

THESE DE DOCTORAT DE

L'UNIVERSITE D'ANGERS
COMUE UNIVERSITE BRETAGNE LOIRE

*ECOLE DOCTORALE N° 602
Sciences pour l'Ingénieur
Spécialité : Mécanique des solides, des matériaux et des surfaces*

Par

Houssemeddine BEN BOUBAKER

Développement d'une modélisation à l'échelle cristalline d'un alliage de titane pour la simulation de l'usinage

Thèse présentée et soutenue à Angers, le 18/10/2019

Unité de recherche : Laboratoire Angevin de Recherche en Ingénierie des Systèmes
Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion

Thèse N° :

Rapporteurs avant soutenance:

Moukrane Dehmas	Professeur des universités	ENSIACET
Tarek Mabrouki	Professeur des universités	ENI Tunis

Composition du Jury :

Albert Tidu	Professeur des universités	Université de Lorraine
Katia Mocellin	Maitre de recherche HDR	Mines ParisTech
Charles Mareau	Maitre de conférences	Arts et Métiers
Yessine Ayed	Maitre de conférences	Arts et Métiers
Co-directeur de thèse		
Guenael Germain	Professeur des universités	Arts et Métiers
Directeur de thèse		
Fabrice Guérin	Professeur des universités	Polytech Angers
Invité		
Yvon Millet	Responsable R&D	TIMET

L'auteur du présent document vous autorise à le partager, reproduire, distribuer et communiquer selon les conditions suivantes :



- Vous devez le citer en l'attribuant de la manière indiquée par l'auteur (mais pas d'une manière qui suggérerait qu'il approuve votre utilisation de l'œuvre).
- Vous n'avez pas le droit d'utiliser ce document à des fins commerciales.
- Vous n'avez pas le droit de le modifier, de le transformer ou de l'adapter.

Consulter la licence creative commons complète en français :
<http://creativecommons.org/licences/by-nc-nd/2.0/fr/>

Ces conditions d'utilisation (attribution, pas d'utilisation commerciale, pas de modification) sont symbolisées par les icônes positionnées en pied de page.



A mes deux soleils :

ma mère Faouzia et ma femme Sonia

pour leur compréhension et leur soutien

Le travail présenté par ce mémoire résulte d'une collaboration entre le Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion (LAMPA), de l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers et le Laboratoire Angevin de Recherche en Ingénierie des Systèmes (LARIS) de Polytech Angers. Cette thèse a reçu un financement de la part d'Angers Loire Métropole, que je remercie.

Ce travail témoigne le recueil d'un travail collaboratif dont de nombreuses personnes ont contribué à sa progression. Mes remerciements s'adressent en premier lieu à mes deux directeurs de thèse Fabrice Guérin et Guenael Germain pour leur disponibilité, leur confiance et la grande autonomie qui m'a été accordée. Cette aventure enrichissante n'aurait jamais vu le jour sans toi Guenael, j'aimerais te remercier particulièrement pour ta confiance, ton encouragement, ta vision pragmatique et stratégique et tes sollicitations pour la valorisation de ce travail.

Parce que leur présence pendant ces trois ans de thèse a rendu la progression de ce travail plus rapide et l'aboutissement plus facile, j'exprime ma profonde reconnaissance à mes encadrants Yessine Ayed et Charles Mareau. Je mettrai en valeur l'étendue de leurs connaissances, leur soutien scientifique, leur exigence et leur disponibilité.

Pour l'intérêt porté à ce travail ainsi que l'échange constructif pendant la période de discussion, je remercie les membres du jury. Un grand merci à Albert Tidu de m'avoir fait l'honneur de présider le jury avec beaucoup de dynamisme et d'humour. Je remercie Tarek Mabrouki et Moukrane Dehmas pour avoir accepté de rapporter ce travail, pour avoir analysé ce mémoire avec un grand soin et pour avoir apporté leurs avis d'experts. Je souhaiterais adresser de chaleureux mercis à Katia Mocellin en tant qu'examinatrice et Yvon Millet, en tant qu'invité industriel de cette thèse.

J'adresse un grand merci pour les personnels techniques et administratifs de l'ENSAM pour leur contribution à l'aboutissement de ce travail. Puisqu' il n'y a de plus beau dans une aventure que le chemin parcourus, je remercie mes collègues thésards pour leur humour et leur soutien constant.

Pour le soutien qu'ils m'ont accordé tout au long de mes études, je remercie infiniment mes parents, mes grands-parents ainsi que mon petit frère et ma chère sœur. Parce que le destin nous offre souvent d'excellents compagnons de route, je remercie ma petite fillette, ma petite sœur et ma petite amie Sana.

Pour sa présence à mes côtés, pour m'avoir supportée tout au long de mes études universitaires, un grand merci à Sonia.

Table des matières

1	État de l'art sur la formation du copeau en usinage des alliages de titane	6
1.1	Le titane et ses alliages	7
1.1.1	Généralités sur les alliages de titane	7
1.1.2	L'alliage Ti17	11
1.2	Processus de formation du copeau	12
1.2.1	Zones de coupe	14
1.2.2	Morphologies des copeaux	15
1.2.3	Techniques expérimentales en usinage	18
1.3	Modélisation numérique de la formation du copeau	22
1.3.1	Méthodes numériques	22
1.3.2	Échelles caractéristiques de modélisation	25
1.3.3	Matériaux homogènes	26
1.3.4	Matériaux hétérogènes	30
1.4	Conclusions partielles	34
2	Étude expérimentale du comportement du titane Ti17	50
2.1	Comportement de l'alliage de titane Ti17	51
2.2	Dispositif expérimental	53
2.3	Caractérisation du comportement viscoplastique de l'alliage de titane Ti17	54
2.3.1	Démarche générale	54
2.3.2	Procédure expérimentale	54
2.3.3	Exploitation des essais	58
2.3.4	Résultats des essais de compression	60
2.3.5	Analyse du comportement en compression	65
2.4	Étude de l'endommagement de l'alliage de titane Ti17 $\beta + \alpha$	77
2.4.1	Procédure expérimentale	77
2.4.2	Impact du taux de triaxialité	79
2.4.3	Influence de la température	80
2.4.4	Influence de la vitesse de déformation	81
2.4.5	Observations fractographiques	82
2.5	Conclusions partielles	85
3	Modélisation du comportement du titane Ti17	93
3.1	Cadre thermomécanique	94
3.1.1	Équations de champ	94
3.1.2	Nécessité des lois de comportement	97
3.2	Construction de la loi de comportement	99

3.2.1	Stratégie de modélisation	99
3.2.2	Développement de loi de comportement monocristalline	101
3.3	Conclusions partielles	113
4	Simulation des essais de comportement du titane Ti17	117
4.1	Identification des paramètres de la loi de comportement	118
4.1.1	Paramètres pris de la littérature	118
4.1.2	Hypothèses d'identification	119
4.1.3	Identification des paramètres visco-plastiques	120
4.1.4	Identification des paramètres d'endommagement	125
4.2	Influence de la microstructure sur le comportement du titane Ti17	129
4.2.1	Comportement	129
4.2.2	Localisation et rupture	131
4.3	Conclusions partielles	133
5	Simulation numérique de l'usinage de l'alliage de titane Ti17	136
5.1	Présentation du modèle de coupe	137
5.1.1	Modèle géométrique	137
5.1.2	Modélisation de l'interface outil-matière	139
5.2	Validation du modèle de coupe	141
5.2.1	Validation numérique : influence de la vitesse de coupe	144
5.2.2	Validation numérique : influence de l'avance	147
5.2.3	Influence de l'angle de coupe	149
5.3	Influence de la microstructure sur la formation du copeau	151
5.3.1	Influence de l'orientation cristallographique des grains β	152
5.3.2	Influence de la sélection de variants α	158
5.4	Conclusions partielles	160

Notations

Relation de comportement de Johnson et Cook

σ_{eq}	contrainte équivalente de von Mises
ε	déformation équivalente
$\dot{\varepsilon}_0$	vitesse de déformation de référence
A, B, C, n et m	constantes du matériau
T_m	température de fusion
T_0	température de référence

Relation de comportement de Zerilli et Armstrong

$B, B_0, K_d, \beta_0, \beta_1, \alpha_0$ et α_1	paramètres matériau
σ_G	contrainte athermique

Critère de rupture de Johnson et Cook

D	variable d'endommagement
η	triaxialité des contraintes
σ_p	contrainte hydrostatique
ε_f	déformation à la rupture
D_1, D_2, D_3, D_4 et D_5	constantes du matériau
G_f	énergie de rupture
σ_{y0}	contrainte d'écoulement

Grandeurs mécaniques introduites dans la partie caractérisation

Δl	allongement de l'éprouvette
l_0	longueur initiale de l'éprouvette cylindrique
d_0	diamètre initial de l'éprouvette cylindrique
ε	déformation rationnelle
$\dot{\varepsilon}$	vitesse de déformation rationnelle
e	déformation nominale
\dot{e}	vitesse de déformation nominale
E	module de Young
$E_{Ti17\alpha}$	module du Young du Ti17 α
$E_{Ti17\alpha+\beta}$	module du Young du Ti17 $\alpha + \beta$
$E_{Ti17\beta}$	module du Young du Ti17 β
n	coefficient d'écrouissage
m	coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation
δ	épaisseur moyenne d'une BCA
S_0	section au droit à l'entaille
R	rayon de l'entaille
F/S_0	contrainte nominale

Grandeurs liées à un point matériel

x	coordonnées du point matériel dans la configuration déformée
X	coordonnées du point matériel dans la configuration déformée
χ	transformation qui relie les configurations initiale et déformée
F	tenseur gradient de transformation
R	tenseur de rotation du point matériel
U	tenseur d'élongation
Σ	contrainte corotationnelle de Cauchy homogénéisée
ρ	masse volumique initiale
B	densité de forces volumiques
Π	premier tenseur de Piola-Kirchoff
U	énergie interne spécifique
r	densité volumique de puissance calorifique reçue de l'extérieur
Q	densité surfacique de puissance calorifique reçue de l'extérieur
s	entropie spécifique
Dis	dissipation spécifique
D_1	dissipation intrinsèque
D_2	dissipation thermique
T	température
Y	taux de restitution d'énergie
D	variable d'endommagement
\tilde{a}	tenseurs définis sur la configuration intermédiaire \tilde{B}
\hat{a}	tenseurs définis sur la configuration déformée \hat{B}

Grandeurs liées à chaque phase du matériau

α	phase
β	phase
$f^i, i \in [\alpha, \beta]$	tenseur gradient de la transformation de la phase i
$u^i, i \in [\alpha, \beta]$	tenseur d'élongation de la phase i
$\pi^i, i \in [\alpha, \beta]$	premier tenseur de Piola-Kirchoff de la phase i
$\zeta^i, i \in [\alpha, \beta]$	fraction volumique de la phase i
$(\varphi_1^i, \Phi^i, \varphi_2^i), i \in [\alpha, \beta]$	triplet d'angles d'Euler de la phase i
$R_1^i, i \in [\alpha, \beta]$	matrice d'orientation de la phase i
f_θ	partie thermoélastique du gradient de la transformation
f_p	partie plastique du gradient de la transformation
\tilde{m}_s	direction de glissement unitaire
\tilde{n}_s	normale unitaire à la direction de glissement
e	tenseur des déformations de Green-Lagrange
\tilde{e}_θ	contribution thermoélastique à la déformation
e_p	contribution plastique à la déformation
\hat{l}	gradient spatial du champ de vitesse
\hat{l}_θ	partie thermoélastique du gradient spatial du champ de vitesse
\hat{l}_p	partie plastique du gradient spatial du champ de vitesse
q_s	variables d'écrouissage associées à chaque système de glissement s
\tilde{p}	second tenseur de Piola-Kirchoff
g_s	contrainte de cisaillement critique

y	taux de restitution d'énergie
ψ	énergie libre spécifique
ψ_θ	contribution thermoélastique à énergie libre spécifique
ψ_p	contribution due à l'écroutissage énergie libre spécifique
T_0	température de référence
c_p	chaleur spécifique
Q	module d'écroutissage
h_{st}	matrice d'interaction entre les différents systèmes de glissement
α	tenseur de dilatation thermique
α_0	tenseur de dilatation thermique à température ambiante T_0
$\xi(T)$	fonction de dépendance à la température
$\mathbb{C}(T, D)$	tenseur de rigidité
\tilde{e}	tenseur des déformations élastiques
$\kappa(T)$	fonction de dégradation du tenseur de rigidité
H	fonction de Heaviside (échelon unitaire)
\mathbb{P}_s	tenseur de projection sphérique
\mathbb{P}_d	tenseur de projection deviatorique
d_1	dissipation intrinsèque
$\tilde{\mathbf{M}}$	tenseur des contraintes de Mandel
$\tilde{\tau}_s$	contrainte de cisaillement associée au système de glissement s
$\dot{\gamma}_s$	taux de glissement plastique sur le système de glissement s
ρ_s^m	densité de dislocations mobiles moyenne
\bar{v}_s	vitesse de déplacement moyenne
b_s	norme du vecteur de Burgers
G_t	module de cisaillement
A_{ts}	matrice d'interaction
ρ_s	densité de dislocations totale
K^*, K, N et B	paramètres matériau
y^c	distance critique d'annihilation
c	stockage des dislocations
Y_r	résistance au développement de l'endommagement
m	sensibilité à la propagation de l'endommagement

Introduction générale

Les alliages de titane, notamment grâce à leur faible densité, leur résistance à la corrosion et leurs propriétés mécaniques importantes, même à températures élevées, ont vu leur utilisation s'accroître ces dernières années. La place de plus en plus importante de pièces composite favorise aussi l'emploi du titane qui offre une bonne compatibilité de liaison. Cependant, parce que ces alliages sont réfractaires, ils engendrent souvent des problèmes d'usinage limitant fortement la productivité. L'augmentation des exigences industrielles impliquent donc d'améliorer l'usinabilité de ces alliages. Bien qu'il soit l'un des procédés de mise en forme le plus utilisé dans l'industrie, l'usinage des alliages de titane se heurte à plusieurs difficultés telles que (i) la mauvaise maîtrise de la qualité des surfaces générées, (ii) le coût de production dû à l'usure prématurée des outils de coupe et (iii) la faible productivité due à l'emploi de faibles vitesses de coupe pour que les températures restent acceptables dans la zone de coupe.

Afin de surmonter ces difficultés, plusieurs travaux expérimentaux ont été réalisés dans le but de mieux comprendre les phénomènes physiques conduisant à cette mauvaise usinabilité. Ces travaux ont contribué à améliorer l'usinabilité en optimisant les outils (nuances, géométries) et les paramètres de coupe. Aussi, ils ont mis en évidence que l'usinabilité est fortement liée à la microstructure du matériau [1, 2, 3]. Afin de mieux comprendre les interactions entre les propriétés microstructurales et l'usinabilité des alliages de titane, différentes techniques expérimentales ont été utilisées pour obtenir des données cinématiques (e.g. déplacement) [4, 5] et thermiques (e.g. température) [6, 7] dans la zone de formation du copeau. Ces techniques permettent notamment d'accéder aux champs locaux, ce qui s'avère essentiel pour déterminer précisément les chargements thermomécaniques que subissent l'outil et la pièce à usiner. Des développements récents [8] ont permis d'utiliser conjointement les techniques de corrélation d'images pour la mesure des champs cinématiques et la thermographie infrarouge pour la mesure des champs thermiques. Ces approches semblent être prometteuses pour observer et comprendre, à une petite échelle (microscopique), les mécanismes de formation du copeau. Cependant, ces mesures de champs fournissent seulement des informations en surface de la pièce et du copeau, ce qui ne permet pas d'accéder au cœur des zones de coupe. Avec ces seules observations en surface, il n'est donc pas possible de réaliser un bilan thermomécanique global du processus de formation du copeau.

Les données expérimentales peuvent néanmoins être complétées par des résultats de simulation numérique de la coupe. L'intérêt principal de la simulation réside dans la possibilité d'accéder à l'intégralité des champs thermique, cinématique et mécanique. Aussi, la simulation permet d'étudier facilement l'impact des propriétés du matériau sur le processus d'enlèvement de matière. Cependant, les modèles de comportement et d'endommagement couramment utilisés dans les simulations d'usinage présentent plusieurs insuffisances. En effet, ils ne sont généralement pas formulés dans le cadre de la thermodynamique des milieux continus. De plus, la prise en compte des grandes déformations dans un contexte de transformations finies est souvent floue pour ces lois. Enfin, lorsque

la taille des grains devient comparable au volume coupé, l'hypothèse d'homogénéité du matériau n'est plus valable. Un modèle de coupe doit donc être développé à l'échelle microscopique pour pouvoir comprendre l'effet de la microstructure du matériau sur l'usinabilité des alliages de titane.

Deux objectifs sont ciblés par la présente étude. Le premier est la nécessité de développer un modèle de comportement formulé en transformations finies tout en respectant les premiers et second principes de la thermodynamique. Le deuxième, en utilisant le cadre général de la plasticité cristalline, est de pouvoir tenir compte de l'influence de certaines caractéristiques microstructurales sur le processus de formation du copeau en usinage à sec de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$.

Afin de répondre à ces objectifs, l'étude est divisée en deux grandes parties. La première consiste à la mise en place de la modélisation et de l'identification du comportement de l'alliage de titane Ti17. Pour cela, des essais de caractérisation ont été menés en conditions extrêmes (des grandes vitesses de déformation et des températures élevées) afin d'étudier les mécanismes de déformation qui régissent le comportement lors de ce type de sollicitation. Suite à ces essais, un modèle de comportement, basé sur le cadre de la plasticité cristalline, a été mis en place et identifié pour les deux phases de l'alliage. Les lois de comportement ont été implémentées dans le logiciel ABAQUS/Explicit via une sous-routine VUMAT.

La deuxième partie porte sur la modélisation du procédé. Un modèle numérique de coupe orthogonale a été développé afin de mettre en évidence l'influence de la microstructure sur le processus de formation du copeau en usinage à sec de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$. Les résultats numériques ont été confrontés aux résultats de l'expérience obtenus par caméra rapide pour les mêmes conditions d'essais. Le modèle développé est finalement utilisé pour dégager l'effet de différents paramètres microstructuraux sur l'usinabilité du matériau (effort de coupe, géométrie du copeau).

Le mémoire présenté ici est consacré au développement d'un modèle de comportement adapté à la modélisation de l'usinage de l'alliage Ti17 $\alpha + \beta$. À cause de sa taille de grains millimétrique, la prise en compte des hétérogénéités microstructurales constitue un élément essentiel de la démarche de modélisation. Toutefois, outre que la présentation du modèle, le mémoire contient un ensemble de données expérimentales nécessaires à l'identification et la validation du modèle de comportement. Pour présenter ces travaux, le mémoire est structuré comme suit :

Le premier chapitre a pour but de rappeler les spécificités de l'usinage des alliages de titane. Il présente les différents aspects de la coupe ainsi que les techniques expérimentales et numériques qui permettent d'étudier le processus d'enlèvement de matière par usinage. Ce chapitre permet également de préciser la motivation de ce travail qui vise à décrire l'influence de la microstructure sur l'usinabilité de l'alliage de Titane Ti17 à travers d'un modèle de comportement à

l'échelle cristalline.

Le chapitre suivant présente l'ensemble de la démarche expérimentale qui a été mise en place afin d'identifier et de valider les lois de comportement. À cause de la nature biphasée de l'alliage de Ti17, le développement de ce type de loi requiert la connaissance du comportement rhéologique individuel de chaque phase. Pour cela, des essais de compression uniaxiaux ont été réalisés sur une microstructure β -équiaxe, puis sur une microstructure $\alpha + \beta$ lamellaire. Des essais de cisaillement et de traction, sur éprouvettes lisses et entaillées, ont été conduits pour caractériser l'effet de la vitesse de déformation, de la température et de la triaxialité sur l'endommagement de la microstructure $\alpha + \beta$. Ainsi, l'ensemble des données obtenues lors de ces essais ont permis de justifier les choix de modélisation et de déterminer certains paramètres qui interviennent dans la loi de comportement proposée.

Dans le troisième chapitre, une loi de comportement, qui prend en compte explicitement certaines caractéristiques microstructurales (orientation cristallographique, phases en présence), est proposée. La prise en compte de la microstructure suggère d'utiliser le cadre de la plasticité cristalline pour développer la loi de comportement monocristalline. Ainsi, les lois d'état ont été dérivées à partir d'un potentiel d'état, l'énergie libre spécifique, formée par une contribution thermoélastique et une contribution thermoplastique. L'endommagement a été pris en compte à partir d'un modèle qui tient compte de l'effet de fermeture. Les lois d'évolutions ont été construites en se basant sur les travaux fondamentaux qui permettent de décrire l'évolution de l'écoulement plastique et l'écrouissage isotrope sur chaque système de glissement. Ainsi, la loi d'écoulement plastique prend en compte l'effet de la température et de l'état de contrainte sur le glissement plastique. Les mécanismes de multiplication et d'annihilation des dislocations sont modélisés au travers de la loi d'évolution de la variable d'écrouissage isotrope. Puisque le titane Ti17 présente une microstructure biphasée avec des tailles caractéristiques largement différentes entre la phase β et la phase α , une stratégie d'homogénéisation a été utilisée pour construire la loi de comportement.

Le quatrième chapitre est consacré à la simulation des essais de comportement. Ainsi, les paramètres de la loi de comportement pour les deux phases β et α sont identifiés en se basant sur l'étude expérimentale menée dans le deuxième chapitre. Puis, les résultats issus de la simulation numérique des essais de comportement sont présentés et discutés.

Le dernier chapitre est consacré à la validation du modèle de comportement en coupe orthogonale et à son utilisation pour étudier l'influence de la microstructure sur la formation du copeau. Pour cela, des essais de rabotage instrumentés avec une caméra rapide sont conduits afin d'observer sur une zone millimétrique l'influence de la microstructure sur la formation du copeau. Puis, une comparaison entre les efforts de coupe et les géométries des copeaux expérimentaux et numériques est réalisé pour valider le modèle de coupe. Finalement, le modèle de coupe est utilisé pour étudier les différentes interactions entre les ca-

ractéristiques microstructurales (orientation cristallographique et phase en présence) et l'usinabilité du matériau.

Le mémoire se termine par une conclusion générale qui regroupe les points clefs, les résultats obtenus, et propose des voies d'améliorations pour des développements futurs.

Bibliographie

- [1] P.-J. Arrazola, A. Garay, L.-M. Iriarte, M. Armendia, S. Marya, and F. Le Maître. Machinability of titanium alloys (ti6al4v and ti555.3). *Journal of Materials Processing Technology*, 209(5) :2223 – 2230, 2009. ISSN 0924-0136. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.06.020>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013608004998>.
- [2] M. Armendia, A. Garay, L.-M. Iriarte, and P.-J. Arrazola. Comparison of the machinabilities of ti6al4v and ti54m using uncoated wc-co tools. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(2) :197 – 203, 2010. ISSN 0924-0136. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.08.026>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013609003215>.
- [3] C. Ramirez. *Optimization criteria of titanium alloys to improvetheir machinability*. PhD thesis, Ecole nationale superieure d’arts et metiers ENSAM, 2017.
- [4] J. Pujana, P.J. Arrazola, and J.A. Villar. In-process high-speed photography applied to orthogonal turning. *Journal of Materials Processing Technology*, 202(1) :475 – 485, 2008. ISSN 0924-0136. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.10.007>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013607009004>.
- [5] T. Pottier, G. Germain, M. Calamaz, A. Morel, and D. Coupard. Sub-millimeter measurement of finite strains at cutting tool tip vicinity. *Experimental Mechanics*, 54(6) :1031–1042, Jul 2014. ISSN 1741-2765. doi : 10.1007/s11340-014-9868-0. URL <https://doi.org/10.1007/s11340-014-9868-0>.
- [6] P. J. Artozoul, C. Lescalier, O. Bomont, and D. Dudzinski. Extended infrared thermography applied to orthogonal cutting : Mechanical and thermal aspects. *Applied Thermal Engineering*, 64(1) :441 – 452, 2014. ISSN 1359-4311. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135943111300954X>.
- [7] P.J. Arrazola, P. Aristimuno, D. Soler, and T. Childs. Metal cutting experiments and modelling for improved determination of chip/tool contact temperature by infrared thermography. *CIRP Annals*, 64(1) :57 – 60, 2015. ISSN 0007-8506. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007850615000694>.
- [8] M. Harzallah, T. Pottier, R. Gilblas, Y. Landon, M. Mousseigne, and J. Senatore. A coupled in-situ measurement of temperature and kinematic fields in ti-6al-4v serrated chip formation at micro-scale. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 130-131 :20 – 35, 2018. ISSN 0890-6955. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2018.03.003>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695518300634>.

Chapitre 1

État de l'art sur la formation du copeau en usinage des alliages de titane

Sommaire

1.1 Le titane et ses alliages	14
1.1.1 Généralités sur les alliages de titane	14
1.1.2 L'alliage Ti17	18
1.2 Processus de formation du copeau	19
1.2.1 Zones de coupe	20
1.2.2 Morphologies de copeau	21
1.2.3 Techniques expérimentales en usinage	24
1.3 Modélisation numérique de la formation du copeau	27
1.3.1 Méthodes numériques	27
1.3.2 Échelles caractéristiques de modélisation	30
1.3.3 Matériaux homogènes	30
1.3.4 Matériaux hétérogènes	34
1.4 Conclusions partielles	37

Afin de préciser le cadre et les motivations de l'étude, il convient de s'arrêter sur les spécificités de la mise en forme par usinage des alliages de titane. Ce premier chapitre présente donc les résultats essentiels de la littérature sur ce qui a trait à la formation du copeau en usinage, pour le cas particulier des alliages de titane. À cette fin, les principales caractéristiques métallurgiques et les mécanismes de déformation des alliages de titane sont d'abord rappelés. Le cas de l'alliage Ti17, qui constitue l'objet de l'étude, est ensuite détaillé. La seconde partie de ce chapitre se concentre sur le processus de formation du copeau en usinage. Les morphologies des copeaux rencontrés en pratique sont décrites. L'impact de la microstructure sur la formation du copeau est également discuté. Les différentes techniques, aussi bien expérimentales que numériques, qui permettent d'étudier le processus d'enlèvement de matière par usinage sont présentées dans la dernière partie de ce chapitre. Un accent particulier est mis sur l'intérêt de la modélisation à l'échelle de la microstructure pour la compréhension du processus de formation de copeau.

1.1 Le titane et ses alliages

1.1.1 Généralités sur les alliages de titane

Les alliages de titane, notamment grâce à leur faible densité, leur résistance à la corrosion et leurs bonnes propriétés mécaniques, ont vu leur utilisation s'accroître ces dernières années. À température ambiante, le titane pur possède une structure hexagonale compacte (phase α) de paramètres de maille $a=0,295$ nm et $c=0,468$ nm [1]. Pour des températures supérieures à la température dite de transus ($T \geq 882^\circ\text{C}$), le titane pur subit une transformation allotropique (figure 1.1) qui conduit à la formation de la phase β . Cette phase β , de structure cubique centrée de paramètre de maille $a = 0,332$ nm [1], est stable jusqu'à la température de fusion ($T = 1670^\circ\text{C}$). Il est intéressant de remarquer que, comparativement à d'autres métaux d'usage courant, la conductivité thermique du titane pur (≈ 17 W/m/K) est assez faible.

Les transformations de phases α/β se produisent en accord avec la relation d'orientation de Burgers [2] :

$$(110)_\beta \parallel (0001)_\alpha \text{ et } [\bar{1}11]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha \quad (1.1)$$

Cette relation stipule qu'un plan $(110)_\beta$ du réseau cubique centré est en coïncidence avec un plan $(0001)_\alpha$ du réseau hexagonal compact, et que les directions $[\bar{1}11]_\beta$ et $[11\bar{2}0]_\alpha$ sont confondues. Ainsi, à partir d'un refroidissement depuis le

domaine β , douze variants de la phase α peuvent apparaître (voir tableau 1.1). Il convient de souligner que la relation de Burgers n'est pas strictement vérifiée, un léger écart par rapport à l'orientation théorique étant observé en pratique [2, 3].

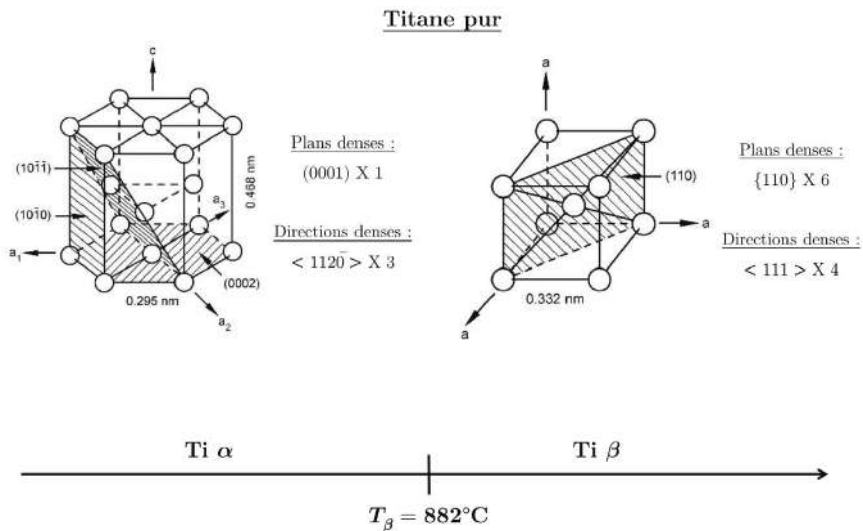


FIGURE 1.1 – Représentation schématique des mailles élémentaires hexagonale compacte (phase α) et cubique centrée (phase β) dans le titane pur [1].

Les domaines de stabilité des phases α et β sont impactés par l'ajout d'éléments d'addition. Ces éléments peuvent favoriser la stabilité de l'une ou l'autre des phases α ou β et conduisent à l'apparition d'un domaine biphasé $\beta + \alpha$. Les éléments d'addition sont dits alphasènes (e.g. Al, C, N et O) s'ils stabilisent la phase α et augmentent la température du transus. À l'opposé, les éléments betasènes (e.g. Fe, Mn, Cr, Mo, et V) stabilisent la phase β et diminuent la température de transus.

Contrairement au titane pur, en fonction des concentrations en éléments d'addition et de l'histoire thermomécanique, les alliages de titane peuvent présenter des fractions volumiques variables de phases α et β . On peut ainsi définir cinq grandes classes d'alliages de titane : les alliages α , les alliages quasi- α , les alliages $\alpha - \beta$, les alliages quasi- β et les alliages β . Une description détaillée des caractéristiques thermo-mécaniques de ces classes des alliages peut être trouvée dans [4, 5].

Variant	plan de glissement	direction de glissement
Variant-1	$(110)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$
Variant-2	$(110)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[1\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$
Variant-3	$(\bar{1}\bar{1}0)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[1\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$
Variant-4	$(\bar{1}\bar{1}0)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[111]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$
Variant-5	$(011)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[1\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$
Variant-6	$(011)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[1\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$
Variant-7	$(0\bar{1}\bar{1})_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$
Variant-8	$(0\bar{1}\bar{1})_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[111]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$
Variant-9	$(101)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$
Variant-10	$(101)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[1\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$
Variant-11	$(\bar{1}01)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$
Variant-12	$(\bar{1}01)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[111]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$

TABLE 1.1 – Liste des variants de la phase α pour une orientation prédéfinie de la phase β suivant les relations d'orientation de Burgers [1].

De plus, pour les alliages de titane, la formation de la phase α lors d'un refroidissement depuis le domaine β fait intervenir un phénomène de transport par diffusion. Ainsi, si le refroidissement est trop rapide, la diffusion reste limitée et on observe une transformation martensitique conduisant aux phases α'' [6, 7], α' [8] et ω [9, 10]. L'apparition de l'une de ces phases dépend de la composition chimique de la phase β avant refroidissement [11].

Si la phase α' possède une structure hexagonale compacte, elle a une composition chimique identique à la phase β parente. La phase martensitique α' peut également se former par déformation de la phase β lorsque celle-ci est dans un état métastable. De plus, la phase α' formée présente une relation d'orientation semblable à la relation de Burgers qui relie l'orientation de la phase α par rapport à la phase β . La transformation martensitique induite par déformation représente pour la phase β métastable un moyen supplémentaire d'accommodation de la déformation plastique.

Un deuxième mode de déformation est parfois observé à faible température et à grande vitesse de déformation : le maclage. Ce mode de déformation plastique par cisaillement est caractérisé par la nucléation d'un nouveau cristal qui a la même forme cristallographique que le cristal parent. Le maclage se produit dans des plans et des directions réticulaires spécifiques qui forment des systèmes de maclage. Le maclage est souvent observé dans les alliages de titane α et quasi-

α [12, 13]. Certaines études ont montré que ce mécanisme est peu courant dans les alliages de titane $\alpha + \beta$ et quasi- β [14, 15]. Une description détaillée des systèmes de maclage dans les phases β et α peut être trouvée dans [16]. L'activation de ces différents systèmes dépend de la nature de l'alliage et des conditions de chargement.

Pour les alliages de titane, la déformation plastique est principalement accommodée par un mécanisme de glissement cristallographique. En outre, un monocristal est vu comme une collection de systèmes de glissement. Chaque système de glissement s est caractérisé par sa direction de glissement m^s et sa normale au plan de glissement n^s . Le glissement cristallographique est donc produit par un déplacement des plans de glissement selon des directions de glissement. Il s'effectue suivant les directions cristallographiques les plus denses en atomes. Le glissement relatif des plans atomiques génère des lignes de glissement qui peuvent être visibles lorsqu'elles atteignent la surface libre de l'échantillon (voir figure 1.2).

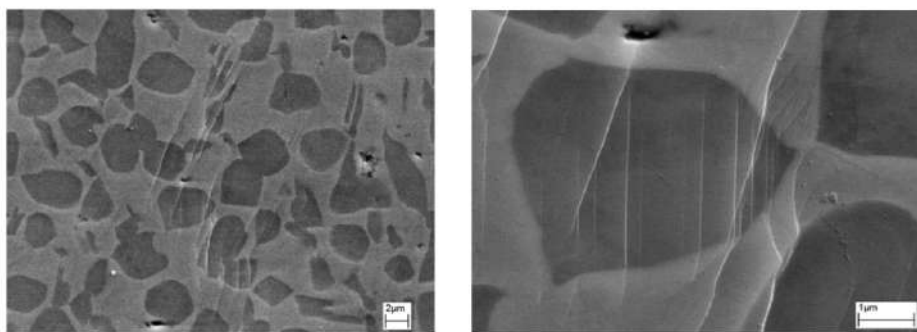


FIGURE 1.2 – Lignes de glissement traversant les phases α et β du titane Ti17 après un essai de traction [17].

Pour la structure cubique centrée (cc), le glissement se produit dans les plans cristallographiques $\{110\}$, $\{112\}$ et $\{123\}$, suivant la famille de directions $\langle 111 \rangle$ (voir tableau 1.2) qui représente la direction de plus grande densité.

Directions de glissement	Plans de glissement	Nombre
$\langle 111 \rangle$	$\{110\}$	12
$\langle 111 \rangle$	$\{112\}$	12
$\langle 111 \rangle$	$\{123\}$	24

TABLE 1.2 – Systèmes de glissement pour la structure cubique centrée (cc).

Pour la structure hexagonale compacte (hc), le glissement s'effectue dans quatre familles des systèmes de glissement (tableau 1.3).

L'amorçage du processus de glissement plastique au sein d'un matériau métallique est provoqué par le déplacement des dislocations [18]. Ces dislocations, si certaines sont initialement présentes dans le matériau, peuvent être formées au cours de la déformation par nucléation et multiplication. Les dislocations d'un système de glissement peuvent se mettre en mouvement en fonction du niveau de contrainte appliquée et de température. Lorsque le mouvement est déclenché, les dislocations peuvent être éliminées en atteignant la surface libre, stockées par blocage au niveau des obstacles tels que les joints des grains ou les sites d'ancrages (tel que les éléments d'alliages) ou annihilées lors de leur rencontre avec des dislocations de signe opposé.

Type	Directions de glissement	Plans de glissement	Nombre
Basal $\langle a \rangle$	$\langle \bar{1}120 \rangle$	$\{0001\}$	3
Prismatique $\langle a \rangle$	$\langle \bar{1}120 \rangle$	$\{10\bar{1}0\}$	3
Pyramidal $\langle a \rangle$	$\langle \bar{1}120 \rangle$	$\{11\bar{0}1\}$	6
Pyramidal $\langle c + a \rangle$	$\langle \bar{1}123 \rangle$	$\{10\bar{1}1\}$	12

TABLE 1.3 – Systèmes de glissement pour la structure hexagonale compacte (hc)

1.1.2 L'alliage Ti17

Le matériau étudié dans le cadre de cette thèse est l'alliage de titane Ti17. C'est un alliage classé quasi- β fourni par TIMET Savoie dont la composition chimique est donnée dans le tableau 1.4. Parce qu'il dispose d'une résistance mécanique et d'une résistance au fluage supérieures à celles du TA6V, l'alliage Ti17 est utilisé pour la réalisation de certains disques de compresseur.

Ti	Al	Mo	Cr	Zr	Sn
82.68 % _{mass}	4.96 % _{mass}	4.01 % _{mass}	4.07 % _{mass}	2.06 % _{mass}	2.02 % _{mass}

TABLE 1.4 – Composition chimique de l'alliage de titane Ti17.

Les éléments d'addition betagènes tels que le chrome et le molybdène sont introduits pour améliorer l'aptitude du Ti17 au traitement thermique. L'aluminium et le zirconium permettent d'augmenter sa résistance mécanique en traction et en fluage [19]. Les caractéristiques mécaniques de l'alliage Ti17 mesurées dans le sens travers par des essais de traction à 20°C et fourni par TIMET Savoie sont présentées dans le tableau 1.5.

$T = 20^{\circ}\text{C}$	R_m (MPa)	$R_{p0.2\%}$ (MPa)	A (%)	Z (%)
Valeur de référence	1127	1034	12.1	17.2
Valeur limite minimale	1080	980	5.0	10.0

TABLE 1.5 – Caractéristiques mécaniques de l’alliage de titane Ti17. R_m , $R_{p0.2\%}$, A et Z sont respectivement la résistance à la traction, la limite d’élasticité, l’allongement à rupture et le coefficient de striction.

L’alliage de titane Ti17 étudié ici a subi un forgeage à 950°C suivi d’un revenu à 650°C . Sa température de transus est de $885 \pm 5^{\circ}\text{C}$. La microstructure à l’état de livraison est représentée par la figure 1.3. Initialement, l’alliage Ti17 présente une microstructure lamellaire composée de 67% de phase α et de 33% de phase β . La taille moyenne des grains est d’environ $800 \mu\text{m}$ alors que l’épaisseur des lamelles α ne dépasse pas $1 \mu\text{m}$. Comme le montre la figure 1.3, les lamelles de phase α sont aléatoirement orientées. Selon le lieu de germination, on peut distinguer différentes formes de lamelles α . Les lamelles α_{GB} germent au niveau des joints des grains β . Ces lamelles permettent la formation de colonies de lamelles parallèles α_{WGB} . Des fines aiguilles α_{WI} , dont la taille n’est pas homogène, précipitent à l’intérieur des grains β [20, 21].

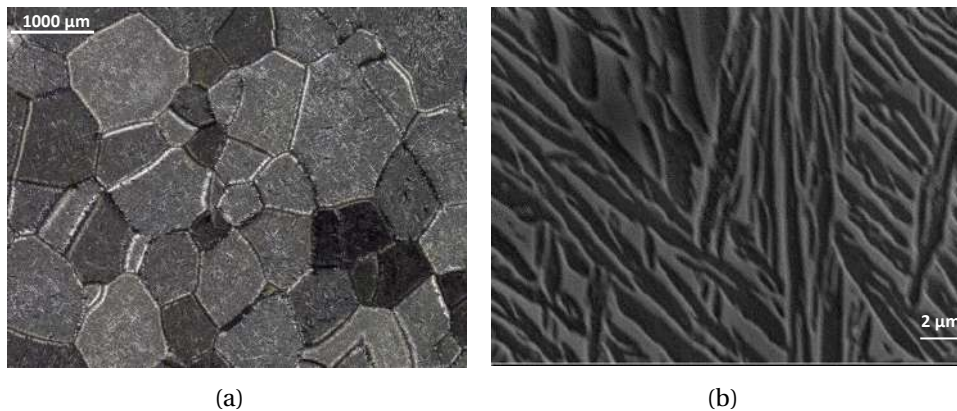


FIGURE 1.3 – Microstructure de l’état de livraison : a) Microscopie optique (lumière polarisée), b) MEB (électrons secondaires), phase α représentée en sombre.

1.2 Processus de formation du copeau

L’usinage est un procédé de mise en forme par enlèvement de matière très répandu dans le domaine de la fabrication mécanique. Ainsi, avec l’augmentation des exigences technologiques, ce procédé nécessite une maîtrise accrue, en particulier pour satisfaire aux critères d’intégrité de surface et de producti-

tivité. Ceci est particulièrement vrai pour les alliages de titane qui posent des problèmes spécifiques en usinage. Ces alliages sont en effet caractérisés par leurs bonnes propriétés mécaniques qu'ils gardent à haute température, une forte réactivité chimique et une faible conductivité thermique. La réactivité chimique élevée conduit à une limitation dans le choix des outils de coupe. Par exemple, les outils de coupe en céramique réagissent chimiquement avec les alliages de titane et contribuent à la dégradation de l'état des surfaces usinées.

De plus, la faible conductivité thermique empêche l'évacuation de la chaleur générée au cours de l'usinage, soit par déformation plastique [22], soit par frottement [23]. La température de la pièce à usiner augmente ainsi fortement ce qui dégrade la stabilité des conditions de coupe. Afin de contourner ce problème, une possible solution consiste à réduire la vitesse de coupe, ce qui limite la chaleur générée et facilite son évacuation. L'utilisation d'une assistance à l'usinage telle que jet d'eau à haute pression [24] ou cryogénique [25] permet également d'améliorer l'usinabilité de ces alliages.

Afin de mieux comprendre l'impact des conditions de coupe et de la microstructure sur l'usinabilité des matériaux, des études ont été réalisées ces dernières années pour étudier le processus d'enlèvement de matière. L'observation du processus de coupe est néanmoins difficile, essentiellement parce que les opérations d'usinage sont très rapides et qu'il est expérimentalement délicat d'accéder à la zone de coupe. Les principales études visant à étudier l'enlèvement de matière se tournent donc vers une configuration de coupe simplifiée, initialement proposée par Merchant [26, 27] : la coupe orthogonale.

La coupe orthogonale est une configuration particulière qui permet de simplifier les problématiques liées à l'usinage. Elle correspond à une situation où la matière est usinée avec une seule arête de coupe. Dans cette configuration, l'arête de coupe est rectiligne et perpendiculaire aux deux directions données par la vitesse de coupe et d'avance de l'outil. Cette configuration est peu utilisée en pratique, sauf dans le cas du tronçonnage ou du rainurage. Elle est en revanche largement utilisée par la communauté scientifique car elle permet de réaliser plus simplement des observations et de plus facilement modéliser par simulation numérique.

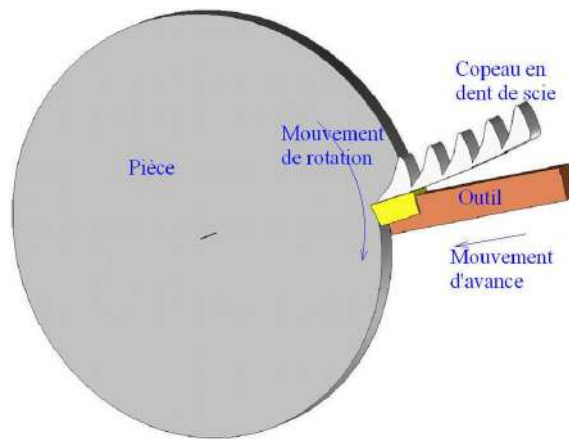


FIGURE 1.4 – Représentation schématique de la coupe orthogonale [28].

1.2.1 Zones de coupe

Les sollicitations thermo-mécaniques appliquées à la matière lors d'une opération d'usinage sont complexes. On peut néanmoins distinguer, selon la position relative par rapport à l'outil, différentes zones de coupe.

D'abord, comme le montre la figure 1.5, l'engagement de l'outil dans la pièce à usiner engendre une zone de forte pression hydrostatique en pointe d'outil qui subit un auto-échauffement important.

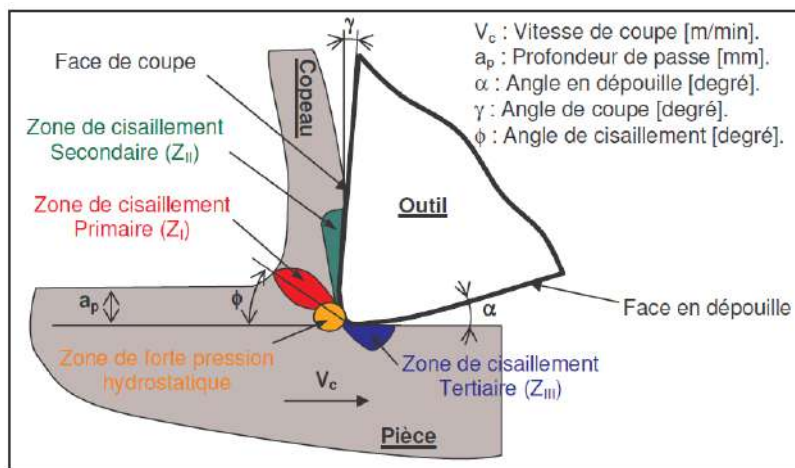


FIGURE 1.5 – Les différentes zones de cisaillement en coupe orthogonale [29].

On observe également, entre la pointe de l'outil et la surface libre, une zone de cisaillement primaire (Z_I) dans laquelle d'importantes déformations plastiques peuvent s'accumuler. L'écoulement du copeau sur la face de coupe de l'outil génère un frottement intense, qui induit une deuxième zone de cisaillement secondaire (Z_{II}) [30, 31]. De plus, une troisième zone de frottement est engendrée entre la face de dépouille de l'outil et la nouvelle surface générée. La zone correspon-

dante est nommée zone de cisaillement tertiaire (Z_{III}). Cette surface plus faible est néanmoins très importante, car elle influe fortement l'intégrité de surface de la pièce à finale.

1.2.2 Morphologies des copeaux

En fonction des paramètres de coupe (V_c, f et a_p), des caractéristiques du matériau à usiner (taille de grain, phases en présence, dureté, ...) et des interactions entre l'outil de coupe et le matériau, plusieurs morphologies de copeau peuvent être observées lors des opérations d'usinage. On distingue principalement, sur la base d'observations expérimentales, deux types de copeau : copeau continu et copeau segmenté.

Copeau continu

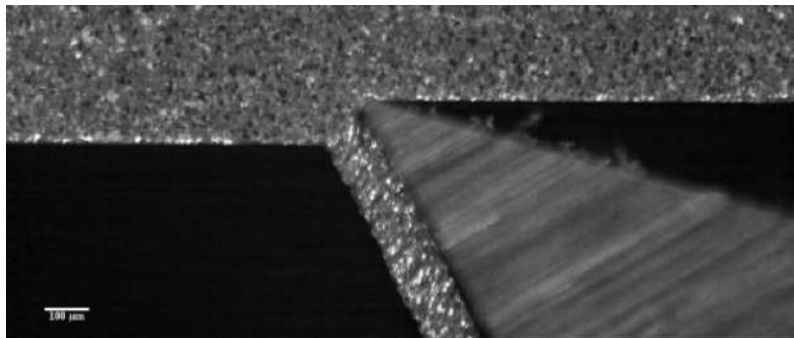


FIGURE 1.6 – Copeau continu de Ti54M [32].

Pour le cas particulier des alliages de titane, le copeau continu est obtenu pour des faibles vitesses de coupe et d'avance. Il est engendré par un mécanisme de cisaillement en bloc de la matière sur la face de coupe de l'outil (figure 1.6). Cet écoulement en bloc le long de la face de coupe est dû à une contrainte de cisaillement modeste que subit la matière dans la zone de cisaillement primaire [32].

Copeau segmenté

Les copeaux segmentés ou festonnés sont des copeaux discontinus. Ils sont formés suite à une forte localisation de la déformation plastique sous forme de bandes de cisaillement. Ils sont composés de festons plus ou moins connectés entre eux, selon les caractéristiques du matériau. Ce type de copeau est souvent observé pour l'usinage des alliages de titane [33, 34, 35]. Cette segmentation influence principalement : l'effort de coupe [36], les températures de coupe [37] et

l'intégrité de surface de la pièce usinée. L'origine de la segmentation du copeau reste encore un sujet de débat ouvert. Plusieurs théories, parfois contradictoires, ont été proposées pour expliquer la formation du copeau festonné [38].

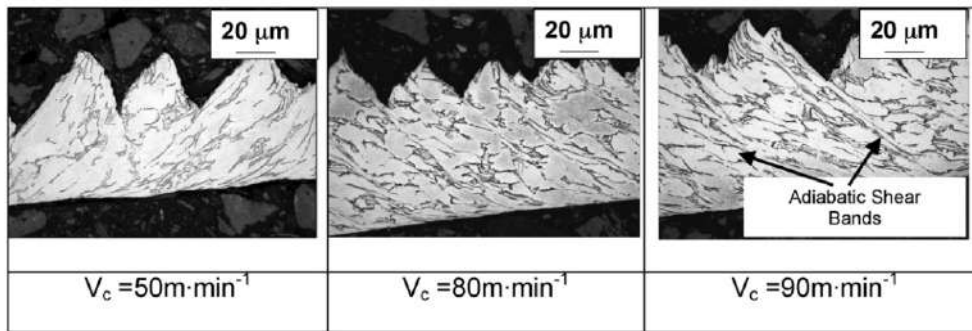


FIGURE 1.7 – Formation d'un copeau segmenté pour plusieurs vitesses de coupe en usinage du titane TA6V [35].

Processus de formation du copeau festonné

Le scénario de segmentation des copeaux en usinage ne fait pas l'unanimité, plusieurs possibilités ayant été proposées. Les débats sont principalement focalisés sur deux problématiques : la source de la segmentation du copeau et le lieu d'initiation des bandes de cisaillement ou des fissures. Pour ce qui concerne la segmentation du copeau, deux sources possibles ont été évoquées : la localisation de la déformation plastique [39] et le frottement outil-copeau [40]. La segmentation par localisation de la déformation plastique reste le scénario le plus probable selon la littérature.

Plusieurs scénarios d'initiation et de propagation des bandes de cisaillement ou des fissures ont également été proposés. Shaw and Vyas [41, 42] suggèrent que l'enfoncement de l'outil dans la matière induit à la fois une zone de compression en pointe de l'outil et une courbure de la matière sur la partie extérieure de la surface libre non coupée. Cette courbure génère une concentration de contrainte permettant d'initier une bande de cisaillement. Cette bande se développe ensuite rapidement pour former une fissure. La fissure se propage de la surface libre vers la pointe de l'outil, en étant toutefois freinée par la zone de forte pression hydrostatique. Une théorie différente a été proposée par Turley *et al.* [43] qui postulent que la fissure s'initie au niveau de la zone de compression et se propage de l'intérieur de la zone de cisaillement primaire vers la surface libre. D'autres auteurs [39, 44] écartent l'hypothèse de la propagation sous la forme d'une fissure et favorisent la propagation sous la forme d'une bande localisée. Su et Liu [45] réunissent les deux propositions de [42] et [39] et proposent la formation de deux micro-bandes de cisaillement l'une au niveau de la pointe de l'outil

et l'autre au niveau de la courbure de la surface libre. Puis, les micro-bandes de cisaillement se propagent et forment une bande de cisaillement macroscopique. Finalement, une fissure s'amorce au niveau de la bande de cisaillement. Pottier *et al.* [38] et Harzallah *et al.* [46] ont proposé une théorie de formation du copeau basée sur trois étapes : germination, croissance puis extraction. Selon cette théorie, l'outil en contact avec la matière génère une forte pression hydrostatique. Des fortes déformations se produisent alors le long du plan de cisaillement primaire et en mode hors-plan. La première étape s'achève par la formation d'une micro-fissure. Au cours de la deuxième étape, la fissure se propage sur le plan de cisaillement primaire. La phase de croissance est caractérisée par une dissipation significative et une augmentation de la température. Cette augmentation de température est accompagnée par une diminution de la contrainte d'écoulement. Une fois la fissure formée, l'étape d'extraction se déclenche, le feston formé glisse alors sur la face de coupe.

Influence de la microstructure sur la formation du copeau

Les études qui traitent de l'influence de la microstructure sur la formation du copeau sont peu nombreuses. L'influence de la microstructure sur la formation du copeau est en effet un sujet complexe à aborder, en particulier parce qu'il est difficile de faire varier les caractéristiques microstructurales (e.g. taille des grains, texture cristallographique) de manière indépendante.

Aussi, lors d'une opération d'usinage, la microstructure est susceptible d'évoluer significativement, les caractéristiques microstructurales ne peuvent donc pas être considérées comme constantes. Il faut alors appréhender le rôle des transformations microstructurales générées dans la zone de coupe et leurs effets sur le comportement du matériau, ce qui s'avère souvent délicat à aborder.

Quelques travaux ont néanmoins affirmé la forte dépendance de l'usinabilité des alliages de titane à la microstructure [35, 47, 32]. Par exemple, l'étude menée par Ramirez [32] a permis de souligner l'influence de la texture morphologique sur la formation du copeau pour l'alliage de titane TA6V. Comme le montre la figure 1.8, deux microstructures ont été testées : (i) une microstructure $\alpha + \beta$ bimodale composée de grains α primaires dans une matrice β et (ii) une microstructure lamellaire composée de lamelles α intégrées dans une matrice β . Il est intéressant de souligner que la micro-dureté initiale est similaire pour les deux microstructures. Le copeau formé au cours de l'usinage de la microstructure bimodale est légèrement festonné alors que la segmentation du copeau est beaucoup plus prononcée pour la microstructure lamellaire. Ces morphologies de copeau sont assez peu sensibles aux conditions de coupe [32].

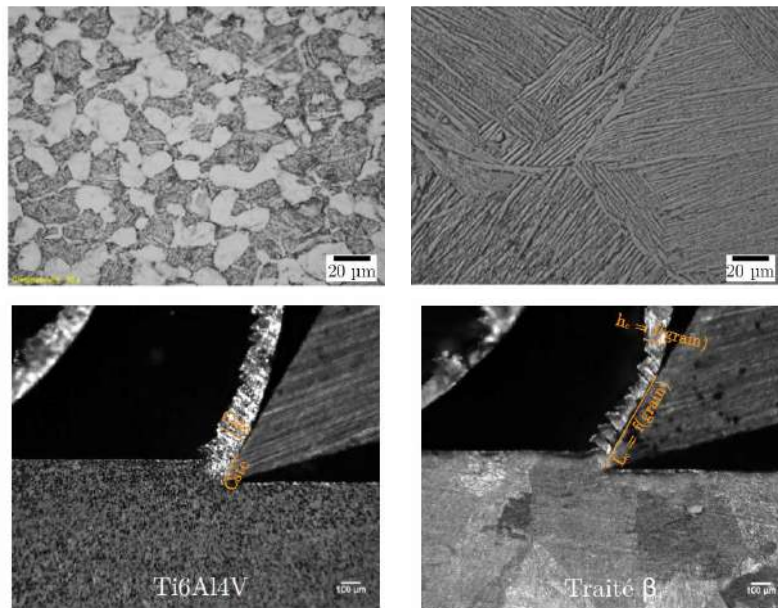


FIGURE 1.8 – Influence de la microstructure sur la morphologie du copeau en coupe orthogonale ($V_c=15$ m/min et $f=0.1$ mm) [32].

Des relations entre l'orientation morphologique des lamelles α et la localisation de la déformation plastique pour un alliage de titane TA6V traité avec une microstructure initiale lamellaire ont été proposées par Barelli [48] en fraisage orthogonal et Wagner *et al.* [49] en tournage. L'influence de la fraction volumique de phase β sur la formation du copeau a été étudiée par Joshi *et al.* [50]. Dans cette étude, les auteurs ont utilisé trois alliages de titane : un alliage quasi- α , un alliage $\alpha - \beta$ et un alliage quasi- β . L'occurrence des bandes de cisaillement adiabatique est à l'origine de la segmentation du copeau pour les alliages quasi- α et quasi- β . Par contre, la segmentation du copeau est due à l'initiation et la propagation des fissures pour l'alliage $\alpha + \beta$. Il est toutefois délicat de tirer une conclusion claire sur l'influence de la fraction volumique de phase β puisque les trois alliages de titane ont des teneurs différentes en éléments d'addition.

1.2.3 Techniques expérimentales en usinage

Afin de mieux comprendre le processus de formation du copeau, différentes techniques expérimentales peuvent être utilisées pour obtenir des données cinématiques (e.g. déplacement), thermiques ou mécaniques (e.g. efforts de coupe). Ces techniques permettent notamment d'accéder, au moins partiellement, aux champs de température et de déformation, ce qui s'avère essentiel pour déterminer précisément les chargements thermo-mécaniques que subissent l'outil et la pièce à usiner.

Mesures thermiques

Germain [51] regroupe les techniques de mesures de température en deux catégories : les techniques de mesures avec ou sans contact. Les vernis et la peinture thermosensibles et les thermocouples constituent la famille des techniques avec contact. Les vernis thermosensibles sont déposés sur l'outil de coupe et voient leur couleur changer dans certaines plages de température [52]. Ce changement de couleur donne une information globale sur la répartition des points chauds sur l'interface outil-pièce à usiner. Les thermocouples sont largement utilisés pour mesurer la température par de nombreux auteurs [53, 54, 55, 56]. Cette technique reste néanmoins limitée pour différentes raisons. D'abord, le temps de réponse des thermocouples est très supérieur au temps caractéristique des opérations d'usinage. De plus, la mise en place du thermocouple perturbe l'opération d'usinage car elle nécessite un perçage au niveau du point de mesure. Enfin, cette technique ne fournit qu'une information ponctuelle alors que le champ de température reste très hétérogène.

Les mesures de température sans contact sont réalisées à partir de caméras thermiques infrarouges [57, 58]. L'avantage principal de cette technique est qu'elle permet de déterminer le champ de température de l'interface outil-pièce à usiner. Plusieurs travaux ont été conduits afin d'extraire le champ de température en coupe orthogonale par caméra thermique [59, 60, 61, 62]. Ces mesures par thermographie infrarouge sont néanmoins perturbées par les problèmes d'émissivité, qui induisent des erreurs possiblement importantes.

Mesures cinématiques

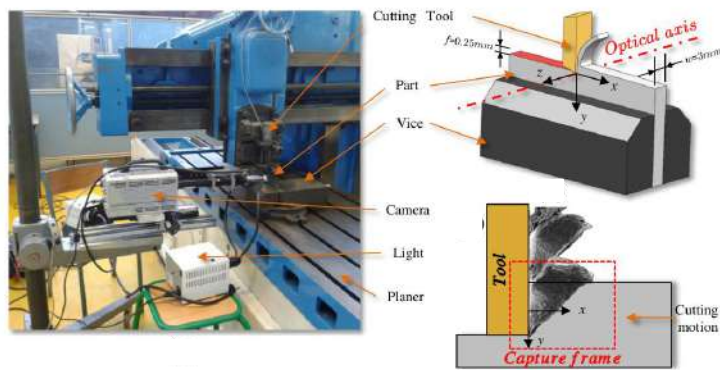
Pour les mesures de champs cinématiques, différents dispositifs peuvent être utilisés dans le cadre de l'usinage. Le dispositif QSD (Quick Stop) consiste à arrêter brutalement l'opération de coupe pour geler le processus de formation du copeau. Cet arrêt peut s'effectuer par le biais d'une accélération de la pièce ou d'une éjection de l'outil de coupe [63]. Le copeau en cours de formation peut ensuite être analysé pour déterminer les niveaux de déformation que le copeau a subi pendant l'opération de coupe. Afin d'estimer les niveaux de déformation dans la zone de coupe, plusieurs techniques sont utilisées. On peut citer l'impression d'une micro-grille [64] ou l'exploitation direct de la microstructure [65, 66]. Toutefois, si cette technique permet d'estimer *a posteriori* les déformations générées par une opération d'usinage, son intérêt reste limité dans la mesure où l'historique de déformation du copeau formé est inaccessible.

Afin d'accéder plus largement au champ de déformation, des chercheurs ont utilisé des caméras rapides pour observer la zone de coupe. En effet, la résolu-

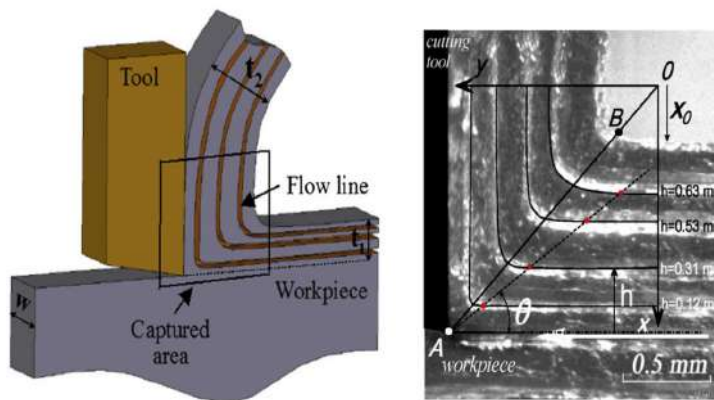
tion spatiale et temporelle des caméras rapides permet d'estimer l'évolution du champ de déplacement, donc de déformation, lors d'une opération d'usinage. Plusieurs approches ont ainsi été proposées, avec un compromis entre la résolution spatiale élevée et la fréquence d'acquisition importante [67, 68, 38]. Les déformations ont été calculées par plusieurs méthodes : la méthode de corrélation d'images [38, 37], la méthode SLA (stream line analysis) [69] et la méthode PIV (Particle Image Velocimetry) [70]. La figure 1.9 montre un exemple de dispositif mis en place ainsi que les résultats obtenus. De manière générale, l'utilisation de caméras rapides pour l'étude de l'enlèvement de matière nécessite un compromis dans le choix des paramètres de coupe, des paramètres d'acquisition et des sources d'éclairage pour optimiser la résolution spatio-temporelle.

Différents exemples d'utilisation des caméras rapides dans le contexte de l'usinage, notamment de l'alliage TA6V, peuvent être trouvés dans la littérature [71, 38, 37].

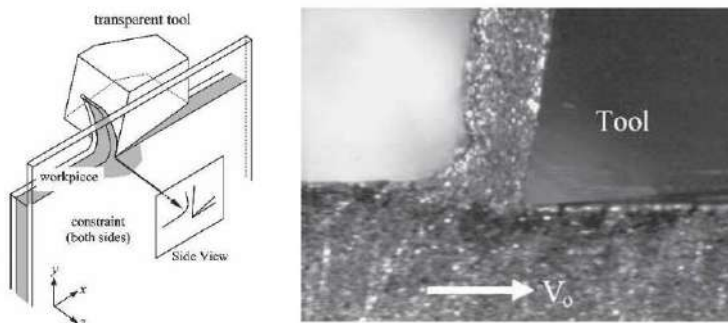
Depuis quelques années, des efforts expérimentaux ont été faits pour établir un bilan thermo-mécanique du processus de formation de copeau à partir de mesures thermiques et cinématiques simultanées. Ce type d'acquisition a été appliqué avec succès pour des essais de caractérisation simple (e.g. traction simple, cisaillement). En revanche, parce que la mise en place d'un système d'acquisition thermo-mécanique synchronisé, avec un éclairage homogène et un grandissement suffisant pour observer le marquage du matériau est extrêmement délicate, très peu d'études ont abouti dans le cas de la coupe [72, 37].



(a)



(b)



(c)

FIGURE 1.9 – Exemple des dispositifs mis en place et résultats obtenus a) corrélation d'image [38], b) SLA (stream line analysis) [69] et c) PIV (Particle Image Velocimetry) [70].

1.3 Modélisation numérique de la formation du copeau

Si les mesures, notamment les mesures de champs, permettent de construire de larges bases de données expérimentales, certaines informations restent néanmoins inaccessibles expérimentalement. Ainsi, aucune technique expérimentale ne permet actuellement de déterminer le champ de contrainte lors d'une opération d'enlèvement de matière. De plus, les techniques expérimentales évoquées précédemment ne fournissent qu'une information partielle, notamment parce que les mesures restent ponctuelles ou limitées aux surfaces externes de la pièce et du copeau.

Il est possible de remédier à ces inconvénients en recourant à la simulation numérique de l'enlèvement de matière. Un premier intérêt de la simulation est la possibilité d'accéder à l'intégralité des champs thermique, cinématique et mécanique. Aussi, la simulation permet de facilement étudier l'impact des propriétés du matériau sur l'enlèvement de matière. Elle apporte donc un éclairage complémentaire à l'expérience quand il s'agit de mieux comprendre le processus qui aboutit à la formation d'un copeau.

La mise en place d'une simulation numérique robuste du procédé de coupe nécessite de combiner différents ingrédients. Elle requiert premièrement de choisir une méthode numérique (e.g. éléments finis, différences finies) qui permet de résoudre l'ensemble des équations aux dérivées partielles qui régissent le comportement d'un système thermo-mécanique (e.g. équilibre du champ de contrainte, compatibilité du champ de déformation, diffusion de la chaleur). Aussi, le comportement du matériau à usiner est représenté au travers d'une loi de comportement qui se doit de reproduire aussi précisément que possible l'ensemble des mécanismes de déformation et d'endommagement. Ces différents aspects sont discutés dans ce qui suit.

1.3.1 Méthodes numériques

Plusieurs méthodes numériques ont été appliquées pour la modélisation numérique de la formation du copeau. Ces méthodes peuvent être regroupées en deux catégories : les méthodes avec et sans maillage. Les méthodes numériques sans maillage ont été développées pour surmonter les difficultés de distorsion du maillage rencontrées par les méthodes numériques avec maillage. De plus, ces méthodes ont l'avantage d'éviter les problèmes de dépendance au maillage des lois de comportement. Quelques résultats obtenus par ces méthodes sont présentés par la figure 1.10. Les méthodes sans maillages les plus utilisées dans la

simulation de coupe sont respectivement : la méthode CNEM (Constrained Natural Element Method), la méthode MPM (Material Point Method) et la méthode SPH (Smoothed Particle Hydrodynamics).

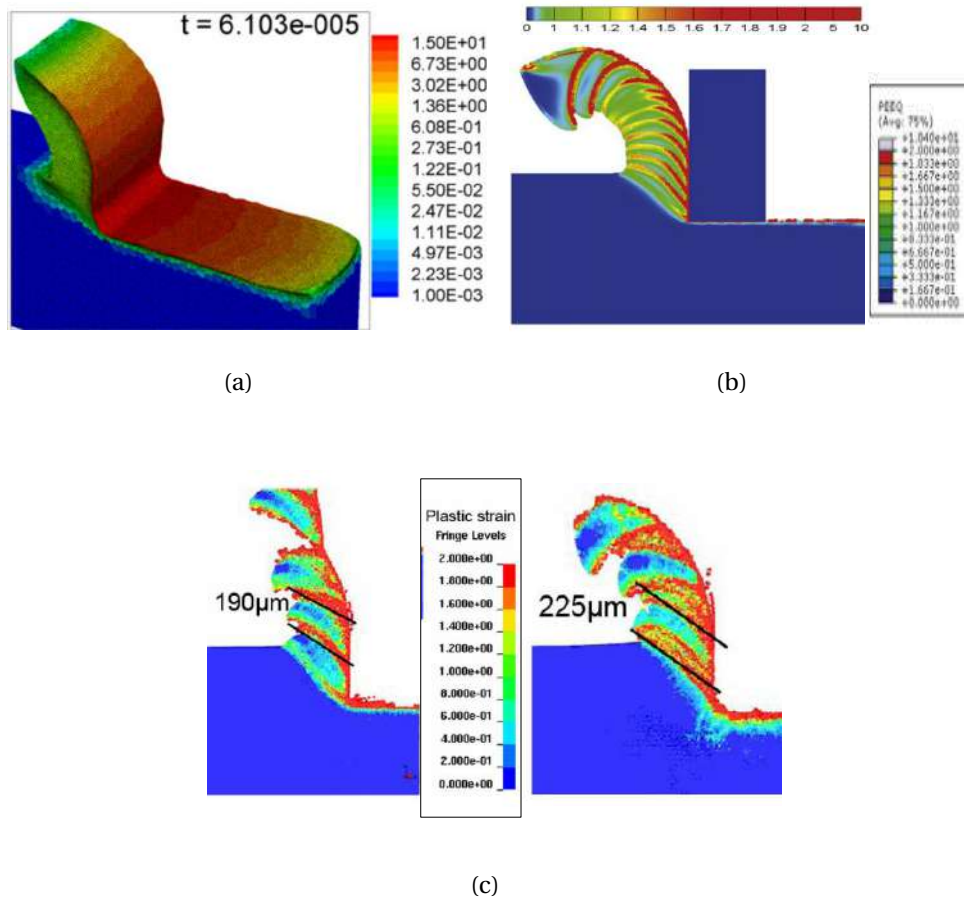


FIGURE 1.10 – Déformation plastique équivalente obtenue par quelques exemples de simulations numériques sans maillage a) méthode CNEM [73], b) méthode MPM [74] et c) méthode SPH [75].

La méthode CNEM est une méthode duale à la méthode des éléments finis (EF). Elle utilise les diagrammes Voronoï contraints afin d'améliorer la qualité de l'interpolation numérique par rapport à la méthode des EF [73]. La méthode MPM consiste à décrire le mouvement par un nombre fini de petits éléments lagrangiens appelés «Material point». Ces points matériels sont entourés d'un maillage ou d'une grille de fond qui sert à calculer les termes de gradient. La méthode SPH quant à elle a connu un essor important grâce à son application dans plusieurs domaines. En simulation d'usinage, les résultats obtenus sont pertinents en termes de géométrie du copeau ou d'effort de coupe (figure 1.10-c). L'application de cette méthode en usinage a fait l'objet de plusieurs publications [75, 76, 77].

Les méthodes numériques sans maillage sont très prometteuses pour les pro-

blèmes de mise en forme en grandes déformations et en particulier les problèmes liés à la coupe. Cependant, le problème de la définition des frontières du domaine pénalise ces méthodes numériques et nécessite le développement des algorithmes spécifiques pour l'application des conditions aux limites ou les conditions du contact.

Pour la simulation de la coupe, plusieurs études ont été réalisées en utilisant des méthodes numériques avec maillage. Plus précisément, la formulation lagrangienne est largement utilisée dans la simulation d'usinage des alliages de titane grâce à sa capacité à reproduire la morphologie du copeau. Cependant, les grandes déformations générées par le processus de coupe induisent souvent des distorsions des éléments situés en pointe de l'outil et à l'interface outil-copeau. Afin d'éviter ce problème, plusieurs techniques de séparation de la matière sont utilisées telles que : le déboutonnage [78, 79] et la zone de séparation du copeau [80, 81]. Ces techniques permettent effectivement d'éviter les problèmes liés à la distorsion de maillage. En revanche, elles induisent une perte de la physique de coupe par la pré-définition du trajet de fissuration dans le matériau.

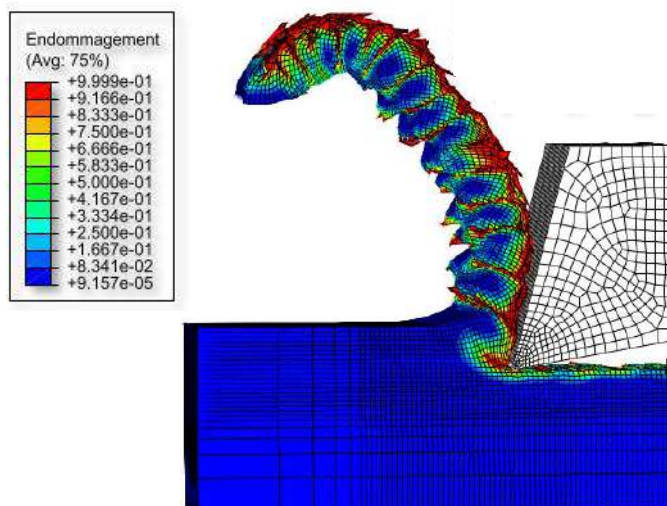


FIGURE 1.11 – Distribution du champ d'endommagement dans le copeau pour une formulation lagrangienne [46].

Les distorsions du maillage peuvent être surmontées en utilisant d'autre formulation de type Eulérien [82] et ALE (Arbitrary Lagrangien Eulerian) [83]. L'utilisation du remaillage est une alternative efficace pour éviter les distorsions, mais reste encore très couteuse en temps et ressources de calcul.

Suite à cette revue de bibliographie, il est clair qu'avec le développement des moyens de calcul les méthodes numériques vont connaître un essor de plus en plus important permettant une résolution plus précise des équations d'équilibre.

En plus des méthodes numériques, la résolution nécessite la maîtrise du comportement du matériau surtout en conditions extrêmes. Le modèle de comportement est en effet un ingrédient indispensable pour l'aboutissement d'une simulation de coupe puisqu'il doit être capable de reproduire le comportement et de capter la dégradation des caractéristiques mécaniques du matériau. Plusieurs modèles de comportement ont été utilisés pour la simulation d'usinage. Le choix du modèle de comportement dépend néanmoins de l'échelle de modélisation choisie.

1.3.2 Échelles caractéristiques de modélisation

Dans la littérature, on distingue classiquement deux échelles de modélisation de l'enlèvement de matière : macroscopique et microscopique. Afin de dissocier ces deux échelles de modélisation, certains auteurs ont proposé de définir une taille caractéristique d'environ $200\ \mu\text{m}$ de l'interférence outil-pièce à usiner [84, 85, 86, 77]. En se basant sur ce critère, ils font la distinction entre les procédés de micro- et de macro-usinage. Parce que ce critère est indépendant du matériau considéré, Kota et al. [87, 88] proposent un critère basée sur une comparaison entre la taille des grains et la taille du volume coupé. Ainsi, avec ce critère, les auteurs constatent une variation de la réponse en usinage en termes de force de coupe, d'épaisseur de copeau et d'état de surface lorsque le volume coupé n'est pas représentatif. Cette variation est expliquée par le caractère polycristallin du matériau qui, lorsque la taille de grains est importante, amène à considérer le matériau à usiner comme un solide hétérogène. En revanche, lorsque la taille de grains est suffisamment faible par rapport au volume coupé, un effet moyen de la microstructure est observé et les variations évoquées précédemment sont largement atténuées.

Dans ce qui suit, les lois de comportement couramment utilisées pour la simulation de la coupe sont présentées. Dans ce cadre, on prend soin de distinguer les lois de comportement qui modélisent le matériau à usiner comme un solide homogène de celles qui prennent explicitement en compte les hétérogénéités microstructurales (voir figure 1.12).

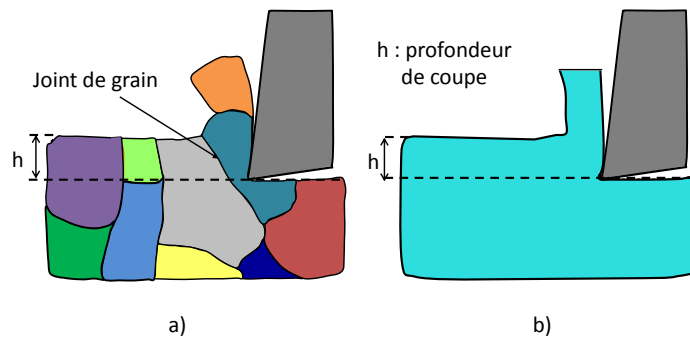


FIGURE 1.12 – Schéma explicatif des échelles de modélisation de la coupe : a) échelle microscopique (chaque couleur représente une orientation du grain) b) échelle macroscopique (modèle homogène)

1.3.3 Matériaux homogènes

La plupart des simulations numériques d'usinage s'appuient sur une modélisation où le matériau est considéré comme macroscopiquement homogène. Ces simulations permettent d'avoir une estimation globale des phénomènes mécaniques, thermiques et tribologiques engendrés par la coupe. Les lois de comportement utilisées dans ce contexte sont généralement empiriques. Elles reposent sur l'interpolation des données expérimentales existantes sans avoir une base théorique ou une interprétation physique des résultats. Ces lois de comportement sont limitées à la description du comportement dans une gamme proche de celle explorée expérimentalement.

Dans le contexte de la thermo-mécanique des milieux continus, un modèle de comportement est formé par un ensemble de relations d'état, éventuellement complétées par des relations d'évolution pour les variables internes. Dans la communauté scientifique s'intéressant à l'enlèvement de matière, les lois de comportement sont rarement présentées sous cette forme. Elles prennent plus souvent la forme d'une relation de comportement qui vise à relier une mesure de contrainte équivalente à la température, la déformation plastique cumulée et le taux de déformation plastique cumulée.

La relation de comportement proposée par Johnson et Cook (J-C) [89] est souvent utilisée pour la simulation des opérations d'usinage [90, 80, 91, 81]. C'est

une relation empirique simple et facile à identifier. Elle s'exprime comme :

$$\sigma = [A + B \varepsilon^n] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right] \quad (1.2)$$

où A , B , C , n et m sont les paramètres de la loi d'écoulement viscoplastique. T_m , T_0 et $\dot{\varepsilon}_0$ sont respectivement la température de fusion, la température de référence et la vitesse de déformation de référence. C'est une relation multiplicative formée par trois termes : un terme d'écrouissage, un terme de dépendance à la vitesse de déformation et un terme de dépendance à la température. Plusieurs auteurs ont proposé de modifier cette relation de comportement afin de mieux représenter certains phénomènes tels que la recristallisation dynamique [92, 93, 90] ou l'adoucissement thermique [94]. Baker [94] a choisi un couplage fort entre le terme d'écrouissage et celui de dépendance à la température. Ce choix produit un adoucissement important de la contrainte dû à la température et favorise la localisation de la déformation par cisaillement. Calamaz [93] a proposé une version améliorée de la relation de comportement de J-C afin de modéliser l'adoucissement dû à la fois à la température et à la déformation. Umbrello *et al.* [95] ont modifié aussi cette relation de comportement pour tenir compte de l'effet de la micro-dureté sur la contrainte d'écoulement. Cette relation a été utilisée afin de prédire l'intégrité de surface des matériaux durs à usiner. D'autres auteurs [96, 97] ont montré la limite du découplage entre le terme d'écrouissage et le terme de dépendance à la vitesse de déformation. Ils ont ainsi proposé des versions modifiées de la relation de J-C.

Une alternative à l'utilisation des lois de comportement empiriques consiste à utiliser des lois plus représentatives de la physique du processus de déformation plastique. Parce qu'elles intègrent explicitement l'effet de certains paramètres microstructuraux (e.g. taille de grains), ces lois permettent plus facilement l'extrapolation que les modèles empiriques. La relation de comportement proposée par Zerilli et Armstrong (Z-A) [98, 99] appartient à cette famille de lois de comportement. Elle permet d'exprimer la contrainte d'écoulement en fonction de variables rhéologiques et microstructurales. La forme générale de la relation du comportement de Z-A pour les structures cristallines cubique centrée (cc), cubique à face centrée (cfc) et hexagonale compacte (hc) s'écrit :

$$\sigma = \sigma_a + B \exp(-\beta T) + B_0 \sqrt{\varepsilon} \exp(-\alpha T) \quad (1.3)$$

$$\sigma_a = \sigma_G + \frac{K_d}{\sqrt{l}} \quad (1.4)$$

$$\beta = \beta_0 - \beta_1 \ln(\dot{\varepsilon}) \quad (1.5)$$

$$\alpha = \alpha_0 - \alpha_1 \ln(\dot{\varepsilon}) \quad (1.6)$$

où B , B_0 , K_d , β_0 , β_1 , α_0 et α_1 sont des paramètres matériau. l et σ_G sont respectivement la taille moyenne des grains et la contrainte athermique due aux interactions entre les dislocations mobiles et les joints des grains. La relation de comportement de Z-A est basée sur la théorie de l'activation thermique du mouvement des dislocations [18]. La contrainte d'écoulement est la somme d'une contrainte athermique et d'une contrainte thermique. La contrainte athermique varie en fonction de la taille de grain. La contrainte thermique est une fonction de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température.

Ce type d'approche reste néanmoins assez peu utilisé dans le cadre de l'usinage. On peut néanmoins citer les travaux de Liu *et al.* [100] qui ont utilisé la relation de Zerilli et Armstrong (Z-A) [98, 99] pour la modélisation de la coupe orthogonale du titane TA6V. Cette relation a été modifiée pour prendre en compte la chute de contrainte due à la restauration ou à la recristallisation dynamique pour des niveaux de déformation élevés. Les prédictions obtenues, en termes d'effort de coupe et de géométrie de feston, sont en bon accord avec les résultats expérimentaux sur une large plage des conditions de coupe. D'autres études [101, 102] ont montré que les résultats obtenus en termes de force de coupe, d'angle de cisaillement et de contrainte de cisaillement par la relation de comportement de Z-A sont plus réalistes que celle de J-C.

L'opération d'usinage implique une séparation de la matière en deux parties : le copeau et la pièce usinée. La description de cette séparation nécessite de compléter les relations de comportement par des lois d'endommagement capables de reproduire la dégradation des caractéristiques du matériau. Les modèles d'endommagement couramment utilisés pour la simulation de la coupe sont présentés dans ce qui suit.

Le critère de rupture proposé par Hancock et Mackenzie [103, 104] qui relie la déformation à la rupture à l'état de contrainte s'écrit :

$$\varepsilon_f = D_1 + D_2 \exp(D_3 \eta) \quad (1.7)$$

où $\eta = \sigma_p / \sigma_{eq}$ est la triaxialité des contraintes, σ_p et σ_{eq} sont respectivement la contrainte hydrostatique et la contrainte équivalente de von Mises. D_1 , D_2 et D_3 sont des constantes du matériau. Les auteurs définissent une variable d'endommagement D variant entre 0 et 1. Afin d'obtenir un modèle d'endommagement, le critère de rupture est complété par une loi d'évolution de la variable d'endommagement. Cette loi d'évolution est définie par :

$$\dot{D} = \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_f} \quad (1.8)$$

Ce critère a été modifié par Johnson et Cook (J-C) [105] afin de tenir compte de l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur la déformation à la rupture. Il est ensuite devenu le critère de rupture le plus utilisé pour modéliser la séparation du copeau en usinage. Il représente une extension en fonction de la vitesse de déformation et de la température du critère précédent.

Le critère de rupture de Johnson et Cook est décrit par l'équation suivante :

$$\varepsilon_f = D_1 + D_2 \exp(D_3 \eta) \left(1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) \left(1 + D_5 \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right) \quad (1.9)$$

où ε_f , ε , T_m et T_0 sont respectivement la déformation à la rupture, la déformation équivalente, la température de fusion du matériau et la température de référence. D_1 , D_2 , D_3 , D_4 et D_5 sont des constantes du matériau.

Ce seul critère d'endommagement n'est pas suffisant pour modéliser la séparation du copeau en usinage. Dans plusieurs logiciels de calculs tels que ABAQUS, lorsque la variable d'endommagement D atteint sa valeur maximale (i.e. $D = 1$), la contrainte d'écoulement est non-nulle. Une deuxième variable d'endommagement, notée D' , est alors introduite pour réduire de façon artificielle la contrainte d'écoulement. Cette variable évolue d'une façon linéaire ou exponentielle en fonction de la norme de l'incrément de la déformation plastique. Cette évolution est donnée par :

$$\text{linéaire } \dot{D}' = \frac{L\sigma_{y0}}{2G_f} \dot{\varepsilon}^p \quad (1.10)$$

$$\text{exponentielle } D' = 1 - \exp \left(- \int_0^{\varepsilon^p} \frac{L\sigma}{G_f} d\varepsilon^p \right) \quad (1.11)$$

Dans les relations qui précèdent, L , σ_{y0} et G_f sont respectivement la taille caractéristique du maillage, la contrainte d'écoulement qui correspond à une valeur maximale de la variable d'endommagement D , et l'énergie de rupture du matériau définie par l'équation :

$$G_f = \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon_f} L\sigma d\varepsilon \quad (1.12)$$

L'énergie de rupture G_f est définie dans chaque élément en fonction de la taille caractéristique de l'élément, de la contrainte et de la déformation équivalente initiale et finale.

Les modèles de comportement et d'endommagement précédents ne sont pas formulés dans le cadre de la thermodynamique des milieux continus. La violation des premiers et second principes de la thermodynamique n'est donc pas exclue. Aussi, la formulation de ces modèles dans le contexte des transformations

finies reste souvent floue, il convient donc d'être prudent quant aux résultats obtenus, en particulier dans le cadre de l'enlèvement de matière où les déformations locales peuvent être extrêmement importantes. Enfin, lorsque la taille de grain devient comparable à la profondeur de coupe et/ou la profondeur de passe, l'hypothèse d'homogénéité du matériau n'est plus valable et les approches décrites ici ne sont plus applicables.

1.3.4 Matériaux hétérogènes

Lorsqu'on se place à l'échelle microscopique, les matériaux métalliques, de par leur aspect polycristallin, sont généralement hétérogènes. Lorsque la taille des hétérogénéités microstructurales est du même ordre que le volume coupé, il est nécessaire de recourir à une modélisation qui considère explicitement l'impact de la microstructure locale (e.g. orientation des cristaux, phases en présence) sur la formation du copeau.

Les études visant à prendre en compte l'effet de la microstructure dans les simulations de coupe sont peu nombreuses. Simoneau et al. [106, 107, 108] ont développé un modèle de coupe qui prend en compte deux phases présentes dans l'acier AISI 1045 (figure 1.13-a). Les deux phases ont été modélisées par une loi de comportement de type Johnson-Cook avec différents coefficients. Ces travaux ont souligné l'influence de l'hétérogénéité du matériau sur la forme du copeau. Par rapport à une simulation classique avec l'hypothèse d'homogénéité du matériau, les auteurs estiment que les résultats obtenus sont plus réalistes sur plusieurs aspects, notamment la forme des festons et les efforts de coupe.

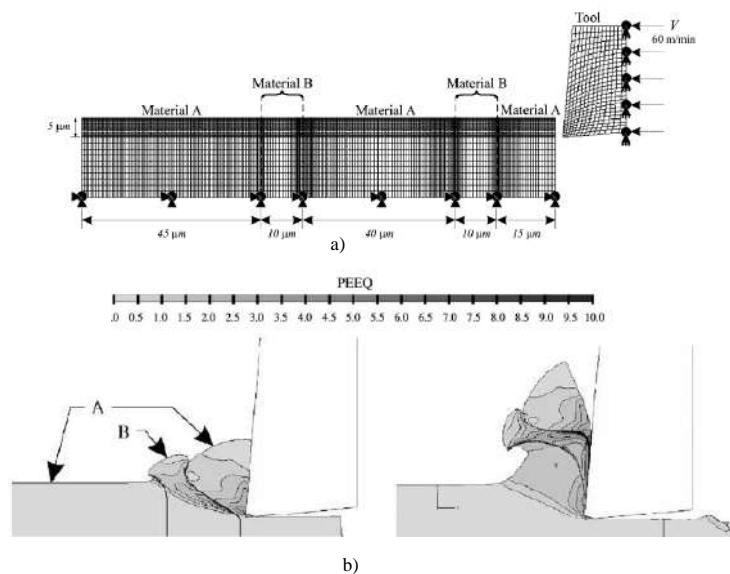


FIGURE 1.13 – a) Modèle de coupe et conditions aux limites proposés b) Distribution du champ de déformation plastique équivalente [106].

La modélisation explicite de la microstructure a été appliquée pour la première fois en simulation d'usinage par Zhang *et al.* [109]. Les grains ont été explicitement modélisés et aléatoirement orientés. Une modélisation 2D avec l'hypothèse de déformations planes a été utilisée. Une loi de comportement de plasticité cristalline a été appliquée pour décrire le comportement individuel des phases α et β . Un modèle d'homogénéisation auto-cohérent a été utilisé pour estimer la réponse du matériau au niveau du grain. Pour la séparation du copeau les auteurs ont utilisé deux lois d'endommagement différentes. La loi d'endommagement de type Lemaitre et Chaboche [110, 111] a été proposée pour modéliser l'endommagement intragranulaire. L'endommagement intergranulaire a été modélisé par le biais d'éléments cohésifs. Le modèle de coupe et les conditions aux limites sont illustrés par la figure 1.14.

Une bonne corrélation a été trouvée entre les valeurs moyennes des efforts de coupe expérimental et numérique. Ainsi, en se basant sur une étude paramétrique, les auteurs montrent que l'augmentation de la vitesse de coupe favorise la segmentation du copeau et conduit à l'apparition de micro-défauts sur la face inférieure du copeau. Aucune influence de l'orientation des cristaux sur la segmentation du copeau n'a été observée par les auteurs.

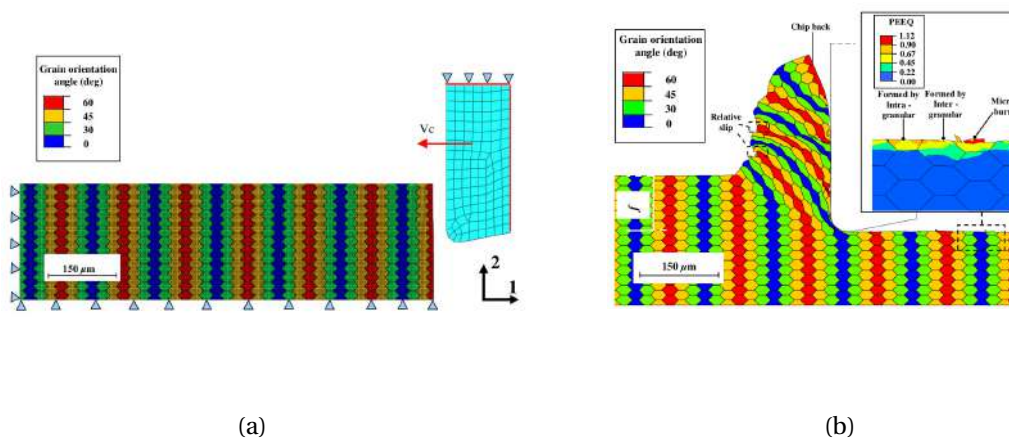


FIGURE 1.14 – a) Modèle de coupe et conditions aux limites proposés b) Distribution du champ de déformation plastique équivalente [109].

Ayed *et al.* [112] ont poursuivi l'approche de Zhang *et al.* [109] en proposant de modéliser explicitement les grains par des cellules de Voronoï et de considérer 12 systèmes de glissement pour modéliser le comportement de la phase β et 24 systèmes de glissement pour la phase α . Le modèle de coupe proposé présente l'avantage de prendre en compte la rotation du réseau cristallin et les simulations de coupe sont effectuées en 3D. Le modèle de coupe et les conditions aux limites sont illustrés par la figure 1.15. Un changement notable de l'orientation

des grains β dans le copeau a été observé par les auteurs. Néanmoins, aucune influence de la taille des grains ou des orientations cristallines sur l'effort de coupe ou la segmentation du copeau n'a été trouvée.

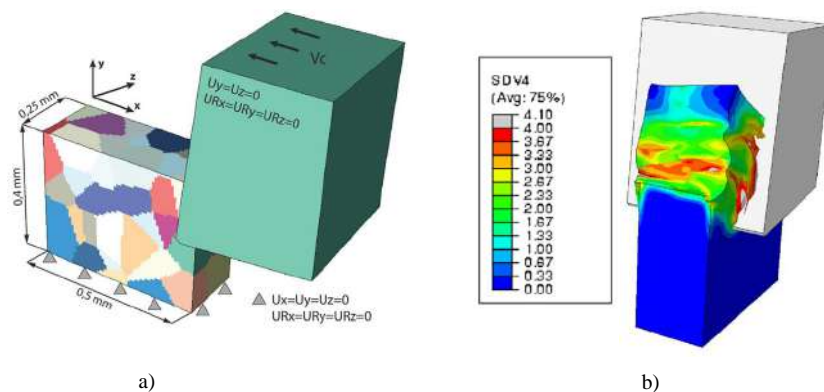


FIGURE 1.15 – a) Modèle de coupe et conditions aux limites proposés b) Distribution du champ de déformation plastique équivalente [112].

Wang *et al.* [113] ont récemment développé une modélisation polycristalline de la coupe du cuivre par un outil en diamant. Le modèle de coupe présente l'avantage de prendre en compte les grandes déformations et les simulations de coupe sont effectuées en 2D. Les grains ont été explicitement modélisés. Les orientations des grains ont été déterminées à partir d'analyses EBSD. Une loi de comportement de plasticité cristalline a été appliquée pour modéliser le comportement individuel du cristal. Une loi d'endommagement de type Johnson-Cook a été utilisée pour simuler la séparation du copeau. Une forte dépendance des efforts de coupe à la texture du matériau a été observée. Selon les auteurs, la déformation plastique est hétérogène dans le copeau formé.

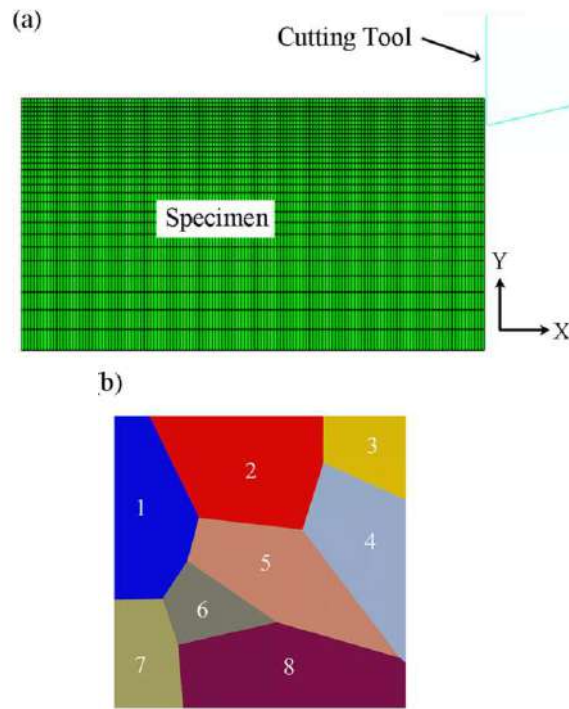


FIGURE 1.16 – a) Modèle de coupe proposé b) Distribution des grains [113].

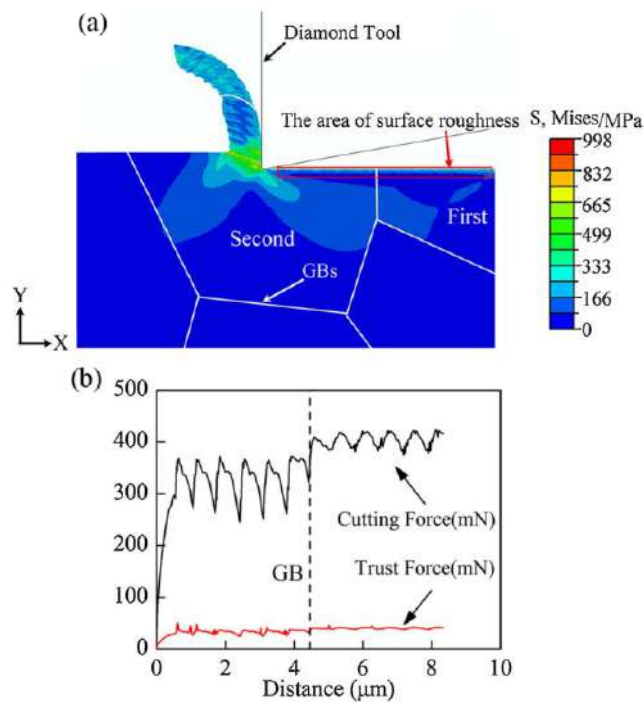


FIGURE 1.17 – a) Distribution du champs contrainte de Von Mises b) Évolution de l'effort de coupe en fonction de la distance [113].

1.4 Conclusions partielles

Ce chapitre a permis de discuter les aspects essentiels du processus de formation du copeau lors des opérations d'usinage pour le cas particulier des alliages de titane. La première partie de ce chapitre a été consacrée à la présentation de quelques éléments de métallurgie et des modes de déformation de ces alliages de titane. Le matériau de l'étude, l'alliage Ti17 a également été présenté. Une caractéristique importante de l'alliage est son importante taille de grain ($\approx 800 \mu\text{m}$). Les problématiques d'usinabilité des alliages de titane ont ensuite été présentées, en discutant notamment de l'impact des conditions de coupe et de la microstructure sur le processus de formation du copeau. L'apport des méthodes expérimentales, en particulier des techniques de mesures de champs thermiques et cinématiques, dans l'étude de l'enlèvement de matière a été souligné. La mise en oeuvre de ces techniques reste néanmoins délicate, notamment parce que l'usinage fait intervenir des sollicitations localement très sévères sur des temps courts. De plus, la difficulté d'accéder à des informations en volume, pourtant essentielles pour la compréhension du processus de formation des copeaux, reste une limitation forte de ces techniques. Une approche complémentaire à une démarche expérimentale consiste à recourir à la simulation numérique de l'enlèvement de matière. L'approche classiquement utilisée repose sur des modèles de comportement qui sont limités, essentiellement pour deux raisons. D'abord, ces modèles sont souvent formulés dans un cadre mécanique et thermodynamique peu rigoureux qui ne garantit pas la robustesse des simulations numériques. De plus, ces modèles sont adaptés aux matériaux macroscopiquement homogènes, et ne sont donc pas applicables dès lors que l'on souhaite considérer l'impact des hétérogénéités microstructurales.

Le principal objectif de cette étude est la mise en place d'un modèle de comportement adapté à la modélisation de l'usinage de l'alliage Ti17. A cause de son importante taille de grains, la prise en compte des hétérogénéités microstructurales constitue un élément essentiel de la démarche de modélisation qui, comme cela sera détaillé au chapitre 3, s'appuie très largement sur le cadre de la plasticité cristalline. Toutefois, la construction et l'identification d'un modèle de comportement ne peut se faire qu'à partir d'un ensemble de données expérimentales représentatives. La campagne expérimentale conduite à cette fin est détaillée au prochain chapitre.

Bibliographie

- [1] G. Lutjering and J.C. Williams. *Introduction, Titanium*, pages 1–14. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2007. ISBN 978-3-540-73036-1. doi : 10.1007/978-3-540-73036-1_1. URL https://doi.org/10.1007/978-3-540-73036-1_1.
- [2] S. Suri, G.B. Viswanathan, T. Neeraj, D.-H. Hou, and M.J. Mills. Room temperature deformation and mechanisms of slip transmission in oriented single-colony crystals of an α/β titanium alloy. *Acta Materialia*, 47(3) :1019 – 1034, 1999. ISSN 1359-6454. doi : [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00364-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00364-4). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645498003644>.
- [3] M.-F. Savage, J. Tatalovich, and M.J. Mills. Anisotropy in the room-temperature deformation of α/β colonies in titanium alloys : role of the α/β interface. *Philosophical Magazine*, 84(11) :1127–1154, 2004.
- [4] L. Pallot. *Thermomechanical processing of alloy Ti-17. Experimental investigation and modeling of dynamic recrystallization in the Beta range*. PhD thesis, 2012. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00849211>. Thèse de doctorat Saint-Etienne, EMSE 2012.
- [5] M. Semblanet. *Traitement thermomécanique de l'alliage Ti17 : Forgeage en alpha + beta et maintien post-forgeage en beta*. PhD thesis, 2014. URL <http://www.theses.fr/2014EMSE0748>. Thèse de doctorat Saint-Etienne, EMSE 2014.
- [6] E. A. Gautier, A. Settefrati, F. Bruneseaux, B. Appolaire, B. Denand, M. Dehmas, G. Geandier, and P. Boulet. Isothermal α'' formation in β metastable titanium alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 577 :S439 – S443, 2013. ISSN 0925-8388. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.02.046>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838812003088>. SI :ICOMAT2011.
- [7] L. Wang, W. Lu, J. Qin, F. Zhang, and D. Zhang. The characterization of shape memory effect for low elastic modulus biomedical β type titanium alloy. *Materials Characterization*, 61(5) :535 – 541, 2010. ISSN 1044-5803. doi : <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2010.02.009>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580310000409>.

- [8] S. Malinov, Z. Guo, W. Sha, and A. Wilson. Differential scanning calorimetry study and computer modeling of β to α phase transformation in a ti-6al-4v alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32(4) :879–887, Apr 2001. ISSN 1543-1940. doi : 10.1007/s11661-001-0345-x. URL <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0345-x>.
- [9] H.P. Ng, A. Devaraj, S. Nag, C.J. Bettles, M. Gibson, H.L. Fraser, B.C. Muddle, and R. Banerjee. Phase separation and formation of omega phase in the beta matrix of a ti-v-cu alloy. *Acta Materialia*, 59(8) :2981 – 2991, 2011. ISSN 1359-6454. doi : <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.01.038>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645411000541>.
- [10] A. Devaraj, S. Nag, R. Srinivasan, R.E.A. Williams, S. Banerjee, R. Banerjee, and H.L. Fraser. Experimental evidence of concurrent compositional and structural instabilities leading to omega precipitation in titanium–molybdenum alloys. *Acta Materialia*, 60(2) :596 – 609, 2012. ISSN 1359-6454. doi : <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.10.008>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645411007130>.
- [11] Y. Yang, F. Jiang, B.M. Zhou, X.M. Li, H.G. Zheng, and Q.M. Zhang. Microstructural characterization and evolution mechanism of adiabatic shear band in a near beta-ti alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 528(6) : 2787 – 2794, 2011. ISSN 0921-5093. doi : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.053>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509310014590>.
- [12] M. Gong, S. Xu, D. Xie, S. Wang, J. Wang, C. Schuman, and J.S. Lecomte. Steps and 1121 secondary twinning associated with 1122 twin in titanium. *Acta Materialia*, 164 :776 – 787, 2019. ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645418308954>.
- [13] X. Li, J. Li, B. Zhou, M. Yu, and M. Sui. Interaction of 1122 twin variants in hexagonal close packed titanium. *Journal of Materials Science & Technology*, 35(4) :660 – 666, 2019. ISSN 1005-0302. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1005030218302366>.
- [14] S. Zaefferer. A study of active deformation systems in titanium alloys : dependence on alloy composition and correlation with deformation texture. *Materials Science and Engineering : A*, 344(1) :20 – 30, 2003. ISSN

- 0921-5093. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509302004215>.
- [15] F. Bridier, P. Villechaise, and J. Mendez. Slip and fatigue crack formation processes in an α / β titanium alloy in relation to crystallographic texture on different scales. *Acta Materialia*, 56(15) :3951 – 3962, 2008. ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645408002917>.
- [16] Christophe Buirette. Étude des mécanismes de propagation de fissure dans un alliage de titane ta6v soudé par faisceau d'électrons. December 2011. URL <http://oatao.univ-toulouse.fr/17268/>.
- [17] J. Delfosse. *β forging of Ti17 - Fatigue properties*. Theses, Ecole Centrale Paris, April 2005. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00090035>.
- [18] D. Hull and D.J. Bacon. *Introduction to Dislocations (Fifth Edition)*. Oxford, 2011. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780080966724000190>.
- [19] Y. Yang, W. Q. Wang, F. L. Li, W. Q. Li, and Y. Q. Zhang. The effect of aluminum equivalent and molybdenum equivalent on the mechanical properties of high strength and high toughness titanium alloys. In *Materials Science Forum*, volume 618, pages 169–172. Trans Tech Publ, 2009.
- [20] M. Salib, J. Teixeira, L. Germain, E. Lamielle, N. Gey, and E. Aeby-Gautier. Influence of transformation temperature on microtexture formation associated with α precipitation at β grain boundaries in a β metastable titanium alloy. *Acta Materialia*, 61(10) :3758 – 3768, 2013. ISSN 1359-6454. doi : <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.03.007>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645413002036>.
- [21] J.D.C. Teixeira, B. Appolaire, E. Aeby-Gautier, S. Denis, and F. Bruneseaux. Modeling of the effect of the β phase deformation on the α phase precipitation in near- β titanium alloys. *Acta Materialia*, 54(16) :4261 – 4271, 2006. ISSN 1359-6454. doi : <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.05.019>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645406003569>.
- [22] D.A.S. Macdougall and J. Harding. A constitutive relation and failure criterion for ti6al4v alloy at impact rates of strain. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 47(5) :1157 – 1185, 1999. ISSN 0022-5096.

- doi : [https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(98\)00086-6](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(98)00086-6). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022509698000866>.
- [23] J. Rech, P.J. Arrazola, C. Claudin, C. Courbon, F. Pusavec, and J. Kopac. Characterisation of friction and heat partition coefficients at the tool-work material interface in cutting. *CIRP Annals*, 62(1) :79 – 82, 2013. ISSN 0007-8506. doi : <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2013.03.099>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007850613001005>.
- [24] Y. Ayed, G. Germain, A. Ammar, and B. Furet. Degradation modes and tool wear mechanisms in finish and rough machining of ti17 titanium alloy under high-pressure water jet assistance. *Wear*, 305(1) :228 – 237, 2013. ISSN 0043-1648. doi : <https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.06.018>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164813004110>.
- [25] S. Trabelsi, A. Morel, G. Germain, and Z. Bouaziz. Tool wear and cutting forces under cryogenic machining of titanium alloy (ti17). *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 91(5) :1493–1505, Jul 2017. ISSN 1433-3015. doi : 10.1007/s00170-016-9841-4. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9841-4>.
- [26] M.E. Merchant. Mechanics of the metal cutting process. i. orthogonal cutting and a type 2 chip. *Journal of applied physics*, 16(5) :267–275, 1945.
- [27] M.E. Merchant. Mechanics of the metal cutting process. ii. plasticity conditions in orthogonal cutting. *Journal of applied physics*, 16(6) :318–324, 1945.
- [28] S. Mhamed, S. Ben Salem, and B. Hadj Sassi. Mécanisme de formation de copeau et optimisation des efforts de coupe en tournage dur. page 12, 03 2007.
- [29] M. Habak. *Etude de l'influence de la microstructure et des paramètres de coupe sur le comportement en tournage dur de l'acier à roulement 100Cr6*. PhD thesis, 2006. URL <http://www.theses.fr/2006ENAM0057/document>. Thèse de doctorat en Mécanique et matériaux Paris, ENSAM 2006.
- [30] E. FELDER. Modélisation de la coupe des métaux. *Techniques de l'ingénieur Mise en forme des matériaux par usinage*, base documentaire : TIB510DUO., 2006. URL <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/mecanique-th7/>

[mise-en-forme-des-materiaux-par-usinage-42510210/
modelisation-de-la-coupe-des-metiaux-bm7041/](#).

- [31] L. Puigsegur. *Caractérisation thermique d'un procédé d'usinage par tournage : approche analytique et par identification de systèmes non entiers*. PhD thesis, 2002. URL <http://www.theses.fr/2002B0R12543>. Thèse de doctorat.
- [32] C. Ramirez. *Optimization criteria of titanium alloys to improve their machinability*. PhD thesis, Ecole nationale supérieure d'arts et métiers ENSAM, 2017.
- [33] V. Wagner, M. Baili, and G. Desein. The relationship between the cutting speed, tool wear, and chip formation during ti-5553 dry cutting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 76(5) :893–912, Feb 2015. ISSN 1433-3015. doi : 10.1007/s00170-014-6326-1. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-014-6326-1>.
- [34] M. Nouari, M. Calamaz, and F. Girot. Mécanismes d'usure des outils coupants en usinage à sec de l'alliage de titane aéronautique ti-6al-4v. *Comptes Rendus Mécanique*, 336(10) :772 – 781, 2008. ISSN 1631-0721. doi : <https://doi.org/10.1016/j.crme.2008.07.007>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1631072108001319>.
- [35] P.-J. Arrazola, A. Garay, L.-M. Iriarte, M. Armendia, S. Marya, and F. Le Maître. Machinability of titanium alloys (ti6al4v and ti555.3). *Journal of Materials Processing Technology*, 209(5) :2223 – 2230, 2009. ISSN 0924-0136. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.06.020>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013608004998>.
- [36] S. Sun, M. Brandt, and M.S. Dargusch. Characteristics of cutting forces and chip formation in machining of titanium alloys. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 49(7) :561 – 568, 2009. ISSN 0890-6955. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2009.02.008>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695509000558>.
- [37] M. Harzallah, T. Pottier, R. Gilblas, Y. Landon, M. Mousseigne, and J. Senatore. A coupled in-situ measurement of temperature and kinematic fields in ti-6al-4v serrated chip formation at micro-scale. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 130-131 :20 – 35, 2018. ISSN 0890-6955. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2018.03.003>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695518300634>.

- [38] T. Pottier, G. Germain, M. Calamaz, A. Morel, and D. Coupard. Sub-millimeter measurement of finite strains at cutting tool tip vicinity. *Experimental Mechanics*, 54(6) :1031–1042, Jul 2014. ISSN 1741-2765. doi : 10.1007/s11340-014-9868-0. URL <https://doi.org/10.1007/s11340-014-9868-0>.
- [39] H. Zhen and R. Komanduri. On a thermomechanical model of shear instability in machining. *CIRP Annals*, 44(1) :69 – 73, 1995. ISSN 0007-8506. doi : [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)62277-X](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)62277-X). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S000785060762277X>.
- [40] H. Schulz and T. Moriwaki. High-speed machining. *CIRP Annals*, 41(2) :637 – 643, 1992. ISSN 0007-8506. doi : [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)63250-8](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)63250-8). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007850607632508>.
- [41] M.C. Shaw and A. Vyas. Chip formation in the machining of hardened steel. *CIRP Annals*, 42(1) :29 – 33, 1993. ISSN 0007-8506. doi : [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)62385-3](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)62385-3). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007850607623853>.
- [42] M.C. Shaw and A. Vyas. The mechanism of chip formation with hard turning steel. *CIRP Annals*, 47(1) :77 – 82, 1998. ISSN 0007-8506. doi : [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)62789-9](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)62789-9). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007850607627899>.
- [43] D.M. Turley, E.D. Doyle, and S. Ramalingam. Calculation of shear strains in chip formation in titanium. *Materials Science and Engineering*, 55(1) :45 – 48, 1982. ISSN 0025-5416. doi : [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(82\)90082-9](https://doi.org/10.1016/0025-5416(82)90082-9). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0025541682900829>.
- [44] J. Barry, G. Byrne, and D. Lennon. Observations on chip formation and acoustic emission in machining ti–6al–4v alloy. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 41(7) :1055 – 1070, 2001. ISSN 0890-6955. doi : [https://doi.org/10.1016/S0890-6955\(00\)00096-1](https://doi.org/10.1016/S0890-6955(00)00096-1). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695500000961>.
- [45] S. Guosheng and L. Zhanqiang. Analytical and experimental study on formation of concentrated shear band of saw tooth chip in high-speed machining. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 65(9) :1735–1740, Apr 2013. ISSN 1433-3015.

- doi : 10.1007/s00170-012-4295-9. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-012-4295-9>.
- [46] M. Harzallah, T. Pottier, J. Senatore, M. Mousseigne, G. Germain, and Y. Landon. Numerical and experimental investigations of ti-6al-4v chip generation and thermo-mechanical couplings in orthogonal cutting. *International Journal of Mechanical Sciences*, 134 :189 – 202, 2017. ISSN 0020-7403. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2017.10.017>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020740317308913>.
- [47] M. Armendia, A. Garay, L.-M. Iriarte, and P.-J. Arrazola. Comparison of the machinabilities of ti6al4v and ti54m using uncoated wc-co tools. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(2) :197 – 203, 2010. ISSN 0924-0136. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.08.026>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013609003215>.
- [48] F. Barelli. *Développement d'une méthodologie d'optimisation des conditions d'usinage : application au fraisage de l'alliage de titane TA6V*. PhD thesis, 2016. URL <http://oatao.univ-toulouse.fr/15684/>. Thèse de doctorat.
- [49] V. Wagner, F. Barelli, G. Desein, R. Laheurte, P. Darnis, O. Cahuc, and M. Mousseigne. Comparison of the chip formations during turning of ti64 β and ti64 $\alpha + \beta$. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture*, 233(2) :494–504, 2019. doi : 10.1177/0954405417728309. URL <https://doi.org/10.1177/0954405417728309>.
- [50] S. Joshi, P. Pawar, A. Tewari, and S.S. Joshi. Effect of β phase fraction in titanium alloys on chip segmentation in their orthogonal machining. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 7(3) :191 – 201, 2014. ISSN 1755-5817. doi : <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2014.03.001>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1755581714000078>.
- [51] G. Germain. *Conditions thermomécaniques de la formation de copeaux en usinage : role des assistances*. PhD thesis, 2013. mémoire d'habilitation à diriger des recherches.
- [52] S. Rossetto and U. Koch. An investigation of temperature distribution on tool flank surface. *Annals of the CIRP*, 19(3) :551–557, 1971.

- [53] D. Stephenson and A. Ali. Tool temperatures in interrupted metal cutting. *Journal of engineering for industry*, 114(2) :127–136, 1992. cited By 97.
- [54] T. Kitagawa, A. Kubo, and K. Maekawa. Temperature and wear of cutting tools in high-speed machining of inconel 718 and ti6al6v2sn. *Wear*, 202(2) :142 – 148, 1997. ISSN 0043-1648. doi : [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(96\)07255-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(96)07255-9). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164896072559>.
- [55] M. Bacci da Silva and J. Wallbank. Cutting temperature : prediction and measurement methods—a review. *Journal of Materials Processing Technology*, 88(1) :195 – 202, 1999. ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013698003951>.
- [56] S. Chinchankar and S.K. Choudhury. Evaluation of chip-tool interface temperature : Effect of tool coating and cutting parameters during turning hardened aisi 4340 steel. *Procedia Materials Science*, 6 :996 – 1005, 2014. ISSN 2211-8128. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2211812814005355>. 3rd International Conference on Materials Processing and Characterisation (ICMPC 2014).
- [57] W. BOUZID. *Etude experimentale et numerique de la coupe orthogonale*. PhD thesis, 1993. URL <http://www.theses.fr/1993ENAM0020>. Thèse de doctorat.
- [58] R. MSAOUBI. *Aspects thermiques et microstructuraux de la coupe. Application a la coupe orthogonale des aciers austenitiques*. PhD thesis, 1998. URL <http://www.theses.fr/1998ENAM0009>. Thèse de doctorat.
- [59] C. Dinc, I. Lazoglu, and A. Serpenguzel. Analysis of thermal fields in orthogonal machining with infrared imaging. *Journal of Materials Processing Technology*, 198(1) :147 – 154, 2008. ISSN 0924-0136. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprot.2007.07.002>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013607006620>.
- [60] R. M'Saoubi, C. L. Calvez, B. Changeux, and J. L. Lebrun. Thermal and microstructural analysis of orthogonal cutting of a low alloyed carbon steel using an infrared—charge-coupled device camera technique. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture*, 216(2) :153–165, 2002. URL <https://doi.org/10.1243/0954405021519807>.

- [61] P. J. Artozoul, C. Lescalier, O. Bomont, and D. Dudzinski. Extended infrared thermography applied to orthogonal cutting : Mechanical and thermal aspects. *Applied Thermal Engineering*, 64(1) :441 – 452, 2014. ISSN 1359-4311. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135943111300954X>.
- [62] P.J. Arrazola, P. Aristimuno, D. Soler, and T. Childs. Metal cutting experiments and modelling for improved determination of chip/tool contact temperature by infrared thermography. *CIRP Annals*, 64(1) :57 – 60, 2015. ISSN 0007-8506. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007850615000694>.
- [63] S. H. Yeo, W. W. Lui, and V. Phung. A quick-stop device for orthogonal machining. *Journal of Materials Processing Technology*, 29(1) :41 – 46, 1992. ISSN 0924-0136. doi : [https://doi.org/10.1016/0924-0136\(92\)90423-P](https://doi.org/10.1016/0924-0136(92)90423-P). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/092401369290423P>.
- [64] S. Ozturk and E. Altan. Design of a computer aided quick-stop device for study of dead metal zone formation. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 34(4) :501–505, 2012.
- [65] M. M. Chaudhri. Subsurface deformation patterns around indentations in work-hardened mild steel. *Philosophical magazine letters*, 67(2) :107–115, 1993.
- [66] G. L. Chern. Development of a new and simple quick-stop device for the study on chip formation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(7) :789 – 794, 2005. ISSN 0890-6955. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2004.11.013>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695504002998>.
- [67] J. Pujana, P.J. Arrazola, and J.A. Villar. In-process high-speed photography applied to orthogonal turning. *Journal of Materials Processing Technology*, 202(1) :475 – 485, 2008. ISSN 0924-0136. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.10.007>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013607009004>.
- [68] H. Ghadbeigi, S.R. Bradbury, C. Pinna, and J.R. Yates. Determination of micro-scale plastic strain caused by orthogonal cutting. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48(2) :228 – 235, 2008. ISSN 0890-6955. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2007>.

- 08.017. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695507001563>.
- [69] G. List, G. Sutter, X.F. Bi, A. Molinari, and A. Bouthiche. Strain, strain rate and velocity fields determination at very high cutting speed. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(5) :693 – 699, 2013. ISSN 0924-0136. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.11.021>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013612003469>.
- [70] S. Lee, J. Hwang, M. R. Shankar, S. Chandrasekar, and C. W. Dale. Large strain deformation field in machining. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(5) :1633–1643, May 2006. ISSN 1543-1940. doi : 10.1007/s11661-006-0105-z. URL <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0105-z>.
- [71] Kiran Srinivasan. *Experimental determination of strain rate and flow stress in the primary shear zone while machining AISI 4340 and Ti-6AL-4V*. PhD thesis, Wichita State University, 2010.
- [72] D. Zhang, X. M. Zhang, W. J. Xu, and H. Ding. Stress field analysis in orthogonal cutting process using digital image correlation technique. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 139(3) :031001, 2017.
- [73] L. Illoul and P. Lorong. On some aspects of the cnem implementation in 3d in order to simulate high speed machining or shearing. *Computers & Structures*, 89(11) :940 – 958, 2011. ISSN 0045-7949. doi : <https://doi.org/10.1016/j.compstruc.2011.01.018>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0045794911000307>. Computational Fluid and Solid Mechanics 2011.
- [74] R. Ambati, X. Pan, H. Yuan, and X. Zhang. Application of material point methods for cutting process simulations. *Computational Materials Science*, 57 :102 – 110, 2012. ISSN 0927-0256. doi : <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.06.018>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927025611003570>. Advances in Micro- and Macro Computational Materials Mechanics.
- [75] M. Calamaz, J. Limido, M. Nouari, C. Espinosa, D. Coupard, M. Salaün, F. Girot, and R. Chieragatti. Toward a better understanding of tool wear effect through a comparison between experiments and sph numerical modelling of machining hard materials. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 27(3) :595 – 604, 2009. ISSN 0263-

4368. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0263436808001121>.
- [76] S. Islam, R. Ibrahim, . Das, and T. Fagan. Novel approach for modeling of nanomachining using a mesh-less method. *Applied Mathematical Modelling*, 36(11) :5589 – 5602, 2012. ISSN 0307-904X. doi : <https://doi.org/10.1016/j.apm.2012.01.005>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0307904X12000200>.
- [77] S. Zahedi, M. Demiral, A. Roy, and V. V. Silberschmidt. Fe/sph modelling of orthogonal micro-machining of f.c.c. single crystal. *Computational Materials Science*, 78 :104 – 109, 2013. ISSN 0927-0256. doi : <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2013.05.022>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927025613002863>.
- [78] H. Yang, M. Heinstein, and J.M. Shih. Adaptive 2d finite element simulation of metal forming processes. *International journal for numerical methods in engineering*, 28(6) :1409–1428, 1989.
- [79] S.P. Lo. An analysis of cutting under different rake angles using the finite element method. *Journal of Materials Processing Technology*, 105(1) :143 – 151, 2000. ISSN 0924-0136. doi : [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00650-6](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00650-6). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013600006506>.
- [80] T. Mabrouki, F. Girardin, M. Asad, and J.-F. Rigal. Numerical and experimental study of dry cutting for an aeronautic aluminium alloy (a2024-t351). *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48 (11) :1187 – 1197, 2008. ISSN 0890-6955. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2008.03.013>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695508000631>.
- [81] M. Yaich, Y. Ayed, Z. Bouaziz, and G. Germain. Numerical analysis of constitutive coefficients effects on fe simulation of the 2d orthogonal cutting process : application to the ti6al4v. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 93(1) :283–303, Oct 2017.
- [82] M.S. Gadala, M.R. Movahhedy, and J. Wang. On the mesh motion for ale modeling of metal forming processes. *Finite Elements in Analysis and Design*, 38(5) :435 – 459, 2002. ISSN 0168-874X. doi : [https://doi.org/10.1016/S0168-874X\(01\)00080-4](https://doi.org/10.1016/S0168-874X(01)00080-4). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0168874X01000804>.

- [83] C. Bonnet, F. Valiorgue, J. Rech, and H. Hamdi. Improvement of the numerical modeling in orthogonal dry cutting of an aisi 316l stainless steel by the introduction of a new friction model. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 1(2) :114 – 118, 2008. ISSN 1755-5817. doi : <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2008.09.006>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1755581708000333>. High Performance Cutting.
- [84] E. M. Trent and P.K. Wright. *Metal cutting*. Butterworth-Heinemann, 2000.
- [85] T. Masuzawa. State of the art of micromachining. *CIRP Annals*, 49(2) :473 – 488, 2000. ISSN 0007-8506. doi : [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)63451-9](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)63451-9). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007850607634519>.
- [86] J. Chae, S.S. Park, and T. Freiheit. Investigation of micro-cutting operations. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(3) :313 – 332, 2006. ISSN 0890-6955. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmactools.2005.05.015>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695505001306>.
- [87] K. Nithyanand. Mechanical micromachining-effect of crystallographic anisotropy on machining forces. 2011.
- [88] N. Kota and O. B. Ozdoganlar. Orthogonal machining of single-crystal and coarse-grained aluminum. *Journal of Manufacturing Processes*, 14(2) :126 – 134, 2012. ISSN 1526-6125. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2012.01.002>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1526612512000175>. Micro and Nano Manufacturing.
- [89] G. Johnson and W. H. Cook. A constitutive model and data for materials subjected to large strains, high strain rates, and high temperatures. *Proc. 7th Int. Sympo. Ballistics*, pages 541–547, 1983.
- [90] O. Lurdos. *Lois de comportement et recristallisation dynamique : approches empirique et physique*. PhD thesis, 2008. URL <http://www.theses.fr/2008EMSE0013>. Thèse de doctorat Saint-Etienne, EMSE 2008.
- [91] Y. Ayed, C. Robert, G. Germain, and A. Ammar. Development of a numerical model for the understanding of the chip formation in high-pressure water-jet assisted machining. *Finite Elements in Analysis and Design*, 108 : 1 – 8, 2016. ISSN 0168-874X. doi : <https://doi.org/10.1016/j.finel.2015>.

- 09.003. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0168874X15001389>.
- [92] U.R. Andrade, M.A. Meyers, and A.H. Chokshi. Constitutive description of work-and shock-hardened copper. *Scripta metallurgica et materialia*, 30 (7) :933–938, 1994.
- [93] M. Calamaz. *Approche expérimentale et numérique de l'usinage à sec de l'alliage aéronautique TA6V*. PhD thesis, 2008. URL <http://www.theses.fr/2008BOR13605>. Thèse de doctorat.
- [94] M. Baker. Finite element simulation of high-speed cutting forces. *Journal of Materials Processing Technology*, 176(1) :117 – 126, 2006. ISSN 0924-0136. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.02.019>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013606002020>.
- [95] D. Umbrello, J.C. Outeiro, R. M'Saoubi, A.D. Jayal, and I.S. Jawahir. A numerical model incorporating the microstructure alteration for predicting residual stresses in hard machining of aisi 52100 steel. *CIRP Annals*, 59(1) : 113 – 116, 2010. ISSN 0007-8506. doi : <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2010.03.061>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007850610000624>.
- [96] A. S. Khan and R. Liang. Behaviors of three bcc metal over a wide range of strain rates and temperatures : experiments and modeling. *International Journal of Plasticity*, 15(10) :1089 – 1109, 1999. ISSN 0749-6419. doi : [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(99\)00030-3](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(99)00030-3). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641999000303>.
- [97] R. Liang and A. S. Khan. A critical review of experimental results and constitutive models for bcc and fcc metals over a wide range of strain rates and temperatures. *International Journal of Plasticity*, 15(9) :963 – 980, 1999. ISSN 0749-6419. doi : [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(99\)00021-2](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(99)00021-2). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641999000212>.
- [98] F. J. Zerilli and R. W. Armstrong. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *Journal of applied physics*, 61 (5) :1816–1825, 1987.

- [99] F. J. Zerilli. Dislocation mechanics-based constitutive equations. *Metalurgical and Materials Transactions A*, 35(9) :2547–2555, Sep 2004. URL <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0201-x>.
- [100] R. Liu, S. Melkote, R. Pucha, J. Morehouse, X. Man, and T. Marusich. An enhanced constitutive material model for machining of ti-6al-4v alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(12) :2238 – 2246, 2013. ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013613002069>.
- [101] T.H.C. Childs and R. Rahmad. Modelling orthogonal machining of carbon steels. part ii : Comparisons with experiments. *International Journal of Mechanical Sciences*, 51(6) :465 – 472, 2009. ISSN 0020-7403. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020740309000629>.
- [102] T.H.C. Childs and R. Rahmad. Modifying strain-hardening of carbon steels for improved finite element simulation of orthogonal machining. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture*, 224(5) :721–732, 2010. URL <https://doi.org/10.1243/09544054JEM1615>.
- [103] J.W. Hancock and A.C. Mackenzie. On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 24(2) :147 – 160, 1976. ISSN 0022-5096. doi : [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(76\)90024-7](https://doi.org/10.1016/0022-5096(76)90024-7). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022509676900247>.
- [104] A.C. Mackenzie, J.W. Hancock, and D.K. Brown. On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high strength steels. *Engineering Fracture Mechanics*, 9(1) :167 – 188, 1977. ISSN 0013-7944. doi : [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(77\)90062-5](https://doi.org/10.1016/0013-7944(77)90062-5). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0013794477900625>.
- [105] G. R. Johnson and W. H. Cook. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 21(1) :31 – 48, 1985. ISSN 0013-7944. doi : [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(85\)90052-9](https://doi.org/10.1016/0013-7944(85)90052-9). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0013794485900529>.
- [106] A. Simoneau, E. Ng, and M.A. Elbestawi. Chip formation during microscale cutting of a medium carbon steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(5) :467 – 481, 2006. ISSN 0890-6955.

- doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2005.07.019>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695505001549>.
- [107] A. Simoneau, E. Ng, and M.A. Elbestawi. Grain size and orientation effects when microcutting aisi 1045 steel. *CIRP Annals*, 56(1) :57 – 60, 2007a. ISSN 0007-8506. doi : <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2007.05.016>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007850607000169>.
- [108] A. Simoneau, E. Ng, and M.A. Elbestawi. Modeling the effects of microstructure in metal cutting. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47(2) :368 – 375, 2007b. ISSN 0890-6955. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2006.03.006>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695506000861>.
- [109] Y. Zhang, T. Mabrouki, D. Nelias, C. Courbon, J. Rech, and Y. Gong. Cutting simulation capabilities based on crystal plasticity theory and discrete cohesive elements. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(4) :936 – 953, 2012. ISSN 0924-0136. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.12.001>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013611003517>.
- [110] J. Lemaitre, J.L. Chaboche, A. Benallal, and R. Desmorat. *Mécanique des matériaux solides-1^{ère} édition*. Dunod, 1985.
- [111] J.L. Chaboche. Sur l'utilisation des variables d'état interne pour la description du comportement viscoplastique et de la rupture par endommagement. *Problems Non-Linearaires de Mecanique*, pages 137–159, 1977.
- [112] Y. Ayed, C. Robert, G. Germain, and A. Ammar. Orthogonal micro-cutting modeling of the ti17 titanium alloy using the crystal plasticity theory. *Finite Elements in Analysis and Design*, 137 :43 – 55, 2017. ISSN 0168-874X. doi : <https://doi.org/10.1016/j.finel.2017.08.002>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0168874X17302093>.
- [113] Z. Wang, J. Zhang, Z. Xu, J. Zhang, H. Hassan, G. Li, H. Zhang, A. Hartmaier, F. Fang, Y. Yan, and T. Sun. Crystal plasticity finite element modeling and simulation of diamond cutting of polycrystalline copper. *Journal of Manufacturing Processes*, 38 :187 – 195, 2019. ISSN 1526-6125. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.01.007>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1526612518316682>.

Chapitre 2

Étude expérimentale du comportement du titane Ti17

Sommaire

2.1 Comportement de l'alliage de titane Ti17	56
2.2 Dispositif expérimental	58
2.3 Caractérisation du comportement viscoplastique de l'alliage de titane Ti17	59
2.3.1 Démarche générale	59
2.3.2 Procédure expérimentale	59
2.3.3 Exploitation des essais	62
2.3.4 Résultats des essais de compression	65
2.3.5 Analyse du comportement en compression	70
2.4 Étude de l'endommagement de l'alliage de titane Ti17 $\beta + \alpha$	81
2.4.1 Procédure expérimentale	81
2.4.2 Impact du taux de triaxialité	83
2.4.3 Influence de la température	84
2.4.4 Influence de la vitesse de déformation	85
2.4.5 Observations fractographiques	86
2.5 Conclusions	88

Si l'objectif de ce travail est la construction d'un modèle de comportement à l'échelle cristalline, il est néanmoins nécessaire de caractériser le comportement de l'alliage de titane Ti17. Ce chapitre présente donc l'ensemble de la démarche expérimentale qui a été mise en place à cette fin. Cette démarche doit répondre à un double objectif. Il s'agit d'abord de caractériser le comportement viscoplastique de l'alliage Ti17 puis d'étudier les phénomènes d'endommagement. Pour l'étude du comportement viscoplastique, deux difficultés se posent. La première est la nécessité de conduire des essais de caractérisation en conditions extrêmes (grandes vitesses de déformation, températures importantes) qui soient représentatifs des sollicitations rencontrées en usinage. La seconde difficulté réside dans la nature biphasée de l'alliage de Ti17, qui requiert la connaissance du comportement rhéologique individuel de chaque phase.

Afin de présenter le travail expérimental réalisé dans cette thèse, ce chapitre est organisé comme suit. Dans la première partie, les principaux résultats de la littérature concernant le comportement de l'alliage Ti17 sont discutés. Les protocoles expérimentaux utilisés pour la caractérisation des mécanismes de déformation et d'endommagement sont décrits dans la seconde partie. Les résultats permettant de quantifier les contributions des phases α et β à la déformation sont exposés dans la troisième partie. L'effet des conditions de chargement (température, vitesse de déformation et mode de sollicitation) sur le développement de l'endommagement dans l'alliage Ti17 est abordé dans la dernière partie.

2.1 Comportement de l'alliage de titane Ti17

Le Ti17 est un alliage de titane conçu pour les aubes des compresseurs des turboréacteurs ainsi que les turbines à gaz [1, 2]. Il offre d'excellentes propriétés mécaniques et une résistance au fluage plus intéressante que plusieurs autres alliages de titane, notamment le TA6V [3]. Le comportement mécanique de cet alliage dans des conditions de fabrication est assez complexe, principalement à cause des nombreux phénomènes physiques qui interviennent (c-à-d. glissement cristallographique, transformation de phases [4], recristallisation dynamique [5] ...).

Plusieurs travaux de recherche se sont concentrés sur la caractérisation et la modélisation de la cinétique de transformation $\beta \rightarrow \alpha$ pour l'alliage de titane Ti17 [6, 3]. Ces travaux visent généralement à étudier l'impact des traitements thermo-mécaniques sur les propriétés d'usage qui dépendent de la morphologie des lamelles α et de leur distribution dans la matrice β . Cette maîtrise des propriétés permet d'optimiser les procédés de mise en forme et d'améliorer la durée de vie en fatigue des pièces fabriquées [7].

Afin de caractériser le comportement mécanique de l'alliage de titane Ti17, de nombreuses études expérimentales ont été réalisées [8, 9, 10, 11, 12]. Par exemple, Liu *et al.* [13] ont effectué des essais de compression uniaxiale sur le Ti17 avec une microstructure lamellaire pour différentes températures (entre 780 et 860°C) et différentes vitesses de déformation (entre 10^{-3} et 10^{-1} s $^{-1}$). Pour ces conditions de chargement, l'adoucissement domine le comportement mécanique du Ti17 $\alpha + \beta$. Pour les faibles vitesses de déformation, l'adoucissement s'explique par la globularisation de la microstructure lamellaire. Il est en revanche lié à la localisation de la déformation pour les vitesses de déformation élevées (c.-à-d. 10^{-1} s $^{-1}$). Des conclusions similaires ont été tirées par Ma *et al.* [14]. Le comportement du titane Ti17 avec une microstructure obtenue par frittage a été étudié par Zhan-glong *et al.* [12] à des vitesses de déformation allant de 10^{-3} à 1 s $^{-1}$ et des températures entre 810 et 920°C. Les résultats expérimentaux ont montré que, quelles que soient les conditions de chargement, l'adoucissement domine le comportement mécanique pour la microstructure $\alpha + \beta$ et traitée- β .

Le processus de localisation de la déformation conduisant à la formation des bandes de cisaillement adiabatique (BCA) a été étudié par Huang *et al.* [15], qui ont effectué des analyses EBSD sur des éprouvettes de titane Ti17 déformées avec une microstructure initiale nodulaire. D'après les résultats obtenus, la recristallisation dynamique se produit pour les grains β dans la région centrale de la bande de cisaillement adiabatique, tandis que la restauration dynamique a lieu dans la région proche des BCA.

Zhang *et al.* [16] ont étudié le comportement du Ti17 avec une microstructure initiale composée de grains primaires de phase α intégrés dans une matrice β . Tout d'abord, des essais de traction *in situ* ont été conduits à l'intérieur d'un microscope électronique à balayage (MEB) à température ambiante et pour une faible vitesse de déformation (c.-à-d. 10^{-3} s $^{-1}$). A la suite des essais, des analyses EBSD ont été effectuées. Bien que les glissements basal et prismatique soient les principaux modes de déformation, une contribution du maclage de la phase α a également été observée.

Dans les études ci-dessus, peu d'attention a été accordée à l'influence de la microstructure initiale, en particulier les fractions des différentes phases en présence, sur le comportement de l'alliage de titane Ti17. Plus précisément, en conditions d'équilibre, l'alliage de titane Ti17 présente une microstructure biphasée $\alpha + \beta$ à basse température alors qu'il est composé uniquement de grains β à haute température ($T \geq 890$ °C). L'influence de la température est donc souvent difficile à distinguer de l'influence de la microstructure initiale car ces paramètres ne varient pas de façon indépendante. En effet, les vitesses de chauffage utilisées pour amener les échantillons aux températures d'essais sont générale-

ment lentes [9, 10]. Elles ne permettent donc pas d'éviter les transformations de phases au cours d'un cycle thermique. Il est alors délicat d'essayer d'appréhender le rôle de la température sur le comportement individuel de chaque phase à partir de ces essais.

2.2 Dispositif expérimental

Afin d'étudier le comportement viscoplastique et l'endommagement de l'alliage de titane Ti17, des essais mécaniques ont été conduits à l'aide d'un simulateur GLEEBLE 3500. Ce système comprend un système de chauffage par effet Joule et un système mécanique servohydraulique.

Le système de chauffage par effet Joule permet de réaliser une montée en température pouvant atteindre théoriquement $10\,000^\circ\text{C/s}$. Il est aussi capable de maintenir la température en régime permanent jusqu'à 1500°C . Grâce à sa méthode de chauffage, le simulateur GLEEBLE peut exécuter des cycles thermiques plus rapides (de 5 à 10 fois) que les machines d'essai équipées de fours conventionnels. Les vitesses de chauffage élevées permettent ainsi à l'utilisateur de se rapprocher des conditions de chauffage engendrées en usinage, qui limitent généralement les transformations de phases diffusives.

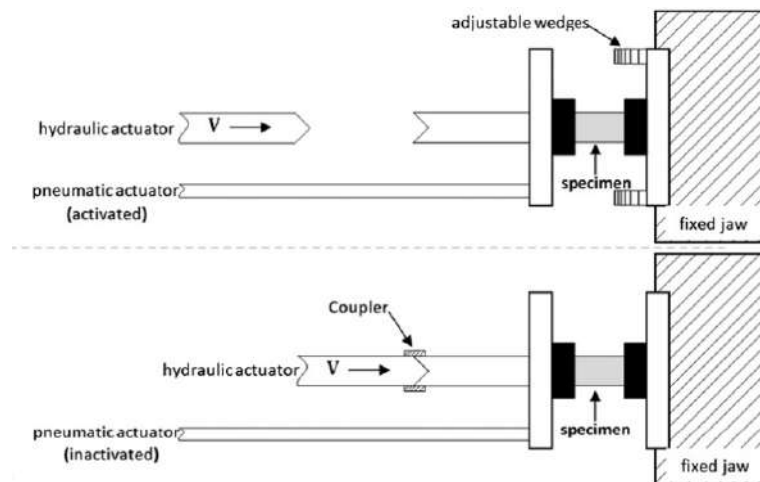


FIGURE 2.1 – Configuration d'essai mécanique utilisée en compression [17].

Afin d'éviter l'oxydation, les essais sont conduits sous vide (10^{-5} bar). Aussi, pour réaliser des analyses métallographiques, la microstructure est figée post-essai grâce à un système de refroidissement (par un jet d'air comprimé) permettant d'atteindre des vitesses de refroidissement supérieures à 230°C/s . Lors des essais, la température est mesurée à l'aide d'un thermocouple de type K soudé sur la surface des éprouvettes. Des essais réalisés avec plusieurs thermocouples

placés près des deux bords et au centre d'une éprouvette ont préalablement montré que le cycle thermique choisi permet de limiter les gradients thermiques.

La machine est équipée d'un système servohydraulique entièrement intégré capable d'exercer un effort axial allant jusqu'à 100 kN (voir figure 3.2). La vitesse de déplacement de la traverse du vérin peut aller de 0,001 à 1000 mm.s⁻¹. L'allongement de l'éprouvette Δl est mesuré par un extensomètre. Le système mécanique permet à l'opérateur de programmer plusieurs modes de contrôle (force, vitesse de déplacement ...).

2.3 Caractérisation du comportement viscoplastique de l'alliage de titane Ti17

2.3.1 Démarche générale

Dans cette partie, on présente la campagne expérimentale qui a permis de caractériser le comportement viscoplastique de l'alliage Ti17. Cette campagne a été construite de sorte à pouvoir étudier séparément les contributions des phases α et β à la déformation de l'alliage Ti17. Ainsi, afin de répondre à cette problématique, deux microstructures sont considérées : (i) une microstructure biphasée lamellaire $\alpha + \beta$ et (ii) une microstructure monophasée équiaxe β .

Dans un premier temps, le comportement de chacune de ces deux microstructures est caractérisé à partir d'essais de compression uniaxiale pour des vitesses de déformation allant de 0,1 à 10 s⁻¹ et des températures allant de 25°C à 900°C. Le cycle thermique a été choisi tel que la durée totale d'un essai de compression soit suffisamment faible pour éviter les transformations de phases pour ces deux microstructures.

Dans un deuxième temps, plusieurs techniques expérimentales telles que la microscopie optique (MO), la microscopie électronique à balayage (MEB), la diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) et la diffraction des rayons X (DRX) sont utilisées pour analyser les échantillons déformés. Les résultats ainsi obtenus permettent de déterminer quelles transformations microstructurales gouvernent le comportement de l'alliage Ti17 en fonction à la fois de la microstructure initiale et des conditions de sollicitation.

2.3.2 Procédure expérimentale

Pour comprendre l'impact des différentes phases métallurgiques sur le comportement, deux microstructures ont été considérées pour les essais de compression uniaxiaux. La première microstructure est la microstructure lamellaire $\alpha + \beta$

représentative de l'état de livraison de l'alliage Ti17. Une seconde microstructure, composée uniquement de grains β (voir figure 2.4), a été obtenue par trempe depuis le domaine β .

Les essais de compression utilisent des éprouvettes cylindriques usinées à partir d'une barre forgée. Pour l'alliage de Ti17 $\alpha + \beta$, des éprouvettes cylindriques de diamètre 6 mm et de hauteur 9 mm ont été utilisées pour les températures de caractérisation inférieures à 650°C. Les essais à haute température ont été effectués en utilisant des éprouvettes de diamètre 10 mm et de hauteur 15 mm. Pour le Ti17 traité- β , des éprouvettes cylindriques de diamètre 6 mm et de hauteur 9 mm ont été utilisées. Afin d'améliorer la conductivité thermique et de réduire le frottement, des feuilles de graphite sont positionnées à l'interface entre l'enclume et l'éprouvette pour chaque essai de compression.

Pour les essais de compression sur la microstructure lamellaire $\alpha + \beta$, la procédure expérimentale a été choisie de sorte à ce que la durée totale d'un essai de compression soit suffisamment faible pour éviter la transformation de phases $\alpha \rightarrow \beta$, en particulier à haute température. Comme le montre la figure 2.2, l'éprouvette est chauffée rapidement de la température ambiante à la température d'essai avec une vitesse de chauffage de 100°C/s. La température est maintenue pendant 5 secondes pour limiter les gradients thermiques. L'essai de compression est effectué avec une vitesse de déformation nominale constante jusqu'à une déformation axiale de 50%. Finalement, l'éprouvette déformée est immédiatement trempée après essai à l'aide d'un jet d'air comprimé.

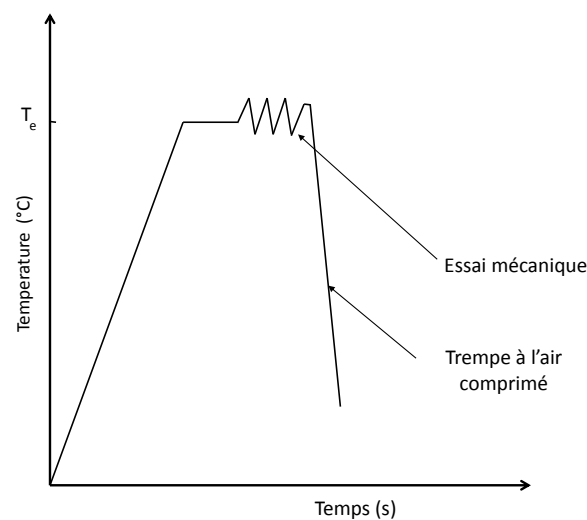
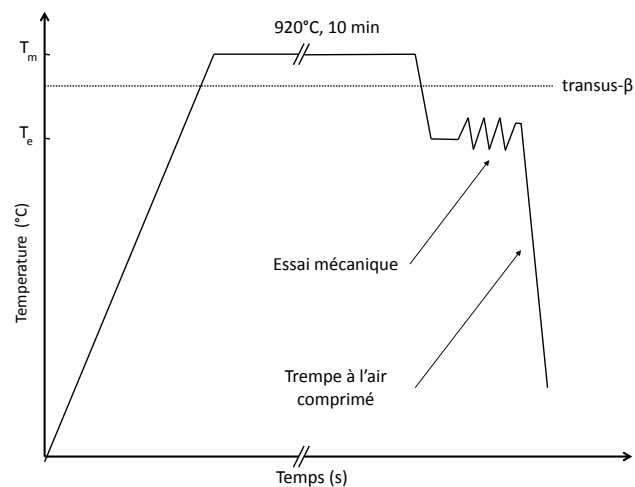


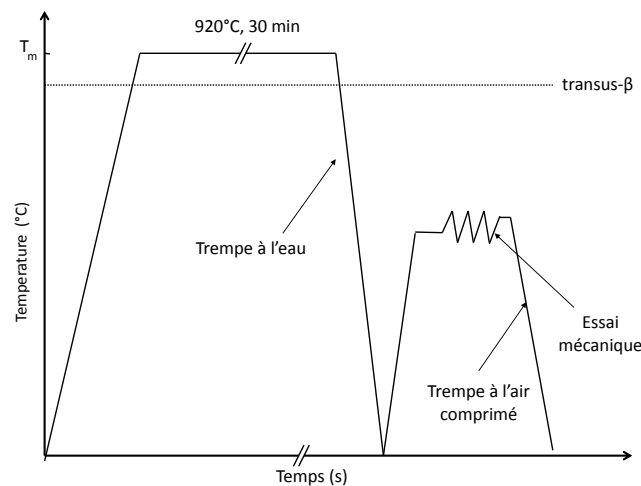
FIGURE 2.2 – Procédure expérimentale utilisée pour réaliser des essais de compression uniaxiale sur des éprouvettes de titane Ti17 $\alpha + \beta$.

Deux cycles thermiques ont été mis en place (voir figure 2.3) pour les essais

de compression sur la microstructure traitée β . Pour les éprouvettes déformées à des températures supérieures à 700°C , la procédure utilisée est la suivante : l'éprouvette est tout d'abord chauffée de la température ambiante jusqu'à 920°C (au-dessus de la température du transus- β) avec une vitesse de chauffage lente de $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$. La température est maintenue pendant 10 minutes et l'éprouvette est rapidement refroidie jusqu'à la température d'essai en accord avec le diagramme Temps-Température-Transformation (TTT) en refroidissement (voir figure 2.5) afin d'éviter la transformation de la phase β . Finalement, l'essai de compression est effectué et l'éprouvette est immédiatement trempée avec un jet d'air comprimé.



(a)



(b)

FIGURE 2.3 – Procédure expérimentale utilisée pour réaliser des essais de compression uniaxiale sur des éprouvettes de titane Ti17 traité- β : a) pour $T \geq 700^{\circ}\text{C}$ et b) pour $T \leq 450^{\circ}\text{C}$.

En se basant sur le diagramme TTT, la température de 650°C est critique au

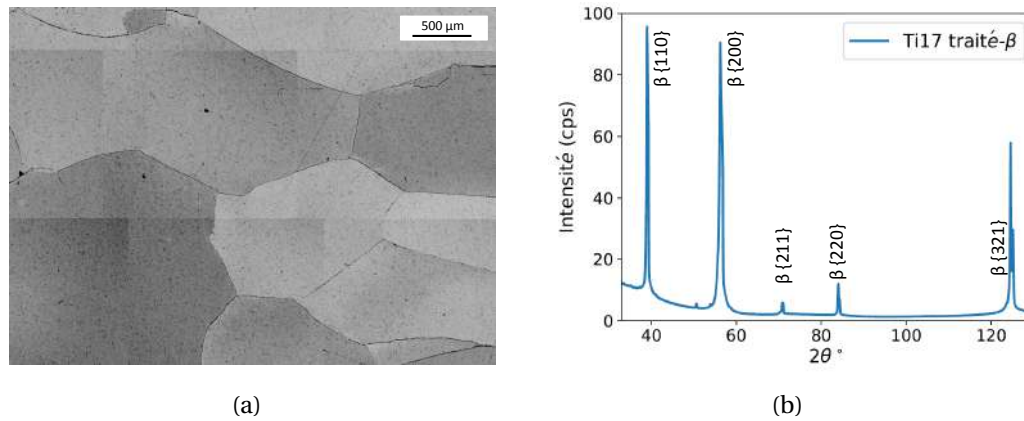


FIGURE 2.4 – a) Observation par microscopie optique (en lumière polarisée) du Ti17 traité- β après le traitement thermique. (b) Diffractogramme RX du Ti17 traité- β non déformé.

sens où la transformation de la phase β se déclenche après un temps très court (environ 10 s). La machine Gleeble ne permet pas de refroidir une éprouvette de 920°C jusqu'à 650°C en moins de 10 s. Ainsi, afin de caractériser l'alliage de titane traité- β pour des températures inférieures à 650°C, les éprouvettes sont traitées thermiquement dans un four à 920°C pendant 30 minutes puis trempées à l'eau.

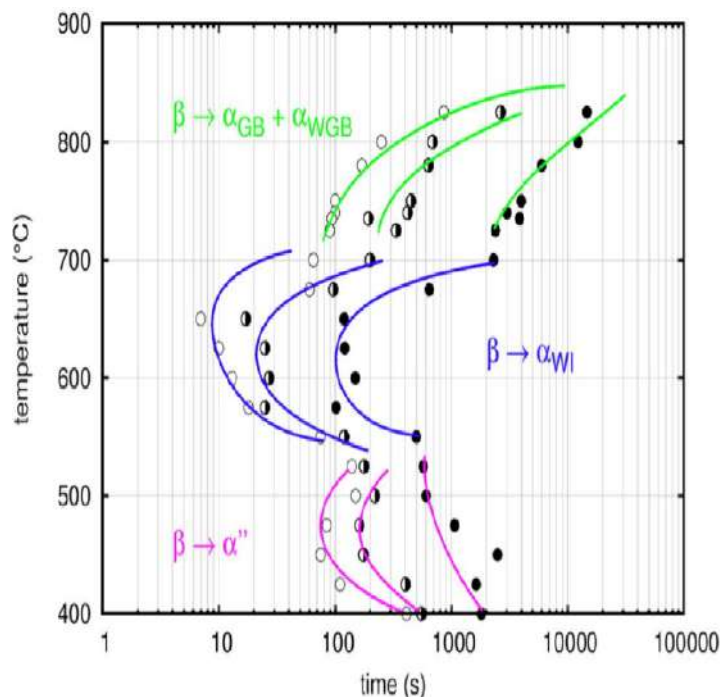


FIGURE 2.5 – Diagramme Temps-Température-Transformation (TTT) en refroidissement de l'alliage de titane Ti17 [3].

Les analyses EBSD et DRX ont permis de vérifier que ni la phase d'équilibre α , ni les phases martensitiques hors équilibre α' et α'' ne sont formées au cours

de ce traitement thermique. Finalement, le même cycle thermo-mécanique que celui utilisé pour étudier la microstructure $\alpha + \beta$ est appliqué aux éprouvettes de Ti17 traité- β au four (voir figure 2.4-b).

2.3.3 Exploitation des essais

Lors d'un essai de compression, si on suppose que le matériau se déforme de manière homogène, la déformation et la contrainte rationnelle s'écrivent comme suit :

$$\varepsilon = \ln \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0} \right) \quad (2.1)$$

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0} \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0} \right) \quad (2.2)$$

où l_0 et d_0 sont respectivement la longueur et le diamètre initial de l'éprouvette cylindrique. Les essais de compression ont été effectués avec une vitesse de déformation nominale ($\dot{\varepsilon}$) allant de 0,1 à 10 s^{-1} jusqu'à une déformation axiale de 50%. La température initiale des essais est comprise entre 25 et 900°C. La matrice d'essai pour les deux microstructures $\alpha + \beta$ et traité- β est détaillée sur la figure 2.6.

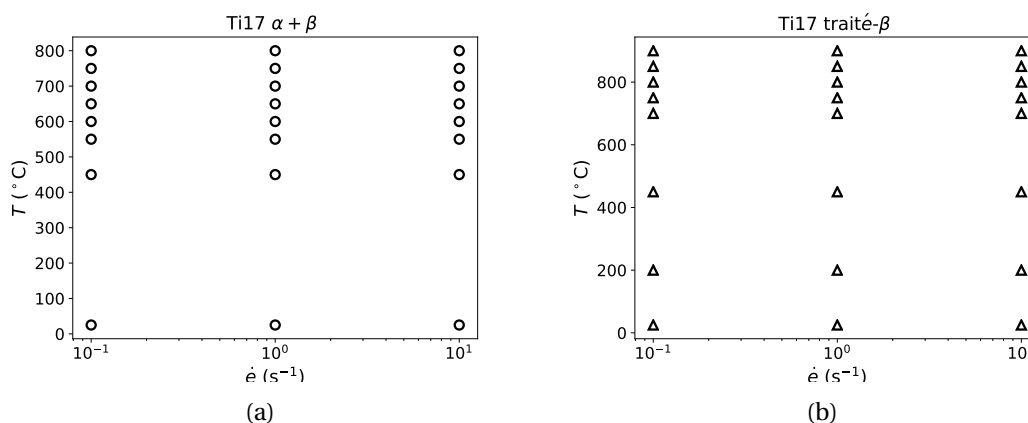


FIGURE 2.6 – a) Matrice des essais en fonction de la température $T(^{\circ}C)$ et de la vitesse de déformation nominale $\dot{\varepsilon} (s^{-1})$ pour l'alliage de titane Ti17 a) $\alpha + \beta$ et (b) traité- β .

Il est important de souligner que les calculs de déformation supposent que le champ de déformation est homogène lors des essais. Néanmoins, une forme de tonneau est parfois obtenue à la fin de l'écrasement des éprouvettes. Cette forme traduit une hétérogénéité de la déformation au cours de l'essai. Elle est généralement due au frottement aux interfaces entre les éprouvettes de compression et les enclumes. Dans ce travail, aucune correction due au frottement des courbes contrainte-déformation n'a été réalisée. Cependant, le frottement

enclume-éprouvette sera pris en compte explicitement dans les simulations numériques qui serviront à identifier les paramètres des différentes phases.

Au cours des essais de compression, le déplacement est mesuré par le biais d'un extensomètre placé sur les deux mors fixe et mobile de la machine. Plusieurs erreurs de mesure sont néanmoins présentes, en particulier parce que le montage n'est pas infiniment rigide. Ainsi, afin d'exploiter les courbes contrainte-déformation obtenues, il est nécessaire de tenir compte de la rigidité artificielle affectant les résultats bruts.

La procédure classique [18] pour la correction de rigidité s'appuie sur le module de Young du matériau. En effet, à partir du module de Young E et de la section de l'éprouvette considérée, il est possible d'estimer la rigidité de la machine et de corriger les courbes force-allongement obtenues lors des essais de compression. Une difficulté de cette approche réside dans la nécessité de connaître le module de Young pour les deux microstructures étudiées sur l'ensemble des températures considérées.

L'évolution du module de Young pour des températures allant de 25°C jusqu'à 400°C a été étudiée par la société TIMET, partenaire industriel du projet dans lequel s'inscrivent ces travaux de thèse. Dans cette gamme de température, une évolution quasi-affine du module de Young a été observée. Une étude de l'évolution du module de Young en fonction de la température a été récemment réalisée par Ramirez [19] sur trois nuances d'alliages de titane (TA6V $\alpha + \beta$, TA6V traité β et Ti54M) pour des température allant de 25°C jusqu'à 1100°C par une méthode de résonance acoustique. Les résultats obtenus sont présentés sur la figure 2.7. Ils montrent également que l'évolution du module de Young en fonction de la température est bien représentée par une fonction affine lors que les températures restent modérées ($T \leq 800^\circ\text{C}$).

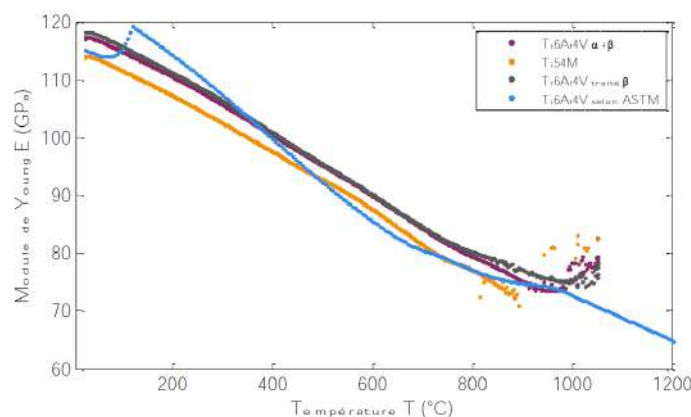


FIGURE 2.7 – Évolution du module de Young en fonction de la température pour les alliages de titane TA6V $\alpha + \beta$, TA6V traité β et Ti54M [19].

En se basant sur cette étude, et en utilisant le modèle de Voigt dans le domaine biphasé [20] les évolutions du module de Young du Ti17 $\alpha + \beta$, ainsi que ceux du Ti17 α et Ti17 β ont été déterminées. Les relations suivantes illustrent l'évolution du module de Young des différentes phases en fonction de la température :

$$E_{Ti17\alpha} = -0.0461T + 120.2$$

$$E_{Ti17\alpha+\beta} = -0.0457T + 115.2$$

$$E_{Ti17\beta} = -0.0431T + 99.36$$

Ces évolutions sont représentées sur la figure 2.8. Le module de Young ($\approx 98,8$ GPa) du Ti17 traité- β à température ambiante a été déterminé par Fréour *et al.* [21].

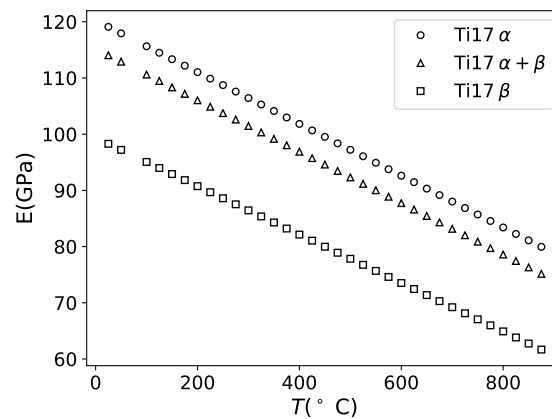


FIGURE 2.8 – Évolution du module de Young en fonction de la température pour l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$, Ti17 β et Ti17 α .

2.3.4 Résultats des essais de compression

Microstructure lamellaire $\alpha + \beta$

Les courbes contrainte-déformation de l'alliage Ti17 $\alpha + \beta$ pour les différentes températures et différentes vitesses de déformation sont présentées sur la figure 2.9. D'après les résultats expérimentaux, une augmentation de la vitesse de déformation et/ou une diminution de la température est généralement accompagnée par une augmentation de la contrainte d'écoulement et une réduction de la déformation à la rupture. Ces effets sont classiquement expliqués par les obstacles à courte distance qui sont franchis par les dislocations mobiles sous l'effet de l'activation thermique [22].

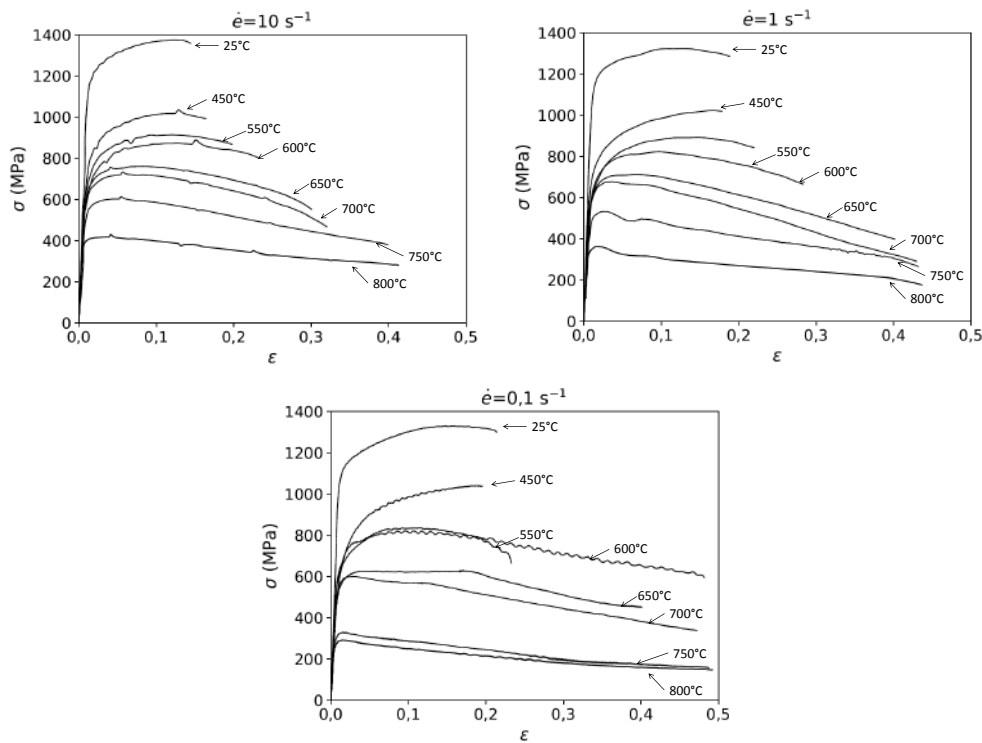


FIGURE 2.9 – Courbes contrainte-déformation de l’alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ pour différentes températures (de 25 à 800°C) et différentes vitesses de déformation (de 0,1 à 10 s⁻¹).

Comme le montre la figure 2.9, quelles que soient les conditions de chargement, les courbes de comportement du Ti17 $\alpha + \beta$ ne présentent pas de régime stationnaire. Plus précisément, pour les températures élevées ($T \geq 650^\circ\text{C}$), l’érouissage initial est immédiatement suivi d’un adoucissement continu. Une tendance similaire a été observée pour cet alliage par Wang *et al.* [23] et Zhanglong *et al.* [12]. En revanche, pour les basses températures ($T \leq 450^\circ\text{C}$), une augmentation significative de la contrainte d’écoulement est observée. Pour les températures intermédiaires ($550 \leq T \leq 600^\circ\text{C}$), l’alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ présente un comportement en deux étapes : une étape de durcissement suivi d’une étape d’adoucissement.

Microstructure traitée- β

Les courbes de comportement pour l’alliage de titane Ti17 traité- β , pour des températures allant de 25°C à 900°C et des vitesses de déformation allant de 0,1 à 10 s⁻¹, sont représentées sur la figure 2.10.

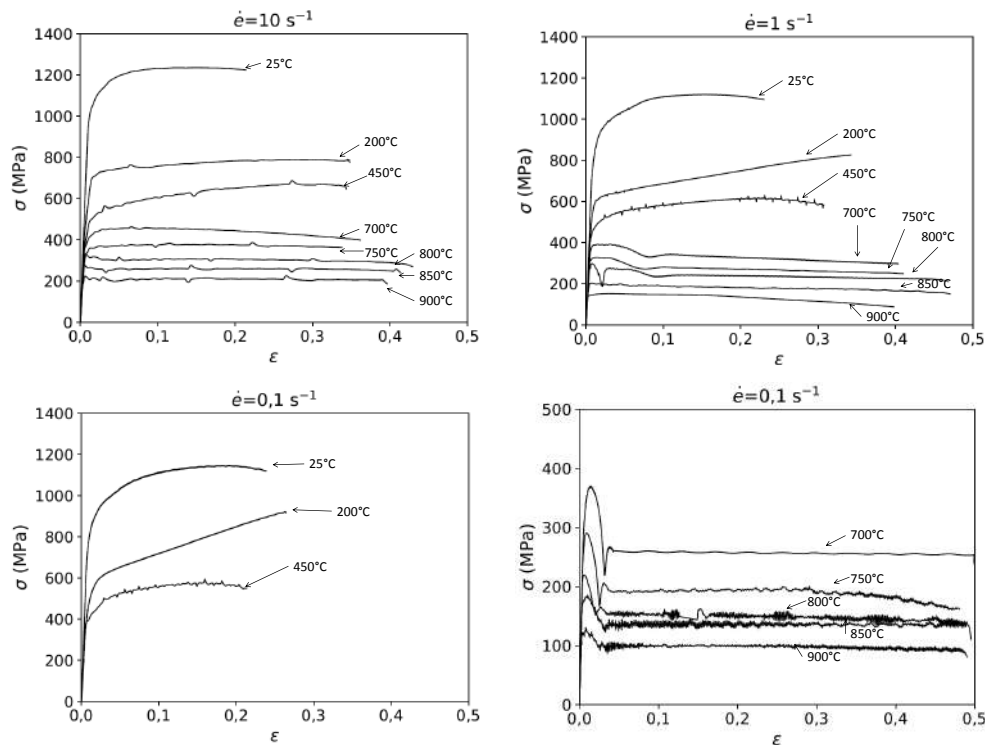


FIGURE 2.10 – Courbes contrainte-déformation de l'alliage de titane Ti17 traité- β pour différentes températures (de 25 à 900°C) et différentes vitesses de déformation (de 0,1 à 10 s⁻¹).

Pour les basses températures ($T \leq 450^\circ\text{C}$), le comportement est contrôlé par le durcissement. Pour les températures élevées ($T \geq 700^\circ\text{C}$), on observe une chute significative de la contrainte d'écoulement (*yield drop*) lors de l'entrée dans le domaine de déformation plastique. Ce phénomène est particulièrement visible pour la vitesse de déformation la plus faible ($\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$). Ce comportement spécifique de chute de contrainte a déjà été observé dans de nombreux alliages- β (par exemple dans le Ti40 [24] et Ti-20V-4Al-1S [25]). La chute de contrainte est réduite lorsque la vitesse de déformation croît. Une tendance similaire a été observée par Fengyong *et al.* [26] lors d'une étude du comportement à haute température de l'alliage de titane quasi- α Ti-55. Aussi, selon la vitesse de déformation, des oscillations de la contrainte d'écoulement sont observées à haute température.

Comparaison

A titre de comparaison, les contraintes d'écoulement obtenues pour les deux microstructures pour une déformation axiale de 10% sont tracées sur la figure 2.11. Quelles que soient les conditions de chargement, la contrainte d'écoulement de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ est supérieure à celle du Ti17 traité- β . Cette différence peut s'expliquer, au moins en partie, par la forte augmentation de la

distance de libre parcours des dislocations [22] due à la dissolution de la phase α pendant la mise en solution utilisée pour la préparation des échantillons Ti17 traités- β .

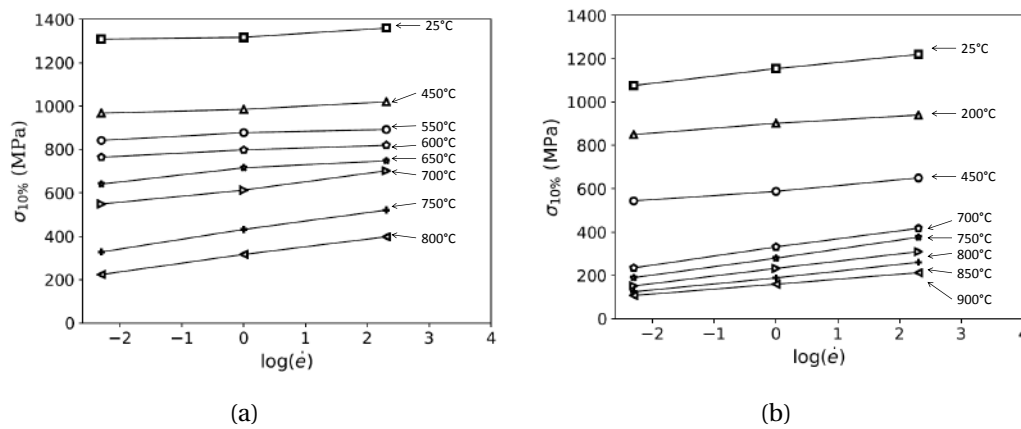


FIGURE 2.11 – Contrainte d'écoulement calculée pour une déformation axiale de 10% de l'alliage de titane Ti17 a) $\alpha + \beta$ et (b) traité- β .

Afin de mieux comprendre l'influence des conditions de chargement sur le comportement mécanique du Ti17 $\alpha + \beta$ et traité- β , le coefficient d'écrouissage n et le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m ont été évalués. Pour une vitesse de déformation nominale $\dot{\epsilon}$ et une température T données, le coefficient d'écrouissage n est donné par :

$$n = \left. \frac{\partial \log \sigma}{\partial \log \epsilon} \right|_{\dot{\epsilon}, T} \quad (2.3)$$

Pour une température fixée et un niveau de déformation donné, le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m est obtenu à partir de :

$$m = \left. \frac{\partial \log \sigma}{\partial \log \dot{\epsilon}} \right|_{\epsilon, T} \quad (2.4)$$

Le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m a été évalué pour une déformation axiale de 10% à partir des courbes de comportement. Les résultats correspondants sont présentés en fonction de la température sur la figure 2.12. Bien que l'évolution du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la température soit modérée pour les températures inférieures à 650°C pour les deux microstructures, une augmentation significative est observée pour les températures élevées. En comparaison avec l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$, le Ti17-traité β est beaucoup plus sensible à la vitesse de déformation dans la gamme de température étudiée. Cette différence de sensibilité est due au fait que le comportement des matériaux de structure cristalline cubique centrée

(bcc) est contrôlé par le mouvement des dislocations vis [27]. En effet, pour cette structure cristalline bcc, la vitesse des dislocations vis est très inférieure à celle des dislocations coins. Cette mobilité réduite est principalement due au frottement important du réseau cristallin causé par le cœur des dislocations vis.

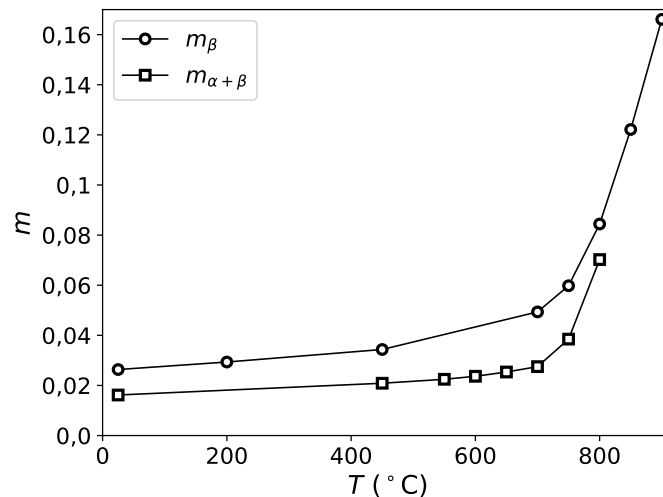


FIGURE 2.12 – Variation du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m du Ti17 $\alpha + \beta$ et traité- β en fonction de la température.

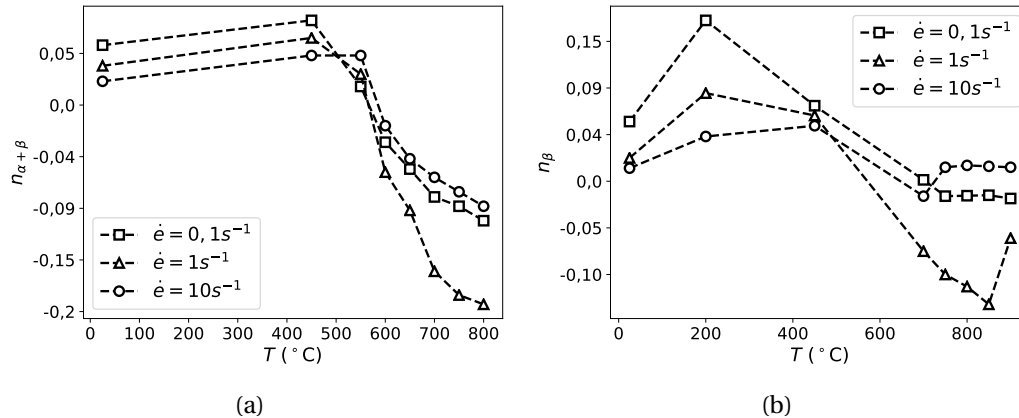


FIGURE 2.13 – Variation en fonction de la température du coefficient d'écroutissage n pour l'alliage de titane Ti17 a) $\alpha + \beta$ et b) traité- β .

Le coefficient d'écroutissage n a été calculé pour une déformation axiale de 10% à partir des courbes contrainte-déformation. Les résultats obtenus sont donnés sur la figure 2.13. Pour les deux microstructures, le coefficient d'écroutissage n est important pour les basses températures, inférieures à 550°C. Le comportement mécanique des deux microstructures est contrôlé par le durcissement. Cependant, pour les températures supérieures à 550°C, l'adoucissement contrôle le comportement mécanique du Ti17 $\alpha + \beta$. La température de transition entre le

durcissement et l'adoucissement est quasi-indépendante de la vitesse de déformation pour le Ti17 $\alpha + \beta$. Pour l'alliage de titane Ti17 traité- β , le comportement mécanique à haute température est également contrôlé par l'adoucissement.

Des essais de micro-dureté Vickers, avec une charge de 500 g, ont également été effectués le long de la direction radiale des éprouvettes déformées. Les résultats correspondants, qui sont présentés sur la figure 2.14, sont en accord avec les courbes de comportement. Plus spécifiquement, pour toutes les températures, la dureté finale de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ est supérieure à celle du Ti17 traité- β .

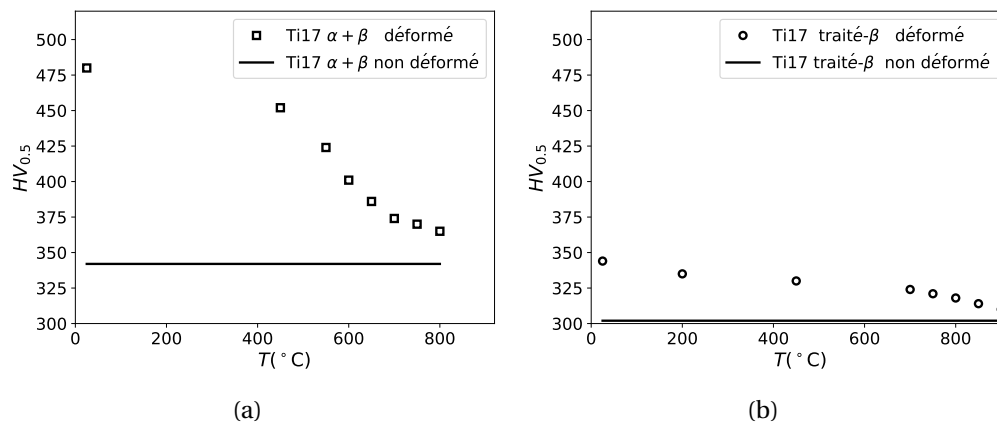


FIGURE 2.14 – Evolution de la dureté Vickers (après déformation) de l'alliage Ti17 $\alpha + \beta$ et traité- β en fonction de la température. La dureté du matériau non déformé est indiquée par une ligne horizontale.

2.3.5 Analyse du comportement en compression

Microstructure lamellaire $\alpha + \beta$

Pour les basses températures ($T \leq 450^\circ\text{C}$), le comportement mécanique du Ti17 $\alpha + \beta$ est contrôlé par le durcissement dû à l'augmentation de la densité de dislocations pendant l'essai de compression. Puisque la dureté finale est systématiquement supérieure à la dureté initiale, qui est d'environ 340 HV pour le Ti17 $\alpha + \beta$, le durcissement reste important pour les températures intermédiaires et élevées. Aussi, l'augmentation de dureté souligne que le comportement adoucissant observé pour le Ti17 $\alpha + \beta$ ne peut pas être expliqué par un mécanisme de restauration dynamique.

Afin de mieux comprendre le mécanisme d'adoucissement, des observations métallographiques des échantillons déformés ont été effectuées. Pour les températures élevées ($T \geq 650^\circ\text{C}$), certains grains recristallisés sont observés dans la partie centrale des éprouvettes de compression (voir figure 2.15).

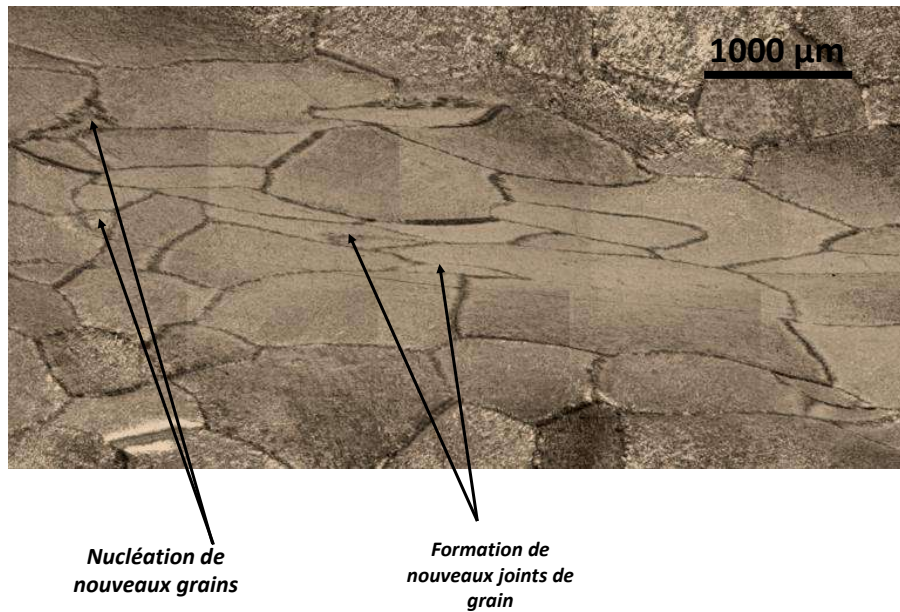


FIGURE 2.15 – Observation métallographique des grains recristallisés après déformation à 10 s^{-1} et 800°C .

T ($^\circ\text{C}$)	$\dot{\epsilon}$ (s^{-1})		
	0,1	1	10
25	•	•	•
450	•	•	•
550	•	•	•
600	•	•	•
650	○	•	•
700	○	○	•
750	○	○	○
800	○	○	○

TABLE 2.1 – Résumé de l'occurrence de cisaillement adiabatique (•) et de la recristallisation dynamique (○) lors de la compression uniaxiale de Ti17 $\alpha + \beta$.

Comme le montre le tableau 2.1, qui fournit un résumé des conditions de chargement conduisant à la recristallisation dynamique, les grains recristallisés sont de préférence formés pour des températures élevées et des vitesses de déformation faibles.

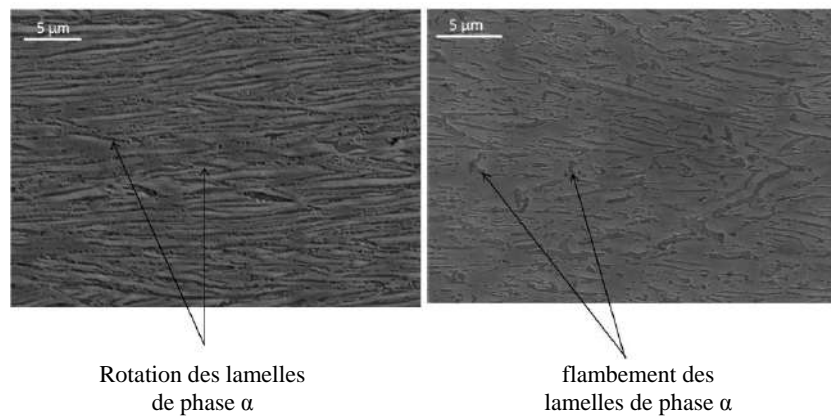


FIGURE 2.16 – Observations au MEB (en électrons secondaires) d’un échantillon déformé à une vitesse de déformation de 1 s^{-1} et une température de 750°C : a) rotation des lamelles α et b) flambement des lamelles α . l’axe de compression est vertical.

En plus de la recristallisation dynamique, l’évolution morphologique importante observée dans la région centrale des éprouvettes de compression peut également participer à l’adoucissement. En effet, comme le montre la figure 2.16, l’écoulement plastique provoque une rotation des lamelles de la phase α vers la direction radiale (perpendiculaire à la direction de compression). Cette rotation permet la formation d’une microstructure stratifiée pour laquelle les lamelles α contribuent peu à la résistance à l’écoulement plastique. De plus, un flambement local des lamelles α est également observé dans la zone centrale après déformation. Des observations similaires ont été reportées par [28] dans un alliage de titane quasi- α Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe. Ces résultats sont en accord avec les constatations de Li *et al.* [29] sur l’alliage de titane Ti17 avec une microstructure lamellaire déformé à 810°C et $0,01 \text{ s}^{-1}$. En se basant sur des analyses EBSD des échantillons déformés, les auteurs ont montré que la recristallisation dynamique se produit préférentiellement dans la zone de flambement des lamelles α .

Pour le Ti17 $\alpha + \beta$, la hausse de température ΔT résultant de la dissipation de chaleur lors des essais de compression est donnée par la figure 2.17. L’augmentation de la température est particulièrement importante pour les vitesses de déformation élevées et/ou les basses températures. Ainsi, puisque les essais de compression ne sont pas effectués sous conditions isothermes, une contribution thermique à l’adoucissement ne peut pas être exclue.

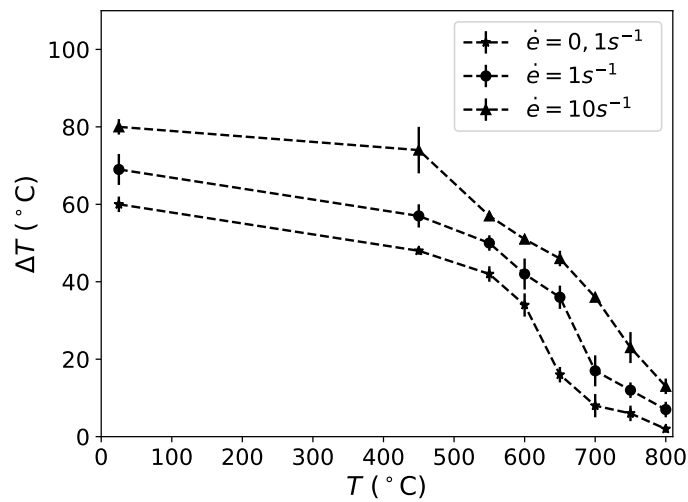


FIGURE 2.17 – Auto-échauffement mesuré par thermocouple pour une déformation axiale de 15% de titane Ti17 $\alpha + \beta$.

Pour certaines conditions de chargement, une localisation de la déformation plastique, qui entraîne la formation d'une bande de cisaillement adiabatique (BCA), est observée. Les conditions de chargement conduisant à la formation des BCA sont présentées dans le tableau 2.1. Comme le montre la figure 2.18, les bandes de cisaillement adiabatiques sont orientées avec un angle de $\pm 45^\circ$ par rapport à l'axe de compression.



FIGURE 2.18 – Observation par microscope optique des échantillons de Ti17 $\alpha + \beta$ après déformation à $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ et a) $T=650^\circ\text{C}$ b) $T=750^\circ\text{C}$.

Pour les températures strictement inférieures à 650°C , l'occurrence du cisaillement adiabatique est systématique. En revanche, pour les températures élevées, la présence de bandes de cisaillement adiabatique dépend de la vitesse de déformation appliquée. La localisation de la déformation est de préférence observée pour des vitesses de déformation élevées. Les BCA sont observées à haute température lorsque la recristallisation dynamique n'a pas lieu. L'influence de la température sur la formation des BCA est probablement liée au changement

de sensibilité à la vitesse de déformation, une augmentation de sensibilité à la vitesse de déformation réduisant la déformation critique nécessaire pour la formation des BCA [30]. L'évolution de l'épaisseur moyenne d'une bande de cisaillement adiabatique en fonction de la température et de la vitesse de déformation est présentée sur la figure 2.19. L'épaisseur moyenne est significativement réduite lorsque la température diminue et/ou la vitesse de déformation augmente. Des résultats similaires ont été observés par plusieurs auteurs [22, 31],

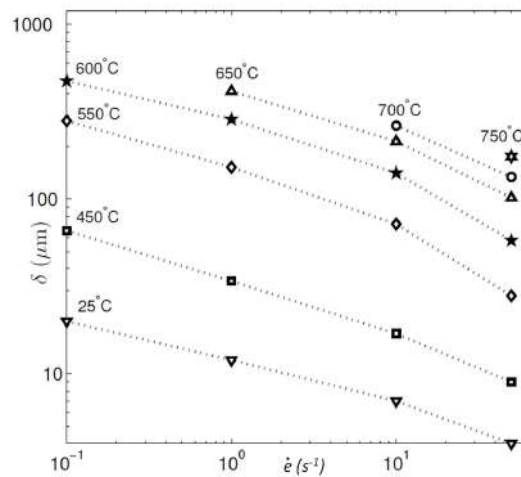


FIGURE 2.19 – Évolution de l'épaisseur moyenne δ d'une BCA en fonction de la température et de la vitesse de déformation pour l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$.

Comme l'illustre la figure 2.20, proche de la bande de cisaillement adiabatique, les lamelles de la phase α sont tournées vers la direction de cisaillement. Ainsi, le mouvement de corps rigide subi par les lamelles de phase α indique que le cisaillement adiabatique se produit de préférence dans la matrice de phase β . En accord avec les résultats de Ma *et al.* [32], certaines lamelles de phase α sont également fragmentées ou flambées à l'intérieur de la BCA. En revanche, loin de la BCA, la microstructure reste presque inchangée, ce qui indique que la déformation plastique est principalement accommodée par le cisaillement adiabatique.

Des mesures de micro-dureté ont été effectuées sur des échantillons déformés de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ à l'intérieur et à l'extérieur des bandes de cisaillement adiabatique pour différentes conditions de chargement. Comme le montre la figure 2.21, la dureté à l'intérieur d'une BCA est inférieure à celle de la région extérieure. Ce phénomène peut probablement s'expliquer par l'augmentation locale de température associée à la formation d'une BCA pendant un essai de compression. Ainsi, une contribution du cisaillement adiabatique au comportement adoucissant du matériau ne peut pas être exclue.

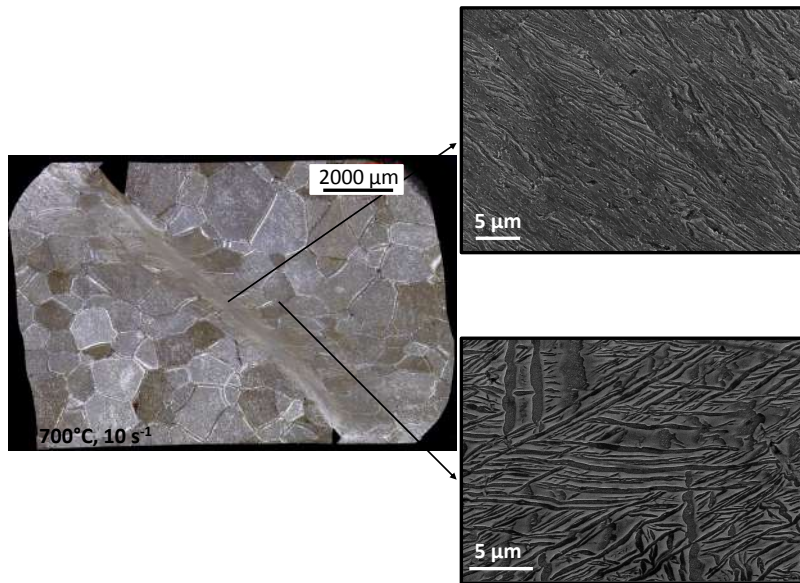


FIGURE 2.20 – Observations métallographiques (MO en lumière polarisée et MEB en électrons secondaires) d'un échantillon de Ti17 $\alpha + \beta$ déformé à 700°C et 10 s^{-1} .

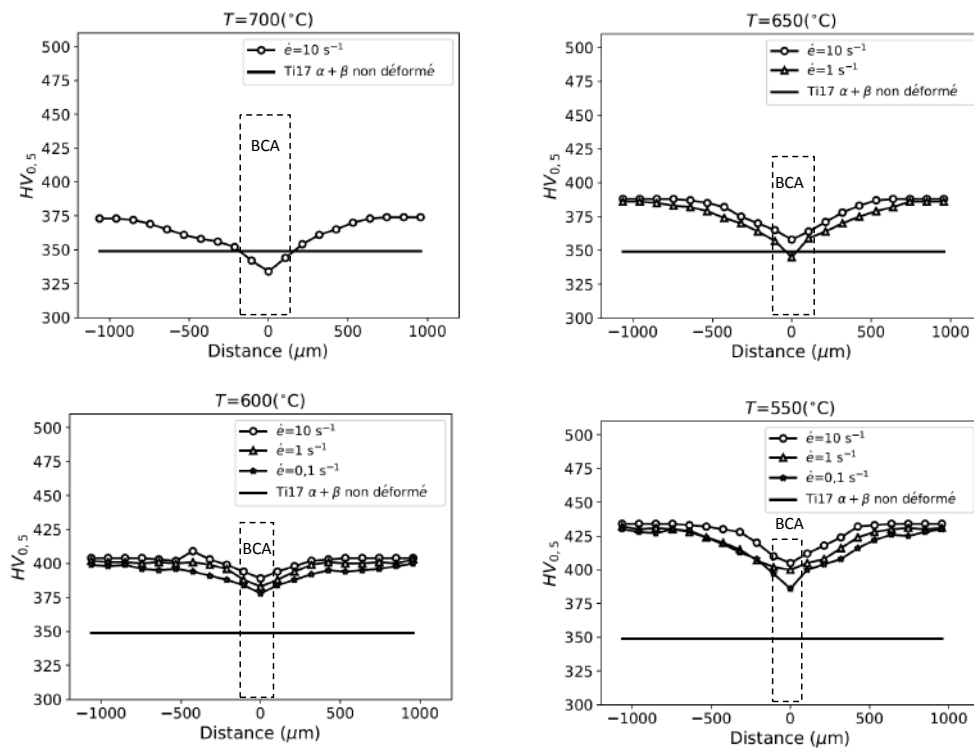


FIGURE 2.21 – Évolution de la dureté Vickers en traversant une bande de cisaillement adiabatique pour différentes températures et vitesses de déformation.

Microstructure traitée- β

Pour les températures supérieures à 700°C, le Ti17 traité- β présente un phénomène de chute de contrainte. Plusieurs scénarios ont été proposés afin d'expliquer ce phénomène largement observé dans la littérature [11, 33, 34]. Le premier scénario suggère que ce phénomène est dû au désancrage des dislocations mobiles des atomes en solution solide [35]. En effet, lorsque la contrainte appliquée devient suffisante, les dislocations se débloquent et deviennent mobiles. L'augmentation soudaine de la densité de dislocations mobiles conduit alors à une chute de la contrainte d'écoulement. Le deuxième scénario explique également le phénomène de chute de contrainte par la multiplication des dislocations mobiles dans l'alliage [36]. Toutefois, pour ce scénario, ce sont les joints des grains qui constituent des sources de production des dislocations mobiles dans le matériau. Ainsi, lorsque la contrainte devient suffisante, la densité de dislocations mobiles augmente rapidement. Le nombre de dislocations mobiles augmentant, la vitesse nécessaire pour accommoder le taux de déformation imposée décroît. Cela se traduit par une diminution de la contrainte d'écoulement.

Les deux scénarios évoqués précédemment reposent sur l'idée que la chute de la contrainte d'écoulement est liée à une augmentation soudaine de la densité de dislocations mobiles. Afin d'évaluer ces scénarios, un essai interrompu a été réalisé sur une éprouvette de Ti17 traité- β . Celle-ci a subi un traitement thermique à 920°C pendant 10 min. Elle a ensuite été pré-déformée à 750°C jusqu'à 10% avec une vitesse de déformation de $0,1 \text{ s}^{-1}$. Une décharge rapide, qui consiste à annuler l'effort axial en 5 secondes, est ensuite effectuée. L'éprouvette est finalement déformée, toujours avec une vitesse de $0,1 \text{ s}^{-1}$, jusqu'à une déformation axiale 30%. L'intérêt d'une telle séquence est qu'elle permet d'augmenter la densité de dislocations lors de la pré-déformation. Ainsi, si l'un ou l'autre des scénarios précédents est valable, le phénomène de chute de contrainte devrait disparaître lors de la seconde partie du processus de déformation puisque la densité de dislocations a largement augmenté lors de la pré-déformation. Néanmoins, les résultats de cet essai, illustré par la figure 2.22, montrent que la chute de contrainte persiste après pré-déformation. Les scénarios précédents ne semblent donc pas s'appliquer au cas du Ti17 traité- β .

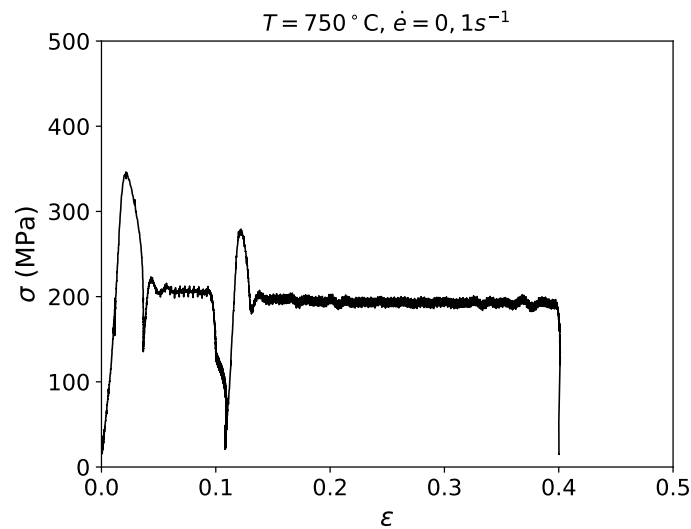


FIGURE 2.22 – Courbe contrainte-déformation de l’alliage de titane Ti17 traité- β déformé à 750°C et à $0,1\text{ s}^{-1}$ selon le protocole décrit ci-dessus.

Une possible explication alternative pour la chute de contrainte est la présence d’un phénomène de recristallisation. En effet, la recristallisation, parce qu’elle permet la croissance de grains peu écrouis, est susceptible de faire chuter la contrainte d’écoulement. Comme souligné par Sakai *et al.* [37], en présence d’un phénomène de recristallisation, les courbes de comportement peuvent présenter un unique ou de multiples pics de contrainte selon la vitesse de déformation. En particulier, dans le cas de faibles vitesses de déformation, de multiples pics sont généralement observés, laissant apparaître des oscillations sur les courbes de comportement. Pour l’alliage de titane Ti17 traité- β , il est probable que la chute de contrainte soit due à un phénomène de recristallisation. En effet, les conditions de chargement conduisant à cette chute de contrainte correspondent à celles pour lesquelles la recristallisation est observée (voir tableau 2.2). Plus spécifiquement, les analyses EBSD des échantillons traités- β déformés montrent que certains grains β recristallisés se sont formés pour les températures élevées (voir figure 2.23), de préférence dans les jonctions triples et le long des joints des grains.

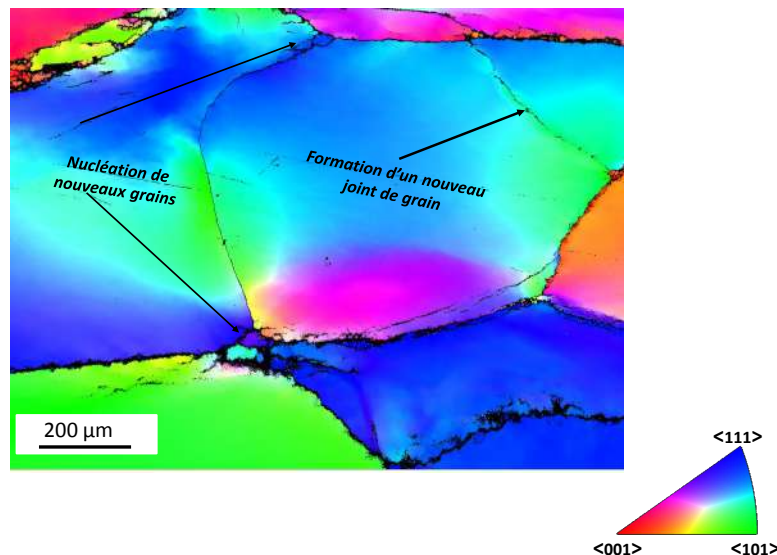


FIGURE 2.23 – Carte EBSD en mode IPF représentant les orientations cristallographiques selon les triangles standard d'un échantillon de Ti17 traité- β déformé à 800°C and $0,1\text{ s}^{-1}$. Projection selon l'axe [001].

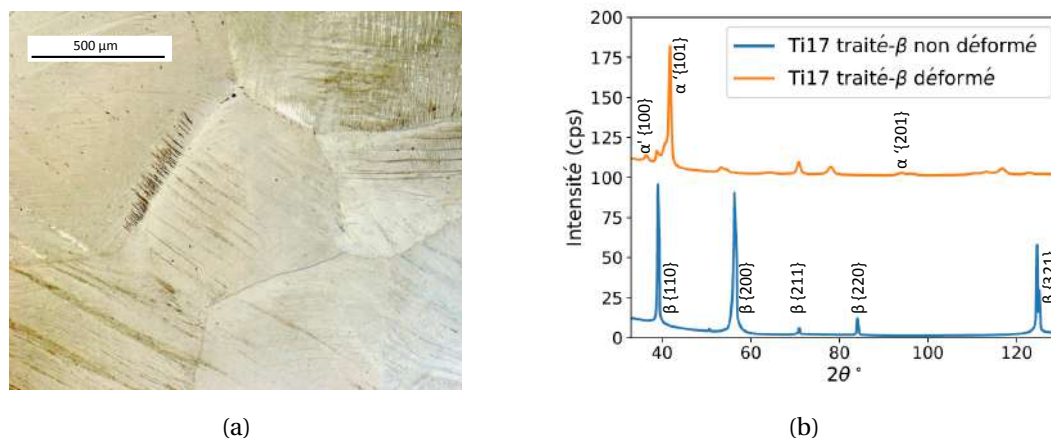


FIGURE 2.24 – Échantillon de Ti17 traité- β déformé à 25°C et à 10 s^{-1} :a) Observation par microscope optique (en lumière polarisée) des lamelles de martensite α' b) Diffractogramme RX.

Pour les basses températures ($T \leq 450^{\circ}\text{C}$), une transformation martensitique $\beta \rightarrow \alpha'$ a lieu pendant le processus de déformation des éprouvettes traités- β (voir figure 2.24). Selon Grosdidier *et al.* [38] et Nwobu [39], la séquence menant à la formation de la phase hexagonale α' implique une étape intermédiaire où la phase β se transforme d'abord en phase orthorhombique α'' (i.e. $\beta \rightarrow \alpha'' \rightarrow \alpha'$). Dans le cas du Ti17 traité- β , ni les analyses EBSD à haute résolution, ni les analyses DRX n'ont permis de détecter la présence de la phase intermédiaire α'' . Selon les observations métallographiques des échantillons déformés, une augmen-

tation de la vitesse de déformation et/ou une diminution de la température des essais est associée avec une augmentation de la fraction volumique de la phase martensitique α' . L'influence de la température sur l'occurrence de la transformation martensitique a été reportée par Hamada *et al.* [40] qui indique qu'une augmentation de la température retarde la transformation martensitique.

Pour le Ti17 traité- β , les lamelles de martensite germent de préférence à partir des joints des grains et se propagent à travers les grains β . Des observations similaires ont été rapportées par Wei *et al.* [41] dans un alliage de titane quasi- β . Aussi, certains grains contiennent une fraction volumique élevée de martensite α' , tandis que d'autres grains ne montrent aucune preuve de transformation martensitique. Comme le montre la figure 2.25, la présence de la transformation martensitique entraîne une augmentation importante de la dureté. L'augmentation de la dureté est moins importante pour les grains ayant peu ou pas de phase martensitique. Ce résultat s'explique probablement par un effet de taille, les lamelles de martensite permettant de réduire le libre parcours moyen des dislocations dans la phase β .

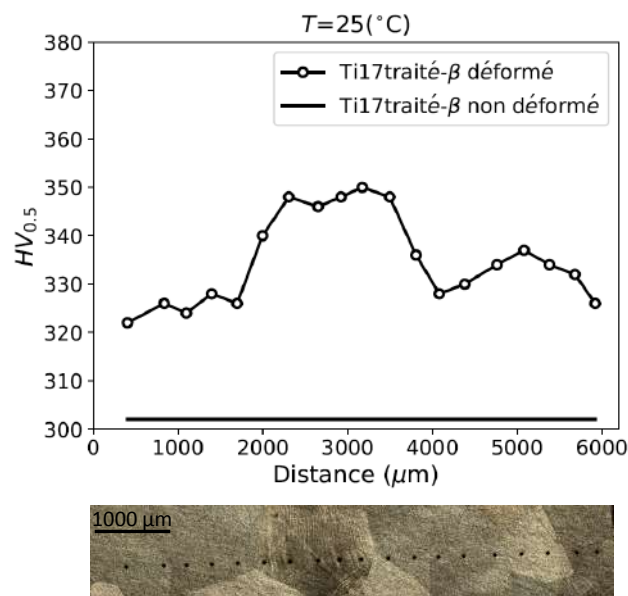


FIGURE 2.25 – Évolution de la dureté Vickers selon une ligne perpendiculaire à l'axe de compression d'un échantillon de Ti17 traité- β déformé à $10 s^{-1}$ et à $25^{\circ}C$.

T (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)		
	0,1	1	10
25			•
200			•
450			
700	○	○	○
750	○	○	○
800	○	○	○
850	○	○	○
900	○	○	○

TABLE 2.2 – Résumé de l'occurrence des bandes de cisaillement (•) et de la recristallisation (○) durant les essais de compression du Ti17 traité- β .

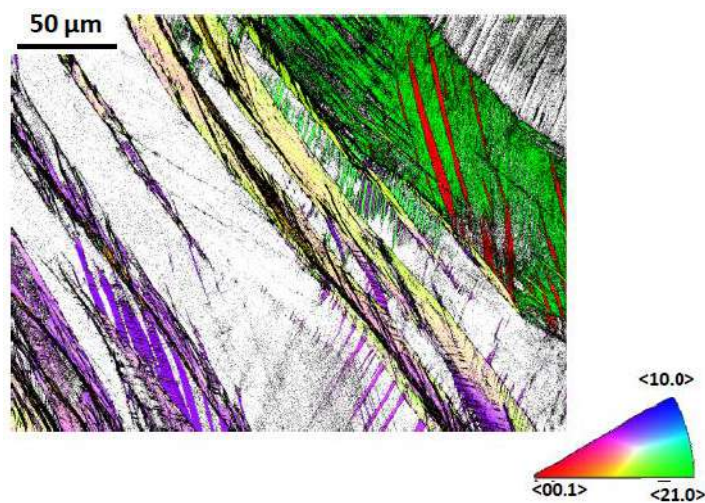


FIGURE 2.26 – Carte EBSD en mode IPF représentant les orientations cristallographiques selon les triangles standard d'un échantillon de Ti17 traité- β déformé à 25°C et 1 s⁻¹. Projection selon l'axe [001].

Quelques macles avec une désorientation de $\approx 87^\circ$ autour de $\langle \bar{1}\bar{1}20 \rangle$ ont été observés à l'intérieur des lamelles de α' (voir figure 2.27). Comme pour la phase α [42, 43, 44], ceci indique que les systèmes de maillage $\{10\bar{1}2\}\langle \bar{1}011 \rangle$ sont activés lors de la déformation de la phase martensitique.

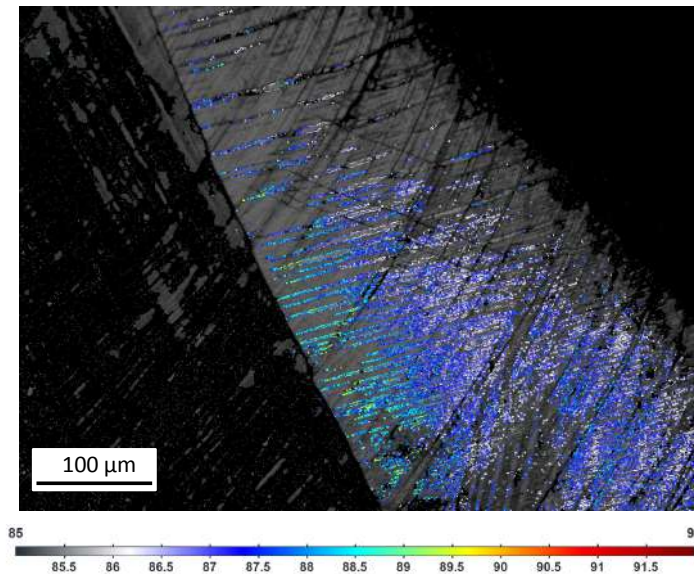


FIGURE 2.27 – Observation d’une extension $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$ du macle dans un domaine martensitique d’un échantillon Ti17 traité- β déformé à 25°C et 10 s^{-1} . Le logiciel Atex [45] a été utilisé pour le post-traitement des données EBSD.

Pour la microstructure du Ti17 traitée- β , on observe également des BCA sur des échantillons déformés (voir figure 2.28). Comme le montre le tableau 2.2, en comparaison avec la microstructure du Ti17 $\alpha + \beta$, la microstructure traitée- β est moins sujette au cisaillement adiabatique. En effet, en raison d’une plus grande sensibilité à la vitesse de déformation, la formation des BCA dans la microstructure traitée- β nécessite des vitesses de déformation plus élevées et des températures plus basses [46]. Des mesures de micro-dureté ont également été effectuées pour les éprouvettes traitées- β à différents endroits par rapport aux BCA. Contrairement à la microstructure $\alpha + \beta$, la dureté dans une BCA est plus élevée que celle de la matrice β qui l’entoure (voir figure 2.29). Une tendance similaire a été observée par Zhan *et al.* [47]. La raison de cette élévation de dureté n’est toutefois pas claire. Ni les analyses EBSD, ni les observations SEM n’ont en effet permis d’observer la microstructure à l’intérieur de la bande de cisaillement adiabatique.



FIGURE 2.28 – Observation par microscope optique (en lumière polarisée) d'une bande de cisaillement adiabatique après déformation d'un échantillon de Ti17 traité- β à 10 s^{-1} et 25°C .

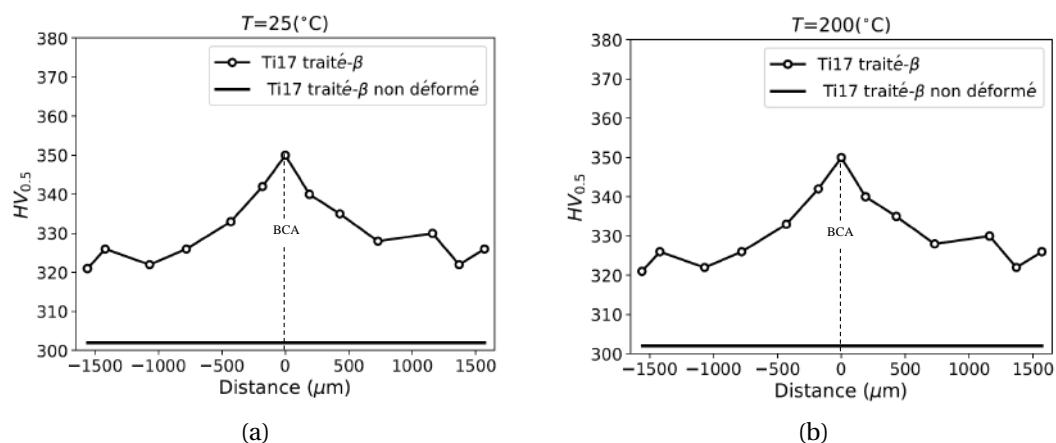


FIGURE 2.29 – Evolution de la dureté Vickers en traversant une bande de cisaillement adiabatique dans le Ti17 traité- β déformé à 10 s^{-1} et a) 25°C et b) 200°C .

2.4 Étude de l'endommagement de l'alliage de titane Ti17 $\beta + \alpha$

2.4.1 Procédure expérimentale

Pour étudier l'endommagement de l'alliage titane Ti17, des essais de cisaillement et de traction ont été réalisés jusqu'à rupture de l'éprouvette. Puisque l'objectif final est la simulation de l'usinage de l'alliage Ti17 $\alpha + \beta$, seule la microstructure lamellaire $\alpha + \beta$ a été considérée pour la caractérisation de l'endommagement. Les essais de traction et de cisaillement doivent permettre de caractériser

l'impact de la température, de la vitesse de déformation et de l'état de contrainte sur l'endommagement. Comme pour les essais de compression, le simulateur thermomécanique Gleeble a été utilisé pour réaliser ces essais.

Les géométries d'éprouvette utilisées pour les différents essais sont représentées sur la figure 2.30. Pour étudier l'effet de l'état de contrainte sur l'endommagement du matériau, des éprouvettes lisses et des éprouvettes entaillées d'épaisseur 3 mm avec trois différents rayons ($R = 2, 4$ et 8 mm) ont été usinées avec une même section S_0 au droit à l'entaille. L'éprouvette de cisaillement utilise une double entaille qui permet d'obtenir un état quasiment purement déviatorique entre les deux fonds d'entaille.

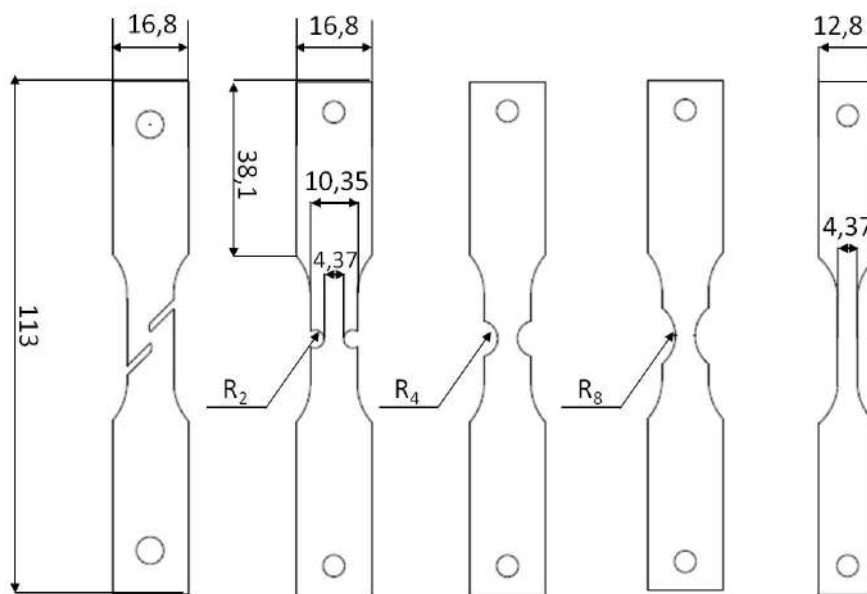


FIGURE 2.30 – Les éprouvettes utilisées : a) en traction et b) en cisaillement.

T (°C)	Cisaillement	Traction			
		lisse	$R=8$ mm	$R=4$ mm	$R=2$ mm
25	• ○	• ○	• ○	• ○	• ○
450	• ○	○	○	○	○
600	○	○	○	○	○
800		• ○	• ○	• ○	• ○

TABLE 2.3 – Résumé de la campagne des essais réalisés pour l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ pour différentes vitesses de déformation : $0,1 \text{ s}^{-1}$ (•) et 1 s^{-1} (○).

L'élongation des éprouvettes a été mesurée à l'aide d'un extensomètre placé au centre de l'éprouvette avec une ouverture initiale de 16 mm. Comme le montre le tableau 2.4.1, les essais ont été réalisés pour des températures allant de 25 à

800°C et des vitesses de déformation nominale allant de 0,1 à 1 s⁻¹. Tous les essais ont été réalisés jusqu'à la rupture totale des éprouvettes.

2.4.2 Impact du taux de triaxialité

De nombreuses études ont mis en évidence l'influence de la triaxialité de l'état de contrainte η sur l'endommagement des matériaux métalliques [48, 49, 50, 51]. La quantité η est définie comme le rapport entre la contrainte hydrostatique et la contrainte équivalente :

$$\eta = \frac{1}{3} \frac{\sigma : I}{\sqrt{\frac{3}{2} \sigma^D : \sigma^D}} \quad (2.5)$$

où σ et I sont respectivement le tenseur des contraintes et le tenseur d'identité d'ordre deux. σ^D est la partie déviatorique de l'état de contrainte. Elle est définie comme suit :

$$\sigma^D = \sigma - \frac{1}{3}(\sigma : I)I \quad (2.6)$$

La figure 2.31 montre l'évolution de la contrainte nominale F/S_0 en fonction de la déformation nominale $\Delta l/l_0$ pour les différentes géométries d'éprouvette déformées à 0,1 s⁻¹ et à 25°C. Les résultats obtenus pour les éprouvettes de traction, lisses et entaillées, montrent la sensibilité à la triaxialité. Plus spécifiquement, lorsque le rayon d'entaille diminue, la contrainte nominale maximale augmente mais l'allongement maximal est largement réduit. Ces tendances sont conformes à celles classiquement observées pour la rupture ductile des alliages métalliques [50, 51, 52].

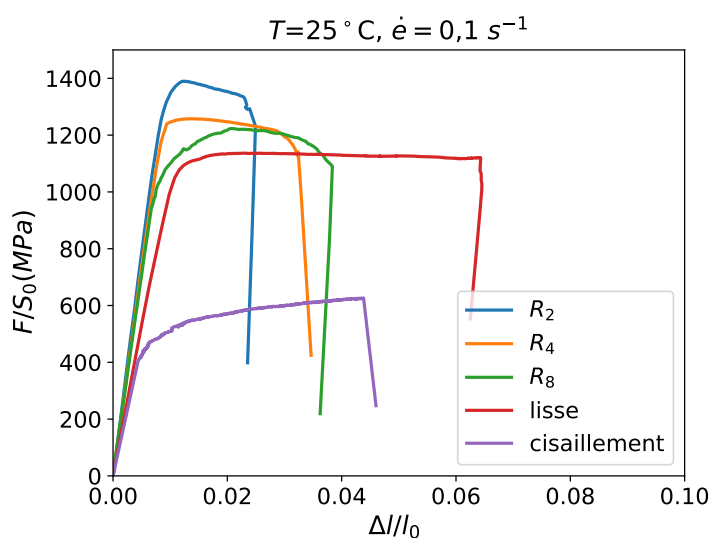


FIGURE 2.31 – Influence du taux de triaxialité de contrainte sur l'endommagement des éprouvettes déformées à 1 s⁻¹ et 25°C.

La figure 2.32 montre les trajets de fissuration des différentes éprouvettes de traction testées à température ambiante. Quel que soit le rayon d'entaille, on constate que le trajet de fissuration est fortement impacté par la microstructure. On remarque en particulier que les fissures tendent à bifurquer lorsqu'elles arrivent aux joints de grains β . La rupture est préférentiellement de nature intra-granulaire, les fissures traversant généralement des grains dans leur intégralité. Enfin, pour le cas des éprouvettes lisse et entaillée avec un rayon $R=8$, la propagation de fissure semble largement contrôlée par les contraintes de cisaillement puisque, pour les différents grains, la fissure est orientée avec un angle de $\pm 45^\circ$ par rapport à la direction de traction.

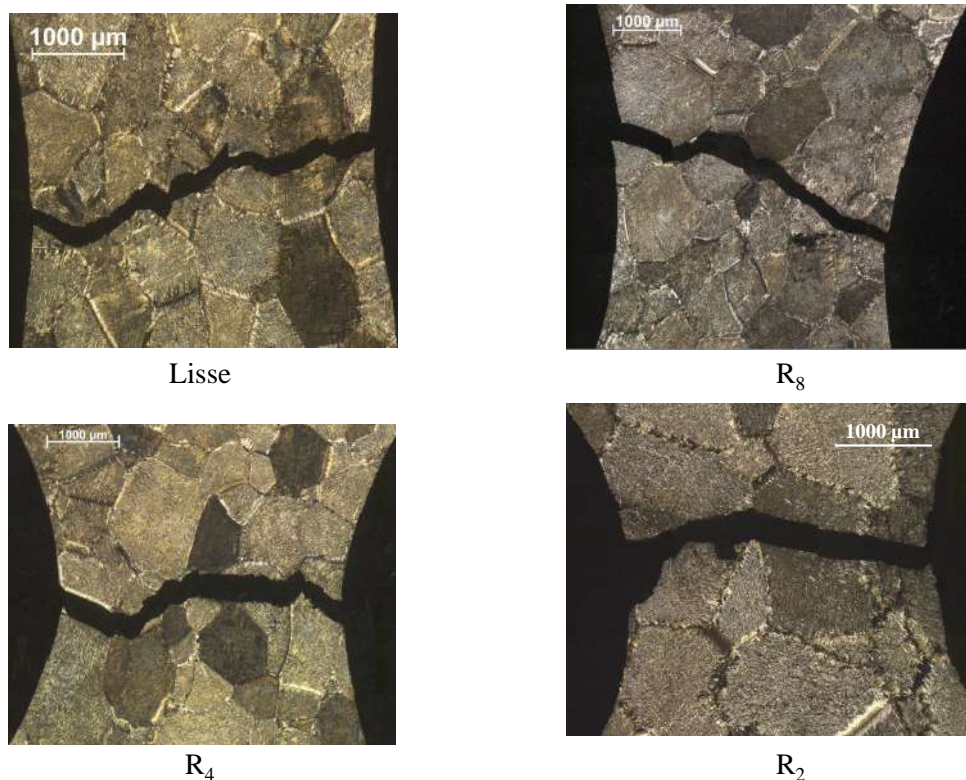


FIGURE 2.32 – Observations par microscope optique des éprouvettes déformées à $0,1 \text{ s}^{-1}$, à 25°C et pour différents taux de triaxialité de contrainte.

2.4.3 Influence de la température

Afin d'étudier l'influence de la température sur l'endommagement du Ti17 $\alpha + \beta$, des essais ont été conduits à différentes températures (de 25 à 800°C) pour une vitesse de déformation nominale de 1 s^{-1} . L'évolution de la contrainte nominale en fonction de la déformation nominale est représentée sur la figure 2.33. Selon les résultats, une augmentation de la température est accompagnée par une réduction de la contrainte nominale et une augmentation de la déformation nominale à la rupture. Pour les plus faibles températures ($T \leq 600^\circ \text{C}$), quelle que

soit la géométrie d'éprouvette, la contrainte nominale chute d'abord lentement à cause de l'adoucissement puis brutalement lorsqu'une fissure macroscopique s'amorce et se propage. Pour la plus haute température ($T = 800^{\circ}\text{C}$), il est difficile de distinguer l'effet de l'adoucissement de celui de l'endommagement car la contrainte d'écoulement chute progressivement jusqu'à atteindre une valeur quasi-nulle au moment de la rupture.

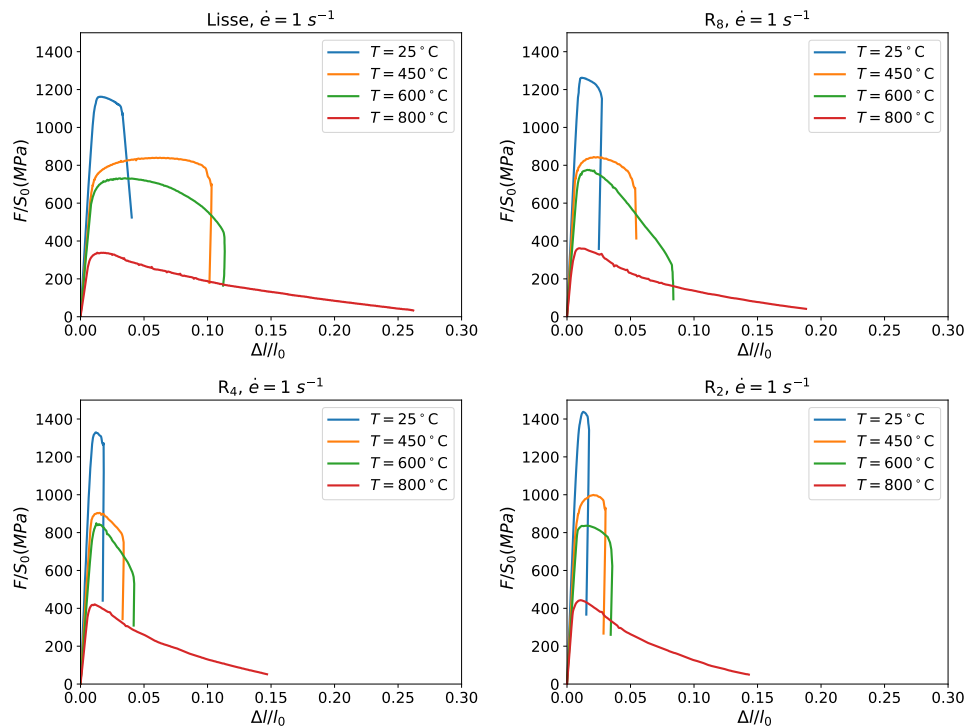


FIGURE 2.33 – Influence de la température sur la déformation nominale à la rupture des éprouvettes de traction déformées à 1 s^{-1} .

2.4.4 Influence de la vitesse de déformation

L'influence de la vitesse de déformation sur l'endommagement du Ti17 $\alpha + \beta$ a été caractérisée à partir d'essais conduits à 0,1 et 1 s^{-1} . Les courbes contrainte nominale-déformation nominale sont présentées sur la figure 2.34. Les résultats obtenus montrent qu'une augmentation de la vitesse de déformation est accompagnée d'une augmentation de la contrainte nominale et d'une réduction de la déformation nominale à la rupture, quelle que soit la triaxialité de l'état de contrainte.

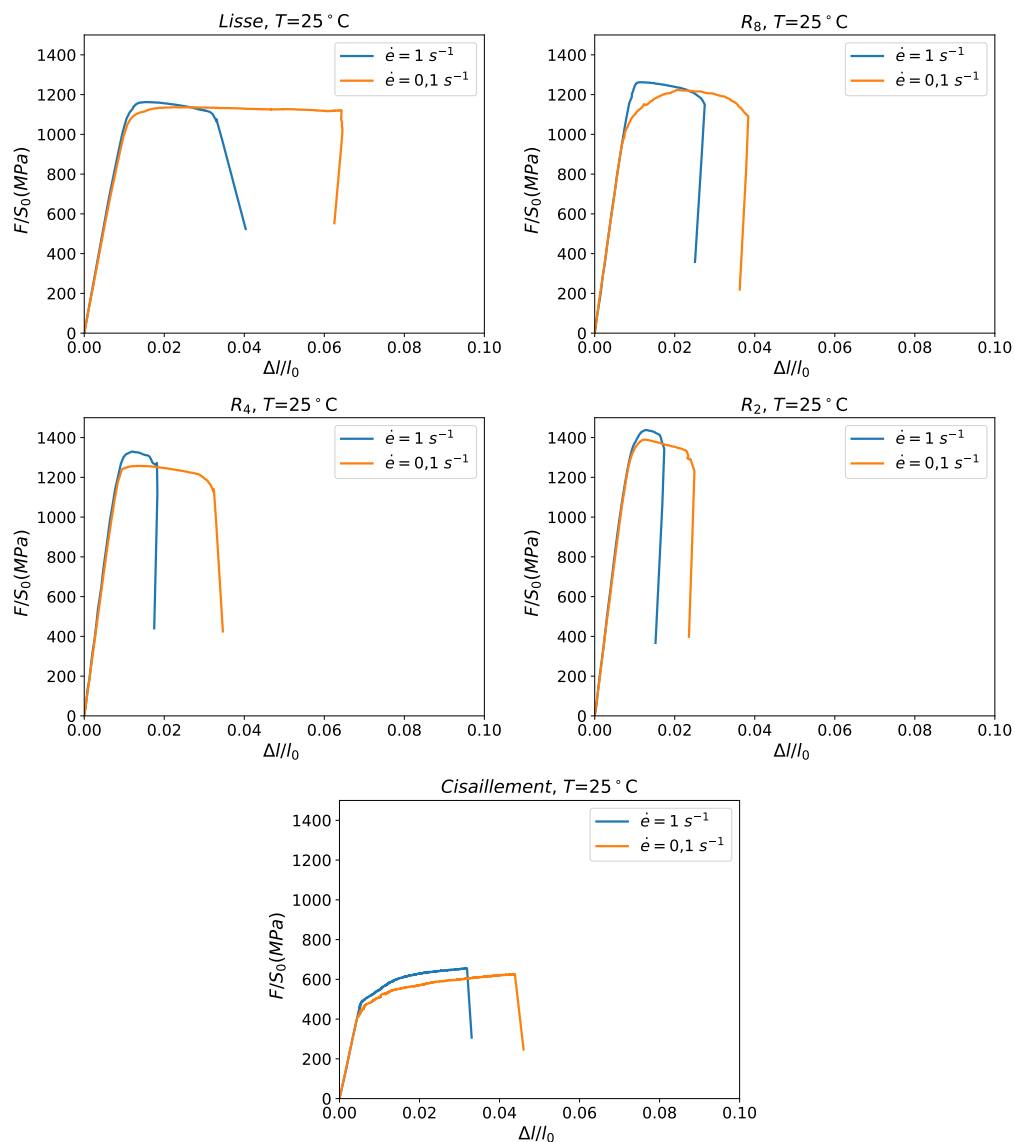
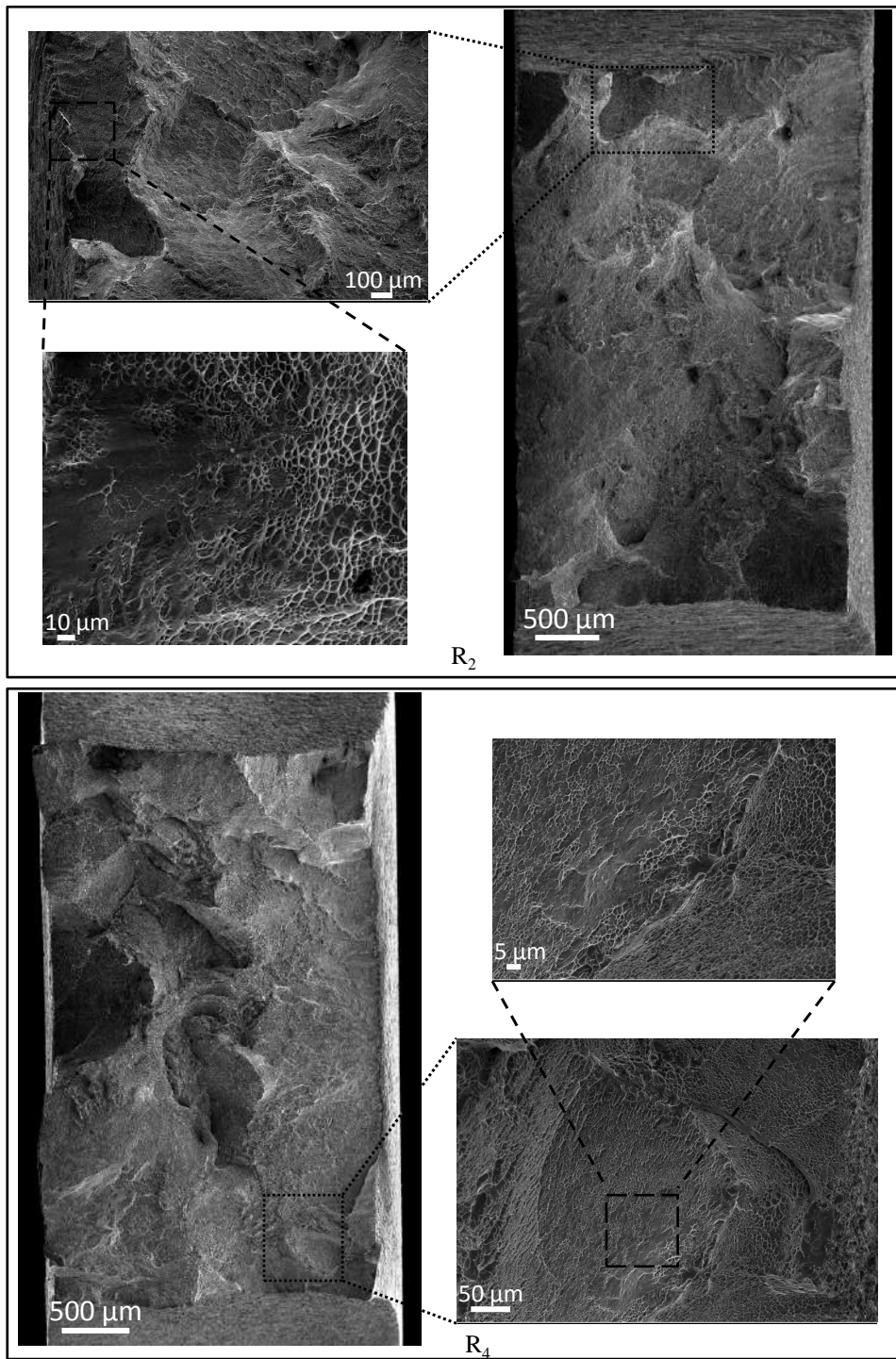


FIGURE 2.34 – Influence de la vitesse de déformation sur la déformation conventionnelle à la rupture des éprouvettes déformées à 25°C .

2.4.5 Observations fractographiques

Les faciès de rupture des éprouvettes de traction ont été examinées en microscopie électronique à balayage (MEB). La figure 2.35 illustre les observations à divers grossissements. Outre le relief important du faciès de rupture, dû à l'importante taille de grains, des cupules sont systématiquement observés sur les éprouvettes rompues à température ambiante. Ces cupules témoignent d'un mécanisme de rupture ductile où l'endommagement est le résultat de la nucléation, de la croissance et de la coalescence de cavités. Ce mécanisme de rupture ductile reste dominant pour l'ensemble des conditions de chargement (température et vitesse de déformation) étudiées.



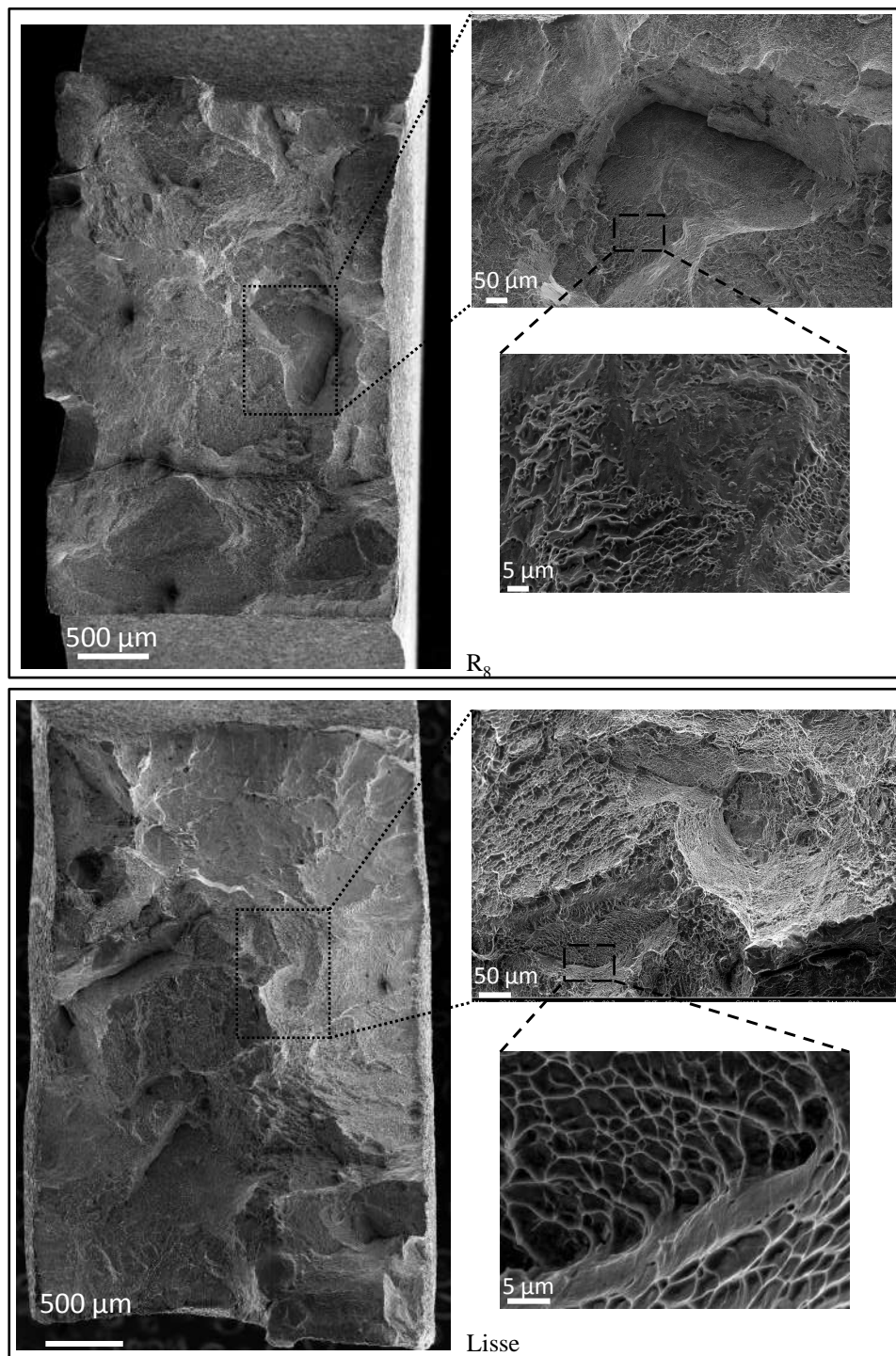


FIGURE 2.35 – Observations par microscope électronique à balayage (en électrons secondaires) des facettes de rupture des éprouvettes déformées à $0,1 \text{ s}^{-1}$, à 25° C et pour différents taux de triaxialité de contrainte.

2.5 Conclusions partielles

Afin d'identifier une loi de comportement pour l'alliage de titane Ti17, une étude expérimentale du comportement, sur une large gamme de vitesse de déformation et de température, a été réalisée. La campagne expérimentale menée dans ce cadre comprend deux volets. Le premier volet s'est concentré sur la caractérisation de la contribution des phases α et β au comportement viscoplastique de l'alliage Ti17. A cette fin, des essais de compression uniaxiaux ont été réalisés sur une microstructure $\alpha + \beta$ lamellaire et sur une microstructure β équiaxe. Les résultats ont montré que la microstructure traitée β était moins résistante à l'écoulement plastique mais plus sensible à la vitesse de déformation, ce qui défavorise la localisation par cisaillement adiabatique. L'étude de l'endommagement ductile fait l'objet du second volet. Puisque l'identification des contributions individuelles des différentes phases ne semble pas pertinente, seule la microstructure $\alpha + \beta$ a été considérée pour l'étude de l'endommagement. Dans ce cadre, des essais de cisaillement et de traction, sur éprouvettes lisse et entaillée, ont été réalisés pour caractériser l'effet de la vitesse de déformation, de la température et de la triaxialité sur l'endommagement ductile.

L'ensemble des données obtenues lors de cette campagne va doublement servir dans ce qui suit. Ces données vont d'abord permettre de justifier des choix de modélisation qui seront détaillés au chapitre suivant. Elles vont également permettre de déterminer certains des paramètres qui interviennent dans la loi de comportement qui sera proposée.

Bibliographie

- [1] J. Delfosse, C. Rey, et N. Spath. Polycrystalline modelling of forging in β phase field of ti 17. In *10th World Conference on Titanium; Ti-2003 science and technology*, pages 1315–1322, 2003.
- [2] L. Pallot. *Thermomechanical processing of alloy Ti-17. Experimental investigation and modeling of dynamic recrystallization in the Beta range*. PhD thesis, 2012. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00849211>. Thèse de doctorat Saint-Etienne, EMSE 2012.
- [3] J. Teixeira, B. Denand, E. Aeby-Gautier, et S. Denis. Simulation of coupled temperature, microstructure and internal stresses evolutions during quenching of a beta metastable titanium alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 651 :615–625, 2016. ISSN 0921-5093. doi : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.11.010>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509315306018>.
- [4] E. A. Gautier, A. Settefrati, F. Bruneseaux, B. Appolaire, B. Denand, M. Dehmas, G. Geandier, et P. Boulet. Isothermal α'' formation in β metastable titanium alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 577 :S439 – S443, 2013. ISSN 0925-8388. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.02.046>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838812003088>. SI :ICOMAT2011.
- [5] Z. Mu, H. Li, et M.Q. Li. The microstructure evolution in the isothermal compression of ti-17 alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 582 :108 – 116, 2013. ISSN 0921-5093. doi : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.043>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092150931300693X>.
- [6] M. Salib, J. Teixeira, L. Germain, E. Lamielle, N. Gey, et E. Aeby-Gautier. Influence of transformation temperature on microtexture formation associated with α precipitation at β grain boundaries in a β metastable titanium alloy. *Acta Materialia*, 61(10) :3758 – 3768, 2013. ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645413002036>.
- [7] J. Delfosse. *β forging of Ti17 - Fatigue properties*. Theses, Ecole Centrale Paris, April 2005. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00090035>.

- [8] Y. Ayed, C. Robert, G. Germain, et A. Ammar. Orthogonal micro-cutting modeling of the ti17 titanium alloy using the crystal plasticity theory. *Finite Elements in Analysis and Design*, 137 :43 – 55, 2017. ISSN 0168-874X. doi : <https://doi.org/10.1016/j.finel.2017.08.002>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0168874X17302093>.
- [9] Y. Ning, M.W. Fu, H. Hou, Z. Yao, et H. Guo. Hot deformation behavior of ti-5.0al-2.40sn-2.02zr-3.86mo-3.91cr alloy with an initial lamellar microstructure in the $\alpha + \beta$ phase field. *Materials Science and Engineering : A*, 528 (3) :1812 – 1818, 2011. ISSN 0921-5093. doi : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.11.019>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509310013067>.
- [10] H. Li, M.Q. Li, T. Han, et H.B. Liu. The deformation behavior of isothermally compressed ti-17 titanium alloy in $\alpha + \beta$ field. *Materials Science and Engineering : A*, 546 :40 – 45, 2012. ISSN 0921-5093. doi : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.03.020>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509312003784>.
- [11] I. Weiss et S.L. Semiatin. Thermomechanical processing of beta titanium alloys-an overview. *Materials Science and Engineering : A*, 243(1) :46 – 65, 1998. ISSN 0921-5093. doi : [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00783-1](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00783-1). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509397007831>.
- [12] Z. Zhanglong, G. Hongzhen, W. Xiaochen, et Y. Zekun. Deformation behavior of isothermally forged ti-5al-2sn-2zr-4mo-4cr powder compact. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(15-16) :5509–5513, 2009.
- [13] J. Liu, W. Zeng, Y. Lai, et Z. Jia. Constitutive model of ti17 titanium alloy with lamellar-type initial microstructure during hot deformation based on orthogonal analysis. *Materials Science and Engineering : A*, 597 :387 – 394, 2014. ISSN 0921-5093. doi : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.12.076>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509313014597>.
- [14] X. Ma, W. Zeng, Y. Sun, K. Wang, Y. Lai, et Y. Zhou. Modeling constitutive relationship of ti17 titanium alloy with lamellar starting microstructure. *Materials Science and Engineering : A*, 538 :182 – 189, 2012. ISSN 0921-5093. doi : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.01.027>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509312000494>.

- [15] B. Huang, X. Miao, X. Luo, Y. Yang, et Y. Zhang. Microstructure and texture evolution near the adiabatic shear band (asb) in tc17 titanium alloy with starting equiaxed microstructure studied by ebsd. *Materials Characterization*, 151 :151 – 165, 2019. ISSN 1044-5803. doi : <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.03.009>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580318332418>.
- [16] S. Zhang, W. Zeng, Q. Zhao, L. Ge, et M. Zhang. In situ sem study of tensile deformation of a near- β titanium alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 708 :574 – 581, 2017. ISSN 0921-5093. doi : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.028>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509317313461>.
- [17] A. Hor, F. Morel, J. L. Lebrun, et G. Germain. An experimental investigation of the behaviour of steels over large temperature and strain rate ranges. *International Journal of Mechanical Sciences*, 67 :108 – 122, 2013. ISSN 0020-7403. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2013.01.003>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020740313000088>.
- [18] A. Hor, F. Morel, J.L. Lebrun, et G. Germain. An experimental investigation of the behaviour of steels over large temperature and strain rate ranges. *International Journal of Mechanical Sciences*, 67 :108 – 122, 2013. ISSN 0020-7403. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2013.01.003>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020740313000088>.
- [19] C. Ramirez. *Optimization criteria of titanium alloys to improve their machinability*. PhD thesis, Ecole nationale supérieure d'arts et métiers ENSAM, 2017.
- [20] M. Semblanet. *Traitement thermomécanique de l'alliage Ti17 : Forgeage en $\alpha + \beta$ et maintien post-forgeage en β* . PhD thesis, Saint-Etienne, EMSE, 2014.
- [21] S. Fréour, D. Gloaguen, M. François, et R. Guillén. Application of inverse models and xrd analysis to the determination of ti-17 β -phase coefficients of thermal expansion. *Scripta Materialia*, 54(8) :1475 – 1478, 2006. ISSN 1359-6462. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135964620600042X>.
- [22] D. Hull et D.J. Bacon. *Introduction to Dislocations (Fifth Edition)*. Oxford, 2011. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780080966724000190>.

- [23] K. Wang, W. Zeng, Y. Zhao, Y. Lai, et Y. Zhou. Hot working of ti17 titanium alloy with lamellar starting structure using 3d processing maps. *Journal of Materials Science*, 45(21) :5883–5891, Nov 2010. ISSN 1573-4803. doi : 10.1007/s10853-010-4667-1. URL <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4667-1>.
- [24] Y. Zhu, W. Zeng, Y. Zhao, Y. Shu, et X. Zhang. Effect of processing parameters on hot deformation behavior and microstructural evolution during hot compression of ti40 titanium alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 552 :384 – 391, 2012. ISSN 0921-5093. doi : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.05.055>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509312007617>.
- [25] X. Wang, H. Hamasaki, M. Yamamura, R. Yamauchi, T. Maeda, Y. Shirai, et F. Yoshida. Yield-point phenomena of ti-20v-4al-1sn at 1073 k and its constitutive modelling. *Materials Transactions*, 50(6) :1576–1578, 2009. doi : 10.2320/matertrans.M2009059.
- [26] W. Fengyong, X. Wenchen, J. Xueze, Z. Xunmao, W. Xingjie, S. Debin, et G. Bin. Study on hot deformation behavior and microstructure evolution of ti55 high-temperature titanium alloy. *Metals*, 7(8), 2017. ISSN 2075-4701. doi : 10.3390/met7080319. URL <http://www.mdpi.com/2075-4701/7/8/319>.
- [27] G.M. Cheng, W.W. Jian, W.Z. Xu, H. Yuan, P.C. Millett, et Y.T. Zhu. Grain size effect on deformation mechanisms of nanocrystalline bcc metals. *Materials Research Letters*, 1(1) :26–31, 2013. doi : 10.1080/21663831.2012.739580. URL <https://doi.org/10.1080/21663831.2012.739580>.
- [28] C. Li, X.-Y. Zhang, Z.-Y Li, et K.-C. Zhou. Hot deformation of ti-5al-5mo-5v-1cr-1fe near beta titanium alloys containing thin and thick lamellar alpha phase. *Materials Science and Engineering : A*, 573 :75 – 83, 2013. ISSN 0921-5093. doi : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.02.033>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509313001913>.
- [29] L. Li, M.Q. Li, et J. Luo. Mechanism in the β phase evolution during hot deformation of ti-5al-2sn-2zr-4mo-4cr with a transformed microstructure. *Acta Materialia*, 94 :36 – 45, 2015. ISSN 1359-6454. doi : <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.04.045>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645415002979>.
- [30] R.J. Clifton, J. Duffy, K.A. Hartley, et T.G. Shawki. On critical conditions for shear band formation at high strain rates. *Scripta Metallurgica*, 18(5) :443

- 448, 1984. ISSN 0036-9748. doi : [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(84\)90418-6](https://doi.org/10.1016/0036-9748(84)90418-6). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0036974884904186>.
- [31] Bradley Dodd et Yilong Bai. *Adiabatic shear localization : frontiers and advances*. Elsevier, 2012.
- [32] X. Ma, Z. Weidong, W. Kaixuan, L. Yunjin, et Z. Yigang. The investigation on the unstable flow behavior of ti17 alloy in $\alpha + \beta$ phase field using processing map. *Materials Science and Engineering : A*, 550 :131–137, 2012.
- [33] J. Fan, H. Kou, M. Lai, B. Tang, H. Chang, et J. Li. High temperature discontinuous yielding in a new near β titanium alloy ti-7333. *Rare Metal Materials and Engineering*, 43(4) :808 – 812, 2014. ISSN 1875-5372. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1875537214600898>.
- [34] R. Julien, V. Velay, V. Vidal, Y. Dahan, R. Forestier, et F. Rézai-Aria. Characterization and modeling of forged ti-6al-4v titanium alloy with microstructural considerations during quenching process. *International Journal of Mechanical Sciences*, 142-143 :456 – 467, 2018. ISSN 0020-7403. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020740318303199>.
- [35] J.J. Jonas, B. Heritier, et title= M. J. Luton.
- [36] W. G. Johnston et J.J. Gilman. Dislocation velocities, dislocation densities, and plastic flow in lithium fluoride crystals. *Journal of Applied Physics*, 30 (2) :129–144, 1959.
- [37] T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, et J. J. Jonas. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Progress in Materials Science*, 60 :130 – 207, 2014. ISSN 0079-6425. doi : <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.09.002>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0079642513000698>.
- [38] T. Grosdidier, C. Roubaud, M.J. Philippe, et Y. Combres. The deformation mechanisms in the β -metastable β -cez titanium alloy. *Scripta Materialia*, 36(1) :21 – 28, 1997. ISSN 1359-6462. doi : [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(96\)00341-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(96)00341-7). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646296003417>.
- [39] A. Nwobu. Strain induced transformations and plasticity in transage ti-11.6v-2al-2sn-6zr (tl134) and ti-11.5v-2al-2sn-11.3zr (tl29) alloys. *J. Phys. Colloques*, 43 :C4–315–C4–320, 1982. doi : 10.1051/jphyscol:1982444.

- [40] A.S. Hamada, L.P. Karjalainen, R.D.K. Misra, et J. Talonen. Contribution of deformation mechanisms to strength and ductility in two cr–mn grade austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering : A*, 559 :336 – 344, 2013. ISSN 0921-5093. doi : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.108>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509312012415>.
- [41] C. Wei, Y. Shanshan, L. Ruolei, S. Qiaoyan, X. Lin, et S. Jun. Enhanced grain refining efficiency assisted by martensitic transformation in metastable beta-titanium alloy. *Rare Metal Materials and Engineering*, 44(7) :1601 – 1606, 2015. ISSN 1875-5372. doi : [https://doi.org/10.1016/S1875-5372\(15\)30100-4](https://doi.org/10.1016/S1875-5372(15)30100-4). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1875537215301004>.
- [42] L. Wang, Y. Yang, P. Eisenlohr, T.R. Bieler, M.A. Crimp, et D.E. Mason. Twin nucleation by slip transfer across grain boundaries in commercial purity titanium. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41(2) :421, Nov 2009. doi : [10.1007/s11661-009-0097-6](https://doi.org/10.1007/s11661-009-0097-6). URL <https://doi.org/10.1007/s11661-009-0097-6>.
- [43] Q. Li, Y.B. Xu, et M.N. Bassim. Dynamic mechanical behavior of pure titanium. *Journal of Materials Processing Technology*, 155-156 :1889 – 1892, 2004. ISSN 0924-0136. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.327>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013604007368>. Proceedings of the International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies : Part 2.
- [44] V. Livescu, I. J. Beyerlein, C. A. Bronkhorst, O. F. Dippo, B. G. Ndefru, L. Capolungo, et H. M. Mourad. Microstructure insensitive twinning : A statistical analysis of incipient twins in high-purity titanium. *Materialia*, 6 : 100303, 2019. ISSN 2589-1529. doi : <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100303>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2589152919300997>.
- [45] B. Beausir et J.J. Fundenberger. Atex software, analysis tools for electron and x-ray diffraction, university of lorraine, metz. 2018. URL www.atex-software.eu.
- [46] Y. Yang, F. Jiang, B.M. Zhou, X.M. Li, H.G. Zheng, et Q.M. Zhang. Microstructural characterization and evolution mechanism of adiabatic shear band in a near beta-ti alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 528(6) :2787 – 2794, 2011. ISSN 0921-5093. doi : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010>.

- 12.053. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509310014590>.
- [47] H. Zhan, W. Zeng, G. Wang, D. Kent, et M. Dargusch. Microstructural characteristics of adiabatic shear localization in a metastable beta titanium alloy deformed at high strain rate and elevated temperatures. *Materials Characterization*, 102 :103 – 113, 2015. ISSN 1044-5803. doi : <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.02.017>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580315000546>.
- [48] F.A. McClintock. A criterion for ductile fracture by the growth of holes. *Journal of applied mechanics*, 35(2) :363–371, 1968.
- [49] J.R. Rice et D.M. Tracey. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 17(3) :201 – 217, 1969. ISSN 0022-5096. doi : [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(69\)90033-7](https://doi.org/10.1016/0022-5096(69)90033-7). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022509669900337>.
- [50] G. R. Johnson et W. H. Cook. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 21(1) :31 – 48, 1985. ISSN 0013-7944. doi : [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(85\)90052-9](https://doi.org/10.1016/0013-7944(85)90052-9). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0013794485900529>.
- [51] M. Giglio, A. Manes, et F. Viganò. Ductile fracture locus of ti-6al-4v titanium alloy. *International Journal of Mechanical Sciences*, 54(1) :121 – 135, 2012. ISSN 0020-7403. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2011.10.003>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020740311002268>.
- [52] R. Bobbili et V. Madhu. Effect of strain rate and stress triaxiality on tensile behavior of titanium alloy ti-10-2-3 at elevated temperatures. *Materials Science and Engineering : A*, 667 :33 – 41, 2016. ISSN 0921-5093. doi : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.083>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092150931630483X>.

Chapitre 3

Modélisation du comportement du titane Ti17

« Les cristaux sont comme les humains.
Ce sont leurs défauts qui les rendent intéressants.»
Frederick Charles Frank (Physicien, 1911-1998)

Sommaire

3.1 Cadre thermomécanique	98
3.1.1 Équations de champ	98
3.1.2 Nécessité des lois de comportement	101
3.2 Construction de la loi de comportement	102
3.2.1 Stratégie de modélisation	102
3.2.2 Développement de loi de comportement monocristalline	105
3.3 Conclusions partielles	116

Un des aspects essentiels de la modélisation de l'opération d'usinage de l'alliage de titane Ti17 réside dans la prise en compte de sa microstructure particulière. À cette fin, une loi de comportement, qui prend en compte explicitement certaines des principales caractéristiques microstructurales (orientation cristallographique, phases en présence), est proposée. Ce chapitre présente donc l'ensemble de la démarche de modélisation qui a été mise en place. Puisque la microstructure lamellaire $\alpha + \beta$ du Ti17 présente un rapport élevé entre la taille caractéristique des ex-grains β et celle des lamelles α , une stratégie de modélisation adéquate a été mise en place. Aussi, pour intégrer l'effet de l'orientation cristallographique, le comportement des phases α et β a été modélisé en s'appuyant sur le cadre général de la plasticité cristalline. Enfin, puisque l'objectif final est de simuler l'usinage, un modèle d'endommagement lié à la microstructure lamellaire $\alpha + \beta$ a été développé pour reproduire les dégradations subies pendant le processus de coupe.

Ce chapitre est organisé comme suit. Dans la première partie, le cadre thermomécanique, basé sur la thermodynamique des processus irréversibles, permettant la formulation des lois de comportement en transformations finies est présenté. La stratégie de modélisation mise en place afin de considérer la microstructure biphasée du Ti17 est décrite dans la seconde partie. La démarche permettant le développement de la loi de comportement en s'appuyant sur le cadre de la plasticité cristalline est exposée dans la dernière partie.

3.1 Cadre thermomécanique

3.1.1 Équations de champ

Les équations de champ qui régissent le comportement thermomécanique d'un solide sont la traduction de principes mécaniques et thermodynamiques élémentaires. Ces équations, parce qu'elles conduisent à un certain nombre de restrictions pour la formulation des lois de comportement, sont brièvement rappelées dans ce qui suit.

Cinématique

Le mouvement d'un point matériel peut être décrit à partir de ses coordonnées dans la configuration déformée par :

$$\mathbf{x} = \boldsymbol{\chi}(\mathbf{X}, t) \quad (3.1)$$

où t est la variable temps et \mathbf{X} représente les coordonnées du point matériel dans la configuration initiale. Pour un instant donné, le mouvement du point matériel est décrit par une transformation χ qui relie les configurations initiale et déformée. Le gradient de cette transformation \mathbf{F} est donné par :

$$\mathbf{F}(\mathbf{X}, t) = \frac{\partial \chi}{\partial \mathbf{X}} \quad (3.2)$$

La décomposition polaire permet de séparer le gradient de la transformation \mathbf{F} sous une forme multiplicative comme suit :

$$\mathbf{F}(\mathbf{X}, t) = \mathbf{R}(\mathbf{X}, t) \cdot \mathbf{U}(\mathbf{X}, t) \quad (3.3)$$

L'intérêt de cette décomposition est qu'elle permet de distinguer la rotation du point matériel, représentée par le tenseur orthogonal \mathbf{R} de l'élongation, représentée par le tenseur symétrique \mathbf{U} .

Conservation de la masse

L'équation de conservation de masse traduit que le fait que la transformation subie par un milieu continu se produit sans échange de matière avec le milieu extérieur. Cette condition se traduit dans une forme locale simplement par :

$$\dot{\rho} = 0 \quad (3.4)$$

où ρ désigne la masse volumique initiale.

Conservation de la quantité de mouvement

La quantité de mouvement d'un point matériel est donnée par le produit de sa masse par sa vitesse. Les équations de conservation des quantités de mouvement linéaire et angulaire indiquent que la quantité de mouvement d'un système évolue sous l'effet des efforts de contact et de volume exercés par le milieu extérieur. Dans leur forme locale, les équations de conservation de la quantité de mouvement linéaire et angulaire s'écrivent dans la configuration initiale comme suit :

$$\rho \ddot{\mathbf{X}} = \text{div}(\mathbf{\Pi}) + \mathbf{B} \quad (3.5)$$

$$\mathbf{\Pi} \cdot \mathbf{F}^T = \mathbf{F} \cdot \mathbf{\Pi}^T \quad (3.6)$$

où \mathbf{B} et $\ddot{\mathbf{X}}$ sont respectivement la densité de forces volumiques et l'accélération. Le tenseur $\mathbf{\Pi}$ désigne le premier tenseur des contraintes de Piola-Kirchhoff.

Premier principe de la thermodynamique

Le premier principe de la thermodynamique stipule que l'énergie totale d'un système ne peut changer que sous l'effet d'un échange de travail et de chaleur avec le milieu extérieur. La forme locale du premier principe est ainsi donnée par :

$$\rho \dot{U} = \mathbf{\Pi} : \dot{\mathbf{F}} + \rho r - \operatorname{div}(\mathbf{Q}) \quad (3.7)$$

où U est l'énergie interne spécifique, r et \mathbf{Q} sont respectivement la densité volumique et la densité surfacique de puissance calorifique reçue de l'extérieur. L'équation 3.7 traduit le fait que l'énergie interne varie localement en fonction de la puissance des efforts intérieurs et de la puissance calorifique.

Deuxième principe de la thermodynamique

Le second principe de la thermodynamique impose des restrictions quant au sens d'évolution des transformations qui affectent un point matériel. Plus spécifiquement, le second principe impose que la production d'entropie soit non-négative. Le cas d'une production nulle correspond à une transformation réversible (e.g. déformation élastique) alors qu'une production positive traduit le caractère irréversible de la transformation (e.g. plasticité, endommagement). La forme locale du second principe s'écrit comme suit :

$$\rho \dot{s} - \rho \frac{r}{T} + \operatorname{div}\left(\frac{\mathbf{Q}}{T}\right) \geq 0 \quad (3.8)$$

où s est l'entropie spécifique. Le terme r/T est l'apport volumique d'entropie alors que \mathbf{Q}/T est le flux surfacique sortant d'entropie. La forme locale du second principe peut s'écrire :

$$\rho \dot{s} - \frac{1}{T} (\rho r - \operatorname{div}(\mathbf{Q})) - \frac{\mathbf{Q} \cdot \nabla T}{T^2} \geq 0 \quad (3.9)$$

Le produit du taux de production d'entropie par la température absolue T permet de déterminer la source de dissipation spécifique D_i . L'écriture locale de cette équation est la suivante :

$$D_i = \rho T \dot{s} - \rho r + \operatorname{div}(\mathbf{Q}) - \frac{\mathbf{Q} \cdot \nabla T}{T} \geq 0 \quad (3.10)$$

L'équation 3.10 est souvent décomposée en deux termes [1] : un terme de dissipation thermique et un terme de dissipation intrinsèque spécifique. La source de dissipation intrinsèque D_1 , qui représente la partie du travail reçue et convertie

localement en chaleur, est donnée par :

$$D_1 = \rho T \dot{S} - \rho r + \text{div}(\mathbf{Q}) \geq 0 \quad (3.11)$$

La contribution thermique due aux transferts par conduction s'écrit comme :

$$D_2 = -\frac{\mathbf{Q} \cdot \nabla T}{T} \geq 0 \quad (3.12)$$

En s'appuyant sur les travaux de Germain *et al.* [1], on peut admettre le découplage entre D_1 et D_2 , et la positivité de chacune d'entre elles. Aussi, en injectant l'équation de bilan 3.7 dans l'équation précédente, on obtient que :

$$\mathbf{\Pi} : \dot{\mathbf{F}} = \rho (\dot{U} - T \dot{S}) + D_1 \quad (3.13)$$

Cette équation traduit le fait que la puissance mécanique fournie ($\mathbf{\Pi} : \dot{\mathbf{F}}$) se décompose en une partie restituable $\rho (\dot{U} - T \dot{S})$ et une partie dissipative D_1 .

3.1.2 Nécessité des lois de comportement

Les équations de conservation de la masse, de la quantité de mouvement et d'énergie présentées au section précédente ne sont pas suffisantes pour décrire l'évolution d'un système. En effet, comme le montre le tableau 3.1, la modélisation d'un système thermomécanique requiert de déterminer l'évolution de 19 grandeurs.

Grandeur	Symbole	Inconnues
Masse volumique	ρ	1
Position actuelle	\mathbf{x}	3
Tenseur de contrainte	$\mathbf{\Pi}$	9
Énergie interne spécifique	U	1
Entropie spécifique	S	1
Température	T	1
Flux de chaleur	Q	3
Totale		19

TABLE 3.1 – Liste des grandeurs à déterminer pour représenter l'évolution d'un point matériel.

Néanmoins, les conditions précédentes ne fournissent que 8 équations, qui sont listées dans le Tableau 3.2. Il est donc nécessaire de se doter d'équations supplémentaires qui, parce qu'elles définissent le comportement d'un point matériel, forment une loi de comportement. Ces équations supplémentaires, qui

sont présentées dans le Tableau 3.3, doivent intégrer les spécificités de chaque matériau. Dans le cas présent, le développement de ces équations s'appuie sur les résultats du chapitre précédent où les spécificités de l'alliage de titane Ti17 ont été exposées.

Grandeur conservée	Équations
Masse $\dot{\rho} = 0$	1
Quantité de mouvement linéaire $\rho \ddot{\mathbf{X}} = \text{div}(\mathbf{\Pi}) + \mathbf{B}$	3
Quantité de mouvement angulaire $\mathbf{\Pi} \cdot \mathbf{F}^T = \mathbf{F} \cdot \mathbf{\Pi}^T$	3
Énergie $\rho \dot{U} = \mathbf{\Pi} : \dot{\mathbf{F}} + \rho r - \text{div}(\mathbf{Q})$	1
Totale	8

TABLE 3.2 – Liste des équations de conservation auxquelles obéit l'évolution d'un point matériel.

Relations de comportement	Équations
Contrainte $\mathbf{\Pi} = \bar{\mathbf{\Pi}}(\dots)$	6
Énergie interne $U = \bar{U}(\dots)$	1
Entropie spécifique $S = \bar{S}(\dots)$	1
Flux de chaleur $\mathbf{Q} = \bar{\mathbf{Q}}(\dots)$	3
Totale	11

TABLE 3.3 – Liste des équations de comportement nécessaires pour caractériser l'évolution d'un point matériel.

3.2 Construction de la loi de comportement

3.2.1 Stratégie de modélisation

Description de la microstructure

À l'état de livraison, l'alliage de titane Ti17 présente une microstructure lamellaire composée de 67% de phase α et de 33% de phase β . La taille caractéristique des ex-grains β est d'environ $800 \mu\text{m}$ alors que celle des lamelles de phase α ne dépasse pas $1 \mu\text{m}$. La prise en compte de cette microstructure nécessite la mise en place d'une stratégie particulière. En effet, dans le cas du Ti17, le rapport entre les tailles caractéristiques des grains β et des lamelles de phase α est d'environ 800 (voir figure 3.1). S'il est possible de représenter explicitement les grains β au travers d'un maillage *ad hoc*, il n'est pas numériquement envisageable de faire de même pour les lamelles α . Afin de contourner ce problème, la stratégie adoptée consiste à supposer que les deux phases coexistent au sein d'un point matériel. Cela revient à adopter une démarche d'homogénéisation qui nécessite de définir comment les déformations se répartissent entre les différentes phases. Il est ensuite possible, par une simple relation de moyenne, de définir l'état de contrainte du point matériel.

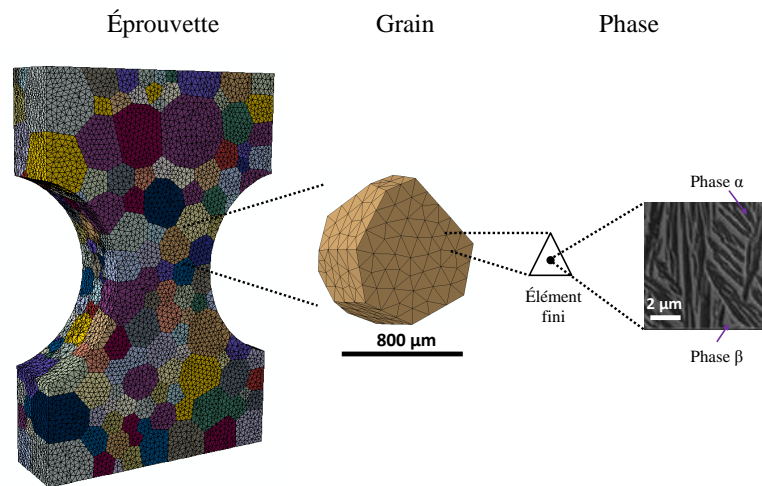


FIGURE 3.1 – Représentation des différentes longueurs caractéristiques pour l'alliage de titane Ti17.

Dans le cas présent, la stratégie retenue est simple, elle consiste à supposer que les deux phases voient le même gradient de la transformation, soit :

$$f^\beta = f^\alpha = F \quad (3.14)$$

où l'exposant α (respectivement β) désigne une quantité propre à la phase α (respectivement β). La décomposition polaire étant indépendante du comportement, on obtient également que le tenseur d'élongation droit est identique pour les deux phases :

$$\mathbf{u}^\beta = \mathbf{u}^\alpha = \mathbf{U} \quad (3.15)$$

Si on associe à chaque phase une loi de comportement, il est possible de déterminer à chaque instant l'état de contrainte, noté $\boldsymbol{\pi}^\alpha$ ou $\boldsymbol{\pi}^\beta$, correspondant. La réponse effective d'un point matériel est alors donnée par la relation de moyenne suivante [2] :

$$\boldsymbol{\Pi} = \zeta^\beta \boldsymbol{\pi}^\beta + (1 - \zeta^\beta) \boldsymbol{\pi}^\alpha \quad (3.16)$$

ζ^β désigne la fraction volumique de la phase β . La contrainte corotationnelle de Cauchy $\boldsymbol{\Sigma}$ homogénéisée est reliée au premier tenseur de Piola-Kirchhoff à travers la relation suivante :

$$\boldsymbol{\Sigma} = \frac{1}{\det(\mathbf{U})} \boldsymbol{\Pi} \cdot \mathbf{U}^T \quad (3.17)$$

Relations d'orientation

Pour les températures supérieures à la température de transus- β , le Ti17 présente une microstructure monophasée formée par des grains β équiaxes. A chaque grain β est associée une orientation cristallographique représentée par un triplet d'angles d'Euler $(\varphi_1^\beta, \Phi^\beta, \varphi_2^\beta)$. Dans le cas présent, ces orientations cristallines sont affectées aléatoirement et permettent de construire les matrices d'orientation R_1^β dont l'expression est donnée dans l'annexe 1. Aussi, une fois cette matrice connue, il est possible de déterminer pour chaque grain des propriétés telles que les tenseurs de rigidité et de dilatation thermique ainsi que les orientations des systèmes de glissement.

Lors du refroidissement depuis le domaine β , la phase α se forme par un mécanisme de diffusion dans l'alliage de titane Ti17. Cette transformation conduit à l'apparition de douze variants de phase α dont l'orientation par rapport à la matrice β obéit à la relation d'orientation de Burgers [3] :

$$(110)_\beta \parallel (0001)_\alpha \text{ et } [\bar{1}11]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha \quad (3.18)$$

Connaissant l'orientation de la phase β , il est possible déterminer à partir la relation de Burgers la matrice d'orientation R_1^α associée à chaque variant de la phase α par une relation du type :

$$R_1^\alpha = R_1^{\beta \rightarrow \alpha} R_1^\beta \quad (3.19)$$

Pour le Ti17 $\beta + \alpha$, les observations expérimentales conduites par Salib *et al.* [4]

ont montré qu'il n'y avait pas de phénomène de sélection de variant pour la phase α_{WI} . En revanche, l'apparition des phases α_{GB} et α_{WGB} obéit à certains critères de sélection de variant. Étant donnée que la fraction volumique de la morphologie α_{WI} est élevée dans le cas du matériau d'étude, on associe aléatoirement à chaque point matériel un des douze variants possibles pour la représentation des orientations de la phase α .

Enfin, les durées caractéristiques des essais et des opérations de coupe sont suffisamment faibles pour éviter les transformations de phase $\alpha \rightarrow \beta$ dues au chauffage. Ces changements ne sont donc pas modélisés dans cette étude.

3.2.2 Développement de loi de comportement monocristalline

Conformément à la stratégie décrite précédemment, la description du comportement thermomécanique d'un point matériel nécessite de préciser les relations de comportement associées à chacune des phases α et β . Dans le cas présent, ces relations de comportement revêtent une forme identique pour les deux phases, la différence résidant dans les paramètres et dans la nature des systèmes de glissement associés à ces différentes phases. On présente donc ici la loi de comportement sous une forme générique, l'identification des paramètres propres à chaque phase sera abordée dans le chapitre suivant.

Afin de faciliter la présentation de la loi de comportement, les notations suivantes, déjà utilisées dans la section précédente, sont adoptées. Les variables liées à un point matériel sont notées par des lettres majuscules (e.g. F ou U) et les variables attachées aux différentes phases sont présentées avec des lettres minuscules (e.g. f ou u).

Décomposition de la transformation

La loi de comportement proposée doit intégrer l'existence de deux mécanismes de déformation : la thermoélasticité, qui produit une déformation réversible, et le glissement plastique, à l'origine des déformations permanentes. Ainsi, dans le contexte des transformations finies, on utilise la décomposition multiplicative du tenseur d'élongation [5] comme suit :

$$\mathbf{u} = \mathbf{f}_\theta \cdot \mathbf{f}_p \quad (3.20)$$

où les tenseurs \mathbf{f}_θ et \mathbf{f}_p représentent respectivement les contributions thermoélastiques et plastiques à la déformation d'une phase (α ou β). Du fait de la dé-

composition polaire, le gradient de la transformation s'exprime donc :

$$\mathbf{f} = \mathbf{r} \cdot \mathbf{u} = \mathbf{r} \cdot \mathbf{f}_\theta \cdot \mathbf{f}_p \quad (3.21)$$

Cette formulation repose sur la notion de configuration isoclinique proposée par Mandel [6]. Comme le montre la figure 3.2, on est ainsi amené à considérer quatre configurations différentes : la configuration initiale B_0 , la configuration intermédiaire isoclinique \tilde{B} , la configuration actuelle non tournée \hat{B} et la configuration actuelle B_t . Ainsi, \hat{B} est une configuration déformée par \mathbf{u} mais non tournée par \mathbf{r} . Dans ce qui suit, les notations suivantes sont adoptées : les tenseurs définis sur la configuration intermédiaire \tilde{B} et la configuration déformée \hat{B} sont représentés respectivement par $\tilde{\mathbf{a}}$ et $\hat{\mathbf{a}}$.

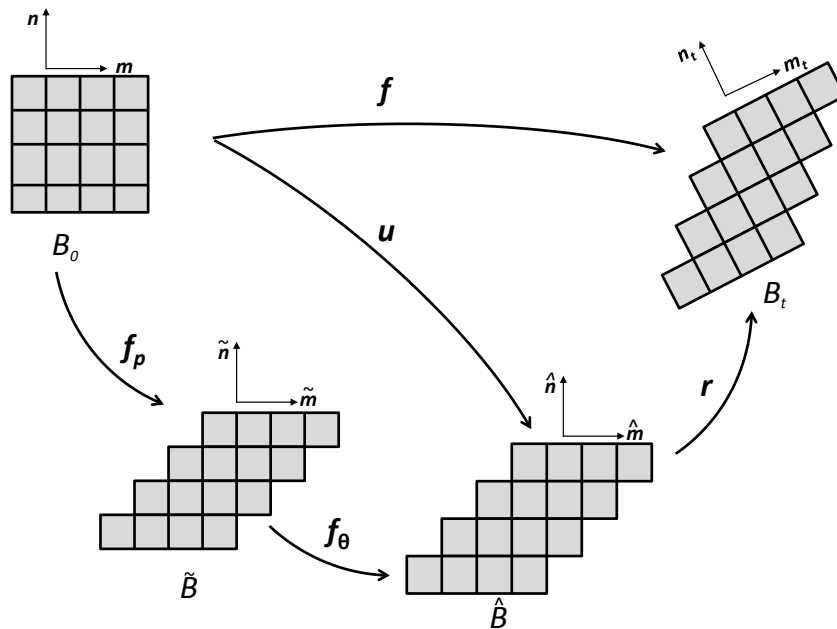


FIGURE 3.2 – Décomposition multiplicative du gradient de transformation \mathbf{f} en une contribution plastique \mathbf{f}_p , une contribution thermoélastique \mathbf{f}_θ et une rotation \mathbf{r} .

La loi de comportement développée pour chaque phase s'appuie largement sur le cadre de la plasticité cristalline. Pour une phase, on considère que la déformation plastique opère exclusivement par glissement sur un ensemble de systèmes de glissement. Chaque système de glissement s est défini par un plan de glissement de normale unitaire $\tilde{\mathbf{n}}_s$ et une direction de glissement unitaire $\tilde{\mathbf{m}}_s$.

Le tenseur des déformations de Green-Lagrange \mathbf{e} caractérise l'état de déformation d'un point matériel par rapport à la configuration initiale. Cette mesure

de déformation est définie comme suit :

$$\mathbf{e} = \frac{1}{2} (\mathbf{u}^T \cdot \mathbf{u} - I) \quad (3.22)$$

Les contributions thermoélastique et plastique à la déformation sont alors données par :

$$\tilde{\mathbf{e}}_\theta = \frac{1}{2} (\mathbf{f}_\theta^T \cdot \mathbf{f}_\theta - I) \quad (3.23)$$

$$\mathbf{e}_p = \frac{1}{2} (\mathbf{f}_p^T \cdot \mathbf{f}_p - I) \quad (3.24)$$

$$(3.25)$$

La déformation totale \mathbf{e} s'écrit comme la somme de la déformation plastique \mathbf{e}_p et la déformation thermoélastique $\tilde{\mathbf{e}}_\theta$ transportée vers la configuration initiale par la partie plastique du gradient de transformation \mathbf{f}_p comme suit :

$$\mathbf{e} = \mathbf{e}_p + \mathbf{f}_p^T \cdot \tilde{\mathbf{e}}_\theta \cdot \mathbf{f}_p \quad (3.26)$$

De la même manière, on peut définir le gradient spatial du champ de vitesse noté $\hat{\mathbf{l}}$ comme suit :

$$\hat{\mathbf{l}} = \dot{\mathbf{u}} \cdot \mathbf{u}^{-1} \quad (3.27)$$

En injectant l'équation 3.20 dans l'équation précédente, on obtient que :

$$\hat{\mathbf{l}} = \dot{\mathbf{f}}_\theta \cdot \mathbf{f}_\theta^{-1} + \mathbf{f}_\theta \cdot \dot{\mathbf{f}}_p \cdot \mathbf{f}_p^{-1} \cdot \mathbf{f}_\theta^{-1} \quad (3.28)$$

Cette dernière relation indique que le tenseur gradient spatial du champ de vitesse $\hat{\mathbf{l}}$ peut se décomposer en une partie thermoélastique $\hat{\mathbf{l}}_\theta$ et une partie plastique $\hat{\mathbf{l}}_p$ comme suit :

$$\hat{\mathbf{l}} = \hat{\mathbf{l}}_\theta + \hat{\mathbf{l}}_p \quad (3.29)$$

avec

$$\hat{\mathbf{l}}_\theta = \dot{\mathbf{f}}_\theta \cdot \mathbf{f}_\theta^{-1} \quad (3.30)$$

$$\hat{\mathbf{l}}_p = \mathbf{f}_\theta \cdot \tilde{\mathbf{l}}_p \cdot \mathbf{f}_\theta^{-1} \quad (3.31)$$

$$\tilde{\mathbf{l}}_p = \dot{\mathbf{f}}_p \cdot \mathbf{f}_p^{-1} \quad (3.32)$$

Lois d'état

L'état d'un point matériel à un instant t peut être défini par un nombre fini de variables indépendantes appelées variables d'état. Ces variables permettent de décrire l'état d'équilibre et d'accéder à la succession des états hors équilibre.

Puisque la description du comportement d'un point matériel repose sur une stratégie d'homogénéisation où les phases α et β coexistent, les variables d'état retenues sont pour la plupart propres à chaque phase. Les seules variables qui ne sont pas associées à une seule et une unique phase sont la température T et la variable d'endommagement D . L'hypothèse sous-jacente est que la température est homogène au sein d'un point matériel et que le phénomène d'endommagement ne peut pas être attribué à une phase en particulier, il est plutôt le résultat de l'histoire d'un point matériel.

La liste des variables d'état retenues pour la description du comportement est présentée sur le Tableau 3.4 ci-dessous. Elle inclue comme variables internes le tenseur des déformations thermoélastiques $\tilde{\epsilon}_\theta$, la température T , les variables d'écroutissage q_s associées à chaque système de glissement s d'une phase et la variable d'endommagement D .

Variables d'état		Forces thermodynamiques associées	
Observables	internes		
$\tilde{\epsilon}_\theta$			$\tilde{\mathbf{p}}$
T			s
	q_s		g_s
	D		γ

TABLE 3.4 – Variables d'état utilisées et forces thermodynamiques associées pour la caractérisation de l'état d'une phase.

À chaque variable d'état est associée une force thermodynamique (i.e. force motrice). Dans le cas présent, ces forces sont le second tenseur de Piola-Kirchoff $\tilde{\mathbf{p}}$ défini sur la configuration intermédiaire, l'entropie spécifique s , la contrainte de cisaillement critique g_s et le taux de restitution d'énergie γ .

Suivant l'approche thermodynamique classique, il est possible d'obtenir les relations d'état, qui lient les forces motrices aux variables d'état à partir d'un potentiel d'état. Dans le cas présent, le potentiel d'état retenu est l'énergie libre spécifique ψ . Pour chaque phase, l'énergie libre spécifique ψ se décompose de la manière suivante :

$$\rho\psi = \rho\psi_\theta(\tilde{\epsilon}_\theta, T, D) + \rho\psi_p(q_s, D) \quad (3.33)$$

où ψ_θ représente la contribution thermoélastique et ψ_p la contribution due à l'écroutissage. Ces deux contributions dépendent de la variable d'endommagement D de sorte que l'approche proposée contient un couplage élasticité /endommagement et un couplage écroutissage/endommagement. Les variables d'état permettent de définir l'énergie libre spécifique ψ qui s'exprime dans la

configuration intermédiaire comme suit :

$$\begin{aligned} \rho\psi = \frac{1}{2}\tilde{\mathbf{e}}_\theta : \mathbb{C}(T, D) : \tilde{\mathbf{e}}_\theta - \tilde{\mathbf{e}}_\theta : \mathbb{C}(T, D) : \boldsymbol{\alpha}(T - T_0) + \rho c_p \left(T - T_0 - T \ln \left(\frac{T}{T_0} \right) \right) \\ + \frac{1}{2} Q (1 - D) \sum_s q_s \sum_t h_{st} q_t \end{aligned} \quad (3.34)$$

Dans l'équation ci-dessus, T_0 , c_p , Q et h_{st} sont respectivement la température de référence, la chaleur spécifique, le module d'écrouissage et la matrice d'interaction entre les différents systèmes de glissement. Le tenseur de dilatation thermique $\boldsymbol{\alpha}$ dépend de la température sous la forme :

$$\boldsymbol{\alpha} = \boldsymbol{\alpha}_0 \xi(T) \quad (3.35)$$

$\boldsymbol{\alpha}_0$ est le tenseur de dilatation thermique caractéristique à température ambiante T_0 et $\xi(T)$ représente une fonction de dépendance à la température. A ce stade, il est important de souligner que la convexité du potentiel ψ est suffisante pour vérifier les conditions de stabilité thermodynamique. La convexité du potentiel est satisfaite lorsque le tenseur de rigidité \mathbb{C} est défini positif, les modules d'écrouissage Q sont positifs et les matrices d'interaction h sont définies positives.

Les lois d'état peuvent être obtenues par dérivation du potentiel d'état. Le second tenseur de Piola-Kirchoff $\tilde{\mathbf{p}}$, défini sur la configuration intermédiaire, est obtenu en utilisant l'équation 3.34 comme suit :

$$\tilde{\mathbf{p}} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \tilde{\mathbf{e}}_\theta} = \mathbb{C}(T, D) : (\tilde{\mathbf{e}}_\theta - \boldsymbol{\alpha}(T - T_0)) \quad (3.36)$$

où $\mathbb{C}(T, D)$ est le tenseur de rigidité qui dépend à la fois de la température et de l'endommagement.

Suivant l'idée générale de la mécanique de l'endommagement, développée notamment au travers des travaux de Lemaitre et Chaboche [7, 8, 9, 10], une variable d'état D (scalaire ou tensorielle) qui mesure la perte de rigidité d'un matériau a été introduite. Il convient donc de préciser comment cette variable D affecte les propriétés de rigidité. Suivant la proposition de Marigo [11], il est possible de distinguer l'effet de l'endommagement sur les contributions sphériques et déviatoriques aux propriétés de rigidité. Cette définition conduit à exprimer le tenseur $\mathbb{C}(T, D)$ de la manière suivante :

$$\begin{aligned} \mathbb{C}(T, D) = \kappa(T) H(I : -\tilde{\mathbf{e}}_e) \mathbb{P}_s : \mathbb{C}_0 : \mathbb{P}_s + (1 - D) \\ \kappa(T) [H(I : \tilde{\mathbf{e}}_e) \mathbb{P}_s : \mathbb{C}_0 : \mathbb{P}_s + \mathbb{P}_d : \mathbb{C}_0 : \mathbb{P}_d + \mathbb{P}_d : \mathbb{C}_0 : \mathbb{P}_s + \mathbb{P}_s : \mathbb{C}_0 : \mathbb{P}_d] \end{aligned} \quad (3.37)$$

où $\tilde{\mathbf{e}}_e = \tilde{\mathbf{e}}_\theta - \boldsymbol{\alpha}(T - T_0)$ est le tenseur des déformations élastiques et $\kappa(T)$ représente une fonction de dégradation du tenseur de rigidité en fonction de la température. H est la fonction de Heaviside (échelon unitaire). L'anisotropie du réseau cubique centré et hexagonale compact est prise en compte à travers \mathbb{C}_0 . Enfin, \mathbb{P}_s et \mathbb{P}_d sont respectivement les tenseurs de projection sphérique et déviatorique définis comme suit :

$$\mathbb{P}_s = \frac{1}{3} \mathbf{I} \otimes \mathbf{I} \quad (3.38)$$

$$\mathbb{P}_d = \mathbb{1} - \frac{1}{3} \mathbf{I} \otimes \mathbf{I} \quad (3.39)$$

Selon l'équation (3.37), lorsque la partie sphérique de la déformation élastique $\mathbf{I} : \tilde{\mathbf{e}}_e$ est positive, l'endommagement affecte à la fois les parties sphérique et déviatorique du tenseur de rigidité. Par contre, seule la partie déviatorique est affectée par l'endommagement lorsque la déformation élastique sphérique $\mathbf{I} : \tilde{\mathbf{e}}_e$ est négative. Cette description permet de considérer les effets de fermeture. La force thermodynamique y entraînant le développement de l'endommagement D est alors donnée par :

$$y = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial D} = -\frac{1}{2} \tilde{\mathbf{e}}_\theta : \frac{\partial \mathbb{C}}{\partial D} : \tilde{\mathbf{e}}_\theta + \tilde{\mathbf{e}}_\theta : \frac{\partial \mathbb{C}}{\partial D} : \boldsymbol{\alpha}(T - T_0) + \frac{1}{2} Q \sum_s q_s \sum_t h_{st} q_t \quad (3.40)$$

Pour chaque système de glissement s , la contrainte de cisaillement critique g_s mesure la résistance au glissement plastique. À partir de la définition de l'énergie libre spécifique, on obtient que :

$$g_s = \rho \frac{\partial \psi}{\partial q_s} = (1 - D) Q \sum_t h_{st} q_t \quad (3.41)$$

L'entropie spécifique s , qui est la force thermodynamique associée à la température T , s'écrit comme suit :

$$\rho s = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial T} = \tilde{\mathbf{e}}_\theta : \frac{\partial \mathbb{C}}{\partial T} : \left(-\frac{1}{2} \tilde{\mathbf{e}}_\theta + \boldsymbol{\alpha}(T - T_0) \right) + \tilde{\mathbf{e}}_\theta : \mathbb{C} : \left(\boldsymbol{\alpha} + \frac{\partial \boldsymbol{\alpha}}{\partial T}(T - T_0) \right) + \rho c_p \ln \left(\frac{T}{T_0} \right) \quad (3.42)$$

Dissipation intrinsèque spécifique

Le potentiel d'énergie libre spécifique ψ s'exprime en fonction de l'énergie interne, de la température et de l'entropie spécifique comme suit :

$$\psi = u - Ts$$

La dérivée par rapport au temps de l'énergie libre s'écrit donc :

$$\dot{\psi} = \dot{u} - \dot{T}s - T\dot{s} \quad (3.43)$$

En s'appuyant sur l'équation de la forme locale du premier principe 3.7, l'équation de la forme locale de la dissipation intrinsèque 3.11 et l'équation 3.43, on peut écrire la dissipation comme suit.

$$d_1 = \hat{\boldsymbol{\pi}} : \dot{\mathbf{u}} - \rho \dot{\psi} - \rho \dot{T}s \quad (3.44)$$

L'expression de l'énergie libre spécifique 3.34, on obtient :

$$d_1 = \frac{1}{\rho} \left(\tilde{\mathbf{M}} : \tilde{\mathbf{l}}_p - \sum_s g_s \dot{q}_s - y \dot{D} \right) \quad (3.45)$$

Dans l'équation (3.45), le tenseur des contraintes de Mandel $\tilde{\mathbf{M}}$, qui représente la force dissipative associée à $\tilde{\mathbf{l}}_p$, a été introduit. Cette contrainte est liée au second tenseur de Piola-Kirchhoff $\tilde{\boldsymbol{\rho}}$ comme suit :

$$\tilde{\mathbf{M}} = \mathbf{f}_\theta^T \cdot \mathbf{f}_\theta \cdot \tilde{\boldsymbol{\rho}} \quad (3.46)$$

La contrainte de cisaillement $\tilde{\tau}_s$ associée au système de glissement s s'exprime à partir de la contrainte de Mandel $\tilde{\mathbf{M}}$ comme suit :

$$\tilde{\tau}_s = \tilde{\mathbf{m}}_s \cdot \tilde{\mathbf{M}} \cdot \tilde{\mathbf{n}}_s \quad (3.47)$$

L'équation (3.45) montre que, pour compléter le modèle de comportement, il est nécessaire de disposer de lois d'évolution pour $\tilde{\mathbf{l}}_p$, \dot{q}_s et \dot{D} . Ces lois sont présentées dans la section suivante.

Lois d'évolution

La définition des lois d'évolution nécessite de préciser les lois d'écoulement plastique, d'écrouissage et d'endommagement. Afin de compléter l'écriture du modèle de comportement de l'alliage de titane Ti17, les lois d'évolution sont construites en se basant sur des constatations expérimentales obtenues lors de l'étude du comportement de l'alliage de titane Ti17. Aussi, conformément au second principe, il est important de s'assurer que les lois d'évolution choisies garantissent la positivité de la dissipation.

En se basant sur le cadre de la plasticité cristalline, la partie plastique du ten-

seur gradient de vitesse est donnée par :

$$\tilde{\mathbf{l}}_p = \sum_s \dot{\gamma}_s \tilde{\mathbf{m}}_s \otimes \tilde{\mathbf{n}}_s \quad (3.48)$$

où $\dot{\gamma}_s$ est le taux de glissement plastique sur le système de glissement s . Les lois d'écoulement plastique peuvent être classées en deux catégories : les lois avec seuil de plasticité [12] et sans seuil de plasticité [13]. La loi puissance est une loi sans seuil couramment utilisée pour modéliser le comportement des métaux à froid, elle s'écrit sous la forme suivante :

$$\dot{\gamma}_s = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\tau_s}{\tau_s^c} \right|^N \text{sign}(\tau_s) \quad (3.49)$$

τ_s est la contrainte de cisaillement associée au système de glissement s . $\dot{\gamma}_0$ et N sont des paramètres matériau. Méric et Cailletaud [12, 14] ont proposé une loi avec un seuil de plasticité qui s'écrit :

$$\dot{\gamma}_s = \left\langle \frac{|\tau_s| - g_s}{K} \right\rangle^N \text{sign}(\tau_s) \quad (3.50)$$

K et N sont des paramètres caractérisant la viscosité du matériau.

Dans cette étude, on s'appuie sur les travaux d'Orowan pour construire la loi d'évolution du glissement plastique. La loi d'Orowan est donnée par :

$$\dot{\gamma}_s = \rho_s^m b_s \bar{v}_s \quad (3.51)$$

où ρ_s^m et \bar{v}_s sont respectivement la densité de dislocations mobiles moyenne et la vitesse de déplacement moyenne sur le système de glissement s . b_s est la norme du vecteur de Burgers, elle correspond à la distance entre deux atomes consécutifs suivant la direction de glissement. De plus, selon les travaux de Kocks [15], la résistance au glissement plastique est proportionnelle à la racine carrée de la densité de dislocations totale. La résistance au glissement plastique g_t pour un système t s'exprime donc comme suit :

$$g_t = \frac{1}{2} G_t b_t \sqrt{\sum_s A_{ts} \rho_s} \quad (3.52)$$

où G_t est le module de cisaillement, A_{ts} est une matrice d'interaction et ρ_s est la densité de dislocations totale sur le système de glissement s . Par analogie entre l'équation (3.52) et l'équation (3.41), on obtient une relation d'équivalence entre la variable d'écrouissage q_s et la densité de dislocations ρ_s :

$$q_s = b_s \sqrt{\rho_s} \quad (3.53)$$

Cette relation montre que la variable d'érouissage isotrope q_s est une représentation de la racine carrée de la densité de dislocations totale. La loi d'Orowan ne fait intervenir que les dislocations mobiles. Afin de quantifier la densité de dislocations mobiles, une approche simple consiste à considérer qu'elle est donnée par une fraction f constante de la densité de dislocations totale, soit :

$$\rho_s^m = f \rho_s \quad (3.54)$$

Ainsi, en injectant les équations (3.53) et (3.54) dans la loi d'Orowan (3.51), on obtient que :

$$\dot{\gamma}_s = \frac{f}{b} q_s^2 \bar{v}_s \quad (3.55)$$

Il est possible d'exprimer la vitesse de déplacement moyenne sur le système de glissement s en fonction de la contrainte de cisaillement appliquée $\bar{\tau}_s$ à partir d'une loi puissance :

$$\bar{v}_s = \left\langle \frac{|\bar{\tau}_s| - g_s}{K^*} \right\rangle^N \text{sign}(\bar{\tau}_s) \quad (3.56)$$

K^* et N sont des paramètres matériau. En injectant l'équation (3.56) dans la relation d'Orowan (3.55), on obtient :

$$\dot{\gamma}_s = \frac{f}{b} q_s^2 \left\langle \frac{|\bar{\tau}_s| - g_s}{K^*} \right\rangle^N \text{sign}(\bar{\tau}_s) \quad (3.57)$$

Puisque f/b et K^* ont des effets similaires sur le taux de glissement plastique et afin de réduire le nombre de paramètres à identifier, la loi d'écoulement plastique s'écrit comme suit :

$$\dot{\gamma}_s = q_s^2 \left\langle \frac{|\bar{\tau}_s| - g_s}{K} \right\rangle^N \text{sign}(\bar{\tau}_s) \quad (3.58)$$

On suppose que la contrainte visqueuse K est dégradée par le même facteur $(1-D)$ qui affecte la contrainte d'écoulement. La forme finale de la relation d'Orowan s'écrit comme suit :

$$\dot{\gamma}_s = q_s^2 \left\langle \frac{|\bar{\tau}_s| - g_s}{(1-D)K} \right\rangle^N \text{sign}(\bar{\tau}_s) \quad (3.59)$$

Les lois d'érouissage sont souvent compliquées à mettre en place. La description de l'évolution de l'érouissage sur chaque système de glissement n'est pas évidente. De plus, l'identification de ces lois nécessite des essais réalisés sur des monocristaux. Afin de simplifier cette description, certains chercheurs proposent un érouissage purement isotrope au sens où la variable interne décrivant l'érouissage varie de la même façon pour tous les systèmes de glissement [16, 17]. D'autres auteurs prennent en compte un érouissage anisotrope propre

à chaque système de glissement [18, 19, 13]. Afin de se rapprocher du comportement réel du matériau, Tabourot [20] proposent de considérer l'évolution de la densité de dislocations sur chaque système de glissement. Méric et Cailletaud [14] proposent un écrouissage mixte isotrope et cinématique sur chaque système de glissement.

Afin de préciser la loi d'évolution des taux d'écrouissage q_s , la loi d'évolution de la densité de dislocations sur un système de glissement proposé par Mecking et Kocks [21] est utilisée. Cette loi est régie par la compétition entre un terme de stockage et de création des dislocations et un terme correspondant à leur annihilation. Cette loi s'écrit comme suit :

$$\dot{\rho}_s = \frac{1}{b} (c\sqrt{\rho_s} - 2y^c \rho_s) |\dot{\gamma}_s| \quad (3.60)$$

où y^c représente la distance critique d'annihilation et c est un paramètre correspondant au stockage des dislocations. En injectant l'équation 3.53 dans l'équation 3.60, la loi d'évolution de q_s s'écrit :

$$\dot{q}_s = \frac{1}{b^2} (c - 2y^c q_s) |\dot{\gamma}_s| \quad (3.61)$$

Afin de simplifier l'identification numérique des paramètres de la loi de comportement, les hypothèses suivantes ont été faites :

$$\begin{aligned} \frac{c}{b^2} &= 1 \\ \frac{2y^c}{b^2} &= B \end{aligned}$$

La forme finale de la loi d'évolution est donnée par :

$$\dot{q}_s = (1 - Bq_s) |\dot{\gamma}_s| \quad (3.62)$$

Cette dernière équation correspond à la loi d'écrouissage saturante proposée par Méric et Cailletaud [14], où la saturation de l'écrouissage est contrôlée par le paramètre B . Initialement, le matériau contient une certaine quantité de dislocations, on est ainsi amené à considérer une valeur initiale non-nulle q_0 pour la variable d'écrouissage. L'équation (3.62) devient :

$$\begin{aligned} \dot{q}_s &= (1 - Bq_s) |\dot{\gamma}_s| \\ q_s(t=0) &= q_0 \end{aligned}$$

Afin de modéliser l'évolution de l'endommagement, qui dans ce cas dépend de la plasticité à travers la norme de la partie plastique du tenseur de gradient de

vitesse $\|\mathbf{L}_p\|$ et du mode de chargement à travers la variable thermodynamique Y , une loi puissance a été utilisée.

$$\dot{D} = (1 - D) \left(\frac{Y}{Y_r} \right)^m \|\mathbf{L}_p\| \quad (3.63)$$

Y_r et m sont respectivement la résistance au développement de l'endommagement et la sensibilité à la propagation de l'endommagement dans le matériau. La partie plastique du tenseur de gradient de vitesse \mathbf{L}_p et force thermodynamique Y entraînant le développement de l'endommagement D sont calculées comme suit :

$$\mathbf{L}_p = \sum_{\phi} \zeta l_p$$

$$Y = \sum_{\phi} \zeta y$$

Dans les équations ci-dessus, les paramètres viscoplastiques K , N , Q , B et q_0 et les paramètres d'endommagement Y_r et m dépendent uniquement de la température.

Récapitulatif

Au niveau d'un point matériel :

Variables d'état : \mathbf{U}, T, D

Forces thermodynamiques associées : $\mathbf{\Pi}, S, Y$

$$\mathbf{\Pi} = \zeta^\beta \boldsymbol{\pi}^\beta + (1 - \zeta^\beta) \boldsymbol{\pi}^\alpha$$

$$\boldsymbol{\Sigma} = \frac{1}{\det(\mathbf{U})} \mathbf{\Pi} \cdot \mathbf{U}^T$$

$$Y = \zeta^\beta y^\beta + (1 - \zeta^\beta) y^\alpha$$

$$\mathbf{L}_p = \zeta^\beta \mathbf{l}_p^\beta + (1 - \zeta^\beta) \mathbf{l}_p^\alpha$$

$$\dot{D} = (1 - D) \left(\frac{Y}{Y_r} \right)^m \|\mathbf{L}^p\|$$

Au niveau d'une phase :

Variables d'état : $\tilde{\mathbf{e}}_\theta, q_s, T, D$

Forces thermodynamiques associées : $\tilde{\mathbf{p}}, \mathbf{g}_s, s, y$

Energie libre spécifique :

$$\rho\psi = \frac{1}{2} \tilde{\mathbf{e}}_\theta : \mathbb{C}(T, D) : \tilde{\mathbf{e}}_\theta - \tilde{\mathbf{e}}_\theta : \mathbb{C}(T, D) : \boldsymbol{\alpha}(T - T_0) + \rho c_p \left(T - T_0 - T \ln \left(\frac{T}{T_0} \right) \right)$$

$$+ \frac{1}{2} Q (1 - D) \sum_s q_s \sum_t h_{st} q_t$$

Lois d'état :

$$\tilde{\mathbf{p}} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \tilde{\mathbf{e}}_\theta} = \mathbb{C}(T, D) : (\tilde{\mathbf{e}}_\theta - \boldsymbol{\alpha}(T - T_0))$$

$$\mathbf{g}_s = \rho \frac{\partial \psi}{\partial q_s} = (1 - D) Q \sum_t h_{st} q_t$$

$$y = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial D} = -\frac{1}{2} \tilde{\mathbf{e}}_\theta : \frac{\partial \mathbb{C}}{\partial D} : \tilde{\mathbf{e}}_\theta + \tilde{\mathbf{e}}_\theta : \frac{\partial \mathbb{C}}{\partial D} : \boldsymbol{\alpha}(T - T_0) + \frac{1}{2} Q \sum_s q_s \sum_t h_{st} q_t$$

$$\rho s = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial T} = \tilde{\mathbf{e}}_\theta : \frac{\partial \mathbb{C}}{\partial T} : \left(-\frac{1}{2} \tilde{\mathbf{e}}_\theta + \boldsymbol{\alpha}(T - T_0) \right) + \tilde{\mathbf{e}}_\theta : \mathbb{C} : \left(\boldsymbol{\alpha} + \frac{\partial \boldsymbol{\alpha}}{\partial T} (T - T_0) \right) + \rho c_p \ln \left(\frac{T}{T_0} \right)$$

Dissipation intrinsèque :

$$d_1 = \frac{1}{\rho} (\tilde{\mathbf{M}} : \tilde{\mathbf{l}}_p - \sum_s \mathbf{g}_s \dot{q}_s - y \dot{D})$$

Lois d'évolution :

$$\tilde{\mathbf{l}}_p = \sum_s \dot{\gamma}_s \tilde{\mathbf{m}}_s \otimes \tilde{\mathbf{n}}_s$$

$$\dot{\gamma}_s = q_s^2 \left\langle \frac{|\tilde{\tau}_s| - g_s}{(1 - D) K} \right\rangle^N \text{sign}(\tilde{\tau}_s)$$

$$\dot{q}_s = (1 - B q_s) |\dot{\gamma}_s|$$

3.3 Conclusions partielles

Afin de considérer l'influence de la microstructure dans les simulations d'usinage, une loi de comportement basée sur le cadre général de la plasticité cristalline a été développée. Aussi, puisque le titane Ti17 présente une microstructure biphasée avec des tailles caractéristiques largement différentes entre la phase β et la phase α , une stratégie d'homogénéisation a été utilisée pour proposer une loi de comportement.

Les lois d'état ont été dérivées à partir d'un potentiel d'énergie libre spécifique formée par deux contributions : une contribution thermoélastique et une contribution thermoplastique. L'endommagement a été pris en compte à partir d'un modèle qui tient compte de l'effet de fermeture. Ceci permet de considérer la plus grande facilité à développer de l'endommagement en traction qu'en compression.

Les lois d'évolutions ont été construites en se basant sur les travaux fondamentaux qui permettent de décrire l'évolution de l'écoulement plastique et l'écrouissage isotrope sur chaque système de glissement. Ainsi, la loi d'écoulement plastique prend en compte l'effet de multiplication de dislocations mobiles et de vitesse de dislocations mobiles. Les deux mécanismes de multiplication et d'annihilation de dislocations sont modélisés au travers de la loi d'évolution de la variable d'écrouissage isotrope.

Afin d'utiliser cette loi de comportement en simulation d'usinage, il est nécessaire d'identifier les paramètres pour les deux phases β et α en se basant sur l'étude expérimentale menée dans le chapitre précédent. Cette étape d'identification fait l'objet du prochain chapitre.

Bibliographie

- [1] P. Germain, Q.S. Nguyen, et P. Suquet. Continuum thermodynamics. *Journal of applied mechanics*, 50(4b) :1010–1020, 1983.
- [2] R. Hill. Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 13(2) :89 – 101, 1965. ISSN 0022-5096. doi : [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(65\)90023-2](https://doi.org/10.1016/0022-5096(65)90023-2). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022509665900232>.
- [3] S. Suri, G.B. Viswanathan, T. Neeraj, D.-H. Hou, et M.J. Mills. Room temperature deformation and mechanisms of slip transmission in oriented single-colony crystals of an α/β titanium alloy. *Acta Materialia*, 47(3) :1019 – 1034, 1999. ISSN 1359-6454. doi : [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00364-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00364-4). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645498003644>.
- [4] M. Salib, J. Teixeira, L. Germain, E. Lamielle, N. Gey, et E. Aeby-Gautier. Influence of transformation temperature on microtexture formation associated with α precipitation at β grain boundaries in a β metastable titanium alloy. *Acta Materialia*, 61(10) :3758 – 3768, 2013. ISSN 1359-6454. doi : <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.03.007>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645413002036>.
- [5] E.H. Lee. Elastic-plastic deformation at finite strains. *Journal of applied mechanics*, 36(1) :1–6, 1969.
- [6] J. Mandel. Equations constitutives et directeurs dans les milieux plastiques et viscoplastiques. *International Journal of Solids and Structures*, 9(6) :725–740, 1973.
- [7] J.L. Chaboche. *Une loi différentielle d'endommagement de fatigue avec cumulation non linéaire*. Office Nationale d'Etudes et de Recherches Aéronautiques, 1974.
- [8] J.L. Chaboche. Sur l'utilisation des variables d'état interne pour la description du comportement viscoplastique et de la rupture par endommagement. *Problems Non-Linear de Mécanique*, pages 137–159, 1977.
- [9] J. Lemaitre. How to use damage mechanics. *Nuclear engineering and design*, 80(2) :233–245, 1984.

- [10] J. Lemaitre. A continuous damage mechanics model for ductile fracture. *Journal of engineering materials and technology*, 107(1) :83–89, 1985.
- [11] J.-J. Marigo. Formulation d'une loi d'endommagement d'un matériau élastique. *C. R. Acad. Sci. Paris*, 292 :1309–1312, 01 1981.
- [12] L. Méric, P. Poubanne, et G. Cailletaud. Single crystal modeling for structural calculations : part 1-model presentation. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 113(1) :162–170, 1991.
- [13] R. Becker et S. Panchanadeeswaran. Effects of grain interactions on deformation and local texture in polycrystals. *Acta Metallurgica et Materialia*, 43(7) :2701 – 2719, 1995. ISSN 0956-7151. doi : [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)00460-Y](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)00460-Y). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/095671519400460Y>.
- [14] L. Méric et G. Cailletaud. Single crystal modeling for structural calculations : Part 2-finite element implementation. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 113(1) :171–182, 1991.
- [15] U.F. Kocks. On the spacing of dispersed obstacles. *Acta Metallurgica*, 14 (11) :1629 – 1631, 1966. ISSN 0001-6160. doi : [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(66\)90185-4](https://doi.org/10.1016/0001-6160(66)90185-4). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616066901854>.
- [16] G. Taylor. Plastic strain in metals. *J. Inst. Metals*, 62 :307–324, 1938.
- [17] U.F. Kocks. Laws for work-hardening and low-temperature creep. *Journal of engineering materials and technology*, 98(1) :76–85, 1976.
- [18] D. Peirce, R.J. Asaro, et A. Needleman. Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids. *Acta Metallurgica*, 31(12) :1951 – 1976, 1983. ISSN 0001-6160. doi : [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(83\)90014-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(83)90014-7). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616083900147>.
- [19] S.R. Kalidindi, C.A. Bronkhorst, et L. Anand. Crystallographic texture evolution in bulk deformation processing of fcc metals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 40(3) :537–569, 1992.
- [20] L. Tabourot. *Loi de comportement élastoviscoplastique du monocristal en grandes transformations*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble, 1992.

- [21] H. Mecking et U.F Kocks. Kinetics of flow and strain-hardening. *Acta Metallurgica*, 29(11) :1865 – 1875, 1981. ISSN 0001-6160. doi : [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(81\)90112-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(81)90112-7). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616081901127>.

Chapitre 4

Simulation des essais de comportement du titane Ti17

Sommaire

4.1	Identification des paramètres de la loi de comportement	120
4.1.1	Paramètres pris de la littérature	120
4.1.2	Hypothèses d'identification	121
4.1.3	Identification des paramètres visco-plastiques	122
4.1.4	Identification des paramètres d'endommagement	127
4.2	Influence de la microstructure sur le comportement du titane Ti17	131
4.2.1	Comportement	131
4.2.2	Localisation et rupture	133
4.3	Conclusions	135

Au chapitre précédent, un modèle de comportement basé sur la théorie de la plasticité cristalline a été développé. Ce modèle a été implémenté dans un solveur éléments finis qui permet de simuler le comportement d'un agrégat polycristallin de Ti17 $\alpha + \beta$. Puisque la loi de comportement tient compte de la nature biphasée de l'alliage, il est nécessaire d'identifier les paramètres pour chacune des phases α et β sur une large gamme de conditions de chargement. Ce chapitre s'appuie donc sur les résultats expérimentaux obtenus pour différencier le comportement de ces différentes phases.

Ce chapitre est organisé comme suit. Dans un premier temps, les paramètres de la loi de comportement pris de la littérature sont présentés. Puis, les paramètres visco-plastiques et les paramètres d'endommagement de la loi de comportement sont identifiés en utilisant les essais de compression, de traction et de cisaillement conduits en conditions sévères. Finalement, l'influence de la microstructure et des conditions de chargement sur le comportement du Ti17 $\alpha + \beta$ est discutée à partir des résultats numériques.

4.1 Identification des paramètres de la loi de comportement

4.1.1 Paramètres pris de la littérature

Plusieurs paramètres matériaux ont été introduits dans la formulation de la loi de comportement. Pour déterminer ces paramètres, on s'appuie en partie sur les données de la littérature. Pour chacune des phases α et β , les paramètres issus de la littérature ainsi que leurs évolutions en fonction de la température sont présentés dans le tableau [4.1](#).

Paramètres	phase α (hc)	phase β (cc)
Masse volumique ρ_0 (kg/m ³)	4600	
Chaleur spécifique c_p (J/kg K) [1]	$0,4125(T-298) + 442$	520
Dilatation thermique (1/K) [1]	$a_1=1,4 \cdot 10^{-6} \xi(T)$ $a_2=3,2 \cdot 10^{-6} \xi(T)$ $\xi(T)=1+1,08(T-298) \cdot 10^{-5}$	$a_0=1,2 \cdot 10^{-6} \xi(T)$
Coefficients du tenseur de rigidité (GPa) [2]	$C_{11}=219 \kappa^\alpha(T)$ $C_{12}=124 \kappa^\alpha(T)$ $C_{44}=63,5 \kappa^\alpha(T)$ $C_{33}=240 \kappa^\alpha(T)$ $C_{13}=93 \kappa^\alpha(T)$ $\kappa^\alpha(T)=1-4,62(T-298) \cdot 10^{-4}$ $\kappa^\beta(T)=1-1,38(T-298) \cdot 10^{-4}$	$C_{11}=167 \kappa^\beta(T)$ $C_{12}=114 \kappa^\beta(T)$ $C_{44}=44 \kappa^\beta(T)$

TABLE 4.1 – Les paramètres de la loi de comportement pris de la littérature.

4.1.2 Hypothèses d'identification

Pour la phase β cubique centrée, selon les suggestions de [3, 4, 5], on considère que le glissement plastique se produit sur les 24 systèmes de glissement de type $\langle 111 \rangle \{110\}$ et $\langle 111 \rangle \{112\}$. Pour ce choix de systèmes de glissement, la matrice d'interaction h est formée par 576 coefficients. Une hypothèse, proposée par Martin [2] et adoptée dans ce travail, consiste à considérer que, pour un système de glissement s , l'auto-écrouissage et l'écrouissage latent sont équivalents, ce qui revient à fixer les coefficients de h à l'unité.

Pour la phase α de structure cristalline hexagonale compacte, en se basant sur les propositions de [2, 6, 7], le glissement plastique se produit selon les 24 systèmes de glissement présentés dans le tableau 3 (voir chapitre 1).

De plus, on considère que la variable d'écrouissage isotrope est initialement identique pour les deux phases α et β . Ce choix correspond à une situation où la densité de dislocations initiale est identique pour les deux phases.

$$q_s^\alpha(t=0) = q_0^\alpha = q_0 = q_s^\beta(t=0) = q_0^\beta$$

Pour toutes les simulations, le temps total des essais est suffisamment faible pour supposer que les essais sont adiabatiques. Les transferts de chaleur ne sont donc pas considérés lors des simulations. Pour compléter l'étape d'identifica-

tion, il est nécessaire d'identifier les paramètres d'écoulement plastique, d'écrouissage isotrope et d'endommagement listés dans le tableau 4.2.

Paramètres	Phase α	Phase β
Écoulement plastique	K^α et N^α	K^β et N^β
Écrouissage isotrope	Q^α et B^α	Q^β et B^β
	q_0	
Endommagement	Y_r et m	

TABLE 4.2 – Paramètres de la loi de comportement à identifier.

4.1.3 Identification des paramètres visco-plastiques

Afin d'identifier les paramètres visco-plastiques, les essais de compression présentés dans le chapitre II sont utilisés. La procédure d'identification se déroule en deux étapes. Dans un premier temps, les paramètres d'écoulement plastique (K^β et N^β) et les paramètres d'écrouissage (q_0 , Q^β et B^β) sont directement identifiés sur une large gamme de températures (T allant de 25 à 900°C) en utilisant les essais de compression réalisés sur la microstructure monophasée β . Puis, les courbes de comportement issues des essais de compression réalisés avec la microstructure $\alpha + \beta$ permettent d'identifier par méthode inverse les paramètres de la loi de comportement de la phase α (K^α , N^α , Q^α et B^α).

Cette identification nécessite la mise en place d'une simulation numérique des essais de compression. A cette fin, les éprouvettes cylindriques de Ti17 sont représentées par un maillage polycristallin généré à partir du logiciel NEPER [8]. Le modèle géométrique est formé par un agrégat de titane Ti17 et deux mors en carbure de tungstène. Le modèle géométrique et les conditions aux limites adoptés pour l'étape de l'identification sont présentés sur la figure 4.1.

Pour les essais de compression, deux tailles d'éprouvettes ont été utilisées : Des éprouvettes de diamètre 6 mm et de hauteur 9 mm contenant 300 grains pour les faibles températures et des éprouvettes de diamètre 10 mm et de hauteur 15 mm formées par 1300 grains pour les températures élevées. Les angles d'Euler qui définissent les orientations cristallographiques des grains sont affectés d'une manière purement aléatoire. Pour toutes les simulations, des éléments tétraédriques (C3D4T) avec un seul point d'intégration ont été utilisés. Le frottement entre les mors et l'éprouvette a été pris en compte selon la proposition de Li et al. [9]. La chaleur générée au niveau du contact entre les mors et l'éprouvette cylindrique est partagée à hauteur de 30% dans la pièce et 70% dans les mors.

Une étude de sensibilité au maillage a été réalisée en changeant la densité d'éléments par grain de 50 éléments/grain à 600 éléments/grain. Les résultats obtenus sont présentés sur la figure 4.2. Une bonne convergence de maillage

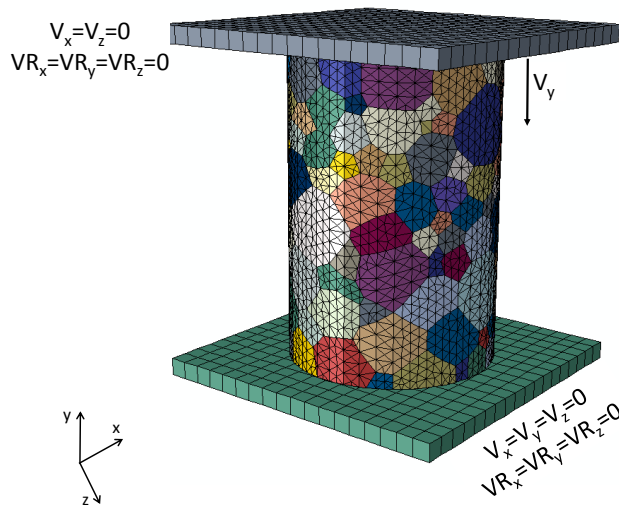


FIGURE 4.1 – Modèle géométrique et conditions aux limites adoptés pour l'étape d'identification des paramètres viscoplastiques.

a été obtenue avec une densité d'environ 200 éléments/grain. Cette densité de maillage a été donc choisie pour la suite des simulations.

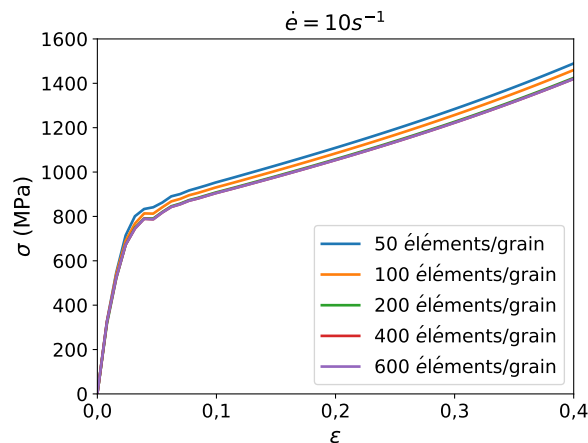


FIGURE 4.2 – Étude de sensibilité au maillage réalisée en compression.

Identification des paramètres visco-plastiques de la phase β

L'identification des paramètres de la loi de comportement de la phase β a été réalisée en deux étapes. Tout d'abord, en considérant que les essais sont isothermes un premier jeu de paramètres a été identifié pour chaque niveau de température. Puis, le jeu de paramètres retenus ($K^\beta(T)$, $N^\beta(T)$, q_0 , $Q^\beta(T)$ et $B^\beta(T)$) a été identifié à partir des essais adiabatiques.

Pour la microstructure monophasée β , une comparaison entre les courbes de contrainte nominale- déformation nominale expérimentales et numériques

pour différentes vitesses de déformation et différentes températures est présentée sur la figure 4.3. Pour les basses températures ($T \leq 450^\circ\text{C}$), le comportement est bien reproduit. Pour cette plage de température, l'erreur maximale entre la contrainte nominale expérimentale et numérique ne dépasse pas 6%. De plus, ayant une variation modérée, la sensibilité à la vitesse de déformation a été bien reproduite.

Pour les températures supérieures à 700°C , le Ti17 traité- β présente un phénomène de chute de contrainte suivi d'un plateau. La contrainte plateau semble être bien simulée pour la plupart des températures d'essai. Cependant, la chute de contrainte est sous-estimée pour les faibles vitesses de déformation alors qu'elle est surestimée pour les vitesses de déformation élevées. Ceci est lié au fait que le phénomène de recristallisation dynamique n'est pas considéré pour les simulations.

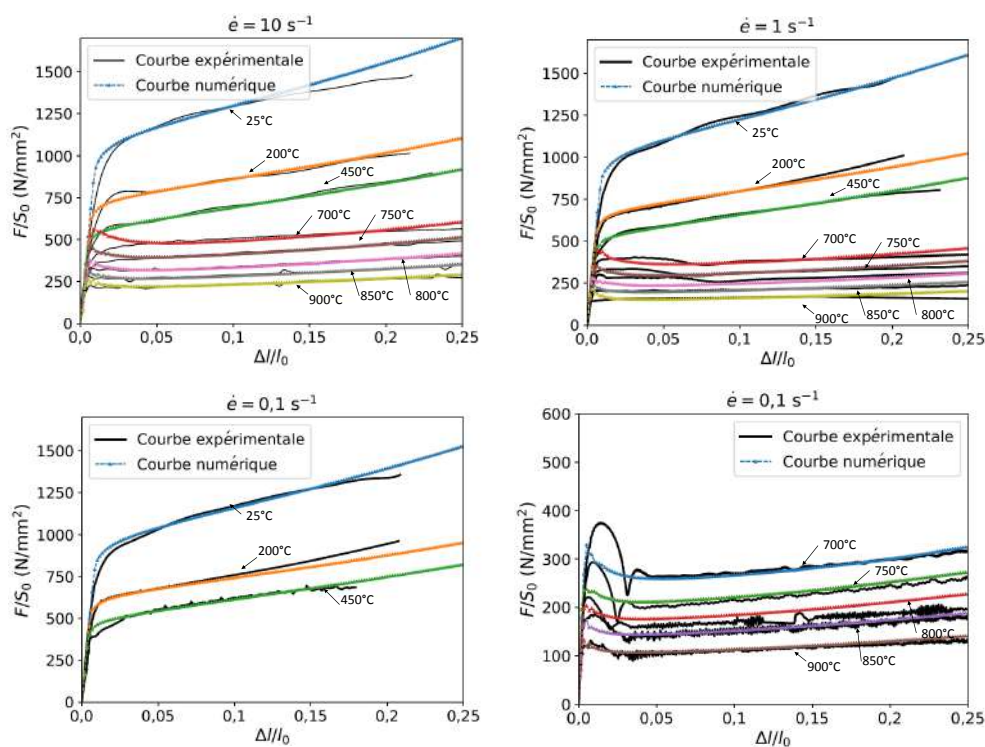


FIGURE 4.3 – Comparaison entre les courbes contrainte nominale-déformation nominale expérimentales et numériques de l'alliage de titane Ti17 traité- β pour différentes températures (de 25 à 900°C) et différentes vitesses de déformation (de $0,1$ à 10 s^{-1}).

Pour tous les essais, la valeur initiale de la variable d'érouissage isotrope q_0 est fixée et est égale à $0,02$. La densité de dislocations initiale correspondante est relativement faible, environ $4.23 \cdot 10^{15} \text{ m}^{-2}$. Les paramètres de la loi de comportement de la phase β ainsi que leurs évolutions en fonction de la température sont illustrés par la figure 4.4.

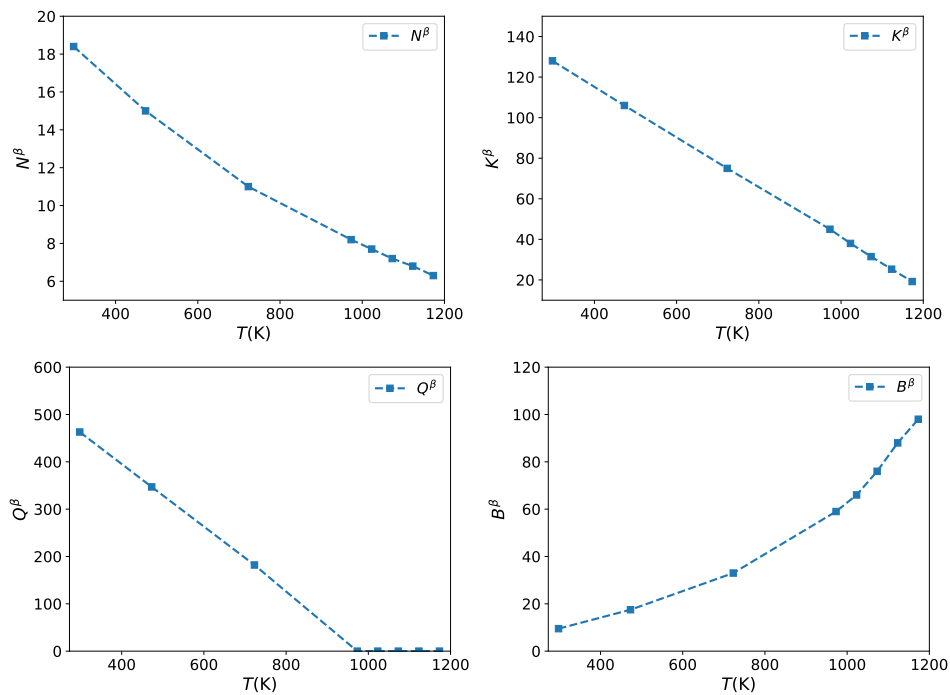


FIGURE 4.4 – Évolution en fonction de la température des paramètres de la loi de comportement de la phase β .

Comme le montre la figure 4.4, une dégradation affine en fonction de la température a été obtenue pour le coefficient K^β . Cette évolution illustre la facilité du glissement lorsque la température est augmentée. La réduction du frottement visqueux permet d'augmenter la sensibilité des métaux cubiques centrés à la vitesse de déformation, ce qui se traduit par la réduction du coefficient N^β en fonction de la température. Le coefficient d'écrouissage Q^β diminue avec la température jusqu'à s'annuler à 700°C , ce qui correspond à l'absence d'écrouissage. L'augmentation du coefficient B^β implique une saturation plus rapide de l'écrouissage, ce qui correspond à une probabilité d'annihilation des dislocations plus importante à haute température.

Identification des paramètres visco-plastiques de la phase α

Dans cette partie, les paramètres visco-plastiques de la phase α sont identifiés à partir des essais de compression réalisés sur la microstructure biphasée $\alpha + \beta$. La figure 4.5 montre les courbes contrainte nominale-déformation nominale expérimentales et numériques du Ti17 $\alpha + \beta$ pour différentes températures et différentes vitesses de déformation.

D'après les résultats, le comportement est bien reproduit pour les basses températures ($T \leq 450^\circ\text{C}$), l'erreur maximale ne dépassant pas 10%. Cette erreur est due au compromis effectué au cours de l'étape de l'identification pour reproduire le comportement en traction-compression avec le même jeu des para-

mètres visco-plastiques. Aussi, dans cette plage de température, la sensibilité à la vitesse de déformation est bien reproduite.

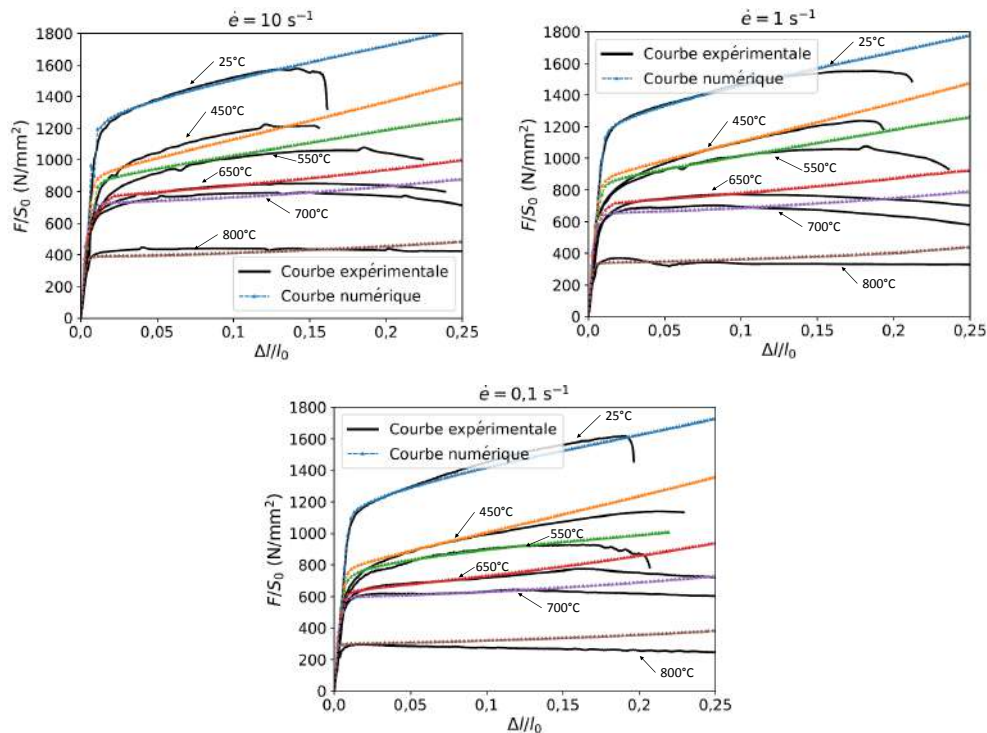


FIGURE 4.5 – Comparaison entre les courbes contrainte nominale-déformation nominale expérimentales et numériques de l’alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ pour différentes températures (de 25 à 800°C) et différentes vitesses de déformation (de 0,1 à 10 s^{-1}).

Pour les températures supérieures à 500°C, le Ti17 $\alpha + \beta$ présente un comportement divisé en deux étapes : une étape de durcissement suivie d’une étape d’adoucissement continu. Pour le jeu des paramètres retenu, seule l’étape de durcissement est bien simulée. L’étape d’adoucissement n’est que partiellement reproduite, notamment parce que les phénomènes d’endommagement ne sont pas considérés dans cette phase d’identification.

Les paramètres de la loi de comportement de la phase α ainsi que leurs évolutions en fonction de la température sont illustrés sur la figure 4.6. Pour les deux phases β et α , les mêmes évolutions des coefficients visco-plastiques en fonction de la température ont été obtenues. Par rapport à la phase β , la phase α présente une résistance au glissement plastique plus élevée et un coefficient d’écrouissage plus important. En revanche, la sensibilité à la vitesse de déformation la phase α est plus faible que celle de la phase β .

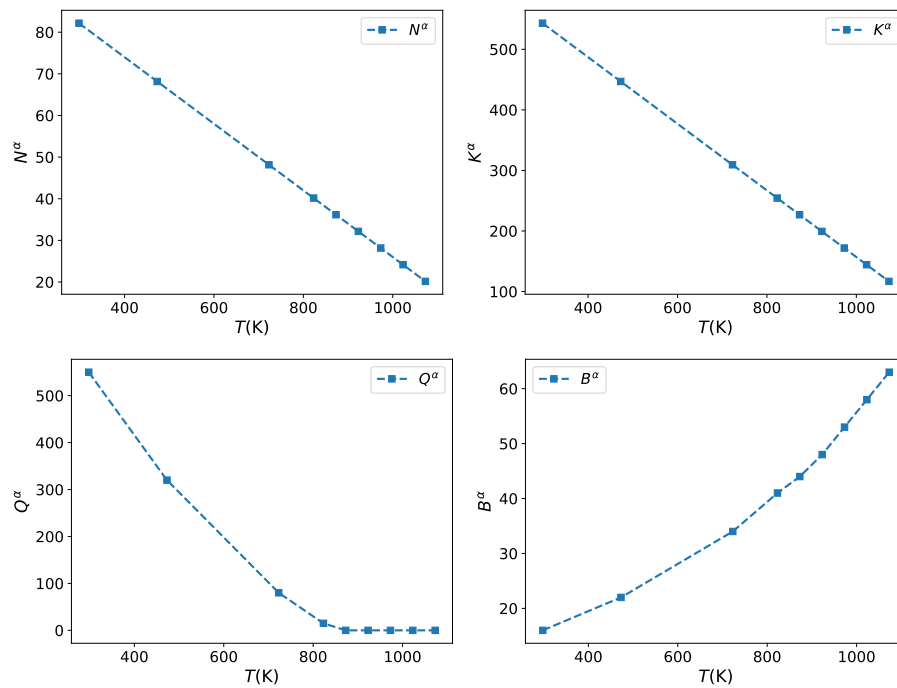


FIGURE 4.6 – Évolution en fonction de la température des paramètres de la loi de comportement de la phase α .

4.1.4 Identification des paramètres d'endommagement

Comme pour l'identification des paramètres visco-plastiques, des modélisations des essais de traction et de cisaillement ont été mises en place pour identifier les paramètres d'endommagement du titane Ti17 $\alpha + \beta$ par méthode inverse. L'identification est réalisée en se basant sur les essais de traction et de cisaillement présentés au chapitre 2.

Pour la simulation des essais de traction et de cisaillement, un maillage polycristallin a été tout d'abord généré avec le logiciel NEPER [8], puis, des entailles ont ensuite été introduites en supprimant des éléments et en déplaçant de manière adéquate les noeuds situés au voisinage de l'entaille. L'agrégat polycristallin est formé par 500 grains et est maillé par des éléments tétraédriques (C3D4T) avec un seul point d'intégration. Les angles d'Euler qui définissent les orientations cristallographiques des grains sont affectés d'une manière purement aléatoire.

Le modèle géométrique et les conditions aux limites adoptés pour l'étape de l'identification des paramètres d'endommagement sont présentés sur la figure 4.7. Une étude de sensibilité au maillage a été réalisée en changeant le nombre des éléments par grain de 100 éléments/grain à 600 éléments/grain. Les résultats obtenus sont représentés sur la figure 4.8. Une bonne convergence de maillage a été obtenue avec une densité d'environ 500 éléments/grain. Cette densité de

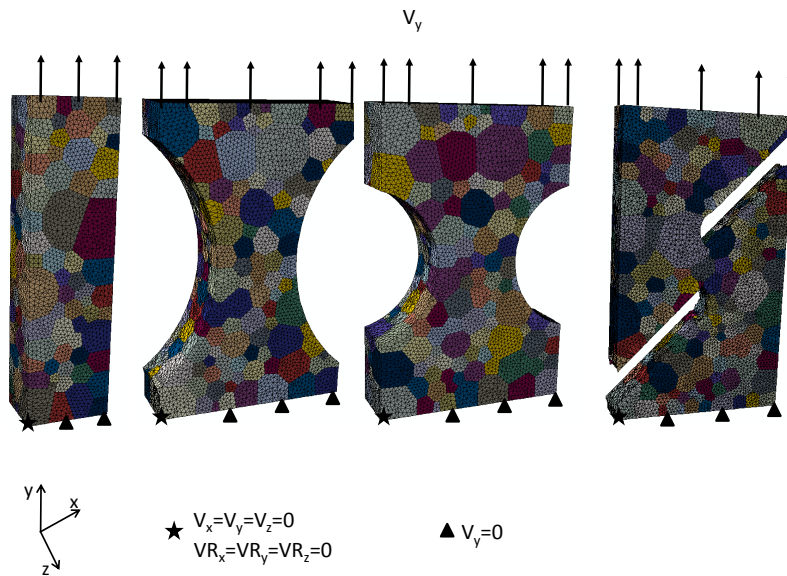


FIGURE 4.7 – Modèle géométrique et conditions aux limites adoptés pour l'étape d'identification des paramètres d'endommagement.

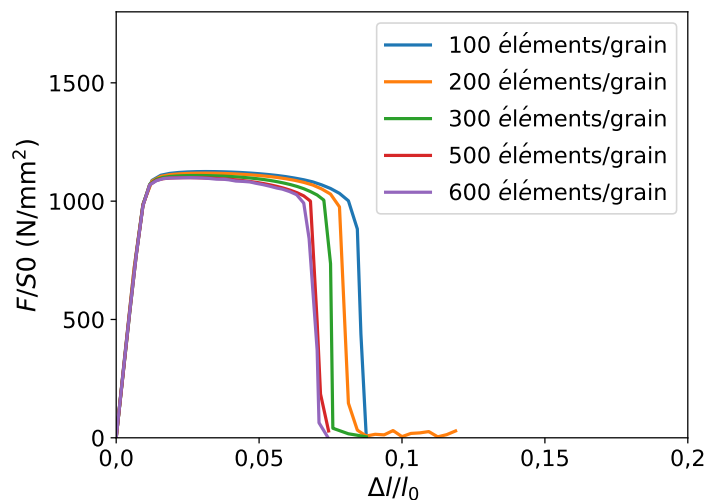


FIGURE 4.8 – Étude de sensibilité au maillage réalisée en traction avec une éprouvette entaillée (R_4).

maillage est donc utilisée pour les modélisations des essais de traction et de cisaillement.

Les paramètres visco-plastiques de la loi de comportement des phases β et α identifiés à partir des essais de compression sont utilisés dans cette partie. Les courbes contrainte nominale-déformation nominale expérimentales et numériques du Ti17 $\alpha + \beta$ pour des températures allant de 25°C à 800°C et une vitesse de déformation de 1 s⁻¹ sont présentées dans la figure 4.9.

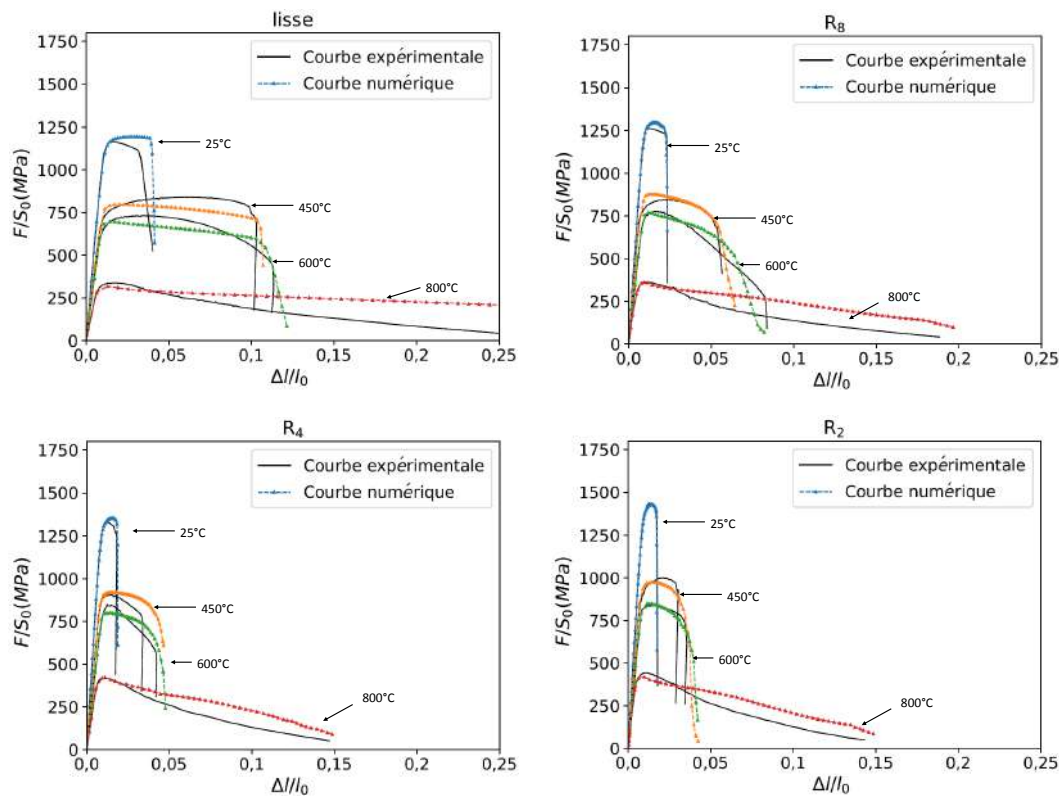


FIGURE 4.9 – Comparaison entre les courbes expérimentales et numériques de traction de l’alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ pour des températures allant de 25°C à 800°C et une vitesse de déformation de 1 s⁻¹.

Pour des températures allant jusqu’à 600°C, le Ti17 $\alpha + \beta$ présente un comportement symétrique en traction-compression. Les paramètres visco-plastiques identifiés en compression permettent de bien reproduire le comportement en traction. De plus, l’erreur maximale entre les contraintes nominales expérimentale et numérique ne dépasse pas 12%. Pour les températures supérieures à 600°C, la déformation nominale à rupture est bien reproduite quel que soit le rayon d’entaille. Le modèle proposé semble donc capable de correctement considérer l’effet de triaxialité.

Les courbes contrainte nominale-déformation nominale expérimentales et numériques du Ti17 $\alpha + \beta$ pour des températures allant de 25°C à 800°C avec une vitesse de déformation de 0,1 s⁻¹ sont présentées dans la figure 4.10. Contrairement à la vitesse de déformation de 1 s⁻¹, la déformation nominale à la rupture est surestimée pour la faible vitesse de déformation (c-à-d 0,1 s⁻¹).

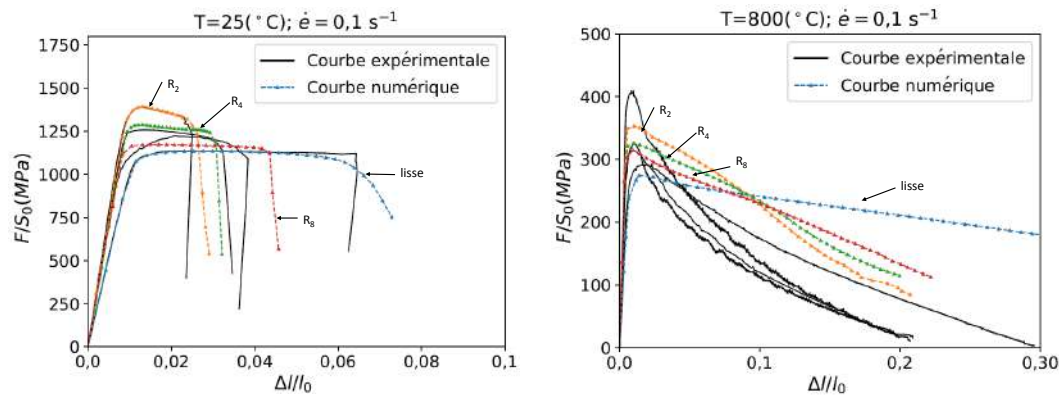


FIGURE 4.10 – Comparaison entre les courbes expérimentales et numériques de traction de l’alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ pour une vitesse de déformation de $0,1 \text{ s}^{-1}$ et deux températures : 25°C et 800°C .

Les courbes contrainte nominale-déformation nominale expérimentales et numériques de cisaillement pour l’alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ pour des températures allant de 25°C à 600°C et des vitesses de déformation de $0,1$ à 1 s^{-1} sont présentées dans la figure 4.11. Le comportement en cisaillement est bien reproduit par les paramètres visco-plastiques identifiés en compression. Ainsi, l’erreur maximale entre les contraintes nominales expérimentale et numérique ne dépasse pas 10%. Pour cette plage des températures, la déformation nominale à la rupture est généralement sous-estimée en cisaillement.

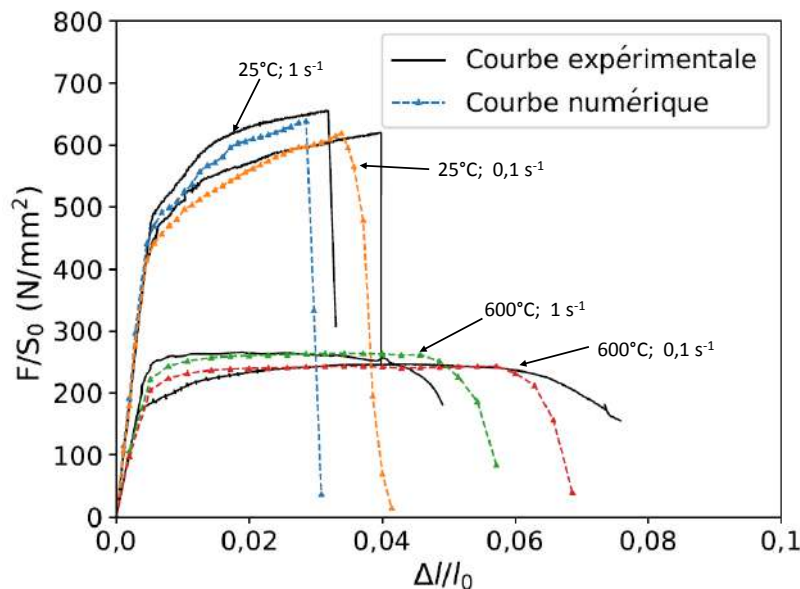


FIGURE 4.11 – Comparaison entre les courbes expérimentales et numériques de cisaillement de l’alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ pour différentes vitesses de déformation et des températures allant de 25°C et 600°C .

Suite à l'étape d'identification, les paramètres d'endommagement retenus ainsi que leurs évolutions en fonction de la température sont présentés sur la figure 4.12.

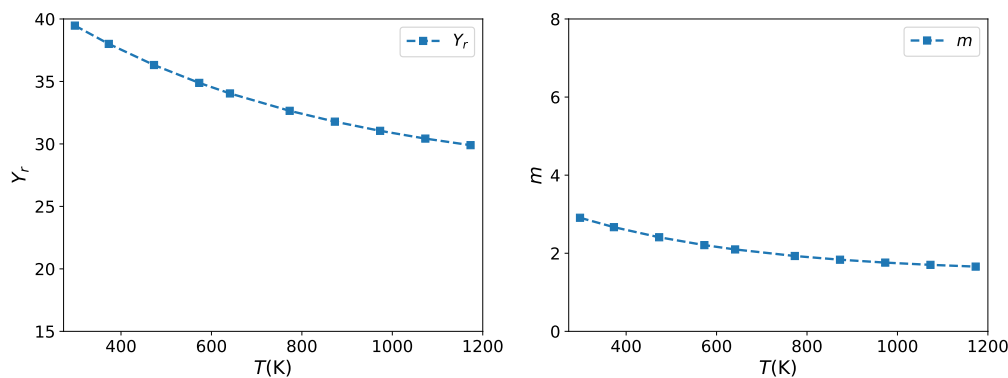


FIGURE 4.12 – Évolution en fonction de la température des paramètres d'endommagement Y_r et m pour la microstructure $\alpha + \beta$.

4.2 Influence de la microstructure sur le comportement du titane Ti17

4.2.1 Comportement

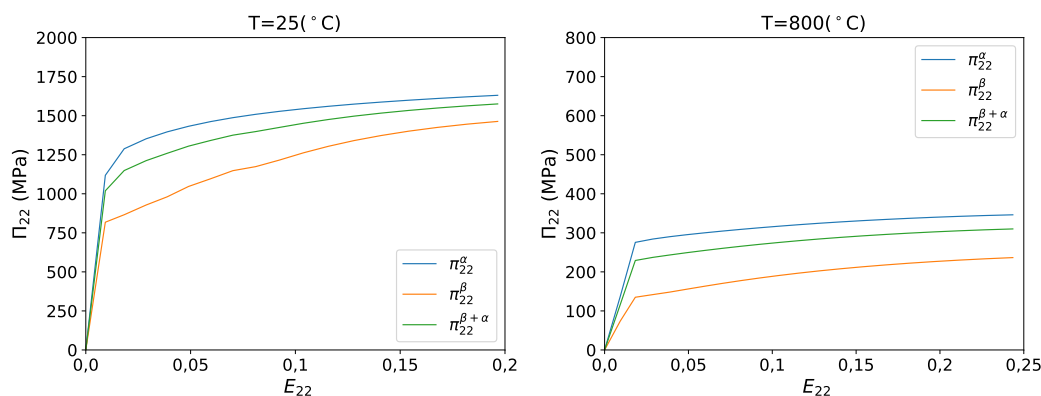


FIGURE 4.13 – Évaluation de la contribution des phases β et α au comportement en compression du Ti17 $\alpha + \beta$.

Dans la section précédente, les paramètres de la loi de comportement ont été identifiés pour les deux phases. Ainsi, il est intéressant d'étudier dans cette partie la contribution de la phase β et de la phase α au comportement du titane Ti17. La figure 4.13 présente l'évolution de la contrainte axiale du premier tenseur Piola-Kirchhoff (Π_{22}) en fonction de la déformation axiale pour des échantillons déformés en compression à des températures de 25 et 800°C et une vitesse

de déformation de $0,1 \text{ s}^{-1}$. Selon les résultats, quelles que soient les conditions de chargement, la contrainte de Piola-Kirchhoff de la phase α est supérieure à celle de la phase β . Conformément aux observations expérimentales, on retrouve donc que la phase α est plus résistante à l'écoulement plastique que la phase β .

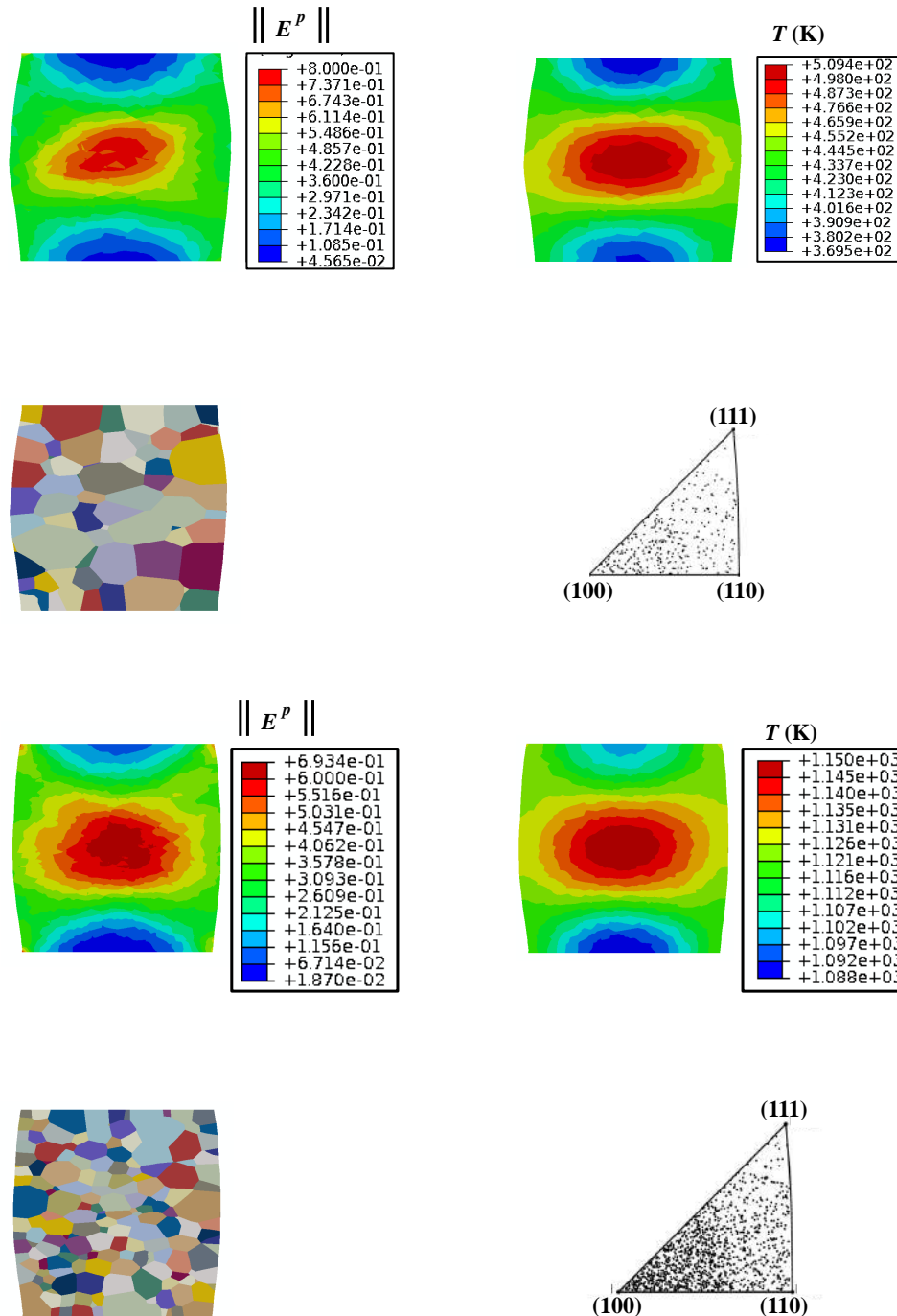


FIGURE 4.14 – Évaluation des variables locales instantanées ($\|E^p\|$ et T) pour un essai de compression du Ti17 $\alpha + \beta$ déformé à 10 s^{-1} et à deux températures 25°C (haut) et 800°C (bas).

La figure 4.14 présente la norme de la déformation plastique ($\|E^P\|$) et la température (T) simulées avec un échantillon de Ti17 $\alpha + \beta$ déformé en compression à 10 s^{-1} et à deux températures ($T = 25^\circ\text{C}$ et $T = 800^\circ\text{C}$). L'éprouvette de compression est générée avec une diversité de tailles de grain et d'orientations cristallographiques. Pour la basse température, on constate une hétérogénéité de la déformation plastique avec une concentration au centre de l'éprouvette. A faible température, l'auto-échauffement est hétérogène, il atteint environ 200°C dans la zone centrale, ce qui contribue largement à la localisation de la déformation plastique. Pour la température de 800°C , la déformation plastique est moins hétérogène et l'auto-échauffement de la zone centrale est beaucoup plus réduit.

4.2.2 Localisation et rupture

La figure 4.15 présente la norme de la déformation plastique ($\|E^P\|$), la température (T) et la norme de la partie plastique du tenseur de gradient de vitesse ($\|L^P\|$) simulées avec un échantillon de Ti17 $\alpha + \beta$ déformé en traction à 1 s^{-1} et à 25°C . L'éprouvette lisse est générée avec une diversité de tailles de grain et d'orientations cristallographiques.

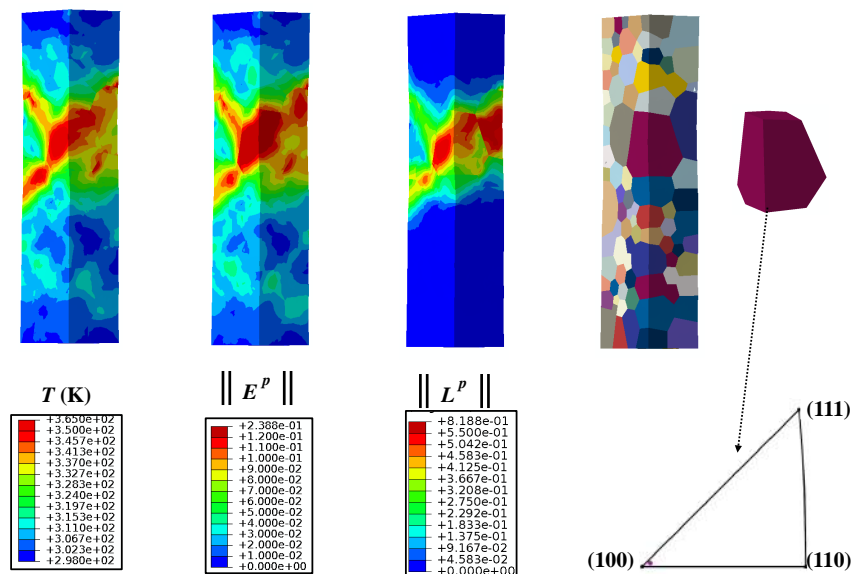


FIGURE 4.15 – Évaluation des variables locales instantanées ($\|E^P\|$, T et $\|L^P\|$) simulées pour un échantillon de Ti17 $\alpha + \beta$ déformé en traction à 1 s^{-1} et à 25°C .

On constate une forte localisation de la déformation plastique sous la forme d'une bande orientée à $\pm 45^\circ$ par rapport à la direction de traction. Ces résultats sont en accord avec ceux du Duval *et al.* [10] et Martin *et al.* [2] qui ont observé expérimentalement l'hétérogénéité de déformation plastique entre grains β .

Aussi, la déformation plastique la plus importante est obtenue pour un grain β orienté proche de $[100]_{\beta}$. Ceci s'explique probablement par le fait que, lorsque les grains β sont orientés proche de $[100]_{\beta}$, les relations de Burgers imposent aux variants α une orientation avec des facteurs de Schmid élevés au niveau des systèmes basaux. L'auto-échauffement maximal obtenu dans le grain le plus déformé est d'environ 60°C .

La figure 4.16 présente la norme de la déformation plastique et la rupture d'une éprouvette de compression de Ti17 $\alpha + \beta$ déformée à 1 s^{-1} et à 25°C . Pour les essais de compression, conformément aux observations expérimentales, la déformation plastique est localisée selon une bande de cisaillement à $\pm 45^{\circ}$ par rapport à l'axe de compression. La rupture finale de l'éprouvette de compression se produit au voisinage de la zone de localisation.

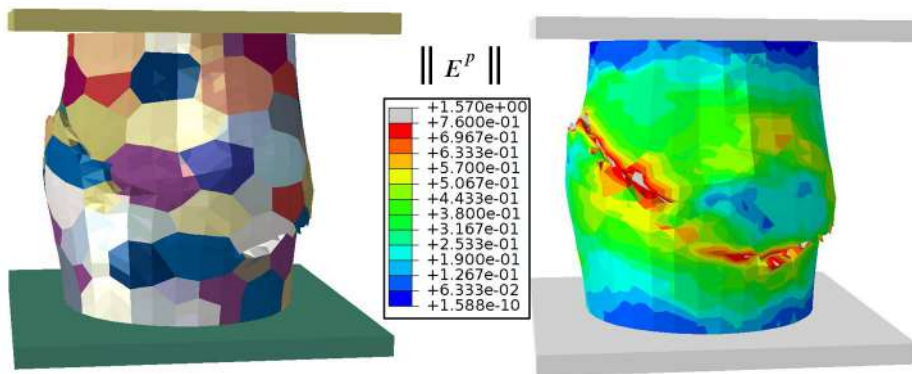


FIGURE 4.16 – Rupture d'une éprouvette de de compression de Ti17 $\alpha + \beta$ déformée à 1 s^{-1} et à 25°C .

La figure 4.17 présente une comparaison entre les surfaces de rupture obtenues expérimentalement et numériquement pour les éprouvettes entaillées (R_2 et R_8) de Ti17 $\alpha + \beta$ déformées à 1 s^{-1} et à 25°C . Pour cette condition de chargement, une rupture intragranulaire a été obtenue.

Pour les deux éprouvettes entaillées, la propagation de la fissure est largement influencée par l'orientation locale des grains β . Cette caractéristique de la trajectoire de fissuration, due à la présence d'une microstructure grossière composée de grains millimétriques, est également visible sur les images des éprouvettes rompues.



FIGURE 4.17 – Rupture intragranulaire des éprouvettes entaillées (R_2 et R_8) de Ti17 $\alpha + \beta$ déformées à 1 s^{-1} et à 25°C .

4.3 Conclusions partielles

Ce quatrième chapitre a permis d'identifier les paramètres de la loi de comportement proposée dans le chapitre précédent en s'appuyant d'une part sur les données de la littérature et d'autre part sur les essais de traction, compression et cisaillement conduits en conditions extrêmes. Le modèle de comportement et ses paramètres associés ont été validés à travers les différentes comparaisons menées entre les simulations éléments finis et les expériences.

De plus, en se basant sur les prédictions du modèle de comportement, l'influence des orientations cristallographiques des grains β sur le comportement visco-plastique, la localisation de la déformation et l'endommagement du Ti17 $\alpha + \beta$ a été évaluée. Ainsi, quelles que soient les conditions de chargement, la déformation plastique de la phase β est beaucoup plus importante que celle de la phase α . La localisation de la déformation en bande de cisaillement est bien reproduite pour les essais de compression et de traction uniaxiaux. Enfin, le modèle d'endommagement permet également de bien décrire l'impact de la microstructure sur la trajectoire de fissuration.

Bibliographie

- [1] J. D. C. Teixeira. *Études expérimentales et modélisation des évolutions microstructurales au cours des traitements thermiques post forgeage dans l'alliage de titane Ti17*. PhD thesis, 2005. URL <http://www.theses.fr/2005INPL027N>. Thèse de doctorat INPL 2005.
- [2] G. Martin. *Simulation numérique multi-échelles du comportement mécanique des alliages de titane beta-métastable Ti5553 et Ti17*. PhD thesis, 2012. URL <http://www.theses.fr/2012ENMP0099>. Thèse de doctorat ENMP 2012.
- [3] B. Orlans-Joliet, B. Bacroix, F. Montheillet, J.H. Driver, et J.J. Jonas. Yield surfaces of b.c.c. crystals for slip on the $\langle 111 \rangle \{110\}$ and $\langle 111 \rangle \{112\}$ systems. *Acta Metallurgica*, 36(5) :1365 – 1380, 1988. ISSN 0001-6160. doi : [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(88\)90288-X](https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90288-X). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/000161608890288X>.
- [4] A. C. Lewis, S. M. Qidwai, et A. B. Geltmacher. Slip systems and initiation of plasticity in a body-centered-cubic titanium alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41(10) :2522–2531, Oct 2010. ISSN 1543-1940. doi : [10.1007/s11661-010-0284-5](https://doi.org/10.1007/s11661-010-0284-5). URL <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0284-5>.
- [5] S. Lhadi, S. Berbenni, N. Gey, T. Richeton, et L. Germain. Micromechanical modeling of the effect of elastic and plastic anisotropies on the mechanical behavior of β -ti alloys. *International Journal of Plasticity*, 109 :88 – 107, 2018. ISSN 0749-6419. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2018.05.010>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641918301839>.
- [6] Z. Zhang, T. S. Jun, T. B. Britton, et F. P. Dunne. Determination of α and β slip properties using micro-pillar test and computational crystal plasticity. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 95 :393 – 410, 2016. ISSN 0022-5096. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2016.06.007>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022509616302307>.
- [7] M. Kasemer, M. P. Echlin, J. C. Stinville, T. M. Pollock, et P. Dawson. On slip initiation in equiaxed α/β ti-6al-4v. *Acta Materialia*, 136 :288 – 302, 2017. ISSN 1359-6454. doi : <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017>.

- 06.059. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645417305360>.
- [8] R. Quey, P.R. Dawson, et F. Barbe. Large-scale 3d random polycrystals for the finite element method : Generation, meshing and remeshing. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 200(17) :1729 – 1745, 2011. ISSN 0045-7825. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S004578251100003X>.
- [9] L.X. Li, D.S. Peng, J.A. Liu, et Z.Q. Liu. An experiment study of the lubrication behavior of graphite in hot compression tests of ti-6al-4v alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 112(1) :1 – 5, 2001. ISSN 0924-0136. doi : [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00845-1](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00845-1). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013600008451>.
- [10] T. Duval. *Analyse multi-échelles des relations microstructure/propriétés mécaniques sous sollicitation monotone et cyclique des alliages de titane β -métastable*. Theses, ISAE-ENSMA, December 2013. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00959280>.

Chapitre 5

Simulation numérique de l'usinage de l'alliage de titane Ti17

Sommaire

5.1	Présentation du modèle de coupe	139
5.2	Validation du modèle de coupe	143
5.2.1	Validation numérique : influence de la vitesse de coupe	146
5.2.2	Validation numérique : influence de l'avance	148
5.2.3	Influence de l'angle de coupe	150
5.3	Influence de la microstructure sur la formation du copeau	152
5.3.1	Influence de l'orientation cristallographique des grains β	153
5.3.2	Influence de la sélection de variants α	159
5.4	Conclusions	162

L'utilisation du cadre général de la plasticité cristalline en vue de décrire l'influence de la microstructure sur la formation du copeau constitue l'objectif final de cette étude. Ce dernier chapitre a pour but de valider le modèle de comportement en coupe orthogonale, puis d'étudier les différentes interactions entre la microstructure et les mécanismes de formation du copeau.

Ainsi, dans un premier temps, des essais de rabotage instrumentés avec une caméra rapide ont été conduits. Ces essais répondent à un double objectif. Il s'agit d'abord d'étudier l'effet des paramètres de coupe, puis d'observer l'influence de la microstructure. Suite à ces essais, une comparaison entre les résultats issus du modèle de coupe et de l'expérience a été réalisée afin de tester la capacité du modèle à reproduire les efforts de coupe et les épaisseurs de copeaux. Finalement, le modèle de comportement est utilisé afin de prévoir l'influence des divers paramètres liés à la microstructure sur la formation du copeau.

5.1 Présentation du modèle de coupe

5.1.1 Modèle géométrique

Le modèle de coupe comporte une pièce en titane Ti17 $\alpha + \beta$ et un outil en carbure de tungstène. La pièce est modélisée par un bloc parallélépipédique ($4 \times 2 \times 0.75 \text{ mm}^3$) et comporte 34 grains. Le modèle géométrique et les conditions aux limites sont présentés sur la figure 5.1.

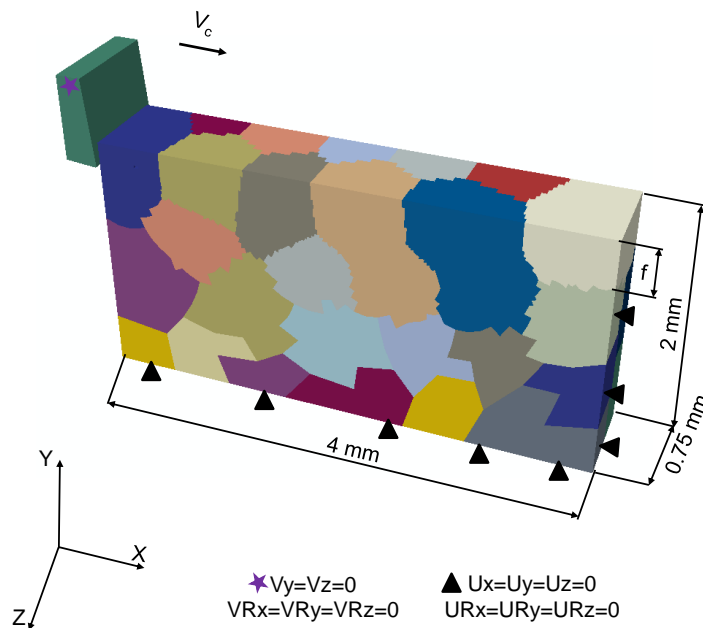


FIGURE 5.1 – Modèle géométrique et conditions aux limites adoptés pour la simulation de l'usinage.

La pièce est encastrée sur la face inférieure et sur la face latérale opposée à l'outil, sa température initiale est de 25°C. L'outil de coupe se déplace horizontalement suivant la direction de coupe. Pour la simulation, on considère que la coupe est une transformation adiabatique. Ceci est justifié d'une part par le fait que l'opération du coupe est très rapide et d'autre part par la faible conductivité thermique des alliages de titane.

Les propriétés géométriques et physiques de l'outil de coupe en carbure de tungstène sont synthétisées dans le tableau 5.1. Celui-ci dispose d'un comportement élastique linéaire isotrope. Les phénomènes de dégradation ne sont donc pas considérés.

Propriétés	Valeur
Masse volumique ρ (kg/m ³)	15000
Module d'Young E (GPa)	633
Coefficient de Poisson	0.3
Angle de coupe (°)	5
Angle en dépouille (°)	5
Rayon d'acuité r_b (μm)	10
Coefficient de frottement	0.2
Chaleur d'origine frottement transmise vers l'outil	0.7

TABLE 5.1 – Propriétés géométriques et physiques de l'outil de coupe en carbure de tungstène [1].

La pièce et l'outil de coupe sont maillés avec des éléments à intégration réduite (C3D8RT). Afin d'obtenir un bon compromis entre le temps de calcul et la bonne prédiction du modèle, le maillage de la pièce est raffiné dans la zone de formation de copeau. La taille des éléments dans cette zone est d'environ ($20 \times 20 \times 40 \mu\text{m}^3$). Un maillage considérablement plus grossier est utilisé pour la zone non usinée, où les déformations restent faibles.

La démarche suivie pour créer le maillage de la pièce est illustrée par la figure 5.2. Afin d'obtenir un agrégat polycristallin maillé avec une densité de maillage variable, la procédure suivante est utilisée :

- i) Un agrégat polycristallin de Ti17 est généré avec le logiciel NEPER [2].
- ii) Un maillage avec une densité d'éléments variable de même dimension que l'agrégat est ensuite généré avec le logiciel ABAQUS.
- iii) Le maillage final est obtenu par projection du maillage sur l'agrégat polycristallin.

Par rapport à un maillage polycristallin avec une taille d'élément uniforme généré directement par le logiciel NEPER, cette méthode permet d'obtenir un

gain très important en termes de temps de calcul. Elle ne permet pas en revanche de bien représenter la géométrie des joints de grain.

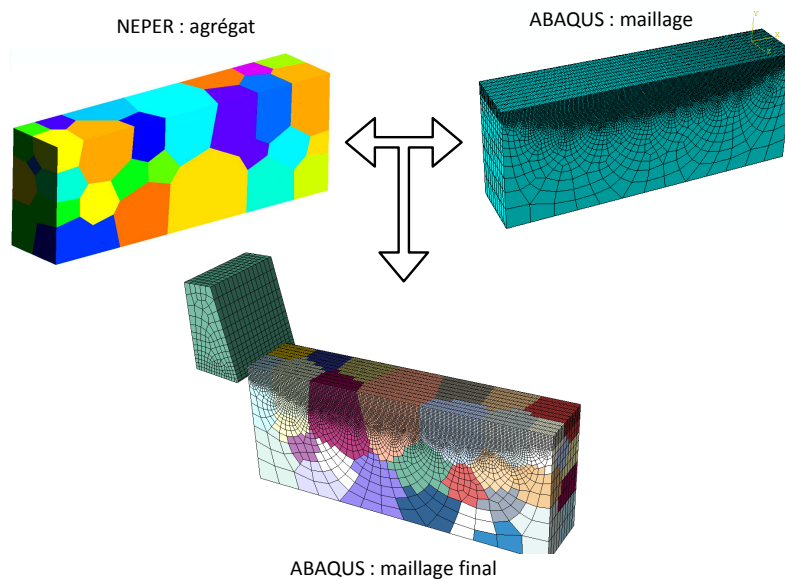


FIGURE 5.2 – Construction du modèle géométrique adoptés pour la simulation de l'usinage.

5.1.2 Modélisation de l'interface outil-matière

Le frottement entre l'outil de coupe et la pièce à usiner constitue l'un des aspects complexes du processus d'usinage. Il contribue considérablement à l'usure de l'outil et à la mauvaise intégrité des surfaces usinées. Malgré l'importance de cet aspect, la qualification du frottement pendant l'opération d'usinage pour un couple quelconque de matériaux est souvent très limitée. La réalisation d'essais de frottement dans des conditions extrêmes, représentatives de la coupe, afin de déterminer le coefficient de frottement est en effet très délicate.

Plusieurs lois de frottement ont été proposées dans la littérature afin de tenir compte de ce phénomène dans les simulations d'usinage. Ces lois traitent essentiellement deux problématiques : le type de contact (collant ou glissant) [3, 1] et la dépendance par rapport aux différentes variables telles que la pression de contact [4, 5], la vitesse de glissement [6] et la température [7, 8, 9].

Les lois de frottement simples telles que la loi de Coulomb ou la loi de Tresca sont largement utilisées pour la simulation de la coupe [10, 4, 1]. Elles sont implémentées par défaut dans le code de calcul par méthode des éléments finis ABAQUS. Pour la loi de Coulomb, la contrainte de frottement évolue linéairement en fonction de la contrainte normale. La pente de cette droite représente le coeffi-

cient de frottement de Coulomb. Cette loi est souvent utilisée pour modéliser le contact glissant. Elle est donnée par l'équation suivante :

$$\tau_f = \mu \times \sigma_n \quad (5.1)$$

Dans cette étude, le contact entre l'outil et la pièce à usiner est géré par un algorithme de type maître-esclave implémenté par défaut dans ABAQUS. Le coefficient de frottement est considéré constant égal à 0,2 en se basant sur l'étude de Courbon *et al.* [11].

Le frottement outil-matière est souvent accompagné par une génération de chaleur. La détermination de la proportion de chaleur transmise à l'outil et celle restante dans la pièce dépend des conditions de chargement et des propriétés thermo-physiques du couple outil-pièce à usiner. Une liste non-exhaustive des modèles proposés afin de déterminer le coefficient de partage de chaleur peut être trouvée dans [12]. Dans cette étude, compte tenu de la difficulté de mesurer la température à l'interface outil-copeau, il est délicat de mesurer précisément les propriétés thermiques du contact outil-pièce. On s'appuie donc sur la suggestion de Vernotte [13] pour évaluer le coefficient de partage qui est alors calculé comme le barycentre des effusivités de chaque matériau par la relation :

$$p = \frac{\zeta_1}{\zeta_1 + \zeta_2} \quad \text{avec} \quad \zeta_i = \sqrt{\rho_{0i} C_{pi} \lambda_i} \quad i=1,2 \quad (5.2)$$

Pour le cas du titane Ti17, on obtient que 30% de la chaleur générée par le contact est supposée transmise vers la pièce.

5.2 Validation du modèle de coupe

Étude expérimentale : essais de rabotage

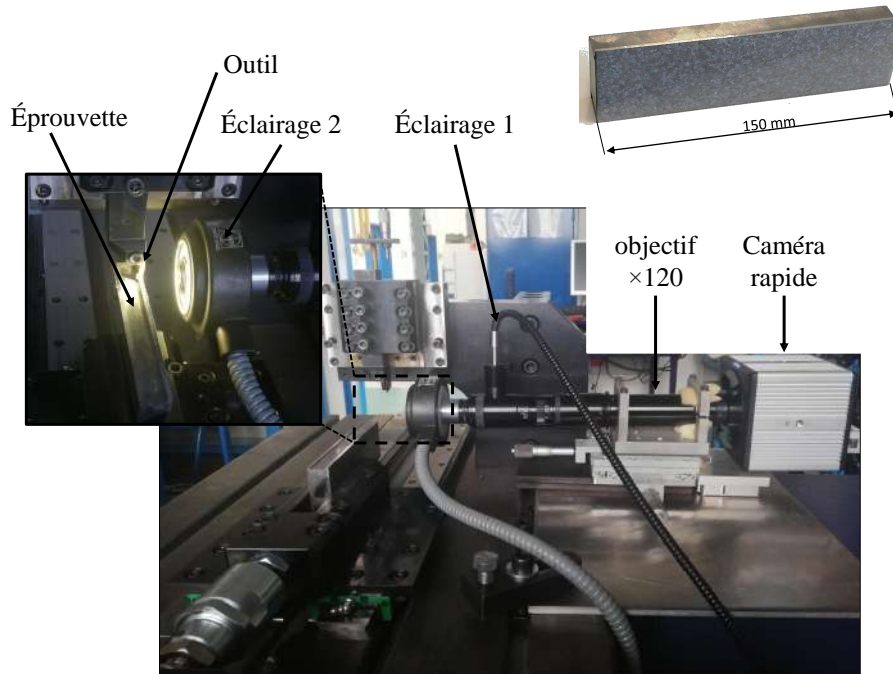


FIGURE 5.3 – Dispositif expérimental de rabotage équipé de la caméra rapide Fastcam-1024 PCI model 100K.

Afin de valider le modèle de coupe présenté dans la section précédente, des essais de rabotage en coupe orthogonale ont été conduits. Le dispositif de rabotage utilisé a été développé au sein du laboratoire LAMPA. Le montage est présenté sur la figure 5.3. Il comporte un vérin électrique qui permet de déplacer une pièce serrée dans un étau mobile à une vitesse constante pouvant atteindre 1300 mm.s^{-1} suivant son axe. L'outil est fixé par l'intermédiaire de son porte-outil à une potence suffisamment rigide. Pour mesurer les efforts de coupe F_c et d'avance F_f , un dynamomètre piézoélectrique KISTLER (9257B) a été placé sous l'outil de coupe. La prise de chaque passe (ou avance f) est assurée avant chaque essai grâce à une vis micrométrique (ou un comparateur installé à côté de l'outil de coupe).

Afin de filmer la formation des copeaux durant l'essai, deux caméras rapides différentes (Photrom ultima fastcam APX-RS et Fastcam-1024 PCI model 100K) ont été testées séparément. Ces caméras, qui sont équipées d'un objectif de grandissement de capacité maximale $\times 120$, ont été montées sur une table micrométrique afin de faciliter la mise au point. Les paramètres d'acquisition de chaque

essai sont choisis en fonction de la vitesse de coupe utilisée. Des exemples de fréquence d'acquisition, de temps d'exposition et de résolution sont donnés dans le tableau 5.2. Par ailleurs, afin d'éclairer la scène, deux sources de lumière continue ont été utilisées durant les essais.

Vitesse de coupe V_c (m.min ⁻¹)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Temps d'exposition (s)	Résolution
12	10000	1/10000	512×512
24	10000	1/10000	512×512
48	10000	1/25000	512×512
72	10000	1/50000	512×512

TABLE 5.2 – Configuration des paramètres de la caméra en fonction de la vitesse de coupe.

Pour les essais de rabotage, une éprouvette rectangulaire de longueur $L = 150$ mm, de hauteur $h = 40$ mm et d'épaisseur $a_p = 2,6$ mm a été utilisée. Afin de comprendre l'influence de la microstructure sur la formation du copeau, la face de l'éprouvette filmée par la caméra a été polie puis attaquée chimiquement afin de révéler sa microstructure.

Pour cette étude expérimentale en coupe orthogonale, un plan d'essai étudiant l'influence de la vitesse de coupe et de l'avance a été établi (voir tableau 5.3). Quatre vitesses de coupe ont été utilisées. La vitesse de coupe industrielle pour le cas particulier de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ est d'environ 45 m.min⁻¹. Certains essais ont été réalisés deux fois afin de vérifier la répétabilité et de dissocier l'influence des conditions de coupe de celle de l'usure de l'outil.

Vitesse de coupe V_c (m.min ⁻¹)	Avance f (mm)			
	0.1	0.15	0.2	0.25
12	×	×	×	×
24	×		×	
48	×		×	
72	×	×	×	×

TABLE 5.3 – Conditions opératoires retenues pour la validation du modèle de coupe de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$.

La figure 5.4 présente la variation des efforts de coupe moyens en fonction de la vitesse de coupe pour différentes avances. Pour ces essais, la plaquette est affutée pour obtenir un angle de coupe et de dépouille de 5°. Les résultats obtenus montrent qu'une augmentation de la vitesse de coupe et/ou une réduction de l'avance est généralement associée à une réduction de l'effort de coupe. Ces

observations correspondent aux résultats communément obtenus lors d'essais d'usinage [14, 15].

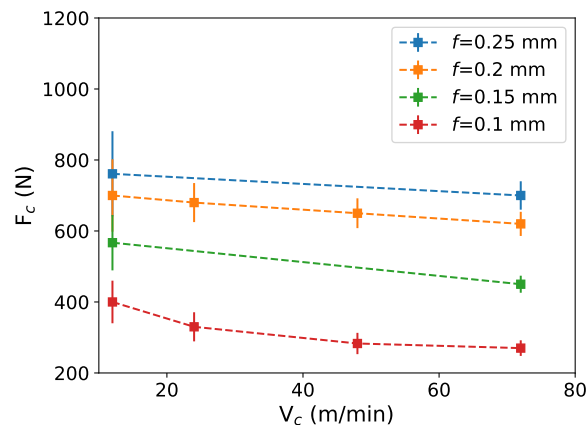


FIGURE 5.4 – Évolution de l'effort moyen de coupe en fonction de la vitesse de coupe V_c et de l'avance f .

Dans cette étude, les observations réalisées par caméra rapide montrent une dépendance notable de la morphologie du copeau à la microstructure. En effet, pour les mêmes conditions de coupe, la morphologie du copeau varie en fonction du grain usiné (voir figure 5.5). Trois morphologies sont observées : un copeau continu, un copeau légèrement festonné et un copeau totalement festonné. Ces morphologies de copeau sont peu sensibles aux conditions de coupe utilisées.

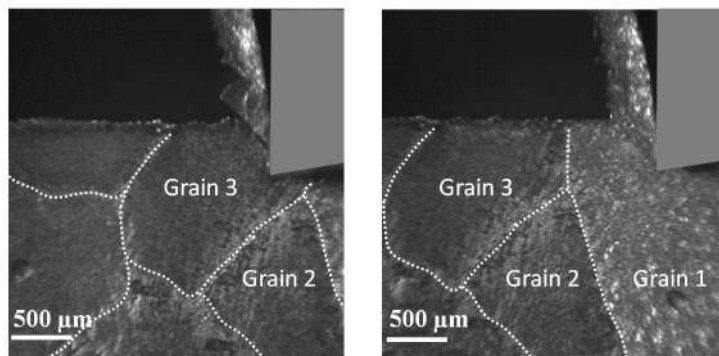
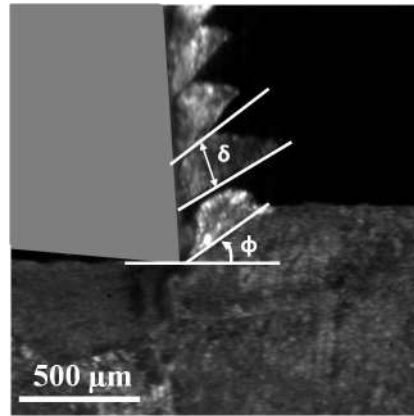


FIGURE 5.5 – Différentes morphologies du copeau obtenues pour une vitesse de coupe $V_c = 24 \text{ m.min}^{-1}$ et une avance $f = 0.2 \text{ mm}$.

Aussi, les observations réalisées par l'intermédiaire des caméras rapides permettent de déterminer des grandeurs représentatives de la nature des copeaux formés telles que l'épaisseur des copeaux δ et l'angle de cisaillement ϕ . Ces deux grandeurs sont schématisées par la figure 5.6.

La figure 5.7 présente l'évolution de l'épaisseur moyenne des copeaux calculée dans plusieurs grains en fonction des conditions de coupe. L'écart type



ϕ : angle de cisaillement

δ : épaisseur du copeau

FIGURE 5.6 – Différentes épaisseurs des festons obtenues pour une vitesse de coupe $V_c = 12 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ et une avance $f = 0.25 \text{ mm}$.

correspond à la différence entre les valeurs maximales et minimales et la valeur moyenne de l'épaisseur des copeaux. Pour toutes les conditions de coupe, un changement significatif des épaisseurs des festons a été constaté. Comme le montre la figure 5.7, une augmentation de la vitesse de coupe et/ou une réduction de l'avance est accompagnée par une réduction de l'épaisseur moyenne des copeaux. Afin de quantifier ce changement, on s'intéresse à l'évolution de l'angle de cisaillement moyen qui gouverne la formation des copeaux festonnés. La figure 5.7 présente l'évolution de l'angle de cisaillement en fonction des conditions de coupe. Selon les résultats, une augmentation de la vitesse de coupe et/ou de l'avance est associée à une augmentation de l'angle de cisaillement.

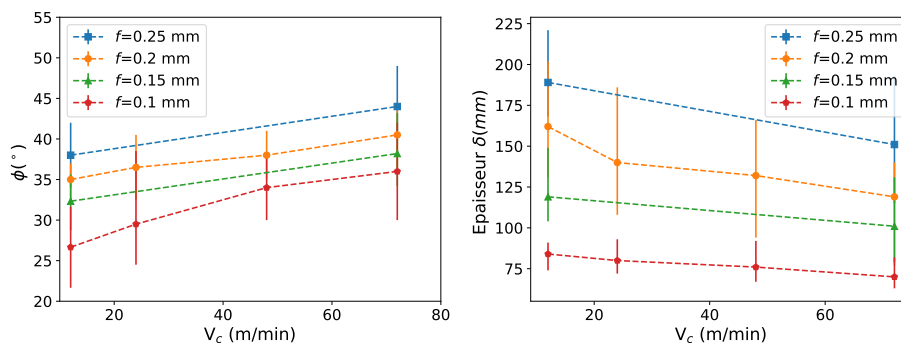


FIGURE 5.7 – Évolution de l'angle de cisaillement moyen et de l'épaisseur moyenne des copeaux en fonction de la vitesse de coupe V_c et de l'avance f .

5.2.1 Validation numérique : influence de la vitesse de coupe

Afin de valider le modèle de coupe, différentes simulations ont été réalisées pour extraire des données numériques qui puissent être comparées aux données

expérimentales. En particulier, l'influence de la vitesse de coupe sur les efforts de coupe et la morphologie de copeaux est présentée. Les conditions simulées dans cette étude sont résumées dans le tableau 5.4. Elles correspondent aux essais expérimentaux effectués avec l'avance de 0,2 mm. Pour cette étape de validation, l'orientation cristallographique des grains β est affectée d'une manière purement aléatoire. De plus, un variant des douze variants de la phase α est affecté d'une façon aléatoire au niveau de chaque élément fini.

Conditions opératoires	Valeur
Vitesse de coupe V_c ($\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$)	12; 24; 48 et 72
Avance f (mm)	0,2
Angle de coupe ($^\circ$)	5

TABLE 5.4 – Conditions simulées dans l'étude de l'influence de la vitesse de coupe sur la formation du copeau de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$.

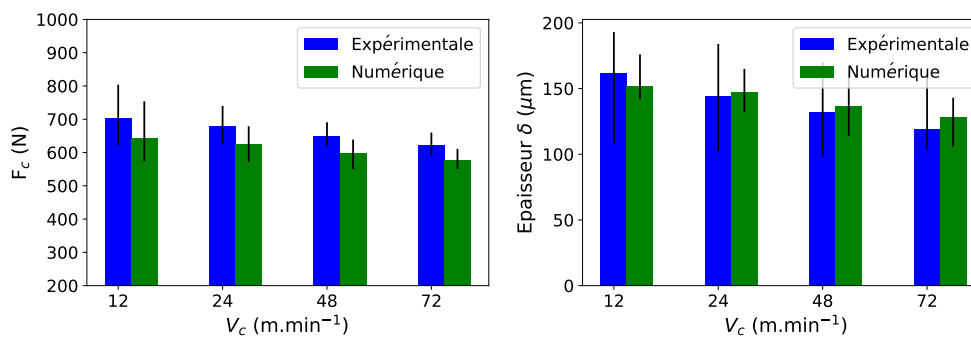


FIGURE 5.8 – Influence de la vitesse de coupe sur l'effort moyen de coupe et l'épaisseur moyenne de copeaux pour une avance de 0,2 mm.

Une comparaison entre les valeurs moyennes expérimentales et numériques de l'effort de coupe et de l'épaisseur de copeau est illustrée par la figure 5.8. Les résultats de la simulation numérique montrent qu'une augmentation de la vitesse de coupe est généralement accompagnée d'une réduction de l'effort moyen de coupe et de l'épaisseur moyenne de copeau. Pour toutes les vitesses de coupe, les résultats obtenus sont en concordance avec les résultats expérimentaux. Aussi, l'écart entre les valeurs moyennes expérimentales et numériques de l'effort de coupe ne dépasse pas 10 %. Ces résultats montrent que les paramètres viscoplastiques de la loi de comportement sont bien identifiés.

La figure 5.9 présente les différentes morphologies de copeaux issues des simulations réalisées. Selon les résultats obtenus, une augmentation de la vitesse de coupe est accompagnée d'une légère augmentation de la segmentation des copeaux.

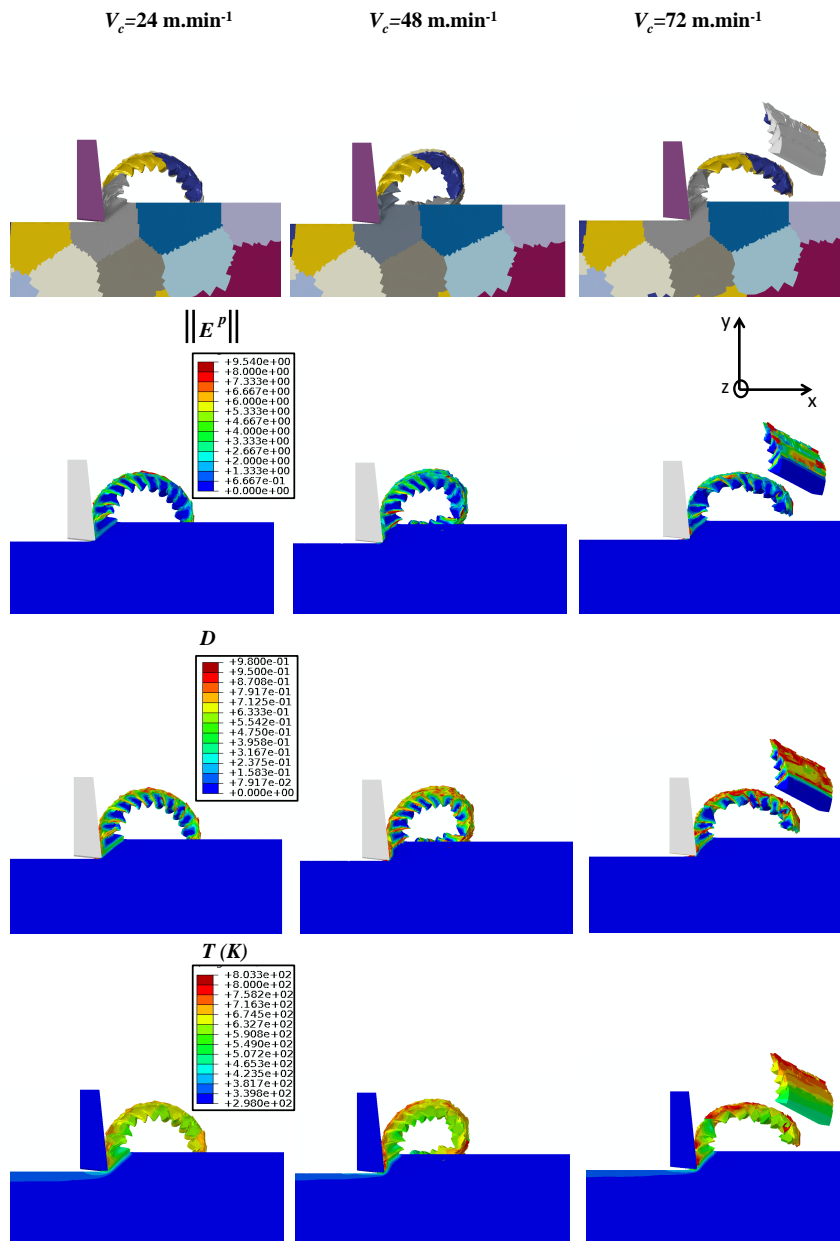


FIGURE 5.9 – Influence de la vitesse de coupe sur les grandeurs locales : (endommagement D , norme de la déformation plastique $\|E^p\|$ et température T).

Pour ces simulations, on constate une distribution très hétérogène de la déformation plastique. Celle-ci est généralement localisée en bande de cisaillement adiabatique. De plus, l'augmentation de l'intensité de la déformation plastique est accompagnée avec une augmentation de la fréquence d'amorçage et de propagation des fissures dans les bandes de cisaillement. Pour la vitesse de coupe la plus élevée dans cette étude (c.-à-d. $V_c = 72 \text{ m.min}^{-1}$), l'endommagement est très diffus dans les bandes de cisaillement, ce qui conduit à une alternance entre un copeau festonné et un copeau détaché.

La figure 5.9 montre que la température reste localisée au niveau de l'inter-

face outil/copeau et des bandes de cisaillement. L'intensité du champ thermique augmente avec l'augmentation de la vitesse de coupe. Au niveau des bandes de cisaillement, la température varie de 300 à 500°C.

5.2.2 Validation numérique : influence de l'avance

Dans cette section, l'influence de l'avance sur la formation du copeau en usinage du Ti17 $\alpha + \beta$ a été étudiée. Les conditions de simulation sont résumées dans le tableau 5.5. Elles correspondent aux essais expérimentaux réalisés avec la vitesse de coupe de 72 m.min⁻¹. De la même façon que les simulations présentées précédemment, l'orientation cristallographique des grains β est affectée d'une manière purement aléatoire et un seul variant des douze variants de la phase α est affecté d'une façon aléatoire au niveau de chaque élément fini.

Conditions opératoires	Valeur
Vitesse de coupe V_c (m.min ⁻¹)	72
Avance f (mm)	0.1, 0.15, 0.2 et 0.25
Angle de coupe (°)	5

TABLE 5.5 – Conditions de simulation retenues dans l'étude de l'influence de l'avance sur la formation du copeau de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$.

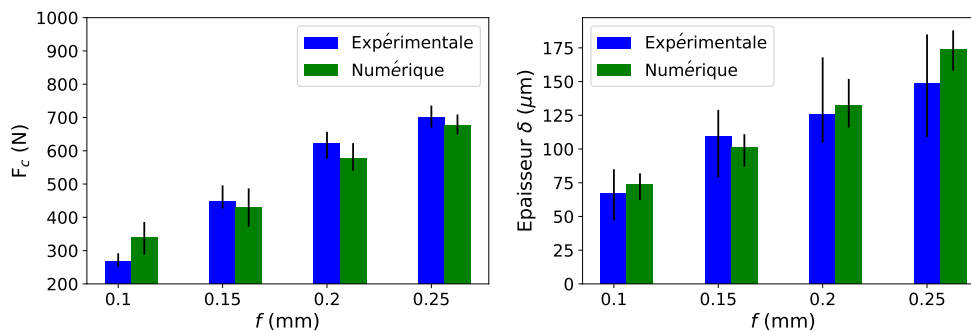


FIGURE 5.10 – Influence de l'avance sur l'effort de coupe moyen et l'épaisseur moyenne des copeaux pour une vitesse de coupe de 72 (m.min⁻¹).

La figure 5.10 présente une comparaison entre les valeurs moyennes expérimentales et numériques de l'effort de coupe et de l'épaisseur de copeau. En effet, une augmentation de l'avance est associée avec une augmentation de l'effort de coupe moyen et de l'épaisseur moyenne des copeaux. Pour les avances intermédiaires et élevées ($f > 0.1$ mm), l'effort moyen de coupe et l'épaisseur moyenne de copeau semblent être bien simulés. L'écart entre la valeur moyenne expérimentale et numérique de l'effort de coupe ne dépasse pas 8 %. Cependant, l'effort de coupe est surestimé d'environ 20% pour la faible avance (c-à-d $f=0.1$ mm).

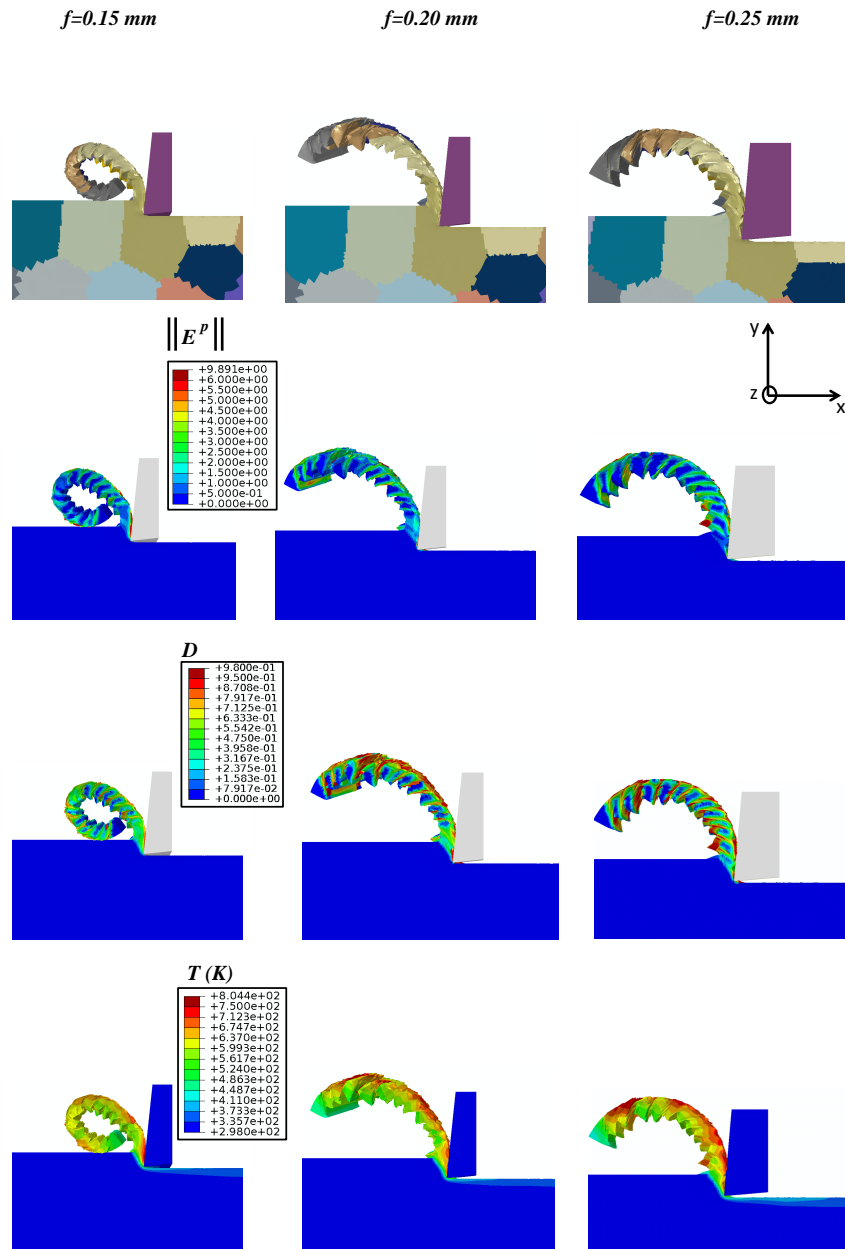


FIGURE 5.11 – Influence de l'avance sur les grandeurs locales : (endommagement D , norme de la déformation plastique $\|E^P\|$ et température T).

Les morphologies de copeaux correspondantes à chaque condition de coupe sont illustrées par la figure 5.11. Du point de vue qualitatif, l'intensité de la segmentation varie de manière significative en fonction de l'avance. Pour une avance de 0.15 mm, une alternance entre un copeau segmenté et un copeau continu a été observée. Cependant, lorsque l'avance augmente, le copeau passe d'une morphologie ondulée/continue à une morphologie totalement festonnée.

Pour un copeau ondulé ou festonné, une distribution très hétérogène de la déformation plastique est obtenue. L'intensité de la localisation de la déformation plastique dans les bandes de cisaillement augmente avec l'augmentation

de l'avance. En revanche, lorsque le copeau n'est pas festonné, le champ de déformation plastique est quasi-homogène. De plus, une augmentation de la fréquence d'amorçage et de propagation des fissures est observée pour les avances élevées, ce qui s'explique par le fait que l'endommagement est accéléré par la localisation de la déformation plastique.

La simulation numérique permet également d'évaluer l'élévation de température associée à la coupe. Les températures élevées sont situées au niveau des bandes de cisaillement et sur la surface usinée du copeau, en contact avec l'outil. Le champ de température varie de 300 à 500°C dans le copeau.

5.2.3 Influence de l'angle de coupe

Dans cette section, on se concentre sur l'étude de l'influence de l'angle de coupe sur la formation du copeau en usinage du Ti17 $\alpha + \beta$. Pour cela, des simulations sont conduites avec un angle de coupe qui varie de -15° à 15° . Les conditions de coupe sont résumées dans le tableau 5.6. Pour ces simulations, l'orientation cristallographique des grains β est affectée d'une manière purement aléatoire. Un variant des douze variants de la phase α est affecté d'une façon aléatoire au niveau de chaque élément fini.

Conditions opératoires	Valeur
Vitesse de coupe V_c (m.min ⁻¹)	72
Avance f (mm)	0.25
Angle de coupe ($^\circ$)	-15, -5, 0, 5 et 15

TABLE 5.6 – Conditions de coupe retenues dans l'étude de l'influence de l'angle de coupe sur la formation du copeau de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$.

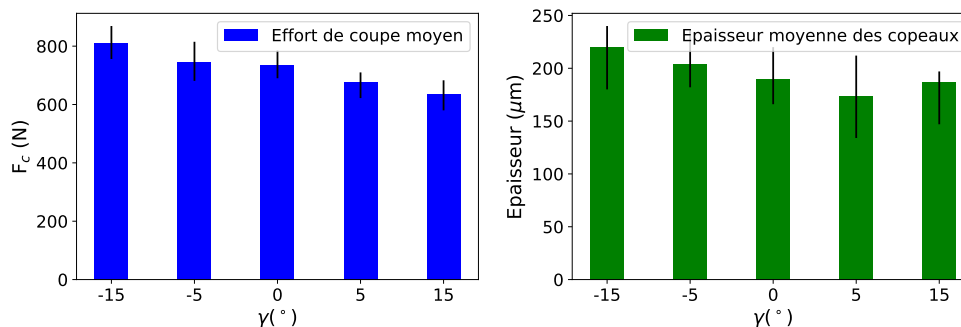


FIGURE 5.12 – Influence de l'angle de coupe sur l'effort de coupe moyen et l'épaisseur moyenne des copeaux pour une vitesse de coupe de 72 m.min⁻¹ et une avance de 0.25 mm.

Les évolutions de l'effort de coupe moyen et de l'épaisseur moyenne des co-

peaux en fonction de l'angle de coupe sont présentées dans la figure 5.12. On remarque qu'une augmentation de l'angle de coupe est généralement associée à une réduction de l'effort de coupe moyen et de l'épaisseur moyenne des copeaux.

La figure 5.13 présente l'influence de l'angle de coupe sur quelques grandeurs locales (c.-à-d endommagement D , norme de la déformation plastique $\|E^P\|$ et température T).

Pour un angle de coupe négatif, un copeau fragmenté et détaché est obtenu. Ainsi, la forte localisation de déformation plastique induit la propagation des fissures dans des toutes les bandes de cisaillement formées. De plus, la température maximale (environ 560°C) obtenue est localisée au voisinage des bandes de cisaillement.

Pour un angle de coupe nul, un copeau segmenté attaché est obtenu. La déformation plastique est localisée dans des bandes de cisaillement. Cependant, seulement quelques festons présentent une fissuration. De plus, la température maximale (environ 560°C) est obtenue localisée au voisinage des zones affectées thermiquement (ZAT) et au voisinage des bandes de cisaillement.

Un copeau segmenté est obtenu pour un angle de coupe de 15°. Une forte localisation de la déformation plastique dans les bandes de cisaillement est obtenue. La température maximale est obtenue au niveau de l'interface outil/copeau.

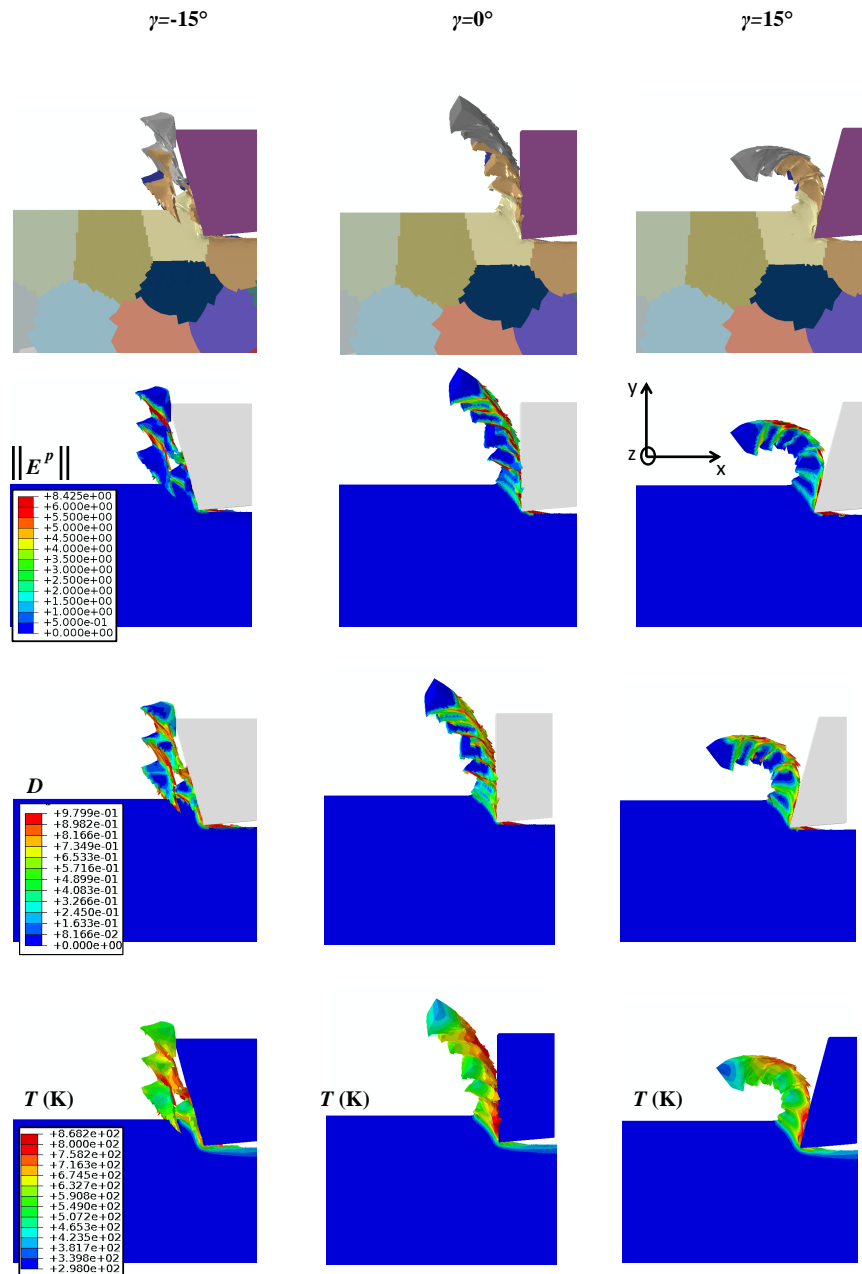


FIGURE 5.13 – Influence de l'angle de coupe sur les grandeurs locales : (endommagement D , norme de la déformation plastique $\|E^p\|$ et température T).

5.3 Influence de la microstructure sur la formation du copeau

L'optimisation de la microstructure de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ afin d'améliorer son usinabilité nécessite l'évaluation de l'influence de la microstructure sur certaines grandeurs à la fois locales (e.g température) et globales (e.g. effort). Le modèle développé dans le cadre de cette étude a pour objectif d'aider à la

compréhension des interactions entre les divers paramètres microstructuraux et le processus de formation de copeau dont les grandeurs citées sont des conséquences.

5.3.1 Influence de l'orientation cristallographique des grains β

Dans cette section, l'influence de l'orientation cristallographique des grains sur la formation du copeau en usinage du Ti17 $\alpha + \beta$ a été étudiée. Cette étude a été menée en conditions de coupe extrêmes. Ces conditions de coupe sont résumées dans le tableau 5.7. L'orientation cristallographique des grains β est affectée d'une manière purement aléatoire. Un variant des douze variants de la phase α est affecté d'une façon aléatoire au niveau de chaque élément fini.

Conditions opératoires	Valeur
Vitesse de coupe V_c (m.min ⁻¹)	72
Avance f (mm)	0.25
Angle de coupe (°)	15

TABLE 5.7 – Conditions opératoires de coupe dans l'étude de l'influence de la microstructure sur la formation du copeau de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$.

La figure 5.14 illustre une représentation lagrangienne de l'opération de coupe montrant l'influence de l'orientation cristallographique des grains sur la distribution du champ d'endommagement (D) et de déformation plastique ($\|E^P\|$).

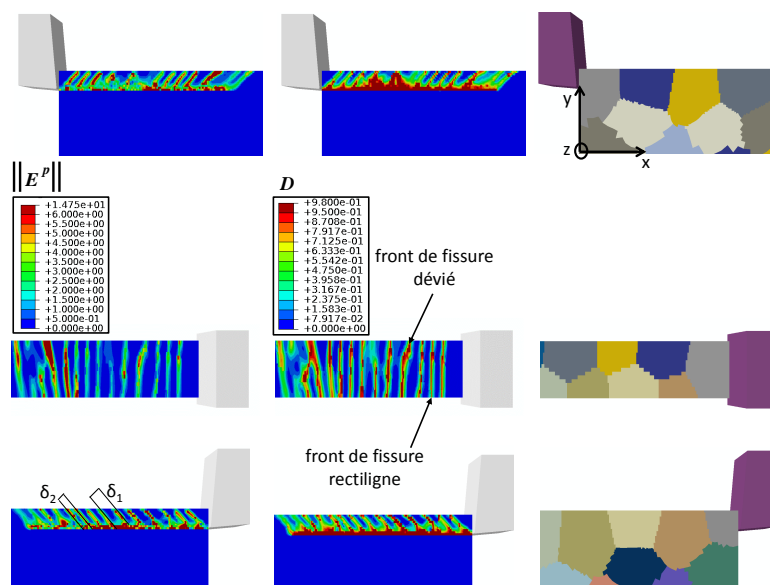


FIGURE 5.14 – Influence de l'orientation cristallographique des grains sur les grandeurs locales : (endommagement D et norme de la déformation plastique $\|E^P\|$).

Selon les résultats, le champ de déformation plastique obtenue est très hétérogène dans le copeau. L'intensité de la déformation au niveau des deux bords libres est souvent plus importante que celle dans l'épaisseur du copeau. De plus, une variation de l'épaisseur des bandes de cisaillement en fonction de l'orientation cristallographique des grains β est obtenue.

Comme le montre la figure 5.14, l'orientation cristallographique des grains β impacte d'une manière notable le champ d'endommagement qui représente l'amorçage et la propagation des fissures dans le matériau. Pour le premier grain traversé par l'outil de coupe, des fronts de fissure rectilignes sont observés. En revanche, des fronts de fissures déviés sont observés lorsque deux grains sont traversés dans l'épaisseur. Dans certaines zones, l'endommagement affecte à la fois les bandes de cisaillement et leurs voisinages immédiats.

Afin d'affiner la compréhension de l'influence de l'orientation cristallographique des grains β sur la formation du copeau, des simulations ont été conduites avec une pièce texturée. En effet, pour ces simulations, la direction de coupe ou la direction de cisaillement sont orientées de la même manière dans tous les grains β .

Influence de la direction de coupe

Dans cette section, la direction de coupe qui correspond à la direction de l'axe \vec{x} (voir figure 5.1) est orientée dans tous les grains β respectivement selon les directions [100], [110] ou [111] (voir figure 5.16). Pour les trois simulations, un variant des douze variants de la phase α est affecté d'une façon aléatoire au niveau de chaque élément fini. L'objectif de cette étude consiste à utiliser le modèle pour étudier l'influence d'une orientation particulière par rapport à la direction de coupe sur les grandeurs globales (e.g. effort de coupe) et les grandeurs locales (e.g. déformation plastique et température). La vitesse de coupe, l'avance et l'angle de coupe sont fixées respectivement à 72 m.min^{-1} , 0.25 mm et 15° . L'évolution de l'effort de coupe moyen en fonction de l'orientation des grains β est présentée dans la figure 5.15.

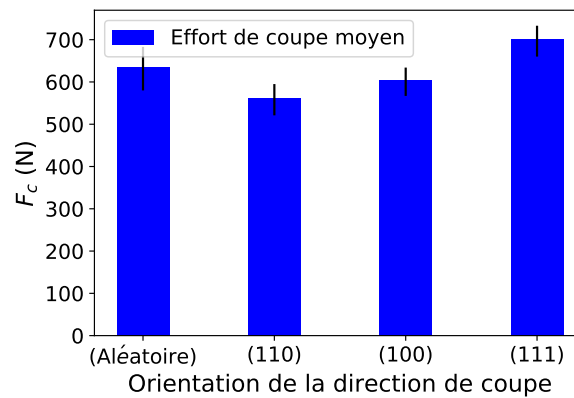


FIGURE 5.15 – Influence de l'orientation cristallographique des grains β sur l'effort de coupe moyen.

Comme le montre la figure 5.15, l'effort de coupe moyen le plus faible (environ 562 N) est observé lorsque les grains sont orientés [110] par rapport à la direction de coupe. En revanche, une augmentation de l'effort de coupe d'environ 20 % a été observée lorsque les grains sont orientés [111] par rapport à la direction de coupe. Les efforts de coupe moyens obtenus pour des grains orientés [110] et [100] par rapport à la direction de coupe sont plus faibles que ceux obtenus avec orientation aléatoire des grains β .

La figure 5.16 présente l'influence des orientations [100], [110] et [111] par rapport à la direction de coupe sur quelques grandeurs locales (c.-à-d. endommagement D , norme de la déformation plastique $\|E^p\|$ et température T). Pour les trois orientations, une morphologie segmentée des copeaux est obtenue.

Les résultats montrent que l'épaisseur moyenne des copeaux varie en fonction de l'orientation des grains β . Pour l'orientation [100] par rapport à la direction de coupe, un copeau plus épais est obtenu. De plus, la température est localisée à l'interface outil/copeau. Ainsi, une zone affectée thermiquement (ZAT) plus importante est observée pour cette orientation.

Cependant, les copeaux les moins épais sont obtenus pour l'orientation [110] par rapport à la direction de coupe. Pour cette orientation, la distribution des champs de déformation plastique et d'endommagement est très hétérogène dans le copeau. L'amplitude de ces champs est plus intense dans les bandes de cisaillement. L'amorçage et la propagation des fissures est observé dans toutes les bandes formées. La zone affectée thermiquement est très fine pour cette orientation.

Par rapport à la direction de coupe, l'orientation [110] des grains β apparaît comme l'orientation la plus intéressante. Elle permet de réduire les efforts de coupe et la température de la zone affectée thermiquement.

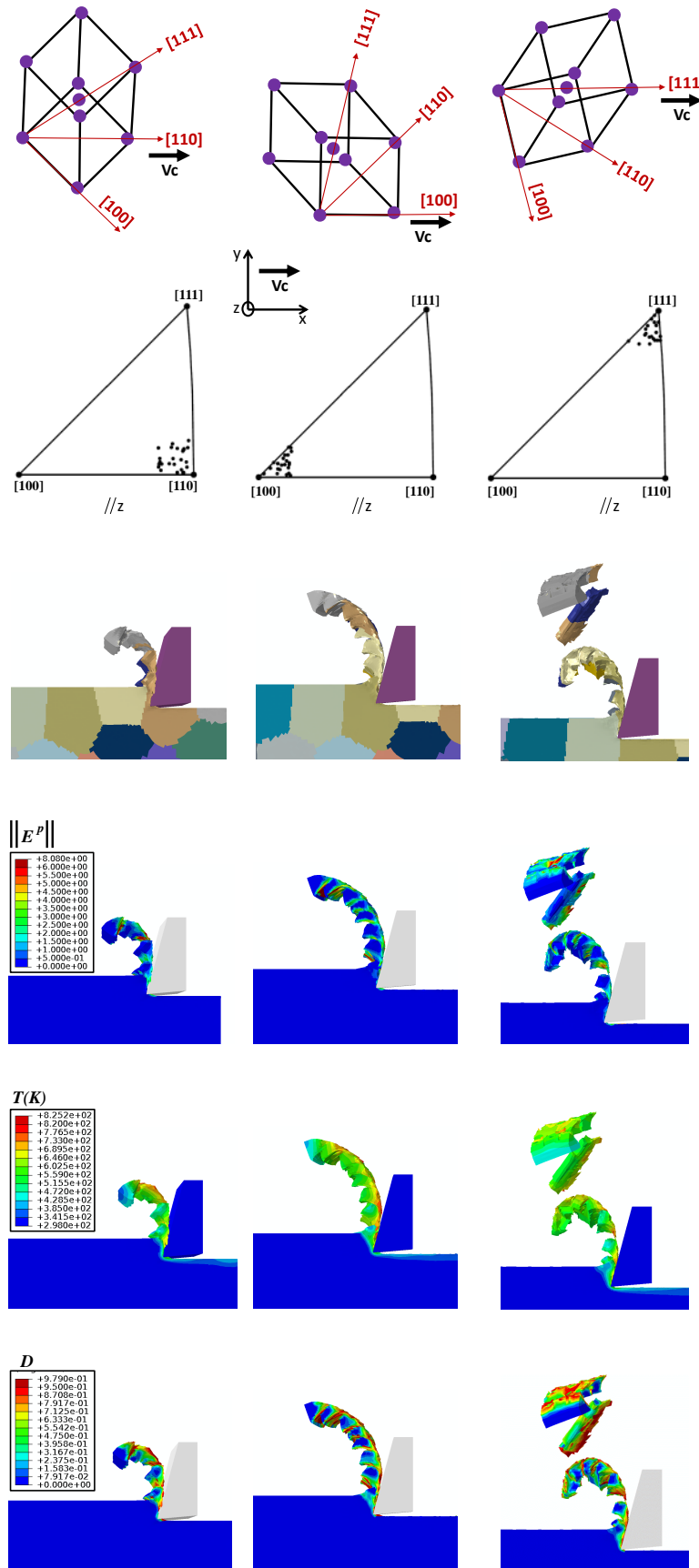


FIGURE 5.16 – Influence l'influence de l'orientation de la direction de coupe sur les grandeurs locales : (endommagement D , norme de la déformation plastique $\|E^P\|$ et température T).

Influence de la direction de cisaillement

Dans cette section, la direction de cisaillement qui correspond à la direction située à 45° par rapport aux deux axes \vec{x} et \vec{y} est orientée de dans tous les grains β selon les directions cristallographiques [100], [110] et [111]. La vitesse de coupe, l'avance et l'angle de coupe sont fixées respectivement à $72 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, 0.25 mm et 15° .

La figure 5.17 présente l'évolution de l'effort de coupe moyen en fonction de l'orientation cristallographique des grains de la pièce à usiner. Selon les résultats, l'effort de coupe moyen est réduit (environ 580 N) lorsque la direction de cisaillement est orientée [100] et [110]. Cependant, lorsque cette dernière est orientée [111], une augmentation d'environ 25 % de l'effort de coupe est observée.

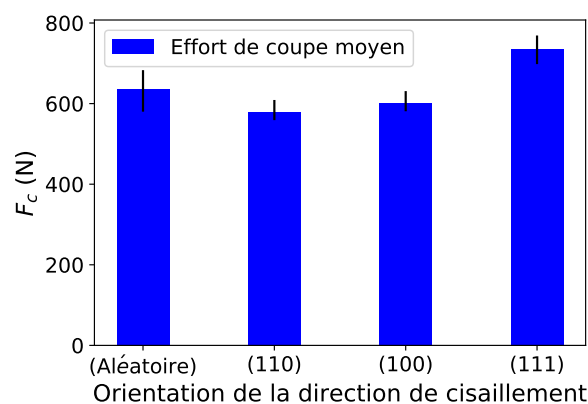


FIGURE 5.17 – Influence de l'orientation cristallographique des grains β sur l'effort de coupe moyen.

La figure 5.18 présente l'influence des orientations [100], [110] et [111] par rapport à l'axe de cisaillement sur les grandeurs locales (c.-à-d endommagement D , norme de la déformation plastique $\|E^p\|$ et température T). Pour les trois orientations cristallographiques, un copeau segmenté détaché est obtenu.

Ainsi, l'épaisseur moyenne des copeaux varie en fonction de l'orientation des grains β . La localisation de la déformation plastique est plus prononcée lorsque la direction de cisaillement est orientée [111] et [100]. Pour ces deux orientations, l'endommagement est localisé dans les bandes de cisaillement. Pour ces orientations la température est localisée à l'interface outil/copeau et dans les bandes de cisaillement. Une localisation moins intense de la déformation plastique et de l'endommagement est obtenue pour l'orientation [110]. Une zone affectée thermiquement faible est observée pour cette orientation.

Par rapport à la direction de cisaillement, les orientations [100] et [110] des grains β permettent de réduire les efforts de coupe et la température de la zone affectée thermiquement.

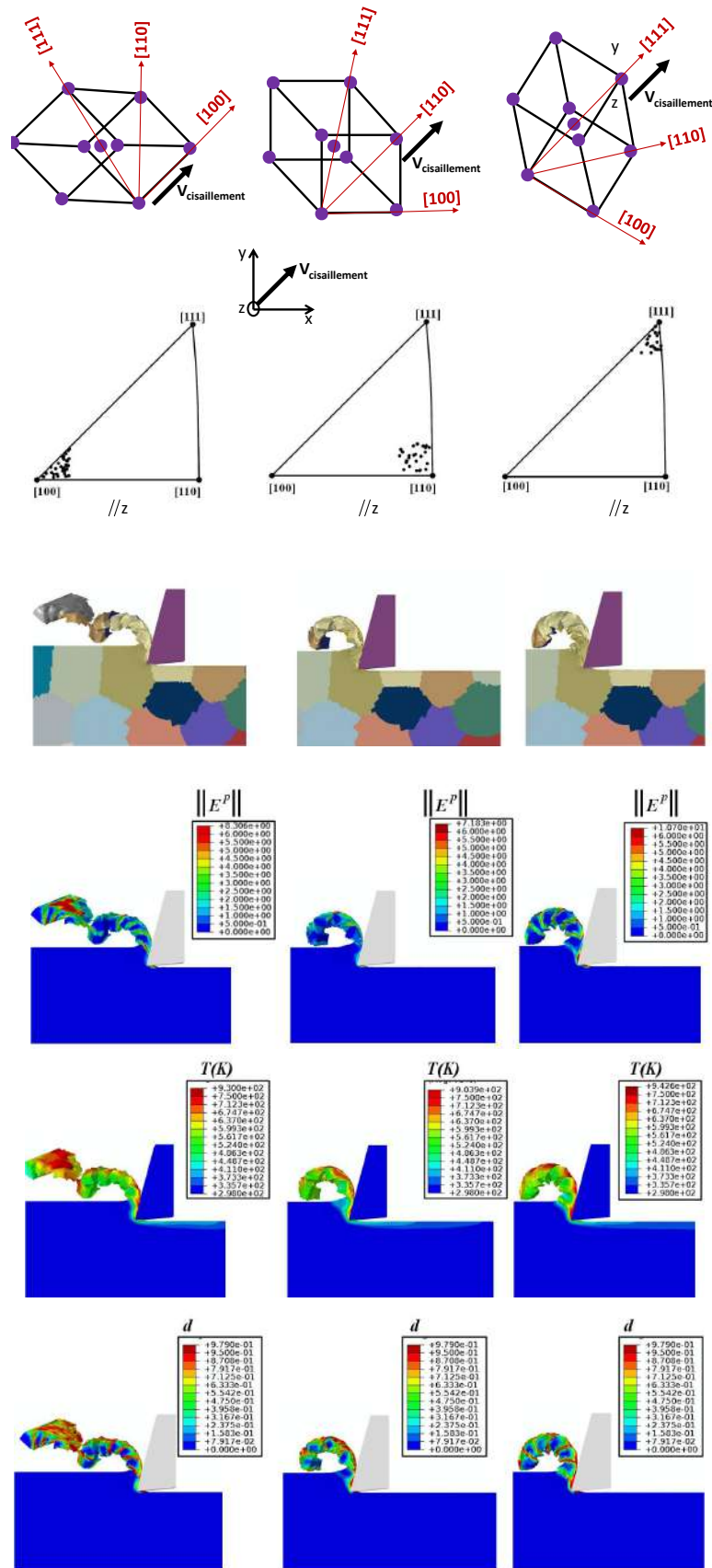


FIGURE 5.18 – Influence l'influence de l'orientation de la direction de cisaillement sur les grandeurs locales : (endommagement D , norme de la déformation plastique $\|E^P\|$ et température T).

5.3.2 Influence de la sélection de variants α

Dans cette section, l'influence de la sélection de variants de phase α a été évaluée. Pour cela deux simulations ont été conduites. La première simulation consiste à faire une sélection de variants d'une manière purement aléatoire par élément fini (EF). Dans le second cas, la sélection de variants est réalisée d'une façon aléatoire par grain (voir schéma explicatif figure 5.20). La vitesse de coupe, l'avance et l'angle de coupe sont fixées égales respectivement à $72 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, 0.25 mm et 15° . La figure 5.22 illustre l'influence de la stratégie de sélection de variants sur l'effort de coupe moyen.

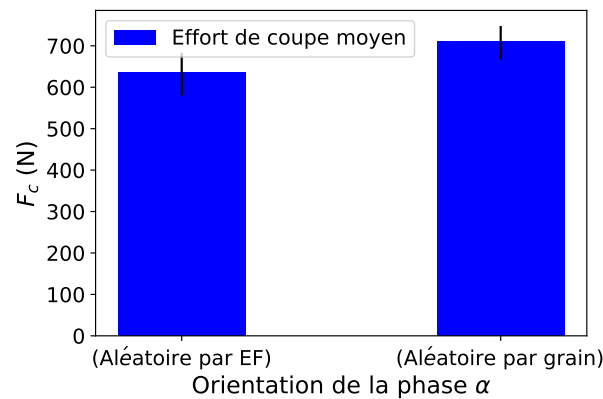


FIGURE 5.19 – Influence de l'orientation cristallographique des la phase α sur l'effort de coupe moyen.

Selon les résultats, l'effort de coupe moyen est plus important lorsque une sélection des variants est effectuée au niveau des grains. En effet, lorsque la sélection des variants est effectuée d'une manière aléatoire par élément fini, l'effet de l'orientation cristallographique des lamelles α importe peu, puisque la sélection de variant ne renforce pas le caractère anisotrope des propriétés à l'échelle du grain. En revanche, lorsque un seul variant est sélectionné par grain, cela favorise l'anisotropie à l'échelle du grain.

La figure 5.20 présente l'influence de méthode de sélection des variants sur les grandeurs locales (c.-à-d endommagement D , norme de la déformation plastique $\|E^p\|$ et température T). Les résultats montrent que, pour le cas d'une sélection aléatoire de variants par grain, les champs locaux de déformation plastique et d'endommagement sont très sensibles à la nature du variant sélectionné. Ainsi, pour ce choix de sélection de variants, une morphologie segmentée et détachée est observée. De plus, l'épaisseur de la zone affectée thermiquement varie en fonction du grain traversé par l'outil de coupe.

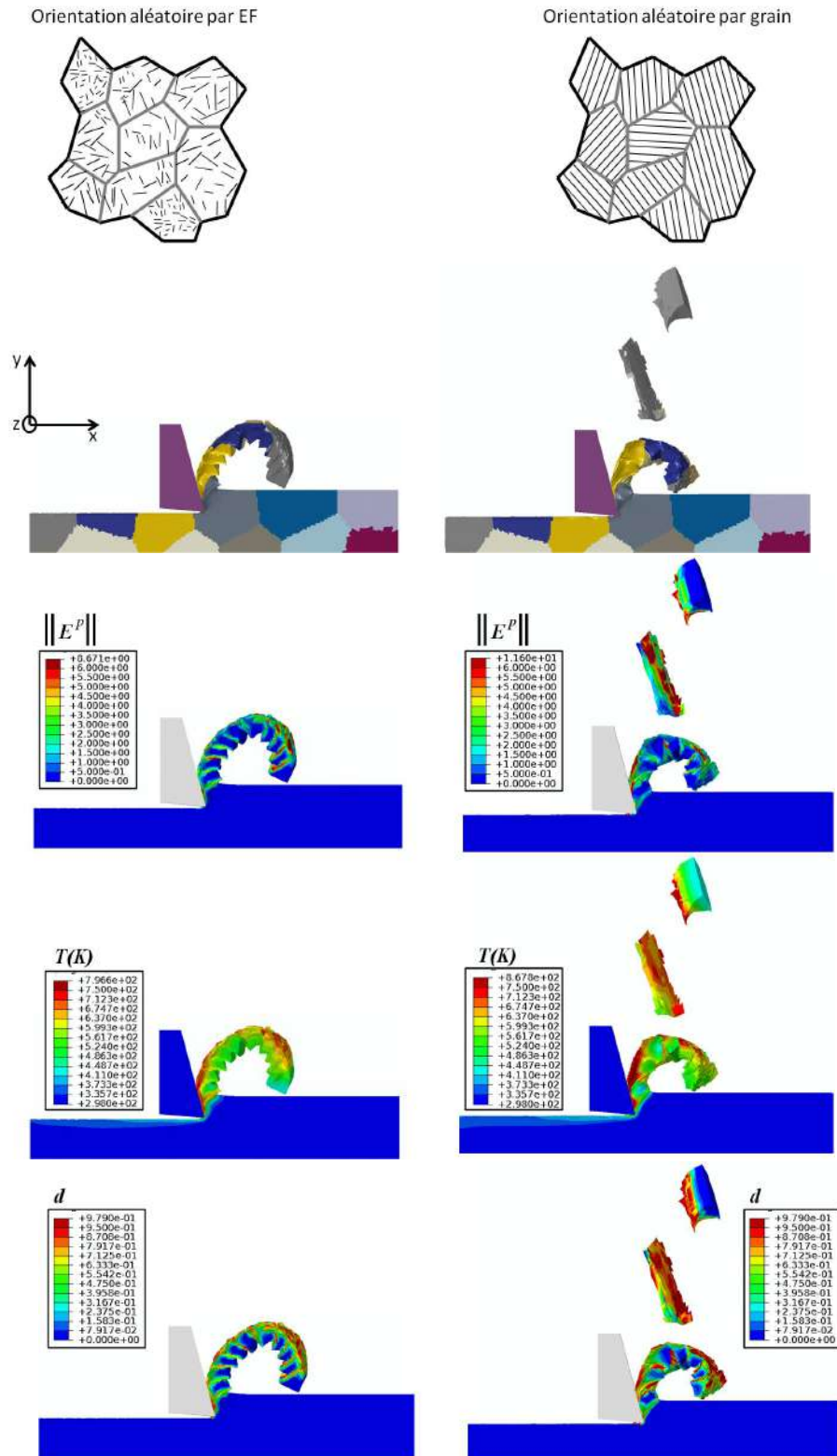


FIGURE 5.20 – Influence de l'orientation cristallographique des la phase α sur les grandeurs locales : (endommagement D , norme de la déformation plastique $\|E^P\|$ et température T).

Selon les résultats, un copeau segmenté et attaché est obtenu pour une sélection des variants par élément fini. Ainsi, l'endommagement n'est pas diffus

dans les bandes de cisaillement formées. La température est localisée entre l'outil de coupe et le copeau. Une zone affectée thermiquement plus faible que celle observée pour une sélection aléatoire de variants par grain a été obtenue.

5.4 Conclusions partielles

Afin d'étudier l'influence de la microstructure sur la formation du copeau en usinage à sec du titane Ti17 $\alpha + \beta$, des essais de rabotage instrumentés avec une caméra rapide ont été mis en place. Ces essais ont montré que la microstructure a un effet non négligeable sur la formation du copeau. En fonction de l'orientation cristallographique des grains β , une alternance entre un copeau continu, légèrement festonné et totalement festonné a été obtenue. La morphologie des copeaux est plus sensible à la microstructure qu'aux conditions de coupe. L'orientation cristallographique des grains β engendre une variation au niveau des angles de cisaillement et des épaisseurs des copeaux pendant le même essai de rabotage.

Ce problème d'hétérogénéité a été pris en compte dans les simulations numériques grâce à une loi de comportement basée sur le cadre général de la plasticité cristalline. Un modèle de coupe 3D a été développé puis validé à travers une comparaison entre les résultats de la simulation numérique et l'expérience. Ainsi, une bonne prédiction des efforts de coupe et des épaisseurs de copeaux a été obtenue. Le modèle développé a également reproduit l'hétérogénéité de la déformation dans le copeau due à l'influence de la texture du matériau (orientation des grains et hétérogénéité de distribution des lamelles α). Selon les résultats obtenus, l'intensité de la déformation au niveau des deux bords libres est souvent plus importante que celle de la zone centrale.

Une analyse de l'influence de l'orientation cristallographique des grains β a été conduite. Selon les résultats, l'orientation [110] des grains β par rapport à la direction de coupe permet de réduire les efforts de coupe et la température de la zone affectée thermiquement. Si on considère la direction de cisaillement, les deux orientations des grains β [100] et [110] permettent de réduire les efforts de coupe par rapport à la l'orientation [111].

Bibliographie

- [1] M. Yaich, Y. Ayed, Z. Bouaziz, et G. Germain. Numerical analysis of constitutive coefficients effects on fe simulation of the 2d orthogonal cutting process : application to the ti6al4v. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 93(1) :283–303, Oct 2017.
- [2] R. Quey, P.R. Dawson, et F. Barbe. Large-scale 3d random polycrystals for the finite element method : Generation, meshing and remeshing. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 200(17) :1729 – 1745, 2011. ISSN 0045-7825. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S004578251100003X>.
- [3] T. Ozel. The influence of friction models on finite element simulations of machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(5) : 518 – 530, 2006. ISSN 0890-6955. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695505001550>.
- [4] L. Filice, F. Micari, S. Rizzuti, et D. Umbrello. A critical analysis on the friction modelling in orthogonal machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47(3) :709 – 714, 2007. ISSN 0890-6955. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695506001386>.
- [5] Y. Azevor, A. Moufki, et M. Nouari. Analysis of the frictional heat partition in sticking-sliding contact for dry machining : An analytical-numerical modelling. *Procedia CIRP*, 58 :539 – 542, 2017. ISSN 2212-8271. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827117306236>. 16th CIRP Conference on Modelling of Machining Operations (16th CIRP CMMO).
- [6] T.H.C. Childs. Friction modelling in metal cutting. *Wear*, 260(3) :310 – 318, 2006. ISSN 0043-1648. doi : <https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.01.052>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164805003650>. Tribology in Manufacturing Processes.
- [7] A. Moufki, A. Molinari, et D. Dudzinski. Modelling of orthogonal cutting with a temperature dependent friction law. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 46(10) :2103 – 2138, 1998. ISSN 0022-5096. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022509698000325>.
- [8] Hassan Ijaz, M Zain-ul Abdein, W Saleem, M Asad, T Mabrouki, et al. A numerical approach on parametric sensitivity analysis for an aeronautic aluminium alloy turning process. *Mechanics*, 22(2) :149–155, 2016.

- [9] T. Mabrouki et J.-F. Rigal. A contribution to a qualitative understanding of thermo-mechanical effects during chip formation in hard turning. *Journal of Materials Processing Technology*, 176(1) :214 – 221, 2006. ISSN 0924-0136. doi : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.03.159>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013606003025>.
- [10] T. Mabrouki, F. Girardin, M. Asad, et J.-F. Rigal. Numerical and experimental study of dry cutting for an aeronautic aluminium alloy (a2024-t351). *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48(11) :1187 – 1197, 2008. ISSN 0890-6955. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2008.03.013>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695508000631>.
- [11] C. Courbon, F. Pusavec, F. Dumont, J. Rech, et J. Kopac. Tribological behaviour of ti6al4v and inconel718 under dry and cryogenic conditions—application to the context of machining with carbide tools. *Tribology International*, 66 :72 – 82, 2013. ISSN 0301-679X. doi : <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2013.04.010>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0301679X13001862>.
- [12] C. Courbon. *Vers une modélisation physique de la coupe des aciers spéciaux : intégration du comportement métallurgique et des phénomènes tribologiques et thermiques aux interfaces*. PhD thesis, 2011. URL <http://www.theses.fr/2011ECDL0046>. Thèse de doctorat Ecole centrale de Lyon 2011.
- [13] P. Vernotte. Thermocinétique générale. *Publications scientifiques et techniques du Ministère de l'air*, 379, 1961.
- [14] Y. Ayed. *Approches expérimentales et numériques de l'usinage assisté jet d'eau haute pression : étude des mécanismes d'usure et contribution à la modélisation multi physiques de la coupe*. PhD thesis, 2013. URL <http://www.theses.fr/2013ENAM0056>. Thèse de doctorat ENSAM 2013.
- [15] S. Trabelsi, A. Morel, G. Germain, et Z. Bouaziz. Tool wear and cutting forces under cryogenic machining of titanium alloy (ti17). *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 91(5) :1493–1505, Jul 2017. ISSN 1433-3015. doi : [10.1007/s00170-016-9841-4](https://doi.org/10.1007/s00170-016-9841-4). URL <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9841-4>.

Conclusions et perspectives

L'objectif principal des travaux présentés dans ce manuscrit de thèse est de proposer un modèle de coupe permettant de tenir compte de l'influence de la microstructure sur le processus de formation du copeau en usinage à sec de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$. Plutôt qu'une approche phénoménologique classique basée sur l'utilisation de la loi de comportement et d'endommagement de Johnson-Cook [1, 2], ce modèle permet d'avoir l'influence des la texture du matériau sur des grandeurs globales (e.g effort de coupe) et locales (e.g température). Le modèle développé dans ce travail permet d'avoir un outil d'aide à la compréhension du processus de formation du copeau et à l'optimisation de l'usinabilité.

Dans un premier temps, afin de préciser les motivations de l'étude, l'impact de la microstructure des alliages de titane sur le processus de formation du copeau a été présentée. L'approche classiquement utilisée en modélisation d'usinage est adaptée aux matériaux macroscopiquement homogènes et ne permet pas de considérer l'impact des hétérogénéités microstructurales. L'intérêt de mettre en place un modèle de comportement qui tient compte d'une façon explicite de la microstructure afin d'affiner la compréhension du processus de formation de copeau a pu être exposé justifiant ainsi l'utilisation du cadre générale de la plasticité cristalline.

Afin de justifier les choix de modélisation et d'identifier le modèle de comportement, il est nécessaire de disposer d'un ensemble de données expérimentales représentatives du comportement en conditions extrêmes. Le deuxième chapitre a donc été consacré à la caractérisation du comportement viscoplastique de l'alliage Ti17 puis à étudier les phénomènes d'endommagement. Pour l'étude du comportement viscoplastique, une méthode basée sur l'utilisation des diagrammes TTT en refroidissement [3] a été proposée afin retenir la phase β à basse température. Ces essais permettent ainsi de déterminer le comportement rhéologique individuel de cette phase. En complément, des essais réalisés sur la microstructure de livraison $\alpha + \beta$ lamellaire permettent d'étudier le comportement de la phase α .

Selon les résultats, la microstructure traitée β est moins résistante que la microstructure $\alpha + \beta$ lamellaire à l'écoulement plastique, mais plus sensible à la vitesse de déformation, ce qui défavorise la localisation par cisaillement adiabatique. À basse température (c.-à-d. $T \leq 450^\circ\text{C}$), le comportement mécanique des deux microstructures traité- β et $\alpha + \beta$ est contrôlé par le durcissement. Pour le Ti17 traité- β , la transformation martensitique se produit systématiquement dans cette gamme de température. Le comportement adoucissant de la microstructure lamellaire $\alpha + \beta$ observé à haute température est dû à la recristallisation dy-

namique, l'auto-échauffement et l'évolution morphologique de la texture. Pour le Ti17 traité- β , les courbes de contrainte-déformation montrent un phénomène de chute de contrainte pour des températures supérieures à 700°C, qui s'explique par la recristallisation dynamique.

Afin d'étudier l'effet de la vitesse de déformation, de la température et de la triaxialité sur l'endommagement de la microstructure $\alpha + \beta$ lamellaire, des essais de cisaillement et de traction, sur éprouvettes lisse et entaillée, ont été réalisés. Les résultats montrent que la rupture ductile est le mécanisme d'endommagement dominant quelles que soient les conditions de chargement. De plus, en se basant sur les observations des faciès de rupture, le trajet de fissuration est fortement impacté par la microstructure quelles que soient les conditions de chargement. Les fissures traversent généralement des grains dans leur intégralité ce qui indique que la rupture est préférentiellement de nature intragranulaire. Aussi, puisque les joints de grains n'apparaissent pas comme les zones de moindre résistance, il n'apparaît pas judicieux de mettre en place une modélisation de la rupture intergranulaire à partir d'éléments cohésifs dans le cas du Ti17.

Afin d'introduire l'influence de la microstructure dans les simulations d'usinage, une loi de comportement basée sur le cadre général de la plasticité cristalline a été développée. Puisque l'opération d'usinage induit des niveaux de déformation extrêmement importants, la loi de comportement a été formulée en transformations finies. Ainsi, les lois d'état ont été dérivées à partir d'un potentiel d'état. L'endommagement a été pris en compte à partir d'un modèle qui tient compte de l'effet de fermeture des fissures. La loi d'écoulement plastique prend en compte la densité de dislocations mobiles ainsi que leur vitesse pour chaque système de glissement. La loi d'évolution de la variable d'écrouissage isotrope est décrite par la compétition de deux mécanismes à savoir la multiplication et l'annihilation des dislocations. De plus, une stratégie d'homogénéisation a été utilisée pour tenir compte de la nature biphasée de la microstructure lamellaire du Ti17.

Le modèle proposé s'inscrit dans une stratégie qui consiste à simuler par la méthode des éléments finis le comportement d'un agrégat polycristallin de Ti17 $\alpha + \beta$. Il a été identifié en s'appuyant d'une part sur les données de la littérature et d'autre part sur les essais de traction, de compression et de cisaillement conduits en conditions extrêmes. En se basant sur les prédictions du modèle, quelles que soient les conditions de chargement, la déformation plastique de la phase β est beaucoup plus importante que celle de la phase α . De plus, le modèle de comportement est capable de reproduire la localisation de la déformation en bande de cisaillement pour les essais de compression et de traction uniaxiaux. Le modèle d'endommagement permet de bien décrire l'impact de la microstructure sur

la trajectoire de fissuration.

Afin de valider le modèle comportement en coupe orthogonale, des essais de rabotage instrumentés avec une caméra rapide ont été mis en place. Ces essais illustrent une influence significative de l'orientation cristallographique des grains β sur le processus de formation du copeau. Selon les résultats obtenus, une alternance entre un copeau continu, légèrement festonné et totalement festonné a été obtenue. La morphologie des copeaux est plus sensible à la microstructure qu'aux conditions de coupe.

Le modèle de coupe 3D développé dans le cadre de ce travail permet de bien prédire les efforts de coupe et les épaisseurs de copeaux obtenus expérimentalement. Il permet également de reproduire l'influence de l'orientation cristallographique des grains sur la morphologie des copeaux. Selon les résultats, certaines orientations cristallographiques des grains β par rapport à la direction de coupe et à la direction de cisaillement permettent non seulement de réduire les efforts de coupe mais aussi la zone affectée thermiquement (ZAT). Le modèle développé constitue un outil d'optimisation de la microstructure pour améliorer l'usinabilité des alliages de titane.

Cependant, plusieurs points restent encore à améliorer et certaines pistes sont encore à exploiter. Au niveau local, la loi de comportement peut être améliorée de sorte à intégrer l'influence des évolutions microstructurales dont le modèle ne tient pas compte telle que la recristallisation dynamique. Afin de tenir compte de la distribution spatiale des lamelles α , la stratégie d'homogénéisation peut être améliorée à travers la prise en compte d'une relation de localisation plus adaptée [4].

Les récents développements des méthodes de mesure de champs thermiques [5] constituent une solution possible pour déterminer avec plus de précision le coefficient de partage de chaleur générée à l'interface outil/pièce à usiner. Dans ce travail, on s'est limité à l'affectation des orientations d'une manière purement aléatoire. Cependant, afin de représenter la microstructure de manière plus réaliste, il serait intéressant de déterminer les orientations des grains à partir d'analyses EBSD [6], puis d'utiliser ces orientations dans les simulations numériques afin d'améliorer la compréhension du processus de formation du copeau. Aussi, l'amélioration des méthodes de mesure de champs cinématiques permettrait ainsi de confronter les prédictions des niveaux de déformation obtenus par simulation numérique à celles obtenues par corrélation d'image.

Bibliographie

- [1] G. R. Johnson et W. H. Cook. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 21(1) :31 – 48, 1985. ISSN 0013-7944. doi : [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(85\)90052-9](https://doi.org/10.1016/0013-7944(85)90052-9). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0013794485900529>.
- [2] G. Johnson et W. H. Cook. A constitutive model and data for materials subjected to large strains, high strain rates, and high temperatures. *Proc. 7th Inf. Sympo. Ballistics*, pages 541–547, 1983.
- [3] J.D.C. Teixeira, B. Appolaire, E. Aeby-Gautier, S. Denis, et F. Bruneseaux. Modeling of the effect of the β phase deformation on the α phase precipitation in near- β titanium alloys. *Acta Materialia*, 54(16) :4261 – 4271, 2006. ISSN 1359-6454. doi : <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.05.019>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645406003569>.
- [4] C. Mareau et C. Robert. Different composite voxel methods for the numerical homogenization of heterogeneous inelastic materials with fft-based techniques. *Mechanics of Materials*, 105 :157 – 165, 2017. ISSN 0167-6636. doi : <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2016.12.002>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167663616300850>.
- [5] M. Harzallah, T. Pottier, R. Gilblas, Y. Landon, M. Mousseigne, et J. Senatore. A coupled in-situ measurement of temperature and kinematic fields in ti-6al-4v serrated chip formation at micro-scale. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 130-131 :20 – 35, 2018. ISSN 0890-6955. doi : <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2018.03.003>. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695518300634>.
- [6] M. Salib, J. Teixeira, L. Germain, E. Lamielle, N. Gey, et E. Aeby-Gautier. Influence of transformation temperature on microtexture formation associated with α precipitation at β grain boundaries in a β metastable titanium alloy. *Acta Materialia*, 61(10) :3758 – 3768, 2013. ISSN 1359-6454. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645413002036>.

Annexe 1

Stratégie de modélisation : orientation et rotation

L'orientation cristallographique des grains β est définie à travers un triplet des angles d'Euler $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$. Ces orientations cristallines sont affectées d'une manière complètement aléatoire et permettent de construire les matrices d'orientation R_1^β dont l'expression est donnée par :

$$R_1^\beta = \begin{pmatrix} \cos(\varphi_1)\cos(\varphi_2) - \sin(\varphi_1)\sin(\varphi_2)\cos(\Phi) & -\cos(\varphi_1)\sin(\varphi_2) - \sin(\varphi_1)\cos(\varphi_2)\cos(\Phi) & \sin(\varphi_1)\sin(\Phi) \\ \sin(\varphi_1)\cos(\varphi_2) + \cos(\varphi_1)\sin(\varphi_2)\cos(\Phi) & -\sin(\varphi_1)\sin(\varphi_2) + \cos(\varphi_1)\cos(\varphi_2)\cos(\Phi) & -\cos(\varphi_1)\sin(\Phi) \\ \sin(\varphi_2)\sin(\Phi) & \cos(\varphi_2)\sin(\Phi) & \cos(\varphi_2) \end{pmatrix}$$

La procédure utilisée pour le tirage aléatoire des angles d'Euler est la suivante

[1] :

- i Génération aléatoire de trois valeurs y_1, y_2 et y_3 comprises entre $[0,1]$
- ii Calcul de $\varphi_i = 2\pi y_i \in [0, 2\pi]$, ($i=1,2$)
- iii Calcul de $\varphi = \arccos(2y_3 - 1) \in [0, \pi]$

Chaque grain β est caractérisé par ses propres tenseurs de rigidité \mathbb{C} et de dilatation thermique α ainsi que ses propres systèmes de glissement formés par les plans de glissement de normales unitaires $\tilde{\mathbf{n}}_0^s$ et les directions de glissement unitaires $\tilde{\mathbf{m}}_0^s$ à travers les matrices d'orientation R_1^β :

$$\mathbb{C}_1 = (R_1 \otimes R_1) : \mathbb{C} : (R_1 \otimes R_1)^T \quad (5.3)$$

$$\alpha_1 = R_1 \cdot \alpha \quad (5.4)$$

$$\tilde{\mathbf{m}}_1^s = R_1 \cdot \tilde{\mathbf{m}}_0^s \quad (5.5)$$

$$\tilde{\mathbf{n}}_1^s = R_1^T \cdot \tilde{\mathbf{n}}_0^s \quad (5.6)$$

$$(5.7)$$

Les transformations de phases $\beta \rightarrow \alpha$ conduit à l'apparition de douze variants de phase α dont l'orientation par rapport à la matrice β obéit à la relation d'orientation de Burgers [2] :

$$(110)_\beta \parallel (0001)_\alpha \text{ et } [\bar{1}11]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha \quad (5.8)$$

En utilisant l'orientation de la phase β , il est possible déterminer à partir la relation de Burgers la matrice d'orientation R_1^α associée à chaque variant de la phase α par une relation du type :

$$R_1^\alpha = R_1^{\beta \rightarrow \alpha} R_1^\beta \quad (5.9)$$

$R_1^{\beta \rightarrow \alpha}$ est construite à partir les triplets des angles d'Euler permettant le passage de la base de la phase β à celle de la phase α illustrés par le tableau ci-dessous :

Variant	plan de glissement	direction de glissement	Angles d'Euler		
			φ_1	Φ	φ_2
1	$(110)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}]_\alpha$	-45°	-90°	-90°
2	$(110)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}]_\alpha$	-45°	90°	90°
3	$(\bar{1}\bar{1}0)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}]_\alpha$	45°	90°	90°
4	$(\bar{1}\bar{1}0)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[111]_\beta \parallel [11\bar{2}]_\alpha$	45°	-90°	90°
5	$(011)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}]_\alpha$	-90°	135°	0°
6	$(011)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}]_\alpha$	90°	45°	0°
7	$(0\bar{1}\bar{1})_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}]_\alpha$	-90°	45°	0°
8	$(0\bar{1}\bar{1})_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[111]_\beta \parallel [11\bar{2}]_\alpha$	90°	135°	0°
9	$(101)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}]_\alpha$	0°	135°	0°
10	$(101)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}]_\alpha$	180°	45°	0°
11	$(\bar{1}01)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta \parallel [11\bar{2}]_\alpha$	0°	45°	0°
12	$(\bar{1}01)_\beta \parallel (0001)_\alpha$	$[111]_\beta \parallel [11\bar{2}]_\alpha$	0°	-135°	180°

TABLE 5.8 – Liste des variants de la phase α vérifiant les relations d'orientation de Burgers avec la phase β et les triplets des angles d'Euler permettant le passage de la base de la phase β à celle de la phase α [3].

Bibliographie

- [1] J. Wheeler. M orawiec, a. 2004. orientations and rotations. computations in crystallographic textures. *Geological Magazine*, 143(4) :556–557, 2006.
- [2] S. Suri, G.B. Viswanathan, T. Neeraj, D.-H. Hou, et M.J. Mills. Room temperature deformation and mechanisms of slip transmission in oriented single-colony crystals of an α/β titanium alloy. *Acta Materialia*, 47(3) :1019 – 1034, 1999. ISSN 1359-6454. doi : [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00364-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00364-4). URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645498003644>.
- [3] G. Martin. *Simulation numérique multi-échelles du comportement mécanique des alliages de titane β -métastable Ti5553 et Ti17*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2012.

Annexe 2

Influence de la méthode de sélection de variants sur l'effort de coupe

L'influence de la sélection de variants de phase α a été évaluée. Pour cela deux simulations ont été conduites. La première simulation consiste à faire une sélection de variants d'une manière purement aléatoire par élément fini (EF). Dans le second cas, la sélection de variants est réalisée d'une façon aléatoire par grain. La vitesse de coupe, l'avance et l'angle de coupe sont fixées égales respectivement à $72 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, 0.25 mm et 15° . La figure 5.21 illustre une comparaison entre les efforts de coupe obtenus par les deux stratégies de sélection de variants.

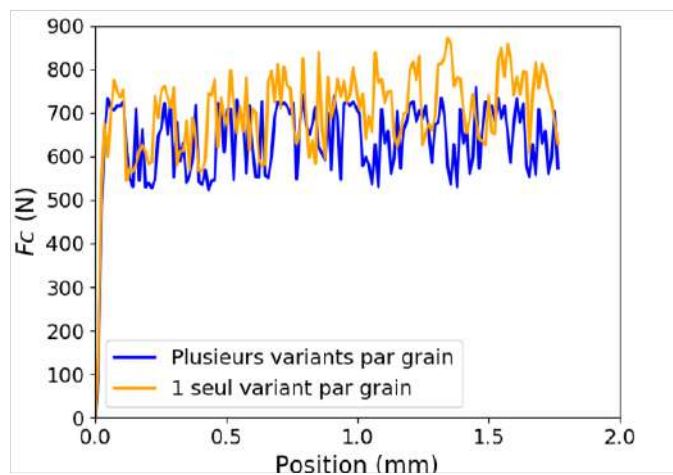


FIGURE 5.21 – Influence de l'orientation cristallographique des la phase α sur l'effort de coupe.

La figure 5.22 illustre l'influence de la stratégie de sélection de variants sur l'effort de coupe.

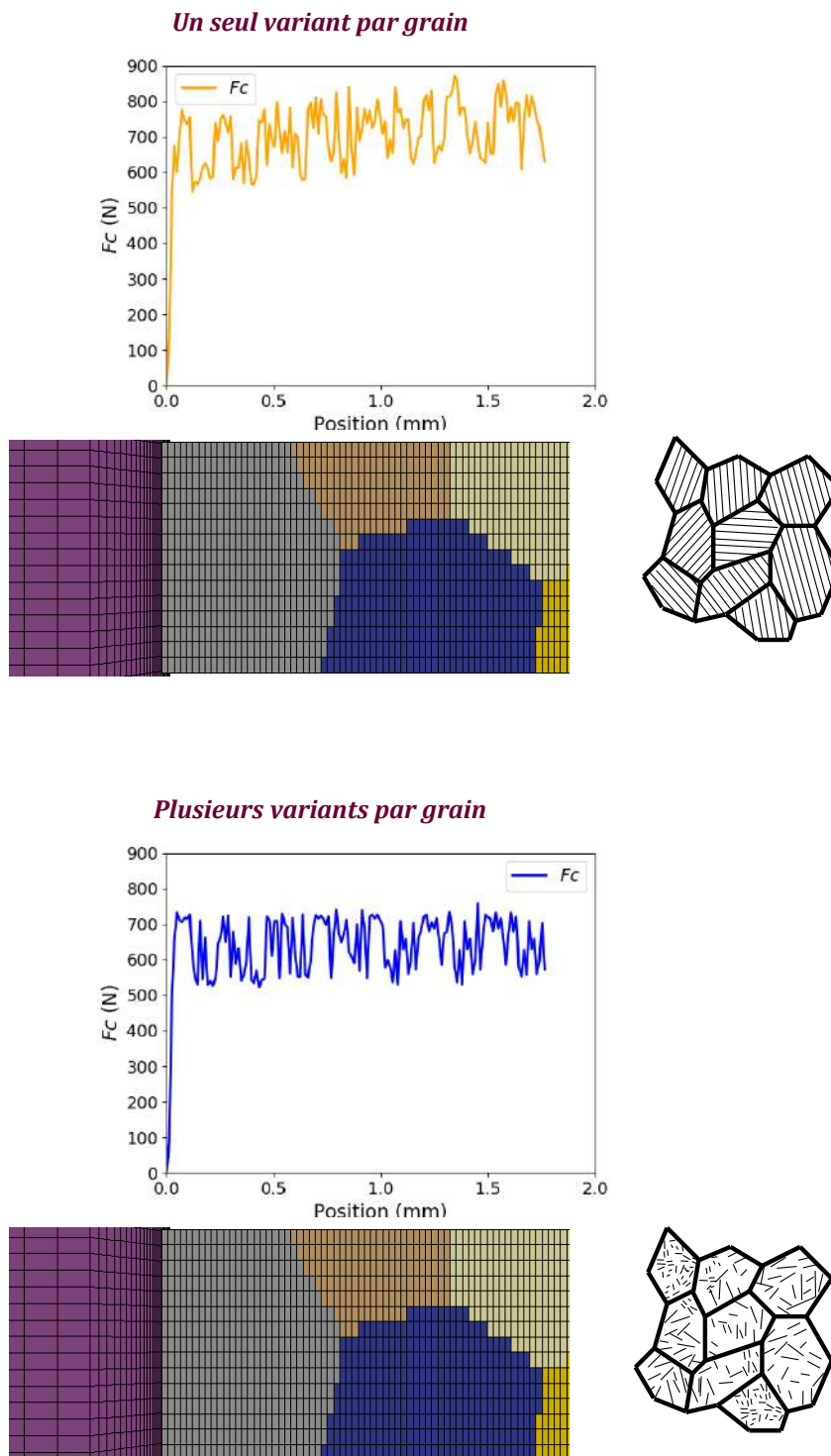


FIGURE 5.22 – Influence de l'orientation cristallographique des la phase α sur l'effort de coupe.

Annexe 3

Influence de la température et de la vitesse de déformation sur la formation des BCAs dans l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$

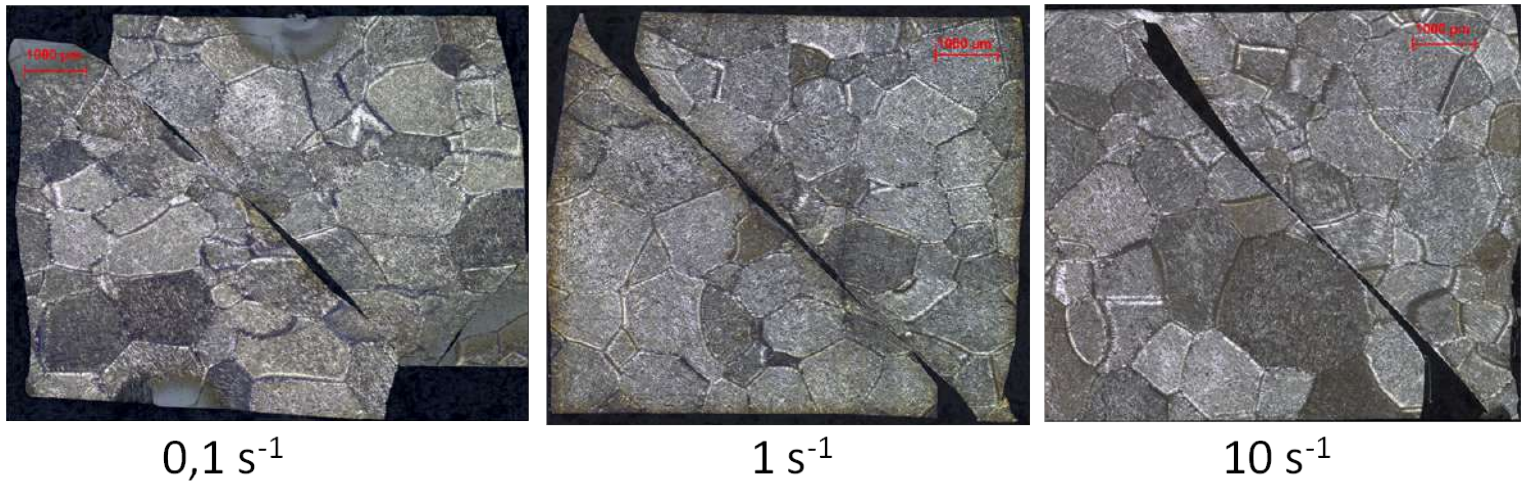


FIGURE 5.23 – Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 25°C et à 0,1 s⁻¹ (à gauche), 1 s⁻¹ (au centre) et 10 s⁻¹ (à droite).

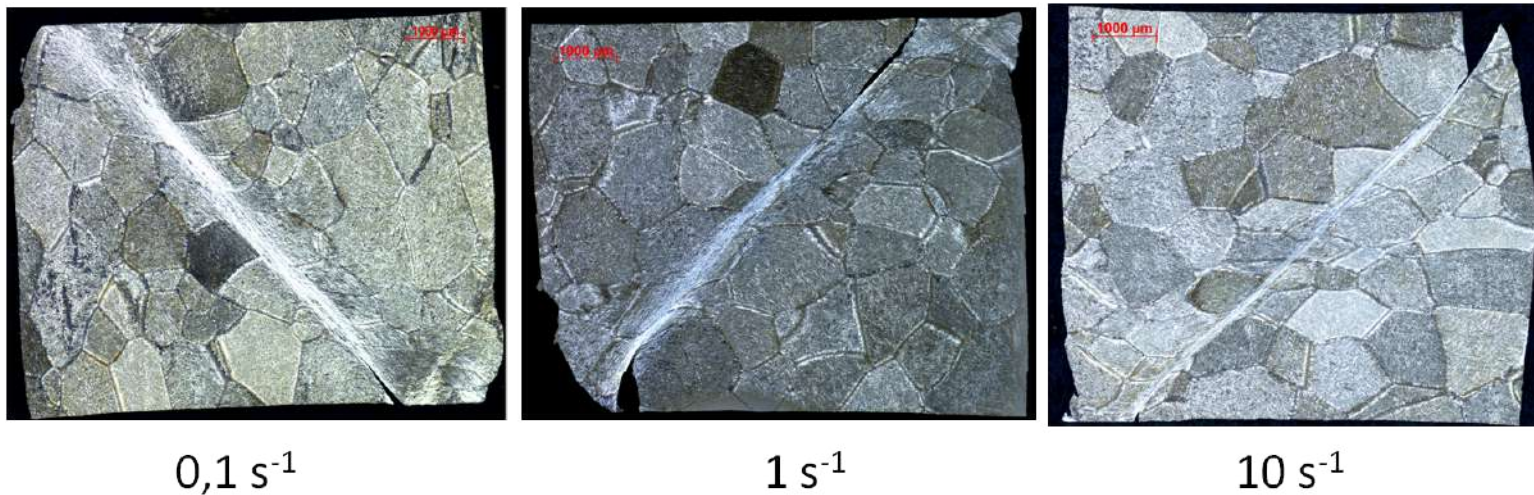


FIGURE 5.24 – Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 450°C et à 0,1 s⁻¹ (à gauche), 1 s⁻¹ (au centre) et 10 s⁻¹ (à droite).



$0,1 \text{ s}^{-1}$



1 s^{-1}



10 s^{-1}

FIGURE 5.25 – Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 600°C et à $0,1 \text{ s}^{-1}$ (à gauche), 1 s^{-1} (au centre) et 10 s^{-1} (à droite).



$0,1 \text{ s}^{-1}$



1 s^{-1}



10 s^{-1}

FIGURE 5.26 – Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 650°C et à $0,1 \text{ s}^{-1}$, 1 s^{-1} et 10 s^{-1} .



0,1 s⁻¹



1 s⁻¹



10 s⁻¹

FIGURE 5.27 – Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 700°C et à 0,1 s⁻¹, 1 s⁻¹ et 10 s⁻¹.



0,1 s⁻¹



1 s⁻¹



10 s⁻¹

FIGURE 5.28 – Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 750°C et à 0,1 s⁻¹, 1 s⁻¹ et 10 s⁻¹.



0,1 s⁻¹



1 s⁻¹



10 s⁻¹

FIGURE 5.29 – Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 800°C et à 0,1 s⁻¹, 1 s⁻¹ et 10 s⁻¹.

Table des figures

1.1	Représentation schématique des mailles élémentaires hexagonale compacte (phase α) et cubique centrée (phase β) dans le titane pur [1].	8
1.2	Lignes de glissement traversant les phases α et β du titane Ti17 après un essai de traction [17].	10
1.3	Microstructure de l'état de livraison : a) Microscope optique (lumière polarisée), b) MEB (électrons secondaire), phase α représentée en sombre.	12
1.4	Représentation schématique de la coupe orthogonale [28].	14
1.5	Les différentes zones de cisaillement en coupe orthogonale [29].	14
1.6	Copeau continu de Ti54M [32].	15
1.7	Formation d'un copeau segmenté pour plusieurs vitesses de coupe en usinage du titane TA6V [35].	16
1.8	Influence de la microstructure sur la morphologie du copeau en coupe orthogonale ($V_c=15$ m/min et $f=0.1$ mm) [32].	18
1.9	Exemple des dispositifs mis en place et résultats obtenus a) corrélation d'image [38], b) SLA (stream line analysis) [69] et c) PIV (Particle Image Velocimetry) [70].	21
1.10	Déformation plastique équivalente obtenue par quelques exemples de simulations numériques sans maillage a) méthode CNEM [73], b) méthode MPM [74] et c) méthode SPH [75].	23
1.11	Distribution du champ d'endommagement dans le copeau pour une formulation lagrangienne [46].	24
1.12	Schéma explicatif des échelles de modélisation de la coupe : a) échelle microscopique (chaque couleur représente une orientation du grain) b) échelle macroscopique (modèle homogène)	26
1.13	a) Modèle de coupe et conditions aux limites proposés b) Distribution du champ de déformation plastique équivalente [106].	30
1.14	a) Modèle de coupe et conditions aux limites proposés b) Distribution du champ de déformation plastique équivalente [109].	31

1.15 a) Modèle de coupe et conditions aux limites proposés b) Distribution du champ de déformation plastique équivalente [112].	32
1.16 a) Modèle de coupe proposé b) Distribution des grains [113].	33
1.17 a) Distribution du champs contrainte de Von Mises b) Évolution de l'effort de coupe en fonction de la distance [113].	33
2.1 Configuration d'essai mécanique utilisée en compression [17].	53
2.2 Procédure expérimentale utilisée pour réaliser des essais de compression uniaxiale sur des éprouvettes de titane Ti17 $\alpha + \beta$	55
2.3 Procédure expérimentale utilisée pour réaliser des essais de compression uniaxiale sur des éprouvettes de titane Ti17 traité- β : a) pour $T \geq 700^\circ\text{C}$ et b) pour $T \leq 450^\circ\text{C}$	56
2.4 a) Observation par microscopie optique (en lumière polarisée) du Ti17 traité- β après le traitement thermique. (b) Diffractogramme RX du Ti17 traité- β non déformé.	57
2.5 Diagramme Temps-Température-Transformation (TTT) en refroidissement de l'alliage de titane Ti17 [3].	57
2.6 a) Matrice des essais en fonction de la température $T(^\circ\text{C})$ et de la vitesse de déformation nominale $\dot{\epsilon}$ (s^{-1}) pour l'alliage de titane Ti17 a) $\alpha + \beta$ et (b) traité- β	58
2.7 Évolution du module de Young en fonction de la température pour les alliages de titane TA6V $\alpha + \beta$, TA6V traité β et Ti54M [19].	59
2.8 Évolution du module de Young en fonction de la température pour l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$, Ti17 β et Ti17 α	60
2.9 Courbes contrainte-déformation de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ pour différentes températures (de 25 à 800°C) et différentes vitesses de déformation (de 0,1 à 10 s^{-1}).	61
2.10 Courbes contrainte-déformation de l'alliage de titane Ti17 traité- β pour différentes températures (de 25 à 900°C) et différentes vitesses de déformation (de 0,1 à 10 s^{-1}).	62
2.11 Contrainte d'écoulement calculée pour une déformation axiale de 10% de l'alliage de titane Ti17 a) $\alpha + \beta$ et (b) traité- β	63
2.12 Variation du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m du Ti17 $\alpha + \beta$ et traité- β en fonction de la température.	64
2.13 Variation en fonction de la température du coefficient d'écrouissage n pour l'alliage de titane Ti17 a) $\alpha + \beta$ et b) traité- β	64
2.14 Evolution de la dureté Vickers (après déformation) de l'alliage Ti17 $\alpha + \beta$ et traité- β en fonction de la température. La dureté du matériau non déformé est indiquée par une ligne horizontale.	65

2.15 Observation métallographique des grains recristallisés après déformation à 10 s^{-1} et 800°C	66
2.16 Observations au MEB (en électrons secondaires) d'un échantillon déformé à une vitesse de déformation de 1 s^{-1} et une température de 750°C : a) rotation des lamelles α et b) flambement des lamelles α . l'axe de compression est vertical.	67
2.17 Auto-échauffement mesuré par thermocouple pour une déformation axiale de 15% de titane Ti17 $\alpha + \beta$	68
2.18 Observation par microscope optique des échantillons de Ti17 $\alpha + \beta$ après déformation à $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ et a) $T=650^\circ\text{C}$ b) $T=750^\circ\text{C}$	68
2.19 Évolution de l'épaisseur moyenne δ d'une BCA en fonction de la température et de la vitesse de déformation pour l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$	69
2.20 Observations métallographiques (MO en lumière polarisée et MEB en électrons secondaires) d'un échantillon de Ti17 $\alpha + \beta$ déformé à 700°C et 10 s^{-1}	70
2.21 Évolution de la dureté Vickers en traversant une bande de cisaillement adiabatique pour différentes températures et vitesses de déformation.	70
2.22 Courbe contrainte-déformation de l'alliage de titane Ti17 traité- β déformé à 750°C et à $0,1 \text{ s}^{-1}$ selon le protocole décrit ci-dessus.	72
2.23 Carte EBSD en mode IPF représentant les orientations cristallographiques selon les triangles standard d'un échantillon de Ti17 traité- β déformé à 800°C and $0,1 \text{ s}^{-1}$. Projection selon l'axe [001].	73
2.24 Échantillon de Ti17 traité- β déformé à 25°C et à 10 s^{-1} :a) Observation par microscope optique (en lumière polarisée) des lamelles de martensite α' b) Diffractogramme RX.	73
2.25 Évolution de la dureté Vickers selon une ligne perpendiculaire à l'axe de compression d'un échantillon de Ti17 traité- β déformé à 10 s^{-1} et à 25°C	74
2.26 Carte EBSD en mode IPF représentant les orientations cristallographiques selon les triangles standard d'un échantillon de Ti17 traité- β déformé à 25°C et 1 s^{-1} . Projection selon l'axe [001].	75
2.27 Observation d'une extension $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$ du macle dans un domaine martensitique d'un échantillon Ti17 traité- β déformé à 25°C et 10 s^{-1} . Le logiciel Atex [45] a été utilisé pour le post-traitement des données EBSD.	76

2.28	Observation par microscope optique (en lumière polarisée) d'une bande de cisaillement adiabatique après déformation d'un échantillon de Ti17 traité- β à 10 s^{-1} et 25°C	77
2.29	Evolution de la dureté Vickers en traversant une bande de cisaillement adiabatique dans le Ti17 traité- β déformé à 10 s^{-1} et a) 25°C et b) 200°C	77
2.30	Les éprouvettes utilisées : a) en traction et b) en cisaillement.	78
2.31	Influence du taux de triaxialité de contrainte sur l'endommagement des éprouvettes déformées à 1 s^{-1} et 25°C	79
2.32	Observations par microscope optique des éprouvettes déformées à $0,1 \text{ s}^{-1}$, à 25°C et pour différents taux de triaxialité de contrainte.	80
2.33	Influence de la température sur la déformation nominale à la rupture des éprouvettes de traction déformées à 1 s^{-1}	81
2.34	Influence de la vitesse de déformation sur la déformation conventionnelle à la rupture des éprouvettes déformées à 25°C	82
2.35	Observations par microscope électronique à balayage (en électrons secondaires) des facettes de rupture des éprouvettes déformées à $0,1 \text{ s}^{-1}$, à 25°C et pour différents taux de triaxialité de contrainte.	84
3.1	Représentation des différentes longueurs caractéristiques pour l'alliage de titane Ti17.	99
3.2	Décomposition multiplicative du gradient de transformation \mathbf{f} en une contribution plastique \mathbf{f}_p , une contribution thermoélastique \mathbf{f}_θ et une rotation \mathbf{r}	102
4.1	Modèle géométrique et conditions aux limites adoptés pour l'étape d'identification des paramètres viscoplastiques.	121
4.2	Étude de sensibilité au maillage réalisée en compression.	121
4.3	Comparaison entre les courbes contrainte nominale-déformation nominale expérimentales et numériques de l'alliage de titane Ti17 traité- β pour différentes températures (de 25 à 900°C) et différentes vitesses de déformation (de $0,1$ à 10 s^{-1}).	122
4.4	Évolution en fonction de la température des paramètres de la loi de comportement de la phase β	123
4.5	Comparaison entre les courbes contrainte nominale-déformation nominale expérimentales et numériques de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ pour différentes températures (de 25 à 800°C) et différentes vitesses de déformation (de $0,1$ à 10 s^{-1}).	124
4.6	Évolution en fonction de la température des paramètres de la loi de comportement de la phase α	125

4.7	Modèle géométrique et conditions aux limites adoptés pour l'étape d'identification des paramètres d'endommagement.	126
4.8	Étude de sensibilité au maillage réalisée en traction avec une éprouvette entaillée (R ₄).	126
4.9	Comparaison entre les courbes expérimentales et numériques de traction de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ pour des températures allant de 25°C à 800°C et une vitesse de déformation de 1 s ⁻¹	127
4.10	Comparaison entre les courbes expérimentales et numériques de traction de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ pour une vitesse de déformation de 0,1 s ⁻¹ et deux températures : 25°C et 800°C.	128
4.11	Comparaison entre les courbes expérimentales et numériques de cisaillement de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ pour différentes vitesses de déformation et des températures allant de 25°C et 600°C.	128
4.12	Évolution en fonction de la température des paramètres d'endommagement Y_r et m pour la microstructure $\alpha + \beta$	129
4.13	Évaluation de la contribution des phases β et α au comportement en compression du Ti17 $\alpha + \beta$	129
4.14	Évaluation des variables locales instantanées ($\ E^p\ $ et T) pour un essai de compression du Ti17 $\alpha + \beta$ déformé à 10 s ⁻¹ et à deux températures 25°C (haut) et 800°C (bas).	130
4.15	Évaluation des variables locales instantanées ($\ E^p\ $, T et $\ L^p\ $) simulés pour un échantillon de Ti17 $\alpha + \beta$ déformé en traction à 1 s ⁻¹ et à 25°C.	131
4.16	Rupture d'une éprouvette de de compression de Ti17 $\alpha + \beta$ déformée à 1 s ⁻¹ et à 25°C.	132
4.17	Rupture intragranulaire des éprouvettes entaillées (R ₂ et R ₈) de Ti17 $\alpha + \beta$ déformées à 1 s ⁻¹ et à 25°C.	133
5.1	Modèle géométrique et conditions aux limites adoptés pour la simulation de l'usinage.	137
5.2	Construction du modèle géométrique adoptés pour la simulation de l'usinage.	139
5.3	Dispositif expérimental de rabotage équipé de la caméra rapide Fastcam-1024 PCI model 100K.	141
5.4	Évolution de l'effort moyen de coupe en fonction de la vitesse de coupe V_c et de l'avance f	143
5.5	Différentes morphologies du copeau obtenues pour une vitesse de coupe $V_c = 24 \text{ m.min}^{-1}$ et une avance $f = 0.2 \text{ mm}$	143

5.6	Différentes épaisseurs des festons obtenues pour une vitesse de coupe $V_c = 12 \text{ m.min}^{-1}$ et une avance $f = 0.25 \text{ mm}$.	144
5.7	Évolution de l'angle de cisaillement moyen et de l'épaisseur moyenne des copeaux en fonction de la vitesse de coupe V_c et de l'avance f .	144
5.8	Influence de la vitesse de coupe sur l'effort moyen de coupe et l'épaisseur moyenne de copeaux pour une avance de $0,2 \text{ mm}$.	145
5.9	Influence de la vitesse de coupe sur les grandeurs locales : (endommagement D , norme de la déformation plastique $\ E^P\ $ et température T).	146
5.10	Influence de l'avance sur l'effort de coupe moyen et l'épaisseur moyenne des copeaux pour une vitesse de coupe de $72 \text{ (m.min}^{-1})$.	147
5.11	Influence de l'avance sur les grandeurs locales : (endommagement D , norme de la déformation plastique $\ E^P\ $ et température T).	148
5.12	Influence de l'angle de coupe sur l'effort de coupe moyen et l'épaisseur moyenne des copeaux pour une vitesse de coupe de 72 m.min^{-1} et une avance de 0.25 mm .	149
5.13	Influence de l'angle de coupe sur les grandeurs locales : (endommagement D , norme de la déformation plastique $\ E^P\ $ et température T).	151
5.14	Influence de l'orientation cristallographique des grains sur les grandeurs locales : (endommagement D et norme de la déformation plastique $\ E^P\ $).	152
5.15	Influence de l'orientation cristallographique des grains β sur l'effort de coupe moyen.	154
5.16	Influence l'influence de l'orientation de la direction de coupe sur les grandeurs locales : (endommagement D , norme de la déformation plastique $\ E^P\ $ et température T).	155
5.17	Influence de l'orientation cristallographique des grains β sur l'effort de coupe moyen.	156
5.18	Influence l'influence de l'orientation de la direction de cisaillement sur les grandeurs locales : (endommagement D , norme de la déformation plastique $\ E^P\ $ et température T).	157
5.19	Influence de l'orientation cristallographique des la phase α sur l'effort de coupe moyen.	158
5.20	Influence de l'orientation cristallographique des la phase α sur les grandeurs locales : (endommagement D , norme de la déformation plastique $\ E^P\ $ et température T).	159
5.21	Influence de l'orientation cristallographique des la phase α sur l'effort de coupe.	170

5.22 Influence de l'orientation cristallographique des la phase α sur l'effort de coupe.	171
5.23 Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 25°C et à 0,1 s ⁻¹ (à gauche), 1 s ⁻¹ (au centre) et 10 s ⁻¹ (à droite). .	172
5.24 Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 450°C et à 0,1 s ⁻¹ (à gauche), 1 s ⁻¹ (au centre) et 10 s ⁻¹ (à droite). .	172
5.25 Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 600°C et à 0,1 s ⁻¹ (à gauche), 1 s ⁻¹ (au centre) et 10 s ⁻¹ (à droite). .	173
5.26 Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 650°C et à 0,1 s ⁻¹ , 1 s ⁻¹ et 10 s ⁻¹	173
5.27 Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 700°C et à 0,1 s ⁻¹ , 1 s ⁻¹ et 10 s ⁻¹	174
5.28 Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 750°C et à 0,1 s ⁻¹ , 1 s ⁻¹ et 10 s ⁻¹	175
5.29 Observation métallographique des éprouvettes après déformation à 800°C et à 0,1 s ⁻¹ , 1 s ⁻¹ et 10 s ⁻¹	176

Liste des tableaux

1.1	Liste des variants de la phase α pour une orientation prédéfinie de la phase β suivant les relations d'orientation de Burgers [1].	9
1.2	Systèmes de glissement pour la structure cubique centrée (cc).	10
1.3	Systèmes de glissement pour la structure hexagonale compacte (hc)	11
1.4	Composition chimique de l'alliage de titane Ti17.	11
1.5	Caractéristiques mécaniques de l'alliage de titane Ti17. R_m , $R_{p0.2\%}$, A et Z sont respectivement la résistance à la traction, la limite d'élasticité, l'allongement à rupture et le coefficient de striction.	12
2.1	Résumé de l'occurrence de cisaillement adiabatique (●) et de la recristallisation dynamique (○) lors de la compression uniaxiale de Ti17 $\alpha + \beta$	66
2.2	Résumé de l'occurrence des bandes de cisaillement (●) et de la recristallisation (○) durant les essais de compression du Ti17 traité- β .	75
2.3	Résumé de la campagne des essais réalisés pour l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$ pour différentes vitesses de déformation : $0,1 \text{ s}^{-1}$ (●) et 1 s^{-1} (○).	78
3.1	Liste des grandeurs à déterminer pour représenter l'évolution d'un point matériel.	97
3.2	Liste des équations de conservation auxquelles obéit l'évolution d'un point matériel.	98
3.3	Liste des équations de comportement nécessaires pour compéter la caractérisation l'évolution d'un point matériel.	98
3.4	Variables d'état utilisées et forces thermodynamiques associées pour la caractérisation de l'état d'une phase.	104
4.1	Les paramètres de la loi de comportement pris de la littérature.	119
4.2	Paramètres de la loi de comportement à identifier.	120
5.1	Propriétés géométriques et physiques de l'outil de coupe en carbure de tungstène [1].	138

5.2	Configuration des paramètres de la caméra en fonction de la vitesse de coupe.	142
5.3	Conditions opératoires retenues pour la validation du modèle de coupe de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$	142
5.4	Conditions simulées dans l'étude de l'influence de la vitesse de coupe sur la formation du copeau de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$	145
5.5	Conditions de simulation retenues dans l'étude de l'influence de l'avance sur la formation du copeau de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$	147
5.6	Conditions de coupe retenues dans l'étude de l'influence de l'angle de coupe sur la formation du copeau de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$	149
5.7	Conditions opératoires de coupe dans l'étude de l'influence de la microstructure sur la formation du copeau de l'alliage de titane Ti17 $\alpha + \beta$	152
5.8	Liste des variants de la phase α vérifiant les relations d'orientation de Burgers avec la phase β et les triplets des angles d'Euler permettant le passage de la base de la phase β à celle de la phase α [3].	168