HAL
open science

Tenue mécanique de liners en titane pour réservoirs haute pression

Melchior Simon-Perret

To cite this version:

Melchior Simon-Perret. Tenue mécanique de liners en titane pour réservoirs haute pression. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2013. Français. NNT : 2013ENMP0096 . tel-01144414

HAL Id: tel-01144414

https://pastel.hal.science/tel-01144414

Submitted on 21 Apr 2015

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° 342 : Science des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École nationale supérieure des mines de Paris

Spécialité Science et Génie des matériaux

présentée et soutenue publiquement par

Melchior SIMON-PERRET

le 8 octobre 2013

Tenue mécanique de liner en titane pour réservoir haute pression

Directeur de thèse : **Jérôme CREPIN**
Co-encadrement de la thèse : **Thilo MORGENEYER**

JURY

M. François HILD, Directeur de Recherches, LMT Cachan	Président
Mme Salima BOUVIER, Professeur des Universités, Laboratoire Roberval UTC Compiègne	Rapporteur
M. Sylvain CALLOCH, Professeur des Universités, LBMS ENSTA Bretagne	Rapporteur
Mme Eva HERIPRE, Ingénieur de Recherche CNRS, LMS Ecole Polytechnique	Examinateur
M. Jérôme CREPIN, Maître de Recherche, Centre des Matériaux Mines ParisTech	Directeur de thèse
M. Thilo MORGENEYER, Chargé de Recherche, Centre des Matériaux Mines ParisTech	Maître de thèse
M. Fabien BENEDIC, EADS Astrium SP	Invité
M. Jean DUVAL, ATMOSTAT	Invité

T H È S E

MINES ParisTech
Centre des Matériaux - UMR CNRS 7633
B.P.87 - 91003 Evry Cedex

Table des matières

TABLE DES MATIERES III

TABLE DES FIGURES VII

LISTE DES TABLEAUX XXIII

CHAPITRE 1 : INTRODUCTION 1

1.1 CONTEXTE INDUSTRIEL 1
1.2 OBJECTIFS 3

CHAPITRE 2 : LES MATERIAUX DE L'ETUDE 5

2.1 GENERALITES 5
2.1.1 Cristallographie du titane 5
2.1.2 La transformation allotropique 6
2.1.3 Les mécanismes de déformation dans le titane pur 7
2.1.4 Effets des éléments d'addition 10
2.1.5 Classification des alliages de titane 11
2.1.6 Morphologies et propriétés mécaniques 15
2.2 LES MATERIAUX DE L'ETUDE 21
2.2.1 Préparation des échantillons pour l'observation microscopique 21
2.2.2 Le titane T35 23
2.2.3 Les soudures homogènes T35/T35 25
2.2.4 Le TA6V4 29
2.2.5 Les soudures hétérogènes T35/TA6V4 30
2.3 CONCLUSION 39

CHAPITRE 3 : CARACTERISATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DU TITANE T35 41

3.1 ESSAIS MECANIQUES 41
3.1.1 Introduction 41
3.1.2 Choix des essais mécaniques retenus 43
3.2 PRINCIPE DE LA MESURE DES DEFORMATIONS PAR LA METHODE DE SUIVI DE MARQUEURS 43
3.2.1 Préparation des surfaces des éprouvettes 44
3.2.2 Description du dispositif expérimental 45
3.2.3 Principe et précision de mesure 46
3.2.4 Influence de la base de mesure sur la mesure de la déformation longitudinale et post traitement des essais 47
3.3 ESSAIS DE TRACTION MONOTONE 50
3.3.1 Principe et configuration des essais 50
3.3.2 Mise en place des essais de traction monotone 51
3.3.3 Reproductibilité des essais 51
3.3.4 Vitesse de déformation réelle imposée 52
3.3.5 Résultats 53
3.3.6 Résultats de corrélation d'images 56

3.4 LES ESSAIS DE TRACTION/RELAXATION 59
3.4.1 Principe des essais 59
3.4.2 Mise en place des essais 61
3.4.3 Résultats 63
3.5 LES ESSAIS DE CISAILLEMENT 66
3.5.1 Principe et conception du montage de cisaillement 66
3.5.2 Les essais de cisaillement monotone 75
3.5.3 Les essais de cisaillement cyclique 78
3.6 COMPARAISON DE CES RESULTATS AVEC CEUX ISSUS DE LA LITTERATURE 83
3.6.1 Comportement en traction monotone 84
3.6.2 Comportement cyclique 85
3.7 CONCLUSIONS 87

CHAPITRE 4 : MODELISATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DU TITANE T35 89

4.1 CHOIX DU MODELE DE COMPORTEMENT 89
4.2 LES DIFFERENTS ELEMENTS CONSTITUTIFS 90
4.2.1 Elasticité 91
4.2.2 Plasticité 91
4.2.3 Viscoplasticité 94
4.2.4 Lois d'écrouissage 95
4.3 CONSTRUCTION DES MODELES DE COMPORTEMENT 97
4.3.1 Modèles basés sur un critère de plasticité de von Mises 98
4.3.2 Modèle basé sur un critère de plasticité de Hill 99
4.4 IDENTIFICATION DES PARAMETRES DES LOIS DE COMPORTEMENT 100
4.4.1 Définition de la fonction coût. 100
4.4.2 Stratégie de comparaison 100
4.4.3 Présentation des algorithmes utilisés 102
4.4.4 Méthode d'identification des paramètres 104
4.4.5 Résultats des procédures d'identification 107
4.5 ETUDE DE LA SENSIBILITE AUX PARAMETRES 113
4.5.1 Sensibilité des paramètres de la loi de Norton 113
4.5.2 Sensibilité des paramètres de la loi d'écrouissage 114
4.5.3 Sensibilité des paramètres du critère de plasticité de Hill 116
4.6 VALIDATION DE LA LOI DE COMPORTEMENT 116
4.6.1 Validation du modèle vis-à-vis de l'anisotropie de comportement 117
4.6.2 Validité du modèle vis-à-vis du comportement cyclique 118
4.6.3 Validation du modèle sur des géométries plus complexes 119
4.7 CONCLUSIONS 127

CHAPITRE 5 : OBSERVATIONS ET PREDICTIONS DU COMPORTEMENT DE DEFAUTS LORS D'UN CHARGEMENT MONOTONE 129

5.1 BIBLIOGRAPHIE 130
5.1.1 La rupture ductile 130
5.1.2 La rupture ductile du titane 132

5.1.3 Soudures *133*
5.1.4 Observations en trois dimensions *134*
5.1.5 Modélisation de la rupture ductile dans les matériaux métalliques *135*
5.2 TECHNIQUES EXPERIMENTALES 137
5.2.1 Les techniques d'observations en trois dimensions *137*
5.2.2 Les cordons de soudures *140*
5.2.3 Les défauts débouchants *142*
5.2.4 Les défauts non-débouchants *143*
5.3 SOUDURES T35/TA6V4 146
5.3.1 Observations tomographiques *147*
5.3.2 Essais mécaniques *149*
5.3.3 Simulations numériques *150*
5.3.4 Conclusion sur l'effet des cavités présentent dans les soudures *155*
5.4 ETUDE DE DEFAUTS DEBOUCHANTS 156
5.4.1 Essais mécaniques *156*
5.4.2 Observations tomographiques *159*
5.4.3 Simulations numériques *161*
5.5 ETUDE DE DEFAUTS NON DEBOUCHANTS 167
5.5.1 Essai mécanique réalisé *168*
5.5.2 Observations par laminographie *169*
5.5.3 Simulations numériques *178*
5.6 CONCLUSIONS 184

CHAPITRE 6 : CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES 187

ANNEXE A : COURBES DES ESSAIS DE TRACTION. 193

ANNEXE B : COURBES DES ESSAIS DE TRACTION/RELAXATION 197

ANNEXE C : COURBES DES ESSAIS DE CISAILLEMENT 201

ANNEXE D : LE SYNCHROTRON 203

A. PRINCIPE DE BASE D'UN SYNCHROTRON 203
B. UTILISATION DE LA LUMIERE SYNCHROTRON 204
i. L'European Synchrotron Radiation Facility (ESRF) *204*
ii. La ligne de lumière ID19 à l'ESRF *205*
iii. La tomographie synchrotron *206*
iv. Laminographie *207*

BIBLIOGRAPHIE 209

Table des figures

Figure 1.1 – Schéma de principe du réservoir à haute pression développé dans le cadre du projet FRESCORT (image Astrium ST) 2

Figure 1.2 – Schéma de chargement du réservoir lors de la pressurisation ; (a) 1ère pressurisation ; (b) cyclage après la 1ère pressurisation 3

Figure 2.1 - Convention de notations cristallographiques pour les phases hexagonale compacte (α) et cubique centrée (β) (Lütjering and Williams 2007) ... 6

Figure 2.2 - Représentation de la transformation allotropique permettant de passer de la maille cubique centrée à la maille hexagonale (Bürgers 1934)..... 6

Figure 2.3 - Plans et directions de glissement dans le titane α (Lütjering and Williams 2007)..... 8

Figure 2.4 - Changement de forme associé aux macles 1122 pour (a) un chargement de traction et (b) un chargement de compression (Patridge 1967).... 10

Figure 2.5 : Familles des alliages de titane suivant la température et la concentration en éléments bétagène..... 12

Figure 2.6 - Effet du fer sur la microstructure équiaxes du titane α ; (a) 0,15% Fe et (b) 0,03% Fe (Lütjering and Williams 2007)..... 16

Figure 2.7 - Les différents types de morphologies de la classe α + β (Lütjering and Williams 2007); la phase α est en claire et la phase β en foncé; (a) morphologie totalement lamellaire; (b) morphologie bi-modale; (c) morphologie équiaxe; (d) morphologie bi-lamellaire causée par la phase α_s..... 19

Figure 2.8 - Les différents types de morphologie de la classe β (Lütjering and Williams 2007); (a) morphologie β recuite ; (b) morphologie β déformée en dessus du transus; (c) morphologie β déformée en dessous du transus; (d) morphologie β bi-modale 20

Figure 2.9 - Repère géométrique utilisé pour identifier les directions des tôles de titane 23

Figure 2.10 - Micrographie optique en lumière polarisée du titane T35; (a) plan L-T et (b) plan L-N 24

Figure 2.11 - Analyse EBSD du titane T35 dans le plan L-T; (a) cartographie d'orientation cristalline associée à la figure de pôle inverse et (b) figures de pôles des plans (0002) et (10-10) respectivement 24

Figure 2.12 - Distribution de taille de grains pour le titane T35 obtenue par analyse EBSD ; le critère de désorientation retenu est de 10° et le pas de mesure est de 1 µm..... 25

Figure 2.13 - Micrographie en microscopie optique en lumière polarisée d'une soudure homogène T35/T35 dans le plan L-T..... 26

Figure 2.14 - Analyse EBSD d'une soudure homogène T35/T35 dans le plan L-T; (a) cartographique d'orientation cristalline associée à la figure de pôle inverse; (b) Figures de pôles 26

Figure 2.15 - Micrographie optique en lumière polarisée d'une soudure homogène T35/T35 dans le plan L-N..... 27

Figure 2.16 - Comparaison entre les grains α observés à température ambiante (à gauche) et les grains β haute température dont ils sont issus (à droite) 28

Figure 2.17 - Mesures de microdureté Vickers réalisées, sous une charge de 100 grammes, à travers une soudure homogène T35/T35..... 29

Figure 2.18 - Observation par microscopie électronique à balayage en électrons secondaires du TA6V4 après attaque chimique 'kroll'; la phaseα est en sombre et la phase β en claire 29

Figure 2.19 - Analyse EBSD du TA6V4 dans le plan L-T; (a) cartographique d'orientation cristalline associée à la figure de pôle inverse; (b) figures de pôles (0002) et (10-10) respectivement 30

Figure 2.20 - Observation par microscope optique en lumière polarisée d'une soudure hétérogène T35/TA6V4, les cinq zones principales sont indiquées 31

Figure 2.21 - Observation pas microscope électronique à balayage de la ZAT coté TA6V4 montrant un gradient de microstructure entre le haut de l'image (zone lamellaire fine) et le bas (bi-modale)..... 32

Figure 2.22 - Analyse EBSD de la ZAT TA6V4 dans le plan L-T; (a) cartographique d'orientation cristalline; (b) figures de pôles (0002) et (10-10) respectivement..... 32

Figure 2.23 - Cartographies de distribution spatiale de (a) l'aluminium et (b) du vanadium réalisées par microsonde de Castaing dans la ZAT TA6V4 ; en bas en sombre se trouve la zone fondue 32

Figure 2.24 - Observation par microscopie optique de la zone fondue d'une soudure hétérogène T35/TA6V4 33

Figure 2.25 - Analyse EBSD de la zone fondue d'une soudure hétérogène T35/TA6V4; (a) cartographie d'orientation cristalline associée à la figure de pôle inverse, les lignes noirs délimitent les ex-grains β; (b) figures de pôles (0002) et (10-10) respectivement..... 33

Figure 2.26 - Observation par microscopie optique d'une soudure hétérogène T35/TA6V4; Certaines cavités sont indiquées par des flèches rouge..... 34

Figure 2.27 - Observation par microscopie optique en lumière polarisée de la ZAT T35 d'une soudure hétérogène T35/TA6V4..... 35

Figure 2.28 - Mesure de microdureté Vickers sous une charge de 25 grammes à travers une soudure hétérogène T35/TA6V4 ; la distance 0 se situe dans le T35 35

Figure 2.29 - Profils réalisés par microsonde de Castaing..... 37

Figure 2.30 - Profils de composition chimique réalisés pas microsonde de Castaing concernant les zones TA6V4 et ZAT TA6V4; (a) profils en totalité de la traversée; (b) zoom sur une partie des profils..... 37

Figure 2.31 - Profils de composition chimique réalisés pas microsonde de Castaing concernant la zone fondue..... 38

Figure 2.32 - Profils de composition chimique réalisés pas microsonde concernant les zones T35 et ZAT T35..... 38

Figure 3.1 - Exemples de mouchetis réalisés sur la surface d'éprouvettes pour la mesure des déformations par la méthode de suivi de marqueurs; (a) éprouvette de traction simple; (b) éprouvette de traction avec défauts non-débouchant (non-visible sur la photo)..... 44

Figure 3.2 - Schéma de fonctionnement de l'acquisition des données et des images par le logiciel de suivi de marqueurs Agnès..... 45

Figure 3.3 - Photographie de la station d'essais avec les principaux éléments indiqués ; (1) ordinateur utilisé pour l'acquisition des images et des données machine ; (2) carte d'acquisition National Instrument (NI9215BNC) ; (3) caméra numérique CCD avec objectif télécentrique ; (4) machine de traction INSTRON ; (5) station de pilotage de la machine de traction..... 46

Figure 3.4 – Mesure de la déformation longitudinale en fonction du temps effectuée par le logiciel de suivi de marqueurs Agnès lorsqu'aucun chargement n'est appliqué à l'éprouvette..... 47

Figure 3.5 - Position des couples de marqueurs utilisés pour étudier l'influence de la base de mesure des déformations; la configuration initiale est à gauche et la

finale à droite; le couple 1 est en violet, le couple 2 en vert et le couple 3 en bleu 48

Figure 3.6 - Influence de la base de mesure des déformations; (a) Courbes temps/déformation; (b) Courbes contrainte/déformation 49

Figure 3.7 - Géométrie des éprouvettes utilisées pour les essais de traction et de traction/relaxation; (a) plan de prélèvement (les dimensions sont en mm) ; (b) photographie d'une éprouvette avec les talons en aluminium collés 50

Figure 3.8 – Présentation des essais de traction pour une vitesse de $10^{-4}s^{-1}$ dans la direction de laminage (0°); (a) courbes de contrainte/déformation; (b) courbes déformation transversale/ déformation longitudinale..... 52

Figure 3.9 – Evolution de la vitesse de déformation instantanée ($\varepsilon 11 inst$) en fonction du niveau de déformation pour trois orientations différentes et pour la même vitesse de déplacement imposée 53

Figure 3.10 - Courbes de contrainte/déformation pour les essais de traction pour une vitesse de déformation globale de $10^{-3}s^{-1}$; (a) toute les orientations de prélèvement; (b) uniquement pour 0°, 45° et 90°..... 54

Figure 3.11 - Evolution, pour les 2 vitesses de sollicitation et pour les différentes orientations de (a) la limite d'élasticité et (b) de la contrainte à rupture 54

Figure 3.12 - Courbes illustrant l'effet d'anisotropie de déformation; (a) Evolution de la déformation transversale en fonction de la déformation longitudinale; (b) Evolution du coefficient de Lankford en fonction de l'angle de prélèvement 55

Figure 3.13 – Courbes de traction obtenues pour les 2 vitesses de déformation globales permettant de mettre en évidence le comportement viscoplastique à température ambiante du titane T35 ; (a) 0° ; (b) 90°..... 56

Figure 3.14 - Champ de déformation associé à la composante ε_{11} correspondant à la dernière image exploitable pour différentes orientations de prélèvement par rapport à la direction de laminage (a) 0° (b) 45° et (c) 90° 57

Figure 3.15 - Champ de déformation associé à la composante ε_{22} correspondant à la dernière image exploitable pour différentes orientations de prélèvement par rapport à la direction de laminage (a) 0° (b) 45° et (c) 90° 57

Figure 3.16 - Champ de déformation associé à la composante ε_{12} correspondant à une déformation dans la direction de sollicitation de 15% pour différentes

orientations de prélèvement par rapport à la direction de laminage (a) 0° (b) 45° et (c) 90° 58

Figure 3.17- Evolution de la déformation moyenne de cisaillement en fonction de la déformation longitudinale pour les différentes orientations d'éprouvettes.. 59

Figure 3.18 - Principe d'exploitation des essais de traction/relaxation; (a) courbes présentant l'évolution de $\varepsilon 11$ et σ_{11} en fonction du temps (essai à 0°); (b) courbes de εp (vitesse de déformation plastique) et σ_{11} en fonction du temps (essai à 0° pour 7% de déformation) ; les flèches indiquent la méthode pour associer une contrainte à une vitesse de déformation 60

Figure 3.19 – Evolution de la déformation $\varepsilon 11$ au cours de l'essai de qualification..... 61

Figure 3.20 – Courbes donnant l'évolution de εp et de σ en fonction du temps pour le pallier de déformation de 3,1% ; (a) courbes totales et (b) Agrandissement sur les 1000 premières secondes 62

Figure 3.21 - Evolution de la déformation $\varepsilon 11$ et de la contrainte $\varepsilon 11 \sigma 11$ concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 0° par rapport à la direction de laminage 63

Figure 3.22 – Résultats des essais de traction/relaxation pour 3 orientations (0°, 45° et 90°) et pour les vitesses de $10^{-5}s^{-1}$ et $1,3.10^{-6}s^{-1}$; (a) courbes contrainte/déformation ; (b) Evolution de $\varepsilon 22$ en fonction de $\varepsilon 11$. 64

Figure 3.23 – Synthèse de certaines caractéristiques mécaniques entre les essais de traction/relaxation et les essais de traction ; (a) anisotropie de comportement plastique ; (b) anisotropie de déformation plastique ; (c) effet viscoplastique pour un prélèvement à 0°..... 65

Figure 3.24 - Schéma et type de maillage (ici pour un rapport Y/h=10) utilisés pour réaliser les simulations de cisaillement servant à déterminer la zone utile de l'éprouvette 67

Figure 3.25 – Cartographie de simulations numériques présentant les valeurs de déformation de cisaillement local $\varepsilon 12$ pour une déformation macroscopique de 50% pour différents rapport Y/h ; (a) Y/h=5 ; (b) Y/h=7,5 ; (c) Y/h=10 ; (d) Y/h=15 ; (e) Y/h=20..... 69

Figure 3.26 – Evolution de la moyenne des déformations locales en fonction de la déformation macroscopique imposée pour les différentes géométries simulées 70

Figure 3.27 – Schéma de principe du montage de cisaillement..... 70

Figure 3.28 – Photographies du montage de cisaillement ; (a) vue de face ; (b) vue de coté ; (1) bâti de fixation à la machine de traction ; (2) bâti principal ; (3) glissière à rouleaux ; (4) partie mobile ; (5) zone cisaillée ; (6) mors mobile..... 71

Figure 3.29 – Géométrie finalisée des éprouvettes utilisées pour les essais de cisaillement ; (a) plan de prélèvement (les dimensions sont indiquées mm) ; (b) photographie d'un éprouvette usinée..... 72

Figure 3.30 – Photographie après essai d'une éprouvette de cisaillement non-collée. La flèche indique la rupture de l'éprouvette à partir d'un trou de vis pour un niveau de déformation macroscopique faible ($\varepsilon 12 \approx 20\%$)..... 73

Figure 3.31 – Eprouvettes de cisaillement ayant subi un essai à $\varepsilon 12 \approx 60\%$ de déformation; (a) éprouvette ayant subi des déformations hors plan (indiquées par les flèches rouges) à cause d'un mauvais serrage des têtes d'éprouvette ; (b) éprouvette sans déformation hors plan, la rupture à lieu à partir d'un trou de vis 74

Figure 3.32 – Schéma présentant la mesure de la déformation de cisaillement par la méthode de suivi de marqueur..... 75

Figure 3.33 - Plan de prélèvement des éprouvettes de cisaillement 76

Figure 3.34 – Déformation de cisaillement $\varepsilon 12$ en fonction du temps pour les quatre essais de cisaillement monotone réalisés..... 76

Figure 3.35 - Courbes contrainte ($\varepsilon 12 \sigma 12$) / déformation ($\varepsilon 12$) correspondant aux quatre essais de cisaillement monotone réalisés..... 77

Figure 3.36 – Essai de cisaillement. Observation de la composante de cisaillement pour un niveau de déformation macroscopique de 20% pour deux directions de prélèvement : (a) DD et (b) TL 78

Figure 3.37 - Essai cyclique de cisaillement à vitesse de déplacement imposée de $6.10^{-2}s^{-1}$ et limites en contrainte R=-1 (18 cycles) ; (a) consigne de l'essai ; (b) réponse..... 79

Figure 3.38 - Essai cyclique à vitesse de déplacement imposée de $6.10^{-2}s^{-1}$ et limites en déplacement de traverse ; (a) consigne ; (b) réponse..... 80

Figure 3.39 – Courbes contrainte/déformation pour les trois essais de cisaillements cycliques ; (a) ±0,64mm ; (b) ±0,30mm ; (c) ±0,23mm 81

Figure 3.40 - Amplitude de contrainte normalisée par l'amplitude au premier cycle pour les trois essais de cisaillement cyclique..... 82

Figure 3.41 – Courbe typique de contrainte déformation pour un chargement cyclique alterné (Lemaitre, Chaboche, and Germain 1988) ; X représente la variable d'écrouissage cinématique ; R la variable d'écrouissage isotrope ; σy correspond à la limite d'élasticité initiale du matériau 83

Figure 3.42 – Décomposition des composantes isotrope et cinématique de l'écrouissage en fonction de la déformation plastique cumulée pour les trois essais de cisaillement cyclique 83

Figure 3.43 – Comparaison des résultats expérimentaux issus de ce travail avec ceux issus de la littérature (Ishiki, Kuwabara, and Hayashida 2011)(Kuwabara and Horiuchi 2008)(Nixon, Cazacu, and Lebensohn 2010); (a) limite d'élasticité normalisée ; (b) coefficients de Lankford 85

Figure 3.44 – Comparaison des résultats expérimentaux concernant les essais cycliques avec ceux de la littérature (Sun and Gu 2001); amplitude de contrainte normalisée par la contrainte au premier cycle en fonction du nombre de cycles . 86

Figure 3.45 - Figures de pôles des plans (0002) et (10-10) obtenues dans l'étude de Bouvier pour du titane ultra pur (Bouvier et al. 2012)..... 86

Figure 3.46 – Courbes de cisaillement monotone obtenues dans l'étude de Bouvier (Bouvier et al. 2012) et dans notre étude 87

Figure 4.1 – Effet de l'écrouissage isotrope R sur (a) une courbe contrainte/déformation plastique et (b) projection de la surface de charge dans l'espace des contraintes principales (S_1, S_2) (Lemaitre, Chaboche, and Germain 1988) 95

Figure 4.2 - Effet de l'écrouissage cinématique [X] sur (a) une courbe contrainte/déformation plastique et (b) projection de la surface de charge dans l'espace des contraintes (S_1, S_2) (Lemaitre, Chaboche, and Germain 1988) 97

Figure 4.3 – Illustration de la conversion des données expérimentales pour obtenir des points équirépartis en fonction du temps ; les points bleus correspondent aux valeurs initiales et les points roses aux interpolations après traitement..... 101

Figure 4.4 – Schématisation du fonctionnement d'un algorithme génétique (Wikipedia Algorithme génétique 2013) 103

Figure 4.5 – Comparaison entre les simulations numériques et les résultats expérimentaux pour l'identification des paramètres de la loi de Norton ; courbes contrainte/déformation utilisées pour l'identification..... 108

Figure 4.6 – Résidus calculés pour les différents types d'écrouissage utilisés avec un critère de plasticité de von Mises et pour les différentes sollicitations utilisées pour l'identification des paramètres 109

Figure 4.7 – Courbes contrainte/déformation de tractions monotones (expérimentales et simulées) utilisées pour l'identification des paramètres des lois d'écrouissage 110

Figure 4.8 – Reproduction du dernier cycle des courbes contrainte/déformation (expérimentales et simulées) pour essai de cisaillement cyclique utilisées pour l'identification des paramètres des lois d'écrouissage ; (a) amplitude de ±0,64mm (b) amplitude de ±0,3mm 110

Figure 4.9 - Valeurs des résidus pour les deux critères de plasticité (von Mises et Hill) pour une même loi d'écrouissage multicomposant. 112

Figure 4.10 - Courbes contrainte/déformation expérimentales et simulées utilisées pour l'identification des paramètres des lois d'écrouissage et du critère de plasticité de Hill ; (a) traction monotone ; (b) cisaillement cyclique pour une amplitude de ±0,64mm (dernier cycle)..... 112

Figure 4.11 – Influence des paramètres de la loi viscoplastique de Norton sur les trois cas test. 114

Figure 4.12 - Influence des paramètres de la loi d'écrouissage sur les trois réponses simulées 114

Figure 4.13 – Décomposition des différentes contributions de l'écrouissage en utilisant les paramètres identifiés avec le critère de plasticité de Hill dans le cas d'un chargement uniaxial monotone 115

Figure 4.14 – Représentation en trois dimensions des coordonnées utilisées pour la modélisation d'un élément de volume..... 117

Figure 4.15 – Comparaison entre le critère de von Mises, le critère de Hill et les expériences concernant (a) l'évolution de la limite d'élasticité à 0,2% de déformation et (b) le coefficient de Lankford pour les différentes orientations de sollicitations..... 118

Figure 4.16 – Comparaison entre la prédiction de simulations numériques et les données expérimentales pour l'essai de cisaillement cyclique pour une amplitude de ± 0,30 mm 119

Figure 4.17 – Maillage de 1/8 de l'éprouvette de traction ; (a) maillage complet ; (b) zone utile de l'éprouvette..... 120

Figure 4.18 - Courbes contrainte/déformation pour l'orientation 0° (a) macroscopique et (b) locale 121

Figure 4.19 - Courbes contrainte/déformation pour l'orientation 45° (a) macroscopique et (b) locale 121

Figure 4.20 - Courbes contrainte/déformation pour l'orientation 90° (a) macroscopique et (b) locale 121

Figure 4.21 - Composante axiale du champ de déformation de l'éprouvette prélevée à 0° de la direction de laminage pour un niveau de déformation « local » de 40% ; (a) simulation numérique et (b) corrélation d'image ; le rectangle blanc indique la zone étudiée par simulation numérique..... 122

Figure 4.22 - Composante axiale du champ de déformation de l'éprouvette prélevée à 45° de la direction de laminage pour un niveau de déformation « local » de 40% ; (a) simulation numérique et (b) corrélation d'image ; le rectangle blanc indique la zone étudiée par simulation numérique 123

Figure 4.23 - Composante axiale du champ de déformation de l'éprouvette prélevée à 90° de la direction de laminage pour un niveau de déformation « local » de 40% ; (a) simulation numérique et (b) corrélation d'image ; le rectangle blanc indique la zone étudiée par simulation numérique 123

Figure 4.24 – Déformées et cartographies du champ de déformation plastique cumulée pour les trois simulations correspondant à l'état final (450sec) pour les éprouvettes de (a) 0°, (b) 45° et (c) 90 124

Figure 4.25 – Maillage de l'éprouvette de cisaillement ; le matériau « T35 » est en rouge et les vis sont en gris 125

Figure 4.26 – Comparaison entre les courbes de comportement expérimentales et simulées pour une sollicitation de cisaillement pour les différentes orientations de prélèvement. 126

Figure 4.27 – Champs de déformation plastique pour les simulations de cisaillement monotone pour les 3 orientations pour $\varepsilon_{12} = 23$; (a) éprouvette TL (b) éprouvette DD et (c) éprouvette LT 127

Figure 5.1 – Evolution de la fraction surfacique de cavités et de la déformation à rupture en fonction de la pression hydrostatique (de confinement) (Kao et al. 1990) 132

Figure 5.2 - Comparaison entre les montages expérimentaux pour (a) la tomographie et (b) la laminographie, sur la ligne ID19 à l'ESRF (ESRF laminography 2011) 138

Figure 5.3 – Eprouvette de traction d'un cordon de soudure hétérogène, le TA6V4 est en haut, le T35 en bas et le cordon de soudure est représenté en rouge ; (a) état initial et (b) état final, lorsque la fissure commence a se propager 141

Figure 5.4 - Plan de prélèvement des éprouvettes de microtomographie pour l'étude des soudures hétérogènes T35/TA6V4 141

Figure 5.5 - Géométrie d'éprouvette entaillée au centre pour l'étude de la propagation de fissure..... 142

Figure 5.6 – Géométrie du défaut non-débouchant réalisé dans le feuillard de titane T35 144

Figure 5.7 – Montage utilisé pour réaliser l'essai de traction interrompu ex-situ à l'ESRF 144

Figure 5.8 - Géométrie de l'éprouvette comportant le défaut non débouchant 145

Figure 5.9 – Platine utilisée pour la laminographie avec l'éprouvette comportant le défaut positionnée..... 146

Figure 5.10 – Exemple de données d'un scan d'un échantillon de cordon de soudure T35-TA6V4 (échantillon 1), la flèche bleue indique la direction du cordon de soudure, les surfaces de l'échantillon sont en jaune laissant visible le volume de la matière avec notamment les cavités, qui sont en violet 147

Figure 5.11 – Distribution du diamètre des cavités 148

Figure 5.12 – Courbes contrainte vraie/déformation vraie pour les différents couples de marqueurs étudiés 149

Figure 5.13 - Les trois cas de chargement, (a) traction perpendiculaire au cordon de soudure, (b) traction parallèle au cordon de soudure, (c) traction biaxiale ; La soudure est indiquée en noir 150

Figure 5.14 – Coupes à mi-épaisseur du maillage utilisé pour les simulations numériques des soudures comportant des cavités (a) vue d'ensemble et (b) agrandissement de la zone fondue. Le T35 est en rouge, le TA6V4 en bleu, la zone fondue en jaune et les cavités en gris. 151

Figure 5.15 - Conditions aux limites imposées pour le cas d'une traction perpendiculaire à la soudure 152

Figure 5.16 - Cartographie de déformation plastique cumulée pour les simulations sans cavités dans le cas (a) d'une traction perpendiculaire, (b) d'une

traction parallèle et (c) d'une traction biaxiale, les flèches noires indiquent la direction de sollicitation 152

Figure 5.17 – Courbe macroscopique de traction pour (a) la sollicitation perpendiculaire et (b) la sollicitation parallèle pour les soudures avec défauts .. 153

Figure 5.18 - Cartographies de déformation plastique cumulée vu a mi-épaisseur du maillage pour les trois cas de chargement ; (a) traction perpendiculaire, (b) traction parallèle et (c) traction biaxiale 154

Figure 5.19 - Cartographies de déformation plastique vu a mi-épaisseur du maillage pour les deux cas de chargement cyclique; (a) parallèle, (b) biaxiale .. 155

Figure 5.20 - Courbes contrainte-déplacement (mesurée à une distance de +/- 6 mm de part et d'autre de la pointe de fissure) et avancées de la fissure dans le plan de la tôle pour les éprouvettes L-T et T-L 157

Figure 5.21 –Evolution de la largeur du défaut en fonction de sa propagation. Les flèches rouges indiquent les moments où les essais ont été interrompus pour les observations par tomographie 158

Figure 5.22 – Photographie d'une éprouvette L-T comportant un défaut non-débouchant pour (a) l'état initial (position du défaut représenté en vert, les marqueurs sont en bleu) ; (b) au moment du début de la propagation du défaut ;(c) après l'arrêt de l'essai 158

Figure 5.23 – Fractographie d'une surface de rupture ; (a) surface générale, les lignes rouge indiquent la zone de rupture ; (b) cupules 159

Figure 5.24 - Scans tomographique (réalisés à Southampton, RU) d'éprouvettes pour un niveau de chargement maximal, correspondant à la reconstruction de l'entaille vue dans le plan L-T et une coupe de cette éprouvette dans le plan L-N selon le trait rouge, (a) éprouvette L-T et (b) éprouvette T-L (la résolution spatiale est de 3*3*3µm par voxel) 160

Figure 5.25 – Représentation 3D de la surface des éprouvettes et des cavités internes issues des données tomographiques (réalisées à Southampton). Volumes d'éprouvettes reconstruits pour une propagation d'environ 6mm ; le titane T35 est représenté en jaune et les cavités en rouge ; les coupes passent par le trait rouge ; (a) éprouvette L-T et (b) éprouvette T-L ; les traits verts indiquent les coupes correspondant à la figure 5.26 (la résolution spatiale est de 3µm^3 par voxel) 160

Figure 5.26 – Coupes de l'éprouvette T-L présentées en vert sur la figure 5.25.b ; la sollicitation est verticale ; les flèches rouges indiquent la présence de certaines cavités (la résolution spatiale est de 0,7*0,7*0,7µm par voxel) 161

Figure 5.27 - Visualisation en 3 dimensions de la fissure (en violet) et des cavités (en rouge) réalisée à partir du scan tomographique de l'ESRF (la résolution spatiale est de 0,7*0,7*0,7µm par voxel) 161

Figure 5.28 – Maillage de l'éprouvette avec défaut débouchant ; (a) vue générale, le cadre rouge indique le grandissement présenté en (b) 162

Figure 5.29 – Réponse contrainte/déplacement (contrainte définit à la partie 5.4.1) présentant la comparaison entre expériences et simulations pour les éprouvettes avec défaut débouchant pour les deux orientations d'éprouvette, sans critère de rupture 163

Figure 5.30 – Cartographies de déformation plastique cumulée obtenues numériquement pour les valeurs expérimentales de déformation menant au début de propagation du défaut ; (a) éprouvette L-T ; (b) éprouvette T-L 164

Figure 5.31 – Evolution du maillage d'une éprouvette L-T avec propagation du défaut pour trois niveaux de déplacement entre les marqueurs ; (a) 0,9mm ; (b) 1,44mm ; (c) 1,86mm 166

Figure 5.32 – Evolution du maillage d'une éprouvette T-L avec propagation du défaut pour trois niveaux de déplacement entre les marqueurs ; (a) 0,35mm ; (b) 0,58mm ; (c) 0,96mm 166

Figure 5.33 - Courbe de contrainte/déformation expérimentales et simulées pour les éprouvettes avec défaut débouchant ; les marqueurs des simulations sont placés aux mêmes positions que leurs homologues expérimentaux 167

Figure 5.34 – Evolution expérimentales et simulées de la propagation du défaut en fonction du déplacement. 167

Figure 5.35 – Courbe contrainte ingénieur et vitesse de déformation en fonction du déplacement des marqueurs pour l'essai de traction interrompu avec un défaut non débouchant et un essai non interrompu ; les chiffres verts indiquent les numéros de scans 169

Figure 5.36 – Observations 3D projetées dans le plan direction de sollicitation/épaisseur pour différents scans. (a) scan 2, (b) scan 4, (c) scan 5, (d) scan 6, (e) scan 7; les surfaces de l'éprouvette sont en bleu et les cavités en violet 170

Figure 5.37 – Visualisation des plans d'observations du défaut ; (a) par le coté de l'éprouvette ; (b) par le dessus de l'éprouvette 171

Figure 5.38 – Les différents éléments observés lors d'une coupe (précises les axes) d'un scan 172

Figure 5.39 – Visualisation du défaut lorsqu'il est observé par le coté ; la flèche rouge indique la direction de chargement 172

Figure 5.40 - Visualisation du défaut lorsqu'il est observé par le dessus ; la direction de chargement est perpendiculaire au plan d'observation 173

Figure 5.41 – Caractéristiques principales du défaut mesurées pour chaque scan dans les trois directions de l'espace ; X : direction de laminage (L), Y : direction transverse au laminage (T) et Z: épaisseur (N) 174

Figure 5.42 – Evolution des trois dimensions caractéristiques principales associées au défaut en fonction du déplacement macroscopique mesurée par la méthode de suivi de marqueurs 175

Figure 5.43 - Schéma des différentes zones où sont comptées les cavités..... 176

Figure 5.44 – (a) Nombre de cavités et (b) nombre de cavités normalisé par la surface de la base des zones en fonction de la déformation mesurée par la méthode de suivi de marqueurs et en fonction des différentes zones 176

Figure 5.45 – Histogramme du nombre de cavités en fonction du rayon caractéristique et pour les 4 scans où des cavités ont été observées 177

Figure 5.46 - Fraction volumique de cavités en fonction de la déformation ingénieur pour trois zones autour du centre du défaut 178

Figure 5.47 - Maillage utilisé pour les simulations concernant le défaut non débouchant; (a) maillage complet ; (b) agrandissement de la zone contenant le défaut 179

Figure 5.48 - Courbes expérimentale et simulée concernant le défaut non débouchant sans prise en compte de la propagation du défaut pour (a) contrainte/déplacement de marqueurs et (b) ouverture du défaut 181

Figure 5.49 - Niveaux de déformation plastique cumulée obtenus par la simulation numérique sans propagation pour un niveau de déplacement de marqueurs de 0,84mm, les éléments trop déformés sont entourés en rouge, la flèche rouge indique la direction de sollicitation ; (a) vue 3D du défaut ; (b) vue du défaut dans le plan L-T 181

Figure 5.50 - Courbes expérimentales et simulées concernant le défaut non débouchant (sans et avec propagation) pour (a) contrainte/déplacement de marqueurs et (b) ouverture du défaut 182

Figure 5.51 – Comparaison entre simulation numérique avec propagation de défaut et résultats expérimentaux pour deux scans ; (a) scan n°4 (1,01mm de

déplacement de marqueur) ; (b) simulation numérique pour un déplacement de marqueur de 1,01mm ; (c) scan n°5 (1,38mm de déplacement de marqueur); (d) simulation numérique pour un déplacement de marqueur de1,38mm; les flèches rouge indiquent la propagation du défaut 183

Figure 6.1 - Photographie du liner en titane utilisé pour la réalisation du démonstrateur technologique (ATMOSTAT) 192

Fig. A.1 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 0° par rapport à la direction de laminage 193

Fig. A.2 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 15° par rapport à la direction de laminage 193

Fig. A.3 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 30° par rapport à la direction de laminage 194

Fig. A.4 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 45° par rapport à la direction de laminage 194

Fig. A.5 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 60° par rapport à la direction de laminage 195

Fig. A.6 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 75° par rapport à la direction de laminage 195

Fig. A.7 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 90° par rapport à la direction de laminage 196

Fig. B.1 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 0° par rapport à la direction de laminage..... 197

Fig. B.2 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 15° par rapport à la direction de laminage..... 197

Fig. B.3 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 30° par rapport à la direction de laminage 198

Fig. B.4 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 45° par rapport à la direction de laminage 198

Fig. B.5 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 60° par rapport à la direction de laminage 199

Fig. B.6 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 75° par rapport à la direction de laminage 199

Fig. B.7 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 90° par rapport à la direction de laminage 200

Fig. C.1 - Evolution de la déformation ε_{12} et de la contrainte σ_{12} concernant les deux essais de cisaillement monotone pour des éprouvettes TL 201

Fig. C.2 - Evolution de la déformation ε_{12} et de la contrainte σ_{12} concernant les deux essais de cisaillement monotone pour des éprouvettes TLChapitre d'équation (Suivant) Section 1..... 201

Fig. D.1 - Schéma d'un synchrotron avec les principaux éléments qui le compose (Wikipedia synchrotron); (1) accélérateur linéaire ; (2) accélérateur circulaire ; (3) anneau de stockage ; (4) aimant de courbure ; (5) ligne de lumière 204

Fig. D.2 - Schéma de principe de fonctionnement de la tomographique (ESRF laminography 2011) 206

Fig. D.3 - Comparaison entre les montages expérimentaux pour (a) la tomographie et (b) la laminographie, sur la ligne ID19 à l'ESRF (ESRF laminography) 207

Liste des tableaux

Tableau 2-1 - Systèmes de glissement et cissions critiques résolues dans le TA6V4 (Lütjering and Williams 2007)..... 9

Tableau 2-2 - Eléments cristallographiques et amplitudes de cisaillement pour les trois familles principales de macles observées dans le titane (Patridge 1967) .. 9

Tableau 2-3 - Composition chimique et limite d'élasticité de certains alliages de titane (ASM Aerospace Metals 2010)..... 13

Tableau 2-4 - Composition chimique du titane T35 (en % massique)..... 23

Tableau 2-5 - Relations de désorientation minimales entre paires de variants issus d'un même grain β haute température (Chauvy 2004) (Gey and Humbert 2002) 27

Tableau 3-1 - Valeurs des minima et maxima locaux des déformations atteintes lors des simulations de cisaillement pour différents rapports Y/h et pour deux niveaux de déformation macroscopique..... 68

Tableau 4-1 – Bornes minimale et maximale utilisées dans l'algorithme génétique pour l'identification des paramètres concernant la loi de viscoplasticité de Norton..... 105

Tableau 4-2 - Bornes minimale et maximale utilisées dans l'algorithme génétique pour l'identification des paramètres des lois d'écrouissage avec le critère de von Mises 106

Tableau 4-3 - Bornes minimale et maximale utilisées dans l'algorithme génétique pour l'identification des paramètres du critère de plasticité anisotrope de Hill..... 107

Tableau 4-4 – Valeurs optimisées des paramètres de la loi de Norton 108

Tableau 4-5 – Valeurs optimisées des paramètres des différentes lois d'écrouissage utilisant un critère de plasticité de von Mises..... 109

Tableau 4-6 – Valeurs optimisées des paramètres du modèle utilisant un critère de plasticité de Hill..... 111

Tableau 4-7 – Valeurs optimisées des paramètres du critère de plasticité de Hill 111

Tableau 4-8 – Résidus obtenus à l'aide de simulations numériques lorsque les paramètres du critère de plasticité de Hill subissent une perturbation de 5% vis-à-vis de leur valeur initiale 116

Tableau 5-1 – Taux de triaxialité et types de sollicitations associés 131

Tableau 5-2 - Résumé et caractéristiques des différentes observations réalisées par tomographie et laminographie 139

Tableau 5-3 - Données caractéristiques des 4 scans réalisés, le scan de l'échantillon 1 est présenté sur la Figure 5.10 148

Tableau 5-4 - Vitesses de déformation mesurées par la méthode de suivi de marqueur 168

Tableau 5-5 - Valeurs des paramètres de la loi d'écrouissage utilisée pour réaliser les simulations du défaut non-découchant 180

Tableau 5-6 – Paramètres du critère de plasticité de Hill 180

Chapitre 1 :
Introduction

1.1 Contexte industriel

Cette thèse se situe dans le cadre du projet FRESCORT (Futur REservoir à Structure COmposite de Rupture Technologique), soutenu par le pôle de compétitivité ASTech Paris Région. Ce projet regroupe deux industriels, Astrium ST et ATMOSTAT, ainsi que trois laboratoires associés aux écoles nationales supérieures que sont l'ENS Cachan, Mines ParisTech et Chimie ParisTech.

L'objectif de ce projet concerne la conception de réservoirs à haute pression embarqués sur satellite. Il s'agit donc de gagner sur l'allégement de la structure sans pénaliser ses propriétés mécaniques d'emploi. La technologie consistant à réaliser des réservoirs en matériau composite bobiné existe déjà. Ces derniers sont constitués de liners épais, métalliques ou en matériaux synthétiques d'un poids relativement conséquent et leur ratio performances/coût est défavorable au développement d'un volume industriel important. C'est pourquoi, l'allègement de tels réservoirs nécessite une étude approfondie des différents éléments qui les constituent notamment vis-à-vis de leurs propriétés mécaniques.

Le projet FRESCORT vise à valider le concept de réalisation d'un réservoir haute pression (pression de service supérieure à 300 bar), constitué d'un liner métallique de faible épaisseur (300µm) et d'une structure composite (figure 1.1). Le liner, qui est au centre de cette étude est majoritairement réalisé à partir de feuilles minces d'un matériau métallique pouvant être facilement mis en forme, le titane T35. Cependant, un second matériau est aussi présent pour la réalisation des embouts du réservoir, l'alliage de titane TA6V4. Le projet industriel est basé sur la complémentarité des deux sociétés. La société ATMOSTAT a développé une technologie d'assemblage et de conformage de la structure liner et Astrium ST maîtrise d'une part la réalisation de l'enroulement filamentaire nécessaire à la production du réservoir et d'autre part possède une grande expertise en ce qui concerne les réservoirs à haute pression dans le domaine spatial.

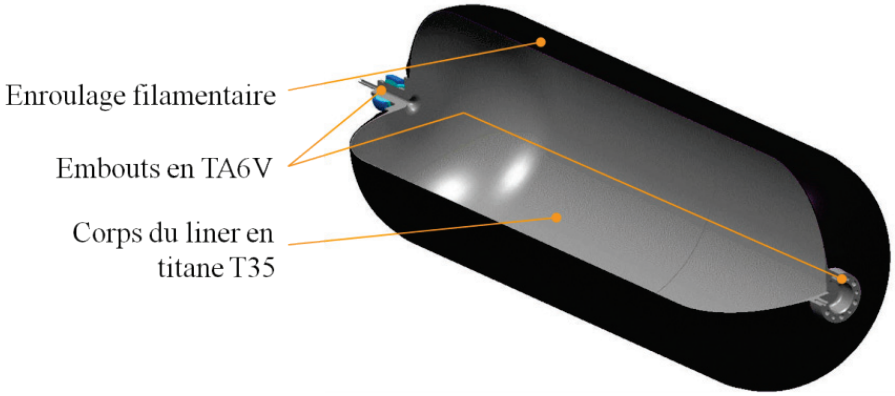


Figure 1.1 – Schéma de principe du réservoir à haute pression développé dans le cadre du projet FRESCORT (image Astrium ST)

Bien que les acteurs industriels maîtrisent les procédés et les procédures nécessaires à la réalisation de ces réservoirs, la faisabilité technologique n'est toutefois pas garantie de prime abord. En effet, du fait de la faible épaisseur du liner, certaines conditions de soudage, de conformage et de tests de validation du réservoir rendent très délicates des opérations nécessaires au processus de fabrication. De plus, le comportement mécanique de la structure est fondamentalement différent de celui d'un réservoir à liner traditionnel épais. C'est pourquoi une étude approfondie des relations microstructure/propriétés tant vis-à-vis de la plasticité que de l'endommagement de ces feuillards doit être réalisée.

En effet, le procédé industriel nécessite la réalisation de cycles de pressurisation du réservoir. Lors de la première pressurisation, si le chargement appliqué au composite le maintien dans son domaine élastique, le liner métallique va quant à lui se déformer plastiquement (figure 1.2.a). Ainsi, lorsque le réservoir revient à pression nulle ($\sigma = 0MPa$), le liner se trouve dans un état de compression et le composite légèrement en traction. Puis pour les cycles de pressurisation supplémentaires, le liner plastifiera à chacun d'entre eux (figure 1.2.b). On remarque ainsi la nécessité de caractériser le comportement mécanique du titane T35 et tout particulièrement son comportement sous sollicitation cyclique.

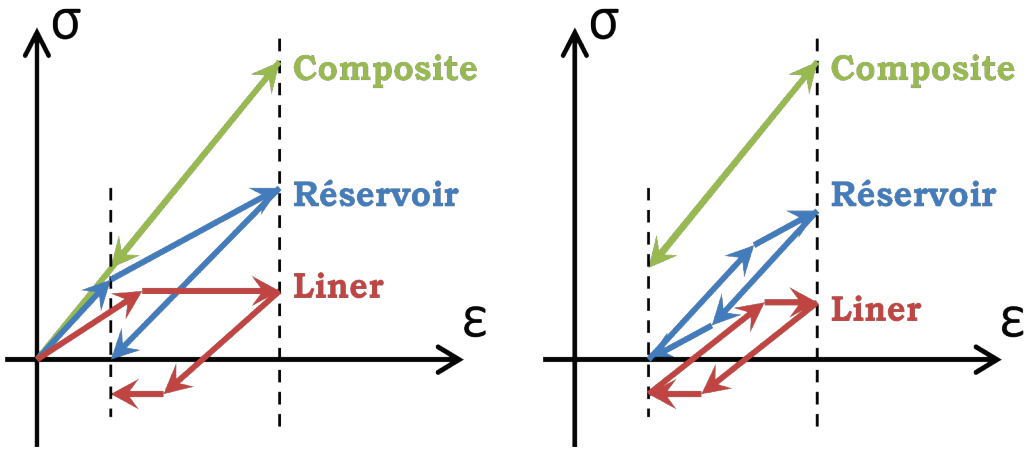


Figure 1.2 – Schéma de chargement du réservoir lors de la pressurisation ; (a) 1ère pressurisation ; (b) cyclage après la 1ère pressurisation

De plus, tout au long de son élaboration et de son intégration au réservoir, le liner est contrôlé afin de détecter la présence de défauts éventuels. Néanmoins, si un défaut échappe aux contrôles, les normes appliquées aux réservoirs haute pression spatiaux exigent :

- Un mode de défaillance de type « Leak Before Burst » du liner. Le réservoir doit fuir et non pas exploser pour une pression au moins égale à 1,1 fois la pression de timbrage (exigence en ce qui concerne la sécurité des personnels et moyens au sol),
- Pas de défaillance du liner garantie sur une durée correspondant à quatre vies du réservoir (garantie de l'étanchéité et de la tenue structurale du réservoir).

1.2 Objectifs

Pour valider la conception de ce type de réservoir haute pression, les industriels ont donc besoin d'une loi de comportement rendant compte du comportement monotone et cyclique du titane T35 sous forme de feuillards. Cette loi devant pouvoir être implémentée dans leur code de calcul pour simuler le comportement du réservoir (liner + composite).

Pour définir une loi de comportement pertinente, au vue de la texture cristallographique du matériau, nous nous intéresserons tout particulièrement aux effets d''anisotropie, tant du point de vue contrainte que déformation. Des essais mécaniques seront donc réalisés, pour différentes directions de sollicitation et pour des chargements monotones et cycliques, ceci afin d'identifier les contributions isotropes et cinématiques de l'écrouissage. Les résultats

expérimentaux obtenus doivent compléter une base de données pour l'identification d'une loi de comportement.

Les mécanismes de rupture du liner doivent être également étudiés. Cette rupture pouvant intervenir pour différents états du liner, il semble intéressant d'étudier trois cas :

- Sans défaut
- Avec défaut non débouchant
- Avec défaut débouchant

Ces trois cas "d'école" permettent de différencier trois situations pouvant être rencontrées industriellement. Lorsque le liner ne contient pas de défaut, il faut définir les caractéristiques de rupture du titane T35. Ce premier cas correspond à une rupture classique du réservoir, lorsque toutes les opérations de fabrication se sont déroulées correctement. Le cas du défaut débouchant (défaut qui traverse l'épaisseur du feuillard) pour lequel la propagation de fissure doit être stable et ne pas conduire à un éclatement du liner. Enfin, le cas le plus critique correspond à la présence de défaut non débouchant et non détecté malgré les contrôles CND, pour lequel la rupture doit être elle aussi maîtrisée.

Chapitre 2 :
Les matériaux de l'étude

Ce chapitre a pour but de présenter et de caractériser les différents matériaux utilisés au cours de cette étude. Je commencerai dans un premier temps, par m'intéresser au titane en m'appuyant principalement sur la contribution bibliographique de Lütjering (Lütjering and Williams 2007). Passées ces généralités, je m'intéresserai aux différentes nuances de matériaux qui composent le liner, objet de ce travail. En effet, ce dernier est constitué de titane T35 laminé pour une grande partie de sa structure avec des embouts en alliage de titane titane TA6V4. Ces différents composants sont assemblés par soudage laser, ce qui a pour conséquence de modifier localement les microstructures des zones affectées thermiquement (ZAT) ainsi que leurs propriétés mécaniques.

2.1 Généralités

2.1.1 Cristallographie du titane

Le titane se présente sous deux formes cristallines. En dessous de 882°C, le titane possède une structure cristallographique hexagonale pseudo compacte appelée phase α, comme présentée sur la figure 2.1 avec l'illustration de l'indexation de plans cristallographiques parmi les plus remarquables. Les paramètres de maille de cette structure, à la température ambiante, sont a=2,9508Å et c=4,6855Å, ce qui donne une compacité (c/a) de 1,587. Cette valeur est inférieure à la compacité théorique attendue pour ce type de structure, obtenue par un modèle de sphères dures $\sqrt{\frac{8}{3}} = 1,633$, ce qui implique que les plans de base (indicés (0002)) perdent leur statut de plans de plus forte densité atomique au profit des plans prismatiques (indicés $(10\bar{1}0)$) et pyramidaux (indicés $(10\bar{1}1)$) (Naka 1983). Il en découle une multiplicité des plans de glissement et de maclage qui expliquent la grande ductilité du titane à température ambiante (voir partie 2.1.3).

A des températures supérieures à 882°C, la structure cristallographique est cubique centrée avec un paramètre de maille a=3,32Å. Cette phase est appelée phase β et est stable jusqu'à la température de fusion du titane qui est de 1668°C.

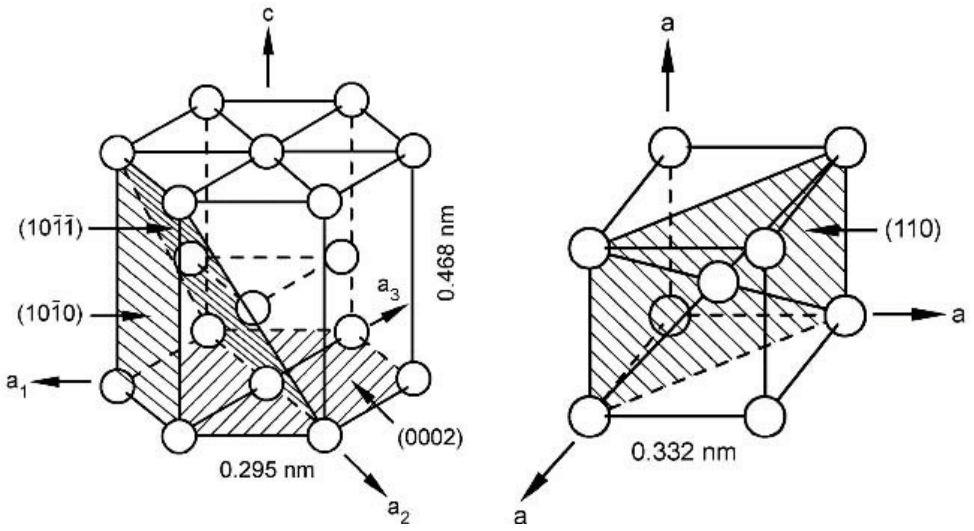


Figure 2.1 - Convention de notations cristallographiques pour les phases hexagonale compacte (α) et cubique centrée (β) (Lütjering and Williams 2007)

2.1.2 La transformation allotropique

A 882°C, le titane subit une transformation allotropique $\alpha \leftrightarrow \beta$. Il faut toutefois noter que cette température de transformation dépend grandement des éléments d'alliages et donc de la pureté du métal. Cette transformation qui permet de passer d'une structure cristallographique cubique centrée à une structure hexagonale compacte et réciproquement est athermique et s'effectue sans diffusion. Elle se traduit par un déplacement (d) de quelques atomes (avec d inférieur à une distance interatomique) suivi d'un léger réarrangement de ceux-ci, selon le mécanisme proposé par Bürgers en 1934 (Bürgers 1934). Il s'agit donc d'une transformation de type martensitique. Ce changement de phase admet ainsi les relations de Bürgers suivantes, représentées sur la figure 2.2 :

- Relation entre les plans : $(110)_\beta//(0001)_\alpha$
- relation entre les orientations : $[111]_\beta//[11\bar{2}0]_\alpha$

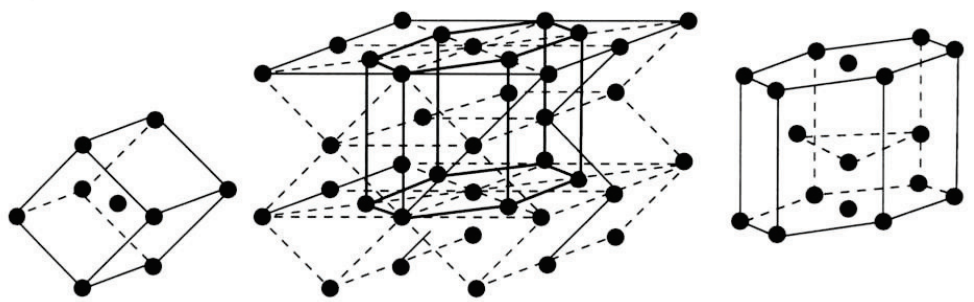


Figure 2.2 - Représentation de la transformation allotropique permettant de passer de la maille cubique centrée à la maille hexagonale (Bürgers 1934)

Cette transformation, lorsqu'elle a lieu au refroidissement, induit que chaque plan $(110)_\beta$ peut se transformer en un plan de base pouvant être associé à deux cristaux α d'orientations distinctes. Ces deux cristaux présentent alors le même axe $\langle c \rangle$ mais sont désorientés l'un par rapport à l'autre autour de ce même axe de 10,53°. Chaque maille cubique de la phase β contenant 6 plans de la famille (110), 12 cristaux α d'orientations différentes peuvent donc être formés à partir d'un cristal β. Lorsque la transformation a lieu lors d'une montée en température, chaque grain α peut donner naissance à 6 grains β d'orientations différentes. On appel ces différentes orientations des variants. On parle aussi d'une phase mère qui donne naissance à plusieurs phases filles d'orientations distinctes.

En supposant qu'il y ait équiprobabilité des relations d'orientations cristallographiques lors d'une transformation allotropique de type $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ (à partir de la température ambiante, on chauffe le titane au dessus de 882°C puis on le refroidit), un cristal initial α devrait donc donner 72 (6 x 12) orientations différentes $(6 \times 6 \times 6)$ une fois ces deux transformations effectuées. Dans la pratique, on observe rarement (voir jamais) ces 72 variants mais seulement certains. On parle alors de sélection de variants (Zhu et al. 2000).

2.1.3 Les mécanismes de déformation dans le titane pur

Le comportement ductile du titane à, température ambiante, résulte de l'activation de plusieurs types de mécanismes de plasticité. Notamment, alors que les dislocations parfaites activées dans les métaux de structures cubiques présentent toutes le même vecteur de Bürgers, celles présentes dans les matériaux hexagonaux peuvent être de nature différente (deux vecteurs de Bürgers différents suivant <a>, et <a+c>). De plus, le titane peut se déformer par maclage, ce qui conduit, au final, à un nombre important de systèmes théoriquement activable pour assurer la déformation du titane.

2.1.3.1 Les systèmes de glissement

La structure hexagonale pseudo compacte du titane, autorise l'activation en théorie de 12 systèmes de glissement (Jones and Hutchinson 1981). Les principaux plans et directions de glissement dans le titane α sont indiqués sur la figure 2.3 Néanmoins, ces 12 systèmes de glissement ne sont pas observés dans la pratique. En effet, sous l'hypothèse de validité de la loi de Schmid (Schmid and Boas 1950), l'activation des systèmes de glissement implique que l'état de contrainte local soit suffisant pour atteindre la valeur de leur contrainte critique (ou cission critique) (Castelnau et al. 2001)(Fundenberger et al. 1997)(Naka 1983). Or la grande disparité des valeurs entre ces différents systèmes conduit à l'activation privilégiée de quelques systèmes de glissement qui mettent principalement à contribution des dislocations dont le vecteur de Bürgers est de

type $\langle 11\bar{2}0\rangle$, souvent noté <a>. Trois familles de plan de glissement peuvent être associées à ce vecteur de Bürgers : $\vec{a}$ les plans de base (0002), les plans prismatiques $(10\bar{1}0)$ et les plans pyramidaux de première espèce $(10\bar{1}1)$. Il a toutefois été montré que le glissement majoritairement observé dans les structures hexagonales compactes dépendait principalement du rapport c/a. Ainsi, le glissement prismatique est prépondérant dans le cas des alliages de titane (Tenckhoff and Rittenhouse 1970) alors qu'à titre d'exemple, c'est le glissement basal qui est majoritaire dans le magnésium (Obara, Yoshinga, and Morozumi 1973) dont le rapport c/a est supérieur à $\left(\sqrt{8/3} = 1{,}633\right)$. Les systèmes de glissement secondaires observés, pour le titane, sont les systèmes faisant intervenir les plans de base et pyramidaux $\vec{a}$ de 1ere espèce. Avec ces trois familles de systèmes de glissements, le nombre de systèmes est de 12 mais se réduit à 4 indépendants (Yoo 1981). En effet, les trois directions <a> associées à la symétrie du cristal ne sont pas indépendantes entre elles, leur somme vectorielle étant nulle. Et d'autre part ne peuvent accommoder des sollicitations effectuées suivant l'axe <c> du cristal. Ceci est réalisé à travers la sollicitation des plans pyramidaux de 1ère espèce ou de seconde espèces $(11\bar{2}2)$ associés à la direction $\langle 11\bar{2}3\rangle$, ou souvent notée $\vec{a} + \vec{c}$. L'ensemble de ces systèmes de glissement, ainsi que des exemples de cissions critiques résolues sont résumés dans le tableau 2-1. Ils permettent ainsi aux cristaux hexagonaux, et donc au titane d'avoir une grande ductilité dans toutes les directions de l'espace.

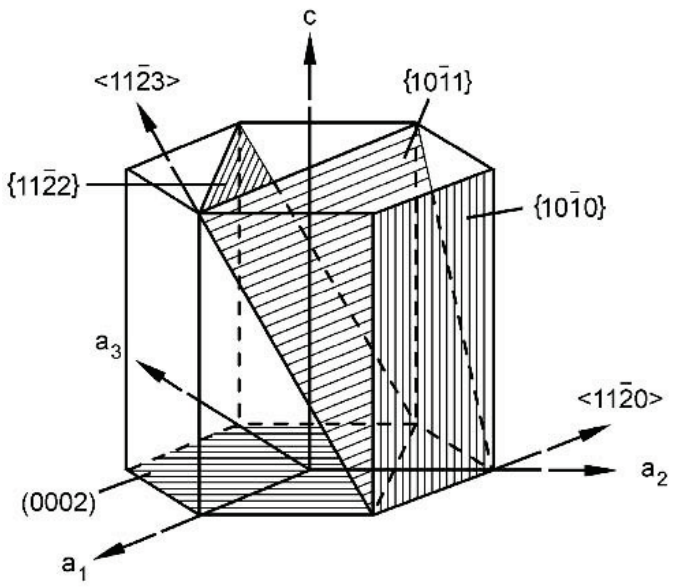


Figure 2.3 - Plans et directions de glissement dans le titane α (Lütjering and Williams 2007)

Tableau 2-1 - Systèmes de glissement et cissions critiques résolues dans le TA6V4 (Lütjering and Williams 2007)

Nom du système de glissement	Type de vecteur de Bürgers	Direction de glissement	Plan de glissement	Nombre de systèmes	
				Total	Indépendant
Basal	$\vec{a}$	$\langle 11\bar{2}0\rangle$	(0002)	3	2
Prismatique	$\vec{a}$	$\langle 11\bar{2}0\rangle$	$(10\bar{1}0)$	3	2
Pyramidal	$\vec{a}$	$\langle 11\bar{2}0\rangle$	$(10\bar{1}1)$	6	4
Pyramidal	$\vec{a}+\vec{c}$	$\langle 11\bar{2}3\rangle$	$(11\bar{2}2)$	6	5

2.1.3.2 Les systèmes de maclage

La déformation plastique dans le titane n'est pas seulement assurée par les systèmes de glissement mais peut aussi l'être par les systèmes de maclage. Les modes principaux observés dans le titane pur sont au nombre de 3 : définis par les plans$\{10\bar{1}2\}$, $\{11\bar{2}1\}$ et $\{11\bar{2}2\}$. Les éléments cristallographiques de ces 3 systèmes de maclage sont résumés dans le tableau 2-2. Comme pour le cas des systèmes de glissement, on peut faire l'hypothèse que l'activation des mécanismes de maclage obéit à une loi de type Schmid, c'est-à-dire qu'il faut que la cission résolue dans le plan de macle et suivant la direction du cisaillement soit suffisante pour déclencher le mécanisme. Par contre contrairement aux systèmes de glissement, la direction de cisaillement a un sens et doit être définie figure 2.4. C'est pourquoi, il convient de noter d'une part que les macles $\{10\bar{1}2\}$ seront préférentiellement activées car leur amplitude de cisaillement est moindre que les macles $\{11\bar{2}1\}$, d'autre part, que si une contrainte de compression est appliquée parallèlement à l'axe $\langle c\rangle$, les macles $\{11\bar{2}2\}$ seront alors préférentiellement activées.

Tableau 2-2 - Eléments cristallographiques et amplitudes de cisaillement pour les trois familles principales de macles observées dans le titane (Patridge 1967)

Plan de maclage K_1	Direction de cisaillement η_1	Second plan non-déformé K_2	Direction de l'intersection de η_1 avec K_2	Plan de cisaillement perpendiculaire à K_1 et K_2	Amplitude de cisaillement
$\{10\bar{1}2\}$	$\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$	$\{\bar{1}012\}$	$\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$	$\{1\bar{2}10\}$	0,167
$\{11\bar{2}1\}$	$\langle 11\bar{2}6\rangle$	$\{0002\}$	$\langle 11\bar{2}0\rangle$	$\{\bar{1}100\}$	0,638
$\{11\bar{2}2\}$	$\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$	$\{11\bar{2}4\}$	$\langle 22\bar{4}3\rangle$	$\{\bar{1}100\}$	0,225

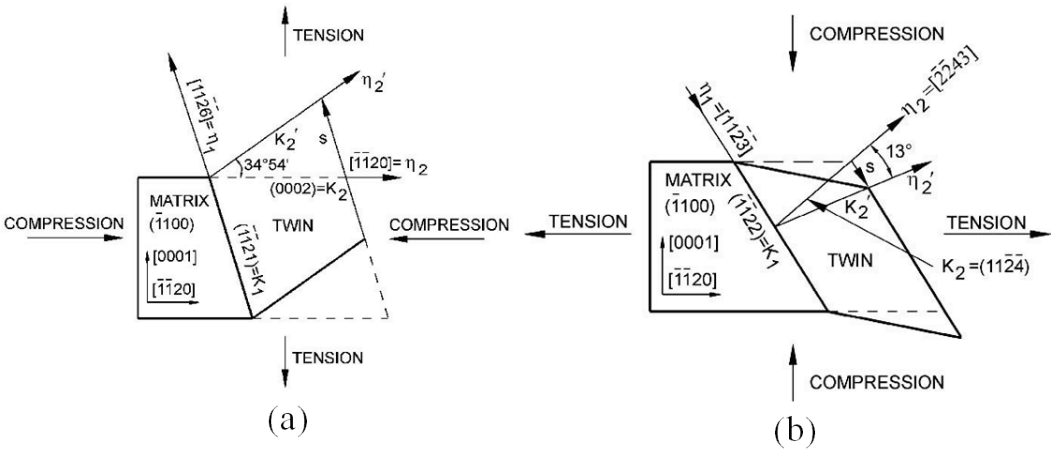


Figure 2.4 - Changement de forme associé aux macles $\{11\bar{2}2\}$ pour (a) un chargement de traction et (b) un chargement de compression (Patridge 1967)

2.1.4 Effets des éléments d'addition

Les effets des éléments d'addition dans le titane ont été étudiés par de nombreux auteurs. Dans cette partie, de nombreux résultats sont issus de l'article de synthèse de Combres (Combres 2010). Comme le titane est un métal de transition, il lui est possible de former, en présence d'éléments d'addition, différentes solutions solides (soit en insertion soit en substitution). Il est courant de classer les éléments d'alliages du titane en trois catégories : les éléments alphagènes, les éléments neutres et les éléments bétagènes (Kuroda et al. 1998)(Song et al. 1999). Les éléments bétagènes sont eux même séparés en deux catégories, les isomorphes (stabilisent la phase β à temp érature ambiante) et les eutectoïdes (donnent naissance à des composés intermétalliques). Ces différents éléments d'alliage influencent le domaine de stabilité de la phase β, la température de transformation allotropique ainsi que les cinétiques de germination et de croissance de l'une ou l'autre phase (Mitsui and Takahashi 1998).

2.1.4.1 Les éléments alphagènes

Les éléments alphagènes (O, N, B, C) forment de manière générale des solutions solides par insertion, mais il arrive aussi de les trouver sous forme d'éléments de substitution (Al). Ils ont tendance à augmenter le domaine de stabilité de la phase α, c'est-à-dire à accélérer la cinétique de transformation de la phase hexagonale ainsi qu'à augmenter la température de transformation allotropique. Les éléments en insertion permettent un durcissement de la phase α et un abaissement de sa ductilité. L'aluminium permet lui aussi d'augmenter la dureté de la phase α. De plus, cet élément permet d'améliorer la résistance mécanique de l'alliage, notamment sa tenue au fluage mais il diminue sa ductilité. On observe que la substitution des atomes de titane par des atomes d'aluminium augmente le rapport c/a de la phase hexagonale (Lütjering and Williams 2007). De

plus, l'utilisation de cet élément doit se faire avec parcimonie car, si un alliage en contient plus de 6% massique, il y aura la formation de phases intermétalliques Ti_3Al qui fragilisent le matériau et augmente les risques de corrosion sous contrainte (Lütjering and Williams 2007).

2.1.4.2 Les éléments bétagènes

Les éléments bétagènes forment, quand à eux, principalement des solutions solides par substitution (Mo, V, Nb, Ta, Mn, Fe, Cr, Ni, Cu, W, Co, Ag, Au, Si, …) et rarement par insertion (H). Comme leur nom l'indique, ces éléments d'alliage ont tendance à stabiliser la phase β en diminuant la température de transformation allotropique. Le molybdène permet d'améliorer la résistance mécanique, la ductilité, la tenue en fluage à moyenne température et la résistance à l'oxydation. Il permet aussi de retarder la précipitation des composés intermétalliques Ti_3Al. Le vanadium améliore la ductilité mais diminue la tenue à l'oxydation. Le chrome augmente la résistance mécanique mais diminue la ductilité. Le fer permet d'améliorer le compromis résistance mécanique-ductilité-fluage pour les moyennes températures. Il diminue fortement la température de transformation allotropique et permet d'étendre la plage d'utilisation des alliages base titane vers les températures plus basses. Le silicium enfin, améliore la tenue en fluage par précipitation de siliciure, on l'utilise jusqu'à 1% massique pour éviter une trop forte diminution de la ductilité (Lütjering and Williams 2007).

L'hydrogène a une influence néfaste pas les propriétés mécaniques de l'alliage. De plus, il aura tendance à vouloir se combiner avec d'autres éléments pour former des hydrures, ce qui a pour conséquence de diminuer la ductilité du matériau. La présence de phase β dans un alliage base titane permet de fixer l'hydrogène et donc d'empêcher la formation des hydrures. Ainsi, la limite de solubilité de l'hydrogène dans le titane T40 (grade2) est de 19ppm alors qu'elle est d'environ 900ppm dans le TA6V4.

2.1.4.3 Les éléments neutres

Les éléments neutres (Sn, Zr, Hf, Ga) ont peu d'effets sur la température de transformation allotropique mais permettent un durcissement de solution solide. Par exemple, l'étain durcit la phase α, améliore la tenue en fluage et le compromis résistance-ductilité pour les températures cryogéniques. Le zirconium permet quand à lui de durcir les phases α et β, d'améliorer le compromis résistance - ductilité des alliages α+β.

2.1.5 Classification des alliages de titane

On classe habituellement les alliages de titane en 3 classes suivant les phases présentent à température ambiante: α, α+β et β , comme indiqué sur la figure 2.5.

La composition chimique ainsi que des valeurs de limite d'élasticité classiquement obtenues de différents alliages sont résumées dans le tableau 2-3 (ASM Aerospace Metals 2010).

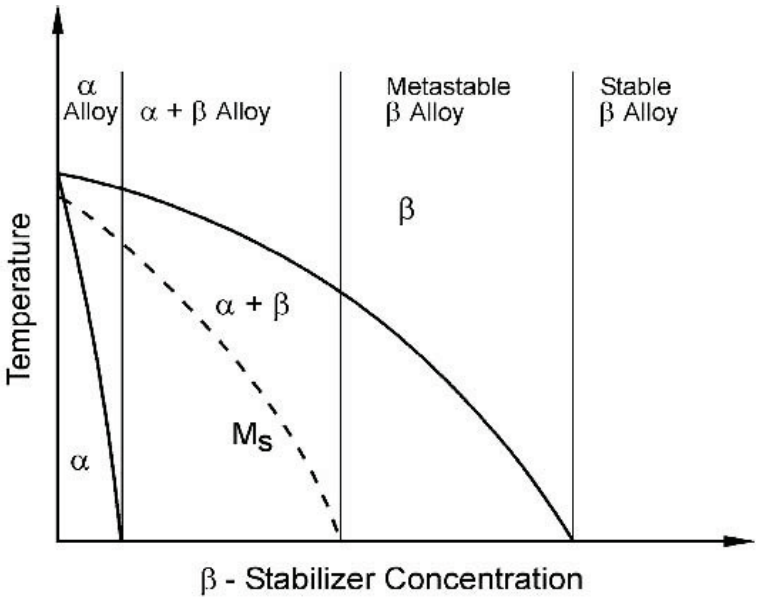


Figure 2.5 : Familles des alliages de titane suivant la température et la concentration en éléments bétagène

Tableau 2-3 - Composition chimique et limite d'élasticité de certains alliages de titane (ASM Aerospace Metals 2010)

Nom commun	Composition chimique (%massique)												Limite d'élasticité (MPa)
	O (max)	Fe (max)	C (max)	H (max)	N (max)	Al	V	Sn	Mo	Zr	Cr	Nb	
Classe α													
T35	0,18	0,2	0,1	0,015	0,03	/	/	/	/	/	/	/	170-310
T40	0,25	0,3	0,1	0,015	0,03	/	/	/	/	/	/	/	275-410
T50	0,35	0,3	0,1	0,015	0,03	/	/	/	/	/	/	/	380-520
T60	0,4	0,5	0,1	0,015	0,05	/	/	/	/	/	/	/	480-550
Ti-5-2,5	0,2	0,5	/	/	/	5	/	2,5	/	/	/	/	830
Ti-3-2,5	/	/	/	/	/	3	2,5	/	/	/	/	/	500
Classe β													
Ti 811	/	/	/	/	/	8	1	/	1	/	/	/	910
Ti-6242	/	/	/	/	/	6	/	2	2	4	/	/	860
TA6V	0,2	0,25	/	/	/	6	4	/	/	/	/	/	880
TI-662	/	/	/	/	/	6	6	2	/	/	/	/	980
Classe α+β													
Ti-6246	/	/	/	/	/	6	4	2	5	4	/	/	1110
Beta C	/	/	/	/	/	3,5	8	/	4	4	6	/	1140
Beta-CEZ®	/	1,2	/	/	/	5	/	2	4	4	2	/	1345
Beta 21S	/	/	/	/	/	3	/	/	15	/	/	2,8	1200

2.1.5.1 La classe α

Le groupe d'alliages α comprend différents grades de titane commercialement pur ainsi que des alliages α qui ont subi un recuit en dessous de la température de transus β et qui contiennent de faible proportion de phase β résiduelle (jusqu'à 5%) à la température ambiante. La limite d'élasticité de ce groupe d'alliages varie entre 170 MPa (limite basse du titane T35) et 830 MPa (Ti-5-2.5) à la température ambiante (ASM Aerospace Metals 2010).

Les principaux avantages de cette famille d'alliages sont leur bonne stabilité sous contrainte à haute température, leur bonne tenue en fluage jusqu'à 650°C, leur résistance à l'oxydation à chaud et leur bonne soudabilité. Les inconvénients associés aux titanes α touchent principalement la faible ductilité au pliage comparée aux deux autres groupes. En effet, la déformation à froid de ces alliages est difficile, du fait de leur structure cristallographique (hexagonale pseudo compact).

Il faut aussi noter que le fait d'effectuer une trempe puis un revenu pour certains alliages de cette classe conduit à la précipitation de composés intermétalliques. Cela permet d'augmenter la résistance au fluage jusqu'à des températures de l'ordre de 550°C sans modification notable de la résistance à la traction.

2.1.5.2 La classe β

Les alliages stables en phase β n'existent pas à la température ambiante sous forme commerciale. La classe β contient donc principalement des alliages β métastables, avec comme particularité de ne pas subir de transformation martensitique même lors d'un refroidissement rapide, puisque la température de transformation martensitique est inférieure à la température ambiante. Il est donc possible de retenir 100% de phase β à température ambiante, mais dans un état thermodynamique métastable. Cette particularité permet de pouvoir générer un nombre important de microstructures différentes suivant les recuits et les trempes que l'on effectue.

La plupart des alliages de cette classe ont de bonnes propriétés de mise en forme à froid, ce qui explique leur limite d'élasticité élevée (>1200 MPa) (ASM Aerospace Metals 2010). Ils ont de bonnes propriétés de trempabilité et peuvent être soudés dans cet état. Néanmoins leur tenue à l'oxydation est moins bonne que pour la classe α, ils ont une faible stabilité à chaud et sous contrainte, due à leur état thermodynamique instable, ce qui implique une température maximale d'utilisation de l'ordre de 400°C.

2.1.5.3 La classe α + β

Le groupe d'alliages α + β contient les alliages intermédiaires. Il s'agit de ce fait de la majorité des alliages de titane développés sur le marché. On observe dans cette classe une grande diversité de microstructures à température ambiante. De manière générale, ils contiennent de la phase β en proportion modeste. On retrouve à température ambiante les deux phases α et β en proportion variable selon la composition chimique de l'alliage et de la vitesse de trempe utilisée. De plus, les opérations de recuits permettent de modifier la phase β métastable sans pour autant modifier la phase α. La limite d'élasticité de cette classe n'excède en générale pas 1000 MPa (ASM Aerospace Metals 2010).

Les traitements thermiques permettent d'avoir des caractéristiques mécaniques élevées tout en conservant une ductilité relativement bonne. Leur stabilité sous contrainte à chaud permet de les utiliser jusqu'à des températures de l'ordre de 500°C et leur résistance à l'oxydation est assez bonne. La soudabilité de ces alliages dépend grandement de la nuance et des procédés de mises en œuvre. On peut cependant dire qu'elle est limitée à cause des différentes transformations métallurgiques. Ces alliages présentent une faible trempabilité.

2.1.6 Morphologies et propriétés mécaniques

Comme énoncé précédemment, l'ajout d'éléments d'addition au titane a pour conséquence de modifier la quantité et la distribution des phases présentes. De plus, lors de l'élaboration de pièces en titane, ces dernières subissent différents traitements thermomécaniques ce qui modifie leurs microstructures. Ainsi la morphologie microstructurale finale observée dépend non seulement de la composition chimique initiale mais aussi de l'histoire thermomécanique du matériau. Dans les parties suivantes, différentes morphologies d'alliages de titane seront décrites et mises en relation avec certaines propriétés mécaniques induites par la microstructure.

2.1.6.1 La classe α

Dans le cas des matériaux recristallisés, les microstructures observées dans le domaine α sont généralement constituées de grains équiaxes de dimensions de même ordre de grandeur dans les trois directions de l'espace. La texture cristallographique associée dépend des trajets de chargement subis lors du processus de mise en forme.

Une grande majorité des titanes de cette classe est produite par laminage à froid sous forme de tôle ou de feuillard, ce traitement étant généralement suivi d'une phase de recristallisation. La microstructure de ces produits se compose majoritairement de grains équiaxes α recristallisés avec une faible quantité de

phase β dispersée. Pour les titanes très faiblement alliés, la phase β n'est pas forcement visible à l'échelle d'observation de la phase α mais tout de même présente du fait de la concentration en fer entrant dans sa composition figure 2.6.

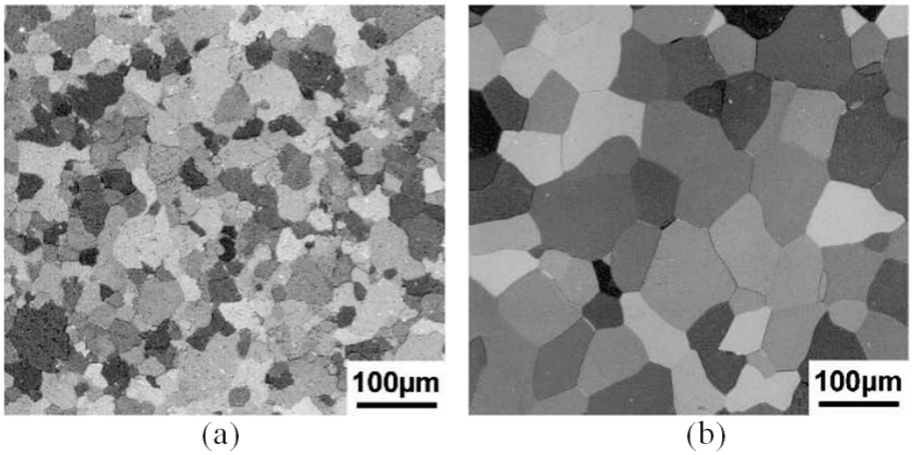


Figure 2.6 - Effet du fer sur la microstructure équiaxes du titane α ; (a) 0,15% Fe et (b) 0,03% Fe (Lütjering and Williams 2007)

Comme indiqué précédemment, les propriétés mécaniques dépendent de la composition chimique et de l'histoire thermomécanique subie par le matériau. La texture induite par les opérations de laminage conduit à l'observation d'une anisotropie de la limite d'écoulement entre la direction de laminage et la direction transverse au laminage. L'influence de la taille de grain se traduit par un effet « Hall-Petch » à savoir que, lorsque la taille de grains augmente, on observe une diminution de la limite d'élasticité, de la ductilité, de la ténacité et de la tenue en fatigue. Par contre, la résistance au fluage augmente. La phase β présente, de façon plus ou moins importante, sous la forme d'inclusions est plus fragile que la phase α. Ainsi, plus cette phase β sera en quantité importante, plus la ductilité du matériau sera diminuée.

2.1.6.2 La classe α + β

Pour cette classe d'alliages de titane, de nombreux types de microstructures peuvent être identifiés. Ces différentes morphologies dépendent de la composition chimique et des traitements thermomécaniques appliqués. Contrairement aux titanes de la classe α, de nombreux procédés de mise en forme peuvent être envisagés pour cette famille (forgeage, laminage, moulage, …). Autant de procédés qui modifient la microstructure finale.

Suivant l'histoire thermomécanique et la composition des alliages, il est possible de distinguer trois familles de microstructures : les microstructures totalement lamellaires, les microstructures totalement équiaxes, et les microstructures bi-modales ou duplex.

2.1.6.2.a Morphologie lamellaire

Ce type de microstructure est composé de colonies de lamelles α entourées de phase β (figure 2.7.a). Le paramètre microstructural qui influence le plus les propriétés mécaniques du matériau est la taille des colonies α, cette taille étant contrôlée par la vitesse de refroidissement à partir du domaine β, domaine de température auquel est réalisé le dernier traitement thermique. Cette taille de colonie conditionne la longueur effective de glissement le long des lamelles. En augmentant la vitesse de refroidissement, la taille des colonies diminue et donc le nombre de colonies augmente, ce qui a pour effet d'augmenter la limite d'élasticité par effet Hall-Petch.

En outre, la taille des colonies a aussi une influence sur la déformation à rupture. Dans un premier temps, diminuer la taille des colonies permet d'augmenter la phase α résiduelle (α_r), mais à partir d'une certaine taille de colonie, cette valeur chute. Ce maximum de déformation correspond à un changement de mode de rupture (rupture ductile trans-granulaire pour les grandes colonies et rupture ductile inter-granulaire) (Lütjering and Williams 2007).

2.1.6.2.b Morphologie bi-modale

Ce type de microstructure est composé d'une phase primaire α, notée α_p, qui se présente sous la forme de nodules, de colonies lamellaires composées de phase α secondaire sous forme d'aiguilles et de phase β (figure 2.7.b). Pour ce type de morphologie, le paramètre important qui régit en premier lieu le comportement mécanique est la taille des grains de la phase α_p. De manière générale, la taille de ces grains est du même ordre de grandeur que celle des colonies lamellaires, mais bien plus petite que celle rencontrée pour la morphologie totalement lamellaire. Pour une vitesse de refroidissement identique, les alliages dont la microstructure est de type bi-modale présentent une limite d'élasticité et une déformation plus importante que ceux dont la microstructure est de type lamellaire. Par contre, cette microstructure a une moins bonne résistance à l'amorçage et à la propagation de fissure (Lütjering and Williams 2007).

Un second paramètre qui joue un rôle important sur les propriétés finales des alliages α + β, est un des éléments d'addition qui permet de séparer la phase α_p des colonies lamellaires. Par exemple, il a été montré (Lütjering and Williams 2007) que la limite d'élasticité d'un alliage de titane α + β bi-modale est maximale pour un taux de phase α_p compris entre $10\%_{vol}$ et $20\%_{vol}$. Pour un taux de phase α_p plus faible, ce sont les colonies lamellaires qui contrôlent le comportement et pour un taux plus important, c'est l'effet du partitionnement des colonies qui domine le comportement mécanique.

2.1.6.2.c Morphologie équiaxe

Cette microstructure est obtenue par le même type de procédé de mise en forme utilisé pour obtenir la morphologie bi-modale, à l'exception de la vitesse de refroidissement qui est beaucoup plus lente après le dernier traitement de recristallisation (figure 2.7.c). Cela a pour effet de faire croitre les nodules de phase α_p, jusqu'à ce qu'ils percolent. Les propriétés mécaniques de ce type de microstructure sont alors directement liées aux grains α_p.

L'influence de la taille de grain est donc comparable à celle de la classe α mais avec des propriétés plus élevées que pour cette classe d'alliages, telles que la limite d'élasticité, la déformation à rupture, la résistance au fluage (Lütjering and Williams 2007). On note aussi une similitude de comportement mécanique avec la microstructure lamellaire lorsque la taille des grains α_p est comparable avec la taille des colonies.

2.1.6.2.d Effet de la phase α_s

La phase α_s constitue les colonies lamellaires. Elle précipite à partir de la phase β lors du dernier traitement thermique et se présente sous forme de fines aiguilles, dont la largeur est inférieure au micromètre (figure 2.7.c). On observe ainsi une microstructure à deux échelles. Les lamelles qui sont contenues dans les colonies et les aiguilles se trouvant entre les lamelles. Ce type de microstructure a un effet bénéfique important sur les propriétés mécaniques, effet encore plus marqué lorsque la microstructure est totalement lamellaire.

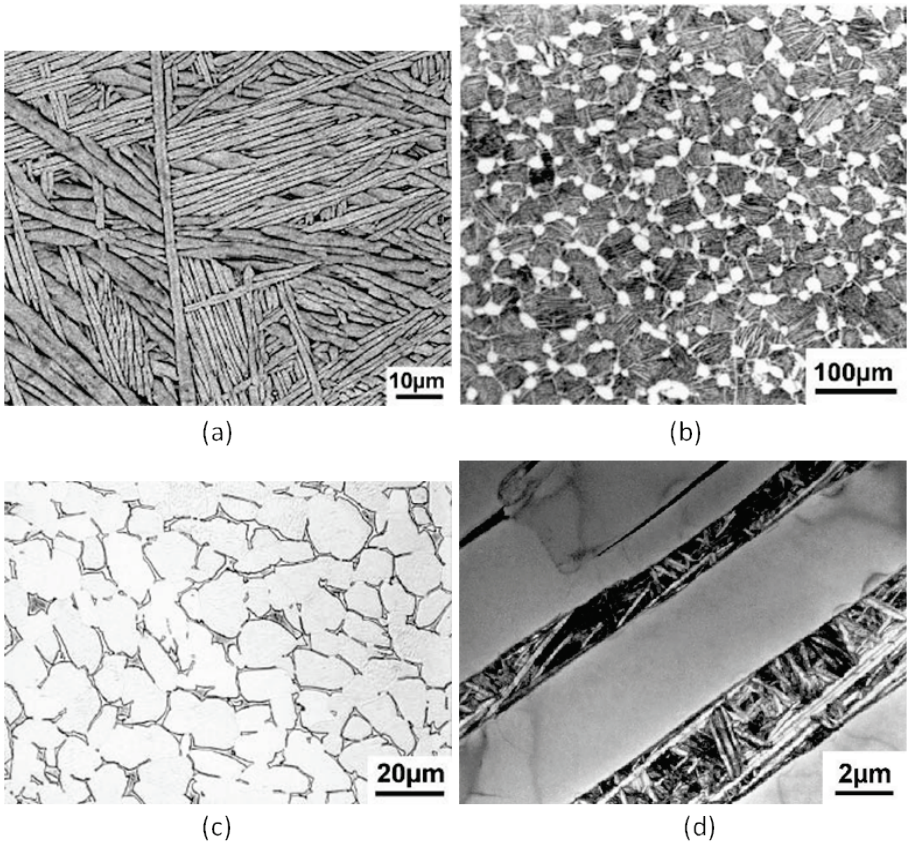


Figure 2.7 - Les différents types de morphologies de la classe α + β (Lütjering and Williams 2007); la phase α est en claire et la phase β en foncé; (a) morphologie totalement lamellaire; (b) morphologie bi-modale; (c) morphologie équiaxe; (d) morphologie bi-lamellaire causée par la phase α_s

2.1.6.3 La classe β

Les alliages de la classe β ne subissent pas de transformation martensitique, ce qui induit une forte proportion de phase β stable. De la phase α peut néanmoins précipiter sous forme de fines particules indéformables. Ainsi, il est possible de durcir de manière plus importante les alliages de cette classe, ce qui a pour effet immédiat d'augmenter la limite d'élasticité par rapport aux alliages α + β. Différentes microstructures typiques peuvent être observées.

Premièrement, les alliages recuits, dont la phase α est présente sous forme d'une couche continue aux joints de grains β (figure 2.8.a). On trouve aussi les alliages β déformés au dessus de la température de transus (figure 2.8.b). Ces alliages ne subissent pas d'opération de recuit. Il en résulte une microstructure fortement anisotrope. La phase α est présente aux joints de grains de la phase β haute température, qui ont une forme très allongée. Cette phase α peut être soit continue soit segmentée suivant le procédé utilisé. A l'intérieur des grains β haute température, on retrouve une microstructure de phase β de type lamellaire.

Il est possible de déformer ces alliages β en diminuant la température à partir du domaine β jusqu'à être dans le domaine de température de la phase α + β (figure 2.8.c). Cela a pour effet de transformer la phase α continue présente aux joints de grains en globules individuels. Ce type d'alliages ne subit pas de recuit. Enfin des microstructures bi-modales peuvent aussi être obtenues (figure 2.8.d). Ces microstructures se composent de phases équiaxes situées aux joints de grains β (toujours sous forme de colonies lamellaires).

De manière générale, les propriétés mécaniques des alliages de cette classe sont régies par la déformation plastique préférentielle de la phase α aux joints de grains β. On n'observe pas d'effet notable sur la limite d'élasticité en fonction des différentes microstructures à cause de la faible fraction volumique de phase α. Par contre, les microstructures bi-modales présentent une déformation à rupture bien plus importante que les autres types de microstructures.

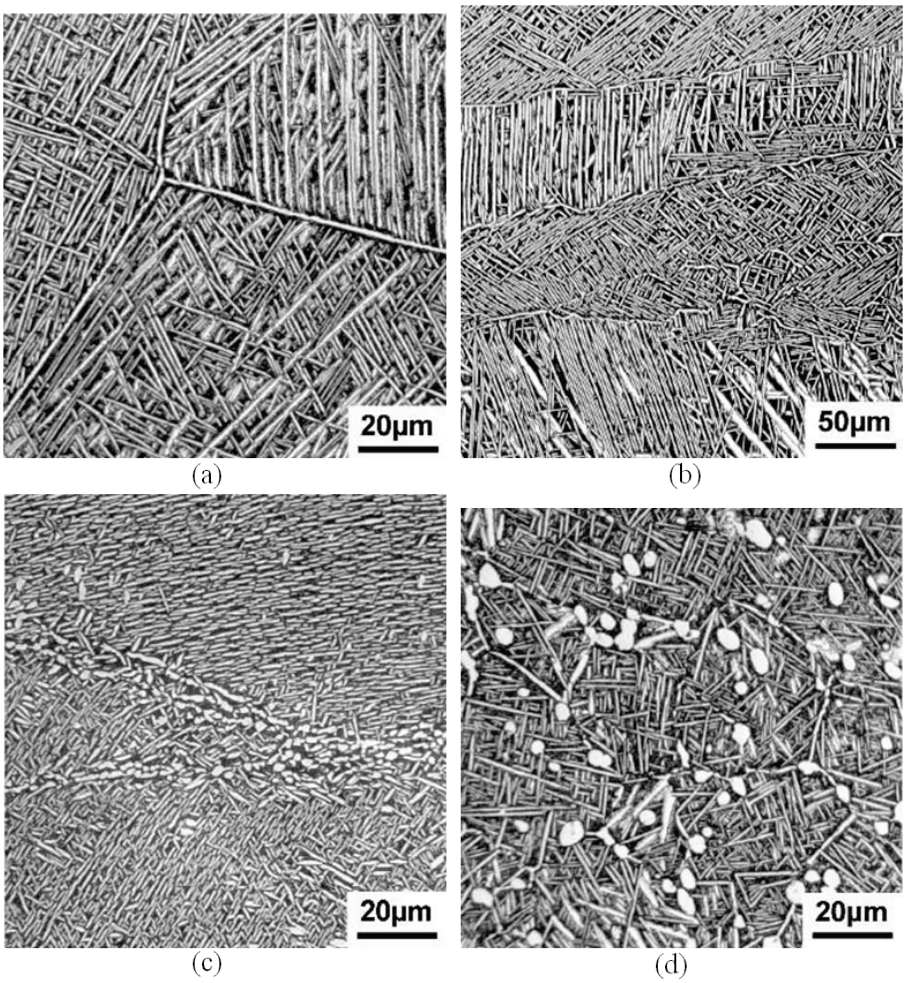


Figure 2.8 - Les différents types de morphologie de la classe β (Lütjering and Williams 2007); (a) morphologie β recuite ; (b) morphologie β déformée en dessus du transus; (c) morphologie β déformée en dessous du transus; (d) morphologie β bi-modale

2.2 Les matériaux de l'étude

Le titane T35 a été choisi par les industriels pour former la majeure partie du liner. Seuls les deux embouts, qui servent à la manutention du réservoir et à son remplissage sont en TA6V4. Les différentes parties du réservoir sont assemblées par soudage laser. On est donc en présence de soudures dites homogènes entre deux tôles de T35 et de soudure hétérogènes entre le T35 et le TA6V4. Cette partie du manuscrit a pour but de présenter ces différents matériaux du point de vue de leur microstructure.

2.2.1 Préparation des échantillons pour l'observation microscopique

La caractérisation microstructurale des matériaux nécessite un état de surface compatible avec des observations en microscopie optique et électronique à balayage. Le microscope optique utilisé est un Zeiss Axiovert 450M qui permet de travailler en fond clair, fond noir, lumière polarisée et contraste interférentiel. Un microscope électronique à balayage de type Leo 1450VP-SEM240 a été utilisé pour réaliser des images en électrons secondaires et rétrodiffusés et un microscope Zeiss Gemini DSM 982 pour l'analyse des orientations cristallographiques des grains via la technique d'Electron Back-Scattering Diffraction (Dingley and Baba-Kishi 1986)(Randle and Engler 2000)(Venables and Harland 1973).

2.2.1.1 Présentation de l'EBSD

La technique d'imagerie en électrons rétrodiffusés (EBSD en anglais) utilise la propriété ondulatoire des électrons et leur capacité à interagir (diffracter) avec le réseau cristallographique. Elle permet de déterminer localement l'orientation cristallographique des différents grains dans un matériau polycristallin sondé par un faisceau monochromatique constitué par les électrons incidents. Un détecteur EBSD est composé principalement d'un écran phosphorescent, transposant le signal électronique capté en signal photonique couplé à une caméra CCD située dans la chambre d'analyse du microscope. L'échantillon à analyser est incliné d'environ 70° par rapport au faisceau d'électrons primaires pour faciliter le rendement de réémission. Les électrons viennent frapper la surface, pénètrent dans la matière et sont diffractés par les plans cristallographiques denses selon un certain angle (θ_B) défini par la loi de Bragg :

$$2d_{hkl}\sin\theta_B = n.\lambda \qquad (2.1)$$

d_{hkl} est la distance interréticulaire, λ est la longueur d'onde des électrons incidents et n est l'ordre de diffraction.

Lors d'une observation, chaque famille de plans diffracte selon un cône, dont le sommet se trouve au point d'impact du faisceau d'électrons. Il y a ainsi autant de cônes de diffraction que de familles de plans diffractants. Ces cônes de diffraction viennent frapper l'écran phosphorescent et sont ensuite détectés par le capteur CCD. On obtient des clichés de diffraction qui font apparaitre des lignes (qui correspondent à l'intersection des cônes de diffraction avec le plan du détecteur) appelées « lignes de Kikuchi ». Un algorithme permet, grâce à ces clichés, de remonter aux orientations cristallines des différents plans connaissant la structure cristalline des phases étudiées. Il s'agit alors d'un problème d'identification inverse.

Les différents clichés EBSD présentés dans ce travail ont été exploités de la manière suivante. Dans un premier temps, les points qui ont mal diffracté sont corrigés par une méthode d'expansion itérative des points adjacents. Les tailles de grains sont identifiés par la méthodes des interceptes, en utilisant entre 110 et 140 lignes par direction et comporte plus de 2000 interceptions par échantillons. Les grains situés sur les bords des clichés sont considérés comme étant des demi-grains. Les texture sont calculées par discrétisation des orientations, ave une taille de discrétisation de 5° et un lissage gaussien de 5°.

2.2.1.2 Préparation des échantillons

Dans un premiers temps, les échantillons issus des feuillards de 300µm d'épaisseur sont enrobés à froid dans de la résine afin de pouvoir les manipuler plus facilement. Le choix d'une résine à froid a été retenu car, avec de la résine à chaud, la différence de coefficients de dilatation thermique entre le titane et la résine aboutissait au flambement de l'échantillon du fait de sa faible épaisseur et des contraintes de compression issues du refroidissement.

La procédure de polissage consiste en un polissage mécanique au papier de granulométrie ASTM 600 suivi par un polissage à la pâte diamantée de 6 µm puis de 3µm et enfin de 1 µm. Ces phases de polissage successives doivent être réalisées avec précaution en appuyant de façon modérée sur l'échantillon. Alors que l'alliage de titane TA6V4 ne présente pas de difficultés particulières, le polissage du titane T35 s'avère bien plus délicat. En effet du fait de sa « pureté » chimique, les propriétés mécaniques du titane T35 sont assez faibles et une pression trop importante exercée lors des différentes opérations de polissage peut entraîner une plastification du matériau, voir le « beurrage » de sa surface rendant cette dernière inexploitable pour l'analyse EBSD par exemple.

Après ce polissage mécanique, une étape de finition à la silice colloïdale (solution OPS diluée) est réalisée. Cette procédure de préparation d'échantillons permet en général d'observer en microscopie optique la microstructure du matériau en lumière polarisée ou en lumière blanche. Pour faire ressortir

d'avantage la microstructure en lumière polarisée, il est toutefois possible de réaliser une attaque chimique à base d'une solution 'Kroll' composée de 2ml de HF, 3ml de HNO_3 et 95ml de H_2O pendant environ 20 secondes. Cette attaque colore les grains faisant ainsi apparaitre la microstructure du matériau. Pour l'observation MEB et EBSD le temps de l'attaque chimique est fixé à environ 3 secondes pour éviter l'apparition d'un relief trop important.

2.2.2 Le titane T35

Le matériau utilisé pour la réalisation d'une grande partie du liner est le titane commercialement pur T35 (ou grade 1). Sa composition chimique est rappelée dans le tableau 2-4. Ce matériau de base nous a été livré par Atmostat, sous forme de tôles minces de 300µm d'épaisseur. Ces tôles ont été obtenues par laminage à froid suivi d'un traitement de recristallisation, entre 600 et 800°C (température non connue). Le matériau étant fourni sous forme de tôles laminées, le repère géométrique suivant a été adopté : L correspond à la direction de laminage, T à la direction transverse au laminage et N est la normale au plan de la tôle. Le repère permettant d'identifier ces directions est présenté sur la figure 2.9.

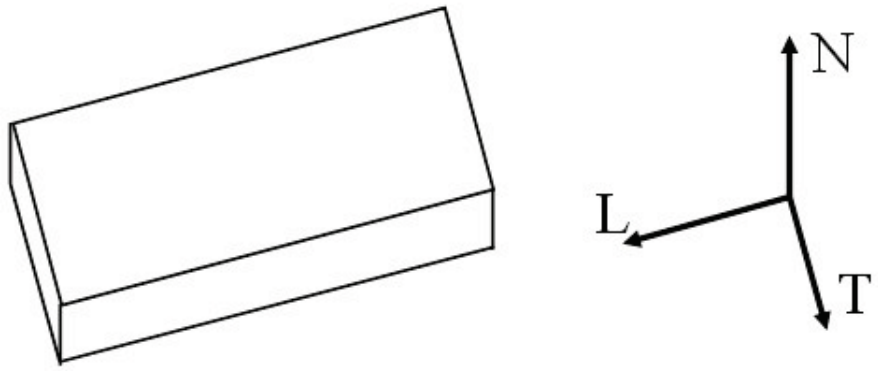


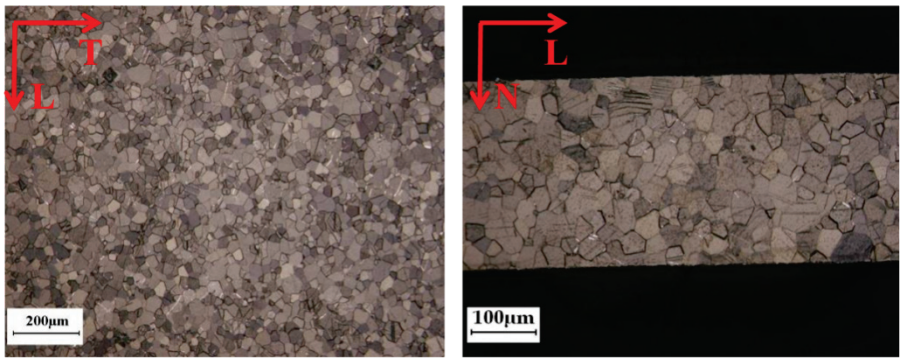
Figure 2.9 - Repère géométrique utilisé pour identifier les directions des tôles de titane

Tableau 2-4 - Composition chimique du titane T35 (en % massique)

O	Fe	C	H	N	Ti
0,18	0,2	0,1	0,015	0,03	balance

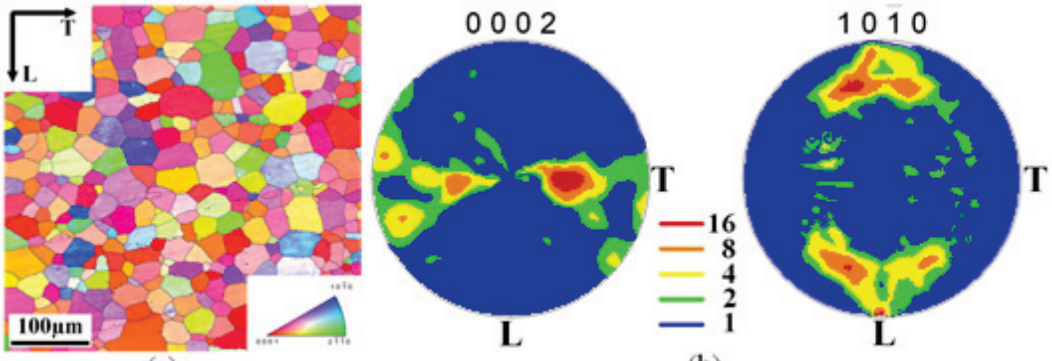
Ces tôles de titane T35 ont été caractérisées par microscopie optique et électronique à balayage selon deux plans : L-T et L-N. Le plan L-T correspond à la surface de la tôle alors que le plan L-N correspond à une observation de la tranche de la tôle (figure 2.10). Ces observations ont permis de mettre en évidence une microstructure équiaxe typique des alliages α recristallisés avec un nombre limité de grains dans l'épaisseur. En effet, sur la figure 2.10.b, on remarque qu'il n'y a qu'entre 10 et 15 grains dans le plan L-N.

Pour une analyse plus fine de la microstructure et pour connaître la texture cristallographique de ces tôles de titane, des mesures EBSD ont été menées (figure 2.11). Différentes observations ont permis de déterminer, par la méthode des interceptes, une taille de grains moyenne d'environ 20µm (figure 2.12), ce qui correspond à une quinzaine de grains dans l'épaisseur de la tôle. Ce matériau présente, en outre, une texture caractéristique de tôles laminées pour les matériaux de structure cristallographique hexagonale compacte. Les axes $\langle c \rangle$ ($\langle 0002 \rangle$) sont, en effet, préférentiellement orientés à +/- 30° de la normale au plan de la tôle vers l'axe T, dans le plan N-T avec une intensité maximale d'environ 16. Les axes $\langle a \rangle$ ($\langle 10\bar{1}0 \rangle$) s'orientent, quand à eux, plutôt préférentiellement de part et d'autre de la direction de laminage (L).



(a) (b)

Figure 2.10 - Micrographie optique en lumière polarisée du titane T35; (a) plan L-T et (b) plan L-N



(a) (b)

Figure 2.11 - Analyse EBSD du titane T35 dans le plan L-T; (a) cartographie d'orientation cristalline associée à la figure de pôle inverse et (b) figures de pôles des plans (0002) et (10-10) respectivement

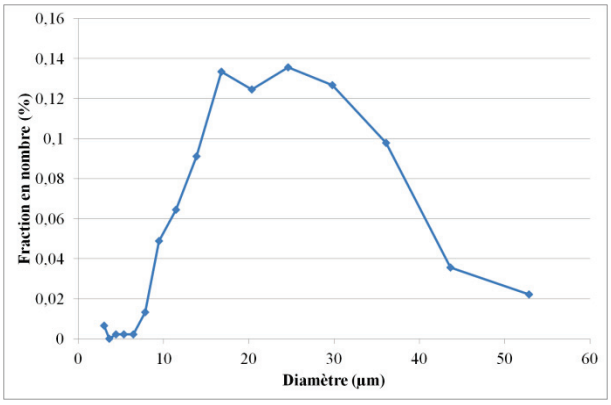


Figure 2.12 - Distribution de taille de grains pour le titane T35 obtenue par analyse EBSD ; le critère de désorientation retenu est de 10° et le pas de mesure est de 1 µm

2.2.3 Les soudures homogènes T35/T35

Ces soudures ont été réalisées par soudage laser sans apport de matière. La technique consiste à envoyer des impulsions laser de hautes énergies sur des tôles de titane misent bord à bord en protégeant la zone soudée à l'aide d'un gaz inerte. L'énergie libérée lors de l'impact du laser sur la surface du titane permet de faire fondre celui-ci pendant un court instant. Pour réaliser une soudure continue, les tôles de titane sont déplacées le long de la direction de soudage afin que chaque impulsion laser recouvre environ 80% de la zone précédemment impactée. Entre chaque impulsion le métal a le temps de se resolidifier (Cazes 1994).

2.2.3.1 Observations par microscopie

Les soudures entre deux tôles de T35 ont été observées par microscopie optique et électronique ainsi que par EBSD. La soudure représente environ 1 mm de large et la zone affectée thermiquement (ZAT) n'est pas clairement visible. En effet, la transition de microstructure entre la zone fondue et le matériau de base est brutale (figure 2.13). La zone fondue est majoritairement composée de grains lamellaires fins mais on peut y trouver aussi des grains de taille plus importante.

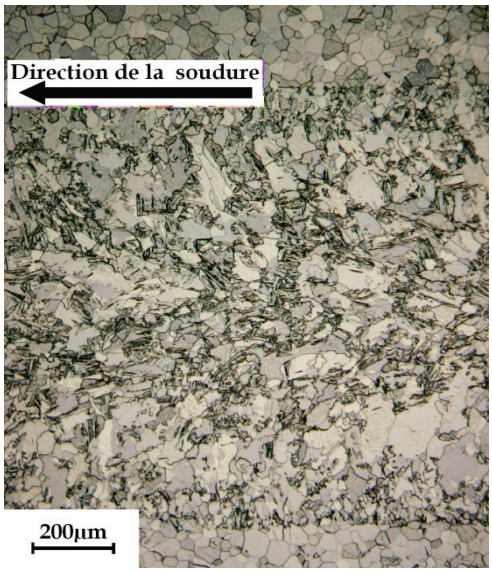


Figure 2.13 - Micrographie en microscopie optique en lumière polarisée d'une soudure homogène T35/T35 dans le plan L-T

2.2.3.2 Observations EBSD

Les études EBSD ont révélé une texture légèrement plus isotrope (figure 2.14) que celles des tôles de T35, conséquence de la transformation allotropique cubique centrée → hexagonale compacte qui se produit à 882°C lors du refroidissement. Les axes $\langle c \rangle$ ($\langle 0002 \rangle$) et les axes $\langle a \rangle$ ($\langle 10\bar{1}0 \rangle$) sont plus aléatoirement répartis qu'ils ne le sont dans le T35 de base comme le montre la figure 2.14.b. Dans le plan L-T, on trouve une taille de grains moyenne d'environ 20 µm (avec la méthode des interceptes) bien que les grains soient allongés. Cette dimension est équivalente à celle des grains dans les tôles. Cependant, cette taille de grain est à prendre avec précaution. En effet, les observations dans le plan L-N de la tôle (figure 2.15) font apparaitre des grains dont la taille est de l'ordre de l'épaisseur de la tôle, soit de l'ordre de la centaine de microns.

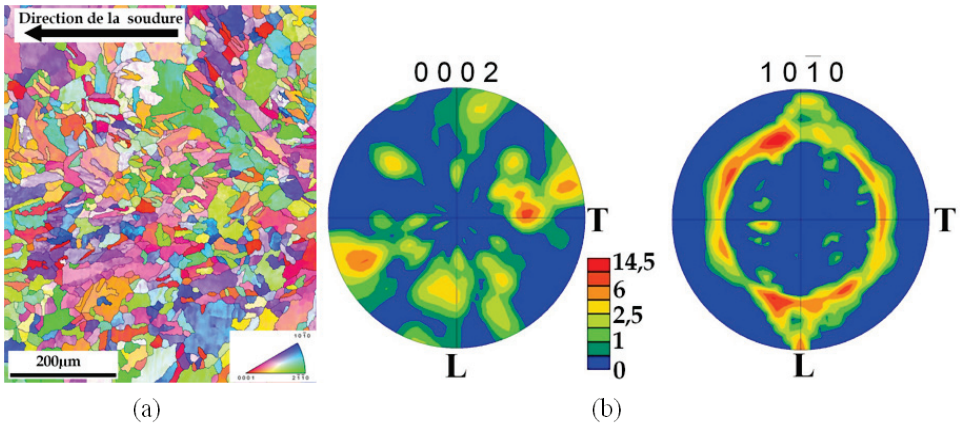


Figure 2.14 - Analyse EBSD d'une soudure homogène T35/T35 dans le plan L-T; (a) cartographique d'orientation cristalline associée à la figure de pôle inverse; (b) Figures de pôles

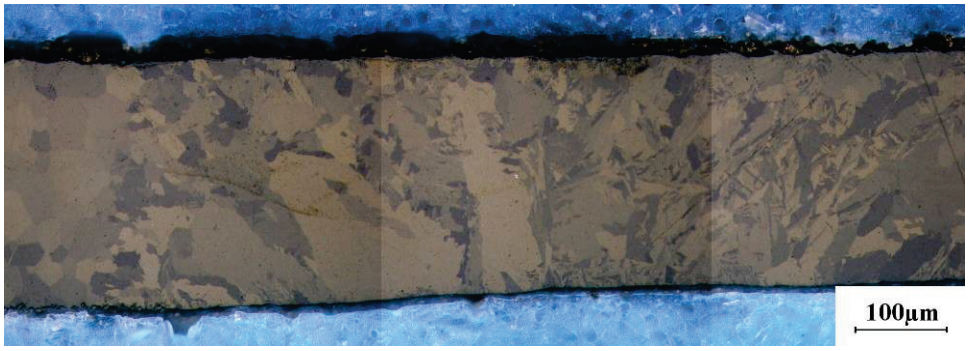


Figure 2.15 - Micrographie optique en lumière polarisée d'une soudure homogène T35/T35 dans le plan L-N

Dans la zone fondue, il est possible de trouver, à partir de la microstructure solidifiée, les grains de phase β formés au dessus de la température du transus. Lors du refroidissement de la soudure, la phase β haute température se transforme en phase α selon certaines relations cristallographiques définies par Burgers (Bürgers 1934). Par le jeu des symétries, il a été montré que les relations de désorientations minimales entre variants se réduisent à 5 (Chauvy 2004). Ces relations sont résumées dans le tableau 2-5. Ainsi, il est possible de retrouver les contours des ex-grains β à partir d'une microstructure α. Cette méthode a été appliquée aux soudures homogènes T35-T35 (figure 2.16). On trouve alors que les grains β haute température peuvent avoir des tailles supérieures à 300 µm. Cela permet d'expliquer la présence de grains de taille très importante dans les soudures, ce qui arrive lorsqu'un seul variant est sélectionné.

Tableau 2-5 - Relations de désorientation minimales entre paires de variants issus d'un même grain β haute température (Chauvy 2004) (Gey and Humbert 2002)

Valeur analytique	Valeur numérique (°)	Axe de zone
$2\left[\pi/3 - \cos^{-1}\left(1/\sqrt{3}\right)\right]$	10,53	[0002]
$\pi/3$	60	$[11\bar{2}0]$
$\cos^{-1}\left(\frac{2\sqrt{6}-1}{8}\right)$	60,83	d_1 à 80,97° de $\langle c \rangle$ dans le plan (d_3,c)
$\cos^{-1}\left(\frac{4\sqrt{6}+1}{24}\right)$	63,2	D_2 à 17,56° de $\langle a \rangle$ dans le plan (a,c)
$\pi/2$	90	d_3 à 5,26° de $\langle a \rangle$ dans le plan basal

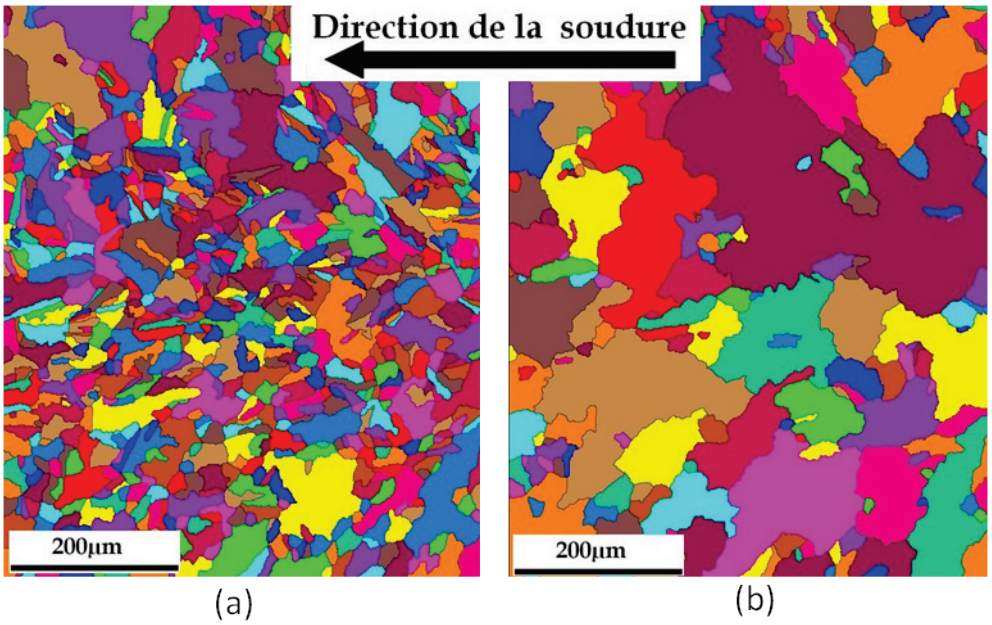


Figure 2.16 - Comparaison entre les grains α observés à température ambiante (a) et les grains β haute température dont ils sont issus, identifiés par la méthode présentée ci-dessus (b)

2.2.3.3 Analyse de la dureté du cordon de soudure

Différentes filiations de dureté Vickers ont été réalisées sous une charge de 100 grammes dans le plan L-T de la tôle (figure 2.17). A partir du matériau de base (non affecté thermiquement), on observe une augmentation progressive de la dureté jusqu'au milieu de la zone fondue. Ainsi, le matériau est environ 38 % plus dur au centre de la soudure qu'il ne l'est initialement. Cette augmentation est à associer à la différence de microstructure.

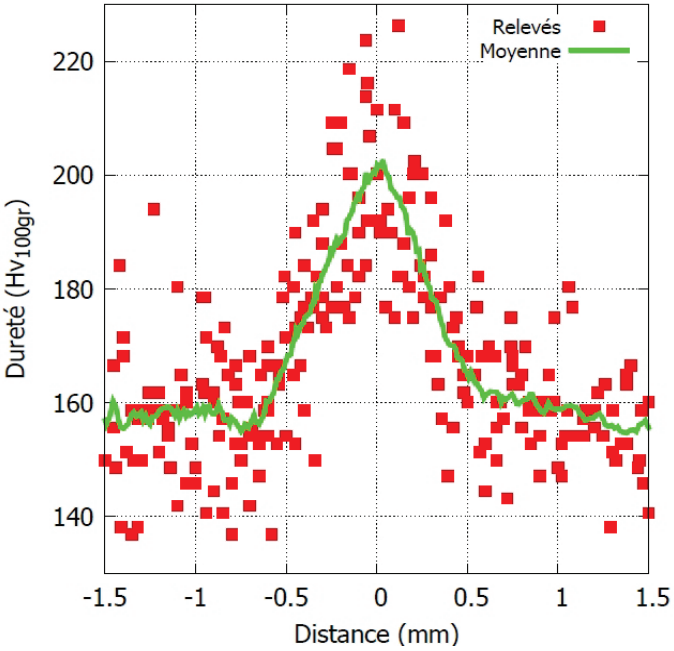


Figure 2.17 - Mesures de microdureté Vickers réalisées, sous une charge de 100 grammes, à travers une soudure homogène T35/T35

2.2.4 Le TA6V4

2.2.4.1 Observations par microscopie

Le TA6V4 étudié est un alliage de titane composé de 6%$_{mas}$ d'aluminium et de 4%$_{mas}$ de vanadium. Sa microstructure est constituée de deux phases (figure 2.18) : une phase α, stable à température ambiante et une phase β stabilisée par des éléments bétagènes, d'où l'obtention d'une microstructure multi-échelle, comme énoncé au paragraphe 2.1.6.2.b. En effet, à haute température, le titane est constitué de gros grains de phase β. Lors du refroidissement, des nodules α commencent à se transformer en rejetant les éléments bétagènes dans la phase β restante. Cette phase β restante, est donc de plus en plus riche en éléments bétagènes et donnera lieu à de la phase β métastable sous forme de fines structures. L'alliage de titane TA6V4 de notre étude a donc une microstructure bi-modale.

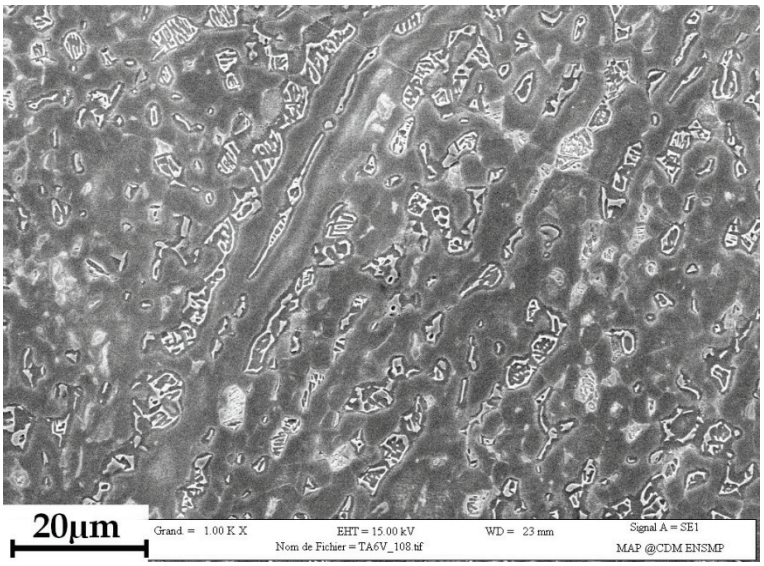


Figure 2.18 - Observation par microscopie électronique à balayage en électrons secondaires du TA6V4 après attaque chimique 'kroll'; la phase α est en sombre et la phase β en claire

2.2.4.2 Observations EBSD

L'étude EBSD (figure 2.19) a permis de déterminer une taille de grains moyenne, pour la phase α, de 3,3µm. Par contre, le faisceau d'électrons n'a pu être suffisamment focalisé pour pouvoir faire l'analyse de l'orientation cristallographique des fines lamelles qui constituent la phase β. Ainsi, seules les informations concernant la phase α sont accessibles. Le matériau semble très texturé à cette échelle d'observation. En effet, les figures de pôles mesurées sont proches de celles obtenues pour un monocristal. Notons que les axes $\langle c \rangle$ ($\langle 0002 \rangle$)

sont orientés quasiment tous perpendiculairement à la surface de la tôle (intensité maximal d'environ 21) et que le triplet des axes $\langle a \rangle$ ($\langle 10\bar{1}0 \rangle$) s'orientent à 90° de ces derniers. Cette texture particulière tend à prouver que l'on se trouve dans un ancien grain β haute température et que la transformation de phases a donné lieu majoritairement à la germination d'un seul variant parmi les 12 possibles.

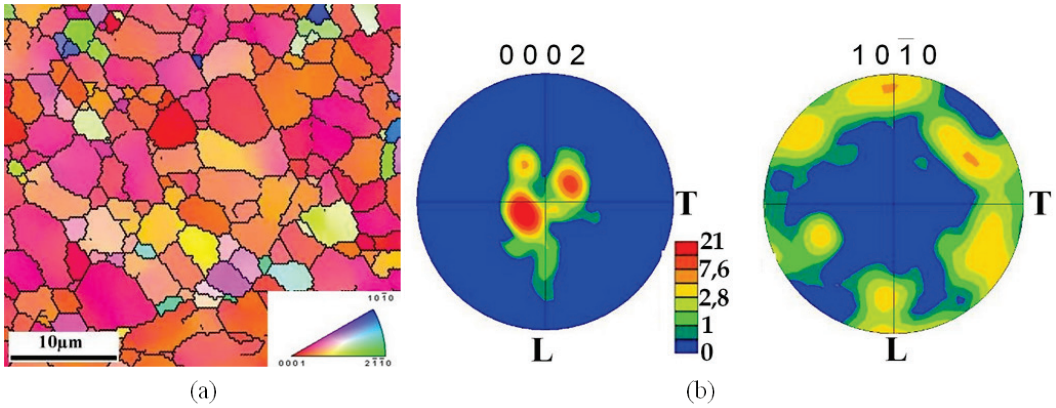


Figure 2.19 - Analyse EBSD du TA6V4 dans le plan L-T; (a) cartographique d'orientation cristalline associée à la figure de pôle inverse; (b) figures de pôles (0002) et (10-10) respectivement

2.2.5 Les soudures hétérogènes T35/TA6V4

Ces soudures mettent en œuvre deux matériaux très différents tant par leurs compositions chimiques, leurs microstructures que par leurs propriétés mécaniques. En effet le titane T35 est le plus pur que l'on puisse trouver commercialement, alors que le TA6V4 est un alliage de titane avec de l'aluminium et du vanadium en quantité relativement importante. La limite d'élasticité du TA6V4 est environ 3,5 fois plus élevée que celle du T35 et l'allongement à rupture est plus faible dans le TA6V4.

Les observations par microscopie optique (figure 2.20) ont mis en évidence des microstructures très différentes dans et à proximité de la soudure. Il est possible de décomposer ce type de soudure en 5 zones principales :

- TA6V4
- Zone affectée thermiquement côté TA6V4 (ZAT TA6V4)
- Zone fondue
- Zone affectée thermiquement côté T35 (ZAT T35)
- T35

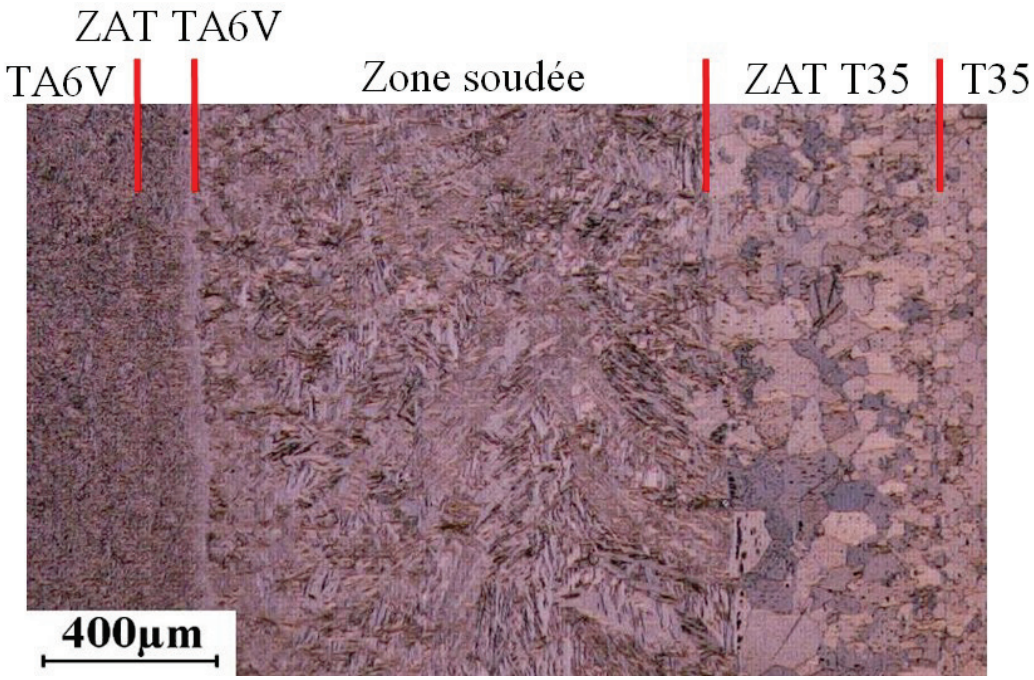


Figure 2.20 - Observation par microscope optique en lumière polarisée d'une soudure hétérogène T35/TA6V4, les cinq zones principales sont indiquées

2.2.5.1 La ZAT coté TA6V4

Les deux matériaux de base (T35 et TA6V4) ont été étudiés précédemment. La ZAT du coté du TA6V4 présente un gradient de microstructure (figure 2.21). En partant du TA6V4 pour aller dans la zone fondue, on passe progressivement d'une microstructure bi-modale fine à une microstructure lamellaire fine (10 µm de long et moins de 500 nm de large). Les dimensions de ces microstructures les rendent toutefois difficilement observables par microscopie optique, c'est pourquoi une analyse complémentaire EBSD a été effectuée. La zone lamellaire est trop fine pour que le faisceau d'électrons diffracte correctement, l'étude EBSD concerne donc uniquement la zone bi-modale de la ZAT (figure 2.22). De plus, la phase β étant minoritaire, les clichées de diffraction ne peuvent en tenir compte.

Les résultats montrent une taille de grain de petites dimensions, de l'ordre de 3µm. De plus on observe une texture beaucoup plus isotrope que le TA6V4 de base (figure 2.22), ce qui est signe que cette zone a dépassé la température de transus α/β sans dépasser la température de fusion. Le gradient de microstructure est à relier au gradient de température qu'a subi cette zone. En effet, la diffusion de l'aluminium et du vanadium ne peut être que très limitée du fait du faible temps de maintien en température des soudures laser. Des cartographies réalisées par microsonde de Castaing (figure 2.23) montrent que l'aluminium et le vanadium restent en petits paquets dans la ZAT TA6V4 alors que ces éléments sont plus diffus dans la zone soudée.

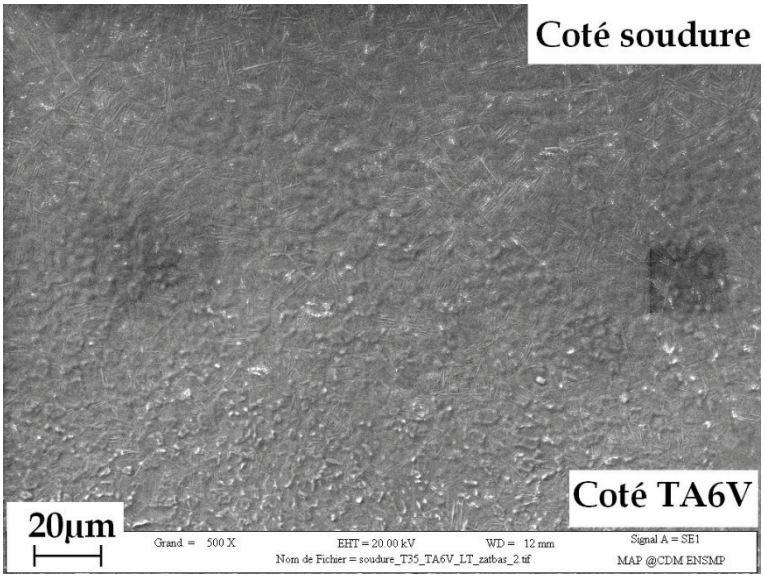


Figure 2.21 - Observation pas microscope électronique à balayage de la ZAT coté TA6V4 montrant un gradient de microstructure entre le haut de l'image (zone lamellaire fine) et le bas (bi-modale)

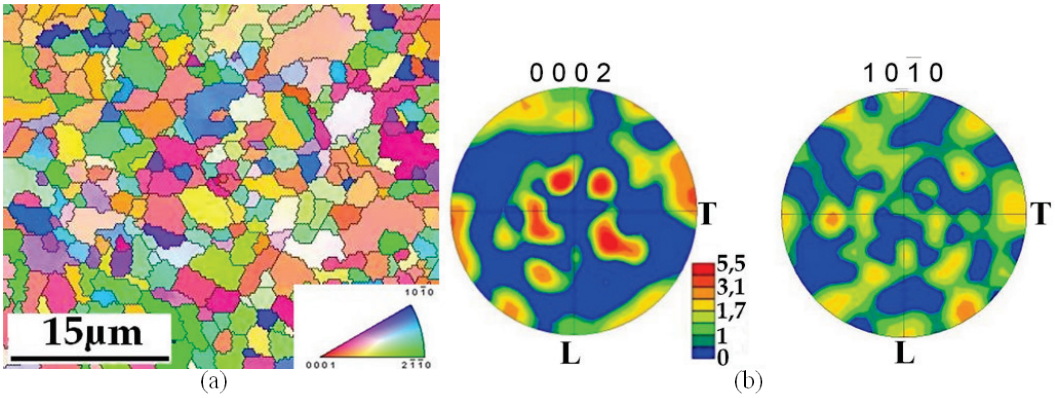


Figure 2.22 - Analyse EBSD de la ZAT TA6V4 dans le plan L-T; (a) cartographique d'orientation cristalline; (b) figures de pôles (0002) et (10-10) respectivement

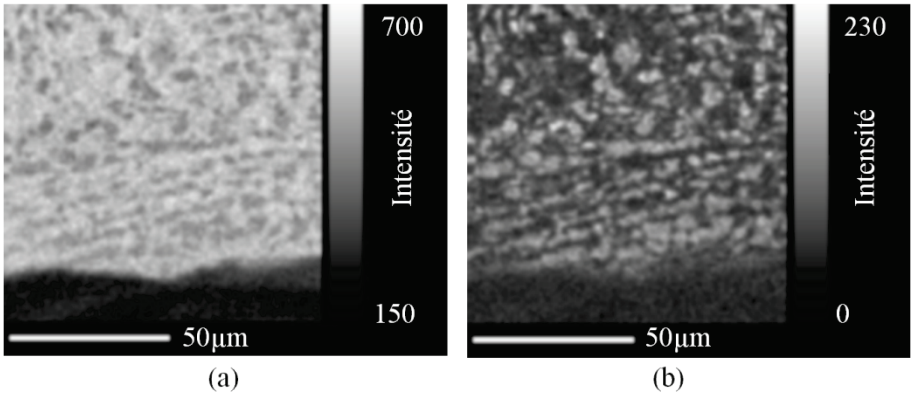


Figure 2.23 - Cartographies de distribution spatiale de (a) l'aluminium et (b) du vanadium réalisées par microsonde de Castaing dans la ZAT TA6V4 ; en bas en sombre se trouve la zone fondue

2.2.5.2 La zone fondue

La zone fondue est composée de nombreuses colonies lamellaires (figure 2.25). En effet, si les colonies, issues d'un même ex-grain β, vérifient les relations d'orientations de Bürgers entre elles, du fait de la vitesse de refroidissement élevée, les ex-grains β, dont la taille dépasse les 100 µm, ont donné naissance à de nombreux variants (figure 2.25.a).

L'activation de ces différents variants a pour conséquence l'obtention d'une texture assez isotrope dans la zone fondue. En effet, on observe sur la (figure 2.25.b) que le maximum d'intensité pour les axes <c> (⟨0002⟩) n'est plus que de 5.

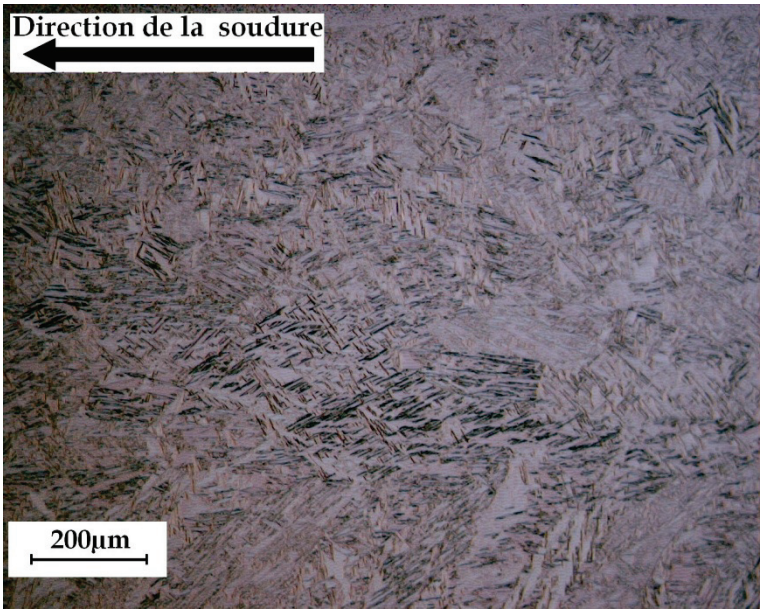


Figure 2.24 - Observation par microscopie optique de la zone fondue d'une soudure hétérogène T35/TA6V4

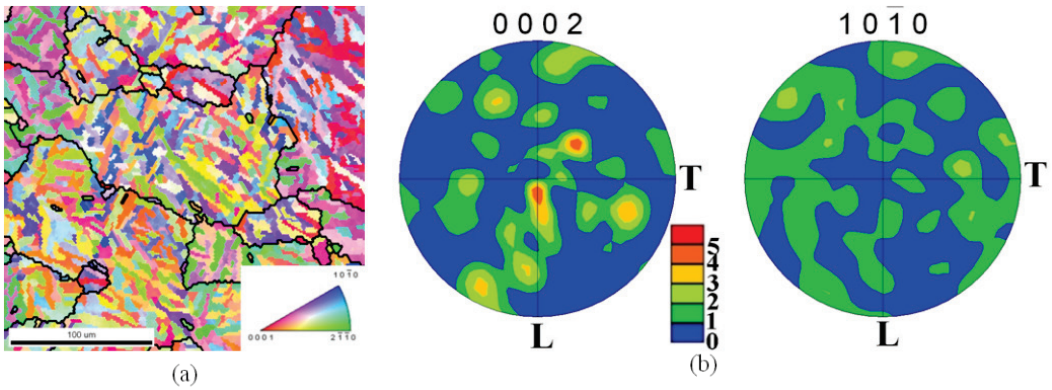


Figure 2.25 - Analyse EBSD de la zone fondue d'une soudure hétérogène T35/TA6V4; (a) cartographie d'orientation cristalline associée à la figure de pôle inverse, les lignes noirs délimitent les ex-grains β; (b) figures de pôles (0002) et (10-10) respectivement

Lors des observations par microscopie optique et par microscopie électronique à balayage, la présence de cavités a été détectée (figure 2.26). Ces cavités peuvent être de taille relativement importante (plus de 80µm sur l'échantillon observé). L'origine de ces cavités semble être due à la vaporisation de l'aluminium. En effet, les températures de vaporisation des trois principaux éléments de la zone fondue sont :

- Titane : 3296°C
- Aluminium : 2519°C
- Vanadium : 3407°C

On remarque que l'aluminium se vaporise à une température bien inférieure à celle du titane (ΔT= 777°C) et du vanadium (ΔT= 888°C). Il semble donc que, lors du soudage laser, la température de la zone fondue ait dépassé les 2519°C mais soit restée inférieure à 3296°C. Cela implique que l'aluminium se soit vaporisé pendant un cours instant, formant ainsi les cavités observées. Ces cavités pouvant être un point critique pour la tenue mécanique du réservoir, il a été décidé de les étudier de façon plus approfondie dans la suite du manuscrit (voir partie 5.3).

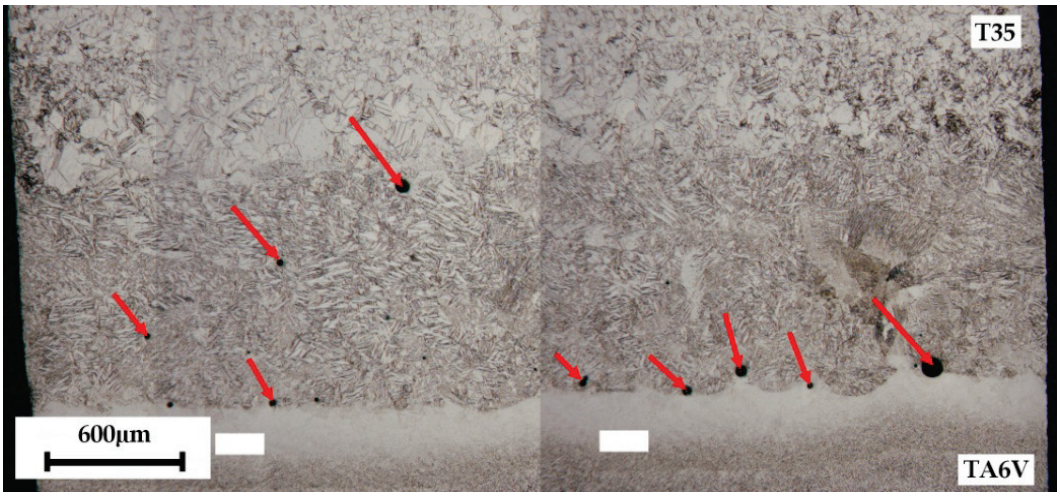


Figure 2.26 - Observation par microscopie optique d'une soudure hétérogène T35/TA6V4; Certaines cavités sont indiquées par des flèches rouges

2.2.5.3 La ZAT coté T35

La ZAT coté T35 présente deux zones : une zone à petits grains, à proximité du T35 et une zone à gros grains, près de la zone fondue (figure 2.27). La taille caractéristique des petits grains est inférieure à celle des grains de T35 alors que la taille des gros grains est souvent supérieure à 100µm. Il s'agit donc d'une zone sensible car il est possible de trouver des grains du même ordre de grandeur que l'épaisseur de la tôle, qui serait alors localement monocristalline.

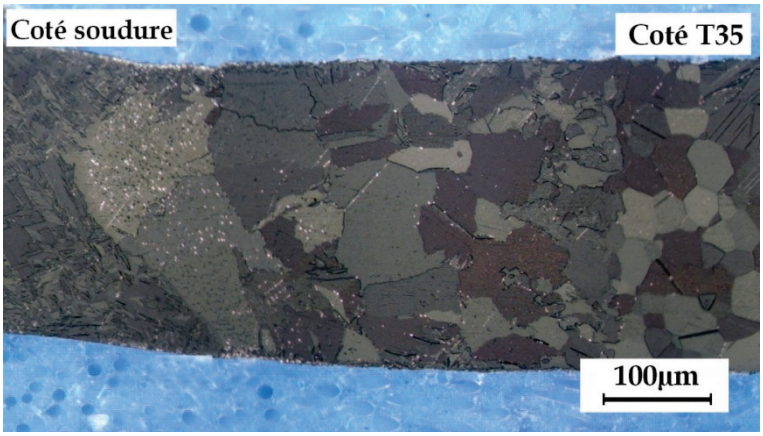


Figure 2.27 - Observation par microscopie optique en lumière polarisée de la ZAT T35 d'une soudure hétérogène T35/TA6V4

2.2.5.4 Profil de dureté au sein d'une soudure

Les soudures T35/TA6V4 comportant un gradient de microstructure, il a été décidé de réaliser des profils de microdureté Vickers (figure 2.28). Ces profils ont été réalisés à l'aide d'un micro-indenteur sous une charge de 25 grammes, afin de limiter la profondeur des indents dans l'épaisseur de la tôle. Les points de dureté ont été réalisés le long de lignes traversant la soudure en partant du T35 jusqu'au TA6V4, avec un espacement régulier. La taille des indents est de quelques micromètres. Ainsi, lorsque la taille caractéristique de la microstructure est bien supérieure à la taille des indents, la mesure revête majoritairement un caractère intragranulaire. Par contre, lorsque la taille de grains diminue (zone fondue, ZAT coté TA6V4, TA6V4), la taille des indents peut devenir supérieure à celle de la microstructure. On aura donc une dureté moyenne obtenue sur plusieurs grains. Ces considérations permettent d'expliquer les variations de dureté observées.

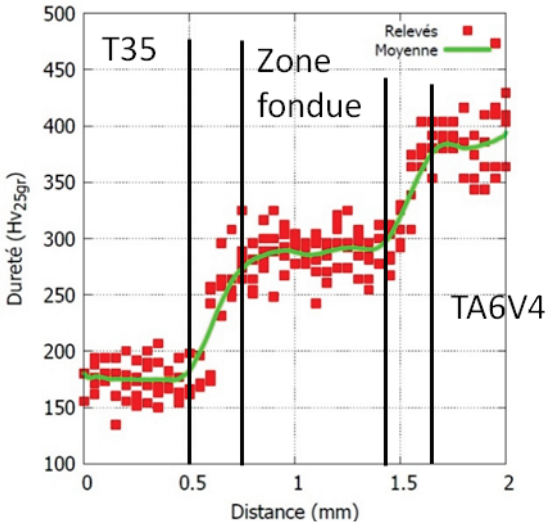


Figure 2.28 - Mesure de microdureté Vickers sous une charge de 25 grammes à travers une soudure hétérogène T35/TA6V4 ; la distance 0 se situe dans le T35

On a ainsi pu identifier 5 zones : 3 paliers, correspondant au T35, à la zone fondue et au TA6V4 et 2 zones de transition. Ces zones de transition indiquent le changement de microstructure entre le T35 et la ZAT T35, la zone fondue et le TA6V4 et la ZAT TA6V4. Les valeurs moyennes de dureté trouvées pour les paliers sont de :

- 180 $HV_{0,025}$ pour le T35 et la ZAT T35
- 290 $HV_{0,025}$ pour la zone fondue
- 362 $HV_{0,025}$ pour le TA6V4 et la ZAT TA6V4

On observe que le TA6V4 et la ZAT TA6V4 sont deux fois plus durs que le T35 et la ZAT T35. On peut supposer que cette différence de dureté (et donc de propriétés mécaniques) soit fortement liée à la composition chimique des matériaux plus qu'à leurs microstructures (par exemple, il a été montré que le TA6V4 et la ZAT TA6V4 ont des microstructures différentes et pourtant ces zones présentent une même valeur de dureté). Notons de plus que la zone fondue présente une dureté environ égale à la moyenne de celles des deux matériaux de base (T35 et TA6V4).

2.2.5.5 Analyse par microsonde de Castaing de la répartition des éléments chimiques dans le cordon de soudure

Afin de caractériser la répartition spatiale des éléments chimiques dans le cordon de soudure, une analyse de composition chimique par microsonde de Castaing a été réalisée. Connaissant les compositions chimiques moyennes du T35 et du TA6V4, il a été décidé de suivre les profils de l'aluminium, du vanadium et du titane, les autres éléments étant en proportion trop faibles vis-à-vis des incertitudes de mesure. Les profils suivants (figure 2.29) ne présentent que les résultats concernant les évolutions de l'aluminium et du vanadium, le titane est le complémentaire de ces deux éléments. Trois profils ont été réalisés :

- TA6V4 et ZAT TA6V4 ; longueur : 600 µm ; pas : 1 µm
- Zone fondue ; longueur : 1100 µm ; pas : 2 µm
- T35 et ZAT T35 ; longueur : 800 µm ; pas : 2 µm

Les pas de ces différents profils ont été choisis en fonction de la taille caractéristique des microstructures étudiées. Le TA6V4 et la ZAT TA6V4 ayant des microstructures fines, un pas de 1 µm a été choisi alors que pour les autres zones, qui ont des microstructures de tailles plus importantes, un pas de 2 µm a été retenu.

Figure 2.29 - Profils réalisés par microsonde de Castaing

Le profil 1 concerne le TA6V4 ainsi que la ZAT du coté du TA6V4 (figure 2.30). La teneur moyenne en aluminium est de 6,15%$_{mas}$ et celle du vanadium de 4,25%$_{mas}$. On observe que ces deux éléments ne sont pas localisés aux mêmes endroits ; lorsque la concentration en aluminium augmente, celle en vanadium diminue. L'aluminium étant un élément alphagène et le vanadium un élément bétagène, cela confirme que pour ces deux zones (TA6V4 et ZAT TA6V4), nous sommes en présence d'une microstructure biphasée et bi-modale.

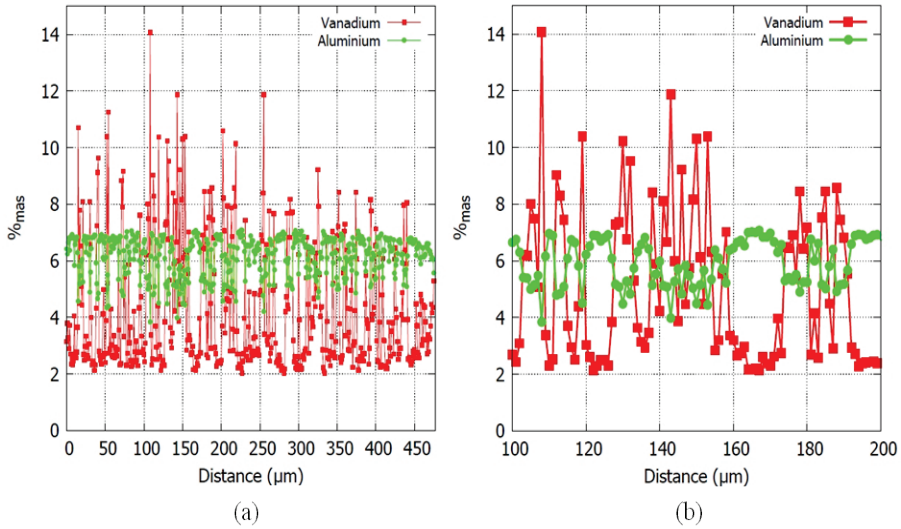


Figure 2.30 - Profils de composition chimique réalisés pas microsonde de Castaing concernant les zones TA6V4 et ZAT TA6V4; (a) profils en totalité de la traversée; (b) zoom sur une partie des profils

Le profil 2 concerne la zone fondue (figure 2.31). Pour ce profil, la teneur moyenne en aluminium est de 2,77% $_{mas}$ et celle du vanadium est de 1,90% $_{mas}$. L'ordre de grandeur de ces teneurs était attendu, car elles sont environ égales aux teneurs mesurées dans le TA6V4 divisées par deux (soudure sans métal d'apport). On observe également que ces teneurs ont tendance à diminuer lorsque les mesures s'éloignent du TA6V4 (de 3% $_{mas}$ à 2% $_{mas}$ pour l'aluminium et de 2,2% $_{mas}$ à 1,3% $_{mas}$ pour le vanadium). Cela montre que dans la zone fondue les deux matériaux de base se sont relativement bien mélangés. De plus contrairement au

profil 1, on remarque cette fois-ci que le vanadium et l'aluminium sont localisés aux mêmes endroits dans la zone fondue.

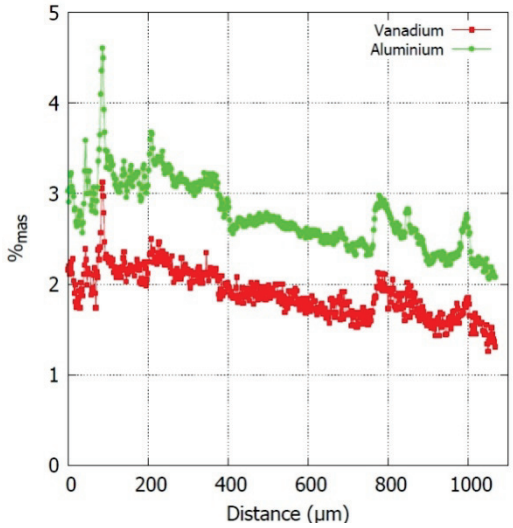


Figure 2.31 - Profils de composition chimique réalisés pas microsonde de Castaing concernant la zone fondue

Le profil 3 fait référence au T35 et à la ZAT du coté du T35 (figure 2.32). Il n'y a ni aluminium ni vanadium dans ces zones, seul le bruit de mesure est relevé. On constate donc que ces éléments n'ont pas diffusé lors de l'opération de soudage.

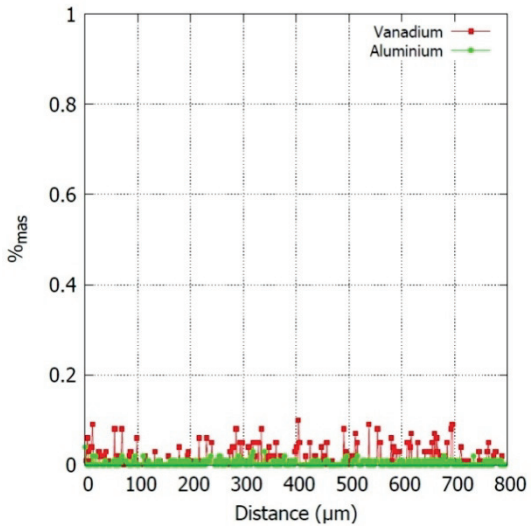


Figure 2.32 - Profils de composition chimique réalisés pas microsonde concernant les zones T35 et ZAT T35

2.3 Conclusion

Dans un premier temps, l'étude de la microstructure et de la texture des feuillards de 300 µm de titane T35, qui composent majoritairement le liner des réservoirs haute-pression, a été réalisée. Cette étude a permis de mettre en évidence une microstructure équiaxe avec une taille de grains moyenne d'environ 20 µm et avec une texture marquée, causée par le laminage. L'ordre de grandeur de cette microstructure est comparable avec celle de l'épaisseur des feuillards de titane. En effet, une quinzaine de grains sont présents dans cette épaisseur, ce qui peut sembler faible. Néanmoins, à cause de la texture marquée de ce matériau, conséquent de son obtention par laminage, la notion de volume élémentaire représentatif est respectée dans cette faible épaisseur.

Dans un deuxième temps, les soudures laser bord à bord entre deux feuillards de T35 ont été étudiées. Ces soudures sont réalisées sans métal d'apport et sous protection gazeuse. Dans la zone fondue, on observe une texture légèrement moins marquée que dans le matériau de base, conséquence d'une réorientation cristallographique subie lors des transformations allotropiques. Une microstructure de type lamellaire est observée. Les Zones Affectées Thermiquement (ZAT) sont de tailles faible vis à vis de la zone fondue. La taille de grains moyenne dans le plan des feuillards, comparable à celle du T35 de base, est d'environ 20 µm. Par contre, lorsque l'on observe la microstructure dans l'épaisseur de la tôle, on observe des grains de taille pouvant aller jusqu'à plusieurs centaines de microns. L'étude de la dureté de la soudure montre un léger durcissement au centre de la zone fondue, conséquence de la modification de la microstructure.

Le TA6V4, utilisé pour la réalisation des embouts du réservoir, présente une microstructure bi-modale avec une taille de grains moyenne de la phase α de 3,3 µm. La texture de ce matériau est très marquée, semblable à un monocristal, avec la présence des axes <c> perpendiculaire à la surface des échantillons.

Enfin, les soudures bord à bord entre le titane T35 et le TA6V4 ont été étudiées. On se trouve ici dans le cas de soudure, toujours sans métal d'apport, faisant intervenir deux matériaux de compositions chimiques et de microstructures différentes. Les soudures peuvent être décomposées en cinq zones principales qui sont la zone fondue, la Zone Affectée Thermiquement du coté du T35 (ZAT T35), la Zone Affectée Thermiquement du coté du TA6V4 (ZAT TA6V4) et les deux matériaux de base. Les trois « nouvelles » zones (les matériaux de bases étant déjà étudiés) présentent des microstructures, des textures et des compositions chimiques particulières et clairement délimitées dans l'espace. Ces soudures présentent donc un gradient de microstructure et donc également un gradient de propriétés mécaniques. De plus, des cavités ont été observées dans la zone fondue.

Ces cavités, formées par vaporisation de l'aluminium, peuvent avoir des tailles caractéristiques supérieures à 100 µm, ce qui est très important vis-à-vis de l'épaisseur des feuillards de 300 µm (1/3 de réduction de l'épaisseur localement).

Ces différentes observations et caractérisations permettent de suggérer un comportement mécanique du titane T35 anisotrope. Une attention particulier sera portée aux cavités présentent dans les cordons de soudure dans la suite de l'étude, afin d'évaluer leur nocivité sur le comportement du liner.

Chapitre 3 : Caractérisation du comportement mécanique du titane T35

Le chapitre précédent traitait de la caractérisation microstructurale des matériaux utilisés dans la fabrication d'un liner de réservoir haute pression. Ce chapitre porte sur la caractérisation du comportement mécanique du titane T35. En effet, l'alliage de TA6V4 est, quand à lui, déjà bien caractérisé (et connu des industriels) et ses propriétés mécaniques sont largement supérieures à celles du titane T35. Ainsi, il a été jugé que son étude n'était pas nécessaire dans ce travail.

Le but de ce chapitre est donc de caractériser le comportement mécanique de feuillards de titane T35, à température ambiante, pour des sollicitations quasi-statiques monotones et cycliques.

3.1 Essais mécaniques

3.1.1 Introduction

Grâce à leurs propriétés telles que leur faible densité (40% plus léger que l'acier), leur résistance à la corrosion, leur bonne formabilité à chaud et la haute résistance mécanique des alliages de titane, le titane et ses alliages sont largement utilisés dans les industries de l'aéronautique et de l'aérospatiale, secteurs de pointe pour la recherche, l'innovation et le développement continu de nouveaux matériaux. De nombreuses études expérimentales, portant sur ces alliages, concernent l'étude de leur comportement vis à vis de sollicitations de type traction et compression pour différentes vitesses de chargement et températures (voir par exemple (Follansbee and Gray 1989)(Khan, Kazmi, and Farrokh 2007)(Lee and Lin 1998)). Ces résultats permettent notamment d'observer que le comportement mécanique des alliages de titane est très sensible à la composition chimique, à la vitesse de sollicitation, à la microstructure et à la texture ainsi que à la température.

En ce qui concerne le titane commercialement pur (CP titanium), il a été montré que les éléments interstitiels ont une forte influence sur les propriétés mécaniques (Briant, Wang, and Chollocoop 2002)(Naka 1983)(Ouchi, Iizumi, and Mitao 1998). Par exemple, une faible augmentation de la concentration en

oxygène (de 36ppm à 353ppm) permet d'augmenter la limite d'élasticité d'un facteur 2 et de diminuer l'allongement à rupture d'un facteur 1,3 (Ouchi, Iizumi, and Mitao 1998). De même, la texture cristallographique a une influence sur certaines propriétés mécaniques comme la limite d'élasticité, l'anisotropie plastique (décrit dans ce travail par l'évolution du coefficient de Lankford) ou la contrainte à rupture. Il faut donc prêter attention à la composition chimique et aux caractérisations microstructurales lorsque l'on souhaite comparer les résultats issus de différents travaux.

Pour caractériser le comportement mécanique des alliages de titane, les études se focalisent généralement sur quelques points particuliers tels que l'effet visqueux observé pour des essais quasi-statiques et des essais dynamiques (Chichili, Ramesh, and Hemker 1998)(Gurao, Kapoor, and Suwas 2011), le caractère anisotrope du comportement étudié à l'aide d'essais unidirectionnels de type traction, compression ou cisaillement (Gurao, Kapoor, and Suwas 2011)(Nixon, Cazacu, and Lebensohn 2010)(Salem, Kalidindi, and Doherty 2003) ou bi-directionnels (Ishiki, Kuwabara, and Hayashida 2011)(Zaefferer 2003). L'ensemble de ces études met en avant, pour le titane commercialement pur sollicité à température ambiante, le caractère viscoplastique du comportement couplé à une anisotropie plastique. Cependant, il existe une grande dispersion dans les résultats recensés, qui n'est pas seulement due à la variabilité de composition chimique des matériaux mais résulte aussi des effets de texture vis-à-vis des axes de sollicitation. De plus, vis-à-vis du comportement sous sollicitations olygocycliques, seules des études en traction/compression ont été réalisées (Sun and Gu 2001)(Takao and Kusukawa 1996). Dans ces études, si la composition chimique des matériaux est donnée, aucune information concernant la texture cristallographique n'est fournie. En outre, les amplitudes de déformation appliquées sont plus faibles que celles supposées être imposées au liner (moins de 2,75%). Toutefois, une récente étude sur le titane de haute pureté (Bouvier et al. 2012) a montré l'existence d'une anisotropie de comportement en ce qui concerne le cisaillement dans le plan de la tôle. Les essais de cisaillement cyclique ont montré d'une part la présence d'un écrouissage cinématique et d'autre part que le comportement cyclique semblait se stabiliser après le premier cycle.

Si ces différentes études décrivent le comportement mécanique de titane commercialement pur, aucune ne concerne directement des feuilles de titane laminées de 300µm d'épaisseur. Par conséquent, des essais complémentaires sont nécessaires pour valider les résultats expérimentaux recensés dans la littérature et vérifier leur extension au comportement de feuillards laminés.

3.1.2 Choix des essais mécaniques retenu

Comme mentionné précédemment, les essais mécaniques à réaliser dans cette étude ont pour but d'identifier les paramètres d'une loi de comportement utilisée pour dimensionner le liner des réservoirs haute pression. Les résultats issus de la bibliographie, s'ils permettent de choisir la forme de loi de comportement, à savoir un formalisme de type élastoviscoplastique anisotrope, ne permettent en effet pas d'estimer les valeurs des paramètres de cette dernière. Toutefois, à cause des particularités géométriques de nos feuillards (faible épaisseur), certains essais, comme ceux de compression, nous sont interdits pour cause de flambage de la structure. La stratégie adoptée consiste donc à caractériser le comportement mécanique des feuillards sous sollicitations monotones à l'aide d'essais de traction. Ce type d'essai a été choisi car il permet de caractériser la dépendance à la vitesse de sollicitation ainsi que l'anisotropie de comportement dans le plan de la tôle grâce à différents angles de prélèvement des échantillons au sein du feuillard. L'étude du comportement cyclique a nécessité le développement d'un montage particulier. En effet, les essais de traction/compression ne pouvant être envisagés pour cause de flambage de l'éprouvette. Une méthode alternative a donc été mise en place, basée sur la réalisation d'essais de cisaillement.

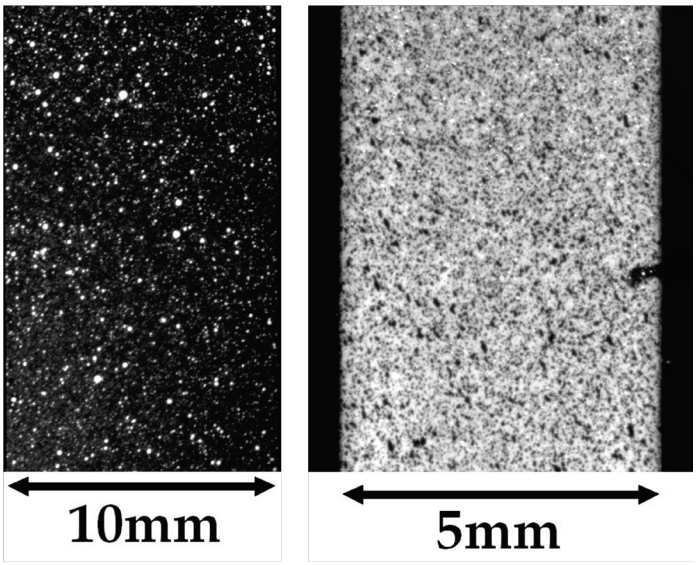
Tous les essais réalisés dans le cadre de cette étude sont menés sur une machine de traction électromécanique INSTRON équipée d'une cellule de charge de 5000N. La mesure des déplacements a été instrumentée au moyen d'une méthode d'extensométrie optique sans contact.

3.2 Principe de la mesure des déplacements par la méthode de suivi de marqueurs

Du fait de la faible épaisseur des feuillards (300µm), il nous était impossible d'utiliser un extensomètre classique sans endommager les éprouvettes. Une méthode d'extensométrie optique sans contact utilisant une caméra numérique ainsi qu'un logiciel approprié a été utilisée. Il s'agit de la méthode de suivi de marqueurs, qui s'appuie sur le principe de la corrélation d'images. Cette méthode consiste à rechercher les positions relatives de points homologues entre une configuration dite « de référence » et des configurations dites « déformées ». Cette technique est basée sur la minimisation d'un coefficient de corrélation entre le niveau de gris d'une imagette de la configuration de référence (zone d'intérêt choisie dans l'image) et son homologue dans la configuration déformée. La détermination des coordonnées des points homologues permettant de calculer le gradient de la transformation mécanique associée (Bornet et al. 2009) (Grediac and Hild 2011).

3.2.1 Préparation des surfaces des éprouvettes

Comme pour la corrélation d'images, une des conditions de réussite de cette méthode extensométrique impose de pouvoir suivre l'évolution de motifs associés aux différents points matériels déposés sur la surface de l'éprouvette Nous utiliserons la technique du mouchetis afin d'obtenir une succession de motifs de géométrie aléatoire répartis sur la surface des échantillons. Deux types de mouchetis ont été utilisés dans cette étude en fonction des éprouvettes testées. Pour les essais de traction simple et de traction sur éprouvettes entaillées, le mouchetis a été réalisé à l'aide de peintures aérosols. Deux couleurs sont choisies, le noir et le blanc afin d'utiliser toute la palette des niveaux de gris de la caméra numérique (codée en 16 bits). Une des deux couleurs sert à la réalisation d'un fond uniforme et homogène alors que l'autre permet de réaliser le motif (tâches d'environ 300 µm de diamètre) en projetant des gouttelettes de peinture sur la surface de l'éprouvette (figure 3.1.a). Pour les essais de cisaillement et de traction sur éprouvette comportant un défaut non débouchant (utilisée pour les essais ex-situ à l'ESRF, voir partie 5.5), un mouchetis plus fin (tâches d'environ 100 µm de diamètre) a été réalisé. Au lieu de projeter des gouttelettes avec une peinture aérosol, un aérographe a été utilisé (figure 3.1.b). Un des risques associé à cette technique est la perte du motif du fait de la mauvaise adhérence de la peinture sur le substrat ou du fait d'une déformation trop importante entraînant l'écaillage de la peinture. Lors de nos essais, des niveaux de déformation supérieurs à 100% ont put être mesurés (sur une base de mesure de 5 mm) avant de constater l'écaillage de la peinture.



(a) (b)

Figure 3.1 - Exemples de mouchetis réalisés sur la surface d'éprouvettes pour la mesure des déformations par la méthode de suivi de marqueurs; (a) éprouvette de traction simple; (b) éprouvette de traction avec défauts non-débouchant (non-visible sur la photo)

3.2.2 Description du dispositif expérimental

La qualité des images est primordiale pour obtenir une bonne résolution spatiale des motifs (nombre de pixels qui définit chaque marqueur) et par conséquent une bonne précision sur la mesure des déformations (qualité de la corrélation subpixel associée à la dimension de la base de mesure, correspondant à la distance entre marqueurs). L'éclairage doit de plus être le plus homogène possible et constant au cours de l'essai. Il sera réalisé à l'aide de fibres optiques orientables, ce qui permet de ne pas avoir de zones d'ombre sur la zone d'étude. Les images sont acquises à l'aide d'une caméra numérique (2000x2000 pixels) montée avec un objectif télécentrique qui permet d'éviter au maximum les distorsions des images causées par l'objectif. Les images sont enregistrées en niveaux de gris codés sur 16 bits au format ".tiff" non compressé.

La vitesse d'acquisition des images est limitée d'une part par la fréquence d'obturation de la caméra et d'autre part par le temps de traitement de ces images par le logiciel d'acquisition. Cette vitesse de transfert est donc dépendante de la taille des images (plus il y a de pixels à traiter, plus la vitesse d'acquisition est faible). Le principe de fonctionnement du montage expérimental est indiqué sur le schéma de la figure 3.2 et le dispositif expérimental réel est présenté sur la figure 3.3.

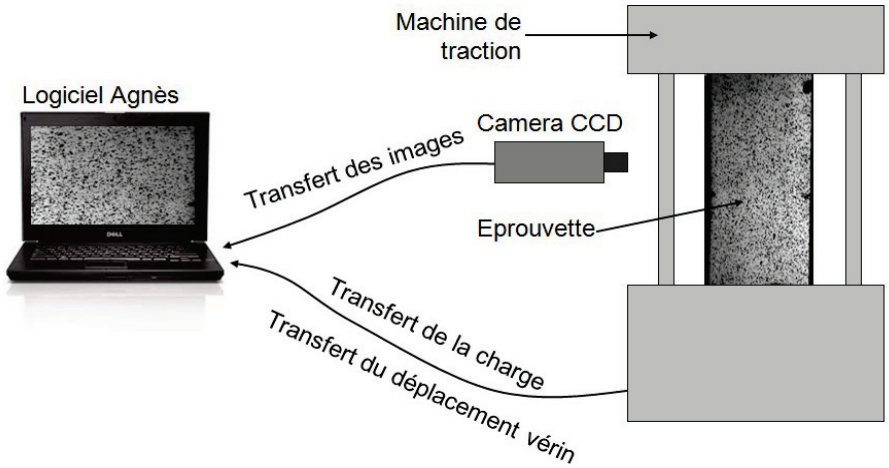


Figure 3.2 - Schéma de fonctionnement de l'acquisition des données et des images par le logiciel de suivi de marqueurs Agnès

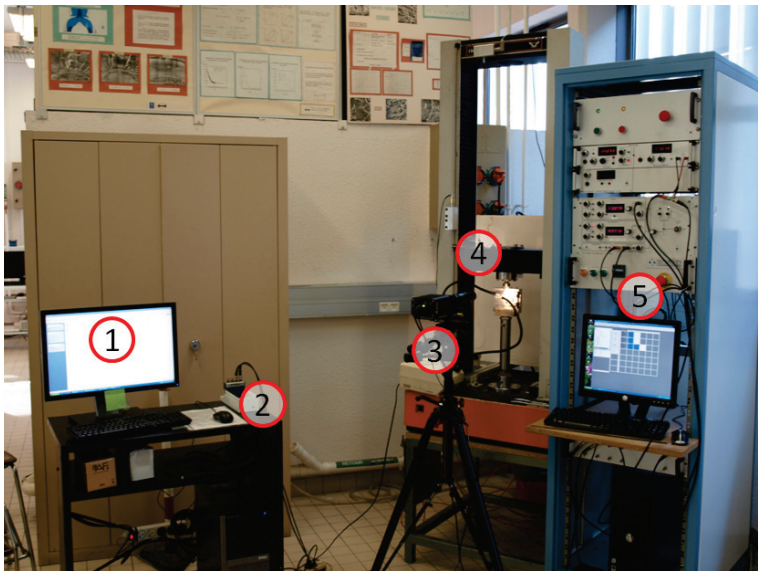


Figure 3.3 - Photographie de la station d'essais avec les principaux éléments indiqués ; (1) ordinateur utilisé pour l'acquisition des images et des données machine ; (2) carte d'acquisition National Instrument (NI9215BNC) ; (3) caméra numérique CCD avec objectif télécentrique ; (4) machine de traction INSTRON ; (5) station de pilotage de la machine de traction

3.2.3 Principe et précision de mesure

3.2.3.1 Principe de mesure

La mesure des déformations s'effectue à l'aide du logiciel Agnès® développé par le LMS (Laboratoire de Mécanique des Solides). Ce logiciel permet de mesurer, à partir d'une série d'images, le déplacement relatif entre deux zones choisies sur la surface de l'échantillon. Il est possible de mesurer ce déplacement soit en temps réel, soit de rejouer la série d'images après l'essai tout en gardant ou modifiant la position des marqueurs.

Le principe de fonctionnement est identique à celui de la corrélation d'images on cherche toutefois à corréler uniquement certaines zones définies par l'utilisateur. Pour réaliser un extensomètre optique, deux zones (ou marqueurs) positionnées sur l'éprouvette sont donc sélectionnées. Ces marqueurs doivent être choisis avec attention suivant différents critères tels que la distribution des niveaux de gris qu'ils contiennent. Leurs taille doit être suffisante afin de minimiser le coefficient de corrélation, sans toutefois imposer la définition d'une zone trop importante qui nuirait à la résolution spatiale associée à la mesure et ralentirait la vitesse de traitement des données. De plus, la position des marqueurs sur la surface de l'éprouvette doit être choisie en fonction du type d'essai à réaliser afin de maximiser la précision de mesure (qui est proportionnelle à la distance entre les marqueurs) sans toutefois perdre un marqueur pour cause de sortie du champ de vision.

3.2.3.2 Incertitudes de mesure associées à la chaine d'acquisition

La chaine d'acquisition fait intervenir différents éléments (lentille, objectif, capteur CCD, système d'éclairage, acquisition des images, traitement des données) qui introduisent plus ou moins de bruit dans le calcul des déformations. Pour caractériser les incertitudes de mesure et leurs incidences sur la caractérisation du comportement du matériau, nous choisissons une approche globale consistant à mesurer l'évolution, au cours du temps, de la déformation pour un état mécanique stationnaire (sans évolution, soit une éprouvette non chargée mécaniquement). Cette déformation apparente doit donc être en théorie nulle. La (figure 3.4) représente l'évolution, pendant environ 180 secondes, de la déformation longitudinale entre deux marqueurs espacés de 500 pixels.

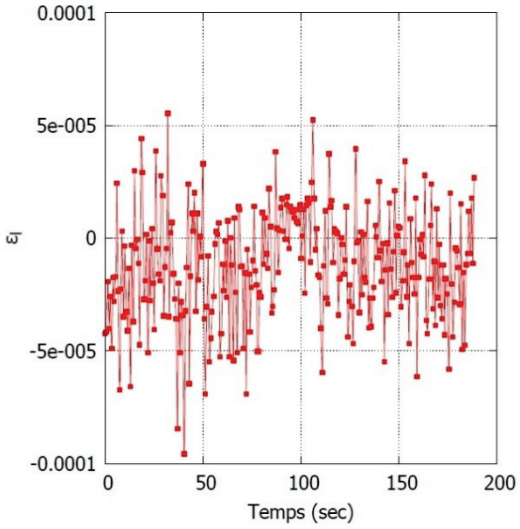


Figure 3.4 – Mesure de la déformation longitudinale en fonction du temps effectuée par le logiciel de suivi de marqueurs Agnès lorsqu'aucun chargement n'est appliqué à l'éprouvette

Lors de cet essai, des variations de la déformation apparente calculée comprises entre -5.10^{-5} et 3.10^{-5} ont été enregistrées avec un écart type mesuré de $2{,}5.10^{-5}$, Ces incertitudes sont jugées faibles au regard de la problématique consistant à identifier les paramètres d'une loi de comportement phénoménologique, pour des déformations pouvant atteindre des valeurs supérieures à 40%.

3.2.4 Influence de la base de mesure sur le calcul de la déformation longitudinale et post traitement des essais

La méthode de suivi de marqueur permet de placer plusieurs extensomètres sur une même éprouvette. Il est donc possible de définir différentes bases de mesure et de les comparer entre elles. Une étude de l'influence de cette base de mesure a été réalisée au cours d'un essai de traction monotone mené jusqu'à rupture de

l'éprouvette. A partir de la série d'images enregistrées, la zone où a eu lieu la rupture de l'éprouvette a été repérée. Trois couples de marqueurs ont été placés de part et d'autre de cette zone de rupture en s'en éloignant de plus en plus (figure 3.5) :

- Couple 1 : espacement initial = 600 pxl
- Couple 2 : espacement initial = 400 pxl
- Couple 3 : espacement initial = 200 pxl

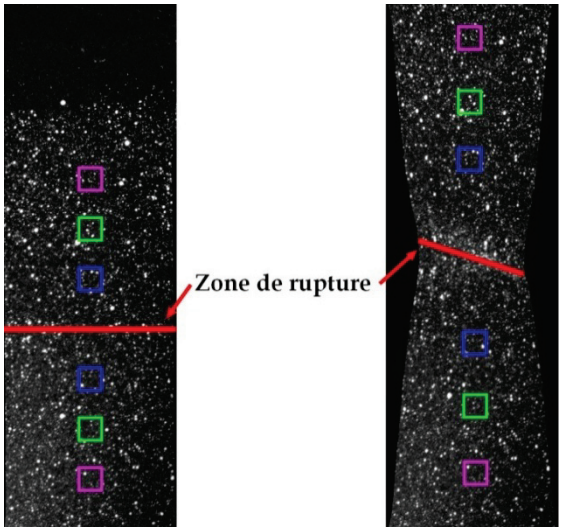


Figure 3.5 - Position des couples de marqueurs utilisés pour étudier l'influence de la base de mesure des déformations; la configuration initiale est à gauche et la finale à droite; le couple 1 est en violet, le couple 2 en vert et le couple 3 en bleu

Les déformations longitudinales mesurées par chacun de ces couples de marqueurs ont été comparées entre elles. De plus, la déformation "standard", calculée à partir du déplacement de la traverse rapporté à la longueur utile de l'éprouvette, est elle aussi reportée (figure 3.6). Toute les valeurs de déformations et contraintes sont converties de la notation "ingénieur" (ε_n et σ_n) à la notation vraie (ε_v et σ_v) grâce aux formules standards :

$$\begin{cases} \varepsilon_v = \ln\left(1+\varepsilon_n\right) \\ \sigma_v = \sigma_n\left(1+\varepsilon_n\right) \end{cases} \tag{3.1}$$

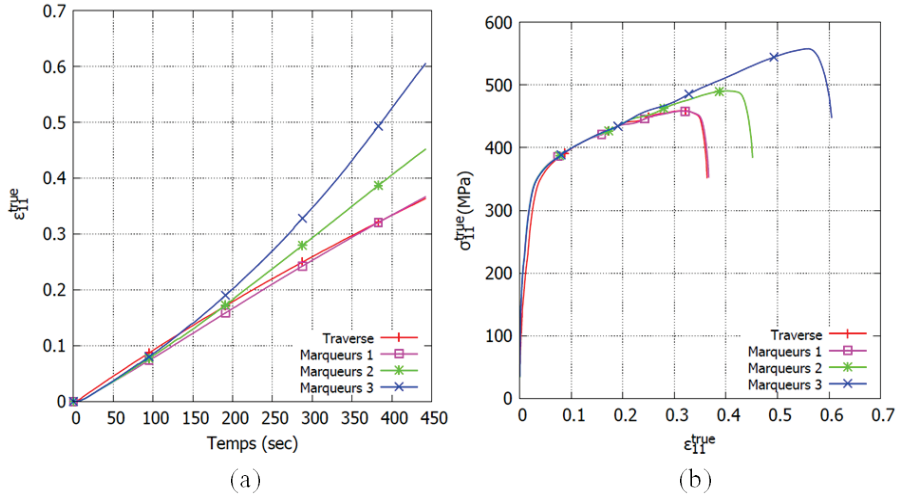


Figure 3.6 - Influence de la base de mesure des déformations; (a) Courbes temps/déformation; (b) Courbes contrainte/déformation

On observe que ces trois couples de marqueurs donnent des valeurs identiques de déformation (moins de 0,5% de différence avec la valeur moyenne) jusqu'à 10% de déformation. L'éprouvette se déforme donc de manière homogène ce qui veut dire qu'il n'apparait pas de phénomène de localisation des déformations dans cette première phase, jusqu'à la base de mesure du plus petit des couples de marqueurs (200pixels). Après 10% de déformation, on remarque que les déformations mesurées différent suivant les couples de marqueurs, elles sont d'autant plus élevées que les couples de marqueurs se rapprochent de la zone de rupture. Le couple 1 (marqueurs les plus éloignés de la zone de rupture), mesure pratiquement la même déformation que celle calculée en prenant le déplacement de traverse.

Il est donc important afin de pouvoir comparer les essais et constituer une base de données homogènes en vue d'identifier les paramètres de comportement par approche inverse, de placer les marqueurs à des positions équivalentes vis-à-vis des hétérogénéiétés rencontrées mais aussi de vérifier l'équivalence des bases de mesure. Comme il est impossible, avec le type d'éprouvette utilisé dans cette étude, de prévoir où aura lieu la rupture, il a été choisi de post-traiter la mesure des déformations à partir des séries d'images enregistrées. Ainsi, les marqueurs utilisés pour mesurer la déformation longitudinale (ε_l) et la déformation transversale (ε_t) peuvent être placés, pour chaque essais, exactement à la même distance de la zone de rupture assurant ainsi la reproductibilité du dépouillement des essais en suivant le même protocole.

3.3 Essais de traction monotone

3.3.1 Principe et configuration des essais

Pour caractériser le comportement anisotrope et visqueux du matériau, des essais de traction monotone ont été réalisés suivant différentes directions de prélèvement des échantillons. Ces essais consistent à appliquer un déplacement à vitesse constante à l'extrémité de l'éprouvette et à mesurer l'évolution de la force et celle de la déformation en fonction du temps.

Les éprouvettes ont été prélevées par électroérosion dans les feuillards de titane (figure 3.7a). Cette méthode permet de ne pas trop pré-écrouir les bords des éprouvettes. Des talons en aluminium sont ensuite collés sur les têtes des éprouvettes afin de pouvoir effectuer un serrage optimal dans les mors de la machine de traction (figure 3.7b).

Pour étudier l'anisotropie, supposée orthotrope après analyse de la texture (voir partie 2.2.2), les éprouvettes ont été prélevées dans le plan des feuillards tous les 15° entre la direction de laminage (L, 0°) et la direction transverse au laminage (T, 90°). Deux vitesses de déformation ont été étudiées pour ces essais : $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$. Chaque type d'essais a été répété trois fois afin d'en assurer la bonne reproductibilité.

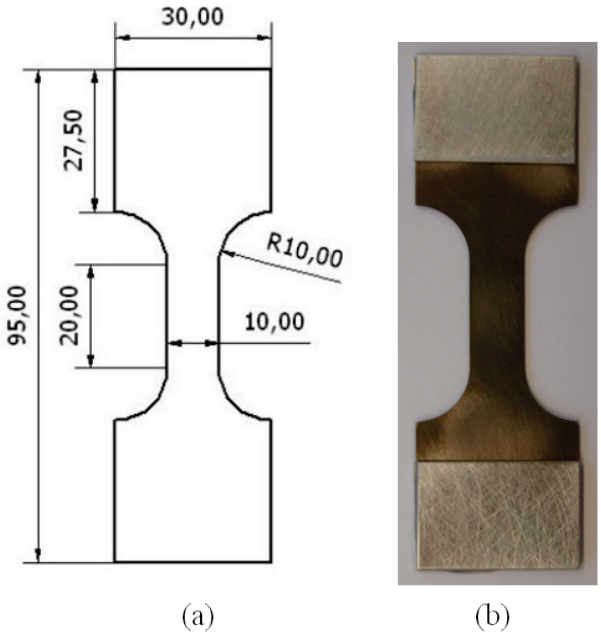


Figure 3.7 - Géométrie des éprouvettes utilisées pour les essais de traction et de traction/relaxation; (a) plan de prélèvement (les dimensions sont en mm) ; (b) photographie d'une éprouvette avec les talons en aluminium collés

3.3.2 Mise en place des essais de traction monotone

Dans la partie 3.2.4, il a été montré que le choix de la base de mesure pour le calcul de la déformation avait une influence non négligeable sur les résultats. Dans cette étude, les essais mécaniques serviront de base de données pour l'identification de lois de comportement devant décrire des phénomènes dont la taille caractéristique est de l'ordre de quelques centaines de micromètres (évolution de défauts non-débouchant dont la dimension correspond à la moitié de l'épaisseur du feuillard par exemple). Il faut donc caractériser le matériau à l'aide d'une base de mesure aussi proche que possible de cet ordre de grandeur. Cependant, pour garder une précision de mesure suffisante, qui tiennent compte des limitations expérimentales recensées précédemment (optique, caméra, champs de vision, …) et pour être sûr d'englober le volume élémentaire représentatif (VER), il a été décidé de choisir une base de mesure de l'ordre de grandeur de la largeur des éprouvettes de traction, soit environ 8mm.

L'exploitation des essais de traction monotone est réalisée de manière conventionnelle. Les contraintes et les déformations sont toujours exprimées en notation vraie. On utilise donc les relations définies par l'équation (3.1).

3.3.3 Reproductibilité des essais

Les essais de traction monotone ont été triplés par configuration (même orientation et même vitesse de déplacement de la traverse). Cela a permis d'en évaluer la reproductibilité. La figure 3.8 présente les évolutions respectivement de la contrainte axiale (σ_{11}) et de la déformation transversale (ε_{22}) en fonction de la déformation axiale (ε_{11}) pour les trois essais réalisés pour une vitesse de 10^{-4} s^{-1} pour des échantillons prélevés suivant la direction de laminage (0°). On observe une très bonne reproductibilité sur les courbes contrainte/déformation jusqu'à un niveau de déformation d'environ 30%. Au delà de 30%, la courbe concernant l'essai 1 est légèrement inférieure aux deux autres et la rupture de l'éprouvette a lieu prématurément. Il est possible que l'hypothèse de conservation de volume (utilisée pour le calcul des déformations) ne soit plus vérifiée lorsque la déformation devient importante, ce qui remet en cause le calcul de la section effective des éprouvettes.

Concernant les courbes d'évolution de la déformation transversale (ε_{22}) en fonction de la déformation axiale (ε_{11}), les différences de comportement sont un peu plus marquées avec toutefois des tendances similaires pour les 3 essais.

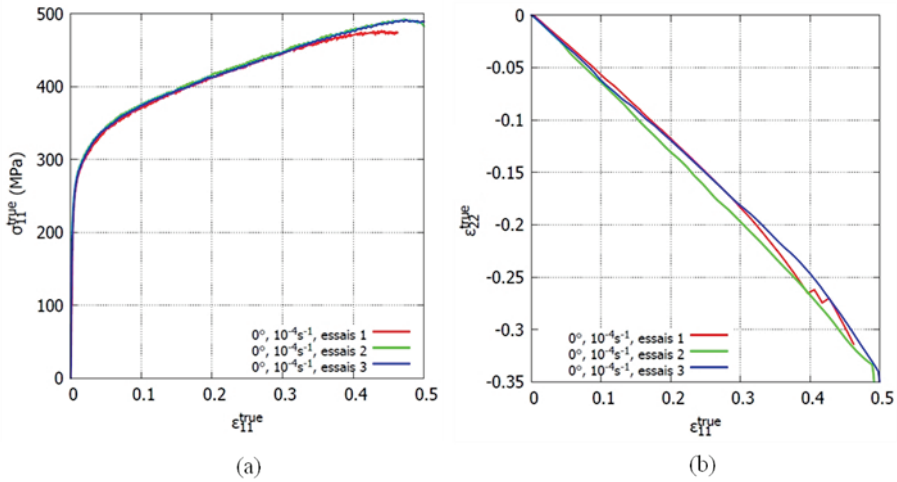


Figure 3.8 – Présentation des essais de traction pour une vitesse de $10^{-4}s^{-1}$ dans la direction de laminage (0°); (a) courbes de contrainte/déformation; (b) courbes déformation transversale/ déformation longitudinale

Les essais de tractions monotones sont donc reproductibles, ce qui indique que :

- le placement des marqueurs est judicieux
- la zone d'étude est supérieure au volume élémentaire représentatif (VER)

Pour la suite de la présentation des résultats, il a été décidé de présenter les courbes "moyennes" pour les 3 essais car la reproductibilité des essais est bonne.

3.3.4 Vitesse de déformation réelle imposée

Lors de ces essais, un déplacement est imposé à une extrémité des éprouvettes. La base de mesure des déformations étant locale, il a fallu mesurer les vitesses de déformation entre les couples de marqueurs. La figure 3.9 présente la vitesse de déformation instantanée pour trois orientations différentes et pour la même vitesse de déplacement de traverse imposée. Cette vitesse de déformation est calculée de façon incrémentale pour chaque étape de déformation enregistrée soit :

$$\dot{\varepsilon}_{inst} = \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta temps} \tag{3.2}$$

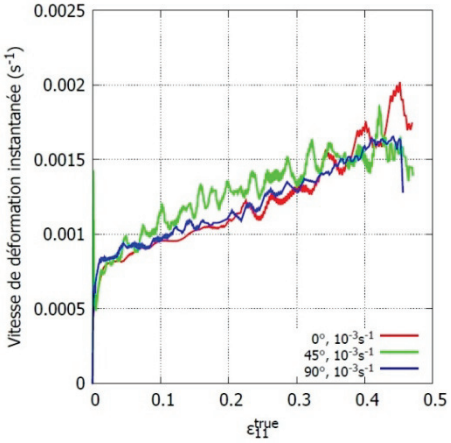


Figure 3.9 – Evolution de la vitesse de déformation instantanée ($\dot{\varepsilon}_{11}^{inst}$) en fonction du niveau de déformation pour trois orientations différentes et pour la même vitesse de déplacement imposée

On remarque que la vitesse instantanée augmente tout au long des essais avec des valeurs inférieures à la valeur macroscopique imposée au tout début de l'essai. Ceci est dû à la mise en place et à la déformation de toute la ligne d'amarrage qui contribue au déplacement imposé. Par la suite, les marqueurs étant placés à proximité de la zone de striction, siège de la localisation de la déformation, la vitesse de déformation devient supérieure à la valeur macroscopique imposée ($\dot{\varepsilon}_{glob}$=$10^{-3}s^{-1}$), la vitesse de déformation locale varie entre $9.10^{-4}s^{-1}$ (en début d'essai) et $1,6.10^{-3}s^{-1}$ (en fin d'essai).

3.3.5 Résultats

Des essais de traction monotone ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées tous les 15° entre la direction de laminage (0°) et la direction transverse au laminage (90°) pour deux vitesses de déformation macroscopique de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$.

Dans un premier temps, les courbes de contrainte/déformation pour une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ seront analysées (figure 3.10). Le premier graphique présente l'ensemble des résultats obtenus pour toutes les orientations alors que le second se focalise sur quelques orientations particulières (0°, 45° et 90°). Deux indicateurs d'anisotropie ont été extraits de ces résultats :

- $R_{p0,2}$, la limite d'élasticité mesurée à 0,2% de déformation plastique
- R_m, la limite à rupture correspondant à la contrainte maximale de l'essai

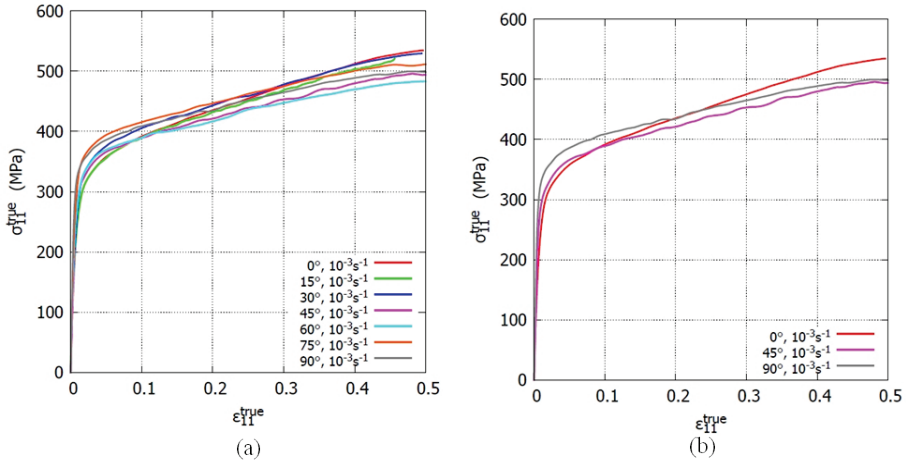


Figure 3.10 - Courbes de contrainte/déformation pour les essais de traction pour une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$; (a) toutes les orientations de prélèvement; (b) uniquement pour 0°, 45° et 90°

Les évolutions de la limite d'élasticité et de la contrainte à rupture sont indiquées sur la figure 3.11. On remarque que la limite d'élasticité est assez stable entre 0° et 60° (évolution maximale de l'ordre de 8%) puis présente une évolution plus marquée (de l'ordre de 12%) alors que la limite à rupture suit une évolution opposée à savoir une diminution notable avec l'angle de prélèvement, entre 0° et 60°, suivi d'un régime plus stable. Ces évolutions antagonistes sont la traduction à une échelle macroscopique des différences entre les mécanismes mis en jeu (ou entre les écrouissages associés à ces mécanismes). Notons, que si l'effet de la vitesse de sollicitation se traduit bien par une augmentation des propriétés mécaniques, cet effet semble être indépendant de la direction de prélèvement, puisque nous constatons une translation globale de ces propriétés.

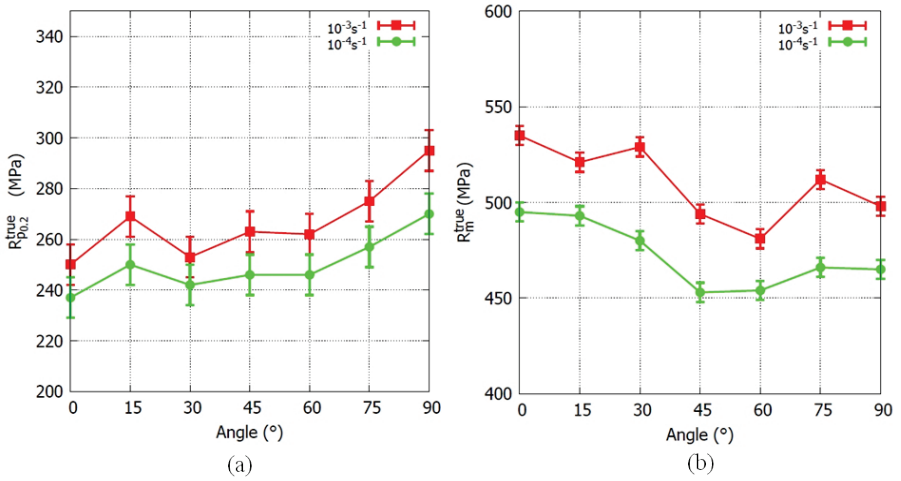


Figure 3.11 - Evolution, pour les 2 vitesses de sollicitation et pour les différentes orientations de (a) la limite d'élasticité et (b) de la contrainte à rupture

Dans un second temps, nous nous sommes intéressés aux évolutions associées aux champs cinématiques, à savoir l'évolution de la déformation transversale (ε_{22}) vis-à-vis de la déformation axiale (ε_{11}) ainsi qu'à l'évolution des coefficients de Lankford (r) pour les différentes directions de sollicitation (figure 3.12). Les coefficients de Lankford ont été calculés entre 10% et 30% de déformation axiale, donc avant striction et en faisant l'hypothèse de conservation du volume $\varepsilon_{33} = -(\varepsilon_{11}+\varepsilon_{22})$ soit :

$$r = \frac{\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{33}} \tag{3.3}$$

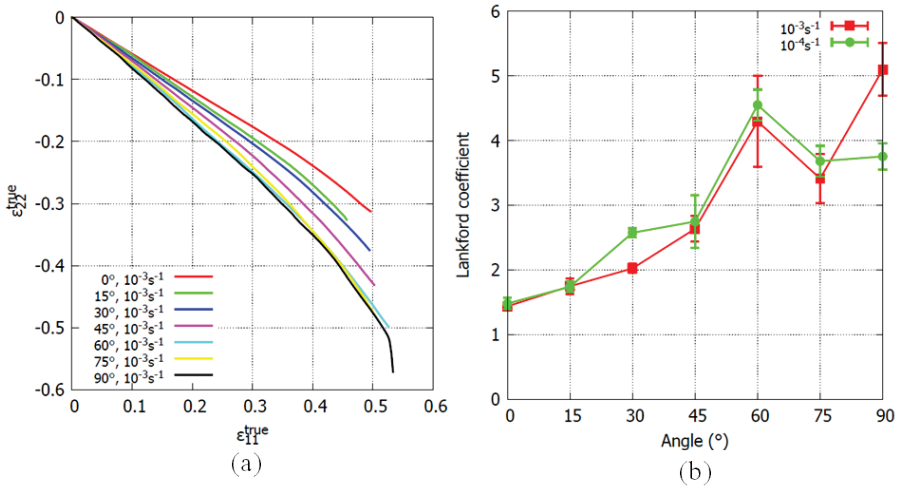


Figure 3.12 - Courbes illustrant l'effet d'anisotropie de déformation; (a) Evolution de la déformation transversale en fonction de la déformation longitudinale; (b) Evolution du coefficient de Lankford en fonction de l'angle de prélèvement

Nous constatons une anisotropie bien plus marquée concernant les composantes cinématiques par rapport à celles portant sur les contraintes. En effet, dans la direction de laminage (0°), le matériau se rapproche d'un comportement isotrope (≈1) alors que dans la direction transverse au laminage (90°) on trouve que $\varepsilon_{11} \sim \varepsilon_{22}$, ce qui indique que le matériau se déforme peu dans l'épaisseur.

La figure 3.13 confirme l'effet visqueux observé sur la figure 3.11, à savoir une augmentation des propriétés mécaniques avec l'augmentation de la vitesse de sollicitation, soit un décalage d'environ 35MPa pour cette décade de vitesse. Pour cette gamme de vitesse de déformation et quelque soit les orientations de prélèvement des éprouvettes, la déformation à rupture atteint toujours environ 50 ± 2 % de déformation.

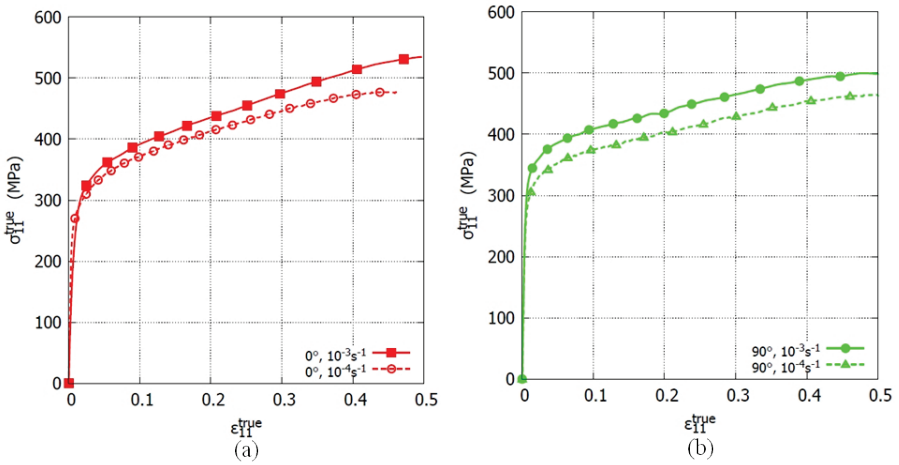


Figure 3.13 – Courbes de traction obtenues pour les 2 vitesses de déformation globales permettant de mettre en évidence le comportement viscoplastique à température ambiante du titane T35 ; (a) 0° ; (b) 90°

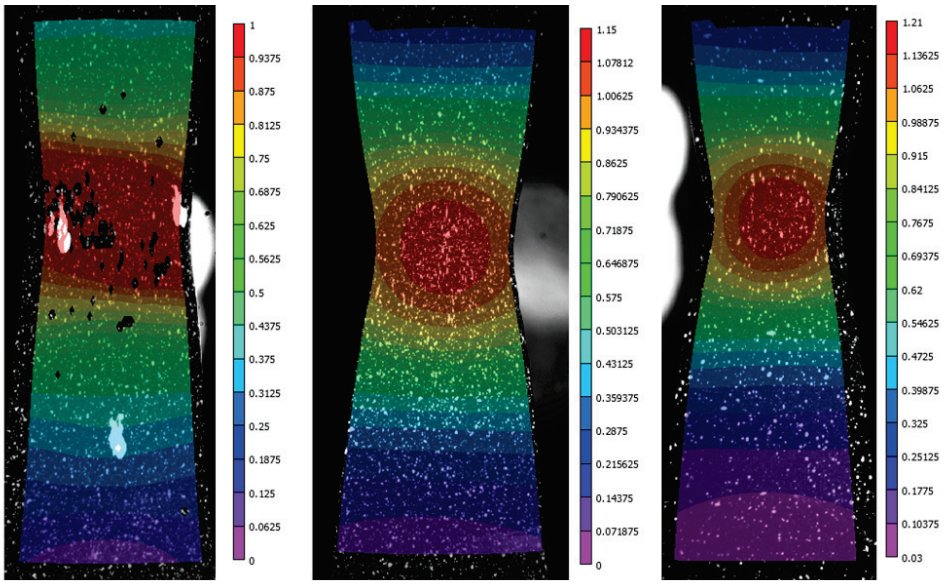
3.3.6 Résultats de corrélation d'images

Nous avons vu que la mesure de déformation dépendait de la base de mesure considérée, signe que cette déformation est hétérogène. D'où l'intérêt, pour une base de mesure préalablement définie, de déterminer le champ des hétérogénéités mesurées. Ces champs seront obtenus par corrélation d'images à l'aide du logiciel Vic2d®. Le but de cette étude est de comparer les champs de déformation pour différentes directions de sollicitation. Ainsi, trois orientations particulières vis-à-vis de la direction de laminage ont été étudiées, 0°, 45° et 90° pour une vitesse de déformation globale de $10^{-3}s^{-1}$. Des imagettes de 40 pixels de côté ont été utilisées (soit une surface d'environ 1 mm^2) et chaque imagette est décalée de 20 pixels par rapport à la précédente.

La figure 3.14 et la figure 3.15 présentent respectivement les composantes 11 et 22 du champ de déformation associé aux différentes directions de sollicitation et correspondant à la dernière image utilisable. En effet, dans la zone strictionnée, l'état de déformation peut atteindre des valeurs localement supérieures à 100%, ce qui entraîne l'écaillage de la peinture ayant servi à réaliser le mouchetis, d'où la perte de certaines imagettes.

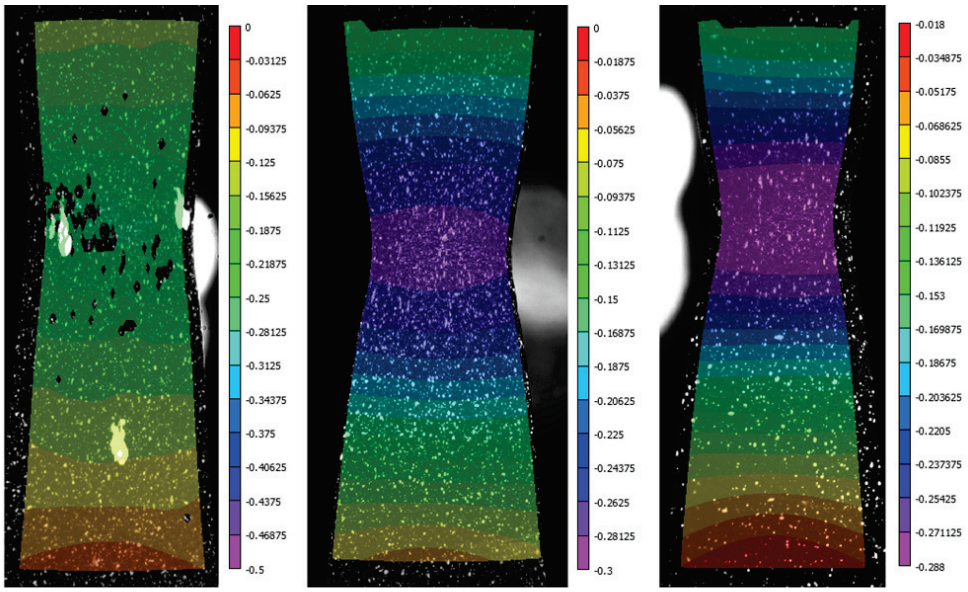
Pour les trois essais, on mesure, dans la zone de striction, des valeurs de la composante axiale du champ de déformation supérieures à 100%. La zone de striction est beaucoup plus marquée pour les éprouvettes prélevées à 45° et 90° de la direction de laminage. Alors que pour l'éprouvette à 0°, le champ de déformation est relativement homogène sur chaque section de l'éprouvette. Les valeurs des composantes du champ de déformation, suivant la direction axiale ou transversale sont plus élevées lorsque l'on s'éloigne de la direction de laminage (0°), ceci est cohérant avec les observations réalisées par la méthode de suivi de

marqueurs. Ces différences observées sur les évolutions des champs cinématiques sont causées par l'anisotropie du titane T35 laminé.



(a) (b) (c)

Figure 3.14 - Champ de déformation associé à la composante ε_{11} correspondant à la dernière image exploitable pour différentes orientations de prélèvement par rapport à la direction de laminage (a) 0° (b) 45° et (c) 90°



(a) (b) (c)

Figure 3.15 - Champ de déformation associé à la composante ε_{22} correspondant à la dernière image exploitable pour différentes orientations de prélèvement par rapport à la direction de laminage (a) 0° (b) 45° et (c) 90°

A cause de l'anisotropie de comportement du matériau, il est possible qu'une déformation de cisaillement apparaisse, et ce avant la striction de l'éprouvette.

Ainsi, les champs de déformation de cisaillement ont également été calculés, avant striction (figure 3.16). Sur cette figure, les champs de déformation sont représentés pour une déformation longitudinale de 15%. On observe que la déformation de cisaillement est plus grande dans les coins de la zone corrélée, zones correspondant aux congés des l'éprouvettes. Au centre de l'éprouvette, la déformation de cisaillement est relativement uniforme. La figure 3.17 présente la déformation moyenne de cisaillement en fonction de la déformation dans la direction de sollicitation des éprouvettes (sur toute la zone corrélée) pour les différentes orientations d'éprouvettes. Il apparait que cette déformation moyenne est bien plus faible que la déformation longitudinale (0,6% de déformation de cisaillement pour 15% de déformation longitudinale, soit un ratio de 4%). Ainsi, nous pouvons estimer que les déformations de cisaillement n'ont que peu d'influence sur les résultats de traction.

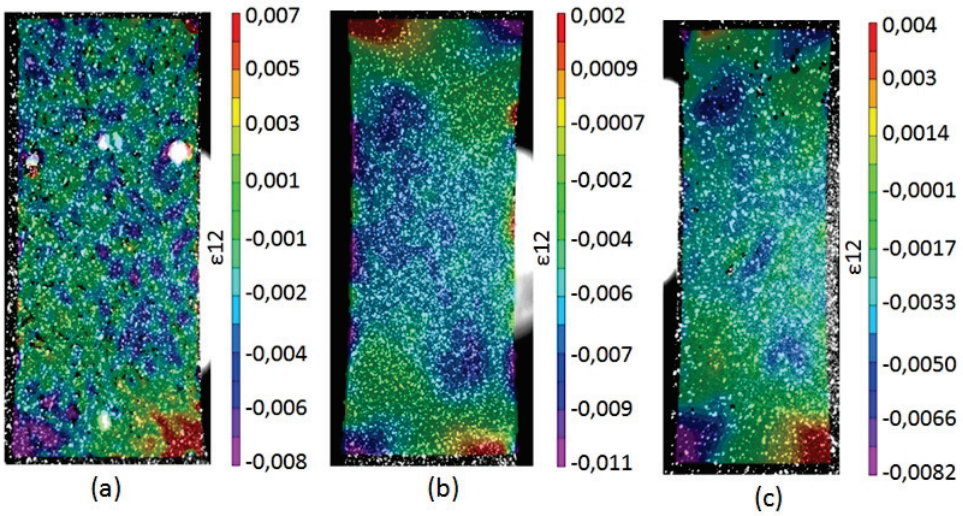


Figure 3.16 - Champ de déformation associé à la composante $_{12}$ correspondant à une déformation dans la direction de sollicitation de 15% pour différentes orientations de prélèvement par rapport à la direction de laminage (a) 0° (b) 45° et (c) 90°

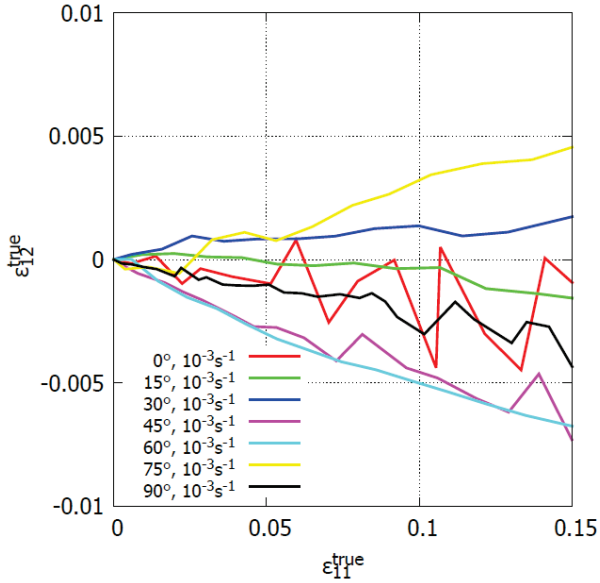


Figure 3.17- Evolution de la déformation moyenne de cisaillement en fonction de la déformation longitudinale pour les différentes orientations d'éprouvettes

3.4 Les essais de traction/relaxation

3.4.1 Principe des essais

La problématique industrielle concerne des vitesses de sollicitation faibles qui nous sont difficilement accessibles à partir d'essais de traction simple du fait de la gamme de vitesse de la machine utilisée et de la géométrie des échantillons. Pour atteindre des vitesses de déformation plus lentes, de l'ordre de $10^{-5}s^{-1}$ à $10^{-6}s^{-1}$, des essais de traction/relaxation ont été réalisés. Ces essais consistent à imposer une déformation constante en fonction du temps et à enregistrer l'évolution de la contrainte axiale (figure 3.18). Pour chaque éprouvette, différents niveaux de déformation sont fixés. Les temps de maintien pour chaque niveau de déformation totale ont été choisis pour que la vitesse de déformation plastique (ε_{pl}) converge vers une valeur asymptotique.

La déformation totale ε_{tot} est la somme de la déformation élastique ε_e et de la déformation plastique ε_p (cette "plastique" regroupe toutes les déformations autres que la déformation élastique) soit : $\varepsilon_{tot} = \varepsilon_e + \varepsilon_p$. La déformation élastique longitudinale est liée à la contrainte normale par la loi de Hooke, soit en première approximation $\varepsilon_e = \sigma/E$ avec E le module d'élasticité. On obtient donc la relation suivante :

$$\varepsilon_{tot} = \frac{\sigma}{E} + \varepsilon_p \tag{3.4}$$

En dérivant cette expression en fonction du temps, sachant que dans la gamme de vitesse étudiée, le matériau ne présente pas de viscoélasticité, on trouve :

$$\dot{\varepsilon}_{tot} = \frac{\dot{\sigma}}{E} + \dot{\varepsilon}_p \tag{3.5}$$

Au cours des essais de relaxation, on impose un niveau de déformation totale donc la vitesse de déformation totale $\dot{\varepsilon}_{tot}$ est nulle. On peut ainsi déterminer la vitesse de déformation plastique :

$$\dot{\varepsilon}_p = -\frac{\dot{\sigma}}{E} \tag{3.6}$$

Les essais de relaxation permettant de mesurer l'évolution de la contrainte en fonction du temps, on trouve facilement $\dot{\sigma}$ de manière expérimentale et le module de Young est connu. On obtient donc la vitesse de déformation plastique $\dot{\varepsilon}_p$ en fonction du temps. Ainsi, pour chaque niveau de déformation, il est alors possible d'associer une vitesse de déformation à une contrainte (figure 3.18).

Pour ces essais, les échantillons ont aussi été prélevées tous les 15° entre la direction de laminage (L, 0°) et la direction transverse au laminage (T, 90°). Les essais sont répétés deux fois.

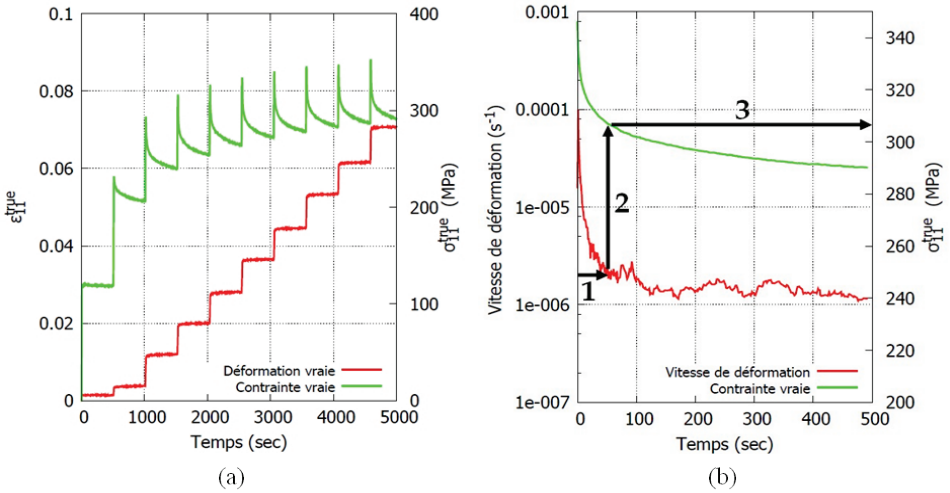


Figure 3.18 - Principe d'exploitation des essais de traction/relaxation; (a) courbes présentant l'évolution de ε_{11} et σ_{11} en fonction du temps (essai à 0°); (b) courbes de $\dot{\varepsilon}_p$ (vitesse de déformation plastique) et σ_{11} en fonction du temps (essai à 0° pour 7% de déformation) ; les flèches indiquent la méthode pour associer une contrainte à une vitesse de déformation

3.4.2 Mise en place des essais

Un essai de calibration des temps de maintien a été tout d'abord réalisé. Il en découle que 4 niveaux de déformation totale avec la durée du maintien associée ont été sélectionnés, soit :

- 0,65% : 180 minutes (3 heures)
- 1,4% : 180 minutes (3 heures)
- 2,3% : 180 minutes (3 heures)
- 3,1% : 400 minutes (6 heures et 40 minutes)

Cet essai a permis de mettre en évidence les phénomènes suivants :

- Alors que la traverse est immobile, la déformation longitudinale ε_{11}, continue à évoluer (figure 3.19). Par exemple, au début de l'essai cette déformation est de 3% alors qu'à la fin de l'essai elle atteint 3,2%. Ce phénomène, lié à la viscosité du matériau (du même type que le fluage), nous est impossible à éviter. En effet, les essais sont pilotés en déplacement de traverse et non en vitesse de déformation totale mesurée sur la zone d'intérêt.
- A cause de ce phénomène, la vitesse de déformation totale ne tend donc pas vers zéro pour un temps très grand mais vers une valeur fixe de $1{,}3\ 10^{-6}s^{-1}$ (figure 3.20). Cette vitesse de déformation limite est atteinte rapidement, au bout de 250 secondes environ.
- La contrainte diminue rapidement au début de l'essai mais ne se stabilise pas.

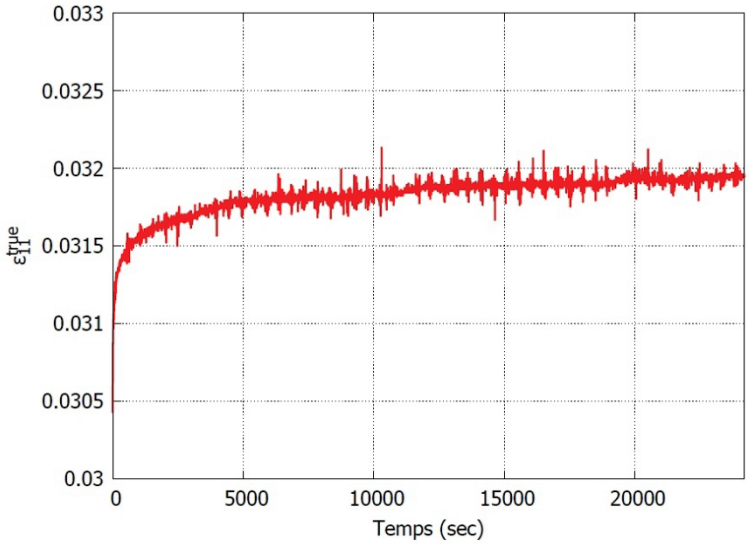


Figure 3.19 – Evolution de la déformation ε_{11} au cours de l'essai de qualification

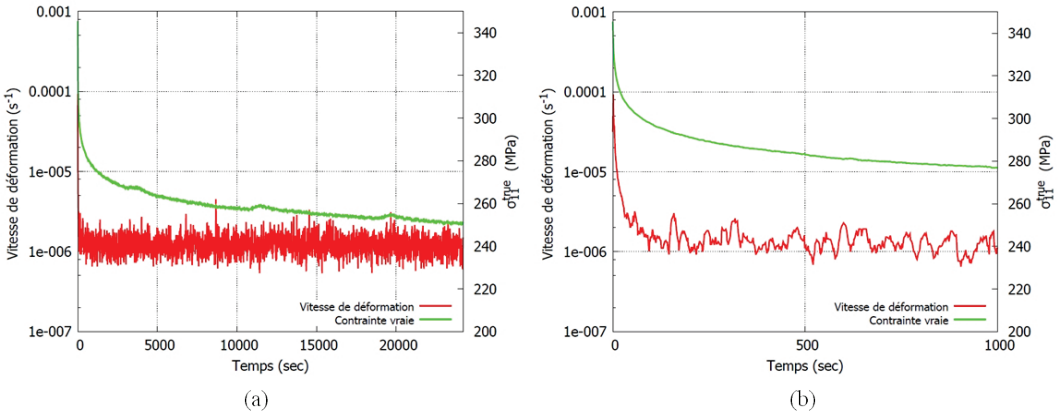


Figure 3.20 – Courbes donnant l'évolution de $\dot{\varepsilon}_p$ et de σ en fonction du temps pour le pallier de déformation de 3,1% ; (a) courbes totales et (b) Agrandissement sur les 1000 premières secondes

Alors que macroscopiquement l'essai est un essai de relaxation (déplacement de la traverse nul), on observe qu'au niveau local, la vitesse de déformation n'est pas nulle. Ce type de comportement est donc mixte entre l'essai de relaxation et l'essai de fluage à froid à charge décroissante.

Malgré ces observations, il a été décidé d'utiliser ces essais afin de valider les résultats obtenus en traction monotone vis-à-vis de l'analyse de l'anisotropie et de la viscoplasticité du comportement du matériau. De plus, comme la vitesse de déformation devient constante au bout de 250 secondes, les temps de maintien pour chacun des paliers ont été fixés à 500 secondes. Pour chaque essai, 9 paliers sont réalisés.

2 vitesses de sollicitation sont donc particulièrement étudiées :

- $10^{-5}s^{-1}$
- 1,3 $10^{-6}s^{-1}$; comme cette vitesse de déformation constitue un pallier, la contrainte associée à cette vitesse de déformation est choisie pour un temps arbitraire de 400 secondes

Afin que les essais de traction/relaxation soient comparables aux essais de traction monotone, les marqueurs utilisés pour mesurer les déformations longitudinales et transversales ont été placés suivant le même protocole que défini précédemment. La base de mesure est donc identique quelques soit le type d'essais réalisé.

Pour cette famille d'essais, la reproductibilité est toutefois moins bonne. La figure 3.21 présente, pour une même orientation de prélèvement et des niveaux de déformation équivalents (à l'épaisseur du trait près), une cinétique de relaxation, légèrement plus importante pour l'essai 2 que pour l'essai 1. Cet écart évalué à

15 MPa au bout des 500 secondes définit le niveau d'incertitude obtenu sur les mesures.

Il faut aussi noter que 2 essais sont réalisés par orientation de prélèvement des éprouvettes. Comme 9 paliers de déformation sont réalisés par éprouvettes, les courbes finales comportent 18 points seulement ce qui explique la qualité relative des courbes présentées par la suite.

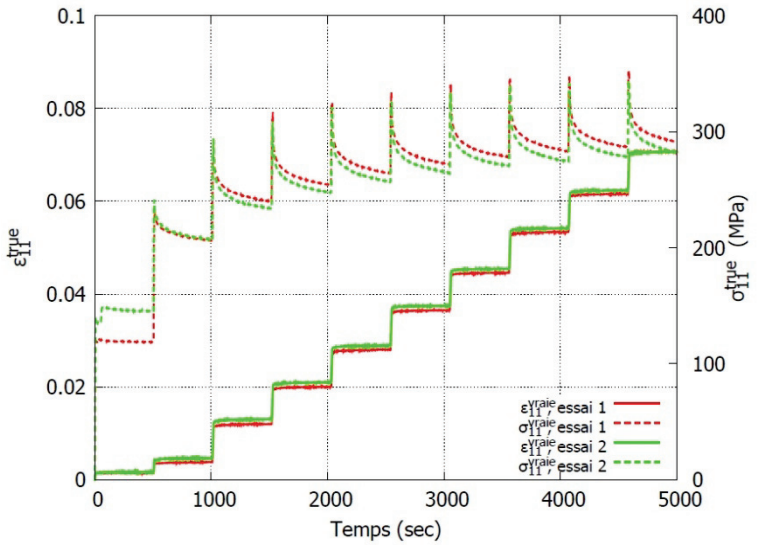


Figure 3.21 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 0° par rapport à la direction de laminage

3.4.3 Résultats

Les essais de traction/relaxation ont permis d'élargir la plage des vitesses de sollicitation à $10^{-5}s^{-1}$ et 1,3 $10^{-6}s^{-1}$. Le domaine de déformation étudié s'étend jusqu'à 8% et non jusqu'à la rupture. La figure 3.22 présente les résultats concernant les éprouvettes testées dans la direction de laminage (0°), dans la direction transverse au laminage (90°) et dans la direction à 45° au laminage.

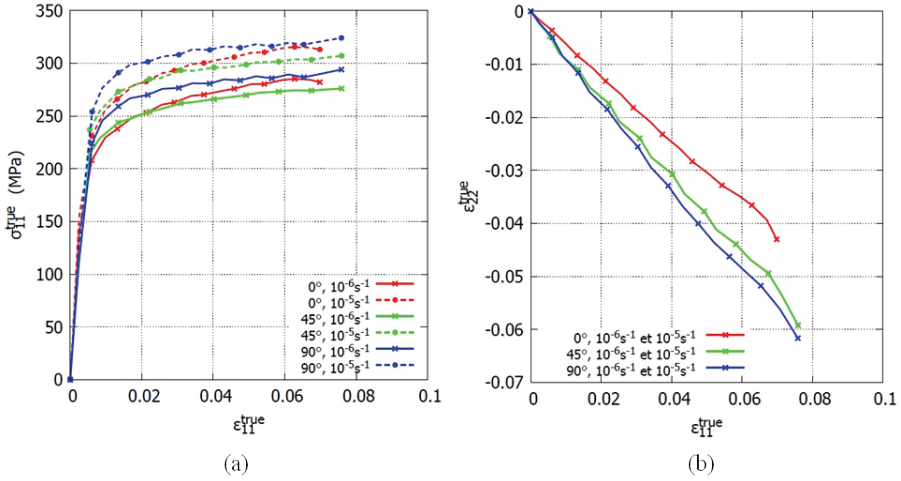


Figure 3.22 – Résultats des essais de traction/relaxation pour 3 orientations (0°, 45° et 90°) et pour les vitesses de $10^{-5}s^{-1}$ et $1{,}3.10^{-6}s^{-1}$; (a) courbes contrainte/déformation ; (b) Evolution de ε_{22} en fonction de ε_{11}.

Pour cette gamme de vitesse de déformation, les résultats sont semblables à ceux obtenus pour les vitesses de déformations supérieures, soit :

- **Anisotropie de comportement** (figure 3.23(a)) :
  - Même tendance que pour les essais de traction monotone : les éprouvettes orientées à 0° par rapport à la direction de laminage ont une limite d'élasticité ($R_{p0,2}$) plus faible.
- **Anisotropie de déformation** (figure 3.23(b)) :
  - Les résultats obtenus pour les vitesses de déformation de $10^{-5}s^{-1}$ et 1,3 $10^{-6}s^{-1}$ sont identiques à ceux obtenus pour les vitesses plus élevées ($10^{-3}s^{-1}$).
  - L'effet viscoplastique n'influence donc pas cette anisotropie, du moins jusqu'à des déformations de l'ordre de 7%.
- **Viscoplasticité à température ambiante** (figure 3.23(c)) :
  - La viscoplasticité semble légèrement plus importante pour les essais de traction/relaxation que pour les essais de traction monotone. A 7% de déformation, on observe un écart de contrainte de l'ordre de 30 MPa entre $10^{-5}s^{-1}$ et 1,3 $10^{-6}s^{-1}$ alors que cet écart n'est que de 20 MPa entre $10^{-3}s^{-1}$ et$10^{-4}s^{-1}$.

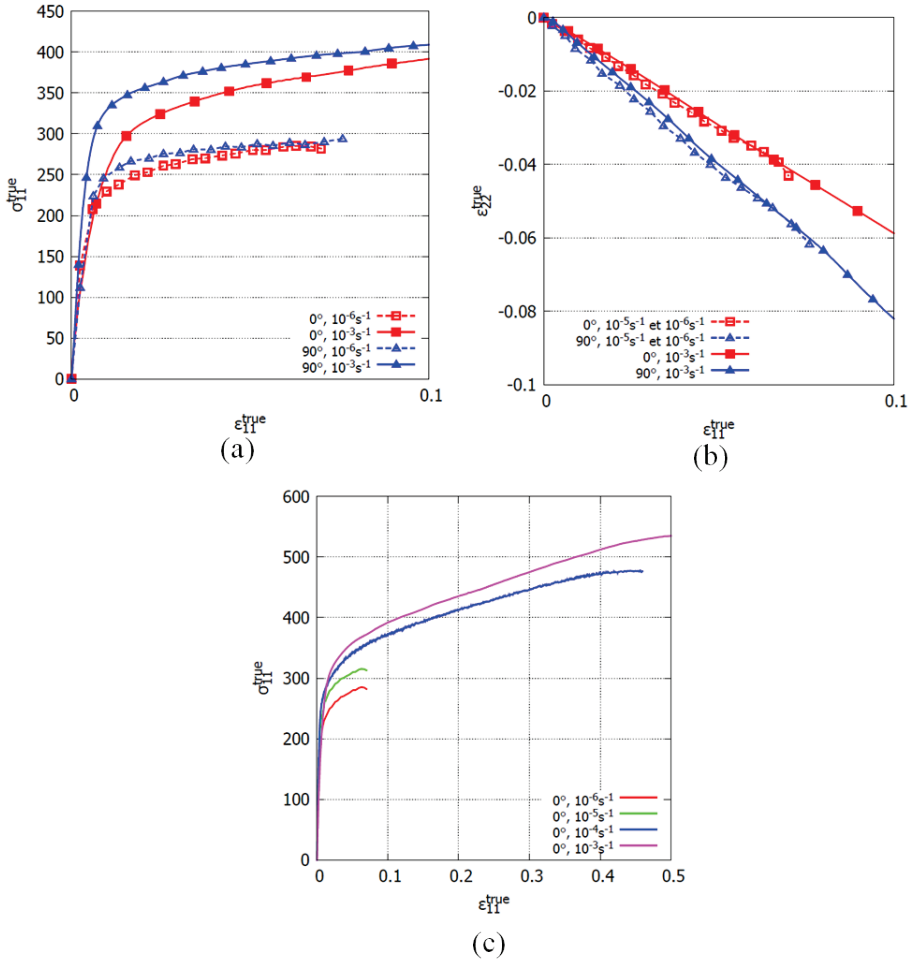


Figure 3.23 – Synthèse de certaines caractéristiques mécaniques entre les essais de traction/relaxation et les essais de traction ; (a) anisotropie de comportement plastique ; (b) anisotropie de déformation plastique ; (c) effet viscoplastique pour un prélèvement à 0°

Ces essais permettent de confirmer les observations réalisées avec les essais de traction monotone. Toutefois, les incertitudes expérimentales étant plus importantes (on rappelle que l'on a une marge d'erreur d'environ 15 MPa sur l'obtention des contraintes), il est nécessaire de prendre du recul vis-à-vis des valeurs obtenues. De plus, les niveaux de déformations atteints sont nettement moins importants que ceux obtenus avec les essais de traction monotone. Les essais de traction/relaxation ne permettent donc pas d'étudier le comportement plastique aux grandes déformations. Cependant, les informations rassemblées avec ces essais permettent d'enrichir la base de données expérimentale, en particulier en ce qui concerne la viscoplasticité.

3.5 Les essais de cisaillement

3.5.1 Principe et conception du montage de cisaillement

3.5.1.1 Principe des essais de cisaillement

Les essais de cisaillement réalisés sur le feuillard de titane consistent à appliquer une déformation de cisaillement dans le plan de la tôle (LT) et d'enregistrer le chargement appliqué. Bien que ces essais permettent d'accéder à des propriétés spécifiques des matériaux (en particulier en ce qui concerne le comportement cyclique et l'anisotropie), ils ne sont pas couramment utilisés.

La plupart des montages de cisaillement comporte deux zones cisaillées afin de respecter une symétrie lors du chargement (Bouvier et al. 2006)(Bouvier et al. 2006.a). D'autres montages ont été réalisés pour n'avoir qu'une zone de cisaillement (Thuillier and Manach 2009). Ce dernier type de montage donne des résultats cohérents avec ceux obtenus par des essais de traction.

3.5.1.2 Conception du montage de cisaillement

Nous avons conçu et développé un montage spécifique pour ce type d'essais. Ce montage devant pouvoir être réutilisé pour différentes épaisseurs de tôles et dans différentes conditions, les contraintes suivantes devaient être respectées :

- Permettre de travailler en cisaillement cyclique alterné.
- Permettre la prise d'images tout au long de l'essai par la méthode de suivi de marqueurs.
- Pouvoir être adaptable pour des tôles de différentes épaisseurs.
- Pourvoir être utilisable dans une enceinte climatique pour une plage de températures allant de -120°C à +300°C.
- Etre adaptable sur une machine de traction.

3.5.1.2.a Evaluation de la zone cisaillée des éprouvettes

Notons que dans le dimensionnement du dispositif, la dimension des zones cisaillées devait être prise en compte comme élément central du montage. On effet, pour la mesure de déformation par suivi de marqueurs, la surface de l'éprouvette doit pouvoir être déformée de manière la plus homogène possible. Ainsi, différentes simulations numériques ont été réalisées en faisant varier la géométrie des zones cisaillées. Ces simulations numériques sont basées sur une épaisseur de tôle de 300µm, qui correspond à l'épaisseur des feuillards de titane à notre disposition. La largeur de la zone cisaillée est dépendante de l'épaisseur du matériau testé.

Cinq géométries d'éprouvettes ont été envisagées, en faisant varier le rapport Y/h (figure 3.24). Ces simulations numériques ayant lieu en amont de la modélisation, une loi de comportement composée d'un écrouissage isotrope linéaire et d'un isotrope non linéaire a été utilisée. Le module d'élasticité ainsi que le coefficient de Poisson sont issus de la littérature (E=110MPa ; ν=0,3). La fonction de charge utilisée est la suivante :

$$F = R_0 + P\varepsilon_{cum}^p + Q\left(1 - e^{\left(-b\varepsilon_{cum}^p\right)}\right) \tag{3.7}$$

Avec : R_0 = 187 MPa, P=6 MPa, Q= 140 MPa et b= 10

Pour toutes les simulations numériques, des éléments 3D linéaires ont été utilisés et les mêmes conditions aux limites sont appliquées (figure 3.24) :

- Le bord gauche est fixe (U_1=U_2=U_3=0), ce qui correspond à un serrage parfait dans les mors du montage de cisaillement.
- Le bord de droite subit un déplacement vertical (U_2=X.t). Tous les nœuds de cette face peuvent se déplacer horizontalement de la même valeur.

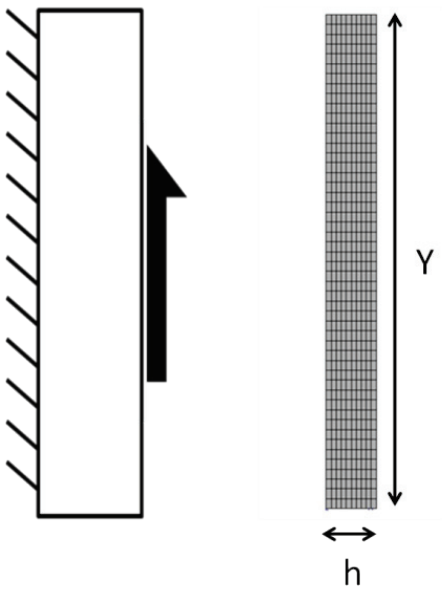


Figure 3.24 - Schéma et type de maillage (ici pour un rapport Y/h=10) utilisés pour réaliser les simulations de cisaillement servant à déterminer la zone utile de l'éprouvette

Le tableau 3-1 indique les minima et maxima atteints pour chaque configuration. Pour une valeur de déformation de cisaillement macroscopique de 25%, on remarque que les minima sont environ égaux à zéro, ce qui indique que tous les éléments du maillage se sont déformés, du point de vue du cisaillement, dans le même sens. On observe des valeurs de déformation locales très différentes

de la valeur macroscopique. Certains éléments du maillage atteignent une valeur de déformation de 50%, ce qui est deux fois plus important que ce que l'on a imposé macroscopiquement, traduisant ainsi l'existence d'une hétérogénéité dans la distribution du champ de déformation.

Pour une valeur macroscopique de 50%, la simulation présente des minima négatifs. Cela indique que certains éléments du maillage ne se sont pas déformés dans la direction de cisaillement imposée. Lorsque l'on observe la cartographie des déformations de cisaillement (figure 3.25), on constate que ces éléments se trouvent dans les coins de la zone modélisée. De plus, on remarque que ces éléments sont, pour toutes les géométries modélisées, extrêmement déformés. Concernant les maxima, les valeurs sont toujours plus élevées que la valeur imposée, mais dans une moindre mesure que pour la simulation à 25% de déformation.

En outre, on remarque, pour toutes les géométries d'éprouvettes, qu'une bande de cisaillement maximal apparait entre deux des coins opposés alors que le cisaillement est moindre ailleurs.

Tableau 3-1 - Valeurs des minima et maxima locaux des déformations atteintes lors des simulations de cisaillement pour différents rapports Y/h et pour deux niveaux de déformation macroscopique

Y/h	25% macroscopique		50% macroscopique	
	Min (%)	Max (%)	Min (%)	Max (%)
5	0,15	50,66	-37,38	65,83
7,5	1,77	48,07	-49,91	62,86
10	3,44	47,15	-49,83	60,53
15	6,9	46,11	-48,42	59,01
20	-2,6	51,16	-50,7	70,83

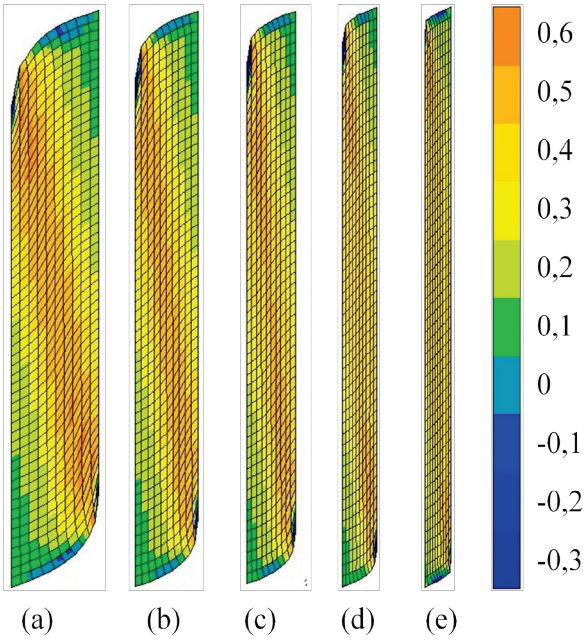


Figure 3.25 – Cartographie de simulations numériques présentant les valeurs de déformation de cisaillement local ε_{12} pour une déformation macroscopique de 50% pour différents rapport Y/h ; (a) Y/h=5 ; (b) Y/h=7,5 ; (c) Y/h=10 ; (d) Y/h=15 ; (e) Y/h=20

Pour que la mesure de la déformation de cisaillement soit la plus représentative possible de l'essai, il faut que l'éprouvette se déforme de la manière la plus homogène possible. Le fait que les coins de la zone utile subissent des déformations très différentes du reste de l'éprouvette n'est cependant pas un problème pour la mesure des champs locaux (aucun marqueur ne pouvant être placé à ces endroits) mais peut toutefois poser d'autres problèmes, comme nous le verrons par la suite.

Afin de pouvoir comparer les hétérogénéités associées aux différentes géométries simulées, la moyenne de la déformation de cisaillement ε_{12} a été calculée pour toutes les géométries (figure 3.26). Pour éviter les effets de bord, cette moyenne a été réalisée à partir de tous les éléments qui ne sont pas situés sur les contours. On observe que la moyenne des déformations locales est identique pour toutes les géométries jusqu'à 50% de déformation macroscopique. On remarque également que, la moyenne des déformations locales est identique à la déformation macroscopique jusqu'à 25%. Pour des déformations macroscopiques supérieures à 25%, la moyenne des déformations locales devient plus faible. En effet, à partir de ce niveau de sollicitation, les zones de localisation situées dans les coins de l'échantillon s'étendent sur plus d'un élément, ce qui vient fausser le calcul de la déformation moyenne. Ainsi, ces simulations montrent que la géométrie de la zone cisaillée permet de :

- Modifier la répartition locale de la déformation de cisaillement (hétérogénéités de déformation)

– Modifier les maxima des valeurs de cisaillement atteints au cours de chargement

Comme la géométrie de la zone cisaillée n'a que peu d'influence sur la valeur moyenne de déformation, nous avons opté pour une zone cisaillée de 20 mm de haut par 2mm de large (Y/h=10).

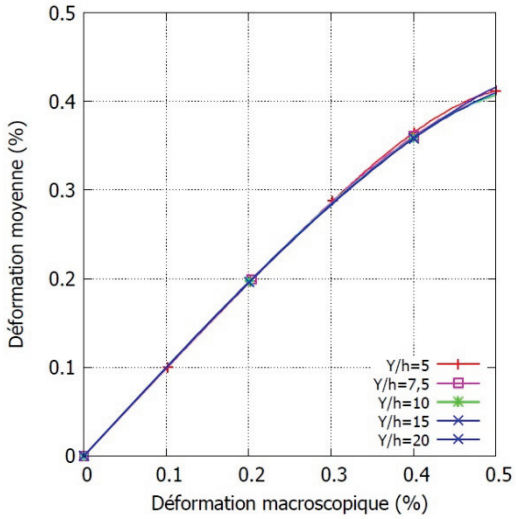


Figure 3.26 – Evolution de la moyenne des déformations locales en fonction de la déformation macroscopique imposée pour les différentes géométries simulées

3.5.1.2.b Le montage

Le principe de fonctionnement du montage de cisaillement est indiqué sur la figure 3.27. Une partie fixe (bâti) sert de guidage pour une partie mobile sur laquelle est fixée l'éprouvette de cisaillement. L'autre coté de l'éprouvette est fixé au mors mobile qui impose les sollicitations à la zone cisaillée.

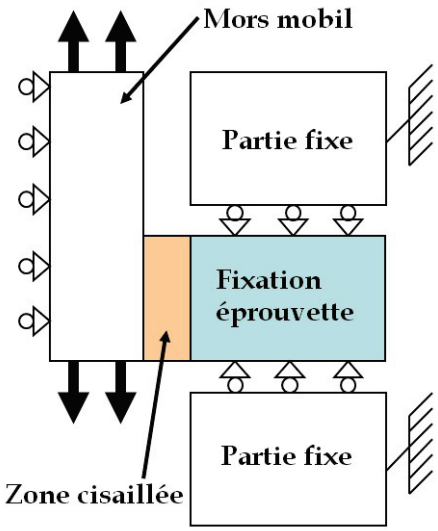


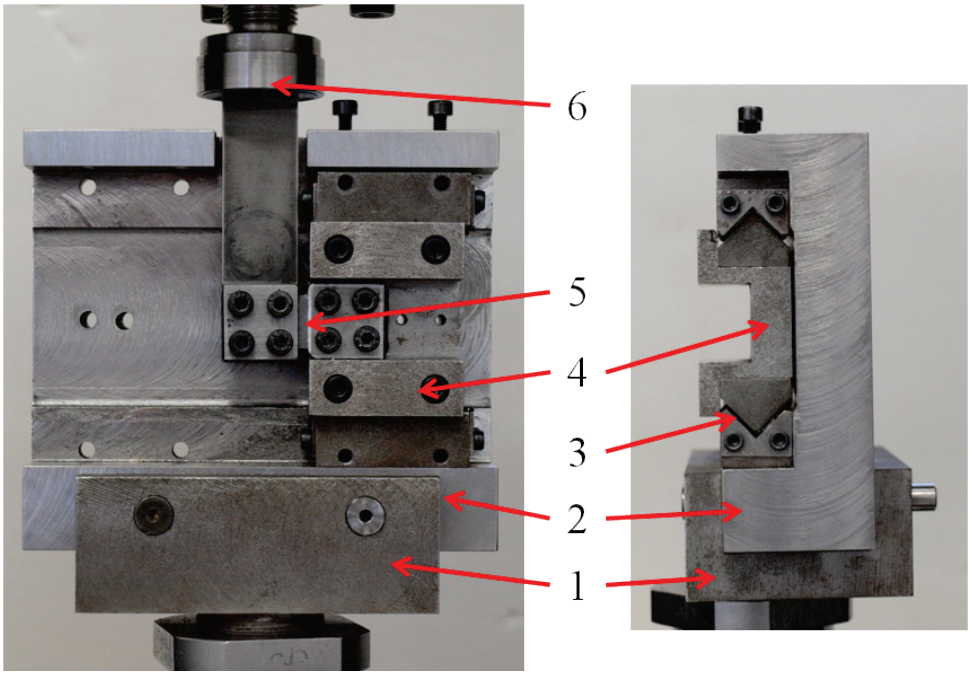
Figure 3.27 – Schéma de principe du montage de cisaillement

La figure 3.28 présente le montage de cisaillement avec les principaux éléments qui le composent.

Le bâti du montage de cisaillement est composé de deux parties principales. La première sert à fixer le montage de cisaillement sur la machine de traction (1) et la seconde permet d'assembler les différents éléments qui composent le montage (2). Ces deux parties du bâti sont assemblées entre elles avec des goupilles, pour éviter tout mouvement relatif de ces deux éléments.

Afin de pouvoir travailler en cisaillement cyclique alterné et pour pouvoir modifier l'épaisseur des matériaux testés, une partie mobile a été réalisée. Cette partie est assemblée au reste du montage par des glissières à rouleaux, ce qui permet de limiter le frottement. Ces glissières sont entièrement métalliques et peuvent être utilisées en température. Cette partie mobile permet en plus de se rapprocher du cisaillement simple, car les contraintes et déformations selon l'axe perpendiculaire à la direction de cisaillement sont grandement diminuées.

Le mors mobile du montage (placé sur la traverse de la machine de traction) est usiné en un seul bloc. Il s'assemble directement sur la machine de traction. Pour que la zone cisaillée soit totalement observable au cours de l'essai, la face avant du montage de cisaillement est entièrement découverte. Aucun élément du montage ne passe devant la zone cisaillée au cours des essais.



(a) (b)

Figure 3.28 – Photographies du montage de cisaillement ; (a) vue de face ; (b) vue de coté ; (1) bâti de fixation à la machine de traction ; (2) bâti principal ; (3) glissière à rouleaux ; (4) partie mobile ; (5) zone cisaillée ; (6) mors mobile

3.5.1.3 Modifications apportées au montage de cisaillement

Le montage a été initialement prévu pour travailler avec des éprouvettes symétriques, donc avec deux zones de cisaillement. Cependant les premiers essais de validation du montage ont abouti à des écarts de mesure entre les deux zones utiles. Cela signifie que la charge transmise dans les zones cisaillées n'est pas identique entre chaque zone, ceci peut notamment être dû aux différences de couple de serrage de l'échantillon. Pour s'affranchir de ce problème, des éprouvettes comportant une seule zone utile ont été utilisées, ce qui a notamment permis de réaliser l'acquisition des images pour la méthode de suivi de marqueurs avec un champ de prise de vue réduit, d'où une plus grande précision sur la mesure.

Concernant la géométrie des éprouvettes, la section de la zone cisaillée est diminuée. En effet, lors de déformations alternées, la rupture des éprouvettes avaient systématiquement lieu sous les mors du montage initial. Pour diminuer les effets de localisation dans ces zones, la géométrie des éprouvettes a été modifiée (figure 3.29) comme l'avait proposée Bouvier (Bouvier et al. 2006).

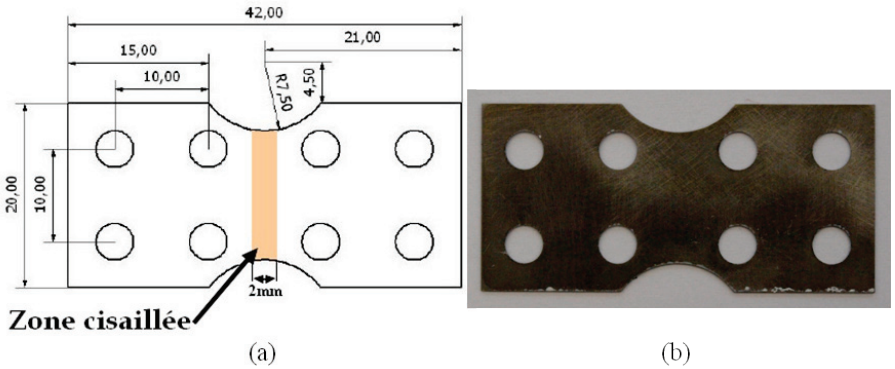


Figure 3.29 – Géométrie finalisée des éprouvettes utilisées pour les essais de cisaillement ; (a) plan de prélèvement (les dimensions sont indiquées mm) ; (b) photographie d'un éprouvette usinée

Lors des premiers essais de validation du montage, les éprouvettes avaient tendance à glisser dans les mors au cours de l'essai, malgré un effort important appliqué aux vis de serrage. Ce glissement avait pour conséquence d'introduire une rupture précoce des éprouvettes au niveau des mors (figure 3.30). En effet, la transmission du déplacement imposé ne s'effectuait que via les vis de serrage et non plus par la surface des têtes de l'éprouvette, ce qui introduit une forte déformation du trou de vis puis une déchirure de l'éprouvette.

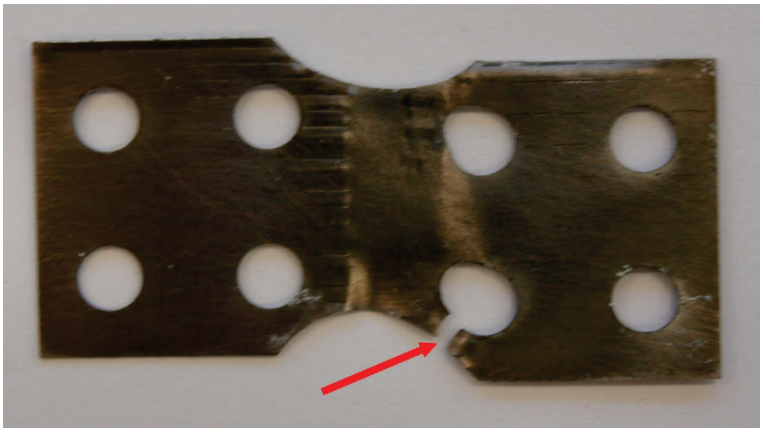
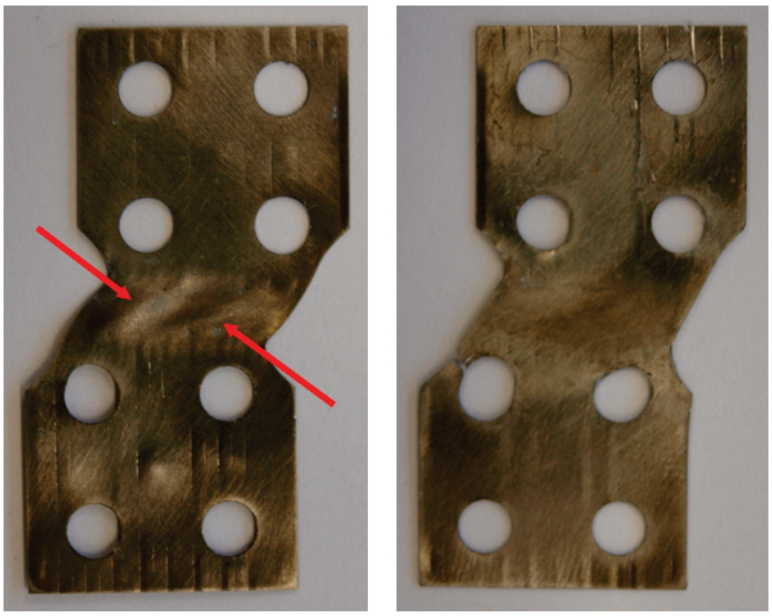


Figure 3.30 – Photographie après essai d'une éprouvette de cisaillement non-collée. La flèche indique la rupture de l'éprouvette à partir d'un trou de vis pour un niveau de déformation macroscopique faible (ε_{12} ≈20%)

Pour éviter ce phénomène, des précautions supplémentaires ont été prises:

- Les mors en acier sont striés mécaniquement puis ont subi un traitement thermique de trempe permettant d'augmenter leur dureté. En effet, comme le titane T35 est plus ductile et a une limite d'élasticité plus faible que l'acier, les stries permettent d'augmenter la surface de contact entre les mors et l'échantillon.
- 4 vis par tête d'éprouvette permettent un serrage homogène entre les mors.
- Ces 2 premières précautions se sont révélées insuffisantes. Il a donc été décidé de coller l'échantillon aux mors avec de la colle forte (Loctite n°431), ce qui a permis un maintien optimal des éprouvettes.

Malgré ces divers ajustements de montage, différents problèmes ont persisté. Pour les niveaux de déformations monotones supérieurs à 25%, une composante hors plan de la déformation a pu être observée. Ce type de déformation apparait lorsque le maintien de l'éprouvette n'est plus assuré par la pression des mors mais par un contact avec les vis de serrage (glissement de l'éprouvette dans les mors). Cela a pour conséquence d'exercer une tension entre les vis et des déformations hors plan apparaissent comme indiqué sur la figure 3.31.



(a) (b)

Figure 3.31 – Eprouvettes de cisaillement ayant subi un essai à ε_{12}≈60% de déformation; (a) éprouvette ayant subi des déformations hors plan (indiquées par les flèches rouges) à cause d'un mauvais serrage des têtes d'éprouvette ; (b) éprouvette sans déformation hors plan, la rupture à lieu à partir d'un trou de vis

Un léger jeu est présent dans ce montage de cisaillement afin de permettre le fonctionnement correct des glissières à rouleaux. Ce jeu présente un effet néfaste pour les essais de cisaillements cycliques. En effet, lorsque le mors mobile revient aux alentours de sa position initiale, il y a un rattrapage de jeu avant de solliciter à nouveau l'échantillon (hystérésis parasite). Cependant, ce problème est mineur dès lors que la déformation de l'échantillon est mesurée directement sur la surface des éprouvettes, ce qui permet de faire abstraction du mouvement de corps rigide.

3.5.1.4 Mesure de la déformation et de la contrainte de cisaillement

La composante de cisaillement est calculée à partir de la mesure du déplacement vertical,Δy, entre deux marqueurs placés sur la zone cisaillée et distants de x_0 suivant la direction 1 (figure 3.32). Comme on l'a vu à la figure 3.25, la déformation sur la surface de l'éprouvette n'est pas homogène. Afin de s'affranchir de ces légères hétérogénéités de déformation, quatre couples de marqueur sont disposés le long de la zone cisaillée, et le déplacement expérimental Δy retenu correspondra à la moyenne de ces mesures. La déformation de cisaillement, ε_{12} , est calculée avec la formule suivante :

$$\varepsilon_{12} = \frac{\Delta y}{2x_0} \tag{3.8}$$

Avec x_0 la distance séparant les marqueurs dans la direction 1.

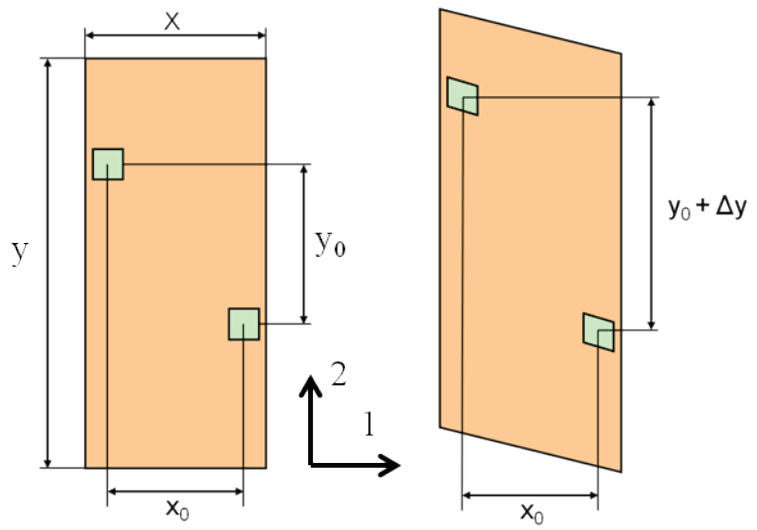


Figure 3.32 – Schéma présentant la mesure de la déformation de cisaillement par la méthode de suivi de marqueur

La contrainte de cisaillement est liée à la charge appliquée et à la section de l'éprouvette par :

$$\sigma_{12} = \frac{F}{Y.e}, \tag{3.9}$$

avec : $\begin{cases} F & \text{la force appliquée} \\ Y & \text{la hauteur de la zone cisaillée} \\ e & \text{l'épaisseur de l'éprouvette} \end{cases}$

Comme il est mentionné précédemment, 4 couples de marqueur sont utilisés pour mesurer la déformation de cisaillement. Le temps de traitement de ce protocole est actuellement trop important pour penser asservir l'essai sur cette déformation calculée. De plus, la mesure des déformations par méthode optique est très sensible à des paramètres externes comme une modification soudaine de l'éclairage, un écaillage de la peinture, … rendant délicat l'asservissement de la machine.

3.5.2 Les essais de cisaillement monotone

3.5.2.1 Campagne expérimentale

Deux types d'éprouvettes ont été prélevés pour caractériser le comportement en cisaillement dans le plan de la tôle. Les éprouvettes TL qui présentent une direction de cisaillement selon la direction T (dans la direction transverse au laminage) et les éprouvettes DD dont la direction de sollicitation est à 45° de la direction de laminage (figure 3.33). Pour ces différents essais, la vitesse de

déplacement de la traverse est fixée à 2mm/min. Ces essais sont menés jusqu'à rupture des éprouvettes. Il faut cependant noter que la rupture n'a jamais eu lieu dans la partie utile des éprouvettes mais toujours entre un trou de vis et un bord de l'éprouvette, dans la partie située sous le mors (figure 3.31). D'où la nécessité d'amélioration de notre dispositif. Pour ces essais, deux éprouvettes TL et deux éprouvettes DD ont été réalisées.

3.5.2.2 Résultats

Dans un premier temps, nous nous sommes assurés que les vitesses de déformation, mesurées par la méthode de suivi de marqueur, étaient constantes et identiques pour les quatre essais (figure 3.34). Bien que ces essais soient pilotés en vitesse de déplacement de traverse, on observe que les vitesses de déformation mesurées sur la partie utile des éprouvettes sont constantes. Pour les quatre essais, la vitesse de déformation moyenne est identique et égale à $2{,}4.10^{-3}s^{-1} \pm 0{,}15.10^{-3}s^{-1}$.

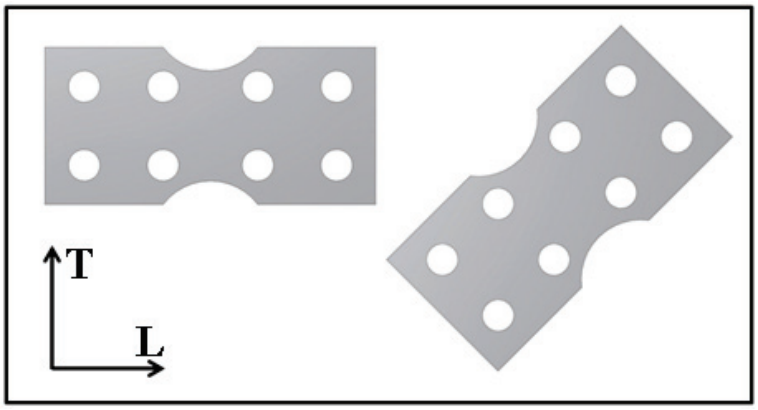


Figure 3.33 - Plan de prélèvement des éprouvettes de cisaillement

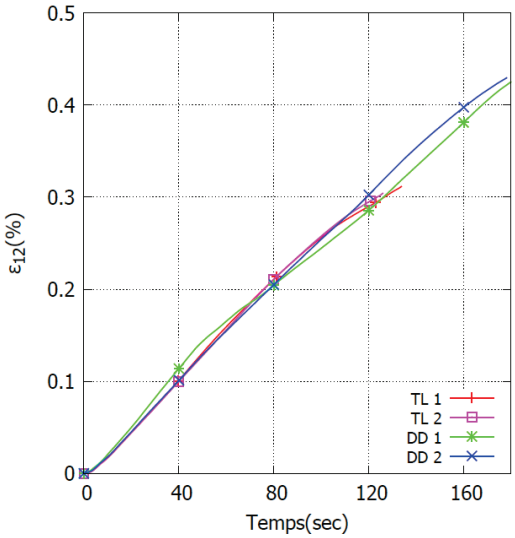


Figure 3.34 – Déformation de cisaillement ε_{12} en fonction du temps pour les quatre essais de cisaillement monotone réalisés

La figure 3.35 présente les réponses contrainte (σ_{12})/déformation (ε_{12}) pour les quatre essais réalisés. On observe tout d'abord la bonne reproductibilité des essais avec, pour les éprouvettes TL, les 2 courbes qui se superposent et pour les éprouvettes DD une différence au maximum de 10MPa qui est enregistrée. On note de plus que les limites d'élasticité pour les deux types d'essais (TL et DD) sont identiques ($R_{p0,2\%}$=80MPa ±5MPa). Par contre, on observe une certaine anisotropie, en ce qui concerne l'écrouissage entre les deux directions de sollicitation. Ce phénomène a déjà été observé expérimentalement par Bouvier sur du titane laminé pur à 99,999% (Bouvier et al. 2012), qui suggère que l'essai qui présente la contrainte de cisaillement la plus élevée soit associée à la direction de chargement qui présente la fraction volumique de macles (de traction et de compression) la plus importante. Dans notre étude, aucun essai n'a pu être réalisé avec des éprouvette LT (direction de sollicitation de cisaillement parallèle à la direction de laminage). On peut, toutefois, s'attendre au même type d'évolution que celle observée par Bouvier, c'est-à-dire que la courbe contrainte/déformation pour cette direction soit au-dessus de celles des autres directions.

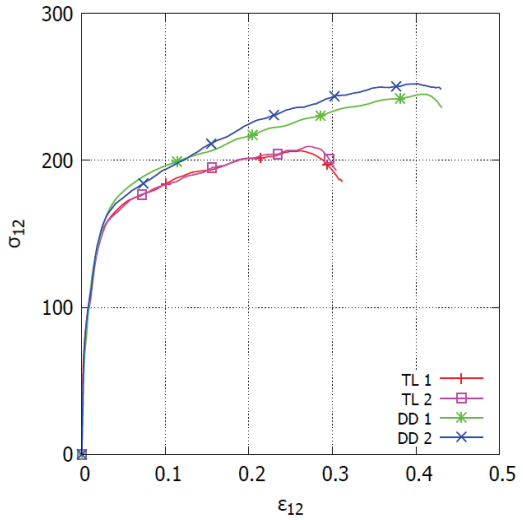


Figure 3.35 - Courbes contrainte (σ_{12}) / déformation (ε_{12}) correspondant aux quatre essais de cisaillement monotone réalisés

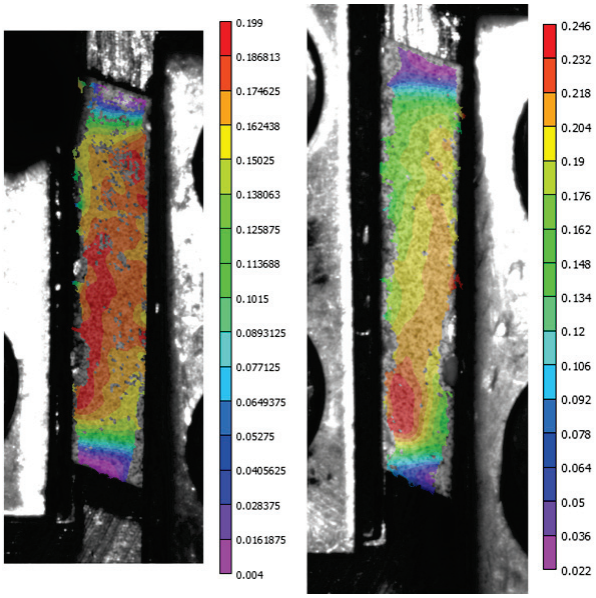
Les déformations et contraintes à rupture n'ont pu être déterminées puisque les échantillons ont rompu sous les mors.

3.5.2.3 Mesure de champs

Tout comme pour les essais de traction monotone, une étude pas corrélation d'images via le logiciel Vic2D® a été réalisée pour les essais de cisaillement monotone. La figure 3.36 présente le champ de déformation de cisaillement pour un niveau de déformation macroscopique de 20% pour les deux orientations de prélèvement (DD et TL).

Il apparaît que :

- Les déformations ne peuvent être évaluées correctement à proximité des mors car de la colle a coulé sur les bords de l'éprouvette ce qui rend la corrélation d'images impossible sur ces zones.
- Le champ de déformation de cisaillement est relativement homogène au centre des zones utiles des éprouvettes pour les deux orientations de prélèvement.
- La valeur moyenne du cisaillement mesurée dans la zone utile est équivalente à la valeur de la déformation macroscopique mesurée par la méthode de suivi de marqueur.



(a) (b)

Figure 3.36 – Essai de cisaillement. Observation de la composante de cisaillement pour un niveau de déformation macroscopique de 20% pour deux directions de prélèvement : (a) DD et (b) TL

3.5.3 Les essais de cisaillement cyclique

3.5.3.1 La campagne expérimentale

Le chargement imposé au liner correspondant à une sollicitation cyclique de l'ordre de quelques centaines de cycle, nous avons opté pour une caractérisation du comportement du matériau sous chargement olygocyclique (amplitude de déformation importante). Il a été décidé de prélever des éprouvettes dans la direction DD pour réaliser ces essais. En effet, cette direction a montré, un plus grand niveau de déformation admissible en cisaillement monotone.

L'asservissement de la machine ne pouvait se faire à l'aide de la déformation mesurée par la méthode de suivi de marqueur. Cependant, les essais de cisaillement monotone ont montré que la vitesse de déformation mesurée dans la partie utile était constante tout au long des essais lorsqu'un déplacement à vitesse de traverse constante était appliqué. Deux configurations d'essai ont été envisagées :

- essais cycliques à vitesse de déplacement imposée et limites de cycle fixées en contrainte
- essais cycliques à vitesse de déplacement imposée et limites de cycle fixées en déplacement

Ces deux types d'essai ont été réalisés lors de tests de qualification du dispositif. Un essai cyclique, en imposant un signal triangle à vitesse de déplacement constante, avec des limites imposées sur les niveaux maxima de contrainte (R=-1) a été réalisé (figure 3.37). Cet essai a montré une stabilisation rapide du comportement du matériau après le premier cycle. La forme en « s » observée correspond à un problème de jeu du montage associé au serrage des mors, problème qui a été corrigé par la suite.

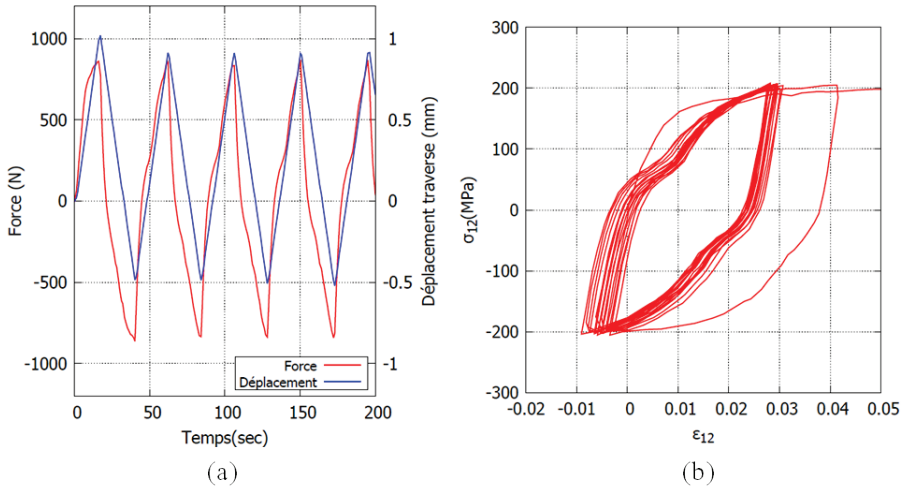


Figure 3.37 - Essai cyclique de cisaillement à vitesse de déplacement imposée de $6.10^{-2}s^{-1}$ et limites en contrainte R=-1 (18 cycles) ; (a) consigne de l'essai ; (b) réponse

Sur la figure 3.38, qui représente l'essai avec des limites en déplacement de traverse, la déformation n'est pas centrée sur zéro mais plutôt sur 1%. Ce décalage est la conséquence du jeu de fonctionnement du montage. On cherchera donc par la suite à minimiser ce jeu. On observe également que les maxima des contraintes pour chaque cycle sont presque constants.

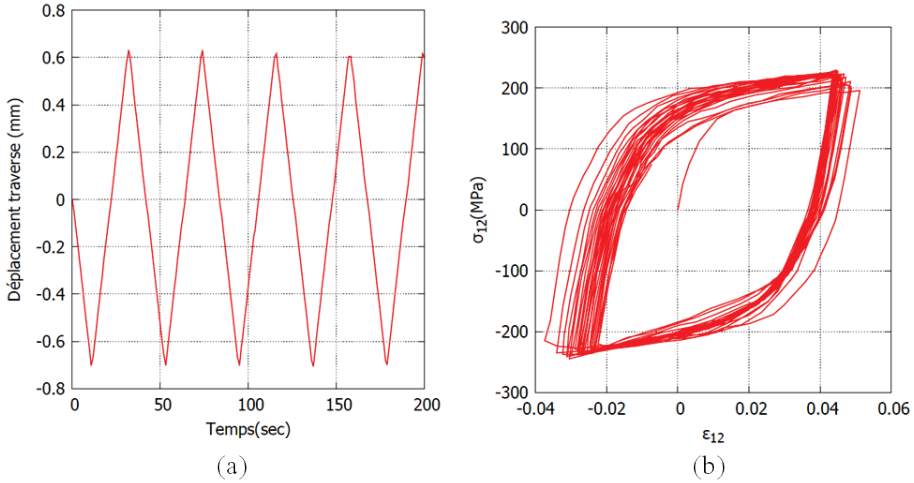


Figure 3.38 - Essai cyclique à vitesse de déplacement imposée de $6.10^{-2}s^{-1}$ et limites en déplacement de traverse ; (a) consigne ; (b) réponse

Les essais à limites en déplacement de traverse posent toutefois moins de difficultés à réaliser que les essais à limites en contrainte, surtout du point de vue de la reproductibilité. De plus, pour l'application industrielle, le matériau semble plutôt subir des sollicitations en déplacement imposé et non en contrainte imposée. En effet, c'est le matériau composite qui impose sa déformation au titane. On a donc choisi de réaliser trois essais cycliques à vitesse de déplacement imposée et limites en déplacement. Ces trois essais de cisaillement ont été réalisés pour une vitesse de déplacement de 2mm/min. Trois niveaux d'amplitude ont été étudiés :

- ±0,64 mm, soit environ ±3,6% de déformation pour les cycles stabilisés
- ±0,30 mm, soit environ ±1,5% de déformation pour les cycles stabilisés
- ±0,23 mm, soit environ ±0,6% de déformation pour les cycles stabilisés

3.5.3.2 Résultats

Ces essais ont permis de caractériser le comportement cyclique du matériau. Les courbes de contrainte/déformation sont présentées sur la figure 3.39. On remarque que ces essais, bien que pilotés en déplacement, affichent des déformations qui sont quasiment symétriques. Le comportement mécanique cyclique se stabilise rapidement (après le premier cycle).

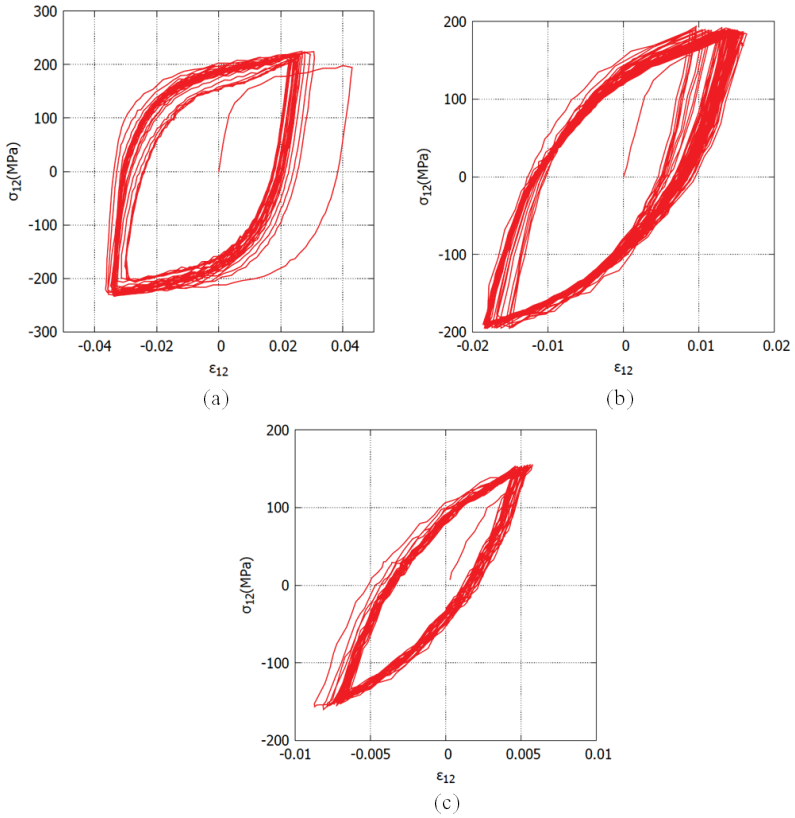


Figure 3.39 – Courbes contrainte/déformation pour les trois essais de cisaillements cycliques ; (a) ±0,64mm ; (b) ±0,30mm ; (c) ±0,23mm

L'évolution de l'amplitude de contrainte normalisée par celle mesurée au premier cycle en fonction du nombre de cycle est présentée sur la figure 3.40. On observe que pour les trois essais, l'amplitude normalisée augmente au cours des trois premiers cycles pour atteindre un état stabilisé (soit une augmentation de la valeur de l'amplitude de contrainte de l'ordre de 7%). La chute enregistrée sur l'essai à plus forte amplitude de déformation (±0,64 mm), est due à l'apparition et à la propagation de fissures, conduisant à la rupture de l'échantillon au bout de 24 cycles.

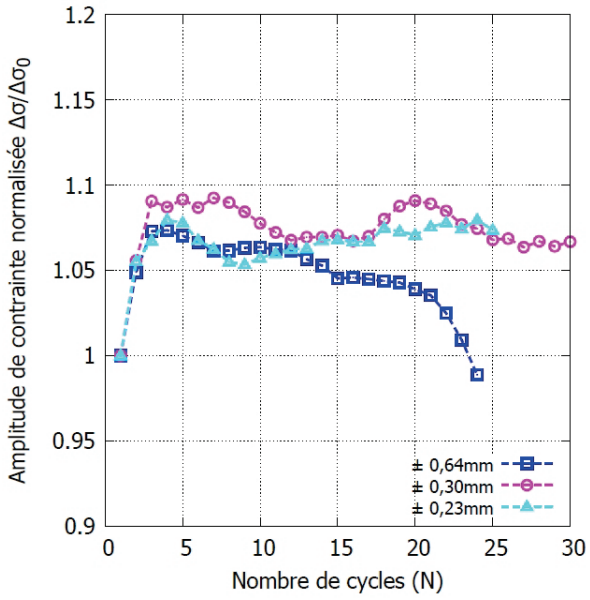


Figure 3.40 - Amplitude de contrainte normalisée par l'amplitude au premier cycle pour les trois essais de cisaillement cyclique

Expérimentalement, il est possible de séparer la partie isotrope et la partie cinématique de l'écrouissage, comme proposé par Lemaitre (Lemaitre, Chaboche, and Germain 1988). La méthode consiste, pour chaque demi-cycle, à déterminer la partie du domaine linéaire, associée au domaine d'élasticité du chargement. Connaissant la limite d'élasticité, il est alors possible d'estimer la valeur de X, la variable d'écrouissage cinématique et de R, la variable d'écrouissage isotrope (figure 3.41).

Cette décomposition a été réalisée pour les trois essais de cisaillement cyclique afin de pouvoir étudier indépendamment les évolutions des contributions isotrope et cinématique de l'écrouissage du titane T35. Cette décomposition est présentée sur la figure 3.42. On observe, pour tous les essais, que la partie isotrope de l'écrouissage est négative alors que la contribution cinématique est positive. Ce phénomène a déjà été observé pour d'autres matériaux comme de l'acier inoxydable duplex (Aubin, Quaegebeur, and Degallaix 2003), de l'alliage d'aluminium (Pietryga, Vladimirov, and Reese 2012) ou du zirconium (Crepin et al. 2000).

On observe de plus que l'écrouissage cinématique évolue rapidement au cours des premiers cycles alors que l'écrouissage isotrope n'évolue pratiquement pas, les deux contributions atteignant ensuite un palier stable. Lorsque l'on diminue l'amplitude de déformation, l'écrouissage isotrope et cinématique diminuent également. Pour l'essai présentant la plus grande amplitude de déplacement (±0,64mm), la partie isotrope de l'écrouissage est quasiment négligeable alors que pour les deux autres essais, l'écrouissage isotrope est nettement négatif.

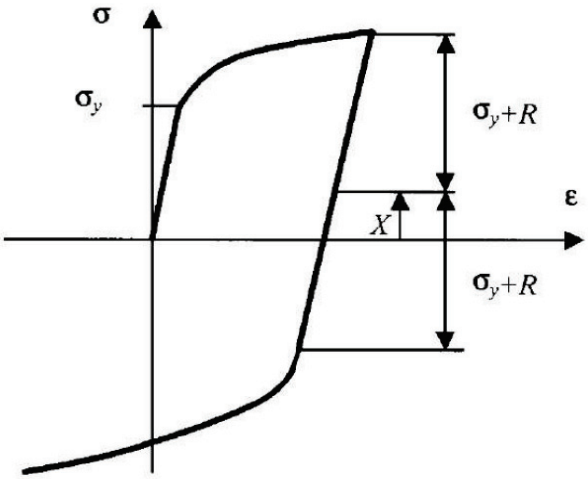


Figure 3.41 – Courbe typique de contrainte déformation pour un chargement cyclique alterné (Lemaitre, Chaboche, and Germain 1988) ; X représente la variable d'écrouissage cinématique ; R la variable d'écrouissage isotrope ; σ_y correspond à la limite d'élasticité initiale du matériau

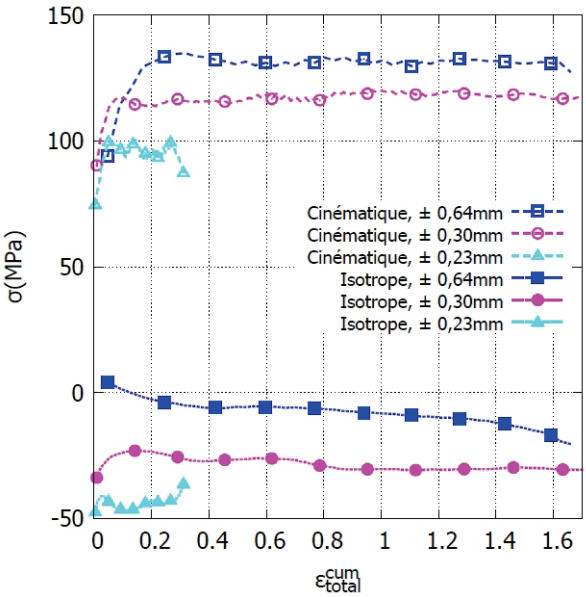


Figure 3.42 – Décomposition des composantes isotrope et cinématique de l'écrouissage en fonction de la déformation plastique cumulée pour les trois essais de cisaillement cyclique

3.6 Comparaison de ces résultats avec ceux issus de la littérature

Les résultats expérimentaux réalisés dans cette étude ont été comparés avec des résultats issus de la littérature. En effet, de nombreuses études se sont intéressées à la caractérisation du comportement mécanique du titane et de ces alliages.

3.6.1 Comportement en traction monotone

Concernant le comportement monotone en traction, trois études portant sur du titane proche de celui étudié dans ce travail ont été utilisées. Les principales caractéristiques de ces études sont les suivantes :

- Kuwabara (Kuwabara and Horiuchi 2008) : titane T35, pas d'information sur la texture, la taille de grain et la vitesse de sollicitation.
- Ishiki (Ishiki, Kuwabara, and Hayashida 2011) : titane T35, texture prononcée, taille de grains moyenne de 35µm, pas d'information concernant la vitesse de sollicitation.
- Nixon (Nixon, Cazacu, and Lebensohn 2010) : titane de haute pureté (supérieure à 99,999%) texture prononcée (le maximum du pôle (0002) est à 6,1), taille de grains moyenne de 20µm, vitesse de sollicitation de $10^{-3}s^{-1}$.

L'anisotropie de comportement est comparée grâce à deux marqueurs. Le premier concerne la limite d'élasticité en fonction de la direction de sollicitation. Comme cette limite d'élasticité est très sensible vis-à-vis de la composition chimique du titane, l'évolution de la limite d'élasticité suivant chaque direction de sollicitation a été normalisée par la limite d'élasticité mesurée dans la direction de laminage (0°). Ainsi ces résultats deviennent comparables. Le deuxième marqueur, les coefficients de Lankford pour les différentes directions, concerne plus particulièrement l'anisotropie de déformation (figure 3.43).

On remarque que notre travail révèle une anisotropie de contraintes plus faible que celles recensées dans la littérature. Par contre, l'anisotropie de déformation est comparable. Les trois études issues de la littérature font ressortir une anisotropie qui peut être interprétée comme étant quasi-linéaire, mais cela peut être en partie dû au plus faible nombre de points de mesure (2 ou 3 pour Nixon et Kuwabara, contrairement à notre étude qui porte sur 7 orientations différentes).

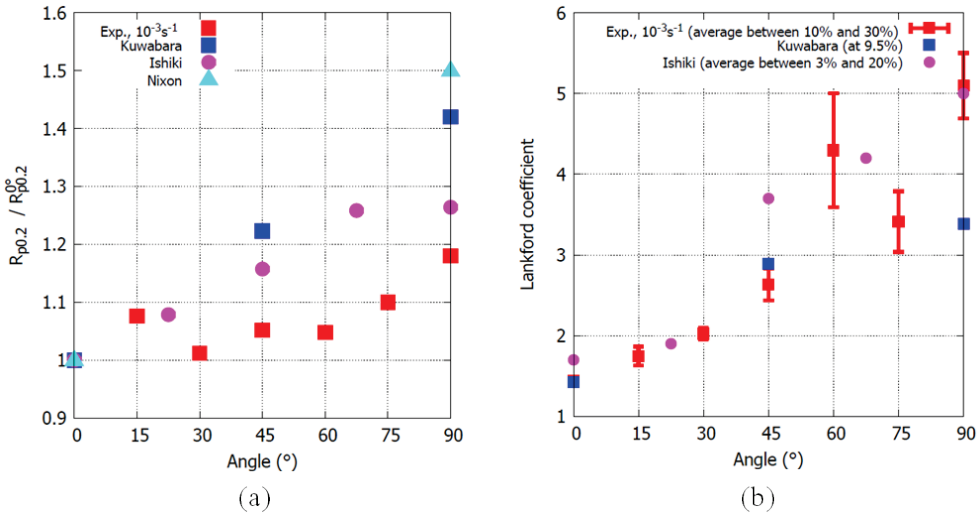


Figure 3.43 – Comparaison des résultats expérimentaux issus de ce travail avec ceux issus de la littérature (Ishiki, Kuwabara, and Hayashida 2011)(Kuwabara and Horiuchi 2008)(Nixon, Cazacu, and Lebensohn 2010); (a) limite d'élasticité normalisée ; (b) coefficients de Lankford

3.6.2 Comportement cyclique

Comme peu de résultats sont mentionnés dans la littérature, concernant le titane pur et tout particulièrement disponible sous forme de feuillard, nous nous appuierons sur les travaux de Sun (Sun and Gu 2001) qui a réalisé des essais de traction/compression, à la fréquence de 0,25Hz, sur du titane T35 contenant 0,1% de Si. Il ne mentionne toutefois ni la texture cristallographique ni la taille de grains.

La figure 3.44 présente la synthèse des résultats obtenus dans notre étude ainsi que ceux de Sun. Les mêmes évolutions sont observées à l'exception de l'essai de Sun réalisé pour la plus faible amplitude de déformation (±0,5%). Il explique cette différence de comportement entre les faibles amplitudes et les plus fortes amplitudes par l'évolution des structures de dislocations. Pour les faibles amplitudes de déformation, il se forme des structures de faible énergie et l'interaction entre les dislocations conduit à l'annihilation d'une partie d'entre elles. Ces deux effets mènent à un adoucissement du comportement mécanique. Dans notre cas, il se peut que ces phénomènes ne soient pas présents ou n'agissent pas de manière aussi importante (différence de matériaux, de sollicitation, …).

Nous constatons donc, que majoritairement l'amplitude de contrainte normalisée augmente pendant les trois premiers cycles jusqu'à atteindre une valeur de l'ordre de 1,1 puis se stabilise. La chute correspond, quand à elle, probablement à l'apparition puis à la propagation de fissure au sein du matériau.

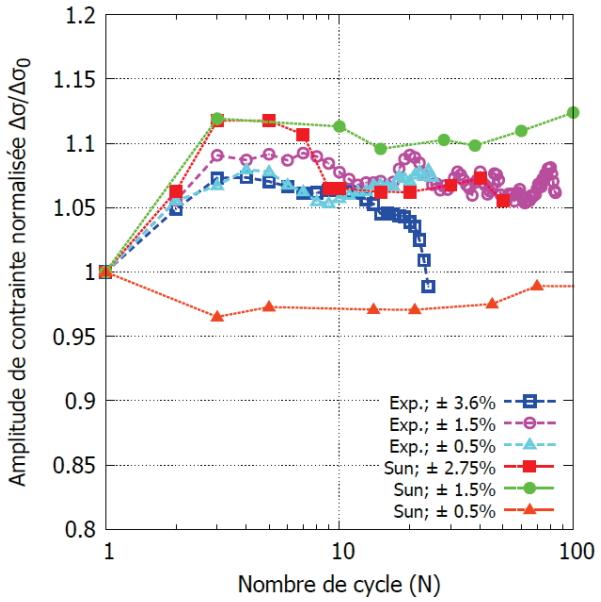


Figure 3.44 – Comparaison des résultats expérimentaux concernant les essais cycliques avec ceux de la littérature (Sun and Gu 2001); amplitude de contrainte normalisée par la contrainte au premier cycle en fonction du nombre de cycles

D'autre part, des essais de cisaillement monotone et cyclique ont été réalisés sur du titane de haute pureté par Bouvier (Bouvier et al. 2012). Cette étude récente porte sur du titane pur à 99,999%. Ce matériau présente une texture à basale tournée marquée (figure 3.45) et la vitesse de sollicitation est de $10^{-3}s^{-1}$. Les résultats expérimentaux présentés concernent des essais de cisaillement cyclique effectués pour des niveaux de déformation importants (±20%). Trois orientations de prélèvement par rapport à la direction de laminage ont été étudiées (0°, 45° et 90°). Une forte anisotropie plastique est observée, ce qui est cohérent avec nos propres résultats. La figure 3.46 montre les courbes de cisaillement monotone obtenues dans l'étude de Bouvier ainsi que dans notre étude. Bien que la limite d'élasticité diffère (effet de la pureté du matériau), les tendances sont identiques.

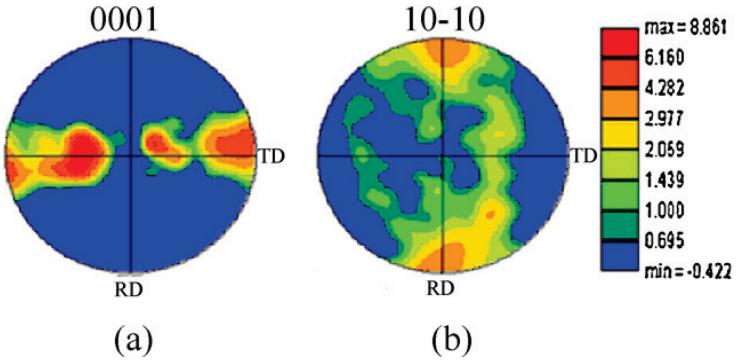


Figure 3.45 - Figures de pôles des plans (0002) et (10-10) obtenues dans l'étude de Bouvier pour du titane ultra pur (Bouvier et al. 2012)

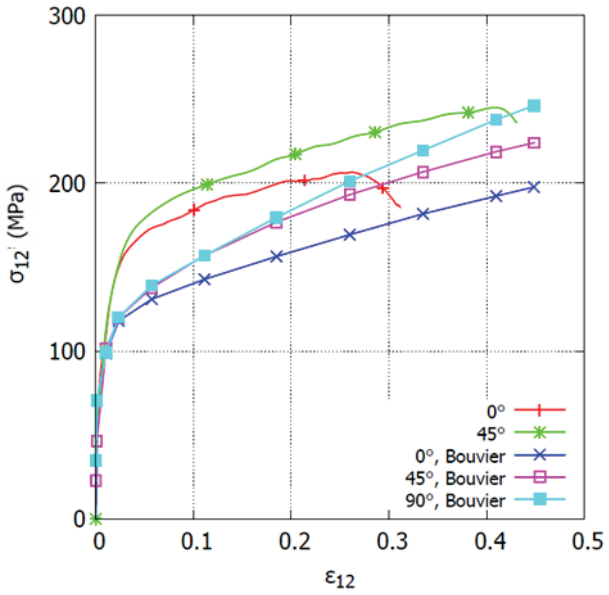


Figure 3.46 – Courbes de cisaillement monotone obtenues dans l'étude de Bouvier (Bouvier et al. 2012) et dans notre étude

3.7 Conclusions

Du fait de la faible épaisseur des feuillards de titane T35 (300µm), les essais classiques de caractérisation équipés d'extensométrie « mécanique » se sont montrés inadaptés. Nous avons donc opté pour une mesure extensométrique sans contact, réalisée par suivi de marqueur. Cette méthode prolongée par l'étude des mesures de champs a permis de définir des bases de mesure communes à l'ensemble des essais, indépendamment de la géométrie des échantillons et de vérifier le degré d'homogénéité ou d'hétérogénéité des champs de déformation au sein des éprouvettes.

Des essais de traction monotone ont été réalisés pour deux vitesses de déformation macroscopique ($10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$) et pour différentes orientations de prélèvement des éprouvettes vis-à-vis de la direction de laminage (tous les 15°). Une bonne reproductibilité des essais a été observée pour cette gamme de vitesse. Ces essais ont permis de mettre en évidence, à température ambiante, un effet viscoplastique, une anisotropie de chargement, fonction de la direction de prélèvement en ce qui concerne l'évolution de la limite d'élasticité, de la contrainte à rupture et de l'écrouissage et une anisotropie de déformation, mesurée via l'évolution du coefficient de Lankford allant de 1 (isotrope) pour une sollicitation dans la direction de laminage à 5 pour une sollicitation transversale.

Des essais de traction/relaxation, toujours pour les différentes directions de prélèvement des éprouvettes, ont ensuite été réalisés pour augmenter la gamme des vitesses de sollicitation étudiées ($10^{-5}s^{-1}$ et $10^{-6}s^{-1}$) et se rapprocher ainsi de la

problématique industrielle. Ces essais ont été réalisés jusqu'à des niveaux de déformation de 7%. Malgré leur moins bonne reproductibilité, ces essais ont permis de confirmer les tendances observées lors des essais de traction monotone. Ainsi, le comportement viscoplastique est légèrement plus marqué aux faibles vitesses, par contre les conclusions concernant l'anisotropie de chargement et de déformation sont identiques.

Un montage de cisaillement cyclique a été conçu, du fait de la géométrie des feuillards inhibant toute velléité de réaliser des essais de traction/compression. Ces essais ont mis en évidence une anisotropie de comportement en cisaillement simple dans le plan de la tôle. Les essais cycliques, quant à eux, ont permis de caractériser la nature de l'écrouissage avec un écrouissage isotrope négatif et un écrouissage cinématique positif.

Les résultats produits dans cette étude sont cohérents avec ceux présentés dans la littérature, que ce soit en ce qui concerne l'anisotropie de chargement (en traction et en cisaillement), l'anisotropie de déformation (en traction) et le comportement cyclique.

Les différents essais réalisés définissent une base de données pour l'identification de lois de comportement afin de simuler numériquement les réponses mécaniques observées expérimentalement.

Chapitre 4 :
Modélisation du comportement mécanique du titane T35

Les résultats expérimentaux établis dans le chapitre 3 ont permis de mettre en évidence le caractère élastoviscoplastique anisotrope du comportement du matériau associé à un écrouissage pouvant se décomposer en une partie isotrope négative et une partie cinématique positive.

Dans ce chapitre, on se servira de la base de données issue des essais réalisés afin de proposer des lois de comportement, plus ou moins complexes, et plus ou moins représentatives du comportement du matériau. Ces lois devront rendre compte à la fois du comportement mécanique monotone mais aussi du comportement cyclique. Cette identification des lois et de leurs paramètres est essentielle en vue d'établir un modèle numérique de comportement du réservoir haute pression, structure constituée, en plus du liner de titane T35, de zones soudées ainsi que de matériau composite.

Dans un premier temps, on argumentera le choix relatif aux types de modèle puis on en présentera les différentes éléments constitutifs : élasticité, viscoplasticité, critère de plasticité et écrouissage, avant de s'intéresser à leur intégration aux modèles de comportement étudiés dans ce travail. La méthode d'identification des paramètres sera présentée et leurs valeurs seront données. De plus, une étude de sensibilité de ces paramètres sur les réponses a été réalisée et des simulations numériques de validation des modèles seront présentées.

4.1 Choix du modèle de comportement

On trouve, dans la littérature, de nombreux modèles de comportement pour simuler la réponse mécanique du titane commercialement pur soumis à des chargements complexes. Certains modèles sont basés sur des approches dites micromécaniques, pour rendre compte de l'activité des mécanismes de plasticité comme l'énergie d'activation des dislocations (Chichili, Ramesh, and Hemker 1998), les systèmes de glissements ou de maclages (Bridier et al. 2009)(Follansbee and Gray 1989)(Fundenberger et al. 1997)(Roos et al. 2004). Ces types de modèles nécessitent une description approfondie des microstructures et des observations de l'évolution de ces dernières (pour différentes configurations

de chargement, vitesses de déformation, températures) comme données d'entrée pour l'identification des paramètres. En ce qui concerne la prédiction d'un élément de volume et pour peu que ce dernier soit supérieur à la dimension du volume élémentaire représentatif (VER), ces modèles donnent de bons résultats (Guillemer, Clavel, and Cailletaud 2011)(Krishna et al. 2009). Cependant, cette classe de modèles ne semble pas être appropriée pour nos besoins qui concernent la simulation d'une structure de réservoir composite avec, de plus, présence de zones soudées. En effet, la description complète de la microstructure du réservoir est illusoire et les temps de calcul associés bien trop prohibitifs.

Si des structures sont étudiées, il semble donc plus réaliste d'utiliser des modèles phénoménologiques, qui sont connus pour leur capacité de prédiction des réponses mécaniques de pièces soumises à des conditions de chargement complexes (Chaboche 1989)(Lemaitre, Chaboche, and Germain 1988). Par exemple, il a déjà été montré que le couplage entre des contributions isotrope et cinématique de l'écrouissage avec un critère de plasticité anisotrope donne de bons résultats pour reproduire des conditions de chargements complexes pour les matériaux anisotropes (Cardoso and Yoon 2009)(Chaboche 1991)(Chaboche 2008)(Pietryga, Vladimirov, and Reese 2012)(Williams et al. 2010). Bien que ces modèles puissent comporter un grand nombre de paramètres, il n'est toutefois pas nécessaire d'étudier de façon approfondie la microstructure des éléments constitutifs de la structure pour en estimer la réponse mécanique. Nous nous orientons donc vers la recherche d'un modèle phénoménologique.

4.2 Les différents éléments constitutifs

Nous nous plaçons dans le cadre de la mécanique des milieux continus incompressibles (MMC) sans endommagement. Les modèles de comportement étudiés sont de nature phénoménologique et ont pour but de décrire le comportement mécanique du titane T35. En particulier en cherchera à reproduire les réponses mécaniques pour des chargements monotone et cyclique que ce soit en traction ou en cisaillement pour des sollicitations intervenant dans le plan de la tôle.

Les simulations numériques sont réalisées à l'aide du code de calcul Zset (Besson and Foerch 1997). Ce code permet de construire des lois de comportement à partir de "briques" élémentaires (modèle de type additif). Il est ainsi possible de réaliser un grand nombre de modèles de comportement mécanique en choisissant les éléments qui les composent (Besson et al. 2001).

4.2.1 Elasticité

Les essais mécaniques réalisés dans cette étude ne permettent pas de caractériser le comportement élastique de la tôle laminée de titane T35. En effet, les résolutions spatiale et temporelle utilisées pour la mesure des déformations par suivi de marqueur ne s'avèrent pas adéquates pour obtenir une précision suffisante sur la mesure des modules d'élasticité ou du coefficient de Poisson. C'est pourquoi nous nous appuierons sur les données de la littérature. Les matériaux laminés à structure hexagonale pseudo compacte présentent une élasticité anisotrope. Cette anisotropie est renforcée par la texture basale tournée marquée de ces derniers (voir partie 2.2.2). Dans le cas du titane, le module de Young, E, peut varier entre 100GPa (sollicitation selon l'axe <a>) et 140GPa (sollicitation selon l'axe <c>) (Lütjering and Williams 2007). On constate donc qu'il s'agit d'une anisotropie non négligeable. Cependant, dans le cadre de cette étude, on s'intéresse à des niveaux de déformation plastique importants. Cette anisotropie élastique de comportement n'a donc que peu d'effet sur le comportement global des tôles de titane. Nous avons donc choisi de retenir une loi de comportement élastique isotrope classique définie par la donnée du module de Young et du coefficient de Poisson (en notation matricielle) :

$$\sigma = \frac{E}{1+\nu}\left(\varepsilon + \frac{\nu}{1-2\nu}Tr(\varepsilon)I\right) \tag{4.1}$$

$$\nu = -\varepsilon_t / \varepsilon_l \tag{4.2}$$

avec : $\begin{cases} E & \text{le module de Young} \\ \nu & \text{le coefficient de poisson} \end{cases}$

Les valeurs moyennes de ces paramètres trouvées dans la littérature (Lütjering and Williams 2007) sont :

$$\begin{aligned} E &= 110 \text{ GPa} \\ \nu &= 0{,}3 \end{aligned} \tag{4.3}$$

Dans ce travail, des essais de cisaillements sont utilisés, on définit donc le module de cisaillement de la façon suivante :

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} = 42{,}3 \text{ GPa} \tag{4.4}$$

4.2.2 Plasticité

Le critère de plasticité correspond à l'hypersurface dans l'espace des contraintes délimitant le domaine d'élasticité. Dans le cas des matériaux

métalliques, les critères de plasticité décrivent généralement une surface, dite de charge, convexe. Elle est décrite par la fonction de charge, f, qui dépend du tenseur des contraintes, $\underset{\sim}{\sigma}$, de la limite d'élasticité (σ_y), de l'écrouissage isotrope modélisé par R, et du tenseur des variables d'écrouissage cinématique $\underset{\sim}{X}$ (déviatorique) :

$$f\left(\underset{\sim}{\sigma},\underset{\sim}{X},R\right)=J\left(\underset{\sim}{\sigma}-\underset{\sim}{X}\right)-R-\sigma_y \tag{4.5}$$

En comparant cette fonction de charge à l'état de contraintes, on définit les trois cas suivants :

- $f\left(\underset{\sim}{\sigma},\underset{\sim}{X}\right)<0$: le comportement est élastique ;
- $f\left(\underset{\sim}{\sigma},\underset{\sim}{X}\right)=0$ et $df/d\sigma<0$: on se trouve sur la surface de charge (décharge élastique) ;
- $f\left(\underset{\sim}{\sigma},\underset{\sim}{X}\right)=0$ et $df/d\sigma=0$: La surface de charge évolue suivant la règle de normalité associée à la déformation plastique ; le matériau se déforme plastiquement

Pour la plupart des matériaux métalliques (si on ne s'intéresse pas à l'endommagement), on peut considérer que la déformation plastique est indépendante de la pression hydrostatique. On utilisera donc non plus le tenseur des contraintes $\underset{\sim}{\sigma}$ mais son déviateur $\underset{\sim}{s}$, défini par :

$$\underset{\sim}{s}=\underset{\sim}{\sigma}-\frac{Tr\left(\underset{\sim}{\sigma}\right)}{3}\mathrm{I} \tag{4.6}$$

Dans cette étude, on s'intéresse à deux critères de plasticité qui ne font pas intervenir la pression hydrostatique. Le premier est le critère de plasticité isotrope de von Mises (von Mises 1913) et le second le critère anisotrope de Hill (Hill 1948).

4.2.2.1 Critère de von Mises (von Mises 1913)

Il s'agit du critère de plasticité le plus simple qui fait intervenir le second invariant du tenseur du déviateur des contraintes, J_2, qui a été modifié pour que la fonction de charge f soit homogène à des contraintes. On définit donc l'invariant J, en fonction des contraintes principales :

$$J\left(\sigma\right)=\left(3J_2\right)^{1/2}=\left(\frac{3}{2}s_{ij}s_{ji}\right)^{1/2} \tag{4.7}$$

Ainsi, on trouve que la fonction de charge f est définie en fonction de la limite d'élasticité σ_y par l'expression :

$$f(\sigma) = J - \sigma_y - R. \tag{4.8}$$

$$f(\sigma) = \sqrt{\frac{1}{2}\left((\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 + (\sigma_1 - \sigma_2)^2\right)} - \sigma_y - R \tag{4.9}$$

Le critère de von Mises fait donc intervenir les maxima des cisaillements définis par les couples ($\sigma_{ii} - \sigma_{jj}$) dans chaque plan des contraintes principales.

4.2.2.2 Critère de Hill (Hill 1948)

Le critère de plasticité de Hill est un critère anisotrope quadratique. Il suppose une symétrie du comportement mécanique en traction et en compression. Ce critère se base sur le critère de von Mises en modifiant le tenseur des contraintes $\underset{\sim}{\sigma}$ par un tenseur d'anisotropie d'ordre 4, $\underset{\approx}{H}$:

$$J_B(\underset{\sim}{\sigma}) = \left(\underset{\sim}{\sigma} : \underset{\approx}{H} : \underset{\sim}{\sigma}\right)^{1/2} = \left(\underset{\sim}{s} : \underset{\approx}{H'} : \underset{\sim}{s}\right)^{1/2} \tag{4.10}$$

Il est alors possible de réduire le nombre de composantes du tenseur d'anisotropie $\underset{\approx}{H}$ (et donc de $\underset{\approx}{H'}$) en supposant l'incompressibilité plastique ainsi que les symétries du matériau. Dans notre cas, on suppose une anisotropie initiale orthotrope (3 plans de symétrie perpendiculaires) du fait de l'opération de laminage. On trouve donc la matrice d'anisotropie, exprimée avec le tenseur des contraintes :

$$\underset{\approx}{H} = \begin{bmatrix} H+G & -H & -G & 0 & 0 & 0 \\ -H & F+H & -F & 0 & 0 & 0 \\ -G & -F & F+G & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2N & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2L & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2M \end{bmatrix} \tag{4.11}$$

De même, le tenseur d'anisotropie exprimé avec le tenseur déviatorique :

$$\underset{\approx}{H'} = \begin{bmatrix} -F+2H+2G & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 2F-G+2H & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 2F+2G-H & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2N & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2L & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2M \end{bmatrix} \quad (4.12)$$

On retrouve ainsi l'expression du critère de Hill sous la forme indicielle :

$$f(S) = \begin{matrix} (F(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33}-\sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11}-\sigma_{22})^2 \\ +2(N{\sigma_{12}}^2 + L{\sigma_{23}}^2 + M{\sigma_{31}}^2))^{0.5} - R - \sigma_y \end{matrix} \quad (4.13)$$

Sous cette forme, le critère anisotrope de Hill contient 6 paramètres. F, G, H, qui se rapportent aux sollicitations uniaxiales de traction et de compression et L, M, N qui se rapportent aux sollicitations de cisaillement. On retrouve le critère de plasticité isotrope de von Mises en choisissant F=G=H=0,5 et L=M=N=1,5.

4.2.3 Viscoplasticité

Nous avons observé expérimentalement que le titane présentait un comportement viscoplastique. Pour modéliser ce comportement, une relation simple permettant de relier la contrainte d'écoulement à la vitesse de sollicitation a été utilisée. Il convient donc de définir la contrainte viscoplastique, σ_{vp} qui est associée à la vitesse de déformation viscoplastique, $\dot{\varepsilon}^{vp}$. Dans ce travail, la loi de Norton (Norton 1929) a été utilisée pour modéliser la viscoplasticité :

$$\Omega(\tilde{\sigma}) = \frac{K}{n+1}\left(\frac{J(\tilde{\sigma})}{K}\right)^{n+1} \quad (4.14)$$

Cette loi de viscoplasticité introduit deux nouveaux paramètres matériau, K, la consistance du matériau et n le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation. Dans le cas d'un modèle à écrouissage additif (utilisé dans ce travail), il est possible d'écrire cette relation en fonction des variables d'écrouissage isotrope (R) et cinématique ($\underset{\sim}{X}$) et de la limite d'élasticité σ_y (Besson et al. 2001):

$$\dot{\varepsilon}^{vp} = \left\langle \frac{\left|\underset{\sim}{\sigma} - \underset{\sim}{X}\right| - R - \sigma_y}{K} \right\rangle^n \text{signe}\left(\underset{\sim}{\sigma} - \underset{\sim}{X}\right) \quad (4.15)$$

4.2.4 Lois d'écrouissage

On présentera dans ce paragraphe différentes lois phénoménologiques permettant de modéliser l'écrouissage d'un matériau. Ces lois d'écrouissage permettent de décrire l'évolution de la surface de charge dans l'espace des contraintes au cours d'un chargement plus ou moins complexe. On peut décomposer ces évolutions en trois catégories :

- Une expansion, qui peut être décrite par des lois d'écrouissage isotrope
- Une translation, qui peut être décrite par des lois d'écrouissage cinématique
- Une distorsion qui est généralement introduite dans les lois d'écrouissage en ajoutant une matrice d'anisotropie

Dans la plupart des cas, les lois d'écrouissage phénoménologiques font intervenir la déformation plastique cumulée, ε^p_{cum}, comme variable d'état.

4.2.4.1 Lois d'écrouissage isotrope

L'écrouissage isotrope est représenté par une variable scalaire R. Il correspond à une homothétie de la surface de charge par rapport à l'origine de celle-ci (figure 4.1). On s'intéressera à deux types d'écrouissage isotrope, un linéaire et un non-linéaire.

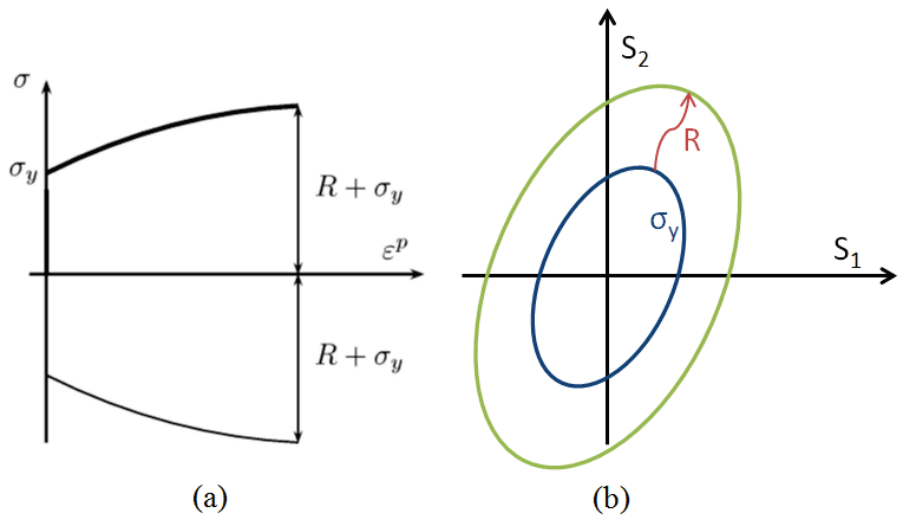


Figure 4.1 – Effet de l'écrouissage isotrope R sur (a) une courbe contrainte/déformation plastique et (b) projection de la surface de charge dans l'espace des contraintes principales (S_1, S_2) (Lemaitre, Chaboche, and Germain 1988)

4.2.4.1.a Ecrouissage isotrope linéaire (Lemaitre, Chaboche, and Germain 1988)

Il s'agit d'un écrouissage non saturant. Cet écrouissage évolue linéairement avec la déformation plastique cumulée. Dans les modèles, il est représenté de la manière suivante :

$$R = P\varepsilon_{cum}^{p} \tag{4.16}$$

Dans ce travail, ce type d'écrouissage sera utilisé afin de garantir la convergence des calculs (valeur de P très faible). En effet, les autres classes d'écrouissage, que nous utiliserons, tendent toutes vers une valeur asymptotique en fonction du niveau de déformation plastique. Cet écrouissage linéaire permet donc d'assurer la convergence, car l'état de contrainte sera toujours une fonction croissante de la déformation plastique.

4.2.4.1.b Ecrouissage isotrope non-linéaire

L'écrouissage isotrope non-linéaire utilisé est modélisé, classiquement, de la manière suivante (Chaboche 1977) :

$$R = Q\left(1 - e^{-b\varepsilon_{cum}^{p}}\right) \tag{4.17}$$

Cette expression introduit 2 nouveaux paramètres Q et b. Le paramètre Q correspond à la valeur de saturation de la contrainte et permet de rendre compte de la forme parabolique de l'écrouissage souvent observée. Si ce paramètre est positif, le modèle prédit un durcissement du matériau (dilatation de la surface de charge), s'il est négatif, un adoucissement (contraction de la surface de charge). Le paramètre b, quand à lui, permet de rendre compte de la "vitesse" avec laquelle la valeur à saturation est atteinte.

4.2.4.2 Loi d'écrouissage cinématique

Les lois d'écrouissage cinématique sont représentées par une variable tensorielle $\underset{\sim}{X}$. Ces types d'écrouissage permettent de décrire l'évolution du centre de la surface de charge dans l'espace des contraintes (figure 4.2). En particulier, ces lois permettent de mieux décrire, comme nous le verrons par la suite, le comportement cyclique de certaines classes de matériaux. Elles permettent notamment de rendre compte de l'effet Bauschinger ou encore de l'effet «Rochet» (accumulation progressive de déformation plastique lors de sollicitations cycliques) (Lemaitre, Chaboche, and Germain 1988). On comprendra donc facilement que dès lors que l'on souhaite modéliser de façon correcte le comportement cyclique d'un matériau, on se trouve généralement obligé d'utiliser une ou des formulations d'écrouissage cinématique.

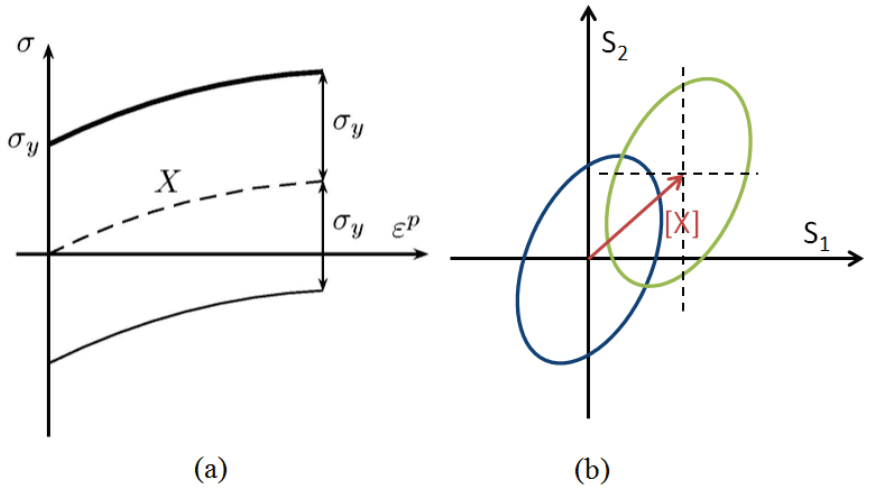


Figure 4.2 - Effet de l'écrouissage cinématique [X] sur (a) une courbe contrainte/déformation plastique et (b) projection de la surface de charge dans l'espace des contraintes (S_1, S_2) (Lemaitre, Chaboche, and Germain 1988)

Dans cette étude, on s'intéressera à l'écrouissage cinématique non-linéaire introduit par Armstrong (Armstrong and Frederick 1966) sous la forme :

$$dX = C\dot{\varepsilon}^p - DX\dot{p} \tag{4.18}$$

Dans cette expression, $\dot{\varepsilon}^p$ correspond à la vitesse de déformation plastique et $\dot{p}$ à la vitesse de déformation totale. Dans le cadre d'une sollicitation uniaxiale monotone, cet écrouissage s'écrit sous la forme :

$$X = \frac{C}{D}\left(1 - e^{-D\varepsilon^p_{cum}}\right) \tag{4.19}$$

4.3 Construction des modèles de comportement

Différents éléments associés au comportement des matériaux viennent d'être présentées. Ces « briques » élémentaires vont permettre de construire différents modèles de comportement. Le but de cette partie est donc de définir des modèles à complexité graduelle (nombre de variables internes) pour ensuite identifier leurs paramètres à l'aide de la base de données constituées au chapitre 3. Les résultats de simulations effectuées avec ces modèles seront ensuite discutés à la lumière des résultats expérimentaux sans perdre de vue que du point de vue de l'application industrielle, le modèle de comportement présentant le moins de paramètres ajustables est souhaitable, ceci dans une optique de robustesse des calculs mais aussi de rapidité.

Tous les modèles présentés par la suite contiennent les même paramètres élastiques (partie 4.2.1) ainsi que la même loi de viscoplasticité de Norton (partie

4.2.3). De plus, pour assurer la convergence des calculs, une composante représentant une contribution d'écrouissage isotrope linéaire est toujours ajoutée (partie 4.2.4.1.a).

Dans un premier temps, trois modèles basés sur un critère de plasticité de von Mises (isotrope) et introduisant différents types d'écrouissage sont présentés. Puis, la fonction d'écrouissage permettant de décrire au mieux les résultats expérimentaux sera associée à un critère de plasticité anisotrope de Hill.

4.3.1 Modèles basés sur un critère de plasticité de von Mises

Trois modèles de comportement sont proposés à partir du critère isotrope de von Mises. Ils se différencient par la nature de leur écrouissage.

4.3.1.1 Critère de von Mises et écrouissage isotrope

Il s'agit du modèle de comportement le plus simple de cette étude. Il se compose, en plus de la partie viscoplastique et de l'écrouissage isotrope linéaire, d'un critère de plasticité isotrope de von Mises et d'une loi d'écrouissage isotrope non linéaire. La fonction de charge de ce modèle se présente sous la forme :

$$f\left(\underset{\sim}{\sigma}, R\right) = J\left(\underset{\sim}{\sigma}\right) - R - \sigma_y \tag{4.20}$$

La formulation de l'évolution de la limite d'écoulement s'écrit donc explicitement :

$$\bar{\sigma} = \sigma_y + H_{cum}^p + Q\left(1 - e^{-b\varepsilon_{cum}^p}\right) \tag{4.21}$$

4.3.1.2 Critère de von Mises et écrouissage cinématique

Cette loi de comportement comme la précédente se construit à partir d'un procédé additif des éléments constitutifs, soit la fonction de charge qui s'écrit sous la forme :

$$f\left(\underset{\sim}{\sigma}, \underset{\sim}{X}, R\right) = J\left(\underset{\sim}{\sigma} - \underset{\sim}{X}\right) - R - \sigma_y \tag{4.22}$$

soit :

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2}\left(\widetilde{\sigma'} - \tilde{X}\right) : \left(\widetilde{\sigma'} - \tilde{X}\right)} \tag{4.23}$$

4.3.1.3 Critère de von Mises et écrouissage composé

L'écrouissage associé au comportement des matériaux n'est pas exclusivement du type isotrope ou cinématique, mais présente souvent une combinaison entre ces deux contributions extrêmes. La multiplication des composantes définissant l'écrouissage a donc pour objet de mieux en capturer les effets. C'est pourquoi, nous proposons un modèle composé d'une composante isotrope et de deux composantes cinématiques, à même de mieux décrire les essais mécaniques que se soient pour des déformations plastiques importantes (traction) ou des chargements cycliques (faibles déformations plastiques). La fonction de charge s'exprime donc sous la forme :

$$f\left(\underset{\sim}{\sigma}, \underset{\sim}{X}, R\right) = J\left(\underset{\sim}{\sigma} - \underset{\sim}{X}\right) - R - \sigma_y \tag{4.24}$$

Soit sous forme explicite :

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2}\left(\widetilde{\sigma'} - \tilde{X}\right) : \left(\widetilde{\sigma'} - \tilde{X}\right)} \tag{4.25}$$

4.3.2 Modèle basé sur un critère de plasticité de Hill

Le dernier modèle présenté dans ce travail est construit à l'aide d'un critère de plasticité anisotrope de Hill. En effet, nous avons vu que le Titane T35 présentait un comportement plastique anisotrope, qui ne peut être rendu par l'utilisation de modèles construits sur une base isotrope de type von Mises. C'est pourquoi nous introduirons un modèle de Hill couplé à un écrouissage isotrope + cinématiques, soit :

$$\begin{aligned}\sigma = {} & \sigma_y^H + P\varepsilon_{cum}^p + Q\left(1 - e^{-b\varepsilon_{cum}^p}\right) \\ & + \frac{C_1}{D_1}\left(1 - e^{-D_1\varepsilon_{cum}^p}\right) + \frac{C_2}{D_2}\left(1 - e^{-D_2\varepsilon_{cum}^p}\right)\end{aligned} \tag{4.26}$$

4.4 Identification des paramètres des lois de comportement

Ce paragraphe a pour but de présenter la méthodologie d'identification et d'optimisation des paramètres associés aux différents modèles présentés précédemment. Cette démarche s'appuie sur le module d'optimisation du code de calcul Zset®. Pour chaque modèle, on cherchera à minimiser une fonction coût définie ci-après.

La stratégie d'identification des paramètres des différents modèles étudiés s'effectue par étape. Dans un premier temps, seuls les paramètres associés au caractère viscoplastique du comportement sont identifiés, puis nous nous intéresserons aux paramètres définissant l'écrouissage et enfin à ceux associés à l'anisotropie de comportement.

4.4.1 Définition de la fonction coût.

L'optimisation des paramètres consiste à minimiser une fonctionnelle définie comme étant une somme quadratique d'écarts pondérés entre les réponses expérimentales et leur équivalent simulés. La fonction coût utilisée pour l'optimisation des paramètres se présente sous la forme suivante :

$$F = \sum_{j=1}^{M} \frac{1}{2N} \sum_{i=1}^{N} \left(y_{c2,i} - y_{c1,i} \right)^2 \tag{4.27}$$

avec : $\begin{cases} M & \text{le nombre d'expériences} \\ N & \text{nombre de point de comparaison} \\ y_{c2,i} \text{ et } y_{c1,i} & \text{valeurs des variables comparées, expérimentales et simulées respectivement} \end{cases}$

4.4.2 Stratégie de comparaison

La définition de cette fonction implique la connaissance simultanée des valeurs expérimentales et calculées. Elle suppose aussi de disposer des mêmes bases de comparaison à savoir mêmes bases de mesure entre essais et simulations. De plus, afin de ne pas donner plus de poids à un type d'essais plutôt qu'à un autre, le nombre de points de comparaison doit être identique pour tous les essais. Or, d'un point de vue expérimental, les fréquences d'acquisition des données et le nombre de points mesurés dépendent des « conditions aux limites » imposées aux essais. Par exemple, la fréquence d'acquisition dépend de la vitesse de déformation

imposée afin d'optimiser le nombre de points nécessaires pour l'exploitation des résultats. Il a donc été nécessaire de réécrire les fichiers expérimentaux pour que ces derniers contiennent le même nombre de points de mesure acquis à intervalles de temps réguliers et identiques aux points de comparaison issus des simulations.

Les nouveaux temps, tps_out, sont donc calculés pour obtenir un espacement régulier. Pour ce faire, on mesure le temps total tps_{total}, puis on calcule le pas de temps, Δtps en fonction du nombre de points de sortie souhaité, N :

$$\Delta tps = \frac{tps_{total}}{N-1} \tag{4.28}$$

Les valeurs associées aux grandeurs mesurées pour ces nouveaux « temps » d'acquisition sont estimées à l'aide d'une interpolation linéaire entre les valeurs expérimentales initiales encadrant chaque point de sortie. On obtient ainsi de nouveaux points « expérimentaux ». La figure 4.3 présente la méthode utilisée.

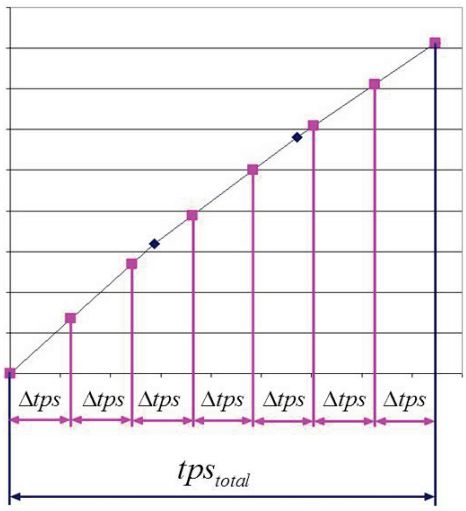


Figure 4.3 – Illustration de la conversion des données expérimentales pour obtenir des points équirépartis en fonction du temps ; les points bleus correspondent aux valeurs initiales et les points roses aux interpolations après traitement

Tous les résultats expérimentaux ont été traités de cette manière. Afin d'avoir des pas de temps suffisamment rapprochés, le nombre total de points est fixé arbitrairement à 3000.

Les simulations numériques utilisées pour l'identification des paramètres des lois de comportement ont été réalisées sur un seul point d'intégration, ce qui sous-entend que les résultats des simulations et ceux issus de la base expérimentale concernent un volume élémentaire représentatif et homogène du matériau considéré. Nous avons vu, à la partie 3.2.4, que les résultats pouvaient dépendre de la base de mesure choisie, nous avons donc pris en considération la base de mesure qui rendait compte d'un comportement globalement homogène, à savoir

environ 8 mm. Ce choix permet de diminuer grandement les temps de calcul des simulations numériques et donc de pouvoir réaliser plus d'itérations pour s'assurer de la convergence de l'identification.

D'autre part, la base expérimentale correspondant à des essais à vitesse de déformation constante, impose un pas de temps, ce qui revient à imposer une déformation, c'est pourquoi la fonction coût sera exclusivement construite sur la comparaison des valeurs des contraintes expérimentales et simulées.

Enfin, la stratégie d'optimisation adoptée utilise deux algorithmes d'optimisation en série. Le premier est un algorithme génétique, (voir partie 4.4.3.1) qui permet d'explorer de façon robuste et rapide l'espace des jeux de paramètres, sans risque de rester bloquer sur un minimum local. Une fois la convergence établie, un algorithme de type Levenberg-Marquardt (voir partie 4.4.3.2) est utilisé pour finaliser la recherche du minimum local qui en toute rigueur devrait correspondre au minimum global.

4.4.3 Présentation des algorithmes utilisés

4.4.3.1 L'algorithme génétique

L'algorithme «evolution» (dans le code de calcul Zset) fait parti de la famille des algorithmes génétiques (Goldberg 1989). Cette méthode d'optimisation est très utile pour générer des paramètres qui seront utilisés comme points d'entrée pour d'autres méthodes d'optimisation plus standard (Levenberg-Marquadt dans notre cas). L'avantage principale de cette méthode et de pouvoir sortir des minima locaux.

On donne, pour chaque paramètre devant être optimisé, une borne minimale et une borne maximale. Ces bornes sont choisies après une analyse de la loi de comportement devant être identifiée. La première opération de l'algorithme consiste en un tirage aléatoire, pour chaque paramètre, de différentes valeurs entre les deux bornes fixées. On obtient donc différents jeux de paramètres tirés aléatoirement (50 jeux dans notre cas). Le code de calcul Zset effectue ensuite les différentes simulations nécessaires à l'évaluation de la fonction coût correspondant à chacun de ces jeux de paramètres.

Viens ensuite une phase de sélection. Le logiciel sélectionne la moitié de la population d'origine qui a donné les résidus les plus faibles (soit 25 jeux de paramètres dans notre cas). Deux types d'opérations vont être ensuite effectués sur les jeux de paramètres sélectionnés. La première est une opération de croisement, qui consiste à regrouper, aléatoirement et deux par deux, les jeux de paramètres sélectionnés et à faire s'échanger des paramètres selon une certaine probabilité (0,8 dans notre cas). Si le couple est sélectionné pour l'opération de croisement,

les ensembles de paramètres des parents sont copiés puis recombinés entre eux pour donner des descendants.

La deuxième opération concerne la mutation. Cette opération consiste à modifier, de manière aléatoire, la valeur d'un paramètre d'un jeu selon une certaine probabilité (0.2 dans notre cas). La mutation a pour but d'introduire une diversité dans les paramètres pour éviter une convergence prématurée vers un minimum local. En effet, la phase de sélection ne gardant que les meilleurs jeux de paramètres (sélection dite "élitiste"), la diversité des valeurs des paramètres peut devenir rapidement très limitée et on peut donc se trouver dans un minimum local. Pour palier à ce problème, un grand nombre de mutation est nécessaire pour enrichir la diversité des solutions, ce qui est primordial pour les algorithmes génétiques. Cette opération permet de fouiller tous les points de l'espace de recherche des paramètres.

Après ces différentes opérations, on forme la génération suivante, qui comporte le même nombre de jeux de paramètres qu'initialement (soit 50 jeux de paramètres dans notre cas). On recommence autant de fois que nécessaire les étapes précédentes jusqu'a atteindre un critère d'arrêt de l'algorithme. Dans notre cas, l'algorithme prend fin lorsque 20 générations de paramètres ont été simulées. La figure 4.4 schématise le fonctionnement d'un algorithme génétique.

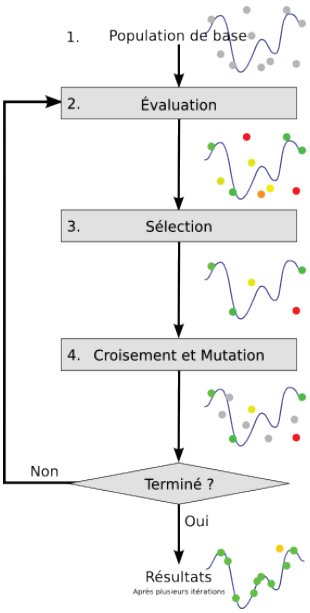


Figure 4.4 – Schématisation du fonctionnement d'un algorithme génétique (Wikipedia Algorithme génétique 2013)

4.4.3.2 L'algorithme de Levenberg-Marquardt (Levenberg 1944)

Cet algorithme d'optimisation est une technique itérative qui permet de localiser le minimum d'une fonction non-linéaire dépendant de plusieurs variables

par la méthode des moindres carrés Il s'agit d'une méthode standard pour les problèmes non-linéaires qui interpole deux algorithmes: l'algorithme du gradient (Cauchy 1847) et l'algorithme de Gauss-Newton.

Cet algorithme cherche à optimiser une fonction aux moindres carrés. A chaque pas de calcul, un facteur d'amortissement, λ, est calculé. Ce facteur d'amortissement est introduit dans la résolution des moindres carrés, de la façon suivante :

$$\left(J^T J + \lambda.\mathrm{diag}\left(J^T J\right)\right) q = J^T \left[y - f\left(p\right) \right] \tag{4.28}$$

avec : $\begin{cases} p & \text{vecteur de paramètres initial} \\ q & \text{modification du vecteur de paramètres} \\ y & \text{meilleur vecteur de paramètres} \\ J & \text{Jacobien} \\ \lambda & \text{facteur d'amortissement} \end{cases}$

Plus le facteur d'amortissement est grand (itération efficace), plus l'algorithme se rapproche de l'algorithme du gradient et plus il est petit (itération peu efficace) plus il se rapproche de l'algorithme de Gauss-Newton.

L'optimisation des paramètres se termine soit lorsque l'on a atteint un certain nombre d'itérations, soit lorsque l'on s'est approché suffisamment du minimum. On conserve alors les valeurs contenues dans le vecteur p comme estimation de la solution.

4.4.4 Méthode d'identification des paramètres

Comme évoqué précédemment, l'identification des paramètres des différents modèles de comportement est réalisée en trois étapes. La première consiste à identifier les paramètres concernant la viscoplasticité, la seconde étape consiste à identifier les paramètres associés à l'écrouissage et la troisième ceux rendant compte de l'anisotropie (pour le critère de plasticité anisotrope seulement).

4.4.4.1 Viscoplasticité

Les courbes de traction monotone établies pour les vitesses de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ et pour les directions de prélèvement à 0°, 45° et 90° par rapport à la direction de laminage sont utilisées ainsi que la loi de comportement avec critère de plasticité de von Mises et écrouissage isotrope non-linéaire. Les bornes fixées pour l'algorithme génétique sont présentées dans le tableau 4-1.

Tableau 4-1 – Bornes minimale et maximale utilisées dans l'algorithme génétique pour l'identification des paramètres concernant la loi de viscoplasticité de Norton

	Borne minimale	Borne maximale
K	10	400
n	0	100

Ces paramètres de Norton, une fois identifiés, ne seront pas modifiés pour l'identification des paramètres associés aux autres « briques » élémentaires.

4.4.4.2 Ecrouissage

Dans un premier temps, seuls les paramètres d'écrouissage associés aux modèles construits à l'aide d'un critère de plasticité isotrope de von Mises ont été identifiés. Comme nous souhaitons pouvoir rendre compte du comportement à la fois pour des sollicitations monotones et cycliques, la base expérimentale suivante a été utilisée :

- deux courbes de tractions monotones pour une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et pour les orientations de 0° et 90° par rapport à la direction de laminage
- deux courbes de cisaillement cyclique pour les deux amplitudes extrêmes de déplacement (± 0,64mm et ± 0,23mm)

Les bornes minimales et maximales fixées pour l'algorithme génétique pour chacun des modèles et chaque paramètre sont indiquées dans le tableau 4-2. Ces bornes ont été estimées manuellement afin d'être sûr d'avoir un jeu de paramètre correct compris dans l'intervalle. On observe que le paramètre Q associé à la composante isotrope sera défini négatif dans le cas du modèle avec multi-écrouissage. En effet, expérimentalement nous avons vu que lors de sollicitations cycliques l'écrouissage pouvait se décomposer en une composante isotrope négative et une composante cinématique positive (voir partie 3.5.3).

Tableau 4-2 - Bornes minimale et maximale utilisées dans l'algorithme génétique pour l'identification des paramètres des lois d'écrouissage avec le critère de von Mises

Critère de plasticité + écrouissage		von Mises Isotrope	von Mises Cinématique	von Mises Isotrope et cinématique
σ_y [MPa]	Max	300	300	180
	Min	0	0	20
Q [MPa]	Max	750	/	0
	Min	15	/	-300
b	Max	25	/	200
	Min	0	/	0
C1	Max	/	5500	100000
	Min	/	500	100
D1	Max	/	100	400
	Min	/	0	10
C2	Max	/	/	500
	Min	/	/	10
D2	Max	/	/	10
	Min	/	/	0

4.4.4.3 Anisotropie

L'optimisation des paramètres du critère de plasticité anisotrope de Hill a été réalisée à partir des mêmes courbes que celles utilisées pour l'identification des paramètres d'écrouissage (deux courbes de traction monotone pour une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et pour les orientations de 0° et 90° par rapport à la direction de laminage et deux courbes de cisaillement cyclique pour deux amplitudes différentes de ± 0,64mm et ± 0,23mm). Lors de l'étude précédente, la fonction représentant l'écrouissage qui a donné les meilleurs résultats est celle composée à la fois d'une partie isotrope et d'une partie cinématique. Cette loi a donc à nouveau été utilisée pour identifier le critère anisotrope.

Les paramètres de la loi d'écrouissage peuvent être dépendants de l'anisotropie. Il est donc nécessaire de relancer une nouvelle identification de ces derniers à partir des valeurs optimisées avec le critère de plasticité de von Mises.

L'anisotropie du matériau est représentée à l'aide d'un critère de plasticité de Hill. Ce critère étant orthotrope, il comporte six paramètres distincts. Toutefois, notre base de données ne permet pas de tous les identifier. En effet, au vu de la faible épaisseur des feuillards, les composantes faisant intervenir la normale à la tôle ne peuvent être identifiées. Il s'agit des composantes d'indices 23, 31 et 12 vis-à-vis de notre repère de référence. Les deux paramètres de cisaillement

associés à ces directions sont donc fixés arbitrairement à la valeur d'un matériau isotrope (L=M=1,5).

La base de données construite dans ce travail n'inclut pas d'essais dans la direction de l'épaisseur de la tôle. En effet, l'épaisseur de 300µm ne permet pas de réaliser d'essais conventionnels. Il a donc fallu extrapoler la valeur de la limite d'élasticité dans la direction de l'épaisseur à partir de résultats de la littérature (Nixon, et al., 2010). Nixon a en effet, caractérisé les propriétés mécaniques dans les trois directions principales (notées L, T, N respectivement) d'une tôle de titane laminée haute pureté (99,999%) lors d'essais de traction et de compression pour une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$. Il est donc possible de déterminer les ratios de limite d'élasticité entre les directions N/L, et N/T, puis de transposer les résultats à notre matériau. Les tôles étant dans les deux cas laminées, nous supposerons que les textures sont équivalentes. Le tableau 4-3 indique les bornes fixées pour l'algorithme génétique pour l'identification des paramètres du critère de plasticité de Hill. Les bornes concernant les paramètres de la loi d'écrouissage sont les mêmes que celles utilisées avec un critère de plasticité de von Mises (tableau 4-2).

Tableau 4-3 - Bornes minimale et maximale utilisées dans l'algorithme génétique pour l'identification des paramètres du critère de plasticité anisotrope de Hill

F		G		H		N	
Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max
-1,5	3	-1,5	3	-1,5	3	0	5

4.4.5 Résultats des procédures d'identification

Les paramètres associés aux quatre modèles présentés ont été identifiés de manière numérique. On présentera dans un premier temps les résultats concernant la loi de viscoplasticité de Norton, car ils restent constants dans la suite de l'identification. Puis les résultats concernant les lois d'écrouissage utilisant le critère de plasticité de von Mises seront présentés et on terminera avec les résultats du modèle anisotrope.

4.4.5.1 Loi de Norton

Le comportement viscoplastique du titane T35 est facilement observable expérimentalement pour les niveaux de déformation supérieurs à 5%. En effet, on remarque sur les courbes de contrainte/déformation une translation de ces courbes lorsque la vitesse de déformation est modifiée. Le but de l'identification des paramètres de la loi de Norton est d'obtenir le même type de comportement.

Le tableau 4-4 donne après optimisation la valeur des deux paramètres de la loi de Norton. La figure 4.5 présente les courbes expérimentales et simulées à l'aide

de ces paramètres pour une orientation de 0° par rapport à la direction de laminage et pour les vitesses de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$.

Tableau 4-4 – Valeurs optimisées des paramètres de la loi de Norton

K [MPa]	n
223	12

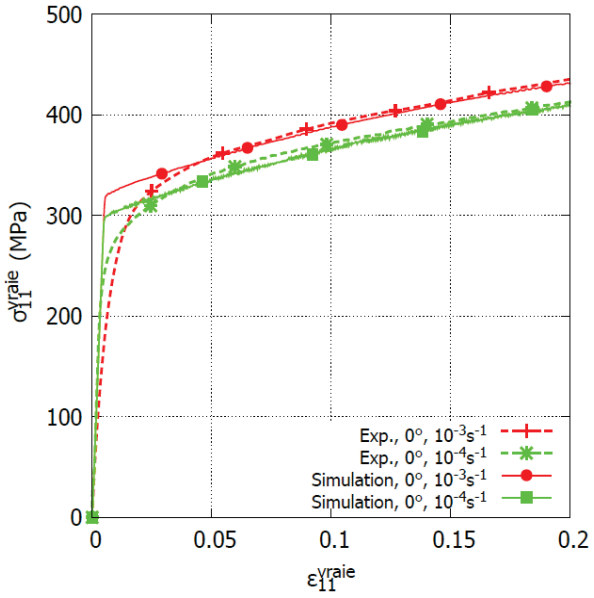


Figure 4.5 – Comparaison entre les simulations numériques et les résultats expérimentaux pour l'identification des paramètres de la loi de Norton ; courbes contrainte/déformation utilisées pour l'identification

On observe des écarts assez marqués entre les réponses des simulations et celles expérimentales, dans la première partie des courbes et ce jusqu'à 4% de déformation. Ces différences ne semblent pas être imputables à la loi de Norton, mais sont plutôt associées au fait que nous ayons utilisé un seul écrouissage isotrope non-linéaire. En effet, au delà de 4% de déformation, les écarts entre les courbes expérimentales et simulées sont faibles. Nous pouvons ainsi conclure que les paramètres de la loi de viscoplasticité de Norton semblent être bien identifiés bien que les limites d'élasticité ne le soient pas. Ceci sera discuté par la suite.

4.4.5.2 Critère de plasticité de von Mises

Dans ce paragraphe, les résultats relatifs à l'identification des paramètres des différentes lois d'écrouissage associées au critère de plasticité de von Mises seront discutés. Le tableau 4-5 récapitule les valeurs des paramètres identifiées pour chacun des modèles. On observe tout d'abord une grande variabilité (jusqu'à un facteur 8) dans l'identification de certains paramètres suivant le modèle retenu.

Tableau 4-5 – Valeurs optimisées des paramètres des différentes lois d'écrouissage utilisant un critère de plasticité de von Mises

von Mises	σ_y [MPa]	Q [MPa]	b	C_1 [MPa]	D_1	C_2 [MPa]	D_2
Isotrope	174	140	11,5	/	/	/	/
Cinématique	116	/	/	5439	25	/	/
Isotrope et cinématique	29	-60,6	17,7	40814	199	1163	5,6

La figure 4.6 présente les valeurs des résidus, obtenues après optimisation, pour différentes sollicitations et pour chaque type d'écrouissage utilisé associé au critère de plasticité de von Mises. Ces résidus sont des critères numériques objectifs de comparaison des modèles entre eux. On rappelle que plus un résidu est faible et meilleure est l'adéquation entre simulation et expérience.

On observe ainsi globalement (c'est-à-dire en prenant en compte tous les chargements avec un poids relatif égal), que le modèle associé à un écrouissage composé (isotrope + cinématique) donne des résultats 4 fois « meilleurs » que le modèle avec l'écrouissage cinématique, qui lui-même est 4 fois « meilleurs » que le modèle associé à un écrouissage isotrope.

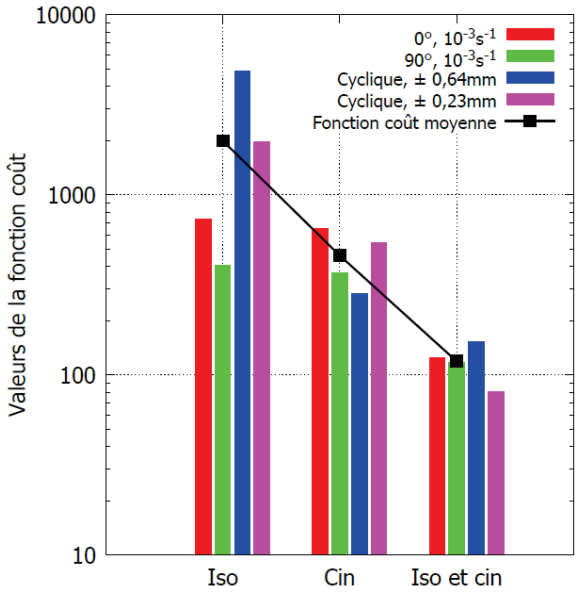


Figure 4.6 – Résidus calculés pour les différents types d'écrouissage utilisés avec un critère de plasticité de von Mises et pour les différentes sollicitations utilisées pour l'identification des paramètres

Cette analyse est confirmée par les résultats présentés sur les figure 4.7 et figure 4.8, qui présentent les comparaisons entre les courbes expérimentales de contrainte/déformation pour les essais de traction et les essais cycliques respectivement. Si les écarts sont relativement peu marqués sur les courbes de traction, il n'en est pas de même pour les chargements cycliques, pour lesquels les lois associées à un seul écrouissage isotrope sont discréditées. A l'inverse et dans

une moindre proportion le modèle présentant un écrouissage cinématique seul reproduit assez mal le comportement de traction monotone mais donne des résultats satisfaisants en ce qui concerne le comportement cyclique. Toutefois, il est évident que le modèle composé d'un écrouissage isotrope et d'un écrouissage cinématique permet de reproduire de façon correcte à la fois le comportement monotone et le comportement cyclique du matériau.

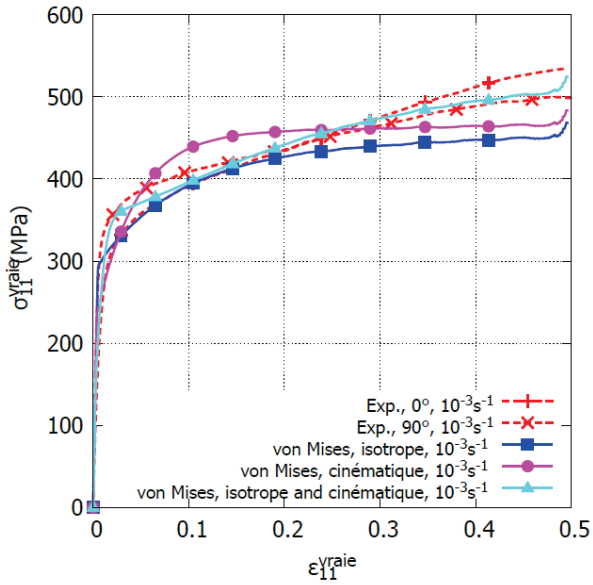


Figure 4.7 – Courbes contrainte/déformation de tractions monotones (expérimentales et simulées) utilisées pour l'identification des paramètres des lois d'écrouissage

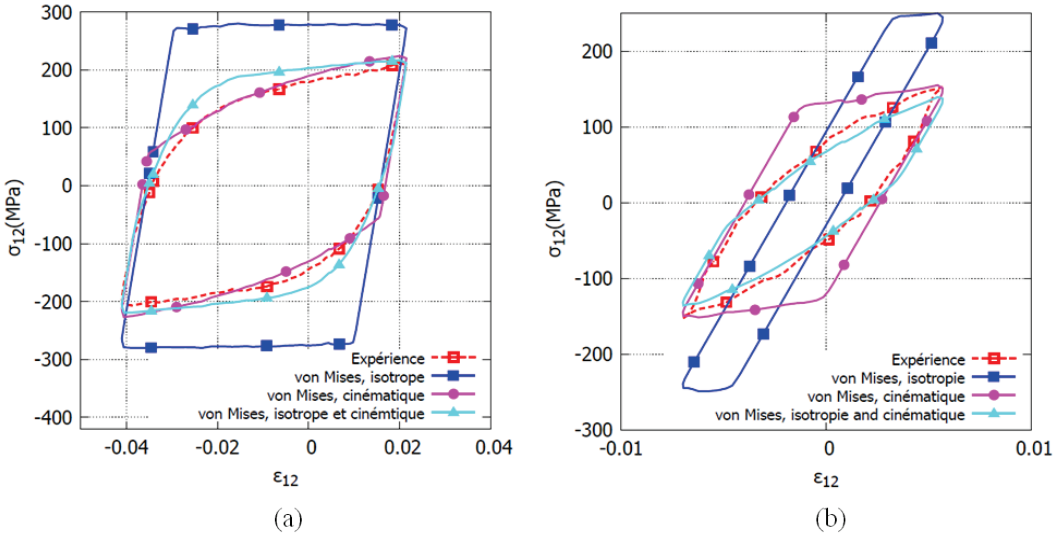


Figure 4.8 – Reproduction du dernier cycle des courbes contrainte/déformation (expérimentales et simulées) pour essai de cisaillement cyclique utilisées pour l'identification des paramètres des lois d'écrouissage ; (a) amplitude de ±0,64mm (b) amplitude de ±0,3mm

4.4.5.3 Critère de plasticité de Hill

Dans la partie précédente, nous avons pu montrer que l'utilisation d'une loi d'écrouissage à écrouissage multiple donnait de bons résultats pour représenter à la fois le comportement monotone et le comportement cyclique du titane T35. Toutefois, l'anisotropie plastique n'est pas prédite. C'est pourquoi nous utiliserons un critère de plasticité de Hill pour capturer ce dernier effet. Le tableau 4-6 donne la valeur des différents paramètres d'écrouissage du modèle utilisé et le tableau 4-7 donne les valeurs des paramètres du critère de plasticité de Hill obtenues après optimisation. Notons que les valeurs des paramètres de la loi d'écrouissage restent du même ordre de grandeur que lors de l'identification avec le critère de von Mises, à l'exception du paramètre *b* qui diminue grandement, signifiant une saturation moins rapide de l'écrouissage.

Tableau 4-6 – Valeurs optimisées des paramètres du modèle utilisant un critère de plasticité de Hill

Hill	R0 [MPa]	Q [MPa]	b	C1 (MPa)	D1	C2 (MPa)	D2
Isotrope et cinématique	35	-86,5	0,87	45189	281	662	2,6

Tableau 4-7 – Valeurs optimisées des paramètres du critère de plasticité de Hill

Hill	F	G	H	N	L	M
Isotrope et cinématique	-0,183	0,726	1.084	3,544	1,5	1,5

La figure 4.9 présente les résidus calculés pour les deux critères de plasticité (von Mises et Hill) avec une loi d'écrouissage composée d'une partie isotrope et d'une partie cinématique. Ces résidus sont calculés en moyenne et pour chacun des essais pris séparément. On remarque que le modèle anisotrope (Hill) améliore, comme prévu, nettement les prédictions associées aux effets de la direction de sollicitation et qu'en moyenne il abaisse le résidu d'un facteur 2 vis-à-vis du modèle isotrope (von Mises). Plus particulièrement, ce sont les essais de traction qui sont nettement mieux représentés avec le modèle anisotrope vis-à-vis du modèle isotrope.

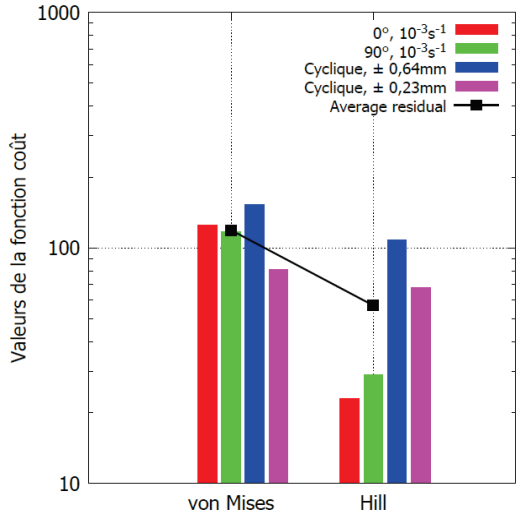


Figure 4.9 - Valeurs des résidus pour les deux critères de plasticité (von Mises et Hill) pour une même loi d'écrouissage multicomposant.

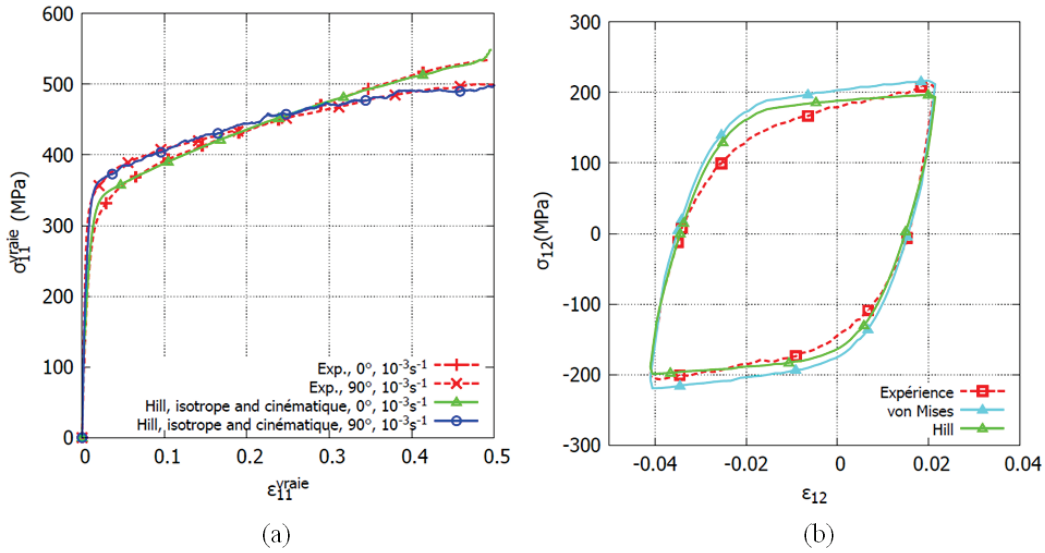


Figure 4.10 - Courbes contrainte/déformation expérimentales et simulées utilisées pour l'identification des paramètres des lois d'écrouissage et du critère de plasticité de Hill ; (a) traction monotone ; (b) cisaillement cyclique pour une amplitude de ±0,64mm (dernier cycle)

La figure 4.10 présente les courbes utilisées pour l'identification des paramètres de ces deux modèles. On vérifie que le modèle à base Hill permet de mieux décrire l'anisotropie de chargement en traction pour les deux orientations de prélèvement (0° et 90° par rapport à la direction de laminage). Par contre, son effet sur l'amélioration des prédictions du chargement cyclique est faible, ce qui était prévisible car il s'agit avant tout de tester les variables d'écrouissage avec ce type de sollicitation. Or l'évolution des paramètres de la loi d'écrouissage, qui présente dans les deux cas le même formalisme, n'est que de l'ordre de 20-30% entre ces deux modèles (ratio des R_0, Q, C_1/D_1, C_2/D_2). On remarque également que le fait d'introduire une anisotropie agissant normalement que sur la limite

d'écoulement, avec le critère de plasticité de Hill, induit une anisotropie sur l'écrouissage du matériau.

4.5 Etude de la sensibilité aux paramètres

Nous avons pu montrer, dans la partie précédente, que le modèle phénoménologique qui permettait de décrire le mieux le comportement mécanique du titane T35 pour des sollicitations de traction monotone et de cisaillement cyclique était composé :

- d'un critère de plasticité de Hill (4 paramètres)
- d'une loi viscoplastique de Norton (2 paramètres)
- d'un écrouissage isotrope non-linéaire (3 paramètres)
- de deux écrouissages cinématiques non-linéaires (4 paramètres)

Ainsi ce modèle de comportement contient 13 paramètres qui ont été identifiés à partir de la base de données constituée dans ce travail.

Afin d'étudier l'influence de chacun de ces paramètres sur la réponse globale du modèle, une étude de sensibilité a été réalisée. Trois réponses simulées ont été étudiées :

- **Traction monotone** jusqu'à 50% de déformation pour une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ suivant la direction de laminage (L).
- **Traction cyclique alternée** de ±5% pour une vitesse de déformation de $5.\ 10^{-4}s^{-1}$ suivant la direction de laminage (20 cycles).
- **Cisaillement monotone** jusqu'à 50% de déformation pour une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$. La direction de cisaillement est parallèle à la direction de laminage et le cisaillement se situe dans le plan de la tôle.

Le jeu de paramètres identifié précédemment servira de jeu de référence. Chaque paramètre du jeu de référence subit une perturbation de ±5% (les autres paramètres gardent leur valeur de référence) puis nous calculons, pour chaque réponse, la valeur absolue du résidu entre la simulation « perturbée » et la simulation de référence. La valeur moyenne du résidu, calculée pour les perturbations de +5% et de -5% de chaque paramètre, sera présentée.

4.5.1 Sensibilité des paramètres de la loi de Norton

La loi viscoplastique de Norton comporte deux paramètres, n et K. L'influence de ces deux paramètres sur les trois réponses simulées est indiquée sur la figure 4.11. On observe que c'est le paramètre K qui a le plus d'influence sur les différentes réponses alors que le paramètre n n'a qu'une influence moindre. On

remarque également que c'est la traction monotone qui est la plus influencée par les variations de ces deux paramètres alors que le cisaillement monotone semble moins sensible.

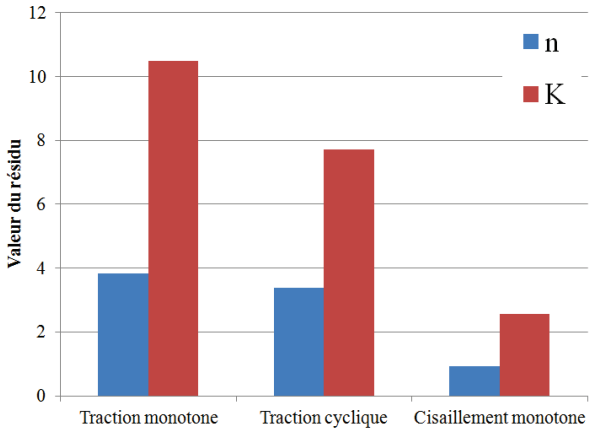


Figure 4.11 – Influence des paramètres de la loi viscoplastique de Norton sur les trois cas test.

4.5.2 Sensibilité des paramètres de la loi d'écrouissage

Les paramètres de la loi d'écrouissage composée d'un partie isotrope et d'une partie cinématique sont au nombre de 7. L'influence de chacun de ces paramètres sur les résultats est indiquée sur la figure 4.12. Afin de découpler les paramètres des lois d'écrouissage cinématique, l'analyse de l'influence de ces derniers (C_1, D_1, C_2, D_2) a été réalisée de la façon suivante :

- le paramètre D est perturbé de 5% et le rapport C/D est gardé constant
- le rapport C/D est perturbé de 5% et le paramètre D est gardé constant

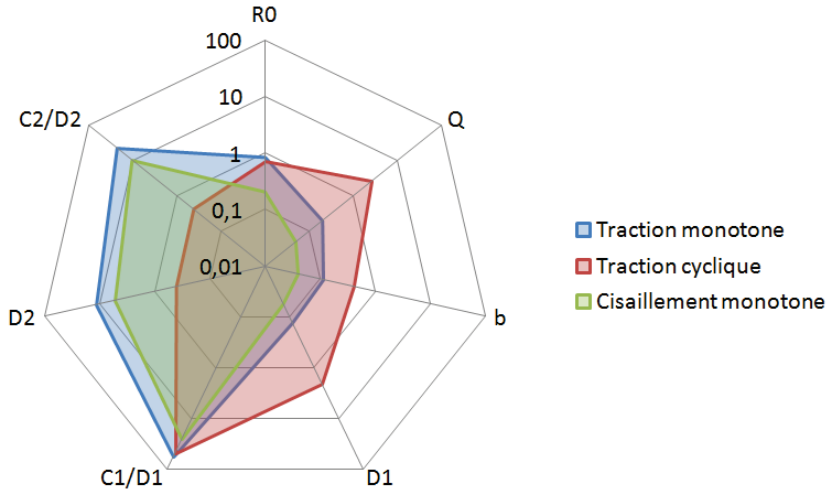


Figure 4.12 - Influence des paramètres de la loi d'écrouissage sur les trois réponses simulées

De manière générale, on remarque que notre modèle semble être plus sensible aux paramètres associés à l'écrouissage cinématique (C et D) qu'à ceux associés à l'écrouissage isotrope (Q et b). En effet, quelques soient les essais considérés, la limite d'élasticité, R_0, influence peu les réponses, ceci est d'autant plus vrai que l'on s'intéresse à des essais présentant une déformation plastique importante (jusqu'à 50% pour les essais monotones).

La réponse à l'écrouissage isotrope (Q et b), est plus sensible pour une sollicitation cyclique que monotone. Ceci est cohérent avec les résultats présentés sur la figure 4.8. En effet, les simulations sont d'autant plus sensibles aux paramètres que le comportement est mal décrit. Notons, que le paramètre b présente une valeur faible. Ainsi les effets de sensibilité relatifs à ce paramètre seront d'autant plus importants que les déformations plastiques cumulées seront importantes (figure 4.13).

Les paramètres du premier écrouissage cinématique (C_1 et D_1) interviennent principalement pour des niveaux de déformation plastique cumulée inférieurs à 2% (figure 4.13). Le paramètre D_1, n'a que peu d'influence sur les simulations monotones alors qu'il en a bien plus sur la simulation cyclique. Le rapport C_1/D_1 a par contre beaucoup d'influence sur toutes les simulations. En effet, le décalage des courbes étant produit pour les faibles niveaux de déformation plastique, il est ensuite cumulé tout au long des simulations.

Le deuxième écrouissage cinématique (C_2 et D_2) sert principalement à caler le modèle sur les niveaux de déformation élevée (figure 4.13). Tout comme le premier écrouissage cinématique, le décalage des courbes induit par la perturbation est cumulé tout au long des simulations.

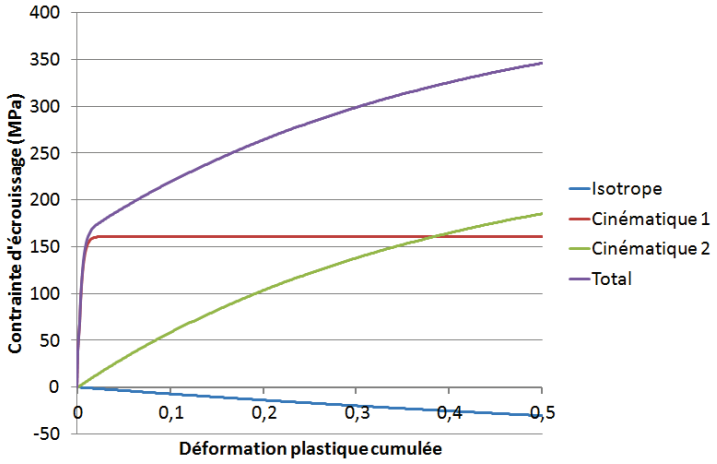


Figure 4.13 – Décomposition des différentes contributions de l'écrouissage en utilisant les paramètres identifiés avec le critère de plasticité de Hill dans le cas d'un chargement uniaxial monotone

4.5.3 Sensibilité des paramètres du critère de plasticité de Hill

Le comportement anisotrope du matériau est modélisé à l'aide d'un critère de plasticité de Hill qui comporte 6 paramètres. Deux de ces paramètres, concernant le cisaillement dans l'épaisseur de la tôle, ont été fixés à la valeur d'isotropie (L=M=1,5). Bien que ces deux paramètres ne soient pas identifiés dans ce travail, la sensibilité du modèle à leur variabilité à tout de même été testée. L'influence des paramètres de Hill sur les trois réponses simulées est indiquée dans le tableau 4-8.

Tableau 4-8 – Résidus obtenus à l'aide de simulations numériques lorsque les paramètres du critère de plasticité de Hill subissent une perturbation de 5% vis-à-vis de leur valeur initiale

	Traction monotone	Traction cyclique	Cisaillement monotone
F	5,00	4,48	0
G	0,03	0,03	0
H	0	0	0
N	0	0	3,73
L	0	0	0
M	0	0	0

On remarque tout d'abord que nos résultats sont cohérents avec la construction du modèle. A savoir que les paramètres F, G et H n'ont pas d'influence sur les sollicitations de cisaillement et réciproquement les paramètres L, M et N n'ont pas d'influence sur les sollicitations de type traction uniaxiale. De même, le cisaillement étant produit dans le plan de la tôle nous ne pouvons évaluer les effets des paramètres L et M, même constat concernant le paramètre H puisque nous n'avons pas d'essai de traction dans l'épaisseur de la tôle. Le paramètre F semble avoir plus d'influence que le paramètre G sur les réponses en tractions monotone et cyclique.

4.6 Validation de la loi de comportement

La loi de comportement utilisant le critère de plasticité de Hill avec un écrouissage composé d'une partie isotrope et d'une partie cinématique a donc été retenue pour modéliser le comportement mécanique du titane T35. Lors de l'identification des paramètres, ce modèle donne des résultats très proches des observations expérimentales. Nous allons maintenant confronter ce modèle avec d'autres essais (non-utilisés pour l'identification des paramètres).

4.6.1 Validation du modèle vis-à-vis de l'anisotropie de comportement

Nous avons pu montrer que le titane T35 présentait à la fois une anisotropie de contrainte et une anisotropie de déformation. Les paramètres d'anisotropie du modèle ont été identifiés uniquement à partir des courbes contrainte/déformation pour deux orientations de prélèvement (0° et 90°) en ce qui concerne la traction et d'une orientation pour le cisaillement. Nous avons donc souhaité vérifier que l'anisotropie de déformation du matériau est bien prise en compte par le modèle.

Afin de pouvoir comparer le modèle de comportement avec d'autres essais réalisés dans cette étude, des simulations numériques, sur un élément de volume, ont été effectuées. Les conditions aux limites sont les suivantes figure 4.14 :

- x_0 ➔ immobile suivant la direction U1
- y_0 ➔ immobile suivant la direction U2
- z_0 ➔ immobile suivant la direction U3
- x_1 ➔ déplacement selon la direction U1 de 10^{-3}.temps

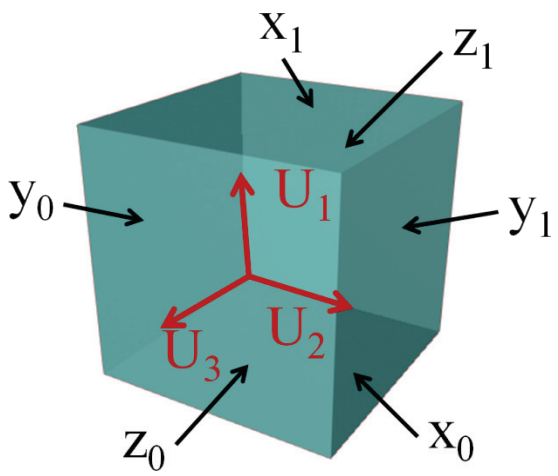


Figure 4.14 – Représentation en trois dimensions des coordonnées utilisées pour la modélisation d'un élément de volume

Ces simulations numériques ont été réalisées pour une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et pour les différentes orientations de prélèvement des éprouvettes (entre la direction de laminage et la direction transverse au laminage, par pas de 15°). Ces simulations numériques sont comparées aux résultats expérimentaux de traction monotone. Les simulations associées aux différentes orientations de sollicitations sont réalisées en faisant tourner numériquement le repère matériau vis-à-vis du repère associé à l'élément de volume.

Précédemment, nous avons pu observer que l'utilisation du critère de plasticité de Hill permettait de minimiser la valeur de la fonction coût par rapport au critère de plasticité de von Mises (figure 4.9). En effet, seule une valeur moyenne des limites d'élasticité peut être obtenue avec le critère de Mises alors que le critère de Hill permet de prédire son évolution en fonction de la direction de prélèvement comme présentée sur la figure 4.15.a. De plus, le critère anisotrope de Hill permet de prédire correctement l'évolution des coefficients de Lankford alors que le critère de von Mises donne une valeur constante (figure 4.15.b).

4.6.2 Validité du modèle vis-à-vis du comportement cyclique

Afin de tester la validité du modèle, une simulation numérique correspondant à l'essai de cisaillement cyclique pour une amplitude de ± 0,30 mm (essai qui n'a pas été intégré à la base d'identification) est réalisée en un point d'intégration en imposant la valeur de déformation mesurée. La figure 4.16 présente le résultat de cette simulation pour le 1er cycle ainsi que pour le dernier cycle (84ème cycle). On observe une bonne adéquation entre les résultats expérimentaux et ceux issus de la simulation.

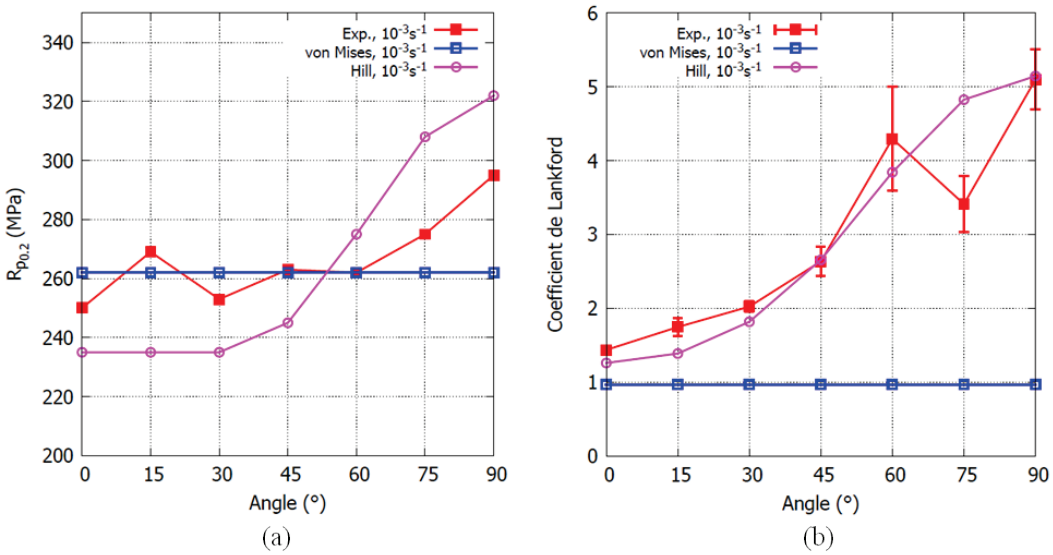


Figure 4.15 – Comparaison entre le critère de von Mises, le critère de Hill et les expériences concernant (a) l'évolution de la limite d'élasticité à 0,2% de déformation et (b) le coefficient de Lankford pour les différentes orientations de sollicitations

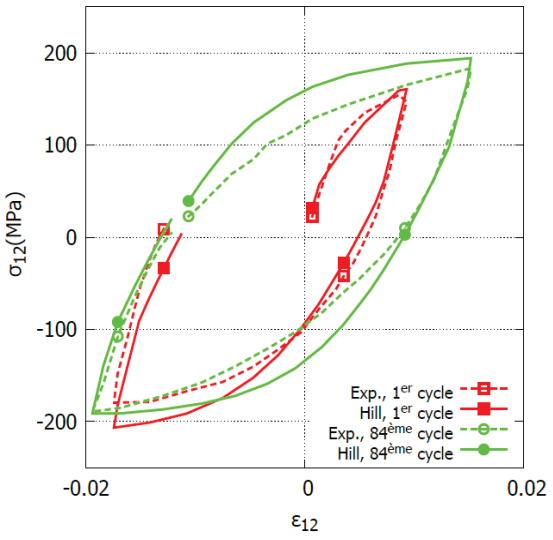


Figure 4.16 – Comparaison entre la prédiction de simulations numériques et les données expérimentales pour l'essai de cisaillement cyclique pour une amplitude de ± 0,30 mm

4.6.3 Validation du modèle sur des géométries plus complexes

Après avoir validé le modèle de comportement sur un élément de volume, nous avons souhaité savoir si ce dernier permet de rendre compte des hétérogénéités observées par mesure de champs au sein des éprouvettes.

4.6.3.1 Essai de traction

Pour raison de symétrie, seul 1/8 de l'éprouvette a été pris en compte et maillé avec des éléments 3D linéaires (avec 8 points d'intégrations) (figure 4.17). Ce maillage comporte 4 couches d'éléments dans l'épaisseur. La taille des éléments, dans la zone maillée finement, est de 0,25 mm.

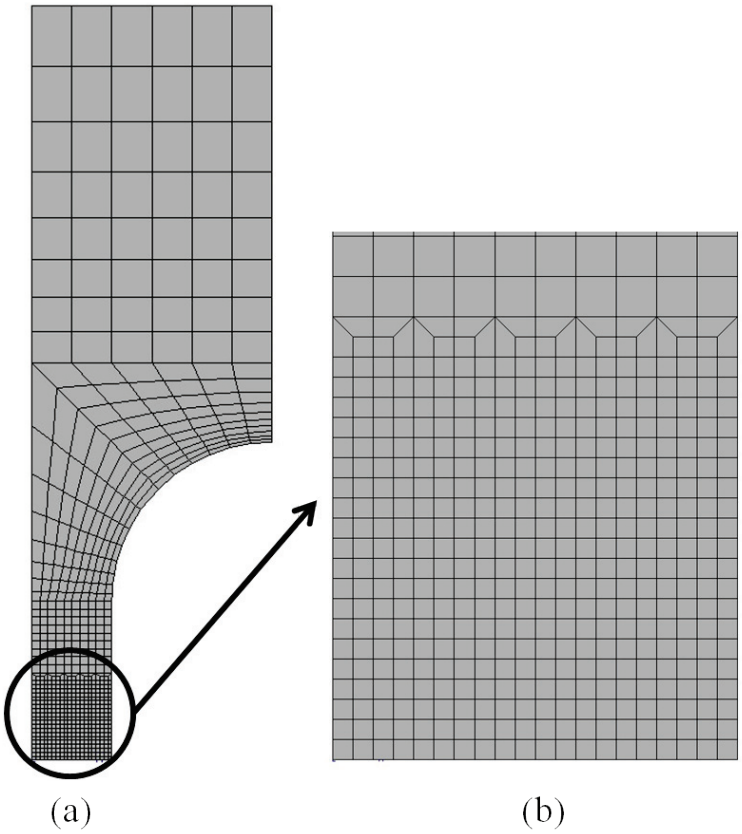


Figure 4.17 – Maillage de 1/8 de l'éprouvette de traction ; (a) maillage complet ; (b) zone utile de l'éprouvette

Trois simulations numériques de traction monotone ont été réalisées sur ce maillage pour une vitesse de sollicitation macroscopique imposée de $10^{-3}s^{-1}$ et pour trois directions de prélèvement par rapport à la direction de laminage (0°, 45° et 90°). Pour chaque simulation numérique, deux types de déformation seront étudiés :

- La réponse macroscopique : elle correspond à la mesure expérimentale effectuée à l'aide du déplacement de la traverse.
- La mesure locale qui correspond à celle obtenue par la méthode de suivi de marqueur.

Les figure 4.18, figure 4.19, et figure 4.20 présentent les courbes contrainte/déformation expérimentales et simulées macroscopiques et locales pour les orientations de 0°, 45° et 90° respectivement. Si les comportements à 0° et 90° sont bien décrits tant du point de vue macroscopique que du point de vue local avec notamment une bonne prédiction de l'apparition de la striction, il n'est pas tout à fait de même pour l'essai à 45° avec une surestimation de la contribution de l'écrouissage par le modèle. Toutefois, l'apparition de la striction est globalement bien estimée.

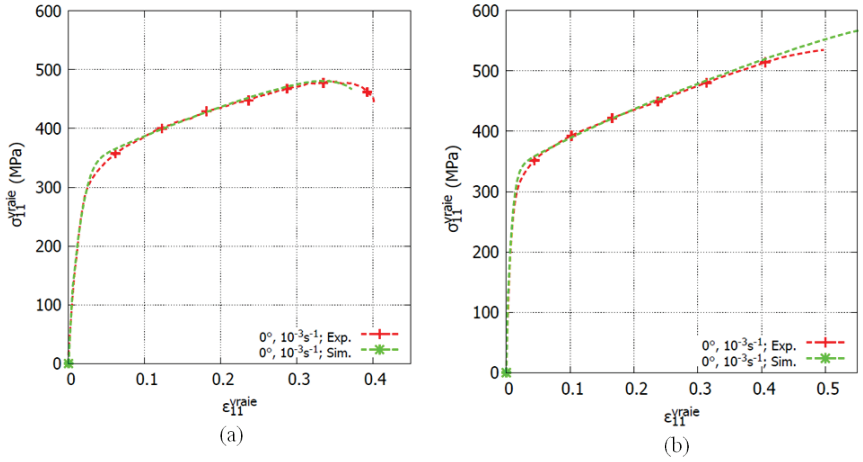


Figure 4.18 - Courbes contrainte/déformation pour l'orientation 0° (a) macroscopique et (b) locale

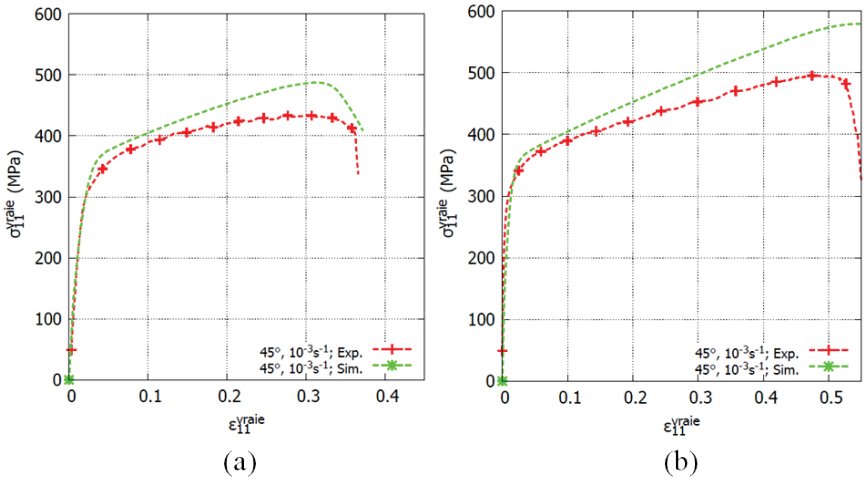


Figure 4.19 - Courbes contrainte/déformation pour l'orientation 45° (a) macroscopique et (b) locale

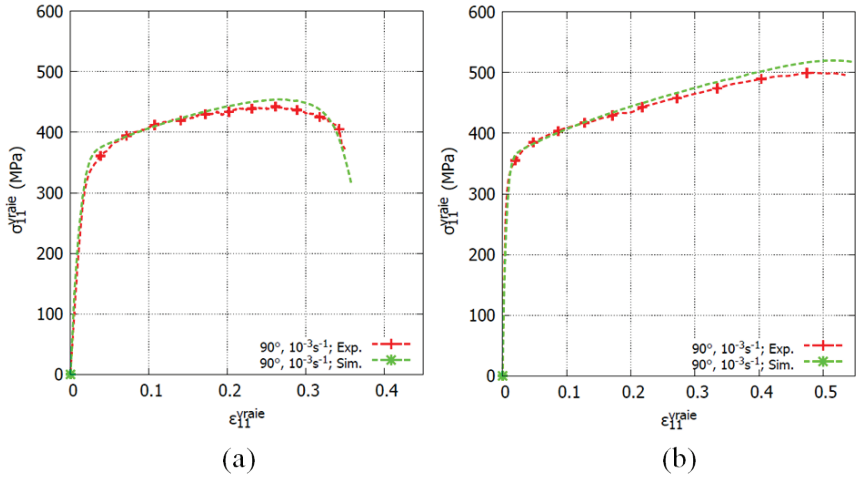


Figure 4.20 - Courbes contrainte/déformation pour l'orientation 90° (a) macroscopique et (b) locale

Les champs de déformation expérimentaux et simulés, sont comparés pour une valeur de déformation axiale mesurée entre les marqueurs de 40%. La figure 4.21 présente une éprouvette sollicitée à 0°, la figure 4.22 une éprouvette sollicitée à 45° et la figure 4.23 une éprouvette sollicitée à 90°. Qualitativement, nous observons que les simulations reproduisent correctement le profil de la localisation de la déformation axiale pour ces deux orientations (l'éprouvette orientée à 90° localisant plus que celle orientée à 0° et autant que celle orientée à 45°). De plus, la forme des champs expérimentaux est correctement reproduite par les simulations numériques : pour les éprouvettes à 45° et 90°, le champ présente des cercles concentriques au centre de l'éprouvette alors que ce n'est par le cas pour l'éprouvette orientée à 0°. D'un point de vue plus quantitatif, les valeurs présentées par les champs simulés sont proches de celles mesurées expérimentalement. Cela indique que le comportement de traction monotone du matériau semble être correctement représenté jusqu'à ces niveaux de sollicitation. On note toutefois que les valeurs atteintes expérimentalement pour l'éprouvette à 45° sont supérieures à celles trouvées par simulation numérique, ce qui va dans le sens des observations précédentes.

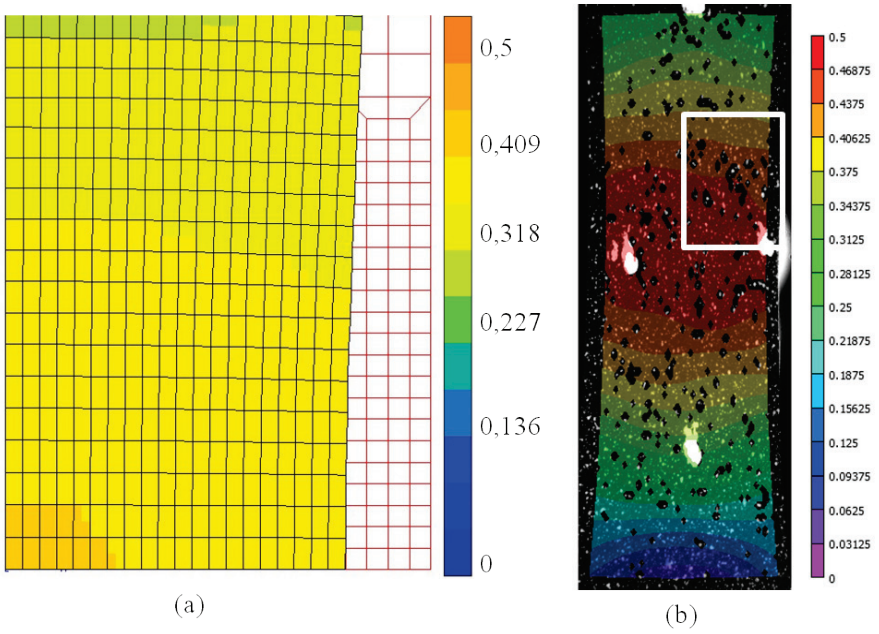


Figure 4.21 - Composante axiale du champ de déformation de l'éprouvette prélevée à 0° de la direction de laminage pour un niveau de déformation « local » de 40% ; (a) simulation numérique et (b) corrélation d'image ; le rectangle blanc indique la zone étudiée par simulation numérique

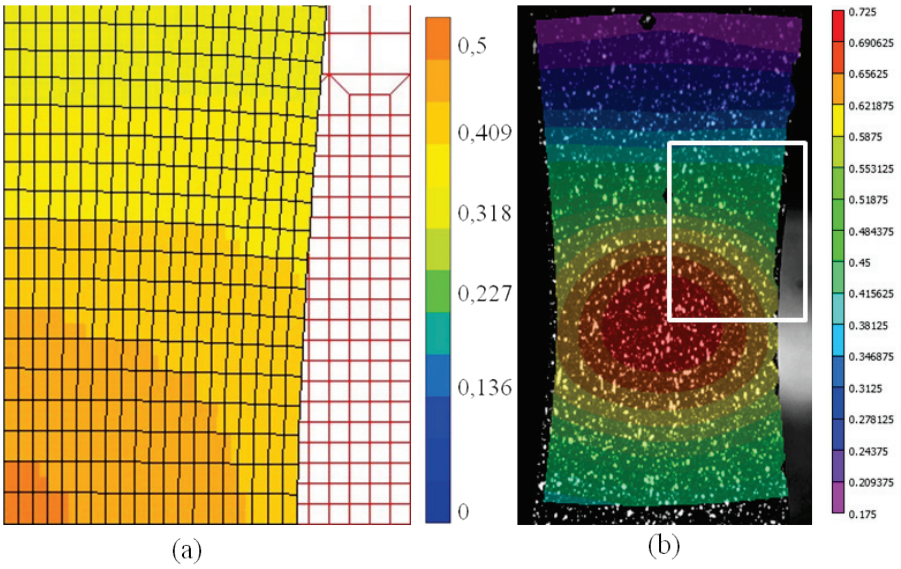


Figure 4.22 - Composante axiale du champ de déformation de l'éprouvette prélevée à 45° de la direction de laminage pour un niveau de déformation « local » de 40% ; (a) simulation numérique et (b) corrélation d'image ; le rectangle blanc indique la zone étudiée par simulation numérique

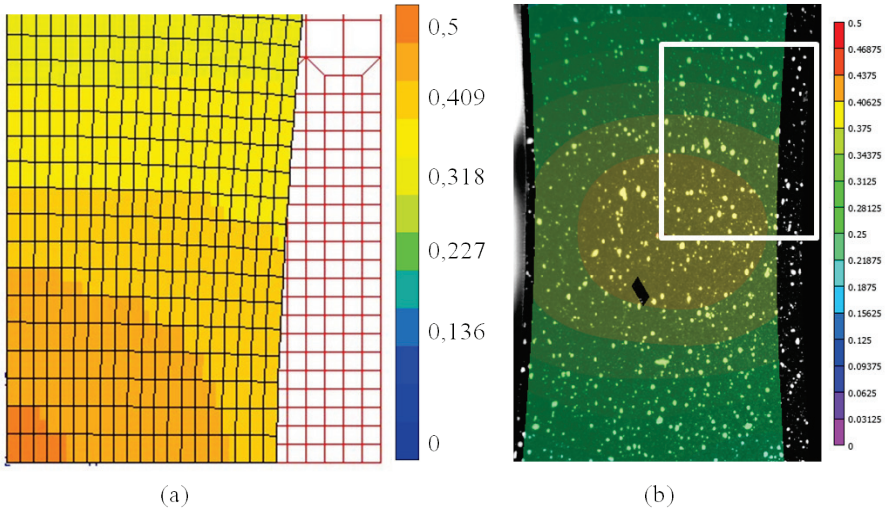


Figure 4.23 - Composante axiale du champ de déformation de l'éprouvette prélevée à 90° de la direction de laminage pour un niveau de déformation « local » de 40% ; (a) simulation numérique et (b) corrélation d'image ; le rectangle blanc indique la zone étudiée par simulation numérique

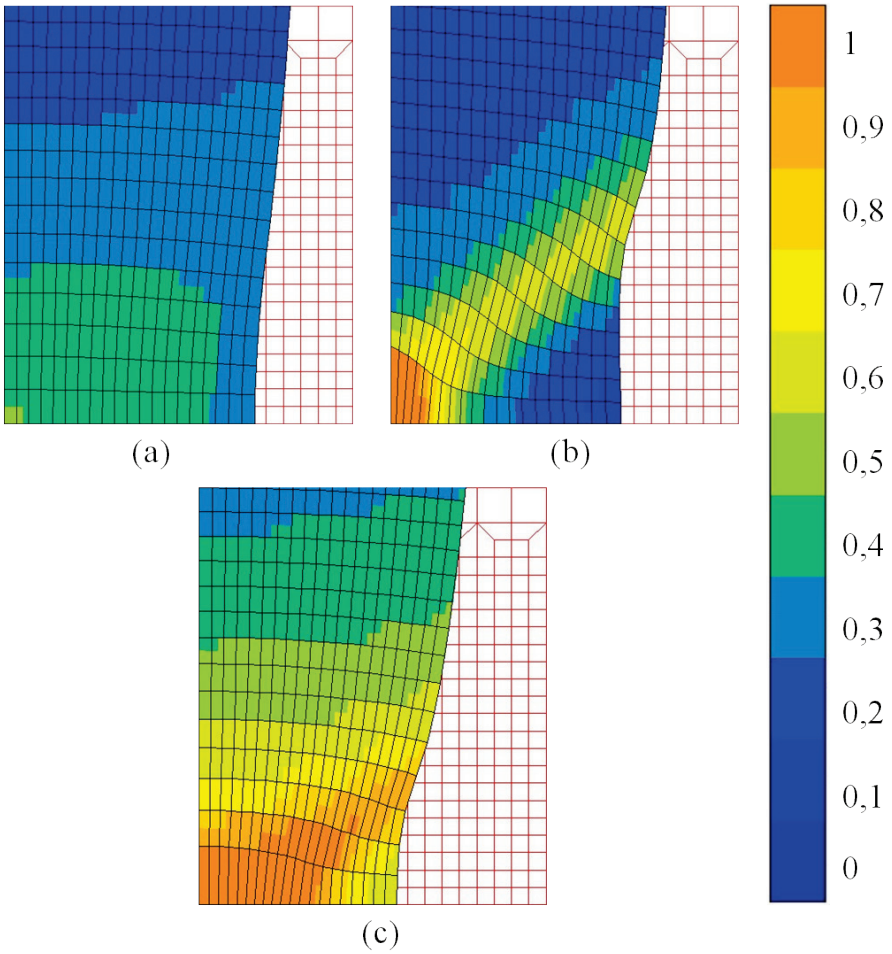


Figure 4.24 – Déformées et cartographies du champ de déformation plastique cumulée pour les trois simulations correspondant à l'état final (450sec) pour les éprouvettes de (a) 0°, (b) 45° et (c) 90

Sur la figure 4.24, on observe les différentes zones de striction simulées pour les trois orientations d'éprouvettes testées. On remarque que la déformation est beaucoup plus homogène pour la configuration à 0° et que la déformation plastique cumulée, pour cette orientation, n'est que de 50%. Pour les deux autres orientations (45° et 90°), on observe des profils de striction différents. Pour l'éprouvette à 45°, on observe une localisation importante de la déformation au centre de l'éprouvette avec un maximum de déformation plastique de 238%. Pour l'éprouvette à 90°, la localisation est plus étendue sur la largeur de la zone utile et le maximum est de 276%. Ces observations sont à relier avec l'anisotropie de déformation observée expérimentalement (voir partie 3.3). En effet, on rappelle que la direction de laminage correspond à un comportement quasiment isotrope (coefficient de Lankford proche de 1) et que plus on s'éloigne de cette direction, plus l'anisotropie de déformation est importante (coefficient de Lankford proche de 5 pour la direction transversale).

Ces maxima n'ont pas été observés expérimentalement car la peinture utilisée pour la corrélation d'images s'écaille bien avant. Néanmoins, les déformées sont cohérentes avec les observations expérimentales (voir partie 3.3.6).

4.6.3.2 Essai de cisaillement monotone

La totalité d'une éprouvette de cisaillement a été maillée (figure 4.25) avec des éléments linéaires à 8 points d'intégration. Comme il est difficile de modéliser le contact entre les vis et l'éprouvette, celles-ci sont directement maillées avec l'éprouvette. On considérera par la suite que le contact est parfait et sans frottement. On attribut à la partie « T35 » du maillage le modèle de comportement identifié plus haut (critère de plasticité de Hill et écrouissage composé) et aux vis un modèle élastique avec un module de Young de 210GPa et un coefficient de poisson de 0,3 (données standard pour de l'acier). Ainsi les vis ne se déformeront quasiment pas comparativement à l'éprouvette. Les conditions suivantes sont appliquées à ce maillage :

- Les deux centres des vis de droite sont fixés dans toutes les directions
- Les deux centres des vis de gauche subissent un déplacement suivant la direction Y
- Les déplacements dans les autres directions sont libres
- Une pression de serrage est appliquée en dehors de la zone utile de cisaillement pour reproduire la pression des mors

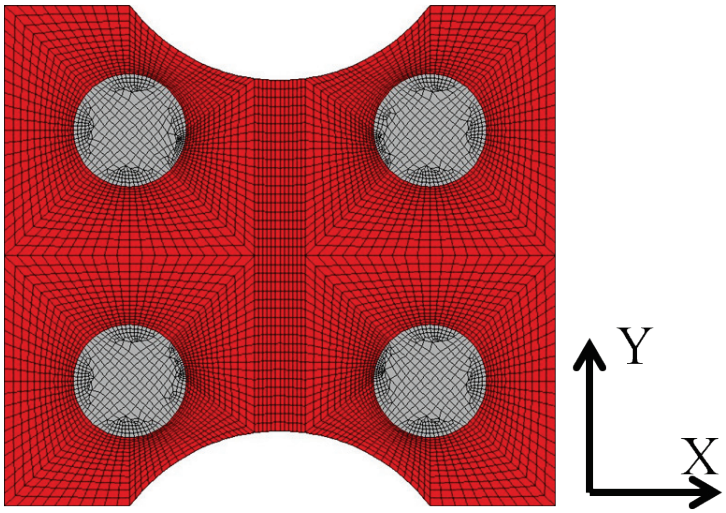


Figure 4.25 – Maillage de l'éprouvette de cisaillement ; le matériau « T35 » est en rouge et les vis sont en gris

Trois simulations numériques, pour une même vitesse de déplacement de 0,033mm/sec sont réalisées. Trois orientations du matériau sont simulées. Les deux premières correspondent aux essais expérimentaux TL et DD, la troisième simulation concerne une orientation LT (non étudiée expérimentalement). Pour

chacune de ces simulations, la déformation de cisaillement est calculée en moyennant la différence de déplacement en trois couples de nœuds situés le long de la zone utile de l'éprouvette (même méthodologie que celle retenue pour la mesure des déformations expérimentales).

La figure 4.26 présente les réponses macroscopiques contrainte/déformation pour les trois simulations numériques ainsi que les deux essais de cisaillement. Ces simulations montrent la difficulté qu'a le modèle à reproduire l'essai suivant TL, avec un écart constant de l'ordre de 10% sur la prédiction de l'écrouissage. Par contre, il y a une bonne adéquation entre l'essai et la simulation suivant DD (écart de l'ordre de 5%). Le problème concerne donc la capacité à reproduire l'anisotropie d'écrouissage, anisotropie qui n'a pas été prise en compte dans l'élaboration de notre modèle initial.

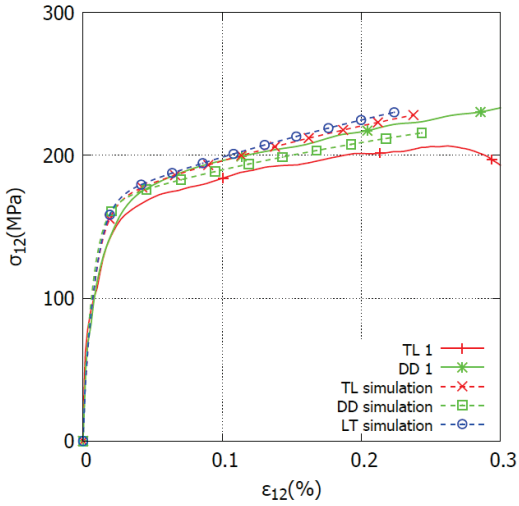


Figure 4.26 – Comparaison entre les courbes de comportement expérimentales et simulées pour une sollicitation de cisaillement pour les différentes orientations de prélèvement.

Toutefois, lorsque l'on compare les champs de déformation plastique obtenus pour un cisaillement macroscopique d'environ 23% (figure 4.27) avec les profils expérimentaux (voir partie 3.5.2.3), nous constatons que :

- Les champs sont uniformes au centre de la zone utile, ce qui a également été observé expérimentalement
- Une forte localisation de la déformation est présente à proximité des vis, ce qui est aussi le cas expérimentalement car la rupture des éprouvettes apparaît dans ces zones

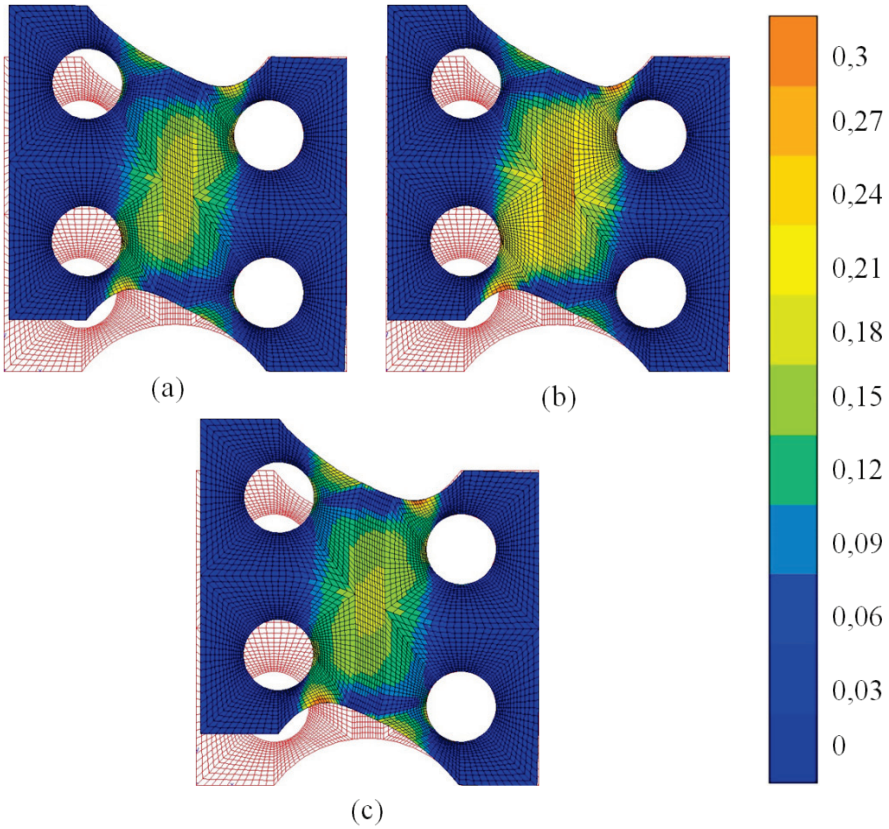


Figure 4.27 – Champs de déformation plastique pour les simulations de cisaillement monotone pour les 3 orientations pour ε_{12} = 23 ; (a) éprouvette TL (b) éprouvette DD et (c) éprouvette LT

4.7 Conclusions

Ce chapitre a eu pour objet de présenter la méthodologique qui nous a guidée concernant l'identification d'une loi de comportement pour le titane T35. Quatre modèles phénoménologiques ont été étudiés et leurs prédictions ont été comparées aux résultats expérimentaux établis au chapitre 2. Tous les modèles présentent un comportement élastique isotrope, dont les paramètres associés n'ont pas été identifiés dans ce travail. Des valeurs classiques de la littérature ont été choisies (E=110GPa et ν=0,3). D'autre part, les modèles proposés comportent également tous la même loi viscoplastique de Norton.

Dans un premier temps, l'aspect anisotrope de la limite d'écoulement n'a pas été pris en compte et le critère de plasticité de von Mises a été utilisé. Trois lois d'écrouissage ont été sélectionnées pour identifier l'évolution de la surface de charge pour des sollicitations à la fois monotone et cyclique. La première loi d'écrouissage comprend un écrouissage isotrope non-linéaire et la seconde un écrouissage cinématique non-linéaire. La troisième, plus complexe, consiste en un écrouissage isotrope non-linéaire et deux écrouissages cinématiques non-linéaires.

Les paramètres de ces différentes lois ont été identifiés à partir de deux essais de traction monotone (pour une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et pour deux orientations de prélèvement par rapport à la direction de laminage, soit 0° et 90°) et de deux essais de cisaillement cyclique d'amplitudes différentes. En comparant ces trois modèles, on observe que les deux premiers ne peuvent rendre compte à la fois du comportement mécanique monotone et cyclique observé expérimentalement. Le troisième qui associe à un écrouissage isotrope deux écrouissages cinématiques, donne, quant à lui, des résultats satisfaisants.

Suite à l'identification d'une loi d'écrouissage, nous nous sommes intéressés à capturer l'anisotropie de la surface de charge initiale du matériau. Un critère de plasticité de Hill a été choisi, critère qui sera couplé à la loi d'écrouissage identifiée précédemment. Ce dernier modèle donne les meilleurs résultats en termes de comparaison avec les essais expérimentaux. Il permet de reproduire correctement le comportement plastique monotone et cyclique observé expérimentalement, mais aussi l'anisotropie (que ce soit de chargement ou de déformation) observée en traction.

Ce modèle a donc été retenu pour une étude concernant l'influence des paramètres sur les réponses de traction monotone et cyclique et sur celles de cisaillement monotone. Il apparaît que la loi retenue est particulièrement sensible aux paramètres associés à l'écrouissage cinématique.

Enfin, des simulations numériques sur des maillages plus complexes ont permis de valider, à différentes échelles le modèle proposé.

Chapitre 5 :

Observations et prédictions du comportement de défauts lors d'un chargement monotone

Une fois identifiée la loi de comportement du matériau, il nous faut encore caractériser sa tenue au défaut afin de valider le choix du liner pour la fabrication des réservoirs haute pression. En effet, des normes spécifiques sont applicables aux réservoirs spatiaux. En particulier, les réservoirs doivent répondre à des spécifications de type durée de vie et tolérance aux dommages.

Le liner métallique, du début de son élaboration jusqu'à son assemblage final au sein du réservoir, subit différents contrôles non-destructifs (CND). Le but étant de détecter la présence de défauts éventuels et ainsi pouvoir écarter de la production les liners défectueux. Malgré toutes ces précautions, il faut considérer la possibilité qu'un défaut puisse échapper aux contrôles réalisés. Ainsi, si un défaut n'a pas été détecté par les moyens CND mis en place, deux types d'exigences doivent alors être respectés :

- Concernant la garantie de l'étanchéité et de la tenue structurale du réservoir, il ne faut pas qu'il y ait de défaillance du liner lors de chargements qui correspondent à quatre fois la durée de vie en service du réservoir.

- Concernant la sécurité des personnels et des moyens lors des opérations au sol, le concept de fuite avant éclatement (« Leak Before Burst ») est de rigueur.

Un cycle de vie du réservoir correspond à toutes les opérations qu'il subit après son élaboration jusqu'à la fin de sa vie en fonctionnement « normal ». En particulier, chaque réservoir subit, chez le fabricant, différents cycles de mise en pression destinés à prouver qu'aucun défaut critique ne se trouve sur le liner. Au total, chaque réservoir est mis en pression une centaine de fois, avec un niveau de pression variable. Cela constitue une vie du réservoir.

Le concept de « Leak Before Burst » consiste à prouver que si un défaut est présent, il se propagera de manière stable à travers l'épaisseur du liner au cours des cycles de pression. Cette justification permet d'éviter que la présence d'un défaut non détecté, conduise à l'éclatement du réservoir lors des opérations au sol, lieu requérant la présence de personnel au sol et des moyens de production.

Ce chapitre a donc pour but de décrire les mécanismes d'endommagement ductile du titane T35 ainsi que sa résistance à la rupture. Dans un premier temps, une étude bibliographique portant sur les principaux mécanismes de rupture ductile (en particulier pour des nuances de titane proches de celle de cette étude), sur les méthodes d'observation en trois dimensions et sur la modélisation de la rupture dans les matériaux métallique sera réalisée. Dans une deuxième partie, on présentera les différentes techniques expérimentales mises en œuvre pour étudier les mécanismes de rupture.

Comme des cavités préexistantes ont été observées lors de la caractérisation microstructurale des soudures hétérogène T35/TA6V4, l'influence des ces défauts sur le tenue mécanique des tôles a d'abord été étudiée. Enfin, un travail sur l'effet de la présence de défauts débouchants et non débouchants sur la tenue mécanique sera présenté. Des essais de tomographie de fissures ductiles arrêtées ainsi que des essais *ex-situ* de laminographie de défaut non-débouchants et des simulations ont été menés.

5.1 Bibliographie

Nous avons montré, dans cette étude, que le titane T35 présente une grande ductilité. En particulier, la mesure des champs de déformation a permis de mettre en évidence des niveaux de déformation locale supérieurs à 100% sur des éprouvettes ne comportant aucun défaut. Nous allons, dans un premier temps, étudier les mécanismes conduisant à la rupture ductile des métaux et en particulier du titane T35. Puis, nous chercherons à comprendre pourquoi des cavités sont présentes dans les cordons de soudures hétérogènes. Le principe du rayonnement synchrotron ainsi que les techniques de tomographie et laminographie seront également présentés. Enfin, les méthodes de modélisation de la rupture ductile dans les métaux seront introduites.

5.1.1 La rupture ductile

5.1.1.1 Les mécanismes établis de la rupture ductile

La plupart des matériaux métalliques rompent de façon ductile à température ambiante. Cette rupture est précédée d'une déformation plastique importante. Cette forte déformation (appelée striction), à proximité des fissures, conduit à la création d'un faciès de rupture formé de cupules.

C'est dans ce cadre qu'ont été étudiés les mécanismes de rupture ductile (Rice and Tracey 1969). De manière générale, les alliages utilisés pour faire des structures contiennent très souvent de petites inclusions intermétalliques fragiles.

Lors de la sollicitation de ces matériaux, les différences de comportement entre la matrice et les inclusions se concrétisent par une hétérogénéité de distribution de la déformation plastique et une concentration de contraintes, ce qui conduit, soit à une décohésion des inclusions avec la matrice métallique (rupture de l'interface), soit au clivage des inclusions et à la formation de micro-cavités. Sous l'action de la déformation plastique, ces micro-cavités vont évoluer. On parle alors de croissance des cavités qui finissent par interagir entre elles, donnant lieu au mécanisme de coalescence des cavités. Des microfissures se forment alors, puis se rejoignent pour former une macro-fissure conduisant à la rupture finale du matériau. Ainsi, il est typiquement possible d'observer, dans des cupules, les inclusions (ou morceaux d'inclusions) qui leur ont données naissance (Garrison Jr and Moody 1987).

5.1.1.2 Effet de la triaxialité des contraintes dans la rupture ductile

Le taux de triaxialité des contraintes est défini par :

$$T = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \tag{5.1}$$

Avec σ_m la pression hydrostatique et σ_{eq} la contrainte équivalente de von Mises. Le taux de triaxialité permet de rendre compte du type de sollicitation qui est appliqué au matériau (tableau 5-1).

Tableau 5-1 – Taux de triaxialité et types de sollicitations associés

Taux de triaxialité	-1/3	0	1/3	2/3
Type de sollicitation	Compression uniaxiale	Cisaillement pur	Traction uniaxiale	Traction biaxiale ($\sigma_1=\sigma_2$)

L'effet de la triaxialité des contraintes, et donc de la pression hydrostatique, sur la rupture ductile des matériaux a été étudié par Bridgman (Bridgman 1964). En augmentant la pression hydrostatique lors d'essais monotone, Bridgman est parvenu à réduire le taux de triaxialité jusqu'à des valeurs inférieures à -1/3. Ainsi, lorsque la valeur absolue de pression hydrostatique augmente, la fraction surfacique de cavités diminue et l'allongement à rupture augmente considérablement (figure 5.1). Pour des valeurs absolues de pressions hydrostatiques suffisamment élevées, aucune cavité n'est présente.

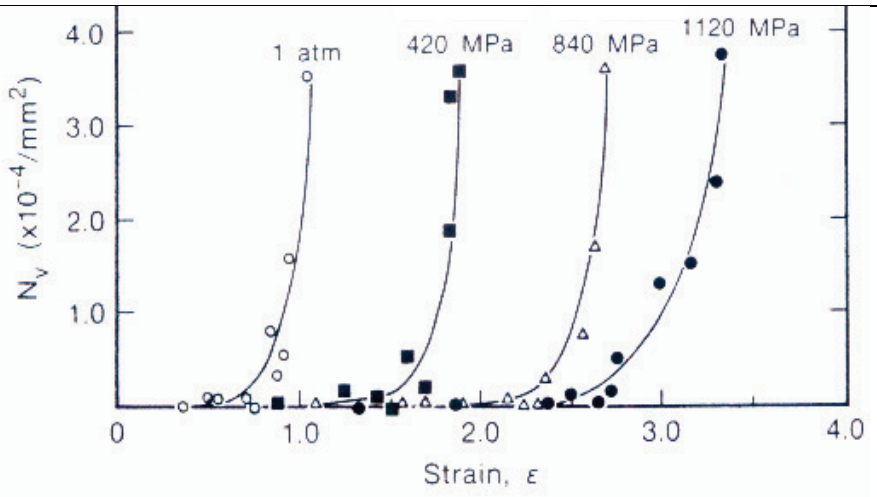


Figure 5.1 – Evolution de la fraction surfacique de cavités et de la déformation à rupture en fonction de la pression hydrostatique (de confinement) (Kao et al. 1990)

Ainsi, lorsque le taux de triaxialité des contraintes est négatif, on a tendance à limiter la nucléation et la croissance des cavités. Au contraire, un taux de triaxialité supérieur à 1/3 a tendance à augmenter la nucléation et la croissance des cavités.

5.1.2 La rupture ductile du titane

Des études récentes ont permis d'étudier les mécanismes de rupture dans du titane commercialement pur (Nasiri-Abarbekoh, Ekrami, and Ziaei-Moayyed 2012), (Yuan and Shim 2002). Ces études portent sur du titane T40 laminée, dont la texture est similaire à celle de notre matériau. Ces deux études ont observé la présence de cupules sur les surfaces de rupture, ce qui est signe d'une rupture ductile. De plus, Nasiri-Abarbekoh a réalisé deux types d'essais mécaniques sur le titane T40, pour deux directions de sollicitation (suivant la direction de laminage et suivant la direction transverse au laminage) :

- Des essais sur des éprouvettes lisses de 1mm d'épaisseur pour une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$

- Des essais sur des éprouvettes Kahn (éprouvettes présentant une entaille) de 1mm d'épaisseur pour une vitesse de déplacement de traverse de $1mm.min^{-1}$

Pour les essais sur éprouvettes lisses, l'anisotropie observée est équivalente à celle observée sur le titane T35 que nous avons étudié, bien que la limite d'élasticité et la déformation à rupture soient toutes deux différentes. Cela indique, que du point de vue du comportement mécanique, le titane T40 et le titane T35 sont comparables. Les faciès de rupture des éprouvettes Kahn

présentent de nombreuses cupules dont la taille est largement supérieure à la taille de grain (9µm dans son cas). L'auteur (Nasiri-Abarbekoh, Ekrami, and Ziaei-Moayyed 2012) en déduit qu'il s'agit d'un mécanisme classique de rupture par nucléation, croissance et coalescence de cavités. Toujours selon l'auteur, la nucléation des cavités se ferait préférentiellement aux points triples des grains alpha ou aux joints de grains à cause de la forte concentration de contrainte.

Dans une autre étude (Nasiri-Abarbekoh, Ekrami, and Ziaei-Moayyed 2013), Nasiri-Abarbekoh fait varier l'épaisseur des éprouvettes entre 1 mm et 0,25 mm. Or, plus l'épaisseur des éprouvettes est faible, plus le taux de triaxialité des contraintes diminue. Ainsi, pour les éprouvettes de 0,25 mm d'épaisseur, la taille des cupules observées sur les surfaces de rupture est de l'ordre de grandeur de la taille de grain. De plus, l'auteur observe, toujours sur les éprouvettes de 0,25 mm d'épaisseur, du glissement ondulé, mécanisme de plasticité qui n'est présent que lorsque les niveaux de déformations sont importants.

Notons toute fois que toutes les observations réalisées dans ces études ont été faites *post mortem*.

L'effet de défauts sur la tenue mécanique du titane a été peu étudié. Néanmoins, pour un alliage de titane (Ti-6246), l'effet d'un défaut non débouchant a été étudié dans le cas d'un chargement cyclique (Birosca et al. 2009). Dans cette étude, un défaut est usiné par électroérosion dans une éprouvette de section carrée de 1x1 mm. Cette éprouvette est sollicitée en chargement cyclique avec un facteur de charge de R=0,1. Tous les 1000 cycles, l'essai est interrompu à charge maximale afin de réaliser une observation par tomographie. Le défaut, initialement de forme elliptique, prend une forme de demi-cercle lorsqu'il se propage, ce qui indique que le défaut se propage plus vite dans l'épaisseur qu'à la surface de l'éprouvette.

5.1.3 Soudures

Lorsque du titane T35 est soudé par laser à du TA6V4, nous avons observé la présence de cavités dans les cordons de soudure alors qu'aucune cavité n'a été observée dans les soudures entre deux feuillards de T35 (voir chapitre 2.2.5). Cette observation a déjà été réalisée lors d'opérations de soudage laser de tôles de TA6V4 par(Akman et al. 2009). Dans cette étude, les auteurs indiquent que les porosités observées sont probablement dues au piégeage de certains gaz de protection lors de la solidification de la soudure. Cette conclusion est faite en se basant sur une étude concernant le soudage laser d'acier et d'inconel (Kuo and Jeng 2005). Dans une autre étude concernant le titane pur (Liu et al. 2012), les auteurs indiquent, en utilisant l'équation de Rosenthal (Rosenthal 1946) qui permet d'évaluer la température lors d'opérations de soudage, que la température

à proximité du spot laser pouvait dépasser les 5000°C. A de telles températures, tous les éléments contenus dans l'alliage de TA6V4 sont évaporés.

5.1.4 Observations en trois dimensions

Pour répondre aux besoins industriels, il est nécessaire d'étudier les conséquences de différents types de défauts représentatifs de ceux pouvant être présents sur le liner. Ces défauts sont donc nécessairement de petites dimensions (inférieures à 300µm, qui correspond à l'épaisseur du liner). De plus, les porosités observées dans les cordons de soudure entre le T35 et le TA6V4 sont également de petites dimensions (diamètre maximal de 100µm). Enfin, lors de sollicitations mécaniques, nous nous attendons à observer des cavités se former à proximité des précipités. Ces cavités, lorsqu'elles apparaissent sont nécessairement de petite taille.

Des observations par polissage successif sont difficilement réalisables dans notre cas. Nous avons en effet indiqué, dans le chapitre 1, les difficultés rencontrées pour polir du titane pur (effet de « beurrage » de la surface). Ainsi, lors de polissage d'échantillons présentant des cavités de petites tailles, telles que celles observées dans les cordons de soudures ou les cavités causées par les mécanismes d'endommagement, ces dernières ont de grands risques d'être rebouchées lors du polissage et donc de ne plus être observables. De plus, pour avoir une précision suffisante sur la morphologie de ces cavités, un grand nombre de "coupes" doivent être réalisé. Enfin, l'étude des mécanismes d'endommagement, à partir d'observations *post-mortem* nécessite l'observation d'un grand nombre d'éprouvettes ayant subit différents niveaux de chargement et de taux de triaxialité. Avec ce type d'observations, il sera difficile de conclure quand à la nature des mécanismes d'endommagement.

Les récentes améliorations en termes d'observation non destructive en trois dimensions font de la tomographie un moyen d'observation très performant. En particulier, l'utilisation du rayonnement synchrotron, couplé à un moyen de détection approprié, permet d'obtenir des résolutions spatiales inférieures au micromètre. De plus, selon les réglages du faisceau, il est possible de gagner en temps d'acquisition sans trop perdre sur la résolution spatiale. Par exemple, avec une résolution de 2,8µm, le temps d'acquisition associé à un élément de volume analysé est de 27 secondes, ce qui permet de réaliser des essais de traction *in-situ* (Terzi et al. 2009). Dans cette étude, les auteurs ont ainsi pu observer l'évolution des cavités dans un alliage d'aluminium à l'état semi-solide soumis à une déformation de traction.

En outre, il a été montré qu'il était possible de suivre l'évolution de l'endommagement ductile dans un matériau (Maire et al. 2012). Dans cette étude,

les auteurs observent la nucléation, la croissance et la coalescence de cavités à partir d'inclusions présentes dans un alliage d'aluminium. Les techniques d'observation utilisées reposent sur des essais de tomographie et de laminographie *in-situ* (Morgeneyer et al. 2011). Ces deux types d'essais ont permis, en particulier, d'observer des mécanismes d'endommagement en 3D pour différents taux de triaxialité des contraintes. Enfin, l'étude quantitative de l'endommagement d'alliages d'aluminium a été réalisée par Maire (Maire et al. 2005). Cette étude avait mis l'accent sur l'intérêt de l'analyse en trois dimensions pour la détermination des propriétés associées à l'endommagement, telles que la forme, la dispersion ou encore la fraction volumique de cavités et ce sans altérer les échantillons analysés.

Il est donc possible d'étudier les mécanismes d'endommagement en trois dimensions à l'aide des techniques de tomographie et de laminographie. Ces méthodes sont parfaitement adaptées à notre étude car elles permettent d'étudier des porosités de taille inférieure au micromètre. De plus, la laminographie permet de réaliser des observations sur une éprouvette étendue en deux dimensions (de type plaque), géométrie qu'il est possible de déformer *in-situ* et/ou *ex-situ* afin de suivre la propagation de défauts voire de fissures. Un essai de ce type permettra de déterminer les mécanismes d'endommagement présent dans le titane T35.

5.1.5 Modélisation de la rupture ductile dans les matériaux métalliques

Différents types de modèles peuvent être utilisés afin de modéliser la rupture des matériaux métalliques.

Le concept d'éléments cohésifs a été introduit par Barenblatt en 1962 (Barenblatt and Barenblatt 1962) dans le cadre de la rupture fragile en introduisant une force moléculaire de cohésion ((Chandra et al. 2002)(Cornec, Scheider, and Schwalbe 2003). Ce type d'éléments est basé sur l'énergie de séparation lors de l'ouverture d'une fissure (correspondant à l'aire sous la courbe force-déplacement ou à sa ténacité). L'application à la méthode des éléments finis fut introduite par Hillerborg en 1976 pour modéliser la propagation de fissures dans les bétons (Hillerborg, Modéer, and Petersson 1976). Cette propagation stable est rendue possible grâce à l'utilisation d'éléments cohésifs, situés à l'interface entre des éléments volumiques du modèle. Ce type de modèle implique toutefois de connaître a priori le chemin de fissuration pour pouvoir y placer les éléments cohésifs.

Un deuxième type de modèle permet de modéliser la rupture ductile en couplant l'endommagement avec la loi d'écoulement, dans des modèles de type phénoménologique (Lemaitre 1984)(Rice and Tracey 1969)(Rousselier 2001).

Ces modèles cherchent à reproduire les phénomènes physiques de nucléation, croissance et coalescence de cavités.

Ainsi, Gurson propose de modéliser la rupture ductile, et plus particulièrement la croissance de cavités, en utilisant un critère plastique appliqué à un solide poreux (Gurson 1977). Ce modèle permet de rendre compte de la nucléation et de la croissance des cavités, mais pas de leur coalescence. En 1984, Tvergaard et Needleman, modifient le modèle de Gurson (Tvergaard and Needleman 1984) en introduisant une fonction seuil permettant de modéliser la coalescence des cavités. On parle alors du modèle GTN (Gurson-Tvergaard-Needleman). Ce modèle permet de modifier le critère de von Mises en introduisant la porosité f du matériau. Cette fonction seuil est définie de la manière suivante :

$$\phi\left(\underline{\sigma},\sigma_y,f\right)=\frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_y^2}+2f.q_1\cosh\left(\frac{q_2\sigma_{kk}}{2\sigma_y}\right)-1-q_1^2f^2=0 \qquad (5.2)$$

avec : $\begin{cases} \sigma_{eq} & \text{la contrainte de von Mises} \\ \sigma_y & \text{la limite d'élasticité} \\ \sigma_{kk} & \text{la trace du tenseur des contraintes} \\ q_1,q_2 & \text{des coefficients matériau constants} \end{cases}$

La fonction f permet de représenter la fraction volumique modifiée de porosité dans le matériau. Lorsque cette fonction atteint une valeur critique (f^*) dans un élément, on considère que l'on a atteint une fraction volumique de porosité conduisant à la rupture de cet élément.

Il faut noter qu'avec ce type de modèle, les paramètres identifiés sont fortement dépendant de la taille de maille utilisée.

Une autre méthode de modélisation de la propagation de fissure, sans remaillage, dans le titane pur a été envisagée. Il s'agit d'une méthode par relâchement de nœuds (Paulino et al. 2001). La propagation est réalisée en deux temps : premièrement le chargement expérimental (déplacement de vérin imposé) est appliqué à un maillage jusqu'à l'obtention de la configuration où le début de la propagation de la fissure a été observé. Puis dans un deuxième temps, la fissure se propage par une méthode de relâchement de nœuds. Un nœud sera relâché lorsque la course du vérin atteindra une valeur de déplacement ayant entrainé, expérimentalement, la propagation de la fissure sur une distance correspondant à celle entre le nœud relâché et celui qui le suit. Cette méthode dépend du maillage. Bien que cette méthode donne des résultats qui décrivent les tendances observées expérimentalement, il est nécessaire de réaliser l'expérience avant de pouvoir la simuler, ce qui lui ôte son caractère prédictif. Afin de modéliser la propagation de

fissure, sans imposer le chemin de propagation, il peut s'avérer nécessaire de réaliser un remaillage de la structure, conséquence de la forte déformation du matériau et de la distorsion des éléments. Cette opération permet en effet d'avoir un maillage fin à proximité de la fissure tout en autorisant que le reste du maillage soit assez grossier, pour ne pas augmenter le temps de calcul. En général, le remaillage est réalisé avec des éléments tétraédriques. Si l'on veut conserver des éléments parallélépipédiques, il faut alors éviter les méthodes de remaillages.

5.2 Techniques expérimentales

Dans cette partie seront présentées les différentes techniques expérimentales utilisées pour caractériser les défauts ainsi que leurs évolutions au cours des chargements monotones imposés. Pour réaliser ces tâches, l'étude s'appuiera sur deux techniques :

- La réalisation d'essais mécaniques.
- L'observation en 3 dimensions de ces défauts.

D'un point de vue pratique, les essais mécaniques réalisés sont intimement liés aux observations qui ont été faites. Ainsi, dans un souci de compréhension, les techniques générales liées aux observations seront d'abord présentées. Puis, pour chaque type de défauts étudiés, on exposera les technique propres misent en œuvre.

5.2.1 Les techniques d'observations en trois dimensions

Afin de caractériser en 3 dimensions l'endommagement dans les différents échantillons contenant des défauts, les techniques de tomographie et de laminographie ont été utilisées. Deux types de tomographe et un laminographe ont été utilisés :

- Un tomographe de l'ESRF, à Grenoble, sur la ligne de lumière ID19 (en mai 2010)
- Un laminographe, installé à l'ESRF par le Karlsruhe Institute of Technology et Lukas Helfen, à Grenoble, sur la ligne de lumière ID19 (en novembre 2011)
- Un tomographe de laboratoire, de l'université de Southampton au Royaume Uni (en septembre 2010)

Les principales différences entre ces deux tomographes concernent la source de rayons X et la résolution spatiale. Cependant, le principe de fonctionnement reste le même.

5.2.1.1 Le tomographe de Southampton

Afin de pouvoir étudier la matière et les défauts en volume, des observations en microtomographie de laboratoire (µ-VIS) ont été réalisées à l'université de Southampton, Royaume Uni. Ce tomographe de laboratoire présente un faisceau polychromatique et divergeant, ce qui le distingue de la tomographie réalisée à l'ESRF. La résolution de ce microtomographe est de 3µm*3µm*3µm pour une énergie de 90kV et une intensité de 90µA. Le principe de la tomographie est présenté en annexe dans le cadre de l'ESRF, mais le principe s'applique aussi à un tomographe de laboratoire.

Ce tomographe a été utilisé pour caractériser les cavités présentes dans les cordons de soudure (voir partie 5.3.1) ainsi que pour l'étude des défauts débouchants (voir partie 5.4.2).

5.2.1.2 Le tomographe et laminographe synchrotron

La tomographie et laminographie se basent sur le même principe. Il s'agit de réaliser un grand nombre de clichés (par rayon X) d'un objet dans différentes positions afin d'être capable, grâce à un algorithme mathématique, de reconstruire cet objet en 3 dimensions. L'utilisation de rayonnement synchrotron permet d'avoir une résolution spatiale bien meilleure qu'un tomographe de laboratoire. De manière générale, un tomographe permet d'observer des objets étendus sur une dimension (de type bâton) alors qu'un laminographe permet l'observation d'objets étendu sur deux dimensions (de type plaque) comme indiqué à la figure 5.2. Une description plus détaillée est faite en "Annexe D : Le synchrotron".

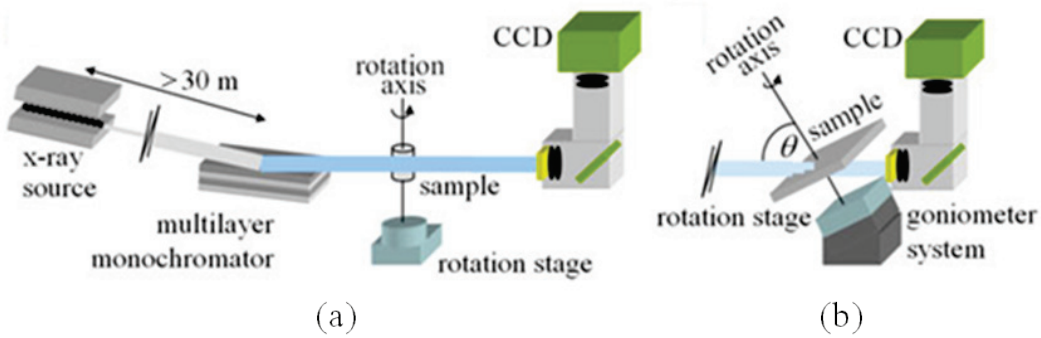


Figure 5.2 - Comparaison entre les montages expérimentaux pour (a) la tomographie et (b) la laminographie, sur la ligne ID19 à l'ESRF (ESRF laminography 2011)

Ce tomographe a été utilisé pour caractériser les défauts débouchants et non-débouchants. Deux types d'observation ont été réalisés, des observations par

tomographie pour les défauts débouchants et des observations par laminographie, pour les défauts non-débouchants. Pour ces deux types d'observation, un rayon polychromatique de 19keV a été utilisé, avec différents filtres en longueur d'ondes afin d'obtenir la meilleure qualité de faisceau possible pour chacune des observations. Une résolution de 0,7*0,7*0,7 µm est ainsi obtenue. Pour les essais de laminographie, la platine est inclinée d'un angle de 30° par rapport à l'horizontal.

5.2.1.3 Résumé des observations

Les différentes observations par tomographie et laminographie sont résumées dans le tableau 5-2. On y trouve également les principales caractéristiques des essais réalisés.

Tableau 5-2 - Résumé et caractéristiques des différentes observations réalisées par tomographie et laminographie

Moyen	Tomographe de Southampton	Tomographe de l'ESRF	Laminographe de l'ESRF
Energie	90kV	19KeV	19KeV
Taille de voxel	3*3*3µm	0,7*0,7*0,7µm	0,7*0,7*0,7µm
Matériau	Soudure T35/TA6V4 et T35	T35	T35
Nombre de scans	4 scans pour les soudures 8 scans pour la propagation de défauts débouchants	1 scan	10 scans pour une éprouvette
Type d'observation	*Post-mortem*	*Post-mortem*	*Ex-situ*
Observation	Cavités dans les soudures et propagation de défauts débouchants	Propagation d'un défaut débouchant	Propagation d'un défaut non-débouchant

5.2.1.4 Post-traitements des données

Le premier fichier de volume contient 2040x2040x2040 voxels codés sur 32 bits. La taille mémoire de ce fichier est donc très importante (supérieure à 30 Go) et contient des régions qui n'ont pas d'intérêts (air autour de l'échantillon par exemple). Avant de récupérer les données, il faut donc :

- Vérifier que le volume reconstruit ne soit pas flou. Si ce n'est pas le cas, il faudra alors reconstruire le volume en corrigeant les fluctuations de l'axe de rotation. Cet axe de rotation est une donnée que l'utilisateur fourni au programme de reconstruction et qui permet de situer l'objet

dans le volume étudié. Cet axe de rotation peut être ajusté à 0,25 pixel près.

- Recadrer l'échantillon : il s'agit de garder uniquement la zone d'intérêt du scan en enlevant tout le volume inutile.

- Convertir le volume en 8 bits : l'information, en niveau de gris, est codé initialement sur 32 bits. Cependant, cette plage de niveau de gris est rarement utilisée entièrement. Un programme permet de définir des bornes d'intérêt (inférieure et supérieure) sur cette plage de niveau de gris et de convertir les données situées entre ces bornes sur 8 bits.

Après ces différentes opérations, on obtient un nouveau fichier volumique (.RAW), codé sur 8 bits, dont la taille mémoire est bien inférieure au fichier initial (8 Go s'il n'y a pas eu de recadrage, et moins sinon). On peut alors rapatrier le fichier du serveur de l'ESRF vers le laboratoire.

Les données ont été traitées avec deux logiciels. ImageJ® qui permet de visualiser les volumes, dans un premier temps. Ce logiciel est également utilisé afin d'orienter, de manière précise, les différents scans entre eux. Avizo® est quand à lui utilisé pour les autres opérations telles que la labellisation des volumes, la visualisation 3D ou encore les analyses statistiques volumiques.

5.2.2 Les cordons de soudures

L'étude concernant les cordons de soudure a été menée sur les soudures hétérogènes entre le T35 et le TA6V4. En effet, lors des observations par microscopie optique, des cavités ont pu être mises en évidence (voir partie 2.2.5).

5.2.2.1 Les essais mécaniques

Des essais de traction sur les cordons de soudure hétérogènes ont été réalisés. Le cordon de soudure est orienté perpendiculairement à la direction de traction (figure 5.3), afin de maximiser la sollicitation appliquée. Les éprouvettes ont une géométrie simple, il s'agit de bandes de 2 cm de large contenant la soudure au milieu. Ces éprouvettes ont été sollicitées en traction monotone pour une vitesse de déplacement de traverse de 1 mm/min.

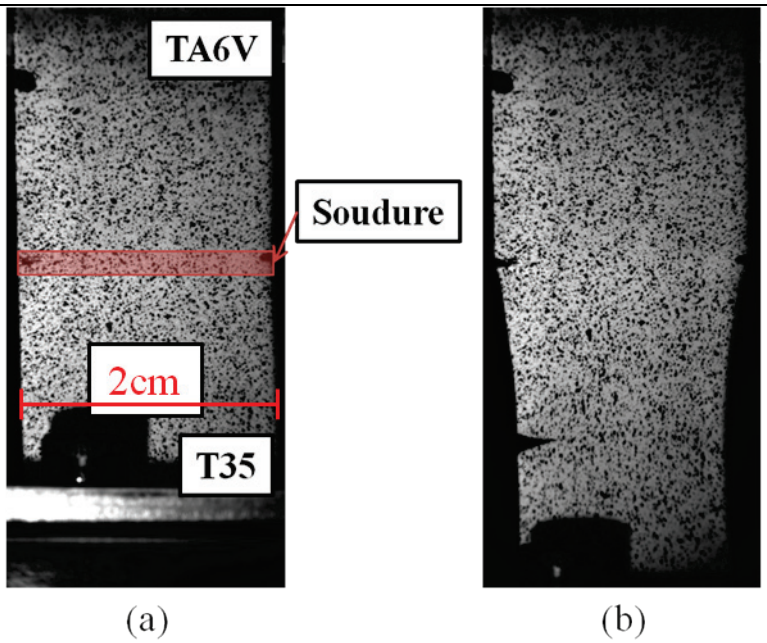


Figure 5.3 – Eprouvette de traction d'un cordon de soudure hétérogène, le TA6V4 est en haut, le T35 en bas et le cordon de soudure est représenté en rouge ; (a) état initial et (b) état final, lorsque la fissure commence a se propager

5.2.2.2 Les observations par tomographie

Les observations tomographiques concernant les cordons de soudures à l'état initial ont été réalisées à l'aide du tomographe de laboratoire de Southampton, UK. Quatre échantillons d'environ 1 mm de largeur ont été prélevés le long de la soudure (figure 5.4). Ces échantillons ont été scannés et caractérisés.

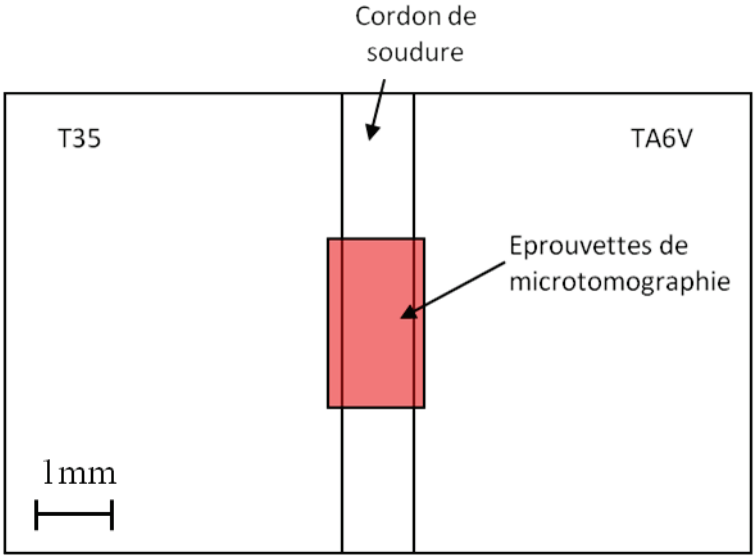


Figure 5.4 - Plan de prélèvement des éprouvettes de microtomographie pour l'étude des soudures hétérogènes T35/TA6V4

Pour l'étude des porosités, seule la partie contenant le cordon de soudure a été conservée. En effet, la rugosité de surface des soudures est facilement observable. Une fois le volume d'étude sélectionné, les cavités et la surface de la soudure ont été identifiées et labélisées. La résolution de ce tomographe a permis de détecter les cavités dont le diamètre est supérieur à 10µm.

5.2.3 Les défauts débouchants

Les défauts débouchants (qui traversent la tôle de titane 35) ont pour but d'étudier le comportement à la rupture du liner en titane, dans le cas où une fissure débouchante serait apparue. Cette étude se base sur la réalisation d'essais de propagation de défauts ainsi que sur l'observation de la fissure obtenue.

5.2.3.1 Les essais sur défauts débouchants

Des essais de traction monotone sur éprouvettes entaillées ont été réalisés. La géométrie des échantillons est présentée sur la figure 5.5. Des entailles ont été réalisées au centre des éprouvettes par électroérosion. Une éprouvette de ce type a été choisie plutôt qu'une éprouvette de type Kahn, car il faut éviter qu'une partie de l'éprouvette rentre en compression : la faible épaisseur engendrerait le flambage de l'éprouvette. La vitesse de déformation macroscopique appliquée sur les éprouvettes avec entaille est la même que pour un essai de traction sans entaille soit une vitesse de sollicitation de 10^{-3} s^{-1}. Deux configurations ont été étudiées : traction selon le sens L avec propagation suivant le sens T (éprouvette L-T) et traction selon le sens T avec propagation suivant le sens L (éprouvette T-L).

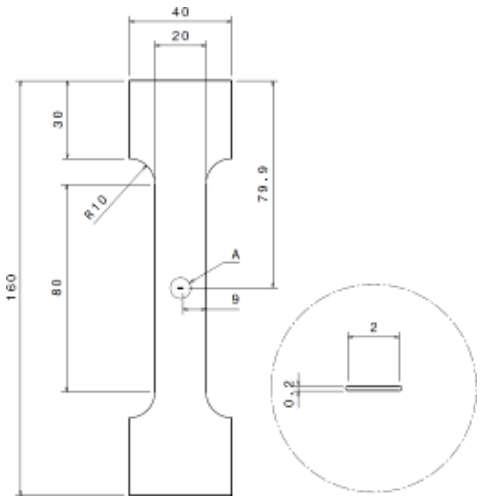


Figure 5.5 - Géométrie d'éprouvette entaillée au centre pour l'étude de la propagation de fissure

Afin de pouvoir comparer les différents essais entre eux, il a été décidé de mesurer la déformation entre deux marqueurs placés à ±3 mm au dessus et en

dessous du défaut. Dans cette partie, comme la déformation est hétérogène dès le début des essais (due à la présence du défaut), on ne parlera pas en déformation mais en déplacement entre les marqueurs.

5.2.3.2 Les observations par tomographie

La rupture ductile est dépendante du taux de triaxialité : plus la triaxialité est importante, et plus les cavités ont des chances d'apparaitre et de croître. Or, la triaxialité des contraintes est maximale au cœur de l'éprouvette. Pour observer ce qu'il se passe à cœur, des observations par microtomographie sont donc indispensables et ont été réalisées. Deux microtomographes ont été utilisés. Les éprouvettes prélevées pour la charge maximale (qui correspond au moment où l'entaille est la plus émoussée), ont été observées à l'aide du microtomographe de laboratoire de l'université de Southampton et les éprouvettes ayant subit une propagation du défaut initial ont été observées à l'ESRF, sur la ligne de lumière ID19.

Pour réaliser ces observations, nous avons découpé les pointes de fissures arrêtées, pour deux directions de propagations différentes (propagation dans la direction de laminage, éprouvettes T-L, et dans la direction transverse au laminage, éprouvettes L-T).

5.2.4 Les défauts non-débouchants

Pour analyser la propagation de défauts dans l'épaisseur de la tôle de titane T35, des défauts non-débouchants ont été étudiés. Le but étant d'étudier les mécanismes de rupture, il a été décidé de réaliser un essai de traction interrompu pour observer l'évolution de ce type de défaut durant la sollicitation.

5.2.4.1 Présentation de l'essai

Afin d'être au plus proche de la problématique technologique, la géométrie du défaut non débouchant a été choisie en accord avec les industriels. Le choix s'est porté sur un défaut sévère, dont la profondeur est égale à la moitié de l'épaisseur du feuillard. De plus, pour que les résultats obtenus sur éprouvettes soient transférables facilement à l'application industrielle, ce défaut a été réalisé par électroérosion par une entreprise spécialisée (Luziesa), capable de reproduire ce type de défaut sur un liner entier. La géométrie du défaut est présentée sur la figure 5.6.

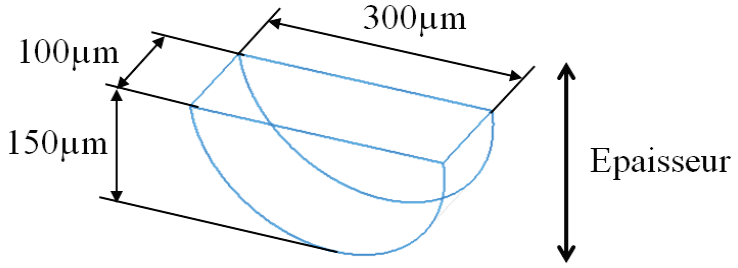


Figure 5.6 – Géométrie du défaut non-débouchant réalisé dans le feuillard de titane T35

L'essai devant être réalisé *ex-situ* à l'ESRF (c'est-à-dire en observant la même éprouvette à l'état déchargé pour différents niveaux de déformation), une mini-machine de traction a été utilisée et le montage de suivi de marqueur adapté pour l'occasion (figure 5.7). Cet essai a été réalisé en partenariat avec le Laboratoire de Mécanique des Solides de l'Ecole Polytechnique, qui nous a détaché un technicien ainsi qu'une machine de traction.

Le montage permettant le suivi de marqueur est placé au dessus de l'éprouvette. De plus, tout comme pour les essais réalisés au laboratoire, les voies d'acquisition de force et de déplacement sont également transmises au logiciel de suivi de marqueur. Le montage de traction est positionné sur une platine élévatrice, afin de permettre une mise au point facilitée. Cette platine est fixée à la table pour que le montage de traction ne change pas de position entre les différentes phases de l'essai.

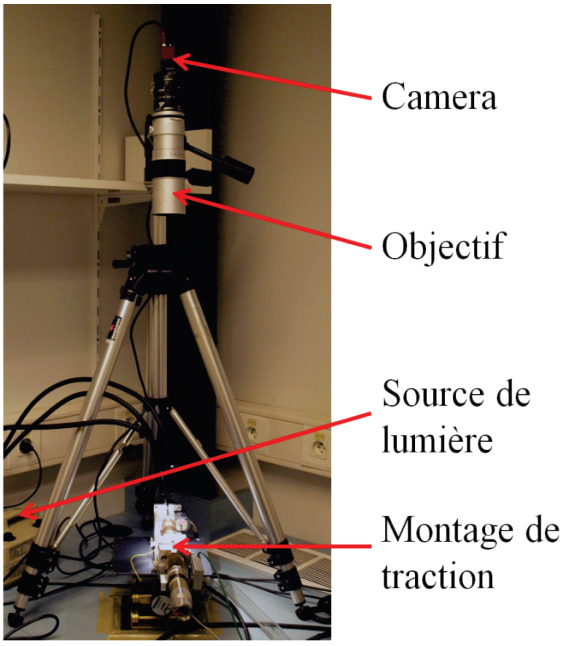


Figure 5.7 – Montage utilisé pour réaliser l'essai de traction interrompu ex-situ à l'ESRF

La machine de traction permet d'imposer un déplacement de l'ordre du micromètre par seconde et possède une cellule de charge de 2kN. Ainsi, la géométrie de l'éprouvette a été développée pour s'adapter à cette machine. La largeur utile de l'éprouvette mesure 5 mm et la longueur utile est de 20 mm (figure 5.8). Le défaut est positionné perpendiculairement à la direction de sollicitation.

Pour sélectionner les différents niveaux de déformation pour lesquels les observations par laminographie ont été effectuées, des essais préliminaires ont été réalisés au laboratoire. Ainsi, nous avons choisi de réaliser 10 scans correspondant à 10 pas de chargement, le premier correspondant à l'état initial du défaut et le dernier à une propagation importante dans la section de l'éprouvette. Il a également été décidé d'interrompre l'essai au moment où le défaut traverserait l'épaisseur de l'éprouvette.

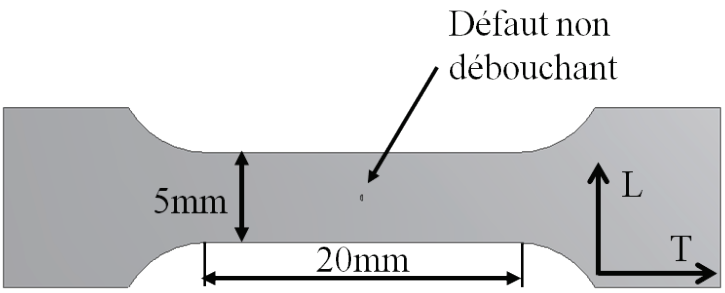


Figure 5.8 - Géométrie de l'éprouvette comportant le défaut non débouchant

La machine de traction permettant d'obtenir des vitesses de sollicitations faibles, un déplacement de traverse de 5µm/sec a été imposée. Une attention particulière a été portée au positionnement de l'éprouvette vis-à-vis du montage de traction. Les déplacements ont été mesurés par la méthode de suivi de marqueurs en post-traitement (c'est-à-dire une fois l'essai complètement terminé). Cela permet de pouvoir placer les couples de marqueurs à des positions précises sur le mouchetis de l'éprouvette, bien que l'éprouvette soit retirée du montage de traction pour réaliser chaque scan. Afin d'utiliser la même base de mesure que les essais de traction sur éprouvette avec défaut débouchant, un espacement initial entre les marqueurs de 6mm a été retenu.

5.2.4.2 Les observations par laminographie

Nous venons de voir que pour chaque interruption de l'essai, le défaut a été observé par laminographie. Lors des différents scans réalisés (dix au total) une attention particulière a été portée à la répétabilité du positionnement de l'échantillon, vis à vis du faisceau incident et du détecteur, la platine rotative étant inclinée à 30° par rapport à l'horizontale. L'éprouvette est positionnée sur la platine mobile grâce à un montage spécial, plaçant le défaut à observer au plus

prés de l'axe de rotation de la platine. Des vérins permettent ensuite de positionner précisément le défaut au niveau de l'axe de rotation (figure 5.9).

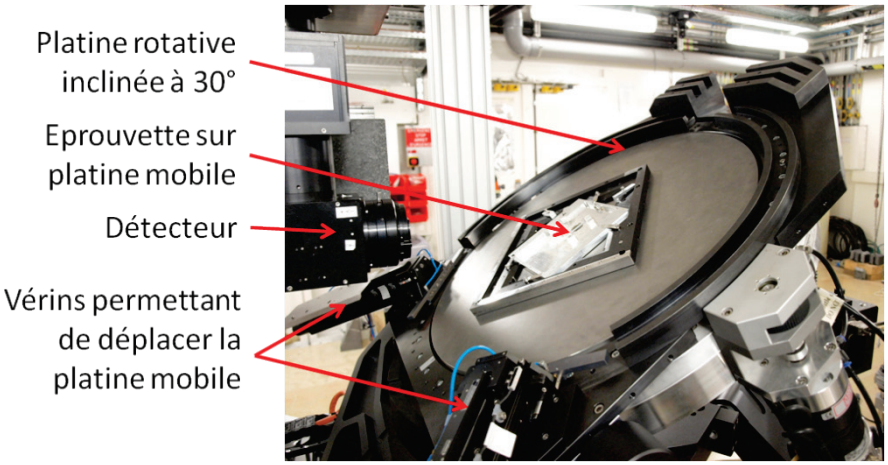


Figure 5.9 – Platine utilisée pour la laminographie avec l'éprouvette comportant le défaut positionnée

Le contraste entre air et matière sur les images des scans réalisés ne permettant pas un traitement automatique des données, chaque scan a été exploité avec le logiciel Avizo®, en gardant toujours la même procédure :

- Labellisation des domaines (T35, cavités et air)
- Visualisation 3D des domaines
- Mesure de la géométrie du défaut
- Analyse statistique sur les domaines

5.3 Soudures T35/TA6V4

Lors des observations des soudures hétérogènes effectuées par microscopie optique, des cavités ont pu être observées au sein du cordon de soudure (voir partie 2.2.5). Il est probable que ces cavités soient dues à la vaporisation de certains éléments d'addition (principalement l'aluminium) présents dans le TA6V4 plutôt qu'au piégeage de gaz de protection (voir partie 5.1.3). En effet, pour les mêmes conditions de soudage, aucune cavité n'est observée lors de la soudure de deux feuillards de T35. Notons, de plus, que certaines de ces cavités semblent de taille importante (diamètre de l'ordre de la centaine de microns), il est donc nécessaire d'étudier la nocivité des ces cavités.

5.3.1 Observations tomographiques

Les observations tomographiques concernant les cordons de soudures ont été réalisées à l'aide d'un tomographe de laboratoire, à Southampton, UK (voir partie 5.2.2.2). La résolution de ce tomographe a permis de détecter les cavités dont le diamètre est supérieur à 10µm (figure 5.10). Au total, 4 échantillons de soudure ont été observés.

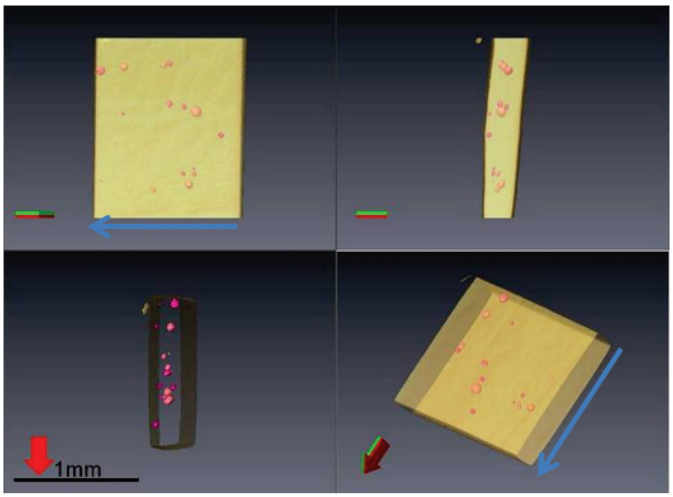


Figure 5.10 – Exemple de données d'un scan d'un échantillon de cordon de soudure T35-TA6V4 (échantillon 1), la flèche bleue indique la direction du cordon de soudure, les surfaces de l'échantillon sont en jaune laissant visible le volume de la matière avec notamment les cavités, qui sont en violet

Le tableau 5-3 présente les principales caractéristiques des quatre scans obtenus. La longueur totale de soudure examinée est d'environ 6,3mm contenant 35 cavités dont le diamètre est supérieur à 10µm. Il y a donc, en moyenne, 5,6 cavités par millimètre de soudure. La figure 5.11 indique la répartition des cavités selon leur diamètre moyen. On remarque ainsi que deux cavités d'une taille comprise entre 90µm et 100µm ont été observées. On peut considérer ces cavités comme étant de taille importante car leur diamètre représente 1/3 de l'épaisseur de la soudure.

La répartition des cavités au sein du cordon de soudure a également été étudiée. Chaque cordon de soudure a été divisé en trois parties égales :

- Le centre de la soudure, zone A
- Le coté proche du T35, zone B
- Le coté proche du TA6V4, zone C

On observe que la majorité des cavités (environ 83%) se situent sur les zones B et C du cordon de soudure, avec 16 cavités dans la zone B et 13 cavités dans la zone C.

Tableau 5-3 - Données caractéristiques des 4 scans réalisés, le scan de l'échantillon 1 est présenté sur la Figure 5.10

	Taille de la zone étudiée		Nombre de cavités	Volume (10^3 voxels)		$\%_{vol}$ de cavités
	Longueur (mm)	Largeur (mm)		Cordon de soudure	Cavités	
Echantillon 1	1,16	1,42	16	17560	31,9	0,18
Echantillon 2	1,21	1,27	3	16719	20,5	0,12
Echantillon 3	2,13	1,41	8	22929	21,9	0,09
Echantillon 4	1,73	1,43	8	19736	28,3	0,14

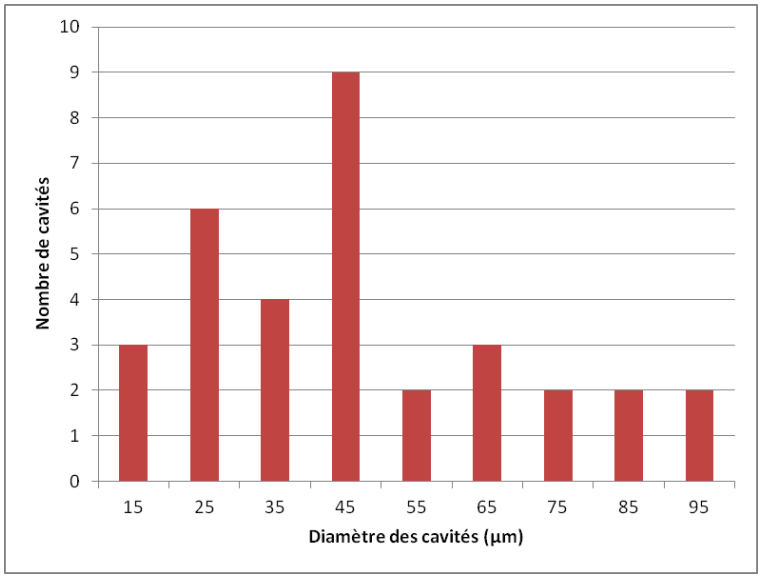


Figure 5.11 – Distribution du diamètre des cavités

Grace à ces observations on a pu identifier la présence de cavités dans les cordons de soudure entre le T35 et le TA6V4. Bien que la proportion volumique de ces défauts reste faible (de l'ordre de 0,12% du volume du cordon de soudure), ces défauts peuvent avoir des conséquences notables sur la tenue mécanique de la structure. En effet, localement, certaines cavités peuvent représenter 1/3 de l'épaisseur du cordon de soudure. Cette réduction d'épaisseur pourrait donc engendrer des points de faiblesses et des concentrations de contraintes lors du chargement à la jonction des deux matériaux.

Pour étudier l'influence de ces défauts sur la tenue mécanique des soudures, il a été décidé de réaliser des essais de traction dans la direction perpendiculaire au cordon. En complément, des simulations numériques en utilisant la géométrie réelle des cavités ont été réalisées.

5.3.2 Essais mécaniques

Les essais mécaniques réalisés sur les cordons de soudure sont présentés dans la partie 5.2.2.1.

Lors de ces essais, les éprouvettes ont systématiquement rompu dans le T35, loin de la zone soudée. Afin d'étudier les déformations dans les différentes zones, quatre couples de marqueurs ont été choisis. Le premier couple mesure la déformation totale de l'éprouvette, le deuxième la déformation du cordon de soudure, le troisième la déformation du T35 et le dernier la déformation du TA6V4. Bien que la position de la soudure soit repérée sur l'éprouvette, la taille des marqueurs utilisée implique qu'il n'est pas possible de placer les deux marqueurs entièrement dans le cordon de soudure. De ce fait, il faut noter que la mesure de la déformation du cordon de soudure intègre en partie la déformation des deux matériaux qui lui sont accolés.

Les courbes contrainte/déformation pour les différentes zones sont présentées sur la figure 5.12. On remarque ainsi que le TA6V4, ne se déforme que dans son domaine élastique ($\varepsilon<0,3\%$) alors que le T35 se déforme de façon plus importante (environ 28%). Le cordon de soudure, quand à lui, se déforme au maximum de 0,8%.

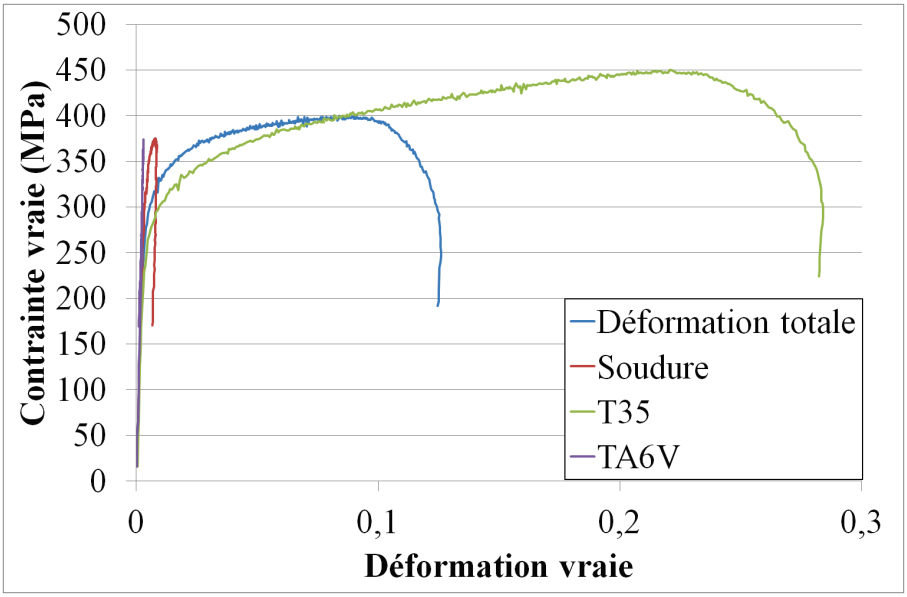


Figure 5.12 – Courbes contrainte vraie/déformation vraie pour les différents couples de marqueurs étudiés

Comme le cordon de soudure ne se déforme pratiquement pas, il est difficile de déterminer la nocivité des cavités qu'il contient. Il a donc été décidé de réaliser une série de simulations numériques afin d'étudier cette nocivité pour d'autres cas de chargement.

5.3.3 Simulations numériques

5.3.3.1 Configurations étudiées : maillages et conditions aux limites

Pour étudier l'influence de ces défauts sur la tenue mécanique du liner, des simulations numériques en trois dimensions ont été réalisées. Dans un premier temps, trois cas de chargement, jugé représentatif du chargement imposé par la structure, ont été étudiés (figure 5.13):

- Une traction monotone, dans la direction perpendiculaire au cordon de soudure (configuration a)
- Une traction monotone, dans la direction parallèle au cordon de soudure (configuration b)
- Une traction biaxiale monotone, dans les deux directions précédentes (configuration c)

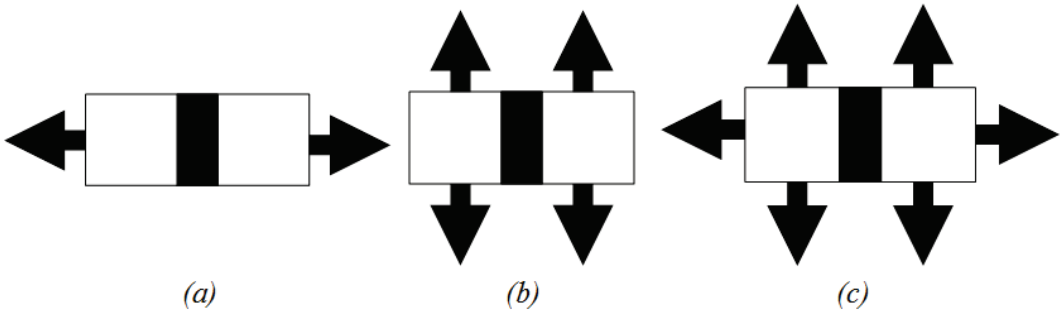


Figure 5.13 - Les trois cas de chargement, (a) traction perpendiculaire au cordon de soudure, (b) traction parallèle au cordon de soudure, (c) traction biaxiale. La soudure est indiquée en noir

Pour disposer de simulation les plus représentatives possible, nous nous sommes servis des scans de tomographie pour mailler la structure du matériau à proximité des cavités. Nous avons utilisé le logiciel Avizo® pour générer le maillage des cavités, en choisissant des éléments tétraédriques. Ce maillage est ensuite importé dans le logiciel Zset® de simulation par éléments finis et complété par l'addition d'un volume autour des cavités maillées. Le tout subit une opération de remaillage 3D afin d'obtenir in fine des éléments les plus réguliers possible.

La zone soudée est donc simplifiée. Seulement un élément potentiellement représentatif du cordon de soudure est représenté, pour diminuer la taille du calcul. Le maillage réalisé est subdivisé en trois parties : T35, zone fondue, TA6V4 (figure 5.14). Une loi de comportement particulière est appliquée pour chacune de ces zones (critère de plasticité de von Mises avec un écrouissage isotrope et deux écrouissages cinématiques, voir partie 4.3.1.3).

Afin de définir ces lois de comportement, nous avons émis l'hypothèse que la limite d'élasticité était proportionnelle à la dureté des matériaux. Comme la loi de comportement des tôles laminées en T35 a été identifiée, nous avons gardé cette forme de loi de comportement et nous avons simplement décalé les limites d'élasticité suivant les mesures de dureté effectuées sur les soudures T35/TA6V4 (voir partie 2.2.5.4). Nous obtenons ainsi une limite d'élasticité de 29 MPa pour le T35, de 495 MPa pour la zone fondue et de 800 MPa pour le TA6V4 (tous les autres paramètres sont identiques à ceux identifiés pour le T35). Les cavités étant maillées nous leur avons attribué, pour des raisons de stabilité du calcul, un comportement virtuel parfaitement élastique avec un module d'élasticité de 1 MPa et un coefficient de poisson de 0,3. Ce module d'élasticité étant très faible en comparaison de celui du titane (110 GPa). Pour étudier la nocivité des cavités dans les cordons de soudure, des simulations témoins, sans cavité, ont également été réalisées.

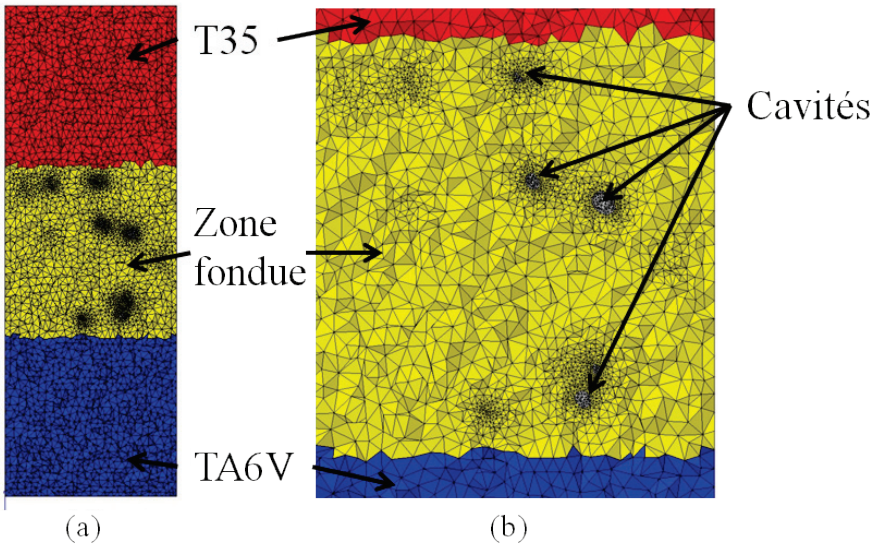


Figure 5.14 – Coupes à mi-épaisseur du maillage utilisé pour les simulations numériques des soudures comportant des cavités (a) vue d'ensemble et (b) agrandissement de la zone fondue. Le T35 est en rouge, le TA6V4 en bleu, la zone fondue en jaune et les cavités en gris.

Un niveau macroscopique de déformation par défaut de 7% a été imposé comme condition de chargement pour chaque configuration. Afin de représenter la condition de traction biaxiale présente dans le réservoir, une condition particulière a été ajoutée. Il s'agit d'imposer à la structure que les faces opposées restent parallèles entre-elles (figure 5.15).

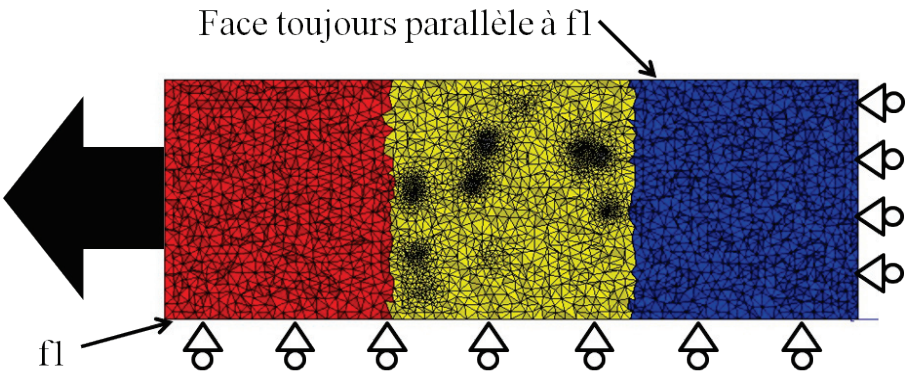


Figure 5.15 - Conditions aux limites imposées pour le cas d'une traction perpendiculaire à la soudure

5.3.3.2 Résultats des simulations

5.3.3.2.a Simulations témoins

Pour le cas de la traction perpendiculaire au cordon de soudure sans défaut, nous constatons que la déformation se localise principalement dans le T35 (figure 5.16.*a*) avec un niveau de déformation qui peut atteindre les 25%. La zone soudée ainsi que le TA6V4 ne se déforment pratiquement pas.

Dans le cas de la traction parallèle à la soudure sans défaut, le niveau de déformation est quasiment identique dans les trois matériaux (figure 5.16.*b*). La déformation plastique atteint une valeur de 6,2%. Enfin, lorsqu'une soudure sans défaut est soumise à une traction biaxiale, la déformation est localisée dans le T35 et atteint un niveau très important (30,6%) (figure 5.16.*c*).

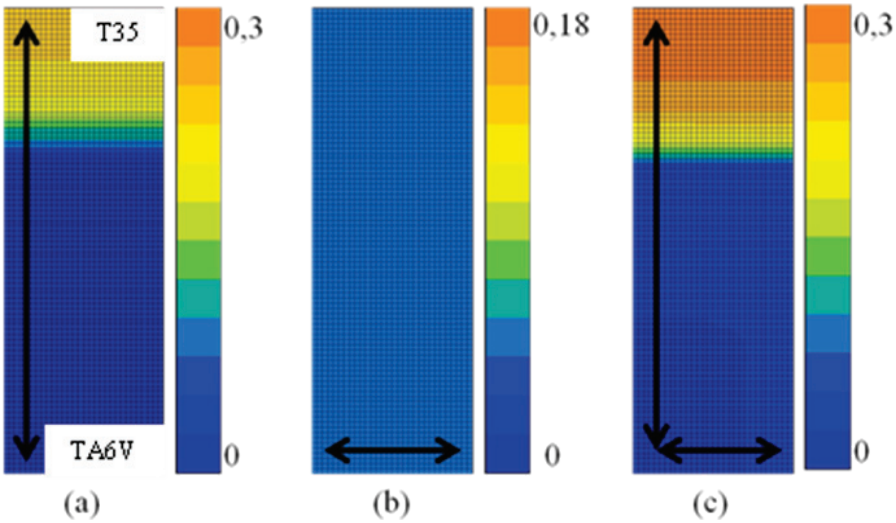


Figure 5.16 - Cartographie de déformation plastique cumulée pour les simulations sans cavités dans le cas (a) d'une traction perpendiculaire, (b) d'une traction parallèle et (c) d'une traction biaxiale, les flèches noires indiquent la direction de sollicitation

5.3.3.2.b Simulations avec cavités

Dans un premier temps, les réponses macroscopiques entre les simulations témoins et les simulations avec défauts ont été comparées (figure 5.17). Aucune différence n'est observable sur ces courbes, ce qui indique que le comportement général des cordons de soudure n'est pas affecté par la présence de défauts tels que ceux étudiés ici. Ce résultat est cohérent avec l'essai de traction monotone orienté perpendiculairement à la soudure.

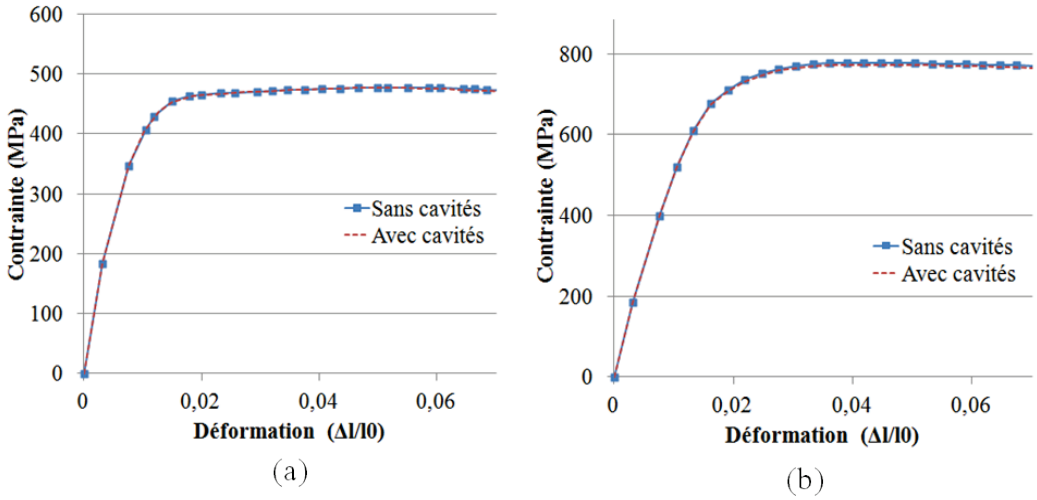


Figure 5.17 – Courbe macroscopique de traction pour (a) la sollicitation perpendiculaire et (b) la sollicitation parallèle pour les soudures avec défauts

Ainsi, les simulations avec cavités présentent le même type de localisation que les simulations témoins. Les sollicitations perpendiculaire et biaxiale avec défauts localisent encore dans le T35 alors que la sollicitation parallèle à la direction de soudage déforme uniformément le maillage. Ce résultat avait également été observé expérimentalement et est conforme à la vision montage série ou parallèle que présente la géométrie du cordon vis-à-vis des conditions aux limites imposées.

La figure 5.18 présente les valeurs de déformation plastique a mi épaisseur pour les trois cas de sollicitation. En ce qui concerne la traction perpendiculaire, le maximum de déformation se situe dans le T35. On n'observe pas de zone plastifiée à proximité des cavités. Pour la traction parallèle, les maximums de déformation plastique se situent à proximité des cavités. En effet, comme précisé précédemment, les trois zones définies (T35, soudure et TA6V4) subissent le même niveau de déformation macroscopique suivant cette direction de chargement. Enfin, en ce qui concerne la traction biaxiale, le maximum de déformation se situe dans le T35 mais nous observons également des zones plastifiées à proximité des cavités.

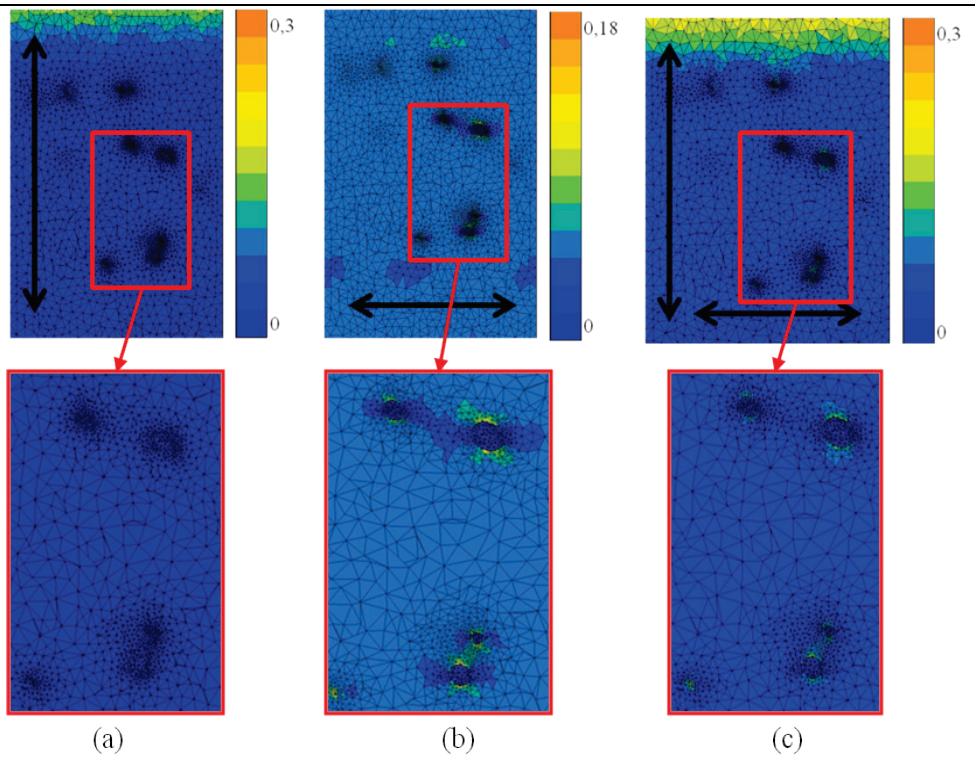


Figure 5.18 - Cartographies de déformation plastique cumulée vu a mi-épaisseur du maillage pour les trois cas de chargement ; (a) traction perpendiculaire, (b) traction parallèle et (c) traction biaxiale

Comme le liner utilisé pour les réservoirs haute pression subit des sollicitations cycliques, il a donc été décidé de réaliser des simulations cycliques avec ce modèle.

5.3.3.3 Simulations cycliques

Pour les sollicitations de type traction monotone parallèle à la soudure et traction biaxiale, des zones de plasticité ont été observées à proximité des cavités. Cette plasticité localisée peut être à l'origine de rupture dans les matériaux ductiles. Il a donc été décidé de réaliser des simulations cycliques pour ces deux cas de sollicitation.

Pour la simulation cyclique parallèle à la direction du cordon de soudure, nous imposons un niveau de déformation totale de ± 0,8% pour 20 cycles. Pour le cas biaxial, une déformation perpendiculaire de ± 0,2% et une déformation parallèle de ± 0,8% sont appliquées également pour 20 cycles. Chaque cycle a une durée de 1,2 secondes.

La figure 5.19 présente les cartographies de la déformation plastique cumulée (au sens de Mises) pour ces deux simulations, en fin du dernier cycle. De manière générale, nous constatons que la déformation se localise toujours dans le T35, qui présente une limite d'élasticité bien plus faible que celle de la zone soudée.

Cependant, des zones plastiques, très peu étendues, sont présentes à proximité des cavités. Ces zones plastiques se limitent généralement à quelques éléments. On remarque également que se sont les mêmes éléments qui plastifient pour les deux types de sollicitations cycliques. Il est donc possible que cette plasticité soit due à la géométrie de certains éléments de maillage qui n'ont pas un facteur de forme suffisamment adéquate vis-à-vis du chargement. On remarque donc qu'il y a une dépendance des résultats au maillage utilisé.

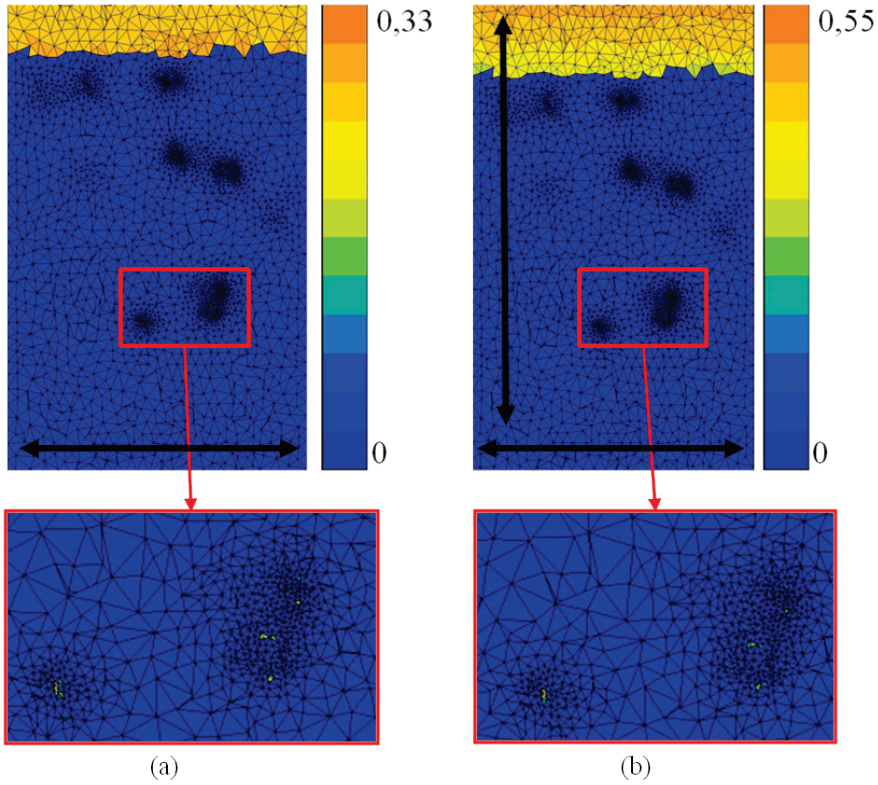


Figure 5.19 - Cartographies de déformation plastique vu a mi-épaisseur du maillage pour les deux cas de chargement cyclique; (a) parallèle, (b) biaxiale

5.3.4 Conclusion sur l'effet des cavités présentent dans les soudures

Des cavités ont été observées dans les cordons de soudure entre le T35 et le TA6V4, sûrement crées par évaporation de l'aluminium lors du soudage laser (Liu et al. 2012). Une étude tomographique a permis de pouvoir observer et quantifier les caractéristiques principales de ces cavités. Une fraction volumique moyenne de 0,12 % de cavités dans le cordon de soudure a été déterminée. Néanmoins le nombre de cavités reste relativement important (5,6 cavités par millimètre de cordon de soudure réalisé) et localement ces cavités présentent une taille importante, pouvant aller jusqu'à 1/3 de l'épaisseur des feuillards.

Afin d'étudier la nocivité de ces cavités, des essais de traction monotone suivant la direction perpendiculaire à la soudure ont été réalisés. Ces essais montrent une grande hétérogénéité de déformation entre le T35, le TA6V4 et le cordon de soudure : le TA6V4 et le cordon de soudure ne se déforment pratiquement pas alors que le T35 se déforme énormément. Le cordon de soudure n'est donc pas suffisamment sollicité dans cette configuration de chargement pour induire une nocivité des cavités.

Des simulations numériques monotones ont été réalisées en se basant sur la géométrie réelle des cavités. Lorsque l'on applique le même type de chargement que pour les essais mécaniques réalisés, le même phénomène est observé : seul le T35 se déforme. Cependant, il est possible d'observer des zones plastiques à proximité des cavités pour d'autres types de chargements (traction parallèle au cordon de soudure et traction biaxiale). Pour ces deux configurations, des simulations cycliques ont été réalisées et montrent que la déformation plastique se localise préférentiellement dans le T35 mais que des zones plastifiées, de tailles très peu importantes, sont également présentes près des cavités.

Ainsi, la présence de ces défauts ne semble pas jouer de rôle prédominant en traction monotone sur la ruine de l'éprouvette car la déformation se localise toujours dans le T35. Par contre, une influence en fatigue oligocyclique n'est pas à exclure du fait de la localisation des contraintes et des déformations à proximité des cavités.

5.4 Etude de défauts débouchants

Il s'agit de caractériser l'effet de ce type de défaut sur la propagation de fissure et de vérifier les conditions pour lesquelles cette propagation est stable. Les mécanismes d'endommagement du T35 seront également étudiés pour ensuite pouvoir les reproduire par simulation numérique.

5.4.1 Essais mécaniques

Les essais mécaniques concernant les défauts débouchants sont présentés à la partie 5.2.3.1.

Les courbes contrainte/déplacement obtenues mettent en évidence une anisotropie de comportement plastique (figure 5.20). Les contraintes sont calculées en utilisant la section réelle des éprouvettes. On fait l'hypothèse que l'épaisseur des éprouvettes ne change pas et il est ainsi possible de connaître, grâce aux techniques d'analyse d'image, la largeur de l'éprouvette et du défaut.

Pour les éprouvettes T-L (propagation dans la direction du laminage), le niveau de contrainte atteint est toujours supérieur à celui des éprouvettes L-T (propagation dans la direction transverse au laminage). Ces observations sont cohérentes avec les essais de traction monotone (voir partie 3.3). En effet, les éprouvettes L-T présentent une contrainte maximale (Rm) de 354 MPa alors que les éprouvettes T-L une contrainte de maximale de 370 MPa. Ces contraintes correspondent au début de la propagation du défaut. Le déplacement, mesurée par la méthode de suivi de marqueurs (distants de 6 mm, figure 5.22), correspondant à ce début de propagation est de 0,84mm pour les éprouvettes L-T et de 0,90mm pour les éprouvettes T-L.

On remarque cependant que la hauteur du défaut est d'environ 1mm lorsqu'il commence à se propager (figure 5.21). Il y a donc une forte localisation de la déformation à proximité du défaut. Pour les deux types d'éprouvette, on observe une propagation stable du défaut. Aucune rupture instable n'a été observée. Le matériau est donc très ductile. Les essais ont été arrêtés avant que les éprouvettes conduisent à une rupture totale (figure 5.22).

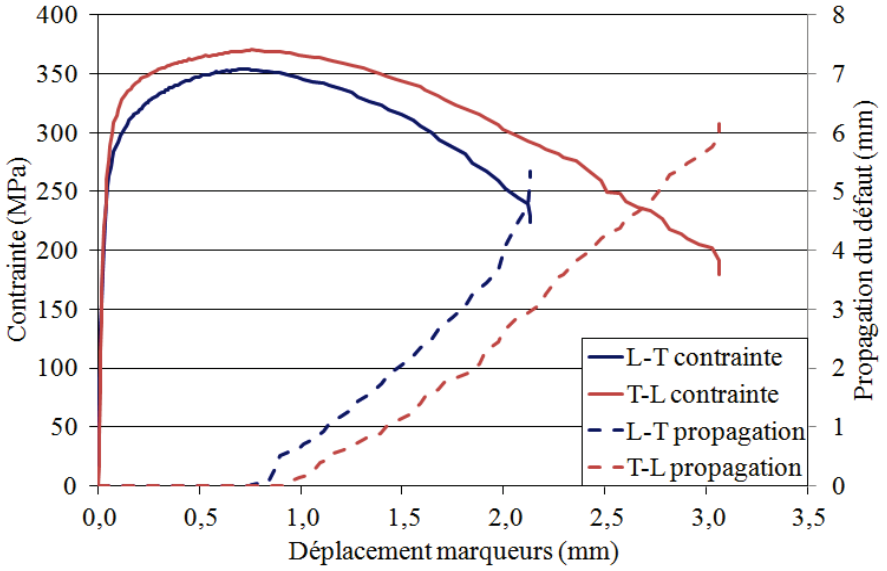


Figure 5.20 - Courbes contrainte-déplacement (mesurée à une distance de +/-6 mm de part et d'autre de la pointe de fissure) et avancées de la fissure dans le plan de la tôle pour les éprouvettes L-T et T-L

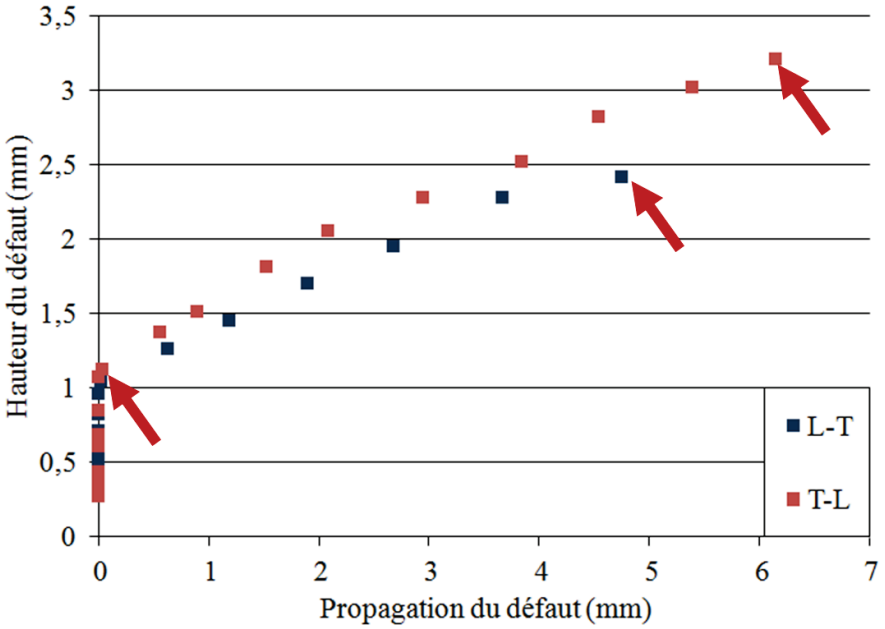


Figure 5.21 –Evolution de la largeur du défaut en fonction de sa propagation. Les flèches rouges indiquent les moments où les essais ont été interrompus pour les observations par tomographie

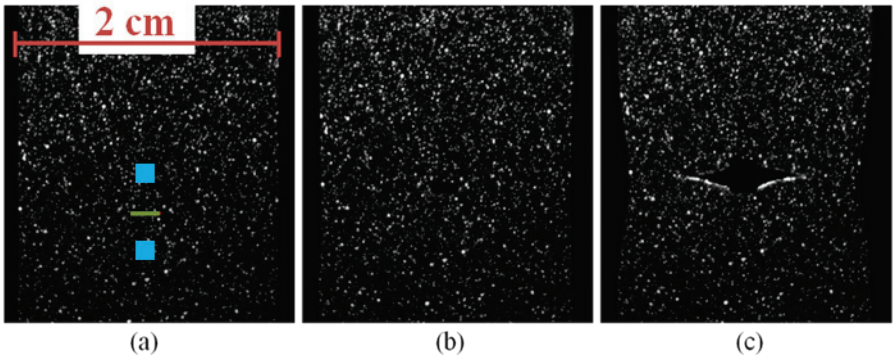
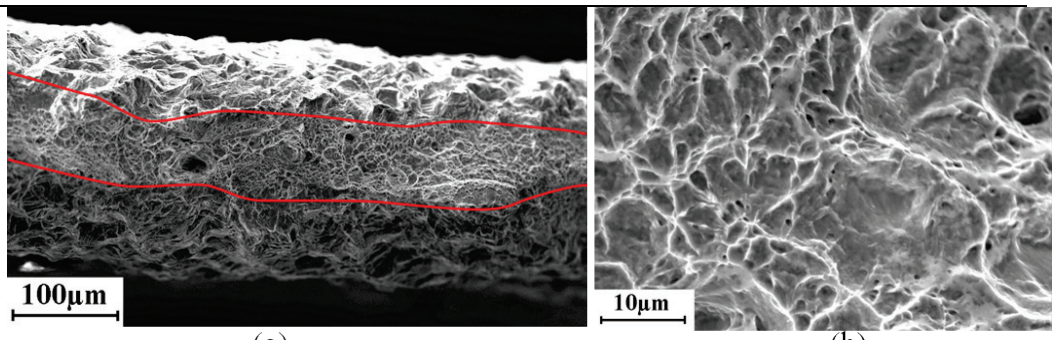


Figure 5.22 – Photographie d'une éprouvette L-T comportant un défaut débouchant pour (a) l'état initial (position du défaut représenté en vert, les marqueurs sont en bleu) ; (b) au moment du début de la propagation du défaut ;(c) après l'arrêt de l'essai

Le faciès de rupture a été observé par microscopie à balayage (figure 5.23). On observe, sur cette surface, la présence de nombreuses cupules. Cependant, lorsque l'on effectue un agrandissement de celles-ci, aucune inclusion n'a été observée. De plus, dans la zone de rupture l'épaisseur de l'éprouvette est passée de 300µm (épaisseur initiale) à environ 75µm, ce qui implique une rupture par plasticité avec une striction importante. On observe également une rugosité de surface importante due à la déformation plastique individuelle des grains.



(a) (b)

Figure 5.23 – Fractographie d'une surface de rupture ; (a) surface générale, les lignes rouge indiquent la zone de rupture ; (b) cupules

5.4.2 Observations tomographiques

Les conditions expérimentales concernant ces observations tomographiques sont présentées à la partie 5.2.3.2. On rappelle toutefois que, pour les deux types d'éprouvettes qui ont été sollicités en traction monotone (L-T et T-L), deux niveaux de chargement sont étudiés (figure 5.21) :

- la charge maximale, qui correspond au moment où l'entaille est la plus émoussée, juste avant le début de la propagation
- Le niveau de chargement qui correspond à une propagation de la fissure d'environ 6mm

En ce qui concerne les observations effectuées au niveau de charge maximal (figure 5.24), nous n'observons pas de cavités à proximité de l'entaille. Par contre, nous avons pu montrer que, dès le début de la propagation de la fissure, cette dernière s'effectue en biseau pour les deux orientations d'éprouvettes.

L'étude des éprouvettes présentant un défaut ayant propagé sur une distance d'environ 6mm a mis en évidence la présence de quelques cavités près de la pointe de fissure (figure 5.25). En moyenne, nous avons trouvé 0,022%$_{vol}$ de cavités à proximité de la fissure, dans un volume de 1,4mm*2,2mm*0,3mm, ce qui correspond au volume total de matériau observé par tomographie. Cette faible fraction volumique de cavités indique que le matériau ne s'endommage que très peu et qu'une rupture par cisaillement plastique est privilégiée. Ces fissures propagées montrent en outre un faciès en biseau, ce qui est typique pour les matériaux métalliques ductiles minces.

Sur la figure 5.26, qui présente différentes coupes dans l'épaisseur de l'éprouvette, on remarque que pratiquement aucune cavité n'est présente en avant de la pointe de la fissure. Il ne semble donc pas que, la rupture ductile soit la conséquence de mécanismes de nucléation, croissance et coalescence de cavités.

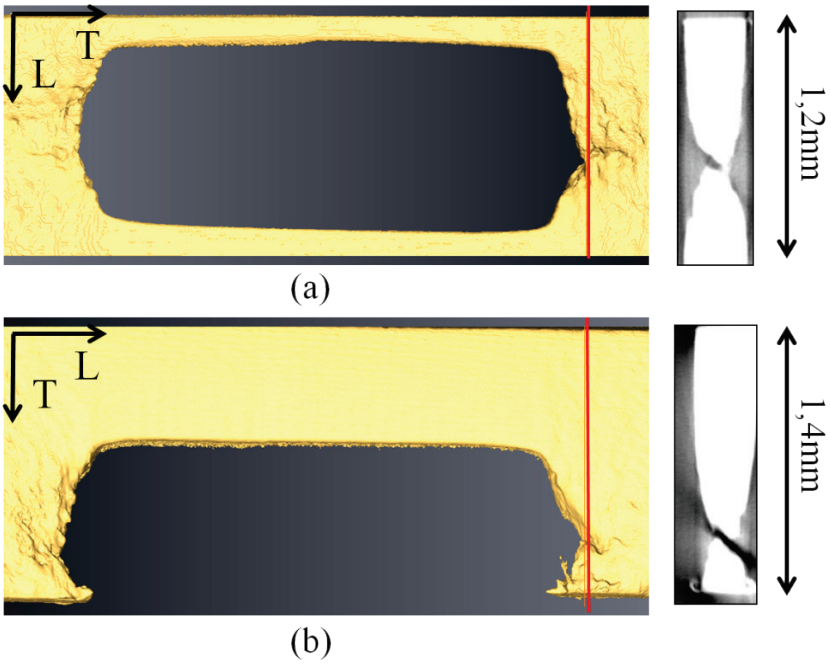


Figure 5.24 - Scans tomographique (réalisés à Southampton, RU) d'éprouvettes pour un niveau de chargement maximal, correspondant à la reconstruction de l'entaille vue dans le plan L-T et une coupe de cette éprouvette dans le plan L-N selon le trait rouge, (a) éprouvette L-T et (b) éprouvette T-L (la résolution spatiale est de 3*3*3µm par voxel)

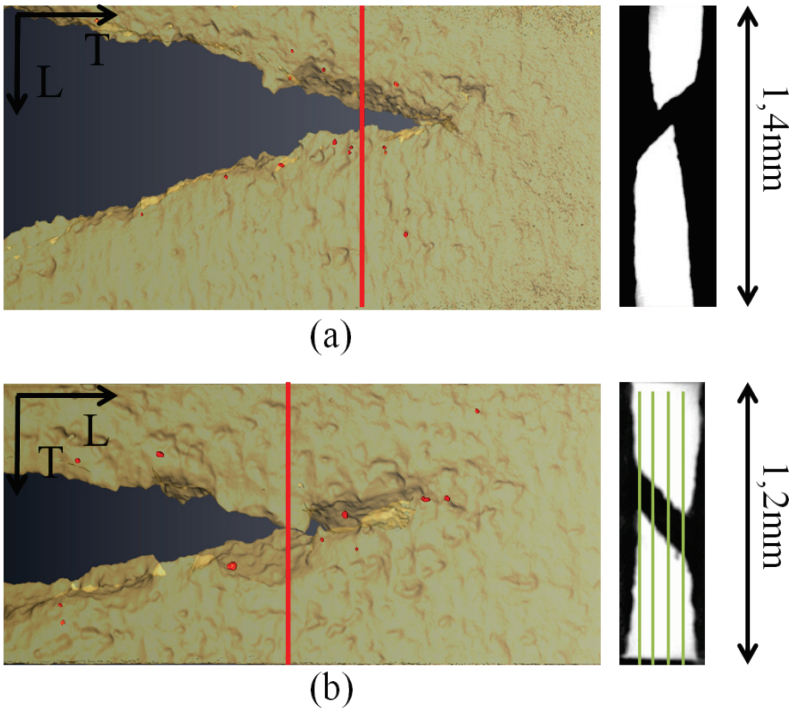


Figure 5.25 – Représentation 3D de la surface des éprouvettes et des cavités internes issues des données tomographiques (réalisées à Southampton). Volumes d'éprouvettes reconstruits pour une propagation d'environ 6mm ; le titane T35 est représenté en jaune et les cavités en rouge ; les coupes passent par le trait rouge ; (a) éprouvette L-T et (b) éprouvette T-L ; les traits verts indiquent les coupes correspondant à la figure 5.26 (la résolution spatiale est de 3µm^3 par voxel)

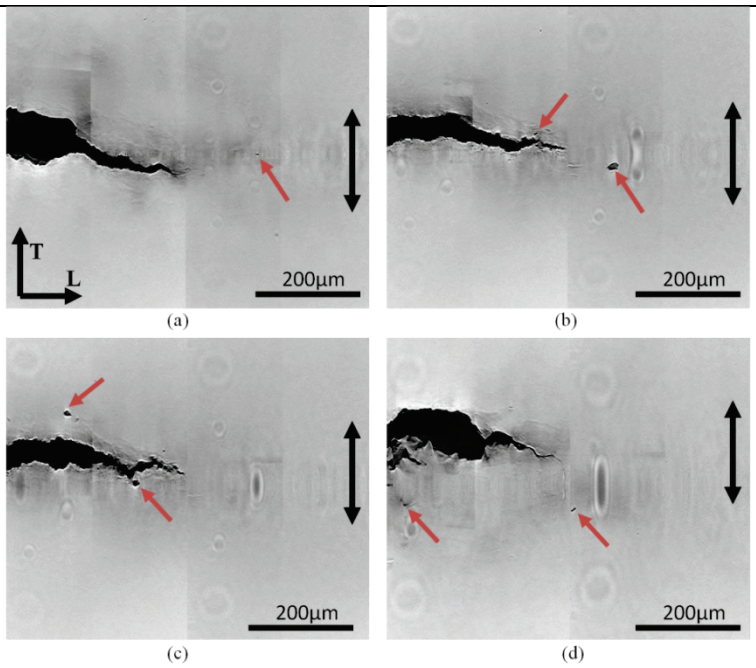


Figure 5.26 – Coupes de l'éprouvette T-L présentées en vert sur la figure 5.25.b ; la sollicitation est verticale ; les flèches rouges indiquent la présence de certaines cavités (la résolution spatiale est de 0,7*0,7*0,7µm par voxel)

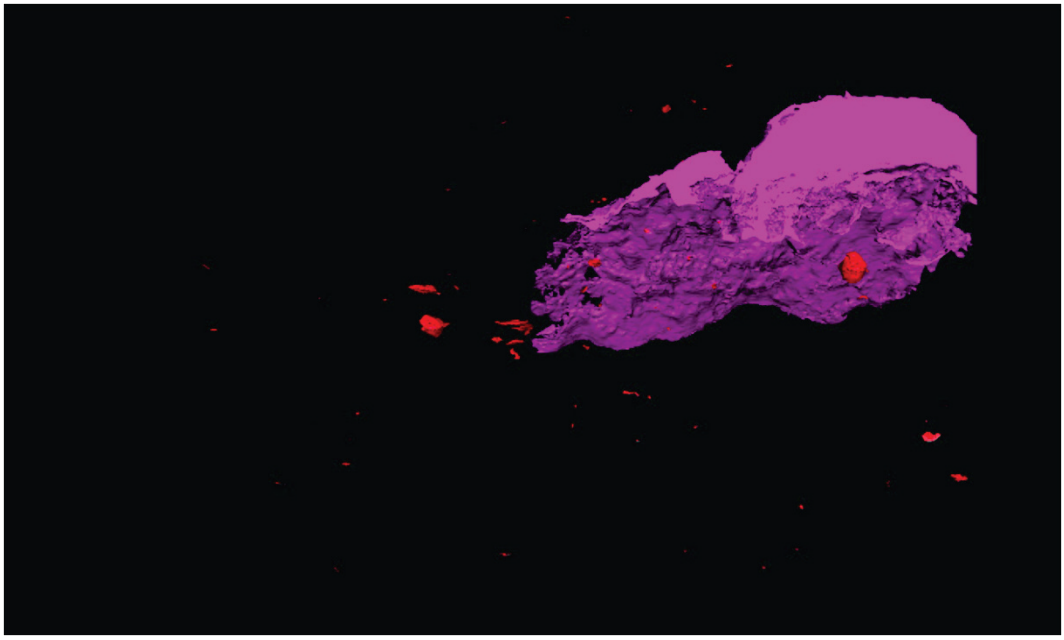


Figure 5.27 - Visualisation en 3 dimensions de la fissure (en violet) et des cavités (en rouge) réalisée à partir du scan tomographique de l'ESRF (la résolution spatiale est de 0,7*0,7*0,7µm par voxel)

5.4.3 Simulations numériques

Nous avons montré, à l'aide des essais réalisés précédemment, que le début de la propagation d'un défaut débouchant avait lieu pour une largeur de défaut

importante (de l'ordre de 1mm). De plus, peu de cavités ont été observées lors de la propagation de ce défaut, ce qui renforce l'hypothèse d'une rupture par plasticité et non par croissance et coalescence de cavités.

Dans un premier temps, des simulations numériques ont été réalisées avec la loi de comportement anisotrope identifiée précédemment (critère de plasticité de Hill et écrouissages isotrope et cinématique) puis un critère de rupture a été ajouté pour essayer de rendre compte de la propagation du défaut.

5.4.3.1 Simulations numériques initiales

Les symétries des éprouvettes comportant un défaut débouchant ont permis de ne mailler qu'1/8 des éprouvettes (figure 5.28). Ce maillage comporte 3 éléments dans l'épaisseur et est régulier en avant du défaut.

La loi de comportement identifiée précédemment (critère de plasticité de Hill et écrouissages isotrope et cinématique) est utilisée pour simuler l'essai. Les deux orientations de chargement appliquées expérimentalement sont reproduites (0° et 90° par rapport à la direction de laminage). Afin de pouvoir comparer les résultats issus des simulations avec les résultats expérimentaux, le déplacement simulé correspond au déplacement mesuré expérimentalement en utilisant la même base de mesure.

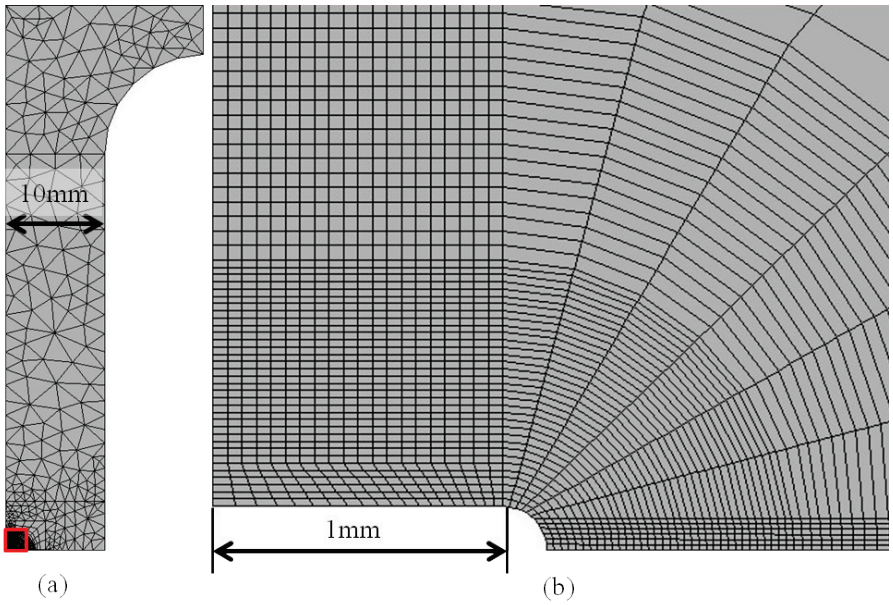


Figure 5.28 – Maillage de l'éprouvette avec défaut débouchant ; (a) vue générale, (b) grossissement

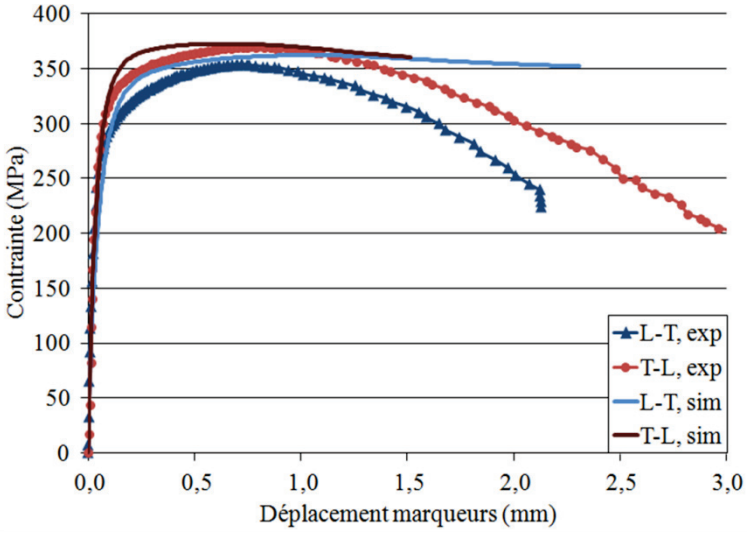


Figure 5.29 – Réponse contrainte/déplacement (contrainte définit à la partie 5.4.1) présentant la comparaison entre expériences et simulations pour les éprouvettes avec défaut débouchant pour les deux orientations d'éprouvette, sans critère de rupture

On observe que les simulations numériques concernant les éprouvettes avec défaut débouchant ne reproduisent pas correctement le début de l'écrouissage (figure 5.29). Cependant, le maximum de contrainte est correctement prédit pour les deux orientations. On rappelle que cette valeur de contrainte maximale correspond au début de la propagation du défaut. Comme dans ces simulations, le défaut ne peut se propager, les simulations numériques sont forcement incorrectes une fois ce seuil atteint.

5.4.3.2 Simulations numériques avec propagation

Expérimentalement, une rupture par plasticité a été observée pour ce type d'essais. Il a donc été décidé de prendre en compte, dans les simulations, ce mécanisme en introduisant un critère de rupture basé sur un niveau de déformation plastique cumulée critique au détriment d'un critère reposant sur une fraction volumique critique de cavités (de type modèle GTN). Lorsque la déformation plastique atteint dans un élément cette valeur critique, on considèrera que cet élément est n'a plus de rigidité mécanique.

Dans un premier temps, nous avons choisi, comme stratégie, d'identifier la valeur du seuil de plasticité comme tout autre paramètre du modèle. Cependant, cette méthode a été rapidement abandonnée car les temps de calcul étaient prohibitifs. Une méthode plus empirique a donc été adoptée :

- Expérimentalement, nous avons observé que le début de propagation correspondait à une certaine valeur de déplacement, mesuré par la méthode de suivi de marqueurs ; cette valeur de déplacement est de

0,84mm pour les éprouvettes L-T et de 0,9mm pour les éprouvettes T-L.

– On relève ensuite, sur les simulations numériques effectuées au paragraphe 5.4.3.1, la valeur de la déformation plastique cumulée maximale atteinte, à la pointe du défaut, pour les valeurs de déplacement mesurées par la méthode de suivi de marqueurs. Il s'agit d'une première approche, car on a observé une dépendance des résultats au du maillage. On trouve ainsi une déformation plastique maximale de 135% pour les éprouvettes L-T et de 366% pour les éprouvettes T-L (figure 5.30). On observe donc une grande différence de déformation plastique selon la direction de sollicitation. Cette différence est principalement causée par l'anisotropie numérique introduite dans la loi de comportement du matériau. Ces valeurs de déformations importantes sont donc à considérer avec précaution. En effet, on remarque que ces valeurs sont obtenues alors que les éléments du maillage sont très déformés.

– Il a donc fallu choisir une valeur seuil pour les deux orientations de sollicitation. Nous avons choisi une valeur de déformation plastique de 150%, pour s'assurer que la rupture aurait lieu pour les deux orientations de prélèvement.

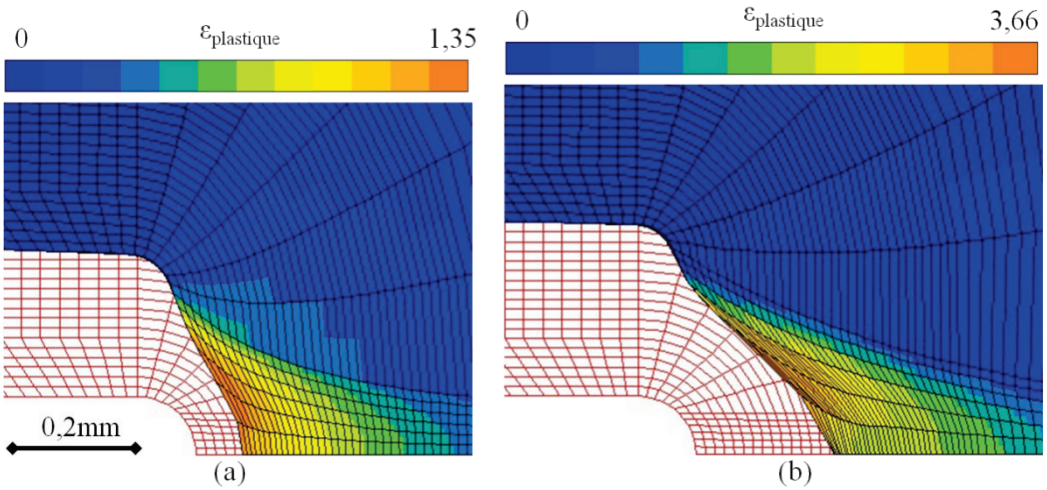


Figure 5.30 – Cartographies de déformation plastique cumulée obtenues numériquement pour les valeurs expérimentales de déformation menant au début de propagation du défaut ; (a) éprouvette L-T ; (b) éprouvette T-L

La déformation plastique est calculée, à chaque point d'intégration et à chaque pas de calcul. A la fin de chaque pas de calcul, chaque élément du maillage est testé pour vérifier si le seuil de déformation plastique est franchi. Si ce seuil est franchi sur la moitié des points d'intégration d'un élément (8 points d'intégration

au total), sa loi de comportement est remplacée par une loi élastique avec un module d'élasticité faible ($E=10^{-6}$MPa) et un coefficient de poisson de 0,3.

L'évolution du maillage pour l'éprouvette L-T est présentée sur la figure 5.31 et pour l'éprouvette T-L su r la figure 5.32. Pour les deux orientations de sollicitation, on observe que le défaut ne se propage pas directement dans le plan de symétrie de l'éprouvette mais légèrement au dessus. De plus, certains éléments se trouvant dans le plan de symétrie ne se retrouvent plus connecté au reste du maillage car la propagation n'a pas lieu dans le plan de symétrie. On remarque aussi que l'ouverture du défaut est d'autant plus antérieure à sa propagation que les simulations concernent les éprouvettes L-T contrairement aux éprouvettes T-L, ce qui n'est pas en accord avec les observations expérimentales.

La figure 5.33 présente les courbes de contrainte/déplacement obtenues avec ces simulations et la figure 5.34 les courbes de propagation du défaut en fonction du déplacement. On remarque qu'expérimentalement la contrainte maximale n'est pas atteinte pour le niveau de déplacement expérimentalement mesuré, et ce pour les deux types d'orientation. De plus, les simulations numériques montrent que les éprouvettes T - L commencent à propager avant les éprouvettes L-T, ce qui est l'inverse des observations expérimentales. Sur les courbes décrivant l'avancée de la propagation du défaut en fonction du déplacement, on trouve que la vitesse de propagation du défaut est trop importante numériquement. De plus, les courbes se terminent prématurément car les simulations numériques ont été arrêtées lorsque le défaut s'est propagé sur toute la zone maillée régulièrement (3mm).

Il est ainsi difficile de modéliser la propagation de défaut avec ce critère à seuil lorsqu'il est couplé avec un critère de plasticité anisotrope, bien que qualitativement on observe bien la propagation du défaut. On notera également l'importance de la qualité du maillage initiale, qui se retrouve grandement déformé pendant le calcul. Une technique de remaillage pourra donc être utilisée.

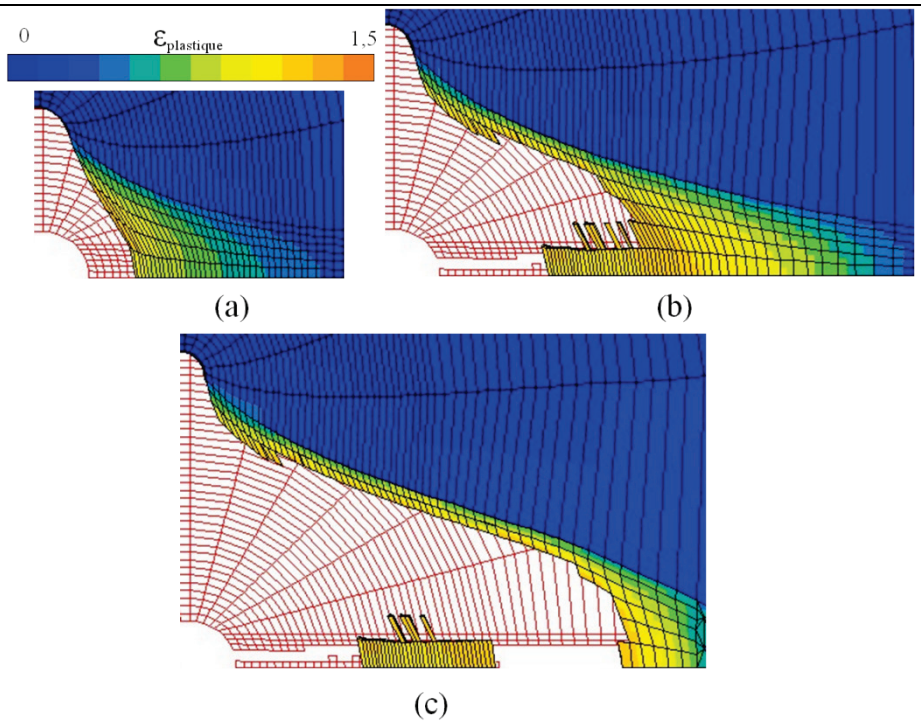


Figure 5.31 – Evolution du maillage d'une éprouvette L-T avec propagation du défaut pour trois niveaux de déplacement entre les marqueurs ; (a) 0,9mm ; (b) 1,44mm ; (c) 1,86mm

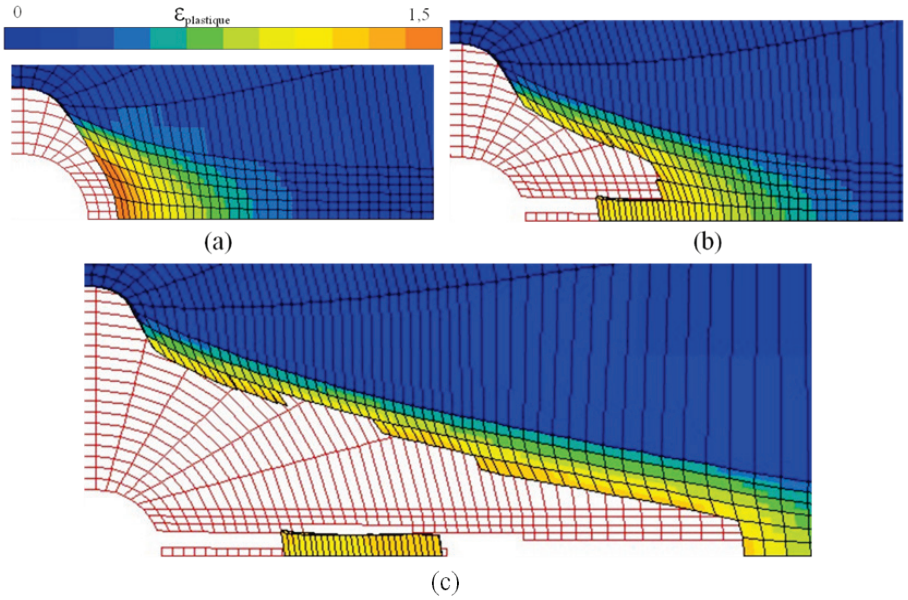


Figure 5.32 – Evolution du maillage d'une éprouvette T-L avec propagation du défaut pour trois niveaux de déplacement entre les marqueurs ; (a) 0,35mm ; (b) 0,58mm ; (c) 0,96mm

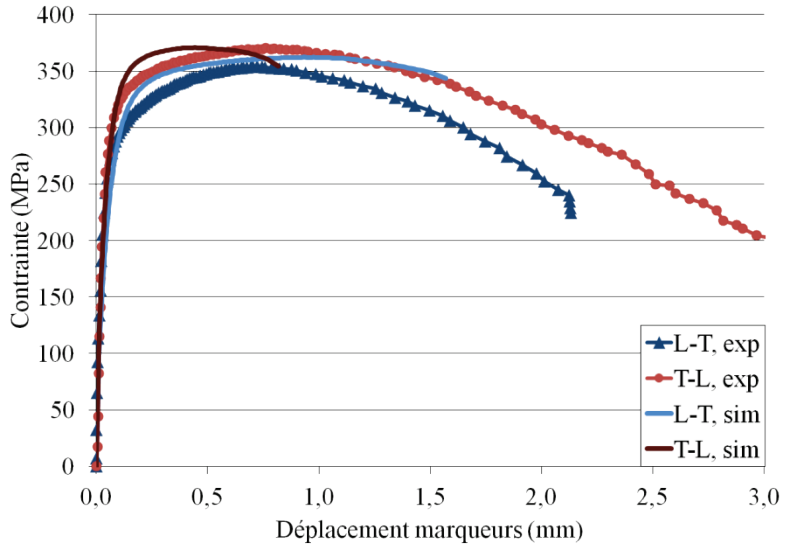


Figure 5.33 - Courbes de contrainte/déformation expérimentales et simulées pour les éprouvettes avec défaut débouchant ; les marqueurs des simulations sont placés aux mêmes positions que leurs homologues expérimentaux

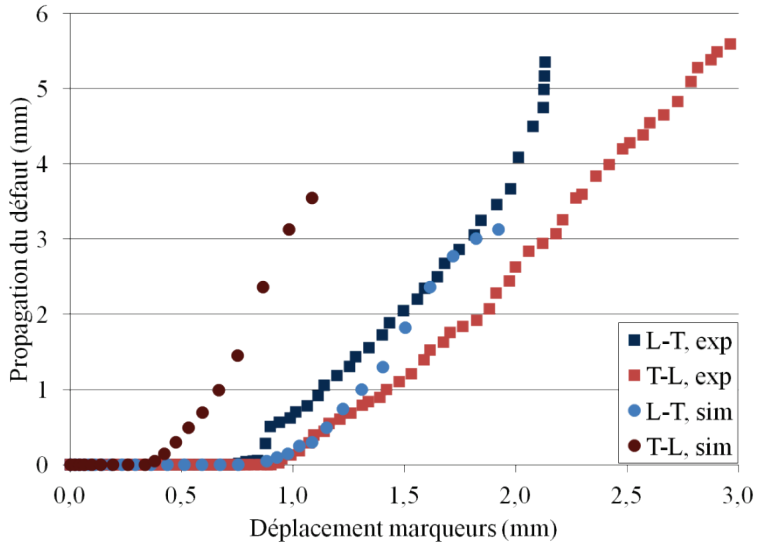


Figure 5.34 – Evolutions expérimentales et simulées de la propagation du défaut en fonction du déplacement.

5.5 Etude de défauts non débouchants

L'étude de défauts non débouchants a pour objectif de caractériser la propagation d'un défaut lorsque ce dernier n'a pas encore traversé le feuillard de Titane. Cette étude se base sur un essai de traction multi-interrompu avec observation en laminographie du volume de l'éprouvette (voir partie 5.2.4). L'essai de traction interrompu a été réalisé à l'ESRF en novembre 2011, sur la ligne ID19.

Dans un deuxième temps, on essayera de reproduire, numériquement, l'évolution de ce défaut pour tester de nouveau le critère de rupture choisi précédemment.

5.5.1 Essai mécanique réalisé

L'essai de traction monotone interrompu réalisé pour l'étude de défauts non débouchant est présenté à la partie 5.2.4.1.

Bien que l'essai ait été réalisé à vitesse de déplacement constante, nous avons observé des vitesses de déformation différentes au cours des différentes phases de chargement (tableau 5-4). Ce tableau présente les valeurs des vitesses de déformation minimales et maximales pour les domaines élastique et plastique. On observe ainsi que les vitesses de déformation sont environ 10 fois plus importantes dans le domaine plastique que dans le domaine élastique, conséquence des mécanismes de localisation.

Tableau 5-4 - Vitesses de déformation mesurées par la méthode de suivi de marqueur

	min (s^{-1})		max (s^{-1})
Elastique	$2{,}3.10^{-5}$	$< \dot{\varepsilon} <$	$9{,}1.10^{-5}$
Plastique	$2{,}6.10^{-4}$	$< \dot{\varepsilon} <$	$6{,}5.10^{-4}$

La courbe de traction reconstruite après les différentes interruptions est cohérente avec celle d'un essai non interrompu; il n'y a pas de saut de contrainte ou de saut de déformation entre les différentes interruptions (figure 5.35). Sur certaines parties de la courbe de l'essai interrompu, on remarque que la contrainte augmente légèrement (en forme de vague) en fin de chargement. Ce phénomène est directement relié à l'augmentation de la vitesse de déformation, qui à cause du caractère visqueux du comportement du matériau se traduit par une augmentation de la contrainte.

On remarque, en outre, pour le scan réalisé après la première phase de charge, que le matériau n'a pratiquement pas plastifié (0,2 % de déformation). Le scan numéro 7 a été réalisé au moment de changement de régime de l'essai, ce qui correspond au début de la rupture de l'éprouvette. Le dernier scan (n° 9) correspond à une propagation importante du défaut dans la largeur de l'éprouvette.

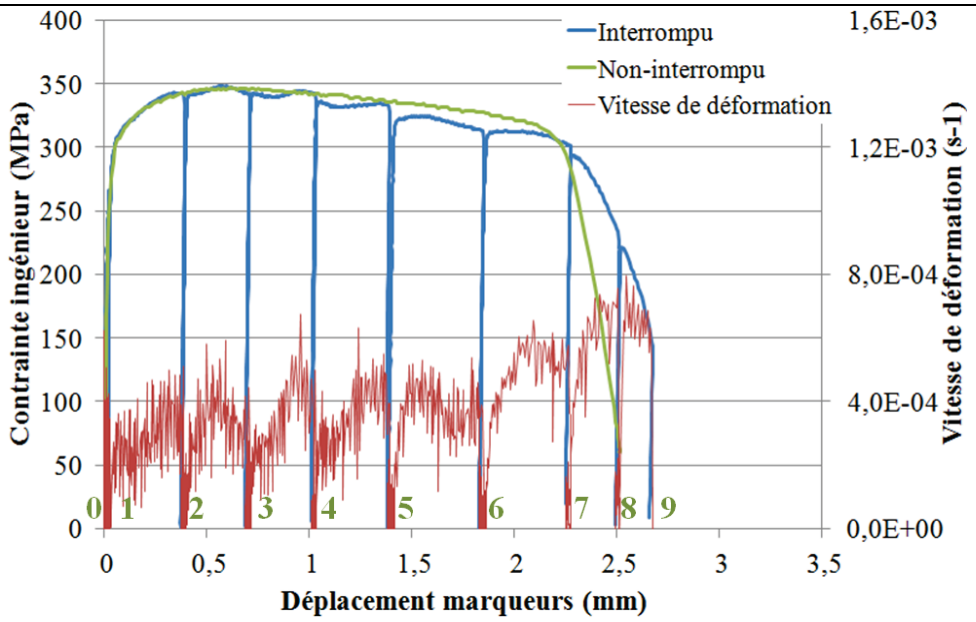


Figure 5.35 – Courbe contrainte ingénieur et vitesse de déformation en fonction du déplacement des marqueurs pour l'essai de traction interrompu avec un défaut non débouchant et un essai non interrompu ; les chiffres verts indiquent les numéros de scans

5.5.2 Observations par laminographie

Comme présenté précédemment, des observations par laminographie ont été réalisés pour chaque interruption du chargement (voir également la partie 5.2.4.2). Cela a permis de pouvoir suivre l'évolution de la géométrie du défaut ainsi que des modifications microstructurales permanentes (création et évolution de cavités) à proximité de ce défaut.

5.5.2.1 Visualisation du défaut

Pour chaque scan, une visualisation en trois dimensions a été réalisée. La figure 5.36 présente des résultats en trois dimensions de la géométrie du défaut et des cavités, pour différents niveaux de déformation. Lorsque l'on observe l'éprouvette dans le plan défini par la direction de sollicitation et l'épaisseur de l'éprouvette, nous remarquons que le défaut change considérablement de forme au cours de la sollicitation. De plus, les cavités commencent à apparaître relativement tard. Aucune cavité n'est observée lors du scan 4 (environ 1mm de déplacement des marqueurs). Puis les cavités apparaissent progressivement. Sur le scan 6 (1,8mm de déplacement des marqueurs) les cavités ne semblent pas être particulièrement alignées de façon à prévoir l'endroit où le défaut débouchera sur le scan 7.

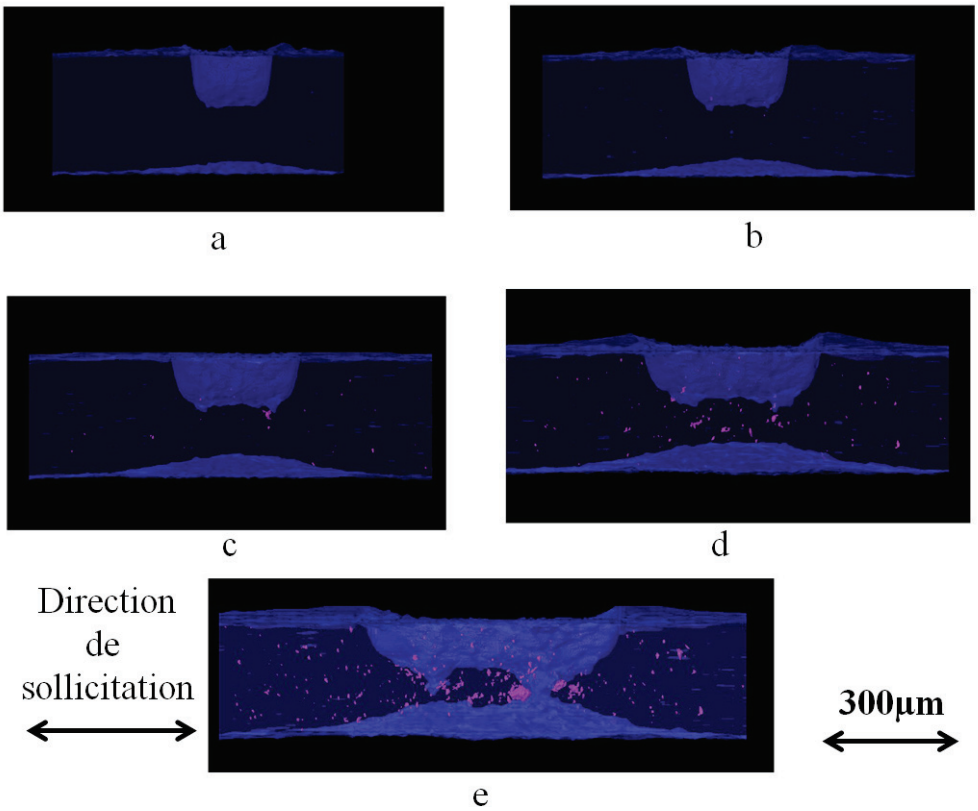


Figure 5.36 – Observations 3D projetées dans le plan direction de sollicitation/épaisseur pour différents scans. (a) scan 2, (b) scan 4, (c) scan 5, (d) scan 6, (e) scan 7; les surfaces de l'éprouvette sont en bleu et les cavités en violet

Afin d'observer plus aisément l'évolution de la géométrie du défaut, nous avons choisi deux plans de coupe particulier :

- Observation dans le plan T-N, coupant virtuellement par le milieu le volume reconstruit 3D contenant le défaut; T correspond à la direction de chargement et N à la direction de l'épaisseur ; on observe donc le défaut par le coté de l'éprouvette (figure 5.37.a).

- Observation dans le plan L-N, coupant le défaut par le milieu ; L correspond à la direction perpendiculaire au chargement ; on observe donc le défaut par le dessus de l'éprouvette (figure 5.37.b).

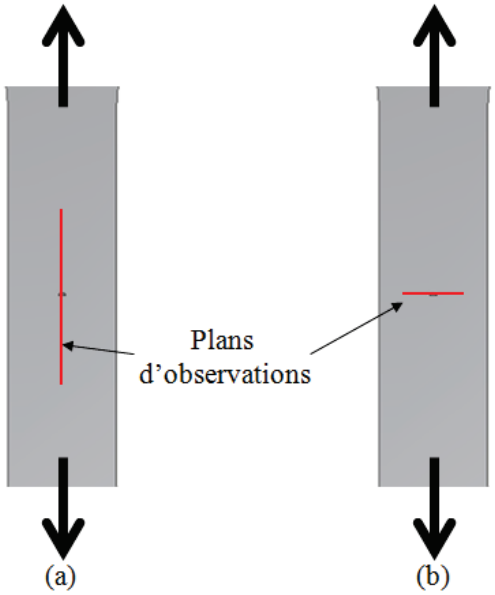


Figure 5.37 – Visualisation des plans d'observations du défaut ; (a) par le coté de l'éprouvette ; (b) par le dessus de l'éprouvette

Les différents éléments observés lors d'une coupe d'un scan sont présentés sur la figure 5.38. Les coupes 2D, de 1 à 8, sont présentées sur la figure 5.39 (vue de coté, plan T-N) et sur la figure 5.40 (vue de dessus, plan L-N). En ce qui concerne l'observation par le coté, on remarque que le défaut s'ouvre énormément, jusqu'au scan n°7 où il traverse alors l'épaisseur du matériau. De plus, on remarque que la propagation dans l'épaisseur de l'éprouvette ne se produit pas dans le plan de symétrie du défaut mais de part et d'autre de celui-ci. Parallèlement, on remarque que, lorsque l'on observe le défaut par le dessus, celui-ci ne s'est pas propagé dans la largeur de l'éprouvette jusqu'au scan n°7. Ainsi, le défaut se propage d'abord dans l'épaisseur de la tôle pour ensuite se propager dans sa largeur.

Dans le paragraphe suivant, on détaillera les caractéristiques principales de la géométrie du défaut, de manière quantitative.

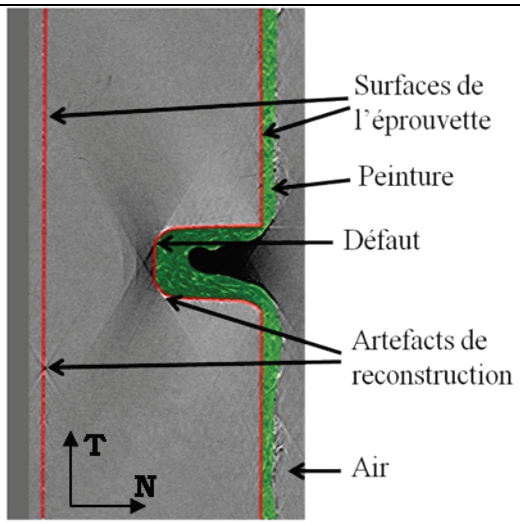


Figure 5.38 – Les différents éléments observés lors d'une coupe (précises les axes) d'un scan

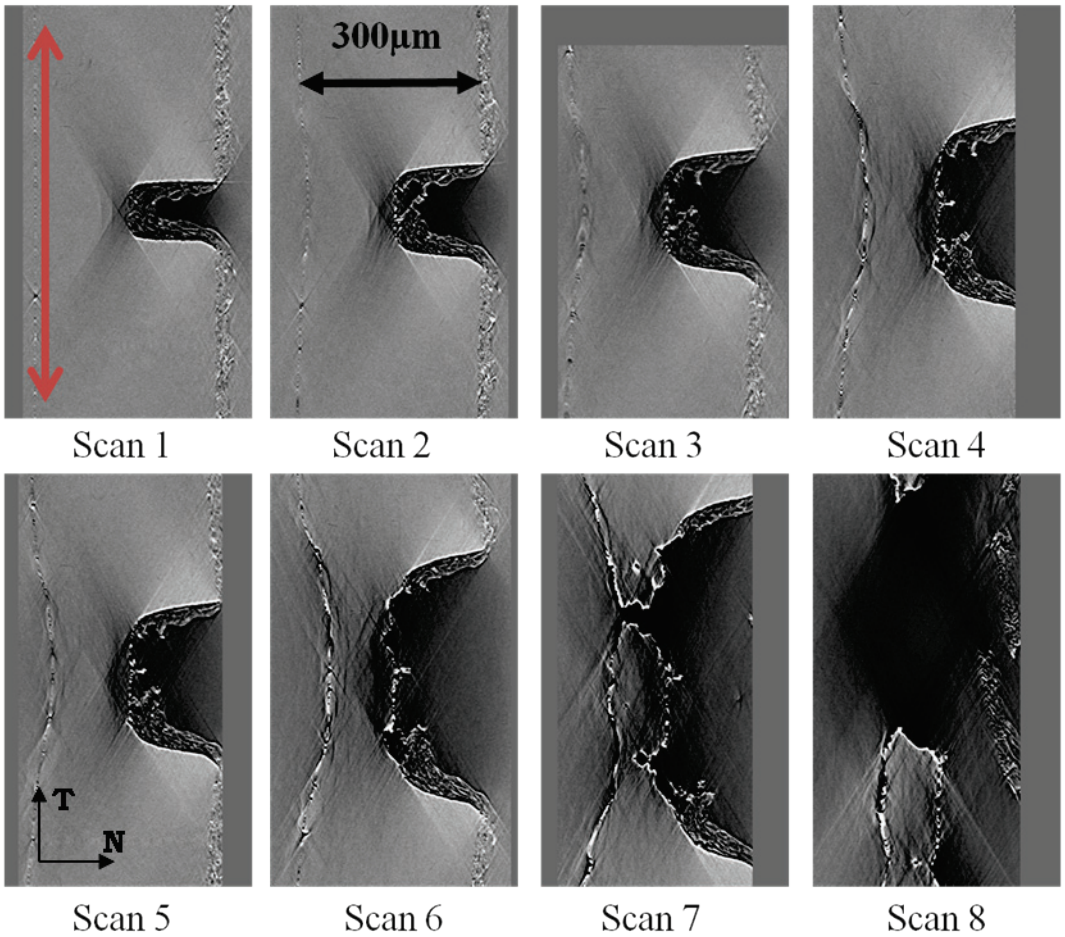


Figure 5.39 – Visualisation du défaut lorsqu'il est observé par le coté ; la flèche rouge indique la direction de chargement

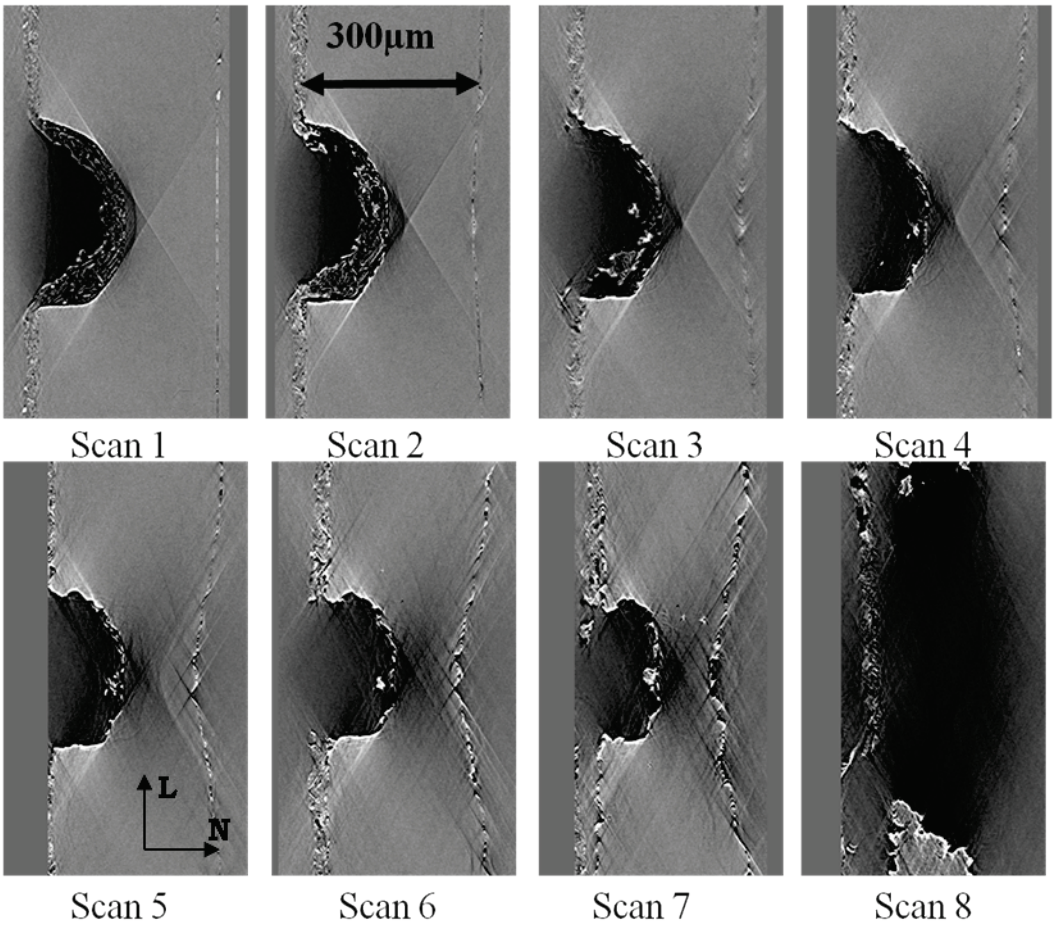


Figure 5.40 - Visualisation du défaut lorsqu'il est observé par le dessus ; la direction de chargement est perpendiculaire au plan d'observation

5.5.2.2 Evolution de la géométrie du défaut

Pour chaque scan, nous avons mesuré les caractéristiques principales du défaut. Comme mentionné précédemment, chaque scan est traité suivant la même procédure. Les mesures sont effectuées au centre du défaut, pour les trois directions de l'espace (figure 5.41) :

- La largeur du défaut, selon la direction de laminage (L), que nous appellerons X
- L'ouverture du défaut, selon la direction transverse au laminage (T), que nous appellerons Y
- Le ligament sous le défaut, dans l'épaisseur de la tôle (N), que nous appellerons Z

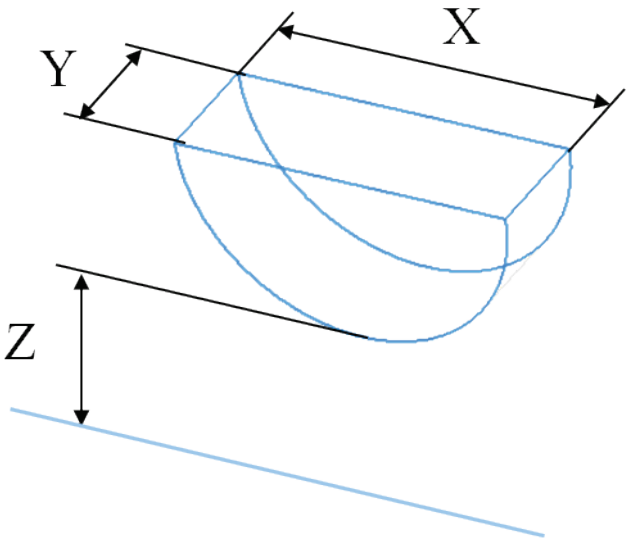


Figure 5.41 – Caractéristiques principales du défaut mesurées pour chaque scan dans les trois directions de l'espace ; X : direction de laminage (L), Y : direction transverse au laminage (T) et Z: épaisseur (N)

Les dimensions caractéristiques du défaut sont donc mesurées pour chaque scan. Une fois que le défaut a débouché (scan 7) il se propage dans la largeur de l'éprouvette, les dimensions définies n'ont donc plus de sens. Ainsi, les dimensions caractéristiques du défaut sont reportées sur la figure 5.42. On remarque ainsi que le défaut s'est ouvert de plus de 371% avant qu'il ne débouche, pour un déplacement de 2,25mm. De plus, on observe que cette ouverture s'accélère lorsque le déplacement augmente, ce qui indique une localisation importante de la déformation plastique. Lorsque l'on regarde l'évolution de la largeur du défaut, on remarque que celle-ci se contracte lorsque le déplacement augmente, ce qui est cohérent avec les essais de traction simple réalisés dans notre étude. Enfin, la distance sous le défaut diminue aussi au cours de l'essai par phénomène de striction.

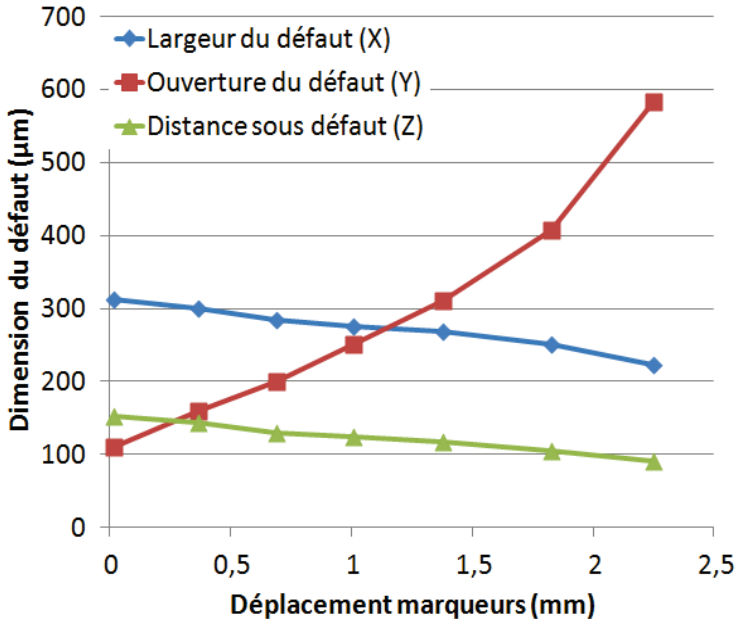


Figure 5.42 – Evolution des trois dimensions caractéristiques principales associées au défaut en fonction du déplacement macroscopique mesurée par la méthode de suivi de marqueurs

5.5.2.3 Analyse statistique sur les cavités

Au cours des différents scans réalisés, des cavités ont été observées. A l'aide du logiciel Avizo®, il est possible d'extraire le volume ainsi que le centre de chaque cavité. Dans un premier temps, afin de savoir à quelle distance apparaissaient ces cavités vis-à-vis du défaut, un comptage a été réalisé. En partant du centre du défaut, cinq zones ont été déterminées (figure 5.43) :

- Zone 1 : cavités se trouvant à moins de 175µm du défaut
- Zone 2 : cavités se trouvant entre 175µm et 350µm du défaut
- Zone 3 : cavités se trouvant entre 350µm et 525µm du défaut
- Zone 4 : cavités se trouvant entre 525µm et 700µm du défaut
- Zone 5 : cavité se trouvant à plus de 700µm du défaut

On remarque qu'aucune cavité n'est observée jusqu'à un déplacement de marqueurs de 0,69mm puis le nombre de cavités augmente d'autant plus que la taille de la boite est importante (figure 5.44.a). Ainsi, on dénombre, au total, 101 cavités pour le scan réalisé juste avant que le défaut ne traverse l'épaisseur de la tôle (scan n°6, environ 1,83mm de déplacement de marqueurs). Pour le scan n°7, réalisé juste après que le défaut n'est débouché (2,25mm de déplacement de marqueurs), on comptabilise 314 cavités. Ainsi, lorsque le défaut se propage dans la largeur de l'éprouvette, les cavités sont plus nombreuses. Cela s'explique par le

fait que les cavités apparaissent sur chaque coté du défaut (2 fronts de propagation du défaut).

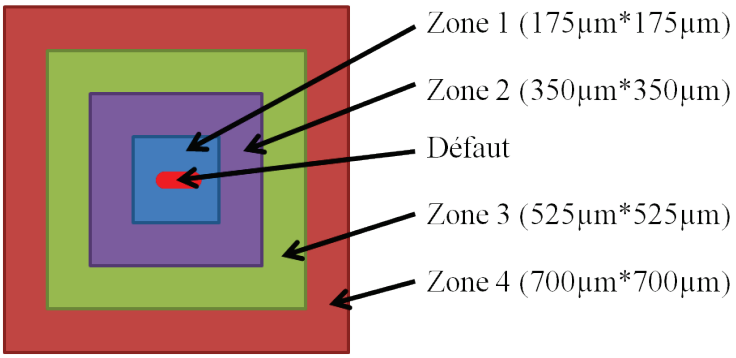


Figure 5.43 - Schéma des différentes zones où sont comptées les cavités.

Le nombre de cavités a été normalisé par la surface initiale des zones, en µm² (figure 5.44.b). On remarque ainsi que les cavités sont majoritairement présentes à proximité du défaut et que plus on s'éloigne du défaut, moins il y en a. Cela est normal car plus en s'éloigne du défaut, moins la matière est sollicité mécaniquement, ce qui fait que les cavités ne peuvent pas se développer.

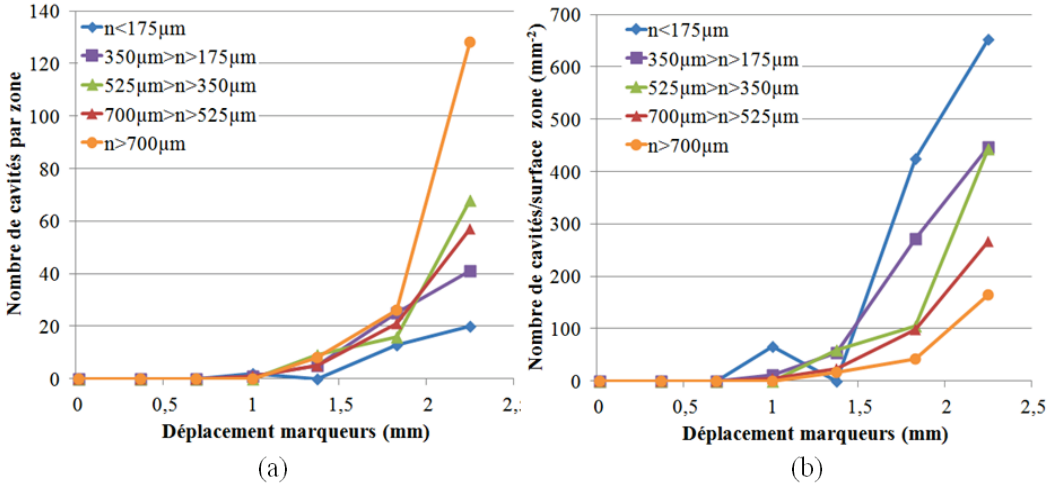


Figure 5.44 – (a) Nombre de cavités et (b) nombre de cavités normalisé par la surface de base des zones en fonction de la déformation mesurée par la méthode de suivi de marqueurs et en fonction des différentes zones.

A partir du volume de chaque cavité, il est possible de calculer un rayon moyen caractéristique, en faisant l'hypothèse que les cavités sont sphériques :

$$r = \left[\frac{3}{4}\left(\frac{V}{\pi}\right)\right]^{1/3} \qquad (5.3)$$

Avec V le volume de la cavité et r son rayon.

Le rayon caractéristique des cavités a été calculé pour chaque scan (figure 5.45). On remarque que lorsque la déformation augmente, bien que le nombre de cavités augmente de manière significative (314 cavités pour le scan n°7), la taille moyenne des cavités augmente peu (de 1,8µm à 2,4µm), ce qui traduit un doublement du volume moyen des cavités. Ceci signifie que les cavités sont apparues tardivement au cours de l'essai et qu'elles interagissent peu entre elles.

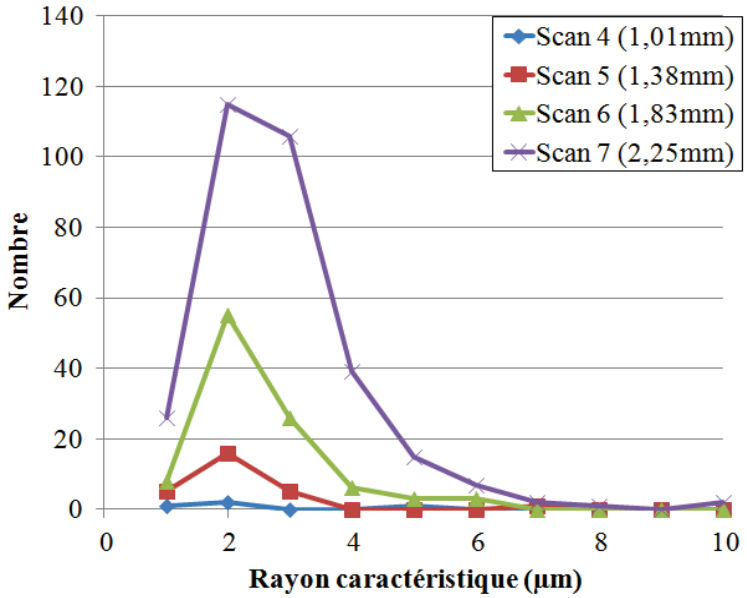


Figure 5.45 – Histogramme du nombre de cavités en fonction du rayon caractéristique et pour les 4 scans où des cavités ont été observées.

Enfin, lorsque l'on regarde l'évolution de la fraction volumique de cavités en fonction du déplacement des marqueurs pour trois zones centrées autour du centre du défaut (figure 5.46), on s'aperçoit que la majorité du volume des cavités se trouve proche (<350µm) du défaut et que les cavités se trouvant à une distance plus importante sont en générale dix fois moins nombreuse. Ainsi, sur le scan n°6 (juste avant que le défaut ne débouche) la fraction volumique de cavités est de 0,02% dans la zone de 350µm autour du défaut alors que pour le scan suivant (scan n°7, où le défaut débouche), la fraction volumique de cavités est de 0,23%, soit dix fois plus élevée.

Lorsque l'on compare ces observations de défauts non-débouchant avec les observations réalisées sur les éprouvettes avec défaut débouchant, on remarque que les fractions volumiques de cavités sont pratiquement identiques dans les deux cas. En effet, une fraction volumique de cavités de 0,022% a été trouvée pour le défaut débouchant ayant propagé. Cette valeur est obtenue en prenant en compte tout le volume scanné, ce qui correspond, dans le cas du défaut non débouchant, à une zone éloignée du défaut. Ainsi, pour le défaut non-débouchant, la fraction volumique de cavités dans la zone éloignée du défaut (>700µm) est d'environ 0,05%.

Ces observations montrent donc que relativement peu de cavités sont présentes à proximité du défaut, et ce même lorsque celui-ci a commencé à se propager. De plus, les cavités ne semblent pas coalescer entre-elles pour former des cavités de tailles importantes, qui traceraient alors le chemin de fissuration. Nous pouvons conclure qu'au premier ordre, les cavités ne jouent pas un rôle majeur dans la rupture du titane T35, cette dernière semble être due au mécanisme de déchirure plastique de la matière.

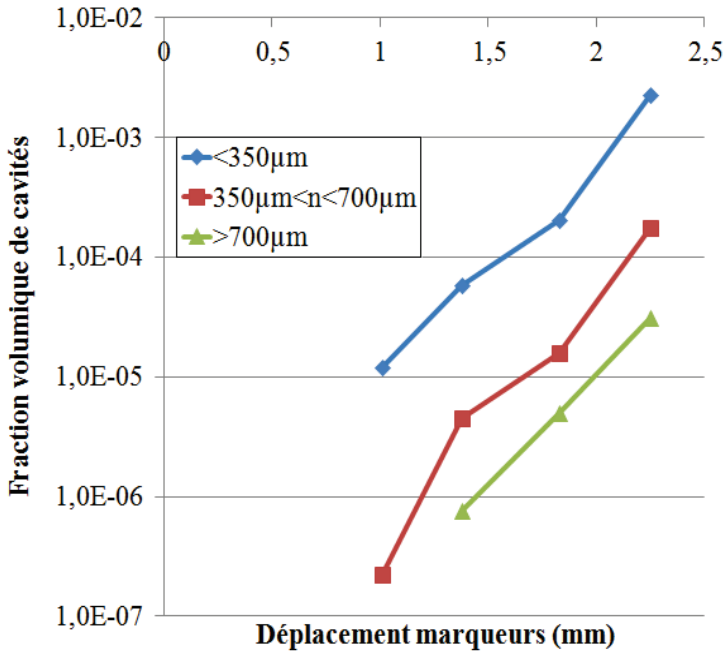


Figure 5.46 - Fraction volumique de cavités en fonction du déplacement des marqueurs pour trois zones autour du centre du défaut.

5.5.3 Simulations numériques

A l'aide de la laminographie, nous avons observé l'évolution d'un défaut non débouchant pour différents niveaux de déplacement de marqueurs. Ce défaut se propage dans un premier temps dans l'épaisseur de la tôle pour ensuite se propager dans la largeur. Tout comme pour les défauts débouchant, une forte déformation plastique est observée avant que le défaut ne se propage. De plus, peu de cavités ont été observées, ce qui est signe d'une rupture par plasticité.

5.5.3.1 Modélisation

Afin de pouvoir modéliser la propagation du défaut non débouchant dans une éprouvette, un maillage en trois dimensions a été réalisé (figure 5.47). Les symétries de l'éprouvette permettent de ne modéliser qu'un quart de celle-ci. De plus, toute la partie supérieure de l'éprouvette n'a pas été modélisée, afin de diminuer les temps de calcul, qui se sont avérés très importants (plus de 4000

heures CPU). Ce maillage est composé de deux parties principales. La première, contenant le défaut, a été maillée avec des éléments parallélépipédiques aussi réguliers que possible, afin que le maillage influence le moins possible les résultats, en ce qui concerne la propagation du défaut. Cette partie comporte un grand nombre d'éléments, afin de capter les phénomènes se passant à petite échelle. A titre d'exemple, la demi-hauteur du défaut est maillée avec 24 éléments, ce qui permet d'avoir des éléments faisant, initialement, environ 2,3µm de haut. Pour le reste de l'éprouvette, les résultats étant moins critiques, le maillage a été grandement allégé.

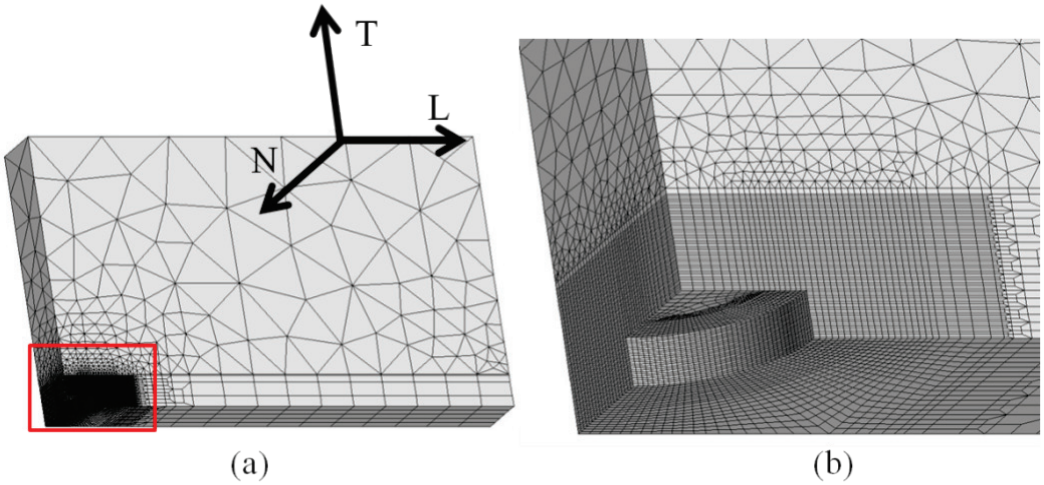


Figure 5.47 - Maillage utilisé pour les simulations concernant le défaut non débouchant; (a) maillage complet ; (b) agrandissement de la zone contenant le défaut.

Des simulations numériques préalables ont montré que les temps de calculs sur ce type de maillage sont relativement importants (plusieurs semaines). Ainsi, pour ne pas avoir des temps de calcul trop longs, les décharges réalisées expérimentalement ne sont pas modélisées. De plus, les simulations numériques réalisées sur le défaut non débouchant ont été effectuées avant d'avoir stabilisé les paramètres de la loi de comportement de Hill, avec la prise en compte de la contribution des écrouissages isotrope et cinématique. La loi de comportement ainsi que les paramètres utilisés sont donc indiqués ci-dessous :

$$\begin{aligned} f(\sigma) = \; & \sigma_y^H + P\varepsilon_{cum}^p + Q\left(1 - e^{-b\varepsilon_{cum}^p}\right) \\ & + \frac{C_1}{D_1}\left(1 - e^{-D_1\varepsilon_{cum}^p}\right) + \frac{C_2}{D_2}\left(1 - e^{-D_2\varepsilon_{cum}^p}\right) \end{aligned} \qquad (5.4)$$

Les paramètres de la loi d'écrouissage sont indiqués dans le tableau 5-5 et les paramètres concernant le critère de plasticité anisotrope de Hill sont indiqués dans le tableau 5-6

Tableau 5-5 - Valeurs des paramètres de la loi d'écrouissage utilisée pour réaliser les simulations du défaut non-découchant

	R_0 (MPa)	Q (MPa)	b	C_1	D_1	C_2	D_2
Isotrope et cinématique	35	-86,5	0,87	45189	281	662	2,6

Tableau 5-6 – Paramètres du critère de plasticité de Hill

Hill	F	G	H	N	L	M
Isotrope et cinématique	-0,183	0,726	1.084	3,544	1,5	1,5

On remarque ainsi que seuls les paramètres définissants l'écrouissage changent par rapport à la dernière loi identifiée alors que les paramètres définissant l'anisotropie ne changent pas.

Deux simulations ont été réalisées avec cette loi de comportement. La première ne comporte pas de critère de rupture. Cette simulation a été réalisée, entre autre, pour déterminer le seuil de déformation pour la loi de propagation présentée dans la partie 5.4.3. En effet, ce seuil est dépendant de la taille du maillage. Dans le cas du défaut débouchant, la taille de maille en avant du défaut mesure environ 20µm alors que dans le cas du défaut non-débouchant, la taille de maille est de 2,3µm. Ainsi, il est donc nécessaire de définir à nouveau le critère de déformation plastique pour cette nouvelle taille de maille.

La deuxième simulation réalisée a pour but de prendre en compte la propagation du défaut en trois dimensions.

5.5.3.2 Simulation numérique sans propagation

Cette première simulation numérique concernant le défaut non débouchant montre une bonne adéquation avec les résultats expérimentaux tant pour la réponse macroscopique que d'un point de vue plus local, au niveau de l'évolution de la géométrie du défaut (figure 5.48). Ainsi cette simulation numérique couvre le domaine de sollicitation correspondant aux 4 premiers scans réalisés et donne des résultats satisfaisants. Cependant, la simulation n'a pas été menée jusqu'aux derniers niveaux de déformation obtenus expérimentalement car, d'une part, le temps de calcul est trop important et d'autre part certains éléments du maillage se retrouvent trop déformés (figure 5.49).

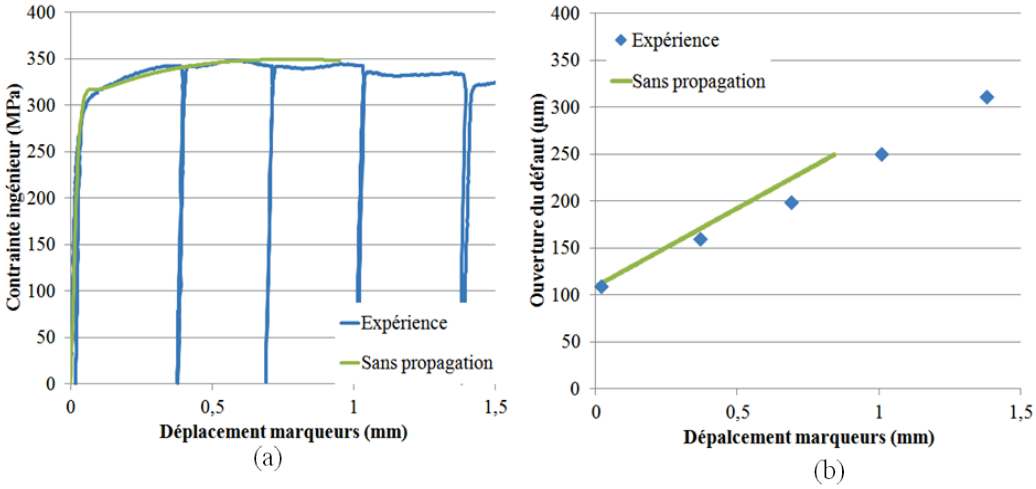


Figure 5.48 - Courbes expérimentale et simulée concernant le défaut non débouchant sans prise en compte de la propagation du défaut pour (a) contrainte/déplacement de marqueurs et (b) ouverture du défaut

Cette simulation montre une localisation de la déformation plastique en fond du défaut. Il faut noter que cette déformation n'est pas maximale sur le plan de symétrie mais légèrement au dessus, ce qui est cohérent avec les observations réalisées par laminographie qui montrent que les fissures s'amorcent à cet endroit. En effet, il a été montré que l'évolution du défaut dans l'épaisseur ne se propageait pas dans le plan de symétrie (figure 5.39).

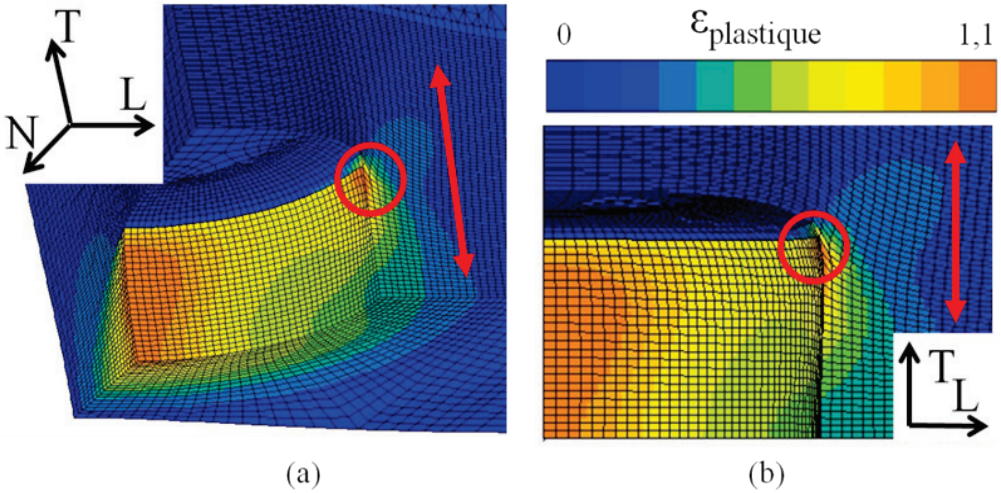


Figure 5.49 - Niveaux de déformation plastique cumulée obtenus par la simulation numérique sans propagation pour un niveau de déplacement de marqueurs de 0,84mm, les éléments trop déformés sont entourés en rouge, la flèche rouge indique la direction de sollicitation ; (a) vue 3D du défaut ; (b) vue du défaut dans le plan L-T

Le choix du seuil de déformation utilisé pour la loi de propagation présentée dans la partie 5.4.3 est ici bien plus difficile à déterminer. Expérimentalement, il est difficile de déterminer avec exactitude le moment où le défaut commence à se

propager. En effet, les observations par laminographie sont difficilement interprétables de ce point de vue, à cause, entre autre, des artefacts de reconstruction et de la rugosité due à la déformation de chaque grain. De plus, la simulation numérique sans propagation de défaut ne couvre que les quatre premiers scans et certains éléments se trouvent déjà fortement déformés.

Il a donc fallu choisir une valeur de seuil de déformation qui conduit à la rupture d'un élément du maillage de manière moins précise que pour le défaut débouchant. Nous avons choisi d'utiliser la valeur de la déformation plastique obtenue pour le maximum expérimental de la charge, soit 90% de déformation. Cette valeur a donc été retenue pour réaliser la simulation numérique avec propagation du défaut.

5.5.3.3 Simulation numérique avec propagation

Une simulation numérique avec propagation a été réalisée sur le maillage du défaut non-débouchant. Cette simulation a duré plus de 5000 heures de temps CPU pour atteindre un niveau de déplacement de marqueurs de 0,92mm. On observe que la propagation du défaut n'influe pas sur le comportement général de l'éprouvette (figure 5.50). La simulation avec propagation numérique donne la même réponse que la simulation numérique sans propagation, que ce soit pour la courbe de contrainte déformation que pour la courbe d'ouverture du défaut.

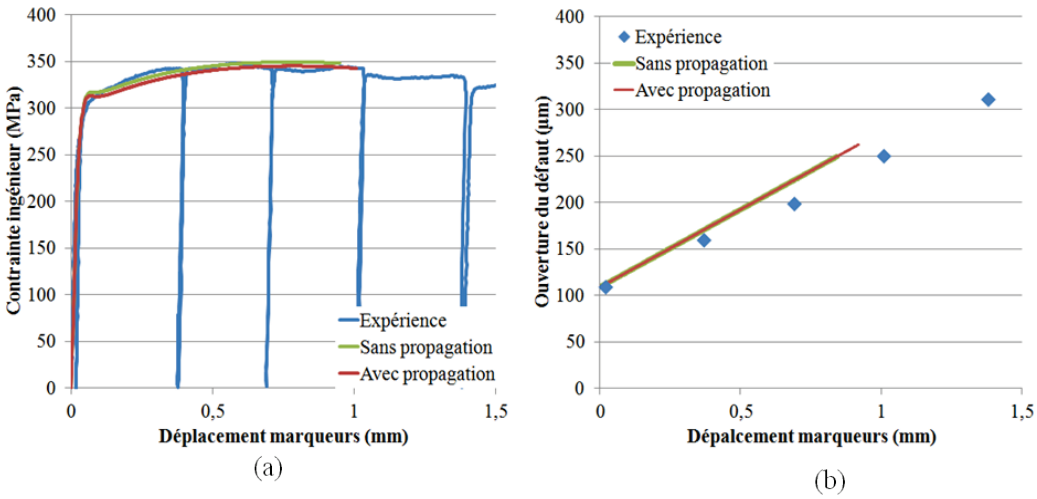


Figure 5.50 - Courbes expérimentales et simulées concernant le défaut non débouchant (sans et avec propagation) pour (a) contrainte/déplacement de marqueurs et (b) ouverture du défaut

La figure 5.51 permet de comparer les résultats obtenus par laminographie à la simulation. On observe, pour le scan n°4 (1,01mm de déplacement de marqueur), une grande similitude en ce qui concerne le profil de déformation. Par contre, on remarque, pour la simulation numérique, que le défaut a légèrement commencé à se propager dans l'épaisseur de l'éprouvette, ce qui n'a pas été observé expérimentalement. Pour le scan suivant (n°5, 1,38mm de déplacement de

marqueur), bien que le profil général du défaut soit correct, on remarque, pour la simulation numérique, que le défaut s'est propagé de la moitié de la distance présente sous le défaut, ce qui n'est pas le cas expérimentalement. De plus, la simulation fait apparaître une rupture dans un coin du défaut, ce qui n'est pas observé expérimentalement.

Ces observations indiquent que le seuil choisi pour la rupture des éléments est trop faible et que le maillage de l'éprouvette n'est pas optimisé. Cependant, on remarque, pour la simulation numérique, que le défaut propage au bon endroit, ce qui indique que la localisation de la déformation est bien prédite et que c'est bien cette dernière qui gouverne la ruine de la structure.

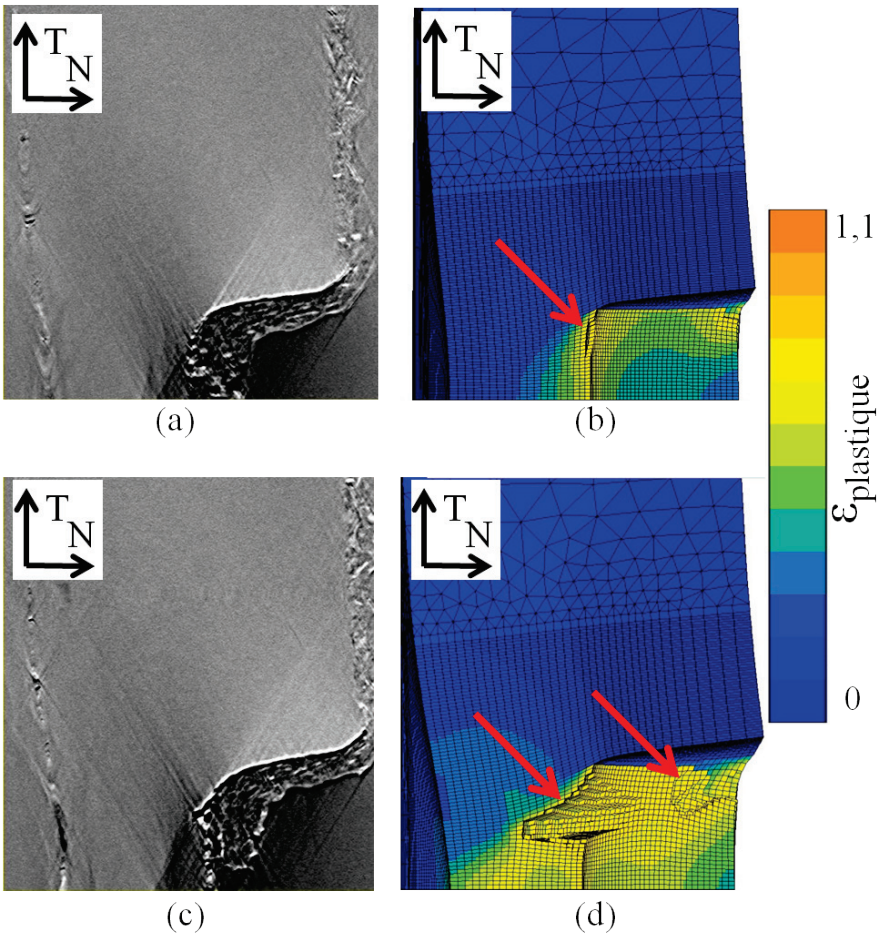


Figure 5.51 – Comparaison entre simulation numérique avec propagation de défaut et résultats expérimentaux pour deux scans ; (a) scan n°4 (1,01mm de déplacement de marqueur) ; (b) simulation numérique pour un déplacement de marqueur de 1,01mm ; (c) scan n°5 (1,38mm de déplacement de marqueur); (d) simulation numérique pour un déplacement de marqueur de1,38mm; les flèches rouge indiquent la propagation du défaut

5.6 Conclusions

Dans ce chapitre, nous avons présenté différentes études menées sur le titane T35 afin de caractériser sa tenue mécanique à différents types de défauts. Afin d'étudier les mécanismes d'endommagement en trois dimensions, nous avons utilisé deux techniques d'imagerie non-destructives. La tomographie a été utilisée pour l'étude *post-mortem* d'éprouvettes. La laminographie a permis de réaliser un essai de traction *ex-situ* en conservant une géométrie d'éprouvette étendue suivant deux dimensions et fine dans la troisième, de type tôle. Les observations 3D ont été réalisées sur deux tomographes. Un tomographe de laboratoire, à Southampton au Royaume-Uni, permet d'atteindre une résolution spatiale de $3*3*3\mu m^3$. Le deuxième tomographe utilisé, à l'ESRF (qui utilise un rayonnement synchrotron) permet d'obtenir une résolution de $0,7*0,7*0,7\mu m^3$.

Dans un premier temps, nous nous sommes intéressés aux cavités présentent dans les cordons de soudure hétérogène T35/TA6V4. Nous avons observé, en moyenne 5,6 cavités par millimètre de cordon de soudure pour une fraction volumique de 0,12%. Des cavités de taille importante (100µm, soit 1/3 de l'épaisseur de la tôle) ont été observées. Pour étudier la nocivité de ces cavités, des essais mécaniques ont d'abord été envisagés. Seule la configuration pour laquelle le cordon de soudure est placé perpendiculairement à la sollicitation a pu être testée. Dans cette configuration, la nocivité des cavités n'a pu être démontrée. Ceci est dû au trop grand écart de comportement entre le titane T35 et le cordon de soudure et à fortiori le TA6V4.

Afin de compléter cette partie expérimentale, nous avons étudié la nocivité des cavités présentes dans le cordon de soudure à l'aide de simulations numériques. La géométrie réelle d'un échantillon observé par tomographie a été utilisée et différents types de chargement ont été appliqués à l'éprouvette numérique (traction monotone parallèle et perpendiculaire au cordon de soudure, traction biaxiale, chargement cyclique pour différents niveaux de déformation avec R=-1). Ces différentes simulations ont montré, que quelque soit le chargement (monotone ou cyclique), très peu de plasticité à proximité des cavités apparaît. Ainsi, la présence de ces défauts ne semble pas critique pour l'intégrité de la structure car la déformation se localise toujours dans le T35. Par contre, une influence en fatigue oligocyclique n'est pas à exclure du fait de la localisation des contraintes et des déformations à proximité des cavités.

La tenue mécanique du feuillard de titane T35 aux défauts débouchants et non débouchants a ensuite été étudiée. Lors des essais mécaniques, une grande plasticité a été observée avant que les défauts ne commencent à se propager. De plus, très peu de cavités ont été observées à proximité de ces défauts. On note également que l'on a observé une plus grande fraction volumique de cavités pour

un défaut non débouchant que pour un défaut débouchant. Cela s'explique par le fait que l'état de triaxialité est bien plus important lors de l'amorçage d'une fissure à partir d'un défaut non-débouchant comparé à la propagation d'une fissure.

Des simulations numériques ont été réalisées pour reproduire les expériences réalisées sur ces deux types de défauts afin de déterminer un critère de rupture pouvant être facilement couplé à notre loi de comportement. Comme il semble, expérimentalement, que c'est la déformation plastique qui contrôle la rupture, nous avons choisi un critère basé sur une déformation plastique cumulée critique. Ainsi, lorsqu'un élément atteint un certain seuil de déformation plastique cumulée, il est considéré comme "cassé" (sa loi de comportement est alors modifiée pour une loi élastique avec un module d'élasticité extrêmement faible). Les simulations numériques réalisées pour ces défauts donnent des résultats encourageants. Cependant, il semble que le critère retenu pour simuler la propagation des défauts est trop rudimentaire pour décrire correctement les phénomènes observés. En effet, il n'est pas possible de compenser l'anisotropie induite par la loi de comportement, au niveau local. Bien que les résultats ne soient pas quantitatifs, ce type de critère permet de décrire correctement la localisation de la propagation.

Nous avons aussi observé que le titane T35 présentait une grande tolérance aux différents types de défauts. Ce matériau présente une grande plasticité avant qu'un défaut ne puisse se propager et le type de rupture est stable et s'effectue par plasticité. En effet, les observations réalisées dans cette étude sont comparables à celles réalisées par Bridgman (Bridgman 1964) obtenues pour une pression hydrostatique de confinement importante (et donc pour des valeurs de triaxialité inférieures à -1/3). Dans le cas de Bridgman, la pression de confinement empêche la nucléation de cavité, conduisant à une rupture par plasticité. Le taux de triaxialité n'est pas le même dans notre étude, mais à cause des propriétés plastiques du T35 et du fait de sa grande pureté, peu de cavités peuvent être générées, et à fortiori se développer (pas d'inclusions initialement).

Chapitre 6 :
Conclusions et perspectives

Dans le cadre du projet FRESCORT, visant à vérifier la faisabilité d'un réservoir haute pression constitué d'un liner en titane et d'une structure composite, j'avais comme objectifs :

- la caractérisation du comportement mécanique de tôle de titane T35 de 300µm d'épaisseur.

- la modélisation de son comportement mécanique.

- l'étude de la rupture de ce matériau sous sollicitation monotone.

Pour atteindre ces différents objectifs, il a fallu, dans un premier temps, étudier la microstructure et la texture des différents matériaux qui constituent le réservoir afin de pouvoir situer l'étude vis-à-vis de la littérature. Puis, la caractérisation mécanique, monotone et cyclique, a été réalisée. Cette caractérisation a permis d'identifier un modèle de comportement anisotrope qui rend compte des sollicitations monotones et cycliques appliquées au matériau. Enfin, la nocivité de défauts dans le liner en titanes a été étudiée.

Le chapitre 2 de cette thèse traite de l'étude de la microstructure et de la texture des matériaux servant à réaliser le liner. L'étude bibliographique réalisée a permis de placer le cadre de l'étude, en situant les matériaux présents dans la réalisation du liner par rapport aux différents alliages de titane. De plus, le comportement mécanique semble fortement dépendant non seulement de la microstructure des alliages mais également de leur texture (et donc de leur procédé d'élaboration). Dans ce travail, le liner du réservoir est composé principalement de deux matériaux, le titane T35 et l'alliage de titane TA6V4. Ces deux matériaux ont des compositions chimiques, des microstructures ainsi que des propriétés mécaniques très différentes. Pour la réalisation du réservoir, ces matériaux sont soudés par faisceau laser sans métal d'apport. Il en résulte deux type de soudure, soit entre deux tôles de T35 (soudure homogène) soit entre du T35 et du TA6V4 (soudure hétérogène).

Les microstructures et les textures cristallographiques de ces différents matériaux ainsi que celles des soudures ont été caractérisées, Le titane T35 présente une microstructure équiaxe avec une taille de grain de l'ordre de 20 µm de diamètre et une texture caractéristique des matériaux laminés à structure

cristalline hexagonale compacte. Cette texture fortement marquée, ainsi que la faible épaisseur des tôles (300 µm, soit une quinzaine de grains dans l'épaisseur) laisse envisager un comportement mécanique anisotrope du matériau. L'alliage TA6V4 utilisé dans cette étude présente une microstructure bi-modale (α+β) dont la taille de grain moyenne de la phase α est de 3,3 µm ; l'analyse fine de la phase β n'a pas été réalisée car sa microstructure est trop fine pour les moyens d'étude utilisés. Une texture très marquée a de plus été observée, avec la présence des axes <c> perpendiculaires à la surface des échantillons. En ce qui concerne les soudures homogènes T35/T35, leur microstructure se présente sous la forme de grains lamellaires dans la zone fondue avec une taille de grain moyenne d'environ 20 µm dans le plan des tôles et de plusieurs centaines de microns dans l'épaisseur des tôles (environ 150µm). La texture de cette zone fondue est moins marquée que celle du matériau de base, conséquence de la réorientation cristallographique due aux transformations allotropiques. La présence de Zones Affectées Thermiquement (ZAT) n'a pu être mise en évidence. Enfin les soudures hétérogènes (T35/TA6V4) ont été étudiées. Ces soudures présentent la particularité de faire intervenir deux matériaux de compositions chimiques et de microstructures différentes. Cinq zones ont pu être identifiées : la zone fondue, la Zone Affectée Thermiquement du côté du T35 (ZAT T35), la Zone Affectée Thermiquement du côté du TA6V4 (ZAT TA6V4) et les deux matériaux de base (T35 et TA6V4). Outre le titane T35 et le TA6V4, les trois autres zones présentent des microstructures, des textures ainsi que des compositions chimiques nettement délimitées dans l'espace. Ainsi ces soudures sont composées d'un gradient de microstructures et donc d'un gradient de propriétés mécaniques. Lors de l'observation de ces soudures, des cavités ont de plus été détectées. Ces cavités semblent dues à la vaporisation de l'aluminium et peuvent avoir des tailles caractéristiques de l'ordre du tiers de l'épaisseur des tôles de titane T35.

Cette étude a donc permis de caractériser les états microstructuraux des matériaux entrant dans la réalisation du liner et de situer les résultats obtenus vis-à-vis de ceux de la littérature.

Les observations de la microstructure et de la texture du titane T35 laissent présager d'un comportement plastique anisotrope. De plus, la littérature fait référence d'une part à un effet viscoplastique et d'autre part à un comportement sous sollicitations cycliques complexe. Bien que l'étude bibliographique réalisée permette d'estimer le type de comportement mécanique à attribuer au titane T35, aucune étude ne traite du titane T35 laminé de 300µm d'épaisseur ayant une microstructure et une texture semblable à celle du matériau de cette étude. Il a donc fallu réaliser une campagne d'essais mécaniques pour caractériser le comportement mécanique du matériau et valider la forme de loi de comportement retenue. On rappelle que tous les essais mécaniques réalisés ont été instrumentés

avec une méthode de mesure de déformation sans contact, basée sur la méthode de corrélation d'images.

Dans un premier temps, des essais de traction monotone ont été réalisés pour différentes orientations de prélèvements par rapport à la direction de laminage et différentes vitesses de sollicitation. Ces essais ont été complétés par des essais de traction/relaxation multiples, qui nous ont permis d'atteindre des vitesses de sollicitations de l'ordre de 10^{-5} et $10^{-6}s^{-1}$. Ces essais monotones ont donc permis de caractériser l'effet viscoplastique du matériau ainsi que l'anisotropie associée aux mécanismes de plasticité. En particulier, l'anisotropie semble bien plus marquée d'un point de vue des déformations que des contraintes. Des coefficients de Lankford allant de 1 à 5 ont pu être mesurés selon les directions de prélèvements des éprouvettes.

Pour pouvoir solliciter le matériau de manière cyclique alternée, un montage de cisaillement a été conçu. Ce montage a permis, dans un premier temps, de pouvoir caractériser le comportement en cisaillement dans le plan des tôles de titane T35. Ces essais ont permis de confirmer les résultats de la littérature en ce qui concerne l'anisotropie observée en cisaillement. Des essais de cisaillement cyclique alternés, pour différentes amplitudes de déformation ont ensuite été réalisés. Ces essais ont permis de différencier les composantes isotrope et cinématique de l'écrouissage. Un écrouissage isotrope faible voire négatif est ainsi mesuré couplé à un écrouissage cinématique positif important.

Ces différents essais ont donc permis de caractériser le comportement élasto-viscoplastique anisotrope du titane T35 laminé. Cette base de données, comprenant des essais de traction et de cisaillement monotone et des essais de cisaillement cyclique, peut être utilisée afin d'identifier une loi de comportement ainsi que ses paramètres. Il aurait été intéressant de caractériser les propriétés mécaniques suivant l'épaisseur de la tôle, mais avec une épaisseur de 300µm cela ne fut pas possible. Les essais de cisaillement pourraient être également améliorés afin que la rupture de l'éprouvette se situe dans la zone cisaillée et non dans les mors, ce qui aurait permis d'obtenir des valeurs plus fiables en ce qui concerne la durée de vie du liner en chargement cyclique.

La base de données expérimentale a permis d'identifier les paramètres de quatre modèles phénoménologiques. Les trois premiers modèles utilisent un critère de plasticité isotrope et se distinguent les uns des autres par leurs lois d'écrouissage. Le but de ces trois premiers modèles est donc de valider un formalisme de l'écrouissage qui sera couplé par la suite à un critère de plasticité anisotrope.

Le comportement élastique n'a pas été identifié dans ce travail et les paramètres associés à ce comportement ont été déterminés à partir des données de la littérature. Le comportement viscoplastique est commun à tous les modèles ; et se traduit par l'utilisation d'une loi de Norton. Trois types d'écrouissage sont associés à un critère de plasticité de von Mises ; le premier est isotrope, le deuxième cinématique et le troisième est composé d'une partie isotrope et d'une partie cinématique. Les paramètres de chacun de ces modèles ont été identifiés à partir de deux essais de traction monotone et de deux essais de cisaillement cyclique. Les lois d'écrouissage uniquement isotrope ou cinématique ne peuvent rendre compte à la fois du comportement monotone et cyclique du matériau. La loi d'écrouissage composée d'une partie isotrope et d'une partie cinématique donne, quand à elle, des résultats satisfaisants. On remarque que pour ce modèle, l'écrouissage isotrope est négatif et l'écrouissage cinématique positif, ce qui est cohérent avec les observations expérimentales. Cet écrouissage composé a ensuite été couplé à un critère de plasticité anisotrope de Hill. Afin de tester la robustesse de ce modèle, il a été comparé aux résultats expérimentaux obtenus à différentes échelles (champs de déformation locale et déplacement traverse). Pour ce dernier modèle, une bonne adéquation entre les différents résultats expérimentaux et les simulations numériques est obtenue. En particulier, et bien que le critère d'anisotropie ne joue que sur la surface de charge initiale, les anisotropies de chargement et de déformation, dans le domaine plastique, sont bien reproduites.

Il a donc été montré que le comportement élasto-viscoplastique anisotrope du titane pouvait être reproduit avec un modèle phénoménologique comportant un critère de plasticité anisotrope de Hill, une loi de viscoplasticité de Norton et une loi d'écrouissage composée d'une partie isotrope et d'une partie cinématique. Une amélioration de ce modèle pourrait passer par l'utilisation d'un critère de plasticité anisotrope plus complexe, du type Bron (Bron and Besson 2004) ou par l'utilisation d'un critère d'anisotropie portant sur l'écrouissage. Cependant, ces améliorations augmenteront le nombre de paramètres du modèle et nécessiteront surement une base de données expérimentale plus étoffée afin de définir avec certitude les valeurs des différents paramètres.

Enfin, la nocivité de défaut dans le liner et les mécanismes de rupture conduisant à la fissuration dans le titane T35 ont été étudiés. Trois types de défauts ont ainsi été analysés : des cavités présentes dans le cordon de soudure, des défauts débouchants et des défauts non-débouchants. Afin de pouvoir décrire les mécanismes de rupture, des observations par tomographie et laminographie ont été réalisées.

Les cavités présentent dans les cordons de soudure hétérogène sont probablement dues à la vaporisation de l'aluminium, et sont donc inhérentes au procédé de soudage retenu. Des observations par tomographie ont permis de

déterminer une fraction volumique de 0,12% de cavités dans le volume de la zone fondue. Cependant, certaines cavités observées peuvent avoir un diamètre moyen de plus de 100µm, ce qui représente un tiers de l'épaisseur des tôles. Les essais de traction réalisés sur ces cordons de soudure ne nous ont toutefois pas permis de conclure sur la nocivité de ces cavités (impossibilité de déformer suffisamment le cordon de soudure, à cause de la différence de comportement entre les matériaux). Par contre des simulations numériques portant sur la tenue mécanique de ces cordons de soudure ont montrés, pour des sollicitations monotones et cycliques, que ces cavités ne représentaient pas de réel danger concernant l'intégrité des réservoirs haute pression, du fait de la différence de propriétés entre le titane T35 et les zones soudées.

Afin de valider le concept de fuite avant rupture, des essais de traction sur des éprouvettes comportant un défaut débouchants ont été réalisés pour différentes directions de sollicitation. Ces essais ont montré une forte déformation plastique locale (plusieurs centaines de pourcents) avant que les défauts ne commencent à se propager. Dès qu'une fissure apparait, elle se propage de manière stable dans l'éprouvette. Les observations par tomographie ont de plus montré une faible fraction volumique de cavité à proximité des fissures. Enfin, un défaut non débouchant a été étudié par laminographie grâce à un essai de traction *ex-situ* interrompu. Cet essai a permis de suivre l'évolution du défaut au cours de chargement et ainsi d'étudier les mécanismes conduisant à sa propagation. Tout comme pour les défauts débouchants, une forte déformation plastique a été mise en évidence avant que le défaut ne commence à se propager et là aussi très peu de cavités ont été observées à proximité du défaut. Ces différentes observations nous ont permis de conclure que, dans le titane T35, la propagation de fissure ne se faisait pas selon les mécanismes classiques de nucléation, croissance et coalescence de cavités. Les mécanismes observés sont ceux d'une rupture par déchirure plastique comme observé par Bridgman lorsqu'une forte pression de confinement est appliquée aux éprouvettes.

Un début de modélisation concernant l'évolution des défauts débouchants et non débouchants a ensuite été entrepris. Un critère de rupture basé sur un niveau de déformation plastique critique a été introduit et couplé à la loi de comportement. Ce critère est cohérant avec les observations expérimentales qui montrent que la propagation des défauts apparait pour un niveau de déformation donné. Les résultats de propagation obtenus avec ce critère de propagation sont encourageants mais peuvent être améliorés. En effet, pour les défauts débouchant, par exemple, la propagation dans l'épaisseur de la tôle apparait au même endroit qu'observé expérimentalement. Cependant, il semble que le critère retenu ne soit pas compatible avec l'anisotropie du matériau. Un critère de propagation, prenant en compte l'anisotropie de déformation du matériau, devra sans doute être envisagé. On note également que les temps de calcul sont très importants et que

l'utilisation d'une telle loi de comportement pour la simulation d'un réservoir entier (liner + composite) ne semble pas appropriée.

Les défauts ne semblent toutefois pas être des points critiques pour la tenue mécanique du liner. En effet, on a pu montrer que des niveaux de déformation importants sont nécessaires pour que les défauts se propagent. Ces niveaux de déformation ne peuvent se présenter dans le réservoir, sauf s'il y a une défaillance du composite (ce qui conduit forcement à la ruine du réservoir).

Enfin, notons qu'un premier démonstrateur technologique de réservoir a été réalisé (Figure 6.1). Ceci montre la maturité de la technologie mise en œuvre dans le projet FRESCORT.

Figure 6.1 - Photographie du liner en titane utilisé pour la réalisation du démonstrateur technologique (ATMOSTAT)

Annexe A :
Courbes des essais de traction

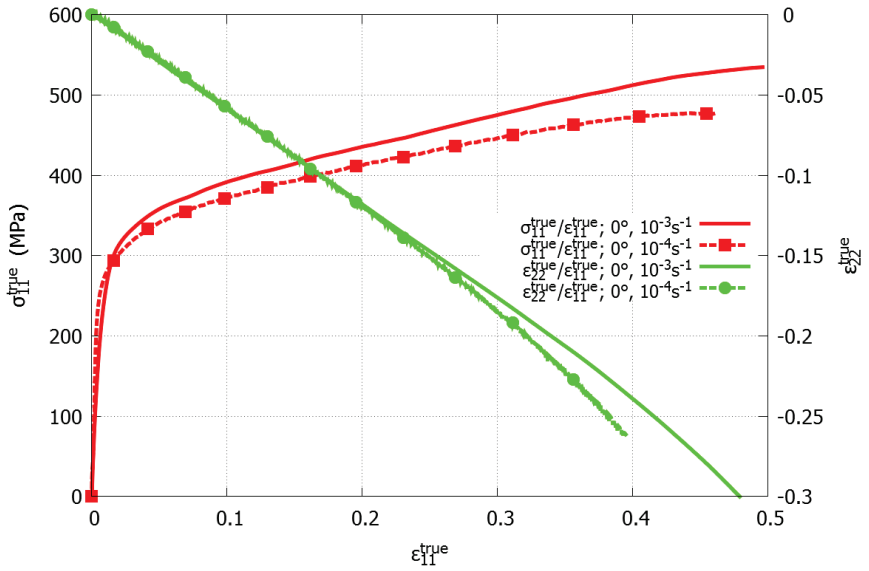


Fig. A.1 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 0° par rapport à la direction de laminage

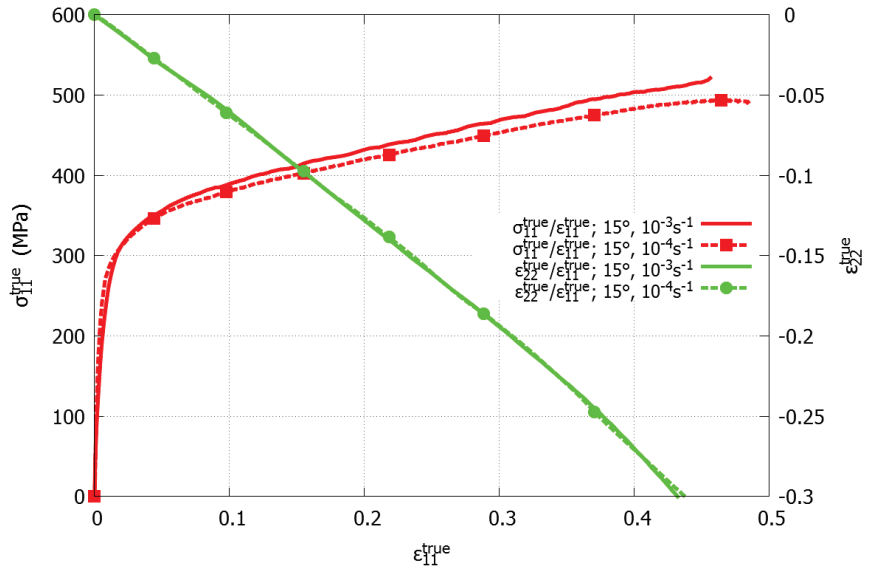


Fig. A.2 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 15° par rapport à la direction de laminage

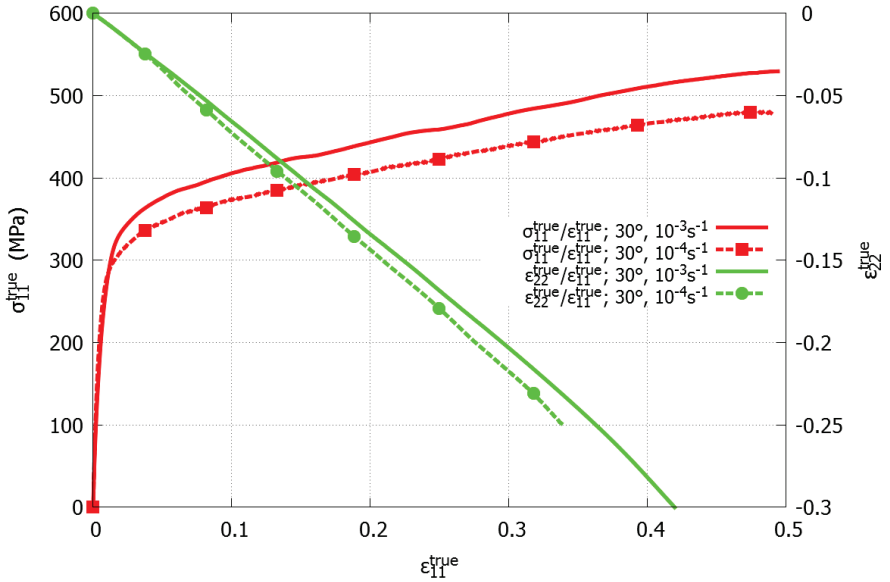


Fig. A.3 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 30° par rapport à la direction de laminage

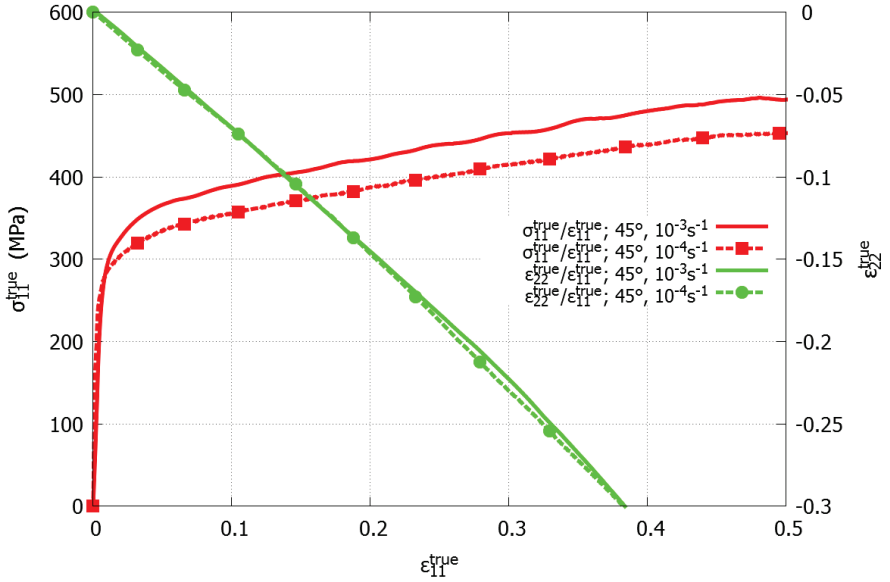


Fig. A.4 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 45° par rapport à la direction de laminage

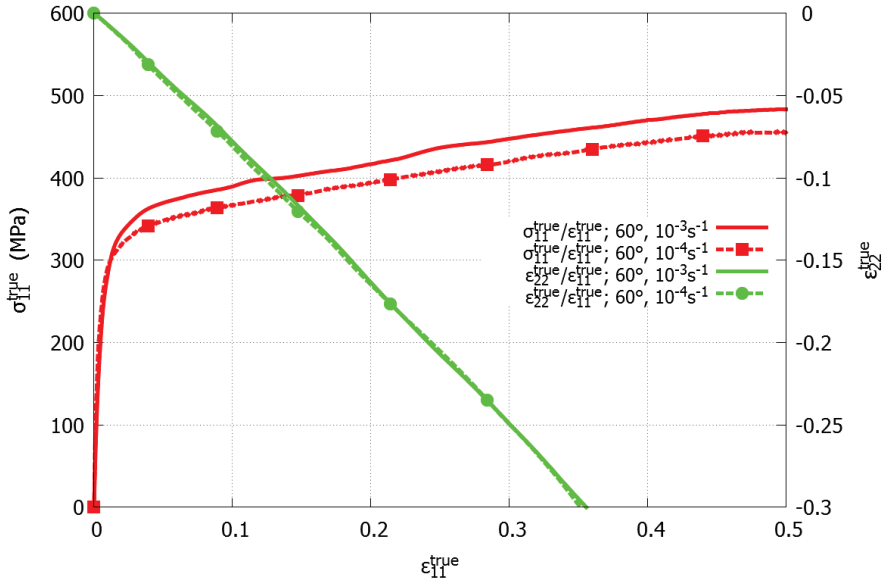


Fig. A.5 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 60° par rapport à la direction de laminage

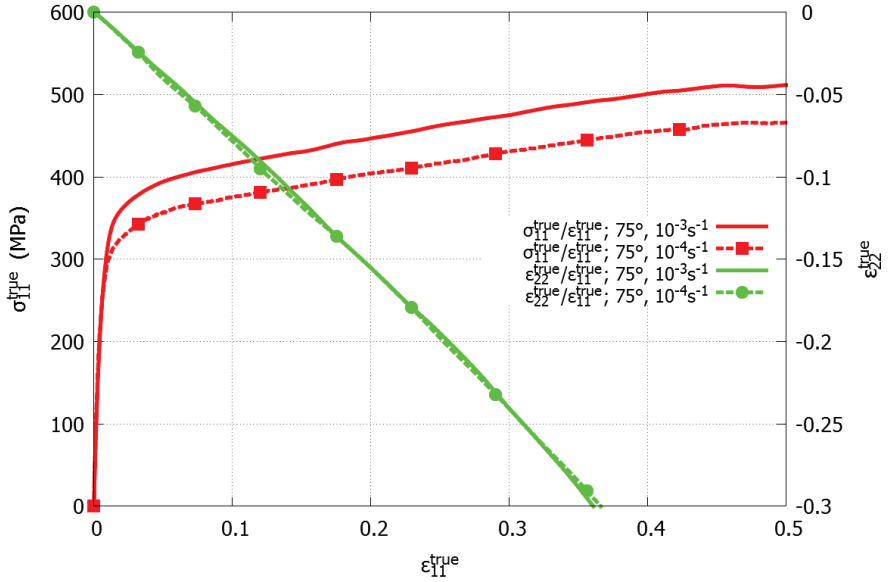


Fig. A.6 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 75° par rapport à la direction de laminage

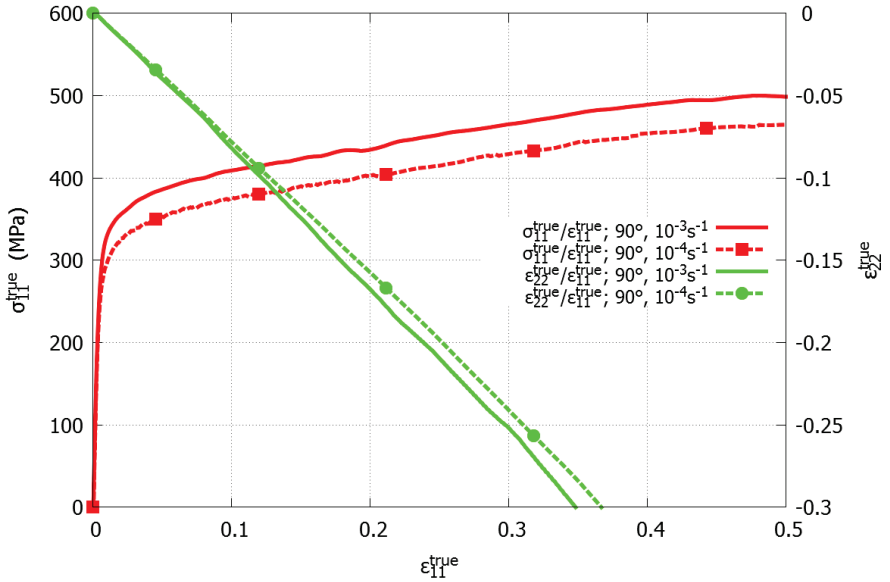


Fig. A.7 – Courbes de contrainte/déformation; et de déformation transversale/ déformation longitudinal pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$ pour une sollicitation de 90° par rapport à la direction de laminage

Annexe B :
Courbes des essais de traction/relaxation

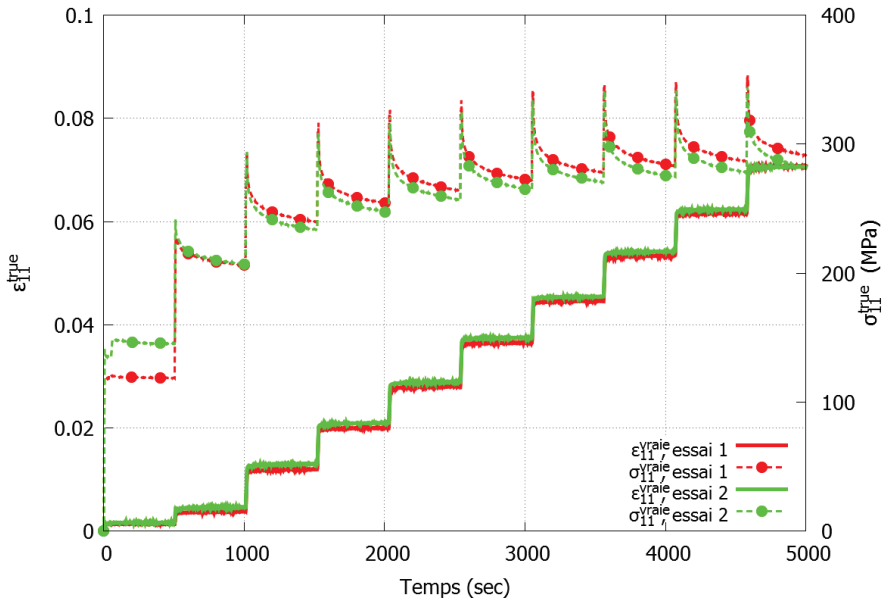


Fig. B.1 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 0° par rapport à la direction de laminage

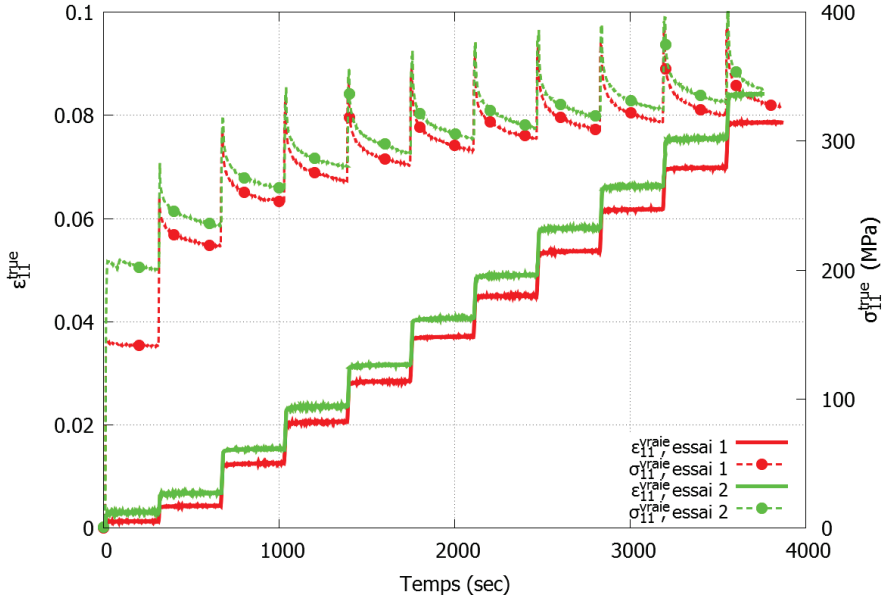


Fig. B.2 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 15° par rapport à la direction de laminage

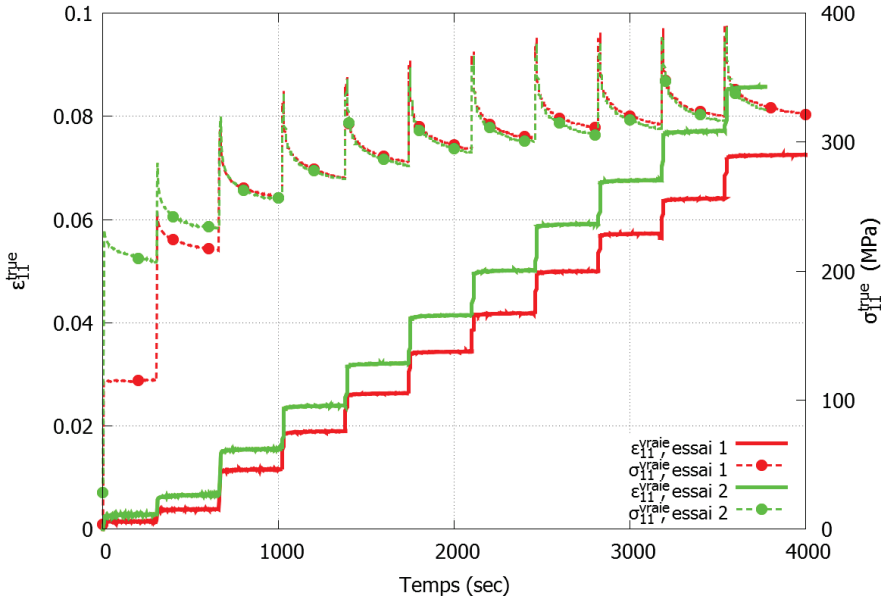


Fig. B.3 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 30° par rapport à la direction de laminage

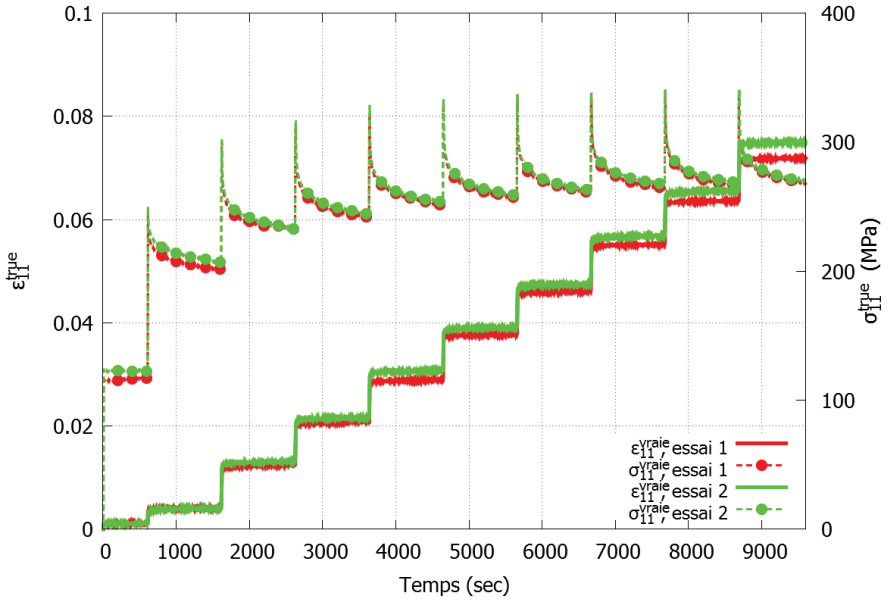


Fig. B.4 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 45° par rapport à la direction de laminage

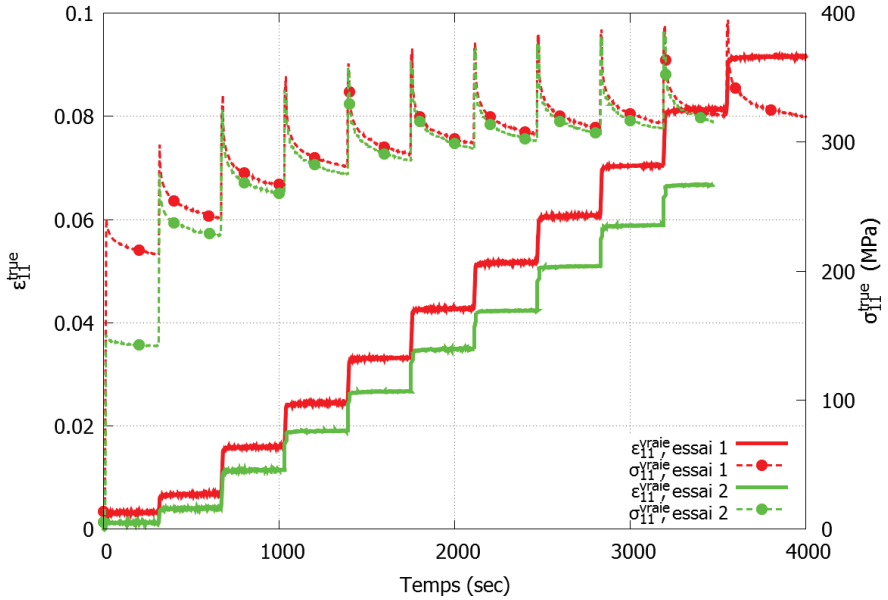


Fig. B.5 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 60° par rapport à la direction de laminage

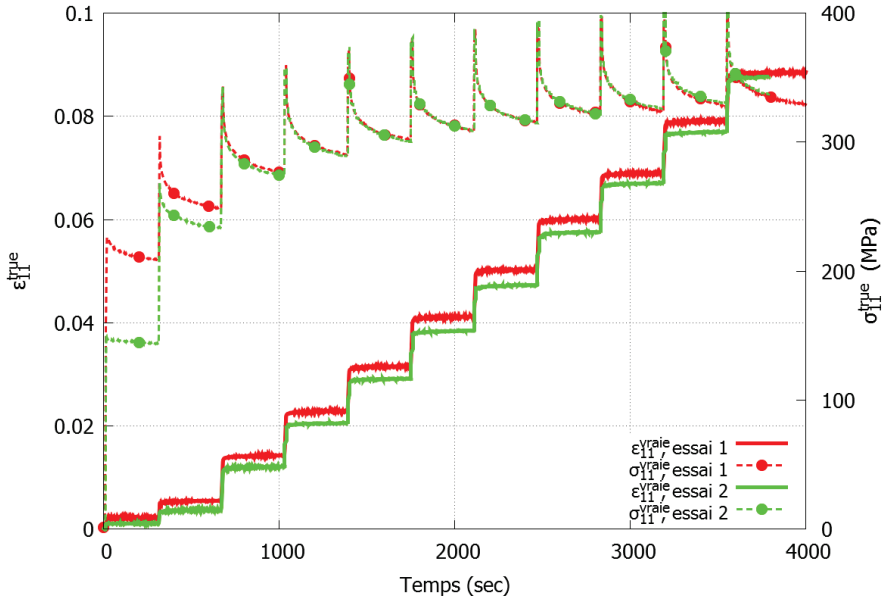


Fig. B.6 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 75° par rapport à la direction de laminage

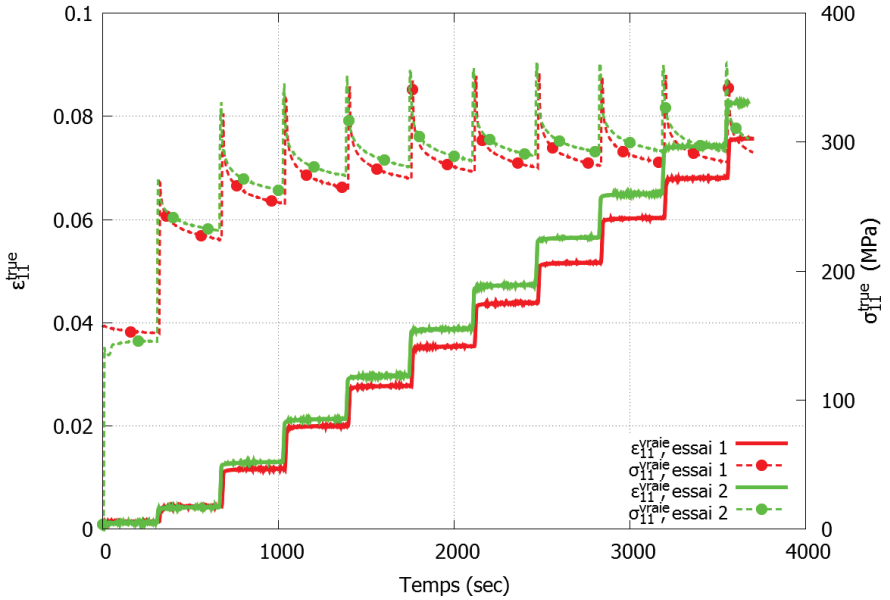


Fig. B.7 - Evolution de la déformation ε_{11} et de la contrainte σ_{11} concernant les deux essais de traction/relaxation pour des éprouvettes orientées à 90° par rapport à la direction de laminage

Annexe C :
Courbes des essais de cisaillement

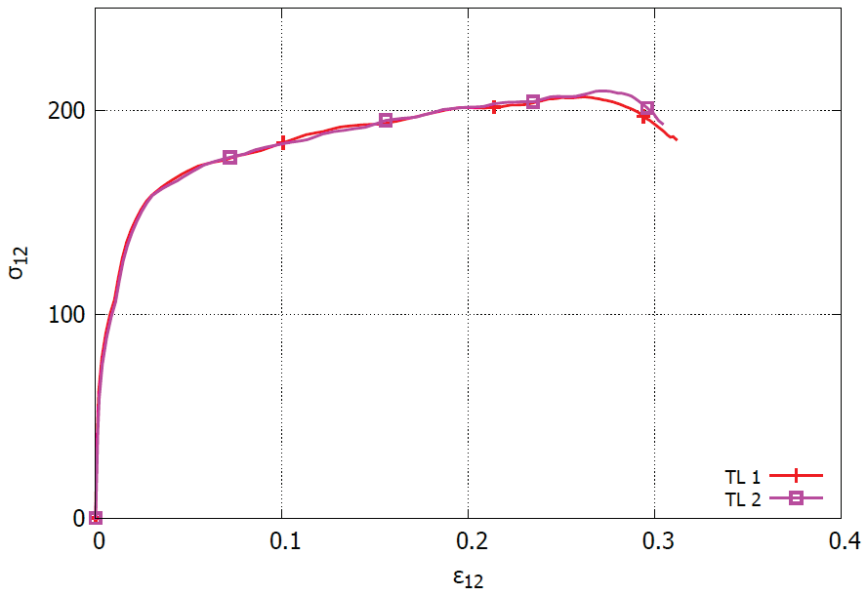


Fig. C.1 - Evolution de la déformation ε_{12} et de la contrainte σ_{12} concernant les deux essais de cisaillement monotone pour des éprouvettes TL

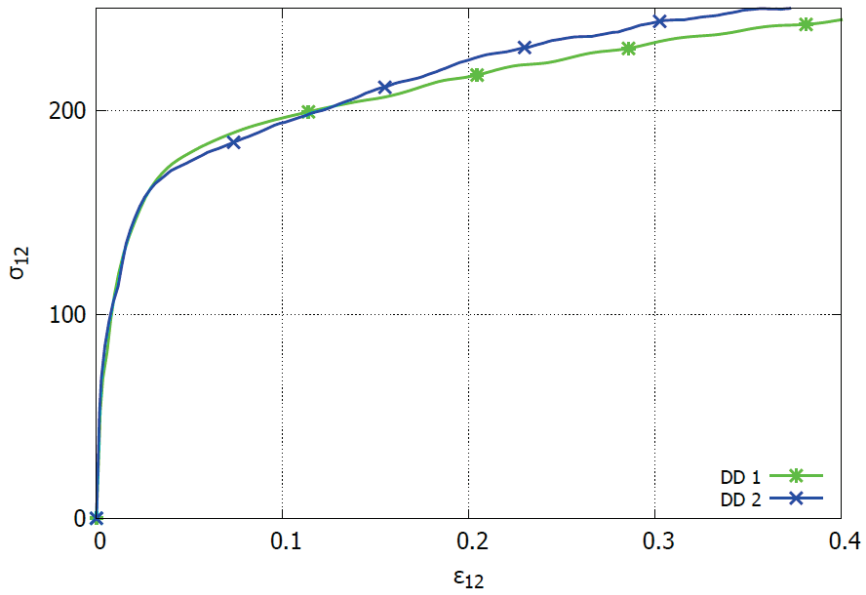


Fig. C.2 - Evolution de la déformation ε_{12} et de la contrainte σ_{12} concernant les deux essais de cisaillement monotone pour des éprouvettes TL

Annexe D :
Le synchrotron

a. Principe de base d'un synchrotron

D'une manière générale, un synchrotron est un grand instrument qui permet d'accélérer, à haute énergie, des particules chargées, les électrons. Ces particules sont injectées en paquets dans un anneau de stockage. Un champ électromagnétique de confinement force les particules à tourner dans un anneau entre les pôles d'électro-aimants qui sont disposés en forme de polygone. Les particules sont constamment accélérées tout au long de leur séjour dans l'anneau, la trajectoire circulaire qu'ils prennent les oblige à émettre des photons X en grande quantité (flux de particules important) qui approvisionnent les lignes de lumière.

Un synchrotron se compose principalement des éléments suivants (web ESRF 2012):

- Un accélérateur linéaire : permet d'accélérer les électrons à une vitesse proche de celle de la lumière
- Un accélérateur circulaire : permet d'augmenter la vitesse des électrons jusqu'à l'énergie souhaitée (proche de la vitesse de la lumière, une petite augmentation de la vitesse augmente beaucoup l'énergie)
- Un anneau de stockage : une fois que les électrons ont l'énergie voulue, ils sont stockés dans cet anneau, qui est beaucoup plus grand que l'anneau d'accélération (en réalité cet anneau est constitué de sections rectilignes)
- Des aimants de courbure : ils sont situés entre les sections linéaires de l'anneau de stockage. Ils ont pour but de dévier le faisceau de particules pour l'aligner dans le segment suivant et de contrôler la vitesse des particules. Ils permettent également de produire le rayonnement synchrotron.

En plus des ces principaux éléments, un grand nombre d'appareils servent au fonctionnement d'un synchrotron. Pour que les particules ne soient pas ralenties par frottement, elles sont constamment maintenues dans un vide extrêmement poussé (de l'ordre de 10^{-10} bar). Pour maintenir une trajectoire fixe, l'intensité du champ magnétique est adaptée de façon synchrone à l'énergie du faisceau. La fig.

d.1 schématise un synchrotron et présente les éléments principaux qui le composent.

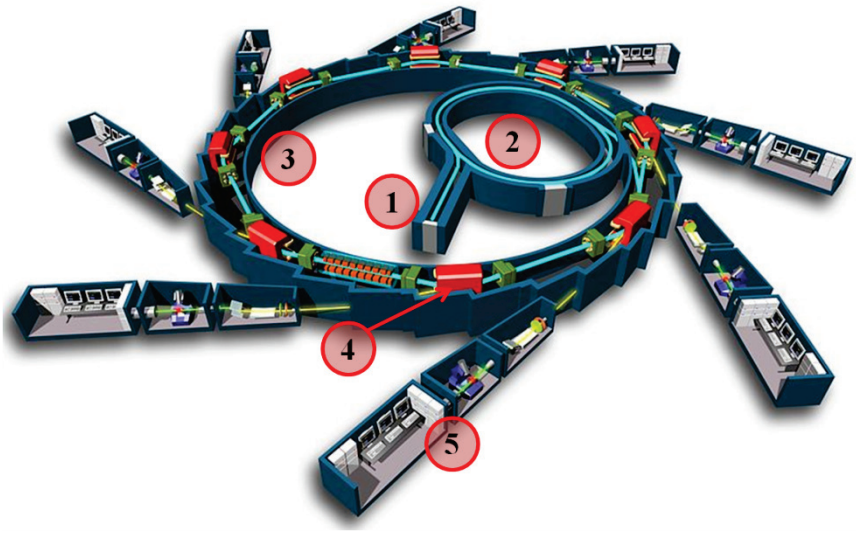


Fig. D.1 - Schéma d'un synchrotron avec les principaux éléments qui le compose (Wikipedia synchrotron); (1) accélérateur linéaire ; (2) accélérateur circulaire ; (3) anneau de stockage ; (4) aimant de courbure ; (5) ligne de lumière

b. Utilisation de la lumière synchrotron

Lorsque les particules subissent un changement de trajectoire, au niveau des aimants de courbure, elles émettent un rayonnement de freinage ou rayonnement synchrotron. Il s'agit d'un rayonnement polychromatique de photons qui est émis tangentiellement à la trajectoire des particules. Ainsi, à chaque aimant de courbure se trouve une ligne de lumière qui permet d'utiliser le rayonnement synchrotron émis. Avant d'arriver sur l'échantillon étudié, le rayonnement synchrotron traverse différents éléments suivant la manière dont il doit être traité (lentilles, miroirs, monochromateur, …).

i. L'European Synchrotron Radiation Facility (ESRF)

L'ESRF est un synchrotron européen situé à Grenoble. Environ 600 personnes y travaillent et prés de 6000 scientifiques viennent y mener des expériences chaque année. L'ESRF est une des sources de rayons X les plus intenses au monde.

Quarante lignes de lumière sont disponibles depuis 1998. Chacune des lignes de lumière est optimisée pour certaines techniques. A l'ESRF, chaque ligne de lumière est composée de :

- Une source de photons (rayonnement synchrotron)

- Une cabine optique qui sert à filtrer et à focaliser le faisceau de photons
- Une cabine expérimentale blindée où se trouve l'échantillon à observer ainsi que les différents instruments de mesure
- Une cabine de contrôle où se trouvent les expérimentateurs et tous les moyens de contrôle des expériences.

L'imagerie aux rayons X est présente dans un nombre relativement important de lignes et un groupe de 6 lignes de lumières lui est consacrée (BM05, ID17, ID19, ID21, ID22, ID22NI). ID19 est une des lignes dédiée aux techniques d'imageries en faisceau parallèle du fait de sa longueur (150m), elle est majoritairement dédiée à la microtomographie.

ii. La ligne de lumière ID19 à l'ESRF

Cette ligne de lumière, inaugurée en 1994, est conçue et optimisée, initialement, pour la topographie, qui est une technique d'imagerie qui se base sur la diffraction des rayons X. Depuis, la microtomographie étant devenue une technique de plus en plus utilisée par les scientifique afin d'étudier des phénomènes en 3 dimensions, la topographie a laissé sa place. De plus, sur la ligne de lumière ID19, d'autres techniques d'imagerie se sont développées, comme la laminographie (web ID19 ESRF).

La ligne de lumière ID19 permet, grâce à la source de photons et son traitement, d'avoir un flux de photons important, dans un rayon cohérent, homogène, parallèle et monochromatique. La source de photons est très petite (30 µm de haut par 120 µm de large). Trois appareils sont situés sur la ligne de lumière avant d'arriver dans la salle d'expérimentation permettant de choisir un type de source particulier. La longueur importante de cette ligne de lumière couplée à la petite taille de la source permet d'exploiter les propriétés de cohérence du rayon ainsi que d'avoir un rayon homogène, large ou focalisé (inférieur à 100 nm).

La ligne de lumière peut travailler avec des énergies allant de 6 à 250 keV, bien que la plupart des expériences réalisées se situent dans la gamme de 10 à 35 keV. La source monochromatique peut être diffractée sur un monocristal de silicium (111) afin d'obtenir un faisceau « blanc » (polychromatique) et/où un faisceau d'intensité plus importante.

De plus, la ligne de lumière ID19 utilise un détecteur particulier, la camera FReLoN, développée à l'ESRF. Il s'agit d'une caméra CCD dynamique 14 bits, présentant une résolution de 2048*2048 pixels. La taille physique du pixel de la caméra est de 14 µm. Couplé à un système d'optique appropriée (aussi développé

à l'ESRF), il est possible, avec cette caméra, d'obtenir une résolution spatiale inférieure au micron (jusqu'à 0,3 µm/pixel). Cependant, il faut noter que plus on cherche à avoir une bonne résolution, plus la zone observable est petite. Ainsi, pour avoir une résolution de 0,7 µm/pixel, on limite le champ observable à une zone de 1,43 mm.

iii. La tomographie synchrotron

Il s'agit d'une technique d'imagerie 3D non destructive, qui se base sur l'absorption des rayons X par les matériaux. Le principe est le même que celui d'un scanner médical : les rayons X, lorsqu'ils traversent de la matière, sont atténués à cause de l'absorption du ou des milieux qu'ils traversent. Il est possible de relier l'intensité du faisceau sortant (I) à l'intensité du faisceau entrant (I_0) par la loi de Beer-Lambert (Lambert 1760) :

$$I(\lambda, X) = I_0(\lambda) \cdot e^{-\int \alpha_i X d\alpha} \qquad \text{D.1}$$

Avec λ_i les coefficients d'absorption des différents éléments traversés et X la longueur du trajet optique.

Ainsi, si un objet est analysé avec une seule image, (radiographie X), on obtient la projection de la densité de tous les milieux traversés. Il est alors impossible de déterminer la densité locale de l'objet.

La tomographie permet de dépasser ce problème. L'objet à observer est placé sur une platine qui permet de faire tourner l'objet dans un plan perpendiculaire au faisceau. Ensuite, une série d'images est acquise en faisant pivoter l'échantillon entre 0° et 180°. Un cliché de « radiographie X » est donc pris tous les 0,12°. L'ensemble de ces 1500 clichés constitue un scan dans notre cas.

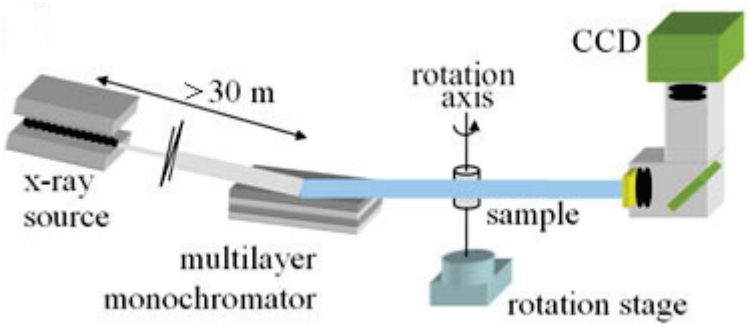


Fig. D.2 - Schéma de principe de fonctionnement de la tomographique (ESRF laminography 2011)

Du fait de la résolution spatiale désirée (et donc de la taille de la zone observable) et de l'absorption du matériau étudié, cette technique permet d'étudier

des échantillons d'environ 1 mm de diamètre (dans la direction perpendiculaire au faisceau de rayons X). Cette faible dimension des échantillons est une contrainte importante de la tomographie.

Viens ensuite la phase de reconstruction. En effet, pour le moment, nous ne sommes qu'en possession de 1500 projections planes d'un objet. Un algorithme va permettre de reconstruire le volume 3D (Feldkamp, Davis, and Kress 1984). Au final, nous obtenons un fichier associé à un volume de matière (.VOL) qui est codé sur 32 bits.

iv. Laminographie

Lorsque l'on souhaite étudier des échantillons étendus sur deux dimensions (de type tôle), la tomographie montre ses limites car elle ne permet l'étude que d'échantillons étendus suivant une direction (de type bâton). Cela rend donc difficile de mener des études lorsque l'on souhaite faire propager une fissure macroscopique dans un matériau (taille de la zone plastique et taux de triaxialité non représentatifs). Afin d'outre passer cette limite, la technique de laminographie (Synchrotron-Radiation Computed Laminography) a été mise au point à l'ESRF (Helfen et al. 2005).

Cette méthode consiste à acquérir des projections, tout comme la tomographie conventionnelle, mais en inclinant l'axe de rotation de l'échantillon (en général de 30°) pour ne plus être perpendiculaire au faisceau de rayons X. Dans cette nouvelle configuration, l'échantillon subit une rotation de 360° (contre 180° pour la tomographie) et l'algorithme de reconstruction doit être adapté. Tout comme pour la tomographie, on obtient un fichier associé à un volume de matière étudié qui est codé sur 32 bits (ESRF laminography 2011).

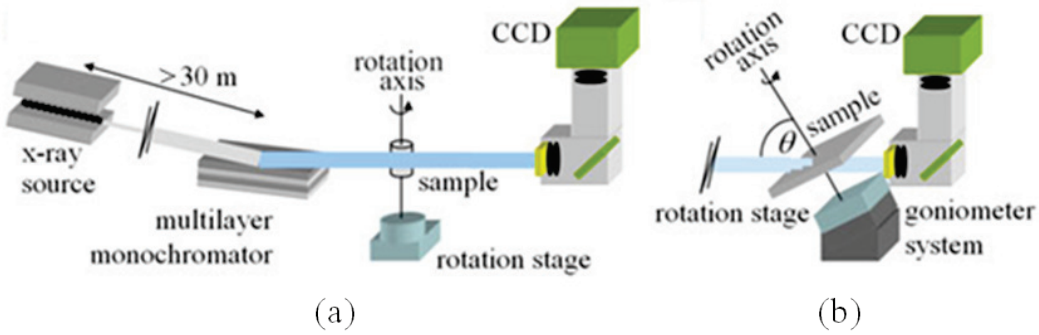


Fig. D.3 - Comparaison entre les montages expérimentaux pour (a) la tomographie et (b) la laminographie, sur la ligne ID19 à l'ESRF (ESRF laminography)

Bibliographie

Akman, E., A. Demir, T. Canel, and T. Sinmazçelik. 2009. “Laser welding of Ti6Al4V titanium alloys.” *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 3705-3713.

Armstrong, P.J. and C.O. Frederick. 1966. “A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effet.” *Technical Report RD/B/N/ 731*.

ASM Aerospace Metals. 2010. “ASM Aerospace Metals.” titaniumdistributor. Retrieved Février 2010 (http://www.titaniumdistributor.com/titanium-technical-data.html).

Aubin, V., P. Quaegebeur, and S. Degallaix 2003. “Cyclic behaviour of a duplex stainless steel under multiaxial loading: Experiments and modelling.” Pp. 401-422 in *6th International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture*. Elsevier.

Barenblatt and G.I. Barenblatt. 1962. “The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture.” *Advances in Applied Mechanics*, pp. 55 - 129.

Besson, J., G. Cailletaud, J.L. Chaboche, and S. Forest. 2001. *Mécanique non linéaire des matériaux*. Paris: Hermes.

Besson, J. and R. Foerch. 1997. “Large scale object-oriented finite element code design.” *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, pp. 165 - 187.

Birosca, S., J.Y. Buffiere, F.A. Garcia-Pastor, M. Karadge, L. Babout, and M. Preuss. 2009. “Three-dimensional characterization of fatigue cracks in Ti-6346 using X-ray tomography and electron backscatter diffraction.” *Acta Materialia*, pp. 5834-5847.

Bornet, M., F. Brémand, P. Doumalin, J.C. Dupré, M. Fazzini, M. Grédiac, F. Hild, S. Mistou, J. Molimard, J.J. Orteu, L. Robert, Y. Surrel, P. Vacher, and B. Wattrisse. 2009. “Assessment of Digital Image Correlation Measurement Errors : Methodology and Resultat.” *Experimental Mechanics*, pp. 353 - 370.

Bouvier, S., N. Benmhenni, W. Tirry, F. Gregory, M.E. Nixon, O. Cazacu, and L. Rabet. 2012. “Hardening in relation with microstructure evolution of high purity alpha titanium deformed under monotonic and cyclic shear loading at room temperature.” *Materials Science and Engineering:A*, pp. 12 - 21.

Bouvier, S., B. Gardey, H. Haddadi, and C. Teodosiu. 2006.a. “Characterization of the strain-induced plastic anisotropy of roller sheets by using

sequences of simple shear and uniaxial tensile tests." *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 115 - 126.

Bouvier, S., H. Haddadi, P. Levée, and C. Teodosiu. 2006. "Simple shear tests: Experimental techniques and characterization of the plastic anisotropy of roller sheets at large strains." *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 96 - 103.

Briant, C.L., Z.F. Wang, and N. Chollocoop. 2002. "Hydrogen embrittlement of commercial purity titanium." *Corrosion Science*, pp. 1875 - 1888.

Bridgman, P. 1964. *Studies in Large Plastic Flow and Fracture with Special Emphasis on the Effect of Hydrostatic Pressure*. Cambridge: Havard University Press.

Bridier, F., D.L. McDowell, P. Villechaise, and J. Mendez. 2009. "Crystal plasticity modeling of slip activity in Ti6Al4V under high cycle fatigue loading." *International Journal of Plasticity*, pp. 1066 - 1082.

Bron, F. and J. Besson. 2004. "A yield function for anisotropic materials; application to aluminium alloys." *International Journal of Plasticity*, pp. 937-063.

Bürgers, W.G. 1934. "On the process of transition of the cubic-body-centrered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium." *Physica*, pp. 561 - 586.

Cardoso, R.P.R. and J.W. Yoon. 2009. "Stress integration method for a nonlinear kinematic/isotropic hardening model and its characterization based on polycrystal plasticity." *International Journal of Plasticity*, pp. 1684 - 1710.

Castelnau, O., H. Francillette, B. Bacroix, and R.A. Lebensohn. 2001. "Texture dependent plastic behavior of Zr 702 at large strain." *Journal of Nuclear Materials*, pp. 14 - 26.

Cauchy, Augustin. 1847. "Méthode générale pour la résolution des systèmes d'équations simultanées." *Compte Rendus de l'Académie des Sciences de Paris*, pp. 536-538.

Cazes, Roland. 1994. "Soudage par faisceaux à haute énergie: faisceau d'électron et laser." *Techniques de l'ingénieur; Assemblage des matériaux par soudage*.

Chaboche, J.L. 1977. "Sur l'utilisation des variables d'état interne pour la description de la viscoplasticité cyclique avec endommagement." *Problèmes Non-Linéaires de mécanique, Symposium Franco-Polonais de Rhéologie et mécanique*, pp. 137 - 159.

Chaboche, J.L. 1989. “Consitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity.” *International Journal of Plasticity*, pp. 247 - 302.

Chaboche, J.L. 1991. “On some modifications of kinematic hardening to improve the description of ratchetting effects.” *International Journal of Plasticity*, pp. 661 - 678.

Chaboche, J.L. 2008. “A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories.” *International Journal of Plasticity*, pp. 1642-1693.

Chandra, N., H. Li, C. Shet, and H. Ghonem. 2002. “Some issues in the application of cohesive zone models for metal-ceramic interface.” *International Journal of solids and structures*, pp. 2827 - 2855.

Chauvy, C. 2004. “Traitements thermomécaniques dans le haut domaine alpha du zircaloy-4 trempé-bêta.”

Chichili, D.R., K.T. Ramesh, and K.J. Hemker. 1998. “The high-strain-rate response of alpha titanium : experiments, deformation mechanisms and modeling.” *Acta Materialia*, pp. 1025 - 1043.

Combres, Y. 2010. *Propriétés du titane et de ses alliages M557*. Traité matériaux métalliques.

Cornec, A., I. Scheider, and K.H. Schwalbe. 2003. “On the practical application of the cohesive model.” *Engineering fracture mechanics*, pp. 1963 - 1987.

Crepin, J., T. Bretheau, D. Caldemaison, and F. Ferrer. 2000. “Low cycle fatigue behaviour of beta treated zirconium: partial irreversibility of twinning and consequences for damage.” *Acta Materialia*, pp. 505-516.

Dingley, D.J. and K. Baba-Kishi. 1986. “Use of electron back scatter diffraction patterns for determination of crystal symettry elements.” *Scanning Electron Microscopy*, pp. 383 - 391.

ESRF laminography. 2011. “http://www.esrf.eu/news/spotlight/spotlight37laminography/.” ESRF. Retrieved October 12, 2011 (http://www.esrf.eu/news/spotlight/spotlight37laminography/).

Feldkamp, L.A., L.C. Davis, and J.W. Kress. 1984. “Practical cone beam algorithm.” *J. Opt. Soc. Am. A.*, pp. 612 - 619.

Follansbee, P. and G. Gray. 1989. “An analysis at the low temperature, low and high strain-rate deformation of Ti6Al4V.” *Metallurgical and Materials Transactions A*, pp. 863 - 874.

Fundenberger, J.J., M.J. Philippe, F. Wagner, and C. Esling. 1997. “Modelling and prediction of mechanical properties for materials with hexagonal symmetry (zinc, titanium and zirconium alloys).” *Acta Materialia*, pp. 4041 - 4055.

Garrison Jr, W.M. and N.R. Moody. 1987. “Ductile fracture.” *Journal of Physics and Chemistry of Solid*, pp. 1035-1074.

Gey, N. and M. Humbert. 2002. “Characterization of the variant selection occuring during the α→β→ α phase transformations of cold rolled titanium sheet.” *Acta Materialia*, pp. 277 - 288.

Goldberg, D.E. 1989. *Genetic Algorithms in Search, Optimization and Machine Learning*. Addison-Wesley Professional Eds.

Grediac, Michel and François Hild. 2011. *Mesures de champs et identification en mécanique des solides*. Hermes.

Guillemer, C., M. Clavel, and G. Cailletaud. 2011. “Cyclic behavior of extruded magnesium: Experimental, microstructural and numerical approach.” *International Journal of Plasticity*, pp. 2068-2084.

Gurao, N.P., R. Kapoor, and S. Suwas. 2011. “Deformation behaviour of commercially pure titanium at extrem strain rates.” *Acta Materialia*, pp. 3431 - 3446.

Gurson, A.L. 1977. “Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part 1: Yield criteria and flow rules for porous ductile media.” *Journal of Engineering Materials and Technology*, pp. 2-15.

Helfen, L., T. Baumbach, P. Mikulik, D. Kiel, P. Pernot, P. Cloetens, and J. Baruchel. 2005. “High-resolution three-dimension imaging of flat objects by synchrotron-radiation computed laminography.” *Applied Physics Letters*.

Hill, R. 1948. “A theory of Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metals.” *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, pp. 281 - 297.

Hillerborg, A., M. Modéer, and P.E. Petersson. 1976. “Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements.” *Cement and Concrete Research*, pp. 773-781.

Ishiki, M., T. Kuwabara, and Y. Hayashida. 2011. “Measurement and analysis of differential work hardening behavior of pure titanium sheet using spline function.” *International Journal of Material Forming*, pp. 193 - 204.

Jones, I.P. and W.B. Hutchinson. 1981. “Stress-state dependence of slip in Titanium-6Al-4V and other H.C.P. metals.” *Acta Metallurgica*, pp. 951 - 968.

Kao, A., H. Kuhn, O. Richmond, and W. Spitzig. 1990. “Tensile fracture and fractographic analysis of 1045 spheroidized steel under hydrostatic pressure.” *Journal of Materials Research*, pp. 83-91.

Khan, A.S., R. Kazmi, and B. Farrokh. 2007. “Multiaxial and non-proportional loading responses, anisotropy and modeling of Ti6Al4V titanium alloy over wide ranges of strain rates and temperatures.” *International Journal of Plasticity*, pp. 931 - 950.

Krishna, Shree, Tasnim Hassan, Ilyes Ben Naceur, Kacem Saï, and Georges Cailletaud. 2009. “Macro versus micro-scale constitutive models in simulating proportional and nonproportional cyclic and ratcheting responses of stainless steel 304.” *International Journal of Plasticity*, pp. 1910-1949.

Kuo, T.Y. and S.L. Jeng. 2005. “Porosity reduction in Nd-YAG laser welding of stainless stell and inconel alloy by using a pulsed wave.” *Journal of Physics D: Applied Physics*, pp. 722-728.

Kuroda, D., M. Niinomi, M. Morinaga, Y. Kato, and T. Yashiro. 1998. “Design and mechanical properties of new alpha-type titanium alloys for implant materials.” *Materials Science and Engineering: A*, pp. 244 - 249.

Kuwabara, T. and Y. Horiuchi. 2008. “Determining sudsequent yield surface of pure titanium sheet by use of abrupt strain path change.” *International Journal of Material Forming*, pp. 237 - 240.

Lambert, J.H. 1760. *Photometria, sive de mensura et gradibus luminis, colorum et umbrae*.

Lee, W.S. and C.F. Lin. 1998. “High-temperature deformation behaviour of Ti6Al4V alloy evaluated by high strain-rate compression tests.” *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 127 - 136.

Lemaitre, J. 1984. “A continuous damage mechanics model for ductile fracture.” *Transactions of the ASME. Journal of Engeneering Materials Technologies*.

Lemaitre, J., J.L. Chaboche, and P. Germain. 1988. *Mécanique des matériaux solides*. Dunod Eds, Paris, FRANCE.

Levenberg, K. 1944. “A method for the solution of certain problems in least squares.” *Quarterly of Applied Mathematics*, pp. 164 - 168.

Liu, H., K. Nakata, J.X. Zhang, N. Yamamoto, and J. Liao. 2012. “Microstructural evolution of fusion zone in laser beam welds of pure titanium.” *Materials Characterization*, pp. 1-7.

Lütjering, G. and J.C. Williams. 2007. *Titanium*. Springer.

Maire, E., C. Bordreuil, L. Babout, and J.C. Boyer. 2005. “Damage initiation and growth in metals. Comparison between modelling and tomography experiments.” *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, pp. 2411-2434.

Maire, E., T.F. Morgeneyer, C. Landron, J. Adrien, and L. Helfen. 2012. “Bulk evaluation of ductile damage development using high resolution tomography and laminography.” *Comptes Rendus Physique*, pp. 328-336.

Mitsui, K. and M. Takahashi. 1998. “Electrical resistivity change during continuous heating in Cu-18at%Pd alloys quenched from various temperatures.” *Scripta Materialia*, pp. 1435 - 1441.

Morgeneyer, T.F., L. Helfen, I. Sinclair, H. Proudhon, F. Xu, and T. Baumbach. 2011. “Ductile crack initiation and propagation assessed via in-situ synchrotron radiation computed laminography.” *Scripta Materialia*, pp. 1010-1013.

Naka, S. 1983. *Etude des mécanismes de déformation plastique à basse température de monocristaux de titane alpha*. O.N.E.R.A.

Nasiri-Abarbekoh, H., A. Ekrami, and A.A. Ziaei-Moayyed. 2012. “Impact of phase transformation on mechanical properties anisotropy of commercilly pure titanium.” *Materials and Design*, pp. 223-227.

Nasiri-Abarbekoh, H., A. Ekrami, and A.A. Ziaei-Moayyed. 2013. “Effect of thickness and texture on mechanical properties anisotropy of commercially pure titanium thin sheets.” *Materials and Design*, pp. 528-534.

Nixon, M.E., O. Cazacu, and R.A. Lebensohn. 2010. “Anisotropic response of high-purity alpha-titanium : Experimental characterization and constitutive modeling.” *International Journal of Plasticity*, pp. 516 - 532.

Norton, F.H. 1929. *The creep of steel at high temperatures*. McGraw-Hill book company, inc.

Obara, T., H. Yoshinga, and S. Morozumi. 1973. “Basal slip system in magnesium.” *Acta Metallurgica*, pp. 845 - 853.

Ouchi, C., H. Iizumi, and S. Mitao. 1998. “Effects of ultra-high purification and addition of interstitial elements on properties of pure titanium alloy.” *Materials Science and Engineering: A*, pp. 186 - 195.

Patridge, P.G. 1967. “The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals.” *Metallurgical Reviews*, pp. 169 - 194.

Paulino, G.H., R.D. Carpenter, W.W. Liang, Z.A. Munir, and J.C. Gibeling. 2001. “Fracture testing and finite element modeling of pure titanium.” *Engineering Fracture Mechanics*, pp. 1417-1432.

Pietryga, M.P., I.N. Vladimirov, and S. Reese. 2012. “A finite deformation model for evolving flow anisotropy with distortional hardening including experimental validation.” *Mechanics of Materials*, pp. 163 - 173.

Randle, V. and O. Engler. 2000. “Introduction to Teture Analysis: Macrostructure.” *Microtexture & Orientation Mapping*.

Rice, J.R. and D.M. Tracey. 1969. “On the ductile enlargement of voids in triaxial stress field.” *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, pp. 201-217.

Roos, A., J.L. Chaboche, L. Gélébart, and J. Crépin. 2004. “Multiscale modelling of titanium aluminides.” *International Journal of Plasticity*, pp. 811 - 830.

Rosenthal, D. 1946. “The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments.” *Transaction of the American Societu of Mechanical Engineers*, pp. 849-866.

Rousselier, G. 2001. “The Rousselier Model for Porous Metal Plasticity and Ductile Fracture.” Pp. 436-445 in *Handbook of Materials Behavior Models*. Academic Press.

Salem, A.A., R. Kalidindi, and R.D. Doherty. 2003. “Strain hardening of titanium : role of deformation twinning.” *Acta Meterialia*, pp. 4225 - 4237.

Schmid, E. and W. Boas. 1950. *Plasticity of cristals woth special reference to metals*. F.A. Hughes (London).

Song, Y., D.S. Xu, R. Yang, D. Li, W.T. Wu, and Z.X. Guo. 1999. “Theorical study of the effects of alloying elements on the strength and modulus of alpha-type bio-titanium alloys.” *Materials Science and Engineering: A*, pp. 269 - 274.

Sun, Q.Y. and H.C. Gu. 2001. “Tensile and low-cycle fatigue behavior of commercilly pure titanium and Ti-4Al-2.5Sn alloy at 293 and 77°K.” *Materials Science and Engineering: A*, pp. 80 - 86.

Takao, K. and K. Kusukawa. 1996. “Low-cycle fatigue behavior of commercially pure titanium.” *Materials Science and Engineering: A*, pp. 81 - 85.

Tenckhoff, E. and P.L. Rittenhouse. 1970. “Annealing textures in zircaloy tubing.” *Journal of Nuclear Materials*, pp. 14 - 23.

Terzi, S., L. Salvo, M. Suéry, N. Limodin, J. Adrien, E. Maire, Y. Pannier, M. Bornet, D. Bernard, M. Felberbaum, M. Rappaz, and E. Boller. 2009. “In situ X-ray tomography observation of inhomogeneous deformation in semi-solid aluminium alloys.” *Scripta Materialira*, pp. 449-452.

Thuillier, S. and P.Y. Manach. 2009. “Comparaison of the work hardening of metallic sheets using tensile and shear strain path.” *International Journal of Plasticity*, pp. 733 - 751.

Tvergaard, V. and A. Needleman. 1984. “Analysis of cup-cone fracture in a round tensile bar.” *Acta Metallurgica*, pp. 157-169.

Venables, J.A. and C.J. Harland. 1973. “Electron Back-Scattering patterns - A new technique for obtaining crystallographic information in the scanning electron microscope.” *Philosophical Magazine*, pp. 1193 - 1200.

von Mises, R. 1913. “Mechanik der festen Köper im plastisch deformablen Zustand.” *Göttin. Nachr. Math. Phys*, pp. 582 - 592.

web ESRF. 2012. “ESRF.” ESRF. Retrieved October 13, 2012 (http://www.esrf.eu/Accelerators/Accelerators).

web ID19. ESRF. “ESRF ID 19.” ESRF. Retrieved October 12, 11 (http://www.esrf.eu/UsersAndScience/Experiments/Imaging/ID19).

Wikipedia Algorithme génétique. 2013. “Algorithme génétique.” Wikipedia Algorithme génétique. Retrieved mars 2013 (http://fr.wikipedia.org/wiki/Algorithme_g%C3%A9n%C3%A9tique).

Williams, B.W., C.H.M. Simha, N. Abedrabbo, R. Mayer, and M.J. Worswick. 2010. “Effect of anisotropy, kinematic hardening, and strain-rate sensitivity on the predicted crush response of hydroformed aluminium alloy tudes.” *International Journal of Impact Engineering*, pp. 652 - 661.

Yoo, M. 1981. “Slip, twinning and fracture in hexagonal close-packed metals.” *Metallurgical and Materials Transaction A*, pp. 409 - 418.

Yuan, J.M. and V.P.W. Shim. 2002. “Tensile response of ductile alpha titanium at moderately high strain rates.” *International Journal of Solids and Structures*, pp. 213-224.

Zaefferer, S. 2003. “A study of active deformation systems in titanium alloys : dependance on alloy composition and correlation with deformation texture.” *Materials Science and Engineering: A*, pp. 20 - 30.

Zhu, Z.S., J.L. Gu, R.Y. Liu, N.P. Chen, and M.G. Yan. 2000. “Variant selection and its effect on phase transformation textures in cold rolled titanium sheet.” *Materials Science and Engineering: A*, pp. 199 - 203.

Tenue mécanique de liner en titane pour réservoir haute pression

RESUME : Cette thèse se situe dans le cadre du projet FRESCORT (Futur REservoir à Structure COmposite de Rupture Technologique) qui a pour but le développement de réservoirs haute pression en matériau composite bobiné. Le liner de ce type de réservoirs se compose d'une partie en titane T35 de 300 µm d'épaisseur et d'embouts en TA6V4. Le présent travail est consacré à l'étude de la microstructure et des propriétés mécaniques du titane T35 ainsi qu'à la modélisation du comportement observé. Il apparait que le titane T35 et le TA6V4 ont des microstructures et des compositions chimiques très différentes. De plus, dans les zones soudées entre le T35 et le TA6V4, des cavités sont observées. Ces cavités semblent dues à la vaporisation de l'aluminium présent dans le TA6V4 durant l'opération de soudage. Le comportement mécanique du titane T35 est décrit à l'aide d'essais de traction monotone, de traction/relaxation et de cisaillement monotone et cyclique. Ces essais ont mis en évidence un comportement élasto-viscoplastique anisotrope du titane T35, avec la présence d'un écrouissage isotrope négatif. La modélisation de ce comportement mécanique et l'identification des paramètres associés, utilisent la base de données expérimentales obtenue précédemment. Il est montré qu'un modèle anisotrope avec un écrouissage isotrope+cinématique permet de décrire correctement à la fois l'anisotropie de chargement et de déformation, le comportement cyclique de cisaillement et le comportement plastique pour des niveaux de déformation plastique pouvant atteindre 50%. Enfin, la rupture des tôles de titane T35 est étudiée. Une propagation stable avec une forte déformation plastique en pointe de fissure est trouvée. Diverses observations par tomographie et laminographie montrent la présence de peu de cavités à proximité des fissures, ce qui indique qu'il y a peu d'endommagement lors de la propagation

Mots clés : Titane, liner, soudure, laminographie, comportement

Mechanical behavior of titanium liners for high pressure tanks

ABSTRACT : This thesis is a part of the FRESCORT project whose purpose is to develop high pressure tanks in composite material. The metallic liner of these tanks consists of a sheet of 300µm thick and of TA6V4 nozzles. The present work is dedicated to the study of the microstructure, of the mechanical properties and of the modeling of the observed behavior. It appears that the T35 and the TA6V4 have very different microstructures and chemical compositions. Moreover, in the welding zones between T35 and TA6V4, cavities are observed. These cavities seem caused by the vaporization of the aluminum, presents in the TA6V4, during the welding operation. The mechanical behavior of T35 titanium is described using monotonic tensile tests, tensile/recovery tests and monotonic and cyclic shear tests. These tests have shown an anisotropic elastic-viscoplastic behavior with an negative isotropic hardening. The modeling of the mechanical behavior and the identification of related parameters use the experimental database obtained previously. It is shown that an anisotropic model with isotropic and kinematic hardening accurately describe the stress and strain anisotropy, the cyclic shear behavior and the plastic behavior for strain levels up to 50%. Finally, the failure of T35 titanium sheets is studied. A stable propagation with a high plastic deformation at the crack tip is found. Various tomography and laminography observations revealed the presence of few cavities near cracks, that indicates that there is few damage during the crack propagation.

Keywords : Titanium, liner, welding, laminography, behavior

MINES ParisTech

ParisTech
INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY