

École doctorale n° 364 : Sciences Fondamentales et Appliquées

Doctorat ParisTech

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris

Spécialité doctorale "Science et Génie des Matériaux"

présentée et soutenue publiquement par

Dorian DEPRIESTER

le 17 décembre 2014

Caractérisation et modélisation du procédé de fluotournage inverse à froid du TA6V

Directeur de thèse : **Michel BELLET**

Co-encadrant de thèse : **Elisabeth MASSONI**

Jury

Mme Nathalie BOZZOLO,	Professeur, CEMEF, MINES ParisTech	Président
M. Christophe DESRAYAUD,	Professeur, ENMSE (Sainte-Etienne)	Rapporteur
Mme Véronique DOQUET,	Professeur, LMS, École polytechnique	Rapporteur
M. Laurent BONHOMME,	Ingénieur, ROXEL FRANCE (La Ferté-Saint-Aubin)	Examineur
M. Jean-Jacques FUNDENBERGER,	Maître de conférence, LEM3 (Metz)	Examineur
M. Yvon MILLET,	Docteur, Timet Savoie (Ugine)	Examineur

MINES ParisTech

Centre de Mise en Forme des Matériaux (CEMEF)

UMR CNRS 7635, F-06904 Sophia Antipolis, France

Avant-propos

Autres versions du manuscrit

Ce présent document est disponible en version numérique (PDF) à l'adresse suivante :



<http://www.theses.fr/s94333>

Remerciements

Je vais commencer par remercier avec l'intensité qui se doit les membres de mon jury, à savoir Laurent Bonhomme, Nathalie Bozzolo, Véronique Doquet, Christophe Desrayaud, Jean-Jacques Fundenberger et Nvon Millet, d'avoir fait d'un doctorant un docteur. Je n'oublierai pas de mentionner Michel Bellet et Elisabeth Massoni qui m'ont accordé plus de liberté de travail que ce qu'un doctorant puisse espérer.

Ensuite, je tiens à exprimer ma reconnaissance auprès de mes collègues avec qui on s'aïda mutuellement, comme dit le poète, et qui, faute de m'avoir enseigné la programmation orientée objet ou l'arabe libanais, m'ont appris bien plus : le Molkky, la Slackline et le passing massue.

Enfin, je ne remercierai jamais assez Marion pour sa présence quasiment permanente au cours de cette thèse, et en particulier lors de l'éprouvante entreprise que représente la phase terminale, depuis la rédaction jusqu'au pot de thèse. Merci aussi à tous les pueros du monde et d'ailleurs pour leur soutien parfois mutuel et tous les cachanais que ma personne ait rencontrés dans cet univers ou dans un autre. D'autres encore méritent leur place sur cette page : mes parents, la société Amadeus mais plus encore ses employés, Bribri, KingJu, Jacko, Ennio Morricone, Jorge Cham, Leslie Lamport, Till Tantau, Jimmy Page, Georges Brassens et bien d'autres encore que cette page trop étroite ne saurait contenir.

Pour finir, je ne manquerai pas de saluer le lecteur pour la motivation qui l'aura amené à lire le présent document et pour l'intérêt qu'il prêter, je l'espère, à son contenu.

Dr. Dorian DEPRIESTER

Table des matières

Avant-propos	iii
Table des matières	v
Liste des figures	vii
Liste des tableaux	xi
Liste des symboles	xiii
Liste des acronymes	xvii
Introduction et contexte de l'étude	1
1 Étude bibliographique	5
1.1 Composition du TA6V	7
1.2 Comportement macroscopique	18
1.3 Traitements thermiques	24
1.4 Texture cristallographique	27
1.5 Fluotournage	32
1.6 Conclusion	41
1.7 Références	42
2 Cas industriels	51
2.1 Tubes bruts de fluotournage	53
2.2 Méthodes de préparation et d'analyse microscopique	57
2.3 Évolution de la microstructure lors de la première passe	59
2.4 Traitements thermiques	67
2.5 Évolution de la microstructure lors de la seconde passe	72
2.6 Texture cristallographique	76
2.7 Influence du fluotournage sur le comportement du matériau	83
2.8 Conclusion du chapitre	93
2.9 Références	95

3	Fluotournage expérimental et simulation numérique	99
3.1	Essais de fluotournage expérimental	101
3.2	Simulation numérique	109
3.3	Identification des lois de comportement pour le TA6V	117
3.4	Analyse des résultats de simulation	129
3.5	Conclusion du chapitre	137
3.6	Références	139
4	Analyse paramétrique	143
4.1	Influence du fluotournage sur la microstructure	145
4.2	Influence de la composition chimique et de la microstructure	149
4.3	Rupture lors du fluotournage du TA6V ELI	157
4.4	Conclusion du chapitre	168
4.5	Références	169
	Conclusions générales et perspectives	173
	Résultats	173
	Perspectives de travaux	174
A	Figures annexes	I
A.1	Cristallographie	II
A.2	Interférométrie optique	III
A.3	Usinage des préformes	III
A.4	Géométries	III
B	Mise en place des essais de fluotournage	VII
B.1	Procédure	VIII
B.2	Loi de comportement macroscopique	X
C	Glossaire	XIII

Liste des figures

1	Illustration du fluotournage inverse	2
2	Illustration schématique du fluotournage utilisant trois molettes	3
3	Photographie d'une bielle de poussée	4
1.1	Diagramme binaire schématique α - β	8
1.2	Allongement à rupture et fraction de phase du TA6V en fonction de la température	9
1.3	Microstructures conventionnelles du TA6V	9
1.4	Formation de la structure lamellaire par recuit β	9
1.5	Directions élémentaires de la maille hc	11
1.6	Plans et directions de glissement de la maille hc	12
1.7	CRSS pour le glissement d'un monocristal Ti-6.6Al	12
1.8	Plans de maclage du titane α	13
1.9	Schéma de principe du procédé ECAE	14
1.10	Images MET du TA6V après une passe de ECAE	15
1.11	Transmission des glissements entre phases du TA6V	17
1.12	Courbes contrainte-déformation pour différentes microstructures du TA6V	18
1.13	Paramètre de Zener-Hollomon en fonction des contraintes d'écoulement du TA6V	20
1.14	Illustration d'une bande de cisaillement adiabatique	21
1.15	Carte de mise en forme du TA6V	21
1.16	Image MET dans une bande de cisaille de Ti α	22
1.17	Globularisation des grains α secondaires	23
1.18	Recristallisation statique et croissance de grains	24
1.19	Microstructure du TA6V après compression à tiède puis recuit α - β	25
1.20	Schéma des angles d'Euler pour la texture de laminage	28
1.21	Figures de pôles et sections d'ODF de la texture de laminage à froid	30
1.22	Orientation majoritaire des mailles α après laminage	31
1.23	Texture de recristallisation	31
1.24	Courbes de fatigue suivant le procédé de mise en forme	34
1.25	Microstructures suivant le procédé de mise en forme	35
1.26	Image MET du TA6V après fluotournage	35

1.27	Utilisation d'inserts pour l'observation des déformations en fluotournage . . .	37
1.28	Distribution des déformations lors du fluotournage	38
1.29	Déformation équivalente <i>vs.</i> distance du mandrin	39
1.30	Influence de l'avance par tour et de l'angle d'attaque sur le rapport S/L . . .	40
2.1	Fluotour industriel	53
2.2	Photographie d'un tube fluotourné par Roxel	54
2.3	Courbes de déformation longitudinale en fonction du taux de rétreint	56
2.4	Évaluation de la longueur de la zone de travail	57
2.5	Micrographie optique des matériaux initiaux	60
2.6	Micrographies optiques de tubes fluotournés par Roxel	60
2.7	Micrographie d'une coupe tangentielle (Tube C)	61
2.8	Observation MEB du tube B	62
2.9	Cartes d'orientation cristalline dans une coupe longitudinale du tube B. . .	63
2.10	Résultats EBSD obtenus sur le tube C	63
2.11	Contraintes résiduelles dans un anneau fluotourné	65
2.12	Illustration de la distribution linéaire des contraintes de traction/compression $\sigma_{\theta\theta}$	65
2.13	Modes de déformation résultant en un cisaillement d'anneau par contraintes résiduelles	66
2.14	Influence du temps de maintien sur la désorientation intra-granulaire . . .	69
2.15	EBSD du TA6V ELI après fluotournage et recuit α - β	70
2.16	Microstructure après recuit de détensionnement	71
2.17	Micrographie BSE du TA6V ELI après fluotournage et recuit α - β	73
2.18	Photographie de tube fluotourné deux fois	73
2.19	Microstructure après seconde passe de fluotournage	74
2.20	Carte d'orientation après seconde passe de fluotournage	75
2.21	Orientation cristalline des macles/parents après seconde passe de fluotournage	75
2.22	Figures de pôles de la phase α aux différentes étapes de mise en forme . . .	77
2.23	Définition des bases locales \mathcal{R}_{rtz} et \mathcal{R}_{rot}	78
2.24	ODF après la première passe de fluotournage, par rapport à \mathcal{R}_{rot}	79
2.25	ODF après recuit α - β , par rapport à \mathcal{R}_{rot}	81
2.26	ODF après seconde passe de fluotournage	82
2.27	Méthode d'identification de la loi de comportement résultant du fluotour- nage et des contraintes résiduelles	84
2.28	Photographie du montage pour la compression d'anneaux	85
2.29	Résultats bruts des essais de compression des anneaux	87
2.30	Comportement du tube après fluotournage : comparaison des données ex- périmentales et numériques	88
2.31	Courbe de traction du matériau fluotourné	88

2.32 Observations MEB des faciès de rupture après compression des anneaux issus du tube fluotourné (B)	90
2.33 Courbes de microdureté mesurée à différentes profondeurs sur les tubes fluotournés	92
2.34 Résumé des duretés obtenues aux différentes étapes de mise en forme . . .	93
3.1 Photographie du fluotour expérimental et de son panneau de contrôle . . .	101
3.2 Description des principaux éléments constitutifs du fluotour expérimental	103
3.3 Illustration des deux géométries utilisées comme préformes pour le fluotournage	104
3.4 Photographies de tubes brut et fluotourné sur la machine expérimentale . .	104
3.5 Valeurs mesurées des efforts lors des différentes conditions de fluotournage du TA6V ELI	106
3.6 Déflexion de fluotournage en fonction de l'effort radial	108
3.7 Réduction du calcul des distances entre les nœuds du maillage déformé (lopin) et ceux des outils	110
3.8 Vue schématique de la mise en donnée pour la simulation numérique . . .	111
3.9 Illustration des trois directions élémentaires et angle de rotation θ	112
3.10 Influence du pas de temps (dt) sur les efforts simulés	114
3.11 Comparaison du couple calculé depuis la puissance procédé pour $dt=4\ \mu s$ avec celui obtenu directement pour $dt=126\ ns$	114
3.12 Objets et maillage utilisés pour la simulation numérique	116
3.13 Résultats des essais de compression et de l'analyse inverse associée	119
3.14 Photographie des pions de compression avant essai puis après essai	120
3.15 Bande de cisaillement adiabatique observée après compression à froid et grande vitesse	120
3.16 Courbe de torsion du TA6V ELI	122
3.17 Résultats de simulation numérique des essais de torsion	123
3.18 Simulation des fluotournages 11 et 12, en utilisant la loi de comportement identifiée en torsion	125
3.19 Courbes contrainte-déformation, selon la méthode d'identification	127
3.20 Comparaison simulation/données expérimentales : évolution des efforts de fluotournage en fonction de l'avance	128
3.21 Résultats des simulations : contrainte de Von Mises	131
3.22 Contraintes de traction/compression longitudinales du tube 15	131
3.23 Illustration du placement initial des différents capteurs	132
3.24 Évolution de la position des différents capteurs en fonction de l'avance des molettes	133
3.25 Formation du bourrelet en amont de la molette	134
3.26 Déformation de cisaillement autour de l'axe du tube	134

3.27	Évolution de la déformation plastique équivalente en fonction de l'avance de la molette	135
3.28	Déformation plastique équivalente en fin de procédé en fonction de la distance depuis la surface intérieure	136
3.29	Température lors du fluotournage du tube 15	137
3.30	Illustration de l'effet de déraffinement du maillage	138
4.1	Résultats EBSD des différentes microstructures obtenues sur les échantillons 21 à 25	146
4.2	Illustration de l'évolution de la contrainte d'écoulement du TA6V en fonction de la vitesse de déformation suivant le domaine étudié	149
4.3	Microstructures initiales pour l'analyse de l'influence de la composition chimique et de la microstructure	151
4.4	Efforts sur la molette suivant la composition chimique et la microstructure initiale	152
4.5	Influence moyenne du changement de microstructure ou de composition chimique sur les efforts de fluotournage	153
4.6	Microstructure après fluotournage du TA6V STD équiaxe	153
4.7	Microstructure après fluotournage du TA6V ELI équiaxe	154
4.8	Microstructure après fluotournage du TA6V STD lamellaire	154
4.9	Microstructure après fluotournage du TA6V ELI lamellaire	155
4.10	Formation de vides lors du fluotournage du TA6V ELI	156
4.11	Ruptures typiques lors de la mise en forme du TA6V ELI sur fluotour expérimental	159
4.12	Faciès de rupture de la fissuration longitudinale lors du fluotournage du tube 42	161
4.13	Distribution de la pression hydrostatique pendant le fluotournage	162
4.14	Faciès de rupture lors du sectionnement circulaire en fluotournage	163
4.15	Illustration de la contrainte équivalente de Von Mises en fonction de la contrainte hydrostatique	164
4.16	Simulation numérique des trois passes de fluotournage de l'échantillon 45 .	165
4.17	Résultats de simulation du fluotournage 41 en terme de paramètres d'endommagement	166
A.1	Illustration d'une CSL de maille hc	II
A.2	Construction d'une figure de pôles en projection stéréographique	III
A.3	Diagramme de biréfringence de Michel-Levy	III
A.4	Illustration de l'usinage des préformes de fluotournage depuis un lopin brut	IV
A.5	Dimensions caractéristiques pour la géométrie de molette	IV
A.6	Coordonnées analytiques des points de la molette	V

Liste des tableaux

1.1	Compositions chimiques du TA6V	7
1.2	Systèmes de glissement de la phase α	11
1.3	Modes de maclage du titane α	13
1.4	Systèmes de glissement de la maille cc	16
1.5	Influence de la microstructure sur les propriétés mécaniques du TA6V . . .	19
1.6	Énergies d'activation du TA6V	20
1.7	Propriétés mécaniques du TA6V suivant le procédé de mise en forme	33
1.8	Influence de paramètres de fluotournage sur la géométrie finale	40
2.1	Tubes industriels étudiés	55
2.2	Conditions pour l'attaque électrolytique	58
2.3	Mesure des contraintes résiduelles dans les tubes fluotournés	67
2.4	Contraintes résiduelles après détensionnement	71
2.5	Résultats des essais de compression d'anneaux fluotournés	87
3.1	Première campagne de fluotournage : valeurs des différents paramètres . .	105
3.2	Efforts de fluotournage et puissances associées en régime permanent (campagne 1)	107
3.3	Résultats d'optimisation pour la loi de comportement en compression . . .	118
3.4	Résultats d'optimisation pour la loi de comportement en torsion	122
3.5	Augmentations relatives des efforts de fluotournage du fait d'un doublement de la vitesse de rotation et valeurs de m correspondantes	126
3.6	Résultats d'optimisation pour la loi de comportement optimisée pour le fluotournage	126
3.7	Efforts sur la molette et couple sur le mandrin en régime permanent d'après les simulations	130
4.1	Plan d'expérience pour l'étude de l'influence des paramètres du procédé sur l'évolution de la microstructure (campagne 2)	145
4.2	Conditions opératoires pour l'étude de l'influence de la microstructure et de la composition chimique sur le fluotournage (campagne 3)	150

4.3 Taux de rétreint atteint aux différentes passes, suivant les conditions opératoires (campagne 4)	158
4.4 Bornes pour les valeurs critiques d'endommagement relevées sur les différentes simulations numériques	167

Liste des symboles

- A Consistance, pour une loi visco-plastique de type puissance. 18, 19, 86, 87, 118, 121, 122, 126, 137
- \vec{a} Direction prismatique de la maille hexagonale compacte (hc). 11, 12
- α Angle d'attaque de la molette. 39, 40, III–V
- α_2 Précipité Ti_3Al . 18, 26, 33
- α Phase hc stable du titane. iii, iv, vii, 5, 7–11, 13, 14, 16, 17, 19, 20, 23–28, 33–36, 42, 46, 48, 51, 59–61, 64, 67, 68, 70–77, 79–82, 85, 89, 91, 93, 94, 97, 108, 140, 147, 148, 150, 152–154, 156, 171
- a_p Profondeur de passe. 3, 32, 105, 108, 145, 157, IV, VIII–XI
- a_p^{eff} Profondeur réellement effectuée. 107, 108
- a_p^{prog} Profondeur programmée sur le fluotour. 107, 108, 150
- β Phase cubique centrée (cc) stable du titane. iii, iv, xi, 5, 7–10, 16, 17, 19, 20, 22–26, 33–36, 42, 43, 46, 48, 51, 59–62, 67, 68, 70–74, 76, 80, 81, 85, 89, 91, 93, 94, 97, 140, 147–150, 152, 154, 156, 168, 171
- \mathcal{C} Couple de fluotournage appliqué au mandrin. 105, 107, 113, 124, 126, 130
- \vec{c} Direction basale de la maille hc. 10–14, 27, 29, 32, 36, 74, 75, 80, 82, 91
- \bar{d} Profondeur normalisée. 91, 92
- δ Déflexion lors du fluotournage. 108, 150
- $\dot{\Delta}l$ Taux d'allongement. 102, 105, 107
- D_{CL} Paramètre d'endommagement dit de Latham et Cockroft. 162, 166, 167
- D_{Oy} Paramètre d'endommagement dit d'Oyane. 162, 166, 167
- D_{RT} Paramètre d'endommagement dit de Rice et Tracey. 162, 166, 167
- \emptyset_{int} Diamètre intérieur du tube. 108, 150
- dt Incrément de temps pour la simulation numérique. v, 109, 110, 113–116, 137, 168
- E Module d'élasticité de Young. x, 66
- e_0 Épaisseur initiale du tube, avant fluotournage. 3, 40, 55, 56, 102, 105, 108, 111, 116, 132, 150, 157, 158, IV, X, XI
- e Épaisseur résultante après fluotournage. 3, 55, 66, IV
- $\bar{\epsilon}$ Déformation plastique totale, au sens de Von Mises. 25, 56, 57, 78, 86, 88, 109, 118, 119, 127, 135, 136, 138, 162, 165

- ϵ_{longi} Déformation longitudinale vraie. 54–57, 72, 78, 102, 105, 136, 158
- $\dot{\epsilon}$ Vitesse de déformation. 14, 18, 19, 56, 86, 88, 118, 119, 127, 135, 148, 149
- \vec{e}_r Direction radiale du tube. xi, 32, 57, 63, 69, 70, 75, 76, 78, 81, 82, 90, 91, 93
- η Triaxialité des contraintes. 160, 162, 164
- \vec{e}_θ Direction orthoradiale du tube. xi, 32, 57, 65, 66, 76–78, 82, 91
- \vec{e}_z Direction longitudinale du tube. xi, 32, 57, 60, 63, 65, 66, 69, 70, 75–78, 82, 90, 91
- f Avance par tour. 3, 32, 39, 40, 105, 115, 124, 129, 145, 150, 157, 158, X, XI
- F_A Effort de fluotournage sur la molette suivant dans la direction axiale (\vec{u}_x). x, 105, 107, 112–114, 124, 126, 127, 130
- F_R Effort de fluotournage sur la molette suivant la direction radiale (\vec{u}_r). x, 105, 107, 108, 112, 114, 124, 126, 127, 130
- F_T Effort de fluotournage sur la molette suivant la direction tangentielle (\vec{u}_θ). x, 105, 107, 112, 114, 124, 126, 127, 130
- $\|F\|$ Norme euclidienne des efforts appliqués à la molette : $\|F\| = \sqrt{F_R^2 + F_A^2 + F_T^2}$. 127, 130
- G Module de cisaillement. Dans le cas d'un matériau isotrope, on a : $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$. 66
- γ Angle de dépouille de la molette. III–V
- g_c Orientation dans l'espace, habituellement décrite par des quaternions ou les angles d'Euler. 27, 28
- g_r Orientation de référence du cristal, associée au repère macroscopique de l'échantillon. 27, 28, 76
- I Point piloté de la molette. 102, 134, 135
- J Indice de texture. 28–30, 76, 77, 80, 81
- K Coefficient de sensibilité à la température, pour une loi de type exponentielle inverse. 86, 118, 121, 122, 124, 126, 129, 136
- L Longueur de la zone de contact molette–tube, mesurée dans la direction longitudinale. iv, 36, 39, 40
- m Coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation. 18, 19, 86, 87, 118, 121–124, 126, 129, 137, 148, 149, XI
- \bar{m} Coefficient de frottement de Tresca. 111, 118
- μ Coefficient de frottement de Coulomb. 111, 118
- n Coefficient d'érouissage. 86, 87, 118, 121, 122, 124, 126, 129, 137
- ν Coefficient de Poisson. x, 66
- Ω Vitesse de rotation du mandrin. 3, 32, 105, 111–113, 115, 124, 145, 150, X, XI
- \mathcal{P}_{tot} Puissance totale du procédé. 105, 107, 113

- $\mathcal{P}_{\text{avance}}$ Puissance nécessaire à l'avance de la molette. 105, 107
- $\mathcal{P}_{\text{rotation}}$ Puissance nécessaire à la rotation du mandrin. 105, 107
- φ_1 Premier angle d'Euler (angle de précession). 27–32, 75, 76, 78, 79, 81, 82
- ϕ Deuxième angle d'Euler (angle de nutation). 27–29, 32, 75, 76, 78, 81, 82, 91
- φ_2 Troisième angle d'Euler (angle de rotation propre). 27–29, 32, 75, 76, 78, 81
- R Rayon extérieur de la molette. III–V
- r Rayon de congé de la molette. III–V
- R_{int}^0 Rayon du mandrin. 55, 56, IV
- $R_{p0,2}$ Contrainte équivalente pour une déformation plastique de 0,2%. 87, 94
- \mathcal{R}_{rot} Base locale, dont l'orientation par rapport à $\mathcal{R}_{r\theta z}$ est donnée par la relation (2.12). 76, 78, 79, 81
- $\mathcal{R}_{r\theta z}$ Base associée aux directions élémentaires \vec{e}_r , \vec{e}_θ et \vec{e}_z du tube. xi, 76, 78, 80, 82
- S Longueur de la zone de contact molette–tube, mesurée dans la direction circonférentielle. iv, 36, 39, 40
- Σ Dénomination usuelle d'une CSL. 13, 22, 74, 94, 147, 148, II
- σ_H Contrainte hydrostatique, opposé de la pression. 160, 162, 164
- $\sigma_{\theta\theta}$ Contrainte de traction/compression suivant la direction \vec{e}_θ . xi, 64, 65
- $\sigma_{\theta\theta\text{max}}$ Contrainte résiduelle maximale de traction (ou de compression $\sigma_{\theta\theta}$), sous l'hypothèse d'une distribution linéaire. 66, 86, 87
- σ_{VM} Contrainte de cisaillement équivalente de Von Mises. 86, 88, 109, 111, 118, 127, 129, 131, 160, 162, 164
- T Température. 8, 9, 14, 19, 31, 86, 118, 121–123, 127, 129, 136
- $t_{\%}$ Taux de rétreint. 3, 40, 53, 55, 56, 60, 67, 72, 76, 77, 83, 91, 92, 157, 158, 167, 168
- T_β Transus β . 7, 9, 150
- θ Position angulaire de la molette par rapport au tube fluotourné, mesuré entre \vec{u}_z et le centre de gravité de la molette. 112, 113, 162
- \vec{u}_r Direction radiale du tube (convention adoptée pour le fluotour). x, 101, 147
- \vec{u}_θ Direction orthoradiale du tube (convention adoptée pour le fluotour). x, 101, 146
- \vec{u}_x Direction longitudinale du tube (convention adoptée pour le fluotour) et axe de fluotournage. x, 101, 110, 112, 132, 134, 146, 153–155, V
- \vec{u}_y Direction horizontale du fluotour. 101, 112, V
- \vec{u}_z Direction verticale ascendante sur le fluotour. xi, 101, 112
- V_f Vitesse d'avance de la(les) molette(s). 3, 32, 56, 57, 89, 90, 102, 105, 113, 116, 124, IV
- \tilde{W} Énergie par unité d'allongement. 107
- Z Paramètre de Zener–Hollomon. 19, 20, 22, 93

Liste des acronymes

ASB bande de cisaillement adiabatique, ou *Adiabatic Shear Band*. 20–22, 36, 61, 89, 120, 155

BC contraste de bandes. 61, 75, 145–147

BSE électrons rétro-diffusés, ou *Back-Scatter Electrons*. 58, 61, 62, 71–74, 151, 153

cc cubique centrée. ix, 7, 16

cfc cubique à faces centrées. 11

titane CP titane de pureté commerciale, norme ASTM Grade 2. 8, 13, 20, 22, 29, 31, 78

CRSS scission critique résolue, ou *Critical Resolved Shear Stress*. 10, 12, 17

CSL maille de coïncidences, ou *Coincidence Site Lattice*. xi, 16, II

DRV restauration dynamique, ou *Dynamic Recovery*. 22, 34, 41, 72, 91, 94, 129, 148

DRX Diffraction des Rayons X. 58, 59, 66, 76, 174

EBSD diffraction d'électrons rétro-diffusés, ou *Electron Backscatter Diffraction*. 16, 17, 34, 36, 58, 59, 61, 63, 64, 67, 68, 70, 72, 74, 76, 82, 94, 145–148, 168

ECAE *Equal Channel Angular Extrusion*, parfois appelée *Equal Channel Angular Pressing* (ECAP). 14, 15, 24, 148

EDS analyse dispersive en énergie, ou *Energy-Dispersive Spectroscopy*. 58

EF Éléments Finis. 36, 42, 86, 109, 126

EGO *Efficient Global Optimization*. 118

ELI *Extra Low Interstitial*. 7, 17, 19, 20, 24, 33, 41, 53–55, 59, 60, 67, 69, 70, 72, 73, 76, 77, 79, 87, 94, 97, 102, 105, 106, 118, 120–122, 126, 137, 145, 149–157, 159, 168, 171, 174, XI

hc hexagonale compacte. ix, 7, 10, 13, 16, 17, 26–29, 149

JGFA Joints de Grains à Faible angle. 62

JGGA Joints de Grains à Grand angle. 24, 42, 62

MEB Microscopie Électronique à Balayage. 16, 17, 25, 58, 61, 64, 71, 72, 74, 89, 90, 145, 151, 153, 158

MET Microscopie Électronique à Transmission. 15, 22, 34, 35, 168, 174

ND direction normale. 28, 29, 32

ODF fonction de densité d'orientation, ou *Orientation Density Function*. 28–31, 36, 78, 79, 81, 82, II

RD direction de laminage. 20, 28, 29, 36

RXD Recristallisation Dynamique. 22, 34, 41, 67, 72, 91, 94, 121, 129, 148

RXDc Recristallisation Dynamique Continue. 22, 62, 64

RXDd Recristallisation Dynamique Discontinue. 22

SE2 électrons secondaires. 74

SFE énergie de défaut d'empilement, ou *Stacking Fault Energy*. 11, 22, 28, 62

SMC sous-microcristalline. 24, 42, 61, 67, 71, 94

SPD déformation plastique sévère, ou *Severe Plastic Deformation*. 14, 42, 61, 93

STD standard. 7, 17, 19–22, 24, 33, 53, 55, 59, 60, 94, 149–155, 157, 168

TD direction transverse. 28, 29

UA unité arbitraire. 105

ZAT Zone Altérée Thermiquement. 2

Introduction et contexte de l'étude

« Au pays des cyclopes, les borgnes sont aveugles. »

Philippe Geluck

Utilisation du titane et de ses alliages dans l'industrie

L'augmentation quasi continue du prix du pétrole lors de ces dix dernières années a un impact direct sur le coup des transports, et notamment celui du transport aérien. De fait, l'enjeu de taille de cette dernière décennie dans l'industrie aéronautique est la réduction de la masse volante des appareils. Cette réduction se fait d'une part par des changements structurels, par exemple le multiplexage des communications pour la réduction des conducteurs cuivreux¹, ou par le remplacement progressif des pièces mécaniques en acier au profit des matériaux légers, tels que les composites ou les alliages légers, et notamment ceux de titane. En 2001, le secteur aéronautique utilisait à lui seul les deux tiers de la production mondiale d'alliages de titane. Toutefois, ce remplacement nécessite de nouveaux cycles de certification, et suppose surtout la faisabilité des pièces dans ces nouveaux matériaux.

Le Ti-6Al-4V (ou TA6V selon la norme AFNOR) est un alliage de titane biphasé. Sa faible densité (4,42), ses propriétés mécaniques élevées (telles que sa limite d'élasticité et sa tenue en fatigue) et son excellente résistance à la corrosion en font l'alliage de titane le plus utilisé dans l'industrie aéronautique, notamment pour la réalisation de pièces de turbine et pièces de structure, ainsi que dans la construction navale.

Le second marché du TA6V est celui de la médecine : sa biocompatibilité et son faible module d'Young (110 GPa) en font un matériau de choix pour la prothèse dentaire et osseuse. De plus, la bonne faculté d'ostéo-intégration du titane ainsi que son caractère amagnétique² font du TA6V l'un des matériaux les plus utilisés pour les prothèses permanentes.

1. À titre indicatif, un Airbus A380 embarque plus de 400 km de conducteurs électriques.
2. Compatible avec l'Imagerie par Résonance Magnétique (IRM).

Fluotournage

Le procédé habituel pour l'obtention de tubes de grande dimension (longueur typiquement supérieure à 1 m) et de grand élanement (rapport longueur sur diamètre supérieur à dix) est le « roulé-soudé », qui consiste en une feuille métallique roulée puis soudée pour fermer le raccord. Ce cordon de soudure est à l'origine d'une **Zone Altérée Thermiquement (ZAT)** ainsi que d'une hétérogénéité de microstructure qui requiert souvent des traitements thermiques d'homogénéisation. La cylindricité du produit étant médiocre (surépaisseur due au cordon, déformations par retour élastique lors du roulage ou par dilatation thermique lors du soudage), ce procédé s'accompagne souvent d'un usinage de finition.

Le fluotournage se veut être une alternative à ce procédé. Il consiste en une préforme tubulaire enchâssée sur un mandrin en rotation et un ensemble de molettes, folles en rotation, translatant parallèlement à l'axe du tube. Du fait de la conicité desdites molettes, une réduction d'épaisseur est imposée au tube par déformation plastique ; par conservation du volume, le tube s'allonge alors selon l'axe du mandrin. On distingue deux types de fluotournage : le fluotournage direct et le fluotournage inverse. Dans le premier cas, le tube est borgne et s'allonge dans la même direction que l'avance des molettes ; dans le second cas, le tube est mis en butée sur le mandrin, l'obligeant à s'allonger dans la direction opposée à l'avance des molettes. Le schéma de la figure 1 illustre le fluotournage inverse, qui sera principalement l'objet de cette étude. Afin de réduire la flexion du mandrin lors de la mise en forme, les molettes sont uniformément réparties autour du mandrin, la plupart des machines industrielles utilisant trois molettes.

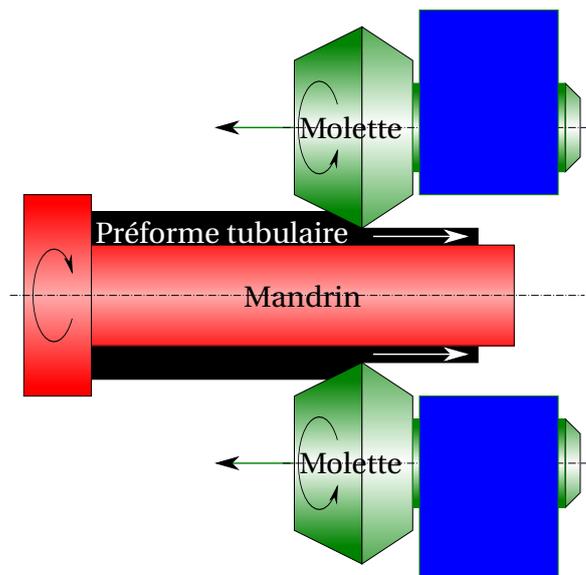


FIGURE 1 – Fluotournage inverse. Les molettes sont montées folles en rotation sur une traverse qui va imposer l'avance à l'ensemble (flèches noires), le tube étant en butée à l'extrémité, l'allongement (flèches blanches) se fait dans la direction opposée à l'avance. Pour faciliter la lecture, seules deux molettes sont représentées.

Afin de caractériser la déformation appliquée par chaque passe de fluotournage, on a coutume d'utiliser le taux de rétreint ($t_{\%}$), défini en fonction de l'épaisseur initiale du tube (e_0) et de son épaisseur finale (e) :

$$t_{\%} = \frac{e_0 - e}{e_0} \quad (1)$$

Cette valeur est la plupart du temps donnée en pourcentage. La variation d'épaisseur ($e_0 - e$) est appliquée par la profondeur de passe, notée a_p , mais cette dernière est en fait étagée entre les différentes molettes, habituellement appelées X, Y et Z selon leurs positions relatives, comme illustré sur la figure 2.

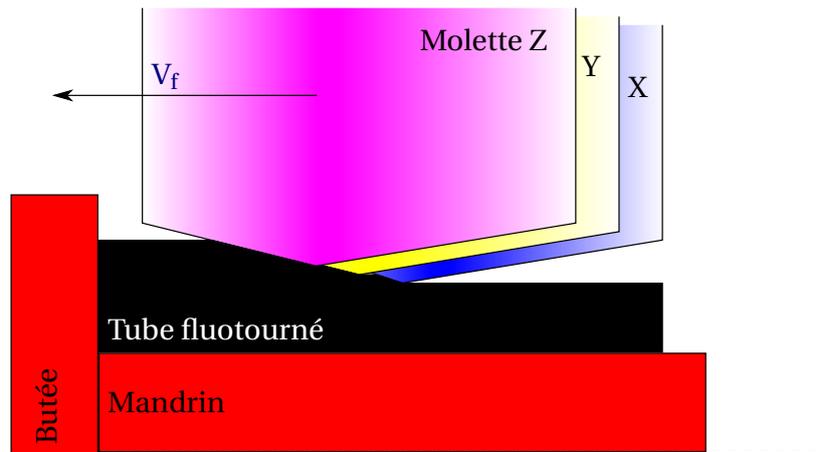


FIGURE 2 – Illustration schématique du fluotournage utilisant trois molettes (appelées respectivement Z, Y, et X dans l'ordre de passage). Celles-ci sont représentées dans le même plan.

Lors d'une opération de fluotournage cylindrique (c'est-à-dire à a_p constant), les positions relatives des molettes restent fixes. Celles-ci sont solidaires d'une traverse, qui impose leur translation le long de l'axe du mandrin. Cette translation est caractérisée par la vitesse d'avance, notée V_f , des molettes. On peut donc définir l'avance par tour (f) en fonction de la vitesse de rotation du mandrin (Ω) et de V_f :

$$f = \frac{V_f}{\Omega} \quad (2)$$

Ce paramètre permet de caractériser la cinématique outil puisqu'il correspond à l'angle d'hélice des points de contact molettes-tube dans un repère associé au tube.

Problématique

La société ROXEL FRANCE, du groupe ROXEL PROPULSION SYSTEM³ souhaite profiter de son savoir-faire et de ses moyens matériels pour fabriquer des bielles de poussée en TA6V fluotourné. Les bielles de poussée sont les pièces mécaniques qui maintiennent les turboréacteurs sur les ailes des avions, permettant ainsi le transfert de la poussée à l'ensemble de l'appareil (voir figure 3). À l'heure actuelle, les bielles sont fabriquées en acier roulé-soudé. L'utilisation d'un alliage de titane, de surcroît avec des propriétés mécaniques optimisées — du fait du fluotournage — permettrait un gain substantiel sur la masse embarquée. Toutefois, compte tenu de la criticité d'une telle pièce, celle-ci ne peut souffrir aucun défaut géométrique ou métallurgique (fissures, porosités etc.). C'est pourquoi la mise au point d'une gamme de fluotournage assurant un faible taux de rebut et une très grande répétabilité représente un vrai défi.

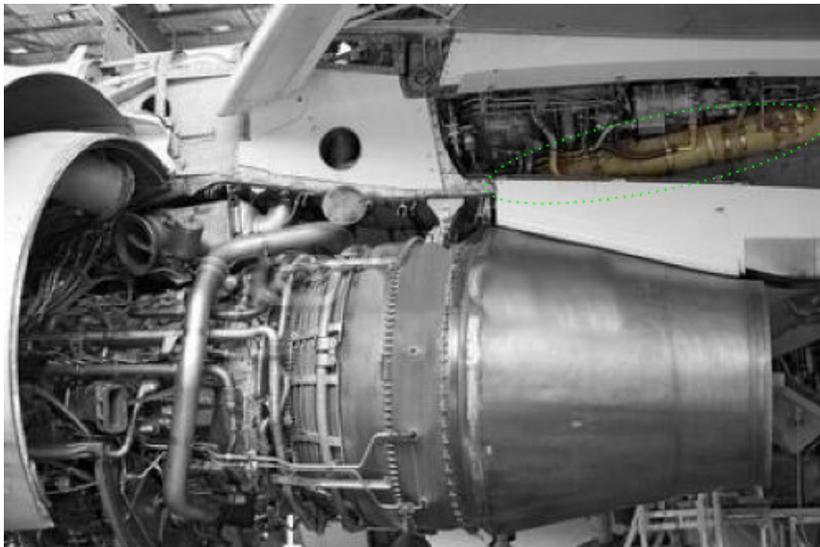


FIGURE 3 – Illustration d'une bielle de poussée (en haut à droite, surlignée en vert), utilisée pour la fixation d'un moteur General Electric CF6.

Les présents travaux, effectués dans le cadre du projet Fluoti, ont pour but d'analyser et de caractériser les phénomènes favorables au fluotournage afin d'atteindre les plus forts taux de rétreint possibles, sans risque de rupture des pièces fluotournées.

3. Détenu à parts égales par Herakles (groupe Safran) et MBDA.

Chapitre 1

Étude bibliographique

« The thing about quotes on the internet is that you can not confirm their validity »

Abraham Lincoln

Sommaire

1.1 Composition du TA6V	8
1.1.1 Composition chimique	8
1.1.2 Structure microscopique	8
1.1.3 Comportement de la phase α	11
1.1.4 Comportement de la phase β	17
1.1.5 Nuance ELI	18
1.2 Comportement macroscopique	18
1.2.1 Courbes contrainte-déformation à température ambiante	18
1.2.2 Effets de la température sur la formabilité	20
1.2.3 Cisaillement adiabatique	20
1.2.4 Recristallisation dynamique	23
1.2.5 Globularisation des grains α secondaires	24
1.2.6 Superplasticité dans le domaine α - β	25
1.3 Traitements thermiques	25
1.3.1 Recristallisation statique	25
1.3.2 Recuit β	26
1.3.3 Détensionnement	27
1.3.4 Mise en solution	27
1.3.5 Oxydation et diffusion	27
1.4 Texture cristallographique	28
1.4.1 Représentation des textures cristallographiques	28
1.4.2 Laminage	29

1.4.3 Recristallisation statique	30
1.5 Fluotournage	33
1.5.1 Paramétrage	33
1.5.2 Fluotournage du TA6V	34
1.5.3 Analogie avec les procédés conventionnels	37
1.5.4 Déformation induite par le fluotournage	37
1.5.5 Influence des paramètres de fluotournage	40
1.5.6 Défauts en fluotournage	41
1.6 Conclusion	42
1.7 Références	43

1.1 Composition du TA6V

1.1.1 Composition chimique

On distingue deux nuances de TA6V : le TA6V dit **standard (STD)** ou commercial, et le TA6V *Extra Low Interstitial (ELI)*. Leurs compositions respectives (d'après la norme ASTM) sont données dans le tableau 1.1. Comme son nom l'indique, le TA6V **ELI** est une nuance pauvre en éléments interstitiels, notamment l'oxygène. Le lecteur trouvera plus de détails sur cette nuance en partie 1.1.5.

TABLEAU 1.1 – Composition chimique (en pourcentage massique) des TA6V nuance **STD** et nuance **ELI**. Le pourcentage restant correspond au titane.

Nuance	norme ASTM	Al		V		Fe	O	C	H	N
		min	max	min	max	max	max	max	max	max
STD	grade 5	5,5	6,75	3,5	4,5	0,4	0,2	0,08	0.015	0.05
ELI	grade 23	5,5	6,5	3,5	4,5	0,25	0,13	0,08	0.0125	0.03

1.1.2 Structure microscopique

Le TA6V est principalement composé de deux phases :

- une phase à maille **hexagonale compacte (hc)**, notée α ,
- une phase à maille **cubique centrée (cc)**, notée β .

À température ambiante, et après recuit complet (voir §1.3.1 p. 24), la proportion de phase α est d'environ 95 % (en volume), le restant étant de phase β ¹. La proportion de α diminue avec la température, jusqu'à disparition complète. Cette température de disparition est appelée transus β , habituellement notée T_β . Il est important de noter que, dans le domaine α - β , la fraction volumique de phase β ne varie pas linéairement avec la température, comme l'illustre la figure 1.2. Ainsi, jusqu'à 800 °C, le TA6V est composé à plus de 80 % en volume de phase α [SASTRY et collab., 1983].

Certains éléments (tels que l'oxygène, le titane et l'aluminium) sont α -stabilisants [SESHACHARYULU et collab., 2000a], tandis que d'autres (tels que le vanadium et le molybdène) sont β -stabilisants [COLLINGS, 1994]. L'effet de leur présence ou non dans un alliage de titane est illustré en figure 1.1. Les différences de composition, telles qu'indiquées dans le tableau 1.1, résultent ainsi en différentes fractions volumiques de phase entre les deux nuances à une même température. Ainsi, le transus β du TA6V **STD** est d'environ 995 °C et celui du TA6V **ELI** d'environ 975 °C [SESHACHARYULU et collab., 2000a].

On distingue ainsi trois types d'alliages de titane, suivant leurs compositions à température ambiante [LÜTJERING et WILLIAMS, 2007] :

1. La proportion de phase α est toutefois susceptible de diminuer suivant l'histoire thermomécanique du matériau ; GUNGOR et collab. [2005] rapportent par exemple des proportions α - β de l'ordre de 62 %–38 % sur du TA6V lamellaire après extrusion dans le domaine β .

Type α : composés à 95 % au moins de phase α . Ex. : titane de pureté commerciale (titane CP), Ti-3Al-2.5V

Type α - β : biphasés α - β stables. Ex. : TA6V, Ti-6242

Type β : ou β métastables. À l'état stable, ce sont des alliages α - β , mais on utilise leur trempabilité depuis le domaine β pour obtenir une structure β à température ambiante. Ex : Ti-6246, β -CEZ®, Ti-10-2-3.

Du fait de la difficulté de contrôle de la microstructure dans le domaine β et des mauvaises propriétés mécaniques de cette phase, les alliages β stables n'ont aucune application industrielle².

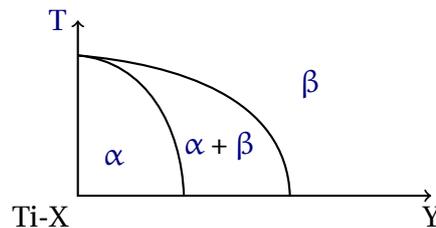


FIGURE 1.1 – Illustration de l'influence de la présence en éléments α -stabilisants (notés X) ou β -stabilisants (notés Y) et de la température (T) sur la composition de l'alliage.

À température ambiante, les paramètres de maille du titane α sont environ $a=2,92 \text{ \AA}$ et $c=4,68 \text{ \AA}$ [PARTRIDGE, 1967]. Il en résulte un ratio $c/a=1,597$. Cette valeur est légèrement inférieure à la valeur théorique³ (1,633). La phase β a un paramètre de maille proche de $3,21 \text{ \AA}$ à température ambiante [GRABOVETSKAYA et collab., 2006].

L'arrangement que peuvent prendre les deux phases dépend de l'histoire thermomécanique du matériau. On distingue trois structures classiques du TA6V, telles qu'illustrées sur la figure 1.3.

Structure lamellaire

Elle est obtenue par refroidissement lent (en four ou à l'air) depuis le domaine β . La structure consiste en un ensemble de colonies de lamelles β , séparées par des lamelles de α (voir figure 1.3a). Lors du refroidissement, comme la transformation de phase $\alpha \rightarrow \beta$ est plus rapide aux joints de grains, ces derniers se transforment rapidement en lamelles α . De fait, les joints de grains β sont toujours identifiables après refroidissement. Ainsi, les anciens grain β sont appelés grains β transformés. Le mécanisme de formation de la structure lamellaire des alliages α - β est illustré par la figure 1.4.

La taille des grains β transformés est directement dépendante de la température et du temps de maintien. L'épaisseur des lamelles dépend quant à elle de la vitesse de refroidissement.

2. Le lecteur notera toutefois l'existence d'un brevet sur un alliage de titane β stable [VORDAHL MILTON, 1956].

3. En considérant les atomes comme des sphères tangentes entre elles, on trouve $c/a = \sqrt{8/3}$.

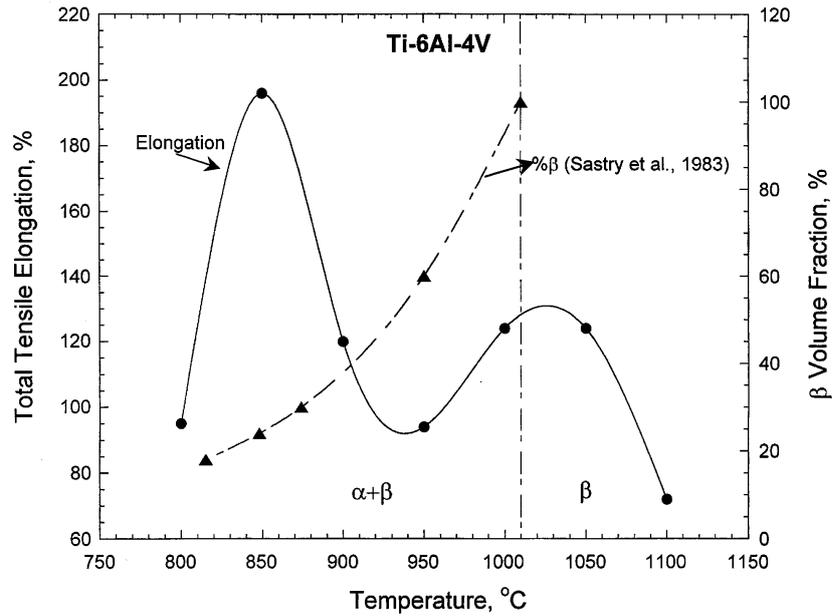
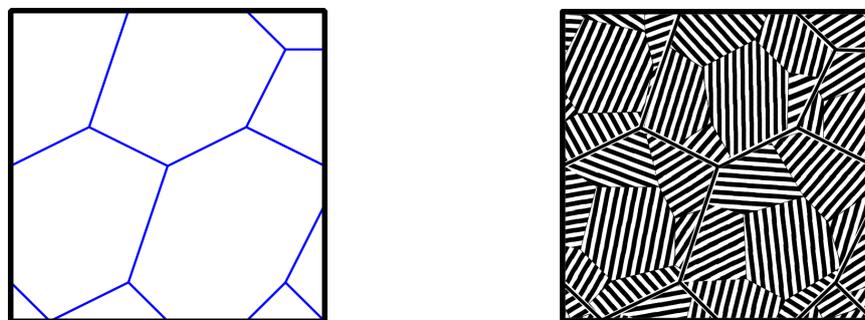


FIGURE 1.2 – Correspondance entre allongement à rupture et fraction volumique de phase β [SASTRY et collab., 1983; SESHACHARYULU et collab., 2000b]).



(a) Structure lamellaire [SESHACHARYULU et collab., 2000a] (b) Structure équiaxe [FOLLANSBEE et GRAY, 1989] (c) Structure bimodale [LÜTJERING et WILLIAMS, 2007]

FIGURE 1.3 – Illustration des microstructures habituellement observées sur le TA6V.



(a) Maintien dans le domaine β . Les joints de grains β sont représentés en bleu.

(b) Refroidissement $T < T_{\beta}$

FIGURE 1.4 – Formation de la structure lamellaire par recuit β . Le blanc représente la phase β , et le noir la phase α .

Structure équiaxe

Elle est obtenue après déformation puis recuit de recristallisation dans le domaine α - β . L'enjeu est d'activer la croissance des grains α , sans pour autant que la proportion de phase β soit trop importante, au risque de les tremper lors du refroidissement et donner lieu à des grains β transformés. Les conditions habituelles sont des températures proches de 700 °C et des temps de maintien compris entre 1 et 3 h⁴. Un exemple de structure équiaxe du TA6V est donné en figure 1.3b.

Structure bi-modale

Cette structure, illustrée en figure 1.3c, est intermédiaire aux deux sus-citées. Elle est obtenue par un traitement de recristallisation dans le domaine α - β suivi d'une trempe. Pendant la recristallisation, une partie de la phase α se transforme en β (d'après le diagramme de la figure 1.2). Lors de la trempe, ces grains vont former des β transformés, tandis que les grains α , appelés nodules, ne sont pas impactés par la trempe et restent donc intacts.

1.1.3 Comportement de la phase α

Indices de Miller-Bravais

Pour caractériser les plans et directions de référence d'une maille hexagonale, il est commode d'utiliser la notation de Miller-Bravais (ou notation à quatre indices).

Soit $(hkil)$ un plan, on a alors $i = -(h + k)$. De même, soit $[uvw]$ une direction, on a alors $t = -(u + v)$. Les indices i et t sont donc redondants. Cette notation permet de déduire facilement une famille de plans/directions par permutation des trois premiers indices. Les directions de référence de la maille hexagonale sont indiquées sur la figure 1.5. Du fait des symétries par rotation de 60° par rapport à l'axe \vec{c} , la maille élémentaire (ou primitive) peut être réduite à un tiers de prisme hexagonal, tel qu'illustré en figure 1.5b.

Glissement des dislocations

La structure hexagonale compacte de la phase α du TA6V présente quatre systèmes majoritaires de glissement [BRIDIER et collab., 2005]. Ceux-ci sont résumés dans le tableau 1.2, les plans et directions de glissement étant illustrés sur la figure 1.6. Ce système de glissement réduit donne à la maille hc une faible ductilité, ainsi qu'une forte anisotropie. La figure 1.7 illustre l'évolution avec la température des scissions critiques résolues, ou *Critical Resolved Shear Stresses* (CRSS) pour les différents systèmes de glissement, mesurée sur un monocristal de Ti-Al. Il apparaît donc que les CRSS des glissements pyramidaux

4. On parle alors de *Mill annealing*.

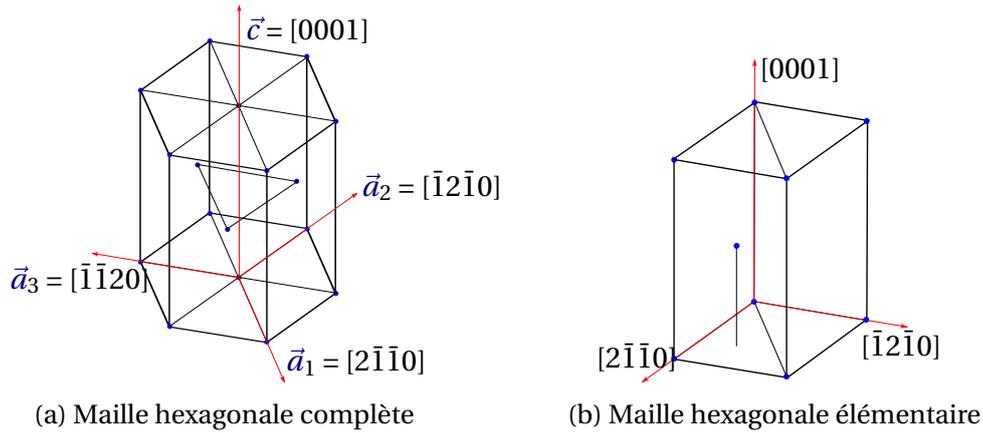


FIGURE 1.5 – Illustration des directions élémentaires de la maille hexagonale compacte.

sont beaucoup plus élevées que celles des glissements basal et prismatique. À température ambiante, le glissement prismatique est le plus facile à activer.

De plus, si on considère le nombre réduit de systèmes de glissement, comme indiqué dans le tableau 1.2, on peut en conclure que, dans un polycristal α , l'activation des glissements dans des directions impliquant l'axe \vec{c} sera rarement observée puisqu'elle nécessitera une contrainte de cisaillement élevée et parallèle à $\vec{c} + \vec{a}$. C'est pourquoi la direction \vec{c} est dite « direction dure ».

TABLEAU 1.2 – Principaux systèmes de glissement dans la maille hexagonale [BRIDIER et collab., 2005; LÜTJERING et WILLIAMS, 2007].

Type de glissement	Plan	Direction	Vecteur de Burgers	Nbr. de systèmes
Basal	{0001}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\vec{a} = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$	3
Prismatique	{10 $\bar{1}$ 0}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\vec{a} = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$	3
Pyramidal 1 ^{er} ordre	{1 $\bar{1}$ 01}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\vec{a} = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$	6
Pyramidal 1 ^{er} ordre	{1 $\bar{1}$ 01}	$\langle 11\bar{2}3 \rangle$	$\vec{c} + \vec{a} = 1/3 \langle 11\bar{2}3 \rangle$	6
Pyramidal 2 ^e ordre	{ $\bar{1}\bar{1}22$ }	$\langle 11\bar{2}3 \rangle$	$\vec{c} + \vec{a} = 1/3 \langle 11\bar{2}3 \rangle$	6

Les dislocations parfaites (*i.e.* se faisant dans les plans denses) peuvent potentiellement se dissocier en deux dislocations dites partielles. Ces dislocations partielles engendrent quant à elles des défauts dans le réseau cristallin, nécessitant ainsi un déplacement des atomes. L'énergie nécessaire à ce déplacement est caractérisée par l'énergie de défaut d'empilement, ou *Stacking Fault Energy* (SFE). Celle du titane est d'environ $300 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$ [PARTRIDGE, 1967], classant le titane parmi les matériaux à haute SFE.

Maclage

Le maclage thermique, souvent constaté sur les matériaux à géométrie cubique à faces centrées (cfc) ou les matériaux de faible à moyenne SFE [HUMPHREYS et HATHERLY, 2004, Chap.7] n'a, d'après la connaissance du présent auteur, jamais été rapporté sur du titane. À

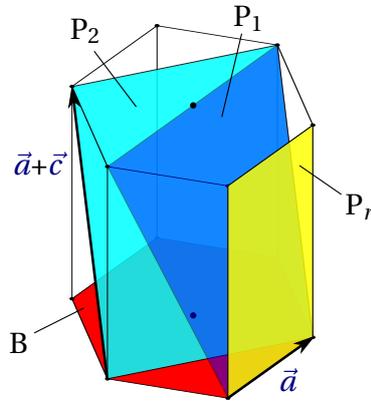


FIGURE 1.6 – Illustration des principaux plans et directions de glissement de la maille hexagonale. B, P_r , P_1 et P_2 représentent respectivement les plans basal, prismatique, pyramidal de premier ordre et pyramidal de second ordre.

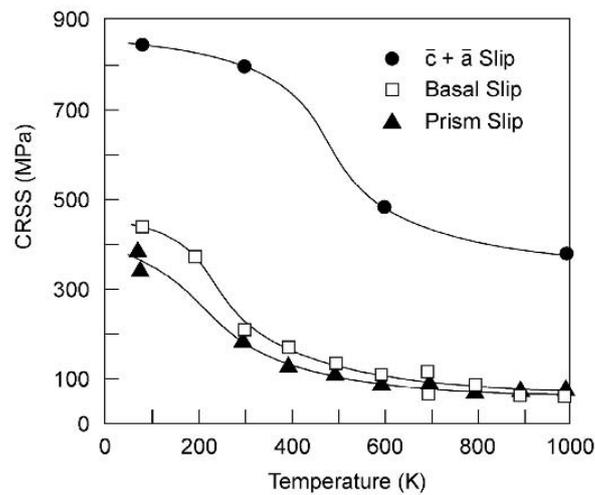


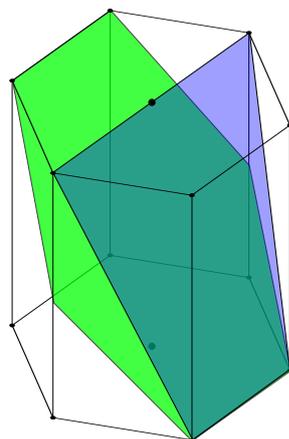
FIGURE 1.7 – CRSS pour les glissements avec les vecteurs de Burger \bar{a} et $\bar{c} + \bar{a}$, mesurées sur un monocristal de Ti-6.6Al [LÜTJERING et WILLIAMS, 2007].

l'inverse, le maillage de déformation est un phénomène important lors de la déformation des métaux hexagonaux, tels que le titane α .

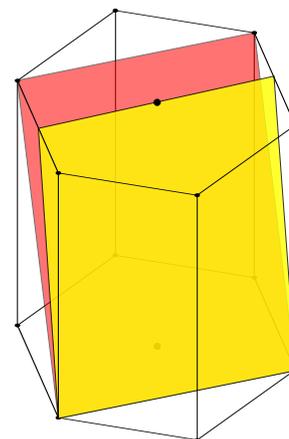
Plusieurs modes de maillage, résumés au tableau 1.3 et illustrés en figure 1.8, ont été observés sur les alliages de titane, et particulièrement sur le titane CP. La valeur du rapport c/a légèrement inférieure à la valeur théorique confère au maillage de la maille hexagonale un comportement spécifique : si une contrainte de traction est exercée parallèlement à l'axe \bar{c} , les maillages $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$, $\{11\bar{2}1\}\langle\bar{1}\bar{1}26\rangle$ et $\{11\bar{2}3\}\langle\bar{1}\bar{1}22\rangle$ seront favorisés. À l'inverse, si une contrainte de compression est exercée parallèlement à l'axe \bar{c} , les maillages $\{10\bar{1}1\}\langle\bar{1}012\rangle$ et $\{11\bar{2}2\}\langle\bar{1}\bar{1}23\rangle$ seront favorisés. Le maillage $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$ semble être le plus fréquemment observé, contrairement au maillage $\{11\bar{2}3\}\langle\bar{1}\bar{1}22\rangle$ ($\Sigma 19c$) qui semble le plus rare [HU et RANDLE, 2007; MIRONOV et collab., 2006; RANDLE et collab., 2008].

TABLEAU 1.3 – Principaux modes de maillage du titane α [CHRISTIAN et MAHAJAN, 1995; MIRONOV et collab., 2006; NIEWCZAS, 2010; PARTRIDGE, 1967; XIAOLI et collab., 1994].

Cisaillement			Type	CSL		
Plan	direction	amplitude		Angle	axe	Σ
$\{10\bar{1}2\}$	$\langle\bar{1}011\rangle$	0,167	traction	84,78°	$\{1\bar{2}10\}$	11b
$\{11\bar{2}1\}$	$\langle\bar{1}\bar{1}26\rangle$	0,638	traction	35,10°	$\{1\bar{1}00\}$	11a
$\{11\bar{2}3\}$	$\langle\bar{1}\bar{1}22\rangle$	0,533	traction	86,98°	$\{01\bar{1}0\}$	19c
$\{11\bar{2}2\}$	$\langle\bar{1}\bar{1}23\rangle$	0,225	compression	64,62°	$\{01\bar{1}0\}$	7b
$\{10\bar{1}1\}$	$\langle\bar{1}012\rangle$	0,105	compression	57,42°	$\{1\bar{2}10\}$	13b



(a) Plans $\{10\bar{1}2\}$ (vert) et $\{10\bar{1}1\}$ (bleu)



(b) Plans $\{11\bar{2}1\}$ (jaune) et $\{11\bar{2}2\}$ (rouge)

FIGURE 1.8 – Vue schématique des différents plans de maillage couramment observés dans la maille hc du titane.

Si le maillage est très souvent rapporté sur le titane CP [BOZZOLO et collab., 2005] ou sur des alliages de titane faiblement alliés [WAGNER et collab., 2002], l'occurrence du maillage de la phase α du TA6V est beaucoup plus rare. Cette différence de comportement n'est pas encore totalement expliquée, mais WILLIAMS et collab. [2002] ont supposé que les

éléments interstitiels et éléments de substitution dans la maille α , tels que l'aluminium, étaient à l'origine de cette faible activité de maclage.

COGHE et collab. [2012] ont rapporté qu'en imposant une contrainte compressive parallèlement à la direction dure d'un TA6V texturé, la fraction de macles $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$ dans la microstructure déformée pouvait atteindre 5 % dans le cas d'un chargement statique ($\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$) et 9 % en dynamique ($\dot{\epsilon} = 1000 \text{ s}^{-1}$). Ce maclage étant de traction, il est induit par la déformation transverse, c'est-à-dire que les grains dont l'axe \vec{c} est proche de la perpendiculaire à la direction de chargement sont les plus susceptibles de macler. À l'inverse, YAPICI et collab. [2006] ont montré que seul le maclage $\{10\bar{1}1\}\langle\bar{1}012\rangle$ était actif lors d'une déformation plastique sévère, ou *Severe Plastic Deformation* (SPD) appliquée par *Equal Channel Angular Extrusion* (ECAE) — dont le principe est illustré par la figure 1.9 — sur du TA6V à tiède ($T=800 \text{ °C}$) et à vitesse de déformation modérée ($\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$). D'après les précédents auteurs, cette activité serait due à une saturation en dislocations (du fait des grandes déformations) et une texture cristallographique favorable au maclage. Les macles ainsi observées étaient d'une épaisseur de l'ordre de la dizaine de nanomètres, et distantes d'autant, comme le montrent les micrographies de la figure 1.10. À température ambiante, FOLLANSBEE et GRAY [1989] ont rapporté que seules de très grandes vitesses de déformation ($>5000 \text{ s}^{-1}$) permettaient de mettre en évidence un maclage notable, celui-ci s'accompagnant d'une diminution importante de la densité de dislocations grâce au cisaillement induit, dont les valeurs sont données au tableau 1.3). Il apparaît donc que la déformation par maclage permet au matériau de garder une certaine ductilité, car induisant peu d'écrouissage, mais requiert des sollicitations très spécifiques, voire coûteuses.

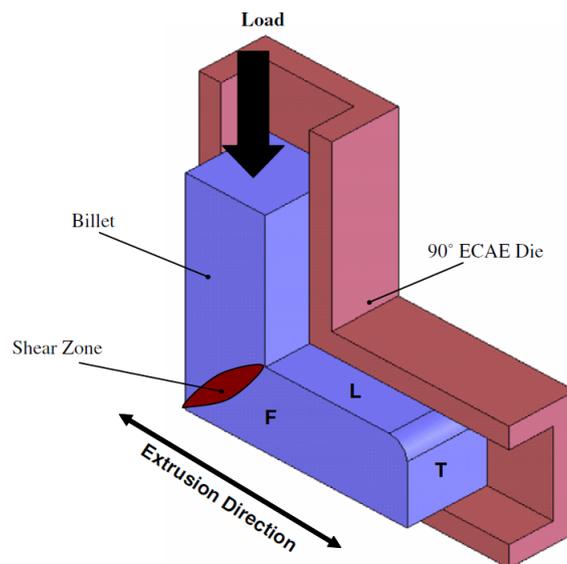
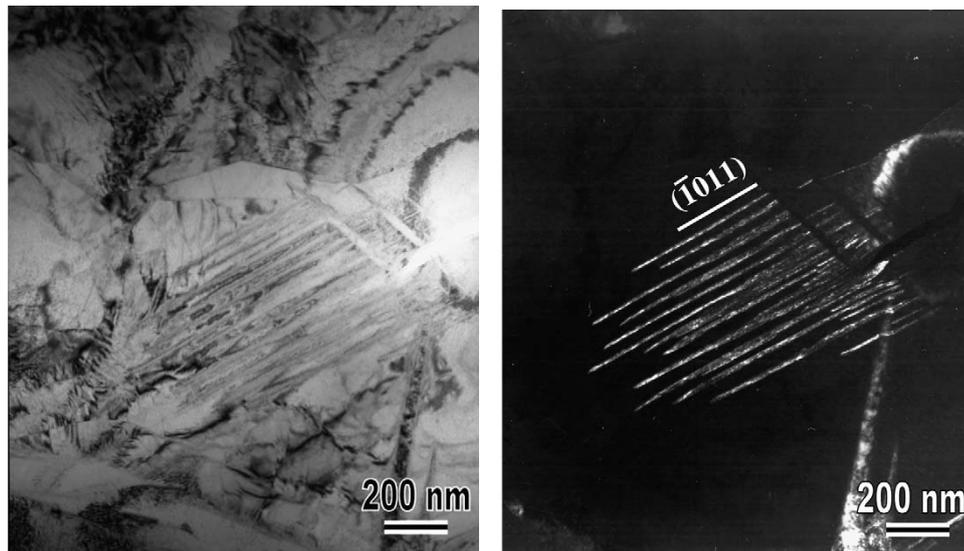
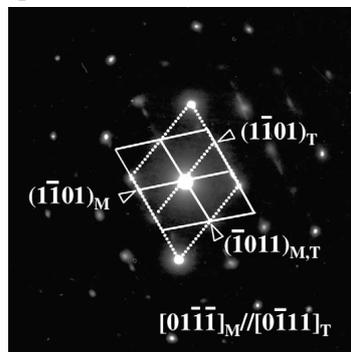


FIGURE 1.9 – Schéma de principe du procédé ECAE : on impose à une billette un passage dans un canal coudé, à section droite constante. La déformation de cisaillement imposée par le coude est de l'ordre de 1,16 par passe pour un angle de 90° [YAPICI et collab., 2006].



(a) Image en champ clair

(b) Image en champ sombre



(c) Figure de diffraction obtenue dans la zone maclée (a).

FIGURE 1.10 – Images obtenues en **Microscopie Électronique à Transmission (MET)** sur du TA6V après une passe de **ECAE** à 800 °C. La figure de diffraction, où les indices M et T indiquent respectivement la matrice et la macle, met en évidence le maillage $\{10\bar{1}1\}\langle\bar{1}012\rangle$ [YAPICI et collab., 2006].

Dans le tableau 1.3 sont donnés les noms des **mailles de coïncidences, ou *Coincidence Site Lattice* (CSL)**, tels qu'introduit par le minéralogiste français Georges Friedel [1920]. En utilisant un tirage de Monte Carlo et une distribution gaussienne de l'orientation des grains, **RYOO et collab. [2001]** ont montré par simulation qu'une microstructure aléatoire d'un matériau à géométrie hexagonale présentait 1,72 % de CSL comprises entre 7 et 19, soit presque trois fois moins qu'un matériau à géométrie cubique. C'est pourquoi l'ingénierie des joints de grains est encore peu développée sur les matériaux hexagonaux. Toutefois, les appellations des CSL constituent un moyen commode de dénomination des macles. Pour plus de détails, le lecteur trouvera en annexe (fig. A.1 p. II) une illustration simple de CSL de maille *hc*.

1.1.4 Comportement de la phase β

Glissement des dislocations

La géométrie cubique centrée ne présente pas de réel plan dense. Les glissements se font donc suivant les plans les plus denses, notamment la famille $\{110\}$. De plus, selon le métal et la température de déformation, d'autres systèmes de glissement peuvent apparaître [COURTNEY, 2005]. Le tableau 1.4 résume les systèmes habituellement observés sur les métaux à géométrie *cc*. Le fait que les plans de glissement ne soient pas totalement denses requiert une certaine mobilité aux atomes pour permettre le mouvement des dislocations; c'est pourquoi les métaux à structure *cc* ont souvent un comportement très dépendant de la température. Toutefois, compte tenu de la faible proportion de phase β en dessous de 800 °C (<20 %), la plupart des auteurs considèrent que le comportement du TA6V peut se résumer à celui de la phase α .

TABLEAU 1.4 – Principaux systèmes de glissement dans la maille cubique centrée [COURTNEY, 2005].

Plan	Direction	Vecteur de Burgers	Nbr. de systèmes
$\{110\}$	$\langle\bar{1}11\rangle$	$\frac{1}{2}\langle\bar{1}11\rangle$	12
$\{11\bar{2}\}$	$\langle11\bar{1}\rangle$	$\frac{1}{2}\langle\bar{1}11\rangle$	12
$\{123\}$	$\langle11\bar{1}\rangle$	$\frac{1}{2}\langle\bar{1}11\rangle$	24

Transmission des glissements entre phases

Les déformations concurrentielles des phases α et β nécessitent une accommodation de chacune des phases pour assurer leur cohérence mutuelle. Toutefois, grâce à un essai de traction *in situ* en Microscopie Électronique à Balayage (MEB), **BRIDIER et collab. [2005]** ont montré que, du fait de la relation d'orientation entre phases — voir équation (1.4) page 26 — certains glissements pouvaient traverser les différentes phases, comme le montre la figure 1.11a. Une analyse par diffraction d'électrons rétro-diffusés, ou *Electron*

Backscatter Diffraction (EBSD), donnée en figure 1.11b, de cette même zone montre que le nodule α primaire a sensiblement la même orientation que les grains α secondaires des colonies de lamelles, facilitant ainsi la transmission des dislocations. Ces transmissions confèrent au TA6V une ductilité modérée dans le domaine α - β , sans risque de décohésion α - β .

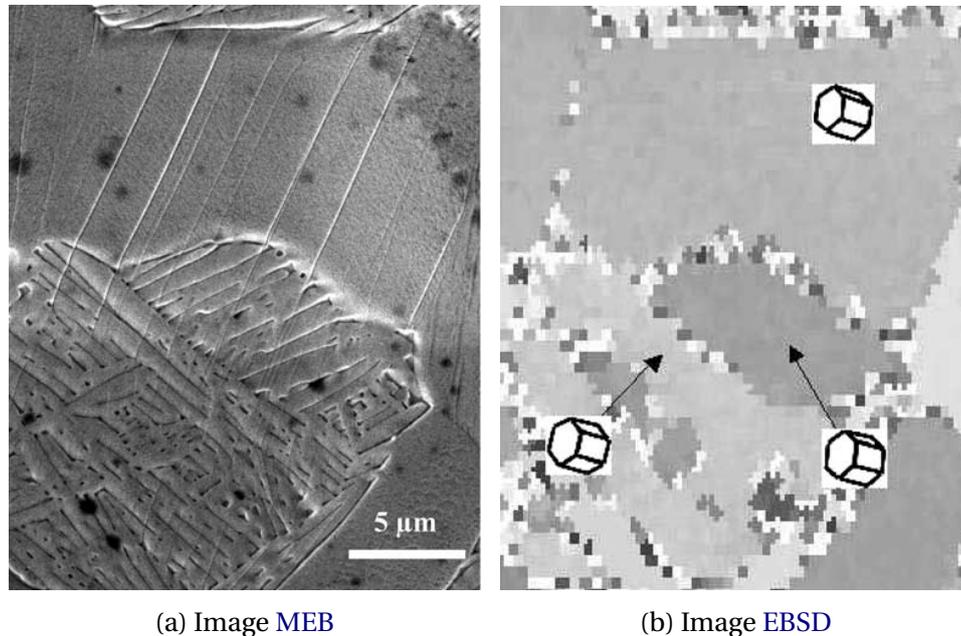


FIGURE 1.11 – Transmission des glissements entre nodule α primaire et grains α secondaires : les traits visibles en MEB (a) sont dus au glissement au sein d'un même phase. L'image EBSD (b) montre que les grains α traversés sont sensiblement orientés identiquement [BRIDIER et collab., 2005].

1.1.5 Nuance ELI

La maille hc présente douze sites d'insertion tétraédriques, et six sites d'insertion octaédriques. Les éléments en insertion augmentent sensiblement la CRSS, et particulièrement l'oxygène sur le glissement pyramidal du deuxième ordre [WELSCH et BUNK, 1982]. De plus, il a été montré précédemment que le maillage était fortement limité par ses éléments interstitiels, et particulièrement l'oxygène [ZAEFFERER, 2003]. C'est pourquoi a été développée la nuance ELI du TA6V, dont la quantité en éléments autres que le titane, l'aluminium et le vanadium est diminuée (voir tableau 1.1). Le lecteur notera notamment la teneur en oxygène quasiment deux fois moindre sur le ELI que sur le STD.

Du point de vue macroscopique, la nuance ELI présente ainsi une ductilité supérieure (PRASAD et collab. [2001] rapportent un allongement à rupture du ELI cinq fois supérieur à celui du TA6V STD lors d'une déformation à 800 °C), et une contrainte d'écoulement légèrement plus faible pour des vitesses de déformation comprises entre 10^{-3} et 1 s^{-1} [PRASAD et collab., 2001].

1.2 Comportement macroscopique

1.2.1 Courbes contrainte-déformation à température ambiante

LEE et collab. [2004] ont étudié l'influence de la microstructure et du traitement de précipitation (voir partie 1.3.4 page 26 pour plus de détails) sur le comportement en traction du TA6V. Ainsi, ils ont réalisé des essais de traction quasi-statique ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) sur différents TA6V (équiaxes ou lamellaires, avec ou sans précipitation α_2), les résultats étant donnés dans le tableau 1.5. Il apparaît donc que la structure équiaxe est sensiblement plus ductile que la structure de Widmanstätten (ou aciculaire). La précipitation n'a quasiment aucun effet sur l'allongement à rupture ni sur la contrainte ultime, mais augmente d'environ 5 % la limite d'élasticité du TA6V. Ce durcissement a été attribué par les auteurs au mécanisme d'Orowan.

Parallèlement, LEE et collab. [2004] ont étudié le comportement quasi-statique et dynamique du TA6V en torsion des différentes variations sus-nommées. Les résultats, en terme de courbes contrainte de cisaillement-cisaillement nominal, sont illustrés en figure 1.12. Contrairement au cas de traction, le vieillissement augmente sensiblement la ductilité du TA6V, autant en statique qu'en dynamique, et notamment pour la structure équiaxe. Non vieillie, la structure de Widmanstätten a sensiblement le même comportement en torsion dynamique que la structure équiaxe.

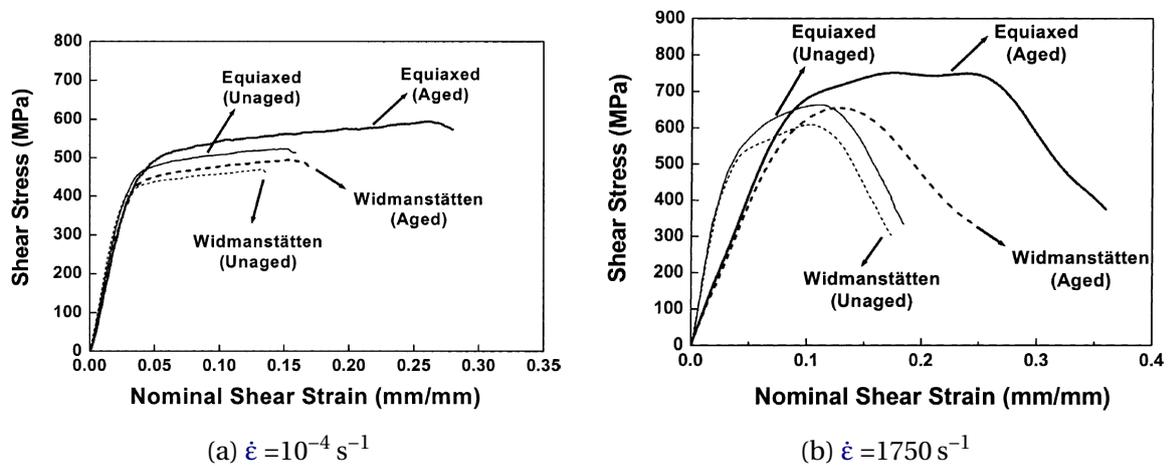


FIGURE 1.12 – Courbes contrainte-déformation nominale en cisaillement obtenues par torsion sur des éprouvettes en TA6V de différentes structures (équiaxe ou lamellaire, vieillie ou non) en régime quasi-statique (a) ou dynamique (b) [LEE et collab., 2004].

Sur la figure 1.12, on remarque que les contraintes de cisaillement dans le domaine plastique en régime quasi-statique évoluent de 400 à 600 MPa; en régime dynamique, celles-ci évoluent entre 500 à 700 MPa; soit 15 à 25 % d'augmentation en moyenne, quand la vitesse de déformation est multipliée par près de 20×10^6 . Soit la loi puissance suivante :

$$\sigma = A \cdot \dot{\epsilon}^m \quad (1.1)$$

TABLEAU 1.5 – Influence des différentes microstructures du TA6V sur ses propriétés mécaniques en traction à température ambiante [LEE et collab., 2004].

Microstructure	Limite élastique (MPa)	Contrainte à rupture (MPa)	Allongement (%)
Widmanstätten* non vieillie	829	897	12,7
Équiaxe non vieillie	872	959	15,1
Widmanstätten* vieillie [†]	877	908	12,8
Équiaxe vieillie [†]	908	924	15,3

* Obtenu par recuit de recristallisation à 950 °C pendant 1 h.

[†] Obtenu par recuit de mise en solution à 545 °C pendant 200 h.

avec σ la contrainte d'écoulement, et A et m des constantes (respectivement la consistance et le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation). Soient deux essais de traction, à des vitesses de déformation $\dot{\epsilon}_0$ et $\dot{\epsilon}_1$, et σ_0 et σ_1 les contraintes d'écoulement correspondantes. Le coefficient m peut alors se trouver grâce à l'expression suivante :

$$m = \frac{\log(\sigma_1/\sigma_0)}{\log(\dot{\epsilon}_1/\dot{\epsilon}_0)} \quad (1.2)$$

VENKATESH et collab. [2009] ont ainsi relevé pour le TA6V une valeur de m de l'ordre de 0,012 à 0,014, tandis que les résultats de LEE et collab. [2004] donneraient, avec la formule (1.2) et suivant les considérations développées ci-dessus, des valeurs comprises entre 0,008 et 0,013.

1.2.2 Effets de la température sur la formabilité

SESHACHARYULU et collab. [2000a] ont étudié l'influence de la température sur l'allongement maximal d'un TA6V STD équiaxe en traction pour une vitesse de déformation de $0,01 \text{ s}^{-1}$ dans une gamme de température de 800 à 1100 °C. Les résultats, donnés en figure 1.2, montrent que le maximum de ductilité est atteint dans le domaine α - β à 850 °C (avec une déformation nominale de 200 %). La variation de ductilité résultant de la compétition entre adoucissement thermique et variation de fractions de phase, la baisse de ductilité entre 850 °C et 950 °C correspond à une forte augmentation de la proportion de phase β (de 20 à 60 %).

Soient $\dot{\epsilon}$ la vitesse de déformation, T la température de déformation et R la constante des gaz parfaits. On définit alors le paramètre de Zener–Hollomon, noté Z , tel que :

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{avec } Q \text{ l'énergie d'activation (J}\cdot\text{mol}^{-1}) \quad (1.3)$$

PRASAD et collab. [2001] ont évalué les valeurs de l'énergie d'activation dans les domaines α - β et β pour les nuances STD et ELI du TA6V équiaxe (données tableau 1.6). Ils ont ainsi pu établir une corrélation entre le paramètre de Zener–Hollomon et la contrainte

d'écoulement dans les quatre cas, comme le montrent les tracés de la figure 1.13.

TABLEAU 1.6 – Énergies d'activation Q ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$) pour le paramètre de Zener–Hollomon (Z) des nuances STD et ELI du TA6V [PRASAD et collab., 2001]

Nuance	Domaine	
	α - β	β
STD	330	210
ELI	240	151

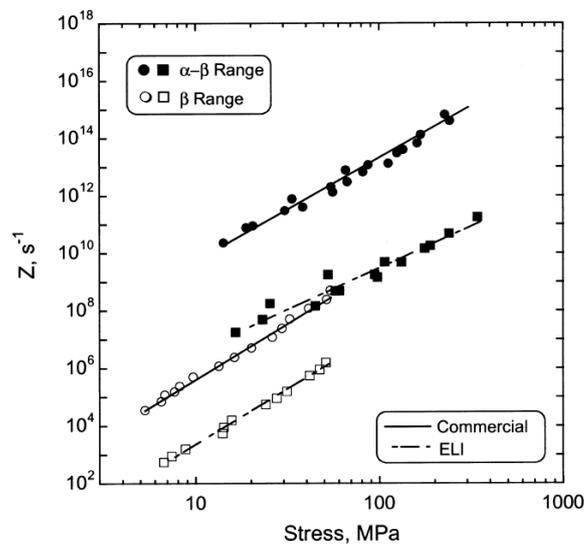


FIGURE 1.13 – Paramètre de Zener–Hollomon (Z) en fonction des contraintes d'écoulement dans les domaines α - β et β , pour les nuances STD et ELI du TA6V [PRASAD et collab., 2001].

1.2.3 Cisaillement adiabatique

Du fait de sa faible conductivité thermique ($K=6,7 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}$) et de sa contrainte d'écoulement plastique élevée à température ambiante, une déformation rapide du TA6V à basse température donne lieu à une localisation importante de la déformation, associée à un fort échauffement local, tel qu'illustré en figure 1.14a. Lors d'une déformation à basse température, la vitesse de déformation critique à partir de laquelle ce phénomène, appelé *bande de cisaillement adiabatique, ou Adiabatic Shear Band (ASB)*, est susceptible de se produire est de l'ordre de $0,1$ à 1 s^{-1} [PRASAD et collab., 2001; SESHACHARYULU et collab., 2002, 2000a]. Ces ASB donnant lieu à un fort endommagement, elles réduisent fortement la formabilité du TA6V à froid pour des vitesses de déformation modérées à rapides. La figure 1.15 illustre le domaine de mise en forme dans lequel les ASB se produisent.

Le titane CP est lui aussi sujet au ASB, notamment en laminage. YANG et collab. [2010] ont par exemple rapporté la présence de ces bandes pour des vitesses de déformation de l'ordre de 3 s^{-1} . Ces bandes, inclinées de 40° par rapport à la direction de laminage

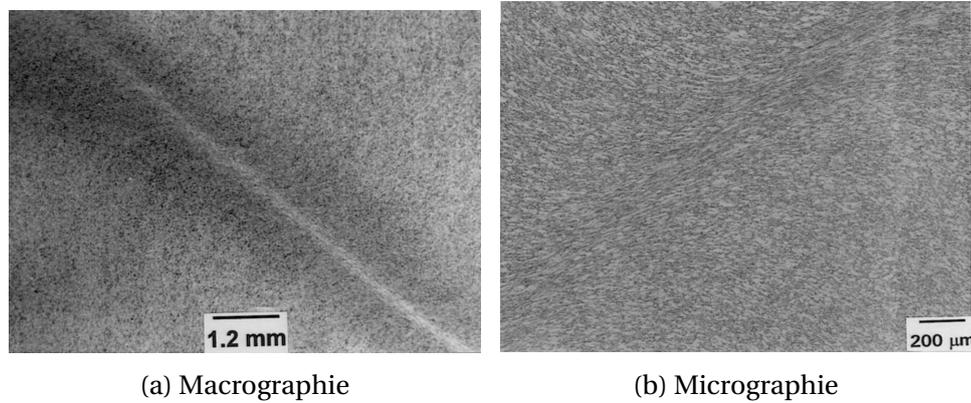


FIGURE 1.14 – Observations optiques d'une ASB sur du TA6V STD équiaxe déformé à 750 °C et 100 s^{-1} en compression [SESHACHARYULU et collab., 2000b]

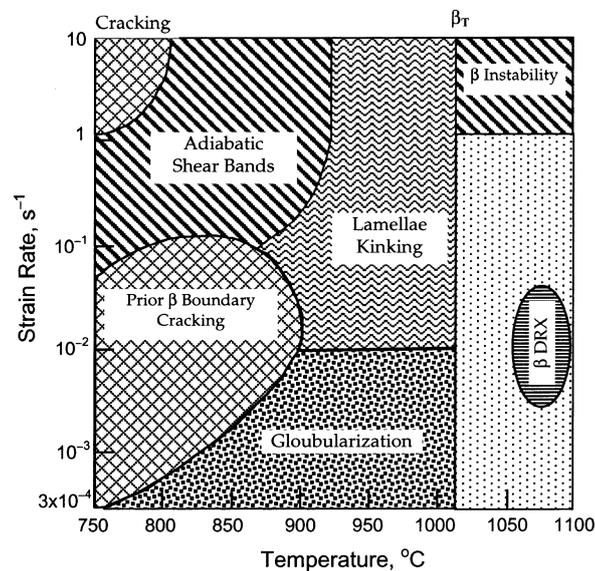


FIGURE 1.15 – Carte illustrant l'occurrence des différents mécanismes de déformation du TA6V STD lamellaire en fonction de la vitesse de déformation et de la température. Le coin supérieur gauche correspond à des ASB intenses, menant à la fissuration multiple [SESHACHARYULU et collab., 2002].

(RD), ont une épaisseur d'environ $8\ \mu\text{m}$, c'est-à-dire environ cinq fois plus fines que celles observées sur le TA6V [LIAO et DUFFY, 1998]. Au sein de ces bandes de cisaillement, les grains ainsi créés sont caractérisés par de fines lamelles (d'un facteur de forme $\sim 2,5$) parallèles aux bandes et entrecoupée des sous-joints. Une micrographie MET est donnée sur la figure 1.16. Aux frontières de ces bandes de cisaillement, l'activité de maclage est importante, surtout le système $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}012\rangle$ (maclage de traction $\Sigma 11b$, voir tableau 1.3).

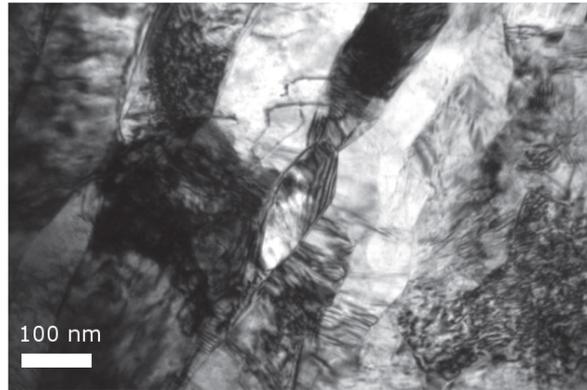


FIGURE 1.16 – Micrographie MET en champ clair de la microstructure « en lattes » dans une ASB après laminage à 67 % du titane CP [YANG et collab., 2010].

1.2.4 Recristallisation dynamique

Dans le domaine β , du fait de la haute température et de la structure alors monophasée, la ductilité du TA6V est très grande. Ceci est particulièrement vrai à faible vitesse de déformation ($<10^{-2}\ \text{s}^{-1}$) grâce au phénomène de Recristallisation Dynamique (RXD) [PRASAD et collab., 2001; SESHACHARYULU et collab., 2002, 2000a].

Plus précisément, CHEN et collab. [2008] ont étudié le phénomène de RXD du TC11 (dont la composition chimique est proche de celle du TA6V) dans le domaine β , et ont conclu que la recristallisation était de la Recristallisation Dynamique Discontinue (RXDd). Ils ont de plus évalué que l'énergie d'activation pour le paramètre de Zener–Hollomon (Z) était comprise entre $135,4\ \text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ et $172,3\ \text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$, suivant la morphologie des grains β . Ces valeurs étant proches de celles déterminées par PRASAD et collab. [2001] (voir tableau 1.6), la RXD du TA6V dans le domaine β est probablement elle aussi de type discontinue. Toutefois, ce phénomène est contradictoire avec le fait que le titane ait une SFE élevée. En effet, il est établi que la RXDd est plus souvent rapportée sur les métaux de faible à moyenne SFE, tels que le cuivre, le nickel et les aciers austénitiques, tandis que des métaux à haute SFE sont plus enclins à la restauration dynamique, ou *Dynamic Recovery* (DRV) ou à la Recristallisation Dynamique Continue (RXDc) [HUMPHREYS et HATHERLY, 2004, Chap.13].

Le domaine de RXD du TA6V STD dans le domaine β est donné sur la carte de la figure 1.15 (domaine « β DRX »).

1.2.5 Globularisation des grains α secondaires

Dans les structures lamellaires et bi-modales des alliages α - β , on distingue les grains α équiaxes (dits α primaires) issus de recristallisation statique dans le domaine α - β , des grains constituant les lamelles α (dits α secondaires) comprises entre les lamelles β [LÜTJERING et WILLIAMS, 2007, Chap.5].

Lors d'une compression du TA6V lamellaire à « tiède », c'est-à-dire pour des températures comprises entre 600 °C et 800 °C, SALISHCHEV et collab. [2004]; SESHACHARYULU et collab. [2002]; ZHEREBTSOV et collab. [2011] ont rapporté un phénomène dit de « globularisation » des grains α secondaires. SESHACHARYULU et collab. [2000a] ont proposé le mécanisme suivant pour cette globularisation (illustré sur la figure 1.17) :

1. Cisaillement des lamelles : cette étape, dépendante du niveau de déformation, implique d'abord quelques lamelles ayant une orientation spécifique par rapport à la contrainte imposée. Ces lamelles vont alors se tourner, entraînant avec elles leur voisinage. De fait, ces voisines vont elles aussi se cisailier.
2. Création de dislocations le long des lignes de cisaillement.
3. Restauration par *cross-slip*, annihilant les dislocations de signe opposé sur les plans de glissement concourants et laissant les dislocations de même signe nucléer entre elles, créant ainsi une nouvelle interface le long des lignes de cisaillement.

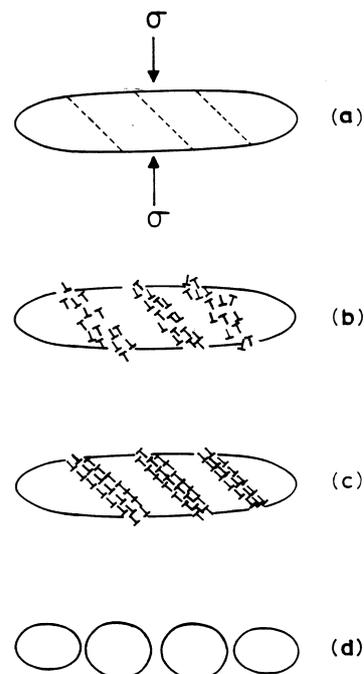


FIGURE 1.17 – Mécanisme de globularisation des grains α secondaires lors de la compression à tiède du TA6V lamellaire [SESHACHARYULU et collab., 2000a].

1.2.6 Superplasticité dans le domaine α - β

De nombreux cas de superplasticité ont été rapportés sur le TA6V [SALISHCHEV et collab., 2001; YOSHIMURA et NAKAHIGASHI, 2002] ainsi que sur d'autres alliages α - β [SALISHCHEV et collab., 1993]. SESHACHARYULU et collab. [2000b] ont mis en évidence des cas de superplasticité sur du TA6V STD pour des vitesses de déformation inférieures à $0,002 \text{ s}^{-1}$ et des températures comprises entre 750 °C et 950 °C . PRASAD et collab. [2001] ont relevé une température de 800 °C et une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} comme conditions optimales pour le régime superplastique de la nuance ELI (déformation maximale alors supérieure à 1000 %).

Ce comportement n'est cependant rapporté que sur des structures sous-microcristallines (SMC) obtenues par procédés ECAE [KO et collab., 2006, 2008], forgeage isotherme [SALISHCHEV et collab., 2001] ou traitement d'hydrogénation [YOSHIMURA et NAKAHIGASHI, 2002]. La superplasticité du TA6V a été attribuée au phénomène de glissement des joints de grains par KO et collab. [2008], d'où la nécessité de structures SMC présentant des Joints de Grains à Grand angle (JGGA).

1.3 Traitements thermiques

1.3.1 Recristallisation statique

Le phénomène de recristallisation statique discontinue se produit généralement en deux étapes (illustrées en figure 1.18) :

1. nucléation (ou germination) de nouveaux grains non déformés (densité de dislocations nulle), au sein de la structure écrouie,
2. croissance de grains non déformés.

La première étape est souvent appelée **recristallisation primaire**, ou par abus de langage recristallisation [HUMPHREYS et HATHERLY, 2004, Chap.7].

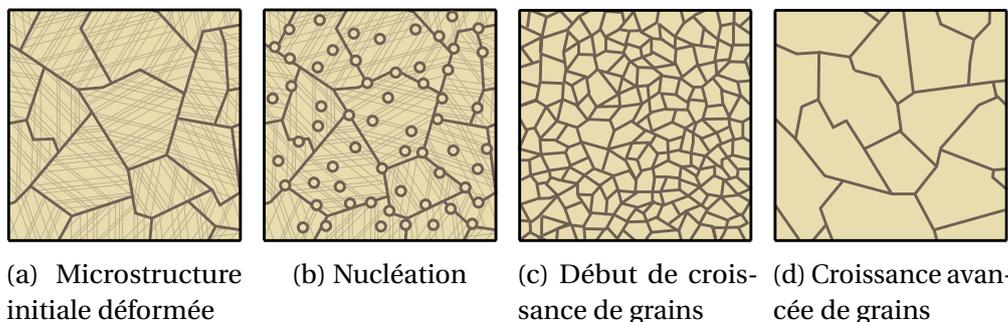


FIGURE 1.18 – Illustration du phénomène de **recristallisation primaire** (a → b) puis de croissance de grains (b → c → d). © 2013 Daniele PUGLIESI.

Le traitement thermique dit recuit α - β est un recuit dans le domaine éponyme du TA6V (traitement aussi appelé *mill-annealing*). Il consiste à activer la croissance des grains α

tout en conservant la matrice β , qui forme alors une barrière à cette croissance. HAYAMA et SANDIM [2006] rapportent qu'une température de recuit supérieure à 700 °C est nécessaire pour activer la croissance de grains sur du titane α .

Après compression à tiède ($\bar{\epsilon}=0,69$ à 600 et 800 °C) de TA6V lamellaire, puis recuit aux mêmes températures, ZHEREBTSOV et collab. [2011] ont rapporté un phénomène de sphéroïdisation de la phase β ainsi qu'un fractionnement de celle-ci, tel qu'illustré sur la figure 1.19. Du fait de la déformation, une partie de la phase β présente lors de la compression a été stabilisée au premier refroidissement. Grâce au recuit suivant, cette déformation a pu être supprimée, permettant ainsi un retour aux proportions α/β d'équilibre après second refroidissement. De fait, les recuits effectués par les précédents auteurs permettent deux phénomènes simultanés : la suppression de la déformation dans la phase β , ainsi qu'une diminution de proportion de cette dernière. Pour une température de déformation et recuit de 600 °C (resp. 800 °C), ZHEREBTSOV et collab. [2011] ont montré qu'un temps de maintien de 8 h (resp. 6 h) n'avait quasiment aucun effet sur la microstructure, comme indiqué figure 1.19a (resp. 1.19b). À l'inverse, des temps beaucoup plus importants (figures c et d) permettent une sphéroïdisation et un fractionnement complets de la phase β , résultant en des particules de phase β dispersées dans une matrice α .

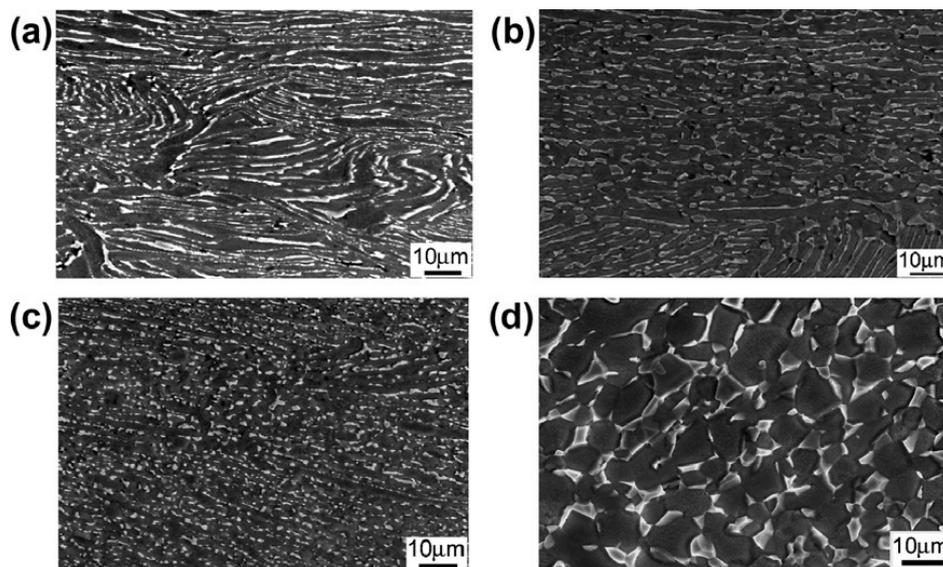


FIGURE 1.19 – Micrographies MEB du TA6V compressé puis recuit à 600 °C (a et c) et 800 °C (b et d). Les temps recuits étaient de 8 h (a), 6 h (b), 625 h (c) et 50 h (d). La déformation vraie avant traitement était $\bar{\epsilon}=0,69$ [ZHEREBTSOV et collab., 2011].

1.3.2 Recuit β

Le principe du recuit β est de transformer toute la structure en β (en chauffant le matériau au-delà du transus β) puis de refroidir le matériau à une vitesse suffisante pour obtenir une structure lamellaire α - β [LÜTJERING et WILLIAMS, 2007, Chap.5]. La taille de grains β -transformés dépend donc de la température de recuit et du temps de maintien,

tandis que l'épaisseur des lamelles dépend surtout de la vitesse de refroidissement. Dans le domaine β , la croissance de grains est très rapide (température élevée et absence de barrière à la croissance de grains, du fait de la structure monophasée). Il en résulte un contrôle difficile de la taille des grains β , donc de la taille des grains β transformés après refroidissement.

Lors de la transformation $\beta \rightarrow \alpha$, par exemple lors du refroidissement depuis le domaine β , l'orientation de la phase α ainsi créée peut se déduire de l'orientation de l'ancien grain β par la relation d'orientation de **BURGERS** [1934] :

$$\{0001\}_{\alpha} \parallel \{110\}_{\beta} \quad \text{et} \quad \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha} \parallel \langle 1\bar{1}1 \rangle_{\beta} \quad (1.4)$$

1.3.3 Détensionnement

L'objectif du traitement de détensionnement est de supprimer les contraintes résiduelles tout en gardant la microstructure aussi intacte que possible (pas de restauration ni de recristallisation). Seules quelques dislocations se déplacent alors par diffusion. Les temps caractéristiques sont de l'ordre de 4 h à 540 °C [**GUNGOR et collab.**, 2005].

1.3.4 Mise en solution

Il est possible de créer des précipités Ti_3Al par un traitement de mise en solution (ou vieillissement). Ces précipités, notés α_2 , ont une structure **hc** et se forment préférentiellement dans la phase α [**LEE et collab.**, 2004]. Le titane et l'aluminium deviennent mobiles à 350 °C, mais la cinétique de germination étant très faible, le vieillissement est en général réalisé vers 500 °C pendant plusieurs dizaines d'heures [**WELSCH et collab.**, 1977].

L'influence de ces précipités sur le comportement macroscopique du TA6V a été développée en partie 1.2.1.

1.3.5 Oxydation et diffusion

À température ambiante, le titane et ses alliages ont une excellente résistance à la corrosion. Toutefois, à chaud, ils sont susceptibles de former des oxydes, notamment le dioxyde de titane TiO_2 . De plus, à haute température, l'oxygène diffuse très rapidement dans le titane⁵. Or, comme nous l'avons vu en partie 1.1.5, cet élément dégrade énormément la ductilité de la phase α . Lors d'une exposition prolongée, il peut alors se former une zone de diffusion, appelée « α -case ».

Quant à l'oxyde, **VENKATESH et collab.** [2009] rapportent que sa présence n'a pas d'influence sur la limite élastique du TA6V, mais ils concluent toutefois que le TiO_2 réduit légèrement la ductilité du matériau (passant ainsi de 14 à 10 % en traction). La formation de cet oxyde commence dès 300 °C, mais la cinétique de formation est alors très lente

5. Avec une solubilité proche de 14,5 % [**LÜTJERING et WILLIAMS**, 2007, chap.2].

(environ 6 μg d'oxyde formé pour 1 cm^2 de titane traité en 1 h) ; à 500 °C, la cinétique est à peu près dix fois plus rapide [KOFSTAD et collab., 1958].

1.4 Texture cristallographique

Comme développé précédemment, l'orientation de l'axe \vec{c} de la phase α est d'une importance cruciale dans le comportement du titane, car cette direction dure a une influence directe sur l'anisotropie du matériau. C'est pourquoi l'analyse statistique de l'orientation des mailles hc , autrement dit l'analyse de la texture, a fait l'objet de très nombreuses études sur les matériaux hexagonaux.

1.4.1 Représentation des textures cristallographiques

L'objectif de l'analyse des textures est de représenter la densité d'orientation des cristaux, ou schématiquement la densité de probabilité de trouver un cristal avec une orientation donnée. Chaque cristal peut être orienté grâce à trois rotations depuis un repère global (angles d'Euler par exemple). Le système le plus commun est celui défini par BUNGE [1982], que l'on notera $\{\varphi_1, \phi, \varphi_2\}$.

Soient g_r l'orientation du cristal de référence (repère global) et g_c l'orientation du cristal considéré. L'orientation de g_c par rapport à g_r s'obtient alors par rotations progressives autour des directions associées aux orientations intermédiaires, tel qu'indiqué ci-après :

$$g_r \xrightarrow[\text{[0001]}]{\varphi_1} g_1 \xrightarrow[\text{[10}\bar{1}0]}{\phi} g_2 \xrightarrow[\text{[0001]}]{\varphi_2} g_c \quad (1.5)$$

où chaque flèche représente une rotation, avec son angle et son axe, et g_1 et g_2 des orientations intermédiaires. Dans le cas d'un cristal hexagonal, les symétries permettent de réduire le domaine de définition des angles de Bunge-Euler :

$$\begin{cases} 0 \leq \varphi_1 < 2\pi \\ 0 \leq \phi < \pi/2 \\ 0 \leq \varphi_2 < \pi/3 \end{cases} \quad (1.6)$$

Dans le cas de l'analyse de texture, on cherche à donner l'orientation d'un cristal dans un repère associé à l'échantillon, donc un repère orthogonal. La problématique se pose alors de la définition de l'orientation de référence g_r dans ce repère orthogonal. Soit $R_r(0, X, Y, Z)$ le repère orthogonal choisi. Dans toute la suite de ce document, on choisira alors g_r tel que :

$$\{X = [10\bar{1}0]_{g_r}, Y = [\bar{1}2\bar{1}0]_{g_r}, Z = [0001]_{g_r}\} \quad (1.7)$$

C'est cette convention qui est notamment utilisée par BOZZOLO et collab. [2005, 2006]; WAGNER et collab. [2002]. Les différentes notations introduites jusqu'alors sont représen-

tées de façon schématique sur la figure 1.20.

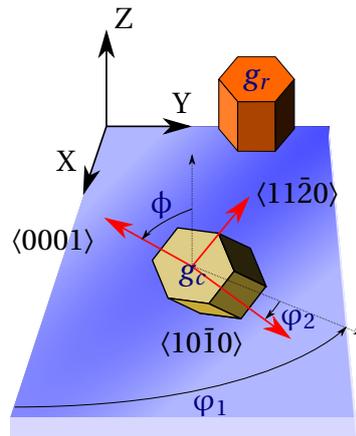


FIGURE 1.20 – Illustration des conventions d’orientation pour un cristal hexagonal dans une tôle laminée selon les angles de Bunge-Euler (tels qu’introduits eq. (1.5)) : cas où l’orientation de référence (g_r) est donnée tel que $X=[10\bar{1}0]_{g_r}$, $Y=[\bar{1}2\bar{1}0]_{g_r}$ et $Z=[0001]_{g_r}$.

La fonction de densité d’orientation, ou *Orientation Density Function* (ODF) est une fonction continue $odf : \mathbb{E} \rightarrow \mathbb{R}^+$, $g_c \mapsto odf(g_c)$ (avec \mathbb{E} l’espace d’Euler) calculée depuis un ensemble discret (ex : données EBSD, diffraction des rayons X) comme le produit de convolution des distributions continues appliquées en chaque orientation⁶. Une ODF étant une fonction de trois variables, sa représentation se fait souvent suivant un ensemble de plans isoparamétriques.

On définit enfin l’indice de texture J [BOZZOLO et collab., 2005] :

$$J = \int_{\mathbb{E}} [odf(g_c)]^2 dg_c \quad (1.8)$$

Un matériau parfaitement isotrope aura donc un indice de texture proche de 0, tandis qu’un monocristal aura un indice de texture théoriquement infini⁷.

1.4.2 Laminage

Du fait de sa grande formabilité à froid, le titane α est très souvent laminé, et l’analyse de sa texture cristallographique a fait l’objet de très nombreuses études. Cette texture, communément appelée « texture de laminage à froid », consiste principalement en les directions $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ parallèles à la RD, tandis que les directions $\langle 0001 \rangle$ sont inclinées de $\pm 40^\circ$ depuis la direction normale (ND) vers la direction transverse (TD) [BOZZOLO et collab., 2006]. La figure 1.22a illustre l’orientation principale des grains de zirconium après laminage à froid⁸.

6. Il existe en fait différentes façons de calculer une ODF (Vallée de Poussin, Von Mises-Fisher, Gauss etc.), voir [HIELSCHER et SCHAE BEN, 2008] ou [BACHMANN et collab., 2010].

7. Dans la pratique, l’ODF étant calculée depuis un nombre fini d’orientations, J est lui aussi fini.

8. Du fait de leurs similitudes à l’échelle cristalline (SFE élevée [EDALATI et HORITA, 2011] et structure hc avec un rapport $c/a < 1,633$ [JIANG et collab., 2008]), le comportement du zirconium est similaire à celui du titane.

BOZZOLO et collab. [2006] ont réalisé sur du **titane CP** différentes passes de laminage et analysé l'évolution de la microstructure en fonction du taux de laminage. Les figures de pôles⁹ résultantes des plan et direction (0001) et $\{10\bar{1}0\}$, tracées dans le plan RD-TD ainsi que les sections d'ODF sont illustrées sur la figure 1.21 (avec X=RD, Y=TD et Z=ND selon le formalisme de l'équation 1.7, voir figure 1.20). La texture initiale du matériau choisi par **BOZZOLO et collab. [2006]** est caractérisée par les plans (0001) inclinés de $\pm 35^\circ$ depuis ND vers TD, c'est-à-dire des maxima autour de $\{\varphi_1 = 0^\circ, \phi = 35^\circ, \varphi_2 = 15 \text{ à } 20^\circ\}$ (texture qui résulte d'une recristallisation post-laminage, voir paragraphe suivant). Au cours du laminage, les maxima de (0001) s'étalent suivant TD, d'abord en créant une composante parallèle à ND, (en $\{\varphi_1 = 0^\circ, \phi = 0^\circ, \varphi_2 = 30^\circ\}$), puis en écartant cette composante d'un côté ou de l'autre de la normale vers TD jusqu'à aboutir aux inclinaisons de $\pm 40^\circ$; les maxima en $\{10\bar{1}0\}$ s'alignent ainsi de façon progressive avec la direction longitudinale [**BOZZOLO et collab., 2006**]. La texture finale après 80 % de laminage est donc caractérisée par une composante $\{\varphi_1 = 0^\circ, \phi = 35^\circ, \varphi_2 = 0^\circ\}$ forte, comme l'indique la section d'ODF correspondante (en bas à droite de la figure 1.21). De plus, on notera une composante dont l'axe (0001) est perpendiculaire à la direction de laminage (en $\{\varphi_1 = 0^\circ, \phi = 90^\circ, \varphi_2 = 0^\circ\}$) apparaissant à partir de 25 % de laminage et restant visible jusqu'à 80 %.

L'indice de texture J, du fait de l'étalement de la composante initiale $\{\varphi_1 = 0^\circ, \phi = 35^\circ, \varphi_2 = 15 \text{ à } 20^\circ\}$ aux premières passes de laminage, diminue jusqu'à un taux de laminage de 50 %. Ensuite, la texture de laminage devient plus marquée, avec un indice de texture qui augmente à partir de 50 % de laminage.

1.4.3 Recristallisation statique

Lors d'un recuit de recristallisation après laminage, les phénomènes de croissance de grains sont conditionnés par les désorientations entre grains adjacents et la forme de ces grains [**CHUN et collab., 2006**]. Ainsi, la texture avant recuit a une influence directe sur la texture développée après recristallisation statique. **BOZZOLO et collab. [2005]** ont montré que l'évolution de texture était principalement due à la croissance de grains, tandis que la **recristallisation primaire** n'avait quasiment aucun effet sur le changement de texture. La texture après recuit peut alors se déduire de la texture précédente par rotation de 30° autour de l'axe \vec{c} de la maille **hc**, tel qu'illustré sur la figure 1.22b. La texture ainsi créée est marquée par une composante $\{\varphi_1 = 0^\circ, \phi = 35^\circ, \varphi_2 = 30^\circ\}$. L'évolution à différents stades de croissance de grains de l'ODF d'une tôle en **titane CP** laminée à 80 %, donnée en figure 1.23, permet de constater que la composante $\{\varphi_1 = 0^\circ, \phi = 90^\circ, \varphi_2 = 0^\circ\}$ citée en partie 1.4.2 est la première à disparaître, tandis que les pics en $\{\varphi_1 = 0^\circ, \phi = 35^\circ, \varphi_2 = 0^\circ\}$ commencent à se déplacer pour une taille moyenne de grains de $8,3 \mu\text{m}$ vers $\{\varphi_1 = 0^\circ, \phi = 35^\circ, \varphi_2 = 30^\circ\}$.

Sur la figure 1.22, **JIANG et collab. [2008]** précisent que le changement de texture lors du recuit du Zr après laminage dépend des conditions de traitement thermique : si la

9. Pour l'explication de la construction d'une figure de pôles, voir annexe A.1.2 page II.

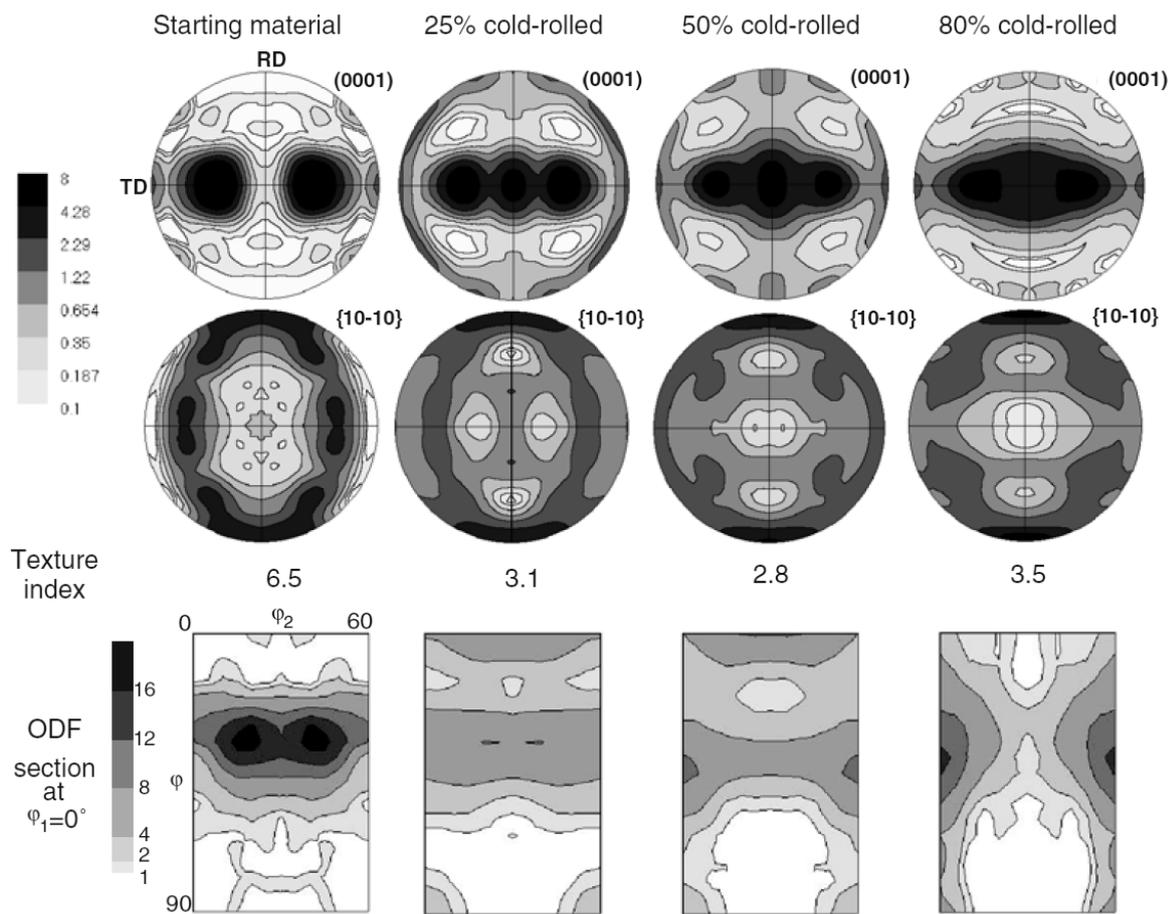


FIGURE 1.21 – Figures de pôles des plans (0001) et $\{10\bar{1}0\}$ et sections d'ODF (à $\varphi_1=0^\circ$) obtenues à différentes réductions d'épaisseur de la tôle laminée, et indices de texture (J) correspondants [BOZZOLO et collab., 2006].

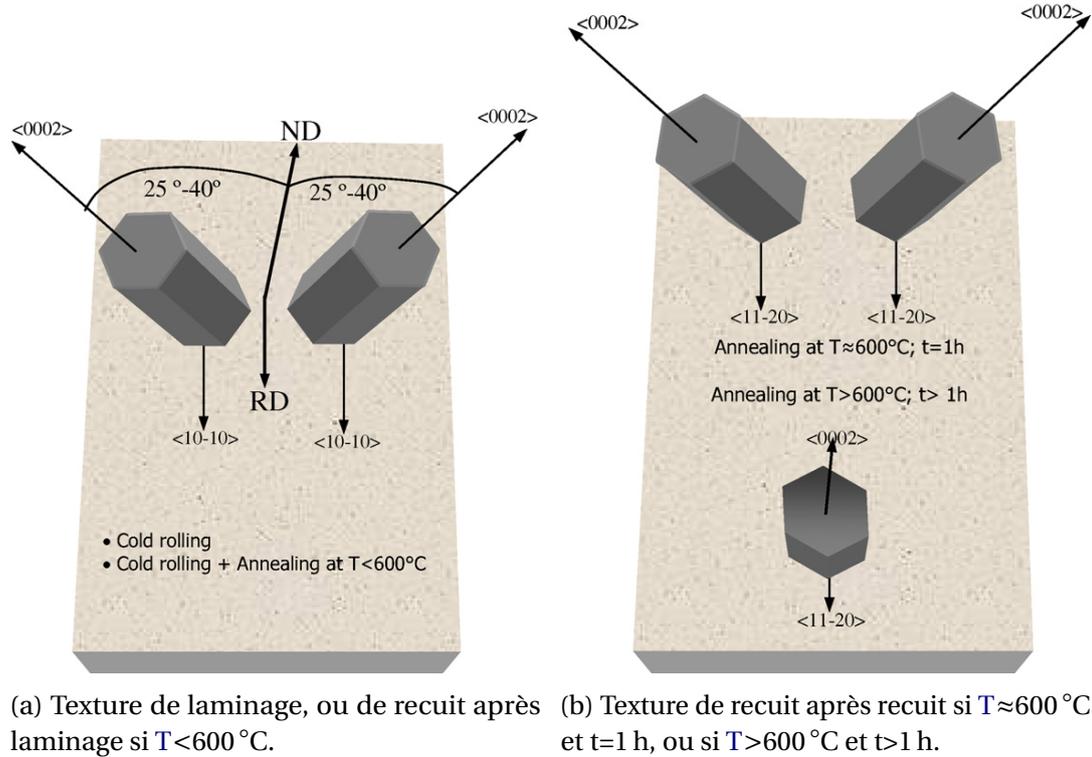


FIGURE 1.22 – Illustration des textures de laminage et de recristallisation du Zr (ou d’alliage de Zr). T et t sont respectivement la température de recuit et le temps de maintien [JIANG et collab., 2008].

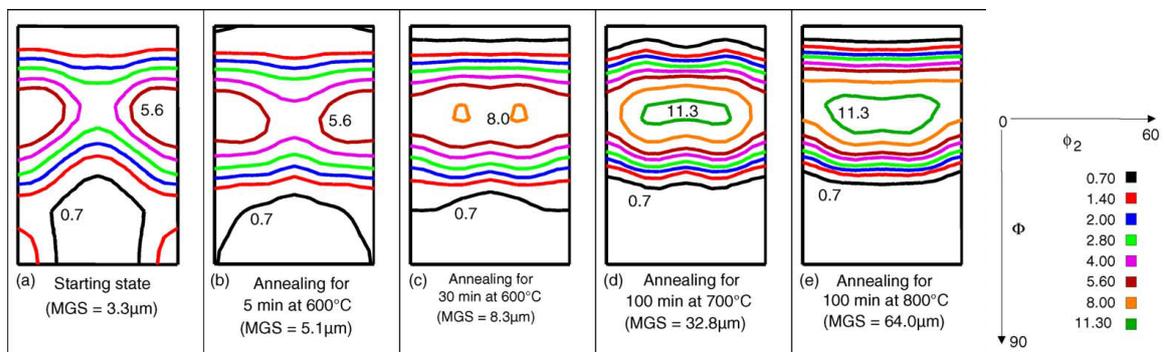


FIGURE 1.23 – Sections d’ODF (à $\phi_1=0^{\circ}$) à différents stades de croissance de grains après laminage à 80 % d’une tôle de titane CP [BOZZOLO et collab., 2005]. MGS : Mean Grain Size.

température de traitement reste inférieure à 600 °C, aucun changement n'est visible. Cette stabilité est à relier à l'activation ou non de la croissance de grains. Sur la figure 1.22b, les mêmes auteurs précisent que si le temps de maintien (ou la température de traitement) est suffisamment long, les axes \vec{c} ont alors tendance à s'aligner avec ND (c'est-à-dire $\{\varphi_1 = 0^\circ, \phi = 0^\circ, \varphi_2 = 30^\circ\}$).

1.5 Fluotournage

1.5.1 Paramétrage

Pour une géométrie donnée (géométrie de molette et géométrie initiale du tube fluotourné), on rappelle les paramètres de fluotournage (donnés en introduction page 2) :

Vitesse de rotation du mandrin : Ω , exprimée en $\text{tr}\cdot\text{min}^{-1}$

Vitesse d'avance : V_f , exprimée en $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Avance par tour : f , exprimée en $\text{mm}\cdot\text{tr}^{-1}$, redondante avec Ω et V_f (voir équation (2) page 3)

Profondeur de passe : a_p , exprimée en mm

Certaines notations introduites ici sont résumées figure annexe A.5 page IV.

Soient $\vec{e}_r, \vec{e}_\theta, \vec{e}_z$ respectivement les directions radiale, tangentielle (ou orthoradiale) et longitudinale du tube. Soient r, θ et z les composantes respectives des coordonnées cylindriques associées à la base $(\vec{e}_r, \vec{e}_\theta, \vec{e}_z)$. On peut définir les déformations principales :

$$\varepsilon_{rr} = \frac{\partial u_r}{\partial r} \quad (1.9a)$$

$$\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{1}{r} \left(\frac{\partial u_\theta}{\partial \theta} + u_r \right) \quad (1.9b)$$

$$\varepsilon_{zz} = \frac{\partial u_z}{\partial z} \quad (1.9c)$$

avec u_x le déplacement d'un point matériel suivant la direction \vec{e}_x . De même, on peut définir les déformations de cisaillement :

$$\varepsilon_{r\theta} = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial u_r}{\partial \theta} + \frac{\partial u_\theta}{\partial r} - \frac{u_\theta}{r} \right) \quad (1.10a)$$

$$\varepsilon_{\theta z} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_\theta}{\partial z} + \frac{1}{r} \frac{\partial u_z}{\partial \theta} \right) \quad (1.10b)$$

$$\varepsilon_{zr} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_r}{\partial z} + \frac{\partial u_z}{\partial r} \right) \quad (1.10c)$$

Dans toute la suite de ce document, on utilisera les notations introduites dans le présent paragraphe.

1.5.2 Fluotournage du TA6V

Du fait de sa faible ductilité, le fluotournage du TA6V est rarement rapporté dans la littérature. On peut néanmoins citer **GUNGOR et collab. [2005]**, qui ont réalisé une étude comparative de divers procédés de mise en forme (extrusion dans le domaine β , extrusion dans le domaine α - β , **procédé Mannesmann**¹⁰ et fluotournage à froid) du TA6V en terme de propriétés mécaniques résultantes. Les résultats des essais de traction quasi-statique des différents échantillons sont donnés dans le tableau 1.7. Il apparaît donc que sur les tubes fluotournés, la nuance **ELI** est celle qui garde la meilleure ductilité, avec une contrainte limite à rupture et une limite d'élasticité légèrement inférieure à la nuance **STD**. Mais dans tous les cas, le fluotournage semble être la solution permettant le meilleur gain de performances statiques, tout en gardant une ductilité correcte. D'après les données du tableau 1.7, la limite d'élasticité augmente grâce au traitement de détensionnement. Ce phénomène a été attribué par **GUNGOR et collab. [2005]** à la suppression des contraintes résiduelles, à l'origine de l'effet Bauschinger. Néanmoins, cette augmentation s'accompagne aussi d'une augmentation de la contrainte maximale à rupture, qui ne peut s'expliquer par le phénomène énoncé précédemment. Les précédents auteurs ont donc attribué cet accroissement à la formation probable de précipités α_2 (voir §1.3.4 p. 26).

La figure 1.24 illustre les résultats des essais de fatigue réalisés sur les différents échantillons. Il apparaît qu'à un niveau élevé de contrainte maximale (550 MPa), le tube fluotourné **ELI** présente le plus grand nombre de cycles avant rupture¹¹. De plus, à faible contrainte nominale (350 MPa), le nombre de cycles à rupture de ce même échantillon apparaît comme étant largement supérieur à celui des autres échantillons ($>10^7$).

TABLEAU 1.7 – Propriétés mécaniques en traction suivant le procédé de mise en forme et la nuance de TA6V : contrainte à rupture (σ_{\max}), limite d'élasticité (σ_y) et allongement à rupture. [**GUNGOR et collab., 2005**].

Procédé	Nuance	État	σ_{\max} MPa	σ_y MPa	Allong. %
Extrusion β	STD	recuit*	960	857	13
Extrusion α - β	STD	recuit*	981	910	15
Procédé Mannesmann	STD	recuit*	999	884	13
Fluotournage	STD	brut	1246	968	12
Fluotournage	ELI	brut	1170	908	14
Fluotournage	ELI	détens.†	1221	1161	12

* Conditions non mentionnées. Probablement 2 h à 705–760 °C (cf. **GUNGOR et collab. [2007]**).

† Recuit de détensionnement (4 h à 540 °C.)

Afin de déterminer l'origine des différences de comportement du TA6V suivant son procédé de déformation, **GUNGOR et collab. [2005]** ont de plus analysé les microstruc-

10. Voir la définition dans le glossaire (p. XIII) ou [**GROOVER, 2010**] pour plus de détails sur ce procédé.

11. L'essai de fatigue n'a pas été effectué sur le TA6V **STD** fluotourné ni sur le tube **ELI** après recuit de détensionnement par les auteurs.

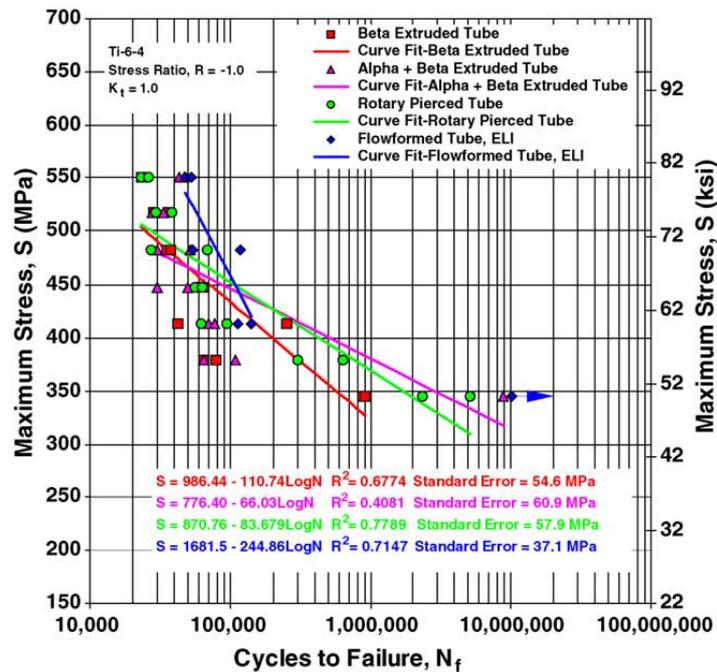


FIGURE 1.24 – Courbes de fatigue (contrainte *vs.* nombre de cycles à rupture) des tubes en TA6V suivant le procédé de mise en forme [GUNGOR et collab., 2005]

tures résultantes, comme illustré sur la figure 1.25. Les microstructures après extrusion dans le domaine β (en haut à gauche) et après procédé Mannesmann (en bas à gauche) apparaissent sensiblement identiques : grains β transformés, d'une taille de l'ordre de 300 à 400 μm constitués de lamelles α aciculaires d'épaisseur de l'ordre du micromètre¹². Après extrusion dans le domaine α - β (en haut à droite sur la figure 1.25), la microstructure consiste en des grains α primaires sévèrement allongés suivant la direction d'extrusion (facteur de forme : 8,5), compris dans une matrice de β transformés. La microstructure après laminage (en bas à droite) est principalement constituée de grains α et de grains β très allongés suivant la direction de fluotournage.

Afin d'obtenir des informations plus fines quant à la microstructure de l'échantillon fluotourné, GUNGOR et collab. [2005] ont réalisé une analyse MET du matériau, telle qu'illustrée sur la figure 1.26. Ils ont ainsi pu mettre en évidence la coexistence de deux types de grains : des grains longs et fins ($\sim 0,1 \mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$) et des petits grains équiaxes (diamètre de 100 à 200 nm). Les auteurs ont ainsi conclu en l'occurrence de DRV et RXD lors du fluotournage.

Dans une étude complémentaire, GUNGOR et collab. [2007] ont tenté d'analyser en EBSD la microstructure résultante. Mais les désorientations intra-granulaires ayant tendance à dégrader la qualité des lignes de Kikuchi nécessaires à l'analyse EBSD, le taux d'érouissage dans le TA6V fluotourné était tel que les auteurs n'ont pas réussi à effectuer l'analyse EBSD. Ainsi, une analyse EBSD a été réalisée après traitement de détensionnement (4 h à 540 °C). Il est alors apparu que ce traitement thermique avait une influence

12. Si les auteurs ne précisent pas la température de mise en forme pour le procédé Mannesmann, la présence de grains β transformés indique que cette opération a été effectuée dans le domaine β .

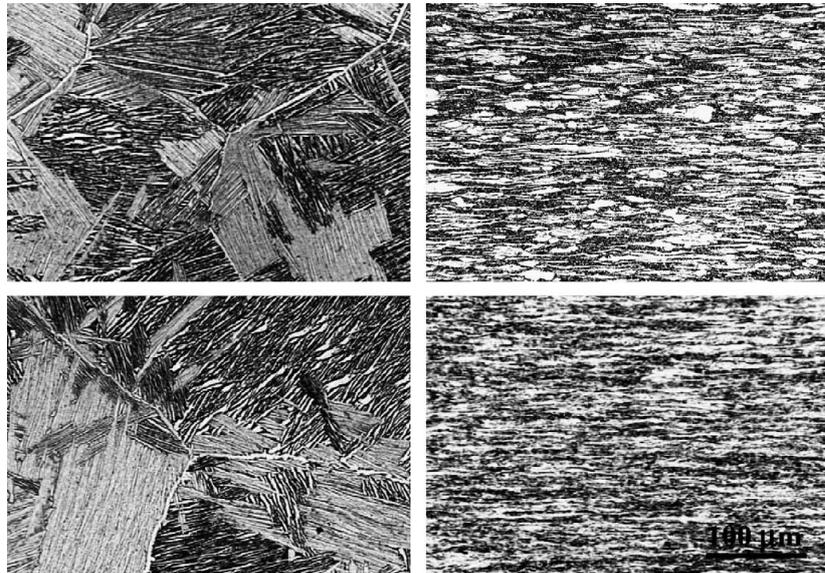


FIGURE 1.25 – Micrographies optiques des différentes microstructures (coupes longitudinales) : extrusion β (en h. à g.), extrusion α - β (en h. à d.), procédé Mannesmann (en b. à g.) et fluotournage (en b. à d.) [GUNGOR et collab., 2005].

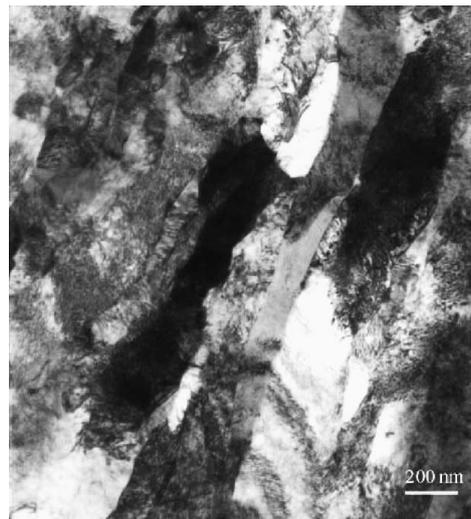


FIGURE 1.26 – Observation MET de la microstructure obtenue après fluotournage [GUNGOR et collab., 2005].

notable sur la microstructure : le remplacement des longs grains fins susnommés par de nouveaux grains équiaxes¹³. En dépit de cette recristallisation partielle, le matériau continuait de présenter une forte densité de dislocations, avec une désorientation intra-granulaire progressive, de l'ordre de $10^\circ \cdot \mu\text{m}^{-1}$. Partant des données EBSD, les auteurs ont ensuite calculé l'ODF de la phase α pour en étudier la texture. Le résultat de cette analyse était que l'axe \vec{c} s'orientait perpendiculairement à la direction longitudinale des tubes fluotournés, les directions $\{10\bar{1}0\}$ étant principalement perpendiculaires à la direction radiale.

On remarque que la microstructure illustrée sur la figure 1.26 est sensiblement ressemblante avec celle résultant de l'ASB par laminage à froid du titane α (figure 1.16 page 22). Cette similitude est due à la formation des lattes au début de la déformation par laminage, lattes qui se comportent donc, par la suite, comme des lamelles α - β lors des étapes suivantes de déformation.

1.5.3 Analogie avec les procédés conventionnels

GUR et TIROSH [1982] furent les premiers à établir que le procédé de fluotournage pouvait être considéré comme une combinaison des procédés de laminage (où RD serait parallèle à la direction tangentielle du tube fluotourné) et d'extrusion (où la direction d'extrusion serait parallèle à l'axe du tube). La contribution, en terme de déformation, de chacun d'eux est alors caractérisée par la forme de la zone de contact entre la molette et le matériau fluotourné : soit L la longueur de cette zone, mesurée dans la direction longitudinale, et S la longueur mesurée dans la direction circonférentielle. On a alors :

- si $S/L \ll 1$, alors le procédé est assimilable à du laminage.
- si $S/L \gg 1$, alors le procédé est assimilable à de l'extrusion,

1.5.4 Déformation induite par le fluotournage

Si la déformation moyenne que subit un matériau peut être facilement évaluée pour les procédés conventionnels, tels que le laminage [YANG et collab., 2010] ou l'extrusion [GROOVER, 2010], le cas du fluotournage est beaucoup plus complexe puisque, comme nous l'avons vu précédemment, il est une combinaison des deux procédés.

MOHEBBI et AKBARZADEH [2010] ont fluotourné des tubes en alliage d'aluminium, après avoir placé des inserts de forme prismatique (et du même matériau) dans chacune des préformes, tel que schématisé sur la figure 1.27, afin de pouvoir observer les lignes de déformation aux frontières tube-inserts. Les précédents auteurs ont par la suite utilisé ces observations pour valider la simulation numérique du fluotournage par la méthode des Éléments Finis (EF). En reprenant les notations définies par les équations (1.9) et (1.10), ils

13. Ce phénomène est donc *a priori* en contradiction avec l'objectif même du traitement de détensionnement (cf. §1.3.3 p. 26).

ont ainsi montré que les déformations les plus importantes étaient ϵ_{rr} , ϵ_{zz} et $\epsilon_{\theta z}$. Si ϵ_{rr} et $\epsilon_{\theta z}$ représentent respectivement la variation d'épaisseur et l'allongement du tube, $\epsilon_{\theta z}$ illustre un effet d'hélice le long du tube fluotourné (torsion du tube autour de son axe). La figure 1.28 donne l'évolution temporelle de la déformation plastique vraie (fig. a) ainsi que les déformations radiale (fig. b) et de cisaillement $\epsilon_{\theta z}$ (fig. c). Ainsi, les auteurs mettent en évidence un fort gradient de déformation dans l'épaisseur, dû au cisaillement introduit par le passage de la molette (comme le montre la figure 1.28c) d'une part, et aux frottements au contact du mandrin d'autre part. De plus, la figure 1.28b montre un accroissement de la déformation radiale (ϵ_{rr}), avant sa réduction. Cet accroissement est le résultat du bourrelet se formant en amont de la molette. Le changement de sens de variation de $\epsilon_{\theta z}$ illustre alors le cisaillement intense dans la zone de contact. Si ce dernier participe peu à la géométrie finale de la pièce fluotournée, il contribue toutefois à la déformation plastique cumulée, donc à l'écroutissage.

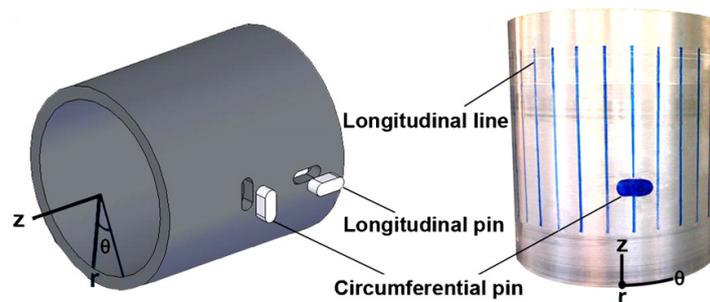
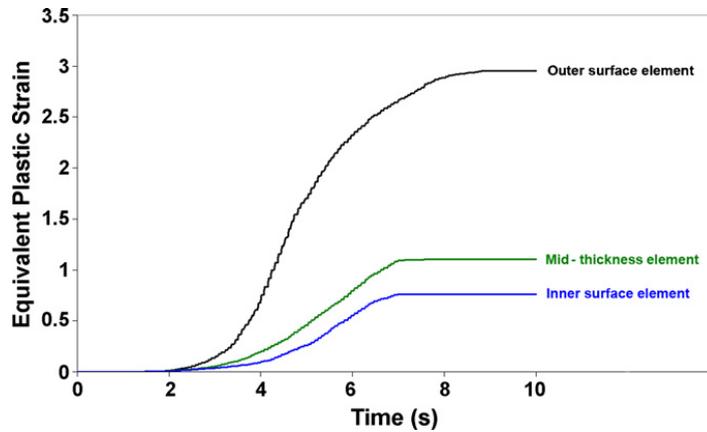


FIGURE 1.27 – Utilisation d'inserts pour l'observation *a posteriori* des déformations introduites par le fluotournage [MOHEBBI et AKBARZADEH, 2010].

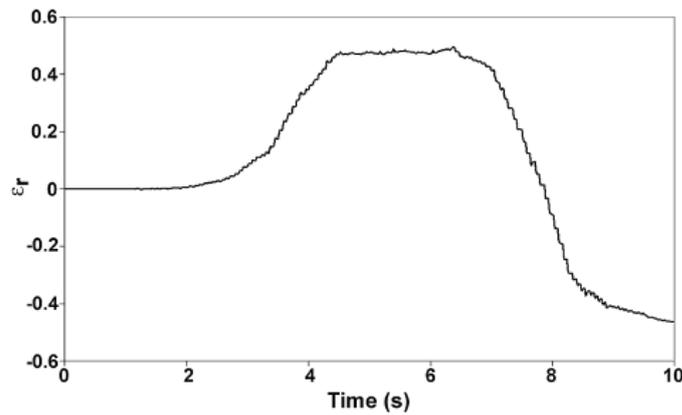
Afin d'évaluer la distribution de déformation équivalente dans des tubes en acier, ROY et collab. [2009] ont dans un premier temps déformé le matériau initial, en laminage et en traction simple, et réalisé des mesures de dureté sur le matériau déformé afin d'en déduire une courbe empirique de correspondance dureté–déformation équivalente. Cette courbe a par la suite été utilisée pour évaluer la déformation à différentes profondeurs de tube fluotourné, grâce à des mesures de dureté locale. Les résultats de cette étude, illustrés en figure 1.29, montrent deux tendances :

- si le taux de rétreint est faible (une ou deux passes dans les travaux considérés), alors la distribution est monotone, avec un maximum proche de la surface extérieure,
- si le taux de rétreint est élevé (trois passes dans les travaux considérés), alors la distribution est pseudo-parabolique, c'est-à-dire avec un minimum à mi-épaisseur et des maxima proches des surfaces intérieures et extérieures.

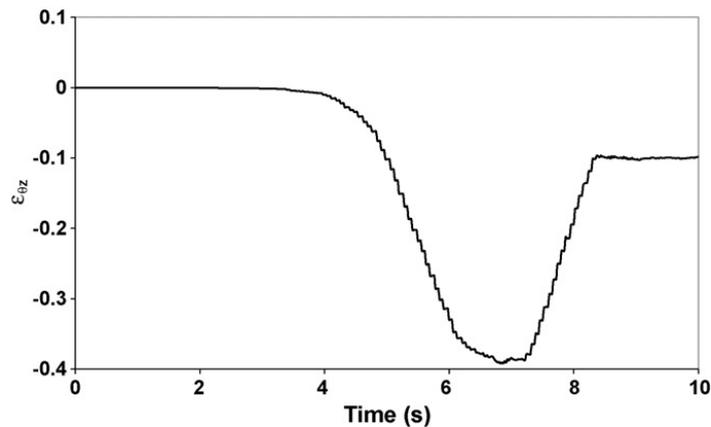
De plus, ROY et collab. [2009] ont relevé l'existence d'une « réduction limite », au-delà de laquelle la déformation maximale (c'est-à-dire celle proche de la surface extérieure du tube fluotourné) augmentait de façon critique (*ie.* d'un facteur 2). Cette valeur seuil est à rapprocher de ce que CHANG et collab. [1998] ont défini comme la « fluotournabilité » de



(a) Déformation plastique vraie pour des éléments à différentes positions dans l'épaisseur



(b) Déformation radiale (ϵ_{rr}) d'un élément proche de la surface extérieure



(c) Déformation de cisaillement $\epsilon_{\theta z}$ d'un élément à mi-épaisseur

FIGURE 1.28 – Évolution en fonction du temps de la déformation en différents points d'un tube fluotourné [MOHEBBI et AKBARZADEH, 2010].

tubes, soit le taux de rétreint maximal qu'un tube peut subir en fluotournage avant rupture ou flambage, pour des conditions opératoires données. Ces derniers auteurs ont ainsi rapporté que la fluotournabilité des alliages d'aluminium 7075 et 2024 était plus grande en une seule passe qu'en une succession de plusieurs (respectivement 70 % contre 66 % en moyenne).

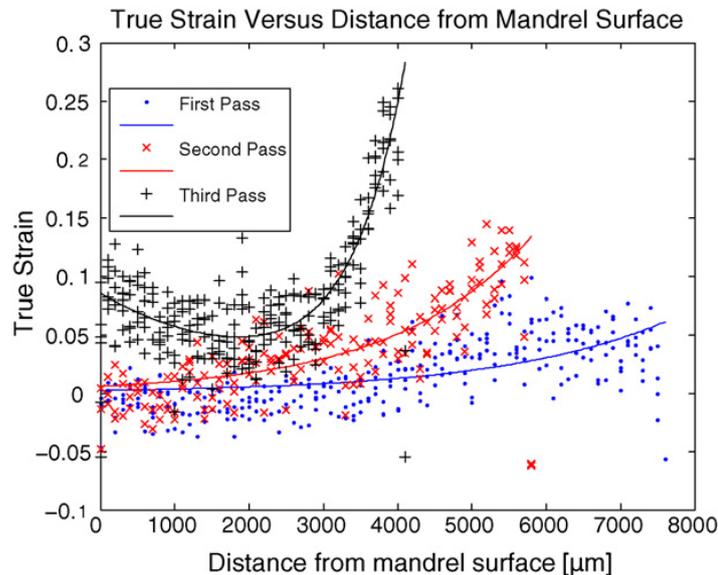


FIGURE 1.29 – Déformation plastique vraie (évaluée grâce aux essais de dureté) en fonction de la distance depuis le mandrin après chacune des trois passes de fluotournage [ROY et collab., 2009].

1.5.5 Influence des paramètres de fluotournage

En utilisant la [méthode de Taguchi](#), [DAVIDSON et collab. \[2008\]](#) ont étudié l'influence de la profondeur de passe, de la vitesse de rotation du mandrin et de la vitesse d'avance sur l'allongement de tubes en alliage d'aluminium 6061 fluotournés avec une seule molette. S'il est évident que la profondeur de passe joue un rôle prépondérant sur l'épaisseur finale, donc sur l'allongement, les auteurs rapportent de plus que la géométrie finale du tube dépend aussi des deux autres paramètres, formulant les conclusions suivantes :

- plus la vitesse d'avance est grande, plus l'allongement est faible,
- pas de tendance générale quant à la vitesse de rotation du mandrin, les conditions optimales (c'est-à-dire donnant lieu au maximum d'allongement) étant intermédiaires.

[JHAZI et EBRAHIMI \[2000\]](#) ont étudié l'influence des paramètres du procédé, tels que l'avance par tour (f) et l'angle d'attaque de la molette¹⁴ sur le rapport S/L , tel qu'introduit par [GUR et TIROSH \[1982\]](#) (voir §1.5.3 p. 36). Le résultat de cette analyse, illustré en figure 1.30, montre que le rapport S/L est une fonction croissante de l'angle d'attaque et de

14. noté α dans la suite de ce document, voir figure annexe A.5 page IV

l'avance par tour. Les auteurs ont également rapporté qu'une avance par tour inférieure à $0,4 \text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$ donnait lieu à une augmentation importante du diamètre intérieur du tube. Ce résultat est cohérent avec celui formulé par GUR et TIROSH [1982] : d'après les résultats de la figure 1.30, une très faible valeur de l'avance donne un rapport S/L proche de 0, soit un écoulement proche du laminage dans la direction circonférencielle (cf. §1.5.3 p. 36), le procédé pouvant donc être vu comme du laminage circulaire, d'où une augmentation du diamètre intérieur. Néanmoins, JHAZI et EBRAHIMI [2000] rapportent qu'un rapport S/L trop grand donne lieu à une instabilité sur l'écoulement, résultant en des variations locales d'épaisseur sur le tube fluotourné. Enfin, les auteurs ont rapporté que, à réduction donnée, une augmentation de l'épaisseur initiale de l'échantillon diminuait la valeur de S/L . L'influence de chacun des paramètres sur la stabilité de l'écoulement et sur le contrôle de la géométrie finale (*ie.* réduction du grossissement de diamètre intérieur) peut être résumée comme dans le tableau 1.8.

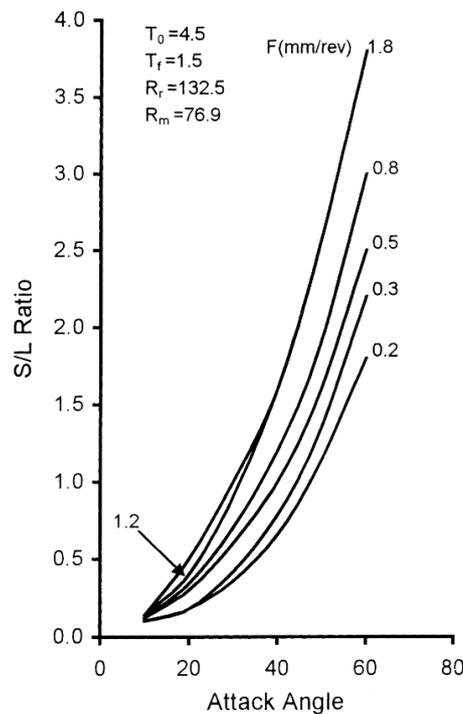


FIGURE 1.30 – Évolution du rapport S/L en fonction de l'angle d'attaque (en abscisse) et de l'avance par tour (indiquée sur chaque courbe, en $\text{mm}\cdot\text{tr}^{-1}$) [JHAZI et EBRAHIMI, 2000].

TABEAU 1.8 – Influence de paramètres de fluotournage sur les risques d'instabilité d'écoulement et sur l'augmentation de diamètre intérieur [JHAZI et EBRAHIMI, 2000].

Paramètre	Instabilités	Augmentation diamètre
Avance (f)	+	-
Angle d'attaque (α)	+	-
Taux de rétreint ($t\%$)	-	+
Épaisseur initiale (e_0)	-	+

1.5.6 Défauts en fluotournage

La littérature rapporte plusieurs types de défauts dus au fluotournage :

Fissuration longitudinale RAJAN et NARASIMHAN [2001] ont attribué ce défaut (observé sur des tubes en acier SAE 4130) aux inclusions présentes dans le matériau fluotourné, créant autour d'elles des concentrations de contraintes.

Rupture en chevrons Visibles sur la surface intérieure (côté mandrin), ces défauts sont très ressemblants à ceux habituellement observés en filage de barre ou de tube [RAJAN et NARASIMHAN, 2001].

Flambage Si l'effort axial sur les molettes devient trop important, alors la préforme peut flamber [CHANG et collab., 1998].

L'enjeu même du fluotournage est d'obtenir les plus grandes déformations possibles sans endommagement du matériau. Comme introduit précédemment (§1.5.4 p. 36), CHANG et collab. [1998] ont défini la fluotournabilité pour caractériser cette réduction maximale. Toutefois, il a été montré en partie 1.5.5 que pour une même géométrie initiale, la géométrie après fluotournage dépendait beaucoup des conditions opératoires, telles que l'avance par tour ou le nombre de passes. Ainsi, la fluotournabilité telle que définie par CHANG et collab. [1998] n'est valable que pour un jeu donné de paramètres de fluotournage.

KO et KIM [2000] ont montré que le critère de COCKCROFT et LATHAM [1968] était très efficace pour prédire la rupture en chevrons pour l'extrusion et le filage. De plus, GOUVEIA et collab. [2000] ont étudié la validité du précédent critère ainsi que celui défini par OYANE [1972] pour différentes sollicitations mécaniques, et ont conclu que ces deux critères permettaient de prédire correctement les cas de fissures sur les surfaces libres autant que les fissurations internes. On peut donc en conclure que ces critères permettraient d'anticiper la fissuration longitudinale autant que la rupture en chevrons lors du fluotournage.

1.6 Conclusion

Compte tenu de la faible ductilité du TA6V, même en nuance ELI, le fluotournage d'un tel alliage représente un vrai défi technique et scientifique. Néanmoins, des phénomènes favorables à la déformation (DRV et RXD) semblent avoir lieu lors du fluotournage. Pourtant, ceux-ci sont très inhabituels à basse température et haute vitesse de déformation (voir partie 1.2.4).

L'occurrence de ces phénomènes résulte en de très bonnes propriétés mécaniques du matériau fluotourné, mais complexifie encore la simulation numérique du procédé : les phénomènes de RXD/DRV résultant en un comportement mécanique très spécifique [HUMPHREYS et HATHERLY, 2004, Chap.13], la simulation requiert l'utilisation d'une loi de comportement prenant en compte ces phénomènes. De plus, le contact très ponctuel

entre la molette et le matériau fluotourné, comparativement avec le volume global du tube, complexifie beaucoup la simulation d'un tel procédé et résulte *a fortiori* en des temps de calcul parfois critiques.

Afin de réduire ces temps, WONG et collab. [2004] recommandent l'utilisation d'un code EF explicite, et de changer numériquement la densité du matériau (d'un facteur 1000 à 10 000) afin de pouvoir augmenter le pas de temps utilisé pour le calcul EF¹⁵. Des précautions sont alors à prendre pour s'assurer que l'énergie cinétique reste négligeable devant l'énergie mécanique, sous peine d'introduire de larges erreurs.

Le fluotournage pouvant être classé parmi les procédés SPD, une application de celui-ci pourrait être la fabrication de TA6V à structure sous-microcristalline et Joints de Grains à Grand angle, en vue d'un formage superplastique, par soufflage par exemple.

1.7 Références

- BACHMANN, F., R. HIELSCHER et H. SCHAEBEN. 2010, «Texture analysis with mtex-free and open source software toolbox», *Solid State Phenomena*, vol. 160, doi :10.4028/www.scientific.net/SSP.160.63, p. 63–68. URL <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.160.63>. [page 28]
- BOZZOLO, N., N. DEWOBROTO, T. GROSDIDIER et F. WAGNER. 2005, «Texture evolution during grain growth in recrystallized commercially pure titanium», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 397, n° 1–2, doi :10.1016/j.msea.2005.02.049, p. 346–355, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509305001838>. [page 13, 27, 28, 29, 31]
- BOZZOLO, N., N. DEWOBROTO, H. R. WENK et F. WAGNER. 2006, «Microstructure and microtexture of highly cold-rolled commercially pure titanium», *Journal of Materials Science*, vol. 42, n° 7, doi :10.1007/s10853-006-1302-2, p. 2405–2416, ISSN 0022-2461, 1573-4803. URL <http://www.springerlink.com/content/1685m01v78488p41/>. [page 27, 28, 29, 30]
- BRIDIER, F., P. VILLECHAISE et J. MENDEZ. 2005, «Analysis of the different slip systems activated by tension in a α/β titanium alloy in relation with local crystallographic orientation», *Acta Materialia*, vol. 53, n° 3, doi :10.1016/j.actamat.2004.09.040, p. 555–567, ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645404005634>. [page 10, 11, 16, 17]
- BUNGE, H. J. 1982, *Texture analysis in materials science : mathematical methods*, Butterworths, ISBN 9780408106429. [page 27]

15. Le critère de stabilité d'un schéma explicite est lié à la vitesse de propagation d'une onde de choc dans le matériau. Celle-ci dépendant comme l'inverse de la racine carrée de la densité, un facteur 1000 sur cette dernière permet un pas de temps 30 fois supérieur.

- BURGERS, W. 1934, «On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium», *Physica*, vol. 1, n° 7–12, doi :[http://dx.doi.org/10.1016/S0031-8914\(34\)80244-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0031-8914(34)80244-3), p. 561 – 586, ISSN 0031-8914. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0031891434802443>. [page 26]
- CHANG, S.-C., C.-A. HUANG, S.-Y. YU, Y. CHANG, W.-C. HAN, T.-S. SHIEH, H.-C. CHUNG, H.-T. YAO, G.-D. SHYU, H.-Y. HOU, C.-C. WANG et W.-S. WANG. 1998, «Tube spinnability of AA 2024 and 7075 aluminum alloys», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 80-81, n° 0, doi :[10.1016/S0924-0136\(98\)00174-5](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(98)00174-5), p. 676–682, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013698001745>. [page 37, 41]
- CHEN, H.-Q., C.-X. CAO, L. GUO et H. LIN. 2008, «Hot deformation mechanism and microstructure evolution of TC11 titanium alloy in β field», *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 18, n° 5, p. 1021–1027. [page 22]
- CHRISTIAN, J. W. et S. MAHAJAN. 1995, «Deformation twinning», *Progress in Materials Science*, vol. 39, n° 1, p. 1–157. [page 13]
- CHUN, Y., S. SEMIATIN et S. HWANG. 2006, «Monte carlo modeling of microstructure evolution during the static recrystallization of cold-rolled, commercial-purity titanium», *Acta Materialia*, vol. 54, n° 14, doi :<http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2006.03.055>, p. 3673 – 3689, ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645406002758>. [page 29]
- COCKCROFT, M. et D. LATHAM. 1968, «Ductility and the workability of metals», *Journal of the Institute of Metals*, vol. 96, n° 1, p. 33–39. [page 41]
- COGHE, F., W. TIRRY, L. RABET, D. SCHRYVERS et P. VAN HOUTTE. 2012, «Importance of twinning in static and dynamic compression of a Ti–6Al–4V titanium alloy with an equiaxed microstructure», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 537, n° 0, doi :[10.1016/j.msea.2011.12.047](https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.12.047), p. 1–10, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509311014286>. [page 14]
- COLLINGS, E. W. 1994, *Materials properties handbook : titanium alloys*, ASM International, ISBN 9780871704818. [page 7]
- COURTNEY, T. H. 2005, *Mechanical Behavior of Materials : Second Edition*, Waveland Press, ISBN 9781478608387. [page 16]
- DAVIDSON, M. J., K. BALASUBRAMANIAN et G. TAGORE. 2008, «Experimental investigation on flow-forming of AA6061 alloy—A taguchi approach», *Journal of Materials*

- Processing Technology*, vol. 200, n° 1-3, doi :10.1016/j.jmatprotec.2007.09.026, p. 283–287, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013607008187>. [page 39]
- EDALATI, K. et Z. HORITA. 2011, «High-pressure torsion of pure metals : Influence of atomic bond parameters and stacking fault energy on grain size and correlation with hardness», *Acta Materialia*, vol. 59, n° 17, doi :<http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2011.07.046>, p. 6831 – 6836, ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645411005325>. [page 28]
- FOLLANSBEE, P. S. et G. T. GRAY. 1989, «An analysis of the low temperature, low and high strain-rate deformation of Ti-6Al-4V», *Metallurgical Transactions A*, vol. 20, doi :10.1007/BF02651653, p. 863–874, ISSN 0360-2133, 1543-1940. URL <http://www.springerlink.com/content/h2027313141616t2/>. [page 9, 14]
- FRIEDEL, G. 1920, «Contribution à l'étude géométrique des macles», *Bulletin de la société française de minéralogie*, vol. 43, p. 246 – 294. [page 16]
- GOUVEIA, B., J. RODRIGUES et P. MARTINS. 2000, «Ductile fracture in metalworking : experimental and theoretical research», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 101, n° 1–3, doi :[http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(99\)00449-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(99)00449-5), p. 52 – 63, ISSN 0924-0136. [page 41]
- GRABOVETSKAYA, G., E. MELNIKOVA, Y. R. KOLOBOV, I. CHERNOV, E. NAIDENKIN, N. NIKITENKOV et I. MISHIN. 2006, «Evolution of the structural and phase states of a Ti-6Al-4V alloy in forming submicrocrystalline structure with the use of temporary hydrogenation», *Russian Physics Journal*, vol. 49, n° 4, p. 442–447. [page 8]
- GROOVER, M. P. 2010, *Fundamentals of Modern Manufacturing : Materials, Processes, and Systems*, chap. 19, John Wiley & Sons, ISBN 9780470467008, p. 395–442. [page 33, 36]
- GUNGOR, M. N., L. S. KRAMER, I. UCOK, H. DONG et W. T. TACK. 2007, «Flowformed Ti-6Al-4V», dans *Innovations in Titanium Technology*, édité par M. N. Gungor et A. M. Imam, TMS (The Minerals, Metals and Materials Society), Warrendale, PA., p. 37–45. [page 33, 34]
- GUNGOR, M. N., I. UCOK, L. S. KRAMER, H. DONG, N. R. MARTIN et W. T. TACK. 2005, «Microstructure and mechanical properties of highly deformed Ti-6Al-4V», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 410-411, n° 0, doi :10.1016/j.msea.2005.08.141, p. 369–374, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509305009184>. [page 7, 26, 33, 34, 35]
- GUR, M. et J. TIROSH. 1982, «Plastic flow instability under compressive loading during shear spinning process», *Journal of Engineering for Industry*, vol. 104, n° 1, doi :10.1115/1.3185791, p. 17–22. URL <http://dx.doi.org/10.1115/1.3185791>. [page 36, 39, 40]

- HAYAMA, A. et H. SANDIM. 2006, «Annealing behavior of coarse-grained titanium deformed by cold rolling», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 418, n° 1–2, doi :10.1016/j.msea.2005.11.041, p. 182–192, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509305014565>. [page 25]
- HIELSCHER, R. et H. SCHAEBEN. 2008, «A novel pole figure inversion method : specification of the MTEX algorithm», *Journal of Applied Crystallography*, vol. 41, n° 6, doi :10.1107/S0021889808030112, p. 1024–1037, ISSN 1600-5767. URL <http://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1107/S0021889808030112/abstract>. [page 28]
- HU, Y. et V. RANDLE. 2007, «An electron backscatter diffraction analysis of misorientation distributions in titanium alloys», *Scripta Materialia*, vol. 56, n° 12, doi : 10.1016/j.scriptamat.2007.02.030, p. 1051–1054, ISSN 1359-6462. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646207001583>. [page 13]
- HUMPHREYS, F. J. et M. HATHERLY. 2004, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena, 2nd Edition*, Elsevier, ISBN 9780080441641. [page 11, 22, 24, 41]
- JAHAZI, M. et G. EBRAHIMI. 2000, «The influence of flow-forming parameters and microstructure on the quality of a D6ac steel», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 103, n° 3, doi :[http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00508-2](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00508-2), p. 362 – 366, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013600005082>. [page 39, 40]
- JIANG, L., M. PÉREZ-PRADO, P. GRUBER, E. ARZT, O. RUANO et M. KASSNER. 2008, «Texture, microstructure and mechanical properties of equiaxed ultrafine-grained Zr fabricated by accumulative roll bonding», *Acta Materialia*, vol. 56, n° 6, doi :10.1016/j.actamat.2007.11.017, p. 1228–1242, ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645407007859>. [page 28, 29, 31]
- KO, D.-C. et B.-M. KIM. 2000, «The prediction of central burst defects in extrusion and wire drawing», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 102, n° 1-3, doi :10.1016/S0924-0136(99)00461-6, p. 19–24, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013699004616>. [page 41]
- KO, Y., C. LEE, D. SHIN et S. SEMIATIN. 2006, «Low-temperature superplasticity of ultrafine-grained Ti-6Al-4V processed by equal-channel angular pressing», *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37, p. 381–391, ISSN 1073-5623. URL <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-006-0008-z>, 10.1007/s11661-006-0008-z. [page 24]
- KO, Y. G., C. S. LEE et D. H. SHIN. 2008, «Deformation characteristics of submicrocrystalline Ti-6Al-4V», *Scripta Materialia*, vol. 58, n° 12, doi :10.1016/j.scriptamat.2008.02.011, p. 1094–1097, ISSN 1359-6462. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135964620800122X>. [page 24]

- KOFSTAD, P., K. HAUFFE et H. KJOLLESDAL. 1958, «Investigation on the oxidation mechanism of titanium», *Acta Chemica Scandinavica*, vol. 12, n° 2, p. 239–266. [page 27]
- LEE, D.-G., S. LEE et C. S. LEE. 2004, «Quasi-static and dynamic deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy containing fine α_2 -Ti₃Al precipitates», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 366, n° 1, doi :10.1016/j.msea.2003.08.061, p. 25–37, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509303008189>. [page 18, 19, 26]
- LIAO, S.-C. et J. DUFFY. 1998, «Adiabatic shear bands in a Ti-6Al-4V titanium alloy», *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 46, n° 11, doi :10.1016/S0022-5096(98)00044-1, p. 2201–2231, ISSN 0022-5096. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022509698000441>. [page 22]
- LÜTJERING, G. et J. C. WILLIAMS. 2007, *Titanium, Engineering Materials and Processes*, vol. 2, Springer-Verlag, ISBN 9783540713975. [page 7, 9, 11, 12, 23, 25, 26]
- MIRONOV, S. Y., G. SALISHCHEV, M. MYSHLYAEV et R. PIPPAN. 2006, «Evolution of misorientation distribution during warm “abc” forging of commercial-purity titanium», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 418, n° 1, p. 257–267. [page 13]
- MOHEBBI, M. et A. AKBARZADEH. 2010, «Experimental study and FEM analysis of redundant strains in flow forming of tubes», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, n° 2, doi :10.1016/j.jmatprotec.2009.09.028, p. 389–395, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013609003604>. [page 36, 37, 38]
- NIEWCZAS, M. 2010, «Lattice correspondence during twinning in hexagonal close-packed crystals», *Acta Materialia*, vol. 58, n° 17, p. 5848–5857. [page 13]
- OYANE, M. 1972, «Criteria of ductile fracture strain», *Bulletin of JSME*, vol. 15, n° 90, p. 1507–1513. [page 41]
- PARTRIDGE, P. 1967, «The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals», *International Materials Reviews*, vol. 12, n° 1, p. 169–194. [page 8, 11, 13]
- PRASAD, Y., T. SESHACHARYULU, S. MEDEIROS et W. FRAZIER. 2001, «Influence of oxygen content on the forging response of equiaxed ($\alpha + \beta$) preform of Ti-6Al-4V : commercial vs. ELI grade», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 108, n° 3, doi :10.1016/S0924-0136(00)00832-3, p. 320–327, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013600008323>. [page 17, 19, 20, 22, 24]
- RAJAN, K. M. et K. NARASIMHAN. 2001, «An investigation of the development of defects during flow forming of high strength thin wall steel tubes», *Practical Failure*

- Analysis*, vol. 1, n° 5, doi :10.1007/BF02715366, p. 69–76, ISSN 1529-8159. URL <http://www.springerlink.com/content/r802587980827173/>. [page 41]
- RANDLE, V., G. ROHRER et Y. HU. 2008, «Five-parameter grain boundary analysis of a titanium alloy before and after low-temperature annealing», *Scripta Materialia*, vol. 58, n° 3, doi :10.1016/j.scriptamat.2007.09.044, p. 183–186, ISSN 1359-6462. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646207006951>. [page 13]
- ROY, M., R. KLASSEN et J. WOOD. 2009, «Evolution of plastic strain during a flow forming process», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, n° 2, doi : 10.1016/j.jmatprotec.2008.03.030, p. 1018–1025, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013608002252>. [page 37, 39]
- RYOO, H., S. HWANG, M. KIM, S. KWUN et S. CHAE. 2001, «Grain boundary character distribution of computer microstructure generated in HCP materials by gaussian distribution and the monte-carlo method», *Scripta Materialia*, vol. 44, n° 11, doi :[http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)00928-9](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462(01)00928-9), p. 2583 – 2589, ISSN 1359-6462. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646201009289>. [page 16]
- SALISHCHEV, G., R. GALEYEV, O. VALIAKHMETOV, R. SAFIULLIN, R. LUTFULLIN, O. SENKOV, F. FROES et O. KAIBYSHEV. 2001, «Development of Ti–6Al–4V sheet with low temperature superplastic properties», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 116, n° 2-3, doi :10.1016/S0924-0136(01)01037-8, p. 265–268, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013601010378>. [page 24]
- SALISHCHEV, G., S. ZEREBTISOV, S. MIRONOV et S. SEMIATIN. 2004, «Formation of grain boundary misorientation spectrum in alpha-beta titanium alloys with lamellar structure under warm and hot working», dans *Recrystallization and Grain Growth, Pts 1 and 2*, vol. 467-470, édité par B. Bacroix, J. Driver, R. LeGall, C. Maurice, R. Penelle, H. Regle et L. Tabourot, Trans Tech Publications Ltd, Zurich-Uetikon, ISBN 0-87849-952-0, p. 501–506. WOS :000225119800080. [page 23]
- SALISHCHEV, G. A., O. R. VALIAKHMETOV et R. M. GALEYEV. 1993, «Formation of sub-microcrystalline structure in the titanium alloy VT8 and its influence on mechanical properties», *Journal of Materials Science*, vol. 28, doi :10.1007/BF00354692, p. 2898–2902, ISSN 0022-2461, 1573-4803. URL <http://www.springerlink.com/content/r283487178j33100/>. [page 24]
- SASTRY, S., R. LEDERICH, T. MACKAY et W. KERR. 1983, «Superplastic forming characterization of titanium alloys», *JOM*, vol. 35, n° 1, p. 48–53. [page 7, 9]
- SESHACHARYULU, T., S. MEDEIROS, W. FRAZIER et Y. PRASAD. 2002, «Microstructural mechanisms during hot working of commercial grade Ti–6Al–4V with lamellar starting structure», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 325, n° 1–2, doi :10.1016/

- S0921-5093(01)01448-4, p. 112–125, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509301014484>. [page 20, 21, 22, 23]
- SESHACHARYULU, T., S. MEDEIROS, J. MORGAN, J. MALAS, W. FRAZIER et Y. PRASAD. 2000a, «Hot deformation and microstructural damage mechanisms in extra-low interstitial (ELI) grade Ti–6Al–4V», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 279, n° 1–2, doi :10.1016/S0921-5093(99)00173-2, p. 289–299, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509399001732>. [page 7, 9, 19, 20, 22, 23]
- SESHACHARYULU, T., S. C. MEDEIROS, W. G. FRAZIER et Y. V. R. K. PRASAD. 2000b, «Hot working of commercial Ti–6Al–4V with an equiaxed α - β microstructure : materials modeling considerations», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 284, n° 1–2, doi :10.1016/S0921-5093(00)00741-3, p. 184–194, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509300007413>. [page 9, 21, 24]
- VENKATESH, B., D. CHEN et S. BHOLE. 2009, «Effect of heat treatment on mechanical properties of Ti–6Al–4V ELI alloy», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 506, n° 1-2, doi :10.1016/j.msea.2008.11.018, p. 117–124, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509308012926>. [page 19, 26]
- VORDAHL MILTON, B. 1956, «Thermally stable beta alloys of titanium», URL <http://www.google.com/patents/US2754203>, uS Patent 2,754,203. [page 8]
- WAGNER, F., N. BOZZOLO, O. VAN LANDUYT et T. GROSDIDIER. 2002, «Evolution of recrystallisation texture and microstructure in low alloyed titanium sheets», *Acta Materialia*, vol. 50, n° 5, doi :10.1016/S1359-6454(01)00427-X, p. 1245–1259, ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135964540100427X>. [page 13, 27]
- WELSCH, G. et W. BUNK. 1982, «Deformation modes of the α -phase of Ti-6Al-4V as a function of oxygen concentration and aging temperature», *Metallurgical Transactions A*, vol. 13, n° 5, doi :10.1007/BF02642403, p. 889–899, ISSN 0360-2133, 1543-1940. URL <http://www.springerlink.com/content/d1855j620180h175/>. [page 17]
- WELSCH, G., G. LÜTJERING, K. GAZIOGLU et W. BUNK. 1977, «Deformation characteristics of age hardened Ti-6-Al-4V», *Metallurgical Transactions A*, vol. 8, doi :10.1007/BF02677278, p. 169–177, ISSN 0360-2133, 1543-1940. URL <http://www.springerlink.com/content/rw11871367t7p080/>. [page 26]
- WILLIAMS, J., R. BAGGERLY et N. PATON. 2002, «Deformation behavior of HCP Ti-Al alloy single crystals», *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33, n° 13, doi :10.1007/s11661-002-1016-2, p. 837–850, ISSN 1073-5623. URL <http://www.springerlink.com/content/c381273675272488/abstract/>. [page 13]

- WONG, C., T. DEAN et J. LIN. 2004, «Incremental forming of solid cylindrical components using flow forming principles», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 153–154, n° 0, doi :<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.102>, p. 60 – 66, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013604004236>, proceedings of the International Conference in Advances in Materials and Processing Technologies. [page 42]
- XIAOLI, T., G. HAICHENG, Z. SHUFEN et C. LAIRD. 1994, «Loading mode dependence of deformation microstructure in a high-purity titanium single crystal oriented for difficult glide», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 189, n° 1–2, doi :[http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093\(94\)90403-0](http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093(94)90403-0), p. 77–84, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0921509394904030>. [page 13]
- YANG, D., P. CIZEK, P. HODGSON et C. WEN. 2010, «Microstructure evolution and nanograin formation during shear localization in cold-rolled titanium», *Acta Materialia*, vol. 58, n° 13, doi :[10.1016/j.actamat.2010.05.007](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.05.007), p. 4536–4548, ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135964541000282X>. [page 20, 22, 36]
- YAPICI, G. G., I. KARAMAN et Z.-P. LUO. 2006, «Mechanical twinning and texture evolution in severely deformed Ti–6Al–4V at high temperatures», *Acta Materialia*, vol. 54, n° 14, doi :[10.1016/j.actamat.2006.04.007](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.04.007), p. 3755–3771, ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645406002825>. [page 14, 15]
- YOSHIMURA, H. et J. NAKAHIGASHI. 2002, «Ultra-fine-grain refinement and superplasticity of titanium alloys obtained through protium treatment», *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 27, n° 7-8, doi :[10.1016/S0360-3199\(01\)00157-4](https://doi.org/10.1016/S0360-3199(01)00157-4), p. 769–774, ISSN 0360-3199. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0360319901001574>. [page 24]
- ZAEFFERER, S. 2003, «A study of active deformation systems in titanium alloys : dependence on alloy composition and correlation with deformation texture», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 344, n° 1-2, doi :[10.1016/S0921-5093\(02\)00421-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00421-5), p. 20–30, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509302004215>. [page 17]
- ZHEREBTSOV, S., M. MURZINOVA, G. SALISHCHEV et S. SEMIATIN. 2011, «Spheroidization of the lamellar microstructure in Ti–6Al–4V alloy during warm deformation and annealing», *Acta Materialia*, vol. 59, n° 10, doi :[10.1016/j.actamat.2011.03.037](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.03.037), p. 4138–4150, ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645411001844>. [page 23, 25]

Chapitre 2

Cas industriels

My dear,

Find what you love and let it kill you.

Charles Bukowski

Sommaire

2.1 Tubes bruts de fluotournage	53
2.1.1 Échantillons étudiés	53
2.1.2 Équivalence taux de rétreint - déformation longitudinale	54
2.1.3 Borne inférieure pour la valeur du taux maximal de déformation	55
2.2 Méthodes de préparation et d'analyse microscopique	56
2.2.1 Polissage des échantillons	56
2.2.2 Microscopie optique	57
2.2.3 Microscopie électronique à balayage	57
2.2.4 Analyse de texture	57
2.3 Évolution de la microstructure lors de la première passe	58
2.3.1 Matériaux initiaux	58
2.3.2 Matériaux déformés	58
2.3.3 Contraintes résiduelles	63
2.4 Traitements thermiques	66
2.4.1 Recristallisation α - β	66
2.4.2 Détensionnement	67
2.4.3 Recristallisation de la phase β	70
2.5 Évolution de la microstructure lors de la seconde passe	72
2.6 Texture cristallographique	75
2.6.1 Matériau initial	75
2.6.2 Après première passe de fluotournage	75
2.6.3 Après recuit α - β	79

2.6.4	Après seconde passe de fluotournage	80
2.7	Influence du fluotournage sur le comportement du matériau	81
2.7.1	Comportement macroscopique	81
2.7.2	Mesures de microdureté	87
2.8	Conclusion du chapitre	90
2.9	Références	93

2.1 Tubes bruts de fluotournage

2.1.1 Échantillons étudiés

Dans le cadre du projet, ROXEL a procédé à différents essais de fluotournage sur le TA6V **STD** et **ELI** sur un fluotour industriel, tel qu'illustré sur la figure 2.1. Ces essais ont permis de fluotourner du TA6V jusqu'à des taux de rétreint ($t\%$) de 50 % pour la nuance **STD**, et 64 % pour la nuance **ELI**, en une passe. Un exemple de réalisation est illustré sur la figure 2.2.



(a) Photographie du fluotour industriel, illustrant le mandrin (au centre) et les trois molettes (à droite).



(b) Opération de fluotournage industriel, montrant l'importance de la lubrification.

FIGURE 2.1 – Illustration des moyens de fluotournage chez ROXEL.

Sur la photographie du tube fluotourné par ROXEL, donnée en figure 2.2, il est clair que l'auto-échauffement lors du procédé a été suffisant pour oxyder sévèrement le tube. Pourtant, comme on peut le voir sur les photographies du procédé (figure 2.1b), la lubrification est importante lors de l'opération de fluotournage. On peut donc en déduire



FIGURE 2.2 – Photographie d'un tube fluotourné par Roxel (nuance ELLI, 60 % de réduction d'épaisseur en une passe). Le talon (à gauche) est dû aux cônes d'attaque des différentes molettes.

que l'auto-échauffement a été très rapide lors de la déformation, et qu'il a été suivi d'un refroidissement très rapide lui aussi. Au vu de la cinétique de formation de l'oxyde (voir partie 1.3.5), cette couche est probablement très superficielle. En effet, la couleur donnée au tube n'est pas directement due à l'oxyde (normalement de couleur rouge sombre à brune) mais aux interférences chromatiques créées par cette couche. Il est même possible d'estimer cette épaisseur à l'aide du diagramme de Michel-Lévy (voir figure A.3 en annexe) : une coloration bleue pour une biréfringence de 0,294 (valeur pour l'oxyde de titane sous forme de rutil, d'après JOLYON et IDA [2014]) correspond à une épaisseur d'oxyde de l'ordre du micromètre. Cet oxyde a donc très peu d'influence sur les propriétés mécaniques en service (limite élastique par exemple), mais limite la formabilité dans l'hypothèse d'une seconde passe de fluotournage [VENKATESH et collab., 2009]. Toutefois, on notera que cet oxyde a des effets bénéfiques en terme de frottement.

Le tableau 2.1 résume quelques-uns des différents cas de fluotournage réalisés avec succès par Roxel, avec leurs taux de rétreint respectifs. Or, comme développé en partie 1.5.5, la seule réduction d'épaisseur du tube ne suffit pas à caractériser la déformation du matériau, même du point de vue macroscopique. On peut toutefois évaluer la déformation longitudinale en supposant la déformation isochore. La déformation longitudinale vraie (ϵ_{longi}) peut alors être évaluée en calculant la variation de section droite des tubes. Soit \mathcal{S} et \mathcal{S}_0 respectivement les sections droites après et avant fluotournage. On a alors :

$$\epsilon_{\text{longi}} = -\log\left(\frac{\mathcal{S}}{\mathcal{S}_0}\right) \quad (2.1)$$

log désignant ici le logarithme naturel. Les valeurs ainsi obtenues pour ϵ_{longi} , résumées dans le tableau 2.1, montrent que les déformations longitudinales sont alors largement supérieures à celles atteignables par des essais conventionnels, tels que la traction simple ou la torsion simple (cf. §1.2.1 p. 18).

TABLEAU 2.1 – Récapitulatif des tubes fluotournés par Roxel

Nom	Nuance	Rétreint	Déformation longitudinale	Angle d'hélice [*]
		$t_{\%}$	ϵ_{longi}	θ
A	STD	55 %	0,7	17°
B	ELI	60 %	1,0	14°
C	ELI	66 %	1,1	13°

* Défini §2.3.2

2.1.2 Équivalence taux de rétreint – déformation longitudinale

À partir des équations (1) et (2.1), et sous l'hypothèse d'un rayon intérieur constant (noté R_{int}^0 par la suite), on en déduit :

$$\epsilon_{\text{longi}} = -\log \left(\frac{(R_{\text{int}}^0 + e)^2 - R_{\text{int}}^0{}^2}{(R_{\text{int}}^0 + e_0)^2 - R_{\text{int}}^0{}^2} \right)$$

avec $e = e_0 - t_{\%} \cdot e_0$. On a donc, après développement et simplification :

$$\epsilon_{\text{longi}} = -\log \left(1 - \frac{2 t_{\%} e_0 (R_{\text{int}}^0 + e_0) + t_{\%}^2 e_0^2}{(R_{\text{int}}^0 + e_0)^2 - R_{\text{int}}^0{}^2} \right) \quad (2.2)$$

En posant :

$$\mathfrak{C} = \frac{R_{\text{int}}^0}{e_0} \quad (2.3)$$

On trouve enfin :

$$\epsilon_{\text{longi}} = -\log \left(1 + t_{\%} \frac{t_{\%} - 2(\mathfrak{C} + 1)}{2\mathfrak{C} + 1} \right) \quad (2.4)$$

De l'équation (2.4), on peut donc distinguer deux cas limites :

$$\begin{cases} \epsilon_{\text{longi}} \simeq -2 \cdot \log(1 - t_{\%}) & \text{si } R_{\text{int}}^0 \ll e_0 \\ \epsilon_{\text{longi}} \simeq -\log(1 - t_{\%}) & \text{si } R_{\text{int}}^0 \gg e_0 \end{cases} \quad (2.5)$$

La figure 2.3 illustre l'évolution de la valeur de ϵ_{longi} , calculée grâce à l'équation (2.4), pour des valeurs de \mathfrak{C} variant entre 0 et 10. En comparant ces courbes avec la droite d'équation $y = t_{\%}$ (en pointillés), il apparaît que l'utilisation seule du taux de rétreint sous-évalue largement la déformation longitudinale, surtout pour des grandes valeurs de $t_{\%}$. Cette erreur est d'autant plus grande que le rapport R_{int}^0/e_0 est faible¹. Ainsi, l'utilisation du taux de rétreint pour caractériser le fluotournage devrait être proscrite, et la fluotournabilité d'un matériau, telle que définie par CHANG et collab. [1998] (voir partie 1.5.6) n'a de sens qu'à une valeur donnée de \mathfrak{C} .

De plus, il est important de rappeler que la déformation longitudinale ne suffit pas à

1. On notera que, si le cas $\mathfrak{C} = 0$ est irréalisable en fluotournage (pas de mandrin), il correspond à l'extrusion de barre.

quantifier la déformation plastique totale : cette approche néglige les déformations de cisaillement et les déformations inverses (voir §1.5.4 p. 36) et fait de plus l'hypothèse de la constance du diamètre intérieur, ce qui, comme développé en partie 1.5.5, reste une hypothèse forte.

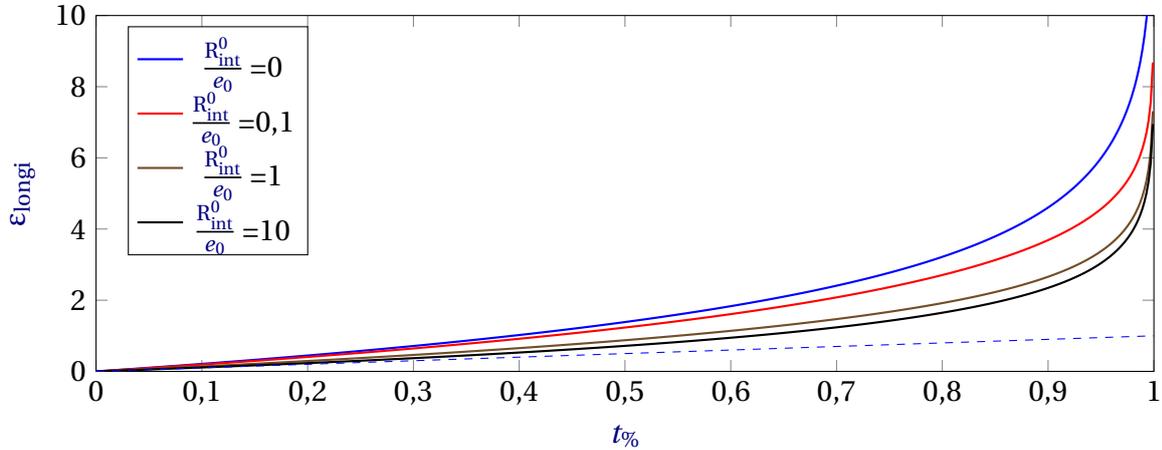


FIGURE 2.3 – Comparaison entre taux de rétreint $t_{\%}$ et déformation longitudinale vraie (ϵ_{longi}) pour différentes valeurs de \mathcal{C} . La droite en pointillés, d'équation $y = t_{\%}$, est donnée à titre de comparaison.

2.1.3 Borne inférieure pour la valeur du taux maximal de déformation

Il est possible d'évaluer une borne inférieure pour la valeur maximale du taux de déformation ($\dot{\epsilon}$) par de simples considérations géométriques. Sur la figure 2.4, les trois molettes habituellement utilisées pour le fluotournage ont été représentées dans le même plan. Soit Δx la distance entre le premier point de contact des molettes sur la préforme (molette Z donc) et le dernier point de contact des molettes sur la préforme (molette X donc), mesurée suivant la direction d'avance. On peut considérer que le temps nécessaire à l'avance de l'ensemble des molettes d'une distance Δx correspond au temps nécessaire à ce qu'un élément de matière du tube fluotourné passe d'une déformation nulle à sa déformation finale (donc maximale). Soient Δt ce temps et $\dot{\epsilon}_{\text{max}}$ la vitesse de déformation maximale que subit le matériau pendant cet intervalle de temps. On a, d'après le théorème des accroissements finis :

$$\left| \frac{\bar{\epsilon}(t + \Delta t) - \bar{\epsilon}(t)}{\Delta t} \right| \leq \dot{\epsilon}_{\text{max}} \quad (2.6)$$

Le temps de parcours Δt peut être directement relié à la vitesse d'avance des molettes (V_f). En ne considérant que la déformation longitudinale, telle que définie par l'équation (2.1), on trouve donc :

$$\frac{\epsilon_{\text{longi}} \cdot V_f}{\Delta x} \leq \dot{\epsilon}_{\text{max}} \quad (2.7)$$

En pratique, compte tenu de la géométrie des molettes et de la cinématique outil utilisée par ROXEL, l'inégalité (2.7) nous donne : $\dot{\epsilon}_{\text{max}} \geq 0,2 \text{ s}^{-1}$. Il est toutefois important

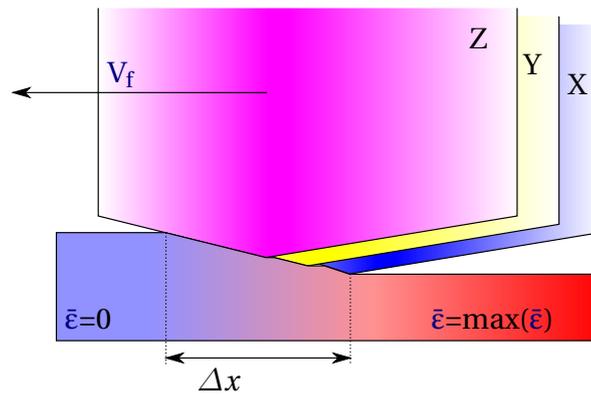


FIGURE 2.4 – Évaluation de la longueur de la zone de travail (illustration basée sur la figure 2).

de noter que la valeur réelle de $\dot{\epsilon}_{\max}$ est probablement beaucoup plus grande que la valeur conjecturée ici. En effet, pour cette analyse, l'influence de la cinématique de rotation a été négligée, alors qu'elle joue probablement un rôle prépondérant dans l'écoulement de la matière. De plus, comme il a été dit au paragraphe précédent, ϵ_{longi} est déjà une valeur sous-évaluée de la déformation plastique totale.

Pour résumer, cette première approche, aussi simpliste soit-elle, nous montre que le fluotournage permet des grandes déformations à des vitesses de déformation modérées à fortes.

2.2 Méthodes de préparation et d'analyse microscopique

2.2.1 Directions élémentaires associées aux tubes

Dans la suite de cette partie, on notera \vec{e}_r , \vec{e}_θ et \vec{e}_z respectivement les directions radiale, orthoradiale et longitudinale des tubes.

2.2.2 Polissage des échantillons

Depuis les tubes fluotournés, des échantillons ont été prélevés pour l'observation en microscopie optique ou électronique à balayage. Pour ce faire, chacun des échantillons a d'abord été découpé à la scie à ruban ou à la tronçonneuse de métallographie, suivant la taille de l'échantillon. Les surfaces d'intérêt ont ensuite été polies par polissage conventionnel jusqu'au papier à grains 4000.

Pour la microscopie optique, les surfaces ont ensuite subi des opérations de finition, d'abord dans une solution de diamants en suspension (taille $3\ \mu\text{m}$), puis dans une solution de silice colloïdale (taille $50\ \text{nm}$). Ensuite, une attaque au réactif de Kroll (6% de HNO_3 , 2% de HF et eau distillée) a été effectuée pendant quelques secondes afin de creuser les grains, de façon à mettre en évidence les joints de grains.

Pour les observations en **MEB**, il est apparu que la finition décrite ci-dessus était inefficace car peu répétable et surtout que les sphères de silice étaient alors très difficiles à détacher de la surface, même en nettoyage ultrasonique à l'éthanol. Le choix s'est donc porté sur le polissage électrolytique. Différents essais ont été réalisés (en changeant la solution électrolytique et les conditions de traitement). Les conditions optimales, qui ont donc été utilisées pour la totalité des travaux présentés dans ce document, sont données dans le tableau 2.2. Avant et après attaque électrolytique, les échantillons ont été nettoyés à l'acétone, puis séchés.

TABLEAU 2.2 – Conditions pour le polissage électrolytique du TA6V avant observation en **MEB**.

Composition de l'électrolyte	Acide perchlorique	60 mL (à 60 %)
	Méthanol	390 mL
	Éthylène glycol	350 mL
Conditions de traitement	Temps :	11 à 15 s *
	Température :	5 °C
	Tension :	38 V

* Plus les grains sont fins, plus ce temps doit être court.

Pour l'analyse de texture cristallographique en **Diffraction des Rayons X (DRX)** (voir partie 2.6), la finition a été effectuée sur polisseuse vibrante pendant une heure dans la solution de silice colloïdale, après polissage sur papier 4000.

2.2.3 Microscopie optique

Après attaque au réactif de **Kroll**, les échantillons à observer en microscopie optique ont été analysés sur un microscope Olympus PMG-3 à lumière polarisée en réflexion, avec filtre Nomarski.

2.2.4 Microscopie électronique à balayage

Un microscope Ziess Supra 40, réglé avec une tension d'accélération de 20 kV a été utilisé pour les observations **MEB**. Celui-ci était de plus équipé d'un système d'**analyse dispersive en énergie, ou Energy-Dispersive Spectroscopy (EDS)**, d'un détecteur d'électrons rétro-diffusés, ou **Back-Scatter Electrons (BSE)** et d'un ensemble pour l'analyse en **EBSD QUANTAX CrystAlign**.

Le traitement des données **EBSD** (rotation, nettoyages, reconstruction de grains etc.) a été réalisé sur MTEX, boîte à outils pour **MATLAB™** développée par **BACHMANN et collab. [2010]**.

2.2.5 Analyse de texture

Sur les matériaux non écrouis, c'est-à-dire bruts de livraison Timet ou après traitement de recristallisation α - β (voir partie 2.4.1), les textures macroscopiques ont pu être calculées par MTEX depuis les données EBSD, grâce à un nombre important de grains indexés (>10 000).

En ce qui concerne les matériaux fortement écrouis, le nombre de grains indexés en EBSD étant alors très limité, le relevé des textures a été réalisé par DRX, en utilisant un faisceau Co-K α et un détecteur Bruker LynxEye monté sur goniomètre 4 axes. Ce relevé a été effectué au Laboratoire d'Étude des Microstructures (LEM3) à Metz *. Afin de maximiser la surface balayée par le faisceau lors de l'analyse, les échantillons utilisés pour la DRX ont été prélevés dans des coupes tangentielles des tubes.

Toutes les figures de pôles de ce document ont été dessinées en projections d'égal aire.

2.3 Évolution de la microstructure lors de la première passe

2.3.1 Matériaux initiaux

Des micrographies optiques, en coupe longitudinale, des matériaux initiaux sont données en figure 2.5. La structure de la nuance STD (figure 2.5a) semble très équiaxe, avec toutefois une marque importante de procédé de fabrication de la billette (laminage en gorges) : les grains α sont très allongés dans la direction longitudinale, avec un facteur de forme compris entre 3 et 9 (5 en moyenne). Cet héritage du procédé de fabrication s'explique par le recuit α - β effectué après laminage, qui permet de réduire la présence de lamelles, la croissance des grains α étant bloquée par la matrice β , c'est-à-dire par les frontières des grains β -transformés (cf. §1.1.2 p. 8).

La nuance ELI (figure 2.5b) présente quant à elle une structure plus isotrope, mais moins équiaxe : on remarque en effet quelques lamelles α/β , indiquant que le recuit α - β postérieur à la déformation a été incomplet. Mais compte tenu de l'épaisseur des lamelles résiduelles (plusieurs micromètres, qui indiquent donc que le refroidissement depuis le domaine β a été très lent), il est peu probable que celles-ci aient un effet notable sur la ductilité du matériau.

2.3.2 Matériaux déformés

Des micrographies optiques, dans des coupes longitudinales des tubes fluotournés A, B et C (voir tableau 2.1) sont données sur la figure 2.6. Dans tous les cas, on remarque un fibrage important dans la direction longitudinale, celui-ci étant apparent grâce aux grains β . En effet, du fait de la déformation plastique à froid, les grains se sont déformés mais

*. Grâce à l'aimable participation du Dr. Jean-Jacques FUNDENBERGER.

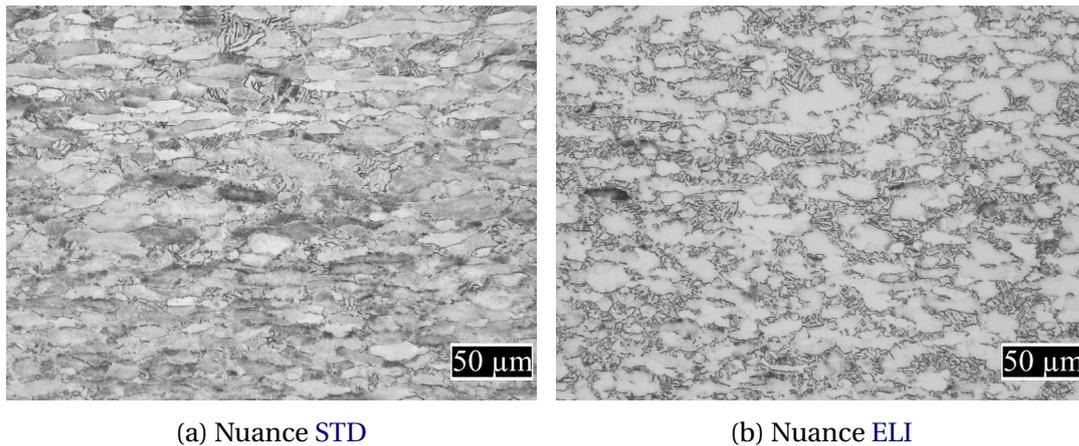


FIGURE 2.5 – Micrographies optiques des matériaux initiaux, en coupe longitudinale.

n'ont pas subi de transformation allotropique, permettant ainsi de reconnaître facilement les anciens grains α . Cette absence de transformation suggère que, malgré le fort auto-échauffement rapporté en partie 2.1.1, la température maximale est restée très inférieure au transus β . Plus précisément, si la température lors de la mise en forme avait par exemple dépassé les 800 °C, alors la proportion de phase β aurait fortement crû lors de ce pic de température (environ 20 % d'après la figure 1.2, page 9), puis aurait été trempée du fait du refroidissement rapide lié à la lubrification, donnant ainsi naissance à quelques grains β transformés, voire des grains β métastables.

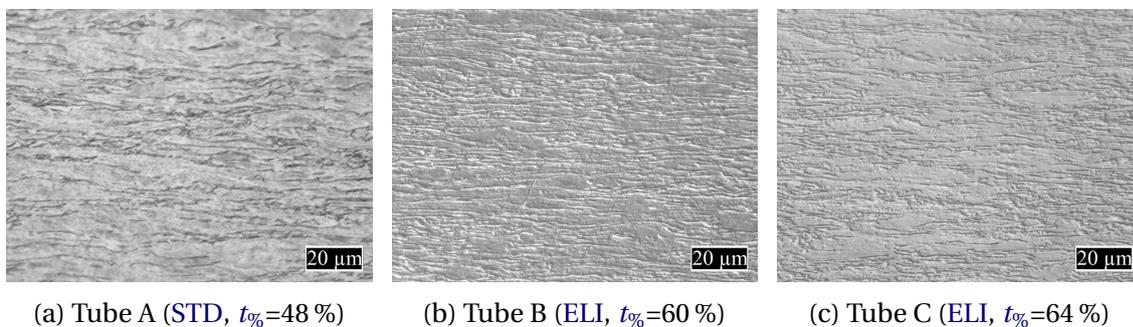


FIGURE 2.6 – Micrographies optiques des coupes longitudinales des tubes fluotournés.

La figure 2.7 montre la micrographie optique obtenue dans une coupe tangentielle. Celle-ci confirme l'hypothèse selon laquelle le tube se déforme majoritairement suivant la direction longitudinale, mais illustre surtout le cisaillement du tube : les « fibres » n'apparaissent pas alignées avec la direction longitudinale (\vec{e}_z), mais légèrement inclinées. Ce cisaillement (suivant $\epsilon_{\theta z}$) est conforme à celui rapporté par MOHEBBI et AKBARZADEH [2010], et peut être caractérisé par l'angle que forment les fibres avec la direction \vec{e}_z . Cet angle, noté θ , a été mesuré sur chacun des tubes A, B et C, et rapporté dans le tableau 2.1. De plus, on remarque que les fibres apparaissent plus épaisses dans les coupes tangentielles que dans les coupes longitudinales (comparer par exemple les figures 2.6c et 2.7), la déformation radiale étant négative (amincissement du tube) et la déformation orthoradiale étant *a priori* nulle, voire positive (si grossissement de diamètre).

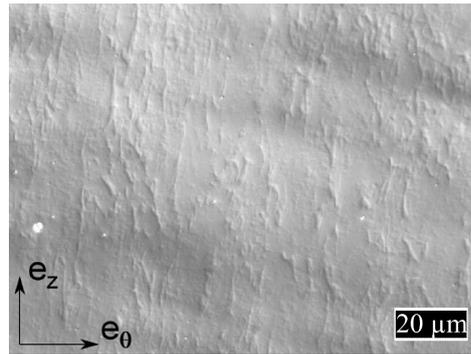


FIGURE 2.7 – Micrographie d’une coupe tangentielle (Tube C)

Dans chacune des micrographies, aucune localisation de la déformation n’a été relevée. Il semble donc qu’il n’y ait pas de formation d’ASB [PRASAD et collab., 2001; SESHACHARYULU et collab., 2002, 2000] lors du fluotournage, malgré des vitesses de déformation *a priori* modérées à élevées, comme que rapporté en partie 2.1.3, et des températures relativement basses. Cette stabilité est probablement due à la géométrie de révolution du procédé, qui empêche la formation de plans de cisaillement privilégiés.

Il est clair que, malgré l’attaque au Kroll, la microscopie optique ne permet pas ici de caractériser la microstructure à l’échelle du grain. Pour ce faire, une analyse MEB est donc nécessaire. La figure 2.8 montre la micrographie obtenue en BSE du tube B. Sur cette figure, la phase α apparaît en gris et la phase β en blanc, du fait de leur différence de densité². Le contraste visible sur la phase α illustrant les changements d’orientation cristallographique, on remarque que les anciens grains α se sont sectionnés en (sous-)grains d’une taille de l’ordre de 150 à 300 nm. Cette structure SMC, caractéristique des procédés SPD, est conforme à celle rapportée par GUNGOR et collab. [2007] lors du fluotournage du TA6V lamellaire. En ce qui concerne la phase β , aucun changement microscopique notable ne semble visible. Cette accommodation aisée de la phase β avec la déformation macroscopique confirme la grande ductilité de celle-ci, comparativement à celle de la phase α .

Afin de caractériser plus finement les différentes cellules visibles au MEB au sein de la phase α , des analyses EBSD ont été effectuées sur ces mêmes échantillons, comme en témoignent les cartes des figures 2.9 et 2.10a. Sur ces cartes, les zones noires correspondent aux zones non indexées en EBSD (ou aux points ayant un contraste de bandes (BC) inférieur à 100 lors de l’acquisition). Les zones noires indiquant des zones à forte désorientation, elles peuvent être considérées comme illustrant l’écrouissage local. Ces cartes mettent clairement en évidence la coexistence de deux types de grains :

1. grains équiaxes, à faible densité de dislocations
2. grains à très forte densité de dislocations

Compte tenu de la forme équiaxe des îlots non indexés (très visibles sur la figure 2.10a),

2. On rappelle que la phase α concentre les éléments légers, tels que ${}_{22}\text{Ti}$, le ${}_{13}\text{Al}$ et le ${}_{8}\text{O}$; tandis que la phase β concentre le ${}_{23}\text{V}$ (voir partie 1.1.2).

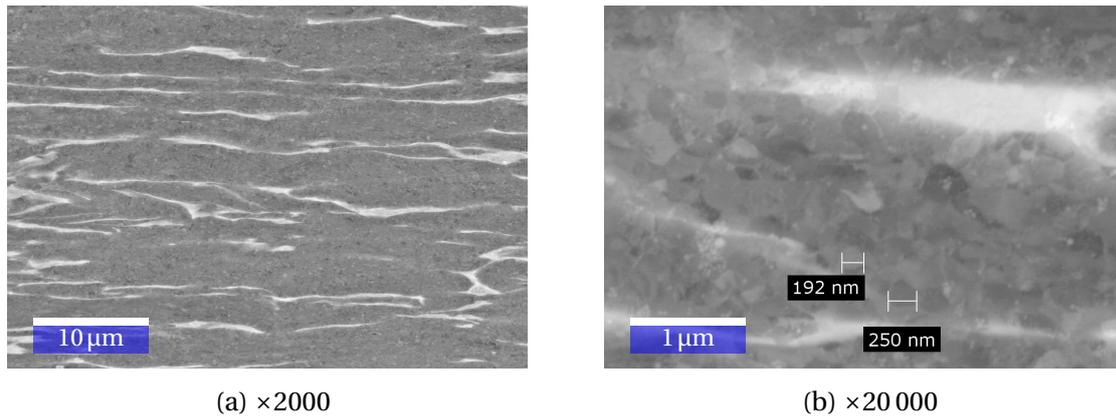


FIGURE 2.8 – Observation en BSE de l'échantillon B.

il semblerait que ce deuxième type de grains soit aussi équiaxe et de taille similaire (de l'ordre de 700 nm en moyenne). Cette hypothèse semble confirmée par la micrographie BSE de la figure 2.8b, sur laquelle la distribution des tailles de grains semble relativement uniforme. De plus, il apparaît en comparant les cartes d'orientation des tubes (B) et (C) que la proportion de grains à forte densité de dislocations est plus faible sur le tube (C), alors que la déformation qu'a subi ce dernier est plus importante (voir tableau 2.1). On peut donc supposer que les grains à faible densité de dislocations sont le résultat d'un mécanisme de restauration et/ou recristallisation dynamique. L'analyse des désorientations intra-granulaires du tube (C), illustrée sur la figure 2.10b, met en évidence deux types de profils :

Segment (A) présence de sous-joints (désorientation locale comprise entre 3 et 15°), et une désorientation intra-granulaire de l'ordre de 2 à 11 °.µm⁻¹.

Segment (B) plateaux très marqués (désorientation intra-granulaire quasiment nulle), et une désorientation inter-granulaire importante (de 20 à 60°, c'est-à-dire des JGGA).

Ainsi, cette analyse permet de supposer l'existence d'un troisième type de grains au sein de la structure fluotournée : grains à densité de dislocations modérée et **Joints de Grains à Faible angle (JGFA)**. Ce type de grains est très similaire à ceux rapportés par **GUNGOR et collab. [2007]** (les auteurs avaient relevé une désorientation intra-granulaire de l'ordre de 10 °.µm⁻¹ sur du TA6V lamellaire fluotourné). L'existence des **JGGA** suggère l'occurrence de recristallisation dynamique, tandis que l'existence des sous-joints illustre quant à elle l'occurrence de restauration dynamique. La compétition de ces deux phénomènes est fort probablement le résultat d'une **RXDC**. L'hypothèse selon laquelle la recristallisation dynamique serait continue est cohérente avec la haute **SFE** du titane [**HUMPHREYS et HATHERLY, 2004**, Chap.13]. Selon ces derniers auteurs, le cas le plus fréquent de **RXDC** des métaux se produit par rotation progressive des mailles³.

Ce phénomène est tout à fait inhabituel à des températures inférieures au transus β [**PRASAD et collab., 2001**; **SESHACHARYULU et collab., 2002, 2000**], et à plus forte raison

3. On parle alors de recristallisation dynamique continue par rotation progressive des mailles.

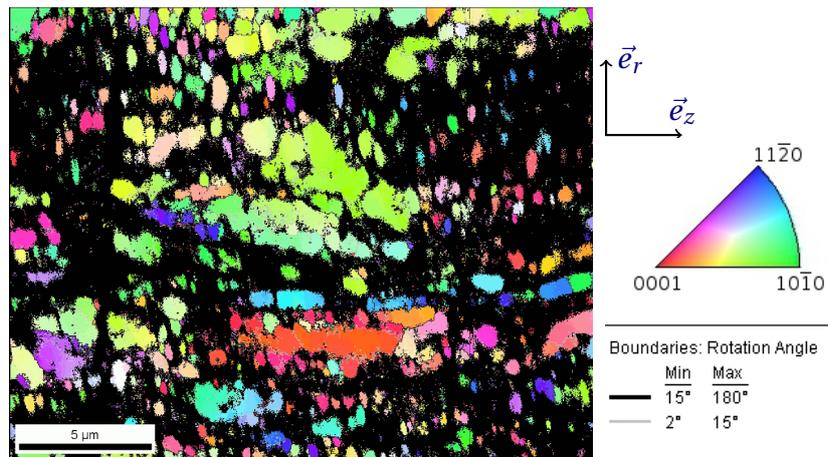
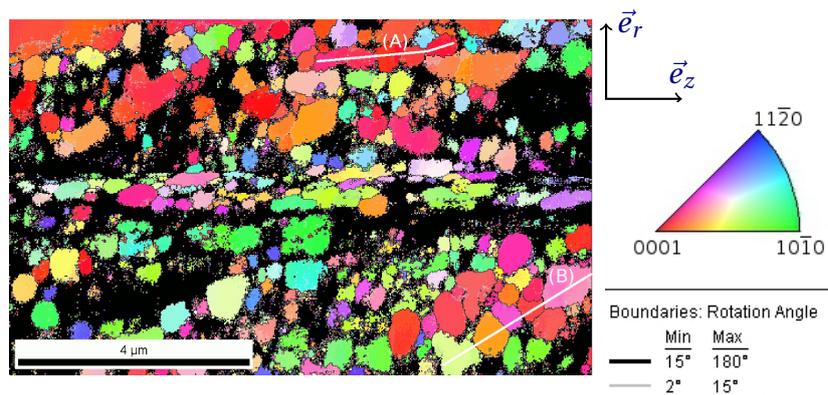
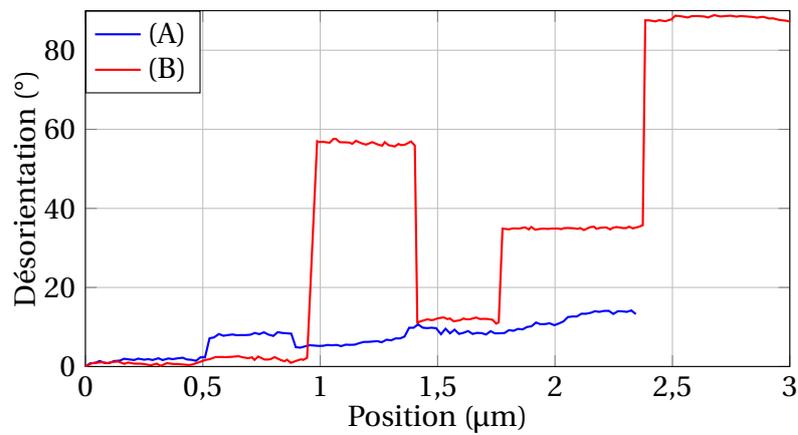


FIGURE 2.9 – Cartes d'orientation cristalline dans une coupe longitudinale du tube B.



(a) Cartes d'orientation cristalline dans une coupe longitudinale.



(b) Profil de désorientation suivant les segments (A) et (B) de la figure 2.10a.

FIGURE 2.10 – Résultats EBSD obtenus sur le tube C.

à des vitesses de déformation modérées. L'occurrence de celui-ci est probablement due à l'effet conjugué des grandes déformations et de la forte pression hydrostatique dans la zone de contact. Si la structure est similaire à celle rapportée par **GUNGOR et collab. [2007]**, il est important de rappeler que la structure initiale choisie par ces derniers était lamellaire, tandis que la présente étude a été effectuée sur une structure majoritairement équiaxe, ce qui permet de conclure que la structure initiale n'a que peu d'influence sur les phénomènes mis en jeu. On peut ainsi dégager deux hypothèses sur l'origine de ce phénomène :

1. soit la **RXDc** est totalement indépendante de la structure du matériau,
2. soit le phénomène constaté par **GUNGOR et collab. [2007]** est en fait identique à la globularisation, rapportée lors d'une compression à tiède d'un TA6V lamellaire [**SALISHCHEV et collab., 2004; SESHACHARYULU et collab., 2002; ZHEREBTSOV et collab., 2011b**]. Dans le cas d'une structure initiale équiaxe, l'allongement des anciens grains α serait alors tel que ceux-ci pourraient être assimilés à des lamelles, de sorte que la phase α se comporte comme celle d'une structure lamellaire, d'où une globularisation.

La différence entre ces deux théories est que la première suppose un mécanisme relativement continu, tandis que la seconde introduit deux étapes distinctes : écrouissage (par glissement), puis globularisation quand les anciens grains α deviennent suffisamment allongés. Dans les deux cas, il est important de noter que les températures et les vitesses de déformation restent très inhabituelles pour ces types de phénomènes.

Notons enfin qu'aucune macule n'a été relevée en imagerie **MEB** ou en **EBSD**, ce qui suggère que les déformations appliquées au matériau lors du fluotournage ne sont pas dans le domaine dynamique [**FOLLANSBEE et GRAY, 1989**] et que les contraintes de compression ne sont alors pas parallèles aux directions dures de la maille α [**COGHE et collab., 2012**]. Cette dernière hypothèse sera vérifiée en partie 2.6.

2.3.3 Contraintes résiduelles

Lors des différentes découpes des tubes B et C, il est apparu que les contraintes résiduelles encore présentes dans les matériaux fluotournés étaient très importantes. Ainsi, la figure 2.11 illustre la géométrie obtenue lors de la découpe, suivant une direction longitudinale d'un anneau extrait des tubes fluotournés. Afin de ne pas introduire de déformation lors de la découpe, celle-ci a été faite sur fil diamanté de 300 μm de diamètre⁴. La déformation constatée peut être décomposée comme la somme de deux déformations élémentaires :

Ouverture : Illustre des contraintes de traction/compression dans la direction orthoradiale ($\sigma_{\theta\theta}$).

4. Une mesure optique sur pièce témoin a permis de constater que la largeur de la découpe était alors de 330 μm .

Décalage longitudinal : Dû à des contraintes de cisaillement et/ou de flexion dans les sections longitudinales.



FIGURE 2.11 – Illustration de l’effet d’ouverture constaté lors d’une découpe longitudinale d’un anneau prélevé dans le tube B, du fait des contraintes résiduelles. L’épaisseur du trait de coupe a été évaluée à $330\ \mu\text{m}$.

Si l’ouverture de l’anneau après qu’il a été fendu s’explique facilement par les contraintes $\sigma_{\theta\theta}$ (compressives à l’intérieur, de traction à l’extérieur, comme schématisé sur la figure 2.12), le déplacement suivant \vec{e}_z peut *a priori* être le résultat de plusieurs phénomènes différents. La figure 2.13 illustre les différents modes probables de déformation pouvant donner lieu à un déplacement suivant \vec{e}_z . Sur cette figure, les deux cas présentés ont été dessinés suivant la développée de l’anneau (abscisse curviligne suivant \vec{e}_θ). Pour déformer l’anneau suivant le mode présenté en figure 2.13a, il faudrait des contraintes de compression suivant \vec{e}_θ à l’extérieur de la courbure, et de traction à l’intérieur. Or l’anneau a été prélevé sur le tube à une distance suffisante des extrémités pour que l’on puisse considérer un invariant par translation suivant \vec{e}_z :

$$\forall X \quad \frac{\partial X}{\partial z} = 0 \quad (2.8)$$

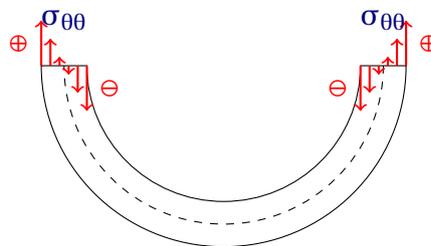


FIGURE 2.12 – Illustration (sur un demi-anneau) de la distribution linéaire des contraintes de traction/compression $\sigma_{\theta\theta}$. Les pointillés représentent la fibre neutre, où $\sigma_{\theta\theta}$ est nulle.

Cette hypothèse est donc incompatible avec un gradient de contrainte de traction/compression suivant \vec{e}_z . On peut donc en conclure que le déplacement \vec{e}_z est principalement dû au cisaillement $\sigma_{z\theta}$. Soit ℓ la longueur développée de l’anneau. On peut alors, sous

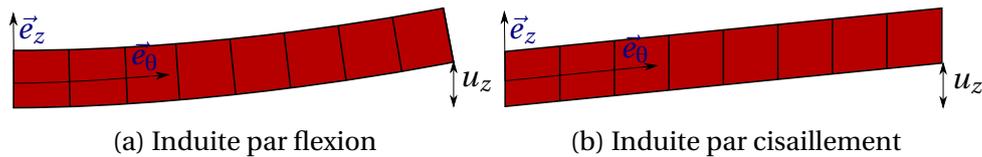


FIGURE 2.13 – Illustration des deux types de déformation pouvant donner lieu à un déplacement suivant \vec{e}_z . Les lignes noires représentent les sections droites de l'anneau.

l'hypothèse d'une distribution uniforme de contraintes⁵ calculer l'intensité de $\sigma_{z\theta}$ avec la formule suivante :

$$\sigma_{z\theta} = G \cdot \frac{u_z}{\ell} \quad \text{avec } G \text{ le module de cisaillement} \quad (2.9)$$

Sous l'hypothèse d'une distribution linéaire de contrainte⁵, comme illustré sur la figure 2.12, il est de plus possible d'évaluer la valeur maximale des contraintes de traction/compression, notée $\sigma_{\theta\theta\max}$. Soit D_0 et D_1 les diamètres moyens de l'anneau, respectivement avant et après avoir fendu l'anneau. WALTON [2002] nous donne alors :

$$\sigma_{\theta\theta\max} = \frac{E}{1-\nu^2} \cdot e \cdot \left(\frac{1}{D_0} - \frac{1}{D_1} \right) \quad (2.10)$$

avec ν le coefficient de Poisson. Soit u_θ l'ouverture de l'anneau. GÜR et ARDA [2003] nous donnent alors :

$$\sigma_{\theta\theta\max} = \frac{E \cdot e \cdot u_\theta}{\pi \cdot D_0^2 (1-\nu^2)} \quad (2.11)$$

Le résultat des mesures, effectuées par balayage sur rugosimètre optique est donné au tableau 2.3. Il apparaît donc que les contraintes résiduelles sont beaucoup plus élevées sur le tube B que sur le tube C, alors que le taux de rétreint y est plus important. Ce résultat peut être relié aux phénomènes cités en partie 2.3.2 : le plus fort auto-échauffement qu'a subi la matière lors du fluotournage C (mis en évidence par les différences d'épaisseur d'oxyde par exemple, sur la figure 2.2) a probablement permis de supprimer les éventuelles contraintes résiduelles. Il est important de rappeler que les contraintes résiduelles, si elles réduisent la formabilité *a posteriori* du matériau, peuvent avoir des effets favorables, notamment pour la tenue en fatigue [TORRES et VOORWALD, 2002]. Toutefois, ce sont principalement les contraintes de compression qui sont recherchées car elles limitent l'amorçage de fissures. Des méthodes plus précises d'identification des contraintes résiduelles existent, notamment dans le cas de distributions quelconques, mais elles sont soit incompatibles avec la géométrie tubulaire (méthode du trou, enlèvement par couche), soit elles requièrent du matériel très spécifique (DRX, diffraction de neutrons) [WITHERS et BHADESHIA, 2001].

5. Cas le plus favorable : les contraintes maximales sont alors sous-évaluées.

TABLEAU 2.3 – Mesure des contraintes résiduelles dans les tubes ELI fluotournés.

		Tube B	Tube C
Déplacements	D ₀ (mm)	79,1	79,19
	D ₁ (mm)	84,3	79,57
	u _θ (mm)	3,89	1,19
Contraintes de trac./compr. max.	WALTON [2002]	100,6 MPa	28,6 MPa
	GÜR et ARDA [2003]	102,2 MPa	28,2 MPa
Contrainte de cisaillement	eq.(2.9)	1165 MPa	640 MPa

2.4 Traitements thermiques

2.4.1 Recristallisation α - β

Comme rapporté précédemment, même si le matériau fluotourné semble avoir subi de la RXD, cette recristallisation n'a été que partielle. Ainsi, une seconde passe de fluotournage serait difficile compte tenu du fort écrouissage de certains grains non recristallisés et des contraintes résiduelles laissées par la première passe. C'est pourquoi une étude sur les conditions optimales de traitement thermique a été réalisée.

Au vu de la faible taille des grains α recristallisés ($<1\ \mu\text{m}$) et de la forte densité de dislocations des grains non recristallisés, on peut s'attendre à une rapide croissance de grains lors d'un recuit α - β . La coexistence des trois types de grains introduits ci-dessus fait du traitement thermique un traitement méta-dynamique [HUMPHREYS et HATHERLY, 2004, Chap.13]. Sur une structure SMC, KO et collab. [2006] ont remarqué qu'une température de recuit supérieure à 700 °C résultait en une croissance de grains sévère. À l'inverse, HAYAMA et SANDIM [2006] ont conclu qu'une température de maintien supérieure à 700 °C était nécessaire pour activer la croissance des grains α . Le choix a donc été fait de réaliser le traitement thermique à 700 °C, sur le tube B (nuance ELI, $t_{\%}=60\%$).

Afin de déterminer les conditions optimales de traitement, différents temps de maintien (30, 60 et 180 min) ont été expérimentés, l'objectif étant de recristalliser totalement le matériau tout en minimisant la taille de grains, de façon à conserver les propriétés mécaniques apportées par la première passe de fluotournage. Le taux de recristallisation a été évalué à l'aide de la désorientation intra-granulaire, calculée depuis les données EBSD : il correspond à l'angle de désorientation de chaque point par rapport à l'orientation moyenne du grain auquel il appartient. En effet, la désorientation intra-granulaire étant liée à la densité de dislocations de chacun des grains, elle illustre indirectement l'écrouissage de chacun d'eux. Sur les cartes ainsi obtenues après traitement thermique, illustrées figure 2.14, le blanc correspond soit aux zones non indexées lors de l'EBSD, du fait d'un trop fort écrouissage, soit d'une désorientation intra-granulaire supérieure à 25°.

Pour un temps de maintien de 30 min, il apparaît que les grains non écrouis (représentés en noir), ont une taille sensiblement identique à celle des grains issus de la RXD, ce qui

signifie que la croissance de grains n'a pas encore commencé. On remarque la présence de longs grains, allongés dans la direction du tube (en b. à g. de la fig. 2.14a) et dont la désorientation intra-granulaire atteint 25°. Ceux-ci semblent avoir subi de la restauration plutôt que de la recristallisation⁶. Pour un temps de maintien d'une heure, on remarque deux populations de grains : des gros grains (taille de l'ordre de 4 à 12 μm), résultat d'une **recristallisation primaire**, et des nuclei (taille <1 μm) dispersés dans les zones de forte densité de dislocations. Les grains restaurés après un maintien de 1 h présentent une désorientation intra-granulaire maximale de 8 à 13°. Après 3 h de traitement thermique, la structure paraît très homogène (les principales zones non indexées étant la phase β), avec un taux de recristallisation très important, puisque la désorientation intra-granulaire maximale est alors de 4°. La présence de ces derniers grains non totalement recristallisés indique que ce temps de maintien est le meilleur compromis pour supprimer l'écrouissage tout en minimisant la croissance de grains.

Afin d'obtenir des informations plus exhaustives quant aux grains α après 3 h de traitement thermique, une analyse EBSD a été effectuée à plus faible grandissement, comme l'illustre la figure 2.15. Cette analyse permet de valider qu'aucune croissance de grains anormale n'a eu lieu, et autorise une analyse statistique sur la distribution de taille de grains (10 394 grains sur la carte 2.15a). Sur la figure 2.15b est illustrée la distribution de tailles de grains obtenue après recuit avec, à titre de comparaison, celle du matériau initial. De plus, la taille moyenne des grains, pondérée par leur surface visible dans les plans de coupe correspondants⁷, a été calculée : on trouve donc après traitement thermique une taille moyenne de 5,31 μm , au lieu de 9,09 μm pour le matériau initial. Ainsi, malgré la croissance de grains se produisant durant le traitement thermique, la taille de grains reste sensiblement inférieure à celle du matériau initial. Cet affinement résulte donc, d'après la **loi de Hall et Petch**, en une limite d'élasticité supérieure à celle du matériau initial, même après traitement thermique. De plus, la structure équiaxe et la très faible densité de dislocations sont très favorables à une déformation plastique ultérieure, comme une seconde passe de fluotournage.

2.4.2 Détensionnement

Il est clair que les contraintes résiduelles, telles que rapportées en partie 2.3.3, sont très défavorables pour une seconde passe, puisque celles-ci viendraient s'ajouter aux contraintes liées au nouvel écoulement. Ainsi, le traitement proposé par **GUNGOR et collab. [2007]**, c'est-à-dire 540 °C pendant 4 h, a été expérimenté sur le tube B, dans le but d'annihiler au maximum les contraintes résiduelles tout en conservant la microstructure du fluotournage. L'intensité de ces contraintes a été évaluée suivant la même méthode que précédemment (voir page 64 pour plus de détails). D'après les résultats de cette analyse,

6. On parle de recristallisation quand il y a mouvement des joints de grains, restauration sinon.

7. Conformément aux normes ISO 13067 et ASTM E2627-10

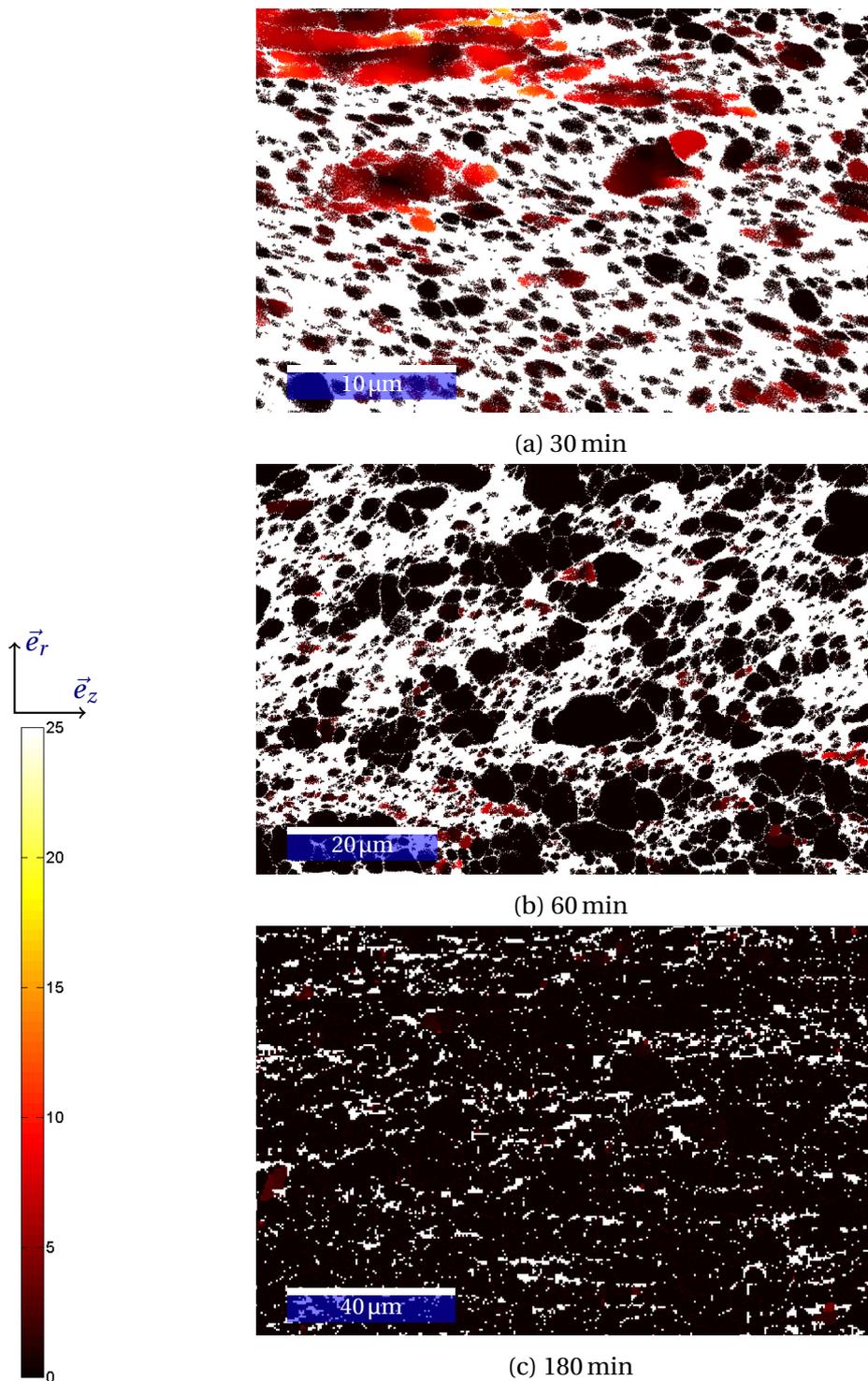
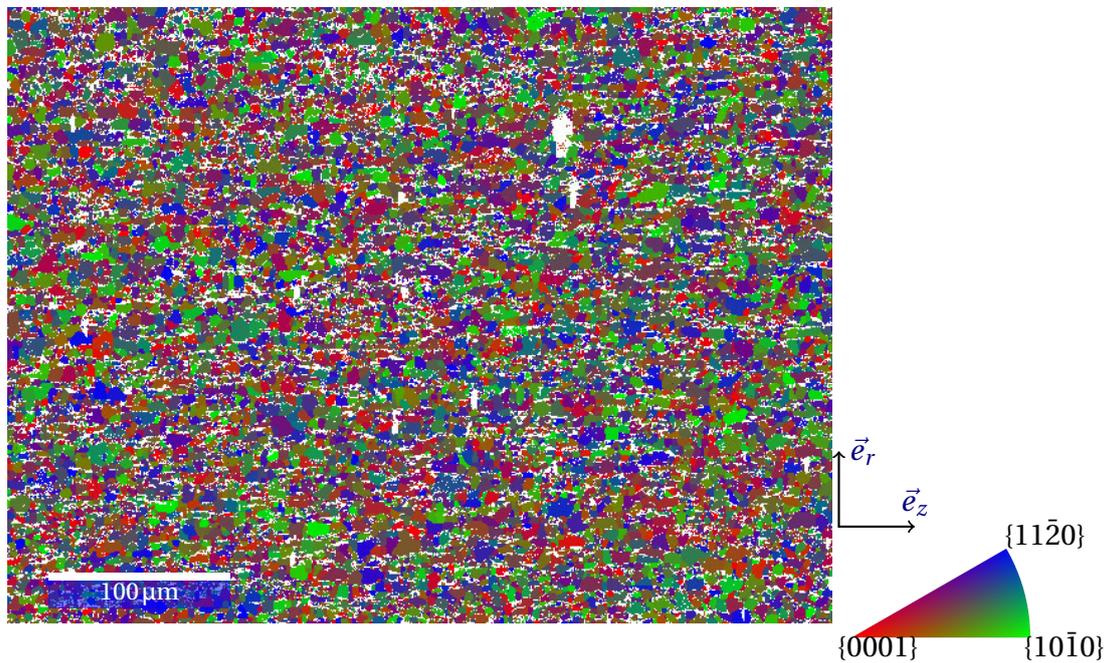
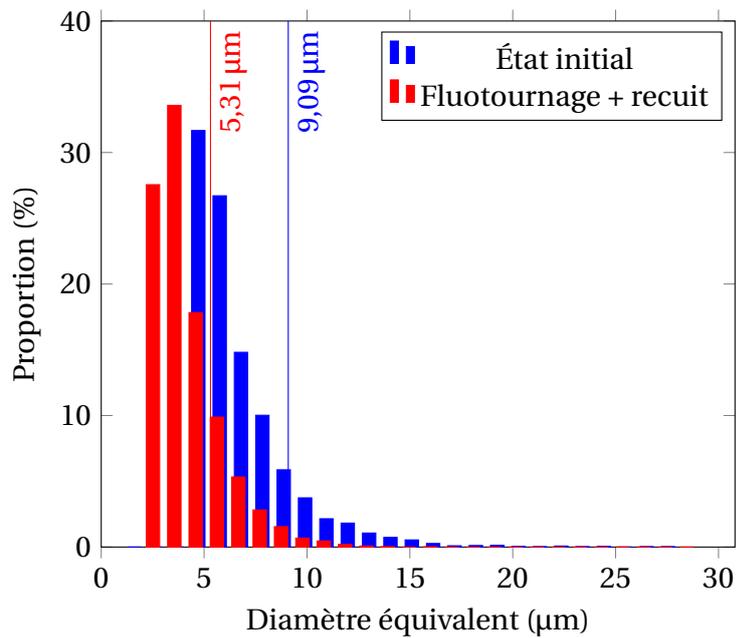


FIGURE 2.14 – Tube C (ELI) : cartes donnant la désorientation (en degrés) de chaque point indexé par rapport à l'orientation moyenne de son grain après traitement thermique à 700 °C, pour différents temps de maintien.



(a) Carte d'orientation de la phase α



(b) Distribution des tailles de grains α à l'état initial et après fluotournage et recuit α - β . Chaque ligne verticale indique la taille moyenne des grains (pondérée par la surface).

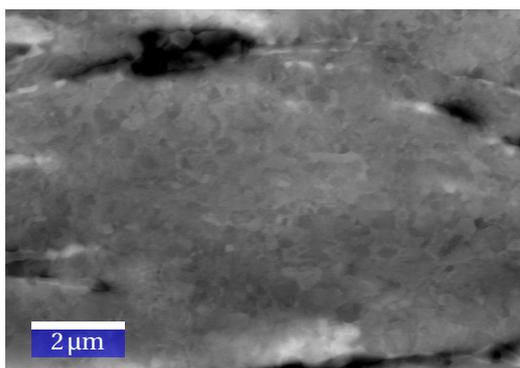
FIGURE 2.15 – Résultats de l'analyse EBSD à faible grandissement sur le matériau ELI après recuit de 3 h à $700\ ^\circ\text{C}$.

donnés dans le tableau 2.4, on peut en conclure que le traitement de détensionnement permet la suppression de 93 % des contraintes résiduelles.

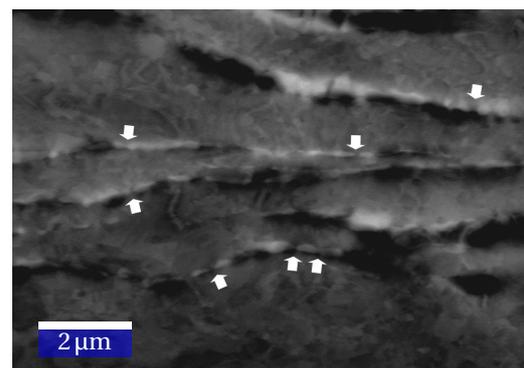
TABLEAU 2.4 – Mesures des contraintes résiduelles après traitement de détensionnement (540 °C pendant 4 h).

	Tube B après détens.	
Déplacements	D ₀ (mm)	79,1
	D ₁ (mm)	79,18
	u_{θ} (mm)	0,25
Contraintes de trac./compr. max.	WALTON [2002]	6,58 MPa
	GÜR et ARDA [2003]	6,56 MPa
Contrainte de cisaillement	eq.(2.9)	95,8 MPa

En parallèle, une micrographie MEB a été réalisée, telle qu'illustrée en figure 2.16, afin de conclure sur une possible évolution microstructurale. Il apparaît donc, d'après la figure 2.16a, que la phase α est très peu sensible au traitement de détensionnement proposé ici : la structure SMC rapportée en partie 2.3.2 semble conservée. L'évolution de la phase β , illustrée par la micrographie 2.16b, sera développée ci-après. De plus, des mesures de dureté (voir §2.7.2 p. 93) ont permis de confirmer que le traitement de détensionnement avait très peu d'influence sur le comportement du matériau.



(a) Micrographie de la phase α



(b) Sphéroïdisation et fractionnement de la phase β . Les flèches indiquent la fragmentation en sphérolites.

FIGURE 2.16 – Microstructure après recuit de détensionnement (détecteur BSE) : la phase α n'évolue pas ou très peu (a), tandis que la phase β se sphéroïdise, allant jusqu'à sa fragmentation (b).

2.4.3 Recristallisation de la phase β

Lors de l'analyse EBSD, aucune investigation n'a été faite quant à la phase β ⁸. La figure 2.16b montre une micrographie BSE du matériau après recuit de détensionnement. Sur celle-ci, il apparaît que les fibres β , très allongées et continues après fluotournage (cf. fig. 2.8 p. 62) se sphéroïdisent lors du traitement thermique, et ce jusqu'à leur sectionnement (comme indiqué par les flèches sur la figure 2.16b).

Cette faible stabilité thermique de la phase β indique que l'énergie stockée dans celle-ci après déformation y est très importante, ce qui suggère que sa densité de dislocations est très élevée, donc que cette phase n'a pas subi de RXD/DRV lors du fluotournage. La figure 2.17 illustre la microstructure obtenue après recuit α - β (700 °C pendant 3 h) : la sphéroïdisation est quasiment complète, et des grains quasi-équiaxes β se trouvent isolés dans la phase α . Cette structure, similaire à celle apportée par ZHEREBTSOV et collab. [2011a] après compression puis recuit α - β sur du TA6V lamellaire, confère nécessairement au matériau un comportement singulier, puisque les grains α ne sont plus contraints par la phase β environnante. On peut donc dès lors suspecter un comportement différent à la seconde passe de fluotournage.

Il est important de noter que les températures, ainsi que les temps de maintien requis pour activer cette sphéroïdisation β sont largement inférieurs à ceux rapportés par ZHEREBTSOV et collab. [2011b] (cf. §1.3.1 p. 25). Cette différence peut s'expliquer par le fait que la déformation de fluotournage ait été effectuée à des températures probablement plus faibles, et surtout à des vitesses de déformation beaucoup plus élevées que celles utilisées par les précédents auteurs. Cette différence résulte ainsi en une énergie stockée largement plus importante, d'où une cinétique de sphéroïdisation extrêmement rapide. De plus, les micrographies MEB (fig. 2.8 et 2.17) indiquent une proportion de phase β de l'ordre de 11,5 % avant recuit, et 7,9 % après⁹. La contribution du traitement thermique pour restabiliser la phase β est donc ici largement inférieure à celle rapportée par ZHEREBTSOV et collab. [2011b].

2.5 Évolution de la microstructure lors de la seconde passe

Grâce au traitement thermique proposé en partie 2.4.1, une seconde passe de fluotournage a pu être réalisée sur du TA6V ELI, pour un rétreint $t_{\%}$ de 55 %, soit une réduction totale de l'épaisseur de 80 %. Une telle réduction correspond à une déformation longitudinale vraie (ϵ_{longi}) de 1,70. La figure 2.18 donne une photographie du tube ainsi obtenu.

La micrographie MEB résultante est illustrée en figure 2.19. La structure héritée du traitement thermique est alors parfaitement reconnaissable, puisque les chapelets de par-

8. La méthode choisie pour le polissage (attaque électrolytique) rend même l'indexation EBSD de cette phase quasiment impossible, du fait du relief ainsi créé aux joints de grains et de la très faible taille des grains β .

9. Contre 8,4 % sur le matériau initial (ELI).

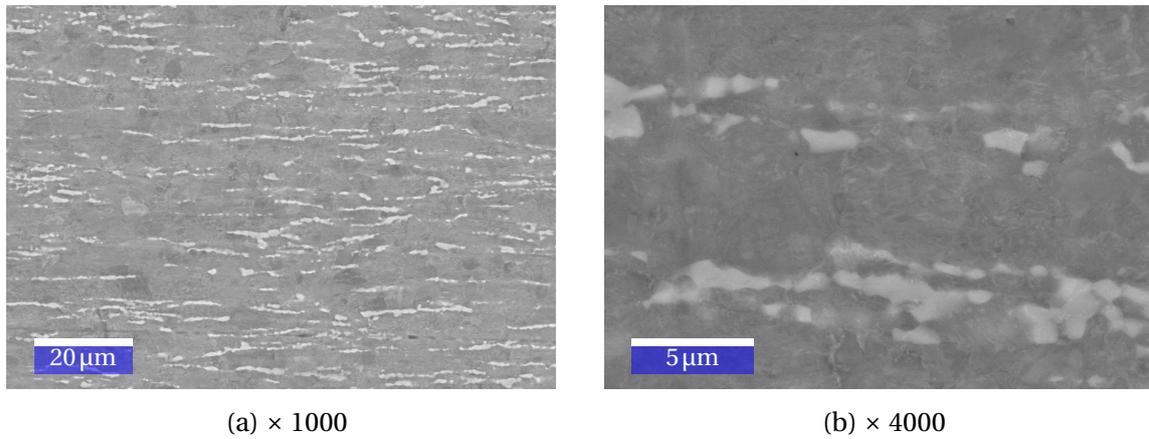
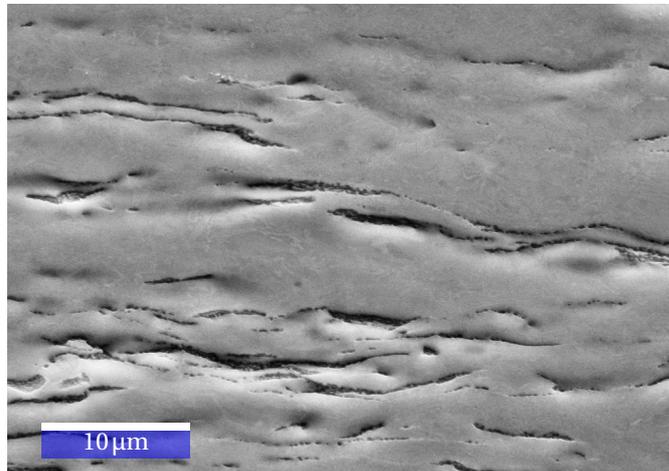


FIGURE 2.17 – Micrographie BSE (coupes longitudinales) du TA6V ELI après fluotournage et recuit α - β (700 °C pendant 3 h).

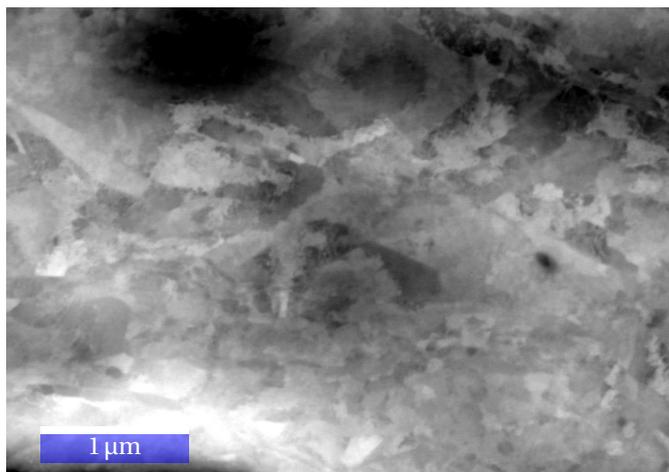


FIGURE 2.18 – Photographie du tube fluotourné deux fois, avec recuit α - β intermédiaire (à droite). À titre de comparaison, un tube fluotourné une fois a été mis sur la photographie.

ticules β , allongés suivant la direction longitudinale, sont toujours identifiables (fig. 2.19a), avec des épaisseurs de 200 à 500 nm. La micrographie BSE de la figure 2.19b suggère la présence notable de macles dans la phase α . Les données EBSD (figure 2.20) confirment cette hypothèse, mais surtout l'analyse de la désorientation permet de conclure que seul $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$ ($\Sigma 11b$) est visible dans la zone analysée.



(a) $\times 2500$ (détecteur d'électrons secondaires (SE2))



(b) $\times 25\,000$ (détecteur BSE)

FIGURE 2.19 – Micrographie MEB du TA6V après une seconde passe de fluotournage (coupes longitudinales).

Sur la figure 2.20, il est aisé d'identifier les grains parents des macles, de part leurs tailles et leurs voisinages respectifs. Il est donc possible de caractériser séparément l'orientation des grains parents, de celle des macles. Ainsi, la figure 2.21 illustre les figures de pôles construites depuis les orientations uniques de macles (représentées en bleu) et depuis celles de leurs grains parents (représentées en rouge). Il apparaît donc que seuls les grains orientés de façon à avoir leur axe \vec{c} parallèle à la direction longitudinale, et la direction $\{11\bar{2}0\}$ proche de la direction orthoradiale du tube, soient favorables au maclage, et qu'alors ce dernier s'effectue de façon à aligner la direction $\{0001\}$ avec la direction radiale. Ce mode de déformation est compatible avec la déformation macroscopique : le maclage $\Sigma 11b$

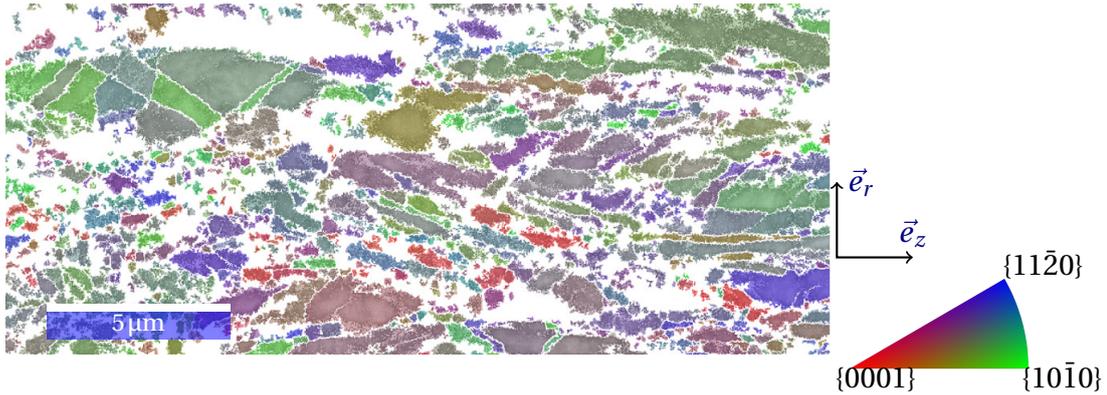


FIGURE 2.20 – Carte d’orientation de la phase α après seconde passe. Une échelle de gris, fonction du BC des figures de Kikuchi, a été superposée pour représenter la densité de dislocations.

étant de traction, son occurrence illustre la contrainte de traction appliquée parallèlement à l’axe \vec{c} sur le grain parent, et la contrainte de compression globalement orientée suivant la direction radiale. Avec le formalisme développé ci-après (partie 2.6), les orientations moyennes des macles et de leurs parents sont respectivement $\{\varphi_1 = 339^\circ, \phi = 89^\circ, \varphi_2 = 52^\circ\}$ et $\{\varphi_1 = 261^\circ, \phi = 25^\circ, \varphi_2 = 51^\circ\}$.

Sur la micrographie 2.19b, le lecteur notera de plus la présence de (sous-)grains α équiaxes (en bas à droite de la figure), de taille de l’ordre de 50 à 250 nm. Il est important de noter que de telles valeurs d’une taille de grains ne sont pas nécessairement bénéfiques pour le matériau en service, puisqu’il a été établi qu’à partir d’une taille critique, non seulement la loi de Hall et Petch n’était plus valide, mais surtout qu’une diminution de taille de grains pouvait s’accompagner d’un adoucissement du matériau, voire un changement de son module d’Young [MEYERS et collab., 2006].

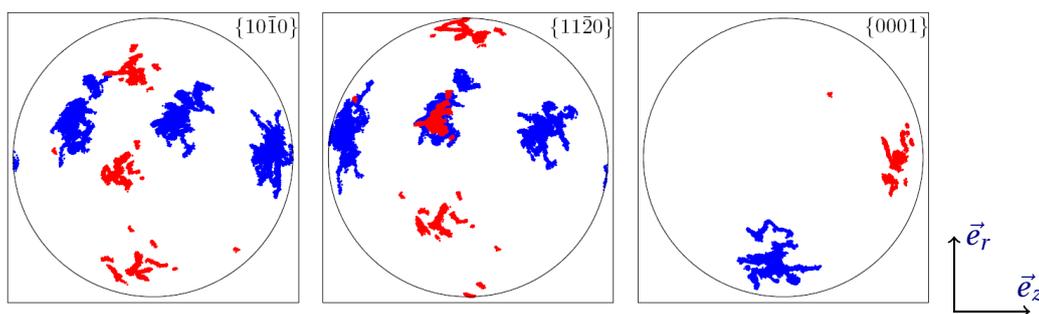


FIGURE 2.21 – Figures de pôles des orientations cristallines des macles (bleu) et de leurs grains parents (rouge) dans un plan longitudinal après seconde passe de fluotournage.

2.6 Texture cristallographique

Une analyse de texture a été effectuée depuis des données EBSD ou par DRX (voir §2.2.5 p. 59 pour plus de détails) sur les quatre échantillons principalement étudiés jusqu' alors : matériau initial (nuance ELI) tel que fourni par Timet, après la première passe de fluotournage (avec $t_{\%}=60\%$), après recuit α - β , puis après seconde passe ($t_{\%}=55\%$). Les figures de pôles ainsi obtenues dans des plans \vec{e}_{θ} - \vec{e}_z sont données figure 2.22. L'indice de texture J , tel que défini par l'équation (1.8), a été calculé dans chacun des cas.

La convention d'orientation de référence (c'est-à-dire $g_r = \{\varphi_1 = 0^\circ, \phi = 0^\circ, \varphi_2 = 0^\circ\}$) adoptée dans la suite de ce document est celle donnée par la relation (1.7), page 27.

2.6.1 Matériau initial

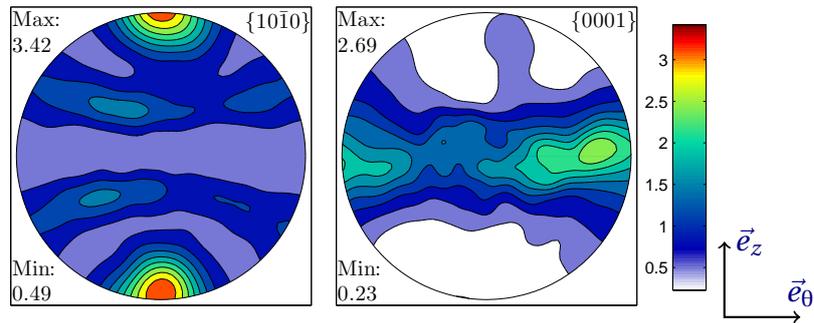
D'après la figure 2.22a, il apparaît que le matériau initial est très légèrement texturé ($J=1,6$), les directions $\{10\bar{1}0\}$ étant principalement orientées parallèlement à \vec{e}_z , et les directions basales étant perpendiculaires à celle-ci. Cette texture est directement héritée de son procédé de fabrication, comme la microstructure correspondante le suggère (cf. §2.3.1 p. 59) : la texture peut être assimilée à une texture classique de laminage de titane α [BOZZOLO et collab., 2006] à laquelle on ajouterait une symétrie de révolution autour de \vec{e}_z . Cette symétrie de révolution est en fait héritée de celle du procédé de fabrication (laminage en gorges). Sous cette hypothèse, on peut de plus conclure que le matériau n'a pas subi de croissance de grains lors du recuit consécutif au laminage [BOZZOLO et collab., 2005].

2.6.2 Après première passe de fluotournage

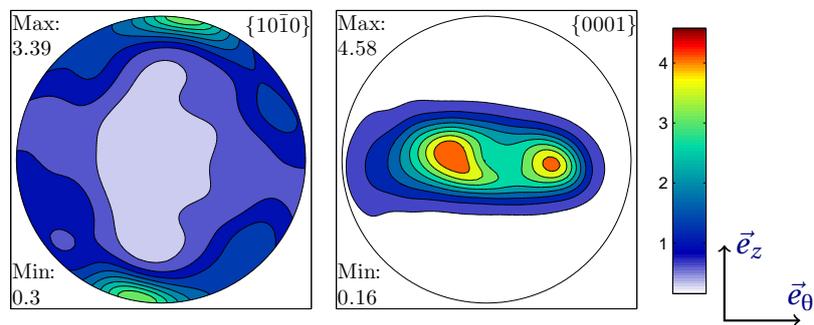
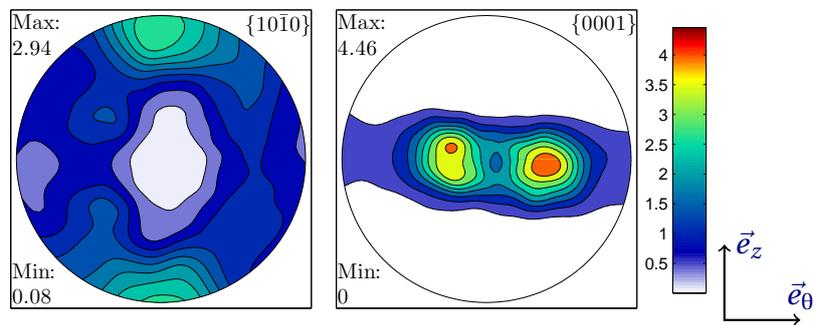
Après la première passe (figure 2.22b), le matériau montre une texture très ressemblante à la texture de laminage de titane α [BOZZOLO et collab., 2006], avec un indice de texture modéré ($J=2,1$). On notera toutefois que les pôles $\{10\bar{1}0\}$ sont légèrement inclinés par rapport à \vec{e}_z (environ 5°) et que les pôles $\{0001\}$ ne sont pas symétriques par rapport à \vec{e}_r , mais dont le centre est incliné d'environ 10° depuis \vec{e}_r vers \vec{e}_{θ} . De plus, une mesure des positions angulaires de ces pôles montre qu'ils sont distants de 60° l'un par rapport à l'autre (contre 70° en laminage).

Toutefois, il est important de noter que, du fait de la méthode d'analyse utilisée pour la DRX (cf. §2.2.5 p. 59), le balayage a nécessairement introduit un biais angulaire de quelques degrés (fonction de la largeur de l'échantillon balayé). Ce biais se traduisant donc par un léger étalement sur la direction \vec{e}_{θ} , il n'explique pas cet angle de 60° . Enfin, il est important de rappeler qu'aucun maclage n'a été observé ici sur l'échantillon fluotourné une fois, alors que ce mode de déformation est censé jouer un rôle majeur sur la texture finale après laminage de titane α [BOZZOLO et collab., 2006].

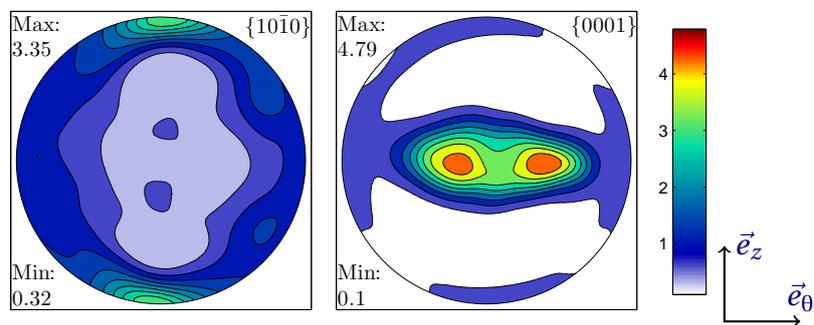
Soient $\mathcal{R}_{r\theta z}(\vec{e}_r, \vec{e}_{\theta}, \vec{e}_z)$ la base locale et $\mathcal{R}'(\vec{e}_r, \vec{e}_{\theta'}, \vec{e}_z)$ et $\mathcal{R}_{\text{rot}}(\vec{e}_R, \vec{e}_{\Theta}, \vec{e}_Z)$ deux nouvelles



(a) Matériau initial (ELI). J=1,6

(b) Première passe : $t_v=60\%$. J=2,1

(c) Recuit : 700 °C pendant 3 h, J=2,4

(d) Seconde passe : $t_v=55\%$ FIGURE 2.22 – Figures de pôles de la phase α aux différentes étapes de mise en forme (projections d'égal aire).

bases, définies par les rotations successives suivantes :

$$\mathcal{R}_{r\theta z}(\vec{e}_r, \vec{e}_\theta, \vec{e}_z) \xrightarrow[\vec{e}_r, -5^\circ]{\text{rotation}} \mathcal{R}'(\vec{e}_r, \vec{e}_{\theta'}, \vec{e}_z) \xrightarrow[\vec{e}_z, -10^\circ]{\text{rotation}} \mathcal{R}_{\text{rot}}(\vec{e}_R, \vec{e}_\Theta, \vec{e}_Z) \quad (2.12)$$

La figure 2.23 illustre les différentes rotations décrites par la relation précédente. Ainsi, il est possible de caractériser les ODF résultant par rapport à la base \mathcal{R}_{rot} (selon la convention proposée en partie 1.4.1), comme illustré sur la figure 2.24.

On remarque ainsi que l'ODF est alors très ressemblante à celle rapportée par **BOZZOLO et collab.** [2006] après laminage à froid de **titane CP** pour un taux de réduction ($r_\%$) compris entre 50 et 80 %. De telles réductions correspondent à une déformation vraie comprise entre 0,80 et 1,86¹⁰. Cet intervalle est cohérent avec la déformation longitudinale due au fluotournage calculée précédemment ($\epsilon_{\text{longi}}=1,0$). Toutefois, les maxima des sections d'ODF se trouvent alors à $\{\varphi_1 = 0/180^\circ, \phi = 30^\circ, \varphi_2 = 0^\circ\}$, plutôt que $\{\varphi_1 = 0/180^\circ, \phi = 35^\circ, \varphi_2 = 0^\circ\}$ (ce qui est conforme avec l'écart de 60° entre les deux pôles $\{0001\}$).

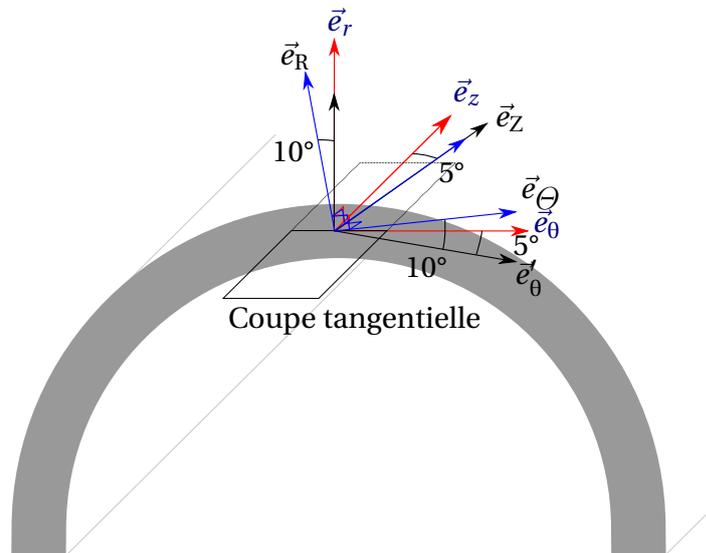


FIGURE 2.23 – Définition des bases locales $\mathcal{R}_{r\theta z}$ (en rouge), \mathcal{R}' (en noir) et \mathcal{R}_{rot} (en bleu), représentées sur une moitié de tube.

D'après les conclusions précédentes, on peut donc supposer que le matériau fluotourné s'écoule globalement comme en laminage dans la base \mathcal{R}_{rot} . De fait, on peut faire l'hypothèse de déformations planes dans cette base, et proposer comme gradient de déformation le tenseur suivant :

$$\mathbb{E}_{\text{rot}} \approx \mathbb{I}_{\text{RZ}} \cdot \epsilon_{\text{ZZ}} \quad \text{avec} \quad \mathbb{I}_{\text{RZ}} = \begin{pmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (2.13)$$

ϵ_{ZZ} étant la déformation suivant ZZ. Soit $\mathbb{R}'_{r\theta z}$ et \mathbb{R}'_{rot} les matrices de rotation de $\mathcal{R}_{r\theta z}$ à \mathcal{R}' et de \mathcal{R}' à \mathcal{R}_{rot} , respectivement. Le tenseur des déformations peut alors s'écrire dans

10. En utilisant $\bar{\epsilon} = -2/\sqrt{3} \log(1 - r_\%)$ [YANG et collab., 2010]

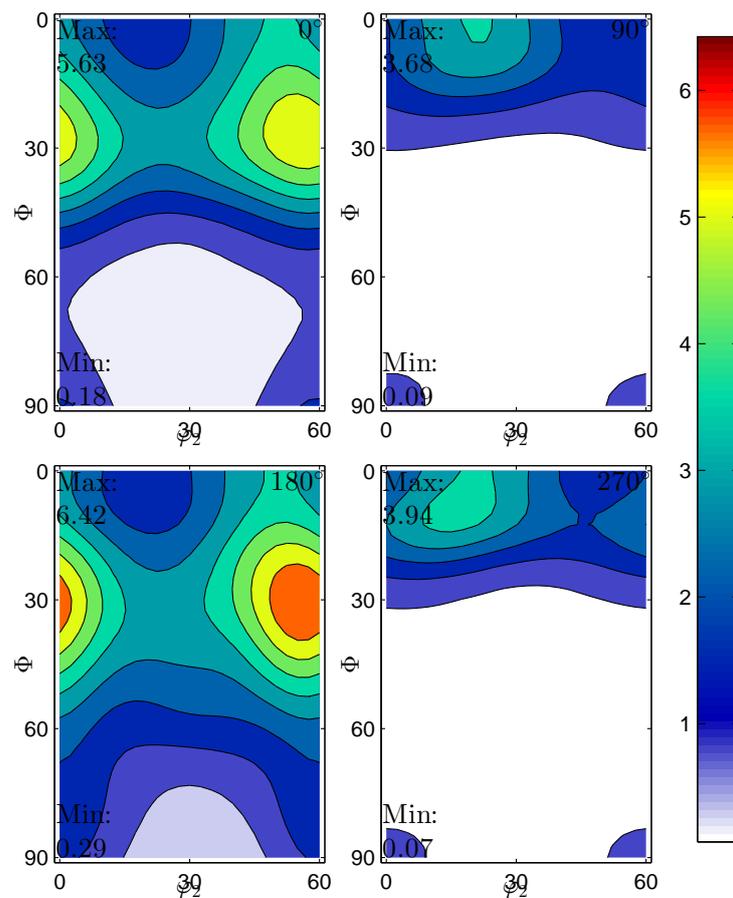


FIGURE 2.24 – Sections d'ODF à $\phi_1=0, 90, 180$ et 270° (phase α uniquement) donnée par rapport au repère \mathcal{R}_{rot} , du TA6V ELI après une première passe de floutournage.

$\mathcal{R}_{r\theta z}$:

$$\mathbb{E}_{r\theta z} \approx (\mathbb{R}'_{r\theta z} \cdot \mathbb{R}'^{\text{rot}}) \cdot \mathbb{I}_{\text{RZ}} \cdot (\mathbb{R}'_{r\theta z} \cdot \mathbb{R}'^{\text{rot}})^{-1} \cdot \varepsilon_{ZZ} \quad (2.14)$$

Les deux angles de rotation introduits par la relation (2.12) donnent donc :

$$\mathbb{E}_{r\theta z} = \begin{pmatrix} -0,9698 & 0,1704 & -0,0149 \\ 0,1704 & -0,0223 & 0,0894 \\ -0,0149 & 0,0894 & 0,9922 \end{pmatrix} \cdot \varepsilon_{ZZ} \quad (2.15)$$

Sous l'hypothèse d'invariant par rotation (équation 2.8), soit U_θ le déplacement orthoradial de la matière entre la configuration initiale et la configuration flutournée. On peut alors écrire :

$$\varepsilon_{\theta z} = \frac{1}{2} \cdot \frac{\partial U_\theta}{\partial z} = 0,0894 \cdot \varepsilon_{ZZ} \quad (2.16a)$$

$$\varepsilon_{rr} = -0,9698 \cdot \varepsilon_{ZZ} \quad (2.16b)$$

Un taux de rétreint de 60 % correspond à une déformation vraie dans l'épaisseur ε_{rr} d'une valeur de $-0,9163$. Ainsi, la résolution des équations (2.16) nous donne enfin :

$$\frac{\partial U_\theta}{\partial z} = -0,169 \quad (2.17)$$

Parallèlement, les angles d'hélice relevés en partie 2.3.2 (donnés tableau 2.1) étant directement liés au cisaillement $\varepsilon_{\theta z}$, on a :

$$\tan \theta = \frac{\partial U_\theta}{\partial z} \quad (2.18)$$

On trouve donc :

$$\frac{\partial U_\theta}{\partial z} = 0,18 \quad (2.19)$$

Au signe près¹¹, les valeurs calculées depuis les « directions principales » de texture et mesurées sur la microstructure du cisaillement induit par le flutournage sont donc sensiblement identiques. Ce résultat suggère qu'il y ait bijectivité entre texture cristallographique et directions d'écoulement de la matière.

2.6.3 Après recuit α - β

Après recuit α - β (figure 2.22c), la texture augmente très légèrement ($J=2,4$), les principaux pôles résultant de la première passe de flutournage restant visibles. Malgré la croissance de grains évoquée en partie 2.4.1, il ne semble pas y avoir eu rotation des mailles autour de leur axe \vec{c} , mais simplement une homogénéisation globale, comme en témoignent les diminutions des maxima des pôles et l'indice de texture.

11. Dépend de l'orientation du repère.

En reprenant la base \mathcal{R}_{rot} introduite précédemment, il est possible de tracer l'ODF de la phase α après recuit α - β , comme illustré en figure 2.25. Le maximum est atteint en $\{\varphi_1=0^\circ, \phi=33^\circ, \varphi_2=0^\circ\}$ ($5,7 \times$ aléat.), mais le fait que les deux pôles $\{0001\}$ visibles sur la figure de pôles correspondante ne soient pas symétriques résulte en une section d'ODF homogène pour $\varphi_1=180^\circ$. Les sections d'ODF confirment que la texture a peu évolué pendant le traitement thermique (cf. fig. 2.24), et qu'elle reste donc très ressemblante à une texture de laminage à froid [BOZZOLO et collab., 2006].

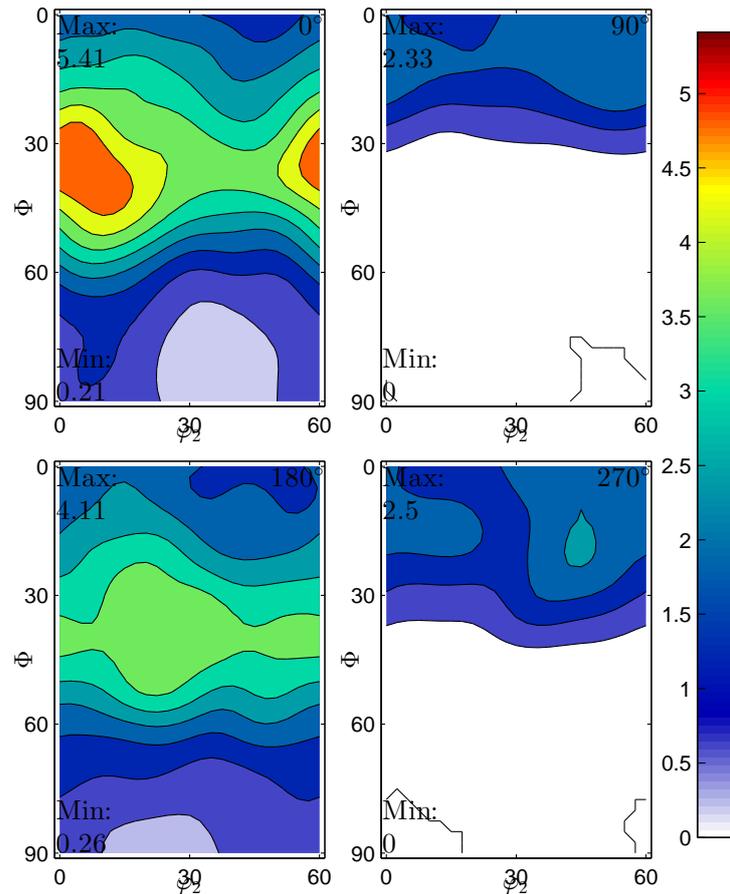


FIGURE 2.25 – Sections d'ODF à $\varphi_1=0^\circ$, $\varphi_1=90^\circ$, $\varphi_1=180^\circ$ et $\varphi_1=270^\circ$ (phase α uniquement), données par rapport au repère \mathcal{R}_{rot} , après recuit α - β .

2.6.4 Après seconde passe de fluotournage

La seconde passe de fluotournage ne fait que très peu évoluer la texture (figure 2.22d), puisque l'indice de texture reste sensiblement identique ($J=2,2$), et que la composante basale quasi-symétrique par rapport à la direction radiale reste visible, avec des pôles $\{10\bar{1}0\}$ préférentiellement alignés avec la direction longitudinale. Le centre des deux pôles $\{0001\}$ reste toujours incliné d'environ 10° par rapport à \vec{e}_r , mais ceux-ci sont alors distants de 45° l'un par rapport à l'autre.

Néanmoins, une nouvelle composante apparaît, caractérisée par la perpendicularité de $\{0001\}$ par rapport à \vec{e}_r . Cette composante est à relier au maillage, évoqué en partie 2.5.

Toutefois, d'après l'analyse EBSD, les macles semblent avoir toujours leur axe \vec{c} parallèle à \vec{e}_z , alors que la figure de pôles {0001} suggère que les macles aient leurs axes \vec{c} presque uniformément répartis de façon perpendiculaire à \vec{e}_r .

La figure 2.26 donne des sections d'ODF de la phase α après la seconde passe de fluotournage, dans la base $\mathcal{R}_{r\theta z}$. On remarque alors que pour les sections $\varphi_1=0^\circ$ et 180° , l'ODF est cette fois encore très ressemblante à une texture de laminage, notamment pour $\varphi_1=180^\circ$. L'asymétrie entre les sections $\varphi_1=0^\circ$ et $\varphi_1=180^\circ$ reste très marquée, ce qui s'explique par l'asymétrie de la déformation imposée par le fluotournage. La composante « en anneau » des directions {0001} sur la figure de pôles correspondante se traduit par une composante $\phi=90^\circ$, visible sur les sections $\varphi_1=0, 90, 135, 180$ et 270° .

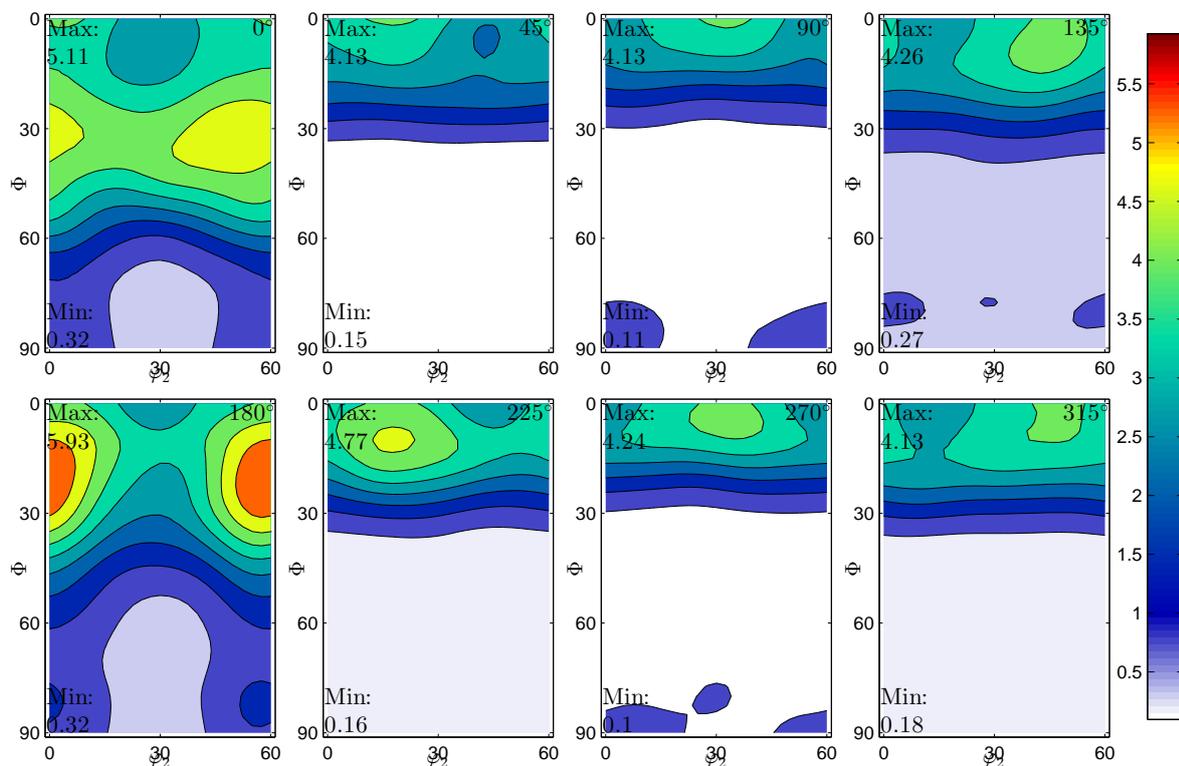


FIGURE 2.26 – Sections d'ODF à φ_1 constant (phase α uniquement) après seconde passe de fluotournage dans la base $\mathcal{R}_{r\theta z}$.

2.6.5 Conclusion quant à l'évolution de texture

La texture issue de la première passe de fluotournage, principalement caractérisée par des pôles {0001} inclinés de $-20/+40^\circ$ par rapport à \vec{e}_r le long de \vec{e}_θ , reste stable malgré le traitement thermique et la seconde passe. Cette première passe est donc déterminante sur la texture finale, donc sur les propriétés mécaniques du tube en fin de gamme de fabrication.

Le rapprochement des directions {10 $\bar{1}$ 0} de \vec{e}_z entre la première passe et la seconde suggère que plus le taux de rétreint est important, plus la texture est similaire à une

texture de laminage. Cette hypothèse est par ailleurs compatible avec l'angle d'hélice décrit précédemment (noté θ) : plus $t_{\%}$ est élevé, plus θ est faible (voir tableau 2.1, page 55).

2.7 Influence du fluotournage sur le comportement du matériau

2.7.1 Comportement macroscopique

Compte tenu des déformations appliquées au matériau lors du fluotournage, on peut s'attendre à un accroissement notable des propriétés mécaniques, du fait de l'écroutissage d'une part, et du raffinement de la taille de grains d'autre part (d'après la *loi de Hall et Petch*). Toutefois, la géométrie tubulaire des échantillons complique beaucoup la mise en œuvre d'essais mécaniques conventionnels, comme la traction simple ou les essais de fatigue. De plus, les anisotropies de microstructure (§2.3.2 p. 59) et de texture cristallographique (§2.6 p. 76) suggèrent une anisotropie mécanique. Cette dernière implique donc que des essais mécaniques soient réalisés selon différentes directions des tubes fluotournés. S'il est relativement aisé de procéder à un essai de traction selon la direction longitudinale d'un tube, ce même essai est beaucoup plus difficile à réaliser selon les directions radiale et orthoradiale sur des tubes fins. Un essai a donc été conçu pour la compression radiale de tube, basé sur une méthode d'analyse inverse.

Dans le cas présent, l'analyse inverse consiste à chercher les paramètres de la loi de comportement qui, utilisés pour la simulation de l'essai de compression radial, donnent une réponse (en terme d'efforts sur les outils) la plus proche possible de celle mesurée expérimentalement. Soit F_i l'effort mesuré à la date t_i lors de l'essai de compression, et \tilde{F}_i l'effort obtenu en simulation à cette même date ; l'objectif de l'analyse inverse est alors de minimiser la fonction \mathcal{F} définie comme suit :

$$\mathcal{F} = \sum_i \frac{(F_i - \tilde{F}_i)^2}{F_i^2} \quad (2.20)$$

Objectifs

L'objectif premier est d'identifier une loi de comportement par compression d'un premier anneau (que l'on appellera anneau (1)) fluotourné puis détensionné. Après avoir identifié cette loi par analyse inverse, un autre essai de compression sera effectué sur un autre anneau brut de fluotournage (que l'on notera anneau (2)), pour mesurer l'effet des contraintes résiduelles sur le comportement en compression, et les évaluer par analyse inverse. La méthode proposée ici est résumée figure 2.27.

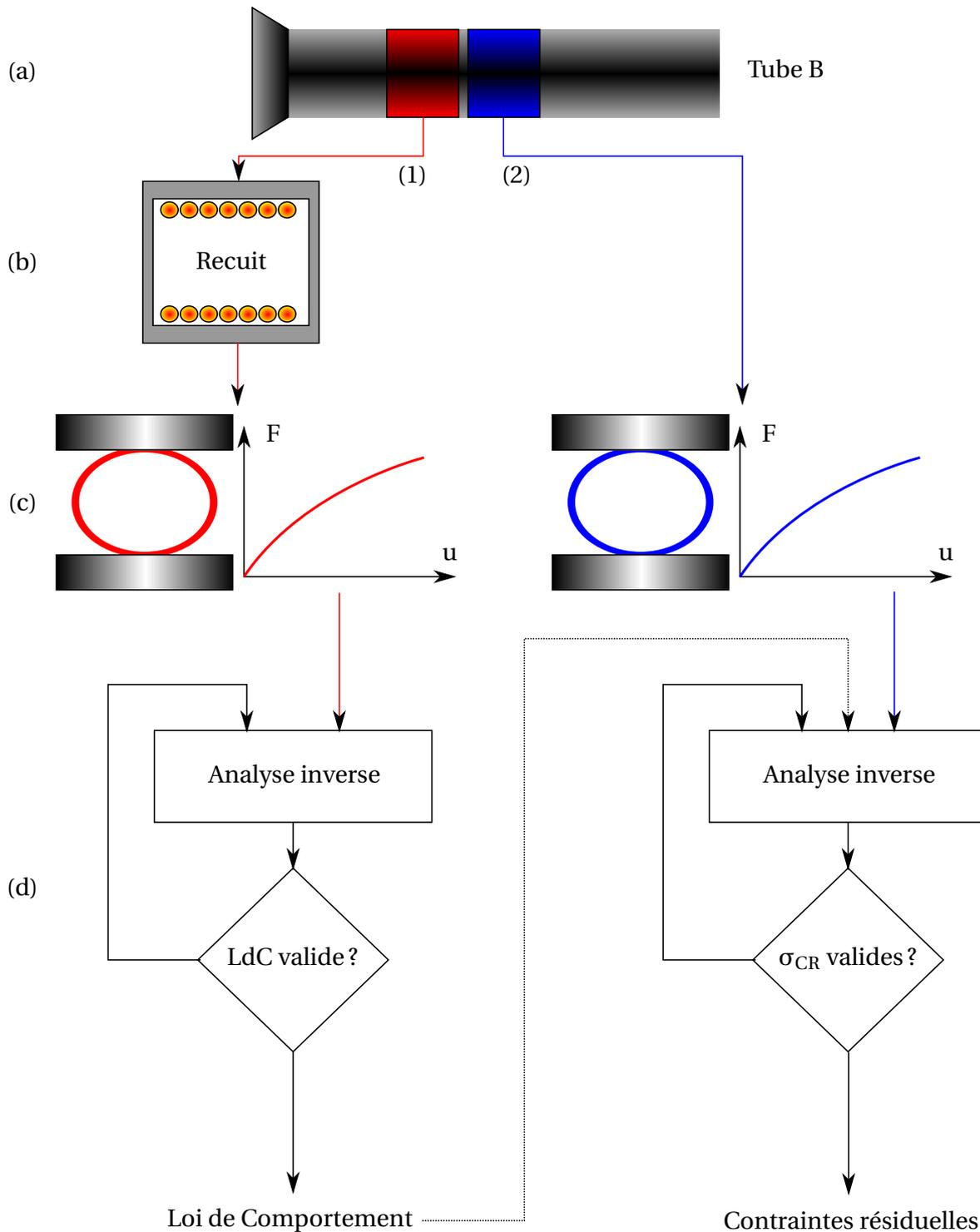


FIGURE 2.27 – Illustration schématique de la méthode d’identification de la loi de comportement résultant du flutournage (sur l’anneau (1)) et des contraintes résiduelles (sur l’anneau (2)) : (a) découpe des anneaux, (b) recuit de détensionnement, (c) compression des anneaux, (d) analyse inverse.

Hypothèses

Afin d'assurer la consistance des deux anneaux en terme de déformation, ceux-ci ont été prélevés dans un même tube fluotourné. L'anneau (1) a subi un recuit de détensionnement (comme décrit en partie 2.4.2). L'hypothèse est donc que la loi de comportement mécanique de l'anneau (1) est la même que celle de (2), c'est-à-dire que le traitement thermique n'a pas affecté le comportement macroscopique de l'anneau (2). Comme il a été établi en partie 2.4.2, le traitement n'a que très peu affecté la phase α , seule la phase β s'étant sphéroïdisée. Sous l'hypothèse de faibles déformations plastiques, on peut supposer que la forme des grains β joue un rôle minime sur le comportement macroscopique, donc que le traitement thermique a modifié de façon négligeable le comportement du matériau.

Méthodes

Afin d'éviter le flambage des anneaux, ceux-ci ont été coupés de façon à obtenir la plus grande longueur possible pour chacun d'eux (soit 38 mm). Ceci a de plus permis de limiter les effets de bord (dus notamment aux contraintes résiduelles) et de minimiser l'impact de la découpe sur le comportement global des échantillons.

Les essais de compression ont été conduits sur une machine de traction/compression hydraulique, à vitesse de déplacement relatif des tas imposée à $0,1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, et ce jusqu'à rupture des anneaux. Afin de minimiser le matage de la surface de contact tas-anneau, un montage spécifique a été fabriqué afin d'utiliser une cale en acier trempé. Une photographie du montage correspondant est donnée sur la figure 2.28

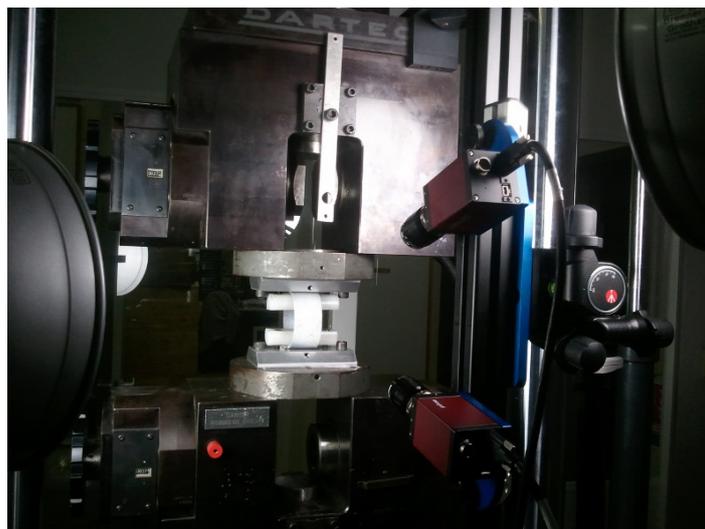


FIGURE 2.28 – Photographie du montage pour la compression d'anneaux. Les rondins blancs (en plastique tendre pour ne pas introduire d'efforts supplémentaires) servent à empêcher l'éjection de l'anneau lors de la compression.

Compte tenu des nombreuses symétries de l'anneau et afin de diminuer les temps de calcul, les simulations numériques nécessaires à l'analyse inverse ont été réalisées sur un

quart d'anneau. De plus, l'essai de compression de l'anneau (1) a été fait sous l'hypothèse de déformations planes, permettant ainsi d'utiliser un maillage bidimensionnel¹². La simulation des contraintes résiduelles a été réalisée grâce au logiciel EF FORGE© — décrit en partie 3.2.1, page 109 — par la technique proposée par CERUTTI et MOCELLIN [2014]. Celle-ci consiste en l'application d'un champ de contraintes au maillage initial, ce champ étant fonction des coordonnées (cylindriques) des nœuds de ce maillage. L'analyse inverse a été effectuée sous ce même logiciel suivant la méthode *meta-model assisted evolution strategy* [FOURMENT et collab., 2009]. Pour l'identification de la loi de comportement, le modèle suivant a été utilisé pour le calcul de la contrainte de Von Mises (σ_{VM}) :

$$\sigma_{VM} = A \cdot \exp(-K.T) \cdot \bar{\epsilon}^n \cdot \dot{\epsilon}^m \quad (2.21)$$

l'analyse reposant sur l'identification des coefficients A et n . Pour la résolution des contraintes résiduelles, l'optimisation a porté sur la valeur maximale de la contrainte de traction $\sigma_{\theta\theta_{max}}$, toujours sous l'hypothèse d'une distribution linéaire de part et d'autre de la fibre neutre (voir figure 2.12). Afin de prendre en compte le jeu initial entre les tas et l'anneau, difficilement mesurable, une variable d'ajustement (Δu) a été introduite dans chacune des optimisations.

Résultats

Les résultats des essais de compression des anneaux, en terme de mesure d'efforts en fonction du déplacement relatif imposé aux tas de la machine de compression, sont donnés figure 2.29. Il est alors clair que l'effort nécessaire à la déformation du tube recuit est supérieur à celui du tube brut de fluotournage. Cette différence peut s'expliquer par la présence des contraintes résiduelles, qui rapprochent ainsi le matériau de sa limite d'élasticité, donc augmentent d'autant la contrainte locale appliquée au matériau, d'où un durcissement apparent [GUNGOR et collab., 2005]. De plus, il est clair que les contraintes résiduelles augmentent la ductilité macroscopique. Dans les deux cas, la fissuration s'est faite sous le sommet de chaque tube (surface intérieure, près du tas supérieur). Cette dernière ayant lieu lorsque les contraintes de traction deviennent trop importantes dans cette zone, il est normal que les contraintes résiduelles (de compression à l'intérieur, voir partie 2.3.3) retardent l'occurrence de cette fissuration. Cette hypothèse est par ailleurs compatible avec le fait que la fissuration se soit dans les deux cas faite à un effort d'écrasement quasiment identique ($\sim 15\,400$ N).

Les résultats de l'analyse inverse, quant à eux, donnent les résultats indiqués dans le tableau 2.5. À titre de comparaison, les paramètres identifiés sur le matériau initial (détaillé en partie 3.3, page 117) sont donnés dans ce même tableau. Les courbes de

12. La méthode utilisée en simulation pour l'application des contraintes résiduelles [CERUTTI et MOCELLIN, 2014] ne fonctionnant que sur les maillages tridimensionnels, un maillage 3D a été utilisé pour la simulation de la compression de l'anneau (2).

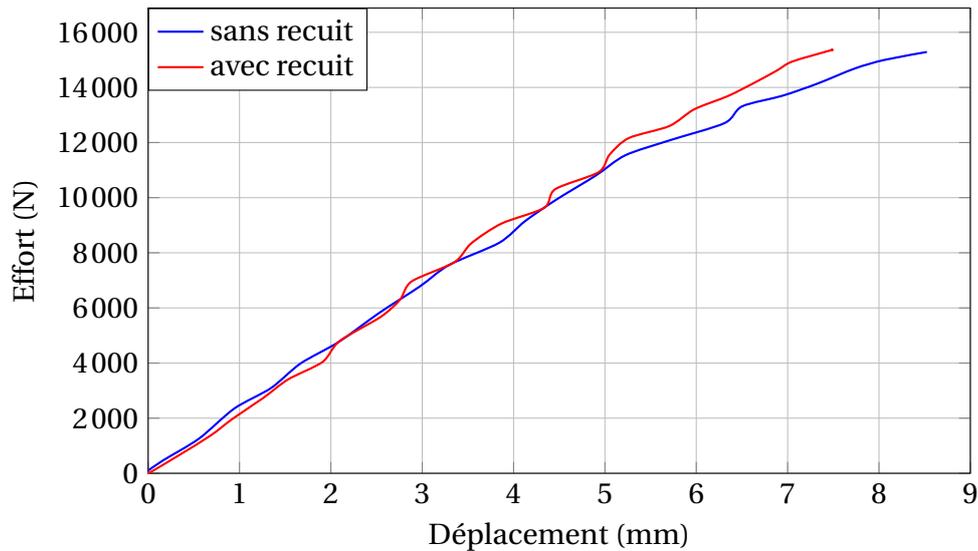


FIGURE 2.29 – Résultats bruts des essais de compression des anneaux : courbes force-déplacement mesurées par la machine de compression.

traction correspondantes sont illustrées figure 2.31. Si la valeur du $R_{p0,2}$ a été évaluée entre 682 et 888 MPa pour le matériau initial (ELI), la loi de comportement identifiée après fluotournage résulte en un $R_{p0,2}$ de 1102 MPa, soit une augmentation de plus de 13 %. Cette augmentation est bien entendu à rapporter à l'affinement de taille de grains, grâce à la loi de Hall et Petch.

Toutefois, il apparaît que la valeur de $\sigma_{\theta\theta_{\max}}$ trouvée ici (819 MPa) est alors largement plus grande que celle identifiée en partie 2.3.3 (pour rappel, on avait pour le tube (B) une valeur de $\sigma_{\theta\theta_{\max}}$ de l'ordre de 101 MPa). De plus, en comparant la valeur trouvée ici avec la valeur du $R_{p0,2}$, les contraintes résiduelles maximales représenteraient plus de 82 % du domaine élastique, ce qui est peu probable¹³.

TABLEAU 2.5 – Résultats des analyses inverses pour l'identification de la loi de comportement du matériau fluotourné et des contraintes résiduelles.

	Matériau initial		Matériau fluotourné
	Compression	Torsion	
A	1313	1677	2112
n	0,065 941 9	0,1685	0,138 354 09
m	$8,943\ 09 \times 10^{-3}$	$4,41 \times 10^{-4}$	$8,943\ 09 \times 10^{-3}$
$\sigma_{\theta\theta_{\max}}$			819 MPa

13. On rappelle que l'hypothèse, adoptée ici, de distribution linéaire des contraintes est celle qui minimise les valeurs maximales.

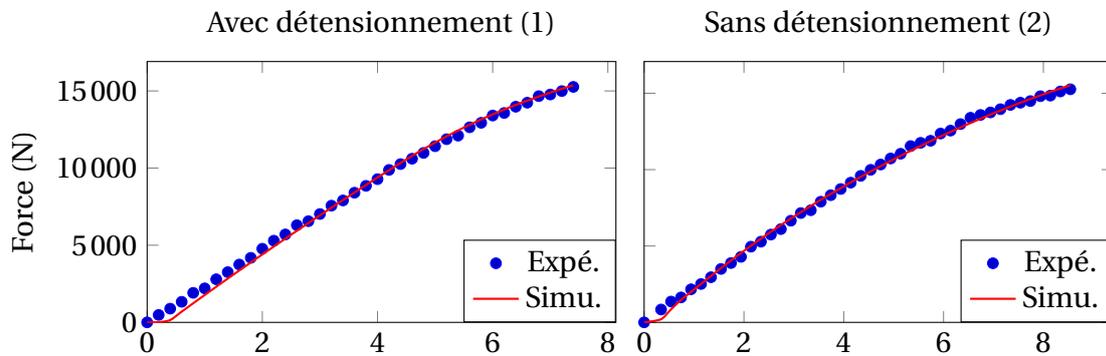


FIGURE 2.30 – Comportement du tube après fluotournage : comparaison des données expérimentales et des résultats de simulations numériques.

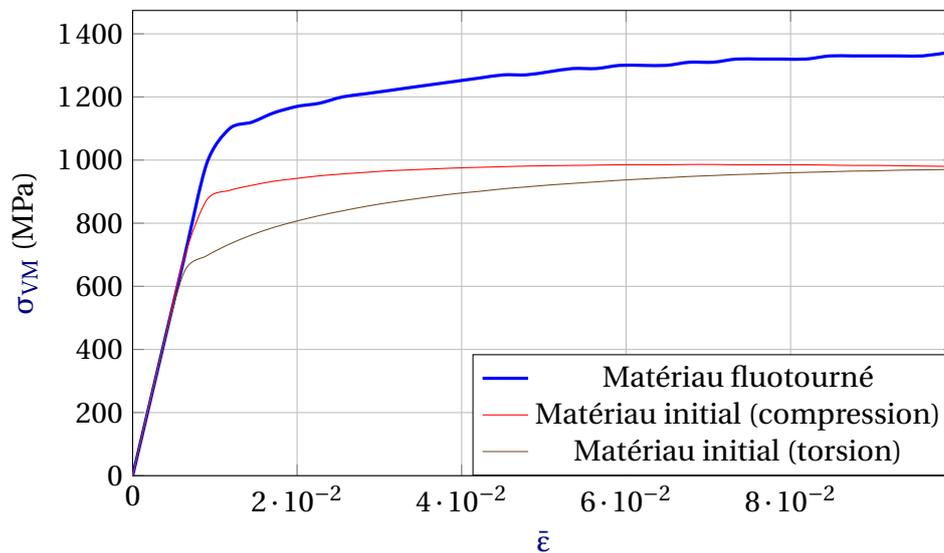


FIGURE 2.31 – Courbe de traction correspondant à la loi de comportement identifiée sur le tube fluotourné (en bleu) et courbes correspondant au matériau initial (cf. §3.3 p. 117) pour $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$.

Analyse de la rupture

Chacun des essais ayant été réalisé jusqu'à rupture, le faciès de chacune d'elles a été observé au MEB, comme illustré sur la figure 2.32. On remarque ainsi qu'à l'échelle macroscopique (fig. a et c), les faciès présentent des stries, espacées de 150 μm en moyenne et globalement orientées selon la direction radiale, avec toutefois une courbure orientée vers la direction opposée à l'avance des molettes (V_f), ces stries étant beaucoup plus marquées si aucun détensionnement n'a été fait. Celles-ci peuvent être le résultat de l'écoulement de la matière lors du fluotournage [BAESLACK III et HAGEY, 1988], ce qui confirmerait l'hypothèse de déformation par ASB, ou être dues au clivage [ROSENFELD et collab., 1983]. Ce dernier phénomène étant propre aux ruptures en fatigue, ceci indiquerait que la mise en forme préalable à l'essai d'écrasement a endommagé le matériau.

La micrographie de la figure 2.32b montre que le faciès est principalement constitué de cupules, preuve d'une rupture ductile. La taille moyenne de ces cupules est d'environ 1 μm , soit une valeur très proche de la taille des grains α relevés en partie 2.3.2. La micrographie de la figure 2.32d montre quant à elle la coexistence de deux figures élémentaires : des cupules d'une part et des nodules quasi-equiaxes d'autre part, avec de plus des surfaces qui apparaissent lisses sur la micrographie. La taille cupules est d'environ 1 μm — ce qui tend à confirmer la non croissance des grains lors du recuit de détensionnement — tandis que les nodules présentent une taille plus variable (de 0,5 à 3 μm). La différence de faciès, qui indique que la rupture est plus fragile sans traitement thermique, peut s'expliquer soit par la présence des contraintes résiduelles, soit par la sphéroïdisation des grains β lors du traitement de détensionnement.

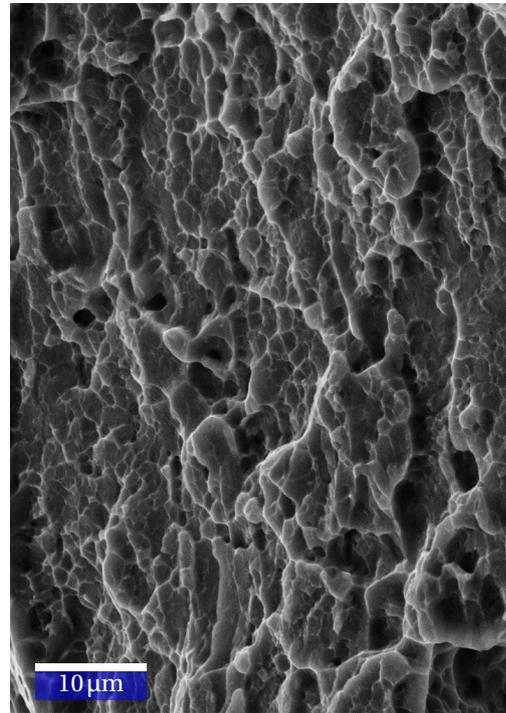
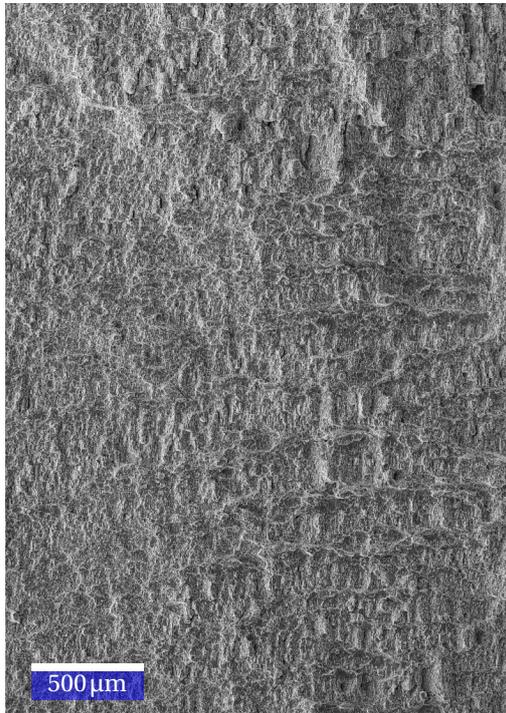
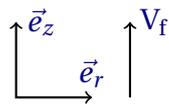
2.7.2 Mesures de microdureté

Si les essais proposés ci-avant permettent une caractérisation, au moins qualitative, du comportement macroscopique des tubes fluotournés, ceux-ci négligent :

1. l'hétérogénéité de comportement du matériau en fonction de la position radiale,
2. l'anisotropie induite par le fluotournage.

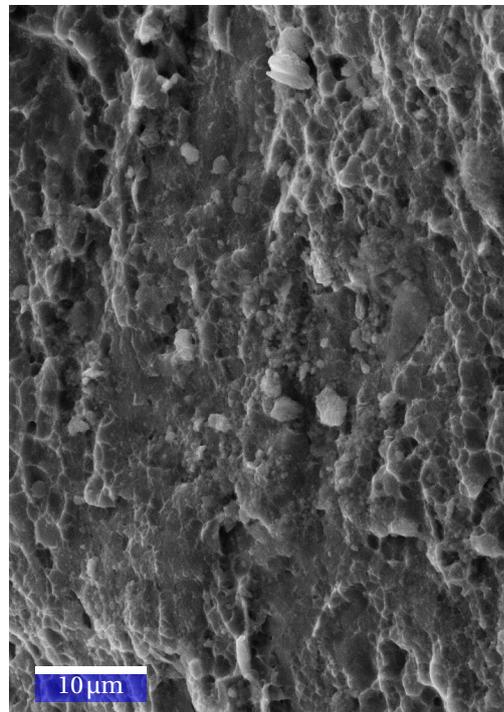
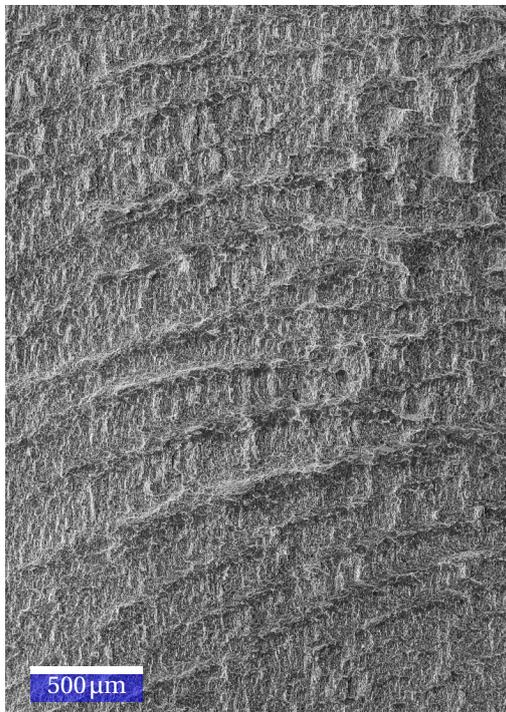
L'hétérogénéité mécanique supposée est liée au gradient de déformation lors du fluotournage (la matière proche de la surface intérieure étant la moins déformée [ROY et collab., 2009]). L'anisotropie peut être induite par la texture cristallographique, comme rapporté en partie 2.6, ou par l'anisotropie de microstructure (fibrage dans la direction longitudinale, voir parties 2.3 et 2.5).

Pour caractériser ces deux propriétés, des mesures de micro-dureté ont été effectuées à différentes positions dans l'épaisseur et suivant différentes directions d'indentation. L'échelle de dureté Vickers, pour une charge de 100 g ($HV_{0,1}$) a été utilisée ici. Dans la suite de ce document, la profondeur de mesure fera référence à la distance du point de mesure par rapport à la surface extérieure. Définissons alors la profondeur normalisée



(a) Macrographie (après détensionnement)

(b) Micrographie (après détensionnement)



(c) Macrographie (sans détensionnement)

(d) Micrographie (sans détensionnement)

FIGURE 2.32 – Observations MEB des faciès de rupture après compression des anneaux issus du tube fluotourné (B). Le repère et la direction d'avance des molettes lors du fluotournage sont donnés en haut de la figure.

\bar{d} comme le rapport de la profondeur de mesure sur l'épaisseur du tube considéré (\bar{d} varie donc de 0 à 1 suivant que le point de mesure soit proche de la surface extérieure du tube, ou proche de la surface intérieure). Chaque valeur de dureté donnée ici est faite sur la moyenne d'au moins dix mesures distinctes, ces dix mesures permettant le calcul de l'écart type de chaque valeur (σ). Les valeurs ainsi obtenues sur les tubes (B) et (C), après recuit α - β sur le tube (B), ainsi que sur le tube fluotourné deux fois avec recuit α - β intermédiaire sont illustrées sur la figure 2.33. La mesure de dureté suivant la direction radiale étant difficilement réalisable à différentes profondeurs, celle-ci n'a été effectuée qu'à proximité des surfaces intérieures et extérieures des tubes, après polissage superficiel pour supprimer l'oxyde¹⁴.

Les valeurs relevées ici sont bien sûr à comparer à la dureté du matériau initial, dont les valeurs étaient de 325 HV_{0,1} suivant la direction longitudinale et 306 HV_{0,1} suivant les directions tangentielle et radiale. Il apparaît donc qu'à la première passe, les duretés augmentent de façon significative, notamment la dureté radiale. Toutefois, compte tenu de la déformation imposée par le fluotournage, cette augmentation reste modérée. De plus, les duretés relevées sur le tube (C) ($t_{\%}=64\%$) semblent légèrement inférieures à celles du tube (B) ($t_{\%}=60\%$), malgré une déformation plus importante. Cette différence peut s'expliquer par les phénomènes de DRV/RXD rapportés en partie 2.3.2, qui apparaissent comme plus marqués sur le tube (B).

La dureté mesurée dans la direction radiale est toujours sensiblement supérieure à celle mesurée dans les autres directions. Ce résultat est bien sûr cohérent avec les textures cristallographiques relevées en partie 2.6 : l'axe \vec{c} étant dans chacun des cas principalement orienté suivant une direction proche de \vec{e}_r (voir figure 2.22 page 77). Après une passe, la direction \vec{e}_θ semble légèrement plus dure que la direction \vec{e}_z ; ce résultat est lui aussi cohérent avec les textures cristallographiques, puisque les pôles {0001} ont été rapportés comme étant légèrement inclinés depuis \vec{e}_r vers \vec{e}_θ . Toutefois, cette différence disparaît à la seconde passe, puisque les duretés mesurées suivant \vec{e}_θ et \vec{e}_z apparaissent confondues sur la figure 2.33 : le matériau semble alors isotrope transverse [GORNÉ, 2008] autour de la direction radiale¹⁵. Cette propriété s'explique par la composante en anneau des directions {0001} ($\phi=90^\circ$), qui homogénéise la dureté suivant les directions perpendiculaires à \vec{e}_r .

Après traitement thermique, on remarque que les duretés mesurées dans les directions longitudinale et tangentielle ont fortement diminué, jusqu'à devenir inférieures à celles du matériau initial. Toutefois, la dureté mesurée suivant \vec{e}_r reste sensiblement identique à celle relevée avant traitement thermique (en négligeant les valeurs relevées à proximité des surfaces intérieure et extérieure, voir note n° 14). Lors du traitement thermique, il a été montré que la croissance de grains avait lieu (cf. §2.4.1 p. 67), s'accompagnant d'une

14. Sauf dans le cas du tube après recuit : malgré les efforts pour garder une atmosphère aussi neutre que possible lors du traitement expérimental (par injection d'argon), la couche d'oxyde était alors trop importante pour être enlevée par polissage. Le choix a donc été fait de mesurer à mi-épaisseur la dureté dans la direction radiale.

15. Pour confirmer cette hypothèse, des mesures suivant la direction $\vec{e}_\theta + \vec{e}_z$ seraient nécessaires.

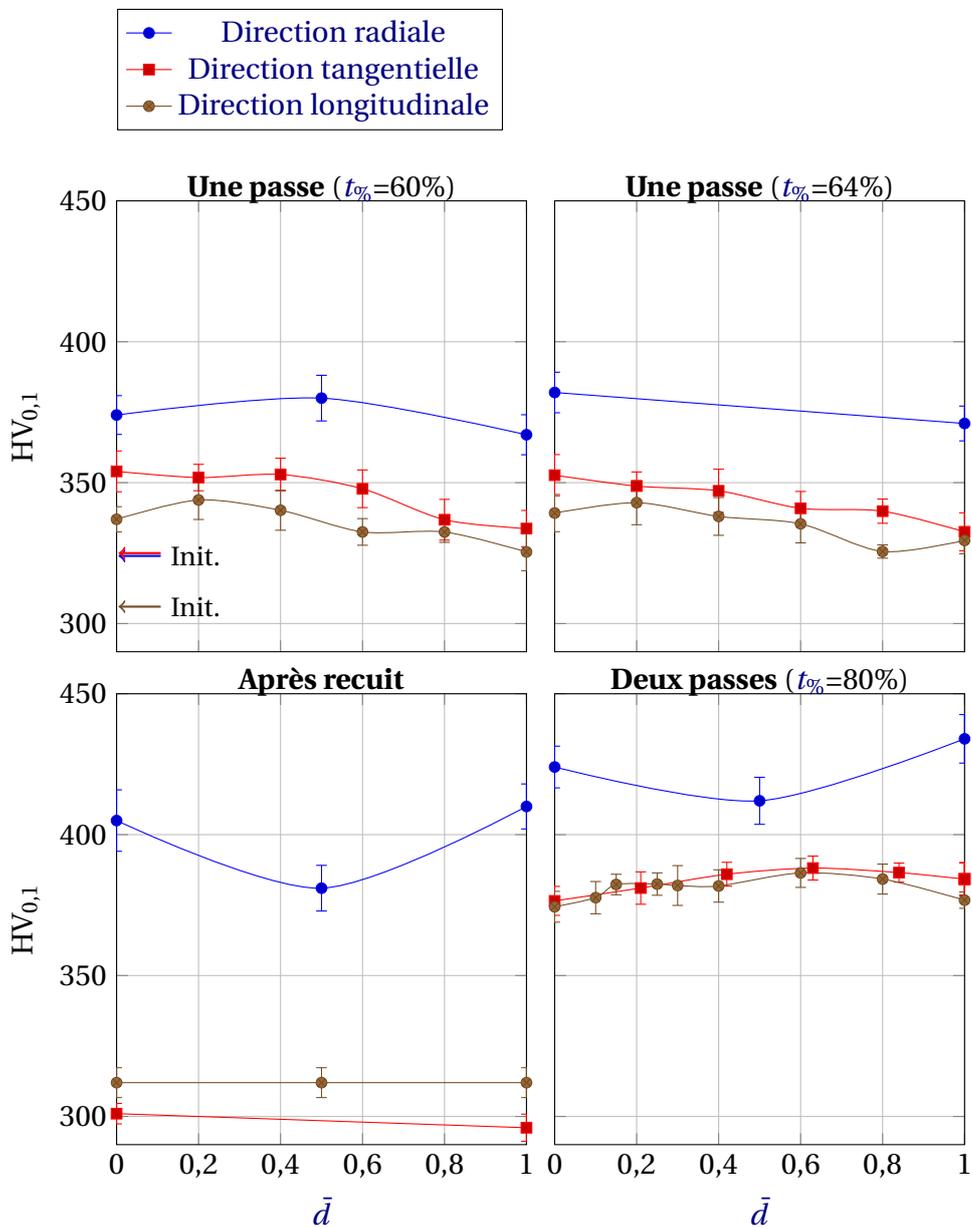


FIGURE 2.33 – Courbes de dureté en fonction de la profondeur normalisée, pour chacun des tubes étudiés. Les barres d'erreur indiquent l'écart type obtenu ($\pm\sigma$). Les flèches sur le premier graphique indiquent les valeurs mesurées sur le matériau non déformé suivant les directions élémentaires (même code couleur).

diminution de la texture cristallographique (cf. §2.6 p. 76) ; ainsi seul le fibrage α - β restait sensiblement inchangé (à la sphéroïdisation β près). Ainsi, le fait que la dureté mesurée suivant \vec{e}_r reste constante suggère que celle-ci soit principalement due au fibrage α - β , plutôt qu'à la texture ou à la taille de grains.

Enfin, pour confirmer l'hypothèse selon laquelle le recuit de détensionnement n'affectait que de façon négligeable le comportement du matériau, des mesures de microdureté ont été effectuées dans la direction tangentielle à proximité des surfaces intérieure et extérieure du tube traité, pour des valeurs respectives de 359 HV_{0,1} et 356 HV_{0,1} (contre 354 HV_{0,1} et 334 HV_{0,1} respectivement, avant traitement thermique). On constate donc une très légère augmentation de la dureté suite au traitement thermique, probablement due à une diffusion d'oxygène lors du traitement expérimental.

La figure 2.34 illustre l'évolution des valeurs moyennes, minimales et maximales en fonction de l'étape de mise en forme (état initial, première passe de fluotournage, traitement de recristallisation et deuxième passe).

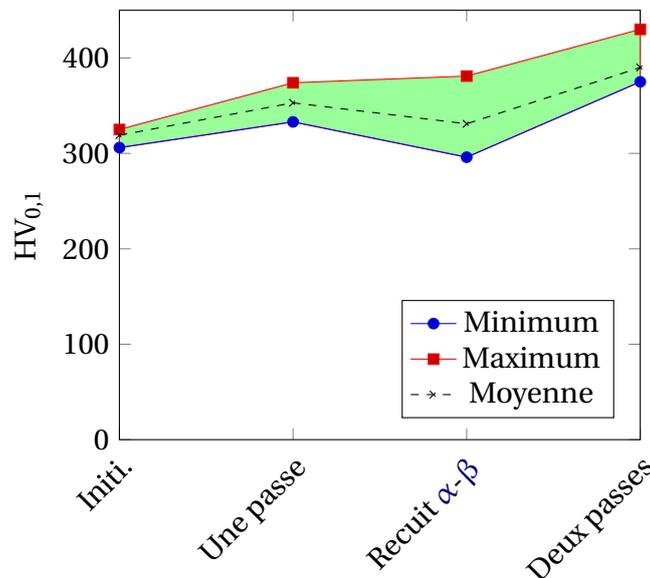


FIGURE 2.34 – Résumé des duretés obtenues aux différentes étapes de mise en forme : duretés minimale, maximale et moyenne mesurées sur chacun des échantillons.

2.8 Conclusion du chapitre

L'influence des différentes étapes de mise en forme par fluotournage sur la microstructure, la macrotexture cristallographique et sur le comportement mésoscopique et macroscopique du TA6V ont été étudiés ici. Il apparaît donc que le fluotournage permet une forte fragmentation des grains α , à des vitesses de déformation très élevées et des températures de mise en forme relativement basses (c'est-à-dire pour des valeurs du paramètre de Zener-Hollomon très élevées). Cette fragmentation, propre aux procédés SPD, résulte en une augmentation substantielle des propriétés mécaniques du matériau (+13 % sur le

$R_{p0,2}$) tout en laissant une certaine ductilité, grâce à la densité de dislocations modérée laissée par le fluotournage, résultats des phénomènes de DRV et RXD.

Le traitement thermique intermédiaire (recuit α - β) permet une restauration quasiment complète de la ductilité du matériau, sans pour autant dégrader les propriétés du matériau déformé. Lors de ce recuit, les nodules issus de la RXD permettent un traitement métadynamique, consistant en la croissance des germes, ce qui permet de s'affranchir de l'étape de germination habituellement nécessaire à la recristallisation. La croissance de grains associée à cette dernière reste toutefois contrainte par la présence de la phase β (qui reste en proportion quasiment constante aux températures considérées), ce qui limite donc la cinétique de croissance, donnant ainsi une certaine stabilité thermique à la structure.

La texture cristallographique obtenue après fluotournage est sensiblement identique à celle obtenue par laminage à froid du titane α , c'est-à-dire des pôles $\{0001\}$ perpendiculaires à l'axe du tube, et les directions $\{10\bar{1}0\}$ globalement alignées avec cet axe. Il en résulte une légère anisotropie mécanique, et notamment une forte dureté dans des directions proches de la direction radiale.

Lors de la première passe de fluotournage, aucun maclage n'a été observé, probablement parce que l'orientation cristalline était défavorable ou parce que la taille initiale des grains était trop faible. À l'inverse, le traitement thermique n'ayant que très peu d'influence sur la texture, mais résultant en une croissance de grains suffisante, le maclage a pu se produire lors de la seconde passe car la texture était alors favorable et les grains suffisamment gros. L'analyse EBSD n'a mis en évidence que le maclage de traction $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$ ($\Sigma 11b$), dont l'occurrence a par la suite été confirmée grâce à l'analyse de texture. La seconde passe de fluotournage résulte donc en une microstructure plus hétérogène qu'à la première passe, puisque celle-ci est alors constituée de grains SMC, de macles et de grains non fragmentés de taille micrométrique.

Le procédé de fluotournage est à l'origine de très fortes contraintes résiduelles qui, si elles réduisent de façon notable la ductilité, peuvent être critiques pour des pièces en service. Le recuit de détensionnement proposé ici permet la suppression de la quasi-totalité de celles-ci, sans pour autant dégrader la microstructure et les propriétés mécaniques du matériau fluotourné. La réalisation de deux passes successives avec des taux de rétreint supérieurs à 50 % sans traitement thermique intermédiaire ayant pour l'heure toujours été infructueux sur le TA6V (STD et ELI) chez ROXEL, des essais supplémentaires en effectuant un recuit de détensionnement plutôt qu'une recristallisation sont à prévoir, afin d'augmenter encore les propriétés mécaniques du matériau mis en forme.

Si la microstructure issue du fluotournage a été étudiée ici, les mécanismes de fragmentation restent encore peu expliqués. Toutefois, une étude plus exhaustive sur des pièces fluotournées à l'échelle industrielle serait difficile à mettre en œuvre compte tenu du coût que représente le fluotournage d'une pièce (matière première, usinage des préformes, immobilisation du fluotour etc.). C'est pourquoi l'utilisation d'une machine d'essai, à échelle réduite, et disponible en laboratoire permettrait une analyse plus fine de l'influence de

chaque passe de fluotournage, et celle des paramètres associés, sur les changements microstructuraux et sur la fluotournabilité. De plus, la simulation numérique permettrait d'anticiper sur certains phénomènes métallurgiques ou mécaniques.

2.9 Références

- BACHMANN, F., R. HIELSCHER et H. SCHAEBEN. 2010, «Texture analysis with MTEX – free and open source software toolbox», *Solid State Phenomena*, vol. 160, doi : 10.4028/www.scientific.net/SSP.160.63, p. 63–68. URL <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.160.63>. [page 58]
- BAESLACK III, W. et K. HAGEY. 1988, «Inertia friction welding of rapidly solidified powder metallurgy aluminum», *Welding Journal*, vol. 67, n° 8, p. 139–149. [page 89]
- BOZZOLO, N., N. DEWOBROTO, T. GROSDIDIER et F. WAGNER. 2005, «Texture evolution during grain growth in recrystallized commercially pure titanium», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 397, n° 1–2, doi :10.1016/j.msea.2005.02.049, p. 346–355, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509305001838>. [page 76]
- BOZZOLO, N., N. DEWOBROTO, H. R. WENK et F. WAGNER. 2006, «Microstructure and microtexture of highly cold-rolled commercially pure titanium», *Journal of Materials Science*, vol. 42, n° 7, doi :10.1007/s10853-006-1302-2, p. 2405–2416, ISSN 0022-2461, 1573-4803. URL <http://www.springerlink.com/content/1685m01v78488p41/>. [page 76, 78, 81]
- CERUTTI, X. et K. MOCELLIN. 2014, «Parallel finite element tool to predict distortion induced by initial residual stresses during machining of aeronautical parts», *International Journal of Material Forming*, doi :10.1007/s12289-014-1164-0, p. 1–14, ISSN 1960-6206. URL <http://dx.doi.org/10.1007/s12289-014-1164-0>. [page 86]
- CHANG, S.-C., C.-A. HUANG, S.-Y. YU, Y. CHANG, W.-C. HAN, T.-S. SHIEH, H.-C. CHUNG, H.-T. YAO, G.-D. SHYU, H.-Y. HOU, C.-C. WANG et W.-S. WANG. 1998, «Tube spinnability of AA 2024 and 7075 aluminum alloys», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 80-81, n° 0, doi :10.1016/S0924-0136(98)00174-5, p. 676–682, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013698001745>. [page 55]
- COGHE, F., W. TIRRY, L. RABET, D. SCHRYVERS et P. VAN HOUTTE. 2012, «Importance of twinning in static and dynamic compression of a Ti-6Al-4V titanium alloy with an equiaxed microstructure», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 537, n° 0, doi :10.1016/j.msea.2011.12.047, p. 1–10, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509311014286>. [page 64]

- FOLLANSBEE, P. S. et G. T. GRAY. 1989, «An analysis of the low temperature, low and high strain-rate deformation of Ti-6Al-4V», *Metallurgical Transactions A*, vol. 20, doi :10.1007/BF02651653, p. 863–874, ISSN 0360-2133, 1543-1940. URL <http://www.springerlink.com/content/h2027313141616t2/>. [page 64]
- FOURMENT, L., T. MASSÉ, S. MARIE, R. DUCLOUX, M. EJDAY, C. BOBADILLA et P. MONTMITONNET. 2009, «Optimization of a range of 2D and 3D bulk forming processes by a meta-model assisted evolution strategy», *International Journal of Material Forming*, vol. 2, n° 1, doi :10.1007/s12289-009-0476-y, p. 343–346, ISSN 1960-6206, 1960-6214. URL <http://link.springer.com/article/10.1007/s12289-009-0476-y>. [page 86]
- GORNET, L. 2008, «Généralités sur les matériaux composites», URL <http://cel.archives-ouvertes.fr/cel-00470296>. [page 91]
- GUNGOR, M. N., L. S. KRAMER, I. UCOK, H. DONG et W. T. TACK. 2007, «Flowformed Ti-6Al-4V», dans *Innovations in Titanium Technology*, édité par M. N. Gungor et A. M. Imam, TMS (The Minerals, Metals and Materials Society), Warrendale, PA., p. 37–45. [page 61, 62, 64, 68]
- GUNGOR, M. N., I. UCOK, L. S. KRAMER, H. DONG, N. R. MARTIN et W. T. TACK. 2005, «Microstructure and mechanical properties of highly deformed Ti-6Al-4V», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 410-411, n° 0, doi :10.1016/j.msea.2005.08.141, p. 369–374, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509305009184>. [page 86]
- GÜR, C. et E. ARDA. 2003, «Effect of tube spinning and subsequent heat treatments on strength, microstructure and residual stress state of AISI/SAE type 4140 steel», *Materials science and technology*, vol. 19, n° 11, p. 1590–1594. [page 66, 67, 71]
- HAYAMA, A. et H. SANDIM. 2006, «Annealing behavior of coarse-grained titanium deformed by cold rolling», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 418, n° 1–2, doi :10.1016/j.msea.2005.11.041, p. 182–192, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509305014565>. [page 67]
- HUMPHREYS, F. J. et M. HATHERLY. 2004, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena, 2nd Edition*, Elsevier, ISBN 9780080441641. [page 62, 67]
- JOLYON, R. et C. IDA. 2014, «Rutile : Rutile mineral information and data.», URL <http://www.mindat.org/min-3486.html>. [page 54]
- KO, Y., C. LEE, D. SHIN et S. SEMIATIN. 2006, «Low-temperature superplasticity of ultra-fine-grained Ti-6Al-4V processed by equal-channel angular pressing», *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37, p. 381–391, ISSN 1073-5623. URL <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-006-0008-z>, 10.1007/s11661-006-0008-z. [page 67]

- MEYERS, M. A., A. MISHRA et D. J. BENSON. 2006, «Mechanical properties of nanocrystalline materials», *Progress in Materials Science*, vol. 51, n° 4, p. 427–556. [page 75]
- MOHEBBI, M. et A. AKBARZADEH. 2010, «Experimental study and FEM analysis of redundant strains in flow forming of tubes», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, n° 2, doi :10.1016/j.jmatprotec.2009.09.028, p. 389–395, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013609003604>. [page 60]
- PRASAD, Y., T. SESHACHARYULU, S. MEDEIROS et W. FRAZIER. 2001, «Influence of oxygen content on the forging response of equiaxed ($\alpha + \beta$) preform of Ti-6Al-4V : commercial vs. ELI grade», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 108, n° 3, doi :10.1016/S0924-0136(00)00832-3, p. 320–327, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013600008323>. [page 61, 62]
- ROSENFELD, A., D. SHETTY et A. SKIDMORE. 1983, «Fractographic observations of cleavage initiation in the ductile-brittle transition region of a reactor-pressure-vessel steel», *Metallurgical Transactions A*, vol. 14, n° 9, doi :10.1007/BF02645567, p. 1934–1937, ISSN 0360-2133. URL <http://dx.doi.org/10.1007/BF02645567>. [page 89]
- ROY, M., R. KLASSEN et J. WOOD. 2009, «Evolution of plastic strain during a flow forming process», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, n° 2, doi : 10.1016/j.jmatprotec.2008.03.030, p. 1018–1025, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013608002252>. [page 89]
- SALISHCHEV, G., S. ZEREBTISOV, S. MIRONOV et S. SEMIATIN. 2004, «Formation of grain boundary misorientation spectrum in alpha-beta titanium alloys with lamellar structure under warm and hot working», dans *Recrystallization and Grain Growth, Pts 1 and 2*, vol. 467-470, édité par B. Bacroix, J. Driver, R. LeGall, C. Maurice, R. Penelle, H. Regle et L. Tabourot, Trans Tech Publications Ltd, Zurich-Uetikon, ISBN 0-87849-952-0, p. 501–506. WOS :000225119800080. [page 64]
- SESHACHARYULU, T., S. MEDEIROS, W. FRAZIER et Y. PRASAD. 2002, «Microstructural mechanisms during hot working of commercial grade Ti-6Al-4V with lamellar starting structure», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 325, n° 1–2, doi :10.1016/S0921-5093(01)01448-4, p. 112–125, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509301014484>. [page 61, 62, 64]
- SESHACHARYULU, T., S. MEDEIROS, J. MORGAN, J. MALAS, W. FRAZIER et Y. PRASAD. 2000, «Hot deformation and microstructural damage mechanisms in extra-low interstitial (ELI) grade Ti-6Al-4V», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 279, n° 1–2, doi :10.1016/S0921-5093(99)00173-2, p. 289–299, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509399001732>. [page 61, 62]

- TORRES, M. et H. VOORWALD. 2002, «An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel», *International Journal of Fatigue*, vol. 24, n° 8, doi :[http://dx.doi.org/10.1016/S0142-1123\(01\)00205-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00205-5), p. 877 – 886, ISSN 0142-1123. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112301002055>. [page 66]
- VENKATESH, B., D. CHEN et S. BHOLE. 2009, «Effect of heat treatment on mechanical properties of Ti-6Al-4V ELI alloy», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 506, n° 1-2, doi :10.1016/j.msea.2008.11.018, p. 117–124, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509308012926>. [page 54]
- WALTON, H. 2002, «Deflection methods to estimate residual stress», *ASM International, Member/Customer Service Center, Materials Park, OH 44073-0002, USA, 2002.*, p. 89–98. [page 66, 67, 71]
- WITHERS, P. et H. BHADSHIA. 2001, «Residual stress. part 1–measurement techniques», *Materials science and Technology*, vol. 17, n° 4, p. 355–365. [page 66]
- YANG, D., P. CIZEK, P. HODGSON et C. WEN. 2010, «Microstructure evolution and nanograin formation during shear localization in cold-rolled titanium», *Acta Materialia*, vol. 58, n° 13, doi :10.1016/j.actamat.2010.05.007, p. 4536–4548, ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135964541000282X>. [page 78]
- ZHEREBTSOV, S., G. DYAKONOV, A. SALEM, S. MALYSHEVA, G. SALISHCHEV et S. SEMIATIN. 2011a, «Evolution of grain and subgrain structure during cold rolling of commercial-purity titanium», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 528, n° 9, doi :10.1016/j.msea.2011.01.039, p. 3474–3479, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509311000475>. [page 72]
- ZHEREBTSOV, S., M. MURZINOVA, G. SALISHCHEV et S. SEMIATIN. 2011b, «Spheroidization of the lamellar microstructure in Ti-6Al-4V alloy during warm deformation and annealing», *Acta Materialia*, vol. 59, n° 10, doi :10.1016/j.actamat.2011.03.037, p. 4138–4150, ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645411001844>. [page 64, 72]

Chapitre 3

Fluotournage expérimental et simulation numérique

*Pauvres rois pharaons, pauvre Napoléon,
Pauvres grands disparus gisant au Panthéon,
Pauvres cendres de conséquence,
Vous envierez un peu l'éternel estivant,
Qui fait du pédalo sur la vague en rêvant,
Qui passe sa mort en vacances.*

Georges Brassens

Sommaire

3.1 Essais de fluotournage expérimental	98
3.1.1 Matériel	98
3.1.2 Géométries initiales	100
3.1.3 Mesures expérimentales	100
3.1.4 Prise de passe effective	103
3.2 Simulation numérique	105
3.2.1 Hypothèses et mise en donnée	105
3.2.2 Calcul des efforts de mise en forme	106
3.2.3 Influence du pas de temps	106
3.2.4 Maillage	110
3.2.5 Traitement automatisé des fichiers de résultat	111
3.3 Identification des lois de comportement pour le TA6V	112
3.3.1 Essais de compression	112
3.3.2 Essais de torsion	114
3.3.3 Identification d'une loi de comportement pour le TA6V ELI en fluo- tournage	119

- 3.4 Analyse des résultats de simulation 124**
 - 3.4.1 Contraintes de déformation 124
 - 3.4.2 Trajectoire d'un point matériel 126
 - 3.4.3 Vitesse de déformation 128
 - 3.4.4 Distribution de la déformation équivalente 129
 - 3.4.5 Température 129
- 3.5 Conclusion du chapitre 130**
- 3.6 Références 130**

3.1 Essais de fluotournage expérimental

Note : conformément à la dénomination adoptée pour les axes du fluotour expérimental, les directions \vec{u}_x , \vec{u}_y et \vec{u}_z feront respectivement référence à la direction parallèle au mandrin (depuis la butée), à l'axe horizontal de la machine (avec $\vec{u}_y = \vec{u}_z \wedge \vec{u}_x$) et à l'axe vertical ascendant, comme indiqué sur la figure 3.9 (p. 112).

De même, on notera \vec{u}_r , \vec{u}_θ et \vec{u}_x les directions élémentaires associées aux tubes fluotournés : respectivement les directions radiale, tangentielle (ou orthoradiale) et longitudinale.

3.1.1 Matériel

Un fluotour expérimental, dont une photographie est donnée en figure 3.1, a été développé et fabriqué au CEMEF. Afin de simplifier les études, le choix a été fait de n'installer qu'une seule molette, dans le but de s'intéresser à l'interaction molette–matière. Afin d'évaluer les efforts de mise en forme, la machine a été instrumentée avec les appareils suivants :

1. platine d'effort, entre la boîte de roulement de la molette et son support,
2. couplemètre monté sur le mandrin,
3. tachymètre monté sur l'axe de la molette.

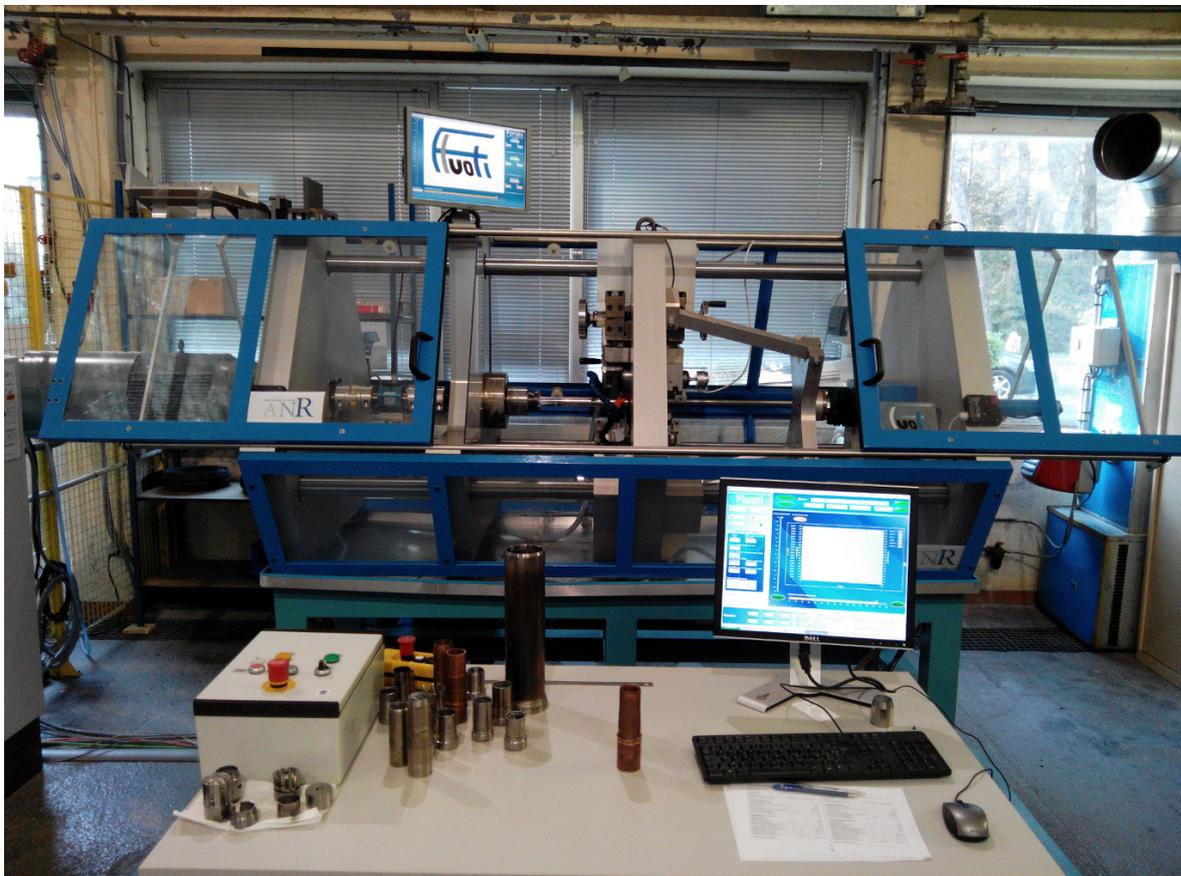


FIGURE 3.1 – Photographie du fluotour expérimental et de son panneau de contrôle.

La platine d'effort, composée de deux cellules de mesure triaxiale, permet d'évaluer les efforts appliqués au point piloté, noté **I** dans la suite du document, situé à l'extrémité de la molette. Le couplemètre mesure le couple appliqué au mandrin lors de chaque essai de fluotournage. Enfin, le tachymètre permet de mesurer la vitesse de rotation de la molette ; en effet, seules l'avance et la rotation du mandrin étant pilotées, la molette est libre en rotation (sur roulements). La figure 3.2 illustre les différents appareillages décrits ici.

Sur les machines industrielles, l'utilisation de trois molettes (voire plus) permet d'équilibrer les efforts appliqués par chacune d'elle. Ainsi, la flexion du mandrin reste modérée, voire nulle. Ici, le fait de n'utiliser qu'une seule molette nécessite l'emploi d'une lunette à suivre. Celle-ci ne participe pas à la mise en forme, mais permet de compenser les efforts de la molette. Cette lunette, visible sur la figure 3.2, est constituée de deux galets en liaison rotule avec le support. Ce même support est lié à la traverse d'avance, sur laquelle est assemblée la molette. Ainsi, la lunette à suivre avance en même temps que la molette, permettant ainsi de minimiser la portée entre le point de contact molette-tube fluotourné (**I**) et la lunette à suivre.

La procédure complète pour la préparation d'une opération de fluotournage ainsi que son exécution sont décrites en annexe B.1 (p. VIII).

3.1.2 Géométries initiales

Dans le cadre de cette étude, des tubes de deux épaisseurs initiales différentes ont été utilisés comme préformes pour le fluotournage : $e_0=2,5$ mm et $e_0=5$ mm. Ces deux géométries, illustrées sur la figure 3.3, seront par la suite appelées respectivement fine et épaisse.

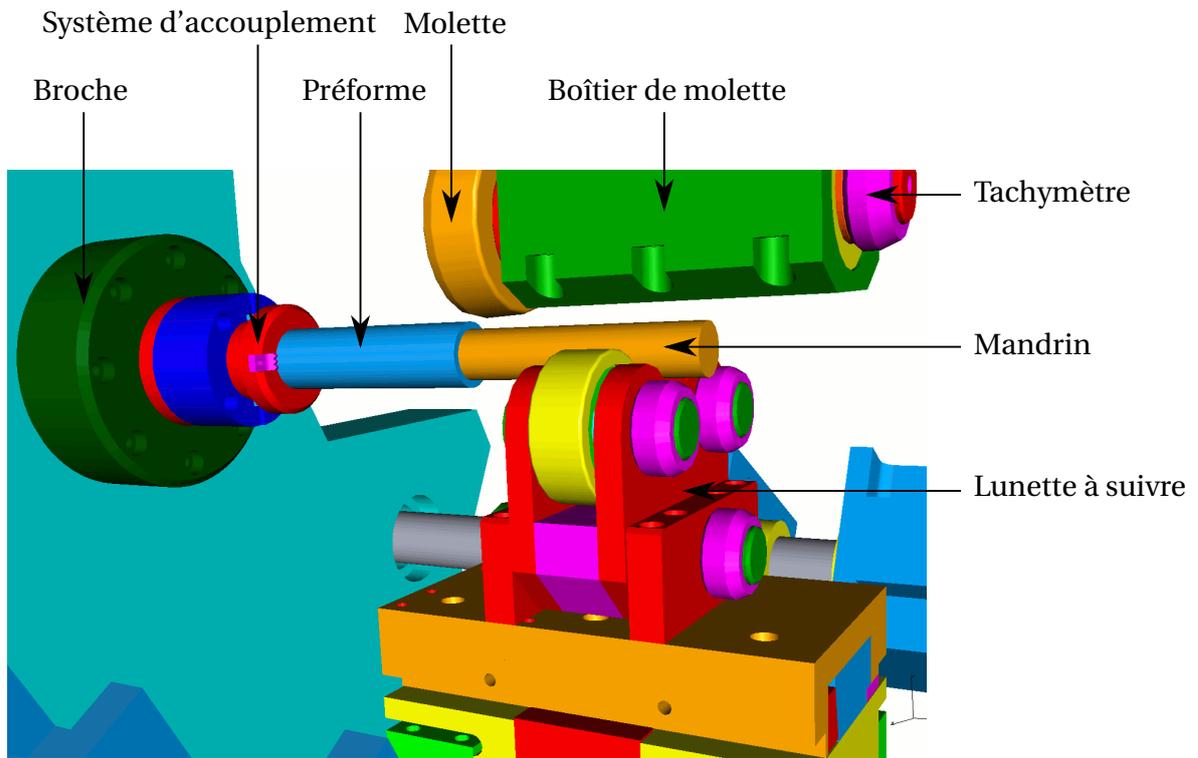
3.1.3 Mesures expérimentales

Un premier jeu de paramètres (campagne 1) a été testé sur du TA6V ELL. Les différentes valeurs des paramètres de fluotournage utilisés lors de cette campagne sont résumés dans le tableau 3.1 tandis que la figure 3.4 montre le tube 11 après fluotournage ainsi que la préforme épaisse.

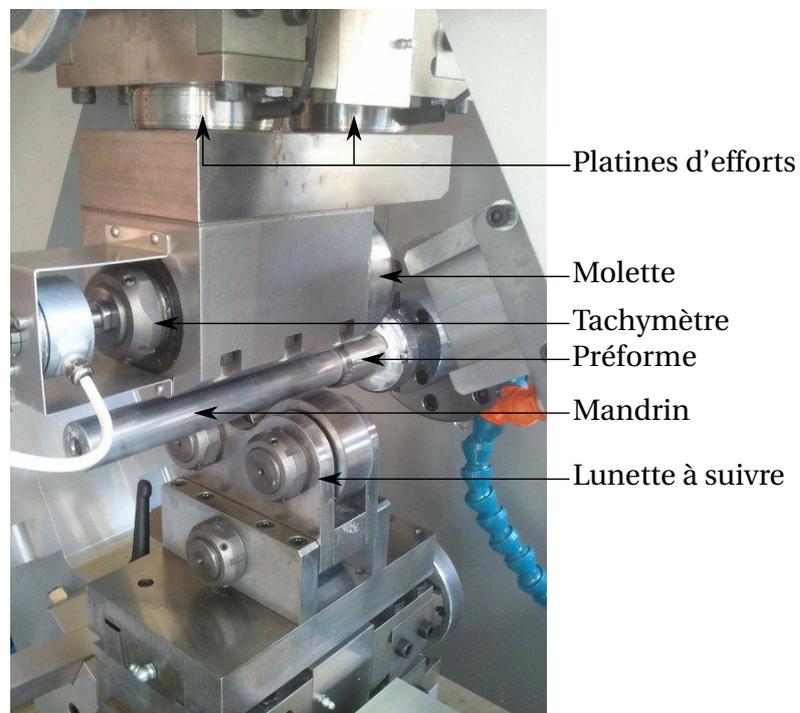
Pour chaque jeu de paramètres a été calculée la déformation longitudinale vraie correspondante (ϵ_{longi}). On définit de plus le taux d'allongement $\dot{\Delta\ell}$:

$$\dot{\Delta\ell} = V_f \cdot \epsilon_{\text{longi}} \quad (3.1)$$

$\dot{\Delta\ell}$ correspond donc à la vitesse d'allongement du tube lors du fluotournage. Lors de ces différents essais, il est apparu que la profondeur de passe réellement effectuée était toujours largement inférieure à celle programmée (comme indiqué entre parenthèses dans le tableau 3.1). Cette erreur résulte donc en des valeurs effectives de ϵ_{longi} et $\dot{\Delta\ell}$ très inférieures aux valeurs théoriques, calculées depuis les profondeurs de passe programmées.



(a) Vue schématique



(b) Photographie (vue arrière)

FIGURE 3.2 – Descriptions des principaux éléments constitutifs du fluotour expérimental.

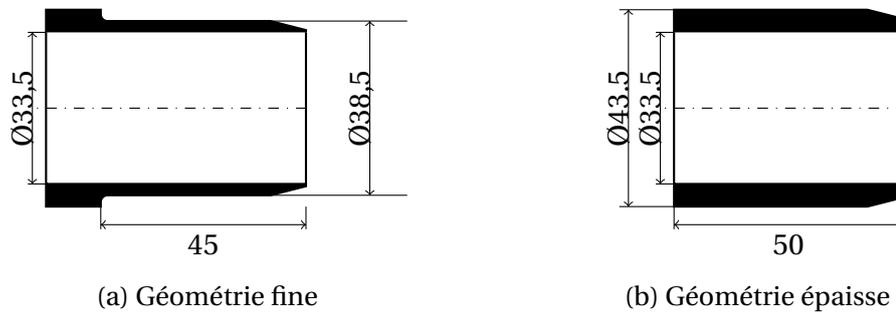


FIGURE 3.3 – Illustration des deux géométries utilisées comme préformes pour le fluotournage.



FIGURE 3.4 – Photographie du tube 11 (à gauche) et de la préforme épaisse (à droite) utilisée pour le fluotournage expérimental. Le fluotournage a été effectué sur 35 mm, résultant en un allongement de 15,34 mm.

L'écart entre la profondeur de passe programmée et la profondeur effective sera détaillé en partie 3.1.4.

Pour chacun des cas du tableau 3.1, les efforts mesurés sur la molette ainsi que les valeurs du couplemètre sont illustrés sur la figure 3.5 en fonction de l'avance de la molette. Il apparaît ainsi que l'effort radial est toujours très supérieur aux deux autres, et que l'effort tangentiel est négligeable mais non nul. Cette non-nullité s'explique par le couple résistant de la molette (malgré les roulements) et le fait que le contact molette-tube ne soit pas ponctuel, bien que très localisé.

TABLEAU 3.1 – Première campagne de fluotournage : valeurs des différents paramètres de fluotournage du TA6V ELLI. Les valeurs entre parenthèses sont les valeurs effectives, les autres étant les valeurs programmées. Pour répondre à des problématiques de confidentialité, certaines valeurs sont données en unité arbitraire (UA).

Éch.	e_0	a_p	Ω	f	V_f	ϵ_{longi}	$\dot{\Delta\ell}$
	mm	mm	tr·min ⁻¹	UA·tr ⁻¹	UA·s ⁻¹	.	UA·s ⁻¹
11	5	2 (0,91)	100	1	1	0,565 (0,225)	0,27 (0,11)
12	5	2 (0,9)	200	1	2	0,565 (0,222)	0,53 (0,21)
13	5	2 (0,88)	100	2	2	0,565 (0,217)	0,53 (0,21)
14	5	2,5 (1,175)	100	1	1	0,760 (0,299)	0,36 (0,14)
15	2,5	1,5 (0,84)	100	1	1	0,959 (0,433)	0,45 (0,20)
16	2,5	2,2 (1,06)	100	1	1	2,183 (0,316)	2,05 (0,30)

Les résultats montrent de plus qu'un régime permanent est atteint après une avance d'une dizaine de millimètres. Les valeurs moyennes des efforts radiaux, axiaux et tangentiels (respectivement F_R , F_A et F_T) et du couple (\mathcal{C}) en régime permanent sont données dans le tableau 3.2.

Soit \mathcal{P}_{tot} la puissance totale de mise en forme. Si on note $\mathcal{P}_{\text{rotation}}$ et $\mathcal{P}_{\text{avance}}$ respectivement les puissances de rotation du mandrin et d'avance, on trouve :

$$\mathcal{P}_{\text{tot}} = \mathcal{P}_{\text{rotation}} + \mathcal{P}_{\text{avance}} \quad (3.2)$$

avec :

$$\mathcal{P}_{\text{avance}} = V_f \cdot F_R \quad (3.3a)$$

$$\mathcal{P}_{\text{rotation}} = \Omega \cdot \mathcal{C} \quad (3.3b)$$

Les valeurs des puissances ainsi calculées sont données dans le tableau 3.2. On remarque donc que la puissance nécessaire à la rotation du mandrin est largement supérieure à celle nécessaire à l'avance de la molette, la puissance de rotation représentant environ 99 % de la puissance totale du procédé. La puissance est maximale pour l'échantillon 12, et plus de deux fois supérieure à celle requise pour l'échantillon 11. Ceci s'explique par un plus fort auto-échauffement lors du fluotournage, d'où plus de pertes d'énergie sous forme de

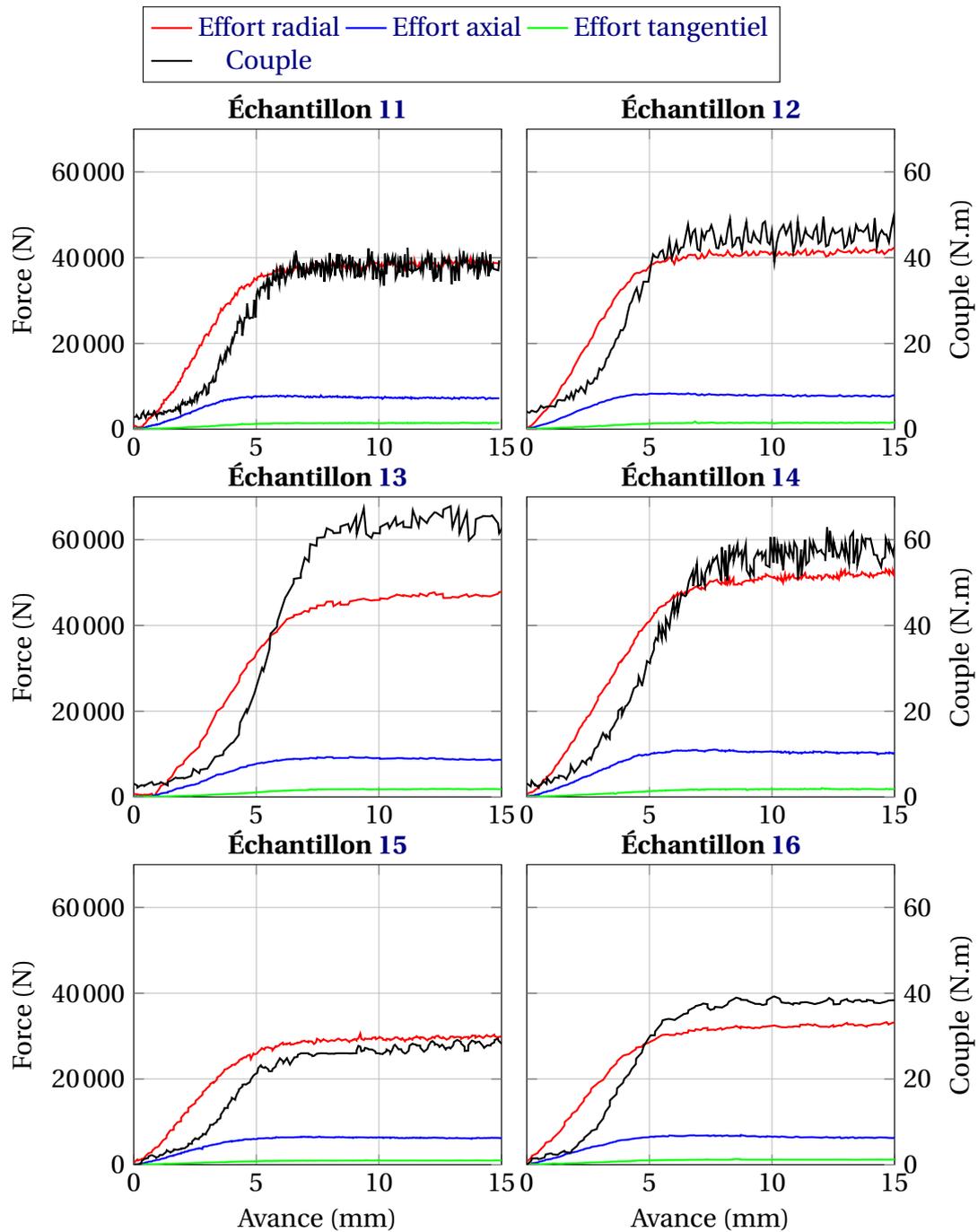


FIGURE 3.5 – Valeurs des efforts mesurées lors des différentes conditions de fluotournage du TA6V ELI.

chaleur (évacuée par la lubrification). Soit \tilde{W} l'énergie nécessaire pour allonger un tube d'une unité de longueur, on a donc :

$$\tilde{W} = \frac{\mathcal{P}_{\text{tot}}}{\Delta \ell} \quad (3.4)$$

Les valeurs de \tilde{W} , données dans le tableau 3.2, confirment cette dissipation énergétique : pour obtenir un allongement de 1 mm, il faut une énergie supplémentaire de 925 J pour l'échantillon 12 par rapport à l'échantillon 11. Par ailleurs, il semble que la configuration 13 soit la moins énergivore pour un allongement et une épaisseur initiale donnée. Cela signifie que, pour diminuer l'énergie nécessaire au fluotournage d'un tube tout en conservant le même allongement, il est préférable d'augmenter l'avance par tour. Cette hypothèse, selon laquelle l'énergie de fluotournage est une fonction décroissante de l'avance par tour, peut s'expliquer par la distance parcourue par la zone de contact molette-tube : en augmentant l'avance par tour, le temps de contact diminue, donc l'énergie perdue par frottement diminue elle aussi. Bien sûr, l'énergie nécessaire à un allongement donné est moindre pour les sections fines, avec respectivement $\tilde{W}=1628 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$ et $\tilde{W}=1211 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$ pour les échantillons 15 et 16, ce qui confirme l'hypothèse selon laquelle une augmentation de l'avance par tour diminue l'énergie requise pour un allongement donné.

TABLEAU 3.2 – Valeurs moyennes des efforts de fluotournage et des énergies de mise en forme en régime permanent pour les différentes conditions de la campagne n° 1 (cf. tab. 3.1).

Échantillon	11	12	13	14	15	16
F_R (kN)	38,993	42,072	48,222	52,408	30,820	34,140
F_A (kN)	7,260	7,632	8,446	10,139	6,062	6,176
F_T (kN)	1,452	1,506	1,882	1,885	1,001	1,238
\mathcal{C} (N·m)	38,3	45,8	66,2	58,7	28,7	40,3
$\mathcal{P}_{\text{rotation}}$ (W)	400,6	958,4	693,1	614,7	322,7	358
$\mathcal{P}_{\text{avance}}$ (W)	3,4	7,2	7,9	4,7	2,8	5,8
\mathcal{P}_{tot} (W)	404,0	965,6	701,1	619,4	325,6	363,3
\tilde{W} (J·mm ⁻¹)	3673	4598	3338	4424	1628	1211

3.1.4 Prise de passe effective

Comme il a été vu précédemment, la profondeur de passe réellement effectuée était souvent très inférieure à celle programmée. Soit a_p^{prog} la profondeur programmée (c'est-à-dire sans chargement), et a_p^{eff} la profondeur de passe effective, mesurée sur l'échantillon fluotourné (depuis les diamètres intérieurs et extérieurs des tubes fluotournés, notés

respectivement \varnothing_{int} et \varnothing_{ext}). On appellera δ l'écart entre a_p^{prog} et a_p^{eff} . On a donc :

$$\delta = a_p^{\text{prog}} - \left(\frac{\varnothing_{\text{ext}} - \varnothing_{\text{int}}}{2} - e_0 \right) \quad (3.5)$$

Soit F_R l'effort radial mesuré à chaque opération de fluotournage. La figure 3.6 illustre les différentes valeurs de δ mesurées, en fonction de la valeur de F_R en régime permanent. Il apparaît donc que la déflexion est globalement croissante en fonction de l'effort radial. Les origines probables de cette erreur sont :

- la flexion de l'axe de la molette
- les jeux entre les différentes pièces mécaniques
- la déformation des outils (mandrin et molette)

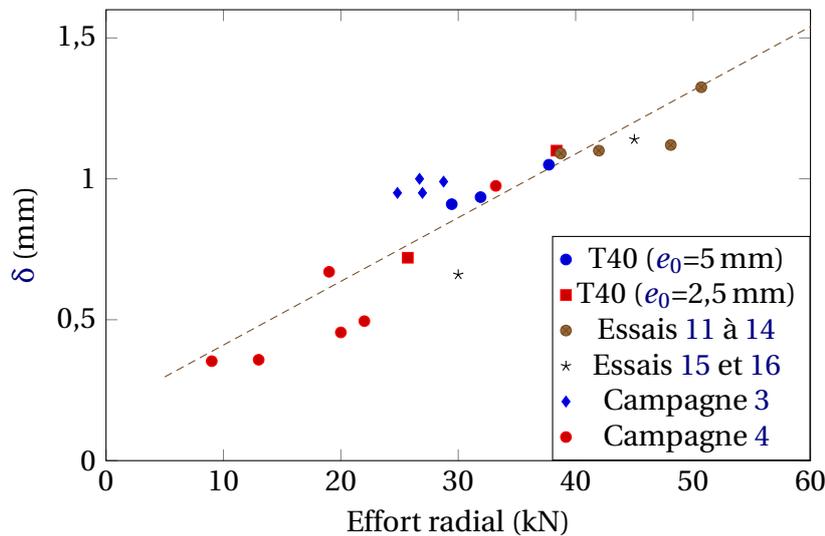


FIGURE 3.6 – Illustration de la déflexion (δ) en fonction de l'effort radial (en régime permanent) pour l'ensemble des essais réalisés jusqu'à alors. Les campagnes 3 et 4 sont détaillées respectivement dans les parties 4.2 et 4.3, tandis que le T40 (ou Ti-50A) fait référence aux essais préliminaires réalisés sur du titane α .

Sur la figure 3.6 a été tracée la droite de régression linéaire, qui nous donne dans cette approche :

$$\delta = \mathbb{K} \cdot F_R + j \quad (3.6)$$

avec : $\mathbb{K}=0,0226 \text{ mm} \cdot \text{kN}^{-1}$ et $j=0,1842 \text{ mm}$. \mathbb{K} et j correspondent respectivement à la souplesse de la machine et au jeu total des pièces. La formule (3.6) permet d'anticiper sur la valeur de δ , en compensant a_p^{prog} d'autant, mais suppose alors la connaissance *a priori* de l'effort radial. D'où la nécessité de la simulation numérique pour évaluer la valeur de F_R avant l'opération elle-même. Toutefois, afin d'anticiper correctement les efforts de fluotournage, la loi de comportement du matériau doit être évaluée.

3.2 Simulation numérique

3.2.1 Méthodes numériques dans le logiciel FORGE®

Formulation

Le logiciel FORGE® 2011 a été utilisé pour la simulation numérique du procédé. C'est un code EF utilisant des éléments tétraédriques, basé sur une formulation mixte P1+/P1 en vitesse/pression pour satisfaire aux conditions de stabilité de Babuška–Brezzi [ARNOLD et collab., 1984]. Cela signifie que la vitesse et la pression sont tous deux trilineaires au sein de chaque élément (avec continuité entre éléments), mais que la distribution en vitesse a de plus été enrichie d'un terme dit « bulle¹ ».

FORGE® utilise un algorithme de résolution implicite, avec une formulation lagrangienne réactualisée. Celle-ci consiste à calculer l'évolution des grandeurs mécaniques (déformation, température etc.) entre deux dates — appelées incréments de temps — consécutives plutôt que de les calculer entre l'état initial et un pas de temps donné. Cette formulation est donc très adaptée aux grandes déformations. Le temps simulé entre ces incréments, appelé pas de temps, sera noté dt par la suite.

Résolution des équations non-linéaires

Les problèmes mécaniques impliquent nécessairement des équations non-linéaires, par exemple du fait de la non-linéarité entre la contrainte équivalente (σ_{VM}) et la déformation équivalente (ϵ). La résolution de ces équations requiert ainsi, à chaque incrément, l'utilisation de l'algorithme itératif de Newton–Raphson [Forge, 2014].

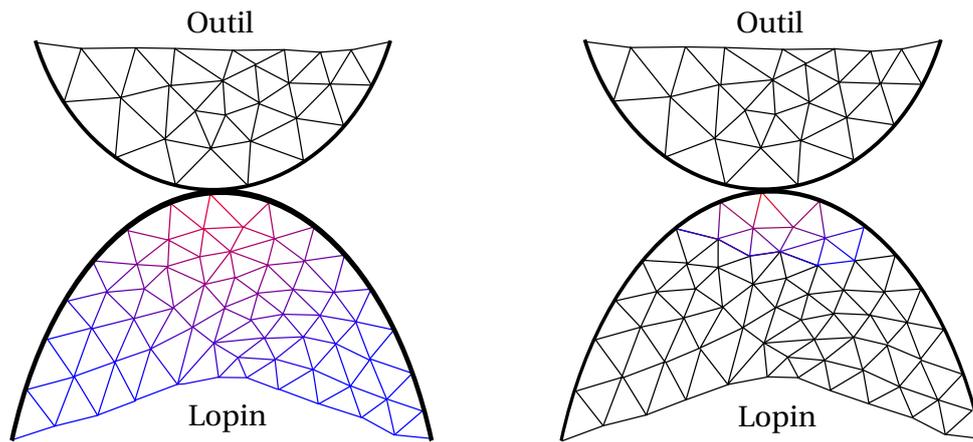
Gestion du contact

Lors de l'initialisation du calcul, c'est-à-dire au premier incrément de temps, FORGE® calcule la distance entre tous les nœuds de la pièce déformée et tous ceux des outils, afin de déterminer lesquels d'entre eux sont susceptibles de rentrer en contact. Ce calcul étant coûteux, il est simplifié aux incréments suivants : les distances ne sont plus calculées qu'au voisinage des zones de contact². La figure 3.7 schématise cette simplification. Cette méthode suppose donc qu'il y ait continuité du contact.

Entre deux pas de temps, la numérotation des nœuds permet un suivi de leurs trajectoires. Toutefois, cette numérotation est reconstruite à chaque remaillage (voir partie 3.2.5), d'où une perte de ce suivi. L'étape d'initialisation sus-nommée doit donc être réexécutée à chaque remaillage.

1. Le terme bulle vaut 1 au centre de gravité de l'élément, 0 sur les faces.

2. Le logiciel considère que deux nœuds sont en contact si leur distance algébrique est négative.



(a) Initialisation : toutes les distances sont calculées (b) Pas de temps quelconque : le calcul n'est fait qu'aux nœuds qui étaient proches du contact au pas de temps précédent

FIGURE 3.7 – Réduction du calcul des distances entre les nœuds du maillage déformé (lopin) et ceux des outils. Le dégradé illustre la distance par rapport aux nœuds de l'outil (rouge au contact, bleu en s'éloignant). Les éléments dont la distance n'est pas calculée sont représentés en noir.

Calcul automatique des pas de temps

La valeur de dt doit être choisie de façon à limiter la pénétration des outils dans le maillage déformé ; elle dépend donc des conditions de contact. Dans FORGE[®], son calcul est exécuté en fonction de la vitesse relative des nœuds des outils par rapport à ceux du lopin. Celle-ci étant dépendante de la distance de contact (dont l'évaluation est décrite ci-avant), son calcul à l'incrément $n + 1$ n'est fait qu'aux nœuds qui étaient au voisinage du contact à l'incrément n .

3.2.2 Hypothèses et mise en donnée

Cinématique des outils

Le choix a été fait d'avoir la pièce fluotournée fixe, avec la molette en rotation autour du mandrin. Cette méthode permet d'éviter une croissance du volume maillé (du fait des projections successives) et réduit les temps de calcul [MOHEBBI et AKBARZADEH, 2010; WONG et collab., 2004]. Le mandrin et la molette ont été considérés comme des solides rigides. Les trois principaux éléments (molette, mandrin et préforme) sont illustrés sur la figure 3.8.

Toujours pour réduire le temps de calcul, il a été décidé de ne pas laisser la molette libre en rotation autour de son axe, mais d'imposer cette rotation. En effet, grâce à la vitesse de rotation mesurée par le tachymètre, sa valeur en régime permanent peut être évaluée, puis imposée à la molette lors de la mise en donnée. Ainsi, en simulation, la molette est animée d'un mouvement composé de deux rotations parallèles (suivant \vec{u}_x) et d'une translation suivant ce même axe. On notera ω la vitesse de rotation de la molette autour de son axe, et

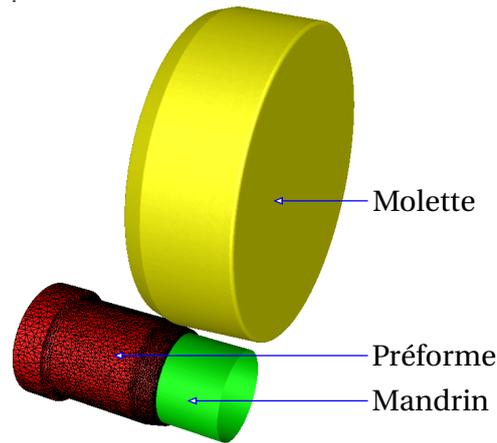


FIGURE 3.8 – Vue schématique de la mise en donnée. La géométrie fine ($e_0=2,5$ mm) est représentée ici.

Ω la vitesse de rotation du mandrin.

Conditions aux limites

Les frottements entre les outils (mandrin et molette) et le tube fluotourné ont été simulés en utilisant le critère de Coulomb–limité Tresca, défini ainsi :

$$\tau = \begin{cases} \mu \cdot \sigma_n & \text{si } \mu \cdot \sigma_n < \bar{m} \cdot \frac{\sigma_{VM}}{\sqrt{3}} \\ \bar{m} \cdot \frac{\sigma_{VM}}{\sqrt{3}} & \text{si } \mu \cdot \sigma_n \geq \bar{m} \cdot \frac{\sigma_{VM}}{\sqrt{3}} \end{cases} \quad (3.7)$$

où τ représente la contrainte de cisaillement appliquée au matériau en contact, μ et \bar{m} étant respectivement les coefficients de Coulomb et Tresca, avec σ_n la contrainte normale à la surface de contact. Lors de l'usinage des préformes, des efforts ont été faits pour garantir le meilleur état de surface possible des faces en contact avec les outils (c'est-à-dire les surfaces intérieures et extérieures des tubes). Ceux-ci ont permis une rugosité arithmétique (Ra) de l'ordre de $0,8 \mu\text{m}$. De plus, le graissage du mandrin d'une part (voir photographies en annexe page VIII) et la lubrification d'autre part ont permis de garantir de très faibles frottements entre les outils et la pièce fluotournée. C'est pourquoi les valeurs suivantes ont été utilisées pour la loi de frottement (3.7) : $\mu=0,02$ et $\bar{m}=0,05$.

Les outils ont été supposés à température constante $T_{\text{out}}=25$ °C, l'échange thermique entre ceux-ci et la pièce fluotournée étant régie par une loi de conductance de contact :

$$\dot{Q} = h(T_{\text{tube}} - T_{\text{out}}) \quad (3.8)$$

où \dot{Q} est la puissance surfacique thermique dissipée au contact et T_{tube} est la température de la surface du tube en contact avec les outils. La valeur de h utilisée ici était de $2000 \text{ W}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{m}^{-2}$.

Le refroidissement imposé par la lubrification a été modélisé en faisant l'hypothèse

d'un milieu extérieur à température constante (25 °C) avec un fort coefficient d'échange (2100 W·K⁻¹·m⁻²) pour simuler l'agitation intense du fluide.

3.2.3 Calcul des efforts de mise en forme

Comme détaillé en partie 3.2.2, le choix a été fait d'associer un repère fixe au mandrin et à la butée, tout en faisant tourner la molette autour de ceux-ci. Soit θ l'angle entre \vec{u}_z et la direction entre l'axe du mandrin et le centre de gravité de la molette, comme indiqué sur la figure 3.9. Soient F_X , F_Y et F_Z les efforts résultants sur la molette, respectivement suivant les directions \vec{u}_x , \vec{u}_y et \vec{u}_z associées à la simulation numérique. On peut alors en déduire les effort axiaux (F_A), radiaux (F_R) et tangentiels (F_T) par un simple changement de base :

$$F_R = \cos(\theta) \cdot F_Z - \sin(\theta) \cdot F_Y \quad (3.9a)$$

$$F_T = \sin(\theta) \cdot F_Z + \cos(\theta) \cdot F_Y \quad (3.9b)$$

$$F_A = F_X \quad (3.9c)$$

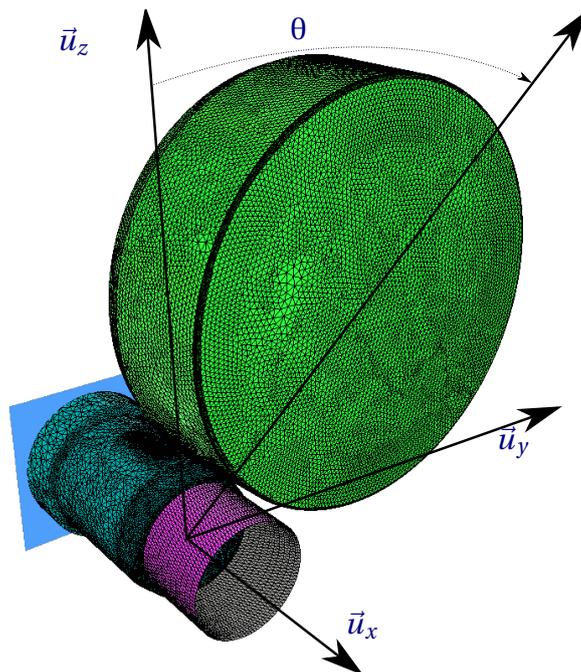


FIGURE 3.9 – Illustration des trois directions élémentaires associées au fluotour expérimental et de l'angle de rotation θ .

La totalité des simulations ayant été réalisée à vitesse de rotation du mandrin (Ω) constante en fonction du temps, et la position initiale étant toujours $\theta(t=0) = 0$, la valeur de l'angle θ se calcule alors simplement grâce au temps du procédé (t) :

$$\theta = \Omega \cdot t \quad \text{avec } \Omega \text{ exprimé en rad}\cdot\text{s}^{-1} \quad (3.10)$$

3.2.4 Influence du pas de temps

Comme décrit précédemment (§3.2.1 p. 110), le calcul automatique du pas de temps entre l'incrément n et l'incrément $n + 1$ est fait dans FORGE® en fonction du contact à l'incrément n . Or, dans le cas du fluotournage, les nœuds de la molette en contact changent en permanence (du fait de la rotation autour de son axe), et il en est de même des nœuds de la pièce fluotournée (du fait de la rotation du mandrin). Ainsi, le calcul automatique du pas de temps ne fonctionne pas dans le cas du fluotournage.

La vitesse relative de la molette étant très majoritairement orientée suivant la direction orthoradiale (la vitesse d'avance est négligeable), il a été choisi de fixer le pas de temps dt en fonction de la vitesse de rotation du mandrin. Avec les conditions cinématiques du cas 15 (voir tableau 3.1 page 105), le pas de temps utilisé par FORGE® devrait être de 126 μ s. Deux simulations de ce cas ont été réalisées en utilisant la loi de comportement identifiée en torsion (cf. §3.3.2 p. 121), avec les valeurs de dt suivantes :

- $dt=126 \mu$ s.
- $dt=4$ ms.

Pour $\Omega=100 \text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$, la première valeur de dt permet d'imposer un incrément de calcul pour une variation de la position angulaire du mandrin $\Delta\theta$ de $0,076^\circ$, la deuxième correspondant à $\Delta\theta=2,4^\circ$, soit un facteur 32 entre les deux valeurs testées. Les résultats, en terme d'efforts sur les outils, sont illustrés figure 3.10. Il apparaît donc que les valeurs des efforts sur la molette obtenues par simulation numérique sont très peu dépendantes du pas de temps, et particulièrement celles des efforts radiaux et axiaux. À l'inverse, une augmentation du pas de temps résulte en une forte surestimation du couple (erreur supérieure à 100 %).

Toutefois, le logiciel FORGE® calculant la puissance totale du procédé, il est possible de déduire la valeur du couple des efforts sur la molette grâce à l'équation (3.2). On peut donc en déduire l'expression suivante pour le couple sur le mandrin :

$$\mathcal{C} = \frac{1}{\Omega} (\mathcal{P}_{\text{tot}} - V_f \cdot F_A) \quad (3.11)$$

La figure 3.11 représente les valeurs du couple obtenues depuis l'équation (3.11) dans le cas $dt=4$ ms. En comparant cette courbe avec celle donnée directement dans le cas $dt=126 \mu$ s, on remarque que cette méthode permet de s'affranchir de l'erreur introduite par la grande valeur du pas de temps. Dans toute la suite de ce document, les valeurs simulées du couple sur le mandrin seront donc calculées depuis l'équation (3.11).

Le fait d'augmenter le pas de temps permet évidemment de réduire presque d'autant le temps de calcul. En effet, 258 heures ont été nécessaires sur 32 CPU pour simuler une avance de 5,58 mm avec un pas de temps de 126 μ s, tandis que 85 heures ont suffi pour effectuer la simulation d'une avance de 30 mm. Les temps moyens de calcul par millimètre fluotourné sont donc respectivement de $46 \text{ h}\cdot\text{mm}^{-1}$ et $2,8 \text{ h}\cdot\text{mm}^{-1}$, soit une accélération

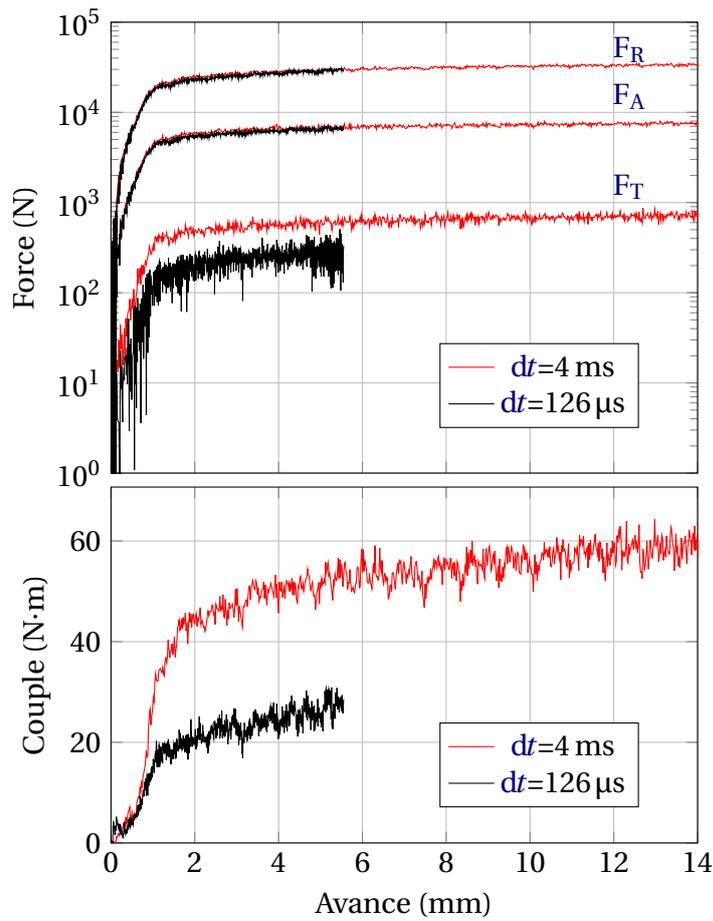


FIGURE 3.10 – Influence du pas de temps (dt) sur les efforts simulés pour le fluotournage 15.

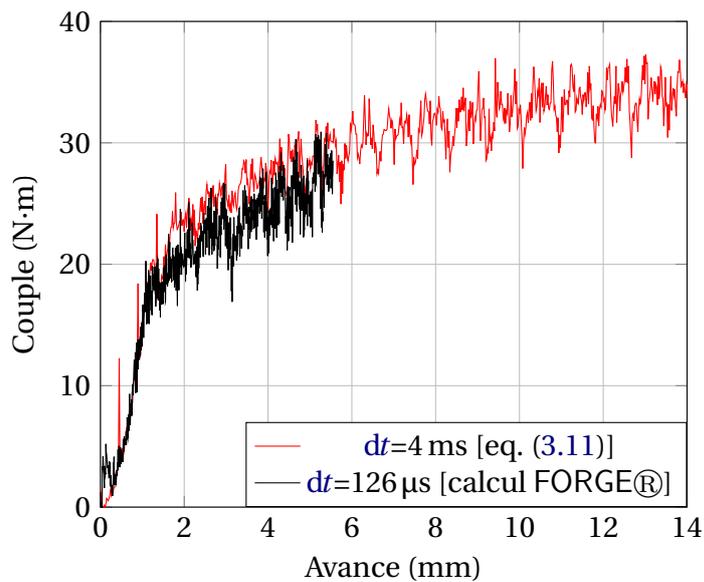


FIGURE 3.11 – Comparaison du couple calculé depuis l'équation (3.11) pour $dt=4$ ms avec celui obtenu directement pour $dt=126$ μ s.

d'un facteur 16. Augmenter encore le pas de temps permettrait probablement de réduire encore ce temps de calcul, mais dégraderait alors les résultats (augmentation du bruit sur les courbes d'effort). De plus, une trop grande valeur du pas de temps augmente la déformation appliquée à chaque pas de temps (car les déplacements entre deux pas de temps augmentent eux aussi), ce qui a pour effet de rendre la résolution du problème plus longue du point de vue du solveur (cela se traduit par une augmentation du nombre d'itérations de l'algorithme de Newton–Raphson).

C'est pourquoi une valeur du pas de temps de 4 ms est apparue comme étant le meilleur compromis vitesse de calcul–précision des résultats. De cette configuration, on peut donc en déduire les valeurs de dt optimales pour toutes les valeurs de Ω et du rayon du mandrin (R_{mand}) :

$$dt \approx 0,7 \frac{\Omega}{R_{\text{mand}}} \quad \text{avec } dt \text{ en ms, } \Omega \text{ en tr}\cdot\text{min}^{-1} \text{ et } R_{\text{mand}} \text{ en mm} \quad (3.12)$$

Cette formule reste valable tant que la vitesse d'avance reste très inférieure à la vitesse de déplacement tangentielle, c'est-à-dire tant que $f/R_{\text{mand}} \ll 1$.

3.2.5 Maillage

La difficulté que représente la simulation repose sur le compromis entre faible taille d'éléments dans la zone de contact et déraffinement de maillage ailleurs pour simplifier les calculs. Le déraffinement consiste à imposer une taille de maille croissante dans une zone qui ne participe plus à la déformation. Ceci permet de diminuer le nombre d'éléments du maillage, donc d'accélérer le calcul, mais résulte en une perte d'informations³.

Une illustration des différentes zones de maillage est donnée par la figure 3.12. De plus, afin de ne pas perdre d'information à cause des déraffinements successifs (c'est-à-dire après passage de la molette), une zone du tube a été maillée très finement (de façon à avoir dix éléments dans l'épaisseur) dans laquelle a été placée une série de capteurs FORGE®, c'est-à-dire des particules attachées à la matière, qui garderont *a priori* les mêmes coordonnées suite à un remaillage. On distingue ainsi quatre zones distinctes sur le maillage du tube :

Base : Celle-ci n'est pas fluotournée, elle sert simplement à transmettre le couple appliqué par la butée. Puisqu'elle est peu déformée, son maillage est très grossier. Soit h_b la taille de maille correspondante.

Partie en amont de la molette : Elle n'est pas fluotournée, mais peut participer à la déformation car elle est située entre la molette et la butée, donc elle est susceptible de se déformer par compression ou torsion du tube par exemple. Soit h_a la taille de maille correspondante.

Zone de travail : Située au voisinage du contact molette–tube, un maillage très fin est nécessaire pour prendre correctement en compte la déformation. Soit h_t la taille de

3. On parle de « diffusion numérique ».

maille correspondante.

Zone des capteurs : Après passage de la molette, la taille des mailles doit rester aussi fine que possible pour éviter d’avoir une fusion des capteurs, c’est-à-dire que deux capteurs soient contenus dans un même élément. Soit h_c la taille de maille correspondante.

Une cinquième zone existe lors du fluotournage, située en arrière de la molette (non représentée sur la figure 3.12) : après passage de la molette, la partie déjà fluotournée est déraffinée (pour une taille de maille h_a) afin de ne pas surcharger le maillage. Pour la plupart des simulations traitées dans ce document, les valeurs des tailles de maille sont données par les équations suivantes :

$$\begin{cases} h_b = 3e_0/5 \\ h_a = 2e_0/5 \\ h_t = e_0/5 \\ h_c = e_0/10 \end{cases} \quad (3.13)$$

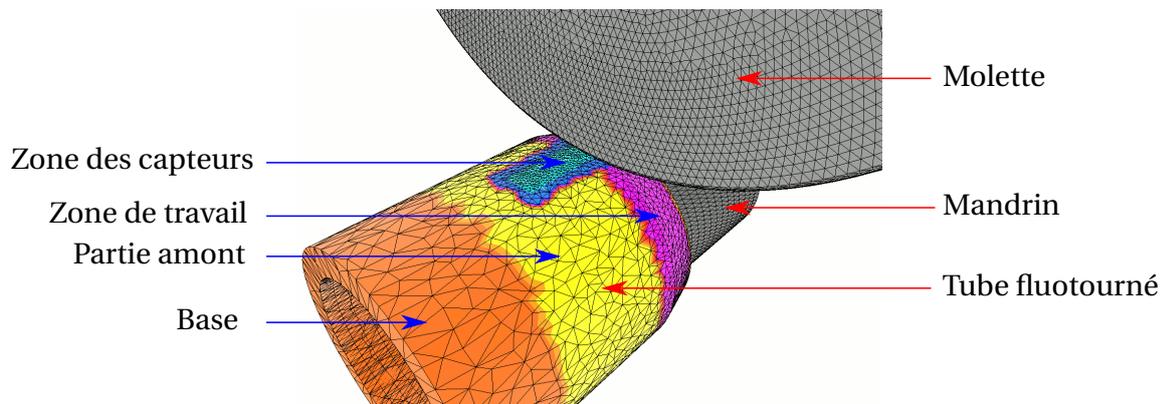


FIGURE 3.12 – Illustration des différents objets utilisés pour la simulation numérique (la butée n’est pas représentée) et des différentes zones de raffinement/déraffinement de maillage du tube fluotourné.

Le fait d’utiliser une description lagrangienne du mouvement nécessite des remaillages périodiques afin de s’assurer de la faible taille de maille au voisinage des zones de contact. L’objectif étant d’assurer une taille de maille minimale dans le zone de travail, la période de remaillage est à adapter à la vitesse d’avance de la molette. Par défaut, FORGE® définit la période de remaillage (p) en fonction du nombre d’incrément de temps. La période de remaillage dépend donc de V_f et dt . Soit ℓ_{remail} l’avance parcourue par la molette entre deux remaillages. On obtient donc :

$$p = \left\lceil \frac{dt \cdot \ell_{\text{remail}}}{V_f} \right\rceil \quad \text{avec } [\cdot] \text{ la fonction partie entière} \quad (3.14)$$

3.3 Identification des lois de comportement pour le TA6V

Du fait du caractère incrémental du procédé, lors d'une même passe, la vitesse de déformation appliquée au matériau fluotourné varie dans une large gamme. Ainsi, l'utilisation d'une loi de comportement valide dans une telle gamme est nécessaire pour la simulation numérique du procédé. De plus, comme il a été rapporté en partie 2.1.1, le fluotournage permet des déformations très supérieures à celles atteintes à froid en traction. Ainsi, afin d'atteindre des déformations suffisantes sans risque de striction, des essais de compression ou de torsion sont préférables.

Pour éviter le flambage des éprouvettes, les essais de compression doivent être réalisés sur des échantillons faiblement élancés. Il en résulte un effet tonneau non négligeable, à cause des frottements entre les extrémités des échantillons et les tas de la machine d'essai. À cause de cet effet, il n'existe pas de solution analytique pour évaluer l'état de contrainte et la déformation vraie appliquée au matériau. De fait, les essais de compression nécessitent l'utilisation d'algorithmes d'optimisation pour la résolution de problèmes inverses.

Pour un essai de torsion, le développement proposé par **FIELDS et BACKOFEN [1957]** permet d'évaluer la contrainte de torsion (depuis la mesure du couple résultant) et la déformation de torsion (depuis l'angle de torsion appliqué) sous les hypothèses suivantes :

1. la distribution de la déformation est :
 - (a) homogène sur toute la longueur de la zone utile de l'éprouvette
 - (b) linéaire en fonction de la position radiale dans la zone utile (nulle au centre, maximale en périphérie)
2. la contrainte de cisaillement est homogène sur toute la longueur de la zone utile (torsion quasi-statique)
3. la contrainte d'écoulement en fonction de la déformation obéit à un type de loi spécifique à cette analyse.

Or, le TA6V est connu pour présenter de la localisation de déformation lors de sa mise en forme à basse température et vitesse de déformation modérée à haute [**PRASAD et collab., 2001; SESHACHARYULU et collab., 2002, 2000**], ce qui invalide les hypothèses 1. La résolution par analyse inverse du problème de torsion permet de s'affranchir de ces hypothèses.

Ainsi, la résolution par analyse inverse permet l'identification d'une loi de comportement pour des cas de chargement ne permettant pas de résolution analytique (les inconnues étant la contrainte, la déformation et la température), par exemple lors d'un essai de compression (effet tonneau et localisation) ou d'un essai de torsion à grande vitesse (localisation).

3.3.1 Essais de compression

* La suite du document, et ce jusqu'au prochain symbole en marge, a été réalisée avec Jocelyne LIST[†], dans le cadre de son Bachelorarbeit [LIST, 2013].

Des pions de compression, comme illustré sur la figure 3.14 (Ø10 mm, hauteur 15 mm), on été usinés dans un lopin de TA6V ELI. Des essais de compression ont par la suite été réalisés à température ambiante, pour des vitesses de déplacement relatif des tas de la machine variant de 0,1 à 100 mm·s⁻¹. Les résultats ainsi obtenus sont illustrés sur la figure 3.13 en terme de courbe effort–déplacement. La loi de comportement proposée est une loi puissance, telle que définie par l'équation (2.21), page 86 :

$$\sigma_{VM} = A \cdot \exp(-K.T) \cdot \bar{\epsilon}^n \cdot \dot{\epsilon}^m$$

Le contact entre surfaces de matage et tas de la machine a été modélisé suivant le critère de Coulomb–limité Tresca, défini par l'équation (3.7) (page 111). Les essais ayant été conduits à température ambiante constante, la valeur de K n'a pas été déterminée ici (on a pris ici $K = 0$). L'analyse inverse a été effectuée grâce au programme MOOPI [ROUX, 2011, Chap.2], algorithme d'optimisation basé sur la méthode *Efficient Global Optimization* (EGO) [JONES et collab., 1998]. Cette analyse a porté sur la résolution des constantes de la loi de comportement (A , n et m) ainsi que sur les paramètres de frottement (\bar{m} et μ) de l'équation (3.7). Soit F_i^n l'effort mesuré à la date t_i lors de l'essai de compression n , et \tilde{F}_i^n l'effort obtenu en simulation à cette même date et pour ce même essai ; le but de l'analyse était de minimiser la fonction \mathcal{F} définie comme suit :

$$\mathcal{F}(A, n, m, \bar{m}, \mu) = \sum_{n=1}^4 \left(\sum_i \frac{(F_i^n - \tilde{F}_i^n)^2}{F_i^{n2}} \right) \quad (3.15)$$

Le tableau 3.3 donne les valeurs de $\{A, n, m, \bar{m}, \mu\}$, trouvées par MOOPI après 473 itérations, qui minimisent \mathcal{F} (à une valeur de 0,078). Les courbes effort–déplacement simulées correspondantes sont données en figure 3.13 (en rouge).

TABLEAU 3.3 – Résultats d'optimisation pour la loi de comportement en compression du TA6V ELI.

Loi de frottement	
μ	0,091
\bar{m}	0,80
Loi de comportement plastique	
A	1313,26
n	0,0659
m	0,008 943

[†]. École polytechnique fédérale de Zurich (ETHZ), Zurich, Suisse.

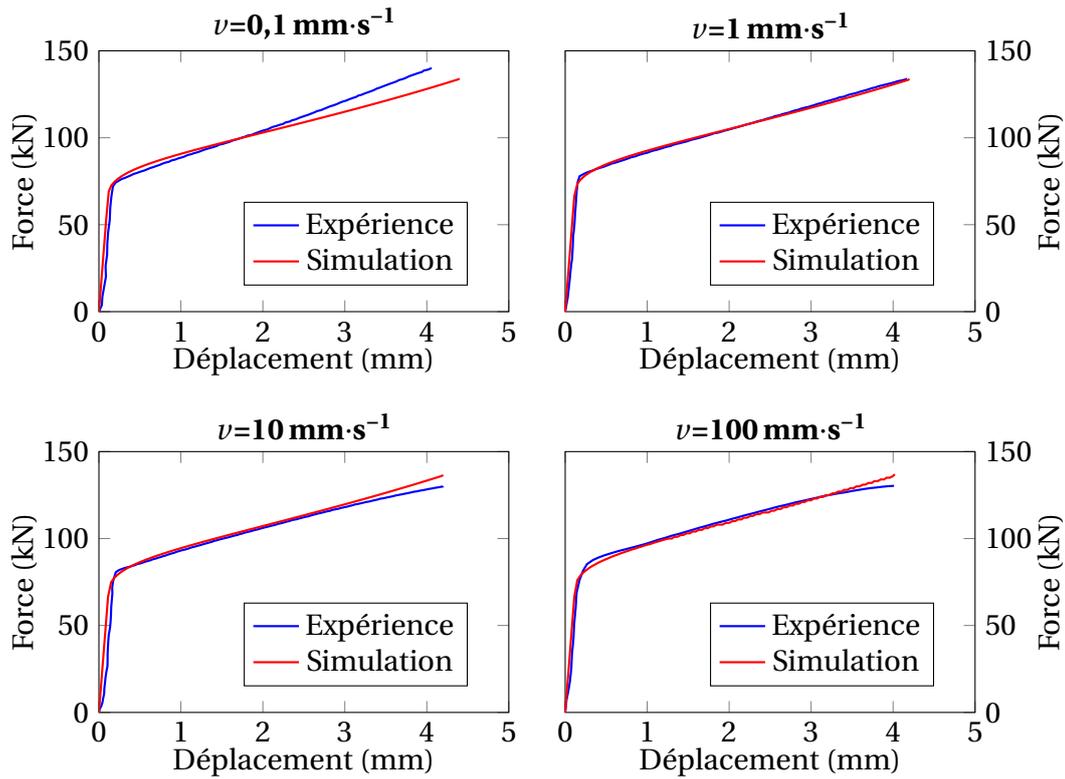


FIGURE 3.13 – Résultats des essais de compression à froid (en bleu), et résultats de la simulation numérique à la fin de l’analyse inverse (en rouge). ν désigne la vitesse de déplacement relatif des tas de la machine d’essai.

La courbe contrainte–déformation correspondant à cette loi de comportement est illustrée en figure 3.19, page 127. Les valeurs identifiées ici pour la loi de comportement viscoplastique (2.21) sont conformes à celles rapportées dans la littérature [LEE et collab., 2004; NEERAJ et collab., 2000; VENKATESH et collab., 2009]. D’après les courbes de la figure 3.13, on remarque que la loi de comportement est peu précise à faible vitesse de déformation (pour $\nu=0,1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$). Soit ϵ la déformation au sens ingénieur, calculée comme le rapport de la variation de hauteur du pion ($\Delta\ell$) sur sa hauteur initiale (ℓ_0). En négligeant l’effet tonneau, on peut calculer la déformation vraie $\bar{\epsilon}$:

$$\bar{\epsilon} = \log(1 + \epsilon) \quad (3.16)$$

Ainsi, la vitesse de déformation vraie peut se déduire de la relation précédente :

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \left| \frac{\dot{\epsilon}}{1 + \epsilon} \right| \quad (3.17)$$

Les essais de compression étant réalisés à vitesse de déplacement constante (ν), on a $\dot{\epsilon} = -\nu/\ell_0$. On trouve donc :

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \frac{\nu}{\ell_0 + \Delta\ell} \quad (3.18)$$

Dans le cas $\nu=100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, on trouve donc que la vitesse de déformation au début de

l'essai (*i.e.* quand $\epsilon=0$) vaut $6,7 \text{ s}^{-1}$, tandis qu'en fin d'essai (*i.e.* quand $\Delta\ell=-4 \text{ mm}$), cette vitesse est supérieure⁴ à $9,1 \text{ s}^{-1}$. Une micrographie du pion de compression déformé à $\nu=100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, donnée en figure 3.15, illustre l'occurrence des ASB dans ces gammes de vitesse, conformément à la littérature [PRASAD et collab., 2001; SESHACHARYULU et collab., 2002, 2000]. La bande de cisaillement, d'une épaisseur de 15 à 30 μm , donne lieu à un endommagement notable du matériau, ce qui pourrait expliquer la légère inflexion de la courbe à la fin de l'essai correspondant (cf. fig. 3.13, en b. à d.).

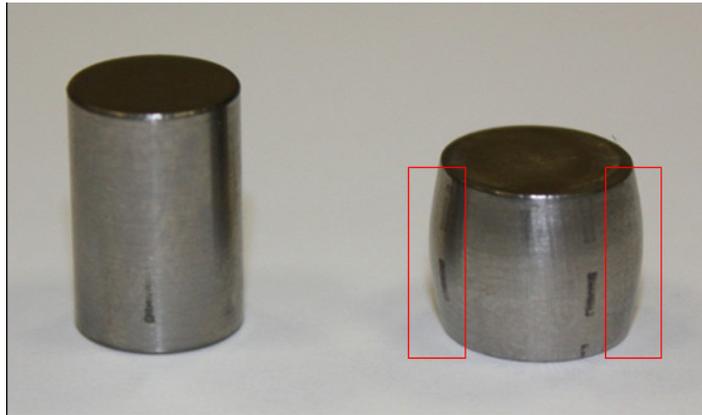


FIGURE 3.14 – Photographie des pions de compression avant essai (à g.) puis après essai (à d.), mettant en évidence l'effet tonneau.

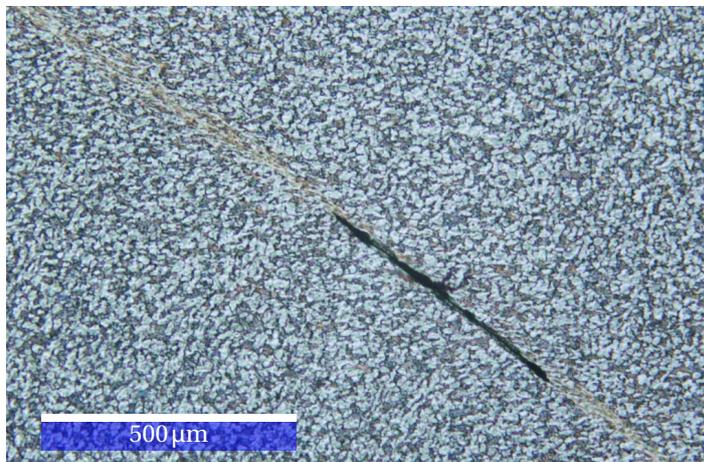


FIGURE 3.15 – Micrographie optique du pion de TA6V ELI compressé à froid à $\nu=100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, illustrant l'occurrence d'ASB.



4. En fin d'essai, l'effet tonneau n'est plus négligeable, ce qui augmente la déformation vraie, donc la vitesse de déformation vraie.

3.3.2 Essais de torsion

Afin d'étudier le comportement du TA6V ELI sous d'autres types de sollicitation et à d'autres températures, des essais de torsion ont été réalisés à 25, 250 et 500 °C. Les éprouvettes de torsion ont été fabriquées depuis un même lopin de TA6V, pour une longueur utile de 15 mm et un diamètre de 6 mm. Il a été conclu précédemment que le comportement à froid était peu dépendant de la vitesse de déformation ($m \sim 0,009$), ainsi les essais de torsion ont été conduits dans la plus large gamme de vitesse de déformation (limitée par la puissance et l'inertie de la machine de torsion), soit des vitesses de torsion, notée $\dot{\vartheta}$, de 5 et 100 $\text{tr} \cdot \text{min}^{-1}$. Les courbes de torsion correspondantes sont illustrées sur la figure 3.16 (points bleus).

Il apparaît donc que, même à 500 °C, le comportement du matériau est très peu dépendant de la vitesse de déformation. Toutefois, à faible vitesse et haute température ($\dot{\vartheta} = 5 \text{ tr} \cdot \text{min}^{-1}$ et $T = 500 \text{ °C}$), le couple de torsion diminue à partir d'un angle de torsion de 120°, ce qui pourrait être dû à un phénomène de RXD.

Depuis les données expérimentales des six essais présentés ici, un algorithme d'optimisation, implémenté dans FORGE® (voir [FOURMENT et collab., 2009] pour plus de détails) a été utilisé pour identifier les paramètres de la loi de comportement résultant en ces courbes de torsion. Soit C_i^n le couple mesuré à la date t_i lors de l'essai de torsion n , et \tilde{C}_i^n le couple simulé à cette même date. La fonction à minimiser était donc :

$$\mathcal{F}(\mathbf{A}, \mathbf{n}, \mathbf{m}, \mathbf{K}) = \sum_{n=1}^6 \left(\sum_i \frac{(C_i^n - \tilde{C}_i^n)^2}{C_i^{n2}} \right) \quad (3.19)$$

Pour permettre à l'algorithme une convergence plus rapide, les conditions initiales pour les valeurs de $\{\mathbf{A}, \mathbf{m}, \mathbf{n}\}$ ont été choisies égales à celles identifiées précédemment en compression à froid. Afin de réduire les temps de calcul, les simulations numériques nécessaires à la résolution du problème inverse ont été faites sous l'hypothèse de symétrie de révolution des éprouvettes de torsion, en imposant une rotation hors plan à une des extrémités de l'éprouvette⁵. Cette hypothèse a permis la simulation des six cas pour 200 valeurs différentes de $\{\mathbf{A}, \mathbf{n}, \mathbf{m}, \mathbf{K}\}$, soit 1200 simulations, en 24 heures. Les valeurs ainsi obtenues pour les paramètres optimisés sont données dans le tableau 3.4, tandis que les courbes de torsion simulées sont indiquées figure 3.16 (en rouge). La courbe contrainte-déformation correspondant à cette loi de comportement est illustrée sur la figure 3.19, page 127.

Sur les courbes simulées, on remarque que le coefficient d'écrouissage semble légèrement surévalué à température ambiante, puisque les pentes simulées sont plus importantes que les pentes expérimentales. Pour obtenir une loi de comportement plus fidèle au comportement à froid, il faudrait donc enrichir le modèle, en utilisant un coefficient d'écrouissage variable en fonction de la température, comme proposé par GAVRUS et collab.

5. On parle alors de problème 2D^{1/2}.

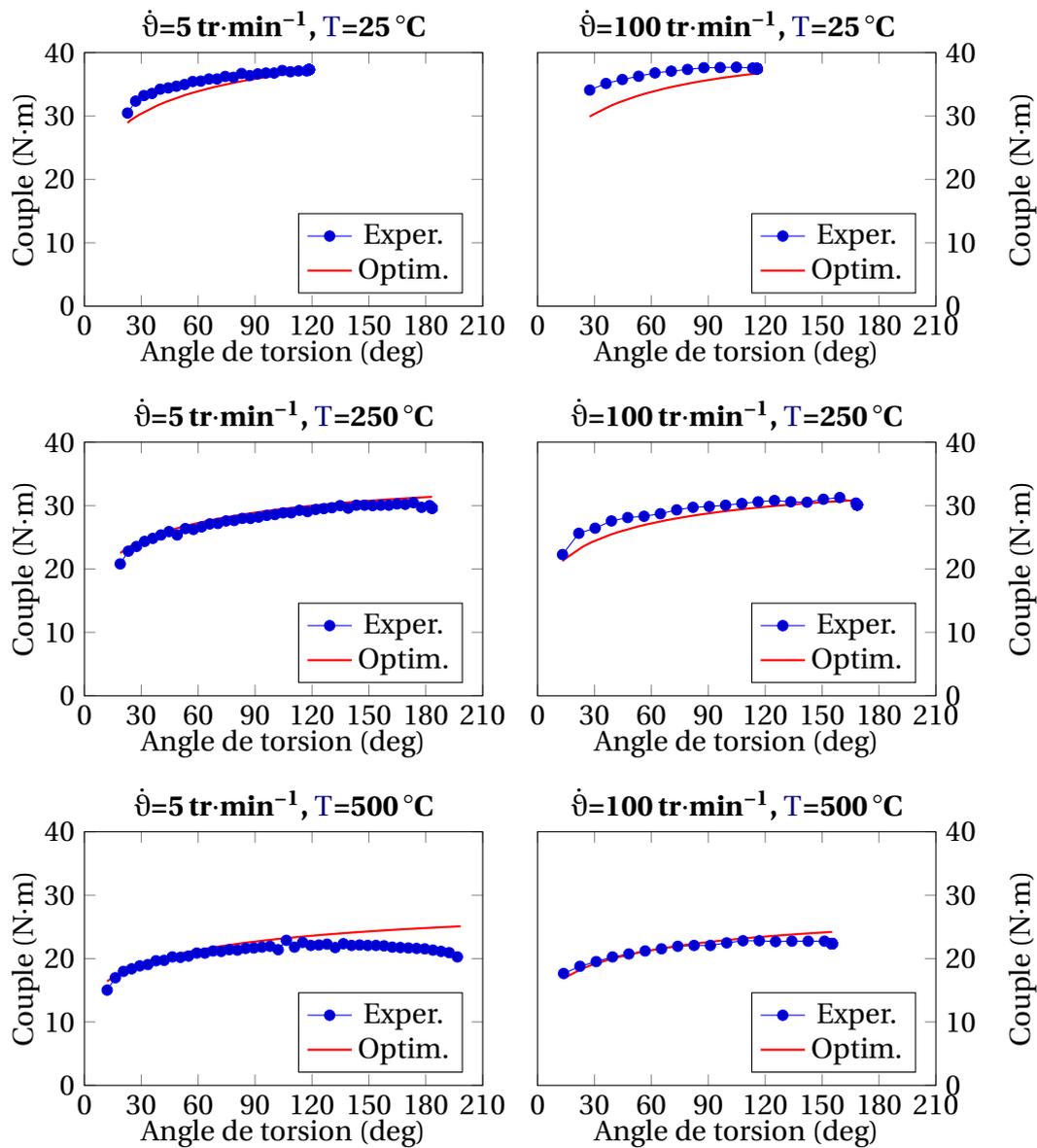


FIGURE 3.16 – Courbes de torsion obtenues aux différentes vitesses de torsion et aux différentes températures : données expérimentales (points bleus) et résultats d’optimisation (courbe rouge).

TABLEAU 3.4 – Résultats d’optimisation pour la loi de comportement en torsion du TA6V ELI.

Loi de comportement plastique	
A	1676,5
n	0,1685
m	$4,41 \times 10^{-4}$
K	$1,003 \times 10^{-3}$

[1996]. De plus, le couple simulé à haute température et basse vitesse semble lui aussi surévalué en fin d'essai, à cause de l'adoucissement rapporté précédemment. Cette fois encore, un enrichissement de la loi serait à prévoir pour prendre en compte ce phénomène.

La figure 3.17 illustre les cartes des vitesses de déformation simulées pour $T=25\text{ °C}$ et 500 °C . Si l'hypothèse d'une distribution homogène de la vitesse de déformation dans la direction longitudinale est globalement vérifiée à faible vitesse de torsion, elle ne l'est plus à haute vitesse, et surtout à basse température. Le même constat peut être fait quant à l'hypothèse de distribution linéaire suivant le rayon. La méthode de **FIELDS et BACKOFFEN** [1957] aurait donc été inopérante ici, justifiant ainsi l'utilisation de la méthode de résolution par analyse inverse.

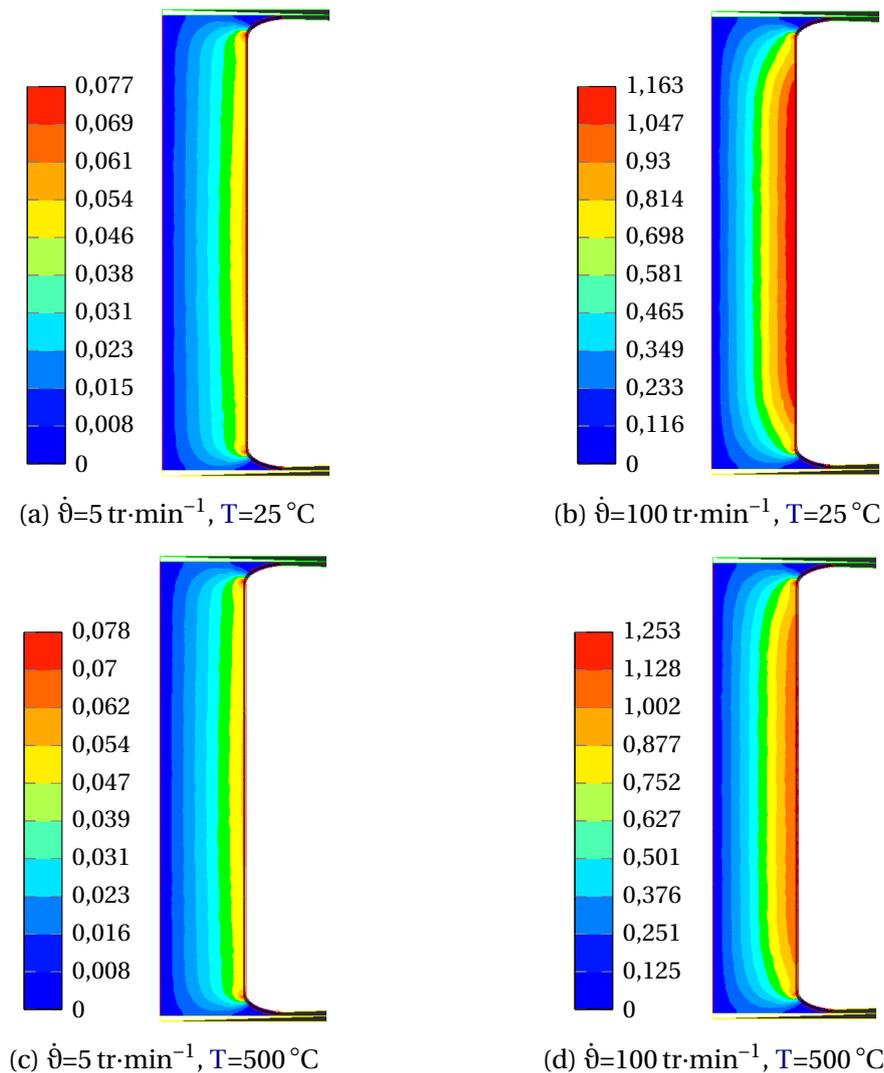


FIGURE 3.17 – Résultats de simulation numérique des essais de torsion : distribution des vitesses de déformation (s^{-1}) pour différentes conditions opératoires.

La valeur de m identifiée ici est très faible comparativement à celle identifiée en compression (cf. tab. 3.3, p. 118). Cette différence s'explique par l'étroite gamme de vitesse étudiée ici (d'après les valeurs de la figure 3.17, il existe un rapport 15 entre les vitesses maximales de déformation entre les essais à grande et petite vitesse de torsion, compa-

rativement aux deux décades étudiées en compression). C'est donc un essai de torsion dynamique qui devrait être réalisé pour une détermination plus précise de m . L'effet de la température et de l'érouissage semblent quant à eux correctement simulés, la valeur de n étant légèrement plus importante en torsion qu'en compression. Ce résultat est cohérent avec celui de GILLES et collab. [2011], qui ont rapporté un coefficient d'érouissage du TA6V plus important en traction qu'en compression.

3.3.3 Loi de comportement pour le TA6V ELI en fluotournage

En utilisant la loi de comportement identifiée précédemment (tableau 3.4), des simulations numériques des fluotournages 11 et 12 ont été réalisées (voir tableau 3.1 page 105). Les résultats, en terme d'efforts sur les outils, sont donnés sur la figure 3.18. Les courbes correspondantes semblent superposées. De plus, en fin de procédé, l'effort radial semble même légèrement plus important pour le cas 11 que pour le cas 12, malgré la vitesse de déformation nécessairement plus faible (rappelons que Ω vaut $100 \text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$ pour le cas 11, contre $200 \text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$ pour le cas 12, $f=0,28 \text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$ dans les deux cas). Cet adoucissement s'explique par la très faible valeur de m utilisée ici. En effet, une telle valeur rend le matériau quasiment insensible à la vitesse de déformation. D'autre part, une plus grande vitesse de déformation réduit la dissipation de chaleur par conduction (au sein du matériau déformé et entre le matériau et les outils) et par convection avec l'environnement (*i.e.* la lubrification), ayant pour effet un plus fort auto-échauffement, donc un adoucissement thermique. Ainsi, les valeurs de m et K utilisées ici font que l'adoucissement thermique prévaut sur l'augmentation de la contrainte d'écoulement due à l'augmentation de la vitesse de déformation.

En considérant identiques les passes effectives pour les échantillons 11 et 12 (respectivement 0,91 et 0,90 mm, voir tableau 3.1 page 105), alors seul Ω change entre ces deux cas (ainsi que V_f), ce qui signifie que la différence entre les conditions 11 et 12 peut se réduire à un simple facteur de temps ($\times 2$). Si on néglige les effets thermiques, on peut donc en conclure que l'augmentation des efforts entre les cas 11 et 12 ne peut être attribuée qu'à l'augmentation de la contrainte d'écoulement, cette dernière étant due à l'augmentation de la vitesse de déformation. Le tableau 3.5 donne les augmentations relatives des efforts entre les cas 11 et 12. En considérant qu'une augmentation de X % de chaque effort correspond à une augmentation de X % de la contrainte d'écoulement, et grâce à l'utilisation d'une loi puissance, l'équation (1.2) (page 19) nous donne :

$$m = \frac{\log\left(\frac{F_x^{12}}{F_x^{11}}\right)}{\log(2)} \quad (3.20)$$

F_x^n correspondant à un effort (F_R , F_A , F_T ou \mathcal{C}) mesuré lors du fluotournage n . Les valeurs ainsi calculées pour les différents accroissements rapportés ci-avant sont données dans le tableau 3.5. Il est clair que les valeurs de m ainsi évaluées sont largement plus grandes

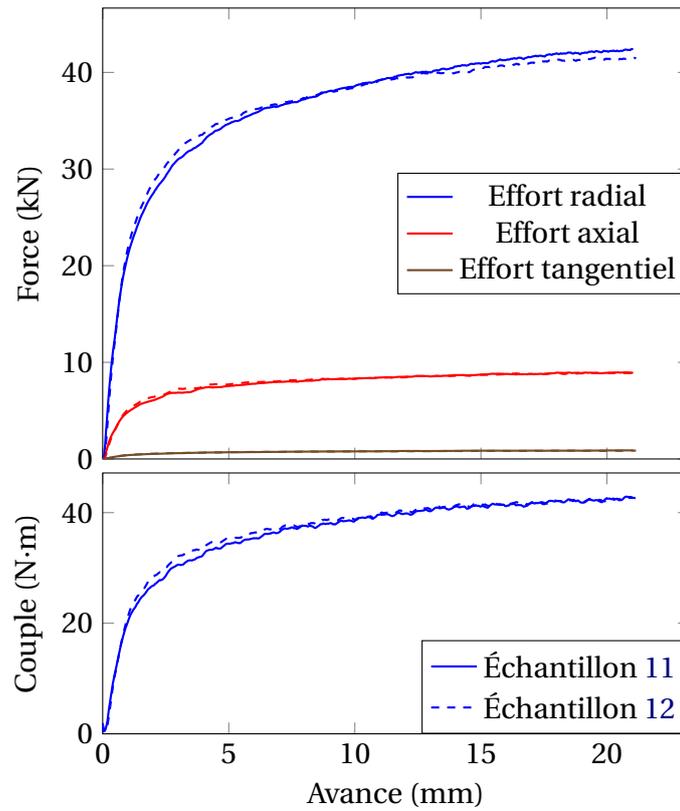


FIGURE 3.18 – Simulation des fluotournages 11 et 12, en utilisant la loi de comportement identifiée en torsion : efforts sur la molette et couple sur le mandrin. Les lignes continues correspondent au cas 11, tandis que les pointillés correspondent au cas 12.

que celles identifiées par compression ($8,9 \times 10^{-3}$) ou par torsion ($4,41 \times 10^{-4}$), et plus généralement celles issues de la littérature [LEE et collab., 2004; VENKATESH et collab., 2009]. De plus, rappelons que cette simple analyse néglige les variations de température, donc l'adoucissement thermique, qui devraient réduire encore les efforts de fluotournage du cas 12. Ainsi, le fait de négliger l'auto-échauffement minimise la valeur de la sensibilité à la vitesse de déformation.

TABLEAU 3.5 – Augmentations relatives des efforts de fluotournage du fait d'un doublement de la vitesse de rotation et valeurs de m correspondantes, calculées depuis l'équation (3.20).

	F_R	F_A	F_T	\mathcal{E}
Augmentation relative	7,9 %	5,12 %	25 %	19,6 %
m correspondant	0,110	0,072	0,32	0,258

Suite à l'analyse proposée précédemment, de nouvelles simulations ont été faites des cas de fluotournage 11 et 12, avec cette fois $m=0,1$. Mais le fait de changer la sensibilité à la vitesse de déformation nécessite aussi de changer la consistance (A). Ainsi, l'identification de A a été réalisée par essai-erreur, suite aux simulations 11 et 12, jusqu'à aboutir à une bonne corrélation entre les efforts mesurés expérimentalement et ceux simulés en EF, soit pour $A=1632,2$. Puisque les valeurs de K et n n'ont pas été changées, le tableau 3.6 donne les valeurs des paramètres de la loi de comportement adoptée tandis que la figure 3.19 illustre les courbes contrainte-déformation correspondantes.

TABLEAU 3.6 – Résultats pour la loi de comportement en fluotournage du TA6V ELI.

Loi de comportement plastique	
A	1632,2
n	0,1685
m	0,1
K	$1,003 \times 10^{-3}$

Enfin, afin d'évaluer la validité de la nouvelle loi de comportement, la simulation de la totalité des essais de la campagne 1 (cf. tab. 3.1 p. 105) a été réalisée. Les résultats de ceux-ci sont donnés en figure 3.20 avec, à titre de comparaison, les courbes d'effort expérimentales. De ces courbes, il apparaît que le régime transitoire est mal simulé, puisqu'en simulation, ce régime est beaucoup plus court qu'expérimentalement. Cette erreur s'explique principalement par la souplesse de la machine, comme détaillé en partie 3.1.4. En effet, toutes les simulations ont été réalisées en supposant les outils rigides (la profondeur de passe simulée étant la profondeur de passe effective), alors que la souplesse de machine permet d'absorber une grande part de déformation au début du fluotournage (c'est-à-dire jusqu'à ce que les efforts se stabilisent). Ceci indique que c'est la souplesse de la machine qui est la principale responsable du régime transitoire.

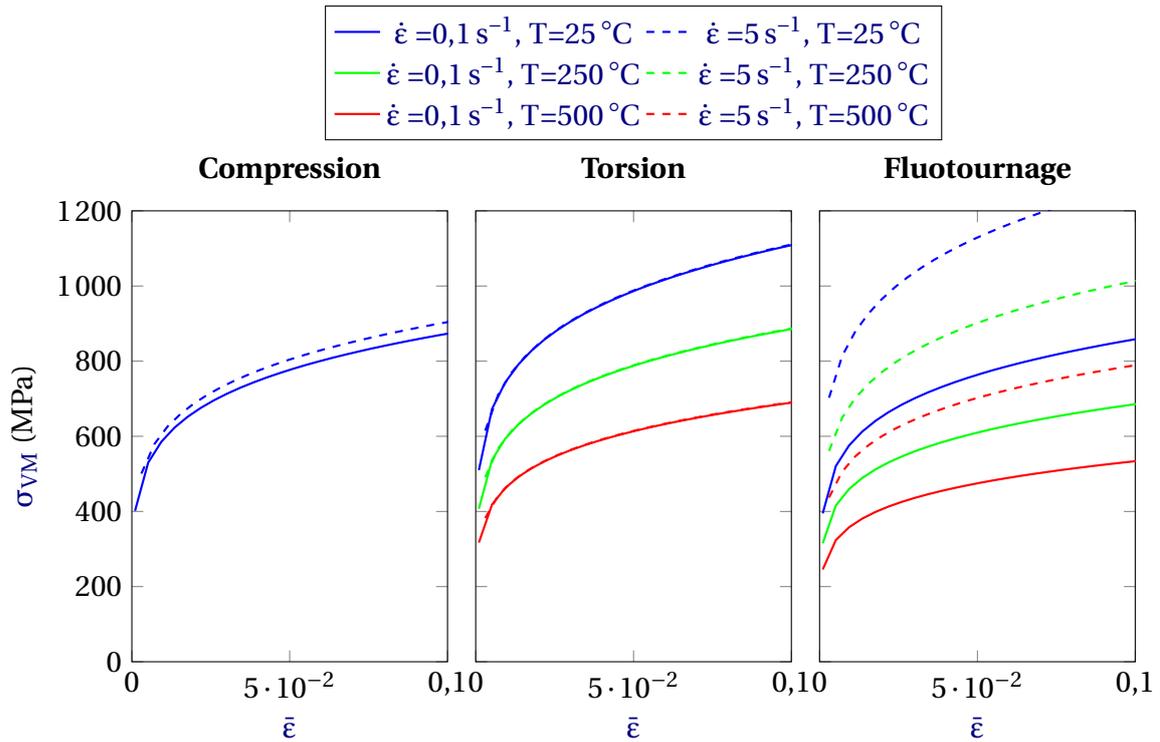


FIGURE 3.19 – Courbes contrainte–déformation plastique, selon que la loi de comportement a été déterminée en compression (§3.3.1), en torsion (§3.3.2) ou recalée sur les résultats de fluotournage (§3.3.3).

À l'inverse, le régime permanent semble correctement simulé au regard des courbes dans ce domaine. Les valeurs moyennes en régime permanent issues des différentes simulations sont résumées tableau 3.7 ; de plus, pour chaque valeur, l'erreur relative a été calculée (donnée entre parenthèses dans le tableau). Dans la suite du document, on note $\|F\|$ la norme euclidienne de la force appliquée à la molette :

$$\|F\| = \sqrt{F_R^2 + F_A^2 + F_T^2} \quad (3.21)$$

D'après les résultats du tableau 3.7, il semble que les erreurs relatives soient maximales sur l'évaluation des efforts tangentiels (avec une erreur moyenne absolue de 626 N), cette erreur étant probablement due au couple résistant créé par le roulement sur lequel est montée la molette. En effet, en rajoutant 626 N à toutes les valeurs de F_T simulées, l'erreur relative serait alors comprise entre -16 % et +15 %. Toutes les préformes utilisées ici ont été fabriquées dans une même barre, en gardant l'axe des tubes parallèle à celui de la barre (voir figure annexe A.5, page IV). Ainsi, d'après les essais de dureté effectués en partie 2.7.2 (p. 89), les tubes ont probablement un comportement légèrement anisotrope, avec une dureté moindre dans la direction longitudinale que dans les deux autres directions. C'est probablement pourquoi les efforts axiaux sont tous légèrement surestimés en simulation par rapport aux valeurs expérimentales (voir tableau 3.7). L'utilisation d'une loi de comportement anisotrope permettrait de corriger cette erreur, mais une telle loi nécessiterait alors

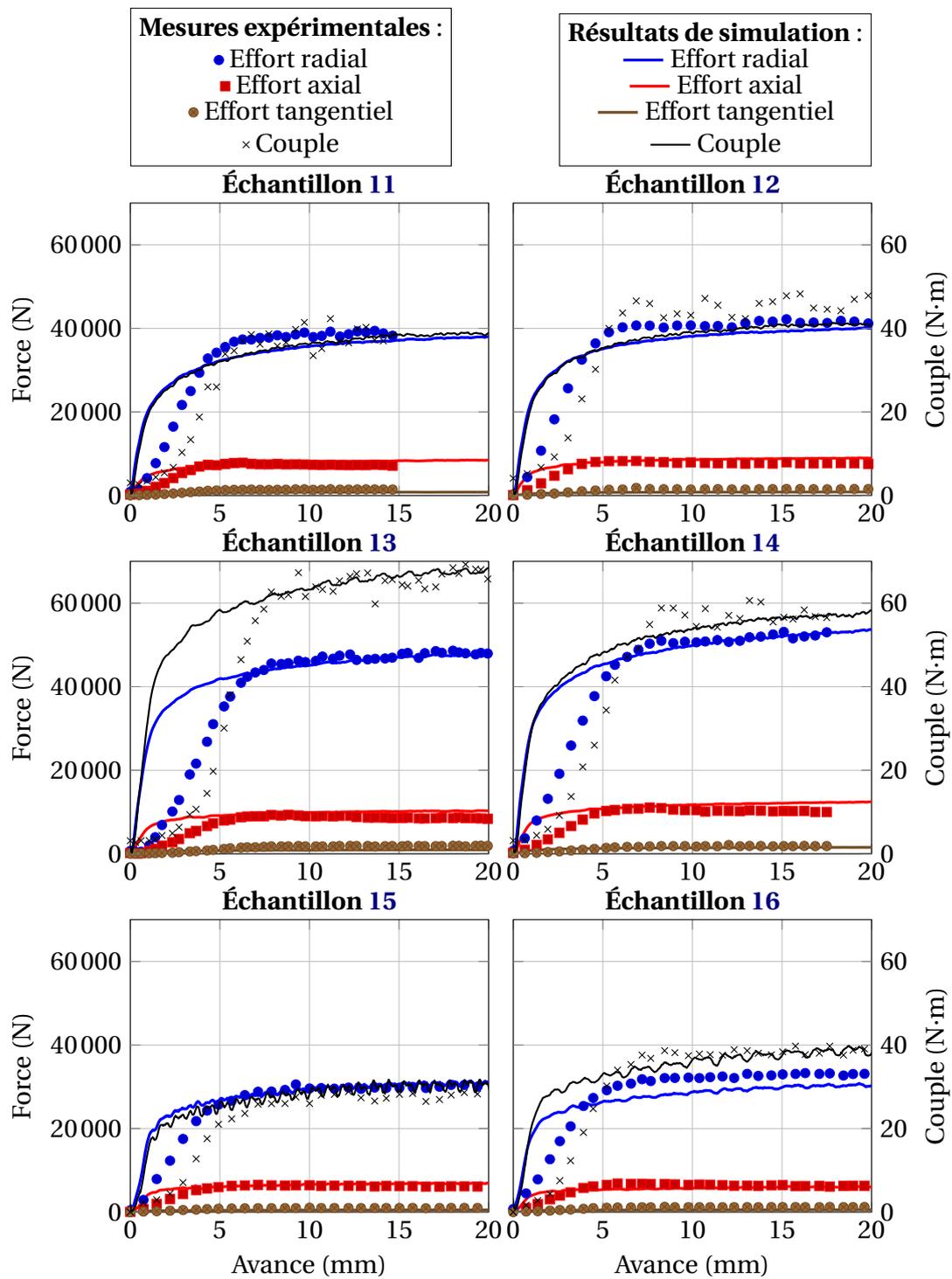


FIGURE 3.20 – Comparaison simulation/données expérimentales : évolution des efforts de fluotournage en fonction de l’avance, pour tous les cas de la campagne 1 (cf. tab. 3.1 p. 105).

des moyens d'identification spécifiques et augmenterait encore les temps de calcul.

Il semble donc que la loi de comportement proposée dans ce paragraphe permette de correctement prédire la contrainte d'écoulement lors du fluotournage. La valeur inhabituellement élevée de m peut s'expliquer par des phénomènes de DRV ou de RXD, déjà rapportés sur les cas industriels (cf. §2.3.2 p. 59) : la valeur de m utilisée ici est proche de celle rapportée lors de la RXD de l'alliage d'aluminium 1200 (0,2 d'après GOURDET et MONTHEILLET [2003]) ou du Al-Mg-Sc (0,2 à 0,3 d'après [MUSIN et collab., 2004]).

Il est important de rappeler que les valeurs de K et n n'ont toutefois pas été modifiées. La première est probablement mal évaluée, puisque la variation de température relevée lors des différents essais est toujours restée suffisamment faible pour être négligée ($\Delta T < 50^\circ\text{C}$ entre l'état initial et la mesure en fin de procédé) ; des essais à différentes températures devraient donc être effectués afin de déterminer précisément sa valeur. Quant à la valeur de n , elle semble correcte puisque les différents cas de fluotournage résultent en différentes valeurs de la déformation (voir tableau 3.1 et figure 3.28). Toutefois, si les phénomènes de RXD/DRV se produisent effectivement lors du fluotournage, alors la loi de comportement devrait prendre en compte l'adoucissement qui leur est habituellement associé [HUMPHREYS et HATHERLY, 2004, Chap.13], mais cette loi requerrait alors une identification plus poussée encore, nécessitant d'autres essais de fluotournage.

3.4 Analyse des résultats de simulation

3.4.1 Contraintes de déformation

La figure 3.21 montre les cartes de contrainte (au sens de Von Mises) pour les différents cas de fluotournage de la campagne 1. Sur toutes les cartes, le contact tube–molette est identifiable par la forte concentration des contraintes. Il est important de noter que, si la valeur maximale de σ_{VM} présentée pour l'échantillon 11 (figure 3.21a) est supérieure à celle présentée pour l'échantillon 12 (figure 3.21b), ceci n'est dû qu'aux oscillations de ces maxima pour différents pas de temps, les valeurs moyennes étant du même ordre de grandeur ($\max(\sigma_{VM}) \approx 1900$ à 2000 MPa).

En comparant les résultats des figures 3.21c et 3.21a, on remarque que l'augmentation de la vitesse d'avance résulte en une diminution de la contrainte maximale appliquée au matériau, malgré l'augmentation des efforts sur la molette (voir tableau 3.7), ce qui indique nécessairement que la surface de contact molette–tube augmente avec f . La distribution des contraintes des tubes 15 et 16 semble totalement différente de celle des échantillons 11 à 14, avec toujours la valeur maximale de σ_{VM} au point de contact, mais avec en plus une distribution homogène sur toute la zone de travail (où $\sigma_{VM} \approx 1000$ MPa). Cette contrainte, visible même loin de la molette, s'explique par les intenses contraintes de traction suivant la direction longitudinale (σ_{xx}) dans cette zone, comme le montre la figure 3.22.

TABLEAU 3.7 – Résultats des simulations numériques de la campagne 1 : efforts sur la molette et couple sur le mandrin en régime permanent. Les erreurs relatives avec les résultats expérimentaux (voir tableau 3.2 page 107) sont données entre parenthèses. La dernière ligne donne pour chaque grandeur l'erreur moyenne sur l'ensemble des simulations.

Échantillon	$\ F\ $	F_R	F_A	F_T	\mathcal{C}
	KN	KN	KN	KN	N·m
11	38,977 (-2 %)	38,051 (-2 %)	8,408 (+16 %)	0,800 (-45 %)	39,1 (+2 %)
12	40,960 (-4 %)	39,967 (-5 %)	8,929 (+17 %)	0,842 (-44 %)	41,3 (-10 %)
13	49,208 (<1 %)	48,127 (<1 %)	10,212 (+21 %)	0,948 (-50 %)	67,7 (+2 %)
14	55,065 (+3 %)	53,621 (+2 %)	12,432 (+23 %)	1,534 (-19 %)	58,2 (-1 %)
15	31,708 (<1 %)	30,951 (<1 %)	6,867 (+13 %)	0,506 (-49 %)	30,5 (+6 %)
16	30,805 (-11 %)	30,204 (-12 %)	6,028 (-2 %)	0,578 (-53 %)	38,4 (-5 %)
Erreur moyenne globale	-0,716 (-2 %)	-956 (-3 %)	1,194 (+14 %)	-0,626 (-43 %)	-0,5 (-1 %)

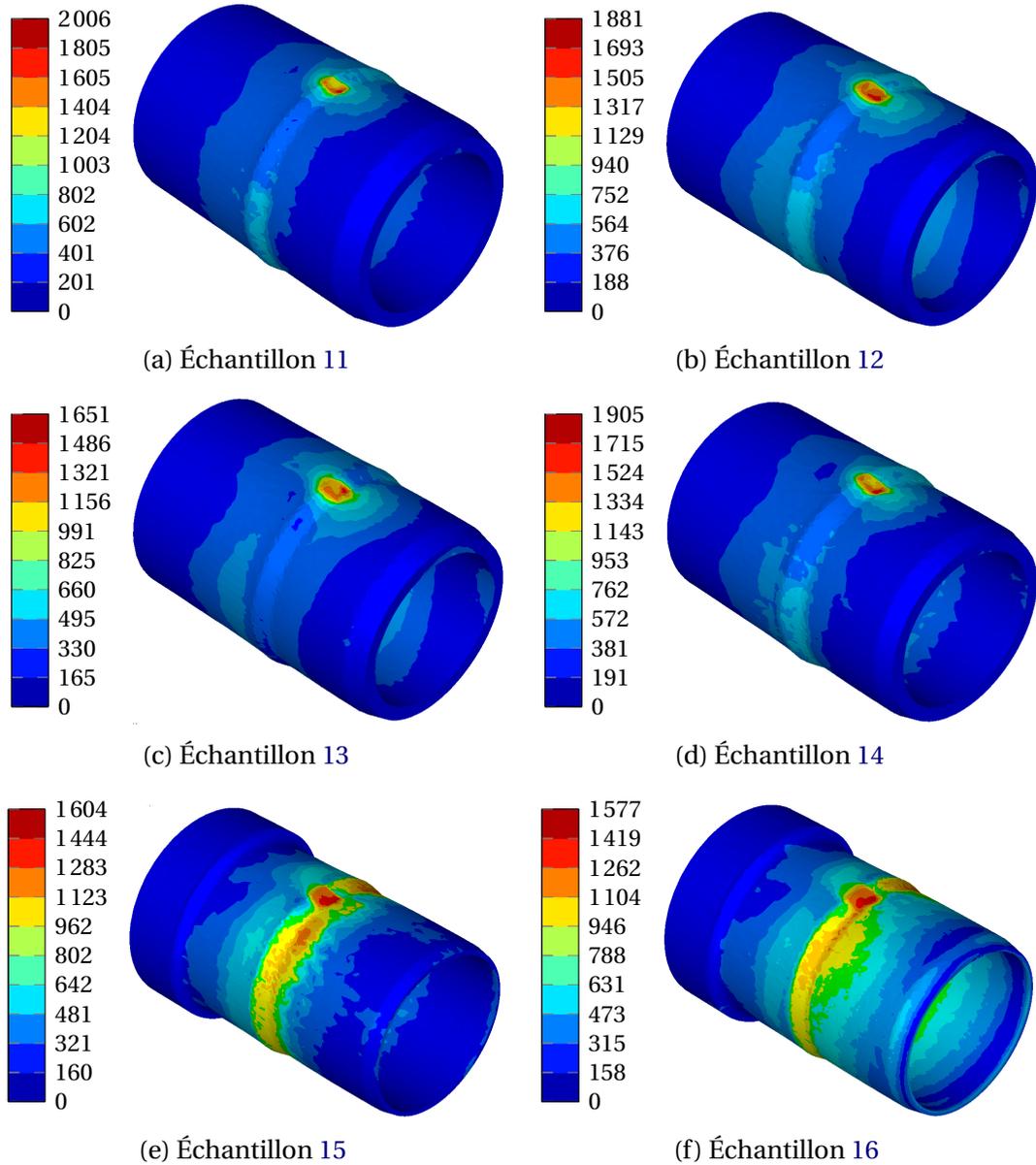


FIGURE 3.21 – Résultats des simulations numériques de la campagne 1 : Contrainte de Von Mises (σ_{VM} , en MPa) au cours du fluotournage. Les outils ne sont pas représentés.

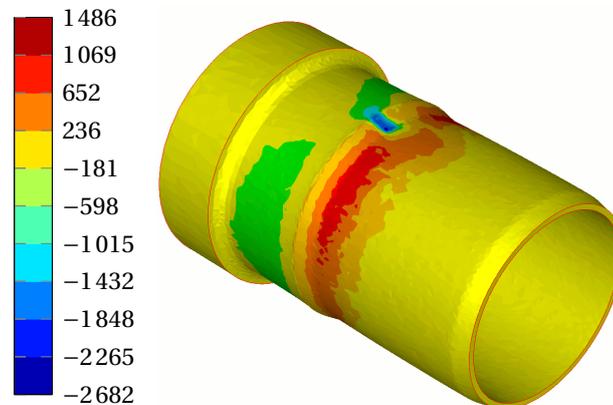


FIGURE 3.22 – Contraintes de traction/compression (σ_{xx} , en MPa) du tube 15 lors du fluotournage : la zone de contact avec la molette subit une forte compression, tandis que le restant de la zone de travail est en traction.

3.4.2 Trajectoire d'un point matériel

Des capteurs, attachés à la matière (décrits en partie 3.2.5), ont été introduits à différentes positions dans l'épaisseur, comme indiqué sur la figure 3.23. Ces capteurs permettent un suivi de leur trajectoire au cours du fluotournage, tel qu'illustré sur la figure 3.24.

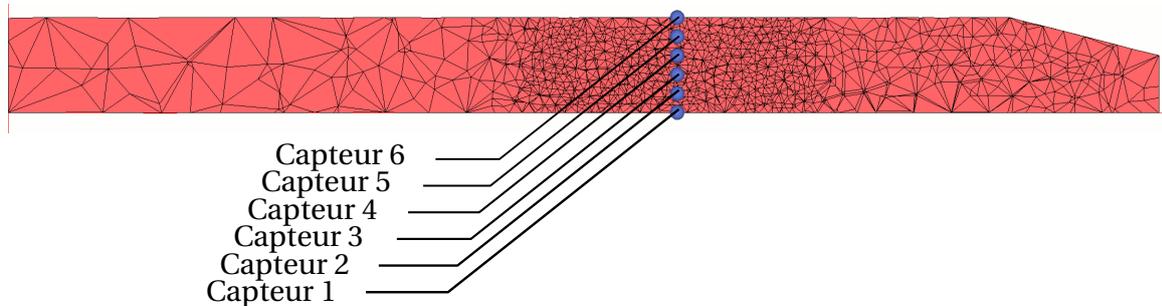


FIGURE 3.23 – Illustration du placement initial des différents capteurs dans les tubes épais ($e_0=5$ mm). Le maillage a été représenté pour illustrer les zones de taille de maille différentes.

La position initiale dans l'épaisseur de chaque capteur est donnée par la coordonnée Z. Avec les conditions de fluotournage 15, compte tenu de la position initiale des capteurs, les capteurs ne commencent à se déplacer le long de \vec{u}_x qu'à partir d'une avance de 14 mm. À l'inverse, la position suivant Z de ces capteurs semble osciller dès les quatre premiers millimètres de course. Cette oscillation, visible sur toutes les courbes, est due à l'augmentation du diamètre intérieur, entraînant ainsi un jeu entre le tube fluotourné et le mandrin. L'évolution du capteur 1 illustre le bourrelet habituellement constaté en amont de la molette [MOHEBBI et AKBARZADEH, 2010] et mis en évidence par la figure 3.25, avant de passer sous la molette. Ce bourrelet a de plus pour effet de repousser la matière dans la direction opposée à l'allongement (comme en témoigne le déplacement négatif suivant \vec{u}_x , et notamment celui du capteur 6). La diminution progressive des coordonnées Z correspond au passage de la matière sous le cône d'attaque de la molette. Lors du passage de celle-ci, un déplacement est aussi imposé suivant Y, ce qui traduit une torsion du tube autour de son axe ($\epsilon_{x\theta}$), comme l'illustre la figure 3.26. Les déplacements suivant Y semblent même linéaires entre 16 et 19 mm et après 19 mm, avec deux pentes distinctes. La première correspond à la déformation progressive de la molette dans la zone de travail, tandis que la seconde pente se constate après le passage de la molette. Cela signifie que, même après passage de la molette, l'extrémité déjà fluotournée du tube continue de tourner autour du mandrin à cause de la déformation appliquée dans la zone de travail. Ces deux cisaillements consécutifs ont déjà été rapportés par MOHEBBI et AKBARZADEH [2010]. Lors du fluotournage, on distingue donc trois zones distinctes :

- la zone en amont de la molette, coincée entre la molette et la butée, qui subit des déformations modérées,

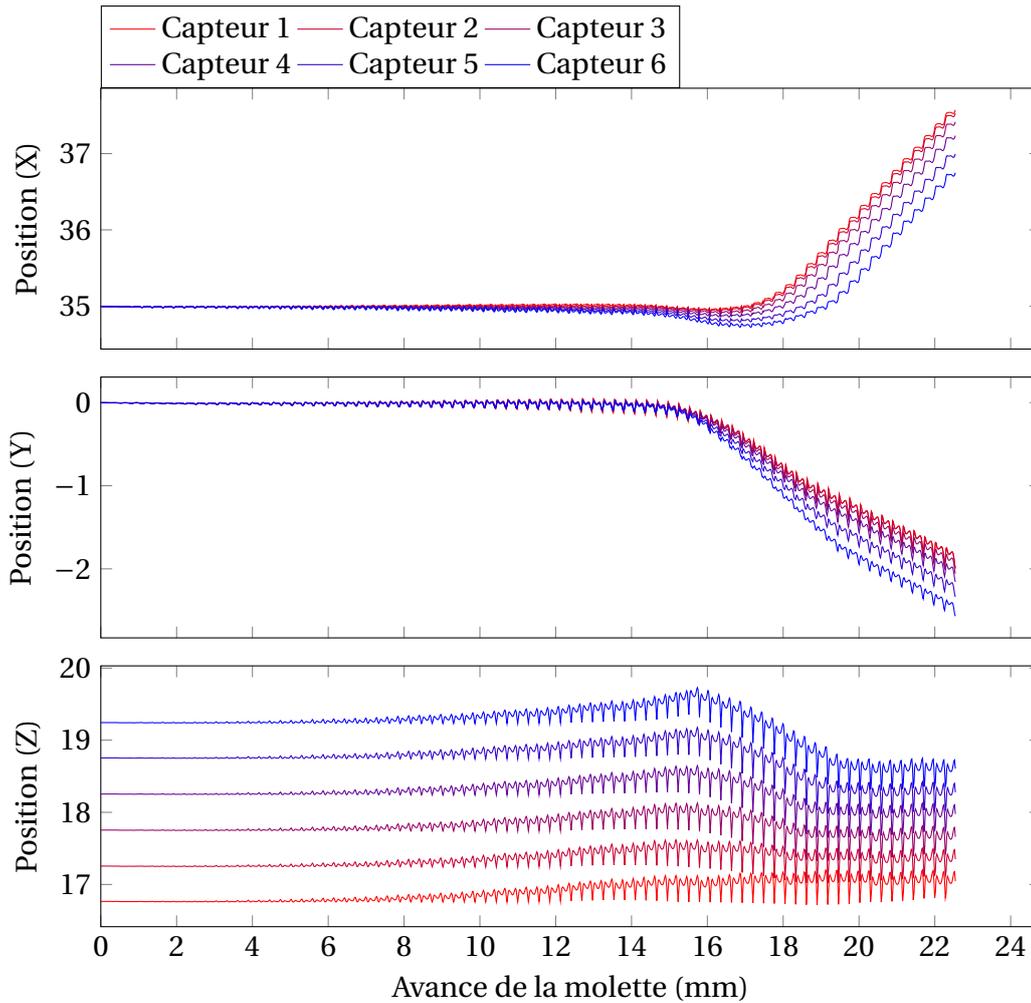


FIGURE 3.24 – Évolution de la position des différents capteurs en fonction de l’avance des molettes, d’après les résultats de la simulation 15. On rappelle que X, Y, Z font respectivement référence aux coordonnées longitudinale, orthoradiale et radiale.

- la zone de travail, où les passages successifs de la molette augmentent considérablement la déformation,
- la zone en arrière de la molette, qui ne se déforme plus mais subit des mouvements de solide rigide (principalement un déplacement selon \vec{u}_x du fait de l'allongement et une rotation autour de \vec{u}_x du fait du cisaillement dans la zone de travail).

Toutefois, la rotation rigide susnommée reste très modérée, puisque la pente moyenne en fin de procédé correspond à une vitesse de rotation relative par rapport au mandrin de $2,16^\circ \cdot \text{min}^{-1}$.

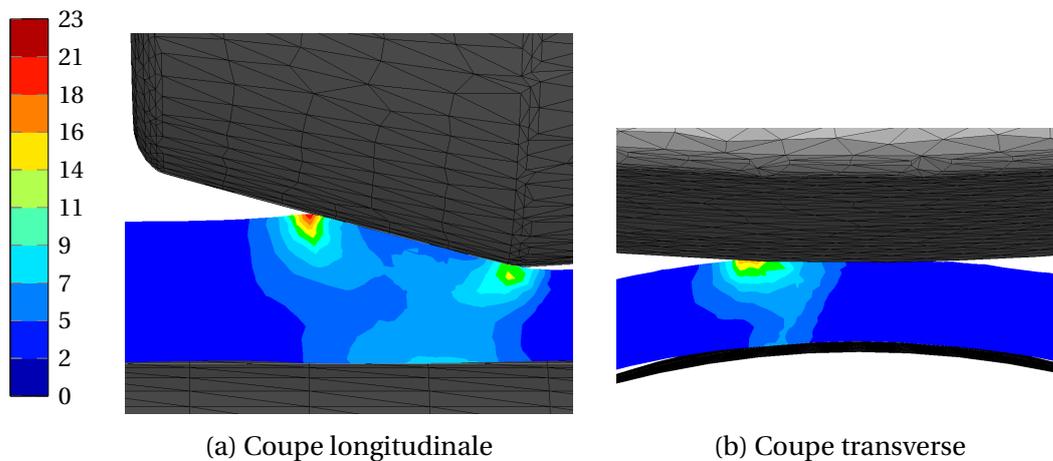


FIGURE 3.25 – Vitesse de déformation (s^{-1}) mesurée sur le maillage du tube 15, ce dernier mettant en évidence la formation du bourrelet en amont de la molette, visible dans une coupe longitudinale (a) et dans une coupe transverse (b). Les deux coupes ont été faites au point I.

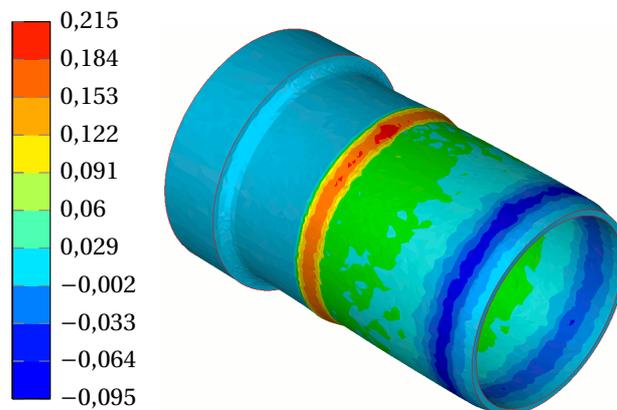


FIGURE 3.26 – Déformation de cisaillement autour de l'axe du tube 15 ($\epsilon_{x\theta}$) : dans la zone de travail, cette valeur varie de 0 à 0,21, puis diminue après le passage de la molette ($\sim 0,08$). Les valeurs négatives à l'extrémité du tube ne sont pas réalistes car elles correspondent au régime transitoire, non représentatif du fluotournage réel (cf. §3.3.3 p. 126).

3.4.3 Vitesse de déformation

La figure 3.25 montre les cartes de vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}$) obtenues dans des coupes longitudinale et transverse. Celles-ci mettent en évidence le fait que la vitesse de déformation est très élevée au sommet du bourrelet ainsi qu'à la fin du cône d'attaque (proche de D), soit de l'ordre de 23 s^{-1} pour le cas 15. Malgré cela, il est important de noter que la déformation apportée par chaque passage de la molette reste très faible du fait du très court temps de contact entre les éléments déformés et la molette. En effet, comme le montre la figure 3.27, à chaque passage de la molette, la déformation appliquée (donc l'incrément de déformation visible à chaque passage) n'excède jamais 0,1. Chaque plateau visible entre deux incréments correspond à un tour de la molette (c'est-à-dire une avance de 0,28 mm). Le dernier plateau montre bien le mouvement de solide rigide de la partie en arrière de la molette.

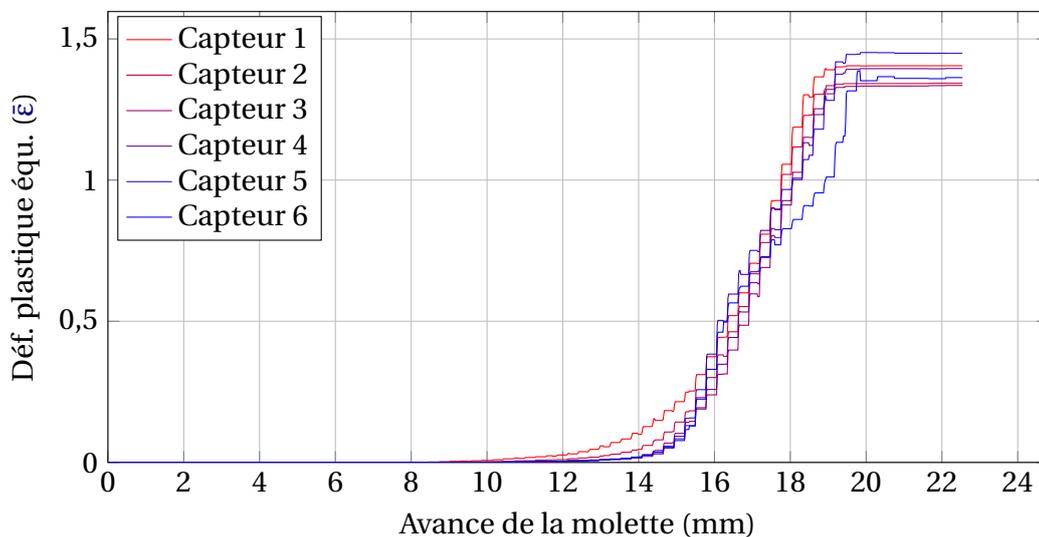


FIGURE 3.27 – Évolution de la déformation plastique équivalente en fonction de l'avance de la molette d'après les résultats de la simulation 15.

3.4.4 Distribution de la déformation équivalente

En comparant les différentes allures des courbes de la figure 3.24, il est clair que l'histoire mécanique d'un point est très dépendante de sa position initiale. Il en résulte donc une déformation équivalente différente suivant la position dans l'épaisseur, comme le montre la figure 3.28. Les distributions ainsi obtenues sont en forme de « S », avec un minimum proche de la surface intérieure et un maximum proche de la surface extérieure, avec des plateaux en ces extrema, et une distribution presque linéaire à mi-épaisseur. Ces résultats, conformes à ceux de MOHEBBI et AKBARZADEH [2010], sont toutefois incohérents avec ceux de ROY et collab. [2009], mais la méthode utilisée par ces derniers auteurs ne permettait pas une identification assez précise pour mettre en évidence ces plateaux. Il est important de remarquer que les valeurs de la déformation équivalente données sur

la figure 3.28 sont beaucoup plus grandes que celles de ϵ_{longi} (données au tableau 3.1 page 105). Cette différence s'explique par le fait que ϵ_{longi} ne prend en compte que la déformation longitudinale en fin de procédé, en négligeant la déformation longitudinale inverse (à cause du bourrelet) et surtout la déformation de cisaillement.

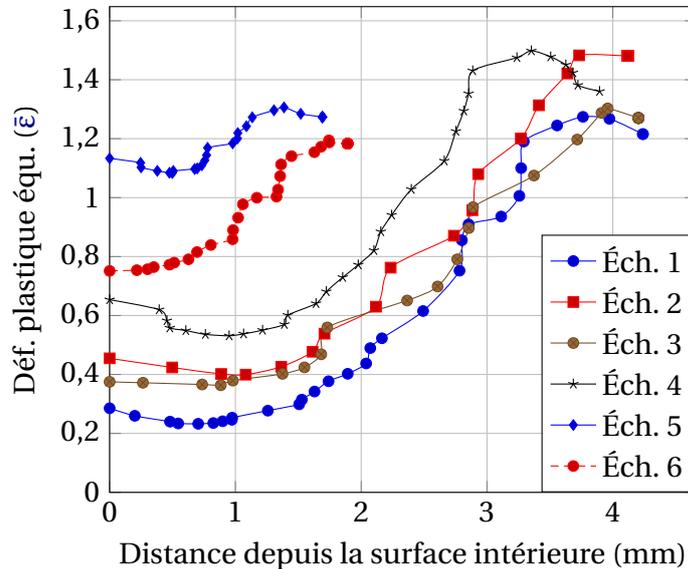


FIGURE 3.28 – Déformation plastique équivalente en fin de procédé en fonction de la distance depuis la surface intérieure.

3.4.5 Température

Grâce à la forte lubrification, simulée ici avec un fort coefficient d'échange (cf. §3.2.2 p. 111), l'auto-échauffement semble très modéré, comme l'indique la figure 3.29. Seule la zone de travail s'échauffe de façon notable avant de refroidir après le passage de la molette, la température maximale n'étant pas atteinte en surface mais environ à mi-épaisseur, à cause de la forte puissance plastique et de la faible dissipation thermique (notamment à cause du fait de la faible conductivité thermique du TA6V). L'auto-échauffement maximal recensé pour la campagne 1 était avec les conditions 13 ($\Delta T=210^\circ\text{C}$). Ce changement modéré de température tend à confirmer que la valeur exacte de K importe peu (cf. §3.3.3 p. 129) dans le cas du fluotournage tant que la lubrification reste suffisante.

3.4.6 Effets du déraffinement

La figure 3.30 montre la distribution de la déformation équivalente ($\bar{\epsilon}$) dans le maillage après fluotournage du tube 11. D'après les courbes de la figure 3.30b, il semble que la distribution de $\bar{\epsilon}$ suivant (A) soit sensiblement différente de celle suivant (B). Or, comme résumé page 3.4.2, la zone située en arrière de la molette subit un mouvement de solide rigide, donc sa déformation n'est plus censée évoluer. De plus, par définition, $\bar{\epsilon}$ ne peut pas diminuer.

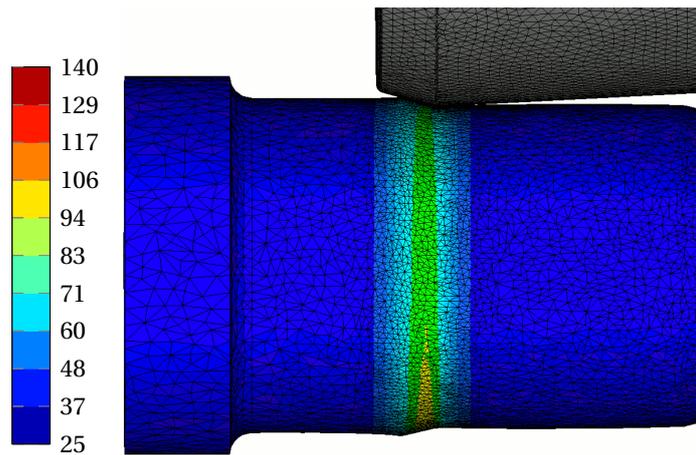


FIGURE 3.29 – Température (°C) lors du fluotournage du tube 15.

Le déraffinement a donc pour effet de minorer les maxima et de perdre des informations quant aux gradients. Cette diffusion numérique justifie l'utilisation d'une taille de maille constante au voisinage des capteurs.

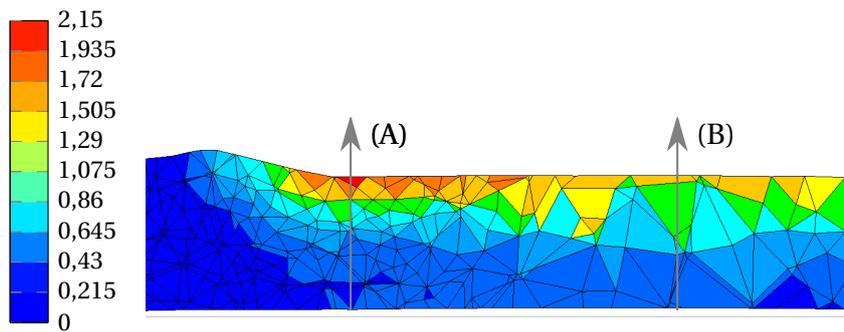
3.5 Conclusion du chapitre

Grâce à la machine de fluotournage expérimental, des essais de fluotournage ont été réalisés avec différentes valeurs des paramètres du procédé, tels que la géométrie initiale, l'avance par tour, la vitesse de rotation et la profondeur de passe. L'influence de ces paramètres sur les efforts de fluotournage a été évaluée grâce à l'instrumentation de la machine. Cette analyse a permis de constater que le matériau fluotourné (TA6V ELI) présentait alors une sensibilité à la vitesse de déformation inhabituellement élevée.

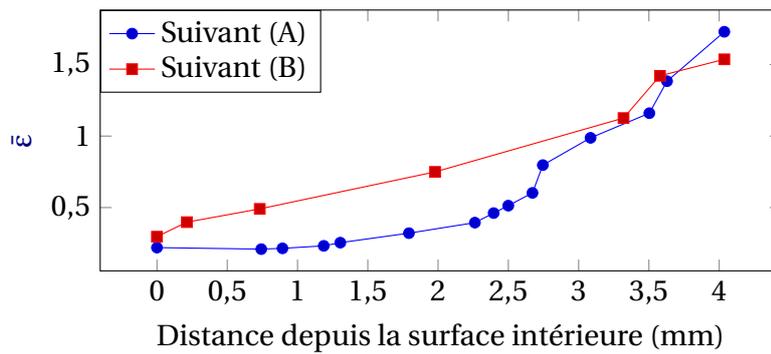
Une fois cette sensibilité évaluée, une loi de comportement, initialement basée sur des essais conventionnels (compression et torsion), a pu être ajustée de façon à ce que les simulations numériques des différents cas de fluotournage effectués soient cohérents avec les résultats expérimentaux. C'est cette cohérence en régime permanent qui a permis de s'assurer de la validité de la loi de comportement, permettant ainsi une analyse détaillée des modes de déformation en fluotournage. Les temps de calcul ont été fortement réduits grâce à l'utilisation de valeurs *a priori* surestimées du pas de temps dt . Il est important de noter qu'il eût été illusoire de chercher à identifier A , m et n par analyse inverse sur la simulation numérique des six cas de fluotournage⁶.

La principale difficulté expérimentale réside dans le contrôle de la profondeur de passe, à cause de la flexion des différents outils sous la charge induite par la mise en forme. La rigidité du fluotour a été évaluée, ce qui permet d'anticiper sur la déflexion lors d'une opération de fluotournage et de la compenser grâce au calcul des efforts radiaux par la simulation numérique. Toutefois, compte tenu du temps nécessaire à la simulation d'un

6. À raison de 200 jeux de paramètres, 6 cas différents et 48 h par calcul, la résolution aurait requis plus de cinq ans sur 32 cœurs.



(a) Maillage déformé



(b) Mesures des distributions de la déformation équivalente ($\bar{\epsilon}$) en fonction de la distance depuis le mandrin.

FIGURE 3.30 – Illustration de l’effet de déraffinement du maillage (échantillon 11) : la distribution de la déformation a été mesurée dans la zone raffinée (A) et dans la zone déraffinée (B).

fluotournage complet, cette méthode requiert une pré-étude au plus tard 48 heures avant l'essai expérimental⁷.

3.6 Références

- ARNOLD, D., F. BREZZI et M. FORTIN. 1984, «A stable finite element for the stokes equations», *CALCOLO*, vol. 21, n° 4, doi :10.1007/BF02576171, p. 337–344, ISSN 0008-0624. URL <http://www.ima.umn.edu/~arnold//papers/mini.pdf>. [page 109]
- FIELDS, D. et W. BACKOFEN. 1957, «Determination of strain hardening characteristics by torsion testing», dans *Proc. ASTM*, vol. 57, p. 1259–1272. [page 117, 123]
- Forge. 2014, *Forge NXT : Reference Documentation*, Transvalor Solutions. [page 109]
- FOURMENT, L., T. MASSÉ, S. MARIE, R. DUCLOUX, M. EJDAY, C. BOBADILLA et P. MONTMITONNET. 2009, «Optimization of a range of 2D and 3D bulk forming processes by a meta-model assisted evolution strategy», *International Journal of Material Forming*, vol. 2, n° 1, doi :10.1007/s12289-009-0476-y, p. 343–346, ISSN 1960-6206, 1960-6214. URL <http://link.springer.com/article/10.1007/s12289-009-0476-y>. [page 121]
- GAVRUS, A., E. MASSONI et J. CHENOT. 1996, «An inverse analysis using a finite element model for identification of rheological parameters», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 60, n° 1–4, doi :[http://dx.doi.org/10.1016/0924-0136\(96\)02369-2](http://dx.doi.org/10.1016/0924-0136(96)02369-2), p. 447–454, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013696023692>, proceedings of the 6th International Conference on Metal Forming. [page 121]
- GILLES, G., W. HAMMAMI, V. LIBERTIAUX, O. CAZACU, J. YOON, T. KUWABARA, A. HABRAKEN et L. DUCHÊNE. 2011, «Experimental characterization and elasto-plastic modeling of the quasi-static mechanical response of TA6V at room temperature», *International Journal of Solids and Structures*, vol. 48, n° 9, doi :<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2011.01.011>, p. 1277 – 1289, ISSN 0020-7683. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768311000205>. [page 124]
- GOURDET, S. et F. MONTHEILLET. 2003, «A model of continuous dynamic recrystallization», *Acta Materialia*, vol. 51, n° 9, doi :[http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00078-8](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00078-8), p. 2685 – 2699, ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645403000788>. [page 129]
- HUMPHREYS, F. J. et M. HATHERLY. 2004, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena, 2nd Edition*, Elsevier, ISBN 9780080441641. [page 129]

7. Une loi empirique, liant les paramètres de fluotournage aux efforts sur les outils, a été développée, comme détaillé en annexe B.2 (page X).

- JONES, D., M. SCHONLAU et W. WELCH. 1998, «Efficient global optimization of expensive black-box functions», *Journal of Global Optimization*, vol. 13, n° 4, doi : 10.1023/A:1008306431147, p. 455–492, ISSN 0925-5001. URL <http://link.springer.com/article/10.1023/A:1008306431147>. [page 118]
- LEE, D.-G., S. LEE et C. S. LEE. 2004, «Quasi-static and dynamic deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy containing fine α_2 -Ti₃Al precipitates», *Materials Science and Engineering: A*, vol. 366, n° 1, doi :10.1016/j.msea.2003.08.061, p. 25–37, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509303008189>. [page 119, 126]
- LIST, J. 2013, *Material Characterisation of TA6V in Flowforming Process for Tubes at Room Temperature*, Bachelorarbeit, Centre de Mise en Forme des Matériaux. [page 118]
- MOHEBBI, M. et A. AKBARZADEH. 2010, «Experimental study and FEM analysis of redundant strains in flow forming of tubes», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, n° 2, doi :10.1016/j.jmatprotec.2009.09.028, p. 389–395, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013609003604>. [page 110, 132, 135]
- MUSIN, F., R. KAIBYSHEV, Y. MOTOHASHI et G. ITOH. 2004, «High strain rate superplasticity in a commercial Al–Mg–Sc alloy», *Scripta Materialia*, vol. 50, n° 4, doi :<http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.10.021>, p. 511 – 516, ISSN 1359-6462. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646203006961>. [page 129]
- NEERAJ, T., D.-H. HOU, G. DAEHN et M. MILLS. 2000, «Phenomenological and microstructural analysis of room temperature creep in titanium alloys», *Acta materialia*, vol. 48, n° 6, p. 1225–1238. [page 119]
- PRASAD, Y., T. SESHACHARYULU, S. MEDEIROS et W. FRAZIER. 2001, «Influence of oxygen content on the forging response of equiaxed ($\alpha + \beta$) preform of Ti-6Al-4V : commercial vs. ELI grade», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 108, n° 3, doi :10.1016/S0924-0136(00)00832-3, p. 320–327, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013600008323>. [page 117, 120]
- ROUX, M. 2011, *Assemblage mécanique : stratégies d'optimisation des procédés et d'identification des comportements mécaniques des matériaux*, thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris. URL <http://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00628034>. [page 118]
- ROY, M., R. KLASSEN et J. WOOD. 2009, «Evolution of plastic strain during a flow forming process», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, n° 2, doi : 10.1016/j.jmatprotec.2008.03.030, p. 1018–1025, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013608002252>. [page 135]

- SESHACHARYULU, T., S. MEDEIROS, W. FRAZIER et Y. PRASAD. 2002, «Microstructural mechanisms during hot working of commercial grade Ti-6Al-4V with lamellar starting structure», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 325, n° 1–2, doi :10.1016/S0921-5093(01)01448-4, p. 112–125, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509301014484>. [page 117, 120]
- SESHACHARYULU, T., S. MEDEIROS, J. MORGAN, J. MALAS, W. FRAZIER et Y. PRASAD. 2000, «Hot deformation and microstructural damage mechanisms in extra-low interstitial (ELI) grade Ti-6Al-4V», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 279, n° 1–2, doi :10.1016/S0921-5093(99)00173-2, p. 289–299, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509399001732>. [page 117, 120]
- VENKATESH, B., D. CHEN et S. BHOLE. 2009, «Effect of heat treatment on mechanical properties of Ti-6Al-4V ELI alloy», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 506, n° 1-2, doi :10.1016/j.msea.2008.11.018, p. 117–124, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509308012926>. [page 119, 126]
- WONG, C., T. DEAN et J. LIN. 2004, «Incremental forming of solid cylindrical components using flow forming principles», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 153–154, n° 0, doi :<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.102>, p. 60 – 66, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013604004236>, proceedings of the International Conference in Advances in Materials and Processing Technologies. [page 110]

Chapitre 4

Analyse paramétrique

Il est impossible de partager soit un cube en deux cubes, soit un bicarré en deux bicarrés, soit en général une puissance quelconque supérieure au carré en deux puissances de même degré : j'en ai découvert une démonstration véritablement merveilleuse que cette marge est trop étroite pour contenir.

Pierre de Fermat

Sommaire

4.1 Influence des paramètres de fluotournage sur la microstructure	135
4.1.1 Plan d'expérience	135
4.1.2 Résultats	135
4.1.3 Discussion	136
4.2 Influence de la composition chimique et de la microstructure	139
4.2.1 Matériaux initiaux	139
4.2.2 Efforts de fluotournage	140
4.2.3 Évolutions microstructurales	143
4.2.4 Formation de vides	144
4.3 Rupture lors du fluotournage du TA6V ELI	147
4.3.1 Essais de fluotournage à rupture	147
4.3.2 Modes de rupture	148
4.3.3 Endommagement	150
4.4 Géométrie de la molette	158
4.4.1 Méthode	158
4.4.2 Conicité	159
4.4.3 Dimensions de la molette	164
4.4.4 Conclusion quant à la géométrie optimale	164

4.5 Conclusion du chapitre 168
4.6 Références 169

4.1 Influence des paramètres de fluotournage sur la microstructure

4.1.1 Plan d'expérience

L'objectif de cette étude est d'utiliser la machine d'essai présentée en partie 3.1.1 pour analyser l'influence sur la microstructure du TA6V ELI des paramètres de fluotournage, tels que la vitesse de rotation du mandrin (Ω), la profondeur de passe (a_p), l'avance par tour (f) et la lubrification. Compte tenu du coût que représente chaque essai, un plan d'expérience réduit a été utilisé, tel que résumé dans le tableau 4.1. Afin de pouvoir effectuer les différentes passes à $a_p=1,2$ mm et ce, malgré des conditions opératoires différentes (c'est-à-dire des efforts de fluotournage différents), des simulations numériques préalables ont été effectuées afin de compenser la déflexion du mandrin (cf. §3.1.4 p. 107).

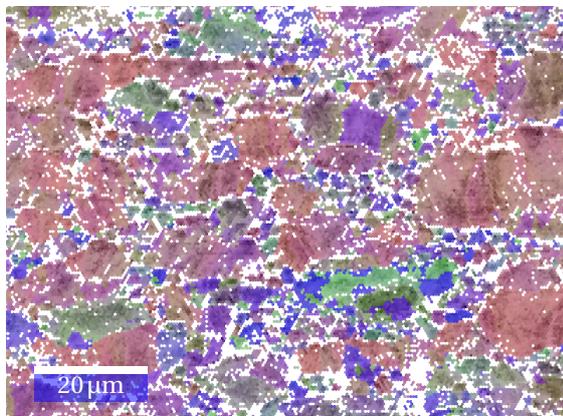
Il est important de préciser que les plus grandes gammes de vitesse d'outil ont été testées ici : la motorisation de la traverse du fluotour expérimental (moteur synchrone) est telle que sa vitesse de translation minimale est d'environ $0,02 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, soit une vitesse de rotation du mandrin de $5 \text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$ pour $f=0,28 \text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$; à l'inverse, la vitesse de rotation maximale du mandrin est de $200 \text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$.

TABLEAU 4.1 – Plan d'expérience pour l'étude de l'influence des paramètres du procédé sur l'évolution de la microstructure (campagne 2). Ce plan suit une table de Gray : en passant d'une ligne à une autre, seul un paramètre change.

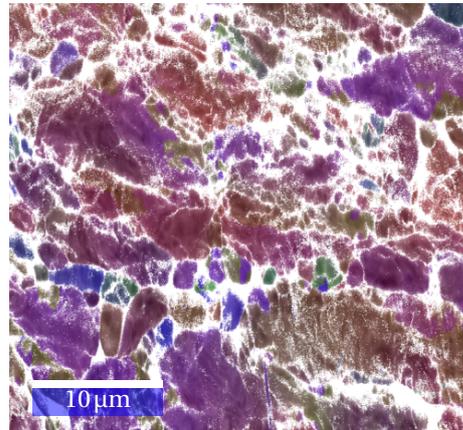
Échantillon	f	Ω	a_p	Lubrification
	$\text{mm}\cdot\text{tr}^{-1}$	$\text{tr}\cdot\text{min}^{-1}$	mm	
21	0,28	5	0,7	Oui
22	0,28	5	1,2	Oui
23	0,28	200	1,2	Oui
24	0,28	200	1,2	Non
25	0,56	200	1,2	Non

4.1.2 Résultats

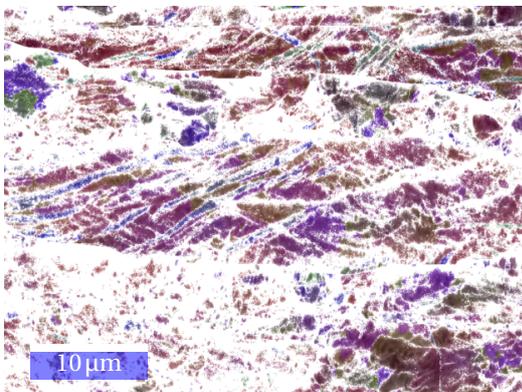
Compte tenu de la faible dimension des échantillons prélevés pour l'observation au MEB, il a été choisi de caractériser les microstructures dans les plans tangentiels, à mi-épaisseur. Cette étude a été effectuée par analyse EBSD, dont les résultats sont donnés en figure 4.1. Il est important de noter qu'un tel écrouissage du matériau rend l'analyse EBSD très difficile, car les figures de Kikuchi sont alors grandement dégradées par la désorientation intra-granulaire. Pour toutes les cartes présentées dans cette partie (sauf celle de l'échantillon initial), le pas de balayage EBSD était de 49 nm. Afin d'illustrer l'écrouissage du matériau, les couleurs ont été moirées en fonction du BC.



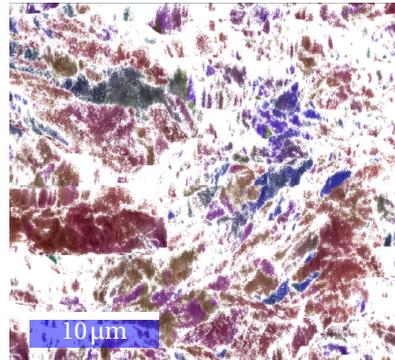
(a) Matériau initial



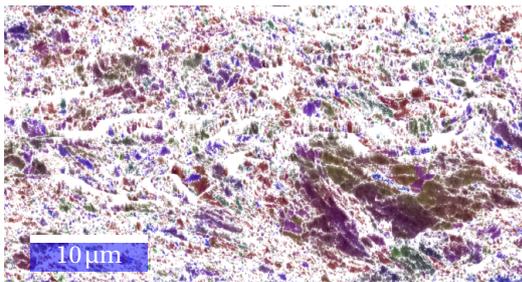
(b) Échantillon 21



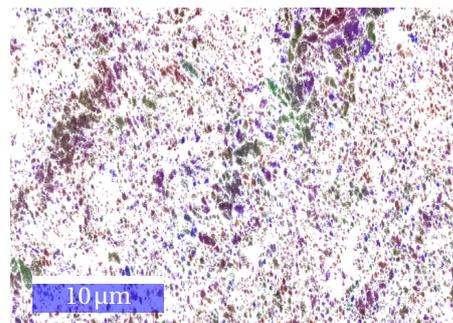
(c) Échantillon 22



(d) Échantillon 23



(e) Échantillon 24



(f) Échantillon 25

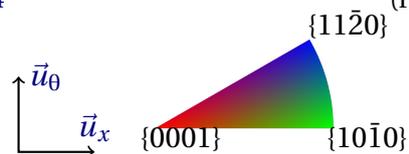


FIGURE 4.1 – Résultats EBSD des différentes microstructures obtenues sur les échantillons 21 à 25 et sur le matériau initial, en coupe tangentielle. Les couleurs (échelle ci-dessus) sont mixées avec le BC (blanc si $BC < 100$, gris foncé si $BC = 255$).

Le matériau initial, dont la carte EBSD est donnée en figure 4.1a, montre deux populations de tailles de grains : des grains de tailles de l'ordre de 1 à 6 μm (qui représentent en nombre 93 % des grains) et quelques grains d'une taille de l'ordre de 10 à 15 μm , ces derniers présentant une désorientation intra-granulaire non négligeable (de 5 à 35°). Cette microstructure est donc le résultat d'un recuit α - β incomplet, puisque la croissance de grains n'a que peu, voire pas, eu lieu. Ceci s'explique probablement par la position de l'échantillon par rapport à la barre issue du laminoir¹.

Sur l'échantillon 21, la déformation semble s'être faite principalement par dislocation, bien qu'une macle soit visible (colorée en bleu, au milieu en bas de la figure 4.1b, c'est-à-dire avec la direction $\{11\bar{2}0\}$ proche de \vec{u}_r). Compte tenu de la forte proportion de points indexés et du fort BC, on peut en déduire que le taux d'écrouissage est relativement faible.

L'échantillon 22 présente quant à lui une structure plus hétérogène, puisqu'elle consiste en de petits grains isolés (en b. à g. de la figure 4.1c) et de gros grains traversés par des macles (en bleu, cette fois encore). Étant donnée la longueur des macles visibles sur la figure 4.1c, il apparaît que ces macles peuvent traverser les anciens joints de grain. De plus, certains grains semblent peu fragmentés et présentent une faible densité de dislocations (en b. à d.).

Sur l'échantillon 23, si aucune macle n'est identifiable graphiquement, l'analyse de la désorientation montre que des macles sont présentes. Toutefois, les joints de macles sont très déformés – d'où la difficulté d'identification –, ce qui indique que ces dernières se sont formées au début de la déformation, probablement lors des premiers passages de la molette.

Les échantillons 24 et 25 ont clairement subi une très forte fragmentation de grains. Bien que les données soient alors lacunaires, illustrant un très fort écrouissage en dehors des grains fragmentés, le fort gradient de BC au sein du matériau implique nécessairement un arrangement des dislocations de façon à laisser de nouveaux grains très peu écrouis : la désorientation intra-granulaire (telle que définie en partie 2.4.1, page 67) des grains de taille inférieure à 500 nm est toujours inférieure à 5°. Si des grains restent non fragmentés sur l'échantillon 24, la fragmentation semble complète sur l'échantillon 25.

Toutes les macles rapportées ici étaient des macles $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$ (Σ 11b, voir tableau 1.3 page 13).

4.1.3 Discussion

En comparant les conditions expérimentales des échantillons 21 et 22, on remarque que la seule différence est la profondeur de passe (respectivement 0,9 et 1,2 mm). On peut donc en conclure que l'occurrence du maclage dépend principalement de la valeur de la déformation. Cette hypothèse est par ailleurs confirmée par l'échantillon 23, qui montre

1. La barre a un diamètre extérieur de 100 mm, tandis que l'échantillon a été prélevé sur une préforme de diamètre 33,5 mm (voir figure A.4 page IV), soit une distance supérieure à 30 mm par rapport aux surfaces extérieures, d'où un faible effet du traitement thermique sur la microstructure.

que ce maclage a toujours lieu, même en augmentant la vitesse de déformation. Toutefois, le fait que les macles soient déformées sur l'échantillon 23 et non sur l'échantillon 22 suggère que le fait d'augmenter la vitesse de déformation (en augmentant la vitesse de rotation du mandrin) réduit la déformation nécessaire au maclage. Celui-ci étant un phénomène favorable du point de vue de la formabilité (car permettant une forte fragmentation des grains tout en minimisant l'écroutissage [FOLLANSBEE et GRAY, 1989]), on peut en conclure que pour forcer son occurrence il est possible de compenser une diminution du taux de rétreint par une augmentation de la vitesse de déformation.

L'absence de lubrification résulte en une très forte fragmentation de grains, probablement du fait d'un plus fort auto-échauffement, favorable aux phénomènes de DRV/RXD. Compte tenu des résultats précédents, il est probable que le matériau ait subi du maclage dans les cas 24 et 25, mais les cartes EBSD sont trop lacunaires pour confirmer ou infirmer cette hypothèse.

Le maclage $\Sigma 11b$ est le même que celui rapporté en partie 2.5 (p. 72) après une seconde passe sur fluotour industriel, ce qui suggère que ce mode de déformation est inhérent au fluotournage. Si aucune macle n'a pu être mise en évidence après la première passe sur les pièces industrielles (cf. §2.3.2 p. 59), le résultat précédent tend à montrer que le maclage a bien eu lieu lors de cette passe, mais que les macles ont par la suite été suffisamment déformées pour qu'elles ne soient plus identifiables. Ainsi, il semble donc que le traitement α - β réalisé sur les échantillons industriels n'ait fait que retarder le maclage lors du fluotournage, d'où le fait que des macles aient été mises en évidence après la seconde passe uniquement.

De plus, ce maclage peut expliquer la forte sensibilité à la vitesse de déformation mise en évidence en partie 3.3.3 (p. 124) : étant très minoritaire lors des essais conventionnels (torsion, compression) pour des vitesses de déformation lentes à modérées, le comportement macroscopique n'est alors pas représentatif de celui observé lors du fluotournage. Sur l'échantillon 22, l'activité de maclage semble très importante alors que la vitesse de déformation est faible (inférieure à 1 s^{-1} d'après la simulation numérique). L'occurrence ou non du maclage dépendant de la vitesse de déformation et du mode de sollicitation, on peut résumer la dépendance de la contrainte d'écoulement (notée σ par la suite) à la vitesse de déformation comme le schématise la figure 4.2 : à faible vitesse de déformation (c'est-à-dire inférieure à une vitesse seuil $\dot{\epsilon}_c$), la déformation se fait principalement par glissement des dislocations, avec une pente (m) très faible ; si la vitesse de déformation est suffisamment élevée ($\dot{\epsilon} > \dot{\epsilon}_c$), alors le maclage devient prépondérant, et la dépendance est alors beaucoup plus marquée. D'après cette théorie, la valeur seuil $\dot{\epsilon}_c$ serait alors dépendante du mode de sollicitation :

- supérieure à 1000 s^{-1} en traction/compression [COGHE et collab., 2012; FOLLANSBEE et GRAY, 1989]
- de l'ordre de 1 s^{-1} en ECAE [YAPICI et collab., 2006]

— inférieure à 1 s^{-1} en fluotournage.

Cette augmentation de la sensibilité à la vitesse de déformation à partir d'un certain seuil a été rapportée sur certains matériaux à maille hc [FOLLANSBEE et GRAY, 1989] ainsi que sur des matériaux à symétrie cubique [ARMSTRONG, 2014; KURUKURI et collab., 2014].

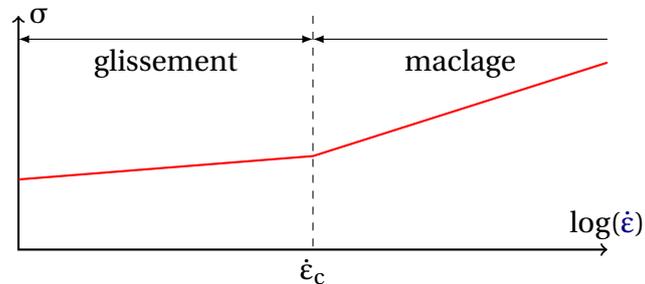


FIGURE 4.2 – Illustration de l'évolution de la contrainte d'écoulement du TA6V en fonction de la vitesse de déformation suivant le domaine de vitesse étudié. Les pentes des segments donnent les valeurs de m .

D'après cette théorie, la grande ductilité atteinte lors du fluotournage proviendrait de la valeur très basse de $\dot{\epsilon}_c$, celle-ci étant due à un état de contrainte spécifique au fluotournage. Si la valeur de $\dot{\epsilon}_c$ n'a pu être déterminée ici, des essais de fluotournage à vitesse de déformation plus faible encore devraient être effectués.

4.2 Influence de la composition chimique et de la micro-structure

La suite du document, et ce jusqu'au prochain symbole en marge, a été réalisée avec Maud ENÉE et Paul BAYVET[‡] dans le cadre de leur période de pré-option Matériau en deuxième année du cursus d'ingénieur civil à l'École des Mines de Paris. ❀

Jusqu'à présent, tous les essais de fluotournage ont été réalisés sur du TA6V ELI, avec une structure microscopique initiale équiaxe. L'objectif de cette étude (campagne n° 3) est d'analyser l'influence de la composition chimique (nuance ELI vs. nuance STD) et de la structure microscopique (équiaxe vs. lamellaire).

4.2.1 Matériaux initiaux

Les matériaux fournis par Timet ont été utilisés comme matériaux équiaxes, comme le montrent les figures 4.3a et 4.3b. Afin d'obtenir des structures lamellaires, un recuit β a été effectué à $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ pendant 90 minutes suivi d'un refroidissement au four, résultant ainsi en une vitesse de refroidissement d'environ $100 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{h}^{-1}$. Afin d'éviter la formation d'oxyde et la diffusion d'oxygène dans la zone d'intérêt lors du maintien, le traitement a été effectué

[‡]. MINES ParisTech, Paris, France

sur des lopins de diamètre 50 mm, avant usinage de la préforme. Les microstructures ainsi obtenues sont données figures 4.3c et 4.3d.

Il apparaît donc que les microstructures initiales des deux matériaux équiaxes (donc bruts) sont sensiblement identiques, avec une taille de grains de l'ordre de 10 μm . À l'inverse, les microstructures résultant du recuit β sont sensiblement différentes, puisque la taille de grains β transformés était de l'ordre de 300 μm pour le STD, et 700 μm pour le ELI. Cet écart peut s'expliquer par la différence de transus β des deux nuances : la valeur de T_β pour le ELI étant plus faible, le domaine β a été atteint plus rapidement lors du chauffage et le matériau a retrouvé le domaine α - β plus tard lors du refroidissement. Le lopin de ELI a donc passé plus de temps dans le domaine β que le lopin de STD, d'où une croissance de grains β plus importante. De plus, la cinétique de croissance de grains β peut différer entre les deux nuances, du simple fait de leurs différences chimiques.

Des préformes d'épaisseur 2,5 mm (géométrie fine, voir figure 3.3a page 104) ont été usinées à partir des différents matériaux, puis fluotournées selon les conditions données dans le tableau 4.2. La loi de comportement identifiée en partie 3.3.3 n'étant valable que pour le matériau équiaxe ELI, l'effort radial lors des différents fluotournages n'a pas pu être calculé de façon précise pour les différents échantillons, donc la déflexion (δ) n'a pas pu être anticipée précisément. C'est pourquoi le choix a été fait de garder la valeur de la profondeur de passe programmée (a_p^{prog}) constante pour les quatre essais de la campagne 3, sans essayer de compenser la déflexion, comme indiqué dans le tableau 4.2. Le choix de la géométrie fine a d'ailleurs été fait dans le but de minimiser les efforts radiaux (donc la déflexion) tout en assurant une déformation suffisante.

TABLEAU 4.2 – Conditions opératoires utilisées pour la campagne 3.

Géométrie initiale	Diamètre intérieur (\varnothing_{int})	33,5 mm
	Épaisseur initiale (e_0)	2,5 mm
	Longueur initiale	57 mm
Paramètres procédé	Vitesse de rotation (Ω)	100 tr·min ⁻¹
	Avance par tour (f)	0,28 mm·tr ⁻¹
	Profondeur de passe programmée (a_p^{prog})	1,5 mm

4.2.2 Efforts de fluotournage

Les efforts sur la molette lors des opérations de fluotournage des différents échantillons ont été enregistrés, comme illustré sur la figure 4.4. Les efforts tangentiels et axiaux présentent dans tous les cas un plateau, atteint après une avance de 5 mm, illustrant ainsi le régime permanent déjà rapporté en partie 3.1.3. Si les efforts radiaux continuent d'augmenter lors de ce régime, on remarquera que cette augmentation semble linéaire lors du régime permanent, suivant une pente d'environ 80 N·mm⁻¹ dans chacun des cas.

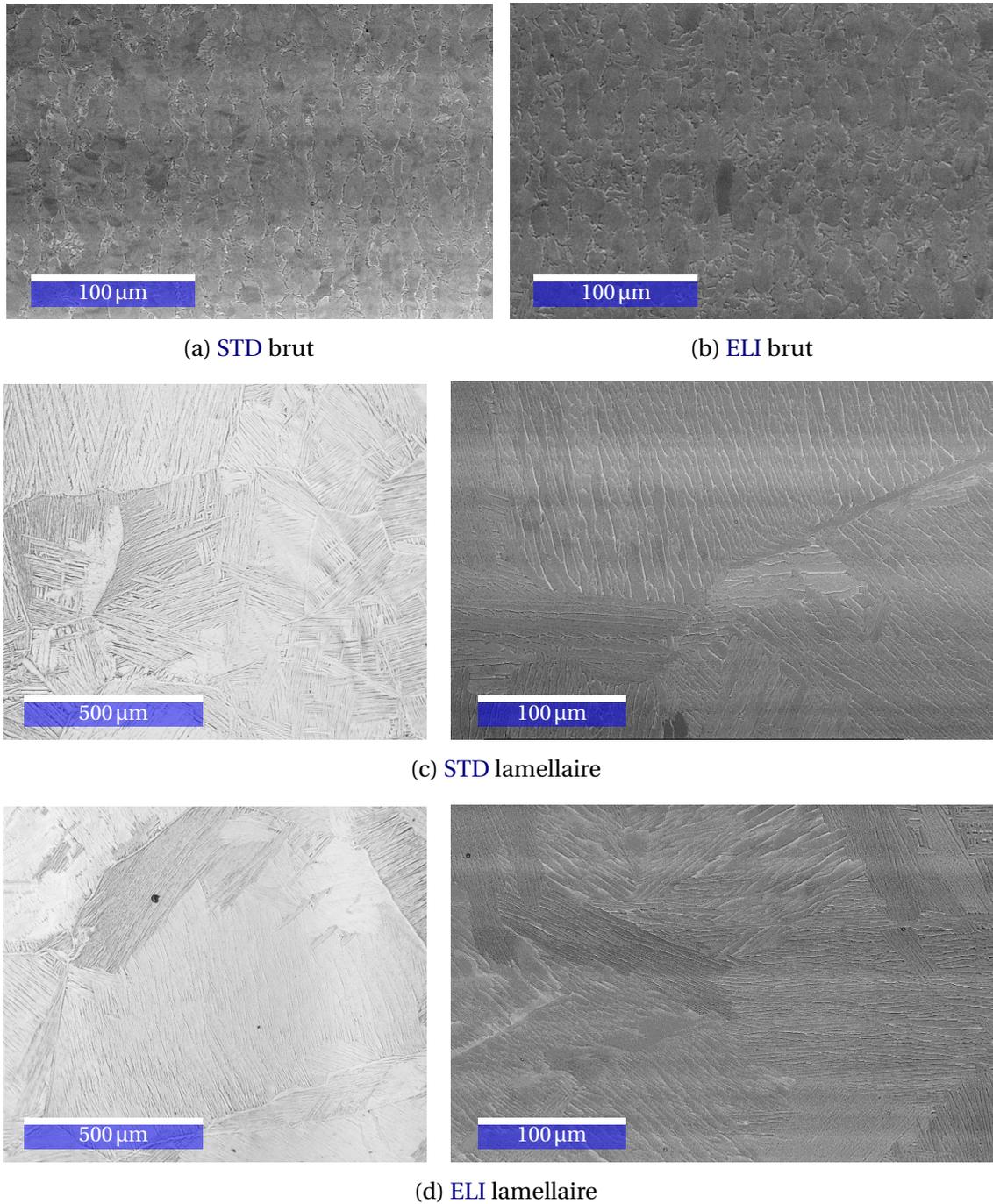


FIGURE 4.3 – Microstructures initiales pour la campagne 3. Les micrographies de gauche des figures **c** et **d** ont été faites en microscopie optique, tandis que les autres ont été faites en **MEB** avec le détecteur **BSE**.

La mesure des diamètres intérieurs et extérieurs des quatre échantillons montre que la profondeur de passe effective (calculée suivant la méthode proposée en partie 3.1.4) variait entre 0,76 mm (pour l'échantillon *ELI* brut) et 0,82 mm (pour l'échantillon *STD* lamellaire). Ce faible intervalle permet de considérer que les profondeurs de passe effectives étaient identiques pour les quatre essais de cette campagne.

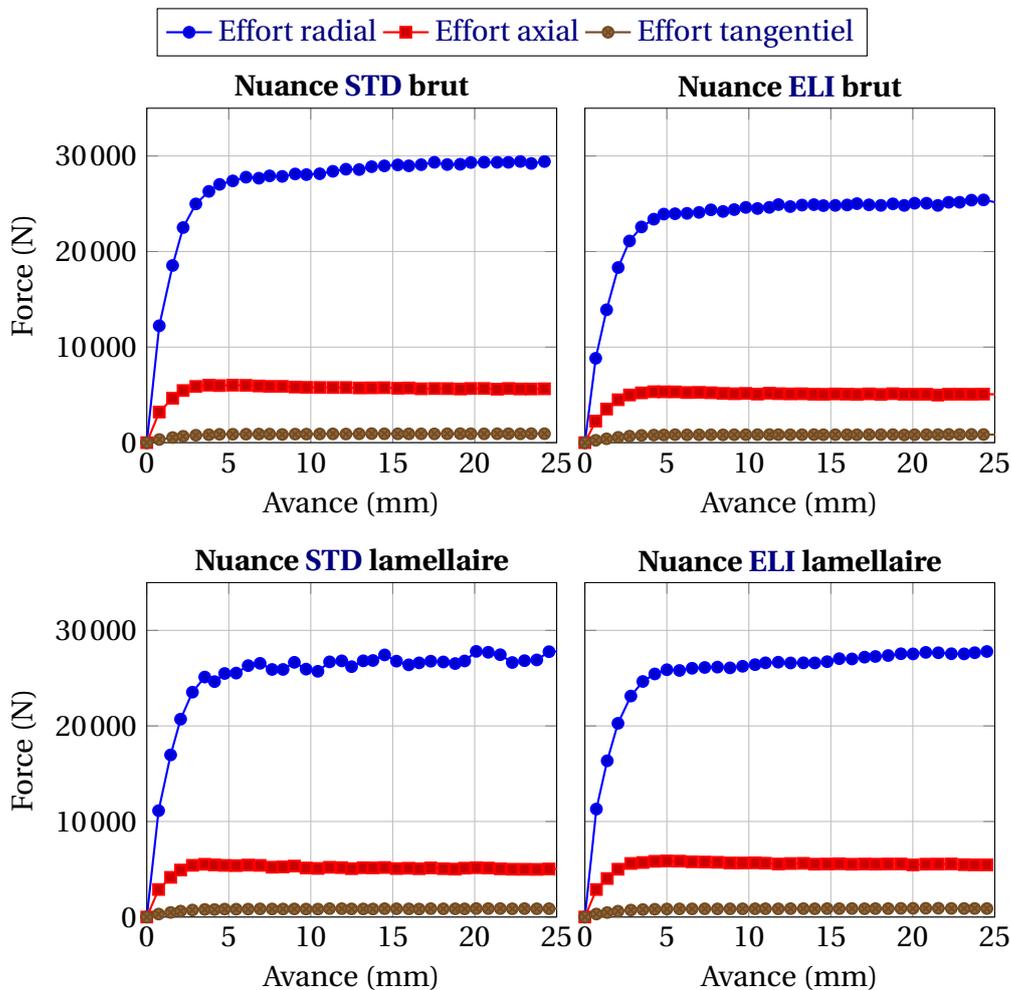


FIGURE 4.4 – Efforts sur la molette en fonction de l'avance suivant les différentes conditions de la campagne 3.

Depuis les résultats, en termes d'efforts sur la molette en régime permanent, il est possible de quantifier l'influence d'un changement de composition chimique ou d'un changement de microstructure du matériau, comme résumé en figure 4.5. Cependant, il est important de noter certains effets contradictoires : le recuit β du TA6V *STD* permet de réduire les efforts de fluotournage de 8,6 %, alors que ce traitement résulte en une augmentation de 8,9 % des efforts sur le TA6V *ELI*. De plus, si les efforts sont effectivement moins importants pour le *ELI* équiaxe que pour le *STD* de même structure [PRASAD et collab., 2001], cette tendance est inversée après traitement thermique. Le fait que les efforts soient légèrement plus importants pour le *ELI* lamellaire que pour le *STD* lamellaire s'explique par la différence de microstructures entre les deux matériaux : les plaquettes α étant plus

finer sur le ELI que sur le STD, le premier matériau présente beaucoup plus de joints de grains que le second, d'où une contrainte d'écoulement plus élevée.

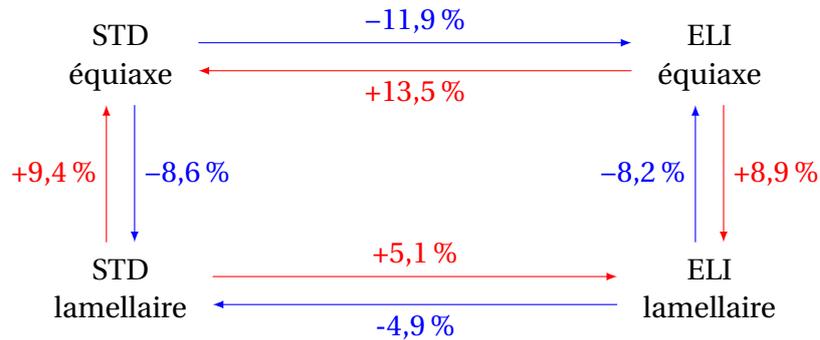
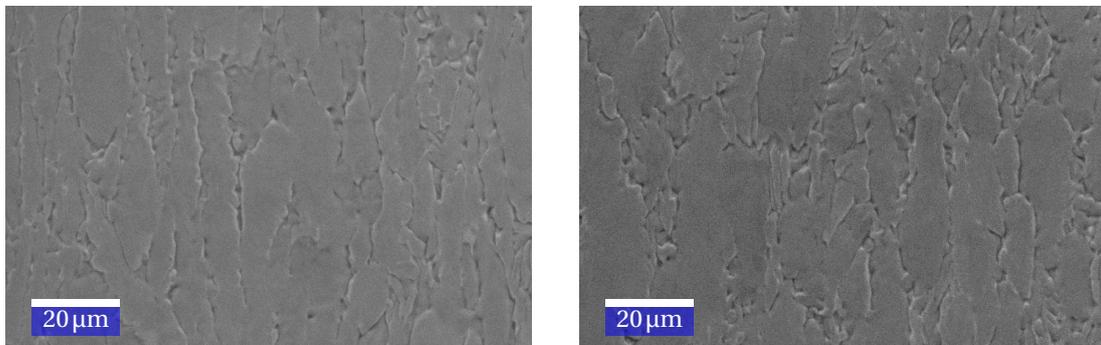


FIGURE 4.5 – Influence moyenne du changement de microstructure ou de composition chimique sur les efforts de fluotournage.

4.2.3 Évolutions microstructurales

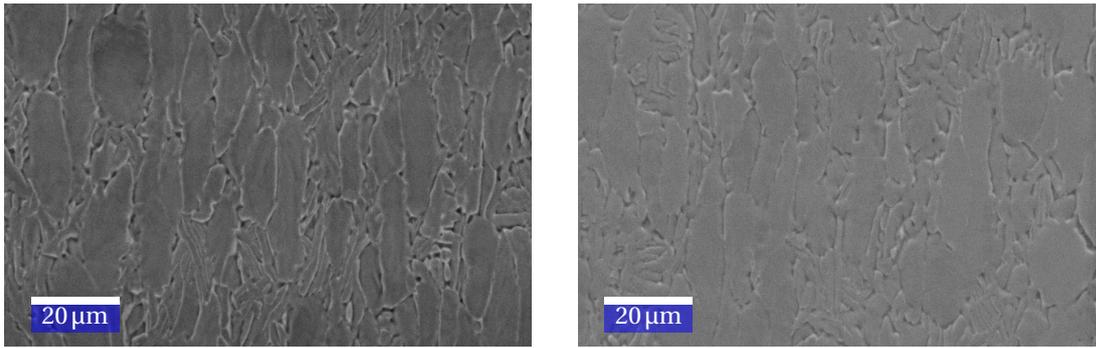
Des analyses MEB ont été effectuées afin de caractériser l'évolution des différentes microstructures depuis leurs états initiaux (donnés en figure 4.3). Les micrographies ainsi obtenues après fluotournage des TA6V STD équiaxe, ELI équiaxe, STD lamellaire et ELI lamellaire sont données respectivement aux figures 4.6, 4.7, 4.8 et 4.9. Toutes ces observations ont été faites suivant le plan longitudinal (avec \vec{u}_x vertical) en utilisant le détecteur BSE.



(a) Voisinage de la surface intérieure du tube (b) Voisinage de la surface extérieure du tube

FIGURE 4.6 – Microstructure après fluotournage du TA6V STD équiaxe.

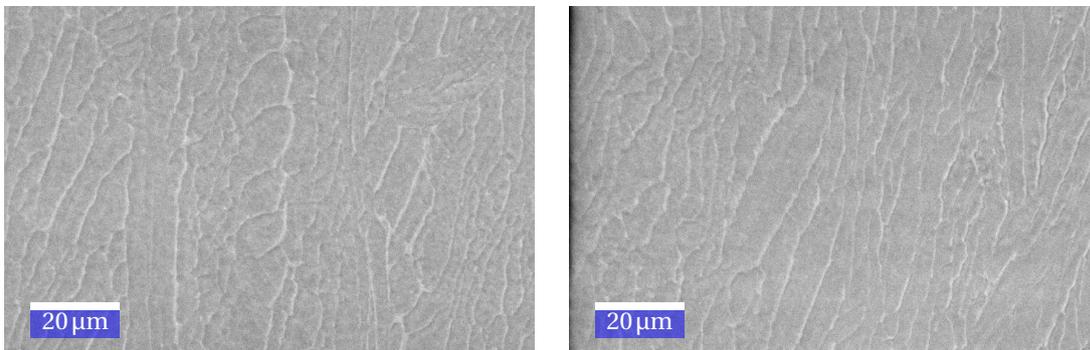
Sur les figures 4.6 et 4.7, grâce à l'absence de changement de phase (due à la faible température de déformation) les anciens grains α sont aisément identifiables et illustrent bien la déformation locale. Au voisinage de la surface intérieure des tubes (figures 4.6a et 4.7a), la déformation est principalement longitudinale. À l'inverse, au voisinage des surfaces extérieures (figures 4.6b et 4.7b), la déformation longitudinale semble légèrement moins marquée dans les coupes étudiées. Ceci s'explique par le fait que, dans cette région, la déformation est majoritairement due au cisaillement (orthoradial et longitudinal) imposé par les passages successifs de la molette, comme rapporté en partie 3.4.2 (p.132).



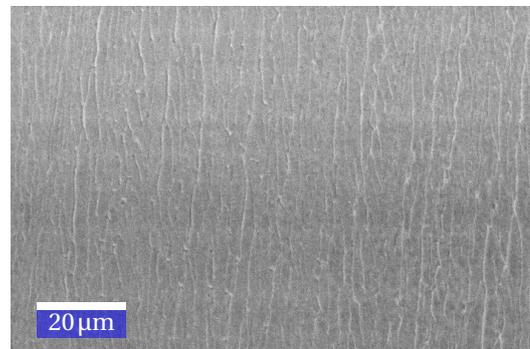
(a) Voisinage de la surface intérieure du tube (b) Voisinage de la surface extérieure du tube

FIGURE 4.7 – Microstructure après fluotournage du TA6V ELI équiaxe.

Lors du fluotournage du TA6V STD lamellaire (figure 4.8), le comportement des lamelles proches de la surface intérieure semble dépendant de l'orientation initiale de celles-ci : les lamelles initialement parallèles à la direction du tube (micrographie de gauche sur la figure 4.8a) se sont fragmentées, et une pénétration de la phase β semble s'être produite au sein des anciennes plaquettes α . Les autres lamelles (micrographie de droite sur la figure 4.8a) semblent s'être allongées parallèlement à la direction \vec{u}_x . Au voisinage de la surface extérieure (figure 4.8b), la déformation semble beaucoup plus homogène, avec un allongement notable suivant \vec{u}_x .



(a) Voisinage de la surface intérieure



(b) Voisinage de la surface extérieure

FIGURE 4.8 – Microstructure après fluotournage du TA6V STD lamellaire.

La microstructure après fluotournage du TA6V ELI lamellaire, illustrée en figure 4.9, est très hétérogène : au voisinage de la surface intérieure, les plaquettes qui étaient initialement proches de la perpendiculaire à la direction longitudinale se sont épaissies, tandis que les autres plaquettes se sont fortement allongées (figure 4.9a). De plus, au voisinage de la surface extérieure, les plaquettes initialement parallèles à \vec{u}_x se sont fragmentées (figure 4.9b), alors que les autres se sont peu déformées. Certaines de ces plaquettes non fragmentées, visibles sur les micrographies de droite de la figure 4.9, présentent une forme d'ondulation. Celle-ci a déjà été rapportée dans la littérature comme étant le résultat d'une localisation de la déformation [SEMIATIN et collab., 1983]. Cette localisation a été attribuée par SEN et RAMAMURTY [2010] comme une forme de ASB, puisque n'apparaissant qu'à grande vitesse de déformation, alors que SESHACHARYULU et collab. [2002] ont conclu que cette ondulation n'était due qu'à l'orientation initiale des lamelles (phénomène se produisant si les lamelles forment un angle supérieur à 45° par rapport à la direction de compression).

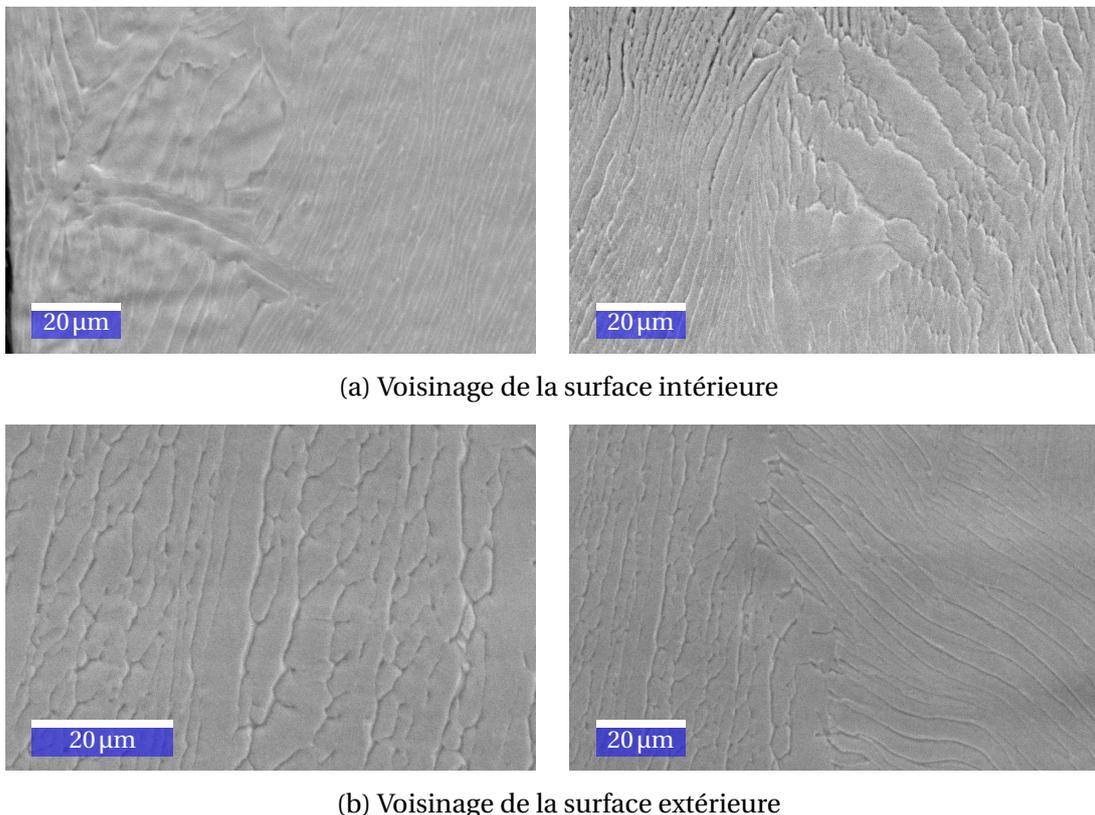


FIGURE 4.9 – Microstructure après fluotournage du TA6V ELI lamellaire.

D'après les précédents résultats, il semble donc que les phénomènes se produisant à l'échelle microscopique soient dépendants de la nuance et de la position :

- Sur le TA6V STD, les colonies de plaquettes proches de la surface intérieure sont fragmentées, tandis que les autres sont allongées suivant la direction de fluotournage.
- Sur le TA6V ELI, les colonies de plaquettes proches de la surface intérieure ont un comportement différent suivant l'orientation initiale de celles-ci : elles peuvent

s'allonger ou s'épaissir, tandis que les plaquettes proches de la surface extérieure se fragmentent plus facilement.

4.2.4 Formation de vides

Après fluotournage du TA6V ELI lamellaire, des vides ont été mis en évidence lors de la microscopie, comme l'illustré sur la figure 4.10. Sur la figure 4.10a, on remarque que les porosités se sont créées le long des joints α - β des lamelles. Ce type de microfissures a déjà été rapporté par SESHACHARYULU et collab. [2000] comme étant dû à une concentration de contraintes — de cisaillement — aux anciens joints β du fait de la faible contrainte d'écoulement de cette phase, comparativement à celles des colonies. D'après cette hypothèse, une solution pour empêcher ce type de défaut serait donc d'augmenter la taille des grains β transformés, c'est-à-dire imposer un temps de maintien plus long lors du recuit β ².

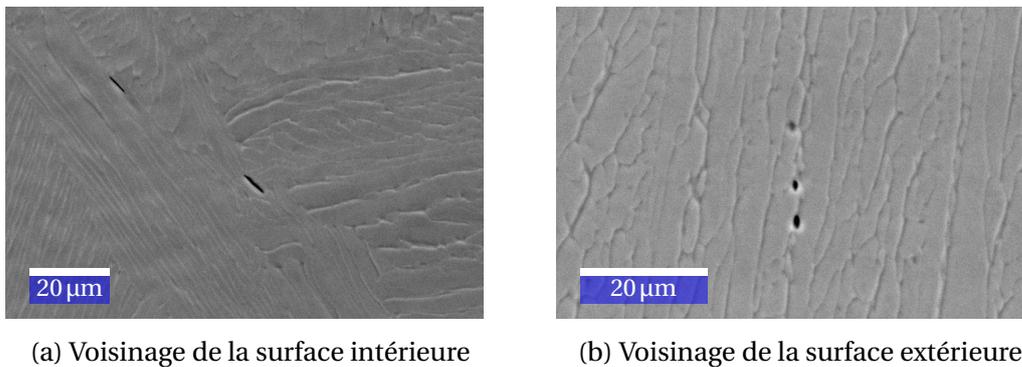


FIGURE 4.10 – Formation de vides lors du fluotournage du TA6V ELI lamellaire

Sur la figure 4.10b, les vides semblent eux aussi s'être formés soit aux joints α - β , soit au sein de la phase β . Mais, contrairement aux micro-fissures sus-nommées, les vides visibles au voisinage de la surface extérieure semblent être dus à des contraintes de traction, au regard de leur géométrie. Ces défauts sont très ressemblants à ceux rapportés par SESHACHARYULU et collab. [2002] lors de la compression du TA6V lamellaire. Les précédents auteurs ont conclu que ce type de vide apparaissait aux anciens joints triples des grains β (c'est-à-dire aux joints triples des grains β transformés).

Il est important de noter que les vides rapportés ici étaient de très petites tailles et surtout très dispersés au sein du matériau (une dizaine de vides relevés, alors que la surface d'observation mesurait environ 5 mm \times 1,7 mm). Compte tenu du très faible volume qu'ils représentent, leur présence a probablement eu un rôle négligeable sur le comportement macroscopique lors du fluotournage, détaillé en partie 4.2.2. La présence de ces vides s'explique fort probablement par l'hétérogénéité de déformation mentionnée précédemment.

2. Dans cette étude, la taille des grains β transformés du TA6V ELI lamellaire était de l'ordre de 700 μ m, pour une épaisseur initiale des échantillons de 2,5 mm. Un temps de maintien plus grand encore (ex : 3 h) permettrait donc potentiellement de n'avoir qu'un seul grain β transformé dans l'épaisseur.

D'après les résultats précédents, il est possible de conclure que le TA6V ELI équiaxe apparaît comme étant le plus favorable au fluotournage, le moins favorable étant le ELI lamellaire. Concernant la nuance STD, il semble d'après les mesures d'efforts de fluotournage que la structure lamellaire soit préférable à la structure équiaxe puisqu'elle limiterait les risques de surcharge (flambage par exemple). Toutefois, des études plus exhaustives devraient être réalisées pour déterminer exactement la fluotournabilité des matériaux étudiés³.



4.3 Rupture lors du fluotournage du TA6V ELI

4.3.1 Essais de fluotournage à rupture

Afin d'identifier les conditions critiques de fluotournage, des essais ont été effectués en plusieurs passes jusqu'à rupture des échantillons, avec différentes conditions opératoires, telles que l'avance par tour (f), la profondeur de passe (a_p) et l'épaisseur initiale (e_0). Aucun traitement thermique intermédiaire n'a été effectué.

Pour chaque échantillon, l'objectif était d'effectuer des passes de fluotournage successives, en conservant la valeur de l'avance par tour constante, et ce jusqu'à rupture dudit échantillon. Les résultats sont donnés dans le tableau 4.3. Dans celui-ci, la dernière valeur de chaque colonne donne la valeur du taux de rétreint ($t_{\%}$) attendu à rupture, tandis que l'avant-dernière valeur donne la valeur maximale de $t_{\%}$ atteinte sans rupture de l'échantillon (c'est-à-dire la dernière passe fructueuse). Il est important de noter que, à cause du contrôle difficile de la profondeur de passe effective (cf. §3.1.4 p. 107), les essais n'ont pas pu être réalisés pour des valeurs de $t_{\%}$ données, d'où l'absence de cohérence des valeurs entre les différentes colonnes du tableau 4.3.

On peut donc remarquer que la rupture a été atteinte dès la première passe sur l'échantillon 42 en essayant d'atteindre un taux de rétreint de 48 %. À l'inverse, un taux de rétreint de 76 % a été atteint sur l'échantillon 43 sans rupture du tube. Au vu de ces valeurs, on peut donc en conclure qu'il n'existe pas de valeur critique de $t_{\%}$ qui permettrait de prédire si le fluotournage correspondant mènerait à rupture ou non du tube. C'est-à-dire que la fluotournabilité, telle que définie par CHANG et collab. [1998], dépend des conditions opératoires (de e_0 , de f et du rétreint par passe). Il est donc nécessaire d'utiliser une fonction générique, dont la valeur critique soit indépendante des conditions opératoires, pour anticiper les cas de rupture.

De plus, il est clair d'après les résultats du tableau 4.3 que les conditions utilisées pour l'échantillon 43 ont été les plus favorables, puisqu'elles ont permis un taux de rétreint de

3. Cette étude ayant été réalisée pour une unique valeur de a_p , elle ne prend pas en compte l'écroûissage, qui peut différer d'une nuance à une autre et d'une microstructure à une autre [LEE et collab., 2004; PRASAD et collab., 2001].

TABLEAU 4.3 – Campagne 4 : Taux de rétreint ($t_{\%}$) atteint aux différentes passes, suivant les conditions opératoires (e_0 et f).

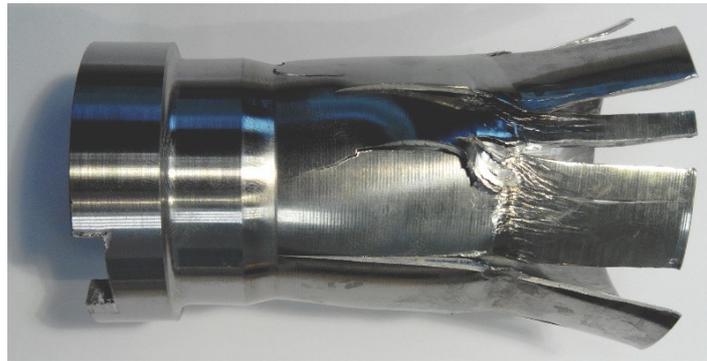
Numéro de l'échantillon		41	42	43	44	45
Conditions opératoires	f (mm·tr ⁻¹)	0,28	0,28	0,56	0,28	0,56
	e_0 (mm)	2,5	2,5	2,5	5,0	5,0
Taux de rétreint ($t_{\%}$)	1 ^{re} passe	0,44	0,48	0,28	0,18	0,18
	2 ^e passe	0,60		0,40	0,30	0,30
	3 ^e passe			0,52	0,58	0,54
	4 ^e passe			0,64		
	5 ^e passe			0,76		
	6 ^e passe			0,80		

76 % sans rupture, soit une valeur de $\epsilon_{\text{longi}}=2,4$ (calculée depuis l'équation (2.4)). Il semble donc que le fait d'augmenter la vitesse d'avance permette d'augmenter la fluotournabilité.

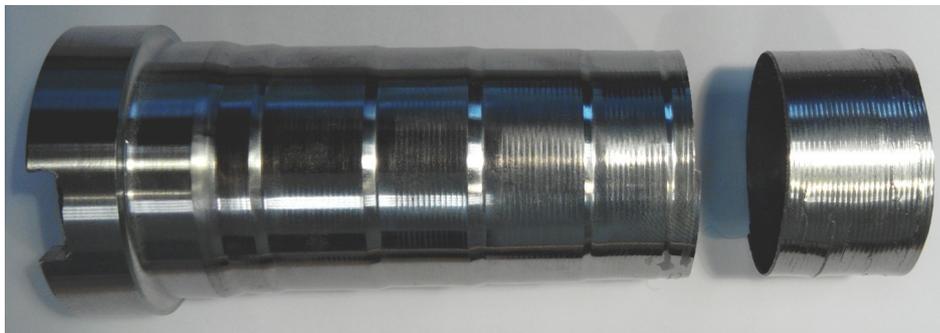
4.3.2 Modes de rupture

Deux modes de rupture ont été constatés, comme le montre la figure 4.11 : une fissuration longitudinale et un sectionnement circulaire. Le premier mode, se produisant souvent de façon multiple (voir figure 4.11a), est ressemblant à celui rapporté par RAJAN et NARASIMHAN [2001]. Le second, constaté uniquement sur l'échantillon 43, peut s'expliquer par la formation de chevrons, qui auraient traversé la matière jusqu'à découper le tube. Afin d'identifier plus précisément les mécanismes de formation de ces fissures, les faciès de rupture ont été observés en MEB.

Sur la figure 4.12 sont illustrés les différents faciès de rupture suivant la position dans l'épaisseur dans le cas d'une fissuration longitudinale. Au voisinage de la surface intérieure (figure 4.12d), la surface présente des cupules de diamètre de l'ordre de 5 μm , preuve d'une rupture ductile. À l'inverse, la surface de rupture proche de l'intérieur du tube (figures 4.12b et 4.12c) illustre une rupture fragile. De plus, les stries visibles sur la figure 4.12b, très ressemblantes à celles observées lors de l'essai de compression sur pièce fluotournée industriellement (cf. §2.7.1 p. 89), indiquent une rupture fragile de fatigue, due aux passages successifs de la molette lors du fluotournage. D'après cette hétérogénéité, on peut en conclure que les fissures se sont amorcées à l'extérieur du tube avant de traverser l'épaisseur et mener à l'éclatement du tube. Toutefois, compte tenu de la contrainte de compression sous la molette, on peut supposer que la fissuration s'est produite après le passage de celle-ci. En effet, comme le montrent les résultats de simulation (figure 4.13), la pression hydrostatique est très élevée dans la zone de contact, mais très basse dans le reste du tube, voire négative, notamment à cause du décollement de mandrin qui cause une flexion du tube loin de la zone de contact. Cette pression hydrostatique négative est



(a) Éclatement longitudinal



(b) Sectionnement circulaire

FIGURE 4.11 – Ruptures typiques lors de la mise en forme du TA6V ELI sur fluotour expérimental. La photographie (a) illustre l'échantillon 41, et la photographie (b) montre l'échantillon 43.

favorable à la fissuration, ce qui indique que celle-ci peut se produire en dehors de la zone de contact (préférentiellement à $\pm 40^\circ$ et légèrement en arrière par rapport au point de contact, d'après la figure 4.13).

La figure 4.14 illustre l'état de surface observé lors du sectionnement circulaire du tube 43. Le faciès est principalement caractérisé par un biseautage, formant ainsi une pointe à mi-épaisseur. L'état de surface est différent de part et d'autre de cette crête : du côté extérieur, quelques cupules sont visibles, dénotant une rupture légèrement ductile. À l'inverse, le faciès de rupture au voisinage de la surface intérieure ressemble plus à celui d'une rupture fragile. On peut donc en conclure que la fissuration a commencé à l'extérieur du tube avant de se propager rapidement à travers l'épaisseur⁴.

4.3.3 Endommagement

Triaxialité des contraintes

Il a été établi que la triaxialité des contraintes, notée η et définie comme le rapport de la contrainte hydrostatique (σ_H) et de la contrainte de Von Mises (σ_{VM}) jouait un rôle prépondérant sur l'endommagement et la rupture ductile des métaux [BONORA et collab., 2005] et notamment sur celle du TA6V [PEIRS et collab., 2011]. La figure 4.15 montre l'évolution de σ_{VM} en fonction de σ_H d'après les résultats de simulation numérique de la première passe de fluotournage de l'échantillon 41. D'après ce graphique, il apparaît que la déformation se fait dans la quasi-intégralité des cas pour des valeurs de η comprises entre $-0,75$ et $0,75$. De plus, on remarque que seul le capteur 6 (celui situé le plus proche de la surface extérieure du tube, voir schéma 3.23, page 132) supporte des valeurs de σ_H positives élevées (de 500 à 1000 MPa). Cet état de contrainte est à relier aux contraintes de traction observées à l'extérieur de la zone de contact, figure 4.13.

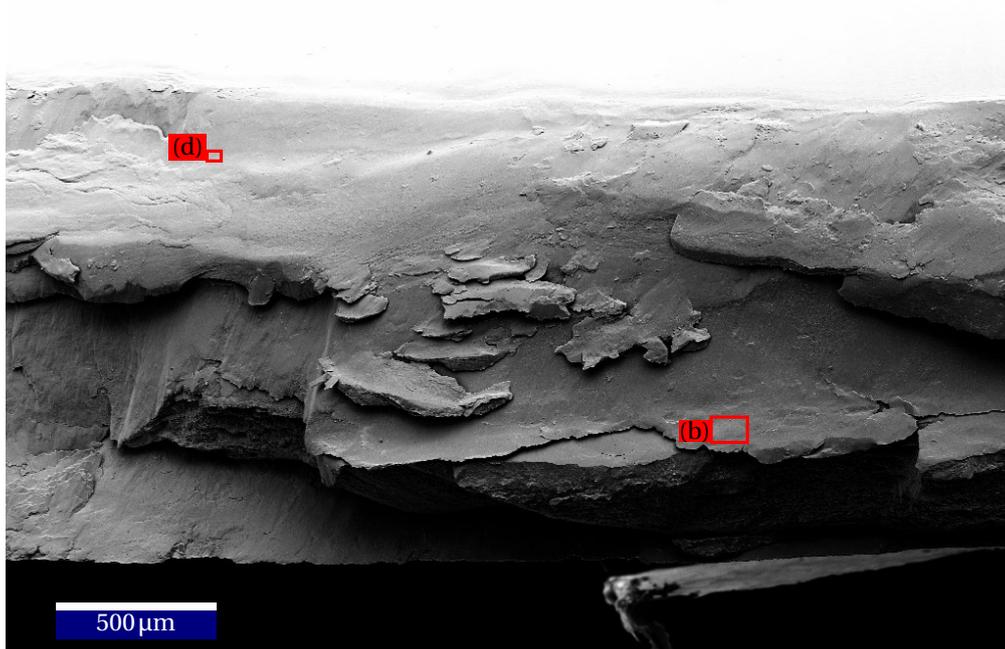
Toutefois, la seule valeur de η ne permet pas d'anticiper la rupture, puisqu'elle ne prend pas en compte l'histoire mécanique du matériau, d'où la nécessité d'utiliser des paramètres intégrés sur toute la déformation.

Paramètres d'endommagement

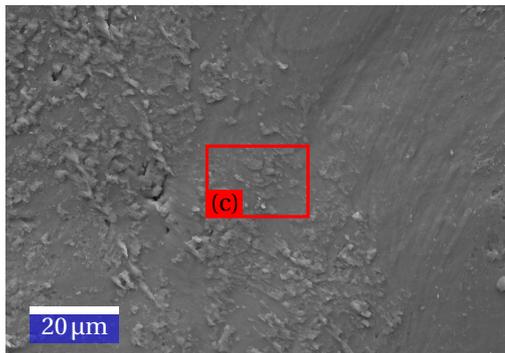
La littérature [GOUVEIA et collab., 2000; KO et KIM, 2000] suggère l'utilisation des critères de COCKCROFT et LATHAM [1968] ou de OYANE [1972] pour la prédiction des chevrons autant que celle de la fissuration longitudinale (cf. §1.5.6 p. 41). Dans le cadre de cette étude, la validité du critère de RICE et TRACEY [1969] a elle aussi été étudiée. D'autres critères d'endommagement plus complets existent, tels que ceux de LEMAITRE [1985] ou de GURSON [1977], mais ceux-ci requièrent alors de nombreux essais mécaniques pour l'identification des constantes qui leur sont associées [BONORA et collab., 2005]⁵. Or la

4. L'épaisseur du tube était alors de 0,3 mm, d'où une propagation très rapide de la fissure.

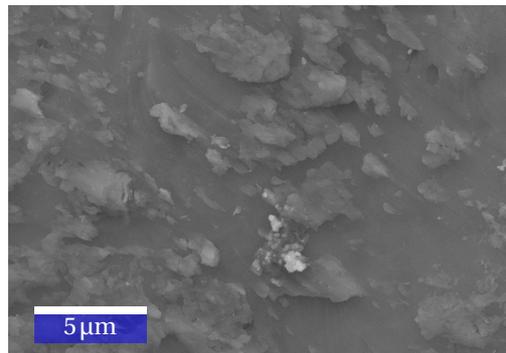
5. Le lecteur trouvera une comparaison entre les modèles de LEMAITRE et GURSON dans [MKADDEM et collab., 2004].



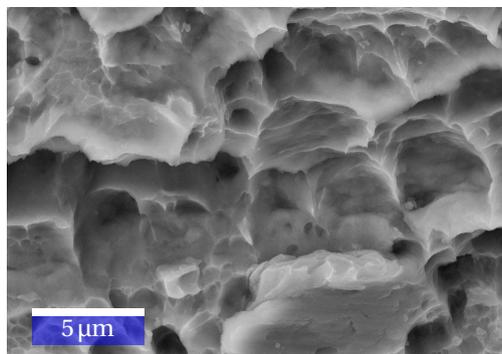
(a) Vue mésoscopique du faciès de rupture (surface extérieure du tube en haut).



(b)



(c)



(d)

FIGURE 4.12 – Faciès de rupture de la fissuration longitudinale (voir photographie 4.11a) lors du fluotournage du tube 42. Les cadres indiquent les zooms successifs.

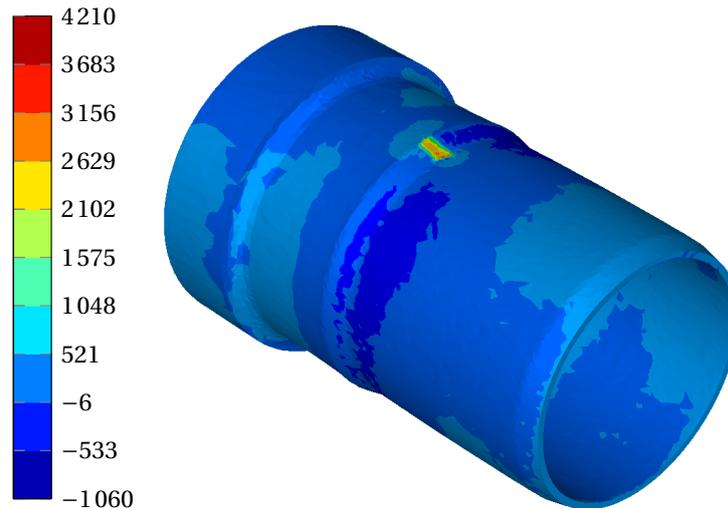


FIGURE 4.13 – Distribution de la pression hydrostatique (en MPa) pendant le fluotournage (échantillon 41). Cas où $\theta \equiv 0 \pmod{2\pi}$. La pression est très élevée dans la zone de contact (1000 à 4000 MPa), mais négative dans certaines zones éloignées du contact (inférieure à -1000 MPa).

loi de comportement ayant été identifiée spécifiquement pour le fluotournage (cf. §3.3.3 p. 124), de tels essais n'auraient probablement pas permis une identification correcte.

On rappelle que les différents critères étudiés ici sont définis comme suit :

$$\text{COCKCROFT et LATHAM [1968] (normalisé)} : D_{CL} = \int_0^{\bar{\epsilon}} \frac{\sigma_1}{\sigma_{VM}} d\bar{\epsilon} \quad (4.1a)$$

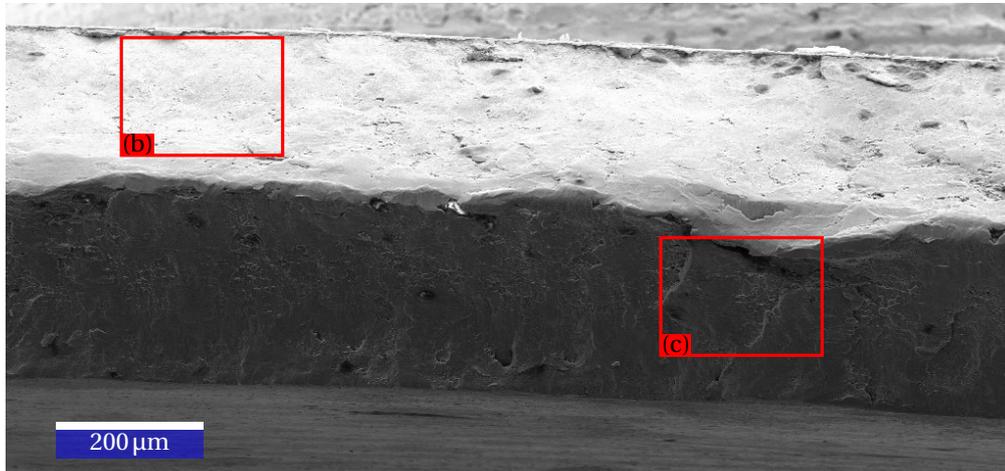
$$\text{OYANE [1972]} : D_{Oy} = \int_0^{\bar{\epsilon}} \left(1 + 3 \frac{\sigma_H}{\sigma_{VM}} \right) d\bar{\epsilon} \quad (4.1b)$$

$$\text{RICE et TRACEY [1969]} : D_{RT} = \int_0^{\bar{\epsilon}} 0,283 \exp\left(\frac{3\sigma_H}{2\sigma_{VM}}\right) d\bar{\epsilon} \quad (4.1c)$$

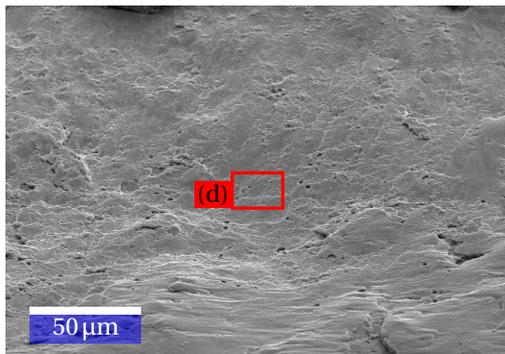
avec σ_1 , σ_H et σ_{VM} respectivement la valeur maximale des contraintes de traction, la contrainte hydrostatique et la contrainte équivalente de Von Mises⁶. Afin d'évaluer les valeurs des différents paramètres, le calcul des contraintes autant que celui de $\bar{\epsilon}$ nécessite l'utilisation de la simulation numérique. Toutefois, le fait que les opérations de fluotournage étudiées ici aient été réalisées en plusieurs passes complexifie beaucoup la simulation, puisque le déraffinement du maillage après le passage de la molette (cf. §3.2.5 p. 115) ne peut être effectué entre deux passes, au risque de perdre les informations d'état de la matière par diffusion numérique (cf. §3.4.6 p. 136). Cette obligation de garder des tailles constantes après chaque passe de fluotournage a résulté en des temps de calcul extrêmement longs, malgré la parallélisation (de 80 à 400 heures de calcul sur 36 cœurs). Ainsi, pour les échantillons 43 et 44, seules les premières et deuxièmes passes ont pu être simulées ; les gammes complètes ont été simulées pour les autres échantillons.

La figure 4.16 illustre les différentes étapes de la simulation du fluotournage de l'échan-

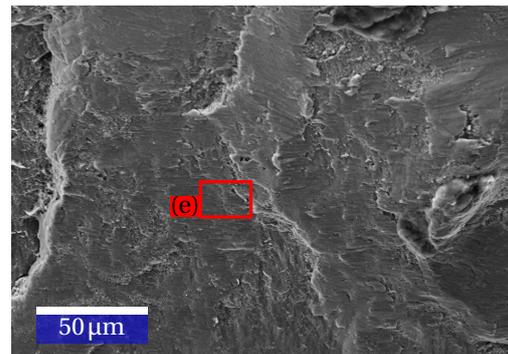
6. Le lecteur notera que D_{Oy} et D_{RT} utilisent la valeur de η pour le calcul de l'endommagement.



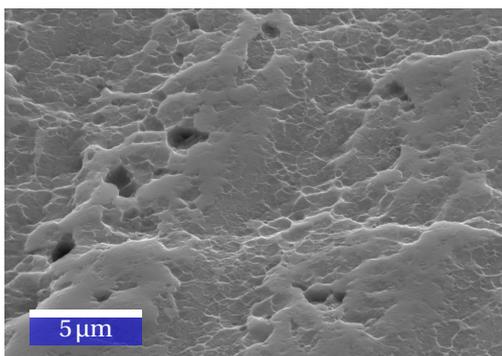
(a) Vue mésoscopique du faciès de rupture (surface extérieure du tube en haut).



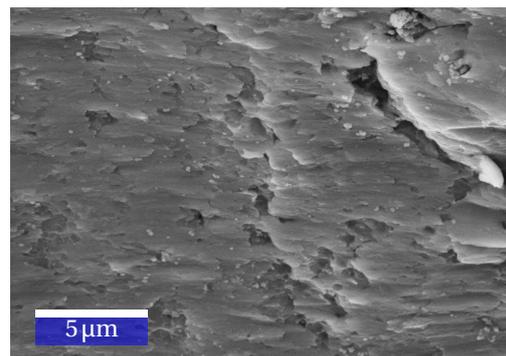
(b)



(c)



(d)



(e)

FIGURE 4.14 – Faciès de rupture du sectionnement circulaire (voir photographie 4.11b) lors du fluotournage du tube 43.

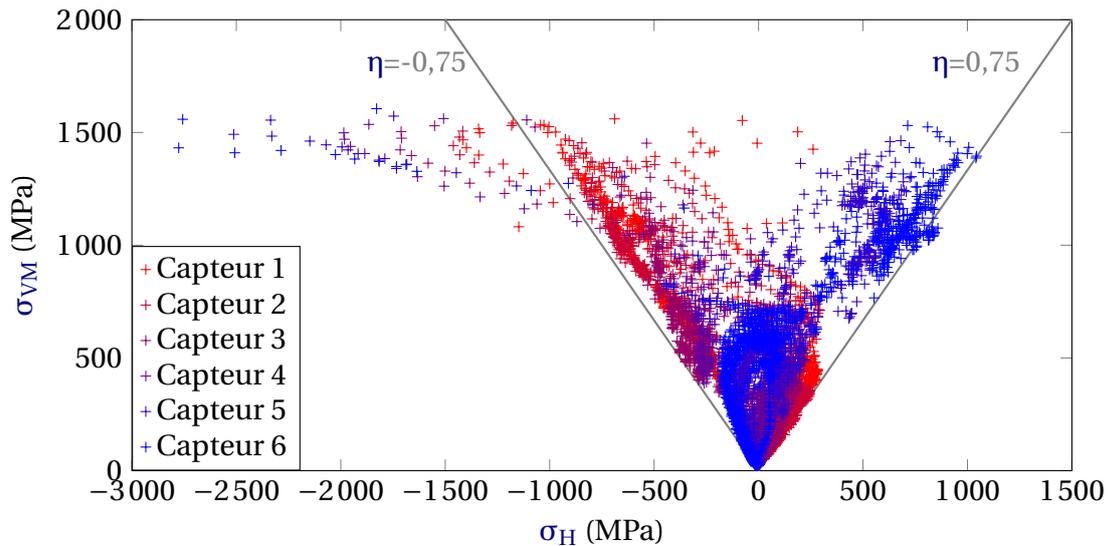


FIGURE 4.15 – Illustration de la contrainte équivalente de Von Mises (σ_{VM}) en fonction de la contrainte hydrostatique (σ_H) d'après les résultats de simulation du fluotournage 41 (première passe) avec deux iso-valeurs de la triaxialité des contraintes (η). Les capteurs sont ceux introduits en partie 3.4.2. 7000 points tracés sur 69 000 calculés.

tillon 45, en terme de déformation équivalente. À cause de la diminution d'épaisseur imposée par chaque passe, la taille de maille a dû être diminuée entre chaque opération, résultant ainsi un nombre très important d'éléments dans le maillage du tube.

La figure 4.17 illustre la distribution des différents paramètres d'endommagement. Il apparaît donc que les trois critères retenus pour cette étude sont cohérents entre eux, puisque leurs distributions sont similaires. Toutefois, au vu des valeurs obtenues, il est clair que les valeurs critiques de chaque paramètre (c'est-à-dire à partir desquelles le matériau est susceptible de se fissurer) sont propres à chaque critère.

Du fait de la rotation et de la lubrification, les ruptures observées en fluotournage n'ont pu être constatées qu'en fin de procédé. Ainsi, lors de la réalisation des passes de fluotournage, les dates auxquelles les fissurations se sont produites n'ont pu être déterminées exactement⁷. De plus, le fait que la zone de transition en début de procédé soit mal simulée (cf. §3.3.3 p. 126) peut créer un décalage temporel entre un phénomène observé expérimentalement et ce même phénomène en simulation. C'est pourquoi les valeurs critiques des paramètres d'endommagement n'ont pu être déterminées précisément en calculant leurs valeurs aux dates de fissuration. Toutefois, il est possible d'obtenir un encadrement de ces valeurs critiques grâce aux valeurs maximales relevées sur les maillages déformés. Ainsi, pour chaque échantillon et pour chaque paramètre :

- la valeur maximale relevée à la fin de la dernière passe réussie donne une borne inférieure pour la valeur critique,
- la valeur maximale relevée lors de la simulation de la passe ayant expérimentalement

7. Dans certains cas, un claquement caractéristique s'est toutefois fait entendre lors de l'éclatement du tube. De plus, une fissuration peut être décelée grâce à une oscillation caractéristique des courbes d'effort.

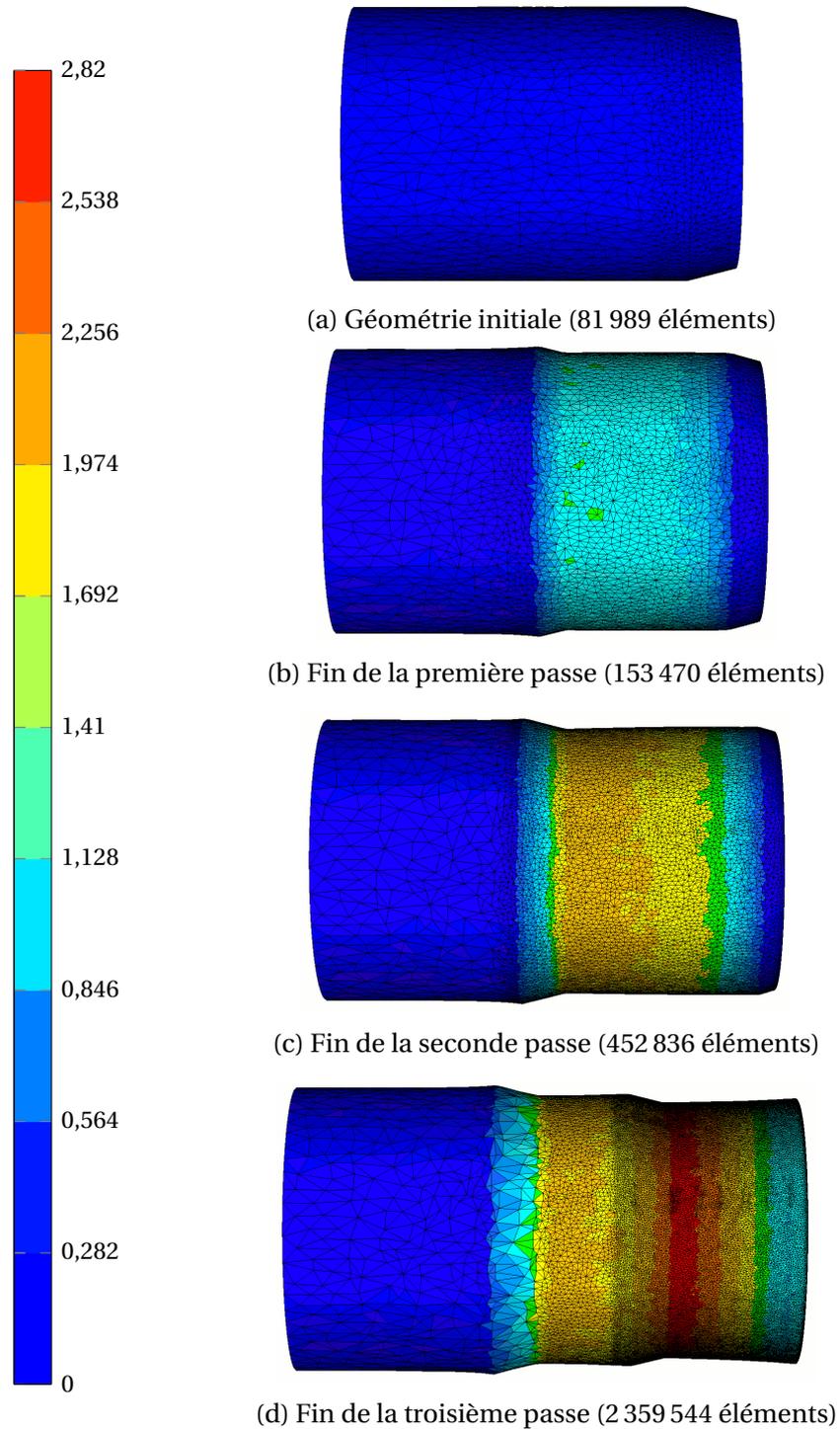
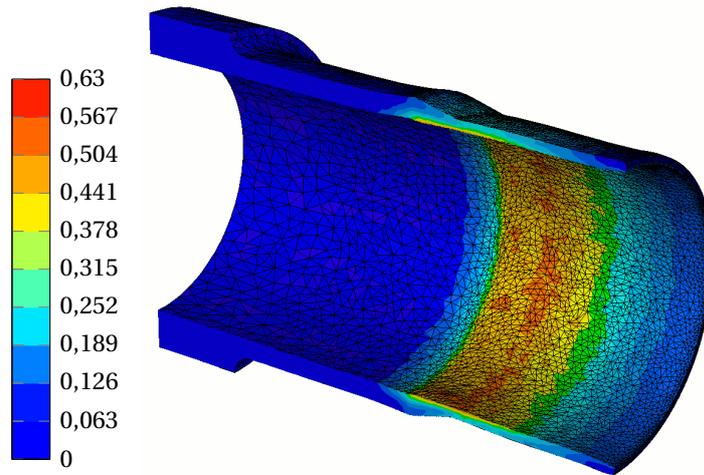
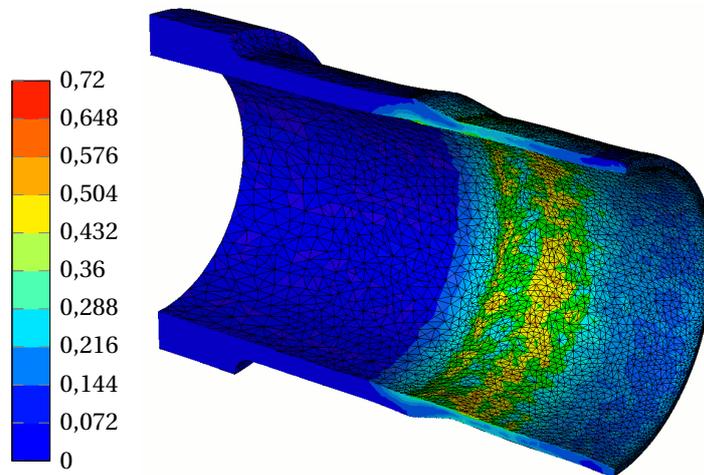


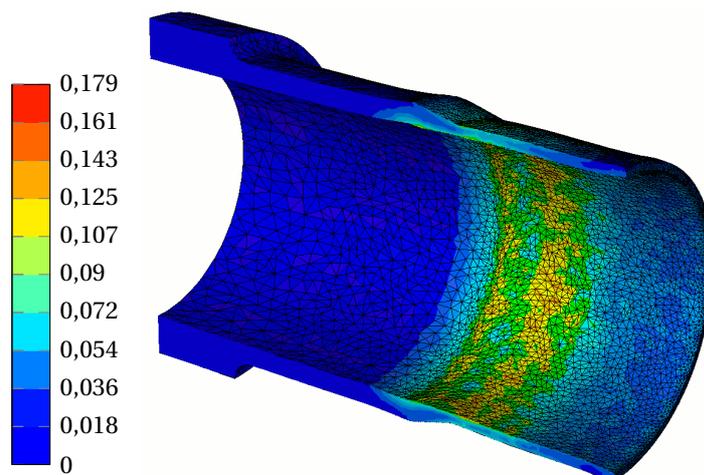
FIGURE 4.16 – Évolution de la déformation équivalente ($\bar{\epsilon}$) au cours des différentes passes de fluotournage du tube 45. Le nombre d'éléments du maillage est précisé, illustrant la croissance exponentielle du problème : ce nombre a doublé lors de la première passe, triplé lors de la deuxième et quintuplé lors de la troisième.



(a) COCKCROFT et LATHAM (D_{CL})



(b) OYANE (D_{Oy})



(c) RICE et TRACEY (D_{RT})

FIGURE 4.17 – Résultats de simulation du fluotournage 41 en terme de paramètres d'endommagement.

donné lieu à une rupture donne une borne supérieure pour la valeur critique.

Les données ainsi collectées sont résumées dans le tableau 4.4. D'après les résultats correspondants à l'échantillon 44, le paramètre D_{Oy} (resp. D_{RT}) peut atteindre 1,04 (resp. 0,25) sans rupture du tube. Pourtant, d'après l'échantillon 42, la rupture a eu lieu pour une valeur de ce paramètre inférieure à 0,98 (resp. 0,24). Ces incompatibilités indiquent donc que les paramètres de OYANE et RICE et TRACEY ne sont pas prédictifs de la fissuration lors du fluotournage.

À l'inverse, toutes les bornes données par le tableau 4.3 pour la valeur critique du paramètre de COCKCROFT et LATHAM sont cohérentes entre elles, et il semble que celle-ci soit comprise entre 0,67 (échantillon 41) et 0,78 (échantillon 42). Il est important de noter que cette valeur est supérieure à celle habituellement rapportée pour le TA6V (0,3 à 0,6 [MIRAHMADI et collab., 2014; NICOLAOU et collab., 2003]). De plus, la simulation de la gamme complète de fluotournage du tube 43 n'a pas pu être réalisée, donc aucune simulation correspondant au sectionnement circulaire n'a pu être faite. Ainsi, la validité du critère de COCKCROFT et LATHAM quant à ce mode de rupture n'a pu être évaluée.

TABLEAU 4.4 – Bornes pour les valeurs critiques d'endommagement relevées sur les différentes simulations numériques. Le taux de rétreint ($t_{\%}$) est rappelé (voir tableau 4.3 page 158 pour plus de détails).

Échant.	Dernière passe réussie					Passe échouée				
	passé	$t_{\%}$	D_{CL}	D_{Oy}	D_{RT}	passé	$t_{\%}$	D_{CL}	D_{Oy}	D_{RT}
41	n° 1	0,44	0,67	0,87	0,22	n° 2	0,60	1,05	2,16	0,50
42	aucune	0	0	0	0	n° 1	0,48	0,78	0,98	0,24
43	n° 5	0,76	>0,51	>0,66	>0,17	n° 6	0,80			
44	n° 2	0,30	0,51	1,04	0,25	n° 3	0,58			
45	n° 2	0,30	0,44	0,76	0,18	n° 3	0,54	0,90	1,55	0,37

Simulation de la propagation de la fissure

Depuis l'encadrement des valeurs critiques de D_{CL} , des tentatives de simulation de l'unique passe de fluotournage du tube 42 ont été faites dans le but de simuler la propagation, puis la multiplication, des fissures longitudinales (telles qu'illustrées sur la figure 4.11a) par la méthode du « *kill element* », comme proposé par BOUCHARD [2005]. Cette méthode consiste à supprimer un élément du maillage dès lors que son paramètre d'endommagement atteint la valeur critique. Pour cette technique, la propagation n'a donc lieu que si les éléments voisins de celui supprimé sont, à l'incrément de temps suivant, eux aussi supprimés. Or, ceci n'a lieu que si la distribution de l'endommagement est assez uniforme et surtout si le fait de supprimer un élément augmente l'endommagement de ses voisins. Cette méthode n'est donc efficace que si le chargement mécanique varie peu entre deux incréments.

Or, en fluotournage, cette charge change à chaque incrément à cause de la cinématique des outils, et principalement de la rotation du mandrin (cf. §3.2.4 p. 113). Ainsi, toutes les tentatives de simulation de la fissuration ont été vaines, le *kill element* ne résultant qu'en des suppressions éparses d'éléments du maillage, formant finalement un tube poreux plutôt que fissuré. Pour stabiliser ce phénomène, des pas de temps dt extrêmement courts seraient nécessaires pour exécuter un nombre suffisant de *kill element* tout en conservant une direction du chargement quasiment constante.

4.4 Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre, l'influence des conditions opératoires sur la microstructure du TA6V ELI a d'abord été étudiée. Cette analyse a permis de conclure que des phénomènes microscopiques inhabituels (notamment le maillage) se produisaient lors du fluotournage. Cette occurrence peut expliquer la sensibilité exceptionnellement élevée à la vitesse de déformation du matériau, rapportée au chapitre précédent. De plus, ce maillage permet aussi d'expliquer les mécanismes à l'origine de la très forte fragmentation des grains, en particulier pour de très grandes valeurs du taux de rétreint, telles que celles atteintes industriellement (voir partie 2.3.2, page 59). Toutefois, les informations relatives à la microstructure résultante restent incomplètes du fait des difficultés d'analyse, pour l'EBSD notamment, inhérentes aux matériaux légers très écrouis. Des analyses plus précises, en MET par exemple, permettraient de mieux caractériser la structure interne des grains (densité de dislocations) autant que les joints de grains.

L'influence de la microstructure initiale et celle de la nuance de TA6V sur les efforts de mise en forme ont été étudiées. Il est apparu que la structure équiaxe de la nuance ELI était la plus favorable au fluotournage. Dans le cas du fluotournage du TA6V STD, il semblerait que le recuit β , résultant en une structure lamellaire, permette d'augmenter la fluotournabilité puisque les efforts de fluotournage ont ainsi été réduits de 5 % en moyenne.

Il a été montré dans ce chapitre que l'utilisation seule du taux de rétreint ne permettait pas d'anticiper un quelconque échec du procédé, puisqu'aucune valeur critique de $t\%$ n'a pu être déterminée. De surcroît, les essais ont montré qu'un moyen d'augmenter le taux de rétreint sans risque de fissuration était d'accompagner cette augmentation d'un accroissement de l'avance par tour. Ces deux accroissements résultant nécessairement en une très forte augmentation de la vitesse de déformation, la vitesse de rotation du mandrin devait alors être diminuée. De plus, il est important de noter que l'accroissement de l'avance par tour s'accompagne d'une forte augmentation des efforts de fluotournage (cf. §3.1.3 p. 102) ; ainsi, une valeur trop élevée de l'avance par tour peut résulter en un flambage de la préforme ou une détérioration des outils.

Afin d'obtenir un moyen prédictif de la fissuration, l'efficacité de certaines lois d'endommagement a été évaluée en simulant les essais effectués jusqu'à rupture. Il semble

donc que le paramètre de **COCKCROFT et LATHAM** soit le plus efficace pour anticiper la fissuration longitudinale, avec une valeur critique comprise entre 0,67 et 0,78.

4.5 Références

- ARMSTRONG, R. W. 2014, «Bertram hopkinson's pioneering work and the dislocation mechanics of high rate deformations and mechanically induced detonations», *Philosophical Transactions of the Royal Society of London A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, vol. 372, n° 2015, doi :10.1098/rsta.2013.0181, ISSN 1364-503X, 1471-2962. URL <http://royalsocietypublishing.org/content/372/2015/20130181>. [page 149]
- BONORA, N., D. GENTILE, A. PIRONDI et G. NEWAZ. 2005, «Ductile damage evolution under triaxial state of stress : theory and experiments», *International Journal of Plasticity*, vol. 21, n° 5, doi :<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2004.06.003>, p. 981 – 1007, ISSN 0749-6419. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641904001159>. [page 160]
- BOUCHARD, P.-O. 2005, «Damage and discrete crack propagation modelling : Some results and challenges for 2d and 3d configurations», dans *ICF11 - International Conference on Fracture*, Turin, Italy, p. 6 pages. URL <https://hal-mines-paristech.archives-ouvertes.fr/hal-00581798>. [page 167]
- CHANG, S.-C., C.-A. HUANG, S.-Y. YU, Y. CHANG, W.-C. HAN, T.-S. SHIEH, H.-C. CHUNG, H.-T. YAO, G.-D. SHYU, H.-Y. HOU, C.-C. WANG et W.-S. WANG. 1998, «Tube spinnability of AA 2024 and 7075 aluminum alloys», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 80-81, n° 0, doi :10.1016/S0924-0136(98)00174-5, p. 676–682, ISSN 0924-0136. [page 157]
- COCKCROFT, M. et D. LATHAM. 1968, «Ductility and the workability of metals», *Journal of the Institute of Metals*, vol. 96, n° 1, p. 33–39. [page 160, 162, 166, 167, 169]
- COGHE, F., W. TIRRY, L. RABET, D. SCHRYVERS et P. VAN HOUTTE. 2012, «Importance of twinning in static and dynamic compression of a Ti-6Al-4V titanium alloy with an equiaxed microstructure», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 537, n° 0, doi :10.1016/j.msea.2011.12.047, p. 1–10, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509311014286>. [page 148]
- FOLLANSBEE, P. S. et G. T. GRAY. 1989, «An analysis of the low temperature, low and high strain-rate deformation of Ti-6Al-4V», *Metallurgical Transactions A*, vol. 20, doi :10.1007/BF02651653, p. 863–874, ISSN 0360-2133, 1543-1940. URL <http://www.springerlink.com/content/h2027313141616t2/>. [page 148, 149]
- GOUVEIA, B., J. RODRIGUES et P. MARTINS. 2000, «Ductile fracture in metalworking : experimental and theoretical research», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 101, n°

1–3, doi :[http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(99\)00449-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(99)00449-5), p. 52 – 63, ISSN 0924-0136. [page 160]

GURSON, A. L. 1977, «Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : Part i—yield criteria and flow rules for porous ductile media», *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 99, n° 1, doi :10.1115/1.3443401, p. 2–15, ISSN 0094-4289. URL <http://dx.doi.org/10.1115/1.3443401>. [page 160]

KO, D.-C. et B.-M. KIM. 2000, «The prediction of central burst defects in extrusion and wire drawing», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 102, n° 1-3, doi :10.1016/S0924-0136(99)00461-6, p. 19–24, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013699004616>. [page 160]

KURUKURI, S., M. J. WORSWICK, D. G. TARI, R. K. MISHRA et J. T. CARTER. 2014, «Rate sensitivity and tension–compression asymmetry in AZ31b magnesium alloy sheet», *Philosophical Transactions of the Royal Society of London A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, vol. 372, n° 2015, doi :10.1098/rsta.2013.0216, ISSN 1364-503X, 1471-2962. URL <http://royalsocietypublishing.org/content/372/2015/20130216>. [page 149]

LEE, D.-G., S. LEE et C. S. LEE. 2004, «Quasi-static and dynamic deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy containing fine α_2 -Ti₃Al precipitates», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 366, n° 1, doi :10.1016/j.msea.2003.08.061, p. 25–37, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509303008189>. [page 157]

LEMAITRE, J. 1985, «A continuous damage mechanics model for ductile fracture», *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 107, n° 1, p. 83–89. [page 160]

MIRAHMADI, S., M. HAMEDİ et M. HABIBI PARSA. 2014, «Investigation of microstructural uniformity during isothermal forging of Ti-6Al-4V», *Journal of Materials Engineering and Performance*, doi :10.1007/s11665-014-1221-3, p. 1–10, ISSN 1059-9495. URL <http://dx.doi.org/10.1007/s11665-014-1221-3>. [page 167]

MKADDEM, A., R. HAMBLI et A. POTIRON. 2004, «Comparison between gurson and lemaître damage models in wiping die bending processes», *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 23, n° 5-6, doi :10.1007/s00170-003-1701-3, p. 451–461, ISSN 0268-3768. URL <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-003-1701-3>. [page 160]

NICOLAOU, P., R. GOETZ, J. MILLER et S. SEMIATIN. 2003, «The effect of stress state on cavity initiation during hot working of Ti-6Al-4V», *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34, n° 10, doi :10.1007/s11661-003-0302-y, p. 2397–2400, ISSN 1073-5623. URL <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-003-0302-y>. [page 167]

- OYANE, M. 1972, «Criteria of ductile fracture strain», *Bulletin of JSME*, vol. 15, n° 90, p. 1507–1513. [page 160, 162, 166, 167]
- PEIRS, J., P. VERLEYSSEN et J. DEGRIECK. 2011, «Experimental study of the influence of strain rate on fracture of Ti-6Al-4V», *Procedia Engineering*, vol. 10, n° 0, doi :<http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.385>, p. 2336 – 2341, ISSN 1877-7058. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S187770581100573X>, 11th International Conference on the Mechanical Behavior of Materials (ICM11). [page 160]
- PRASAD, Y., T. SESHACHARYULU, S. MEDEIROS et W. FRAZIER. 2001, «Influence of oxygen content on the forging response of equiaxed ($\alpha + \beta$) preform of Ti-6Al-4V : commercial vs. ELI grade», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 108, n° 3, doi :10.1016/S0924-0136(00)00832-3, p. 320–327, ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013600008323>. [page 152, 157]
- RAJAN, K. M. et K. NARASIMHAN. 2001, «An investigation of the development of defects during flow forming of high strength thin wall steel tubes», *Practical Failure Analysis*, vol. 1, n° 5, doi :10.1007/BF02715366, p. 69–76, ISSN 1529-8159. [page 158]
- RICE, J. R. et D. M. TRACEY. 1969, «On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields», *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 17, n° 3, p. 201–217. [page 160, 162, 166, 167]
- SEMIATIN, S., J. THOMAS et P. DADRAS. 1983, «Processing-microstructure relationships for Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si», *Metallurgical Transactions A*, vol. 14, n° 11, doi :10.1007/BF02663312, p. 2363–2374, ISSN 0360-2133. URL <http://dx.doi.org/10.1007/BF02663312>. [page 155]
- SEN, I. et U. RAMAMURTY. 2010, «High-temperature (1023 K to 1273 K) plastic deformation behavior of B-Modified Ti-6Al-4V alloys : Temperature and strain rate effects», *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 41, doi :10.1007/s11661-010-0352-x, p. 2959–2969, ISSN 1073-5623, 1543-1940. URL <http://www.springerlink.com/content/p7240825126htgmw/>. [page 155]
- SESHACHARYULU, T., S. MEDEIROS, W. FRAZIER et Y. PRASAD. 2002, «Microstructural mechanisms during hot working of commercial grade Ti-6Al-4V with lamellar starting structure», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 325, n° 1–2, doi :10.1016/S0921-5093(01)01448-4, p. 112–125, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509301014484>. [page 155, 156]
- SESHACHARYULU, T., S. MEDEIROS, J. MORGAN, J. MALAS, W. FRAZIER et Y. PRASAD. 2000, «Hot deformation and microstructural damage mechanisms in extra-low interstitial (ELI) grade Ti-6Al-4V», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 279, n° 1–2, doi :10.1016/

S0921-5093(99)00173-2, p. 289–299, ISSN 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509399001732>. [page 156]

YAPICI, G. G., I. KARAMAN et Z.-P. LUO. 2006, «Mechanical twinning and texture evolution in severely deformed Ti-6Al-4V at high temperatures», *Acta Materialia*, vol. 54, n° 14, doi :10.1016/j.actamat.2006.04.007, p. 3755–3771, ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645406002825>. [page 148]

Conclusions générales et perspectives

« Et voila le résultat ! »

Julien Barthélémy

Résultats

Le fluotournage constitue une excellente alternative aux procédés conventionnels pour la fabrication de tubes fins (extrusion, usinage etc.) car il résulte en une forte fragmentation des grains, donc un gain notable en termes de propriétés mécaniques. Dans le cas d'une application aéronautique, cette augmentation permet une réduction des épaisseurs requises à la tenue mécanique des pièces, donc un gain direct sur la masse embarquée.

La difficulté inhérente à ce procédé réside en l'évaluation de la déformation réellement appliquée à la matière, du fait de la complexité de la cinématique, donc de l'écoulement. D'après la déformation et la texture cristallographique obtenues après fluotournage, une approche simplifiée consiste à considérer l'écoulement à l'échelle macroscopique comme du laminage suivant une direction proche de la direction longitudinale. Mais le moyen le plus efficace pour l'évaluation de cet écoulement reste bien sûr l'utilisation de la simulation numérique.

Grâce à l'utilisation d'un fluotour simplifié (c'est-à-dire n'utilisant qu'une seule molette) et instrumenté, l'influence des paramètres de fluotournage sur les efforts de mise en forme et sur la microstructure résultante a été étudiée. Il a ainsi été établi que la fragmentation constatée lors du fluotournage du TA6V était due à une activité de maclage inhabituelle, induite par les fortes contraintes de compression entre les molettes et le matériau fluotourné.

Ce maclage donne au matériau fluotourné un comportement tout aussi inhabituel, qui requiert donc des moyens spécifiques pour l'identification. Une loi de comportement *ad hoc* a donc été déterminée depuis les essais expérimentaux, mettant en évidence une forte sensibilité à la vitesse de déformation. Cette dernière est donc critique du point de vue des paramètres du procédé, puisqu'elle a une influence directe sur les efforts de fluotournage, donc sur les risques de surcharge pouvant donner lieu à l'échec du fluotournage (flambage de la préforme, rupture de l'échantillon) voire un endommagement du matériel (fissuration

du mandrin, usure des molettes). Cette loi de comportement permet d'anticiper ces risques, puisqu'un critère de rupture a été établi sur le TA6V [ELI](#).

L'étude a principalement porté sur cette nuance, et notamment sur le TA6V [ELI](#) à structure équiaxe car c'est cette configuration qui permet la plus grande fluotournabilité. Afin de pouvoir augmenter encore le taux de rétreint de cet alliage, un traitement thermique intermédiaire a été proposé entre les différentes passes de fluotournage.

Perspectives de travaux

Des analyses en [MET](#) permettraient de quantifier les mécanismes microstructuraux, tels que le maclage et le glissement des dislocations, et de caractériser très finement la microstructure obtenue par fluotournage. Par ailleurs, si la texture cristallographique obtenue après fluotournage a été analysée, l'influence des paramètres du procédé sur cette texture n'a pas pu être quantifiée. Ainsi, une étude exhaustive de la texture suivant les conditions de mise en forme serait à prévoir.

De plus, il a été rapporté que les contraintes résiduelles introduites par le procédé étaient très fortes, mais celles-ci n'ont pu être totalement quantifiées, du fait de la complexité de l'état de contrainte et de la géométrie des pièces fluotournées. Or ces contraintes jouent un rôle important (favorable ou défavorable) sur la tenue en service des pièces aéronautiques. Des mesures plus précises, par [DRX](#) par exemple, sur un ensemble de pièces fluotournées permettraient d'évaluer l'influence de paramètres de fluotournage sur les contraintes résiduelles.

La simulation numérique d'un tel procédé reste très coûteuse, du point de vue du temps de calcul autant que du stockage des résultats. Un modèle semi-analytique (par exemple basé sur un ensemble de cas de référence) permettant un calcul rapide des efforts de mise en forme, de la déformation et du paramètre d'endommagement pour un jeu de paramètres donné serait donc d'un grand intérêt.

Enfin, d'autres essais de fluotournage devraient être effectués dans le but d'enrichir la loi de comportement identifiée pour le procédé. En effet, celle-ci reste pour l'heure relativement élémentaire, puisqu'elle suppose, entre autres, que la température n'a pas d'influence sur la sensibilité à la vitesse de déformation ni sur l'écrouissage. Ce dernier devrait par ailleurs être optimisé, par exemple pour prendre en compte un éventuel adoucissement. Pour cela, une large campagne de fluotournage devrait être réalisée avec des valeurs croissantes de la profondeur de passe afin d'évaluer plus précisément l'influence de ce paramètre (donc de la déformation appliquée) sur les efforts de mise en forme (donc sur la contrainte d'écoulement).

Annexe A

Figures annexes

A.1 Cristallographie

A.1.1 Coincidence Site Lattice (CSL)

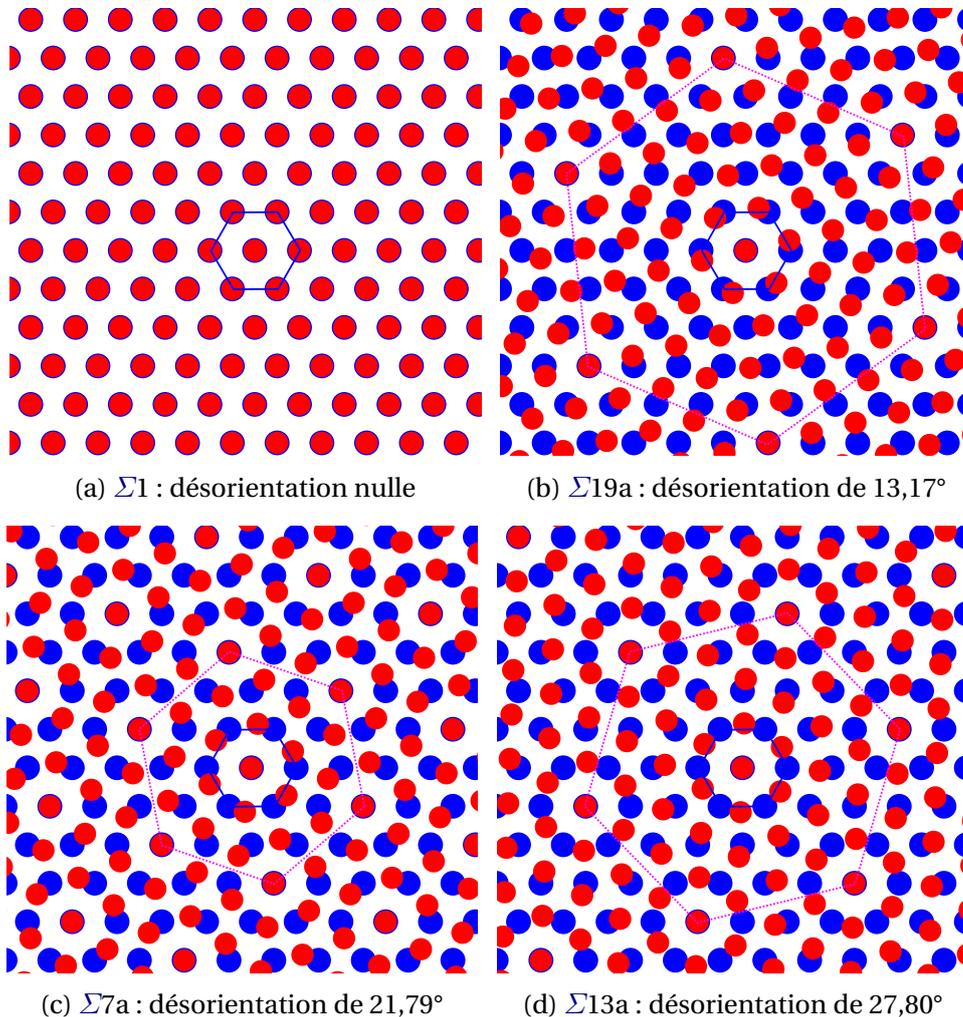


FIGURE A.1 – Illustration simple d’une CSL : cas d’une rotation autour de la direction $[0001]$ d’une maille hexagonale. Chaque cercle représente un atome, les deux couleurs indiquant les altitudes différentes. La désorientation est donnée directement par la rotation imposée au réseau rouge par rapport au réseau bleu. Pour une désorientation nulle, le réseau reste entièrement cohérent (a), en faisant progressivement augmenter la désorientation, des franges de Moirée apparaissent, et certains sites deviennent cohérents (a, b et c). On peut alors reconstruire une « superstructure » depuis ces sites (indiquée en pointillés). Le rapport des volumes de cette superstructure et de la structure cristalline élémentaire (indiquée en traits pleins) donne la valeur de la CSL.

A.1.2 Texture

Une figure de pôles discrète s’obtient par projections d’une orientation (ou d’un nombre fini d’orientations) dans un plan de référence, tel qu’illustré figure A.2. Pour obtenir une distribution continue (courbes de niveau ou densité), il faut d’abord calculer une ODF, qui consiste en une distribution gaussienne autour de chaque point.

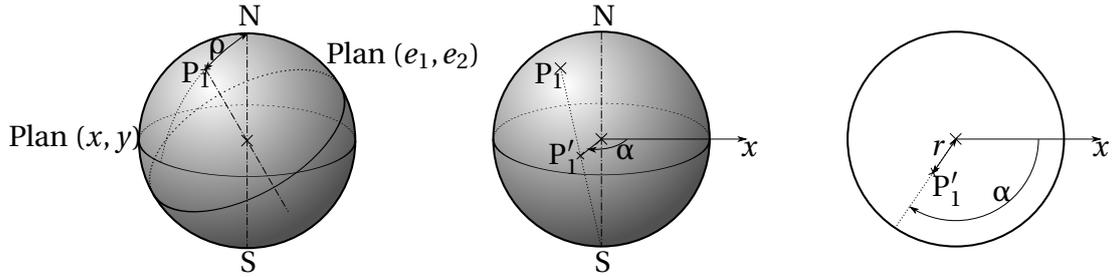


FIGURE A.2 – Construction d’une figure de pôles discrète en projection stéréographique : l’intersection d’une direction avec la sphère de référence (en P_1) est projetée sur le plan médian (en P'_1) suivant la direction formée par P_1 et le pôle opposé. La figure de pôles est donnée par la position du point P'_1 dans le plan médian.

A.2 Interférométrie optique

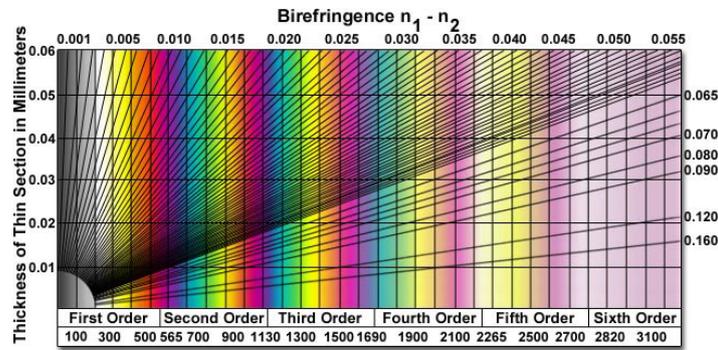


FIGURE A.3 – Diagramme de biréfringence de Michel–Levy. La couleur visible par réflexion d’une lame mince éclairée en lumière blanche est donnée en fonction de l’épaisseur de la lame (en ordonnées) et de l’indice de biréfringence de cette lame (droites obliques). Source : <http://www.olympusmicro.com/primer/techniques/polarized/michel.html>

A.3 Usinage des préformes

Les préformes ont été usinées depuis un lopin Ø100 de TA6V, fourni par Timet. Cet usinage a été effectué par tournage puis par fraisage (pour réaliser la rainure de clavette). Une attention particulière a été portée sur l’état de surface intérieur et extérieur des tubes, afin de réduire les frottements avec les outils.

A.4 Géométries

Afin de simplifier le paramétrage de la géométrie de la molette, on peut définir le rayon de face avant (R_f) et le rayon de face arrière (R_b) comme suit :

$$R_f = R + r \cdot (\cos(\alpha) - 1) - (L_f - r \sin(\alpha)) \cdot \tan(\alpha) - r_f \cdot \tan\left(\frac{\pi}{4} - \frac{\alpha}{2}\right) \quad (\text{A.1a})$$

$$R_b = R + r \cdot (\cos(\gamma) - 1) - (L_b - r \cdot \sin(\gamma)) \cdot \tan(\gamma) \quad (\text{A.1b})$$

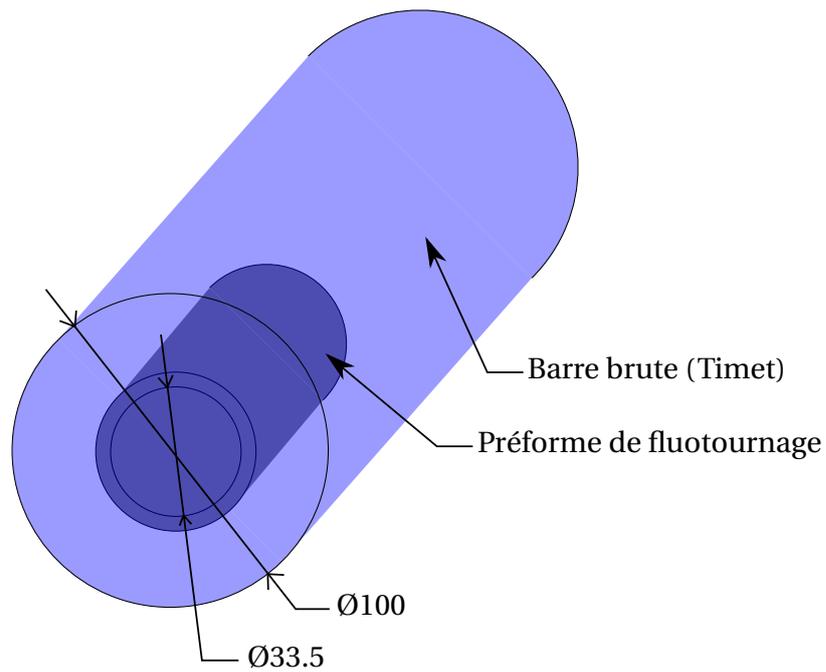


FIGURE A.4 – Illustration de l’usinage des préformes de fluotournage (chapitres 3 et 4) depuis un lopin brut fourni par Timet.

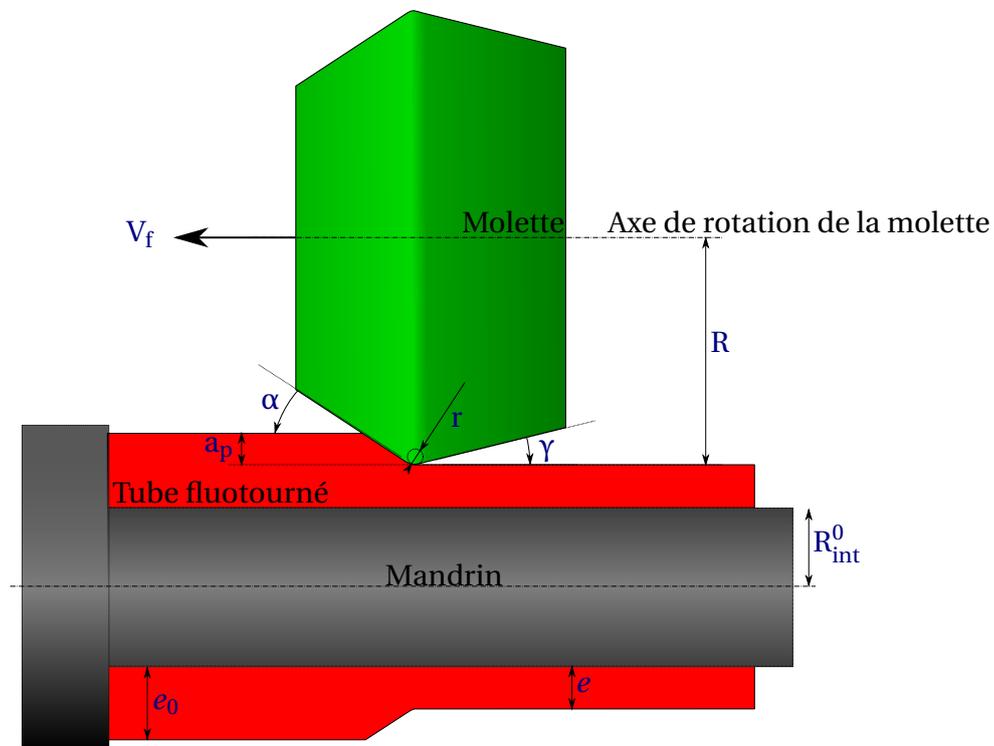


FIGURE A.5 – Illustration des différentes notations utilisées pour caractériser les géométries : angle d’attaque (α), angle de dépouille (γ), rayon effectif (R), rayon de congé (r) profondeur de passe (a_p), épaisseur initiale et résultante (e_0 et e), rayon intérieur initial (R_{int}^0).

Il est ainsi possible de définir tous les points nécessaires à la génération de géométrie de la molette, tel que résumé sur la figure A.6.

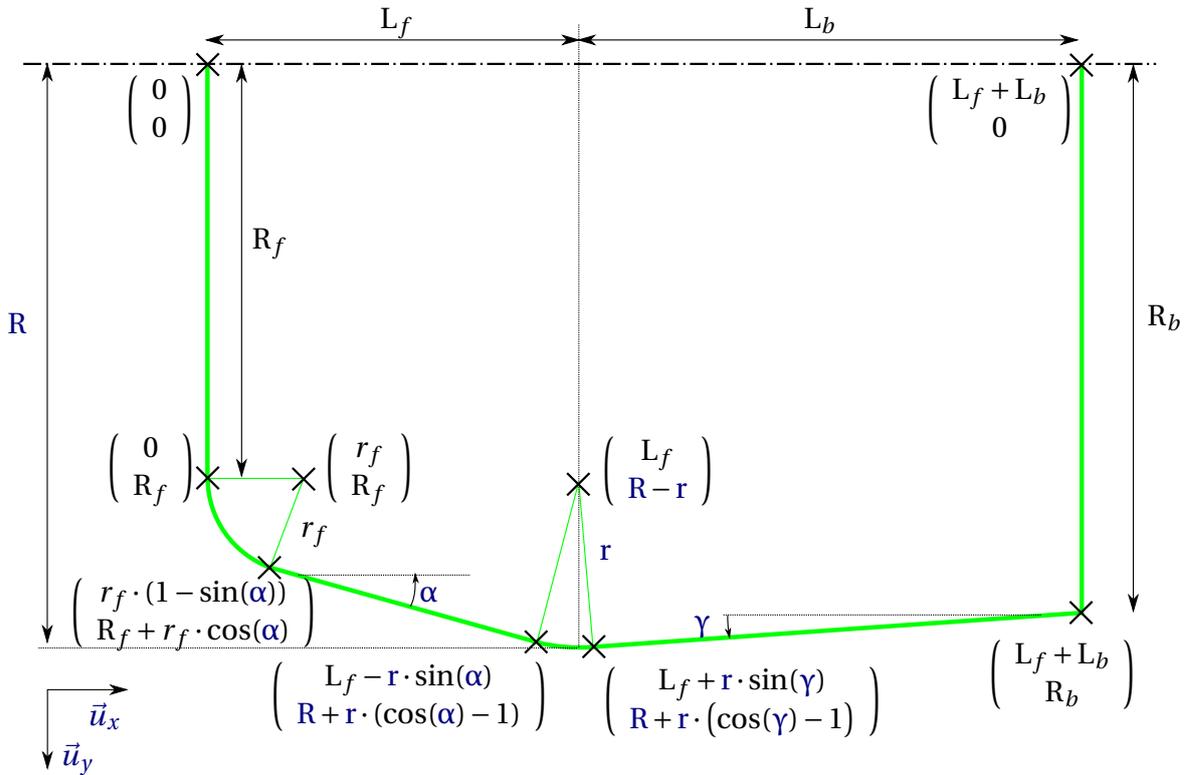


FIGURE A.6 – Coordonnées analytiques des points de construction pour la géométrie de la molette en fonction des dimensions de la molette. r_f , L_f et L_b correspondent respectivement au rayon de congé entre la face avant et le cône d'attaque, à la longueur d'attaque et à la longueur de dépouille. Les rayons de face avant et de face arrière (respectivement R_f et R_b) sont donnés par les équations (A.1).

Annexe B

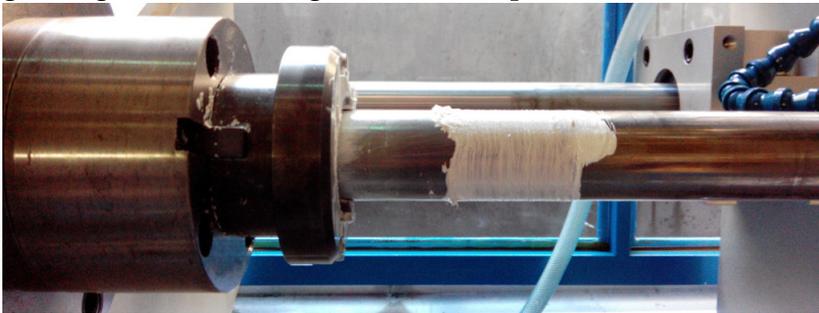
Mise en place des essais de fluotournage

B.1 Procédure

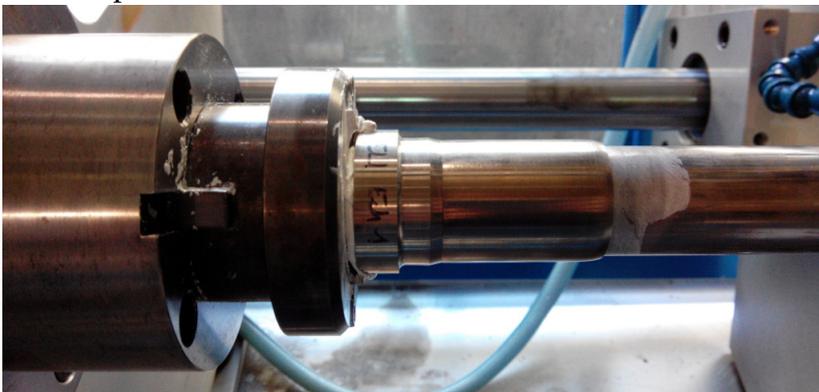
Cette section décrit, étape par étape, la méthode utilisée pour la mise en place de chaque essai de fluotournage. Pour le réglage de la lunette, la longueur de la zone fluotournée (ℓ) doit être calculée. Soient d l'avance programmée, $D_{\text{ext},0}$ le diamètre initial extérieur et $D_{\text{int},0}$ le diamètre initial intérieur. La valeur maximale de ℓ peut alors se déduire de la profondeur de passe a_p :

$$\ell = \frac{D_{\text{ext},0}^2 - D_{\text{int},0}^2}{(D_{\text{ext},0} - 2a_p)^2 - D_{\text{int},0}^2} \cdot d \quad (\text{B.1})$$

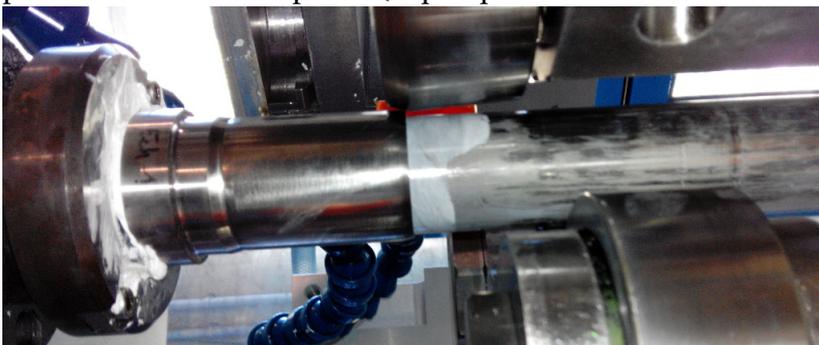
1. nettoyage des outils : au papier de verre (grains 500) pour éviter toute pollution due à un fluotournage antérieur. Les outils doivent par la suite être frottés au chiffon pour enlever tous les grains détachés du papier de verre.
2. graissage du mandrin (graisse fournie par ROXEL)



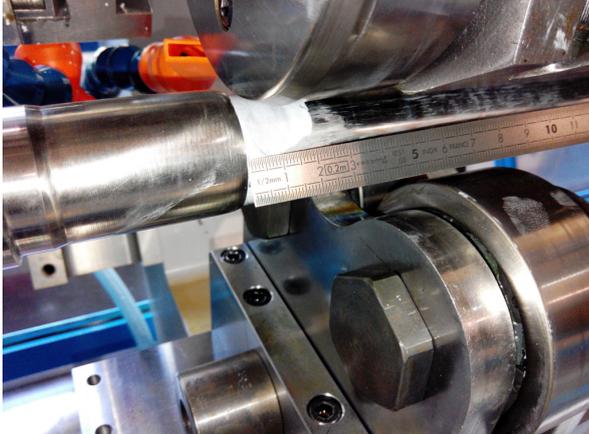
3. mise en position de l'échantillon



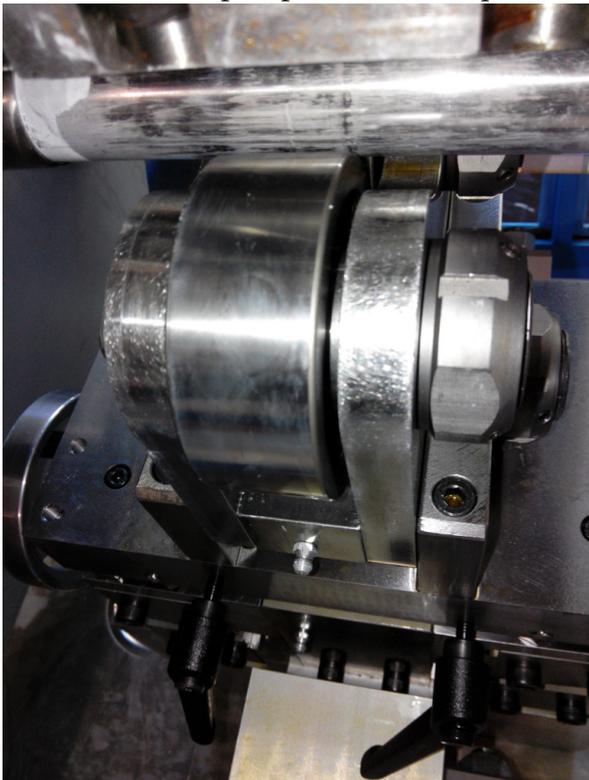
4. mise en position grossière de la molette, à une dizaine de millimètres de la pièce
5. réglage de la profondeur de passe (a_p)
6. positionnement axial précis (à quelques millimètres de l'extrémité du tube)



7. positionnement axial de la lunette : la distance entre la face des molettes et l'extrémité de la préforme doit être supérieure à ℓ^1



8. verrouillage de la lunette, pour empêcher sa dérive lors du fluotournage
9. mise en contact de la lunette sur le mandrin : il doit y avoir entraînement des molettes lorsque l'on fait tourner le mandrin, sans toutefois que l'effort appliqué sur le mandrin soit trop important (au risque de le faire fléchir)



10. tarage des cellules d'effort
11. avance manuelle jusqu'à un effort axial de 200 N
12. repliage des poignées de la lunette et de la molette
13. fermeture et condamnation des portes coulissantes
14. paramétrage du logiciel de pilotage

1. Son calcul reste théorique, puisque la valeur effective de a_p est très souvent très inférieure à la valeur programmée, voir §3.1.4 p. 107.

15. mise en route de la lubrification²
16. lancement de l'enregistrement des efforts
17. lancement du cycle
18. arrêt de l'enregistrement
19. arrêt de la lubrification
20. décondamnation et ouverture des portes coulissantes
21. dégagement vertical de la molette
22. dégagement vertical de la lunette

En cas de serrage du tube sur le mandrin, il faut alors utiliser le dévêtitseur :

- fermeture et condamnation des portes coulissantes
- avance manuelle jusqu'à la butée gauche
- décondamnation et ouverture des portes
- sortie du dévêtitseur
- fermeture et condamnation des portes coulissantes
- recul de la molette jusqu'à extraction complète

B.2 Loi de comportement macroscopique

L'objectif est d'utiliser une loi analytique permettant de prédire le couple, l'effort axial et l'effort radial maximal lors d'une opération de fluotournage, connaissant les conditions opératoires. Cette loi, basée sur les mesures expérimentales, permet d'évaluer les efforts *a priori* et sans utiliser de simulation numérique. On suppose que l'effort, noté F , dépend donc de e_0 , f , a_p et Ω .

B.2.1 Propriétés de la loi

La loi proposée doit vérifier les propriétés suivantes :

- continuité
- fonction croissante de f
- fonction croissante de a_p
- $F(a_p = 0) = 0$
- $F(a_p = e_0) = +\infty$
- $F(f = 0) \neq 0$

2. Le fait de mettre en route la lubrification après le lancement de cycle crée une chute de tension dans le dispositif, ce qui entraîne une erreur sur le variateur de la broche.

- quand e_0 augmente, l'influence de f diminue³

De plus, on supposera que la température est constante, donc que la sensibilité à la vitesse de déformation (m) est la même à l'échelle microscopique qu'à l'échelle macroscopique, c'est-à-dire que F est une fonction linéaire de Ω^m .

B.2.2 Type de loi proposée

On propose la loi suivante :

$$F(e_0, f, a_p, \Omega) = A \cdot (1 + f)^{\frac{B}{e_0}} \cdot \left(\frac{e_0}{e_0 - a_p} \right)^C \cdot \exp(D \cdot e_0) \cdot \Omega^m \quad (\text{B.2})$$

avec A , B , C et D des constantes à déterminer.

B.2.3 Identification des constantes

Soit, pour chaque essai i effectué avec les conditions opératoires $e_0^i, f^i, a_p^i, \Omega^i$ l'effort correspondant noté F^i . L'identification des constantes A , B , C , D et m consiste à chercher les valeurs de ces dernières qui minimisent la fonctionnelle suivante :

$$\mathcal{F}(A, B, C, D) = \sum_i \left(F(e_0^i, f^i, a_p^i, \Omega^i) - F^i \right)^2 \quad (\text{B.3})$$

La minimisation de cette fonctionnelle nécessite un algorithme d'optimisation. C'est la fonction `lsqnonlin` de MATLABTM qui a été utilisée ici. Les valeurs des différentes constantes, calculées depuis tous les essais de fluotournage sur TA6V ELI en une passe donnent ainsi :

- pour l'effort radial : $A=4159$ N, $B=2,56$, $C=2,08$ et $D=0,317$
- pour l'effort axial : $A=530,5$ N, $B=2,81$, $C=2,82$ et $D=0,402$
- pour le couple sur le mandrin : $A=0,512$ N·m, $B=8,03$, $C=3,70$ et $D=0,681$

Ce développement n'a toutefois pas été utilisé dans le cadre des présents travaux (la simulation numérique ayant été préférée).

3. Phénomène constaté lors de la campagne 4 (voir tableau 4.3 page 158).

Annexe C

Glossaire

clivage Aptitude de certains minéraux à se fracturer selon des surfaces planes dans des directions privilégiées lorsqu'ils sont soumis à un effort mécanique. 89

loi de Hall et Petch Loi empirique qui lie la limite élastique (σ_y) à la taille moyenne de grains (d) : $\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}}$, avec k et σ_0 des constantes, . 68, 75, 83, 87

Kroll Solution pour l'attaque acide des alliages de titane : 6% de HNO_3 et 2% de HF dans de l'eau distillée. 57, 58, 61

procédé Mannesmann Ou *rotary tube piercing*. Mis au point par Mannesmann AG, c'est un procédé de mise en forme à chaud pour la fabrication de tubes épais sans soudure : une billette cylindrique est logée entre deux molettes convexes en rotation. Au fur et à mesure que la billette avance, les frottements avec les molettes créent des contraintes de traction au centre de la billette, jusqu'à apparition d'un vide au centre de cette dernière. Ce vide est alors maintenu grâce à un contre-mandrin tandis que la billette continue d'avancer, créant ainsi un cylindre creux autour du contre-mandrin. 33–35

mécanisme d'Orowan Un précipité bloque une ligne de dislocation, qui va se refermer de plus en plus sur elle-même en tentant de cisailier et contourner le précipité jusqu'à se refermer totalement, formant ainsi une nouvelle ligne de dislocation devant le précipité tout en laissant une petite dislocation autour de lui. 18

recristallisation primaire Processus discontinu de formation de nouveaux grains dans un matériau écroui, donnant naissance à des zones non déformées par « nucléation ». On l'appelle primaire par opposition à la recristallisation secondaire, aussi appelée croissance anormale de grains. 24, 29, 68

Rutile Espèce minérale composée de dioxyde de titane (TiO_2) et de traces de fer. 54

Méthode de Taguchi Du nom de son inventeur, Genichi Taguchi, méthode de réduction du nombre d'essais d'un plan d'expérience par l'analyse de la sensibilité moyenne d'une fonction à ses différentes variables. 39

structure de Widmanstätten Enchevêtrement de colonies de lamelles parallèles.. 18

Caractérisation et modélisation du procédé de fluotournage inverse à froid du TA6V

RÉSUMÉ : Le fluotournage est un procédé de fabrication de tubes sans soudure par déformation plastique à froid. Il consiste à réduire l'épaisseur d'une préforme tubulaire montée sur un mandrin en utilisant plusieurs molettes en translation parallèlement au tube. Grâce à la conicité des molettes, l'épaisseur du tube diminue, donc celui-ci s'allonge dans la direction de fluotournage.

Le TA6V est un alliage de titane de type $\alpha - \beta$. Ses très bonnes propriétés mécaniques et sa faible densité en font l'alliage de titane le plus utilisé dans l'industrie aéronautique. Toutefois, le fluotournage d'un tel alliage représente un vrai défi, car il est connu pour avoir une faible ductilité à température ambiante.

Afin d'optimiser les conditions opératoires, permettant ainsi de très grandes déformations du TA6V, le matériau fluotourné a d'abord été analysé, tant du point de vue microscopique (MEB, EBSD) que macroscopique (propriétés mécaniques). De plus, un fluotour expérimental instrumenté a été conçu afin d'analyser les mécanismes de déformation lors de la mise en forme. Celui-ci a permis d'identifier les phénomènes microstructuraux à l'origine de la déformation et de déterminer une loi de comportement valide pour la simulation numérique. Cette dernière a enfin servi à l'optimisation des conditions opératoires.

Mots clés : fluotournage, déformation plastique, titane, TA6V, microstructure, simulation numérique

Characterization and modelling of backward cold flowforming of Ti-6Al-4V

ABSTRACT: Flowforming is a means to produce seamless tubes by plastic deformation at room temperature. It consists in a tubular part, mounted on a mandrel, and a couple of rollers. While the mandrel is rotating, the roller translate along the tube axis. Because of the conical shape of the roller, the tube thickness reduces by cold plastic deformation, thus the tube elongates. Thanks to the high compressive stresses and to the incremental nature of the deformation process, flowforming can lead to a high thickness reduction and thus to high elongation of the deformed tubes.

Ti-6Al-4V (also known as Ti64) is an $\alpha - \beta$ titanium alloy. Because of its high strength and its low density, Ti64 is the most widely used titanium alloy in aerospace industry. Nevertheless, flowforming of this alloy is a great challenge, considering its well known poor ductility at room temperature.

In order to increase the "tube spinnability" of Ti64, first the flowformed material has been extensively investigated at microscopic scale (SEM, EBSD) as well as at macroscopic scale (mechanical properties). In addition, an experimental flowforming machine, equipped with load sensors, has been designed. It has provided valuable informations about the strain mechanism occurring during flowforming; furthermore, this experimental set-up has allowed to build an adequate constitutive law for the plastic flow. Then, this law has been used to optimize the processing parameter, in order to avoid failure during the process.

Keywords: flowforming, cold plastic deformation, titanium, Ti-6Al-4V, microstructure, numerical simulation