of Nuclear Materials**, 248:249–256.

Fuketa, T., Sasajima, H. et Sugiyama, T. (2000). Behavior of high-burnup PWR fuels with low-tin Zircaloy-4 cladding under reactivity-initiated-accident conditions. **Journal of Nuclear Technology**, 133:50–62.

Fundenberger, J., Phillipe, M., Wagner, F. et Esling, C. (1997). Modelling and prediction of mechanical properties for material with hexagonal symmetry (zinc, titanium and zirconium alloys). **Acta Matallurgica**, 45(10):4041–4055.

Geyer, P. (1999). **Comportement élasto-viscoplastique de tubes en Zircaloy-4 : Approche expérimentale et modélisation micromécanique**. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Graff, S. (2006). **Viscoplastic behavior of zirconium alloys In the temperatures range 20°C–400°C : Characterization and modeling of straInageing phenomena**. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Grange, M. (1998). **Fragilisation du Zircaloy-4 par l'hydrogène : Comportement, mécanismes d'endommagement, interaction avec la couche d'oxyde**. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Griffiths, M. (1988). A review of microstructural evolution in zirconium alloys during irradiation. **Journal of Nuclear Materials**, 159:190–218.

Haddadi, H. et Belhabib, S. (2008). Use of rigid-body motion for the investigation and estimation of the measurement errors related to digital image correlation technique. **Optics and Lasers in Engineering**, 46:185–196.

Hill, R. (1950). **The mathematical theory of plasticity**. Clarendron Press, 1998, Oxford classic texts in physical sciences édition.

Hua, T., Xie, H., Wang, S., Hu, Z., Chen, P. et Zhang, Q. (2011). Evaluation of the quality of a speckle pattern in digital image correlation method by mean subset fluctuation. **Optics and Lasers Technology**, 43:9–13.

Ishijima, K. et Fuketa, T. (1996). Progress of the RIA experiments with high burnup

fuels and their evaluation inJAERI. **In : Proceedings of the Twenty-forth Water Reactor Safety Information Meeting, Betehesda, Maryland,**, 1(NRC NUREG Report CP-0157).

Johnson, R. (1958). Rapport technique WAPD-BT-10, Bettis.

Kapoor, R., Wadekar, S. et Chakravartty, J. (2002). Deformation in Zr–1Nb–1Sn–0.1ercaseFe using stress relaxation technique. **Materials Science and Engineering A**, 328:324–333.

Karafillis, A. et Boyce, M. (1993). A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, 41:1859–1886.

Karafillis, A. et Boyce, M. (1996). Evolution equations for distortional plastic hardening. **International Journal of Plasticity**, 23:191–213.

Kaufmann, P. et Baroch, E. (1974). **Potential for improvement of mechanical properties In Zircaloy Cold-Rolled strip and sheet**, Volume ASTM STP551, Chapitre, 129–139.

Kearns, J. (1965). Expension and preferred orientation in zircaloy. **WAPD-TM**, (WAPD-TM-472).

Kroll, W. (1955). How commercial titanium and zirconium were born. **Journal of the Franklin Institute**, 260(3):169–192.

Lebensohn, R. et Tomé, C. (1993). A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals : Application to zirconium alloys. **Acta Mettalurgica and Materials**, 41(9):2611–2624.

Lebon, C. (2011). **Étude expérimentale et simulation numérique des mécanismes de plasticité dans les alliages de zirconium**. Thèse de doctorat, Université de La Rochelle.

Leclercq, S. (1998). Modelling of the fuel mechanical behavior : from creep laws to internal variable models. **Nuclear Engineering and Design**, 185:221–228.

Leclercq, S. (2000). Comportement du Zircaloy-4 AFA-2G à fortes contraintes : identification d'un modèle simplifié à variables internes et étude comparative des trois modèles existants. Rapport technique HT-42/00/009/A, EDF.

Leclercq, S., Parrot, A. et Leroy, M. (2005). Failure characteristics of cladding tubes under RIA conditions. **Nuclear Engineering and Design**, 238(9):2206–2218.

Lee, K., Kim, S. et Hong, S. (2001). Ductility and strain rate sensitivity of Zircaloy–4 nuclear fuel claddings. **Journal of Nuclear Materials**, 295:21–26.

Lee, M., Kim, J., Choi, B. et Jeong, Y. (2007). Mechanical properties and dynamic strain ageing behavior of Zr–1.5Nb–0.4Sn–0.2euppercaseFe alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, 148:99–105.

Legrand, B. (1984). **Influence de la structure électronique, sur la facilité relative des glissements dans les métaux de structure hexagonale compacte**. Thèse de doctorat, Université Paris-Sud.

Lemaignan, C. et Motta, A. (1994). Quality assessment of speckle patterns for digital image correlation. **Materials Science and Technology series**, 10.

Lemaitre, J. et Chaboche, J. (1985). **Mécanique des matériaux solides**. Dunod édition.

Lemoine, F. (1997). High burnup fuel behavior related to fission gaz effects under reactivity initiated accidents (RIA) conditions. **Journal of Nuclear Materials**, 248:238–248.

LeSaux, M. (2008). **Comportement et rupture de gaines en Zircaloy-4 détendu vierges, hydrurées ou irradiées en situation accidentelle de type RIA**. Thèse de doctorat, École Nationale des Mines de Paris.

LeSaux, M., Besson, J., Carasson, S., Poussard, C. et Averty, X. (2010). Behavior and failure of uniformly hydrided Zircaloy-4 fuels claddings beween 25°c and 480°c under various stress states, incuding RIA loading conditions. **Engineering Failure Analysis**, 17:683–700.

Lodej, B., Niang, K., Montmitonnet, P. et Aubin, J.-L. (2006). Accelerated 3D FEM computation of the mechanical history of the metal deformation in cold pilgering. **Journal of Materials Processing Technology**, 177:188–191.

MacDonald, P. et Thompson, L. (1976). A handbook of material properties for use in the analysis LWR fuel rod behavior. Rapport technique NUREG/CR-6150/EGG-2720/Volume IV, Idaho National Engineering Laboratory.

Mahmood, S., Daugherty, W. et Murty, K. (1989). Anisotropic biaxial creep of Zircaloy cladding : Effects of recrystallization and neutron irradiation. **In : 10th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology**, C024/4:59–64.

Mahmood, S., Hussein, S., Godavarty, P. et Murty, K. (1992). Impression testing to determine the effects of recrystallization and radiation on deformation anisotropy of Zircaloy TREX. **Effects of Radiation on Materials, ASTM**, STP1125:337–354.

Mardon, J. (2008). Matériaux des tubes de gainage pour réacteurs à eau pressurisée. **Techniques de l'Ingénieur**, BN3700.

Mehan, R. (Juillet,1958). Modulus of elasticity of Zircaloy-2 between room temperature and 1000°F. Rapport technique KAPL-M-RLM-16.

Menibus, A. H. D. (2012). **Formation de blisters d'hydrures et effet sur la rupture de gaines en Zircaloy-4 en conditions d'accident d'injection de réactivité**. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Miller, A. (1976). An inelastic constitutive model for monotonic, cyclic, and creep deformation : Part I. Equations development and analytical procedures. **Journal of Engineering Materials**, 98(2):97–105.

Mills, D. et Craig, G. (1968). The plastic deformation of zirconium-oxygen alloy single crystals in the range 77 K to 950 K. **Transaction of Metallurgical Society of American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers.**, 242:1881–1890.

Mises, R. (1913). Mechanik der festen körper im plastich-deformablen zustand.

Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse, 1913:582–592.

Moal, A., Georgethum, V. et Marchand, O. (2014). Scanair : A transient fuel performance code - part one : General modelling description. **Nuclear Engineering and Design**, 280:150–171.

Montgomery, R., Rashid, J., Dunham, R., Ozer, O. et Yagnik, S. (2004). **The mechanical response of cladding with a hydride lens under PCMI loading conditions**, Chapitre.

Motta, A. (2011). Waterside corrosion in zirconium alloys. **Journal of Metals**, 63(8):59–63.

Motta, A. et Chan, L. (2012). Hydride formation in zirconium alloys. **The Journal of The Minerals, Metals Materials Society**, 64(12):59–63.

Mroz, Z. (1967). On the description of anisotropic work hardening. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, 15:493–496.

Murty, K. et Charit, I. (2006). Texture development and anisotropic deformation of zircaloys. **Progress in Nuclear Energy**, 48:325–359.

Murty, K., Charit, J. et Mahmood, S. (1994). Effects of recrystallization and niobium addition on texture and mechanical anisotropy of zircaloy. **Nuclear Engineering Design**, 148:1–15.

Murty, K., Kola, R. et Mahmood, S. (1987). Creep and yield loci of zircaloy cladding at elevated temperatures. **Textures and Microstructures**, 7:211–226.

Murty, K. et Mahmood, S. (1991). Effects of recrystallization and neutron irradiation on creep anisotropy of Zircaloy cladding. **Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM**, STP1132:198–217.

Nakatsuka, M. et Nagai, M. (1987). Reduction of plastic anisotropy of Zircaloy cladding by neutron irradiation. I. Yield loci obtained from knoop hardness. **Journal of Nuclear Science and Technology**, 24:832–838.

Northwood, D. (1977). Irradiation damage in zirconium and its alloys. **Atomic Energy Review**, 15(4):547–610.

Northwood, D., Gilbert, R., Bahen, L., Kelly, P., Blake, R., Jostsons, A., Faulkner, D., Bell, W. et Adamson, R. (1977a). Characterization of neutron irradiation damage in zirconium alloys – An international "Round-Robin" experiment. **Journal of Nuclear Materials**, 79:379–394.

Northwood, D., London, I. et Bahen, L. (1977b). Elastic constants of zirconium. **Journal of Nuclear Materials**, 55:399–310.

OCDE (2000). Fuel safety critera techniclal review. Rapport technique NEA/CSNI/R(99)25, OCDE.

Onimus, F. (2003). **Approche Expérimentale et Modélisation Micromécanique du Comportement des Alliages de Zirconium Irradiés**. Thèse de doctorat, École Centrale des Arts et Manufactures de Paris.

Ortiz, M. et Popov, E. (1983). Distortional hardening rules for metal plasticity. **Journal of Engineering Mechanics**, 109:1043–1057.

Padilla, H., Smith, C., Lambros, J., Beaudoin, A. et Robertson, I. (2007). Effects of deformation twinning on energy dissipation in high rate deformed zirconium. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 38(12).

Papin, J., Cazalis, B., Frizonnet, J., Desquines, J., Lemoine, F., Georgenthum, V., Lamare, F. et Petit, M. (2007). Summary and interpretation of the CABRI REP-Na program. **Nuclear Technology**, 157:230–250.

Parrot, A. (2009). Modélisation du comportement mécanique des alliages de zirconium en situation accidentelle de type RIA - Application au M5. Rapport technique H-T26-2008-01922-FR, EDF RD.

Perales, F. (2005). **Modélisation et simulation numérique de l'amorçage et de la propagation de fissures dans les gaines de combustibles lors des transitoires accidentels de type RIA**. Thèse de doctorat, École Nationale des Mines de Paris.

Poty, A. (2012). **Étude de la plasticité dans les métaux hexagonaux à l'échelle atomique : Dynamique des dislocations par dynamique moléculaire**. Thèse de doctorat, Universitée Paul Verlaine de Metz.

Priser, M. (2011). **Analyses multi-échelles du comportement en fluage d'alliages de zirconium**. Thèse de doctorat, Université de Bretagne-Sud.

Proff, C. (2011). **Aspects microstructuraux de l'oxydation d'alliages de zirconium**. Thèse de doctorat, Université de Grenoble.

Pujol, C. (1994). **Étude des mécanismes de déformation et fluage du Zr α entre 20 et 300°C**. Thèse de doctorat, École des Mines de Paris.

Pupier, P. et Bernaudat, C. (2005). A new analytical approach to study the rod ejection accident in PWRs. **In : Proceedings of ANS International Meeting on LWR Fuel Prformance**.

Racine, A. (2005). **Influence de l'orientation des hydrures sur les modes de déformation, d'endommagement et de rupture du Zircaloy-4 hydruré**. Thèse de doctorat, École Polytechnique.

Rapperport, E. J. (1959). Room temperature deformation processes in zirconium. **Acta metallurgica**, 7:254–259.

Rautenberg, M., Feaugas, X., Poquillon, D. et Cloué, J.-M. (2012). Microstructural characterization of creep anisotropy at 673K in the M5® alloy. **Acta Materialia**, 60(10):4319–4327.

Rayfield, A. (1966). **The Dynamic moduli of Zirconium-nobium tubing**. Thèse de doctorat, University of Toronto.

Reed-Hill, R., Rosi, J. et Rogers, H. (1964). Volume 25, Chapitre Déformation twinning, page 295. Gordon and bresh science publisher édition.

Regnard, C. et Lemaignan, C. (1995). Systèmes de déformations activés dans le Zircaloy-4 lors d'une sollicitation de type interaction pastille-gaine. **In : Journées d'Etudes**

Propriétés - Microstructures, Le Zirconium, 231–240.

Regnard, C., Verhaeghe, B., Lefebvre-Joud, F. et Lemaignan, C. (2002). Activated slip systems and localized straining of irradiated alloys in circumferential loadings. **Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM**, STP1423:384–399.

Ribis, J., Onimus, F., Béchade, J.-L., Doriot, S., Cappelaere, C., Lemaignan, C., Barbu, A. et Rabouille, O. (2008). Experimental and modeling approach of irradiation defects recovery in zirconium alloys : Impact of an applied stress. **Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM**, STP1505:674–695.

Robinet, P. (1995). **Étude expérimentale et modélisation du comportement viscoplastique anisotrope du Zircaloy-4 dans deux états métallurgiques**. Thèse de doctorat, Université de Franche-Comté.

Ruano, O. et Elssner, G. (1987). On solid solution hardening in the zirconium-oxygen system. **Journal of Nuclear Engineering Design**, 105:121–128.

Sawatzky, A. (1960). Hydrogen in Zircaloy-2 : Its distribution and heat of transport. **Journal of Nuclear Materials**, 2(4):321–328.

Schmitz, F. et Papin, J. (1999). High burnup effects on fuel behaviour under accident conditions : The tests CABRI REP-Na. **Journal of Nuclear Materials**, 270:55–64.

Schäffler, I. (1997). **Modélisation du comportement élasto-viscoplastique anisotrope des tubes de gaine du crayon combustible entre zéro et quatre cycles de fonctionnement en réacteur à eau pressurisée**. Thèse de doctorat, Université de Franche-Comté.

Scott, D. (1965). Rapport technique WCAP-3269-41, Westinghouse Electric Corporation.

Soare, S., Yoon, J. et Cazacu, O. (2008). On the use of homogeneous polynomials to develop anisotropic yield functions with applications to sheet forming. **International Journal of plasticity**, 24:915–944.

Spasic, Z., Pavlovic, M. et Simic, G. (1996). Variation du module d'élasticité due zircaloy-2 en fonction de la température. **In : Conference on the Use of Zirconium Alloys in Nuclear Reactors**, USAEC CONF-681086:277–284.

Sutton, M., McNeill, S., Helm, J. et Chao, Y. (1999). **Advances in two-dimensional and three-dimensional computer vision**, Chapitre, 323–372.

Sutton, M., Orteu, J.-J. et Shreier, H. W. (2009). **Image correlation for shape and deformation measurements**.

Tenckhoff, E. (1988). Deformation mechanisms, texture, and anisotropy in zirconium and Zircaloy. **Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM**, (STP966):1–77.

Tenckhoff, E. (2005). Review of deformation mechanisms, texture, and mechanical anisotropy in zirconium and zirconium base alloys. **Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM**, 2(STP1467):25–50.

Thorpe, W. et Smith, I. (1978). Tensile properties of Zr1%Nb alloy. **Journal of Nuclear Materials**, 78:49–57.

Tomimura, T., Yasuda, T. et Nakatsuka, M. (1996). Changes in mechanical properties

of irradiated zircaloy–2 fuel cladding due to short term annealing. **Journal of Nuclear Materials**, 238:169–174.

Treco, R. (1953). Some properties of high purity zirconium and dilute alloys with oxygen. **Transactions of the ASME**, 45:872–892.

Veeder, J. (1961). Rapport technique AECL-1247, Atomic Energy of Canada.

Veevers, K. et Snowden, K. (1973). Strain ageing of quenched Zircaloy–2. **Journal of Nuclear Materials**, 47:311–316.

Wang, Z., Garbe, U., Li, H., Harrison, R., Toppler, K., Studer, A., Palmer, T. et Planchenault, G. (2013). Hydride precipitation and its influence on mechanical properties of notched and unnotched zircaloy-4 plates. **Journal of Nuclear Materials**, 436:84–92.

Whitmarsh, C. (1961). Rapport technique ORNL-3281, Oak Ridge.

Williams, C., Adamson, R. et Olhausen, K. (1974). Effects of boiling water reactor irradiation on tensile properties of Zircaloy. **In : European conference on irradiation behavior of fuel cladding and core component materials**, 189–192.

Xu, F., Holt, R., Daymonda, M. et abd E.C. Oliver, R. R. (2008). Development of internal strains in textured Zircaloy-2 during uni-axial deformation. **Materials Science and Engineering**, A(488).

Yagnik, S., Hermann, A. et Kuo, R. (2005). Ductility of zircaloy–4 cladding and guide tubes at high fluences. **Zirconium in the Nuclear Industry**, STP1467:604–631.

Yagnik, S., Kuo, R., Rashid, T., Michiels, A. et Yang, R. (2004). Effect of hydrides on the mechanical properties of Zircaloy–4. **In : International Topical Meeting on Light Water Reactor Fuel Performance**, 191–199.

Yoshida, F., Hamasaki, H. et Uemori, T. (2013). A user-friendly 3D yield function to describe anisotropy of steel sheet. **International Journal of Plasticity**, 17:55–65.

Annexe A

Techniques de préparation et de caractérisation de surface des échantillons pour l'analyse microstucturale

Sommaire

A.1 Préparation des surfaces des échantillons pour la microscopie électronique à balayage **224**
A.1.1 Polissage mécanique 224
A.1.2 Électropolissage 224
A.1.3 Caractérisation par mesures EBSD 227

L'anisotropie de comportement mécanique des alliages de Zircaloy-4 recristallisé est liée à la texture cristallographique du matériau. Afin de disposer d'une mesure de cette texture, la méthode EBSD ("Electron-Back-Scattering-Diffraction") est utilisée. La préparation de surface des échantillons pour la mesure de texture est présentée dans la suite ainsi que les paramètres utilisés pour l'acquisition et le traitement des données cristallographiques obtenues par EBSD.

A.1 Préparation des surfaces des échantillons pour la microscopie électronique à balayage

La surface des éprouvettes destinées aux essais in situ en environnement MEB ont été préparées par polissage. Les étapes de polissage définies durant la thèse ont pour but d'ôter significativement l'écrouissage en surface, condition obligatoire pour réussir une cartographie EBSD ("Electron-Back-Scattering-Diffraction") propre. La technique EBSD permet la détermination de l'orientation cristallographique des points mesurés.

A.1.1 Polissage mécanique

Le polissage mécanique manuel est réalisé dans un premier temps au moyen de disques en carbure de silicium de granulométrie 500, 800, 1200 et 2400. Entre chaque polissage, la surface est rincée à l'eau distillée puis à l'acétone et enfin à l'éthanol. Dans un second temps, un polissage sur table vibrante est réalisé durant 5 heures à l'alumine de granulométrie 9 μm puis 5 heures à l'alumine de granulométrie 3 μm et enfin 2 heures à la silice colloïdale. Lors de ces étapes, les éprouvettes sont fixées sur les supports au moyen d'un ruban adhésif double-face. Les supports sont surmontés d'une masselote de 400 grammes permettant d'appliquer un effort à l'échantillon et d'optimiser le polissage. Après chaque polissage, l'échantillon est plongé dans un bac ultrason durant 5 minutes. La manœuvre est répétée trois fois avec de l'eau distillée, puis une fois en utilisant de l'acétone. L'échantillon est alors rincé à l'éthanol puis séché.

A.1.2 Électropolissage

Bien que les grains soient révélés après le polissage mécanique, l'écrouissage résiduel de surface reste trop important pour la réalisation de cartographies EBSD. Ainsi une étape supplémentaire d'électropolissage de la partie utile de l'éprouvette est réalisée sur une surface d'environ 0,15 cm par 2 cm. L'électroplolissage est réalisé dans la machine Lectropol-5®. L'électrolyte choisi est une solution composée à 58,7% de méthanol, 35,2% de butoxyéthanol, 5,9% d'acide pérchlorique et 0,2 % de vogel's sparbeize. Les paramètres expérimentaux optimisés pour cette étude sont :

– une tension de 24 V durant 40 secondes,

- une température de l'électrolyte fixée à -10°C,
- un flux d'électrolyte imposé à 18 ml/s.

Les cartes des orientations cristallines et des joints de grains obtenues et présentées figures A.1 (a.) et (b.) en témoignent. D'autre part, l'électropolissage, permet de dissoudre les précipités et révéler leurs traces qui apparaissent plus foncées que le matériau de base (cf. figure A.2) sur les clichés MEB obtenus par détection des électrons rétrodiffusés.

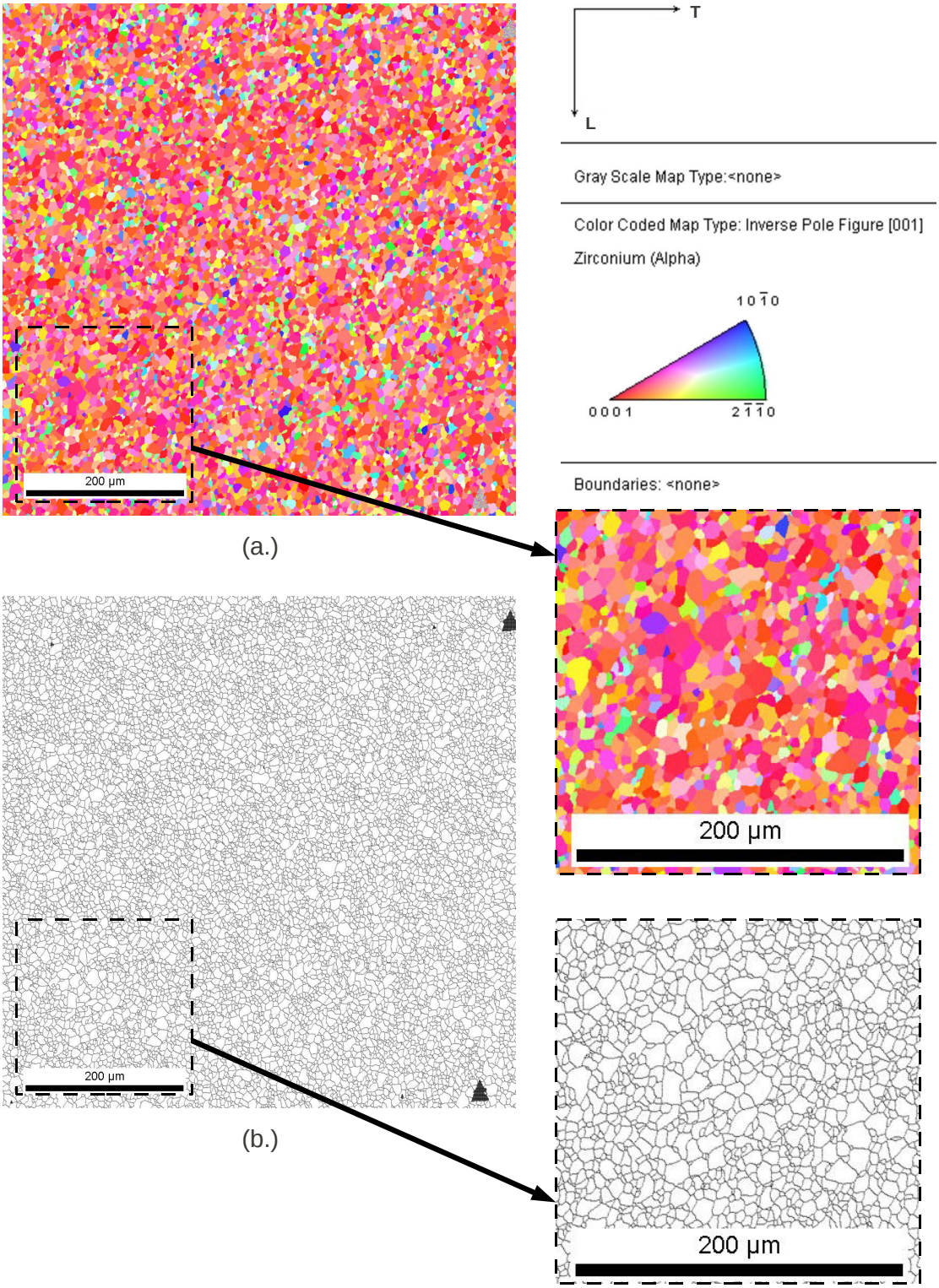


FIGURE A.1: (a.) Carte des orientations cristallines des grains par EBSD de la surface d'une éprouvette ayant été polie par la méthode décrite dans la présente annexe (b) Carte associée des joints de grains pour une désorientation angulaire de 5°

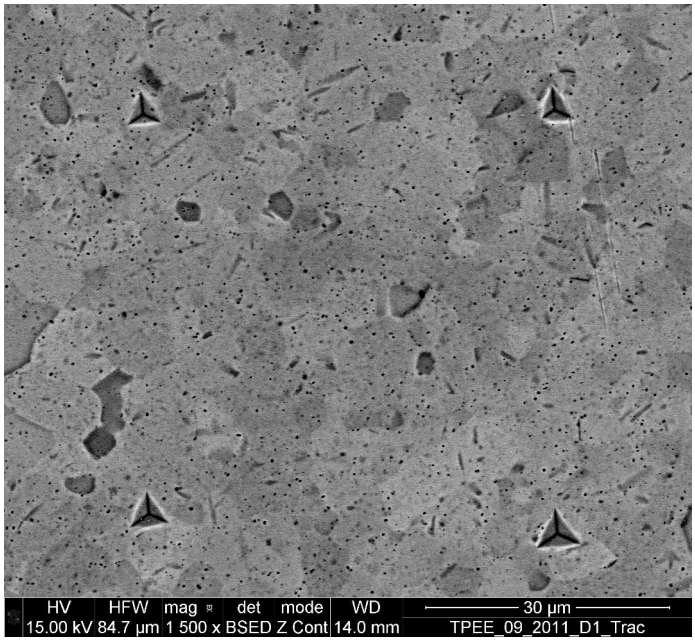


FIGURE A.2: Image MEB en électron rétro-diffusée de la surface d'une éprouvette de traction ayant été polie par la méthode décrite dans la présente annexe. Les traces des précipités (points noirs) et le marquage par nano-indentation (triangles foncés aux quatre coins) sont observables

A.1.3 Caractérisation par mesures EBSD

L'analyse EBSD est utilisée dans deux cas.

- Pour caractériser la microstructure du matériau : évaluation de la texture cristallographique par obtention des figures de pôle et détermination de la distribution de taille de grains. La zone analysée est dans ce cas de 650x650 μm^2.
- Pour caractériser l'orientation cristalline des grains suivis par CIN dans le cadre des essais de traction in situ.

Dans les deux cas, le pas de l'acquisition est de 0,5 μm. L'indice de confiance obtenu sur l'ensemble de l'acquisition est de l'ordre de 0,6. Le nombre de points ayant un indice de confiance inférieur à 0,1 est anecdotique. Les post-traitements sont réalisés dans le logiciel commercial OIM®. Un nettoyage des images préalable aux calculs est systématiquement réalisé suivant le protocole suivant.

- La désorientation entre deux grains est au minimum de 5°. Les points voisins avec une désorientation inférieure à 5° appartiennent au même grain.
- La valeur angulaire des points ayant un indice de confiance inférieur à 0,1 est recalculée à partir des angles d'Euler des points voisins accolés. Si une majorité de ces voisins appartient à un même grain alors ce point prendra la valeur représentative de ce grain. Pour tout autre cas, il prendra la valeur d'un point voisin choisi au hasard.
- La surface d'un grain ne peut pas être inférieure à 2 points de mesure. Si un point

seul possède une désorientation supérieure à 5° par rapport à ses voisins, alors son orientation est ajustée selon la même procédure que pour un grain possédant un indice de confiance inférieur à 0,1.

L'échantillon est collé au porte échantillon à l'aide de laque d'argent.

Annexe B

Géométrie d'éprouvettes, dépouillement et simulation des essais de cisaillement cyclique

Sommaire

B.1 Methodologie d'utilisation des essais de cisaillement **230**
B.1.1 Géométrie de l'éprouvette 230
B.1.2 Dépouillement de l'essai 230
B.1.3 Simulation de l'essai 231
B.2 Consolidation des hypothèses retenues dans la démarche d'exploitation des essais de cisaillement cyclique **231**
B.3 Justification de la taille de la jauge virtuelle **234**
B.4 Justification de l'hypothèse de cisaillement pur considérée dans le calcul de la contrainte de cisaillement **238**
B.5 Justification du calcul point matériel pour l'identification du comportement **239**

Les éprouvettes de cisaillement de l'étude présentent des dimensions non classiques. Cette annexe a pour objectif de justifier la géométrie des éprouvettes ainsi que le traitement des données à partir des champs de déformations obtenus par Corrélation d'Images Numériques (CIN).

B.1 Methodologie d'utilisation des essais de cisaillement

B.1.1 Géométrie de l'éprouvette

L'éprouvette de cisaillement est prélevée dans la tôle par électro-érosion. Il s'agit d'une éprouvette plate schématisée sur la figure B.1. Afin de définir la géométrie finale de la partie utile, plusieurs tests ont été réalisés pour différents designs. Les dimensions des entailles finales ont été choisies pour obtenir une zone utile déformée la plus homogène possible. La géométrie de l'éprouvette de cisaillement présente des dimensions non conventionnelles. (Bouvier **et al.**, 2006) montrent que pour un essai de cisaillement, plus le ratio l/h (l est la largeur de l'éprouvette et h est la hauteur de l'éprouvette ; cf. figure B.2) est important plus le champ de déformation est homogène (minimisation des effets des bords libres). Des ratios de 15 à 20 sont classiquement utilisés. Dans notre étude ce ratio est bien plus faible : $l/h = 8/4 = 2$. Des designs avec un ratio plus important ont donc été testés. Cependant, les champs expérimentaux obtenus étaient moins homogènes que pour la géométrie choisie. Cette incohérence est probablement liée aux problèmes de maintien de l'éprouvette dans le montage. Néanmoins, le champ de la composante de déformation 12 obtenue pour la géométrie choisie est homogène sur la majeure partie de la zone utile comme illustré sur la figure B.3 et la figure B.4.

B.1.2 Dépouillement de l'essai

Lors des essais de cisaillement, les composantes 12, 11 et 22 du tenseur des déformations de Green-Lagrange sont obtenues par CIN (cf. annexe E). Les champs de déformation typiques obtenus pour un essai de cisaillement dans la direction T et la direction D sont respectivement présentés sur la figure B.3 et la figure B.4. On constate que l'essai ne correspond pas à un chargement en cisaillement pur puisque les déformations ε_{11} et ε_{22} ne sont pas négligeables par rapport à ε_{12}. Lors de la réalisation de ces essais, les jeux de montage n'ont pas pu être complètement retirés menant à l'introduction de composantes de déformation 11 et 22 non désirées. La réponse macroscopique contrainte-déformation expérimentale des essais de cisaillement présentée dans le corps du manuscrit est issue des grandeurs dépouillées comme décrit ci-après. La contrainte de cisaillement σ_{12} est calculée en considérant l'essai comme parfaitement homogène en utilisant la relation F_1/S_A. F_1 représente l'effort appliqué et S_A l'aire de la surface cisaillée ($S_A = 0,725 \times 8$ mm) comme illustré sur la figure B.2. Les déformations ε_{12}, ε_{11} et ε_{22} sont des valeurs moyennes calculées par CIN à l'aide d'une

jauge virtuelle couvrant une zone de 1,5 mm×4 mm et située au centre de la zone cisaillée (encadrement noir sur la figure B.3 et la figure B.4).

B.1.3 Simulation de l'essai

Les composantes de déformation 12, 11 et 22 expérimentales obtenues selon la procédure décrite ci-dessus, sont appliquées comme conditions limites pour la simulation point matériel de l'essai et le calcul de la composante 12 de la contrainte. Cette simulation a permis de calibrer les paramètres du modèle et notamment les composantes 44 des matrices d'anisotropie ayant un effet à la fois sur le comportement en cisaillement et en traction.

B.2 Consolidation des hypothèses retenues dans la démarche d'exploitation des essais de cisaillement cyclique

Plusieurs points concernant le dépouillement de la simulation de l'essai nécessitent d'être justifiés :

- la taille de la jauge virtuelle utilisée pour calculer les déformations moyennes d'intérêt ;
- l'utilisation du calcul point matériel de l'essai de cisaillement pour identifier la loi de comportement de l'étude ;
- l'utilisation de l'hypothèse de cisaillement pur pour établir le dépouillement des essais de cisaillement.

Afin de justifier ces différents points nous nous sommes appuyé sur la simulation par éléments finis (EF) 2D en parallèle de la simulation point matériel de l'essai.

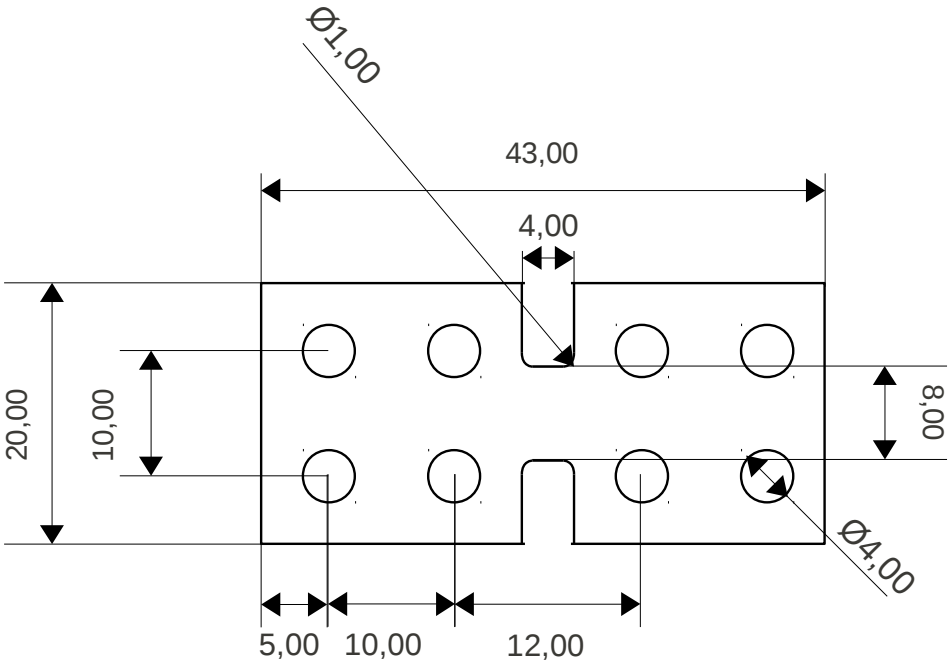


Figure B.1: Schéma de l'éprouvette plate de cisaillement d'épaisseur 0,725 mm

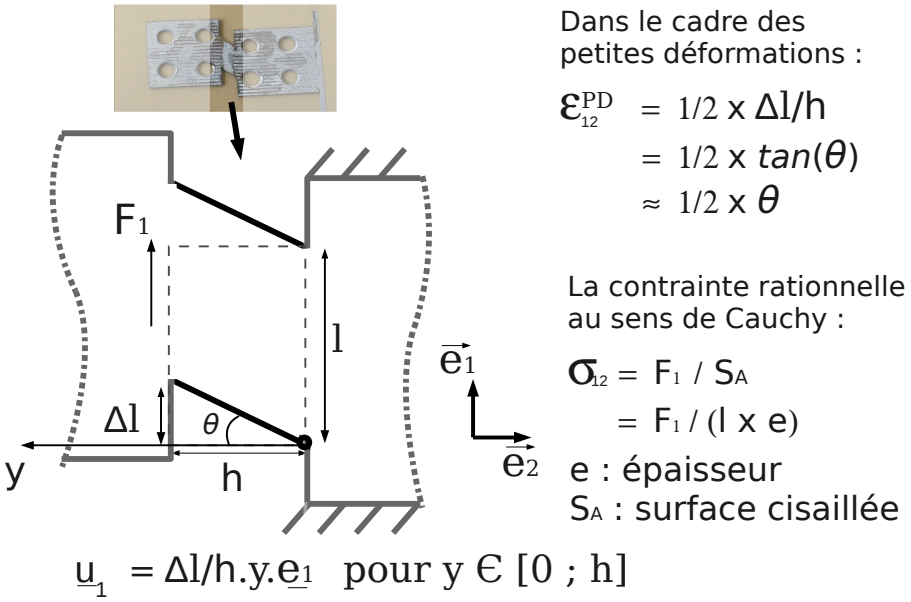
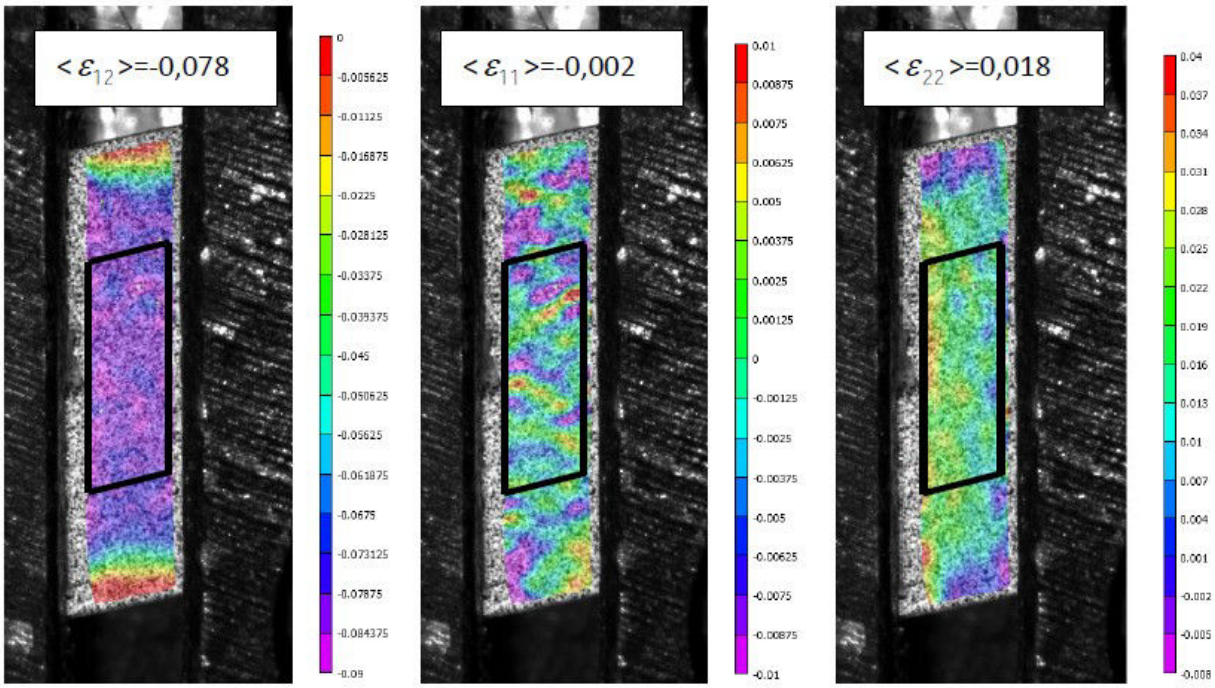
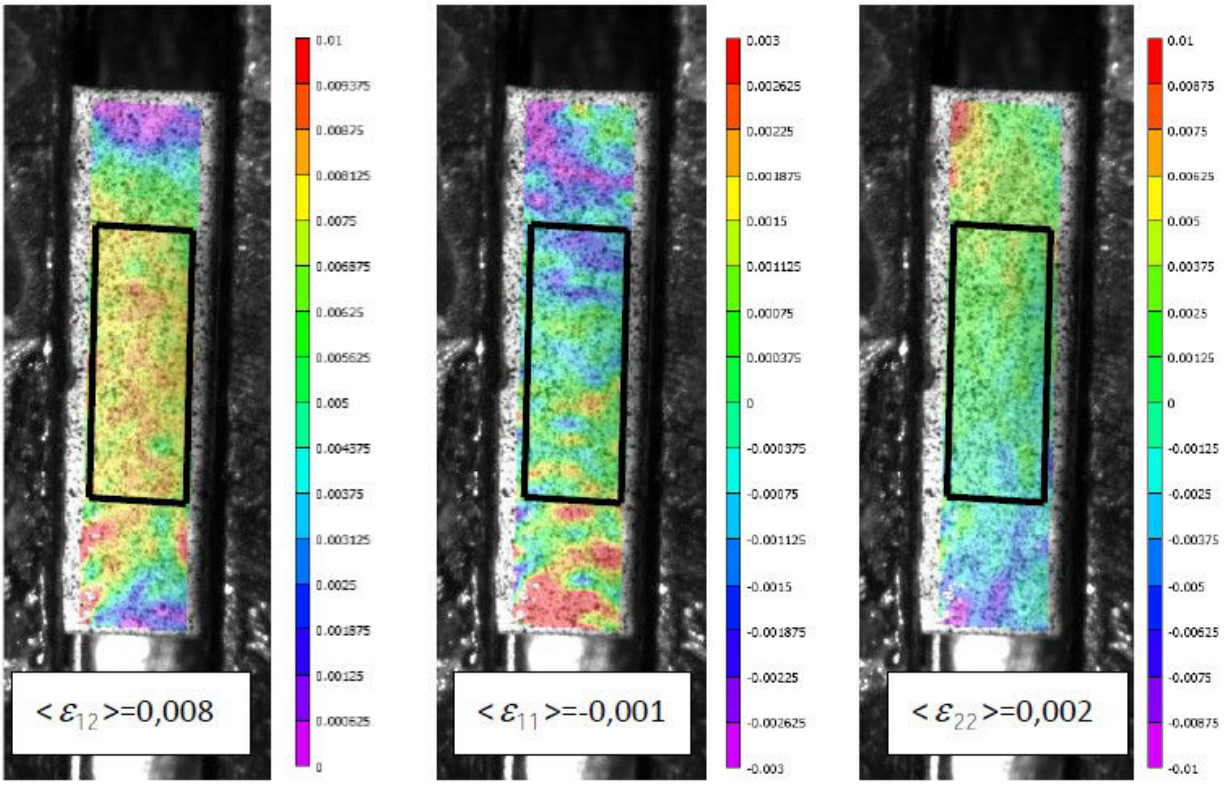


Figure B.2: Schéma de principe de l'essai de cisaillement et présentation des quantités d'intérêt



(a.) ε_{12} (b.) ε_{11} (c.) ε_{22}

FIGURE B.3: Champs de déformation de Green-Lagrange expérimentaux obtenus par Corrélation d'Images Numériques au cours de l'essai de cisaillement cyclique pour une éprouvette prélevée dans la direction T



(a.) ε_{12} (b.) ε_{11} (c.) ε_{22}

Figure B.4: Champs de déformation de Green-Lagrange expérimentaux obtenus par Corrélation d'Images Numériques au cours de l'essai de cisaillement cyclique pour une éprouvette prélevée dans la direction D1

B.3 Justification de la taille de la jauge virtuelle

La jauge virtuelle utilisée pour le dépouillement des déformations ne prend pas en compte la totalité de la surface cisaillée. L'objectif ici est de montrer que l'utilisation de cette jauge réduite n'introduit pas d'erreurs significatives sur l'évaluation de la déformation. Pour évaluer l'influence de la taille de la jauge virtuelle sur la mesure de déformation, un calcul 2D de l'essai de cisaillement est réalisé avec une loi isotrope de von Mises prenant en compte un écrouissage cinématique non linéaire ($R0 = 100$ MPa, $C = 5000$ MPa, $D = 100$). Le maillage utilisé est présenté sur la figure B.5 (a.). Le calcul est réalisé sous l'hypothèse des petites perturbations en condition de contraintes planes. Sur les bords droit et gauche, un déplacement horizontal nul (u_2) est imposé ainsi qu'un déplacement vertical (u_1) alterné uniforme sur chaque bord (cf. tableau B.1). Ces conditions correspondent à un cisaillement macroscopique alterné de :

$$\varepsilon_{12}^{PD} = \frac{1}{2}\frac{\Delta u_1}{h} = \frac{1}{2}\frac{0,08}{4} = 0,01 \tag{B.1}$$

où $h = 4$ mm est la hauteur de la zone cisaillée. La contrainte de "cisaillement" est calculée comme :

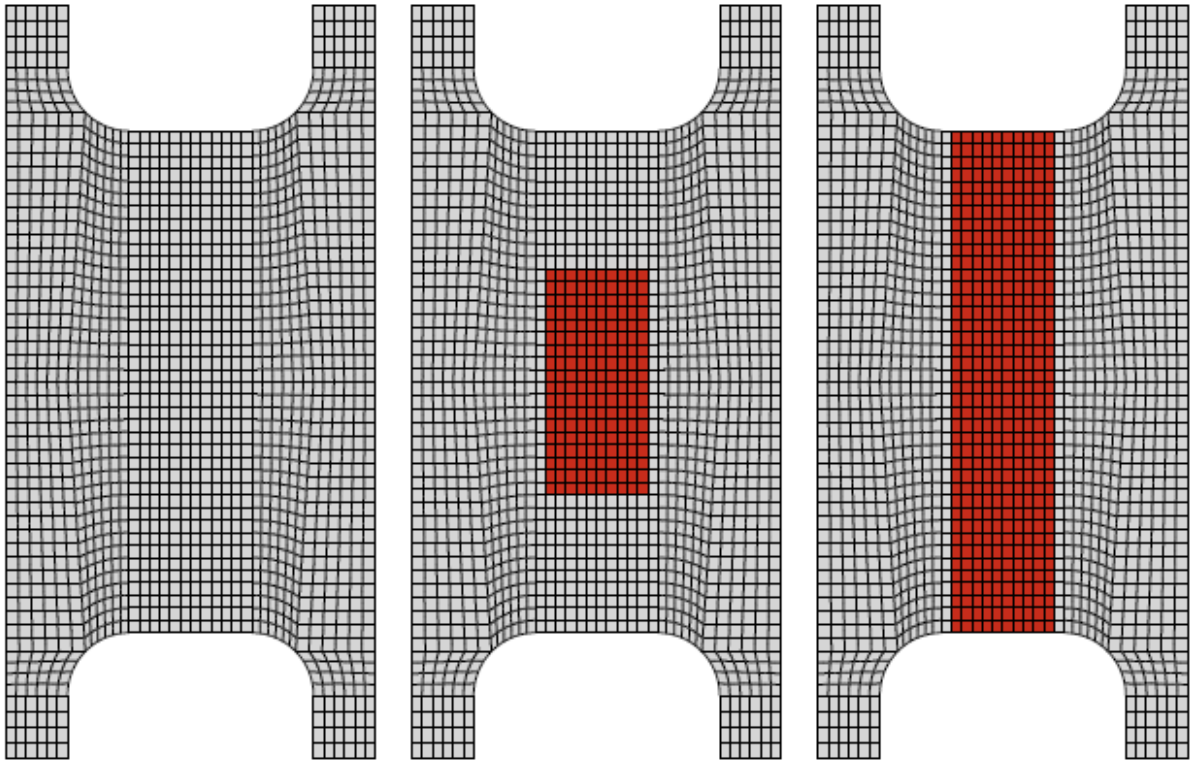
$$\sigma_{12} = \frac{F_1}{l} \tag{B.2}$$

où F_1 est la résultante de la force droite et $l = 8$ mm la largeur de l'éprouvette.

temps (u.a)	0	1	2	3	4
u_1 bord droit (mm)	0	+0,04	0	-0,04	0
u_1 bord gauche (mm)	0	-0,04	0	+0,04	0

TABLE B.1: Conditions limites imposées pour la simulation de l'essai de cisaillement cyclique

La réponse macroscopique est reportée sur la figure B.6. La cartographie des déformations issue de la simulation pour l'instant t = 1 (valeur min (bleu)= 0 ; valeur max (rouge foncé)= 0,0159) est présentée sur la figure B.7. La répartition de la déformation sur cette cartographie issue de la simulation correspond assez bien à celle de l'expérience présentée sur la figure B.3 (a.) et sur la figure B.4 (a.). Afin d'évaluer l'influence de la taille de la jauge virtuelle permettant la mesure des déformations moyennes expérimentales de l'essai à partir des champs obtenus par CIN, deux zones de mesure sur la partie cisaillée de l'éprouvette maillée sont définies telles qu'illustré sur les figures B.5 (b.) et (c.). La zone de mesure 1 de 1,5 mm×4 mm correspond à la zone de mesure utilisée pour dépouiller les essais tandis que la zone de mesure 2 présente une surface de 1,5 mm×8 mm couvrant la hauteur totale h de la zone cisaillée. Les moyennes des déformations de cisaillement $< \varepsilon_{12}^{PD} >$ mesurées dans la zone de mesure 1 $< \varepsilon_{12}^{PD} >^{zone1}$ et la zone de mesure 2 $< \varepsilon_{12}^{PD} >^{zone2}$ sont comparées à la déformation globale ε_{12}^{PD} sur la figure B.8. On constate que l'écart entre les différentes moyennes et la déformation globale reste faible. Ce résultat permet de valider l'utilisation de la jauge virtuelle expérimentale de type zone 1. En revanche, du fait des symétries, on constate que les moyennes des composantes 11 et 22 du tenseur des déformations simulées sont nulles, ce qui n'est pas le cas dans les essais. Dans la partie suivante, l'influence de l'hypothèse de cisaillement pur considérée (en dépit de déformations ε_{11} et ε_{22} mesurées non négligeables) pour calculer la contrainte de cisaillement est évaluée.



(a.) maillage (b.) Zone de moyenne 1 (c.) Zone de moyenne 2

Figure B.5: Maillage utilisé pour le calcul de cisaillement avec repérage des zones de mesure des déformations évaluées

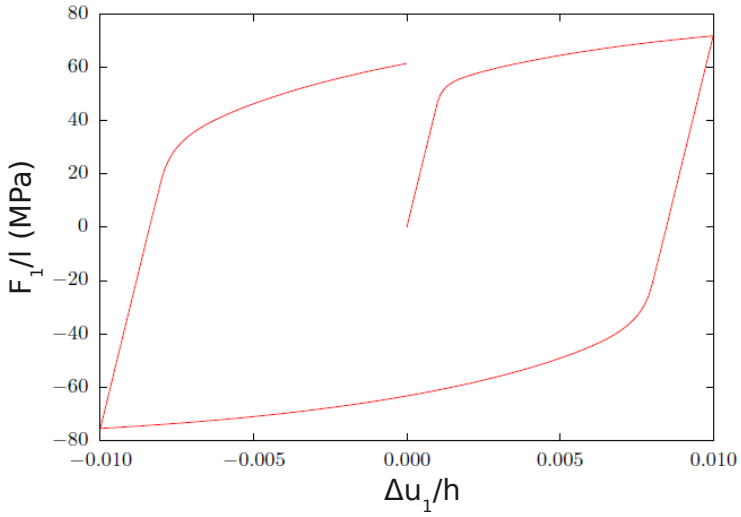


Figure B.6: Réponse macroscopique issue de la simulation du cisaillement cyclique

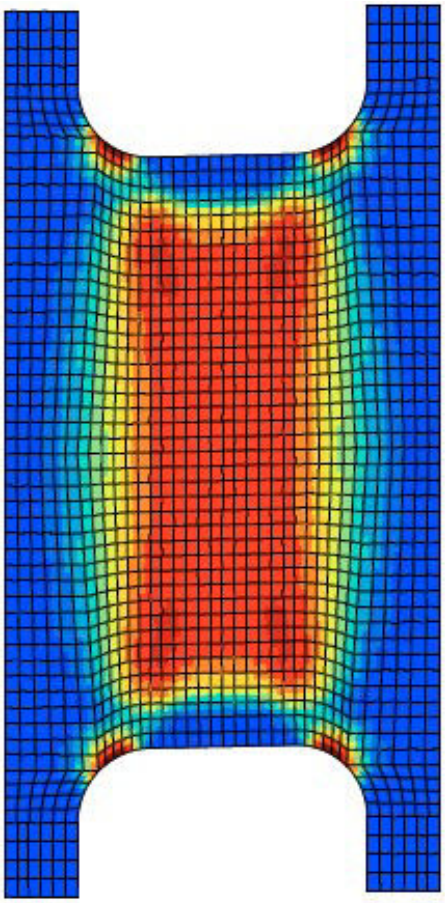


FIGURE B.7: Champ de déformation de cisaillement simulé pour l'instant t=1 ; (valeur min (bleu)= 0. valeur max (rouge foncé)= 0.0159)

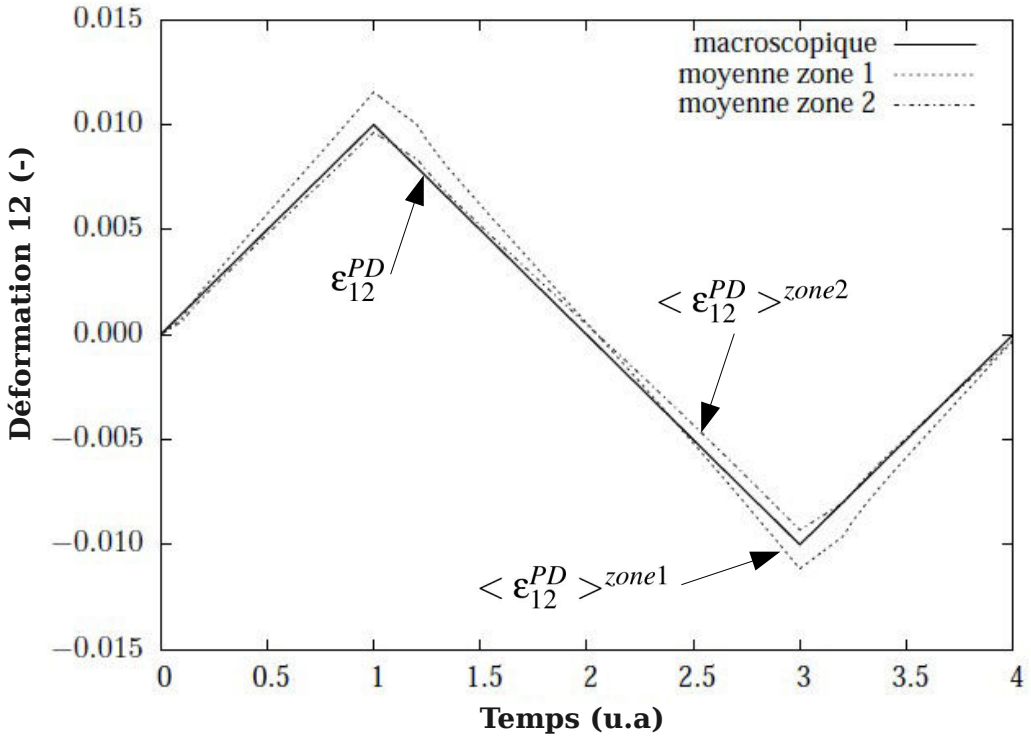


FIGURE B.8: Comparaison des déformations de cisaillement moyennes dans la zone 1 et la zone 2 et de la déformation globale au cours du temps issues de la simulation EF

B.4 Justification de l'hypothèse de cisaillement pur considérée dans le calcul de la contrainte de cisaillement

Afin de justifier cette hypothèse, tous les essais de cisaillement réalisés au cours de ces travaux ont été simulés (avec le modèle anisotrope identifié dans la thèse) sur point matériel selon deux configurations :

- une configuration en cisaillement pur : un calcul point matériel est réalisé en imposant en condition limite la déformation ε_{12} mesurée seule ;
- une configuration avec le chargement réellement appliqué à l'éprouvette : un calcul point matériel est réalisé en imposant en conditions limites les déformations ε_{11}, ε_{12} et ε_{22} mesurées.

Les résultats de simulations des deux configurations de calcul sont comparés pour chaque essai. Le résultat est proposé sur la figure B.9 pour un essai dans la direction D. Les résultats sont très peu différents sur la valeur de contrainte de cisaillement σ_{12}. Ces résultats permettent de justifier l'utilisation de l'hypothèse de cisaillement pur pour le calcul de la contrainte de cisaillement dans le dépouillement des essais.

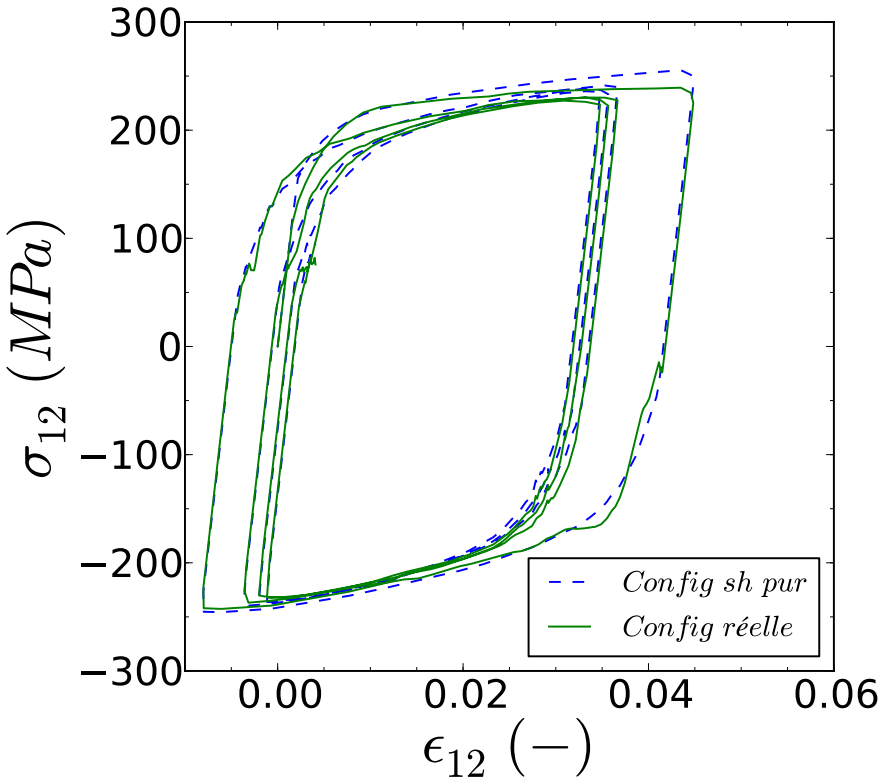


FIGURE B.9: Comparaison de la réponse simulée par un calcul point matériel dans la configuration en cisaillement pur dite "config sh pur" et dans la configuration en conditions réelles dite "config réelle"

B.5 Justification du calcul point matériel pour l'identification du comportement

La simulation point matériel utilisée pour l'identification du modèle mécanique permet de gagner du temps de calcul mais suppose que la zone déformée soit parfaitement homogène. Les champs de déformations expérimentaux présentés plus tôt ont montré que l'homogénéité n'était pas respectée sur toute la zone cisaillée (effets des bords libres). Il est ainsi important d'évaluer l'erreur commise en considérant l'hypothèse d'homogénéité implicite imposée lors du calcul point matériel vis à vis de la simulation sur la structure réelle. En reprenant le calcul éléments finis présenté dans la section précédente intitulée "Justification de la taille de la jauge virtuelle", il est possible de comparer la réponse $< \varepsilon_{12}^{PD} >^{zone1} - F_1/l$ (qui est employée pour ajuster la loi de comportement) à la réponse «réelle» du matériau $\varepsilon_{12}^{PD} - \sigma_{12}$ où la contrainte σ_{12} est calculée sur un point matériel en imposant $< \varepsilon_{12}^{PD} >^{zone1}$. Le résultat proposé sur la figure B.10 montre que les écarts restent faibles et justifie l'utilisation du calcul point matériel.

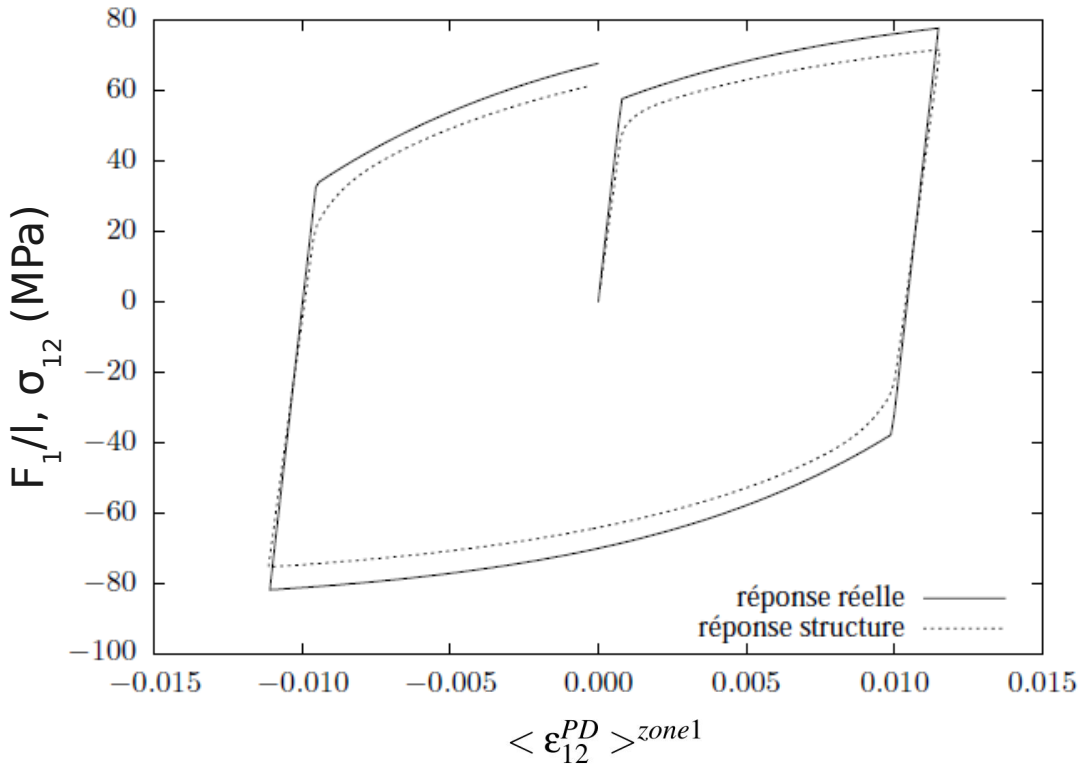


FIGURE B.10: Comparaison de la réponse simulée par un calcul point matériel à la réponse issue du calcul de structure 2D

Annexe C

Essais de traction à 20°C, 250°C et 450°C

Sommaire

C.1 Essais à 20°C **244**
C.1.1 Essais à $1s^{-1}$ 244
C.1.2 Essais à $10^{-1}s^{-1}$ 247
C.1.3 Essais à $10^{-4}s^{-1}$ 249
C.2 Essais à 250°C **251**
C.2.1 Essai à $1s^{-1}$ 251
C.2.2 Essais à $10^{-1}s^{-1}$ 252
C.2.3 Essais à $10^{-4}s^{-1}$ 254
C.3 Essai à 450°C **256**
C.3.1 Essai à $1s^{-1}$ 256

Des essais de traction uniaxiale à vitesse de déformation imposée $\dot{\varepsilon}_{11}$, (les notations concernant les directions de l'essai sont illustrées figure C.1 (b.)) sont réalisés sur des éprouvettes plates prélevées selon cinq directions contenues dans le plan LT de la tôle comme schématisé figure C.1 (a.). L'exploitation des données expérimentales collectées permet d'isoler les propriétés fondamentales du matériau relatives à chaque direction sollicitée. Ce mode de chargement est ainsi pertinent pour quantifier l'anisotropie du comportement mécanique dans le plan LT de la tôle.
Les essais de traction ont été réalisés au Centre des Matériaux de l'école des Mines de Paris sur une machine de traction MTS^{TM} équipée d'une cellule de charge de 2,5 kN. Les essais sont pilotés en déplacement tel qu'illustré sur la figure C.1 (b.) Les déformations sont mesurées par corrélation d'image numérique. La matrice des essais de traction réalisés dans l'étude est présentée dans le tableau C.1. Par ailleurs, à titre indicatif, les valeurs de $Rp^{0,2}$ (la contrainte à 0,2 pourcent de déformation plastique) et Rp^{10} (la contrainte à 10 pourcent de déformation plastique) pour chaque essai sont reportées dans le tableau C.2.

Dans la suite de l'annexe, pour chaque couple de conditions (vitesse, température), plusieurs figures sont reportées :

- courbes de contrainte ($\sigma_{11} = F_1/S_A$) en fonction de la composante 11 du tenseur des déformations de **Green-Lagrange** (ε_{11}) pour toutes les directions de prélèvement ;
- courbe de la composante 22 du tenseur des déformations de **Green-Lagrange** (ε_{22}) en fonction de la composante 11 du tenseur des déformations de **Green-Lagrange** (ε_{11}) pour toutes les directions de prélèvement ;
- évolution de la contrainte d'écoulement ($\sigma_{11} = F_1/S_A$) au cours de l'écrouissage en fonction de l'angle de sollicitation.

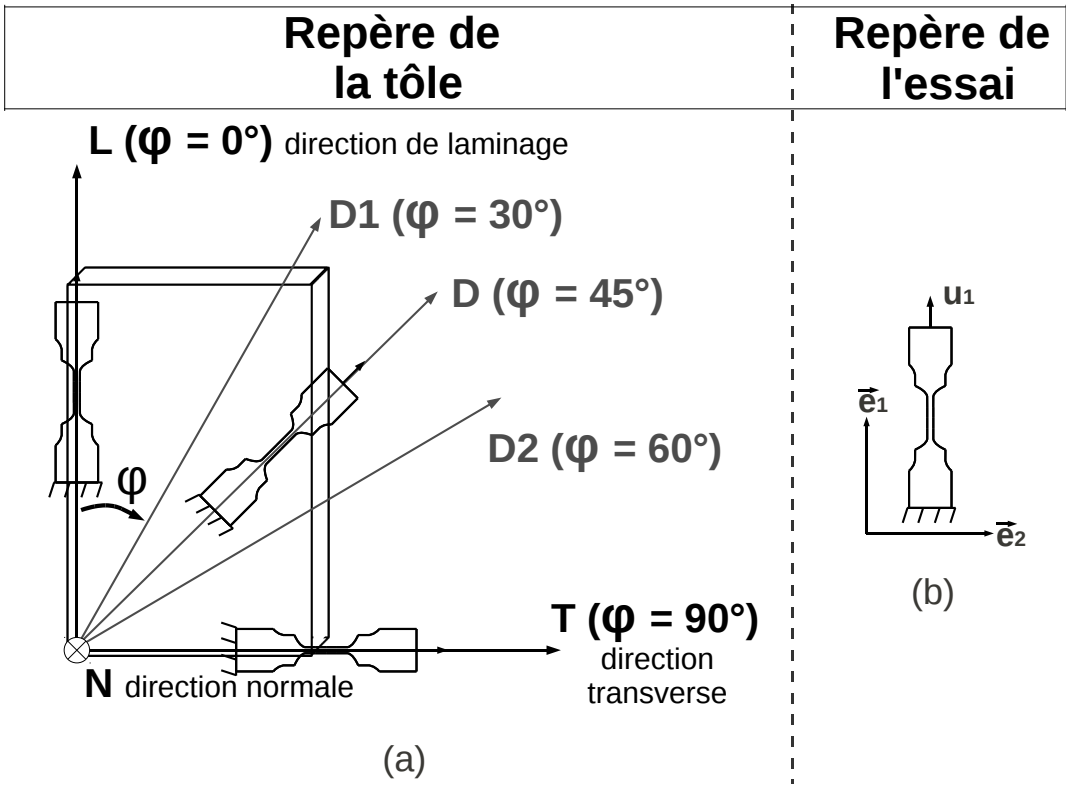


FIGURE C.1: (a.) Désignation des directions de prélèvement des éprouvettes de traction dans le repère de la tôle (b.) Notations et conditions aux limites utilisées pour caractériser l'essai de traction dans le référentiel de l'éprouvette

	$Rp^{0,2}$ (MPa)					Rp^{10} (MPa)				
	T0			T1		T0			T1	
	V0	V1	V4	V1	V4	V0	V1	V4	V1	V4
L	452	422	347	222	136	588	571	506	318	248
D1	466	423	337	-	142	571	548	477	-	247
D	473	440	341	232	142	554	524	482	292	233
D2	493	430	350	231	152	558	509	448	284	223
T	503	468	377	252	162	563	540	483	301	240

TABLE C.2: Table des $Rp^{0,2}$ et Rp^{10} pour les essais de traction

	T0			T1			T2
Direction	V4	V1	V0	V4	V1	V0	V0
L	1	1	2	2	1	1	
D1	2	2	2	2			
D	1	1	2	2	2		
D2	2	2	2	2	2		
T	1	1	1	2	1		1

TABLE C.1: Plan d'expérience des essais de traction

C.1 Essais à 20°C

C.1.1 Essais à $1s^{-1}$

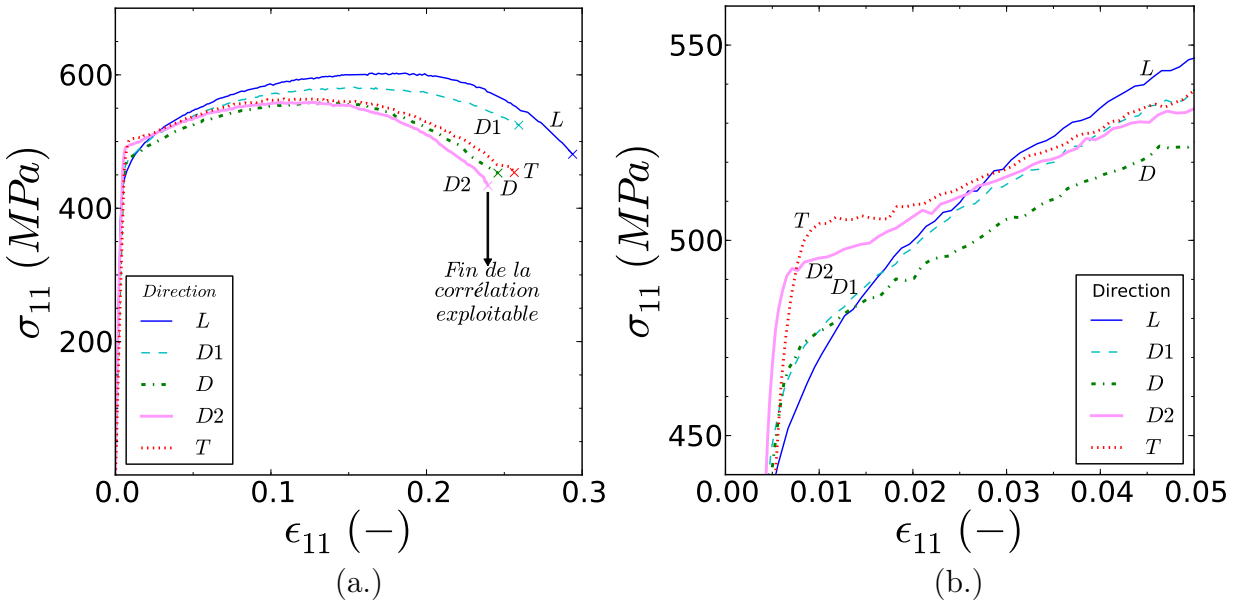


FIGURE C.2: Essais de traction à 20°C et $1s^{-1}$ suivant les cinq directions de sollicitation (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Courbe contrainte-déformation avec zoom sur l'entrée en plasticité

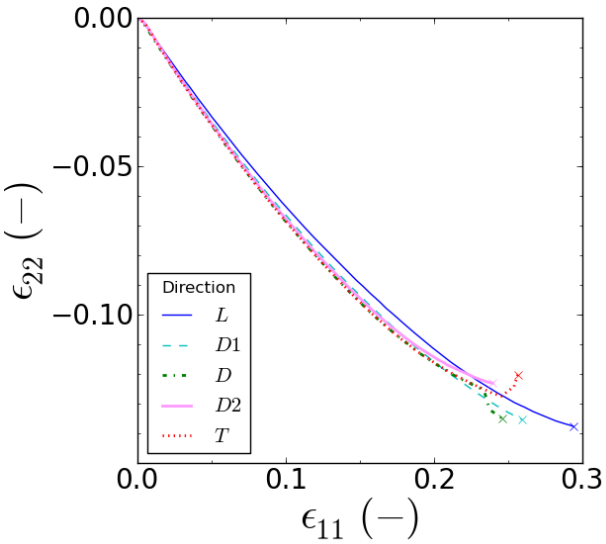
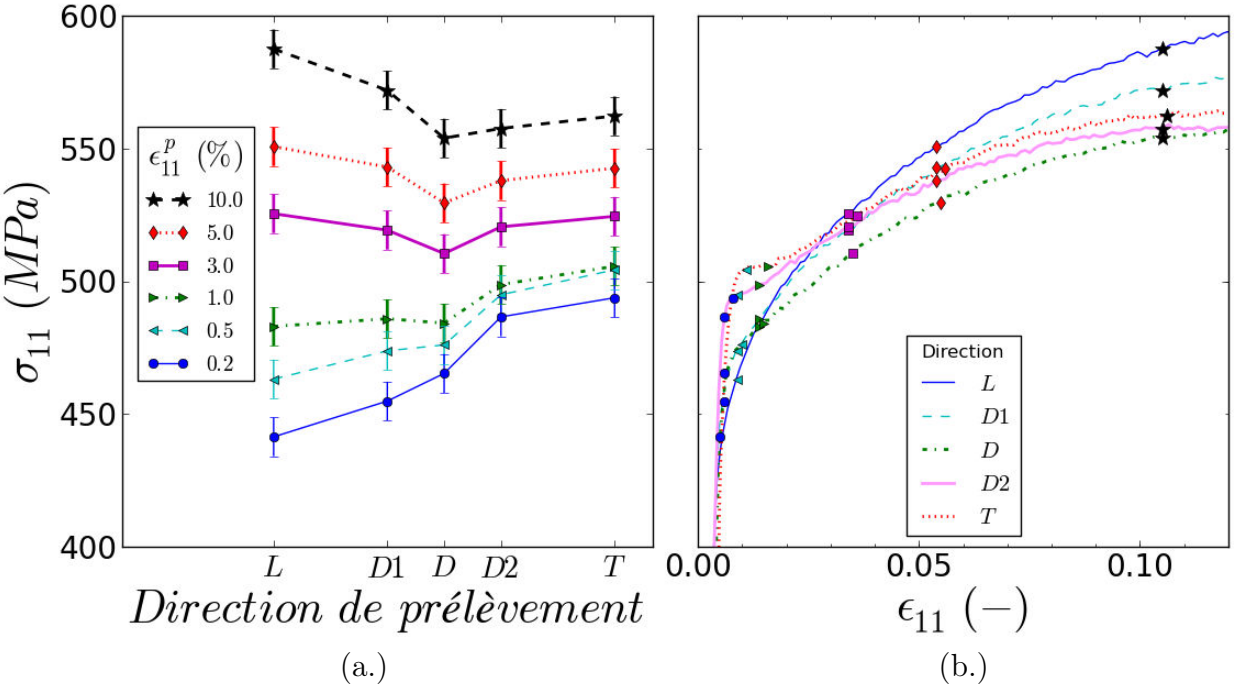


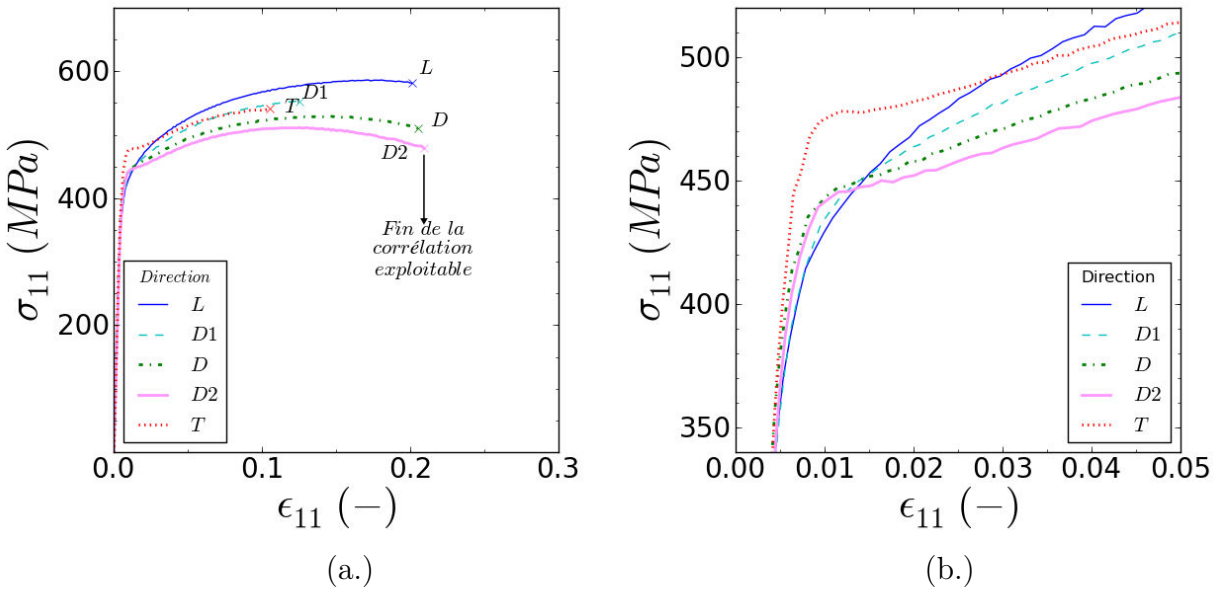
FIGURE C.3: Courbe représentant ε_{22} en fonction de ε_{11} pour les essais de traction à 20°C et $1s^{-1}$ suivant les cinq directions de sollicitation



(a.) (b.)

FIGURE C.4: Quantification de l'anisotropie plastique de contrainte pour les essais de traction uniaxiale pour les essais de traction à 20°C et $1s^{-1}$. (a.) Influence de la direction de sollicitation sur l'écrouissage (b.) Report des valeurs des contraintes sur la courbe contrainte-déformation

C.1.2 Essais à $10^{-1}s^{-1}$



(a.) (b.)

FIGURE C.5: Essais de traction à 20°C et $10^{-1}s^{-1}$ suivant les cinq directions de sollicitation (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Courbe contrainte-déformation avec zoom sur l'entrée en plasticité

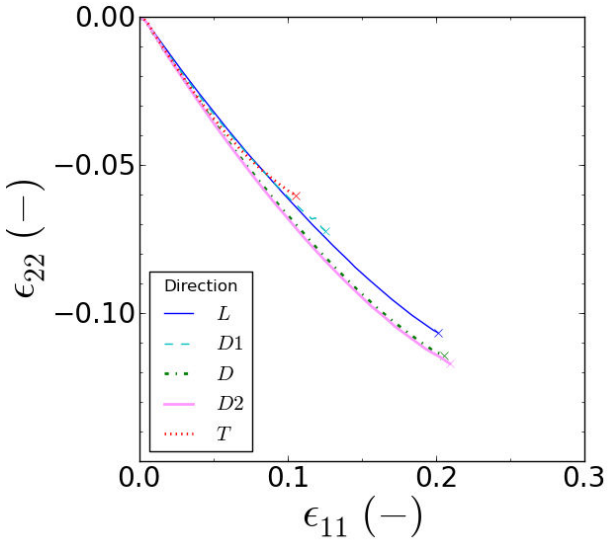
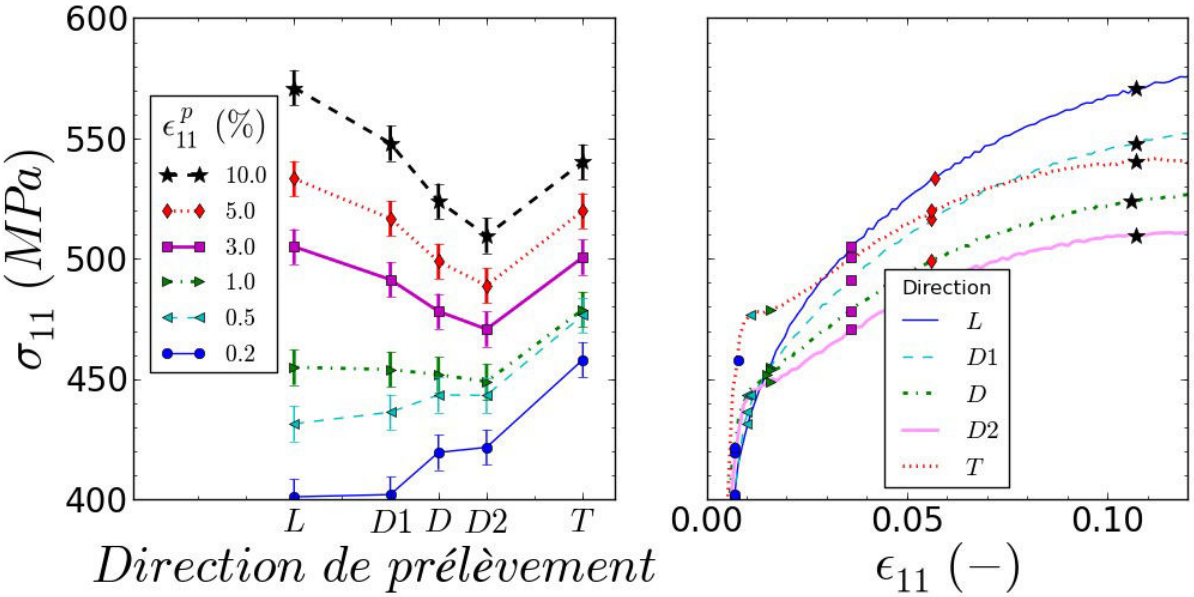


FIGURE C.6: Courbe représentant ε_{22} en fonction de ε_{11} pour les essais de traction à 20°C et $10^{-1}s^{-1}$ suivant les cinq directions de sollicitation



(a.) (b.)

FIGURE C.7: Quantification de l'anisotropie plastique de contrainte pour les essais de traction à 20°C et $10^{-1}s^{-1}$ (a.) Influence de la direction de sollicitation sur l'écrouissage (b.) Report des valeurs des contraintes sur la courbe contrainte-déformation

C.1.3 Essais à $10^{-4}s^{-1}$

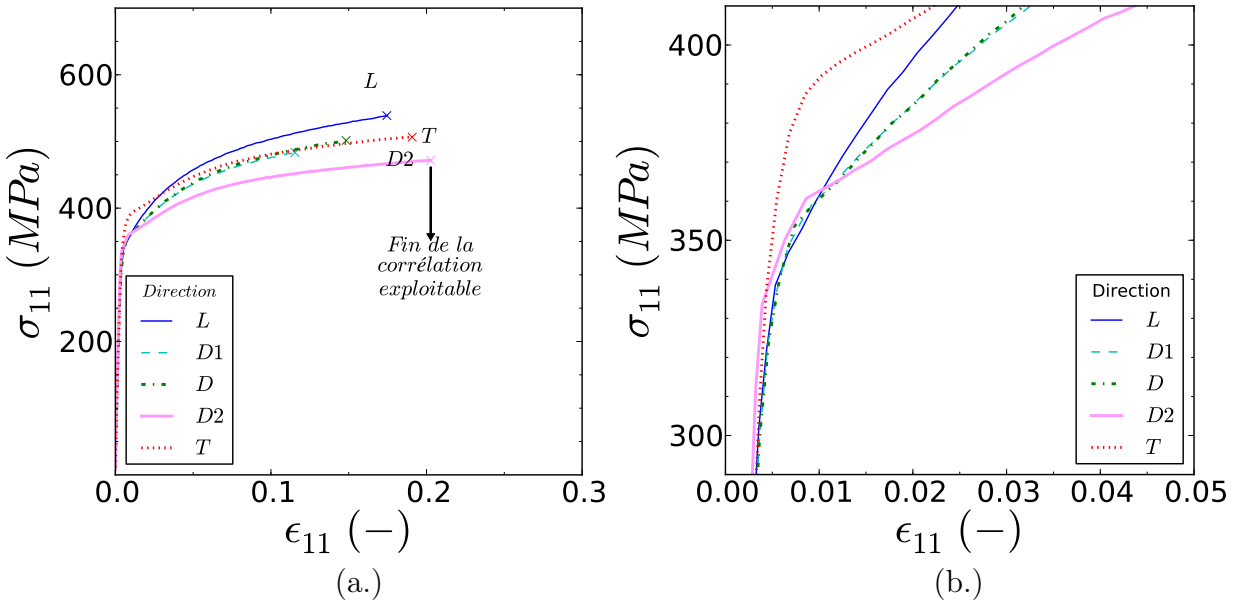


FIGURE C.8: Essais de traction à 20°C et $1s^{-1}$ suivant les cinq directions de sollicitation (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Courbe contrainte-déformation avec zoom sur l'entrée en plasticité

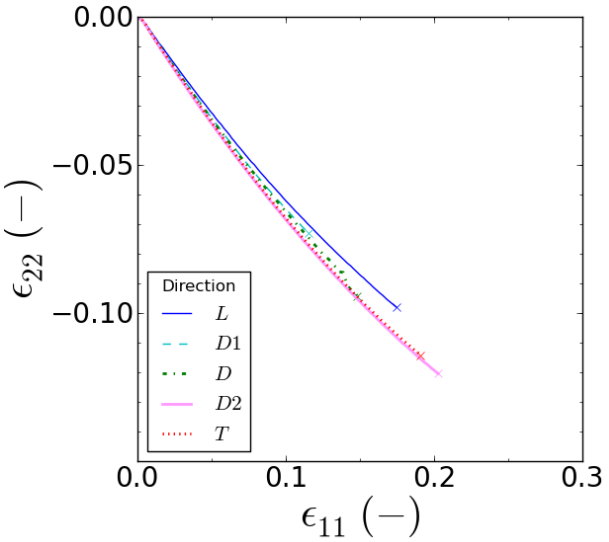
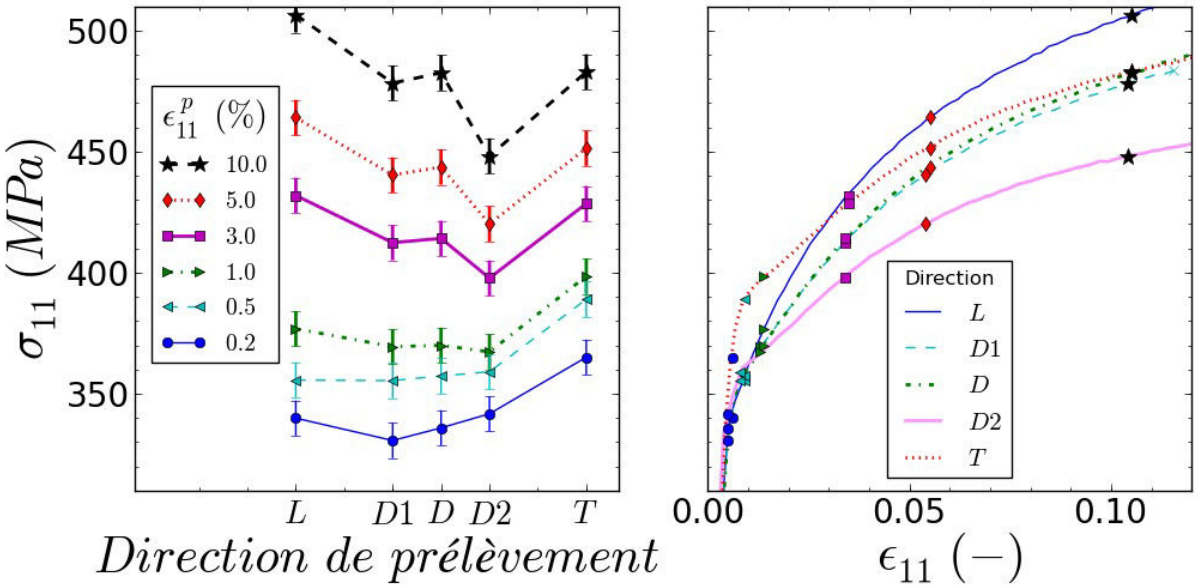


FIGURE C.9: Courbe représentant ε_{22} en fonction de ε_{11} pour les essais de traction à 20°C et $10^{-4}s^{-1}$ suivant les cinq directions de sollicitation



(a.) (b.)

FIGURE C.10: Quantification de l'anisotropie plastique de contrainte pour les essais de traction à 20°C et $10^{-4}s^{-1}$ (a.) Influence de la direction de sollicitation sur l'écrouissage (b.) Report des valeurs des contraintes sur la courbe contrainte-déformation

C.2 Essais à 250°C

C.2.1 Essai à $1s^{-1}$

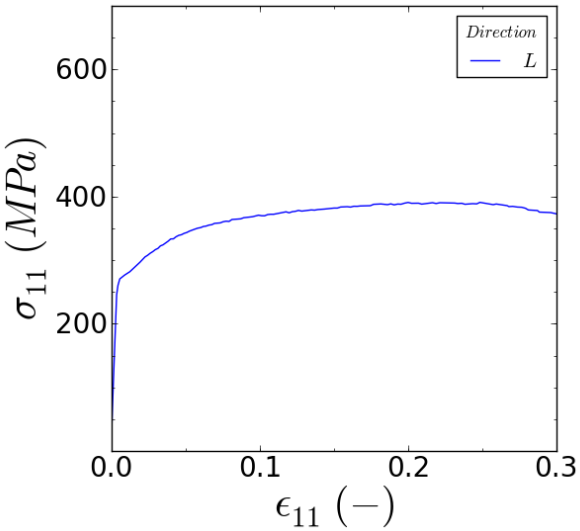


FIGURE C.11: Essai de traction à 250°C et $1s^{-1}$ suivant la direction de sollicitation L. Courbe contrainte-déformation

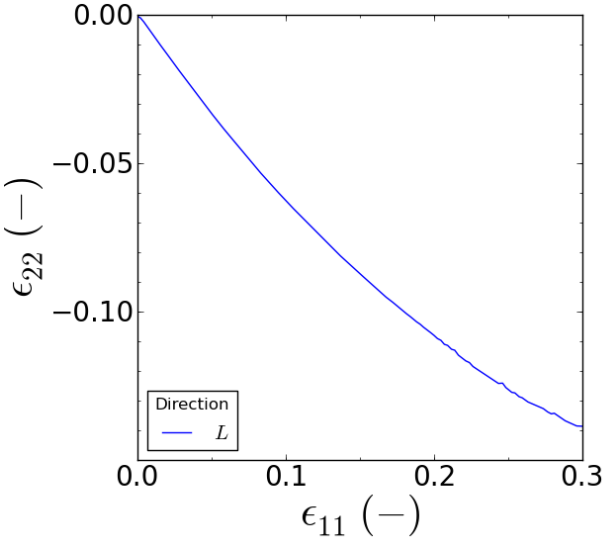


FIGURE C.12: Courbe représentant ε_{22} en fonction de ε_{11} pour l'essai de traction à 250°C et $1s^{-1}$ suivant la direction de sollicitation L

C.2.2 Essais à $10^{-1}s^{-1}$

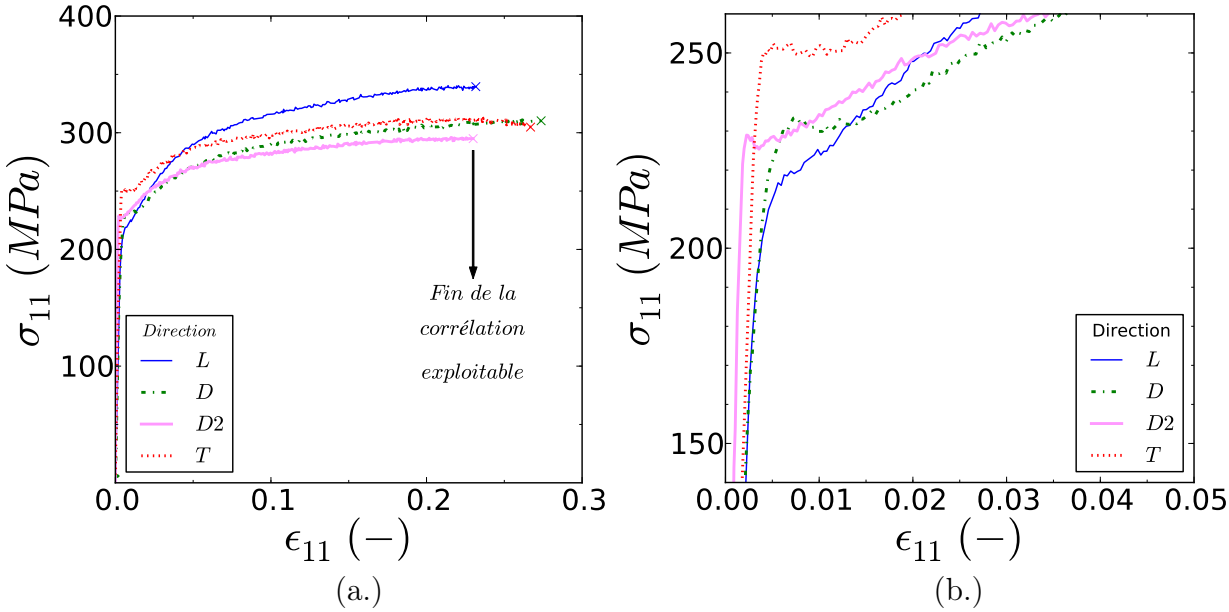


FIGURE C.13: Essais de traction à 250°C et $10^{-1}s^{-1}$ suivant les quatre directions de sollicitation L, D, D2 et T (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Courbe contrainte-déformation avec zoom sur l'entrée en plasticité

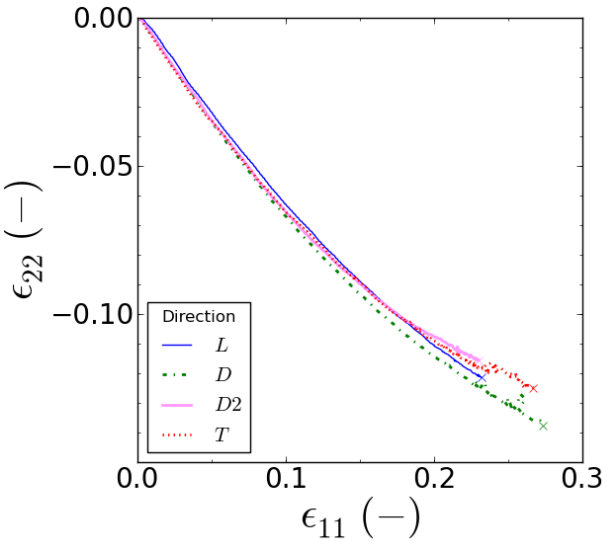
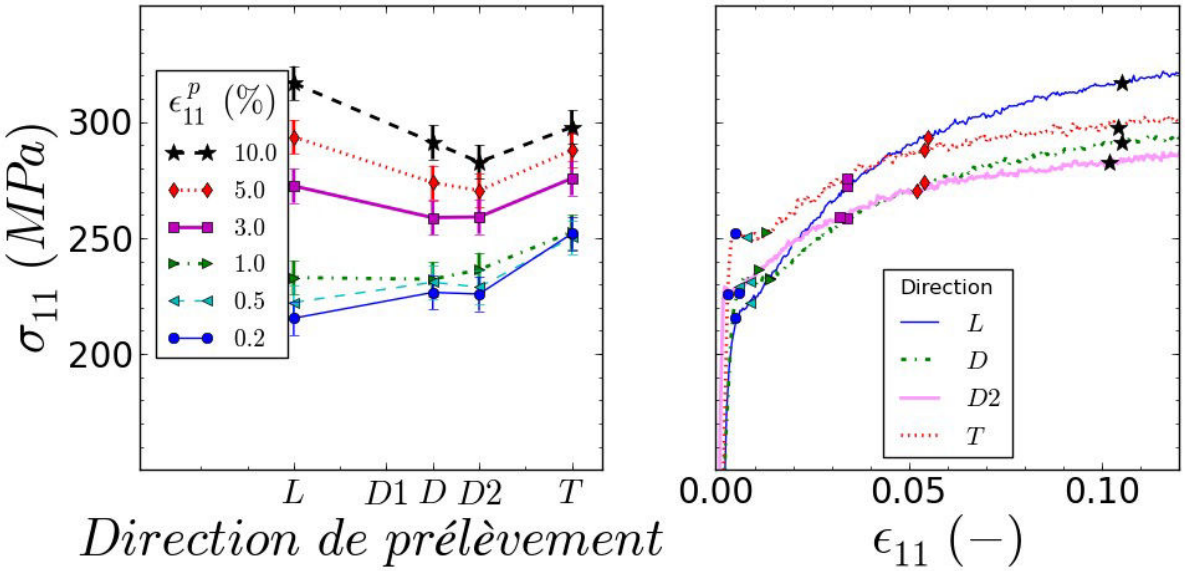


FIGURE C.14: Courbe représentant ε_{22} en fonction de ε_{11} pour les essais de traction à 250°C et $10^{-1}s^{-1}$ suivant suivant les quatre directions de sollicitation L, D, D2 et T



(a.) (b.)

FIGURE C.15: Quantification de l'anisotropie plastique de contrainte pour les essais de traction à 250°C et $10^{-1}s^{-1}$ (a.) Influence de la direction de sollicitation sur l'écrouissage (b.) Report des valeurs des contraintes sur la courbe contrainte-déformation

C.2.3 Essais à $10^{-4}s^{-1}$

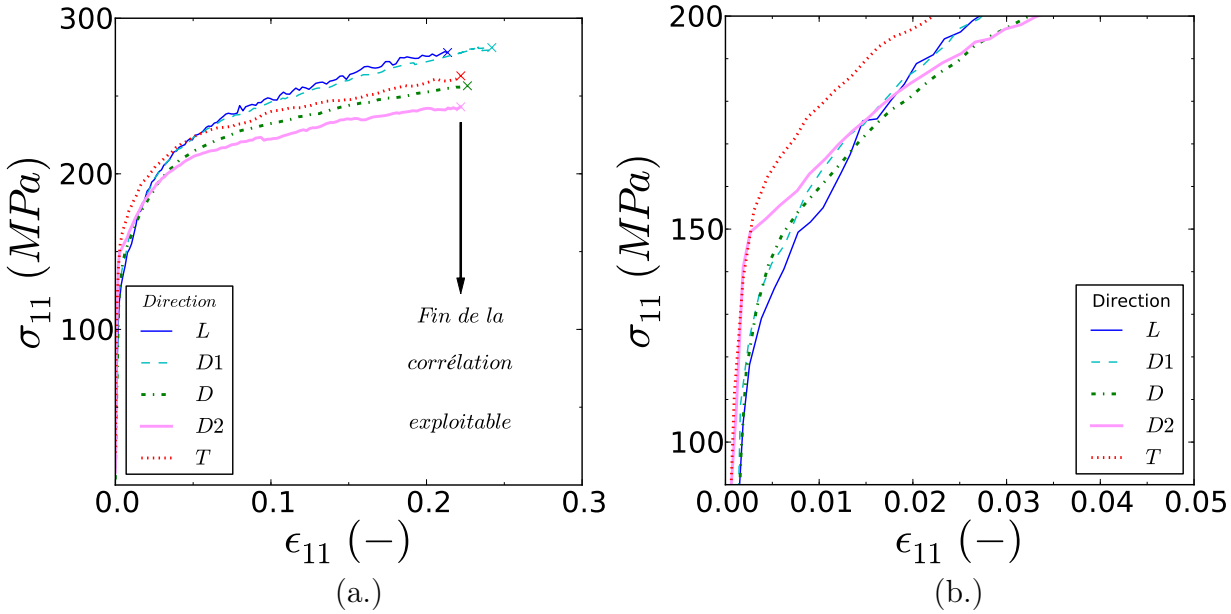


FIGURE C.16: Essais de traction à 250°C et $10^{-4}s^{-1}$ suivant les cinq directions de sollicitation (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Courbe contrainte-déformation avec zoom sur l'entrée en plasticité

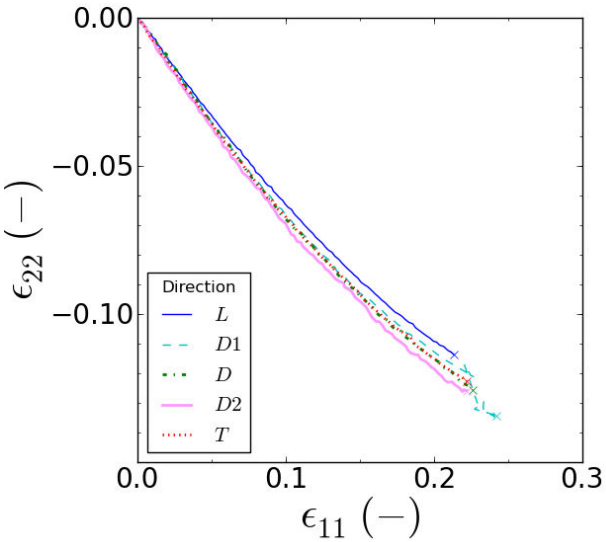
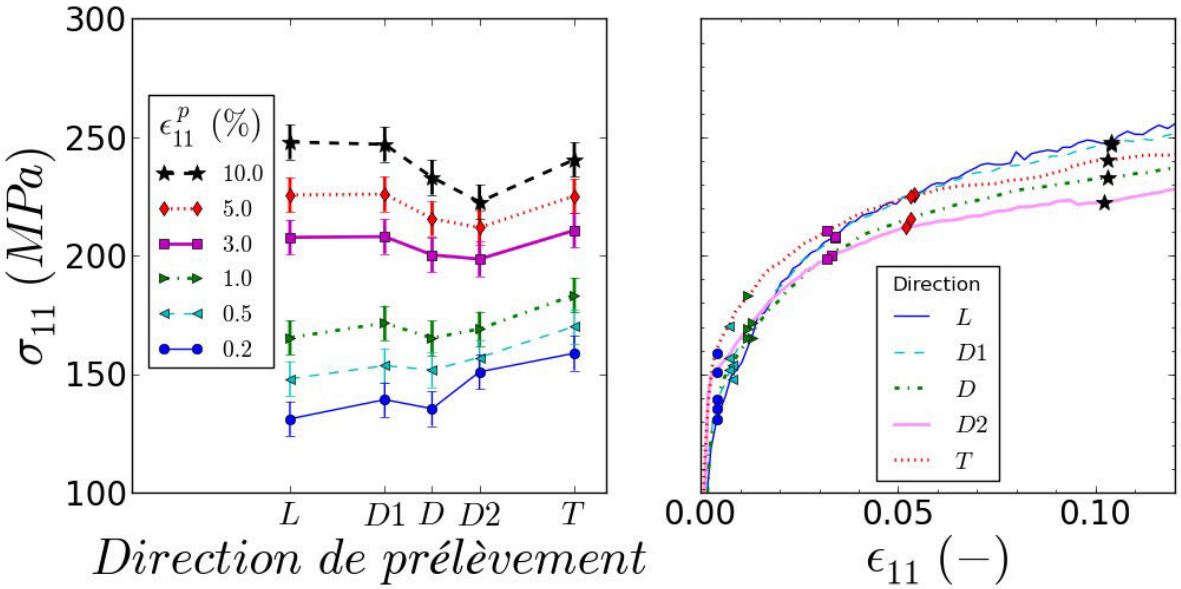


FIGURE C.17: Courbe représentant ε_{22} en fonction de ε_{11} pour les essais de traction à 250°C et $10^{-4}s^{-1}$ suivant les cinq directions de sollicitation



(a.) (b.)

FIGURE C.18: Quantification de l'anisotropie plastique de contrainte pour les essais de traction à 250°C et $10^{-4}s^{-1}$ (a.) Influence de la direction de sollicitation sur l'écrouissage (b.) Report des valeurs des contraintes sur la courbe contrainte-déformation

C.3 Essai à 450°C

C.3.1 Essai à $1s^{-1}$

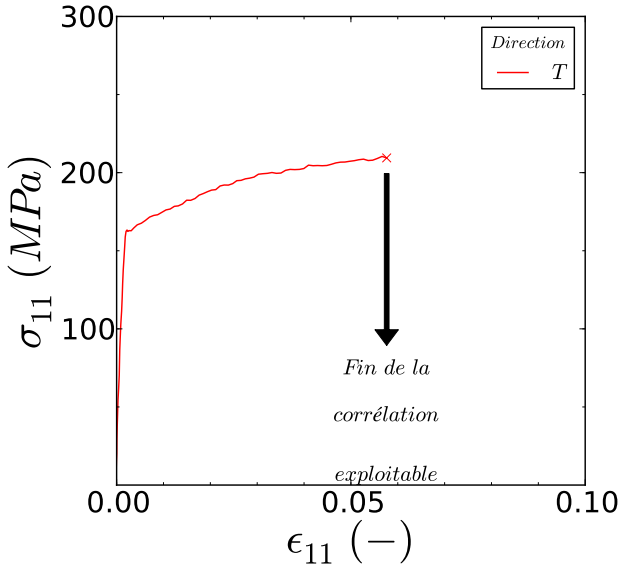


FIGURE C.19: Essai de traction à 450°C et $1s^{-1}$ suivant la direction de sollicitation T. Courbe contrainte-déformation

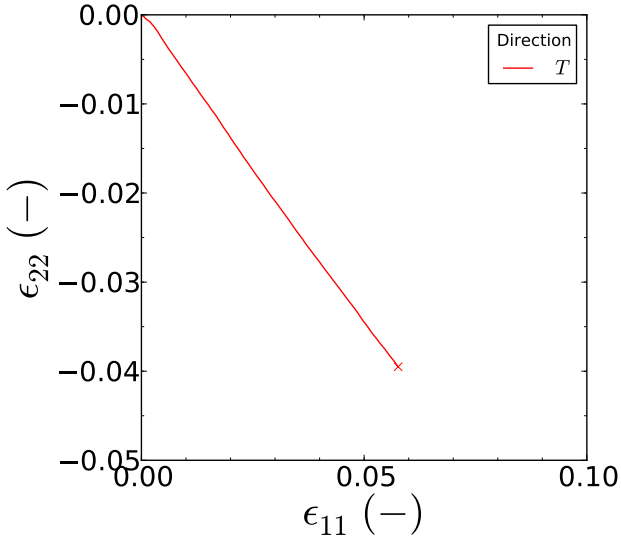


FIGURE C.20: Courbe représentant ε_{22} en fonction de ε_{11} pour l'essai de traction à 450°C et $1^{-1}s^{-1}$ suivant la direction de sollicitation T

Annexe D

Essais de cisaillement cyclique à 20°C

Sommaire

D.1 Discussion sur la reproductibilité des essais **259**
D.2 Données expérimentales des essais de cisaillement **260**
D.2.1 Essais dans la direction L 260
D.2.2 Essai dans la direction D1 : Essai 1 263
D.2.3 Essais dans la direction D 264
D.2.4 Essais dans la direction D2 267
D.2.5 Essais dans la direction T 270

Dans la loi identifiée dans cette étude inspirée du modèle DRS (cf. chapitre 3, section §3.2.2), la contrainte est scindée en une une grandeur visqueuse $\underline{\underline{\sigma}}^v$ effective et une grandeur interne cinématique $\underline{\underline{X}}$:

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\sigma}}^v + \underline{\underline{X}}, \quad \underline{\underline{\sigma}}^v = \underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}} \quad . \tag{D.1}$$

Afin de disposer de données expérimentales pour identifier les composantes de contrainte visqueuse σ^v et cinématique X du modèle, des essais avec inversion de la direction de chargement sont nécessaires. La finesse des tôles ne permet pas la réalisation d'essais cycliques de traction/compression classiquement associés à ces problématiques. Le choix s'est porté sur des essais de cisaillement cyclique plus adaptés à la géométrie des tôles. Les essais de cisaillement ont été réalisés au Centre des Matériaux des Mines de Paris sur une machine Instron^{TM}. Les essais sont réalisés à 20°C pour une vitesse de déformation initiale d'environ $\dot{\varepsilon}_{12} = 4.10^{-4}\ s^{-1}$ et pour des éprouvettes prélevées dans les cinq directions définies sur la figure D.1 (a.). Les essais sont pilotés en déplacement tel qu'illustré sur la figure D.1 (b.). La vitesse de déplacement imposée à la traverse $\dot{u}_1$ est de 0,00033 mm/s et l'amplitude des cycles est de +/- 0,3 mm ou de +/- 0,6 mm selon l'essai. Les déformations sont mesurées par corrélation d'image numérique. La matrice des essais de cisaillement cyclique réalisés dans l'étude est présentée dans le tableau D.1 Pour les directions L, T, D et D2, les deux amplitudes ont été testées. En revanche, pour la direction D1, seul l'essai de plus grande amplitude a été réalisé.

Dans la suite de l'annexe, pour chaque essai de cisaillement cyclique réalisé dans le cadre de cette étude, plusieurs figures sont reportées :

- courbes de contrainte ($\sigma_{12} = F_1/S_A$) en fonction de la composante 12 du tenseur des déformations de **Green-Lagrange** (ε_{12}) ;
- évolution des composantes 11, 12 et 22 du tenseur des déformations de **Green-Lagrange** (ε_{11}, ε_{12} et ε_{22}) en fonction du temps ;
- évolution de la vitesse de déformation en fonction du temps ;
- évolution de la contrainte ($\sigma_{12} = F_1/S_A$) et de la composante 12 du tenseur des déformations de **Green-Lagrange** (ε_{12}).

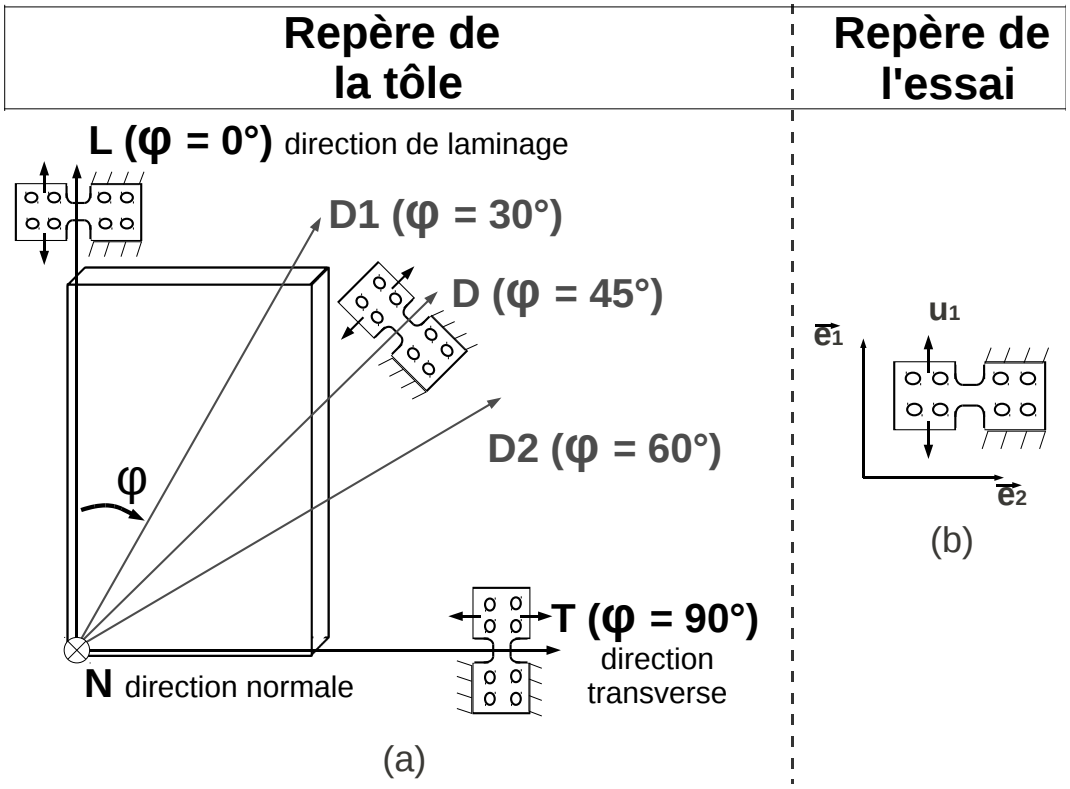


FIGURE D.1: (a.) Désignation des directions de prélèvement des éprouvettes de cisaillement dans le repère de la tôle (b.) (b.) Notations et conditions aux limites utilisées pour caractériser l'essai de cisaillement dans le référentiel de l'éprouvette

	Amplitude	
Direction	+/-0,6 mm	+/-0,3 mm
L	Essai 1	Essai 2
D1	Essai 1	Essai 2
D	Essai 1	-
D1	Essai 1	Essai 2
T	Essai 1	Essai 2

TABLE D.1: Plan d'expérience des essais de cisaillement

D.1 Discussion sur la reproductibilité des essais

Les conditions de déplacement visées ne sont jamais atteints en réalité et diffèrent largement d'un essai à l'autre. Les jeux associés au montage de cisaillement n'assurent pas la

reproductibilité du chargement que l'on souhaite imposer à l'éprouvette. À titre d'illustration, le niveau de déformation maximum de la composante 12 fluctue d'un essai à l'autre. Dans ces conditions, il est impossible de comparer les essais entre eux. D'autre part, du fait des jeux du montage, pour un essai donné :

- les cycles ne sont pas symétriques autour de zéro ni en contrainte ni en déformation ;
- les déformations ε_{11} et ε_{22}, ne sont pas négligeables par rapport à ε_{12} ;
- la vitesse de déformation n'est pas constante au cours de l'essai.

Le chargement ne peut pas être considéré comme du cisaillement pur. Le chargement est plus complexe mettant en jeux des déformations ε_{11} et ε_{22} non négligeables.

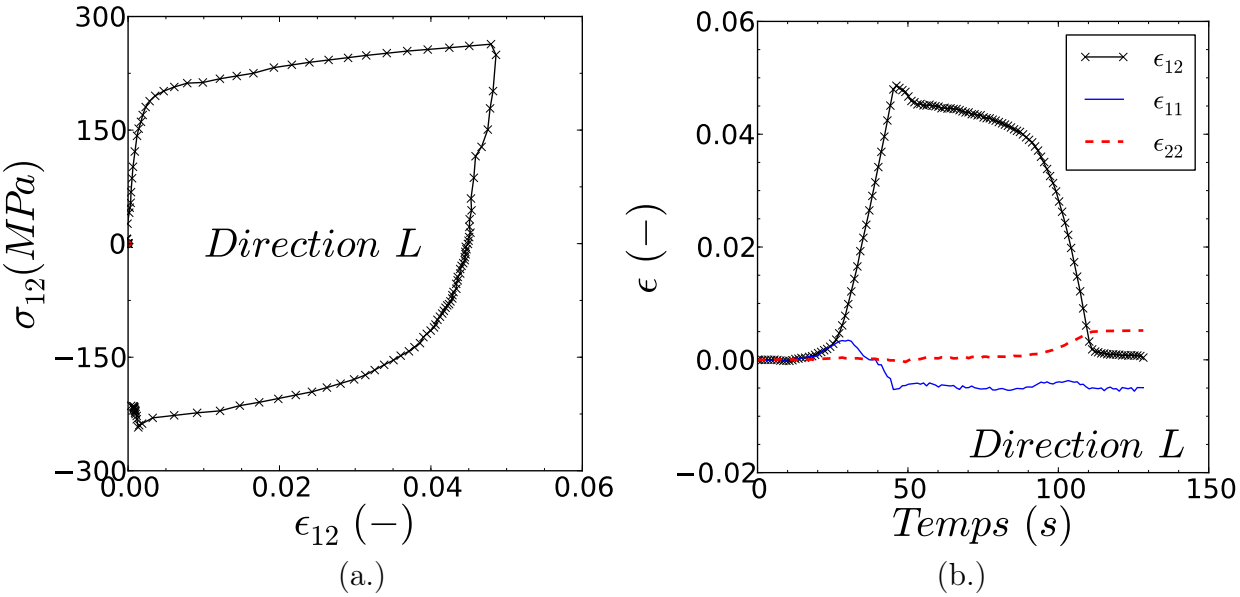
Les données expérimentales ne permettent pas de caractériser les paramètres fondamentaux du cisaillement dans chaque direction puisque le chargement est plus complexe. En revanche, la connaissance des valeurs de déformations ε_{12} ε_{11} et ε_{22} mesurées par Corrélation d'Image Numérique au cours du temps permet de simuler le chargement réel vu par les éprouvettes. Ces trois composantes de déformations sont prises comme données d'entrée pour imposer le chargement lors de la simulation des essais. Ainsi, ces données expérimentales peuvent être utilisées afin de calibrer les paramètres du modèle jouant sur la proportion de contrainte visqueuse et de contrainte cinématique bien qu'il ne s'agisse pas de cisaillement pur.

D.2 Données expérimentales des essais de cisaillement

Les résultats pour chaque essais de cisaillement cyclique sont reportés dans la suite de l'annexe.

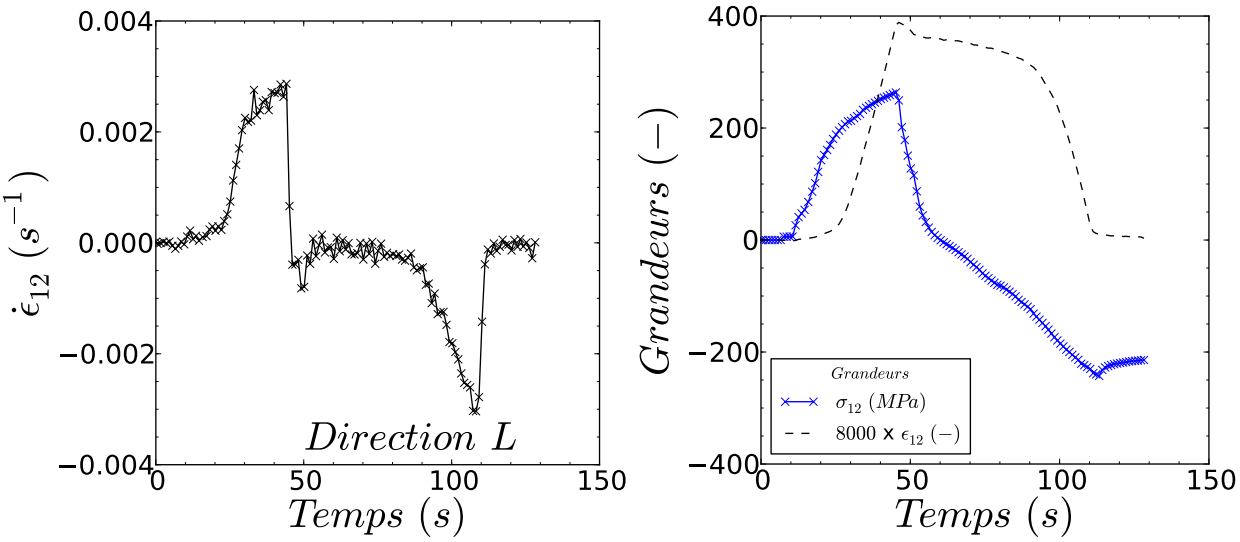
D.2.1 Essais dans la direction L

D.2.1.1 L : Essai 1



(a.) (b.)

FIGURE D.2: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction L (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Composantes de déformation dans le plan 12 de l'éprouvette en fonction du temps



(a.) (b.)

FIGURE D.3: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction L (a.) Vitesse de déformation au cours du temps (b.) Contrainte et déformation (composante 12) au cours du temps

D.2.1.2 L : Essai 2

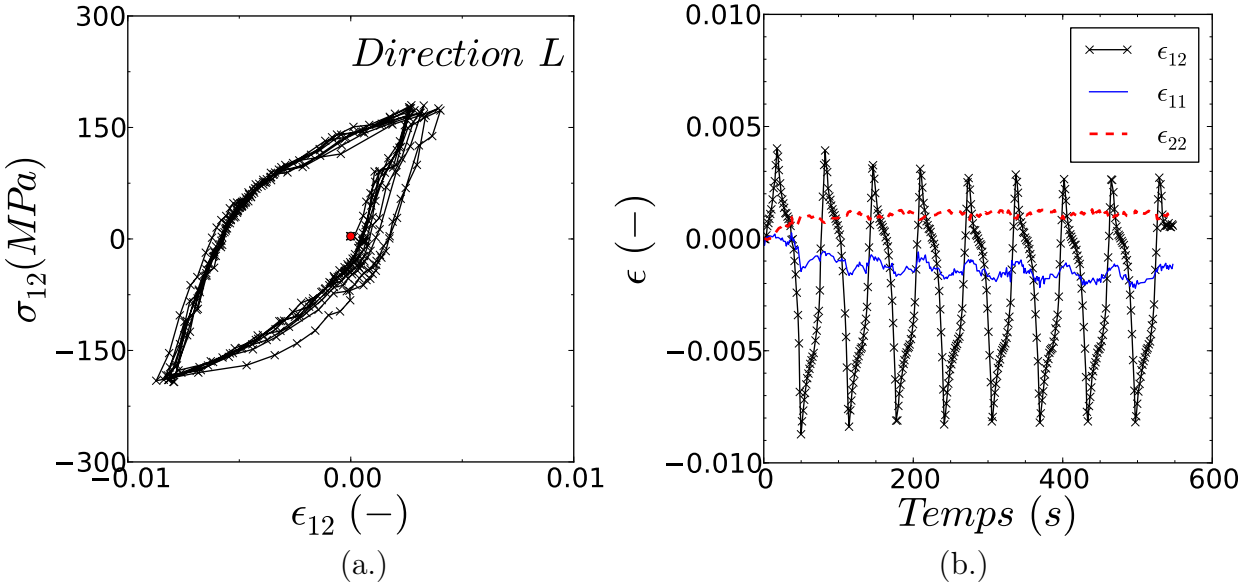


FIGURE D.4: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction L (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Composantes de déformation dans le plan 12 de l'éprouvette en fonction du temps

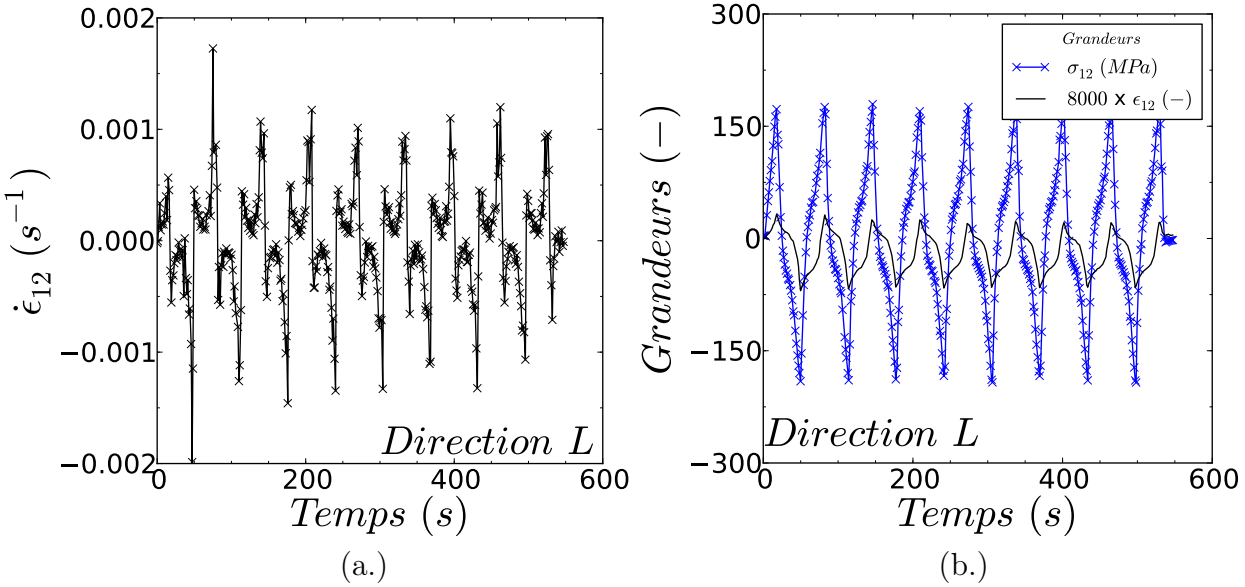


FIGURE D.5: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction L (a.) Vitesse de déformation au cours du temps (b.) Contrainte et déformation (composante 12) au cours du temps

D.2.2 Essai dans la direction D1 : Essai 1

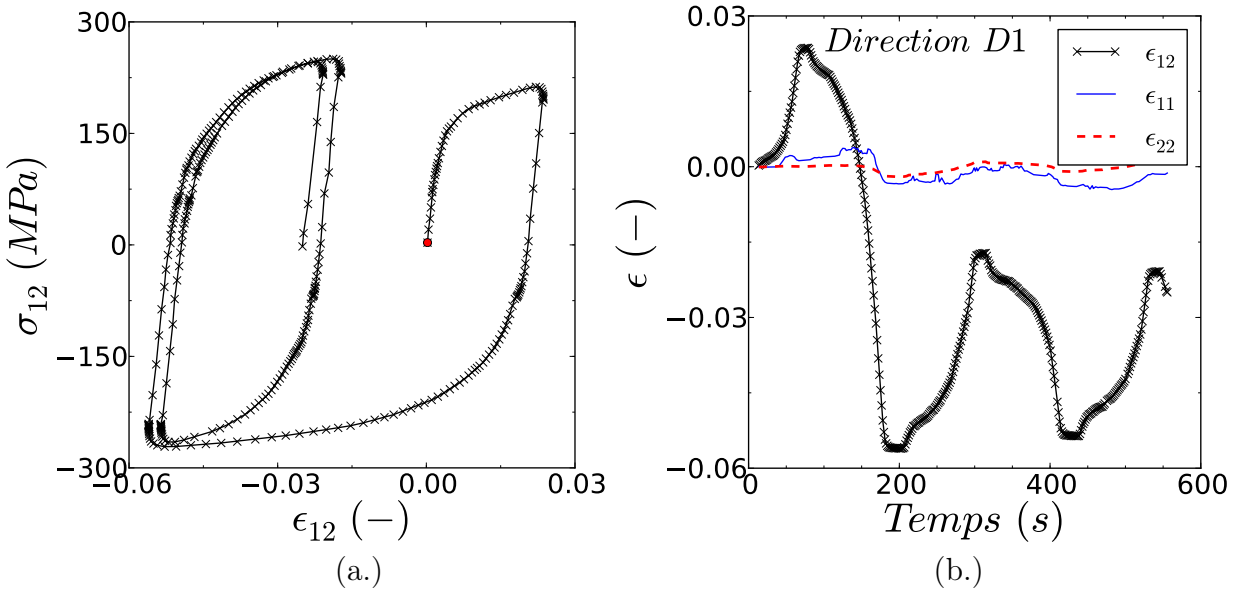


FIGURE D.6: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction D1 (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Composantes de déformation dans le plan 12 de l'éprouvette en fonction du temps

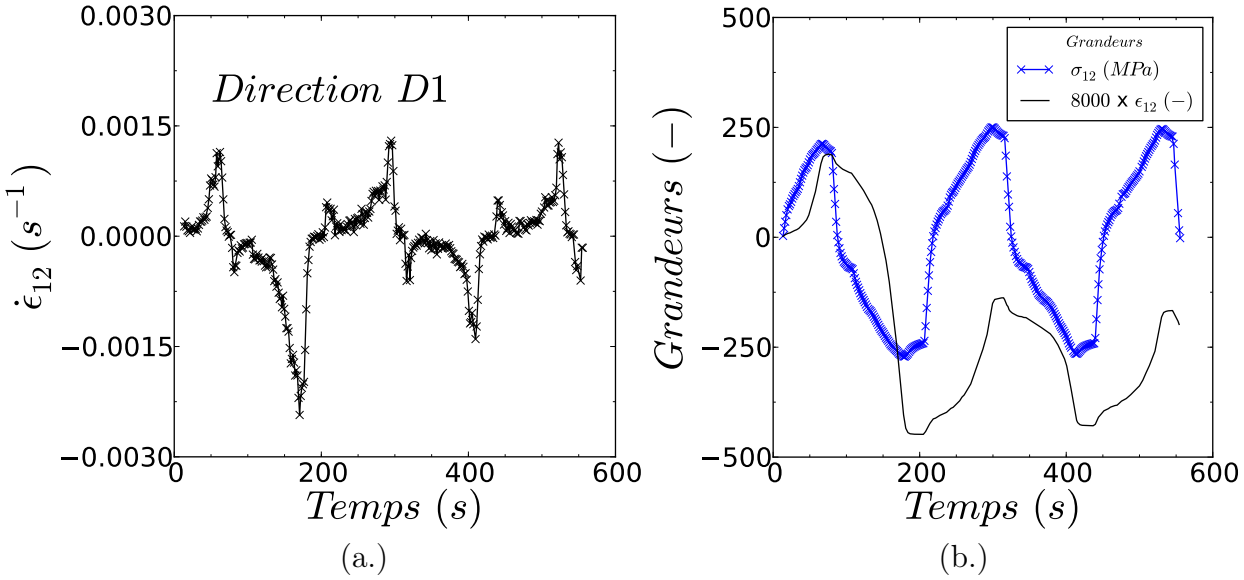
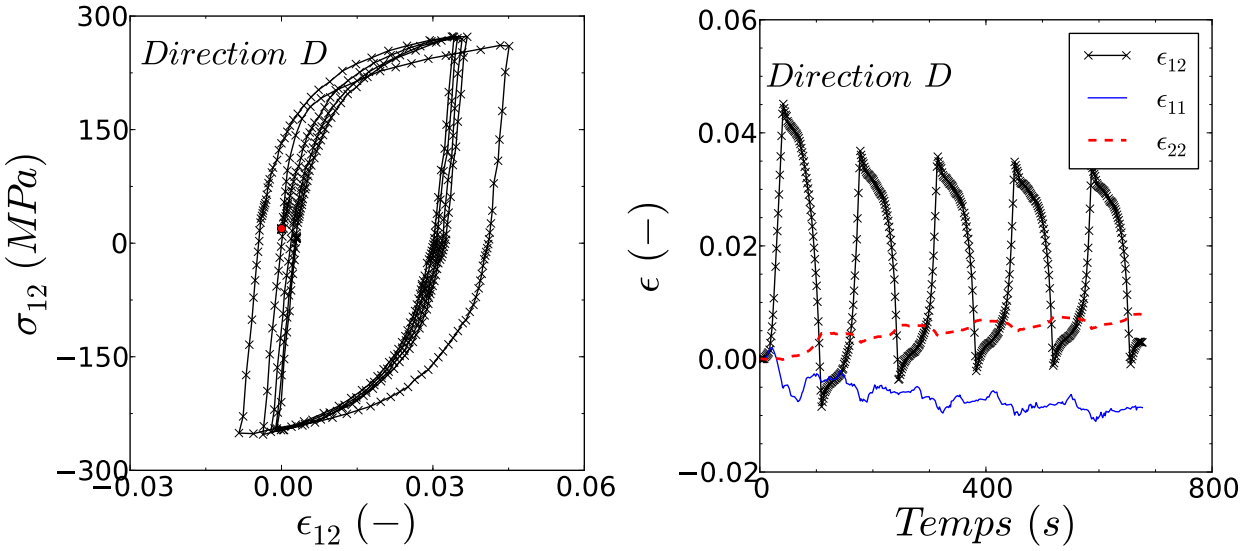


FIGURE D.7: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction D1 (a.) Vitesse de déformation au cours du temps (b.) Contrainte et déformation (composante 12) au cours du temps

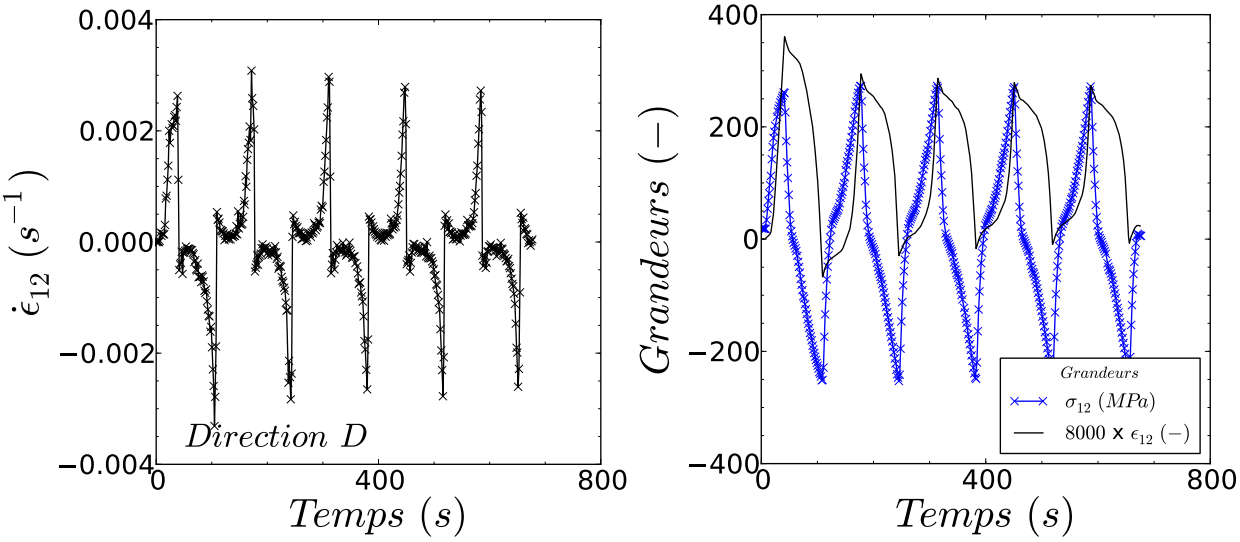
D.2.3 Essais dans la direction D

D.2.3.1 D : Essai 1



(a.) (b.)

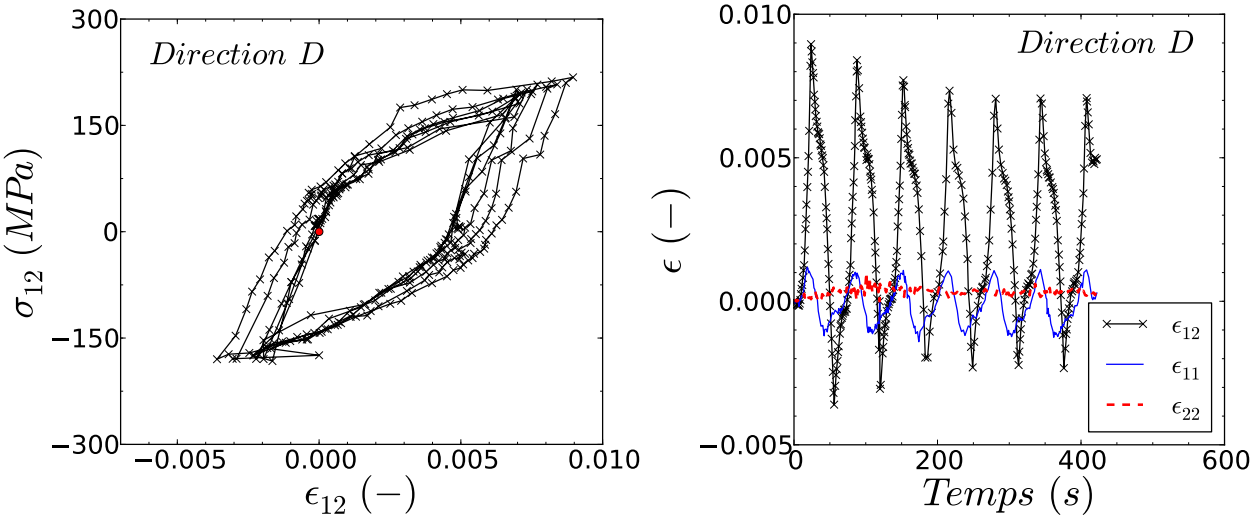
FIGURE D.8: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction D (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Composantes de déformation dans le plan 12 de l'éprouvette en fonction du temps



(a.) (b.)

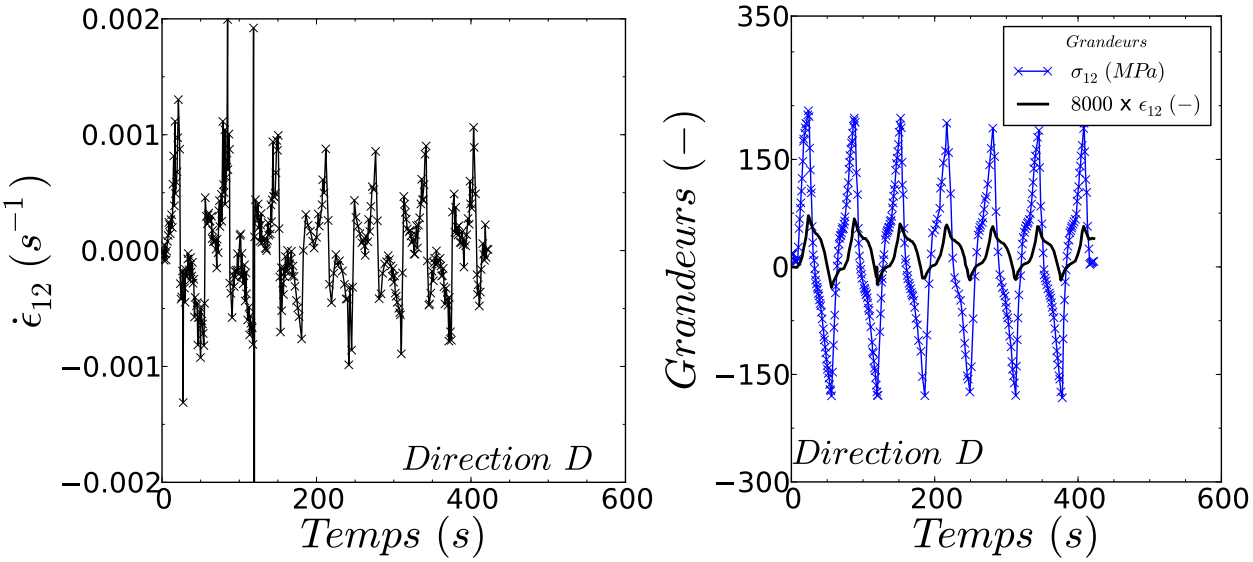
FIGURE D.9: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction D (a.) Vitesse de déformation au cours du temps (b.) Contrainte et déformation (composante 12) au cours du temps

D.2.3.2 D : Essai 2



(a.) (b.)

FIGURE D.10: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction D (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Composantes de déformation dans le plan 12 de l'éprouvette en fonction du temps



(a.) (b.)

FIGURE D.11: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction D (a.) Vitesse de déformation au cours du temps (b.) Contrainte et déformation (composante 12) au cours du temps

D.2.4 Essais dans la direction D2

D.2.4.1 D2 : Essai 1

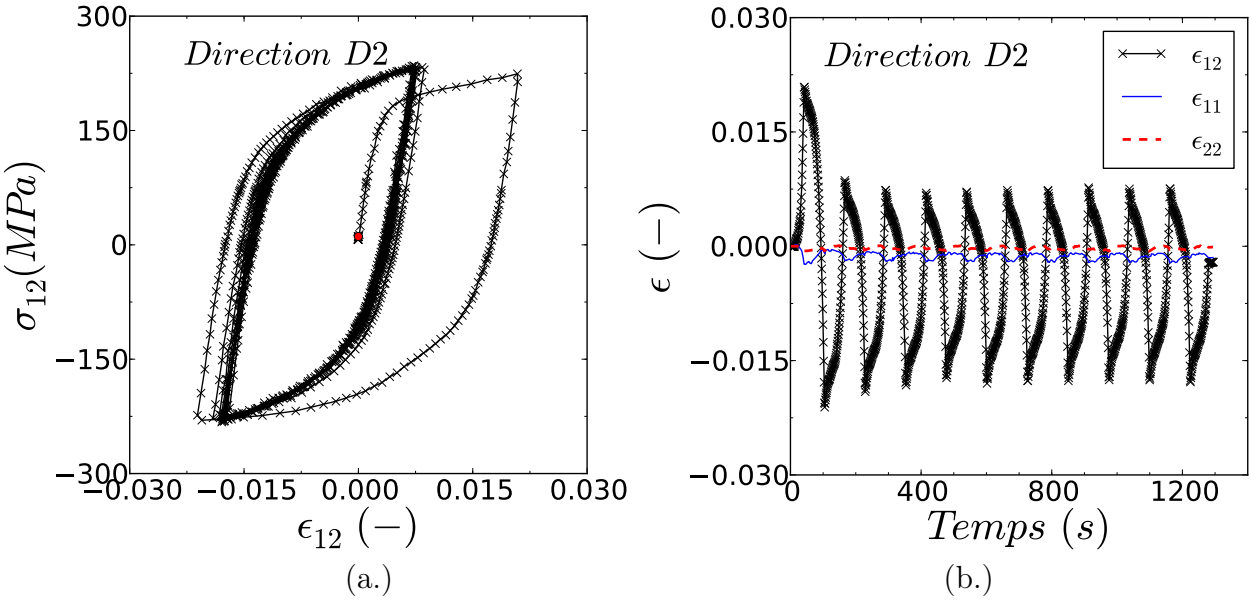
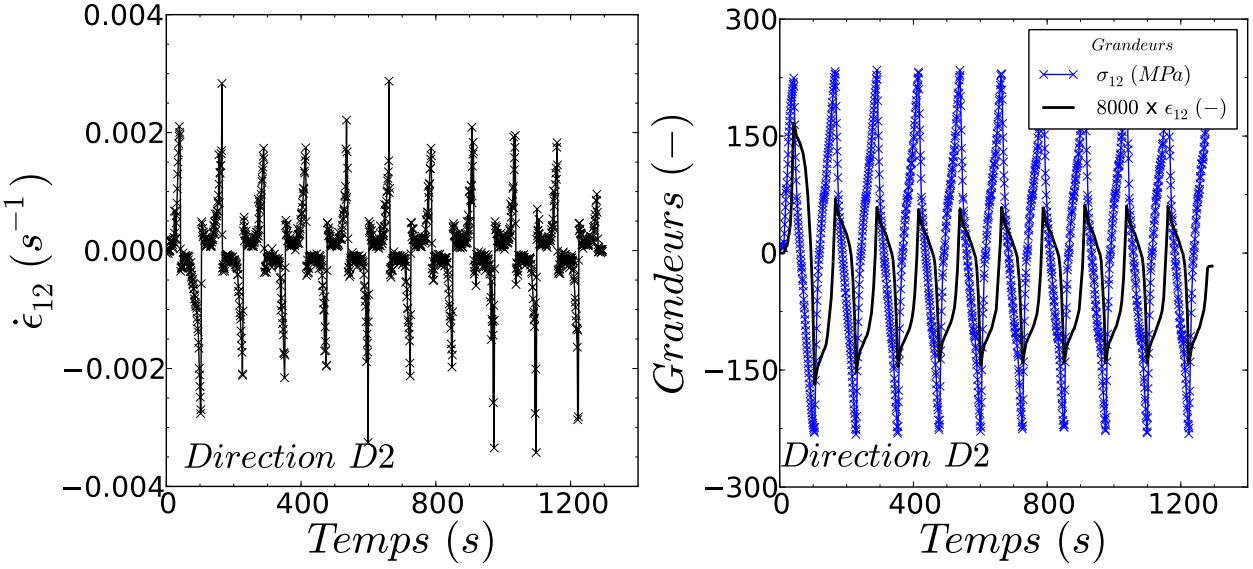


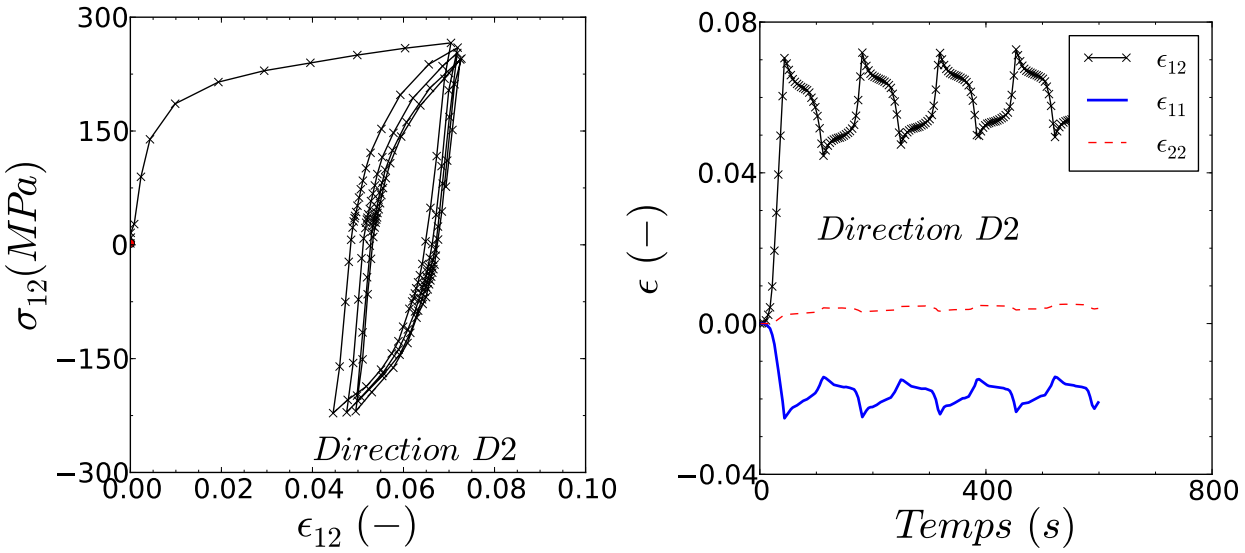
FIGURE D.12: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction D2 (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Composantes de déformation dans le plan 12 de l'éprouvette en fonction du temps



(a.) (b.)

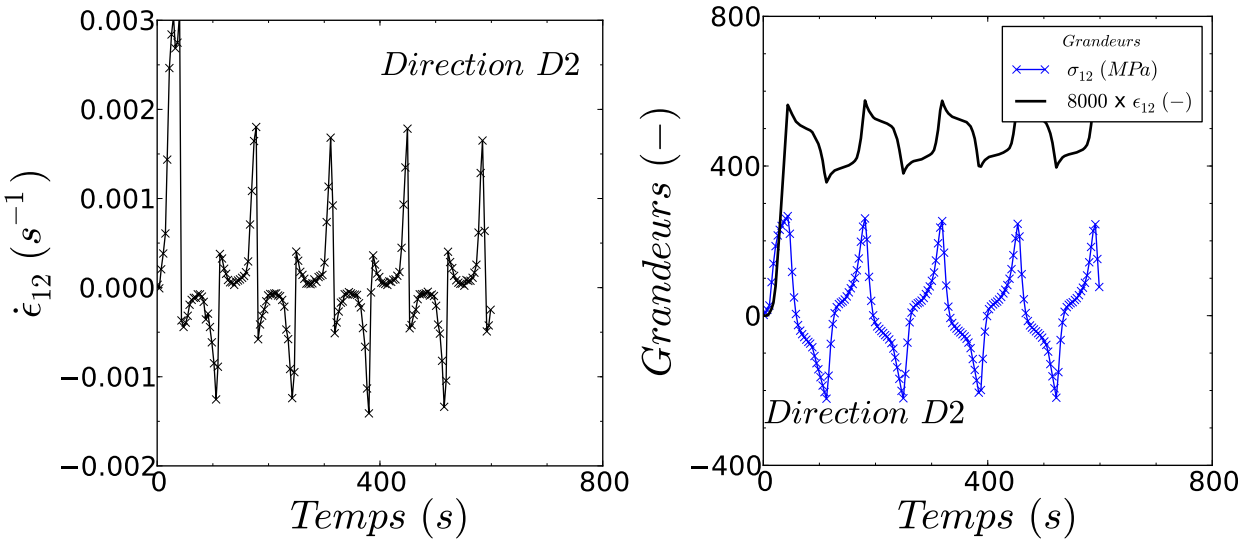
FIGURE D.13: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction D2 (a.) Vitesse de déformation au cours du temps (b.) Contrainte et déformation (composante 12) au cours du temps

D.2.4.2 D2 : Essai 2



(a.) (b.)

FIGURE D.14: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction D2 (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Composantes de déformation dans le plan 12 de l'éprouvette en fonction du temps



(a.) (b.)

FIGURE D.15: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction D2 (a.) Vitesse de déformation au cours du temps (b.) Contrainte et déformation (composante 12) au cours du temps

D.2.5 Essais dans la direction T

D.2.5.1 T : Essai 1

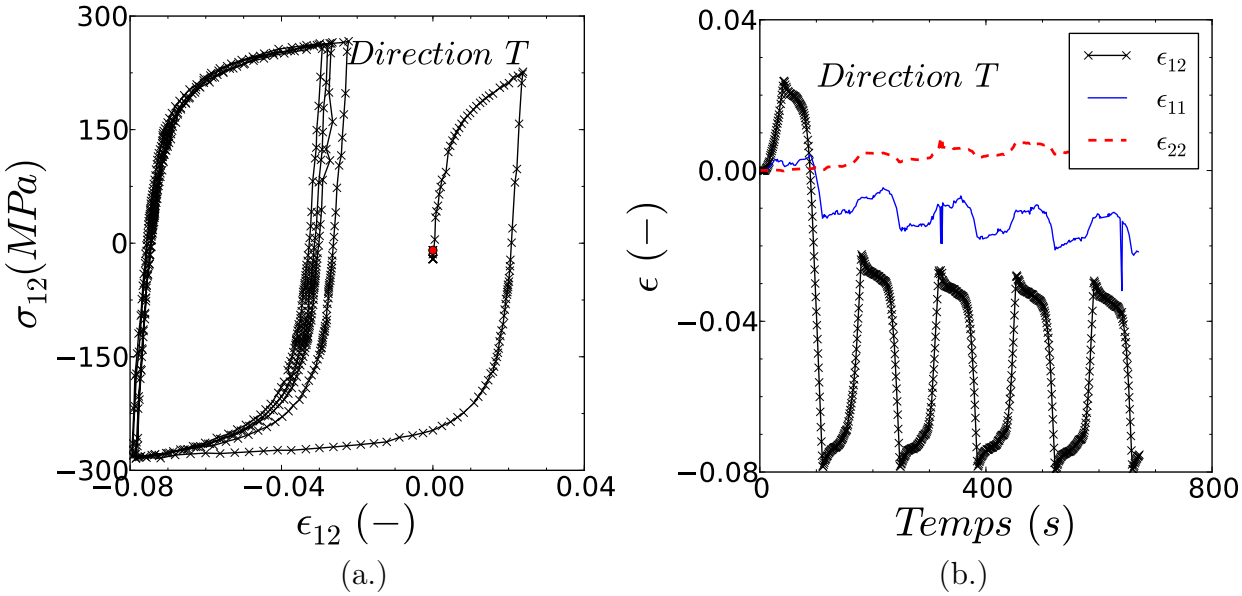
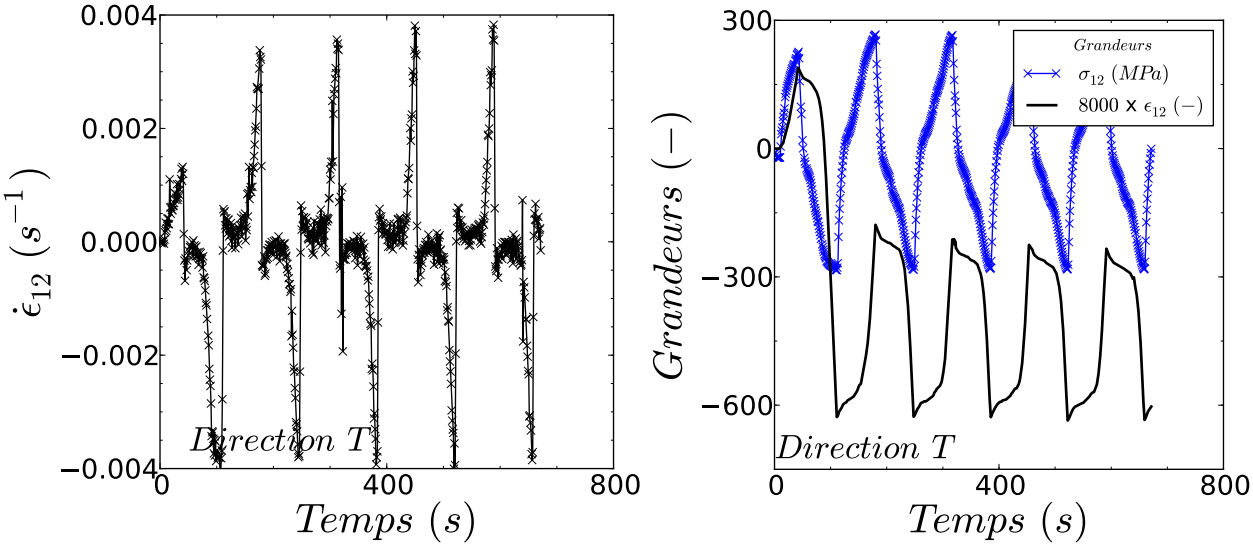


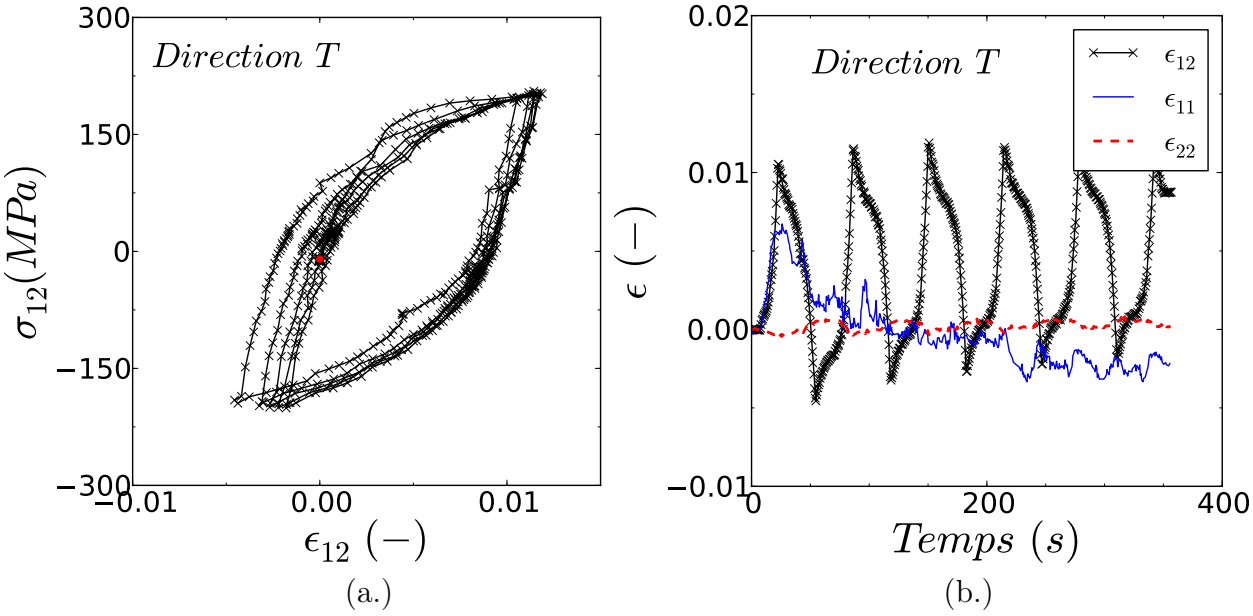
FIGURE D.16: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction T (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Composantes de déformation dans le plan 12 de l'éprouvette en fonction du temps



(a.) (b.)

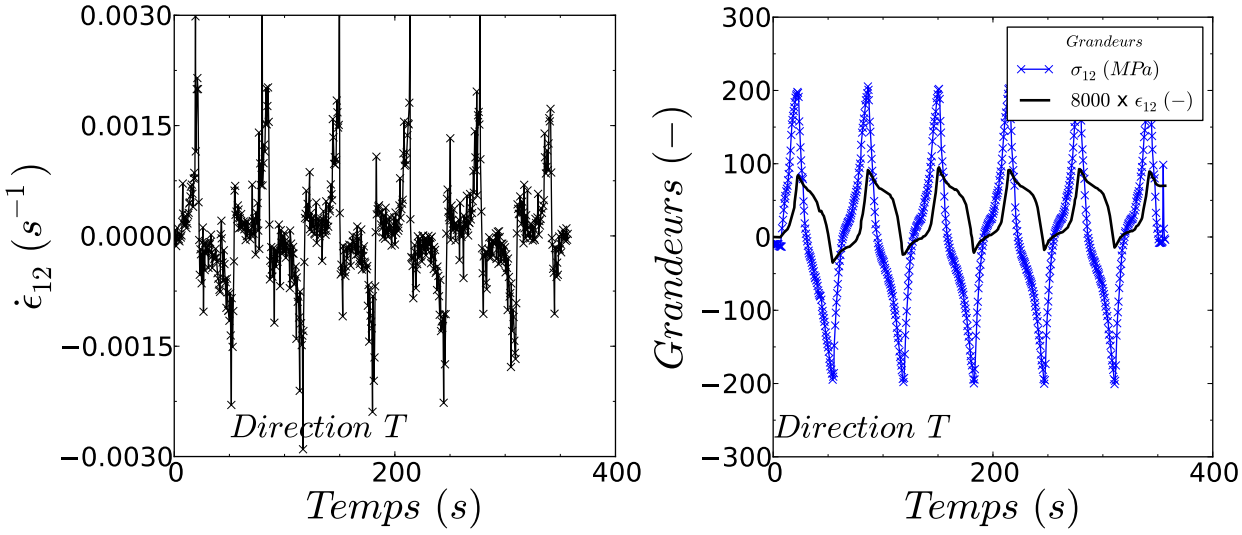
FIGURE D.17: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction T (a.) Vitesse de déformation au cours du temps (b.) Contrainte et déformation (composante 12) au cours du temps

D.2.5.2 T : Essai 2



(a.) (b.)

FIGURE D.18: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction T (a.) Courbe contrainte-déformation (b.) Composantes de déformation dans le plan 12 de l'éprouvette en fonction du temps



(a.) (b.)

FIGURE D.19: Essai de cisaillement cyclique à 20°C dans la direction T (a.) Vitesse de déformation au cours du temps (b.) Contrainte et déformation (composante 12) au cours du temps

Annexe E

Techniques de corrélation d'images 2D

Sommaire

E.1 Terminologie **274**

E.2 Corrélation d'images appliquée à la mécanique **274**

E.2.1 Marquage des éprouvettes 275

E.2.2 Dispositif optique et acquisition des images 275

E.2.3 Corrélation d'image surfacique (Bornert **et al.**, 2009; Sutton **et al.**, 2009) 276

E.2.4 Spécificités du logiciel VIC-2D® 280

L'étude des lois de comportement dépend de l'utilisation de techniques expérimentales pour la mesure des déformations. La caractérisation de chargements complexes et/ou de comportements hétérogènes nécessite des méthodes donnant accès aux champs de déformation dans le plan et aux champs de déplacement hors plan (i.e essais sur tube). Les mesures de champs garantissent un complément important de données pour les bases expérimentales classiques. Les comparaisons entre modélisation et expérimentation deviennent plus riches et donc plus significatives. D'autre part, certaines erreurs liées à l'utilisation de jauges classiques en contact avec le matériau (extensomètre, thermocouple ...) sont éliminées. Dans la partie qui suit une présentation de la technique de mesure de champs par corrélation d'image largement utilisée pour ces travaux est présentée.

E.1 Terminologie

Une liste de termes nécessaires à la compréhension de la suite du chapitre est énoncée ci-dessous (Chrysochoos et Surrel, 2011) :
La résolution : plus petite variation de la grandeur mesurée qui produit une variation perceptible de l'indication correspondante. Dans le cas des mesures optiques, les bruits (optiques, électroniques...) seront les facteurs limitant de la résolution.
La résolution spatiale : plus petite distance séparant deux points dont les images sont séparées. Soit la plus petite variation de position qui produit une variation perceptible de l'image correspondante (critère de Rayleigh). Pour la technique de corrélation d'image, la résolution spatiale de la base de mesure des déformations est au minimum égale à la taille de l'imagette (une valeur de déplacement mesurée par imagette).
La définition : nombre de pixels d'une image.
Le pixel : entité élémentaire d'une image numérique.

E.2 Corrélation d'images appliquée à la mécanique

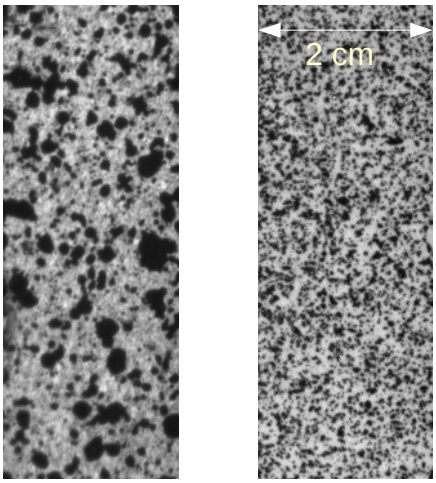
La technique de Corrélation d'Image Numérique (CIN) consiste à mesurer des champs de déplacement à la surface d'éprouvettes ou de structures sous sollicitations mécaniques à partir d'images acquises à différents stades de chargement. La CIN est basée sur l'hypothèse selon laquelle la texture aléatoire de l'image de la surface de l'objet constitue un marquage qui se meut et se déforme comme le matériau. Ainsi, c'est la mesure quantitative de la transformation spatiale et temporelle de ce marquage vis à vis du marquage de référence qui est la base de la corrélation d'images. La technique de corrélation d'image se divise en trois étapes distinctes :

- la préparation de la surface des éprouvettes pour obtenir une texture aléatoire ;
- l'acquisition des images ;
- la détermination des champs de déplacement par corrélation d'images numériques.

E.2.1 Marquage des éprouvettes

La surface des éprouvettes doit être marquée de façon hétérogène avec de forts contrastes. De plus, la définition des marqueurs doit être compatible avec la résolution spatiale recherchée. La texture naturelle du matériau n'étant pas toujours assez prononcée, des techniques de marquage artificielles ont été développées telles que : le dépôt de mouchetis de peinture ; le dépôt de micro-grille par technique de micro-électro-lithographie ; la gravure chimique et mécanique.

Lors de ces travaux, c'est le marquage par peinture qui a été retenu pour tous les essais à l'échelle macroscopique. Cette technique a été choisie pour sa grande simplicité et rapidité de mise en œuvre vis à vis des autres méthodes. Une première couche fine de peinture blanche est uniformément déposée sur l'éprouvette, suivie d'un second dépôt de fines gouttelettes de couleur noire. La peinture est déposée par l'intermédiaire d'un aérosol à buse ajustable (aérographe) pour les essais à température ambiante. L'aérographe permet de contrôler la taille des gouttelettes et d'aller vers une finesse de l'ordre du micron pour le diamètre des tâches (Figure E.1). Pour les essais à 250°C, une peinture spécifique pour les hautes températures est directement appliquée à la bombe.



(a) (b)

FIGURE E.1: Surfaces de même dimension marquée d'un mouchetis aléatoire : (a.) Mouchetis bombe (b.) Mouchetis aérographe

E.2.2 Dispositif optique et acquisition des images

Le dispositif expérimental (cf E.2) de la corrélation d'image 2D diffère selon l'échelle à laquelle sont suivies les déformations. L'objectif est d'obtenir un compromis entre la taille du champ et la résolution spatiale (Hua **et al.**, 2011).

- Pour les essais macroscopiques, la zone d'intérêt est plus importante que le millimètre carré. Une caméra agrémentée d'objectifs et de bagues allonges permet de réaliser la prise d'image. La luminosité réfléchie par la surface de la zone d'intérêt est transmise au capteur CCD de la caméra qui transforme cette information lumineuse en niveaux de gris par pixels.
- Pour les essais in situ, l'échelle est plus fine. Dans ce cas particulier, le Microscope Électronique à Balayage remplace la caméra et les capteurs d'électrons remplacent le capteur CCD.

Dans les deux cas, l'image est transmise à un ordinateur comprenant un logiciel qui stocke l'image. Les niveaux de gris stockés sont des valeurs entières positives discrètes comprises entre 0 et 255 pour une image codée en 8 bits (cf. figure E.3).

Les post-traitements CIN pour le calcul des champs de déplacement sont ensuite réalisés à partir des images stockées par le programme spécifique développé ou le logiciel commercial à disposition.

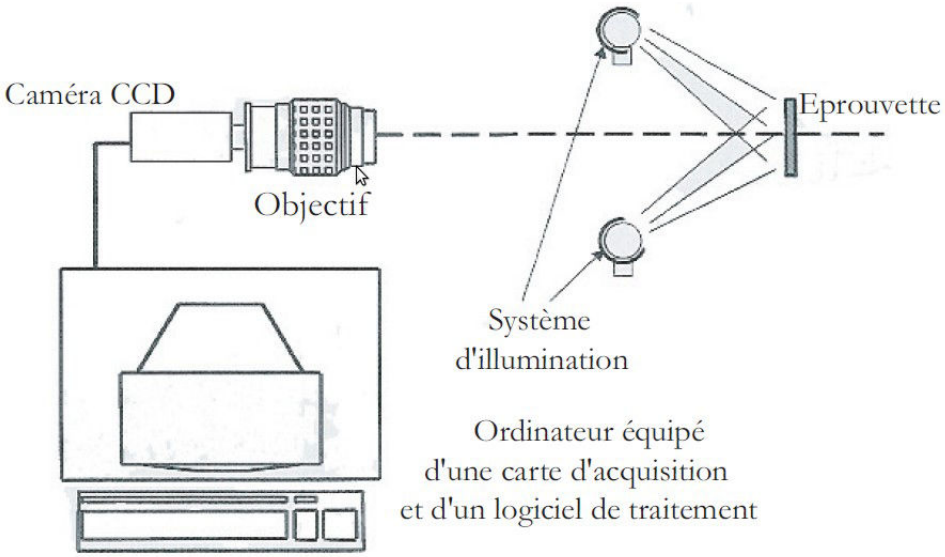
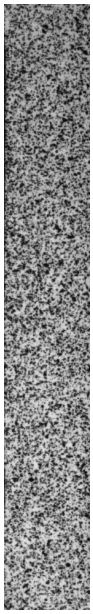


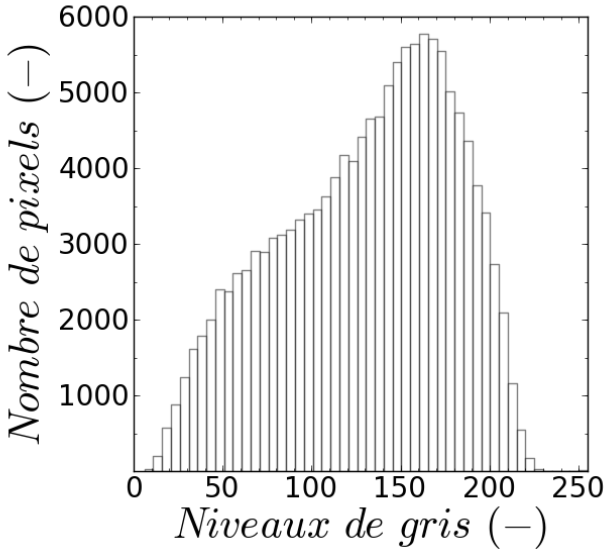
FIGURE E.2: Dispositif expérimental de correlation d'image 2D (Sutton **et al.**, 1999)

E.2.3 Corrélation d'image surfacique (Bornert et al., 2009; Sutton et al., 2009)

Le principe de base des algorithmes de corrélation d'image consiste en la comparaison de deux images de la même zone d'intérêt de la surface de l'échantillon considéré. La première image et la seconde image correspondent respectivement à l'état de référence (état



(a.)

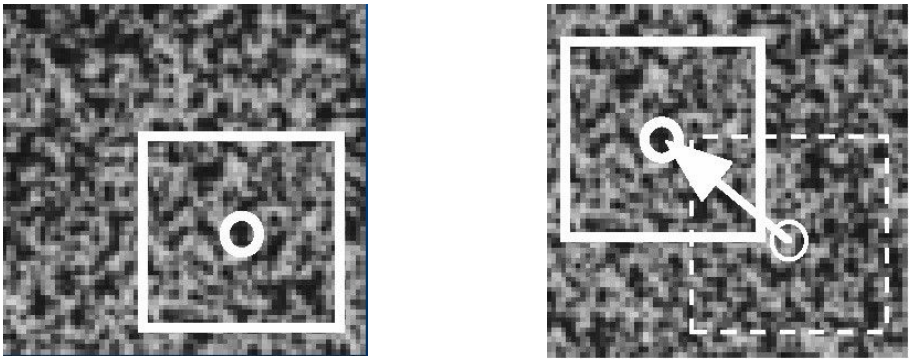


(b.)

FIGURE E.3: (a.) Mouchetis (b.) Répartition des niveaux de gris

initial n'ayant pas subi de transformation matricielle) et l'état ayant subi une transformation matricielle. Ce principe est utilisé par tous les logiciels de corrélation et comprend trois étapes distinctes.

- La définition de la zone de corrélation ou zone d'intérêt (Region Of Interest ROI) sur l'image de référence. Cette zone peut être tout ou partie de l'image acquise.
- Le découpage de la ROI en imagettes (Zone élémentaire d'étude définie par son centre et sa définition en pixels) que l'on appelle aussi zone d'intérêt (ZOI). Ces imagettes généralement de forme carrée sont de l'ordre la dizaine de pixels ou d'avantage et sont espacées d'un pas régulier au maximum de la taille de l'imagette (imagettes jointives) ou inférieure (imagette recouverte partiellement). Le pas permet de recouvrir complètement la ROI. La définition de l'imagette ainsi que le pas sont des paramètres importants pour la qualité de la corrélation.
- La corrélation des imagettes, c'est à dire l'appariement de ces imagettes entre l'état initial de référence et l'état déformé. En CIN, le déplacement d'un point correspond au déplacement moyen de tout une imagette centrée au point considéré (figure E.4). Les imagettes entre l'image de référence à l'instant initial et l'image à un instant avancé (état déformé) sont appareillées afin de déterminer le déplacement du centre de la zone. Le déplacement recherché correspond donc au décalage spatial de l'intensité du signal numérisé par le capteur entre les deux images.



(a.) (b.)

FIGURE E.4: Exemple d'appariement entre une imagette sur l'image de la surface référence (a.) et une imagette sur l'image de la surface ayant subi un mouvement de corps rigide (b.). Le déplacement de corps rigide moyen sur l'imagette mesuré correspond au déplacement qui minimise la différence entre les niveaux de gris de l'imagette de référence et les niveaux de gris de l'imagette déformée convectée par ce déplacement http://www.si.ens-cachan.fr

Les données d'entrées de l'analyse sont les valeurs entières positives discrètes, ou niveaux de gris, de l'image de la première configuration dite "de référence", notées f_I et de la seconde dite "deformée", notées g_I. I désigne un couple (colonne, ligne) dans le cas de l'image 2D. Les indices I varient entre 0 et la définition de l'image, domaine dans lesquels il est possible de définir des positions continues, de coordonnées réelles $\underline{X} = (x, y)$. Ainsi l'image peut être représentée par une fonction scalaire des coordonnées spatiales représentant le niveau de gris en chaque pixel de coordonnées $\underline{X}$. La CIN repose sur l'hypothèse de la conservation des niveaux de gris entre l'image de référence et l'image déformée. L'intensité est uniquement convectée par la transformation apparente Φ_a recherchée, ce qui s'écrit :

$$g_I(\Phi_a(\underline{X})) = f_I(\underline{X}), \tag{E.1}$$

pour tout point $\underline{X}$ de l'image de référence tel que $\Phi_a(\underline{X})$ soit dans l'image déformée.
De façon générale, le problème se formalise vectoriellement tel que :

$$\underline{\alpha}_{min} = \underset{\underline{\alpha} \in V_{\underline{\alpha}}}{Argmin} C(\Phi_0, ZOI, [f], [g]) \tag{E.2}$$

ou

$$\underline{\alpha}_{max} = \underset{\underline{\alpha} \in V_{\underline{\alpha}}}{Argmax} (1 - C(\Phi_0, ZOI, [f], [g])) \tag{E.3}$$

Φ_0 est une famille particulière de transformation, V_α correspond à la gamme de validité des paramètres $\underline{\alpha}$ à déterminer et C est le coefficient de corrélation qui permet d'évaluer la ressemblance entre les niveaux de gris de l'image $[f]$ expérimentale et les niveaux de gris de l'image de référence transformée $[g]$ par $\Phi_0(\underline{\alpha},.)$ dans la zone d'intérêt ZOI. La résolution de ce problème de minimisation permet d'approcher $\Phi_0(\underline{\alpha}_{min},.)$ la solution de la transformation vraie $\Phi_\alpha(.)$. Il s'agit ici d'un problème classique de minimisation de la fonction d'intercorrélation.

Le principe de l'algorithme de corrélation peut être visualisé sur la figure E.5 sur un exemple unidimensionnel avec un déplacement de corps rigide en nombre de pixel entier. L'image initiale $[f]$ à l'instant t et l'image déformée $[g]$ à l'instant $t+dt$ sont discrétisées spatialement par le capteur CCD et les niveaux de gris sont codés par des fonctions respectivement f_I et g_I. Dans ce cas particulier unidimensionnel, I correspond directement aux colonnes. La transformation apparente recherchée ici correspond à un déplacement en pixels u_a équivalent à la translation de la valeur de la colonne I_a.

$$g_I = f_{(I-I_a)} + b_I \;\equiv\; g_I = f_{(I-u_a)} + b_I \tag{E.4}$$

b_I est un bruit systématique ou aléatoire. La formulation peut être également écrite par les fonctions continues issues de l'interpolation des fonctions discrètes précédentes (interpolation linéaire dans l'exemple) :

$$g(x) = f(x-u_a(x)) + b(x) \tag{E.5}$$

Dans ce cas x, correspond à l'espace continu en pixels.

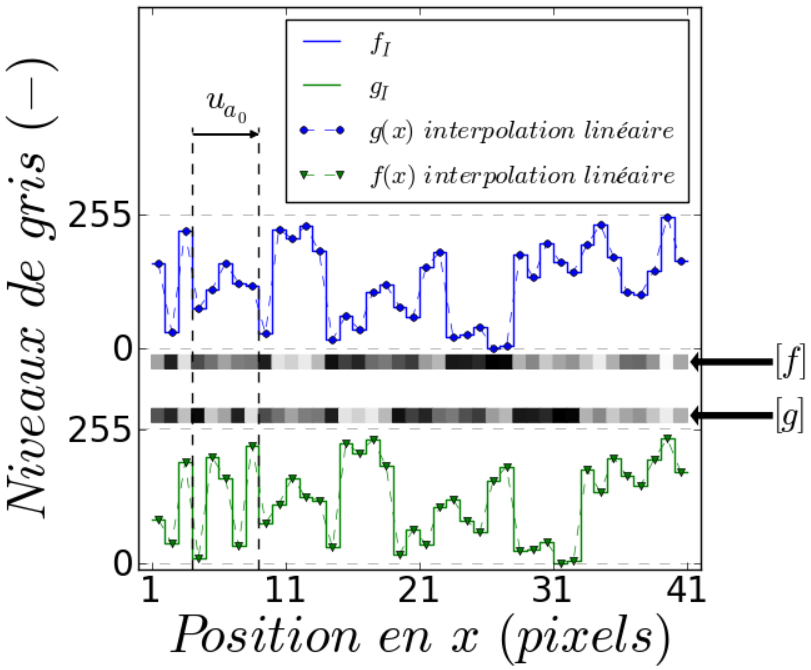


FIGURE E.5: Codage des niveaux de gris par le capteur CCD de l'image initiale et déformée et recherche du déplacement u_a discret et $u_a(x)$ fini à partir respectivement des fonction discrètes et interpolées f_I, g_I et $f(x)$, $g(x)$. Application sur un exemple unidimentionnel.

E.2.4 Spécificités du logiciel VIC-2D®

Lors de la thèse le logiciel commercial VIC-2D® (www.correlatedsolutions.com) a été utilisé. Dans cette partie nous discuterons des paramètres utilisés pour le calcul de CIN dans le cas des essais interprétés avec ce logiciel.

E.2.4.1 Présentation du processus de corrélation de VIC-2D®

Dans le logiciel VIC-2D®, pour réaliser le calcul CIN, le processus réalise une première boucle d'appariement entre l'image de référence et les images déformées afin de déterminer les champs de déplacements sur la ROI. Lors de cette première boucle, la fonction de corrélation est minimisée par un algorithme de Lavenberg-Marquad pour chaque imagette entre l'image de référence à l'instant t et l'image à l'instant $t+dt$. Le déplacement qui minimise la première imagette traitée sert à initialiser le traitement de l'imagette voisine. Ainsi le logiciel utilise la propagation spatiale pour optimiser le temps de calcul. Ce traitement est ensuite réalisé pour les images aux instants suivants. Le logiciel utilise alors le principe de propagation temporelle pour optimiser le temps de calcul. Les résultats de l'image à un instant donné sont utilisés pour initialiser le traitement de l'image à l'instant suivant. Suite à cette première phase, les

fonctions discrètes d'intensité des images sont interpolées. Ces fonctions sont alors utilisées pour de nouveau réaliser tout le processus précédent plus finement. Ceci permet d'améliorer la précision de l'appariement des images en passant en dessous du pixel. Cette procédure est schématisée figure E.6.

E.2.4.2 Coefficient de corrélation

Le coefficient de corrélation "ZSSD" (Zero mean Sum of Squared Differences) est utilisé dans la présente étude. Ce coefficient d'intercorrélation permet de mesurer l'écart entre le niveau de gris de l'image de référence convolué à celui de l'image déformée au sens des moindres carrées. D'autre part, ce coefficient prend en compte une translation moyenne des niveaux de gris sur toute l'image entre l'état de référence et l'état déformé. Cela correspond à un décalage de l'histogramme des niveaux de gris vers les blancs ou les noirs.

$$C(\underline{u}_0) = \int_{ZOI} [(f(\underline{X} - \underline{u}_0) - \overline{f}(\underline{X})) - (g(\underline{X}) - \overline{g}(\underline{X}))]^2 d\underline{X} \tag{E.6}$$

$\overline{f}$ et $\overline{g}$ sont les valeurs moyennes des intensités des niveaux de gris sur l'imagette.
La quantité $C(\underline{u}_0)$ est positive et s'annule lorsque le dépacement $\underline{u}_0$ est égal au déplacement apparent $\underline{u}_a$.

E.2.4.3 Interpolation des niveaux de gris

VIC-2D® utilise l'interpolation bicubique B-Spline. Les niveaux de gris sur le domaine de quatre pixels de coordonnées $(i,j),(i+1,j),(i,j+1),(i+1,j+1)$ s'exprime par un polynôme d'ordre 4. Les 16 coefficients sont définis de telle sorte que la continuité de la fonction interpolée, de ses dérivées premières et de ses dérivées croisées (faisant intervenir les intensités des pixels à l'ordre $a+2$ avec $a = i,j$) soit assurée. Ainsi $f(x)$ dépend des intensités des 16 premiers pixels du voisinage du point considéré.

E.2.4.4 Hypothèses sur la forme du subset

La recherche du déplacement dans la ROI nécessite de formuler des hypothèses concernant la forme mathématique de son évolution. Ces hypothèses régissent la forme de l'imagette dans l'image déformée. Dans VIC-2D®, le déplacement est recherché sous la forme d'une fonction affine ce qui autorise la déformation de l'imagette comme présenté figure E.7.

$$u(x,y) = u_0 + u_1 x + u_2 y \;\; et \;\; v(x,y) = v_0 + v_1 x + v_2 y \tag{E.7}$$

Ainsi en plus de pouvoir subir un mouvement de corps rigide, l'imagette peut subir une compression, un étirement ou encore un cisaillement. Cette hypothèse convient pour la plupart des applications. Il est cependant préférable que les imagettes soient petites et les gradients

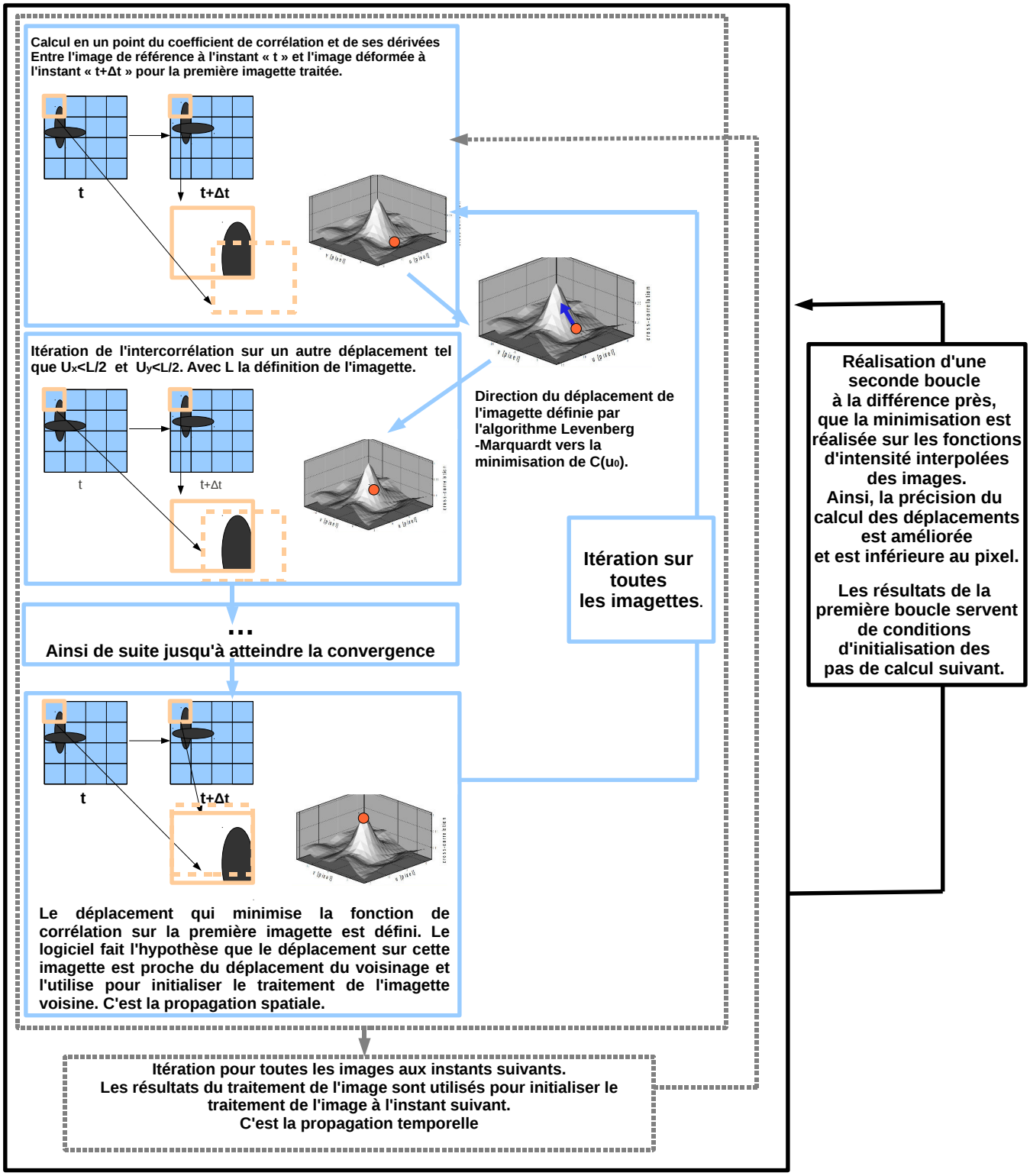


FIGURE E.6: Schéma du principe du processus de calcul de déplacement à partir de la corrélation d'image numérique du logiciel VIC-2D® déduit de la notice d'utilisation du logiciel et de (Sutton **et al.**, 2009)

de déformations peu importants entre l'état de référence et l'état déformé sinon l'hypothèse d'une transformation quadratique sera nécessaire.

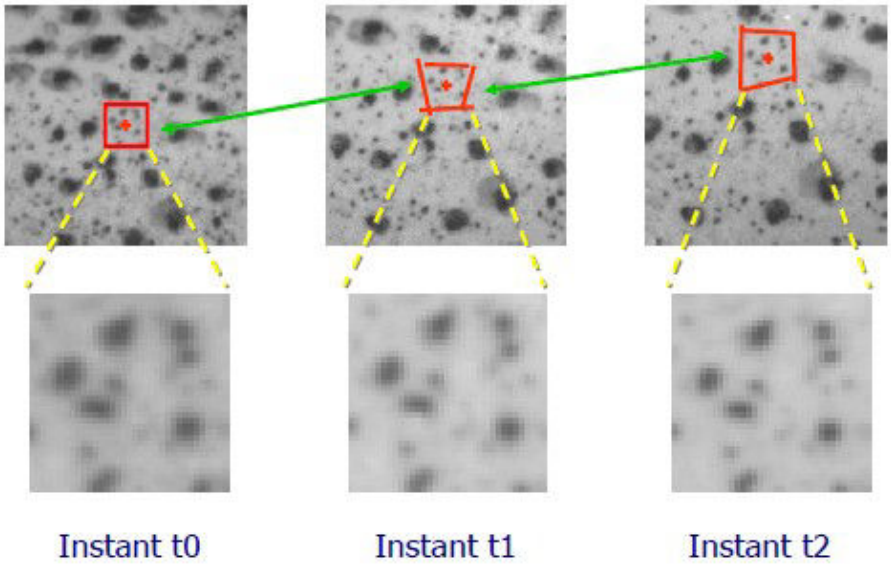


FIGURE E.7: Schéma de principe de la déformation de l'imagette autorisée dans VIC-2D® issu de (http://www.correlatedsolutions.com/digital-image-correlation)

E.2.4.5 Calcul des déformations

Plusieurs déformations peuvent être calculées à partir du gradient de la transformation par VIC-2D®. Le choix se fait entre Green-Lagrange, Euler-Almansi et Hencky-Mises. Pour tous nos essais, nous avons choisi les déformations de Green-Lagrange définies en fonction des paramètres de l'équation E.7 tels que :

$$\varepsilon_{xx} = u_1 + 1/2(u_1^2 + v_1^2) \tag{E.8}$$

$$\varepsilon_{yy} = v_1 + 1/2(u_2^2 + v_2^2) \tag{E.9}$$

$$\varepsilon_{xy} = 1/2(u_2 + v_1) \tag{E.10}$$

E.2.4.6 Filtre des mesures peu fiables

Lors du calcul par VIC-2D®, il est possible de définir des filtres afin d'enlever certains points de calcul. Ainsi deux filtres sont définis :

- "matchability" : Seuil pour retirer les imagettes avec trop peu d'informations en niveau de gris (pas assez de contraste) Dans le cas des mouchetis, les contrastes sont importants et bien définis, ainsi ce seuil a peu d'impact dans cette étude.
- "prediction margin" : Le logiciel retire les points qui présentent trop de différence en terme de déplacement entre deux images à deux instants successifs afin d'éviter les discontinuités de déplacement. La valeur est prise entre 0,02 et 0,1 en fonction de la fréquence d'acquisition des images. Plus la fréquence est faible plus le seuil est élevée.

E.2.4.7 Application aux essais de traction uniaxiale et cisaillement cyclique

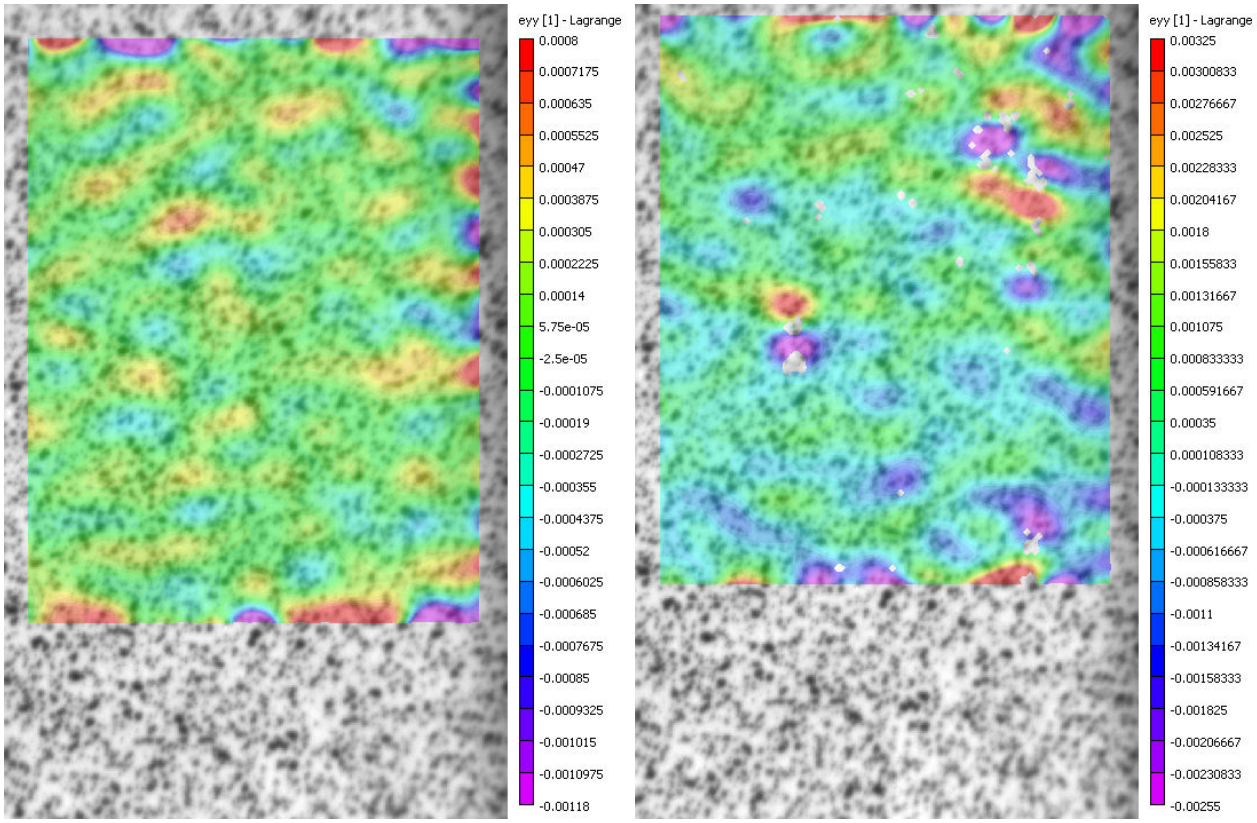
VIC-2D® a été utilisé pour les essais de traction uniaxiale et les essais de cisaillement cyclique. Le subset a été fixé à 30x30 pixels. En effet, le but étant de définir les valeurs macroscopiques de déformation Les différentes caractéristiques de corrélation liées à cette taille de pixels sont présentées tableau E.1.

	Traction		Cisaillement
Caméra	Navitar®	Phantom®	Navitar®
Définition CCD (pixels)	2000x2000	1000x1000	2000x2000
Zone d'intéret (pixels)	300x2000	150x1000	200x700
Taille d'un pixel (mm)	0,005	0,01	0,006
Subset (pixels)	30x30	30x30	30x30
Pas de l'imagette (pixels)	5	5	5
Résolution spatiale	0,15	0,30	0,18

TABLE E.1: Caractéristiques de la corrélation en fonction des caméras utilisées (Phantom® : marque de la caméra rapide) pour les essais de traction uniaxiale et de cisaillement cyclique

Les erreurs induites par le bruit et les déplacements de corps rigide ont été évalués expérimentalement. Pour évaluer le bruit, deux images successives de la surface d'une éprouvette sont acquises dans les mêmes conditions. Les déformations mesurées par CIN dans VIC-D2® donnent directement accès au bruit systématique puisque la grandeur théorique mesurée est connue et égale à 0 (Haddadi et Belhabib, 2008). Le bruit moyen mesuré est de

l'ordre de 0,0002 sur la déformation (cf. figure E.8 (a.)). D'autre part nous avons réalisé un mouvement de corps rigide sur cette même éprouvette (translation en x et y). Dans ce cas la grandeur théorique mesurée vaut également 0. Les résultats de corrélation donnent donc directement l'erreur due au mouvement de corps rigide. L'erreur sur le déplacement en x et y est équivalente et en moyenne de l'ordre de 0,002 (cf. figure E.8 (b.)). La corrélation a été réalisée avec des tailles de subset de 30x30 pixels et un pas de 1 pixel.



(a.) (b.)

FIGURE E.8: (a.) Champ de déformation ε_{xx} calculé par VIC-2D® entre deux images identiques (b.) Champ de déformation ε_{yy} calculé par VIC-2D® impliquant un mouvement de corps rigide

Annexe F

Résultats de l'identification ajustée avec les essais de la littérature sur tube

Sommaire

F.1 Essais de traction **291**
F.1.1 Essais de l'étude sur tôle 291
F.1.2 Essais sur tube tirés de l'étude de Robinet 298
F.2 Essais de cisaillement sur tôle et torsion sur tube **302**
F.2.1 Essais de cisaillement cyclique sur tôle de l'étude à 20°C . . . 302
F.2.2 Essais de torsion cyclique sur tôle à 350 °C tirés de l'étude de Robinet 304
F.3 Essais de traction/torsion sur tube tirés de l'étude de Robinet . . **305**
F.3.1 Essais à 20°C 305
F.3.2 Essais à 350°C 306

Dans cette annexe, tous les chargements simulés sur tôle et sur tube avec la loi identifiée dans notre étude (cf. équations du modèle dans la section §3.2.2) à partir de la base expérimentale sur tôle et d'un essai biaxié de traction/pression interne issu des travaux de (Robinet, 1995) sont reportés.

Rappelons, qu'il existe une équivalence entre la texture des gaines et des tôles :

- La direction T des tôles dans le repère cartésien est équivalente à la direction circonférentielle θ de la gaine dans le repère cylindrique
- La direction L des tôles dans le repère cartésien est équivalente à la direction axiale Z de la gaine dans le repère cylindrique
- La direction N des tôles dans le repère cartésien est équivalente à la direction radiale r de la gaine dans le repère cylindrique

Cette équivalence est appliquée au modèle utilisé l'étude. Les coordonnées orthotropes liées au tube sont définies telles 1 = r, 2 = θ et 3 = z là où pour les coordonnées orthotropes liées à la tôle, le repère est définit tel que 1 = N, 2 = T et 3 = L. Les équivalences utilisées pour les simulations peuvent être résumées par les équations suivantes :

$$N \equiv r = 1 \quad e.g: \ \varepsilon_{NN}^{\text{tôle}} \equiv \varepsilon_{rr}^{\text{tube}} = \varepsilon_{11}^{\text{modèle}} \tag{F.1}$$

$$T \equiv \theta = 2 \quad e.g: \ \varepsilon_{TT}^{\text{tôle}} \equiv \varepsilon_{\theta\theta}^{\text{tube}} = \varepsilon_{22}^{\text{modèle}} \tag{F.2}$$

$$L \equiv z = 3 \quad e.g: \ \varepsilon_{LL}^{\text{tôle}} \equiv \varepsilon_{zz}^{\text{tube}} = \varepsilon_{33}^{\text{modèle}}. \tag{F.3}$$

Les paramètres issus de l'identification sont rappelés :

- dans le tableau F.1 pour les paramètres ne jouant pas sur l'anisotropie ;
- dans le tableau F.2 pour les paramètres des matrices d'anisotropie $\mathbb{M}$, $\mathbb{N}$ et $\mathbb{Q}$.

Par ailleurs, pour tous les résultats présentés dans la suite relatifs aux essais sur tôle :

- les déformations calculées sont les composantes du tenseur des déformations **Green-Lagrange** $\underline{\underline{\varepsilon}}$;
- les contraintes calculées sont les composantes du tenseur des contraintes de **Cauchy** $\underline{\underline{\sigma}}$.

Pour tous les résultats présentés dans la suite relatifs aux essais sur tube :

- Les déformations calculées sont les composantes du tenseur des **petites déformations** $\underline{\underline{\varepsilon}}^{PD}$;
- Les contraintes calculées sont les composantes du tenseur des contraintes de **Cauchy** $\underline{\underline{\sigma}}$.

Températures	20°C	250°C	300°C	350°C	400°C
ν	0,36	0,36	0,36	0,36	0,36
E (MPa)	95 000	82 600	79 900	76 800	73 900
m	9,5	13,5	16	40	16
K (MPa)	100	100	100	100	100
$\dot{\varepsilon}0$ (s^{-1})	8.10^{-12}	1.10^{-6}	1.10^{-5}	1.10^{-5}	1.10^{-4}
y (MPa)	95,0	67,0	66,0	62,0	45,0
p	350	247	243	229	166
$p1$	50	35	36	39	51
$p2$	15	10	10	11	15

TABLE F.1: Synthèse des valeurs identifiées des paramètres ne jouant pas sur l'anisotropie du modèle aux différentes températures exploitées

Paramètres de l'anisotropie
$\mathbb{M}=\begin{pmatrix} M_{11}=0{,}291 & M_{12}=-0{,}025 & M_{13}=-0{,}266 & 0 & 0 & 0 \\ M_{12}=-0{,}025 & M_{22}=0{,}425 & M_{23}=-0{,}400 & 0 & 0 & 0 \\ M_{13}=-0{,}266 & M_{23}=-0{,}400 & M_{33}=0{,}666 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & M_{44}=0{,}710 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & M_{55}=1{,}000 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & M_{66}=1{,}000 \end{pmatrix}$
$\mathbb{N}=\begin{pmatrix} N_{11}=0{,}396 & N_{12}=-0{,}020 & N_{13}=-0{,}376 & 0 & 0 & 0 \\ N_{12}=-0{,}020 & N_{22}=0{,}310 & N_{23}=-0{,}290 & 0 & 0 & 0 \\ N_{13}=-0{,}376 & N_{23}=-0{,}290 & N_{33}=0{,}666 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & N_{44}=0{,}660 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & N_{55}=1{,}000 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & N_{66}=1{,}000 \end{pmatrix}$
$\mathbb{Q}=\begin{pmatrix} Q_{11}=0{,}216 & Q_{12}=-0{,}020 & Q_{13}=-0{,}196 & 0 & 0 & 0 \\ Q_{12}=-0{,}020 & Q_{22}=0{,}490 & Q_{23}=-0{,}470 & 0 & 0 & 0 \\ Q_{13}=-0{,}196 & Q_{23}=-0{,}470 & Q_{33}=0{,}666 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & Q_{44}=1{,}000 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & Q_{55}=1{,}000 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & Q_{66}=1{,}000 \end{pmatrix}$

TABLE F.2: Synthèse des paramètres des matrices d'anisotropie du modèle identifié à partir de la base expérimentale établie sur tôle complétée d'un essai de traction/pression interne réalisé sur tube équibiaxié en déformation tiré de l'étude de (Robinet, 1995) ; équivalence des repères pour les matrices d'anisotropie : $1 \equiv N \equiv r$, $2 \equiv T \equiv \theta$, $3 \equiv L \equiv z$

F.1 Essais de traction

F.1.1 Essais de l'étude sur tôle

F.1.1.1 Essais à 20°C

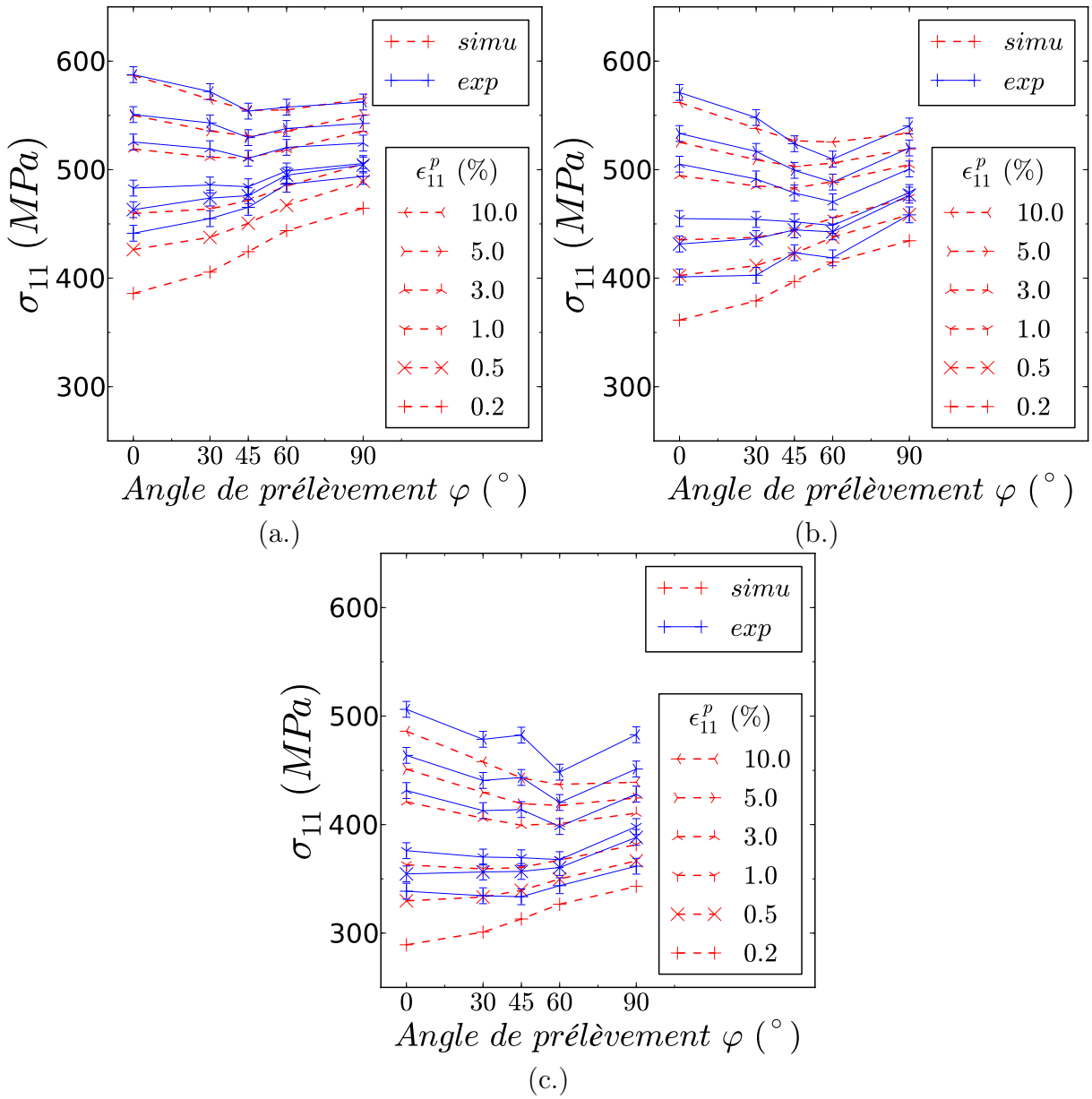


FIGURE F.1: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction des contraintes d'écoulement prises à différents niveaux de déformation pour les conditions (a.) T0 et V0, (b.) T0 et V1, (c.) T0 et V4

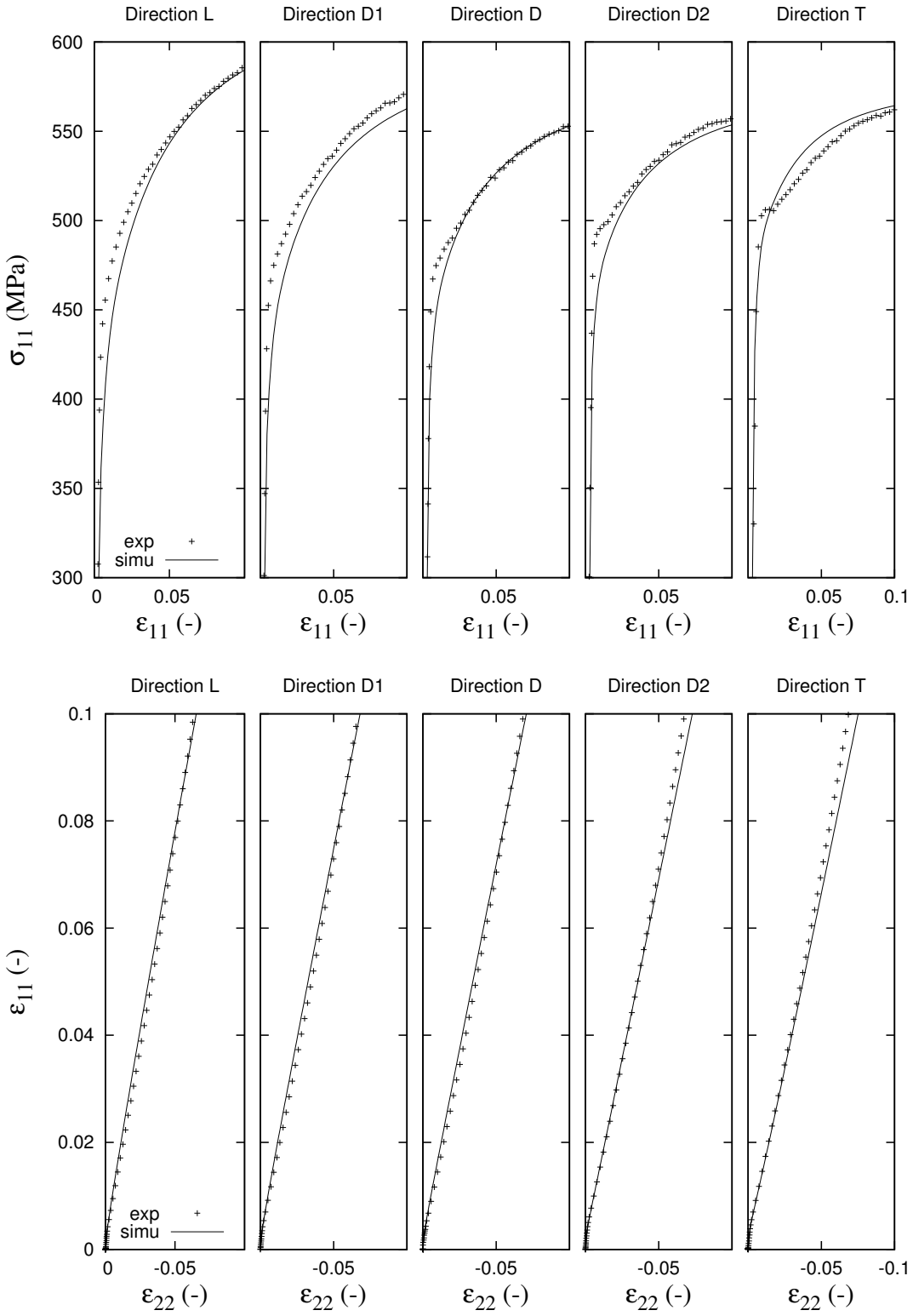


FIGURE F.2: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction à 20°C et $1s^{-1}$ selon toutes les directions de sollicitées : (haut) Courbe contrainte/déformation (bas) ε_{11} en fonction de ε_{22}

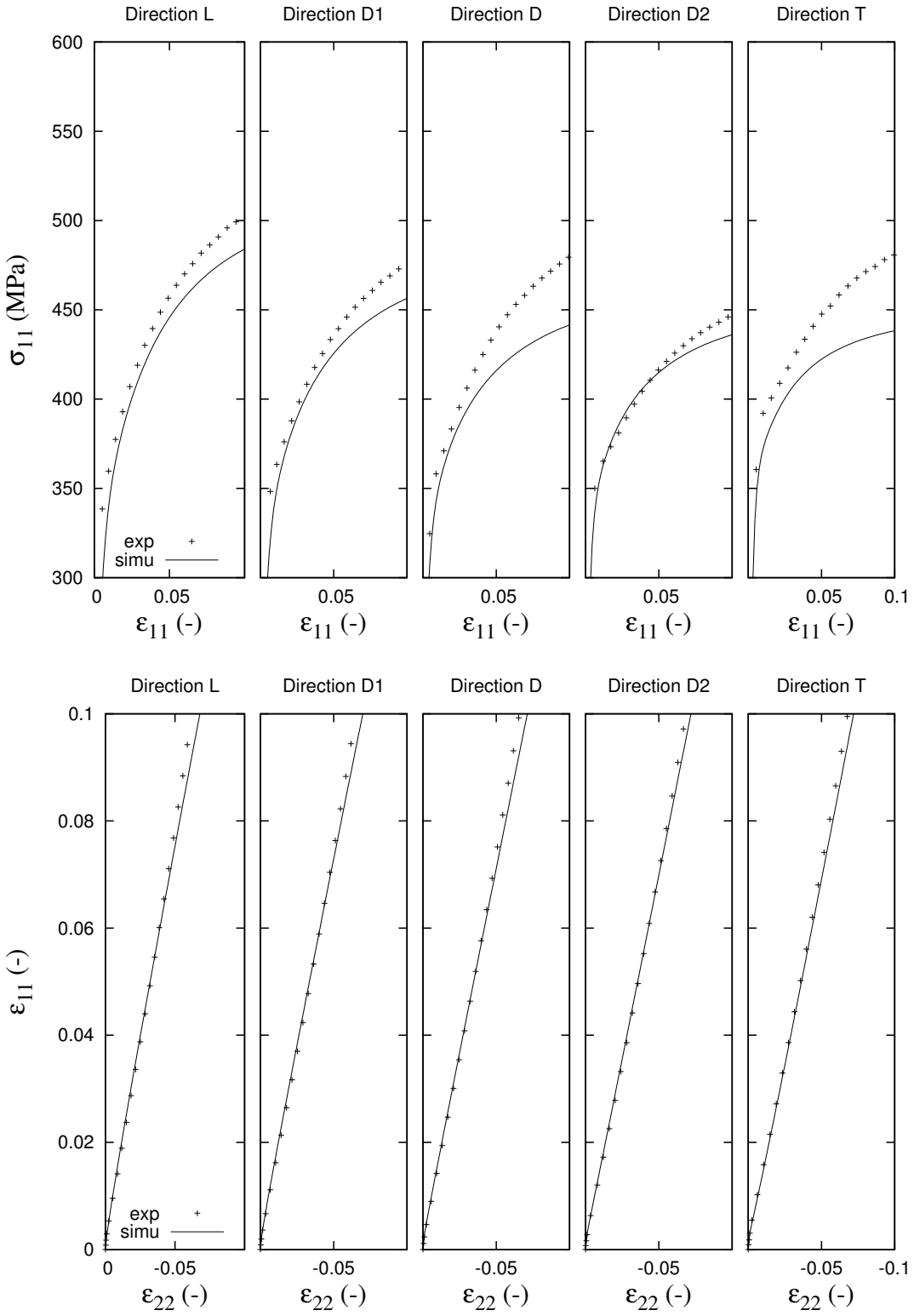


FIGURE F.4: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction à 20°C et $10^{-4}s^{-1}$ pour toutes les directions sollicitées : (haut) Courbe contrainte/déformation (bas) ε_{11} en fonction de ε_{22}

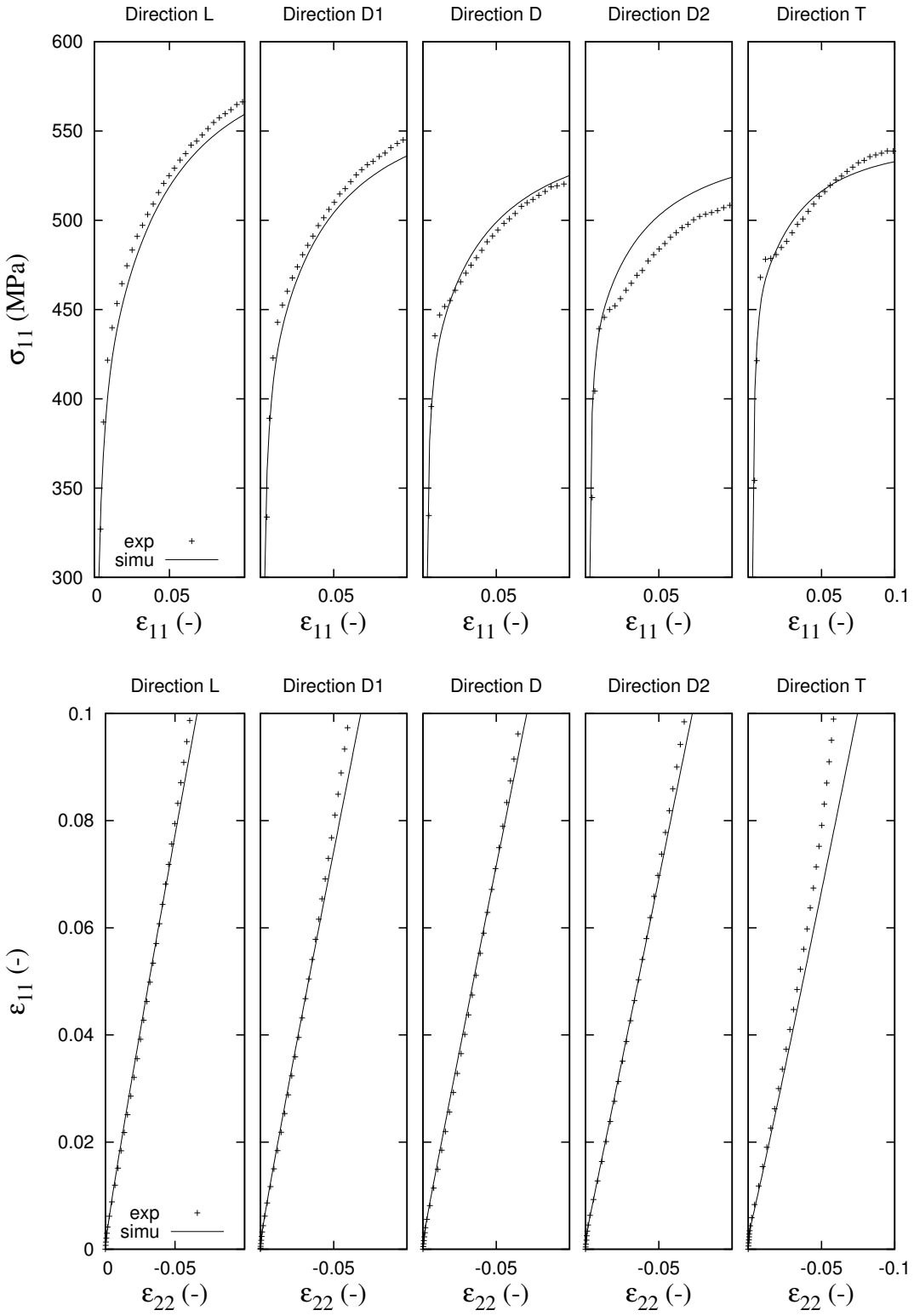
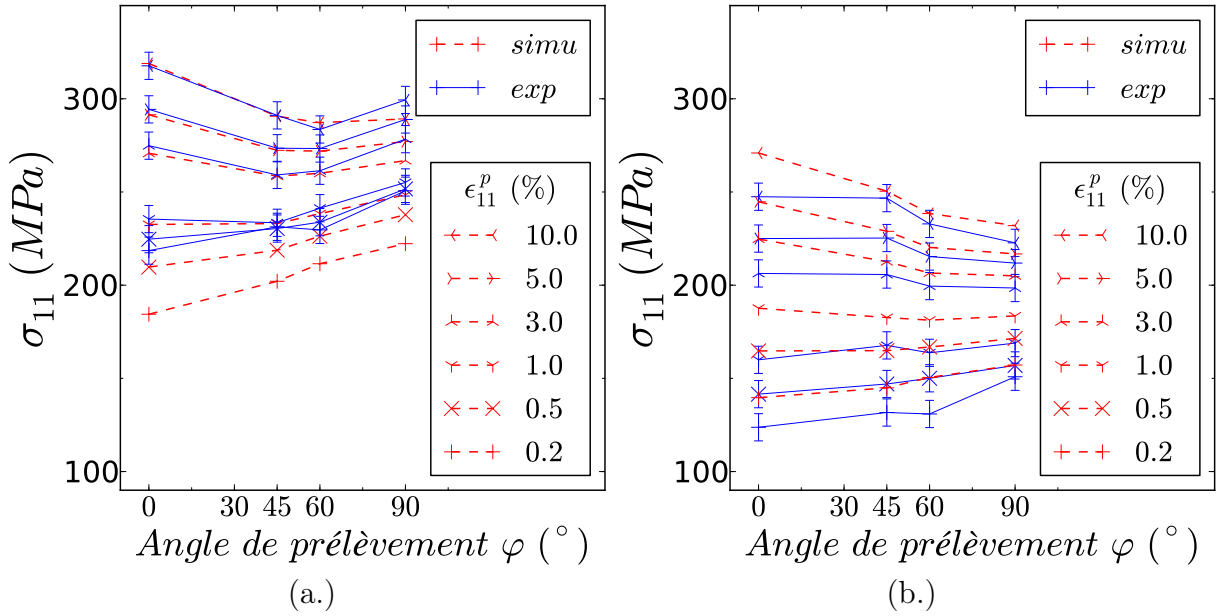


FIGURE F.3: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction à 20°C et $10^{-1}s^{-1}$ selon toutes les directions de sollicitées : (haut) Courbe contrainte/déformation (bas) ε_{11} en fonction de ε_{22}

F.1.1.2 Essais à 250°C



(a.) (b.)

FIGURE F.5: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction des contraintes d'écoulement prises à différents niveaux de déformation pour les conditions (a.) T1 et V1, (b.) T1 et V4

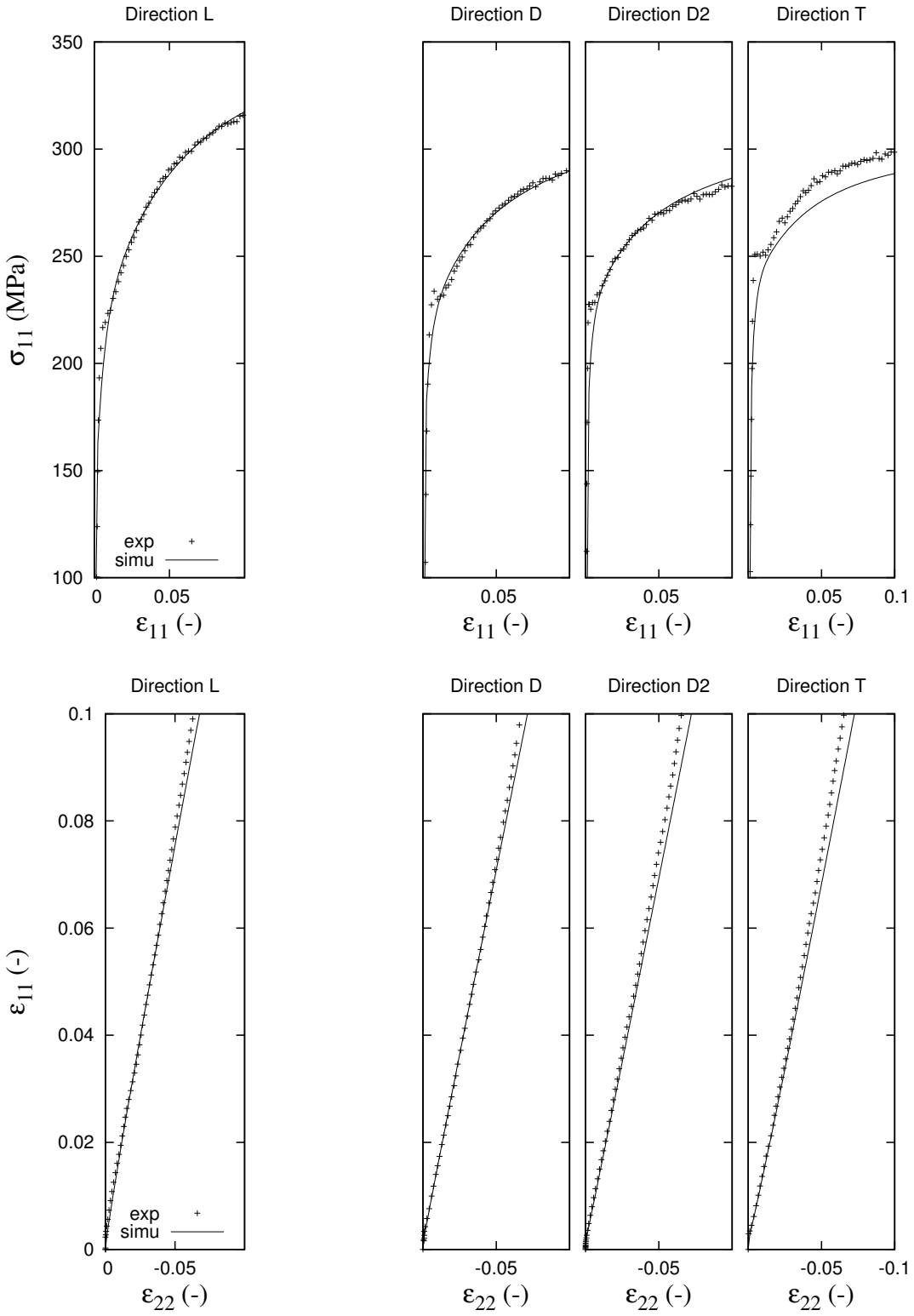


FIGURE F.6: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction à 250°C et $10^{-1}s^{-1}$ pour toutes les directions sollicitées : (haut) Courbe contrainte/déformation (bas) ε_{11} en fonction de ε_{22}

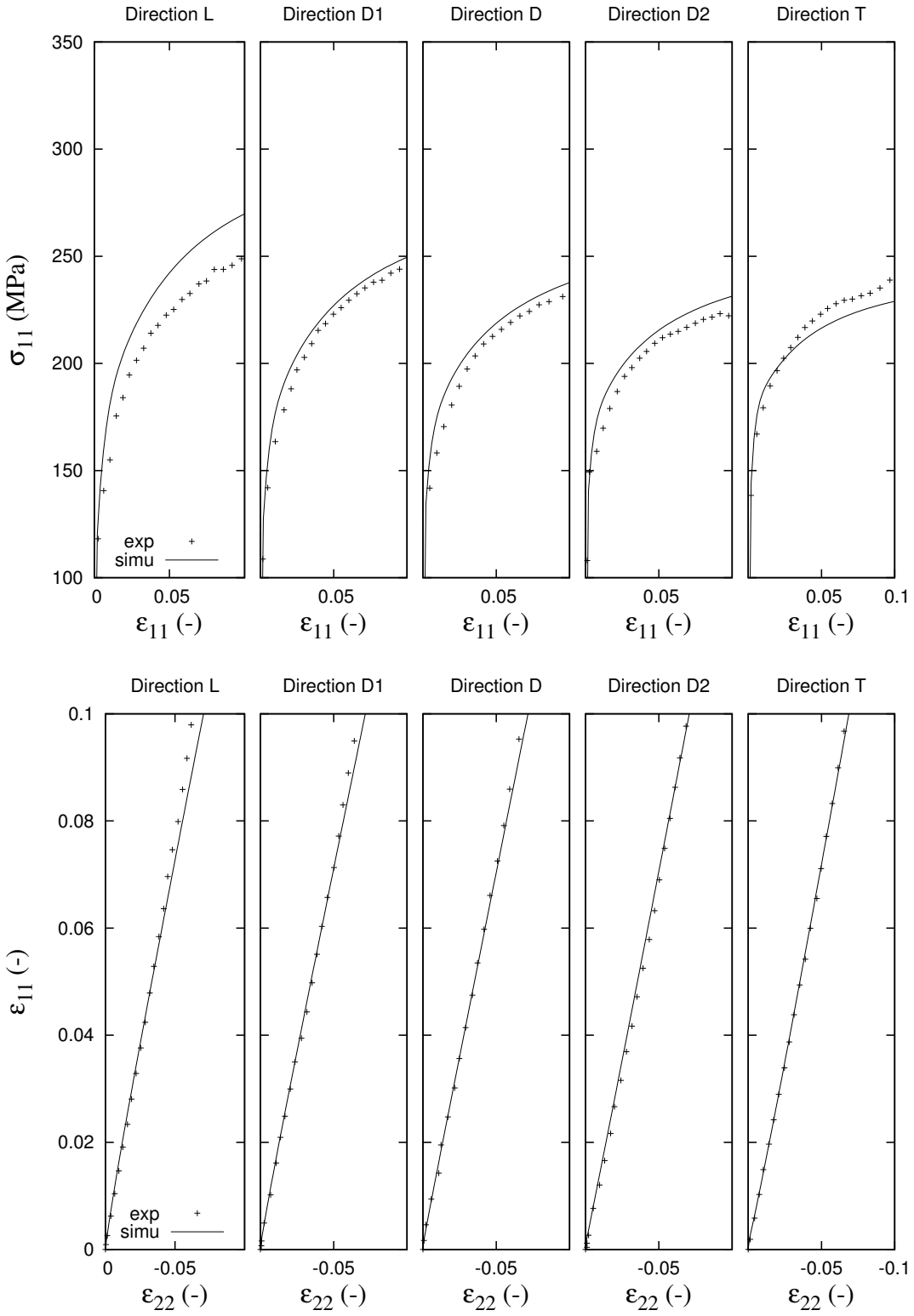


FIGURE F.7: Comparaison entre les mesures et les simulations pour les essais de traction à 250°C et $10^{-4}s^{-1}$ pour toutes les directions sollicitées : (haut) Courbe contrainte/déformation (bas) ε_{11} en fonction de ε_{22}

F.1.2 Essais sur tube tirés de l'étude de Robinet

F.1.2.1 Essais à 20°C

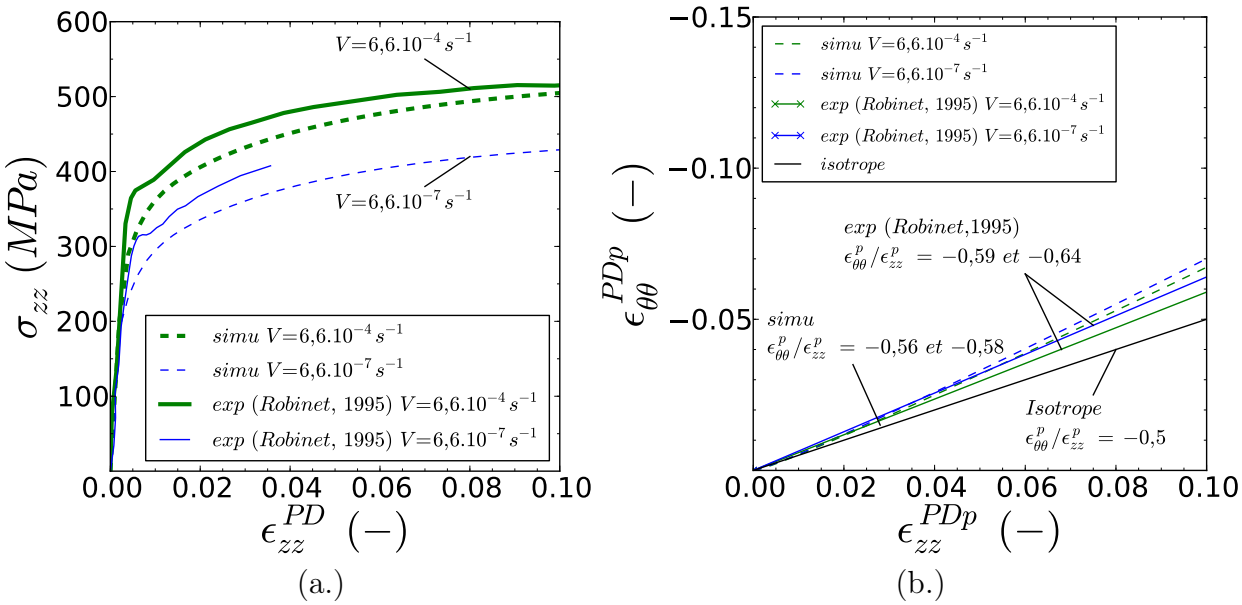
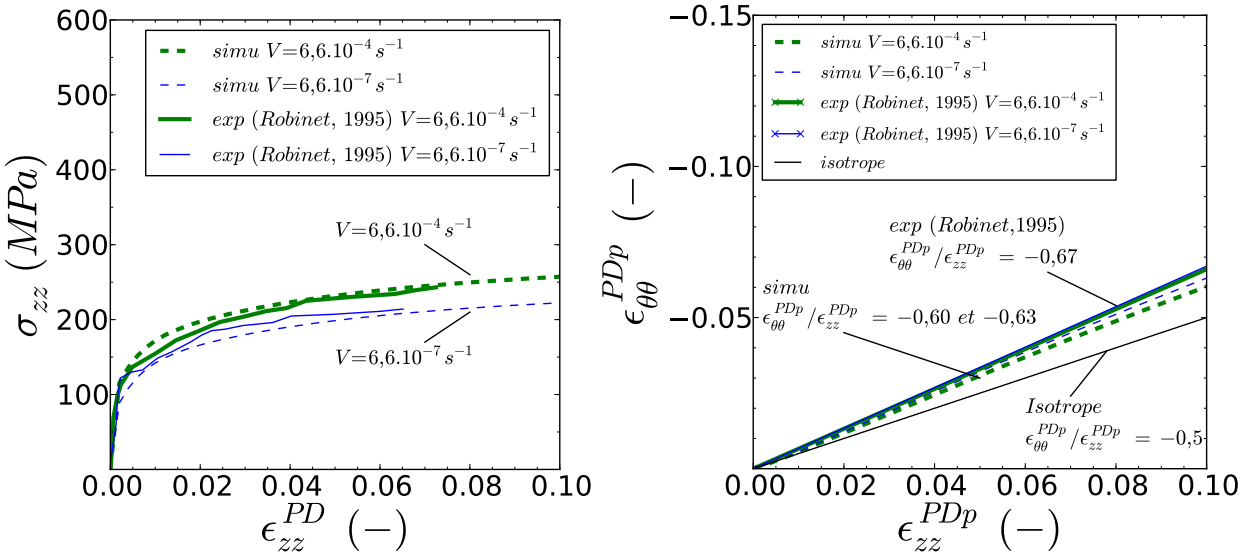


FIGURE F.8: Comparaison des essais et des simulations de chargement de traction axiale sur tube à 20°C et aux vitesses de $6,6.10^{-4}$ et $6,6.10^{-7}$ s^{-1} : courbe contrainte déformation (a.) et courbe $f(\varepsilon_{zz}^{PDp}) = \varepsilon_{\theta\theta}^{PDp}$ (b.)

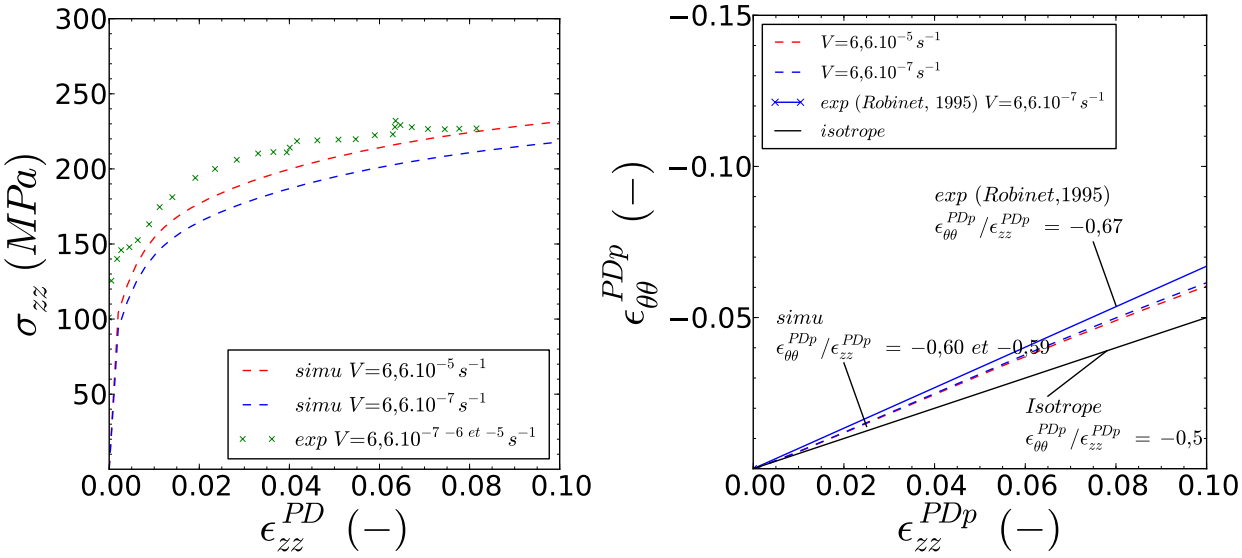
F.1.2.2 Essais à 300°C



(a.) (b.)

FIGURE F.9: Comparaison des essais et des simulations de chargement de traction axiale sur tube à 300°C et aux vitesses de $6,6.10^{-4}$ et $6,6.10^{-7}$ s^{-1} : courbe contrainte déformation (a.) et courbe $f(\varepsilon_{zz}^{PDp}) = \varepsilon_{\theta\theta}^{PDp}$ (b.)

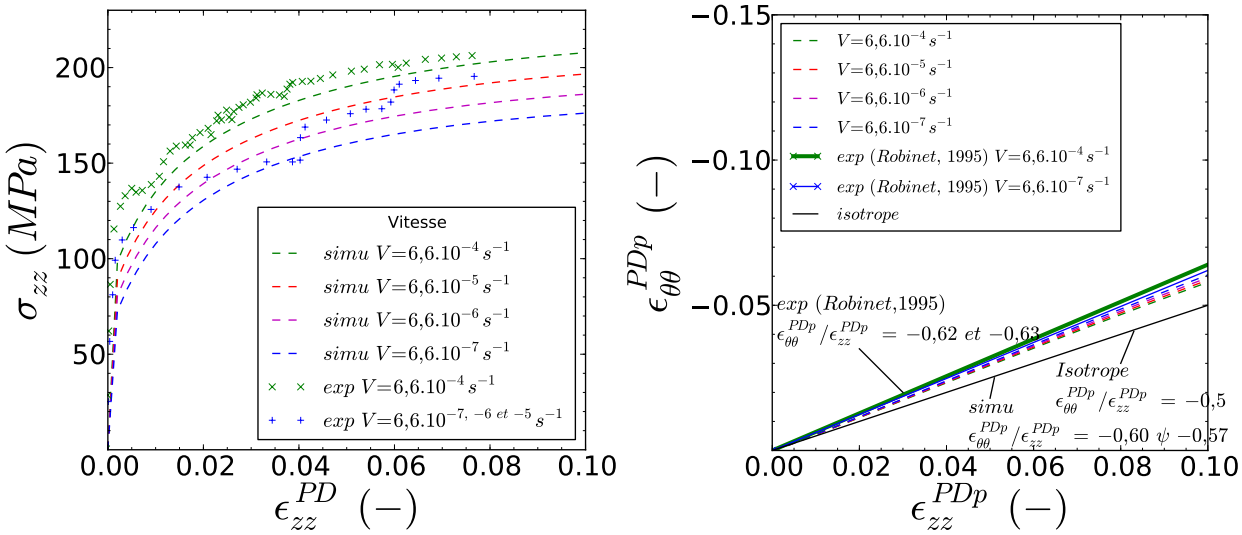
F.1.2.3 Essais à 350°C



(a.) (b.)

FIGURE F.10: Comparaison des essais et des simulations de chargement de traction axiale sur tube à 350°C. Les simulations sont réalisées à $6,6.10^{-5}$ et $6,6.10^{-7}$ s^{-1} et les données expérimentales correspondent à un chargement de traction avec sauts de vitesse de déformation de $6,6.10^{-7}$ s^{-1} à $6,6.10^{-6}$ s^{-1} puis $6,6.10^{-5}$ s^{-1} : courbe contrainte déformation (a.) et courbe $f(\varepsilon_{zz}^{PDp}) = \varepsilon_{\theta\theta}^{PDp}$ (b.)

F.1.2.4 Essais à 400°C



(a.) (b.)

FIGURE F.11: Comparaison des essais et des simulations de chargement de traction axiale sur tube à 400°C. Les simulations sont réalisées à des vitesses comprises entre $6,6.10^{-4}$ s^{-1} et $6,6.10^{-7}$ s^{-1} et les données expérimentales correspondent à un chargement de traction à $6,6.10^{-4}$ s^{-1} et à un chargement avec sauts de vitesse de déformation de $6,6.10^{-7}$ s^{-1} à $6,6.10^{-6}$ s^{-1} puis $6,6.10^{-5}$ s^{-1} : courbe contrainte déformation (a.) et courbe $f(\varepsilon_{zz}^{PDp}) = \varepsilon_{\theta\theta}^{PDp}$ (b.)

F.2 Essais de cisaillement sur tôle et torsion sur tube

F.2.1 Essais de cisaillement cyclique sur tôle de l'étude à 20°C

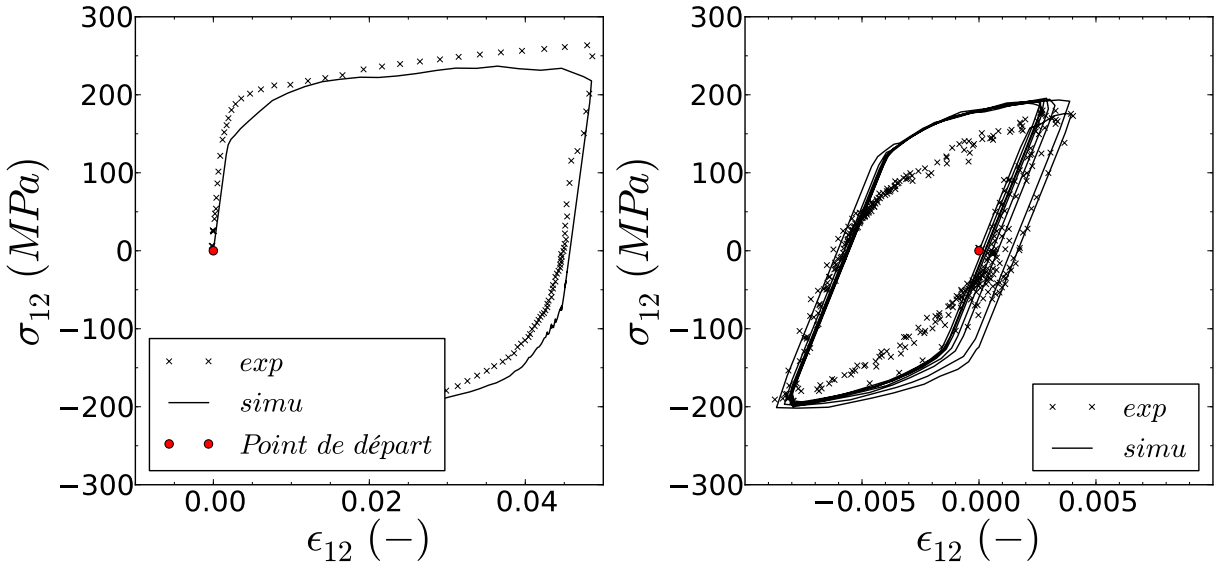
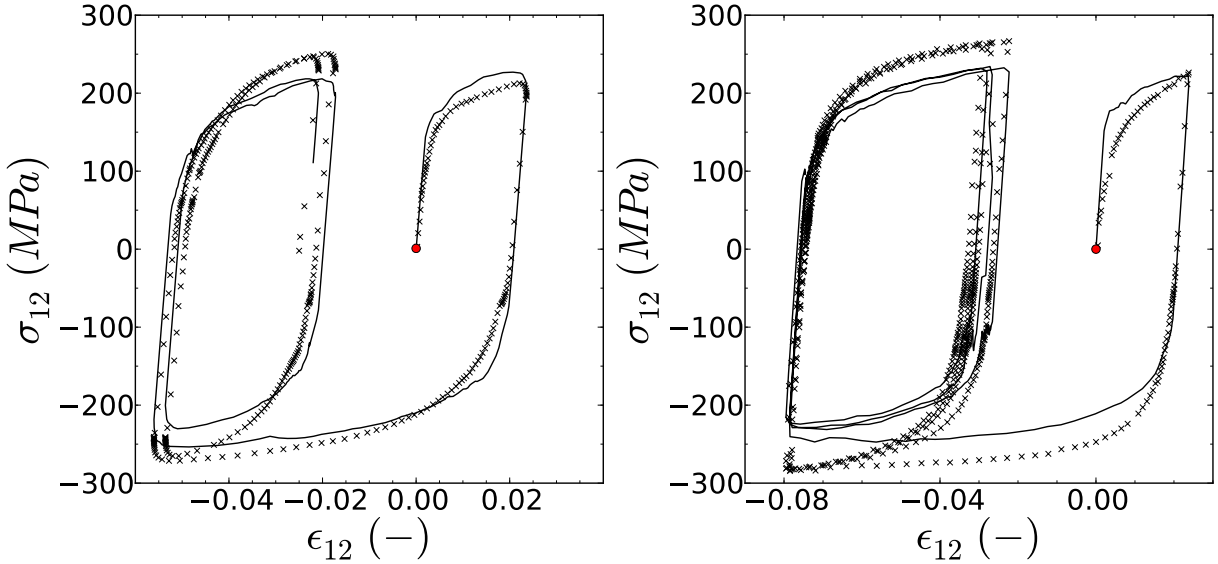


Figure F.12: Comparaison entre la mesure et la simulation de deux essais de cisaillement cyclique sur tôle réalisés dans la direction de prélèvement L



(a.) (b.)

Figure F.13: Comparaison entre la mesure et la simulation de deux essais de cisaillement cyclique sur tôle réalisés dans la direction de prélèvement (a.) D1 (B.) T

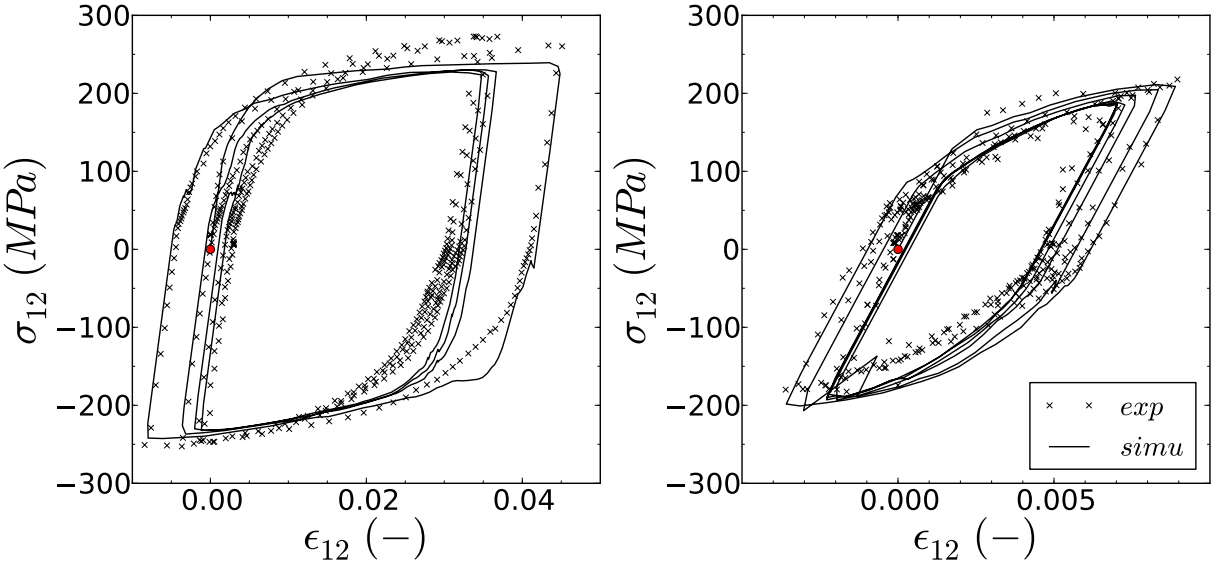


FIGURE F.14: Comparaison entre la mesure et la simulation de deux essais de cisaillement cyclique sur tôle réalisés dans la direction de prélèvement D

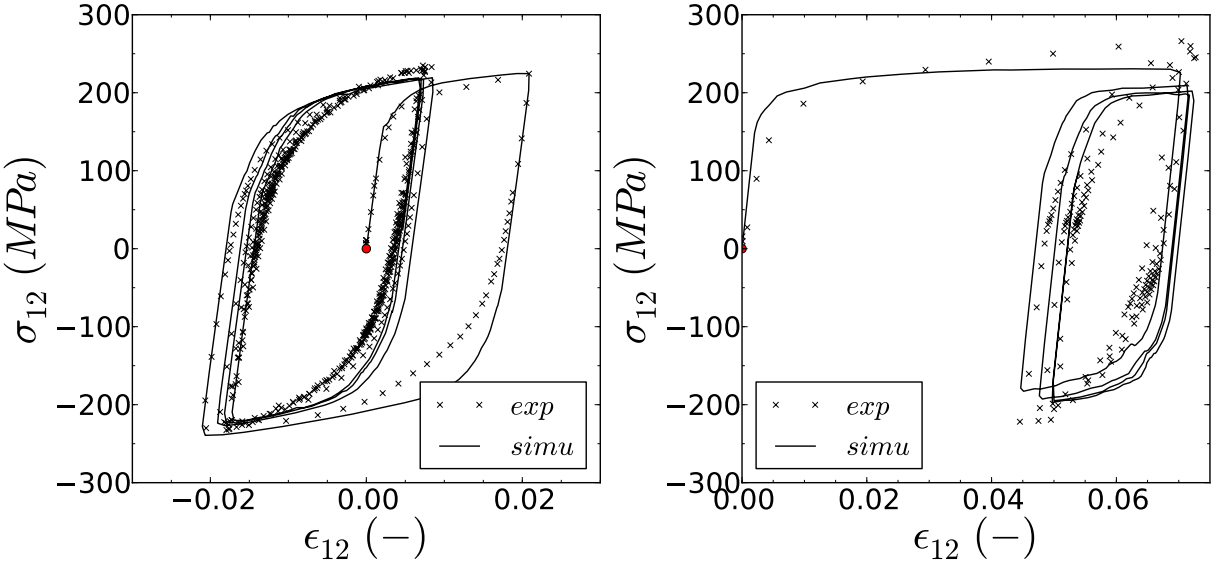


FIGURE F.15: Comparaison entre la mesure et la simulation de deux essais de cisaillement cyclique sur tôle réalisés dans la direction de prélèvement D2

F.2.2 Essais de torsion cyclique sur tôle à 350 °C tirés de l'étude de Robinet

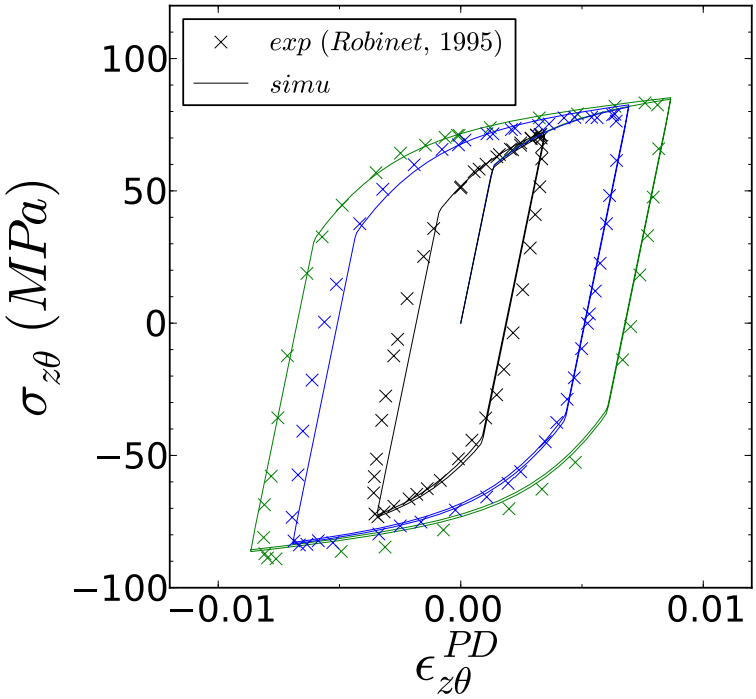


Figure F.16: Essais de cisaillement cyclique sur tube à 350 °C : comparaison entre expérience et simulation

F.3 Essais de traction/torsion sur tube tirés de l'étude de Robinet

F.3.1 Essais à 20°C

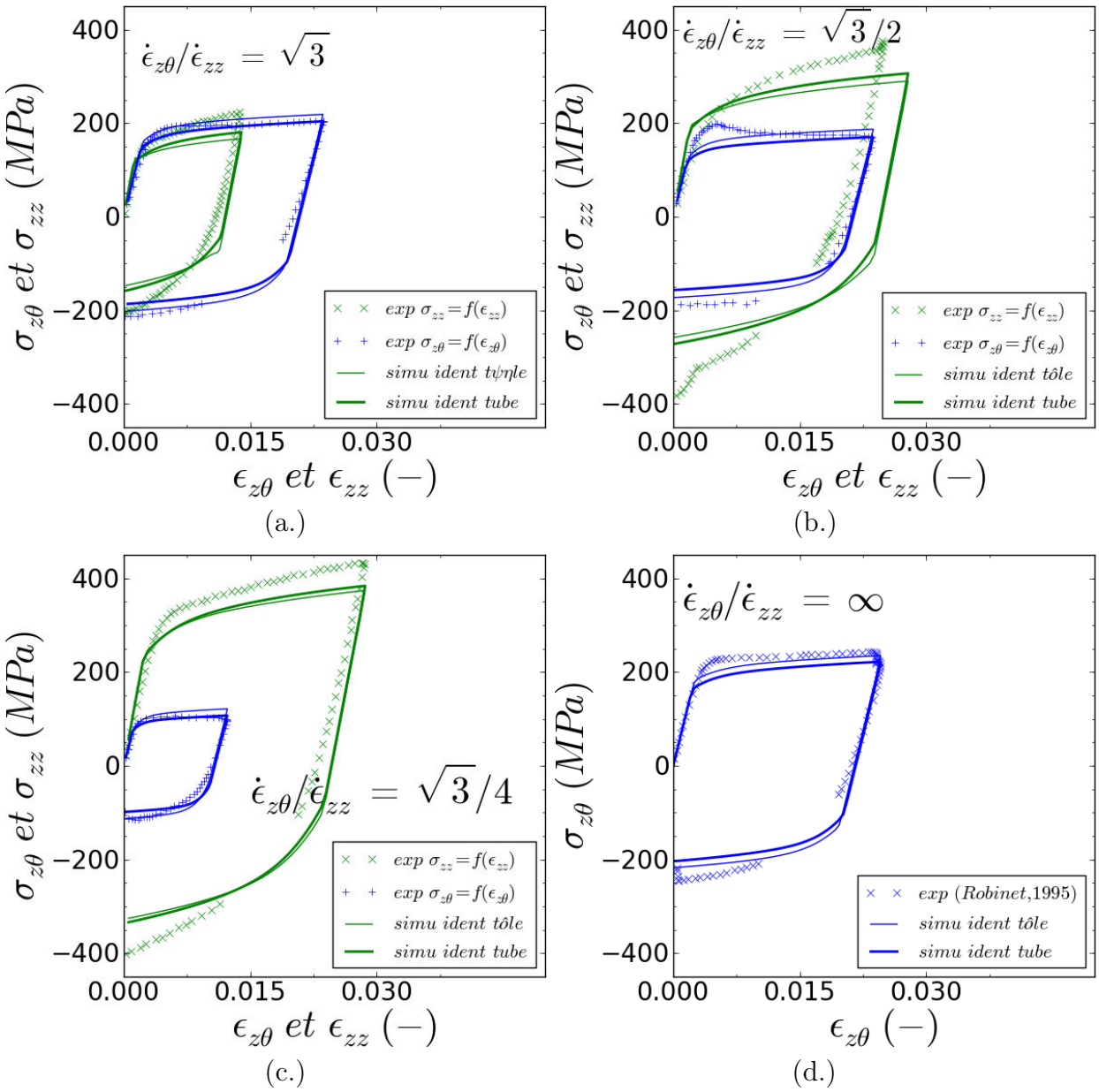


FIGURE F.17: Comparaison des modèles identifiés avec et sans l'essai sur tube selon des chargements de traction/torsion à 20°C pour différents rapports de biaxialité : (a.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \infty$, (b.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3}$, (c.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3/2}$, (d.) $\dot{\varepsilon}_{z\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \sqrt{3/4}$

F.3.2 Essais à 350°C

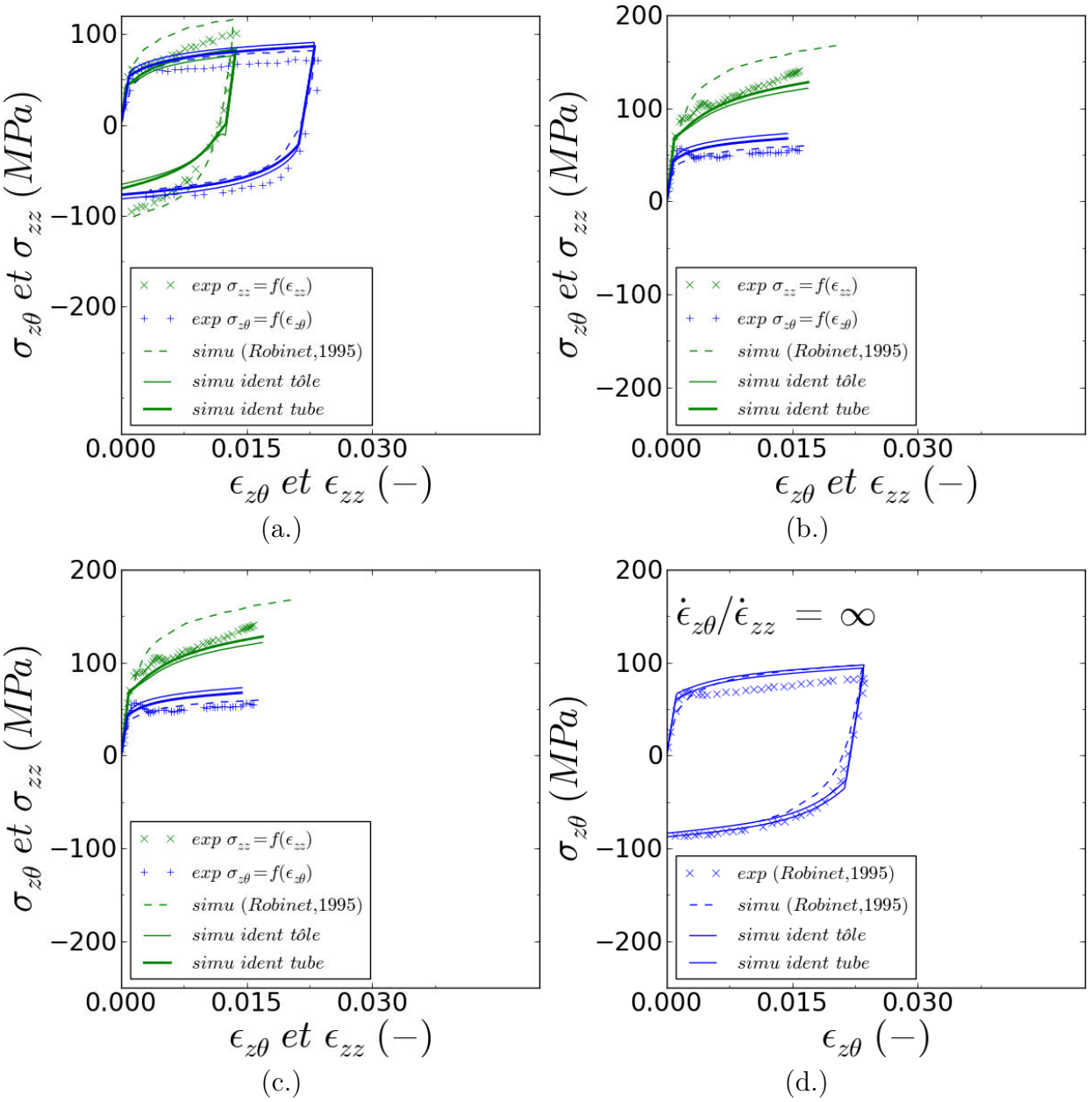


FIGURE F.18: Comparaison des modèles identifiés avec et sans l'essai sur tube selon des chargements de traction/torsion à 350°C pour différents rapports de biaxialité : (a.) $\dot{\epsilon}_{z\theta}/\dot{\epsilon}_{zz} = \infty$, (b.) $\dot{\epsilon}_{z\theta}/\dot{\epsilon}_{zz} = \sqrt{3}$, (c.) $\dot{\epsilon}_{z\theta}/\dot{\epsilon}_{zz} = \sqrt{3/2}$, (d.) $\dot{\epsilon}_{z\theta}/\dot{\epsilon}_{zz} = \sqrt{3/4}$

F.3.2.1 Essais de traction/pression interne à 350 °C sur tube tirés de l'étude de Robinet

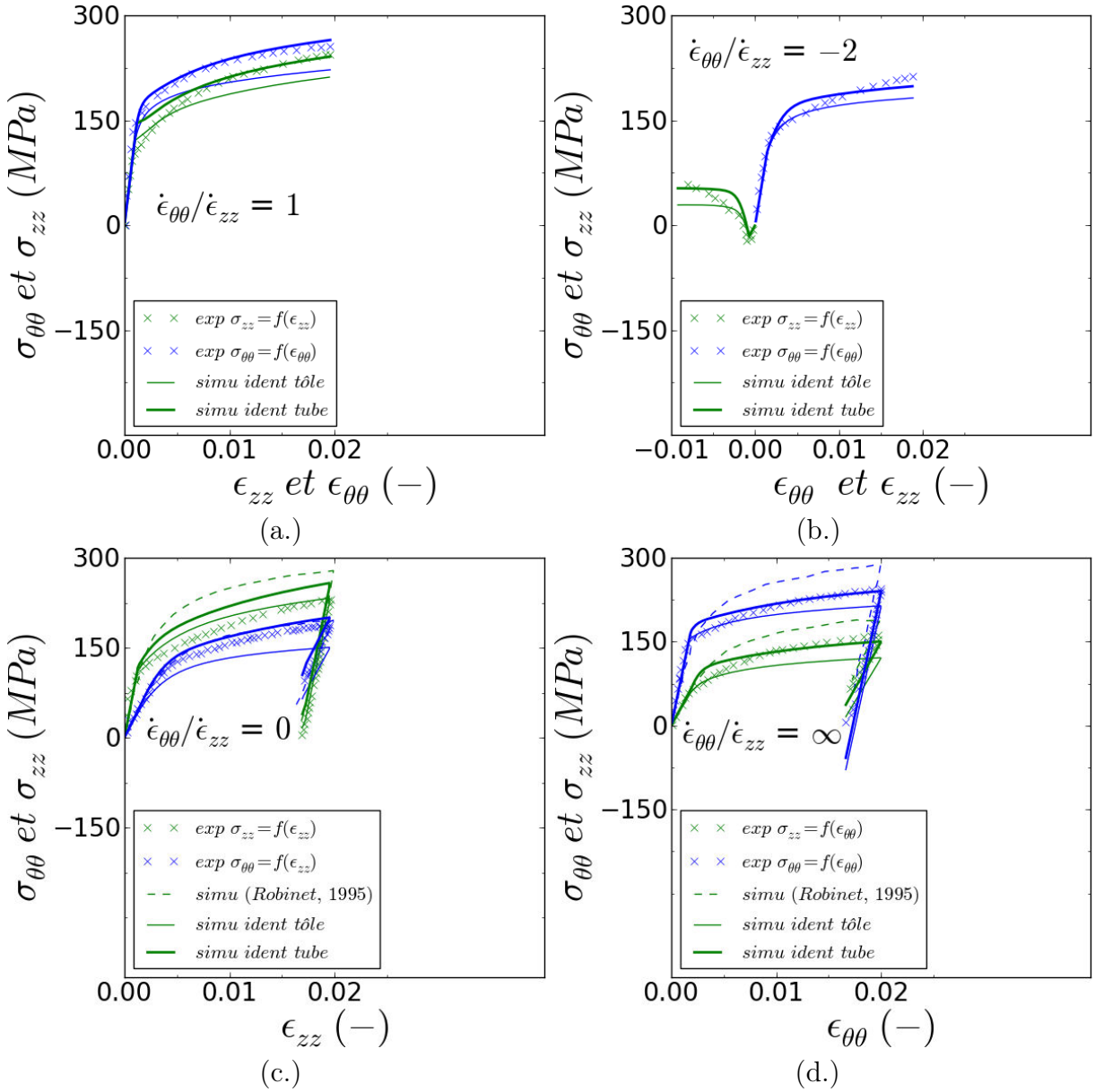


FIGURE F.19: Comparaison des modèles identifiés avec et sans l'essai sur tube selon des chargements de traction/pression interne à 350°C pour différents rapports de biaxialité : (a.) $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = -2$, (b.) $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = \infty$, (c.) $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = 1$, (d.) $\dot{\varepsilon}_{\theta\theta}/\dot{\varepsilon}_{zz} = 0$

Comportement du Zircaloy-4 recristallisé : identification du comportement anisotrope pour application à la situation d'accident de réactivité

Résumé : La texture marquée des tôles et des gaines en alliages de zirconium se traduit par une forte anisotropie du comportement mécanique. L'objectif de l'étude est de caractériser et de modéliser le comportement anisotrope de tôles en alliage de Zircaloy-4 recristallisé. La caractérisation de l'anisotropie du comportement est réalisée au travers d'essais mécaniques conventionnels (chargements en traction et en cisaillement) sur tôles en utilisant la méthode de corrélation d'images numériques. Dans un premier temps, un modèle a été identifié à partir de cette base expérimentale sur tôle. La loi est validée par des calculs éléments finis d'essais de traction sur éprouvettes plates entaillées. Dans un second temps, la transférabilité du modèle de la tôle vers le tube a été étudiée. Pour les chargements uniaxiés, la transférabilité est avérée. En revanche, pour les chargements biaxiés la transférabilité est moins bonne. Une réidentification des paramètres gérant l'anisotropie du comportement en intégrant à la base d'identification un essai équibiaxié sur tube a été nécessaire.

Mots clés : Zircaloy-4 recritallisé, Anisotropie, RIA, Plasticité

Mechanical Behaviour of Zircalloy-4 recritallized alloy : anisotropic behaviour identification for the reactivity initiated accident situation

Abstract : Zirconium alloy sheet and clad are strongly textured materials, resulting in sharp anisotropic mecanical behavior. The purpose of this work is to characterize and model the anisotropic behavior of recrystallized Zircaloy-alloy sheets. Anisotropy is investigated by usual mechanical tests (tensile and shear loadings) performed on sheet material using digital image correlation measurments. A model is identified from this experimental database obtained on sheet material. Finite element simulations of tensile notched tests are used to validate the law. Then, the model transferability from the sheet to the rod is studied. The transferability is suitable for uniaxial loading. On the contrary, the transferability is not fully adequate for biaxial loadings. Therefore, a new identification of parameters dealing with anisotropy from enriched database with an equibiaxial rod test is necessary.

Keywords : Recristallized Zircaloy-4, Anisotropy, RIA, Plasticity

MINES ParisTech

ParisTech
INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY