

THÈSE

Présentée par Stéphane DUFRENOY

pour l'obtention du
GRADE DE DOCTEUR

Ecole Doctorale : Galilée (Université Paris 13), ED 146

Spécialité : Mécanique mention Matériaux

Laboratoire d'accueil : LSPM (UPR3407)

Influence des transformations surfaciques induites par traitements thermomécaniques sur la tenue en fatigue du Ti-10V-2Fe-3Al

Soutenue le : 25/02/2016

Devant un jury composé de :

G. Dirras	Professeur, Université Paris 13	Examineur
R. Brenner	Chargé de Recherche, CNRS	Examineur
J.M. Bergheau	Professeur, ENI Saint Etienne	Rapporteur
M. François	Professeur, UT Troyes	Rapporteur
B. Bacroix	Directrice de Recherche, CNRS	Directrice de thèse
T. Chauveau	Ingénieur de Recherche, Université Paris 13	Co-encadrant
I. Lemaire Caron	Maitre de Conférence, SUPMECA	Co-encadrante
N. Guillemot	Docteur Ingénieur, Airbus Helicopters	Co-encadrant

Remerciements

Ce travail est le fruit de la collaboration entre le LSPM de l'Université Paris 13, QUARTZ de Supmeca et les sociétés Airbus Helicopters et Airbus Group Innovation. Je tiens à les remercier de m'avoir proposé ce sujet de thèse. Je remercie également le Conseil Général de Seine Saint-Denis pour avoir financé ce projet.

Ce travail n'aurait jamais abouti sans la participation active de mes encadrants. Je remercie Brigitte Bacroix pour la confiance qu'elle m'a accordée pendant ces années. Ces compétences, tant scientifiques qu'humaines, m'ont permis d'avancer dans les moments les plus difficiles. Je remercie Thierry Chauveau pour sa disponibilité et ses compétences techniques qu'il a su partager brillamment. Merci aussi à Isabelle Lemaire Caron pour son aide précieuse dans les différentes difficultés que j'ai pu rencontrer. Je remercie également Nicolas Guillemot pour le suivi qu'il a apporté et ses remarques toujours pertinentes.

Je tiens également à adresser mes remerciements aux membres du jury, pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail et leurs observations enrichissantes.

Merci à Daniel Aliaga, Jérôme Delfosse, Gilles Thomas et Thierry Martin pour les discussions techniques et leurs participations à l'avancement de mes travaux pendant ces années.

Un grand merci à tous les membres des laboratoires LSPM et QUARTZ pour l'ambiance agréable qu'ils font régner dans les laboratoires et pour tout ce qu'ils ont pu m'apporter de près ou de loin. Je pense notamment à Sylvain, Yann, Umut, Ovidiu, Thiago, Muriel, Benoit, Pauline, Etienne...

Enfin, je tiens aussi à remercier mes amis et ma famille, tout particulièrement Audrey, pour leur soutien et le divertissement qu'ils m'ont apportés.

Résumé

Les alliages de titane sont largement utilisés dans le secteur de l'aéronautique. Cependant, ces alliages sont très sensibles aux gammes d'élaboration et de mises en forme. Ces dernières ont une grande influence sur l'intégrité de surface des produits finis, ce qui a un impact sur la durée de vie des pièces en service. Il est donc nécessaire de maîtriser les procédés afin de pouvoir définir la tenue en service des pièces.

Dans ces travaux, les différentes intégrités de surface sont décrites en termes d'évolution microstructurale, de contraintes résiduelles et de micro-géométrie. Des essais de fatigue en flexion 4 points sont réalisés pour tester les performances mécaniques de ces surfaces. Nous avons remarqué une bonne cohérence entre les modèles reliant l'intégrité de surface et la tenue en fatigue déterminée expérimentalement.

De plus, étant donné que les alliages de titane ont des microstructures complexes et peuvent être multiphasés, nous nous sommes aussi intéressés au caractère hétérogène de ces matériaux principalement dans l'analyse de contraintes résiduelles déterminées à l'aide de la diffraction des rayons X. Nous avons remarqué que ces hétérogénéités ont un impact sur la détermination des contraintes résiduelles. De fait une méthodologie de détermination de contraintes non standard a été mise en place et validée par des simulations utilisant un modèle d'homogénéisation auto-cohérent.

Ces modèles d'homogénéisation sont intéressants d'un point de vue de la détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X car ils permettent la prise en compte de l'aspect multiphasé des matériaux ainsi que leur caractère anisotrope.

Mots clés : Alliages de titane, intégrité de surface, contraintes résiduelles, durée de vie, modélisation micro-mécanique

Abstract

Titanium alloys are widely used in aeronautics industries. However, these alloys are highly sensitive to the method for elaboration and transformation processes. These processes impact on the surface integrity of products. Therefore, they have to be controlled in order to predict life time of structures.

In this work, the study of surface integrity is focused on the description of microstructural evolution, residual stresses and micro-geometry. Four points bending tests were performed in order to determine the fatigue limit of the different studied processes. We find out a good consistency between models used to determine lifetime from surface integrity investigation and experimental results.

Moreover, microstructures of titanium alloys are highly complex and they often are two-phased materials. Consequently, we studied the heterogeneous behaviour of such material by X-ray diffraction investigation. We found out that these heterogeneities have an impact on residual stresses determination. Therefore, a non-standard methodology was defined and validated by simulation using a micro-mechanic model : a self-consistent model.

Micro-mechanical models are interesting for the residual stresses determination using X-ray diffraction because they allow to take into account heterogeneous and anisotropic behaviours through anisotropic elasticity and anisotropic texture.

Key words : Titanium alloys, surface integrity, residual stresses, life time, Micro-mechanical model

Table des matières

Remerciements	i
Résumé	iii
Notations	ix
Introduction	1
1 Synthèse bibliographique	5
1.1 Le titane et ses alliages	6
1.1.1 La structure cristalline du titane et son évolution avec la température	6
1.1.2 Les propriétés monocristallines du titane	8
1.1.2.1 Les mécanismes réversibles	8
1.1.2.2 Les mécanismes irréversibles	11
1.1.3 La classification des alliages de titane	12
1.1.4 Le Ti-10V-2Fe-3Al	14
1.2 L'usinage et l'intégrité de surface	18
1.2.1 L'usinage	18
1.2.1.1 Les paramètres d'usinage	18
1.2.1.2 L'usinabilité du titane	19
1.2.2 L'intégrité de surface	20
1.2.2.1 La microstructure	20
1.2.2.2 La micro-géométrie et son impact sur la durée de vie . .	21
1.2.2.3 Les contraintes résiduelles et leurs impacts sur la durée de vie	25
1.3 La modélisation de l'usinage	27

1.3.1	L'échelle mésoscopique	28
1.3.1.1	La modélisation complète de la coupe	29
1.3.1.2	L'approche semi-analytique	30
1.3.2	Les approches microscopiques	30
1.4	Conclusion partielle	31
2	Techniques expérimentales et matériaux de l'étude	33
2.1	Les essais de fatigue	34
2.1.1	La fatigue volumique	34
2.1.2	La fatigue fretting	38
2.1.3	La simulation des essais	40
2.2	La Diffraction des Rayons X (DRX)	42
2.2.1	Le principe de la mesure	42
2.2.2	La texture cristallographique	42
2.2.3	La détermination des contraintes	46
2.2.4	La méthodologie mise en place pour la détermination des contraintes par DRX	52
2.3	Autres techniques expérimentales	56
2.3.1	La Microscopie Electronique à Balayage (MEB)	56
2.3.2	La mesure surfacique de rugosité par méthode optique	57
2.4	Les différents procédés de mise en forme du Ti-10V-2Fe-3Al étudiés	59
2.4.1	L'extraction des éprouvettes	59
2.4.2	Les différents usinages	59
2.4.3	Les procédés complémentaires	61
2.4.3.1	Le grenailage de précontrainte	61
2.4.3.2	Le ragréage	62
3	Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie	63
3.1	L'impact des procédés sur l'intégrité de surface	64
3.1.1	L'évolution de la microstructure	64
3.1.1.1	L'évolution morphologique	64
3.1.1.2	L'évolution de la texture cristallographique	75
3.1.2	L'état micro-géométrique des surfaces	82

3.1.3	Les contraintes résiduelles	89
3.1.3.1	Les contraintes en surface	89
3.1.3.2	L'évolution des contraintes résiduelles avec la profondeur	94
3.2	Les résultats de fatigue volumique	97
3.2.1	La tenue en fatigue	97
3.2.2	L'expertise des faciès de rupture	99
3.2.2.1	Les différents usinages	99
3.2.2.2	L'impact du ragréage	104
3.3	Un complément d'étude avec la fatigue de contact	105
3.4	Conclusion partielle	109
4	Comparaison entre l'intégrité de surface et la tenue en fatigue	111
4.1	La comparaison des limites d'endurance et de la zone d'amorçage expérimentale à la simulation	112
4.1.1	Un rappel des résultats de fatigue	112
4.1.2	La comparaison entre les durées de vie expérimentales et modélisées à l'aide du profil de contraintes résiduelles	112
4.1.3	La prise en compte de la rugosité pour déterminer la durée de vie	117
4.1.4	Le couplage contraintes résiduelles-microgéométrie pour déterminer les zones critiques	120
4.1.5	L'étude comparative des différents lots	121
4.1.5.1	Les différents usinages	121
4.1.5.2	Le procédé de ragréage	121
4.2	Analyse numérique des essais de fretting-fatigue	122
4.3	Conclusion partielle	126
5	Validation de la détermination de contraintes résiduelles à travers la modélisation	129
5.1	L'homogénéisation du comportement des polycristaux par un modèle auto-cohérent	130
5.1.1	La méthodologie d'homogénéisation	130
5.1.2	La modélisation des comportements linéaires	131
5.1.3	L'extension aux comportements non linéaires	132

5.1.3.1	Le modèle incrémental pour modéliser le comportement élasto-plastique	132
5.1.3.2	L'extension à la thermo-élasto-plasticité	135
5.1.4	Les avantages et limites de ces modèles	135
5.2	La sensibilité du modèle utilisé	136
5.2.1	Les cissions critiques	136
5.2.2	La loi d'écrouissage	138
5.2.3	L'influence du pas de temps	139
5.3	La validation de la détermination de contraintes expérimentales par le modèle	140
5.4	L'étude des hypothèses utilisées pour déterminer les contraintes par DRX	144
5.4.1	L'influence de la texture cristallographique	144
5.4.2	L'influence des incompatibilités de déformations : les contraintes d'ordre 2 d'origine plastique	149
5.5	La prise en compte des contraintes d'ordre 2 d'origine plastique	154
5.6	La modélisation du chargement associé à l'usinage pour la détermination des contraintes résiduelles	158
5.6.1	La modélisation du chargement	158
5.6.2	La détermination des contraintes résiduelles	161
5.7	Conclusion partielle	163
	Conclusion	165
	Bibliographie	169
	Annexes	178

Notations

\underline{x}, \vec{v} : Tenseur d'ordre 1 ou vecteur

$\underline{\underline{x}}$: Tenseur d'ordre 2

\mathbf{X} : Tenseur d'ordre 4

$\underline{\underline{I}}$: Tenseur identité d'ordre 2

\mathbf{I} : Tenseur identité d'ordre 4

\otimes : Produit tensoriel

\cdot et $::$: Produit contracté d'ordre 1 et d'ordre 2

$|\cdot|$: Valeur absolue

$\|\cdot\|$: Norme

$\langle \cdot \rangle_i$: Moyenne sur le domaine i

$\underline{\underline{\sigma}}(\underline{x})$: Tenseur des contraintes à la position \underline{x}

$\underline{\underline{\epsilon}}(\underline{x})$: Tenseur des déformations à la position \underline{x}

$\mathbf{C}(\underline{x})$: Tenseur des raideurs élastiques à la position \underline{x}

$\mathbf{S}(\underline{x})$: Tenseur des souplesses élastiques à la position \underline{x}

$\underline{\underline{\sigma}}^i$: Tenseur des contraintes de la phase (i)

$\underline{\underline{\epsilon}}^i$: Tenseur des déformations de la phase (i)

\mathbf{C}^i : Tenseur des raideurs élastiques de la phase (i)

\mathbf{S}^i : Tenseur des souplesses élastiques de la phase (i)

$\underline{\underline{\Sigma}}$: Tenseur des contraintes macroscopiques

$\underline{\underline{E}}$: Tenseur des déformations macroscopiques

$\tilde{\mathbf{C}}$: Tenseur des raideurs élastiques macroscopiques

$\tilde{\mathbf{S}}$: Tenseur des souplesses élastiques macroscopiques

$\underline{\underline{\sigma}}^{IV}$: Tenseur des contraintes d'ordre I associé au volume V

$\underline{\underline{\sigma}}^{IIg}$: Tenseur des contraintes d'ordre II associé à la phase g

$\underline{\underline{\sigma}}^{III}(\underline{x})$: Tenseur des contraintes d'ordre III associé au point \underline{x}

δ_{ij} : Symbole de Kronecker

Notation de Voigt : deux indices sont rassemblés en un seul de la façon suivante :

$$\begin{array}{ll} 11 \rightarrow 1 & 12 \text{ ou } 21 \rightarrow 6 \\ 22 \rightarrow 2 & 13 \text{ ou } 31 \rightarrow 5 \\ 33 \rightarrow 3 & 23 \text{ ou } 32 \rightarrow 4 \end{array}$$

Concernant les tenseurs dans l'espace des déformations, les composantes de cisaillement sont multipliées par 2.

Notation de Kelvin : deux indices sont rassemblés en un seul de la façon suivante :

$$\begin{array}{ll} 11 \rightarrow 1 & 12 \text{ ou } 21 \rightarrow 6 \\ 22 \rightarrow 2 & 13 \text{ ou } 31 \rightarrow 5 \\ 33 \rightarrow 3 & 23 \text{ ou } 32 \rightarrow 4 \end{array}$$

Les composantes tangentielles de tous les tenseurs sont multipliées par $\sqrt{2}$.

Sa, Ra : rugosité arithmétique surfacique et linéaire

Sq, Rq : rugosité quadratique surfacique et linéaire

Sz, Rt : hauteur maximale de la surface et du profil

Sv, Rv : profondeur maximale de la surface et du profil par rapport à la ligne moyenne

Ssk, Rsk : asymétrie de la distribution des hauteurs de la surface et du profil

Sku, Rku : acuité de la distribution des hauteurs de la surface et du profil

Notations

S_{vi} : indice de rétention de fluide des creux de la surface

K_t : coefficient de concentration de contrainte en surface

K_f : coefficient de concentration de contrainte en fatigue en surface

$\sigma^{max}, \sigma^{min}$: contraintes maximale et minimale lors d'un essai dynamique

σ_m, σ_a : contraintes moyenne et alternée lors d'un essai dynamique

R_σ : rapport de contrainte lors d'un essai dynamique

σ_D : limite de fatigue pour un rapport de contrainte $R_\sigma = -1$

Introduction

De part leurs propriétés mécaniques, le titane et ses alliages sont très utilisés dans différents milieux industriels. Par exemple, en raison de sa biocompatibilité et de son faible module de Young, proche de celui des os, certains alliages sont de bons candidats pour réaliser différentes prothèses (dents, hanches...). De plus, leurs propriétés mécaniques restent intéressantes à haute température et leur masse volumique est faible. Ces alliages sont donc implicitement largement utilisés dans l'industrie aéronautique.

L'alliage de titane le plus couramment utilisé est la nuance Ti-6Al-4V. Cependant, dans l'industrie de fabrication des hélicoptères, la nuance Ti-10V-2Fe-3Al est préférée pour la réalisation de pièces critiques pour leur réponse mécanique. Ce choix résulte de la meilleure tenue en fatigue de cette nuance. Cet alliage est utilisé pour l'élaboration des moyeux et des arbres de rotor dans certaines gammes d'hélicoptères.

Dans ce domaine de l'aéronautique, les constructeurs doivent garantir la tenue en service des appareils, ce qui se fait en déterminant la durée de vie de ces pièces critiques. Dans un contexte de réduction de masse, les pièces ont des formes de plus en plus complexes. De nombreuses phases d'usinage, ainsi que d'autres procédés d'élaboration sont couramment utilisés pour la fabrication et la mise en forme des structures.

Il est bien connu que les différents procédés et traitements thermomécaniques mettent en jeu des mécanismes provoquant des évolutions microstructurales, micro-géométriques et mécaniques. Plus particulièrement, les procédés de mise en forme par enlèvement de matière ou de traitements de surface ont un impact sur la couche superficielle du matériau. Ces modifications vont aussi influencer le comportement en fatigue des matériaux qu'il est nécessaire de comprendre afin d'optimiser les paramètres de mise en forme. Les successions de procédés vont introduire un état de surface spécifique des produits finis, couramment appelé intégrité de surface, pouvant être caractérisé en terme de micro-géométrie, contraintes résiduelles et état métallurgique.

De précédentes études ont montré que l'alliage de titane de nuance Ti-10V-2Fe-3Al présente une microstructure complexe et biphasée dont les caractéristiques varient en fonction du procédé de fabrication. Il a aussi été montré une sensibilité de la tenue en fatigue et en fatigue fretting du matériau avec les contraintes résiduelles présentes dans le matériau, donc aux procédés de fabrication.

C'est donc dans le contexte optimisation "process" que ce travail de thèse a été défini, l'objectif étant d'étudier en détails les transformations de surface induites par l'usinage et les traitements de surface afin de prévoir la tenue en fatigue des pièces.

Dans ce contexte scientifique, ce travail a été réalisé en collaboration avec un partenaire industriel, Airbus Helicopters. Les matériaux testés ont été réalisés avec les gammes usuelles de production des pièces réelles en privilégiant les valeurs extrêmes des paramètres des procédés. Des procédés spécifiques ont également été étudiés :

- Quatre usinages différents, plus précisément du fraisage en bout ;
- Deux procédés de traitements de surface après usinage : le grenailage et le ragréage.

Les essais de fatigue ont été réalisés au sein de l'entité Airbus Group Innovation. Ces deux sociétés ont apporté leurs expertises tout au long de la réalisation de cette étude. Les caractérisations de surface des différents procédés ainsi que les essais de fatigue fretting ont été effectués au sein des laboratoires LSPM et LISMMA (devenu QUARTZ en 2015).

Ce mémoire est divisé en cinq chapitres :

Le chapitre 1, synthèse bibliographique, a pour objectif de présenter l'état de l'art des différents sujets relatifs à cette étude. Cela comprend l'étude et la compréhension des formations des différentes microstructures relatives aux alliages de titane, notamment celle du Ti-10V-2Fe-3Al, la nuance de l'étude. Nous présentons également différents travaux ayant pour but de décrire les évolutions de l'intégrité de surface suite à l'usinage et leurs impacts sur la durée de vie du matériau, à travers des évolutions microstructurales, de la micro-géométrie et des contraintes résiduelles. Enfin, nous proposons un récapitulatif non exhaustif des diverses méthodes de simulation de l'usinage afin de modéliser les contraintes résiduelles ainsi que leurs gradients.

Le chapitre 2, techniques expérimentales et matériaux de l'étude, présente les outils de caractérisation utilisés pour la description des différentes intégrités de surface. Nous y présentons également les essais de fatigue réalisés dans ces travaux. Enfin, ce chapitre expose les procédés étudiés dans ce travail.

Le chapitre 3, étude expérimentale, présente les divers résultats obtenus, en terme de description de l'intégrité de surface réalisé à travers l'étude les évolutions métallurgiques, les caractérisations des différentes micro-géométries associées aux procédés et les contraintes résiduelles en surface et leurs évolutions dans la sous-couche du matériau. Ce chapitre finit sur la présentation des différentes limites de fatigue obtenues après les essais de fatigue.

Le chapitre 4 met en place les analyses multifacteurs (contraintes résiduelles, micro-géométrie) afin de comprendre leur influence sur les comportements expérimentaux en fatigue.

Enfin, le chapitre 5 propose une étude numérique associée à l'analyse des contraintes. Cette analyse passe par l'étude des différentes hypothèses couramment utilisées pour déterminer les contraintes résiduelles et les hypothèses utilisées pour déterminer les contraintes résiduelles par rapport aux hypothèses que nous avons prises en compte dans le chapitre 3. Enfin, nous proposons une méthode simulant les procédés dans le but de modéliser les gradients de contraintes résiduelles obtenus en gardant le caractère hétérogène de notre alliage de titane étudié.

1. Synthèse bibliographique

Ce chapitre bibliographique a pour objectif de présenter, de manière non exhaustive, les notions ainsi que le point de départ du travail présenté dans ce manuscrit.

Pour ce faire, quelques généralités sur les alliages de titane sont tout d'abord abordées. Une présentation de l'usinage et de son impact sur les microstructures est ensuite effectuée. Enfin, ce chapitre expose les approches numériques actuellement mises en œuvre pour modéliser l'impact du procédé sur l'état microstructural et mécanique des pièces.

1.1. Le titane et ses alliages

1.1.1. La structure cristalline du titane et son évolution avec la température

Le titane, de symbole Ti, est un élément chimique métallique de numéro atomique $Z=22$. Ce métal appartient au groupe IV B du tableau périodique et présente deux phases allotropiques à l'état solide (figure 1.1) :

- Phase α : à pression atmosphérique, si la température est inférieure à 1155 K, la structure cristallographique du titane pur est hexagonale pseudo-compacte (h.p.c.) ;
- Phase β : au-dessus de cette température de transus ($T_\beta > 1155 K$), le titane est de structure cubique centrée (c.c.).

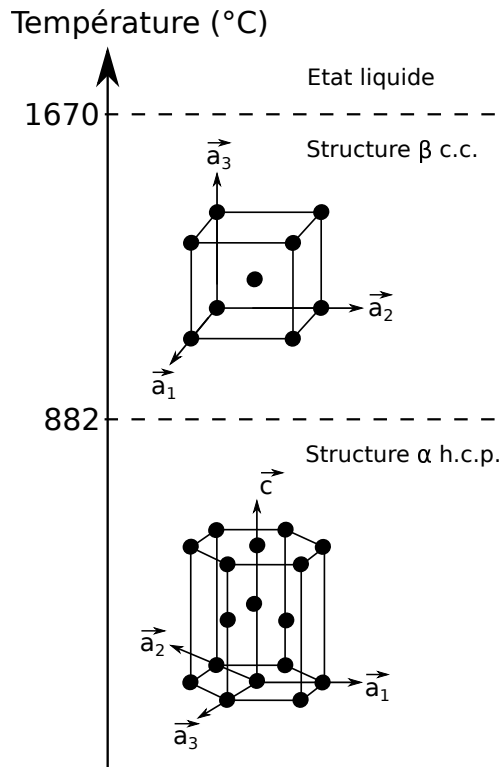


Figure 1.1 : Cristallographie du titane pur.

La structure hexagonale est définie par les paramètres de maille a et c (côté et hauteur de l'hexagone). On peut alors déterminer le taux de remplissage (ou compacité) de cette maille qui est maximal pour un rapport $\frac{c}{a} = 1,633$, ce qui correspond à une compacité de 0,74. A température ambiante, le titane a un rapport $\frac{c}{a} = 1,587$, soit $a=0,295\text{nm}$ et $c=0,468\text{nm}$.

1.1. Le titane et ses alliages

Nous pouvons remarquer que le repère associé à la maille hexagonale est formé de 4 axes $(\vec{a}_1, \vec{a}_2, \vec{a}_3, \vec{c})$, non orthogonaux avec $\vec{a}_3 = -(\vec{a}_1 + \vec{a}_2)$. Il va donc falloir adopter une convention pour relier ce repère à une base orthonormée dans l'espace. De manière générale, deux conventions sont adoptées [1], avec l'axe \vec{e}_3 parallèle à l'axe \vec{c} :

Convention 1 : L'axe \vec{e}_1 est parallèle à une direction $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, d'où \vec{e}_2 parallèle à $\langle \bar{1}100 \rangle$, illustré sur la figure 1.2 ;

Convention 2 : L'axe \vec{e}_1 est parallèle à une direction $\langle 10\bar{1}0 \rangle$, d'où \vec{e}_2 parallèle à $\langle \bar{1}210 \rangle$, illustré sur la figure 1.3.

Alors, nous pouvons décrire le changement d'indices (passage de 4 à 3 indices) : une orientation $\{hkil\} \langle uv tw \rangle$ (couramment notée $\{hk.l\} \langle uv.w \rangle$) dans le repère $(\vec{a}_1, \vec{a}_2, \vec{a}_3, \vec{c})$ devient $\{HKL\} \langle UVW \rangle$ dans le nouveau repère $(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$.

• **Convention (1) :** $\vec{e}_1 \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle$:

$$\begin{aligned} U &= \frac{3}{2}u & H &= h \\ V &= \sqrt{3}\left(\frac{u}{2} + v\right) & K &= \frac{1}{\sqrt{3}}(h + 2k) \\ W &= w\left(\frac{c}{a}\right) & L &= \frac{l}{\left(\frac{c}{a}\right)} \end{aligned} \quad (1.1)$$

• **Convention (2) :** $\vec{e}_1 \parallel \langle 10\bar{1}0 \rangle$:

$$\begin{aligned} U &= \sqrt{3}\left(u + \frac{v}{2}\right) & H &= \frac{1}{\sqrt{3}}(2h + k) \\ V &= \frac{3}{2}v & K &= k \\ W &= w\left(\frac{c}{a}\right) & L &= \frac{l}{\left(\frac{c}{a}\right)} \end{aligned} \quad (1.2)$$

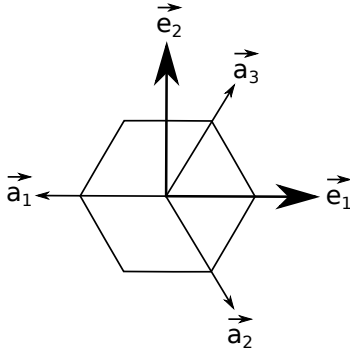


Figure 1.2 : Illustration de la convention 1 pour le passage de 4 indices à 3 indices.

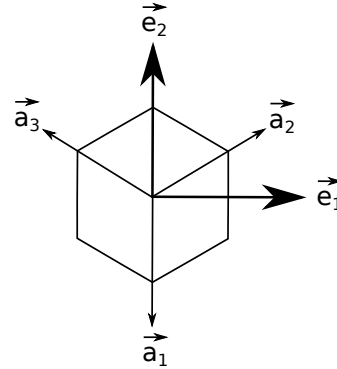


Figure 1.3 : Illustration de la convention 2 pour le passage de 4 indices à 3 indices.

Notre choix a été d'utiliser la convention 1 (équation 1.1). Cette convention correspond à la convention choisie par une grande partie des logiciels utilisés dans le cadre de cette étude (Labotex, OIM...).

Avec une augmentation de la température, la maille va se dilater de manière quasi-linéaire entre 293 et 873 K, mais cette dilatation est anisotrope (dilatation suivant l'axe \vec{c} différente de celle suivant l'axe \vec{a}). Ainsi, en traçant l'évolution des paramètres de maille en fonction de la température [2], nous pouvons avoir accès aux coefficients de dilatation thermique (correspondant aux coefficients directeurs des droites) : $\alpha_{a_\alpha} = 1,11 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ et $\alpha_{c_\alpha} = 1,34 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$.

Concernant la phase β de ce métal, le paramètre de maille vaut $a=0,331\text{nm}$ à 1173 K [3]. La variation du paramètre de maille se fait encore de façon quasi-linéaire de 1173 K à 1273 K , $\alpha_{a\beta} = 1,38.10^{-5}\text{ K}^{-1}$ [3]. De plus, par identification sur un matériau biphasé (le Ti-17) lors d'un refroidissement de 748 à 298 K , le coefficient de dilatation thermique de cette phase a été évalué à $1,45.10^{-5}\text{ K}^{-1}$ [4].

La transition entre la phase α et la phase β se fait suivant un mécanisme proposé par Burgers [5]. A partir de la phase cubique, la phase hexagonale est obtenue par un glissement de la maille cubique sur les plans $\{112\}_\beta$ dans les directions $\langle 111 \rangle_\beta$, suivi d'un léger déplacement d'atomes situés dans les plans $\{011\}_\beta$ adjacents. Les relations d'orientations sont alors :

- Plans : $\{110\}_\beta \parallel \{0001\}_\alpha$;
- Directions : $\langle 111 \rangle_\beta \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$.

Cette transformation conduit à 12 variants cristallographiques pour la phase hexagonale.

1.1.2. Les propriétés monocristallines du titane

La structure cristallographique est responsable du comportement thermomécanique du cristal et de son anisotropie. Deux types de mécanismes sont observables :

- Les mécanismes dits "réversibles", tels que l'élasticité et la dilatation thermique (présentée précédemment). Le milieu retrouve son état initial lorsque la sollicitation est supprimée ;
- Les mécanismes dits "irréversibles", comme la plasticité, faisant intervenir des modifications cristallographiques (dislocations, macles...).

1.1.2.1. Les mécanismes réversibles

- **La phase hexagonale**

Les structures hexagonales sont aussi appelées isotropes transverses, en raison de l'isotropie des propriétés élastiques de la structure dans la base de l'hexagone. C'est la raison pour laquelle il est nécessaire de connaître seulement 5 constantes d'élasticité du matériau pour pouvoir construire le tenseur des raideurs élastiques. Les égalités sont les suivantes (notation selon la convention de Voigt) : $C_{11}=C_{22}$, $C_{13}=C_{23}$, $C_{44}=C_{55}$, $C_{66}=\frac{1}{2}(C_{11}-C_{12})$.

D'après les travaux de Fisher et Renken [6], les constantes d'élasticité du Ti^α à $T=298\text{ K}$ sont : $C_{11}=162,4\text{ GPa}$, $C_{12}=92\text{ GPa}$, $C_{13}=69\text{ GPa}$, $C_{33}=180,7\text{ GPa}$, $C_{44}=46,7\text{ GPa}$ (valeurs exprimées dans un repère $\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3$ tel que \vec{e}_3 parallèle à l'axe \vec{c}).

1.1. Le titane et ses alliages

Par ailleurs, ces auteurs ont aussi déterminé l'évolution de ces constantes d'élasticité avec la température, illustrée sur la figure 1.4.

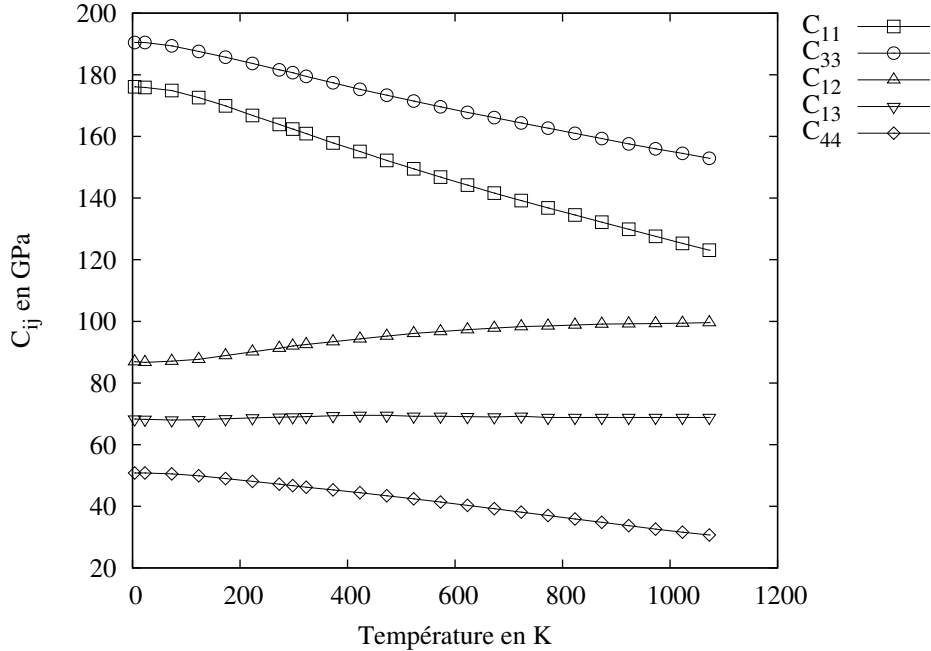


Figure 1.4 : Evolution des constantes d'élasticité de la phase hexagonale du titane avec la température.

• La phase cubique centrée

En raison des symétries de la matière pour les phases cubiques, le tenseur des raideurs élastiques est constitué de trois constantes indépendantes. Ces constantes d'élasticité ont été déterminées expérimentalement à $T = 1273 \text{ K}$ [7] : $C_{11}=134 \text{ GPa}$, $C_{12}=110 \text{ GPa}$, $C_{44}=36 \text{ GPa}$.

Etant donné que cette phase n'est pas stable à température ambiante, les constantes d'élasticité à cette température ont été mesurées sur des alliages de titane, dont les valeurs sont récapitulées dans le tableau 1.1 :

- Mesure expérimentale sur un alliage 100% β [8];
- Mesure indirecte par méthode inverse utilisant un modèle micro-mécanique sur un alliage biphasé, connaissant les modules d'élasticité macroscopiques et ceux de la phase α [9, 10];
- Par un ajustement sur une courbe expérimentale obtenue sur un alliage biphasé [11].

Alliage	C_{11} (GPa)	C_{12} (GPa)	C_{44} (GPa)
Ti-40%Nb 100% β [8]	156,5	111,6	39,6
Ti-17 β [9]	174	116	41
Ti-17 β [10]	167	115	44
Ti-10V-2Fe-3Al β [11]	168	118	45

Tableau 1.1 : Valeur des constantes d'élasticité de la phase β déterminées à température ambiante.

Au vu des légères variations entre ces valeurs, nous allons prendre en compte les valeurs suivantes [10] : $C_{11} = 167 \text{ GPa}$, $C_{12} = 115 \text{ GPa}$ et $C_{44} = 44 \text{ GPa}$. Ces constantes ont été déterminées par méthode inverse à l'aide d'un modèle micro-mécanique de type auto-cohérent prenant en compte les aspects morphologiques des grains.

Il est possible de déterminer l'anisotropie élastique des phases monocristallines du titane en représentant les variations du module d'élasticité effectif en fonction de la direction cristallographique (figure 1.5 pour la phase α et figure 1.6 pour la phase β)

$$\frac{1}{E_{eff}} = (\underline{n} \otimes \underline{n}) : \mathbf{S} : (\underline{n} \otimes \underline{n}) \quad (1.3)$$

où \underline{n} est la direction et \mathbf{S} le tenseur des souplesses élastiques, ($\mathbf{S} = \mathbf{C}^{-1}$).

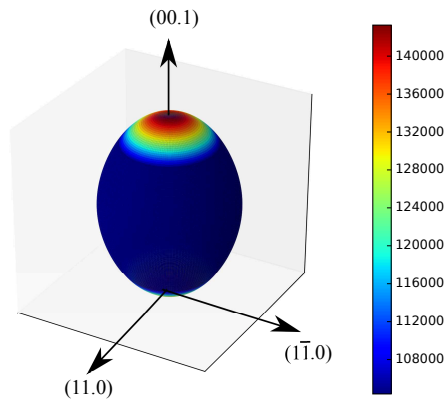


Figure 1.5 : Evolution du module de Young en fonction de la direction cristallographique pour la phase α (en MPa).

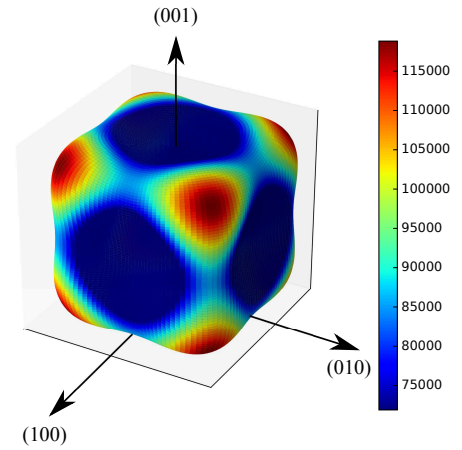


Figure 1.6 : Evolution du module de Young en fonction de la direction cristallographique pour la phase β (en MPa).

1.1. Le titane et ses alliages

Sur les figures 1.5 et 1.6, nous pouvons remarquer que l'anisotropie élastique des deux phases n'est pas très marquée. En effet, concernant la phase α , le rapport entre les modules de Young maximal (dans la direction \vec{c}) et minimal (dans le plan basal) vaut $\frac{E_c}{E_a} = 1,37$. L'anisotropie de la phase cubique est plus importante, cette phase possède un rapport de modules de Young de $\frac{E_{max}}{E_{min}} = 1,65$. Ce module est maximal dans les directions $\{111\}$ et minimal dans les directions $\{100\}$.

1.1.2.2. Les mécanismes irréversibles

Lorsque la limite d'élasticité d'un matériau est atteinte, on dit qu'il rentre en *plasticité*. Cela correspond à la mise en évidence du comportement non-linéaire du matériau.

La plasticité correspond à une déformation irréversible à l'échelle macroscopique. Les mécanismes associés à ce comportement non linéaire peuvent provenir de différents mécanismes comme l'activation des systèmes de glissement.

L'activation des systèmes de glissement correspond au glissement des plans cristallographiques les uns par rapport aux autres, soit le mouvement des dislocations. L'activation d'un système (s) se fait lorsque la contrainte résolue (contrainte projetée sur le plan dans la direction de glissement du système (s) τ^s) atteint la contrainte critique de ce système τ_c^s .

La plasticité peut aussi être générée par le maclage, que nous pouvons négliger dans le matériau de l'étude, le Ti-10V-2Fe-3Al [11]. En effet, d'après la littérature [12], la présence d'aluminium a pour effet de diminuer le maclage. Par ailleurs, la plasticité peut aussi être induite par des mécanismes intergranulaires, comme le glissement aux joints, et des changements de phases. Toutefois, nous ne nous attarderons pas sur ces mécanismes dans ce travail. En effet, ces mécanismes sont activés thermiquement (température de transus pour les changements de phase). Or, les procédés thermomécaniques étudiés ne semblent pas introduire des températures assez importantes dans la pièce pour observer ces mécanismes.

Les systèmes de glissement actifs sont, de manière générale, associés aux plans et directions les plus denses. Ainsi, les systèmes potentiellement actifs dans la maille hexagonale sont les suivants (tableau 1.2) :

Plans	Direction	\vec{b}	Nombre
Prismatique (P) : $\{10.0\}$	$\langle 11.0 \rangle$	$1/3 \langle 11.0 \rangle$	3
Basal (B) : $\{00.1\}$	$\langle 11.0 \rangle$	$1/3 \langle 11.0 \rangle$	3
Pyramidal (II) : $\{10.1\}$	$\langle 11.3 \rangle$	$1/3 \langle 11.3 \rangle$	12

Tableau 1.2 : Systèmes de glissement de la maille hexagonale compacte.

Concernant la maille cubique centrée, les systèmes potentiellement actifs sont répertoriés dans le tableau 1.3 .

Plans	Direction	\vec{b}	Nombre
{110}	$\langle 111 \rangle$	$1/2 \langle 111 \rangle$	12
{112}	$\langle 111 \rangle$	$1/2 \langle 111 \rangle$	12
{123}	$\langle 111 \rangle$	$1/2 \langle 111 \rangle$	24

Tableau 1.3 : Systèmes de glissement de la maille cubique centrée.

1.1.3. La classification des alliages de titane

La microstructure des alliages de titane diffère de celle du titane pur car la germination et la croissance des phases impliquent la diffusion d'espèces [2], ce qui peut aboutir à une microstructure multiphasée. Dans ces alliages, certains éléments d'addition aident à stabiliser, soit la phase α (éléments dits alphagènes) en augmentant la température de transus T_β , soit la phase β (éléments bêtagènes), en diminuant T_β .

Parmi les éléments bêtagènes, se trouvent, par exemple, le molybdène (Mo), le vanadium (V) et le fer (Fe) comme éléments de substitution, et l'hydrogène (H) comme élément d'insertion. Ces éléments sont séparés en deux catégories :

- Les éléments isomorphes, miscibles dans la phase β , comme le Mo et le V ;
- Les éléments eutectoïdes, pouvant former des précipités, tel que le Fe.

Les éléments alphagènes sont, par exemple, l'aluminium (Al), élément de substitution et l'oxygène (O), l'azote (N) et le carbone (C), éléments d'insertion.

Ces éléments d'addition vont donc stabiliser les phases α et β en plus ou moins grande quantité à température ambiante. C'est en fonction des proportions de ces phases à température ambiante que les alliages de titane sont classés en différentes catégories [13] :

- Les alliages quasi- α , ayant une faible fraction volumique de phase β (inférieure à 5%) ;
- Les alliages $\alpha + \beta$, dont la teneur en phase β varie entre 5 et 20% ;
- Les alliages β riches, pour lesquels la teneur en phase β est comprise entre 20 et 25% ;
- Les alliages quasi- β ou β métastables ayant une teneur en phase β comprise entre 25 et 35%.

1.1. Le titane et ses alliages

Il est possible de déterminer une teneur équivalente en éléments alphas (Al_{eq}) et bêtas (Mo_{eq}), permettant une représentation graphique des familles d'alliages en fonction de leur composition, illustrée sur la figure 1.7

$$\begin{cases} Al_{eq} = Al + \frac{Sn}{3} + \frac{Zr}{6} + 10O_2 \\ Mo_{eq} = Mo + \frac{V}{1,5} + \frac{Cr}{0,6} + \frac{Fe}{0,35} \end{cases} \quad (1.4)$$

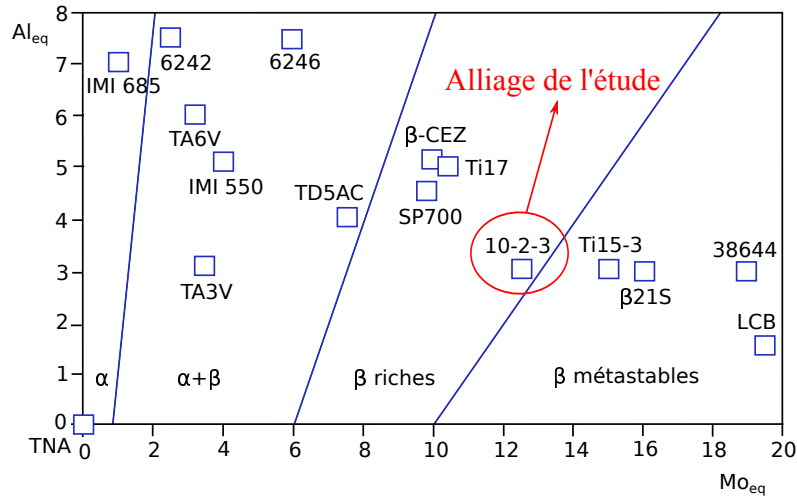


Figure 1.7 : Classification des alliages de titane [13].

Avec l'ajout d'éléments d'addition, un changement des paramètres de maille est observé dans les alliages ainsi qu'une modification des propriétés chimiques et mécaniques [14].

Par ailleurs, ces éléments ne sont pas les seuls facteurs influant sur les propriétés mécaniques. En effet, certains traitements thermiques peuvent modifier de manière importante la microstructure des alliages de titane (en faisant apparaître de nouvelles phases, répertoriées en Annexe A) et, par conséquent, influencer leurs propriétés mécaniques [15, 16, 17]. Ceci est dû au fait que la transformation de phase des alliages est soumise aux lois de la diffusion.

Par exemple, dans les travaux de Gunawarman [17], un alliage de titane de nuance Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe a été mis en solution dans le domaine $\alpha + \beta$, puis refroidi à différentes vitesses de refroidissement. Une variété de microstructures (figure 1.8) est obtenue. Étant donné que les microstructures sont obtenues après une mise en solution dans le domaine $\alpha + \beta$, les microstructures finales sont toutes constituées de nodules en phase α , dite α_p . Leurs différences proviennent de la décomposition (ou non) des grains en phase β .

Dans le cas de la microstructure (a), l'échantillon a été trempé à l'eau (avec une vitesse de refroidissement proche de 200 K.s^{-1}). Les anciens grains β se sont alors décomposés en une matrice β stabilisée par une phase martensitique dite α'' .

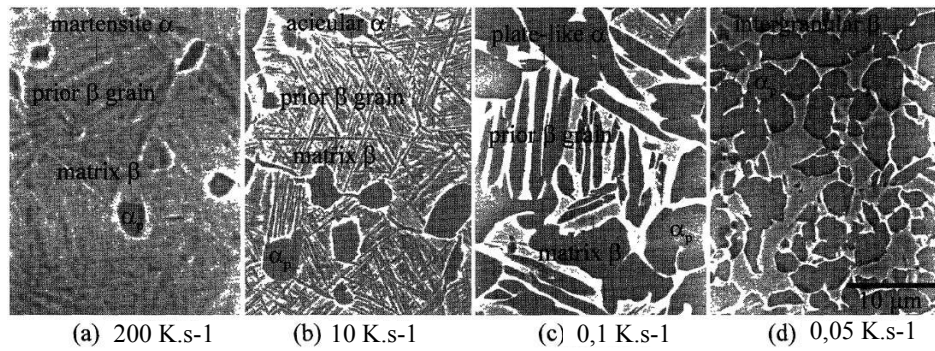


Figure 1.8 : Images obtenues par Microscopie Electronique à Balayage (MEB) des différentes microstructures après différents refroidissements d'un alliage de nuance Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe [17].

Au sujet des microstructures (b) et (c), soit un refroidissement à l'air (vitesse de refroidissement aux alentours de $10 K.s^{-1}$) ou un refroidissement au four ($0,1 K.s^{-1}$), la phase β s'est décomposée en une matrice β stabilisée par la phase α_{sec} (lamelle en phase α). Les différences proviennent d'une croissance des nodules α_p lors des faibles vitesses de refroidissement.

Dans le cadre de la dernière microstructure (d), correspondant à un refroidissement très lent (environ $0,05 K.s^{-1}$), nous observons la croissance des nodules α_p . La phase β est stabilisée à l'interface des nodules. Les propriétés mécaniques des différentes microstructures ont été relevées et sont récapitulées dans le tableau 1.4.

Température de mise en solution (K)	Vitesse de refroidissement ($K.s^{-1}$)	Contrainte maximale en traction (MPa)	Elongation (%)
1173	200	1224	19,8
1173	10	1053	9,4
1173	0.1	961	17,8
1173	0,05	946	15,2

Tableau 1.4 : Traitement thermique et évolution des propriétés mécaniques [17].

1.1.4. Le Ti-10V-2Fe-3Al

Le Ti-10V-2Fe-3Al, communément appelé Ti-10-2-3, est un alliage biphasé appartenant à la famille des alliages β riches (voir la figure 1.7). La température de transus T_β est plus faible que celle du titane pur, $T_\beta = 1078 - 1083 K$ [18, 19].

1.1. Le titane et ses alliages

Les éléments d'addition de cet alliage sont (en fraction massique) :

- 10% de vanadium. Il s'agit d'un élément bêtagène, améliorant la ductilité mais diminuant la tenue à l'oxydation ;
- 2% de fer. Le fer est un élément bêtagène qui augmente le compromis résistance-ductilité-fluage à moyenne température. Cependant, il baisse la température de transus T_β ;
- 3% d'aluminium. Cet élément est alphagène et durcit la phase α , améliorant ainsi la résistance et la tenue au fluage et diminuant la ductilité.

Les écarts sur la composition chimique de cette nuance sont référencés dans le tableau 1.5 [20].

Elément	V	Fe	Al	O	C	N	H	Autres
Min	9.0	1.6	2.6	0	0	0	0	0
Max	11.0	2.2	3.4	0.13	0.05	0.05	0.015	0.10

Tableau 1.5 : Composition chimique du Ti-10V-2Fe-3Al en fraction massique.

Chez Airbus Helicopters, le Ti-10V-2Fe-3Al utilisé provient d'un lingot ayant suivi la gamme d'élaboration suivante [21, 19] (schématisée par la figure 1.9) :

1. Un forgeage dans le domaine β ($T_\beta + 40 K$) pour dégrossir le lingot. Dans ce domaine, le matériau est plus ductile. A la fin de cette étape, une microstructure biphasée est obtenue. Elle est composée de gros grains en phase β dans lesquels des lamelles de phase α_{sec} sont réparties ;
2. Un second forgeage dans le domaine $\alpha + \beta$ ($T_\beta - 60 K$). Cette étape permet la recristallisation des grains. Ainsi, les grains de phase α deviennent équiaxes [22, 23] (phase dite α_p) et se concentrent aux joints et aux sous-joints de la phase β . Ces nodules permettent d'augmenter l'allongement à la rupture [14] ;
3. Une étape de mise en solution dans le domaine $\alpha + \beta$ ($T_\beta - 40 K$) permet le contrôle de la taille et de la proportion de phase α_p . Le but étant d'aboutir à une fraction volumique de nodule 16% ;
4. Un revenu dans le domaine α ($T_\beta - 320 K$) qui a pour but de stabiliser la phase β en une matrice β stabilisée par la précipitation de lamelles α_{sec} [24].

Ainsi la microstructure finale est composée de nodules α_p noyés dans une matrice biphasée composée de grains α_{sec} en forme de lamelles et de grains β_m résiduels (figures 1.10, 1.11). En terme de proportion de phase, le matériau est alors composé de 78% de phase α et 22% de phase β [19].

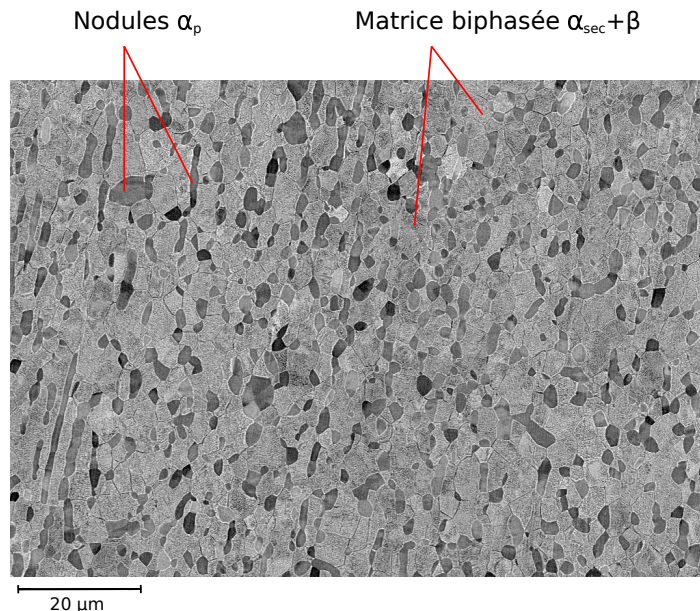
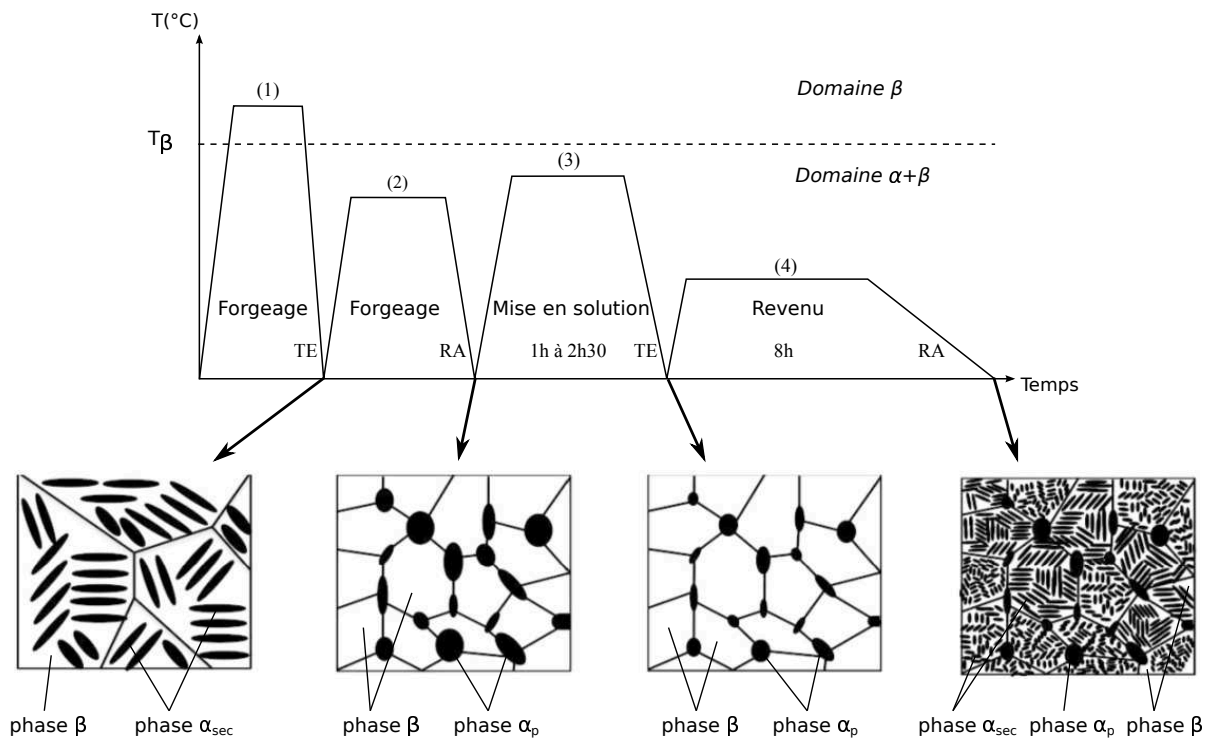


Figure 1.10 : Microstructure du Ti-10V-2Fe-3Al (image MEB en électrons rétrodiffusés).

1.1. Le titane et ses alliages

Avec un grandissement plus important focalisé sur la matrice biphasée (voir figure 1.11), nous observons que la microstructure de cette matrice est constituée de pseudo grains séparés par de longues lamelles de phase hexagonale. Ainsi, lors de l'étude plus approfondie des transformations de phases, il est courant de séparer la phase α_{sec} [25, 26] :

- La phase α_{GB} étant située aux anciens joints de grain ou sous-joints de la phase β ;
- La phase α_{WI} , correspondant aux fines lamelles dans la matrice suite à la décomposition de la phase β métastable.

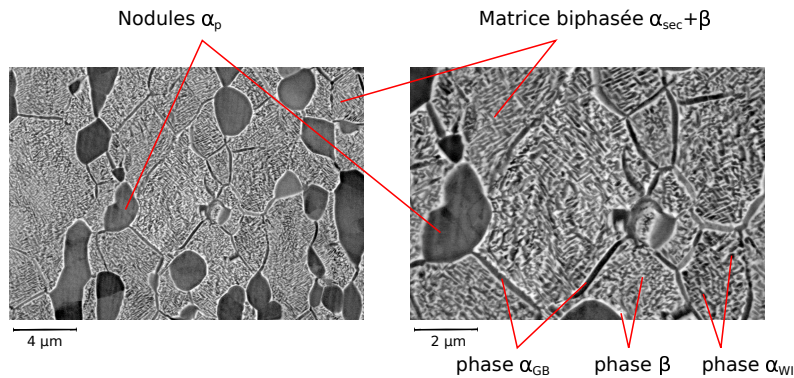


Figure 1.11 : Microstructure du Ti-10V-2Fe-3Al, grandissement plus important.

La phase α_{sec} peut aussi être divisée avec d'autres 'sous-parties', comme la phase α_{WGB} . Celle-ci correspond à des colonies de lamelles de même orientation qui croissent à l'aplomb de la phase α_{GB} [27]. Cependant, ce type de lamelles ne semble pas être présent dans la microstructure de notre alliage élaboré suivant la gamme décrite précédemment.

Comme vu précédemment, en raison de la présence des éléments d'addition, les paramètres de maille de cet alliage sont différents de ceux du titane pur. Les paramètres sont les suivants [19] :

- Phase α : $a_\alpha = 0,2936 \text{ nm}$ et $c_\alpha = 0,4675 \text{ nm}$;
- Phase β : $a_\beta = 0,3239 \text{ nm}$.

A la suite de cette gamme d'élaboration, les propriétés mécaniques attendues sont récapitulées dans le tableau 1.6.

Après les traitements thermomécaniques, les pièces réelles vont subir différentes étapes de mise en forme. Dans ces étapes, il est courant d'avoir recourt à l'usinage. Ces opérations ont un impact sur les couches superficielles de notre matériau comme nous allons le voir.

ρ (kg/m ³) masse volumique	E (GPa) module de Young	σ_D^{th} (SL, MPa) limite de fatigue théorique à 10 ⁷ cycles
4500	110	550
R_e (MPa) limite d'élasticité	R_m (MPa) résistance maximale	
1050	1240	

Tableau 1.6 : Définitions des paramètres matériaux moyens du Ti-10V-2Fe-3Al [19]. σ_D^{th} (SL) correspond à la limite de fatigue théorique du matériau dans le sens long des éprouvettes (données Airbus Helicopters).

1.2. L'usinage et l'intégrité de surface

1.2.1. L'usinage

L'usinage correspond à toute opération de mise en forme par enlèvement de matière. Les dimensions et l'état de surface finaux de la pièce sont situés dans une fourchette de tolérances donnée selon sa fonctionnalité. Ces usinages sont principalement réalisés à l'aide de machines outils équipées de commandes numériques (centres d'usinage). Ces opérations représentent encore aujourd'hui une grande partie des procédés utilisés et font donc l'objet de nombreuses études sur le sujet. Les principaux usinages sont le fraisage (surfaces planes) et le tournage (surfaces de révolution).

1.2.1.1. Les paramètres d'usinage

Les gammes d'usinage sont décidées en fonction du matériau constituant la pièce finie, des dimensions de cette pièce, de la précision, de la géométrie ainsi que de l'état de surface des différentes faces constituant la pièce finie.

Ainsi, différents paramètres vont être choisis pour effectuer cet usinage. Ils sont schématisés sur la figure 1.12 :

- La vitesse de coupe V_c , caractérisant la vitesse relative entre la pièce et l'outil ;
- L'avance par dent fz qui va permettre de déterminer la fréquence de rotation par la formule $V_c = fz \cdot z \cdot n$, avec z le nombre de dents et n la fréquence de rotation ;
- La profondeur de passe Ap , correspondant à la quantité de matière que va prendre l'outil ;
- Le rayon de bec de l'outil $R\epsilon$.

1.2. L'usinage et l'intégrité de surface

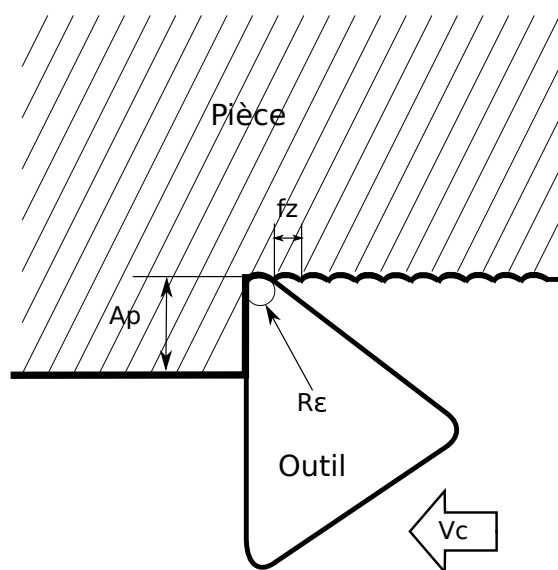


Figure 1.12 : Schéma de la coupe en usinage.

1.2.1.2. L'usinabilité du titane

L'usinabilité d'un matériau correspond à son aptitude à être mis en forme par enlèvement de copeaux. Ainsi, son usinabilité dépend de son comportement lors de la coupe qui permet l'évaluation du coût de l'usinage d'une pièce.

Les alliages de titane sont des matériaux dits à faible usinabilité. Cela provient de leurs propriétés intrinsèques : faible conductivité thermique et forte réactivité chimique. De ce fait, les vitesses de coupe de ces alliages sont réduites (voir figure 1.13).

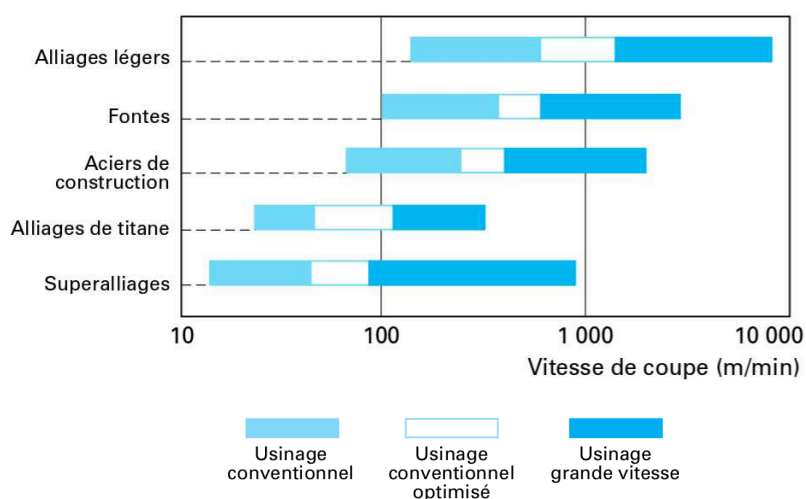


Figure 1.13 : Schéma de la coupe en usinage [28].

La faible conductivité thermique du titane implique une mauvaise évacuation de la chaleur générée lors de la coupe et donc des températures très élevées dans l'outil, pouvant causer une usure précoce de cet outil [29].

Par ailleurs, les efforts de coupe lors de l'usinage des alliages de titane sont plus élevés que pour l'acier [30]. De plus, le contact entre l'outil et le copeau est plus petit que pour d'autres matériaux tels que les aciers [31], ce qui concentre la chaleur. En outre, les alliages de titane gardent de bonnes propriétés mécaniques à haute température. Tout cela a un impact non négligeable sur l'usure de l'outil.

1.2.2. L'intégrité de surface

Tous les procédés de mise en forme des matériaux par enlèvement de matière, comme l'usinage, modifient l'état de la surface du matériau ainsi que celui de la sous-couche. Cela est usuellement appelé l'intégrité de surface. Un grand nombre de paramètres sont définis pour la décrire au mieux [32].

Dans le présent travail, nous allons nous limiter à l'étude des caractéristiques suivantes :

- L'état microstructural qui comprend les évolutions de la microstructure après traitement ;
- L'état mécanique, comprenant la répartition des contraintes résiduelles en surface et profondeur ;
- L'état micro-géométrique de la surface usinée.

1.2.2.1. La microstructure

Ces procédés de mise en forme mettent en jeu des mécanismes complexes localisés en surface. Ainsi, il est courant que ces mécanismes entraînent des changements de taille et de morphologie de la microstructure (voir figure 1.14) et, parfois, des changements de phase cristalline.

Il est important de caractériser ces modifications. En effet, comme il a été présenté précédemment, ces changements d'orientation des grains et/ou changement de phase vont avoir un impact sur la réponse du matériau sous sollicitation extérieure. Ces caractérisations se font bien souvent à l'aide d'un MEB.

1.2. L'usinage et l'intégrité de surface

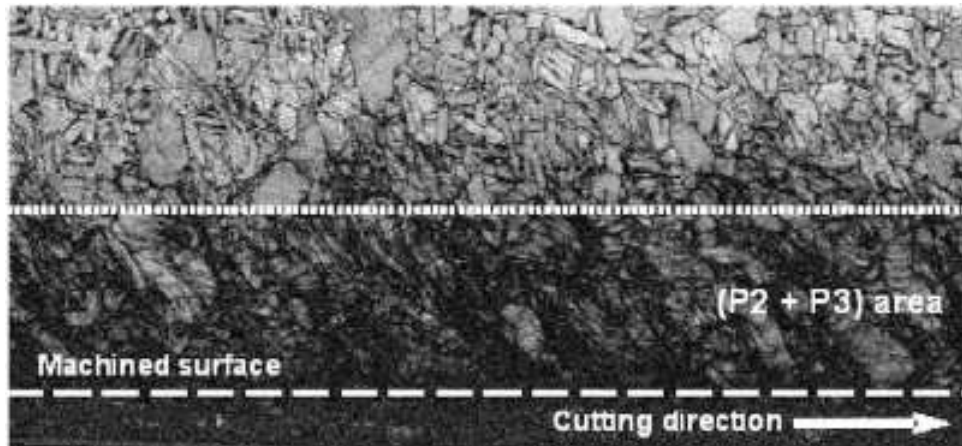


Figure 1.14 : Illustration de la modification de taille et de morphologie des grains après usinage sur un alliage de titane [33].

1.2.2.2. La micro-géométrie et son impact sur la durée de vie

La définition de la micro-géométrie et les différents paramètres la caractérisant

L'étude géométrique d'une surface se fait par la description de défauts de forme à différentes échelles :

- Le premier ordre, qui est associé à des déformations macroscopiques de la pièce ;
- Le second ordre, qui correspond aux défauts d'ondulation générés par la géométrie de l'outil ;
- Le troisième ordre, selon lequel les défauts associés à cette échelle correspondent aux arrachements de matière et aux stries d'usinage. Cette description est souvent réalisée en utilisant les paramètres de rugosité définis suivant les normes NF EN ISO 4287 [34] pour les paramètres 2D et NF EN ISO 25178 [35] pour les paramètres surfaciques.

Ces défauts vont avoir un impact sur la contrainte locale ($\sigma(x) = \frac{F}{S(x)}$) et, par conséquent, sur la durée de vie. Nous allons considérer que les facteurs ayant le principal impact sur la concentration de contraintes sont les défauts du troisième ordre.

Afin d'effectuer cette mesure de la micro-géométrie, il est possible d'utiliser différents appareils, tels que les surfomètres optiques.

Concernant l'analyse de la micro-géométrie, les différentes normes proposent différents paramètres associés à la distribution des hauteurs mesurées sur la surface à caractériser. Nous avons décidé de nous limiter aux paramètres de rugosité de surface ou de profil suivant (l la longueur du profil et S l'aire de la surface étudiés) :

- Ra (profil), Sa (surface) : correspond à l'écart arithmétique du profil ou de la surface par rapport à la valeur moyenne

$$Ra = \frac{1}{l} \int_l |h(x) - \bar{h}| dx \text{ et } Sa = \frac{1}{S} \iint_S |h(x, y) - \bar{h}| dx dy \quad (1.5)$$

- Rq (profil), Sq (surface) : correspond à l'écart quadratique moyen du profil ou de la surface par rapport à la valeur moyenne

$$Rq = \sqrt{\frac{1}{l} \int_l (h(x) - \bar{h})^2 dx} \text{ et } Sq = \sqrt{\frac{1}{S} \iint_S (h(x, y) - \bar{h})^2 dx dy} \quad (1.6)$$

- Rt (profil) et Sz (surface) : correspond à la hauteur maximale du profil ou de la surface ($h_{max} - h_{min}$).
- Rv (profil) et Sv (profil) : correspond à la vallée la plus profonde ($\bar{h} - h_{min}$).
- Rsk (profil) et Ssk (surface) : correspond au facteur d'asymétrie (skewness) de la distribution des hauteurs centrée sur la valeur moyenne

$$Rsk = \frac{1}{l.Rq^3} \int_l (h(x) - \bar{h})^3 dx \text{ et } Ssk = \frac{1}{S.Sq^3} \iint_S (h(x, y) - \bar{h})^3 dx dy \quad (1.7)$$

- Rku (profil) et Sku (surface) : correspond au facteur d'aplatissement (kurtosis) de la distribution des hauteurs centrée sur la valeur moyenne

$$Rku = \frac{1}{l.Rq^4} \int_l (h(x) - \bar{h})^4 dx \text{ et } Sku = \frac{1}{S.Sq^4} \iint_S (h(x, y) - \bar{h})^4 dx dy \quad (1.8)$$

- Svi : correspond à l'indice de rétention de fluide des creux. Il caractérise le volume de vide des creux les plus profonds et s'obtient par la relation suivante

$$Svi = \frac{1}{Sq} \frac{V_v(h_{0,8})}{(M-1)(N-1)\Delta x \Delta y} \quad (1.9)$$

avec $V_v(0, 8)$ le volume de vide au niveau des vallées (80 à 100% de la surface de portance), M et N respectivement le nombre de points de mesure de hauteur sur la surface, respectivement dans les direction x et y , et Δx , Δy le pas utilisé pour la mesure de la rugosité de surface.

L'effet des facteurs d'asymétrie et d'aplatissement (Rsk et Rku) est illustré sur la figure 1.15 et peut être facilement étendu aux paramètres surfaciques Ssk et Sku .

1.2. L'usinage et l'intégrité de surface

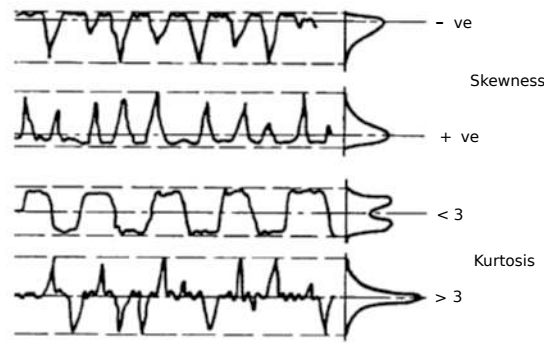


Figure 1.15 : Illustration de l'effet des facteurs Rsk et Rku sur la rugosité [36].

Nous nous sommes aussi intéressés à certains paramètres de texturation de surfaces, suivant la norme NF EN ISO 25178. Ces paramètres sont basés sur la fonction d'auto-corrélation $h(tx, ty) = \frac{\iint h(x,y)h(x+tx,y+ty)dxdy}{\iint h(x,y)dxdy}$ (permettant de repérer des motifs réguliers) ainsi que la transformée de Fourier de la hauteur $h(x, y)$ de la surface (permettant de déterminer l'orientation de ces motifs). Ainsi, les paramètres de texture de surface retenus sont :

- Str : La fonction d'auto-corrélation est déterminée, puis seuillée (de manière générale 20% de maximum situé au centre). Les rayons maximum et minimum du lobe dépassant le seuil sont déterminés pour calculer le rapport $Str = \frac{R_{min}}{R_{max}}$. La surface est isotrope si $Str = 1$ et très texturée quand Str tend vers 0 ;
- Std : La transformée de Fourier de l'image est calculée puis intégrée en coordonnées polaires. Ainsi, les maxima du spectre polaire correspondent aux directions privilégiées et le maximum absolu correspond à Std .

Nous nous sommes intéressés à ces paramètres car, comme nous allons le voir dans le paragraphe suivant, il a été montré dans la littérature qu'ils ont un impact sur la durée de vie des matériaux.

L'impact de l'état micro-géométrique de surface sur la durée de vie des matériaux

Novovic et al. [37] ont référencé divers travaux montrant l'impact de l'état de surface sur la durée de vie des pièces. Taylor et Clancy [38] montrent ainsi un impact significatif du changement de la rugosité moyenne Ra ainsi que de la hauteur maximale Rt sur la durée de vie, pouvant réduire jusqu'à 30% la limite de fatigue.

Griffiths [39] et Suraratchai [40] ont également montré une influence des paramètres spatiaux décrivant la texture de la surface sur la tenue en fatigue, récapitulés sur le tableau 1.7.

Typical parameters	Heights Ra, Rq, Rt, Sa, Sq	Distribution and shape Rsk, Rku, Ssk, Sku	Slope and curvature $R\Delta q, S\Delta a$
Fatigue	•	•	◦
Typical parameters	Lenght and peak space Rsm, HSC, Sal	Lay and lead Std, Sal	
Fatigue	◦	•	

•, Much evidence; •, some evidence; ◦, little or circumstantial evidence.

Tableau 1.7 : Paramètres de rugosité et performances fonctionnelles [39].

Comme précisé précédemment, la raison principale de l'impact de la rugosité sur la durée de vie provient de la concentration de contraintes induites par ces oscillations. De nombreux travaux ont été réalisés afin de calculer le facteur de concentration de contraintes K_t (illustration sur la figure 1.16), de manière empirique [41] ou par éléments finis [42], défini par

$$K_t = \frac{\sigma_{reelle,max}}{\sigma_{nom}} \quad (1.10)$$

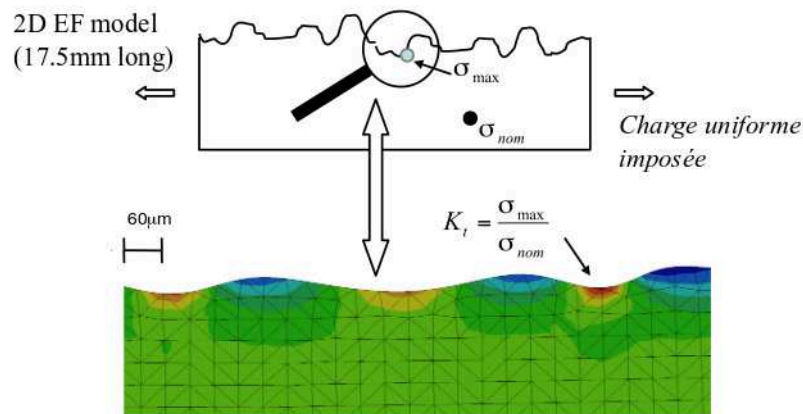


Figure 1.16 : Illustration du coefficient de concentration de contrainte K_t [40].

Les travaux de Limido [42] ont aussi cherché à relier ce paramètre K_t à la tenue en fatigue des matériaux, en utilisant un critère de seuil de propagation (les défauts superficiels sont considérés comme des fissures). A noter que les contraintes résiduelles sont négligées devant l'aspect rugosité de surface et ne sont pas prises en compte dans ce modèle.

D'autres travaux ont modélisé l'impact de la micro-géométrie sur le comportement en fatigue d'une éprouvette usinée en introduisant un facteur de concentration de contraintes en fatigue K_f reliant le comportement en fatigue de l'éprouvette usinée à celui de l'éprouvette polie (faible rugosité)

$$K_f = \frac{\sigma_D(\text{épreuve polie})}{\sigma_D(\text{épreuve usinée})} \quad (1.11)$$

1.2. L'usinage et l'intégrité de surface

Les travaux de Peterson [43] relient ce coefficient K_f au facteur de concentration de contraintes K_t par la relation suivante

$$K_f = 1 + q(K_t - 1) \quad (1.12)$$

où le paramètre q est un paramètre de sensibilité d'entaille.

Les travaux de Souto-Label [44] définissent ce coefficient K_f à partir de certains paramètres de micro-géométrie

$$K_f = 1 + Svi.Sku. \frac{Sq}{a_c} \quad (1.13)$$

avec a_c un paramètre de taille critique des défauts.

Ce paramètre de taille critique des défauts peut être relié à la tenacité du matériau [45].

1.2.2.3. Les contraintes résiduelles et leurs impacts sur la durée de vie

La définition et l'origine des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont des contraintes statiques dans un matériau en l'absence de chargement extérieur. Ainsi, ce champ de contraintes est auto-équilibré. En raison du caractère hétérogène des matériaux polycristallins, il est possible de séparer les contraintes sur trois échelles (cf figure 1.17) :

- Le premier ordre $\underline{\underline{\sigma}}^{IV}$, correspondant à la moyenne des contraintes dans le volume étudié ;

$$\underline{\underline{\sigma}}^{IV} = \frac{1}{V} \int_V \underline{\underline{\sigma}}(\underline{x}) dV \quad (1.14)$$

- Le deuxième ordre $\underline{\underline{\sigma}}^{IIg}$ traduit les fluctuations intergranulaires des contraintes ;

$$\underline{\underline{\sigma}}^{IIg} = \underline{\underline{\sigma}}^g - \underline{\underline{\sigma}}^{IV} \quad \text{avec} \quad \underline{\underline{\sigma}}^g = \frac{1}{V^g} \int_{V^g} \underline{\underline{\sigma}}(\underline{x}) dV \quad (1.15)$$

- Le troisième ordre, $\underline{\underline{\sigma}}^{III}(\underline{x})$, permet quant à lui la prise en compte des fluctuations intragranulaires.

$$\underline{\underline{\sigma}}^{III}(\underline{x}) = \underline{\underline{\sigma}}(\underline{x}) - \underline{\underline{\sigma}}^{IIg} \quad (1.16)$$

L'origine de ces contraintes est due aux hétérogénéités de déformations introduites aux différentes échelles (gradient de contraintes appliquées, anisotropies élastique et plastique, anisotropie de dilatation thermique...).

L'une des méthodes pour déterminer les contraintes résiduelles est la Diffraction des Rayons X (DRX).

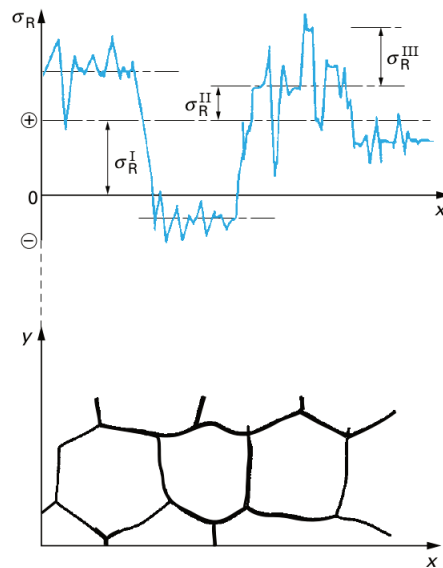


Figure 1.17 : Illustration des différents ordres de contraintes [46].

L'impact des contraintes résiduelles sur la durée de vie du matériau

Il est connu que le champ de contraintes résiduelles va s'ajouter au champ de contraintes imposées par un effort extérieur lors de la mise en service des structures. Celles-ci vont changer l'état mécanique local prévu sous charge et modifier la tenue en fatigue des matériaux.

Nous avons montré précédemment que les états de surface les plus grossiers peuvent présenter une limite d'endurance plus faible que les états de surface ayant une faible rugosité.

Les travaux de Javidi et al. [47] ont montré que l'état micro-géométrique n'explique pas toujours l'évolution de la durée de vie d'un même matériau. En effet, dans ses travaux, différentes éprouvettes ont été usinées par tournage en faisant varier l'avance de l'outil ainsi que son rayon de bec. Ceci a donc créé différentes intégrités de surface. Afin de les caractériser, la rugosité a été mesurée et les contraintes résiduelles ont été déterminées (figure 1.18).

Nous remarquons que la rugosité maximale augmente avec la diminution du rayon de bec, alors que les contraintes résiduelles diminuent avec le rayon de bec. Ainsi, si seule la rugosité impacte la durée de vie, nous nous attendons à une durée de vie plus importante pour les plus grands rayons de bec. Cependant, la limite de fatigue déterminée est plus importante pour les rayons de bec plus petits.

1.3. La modélisation de l'usinage

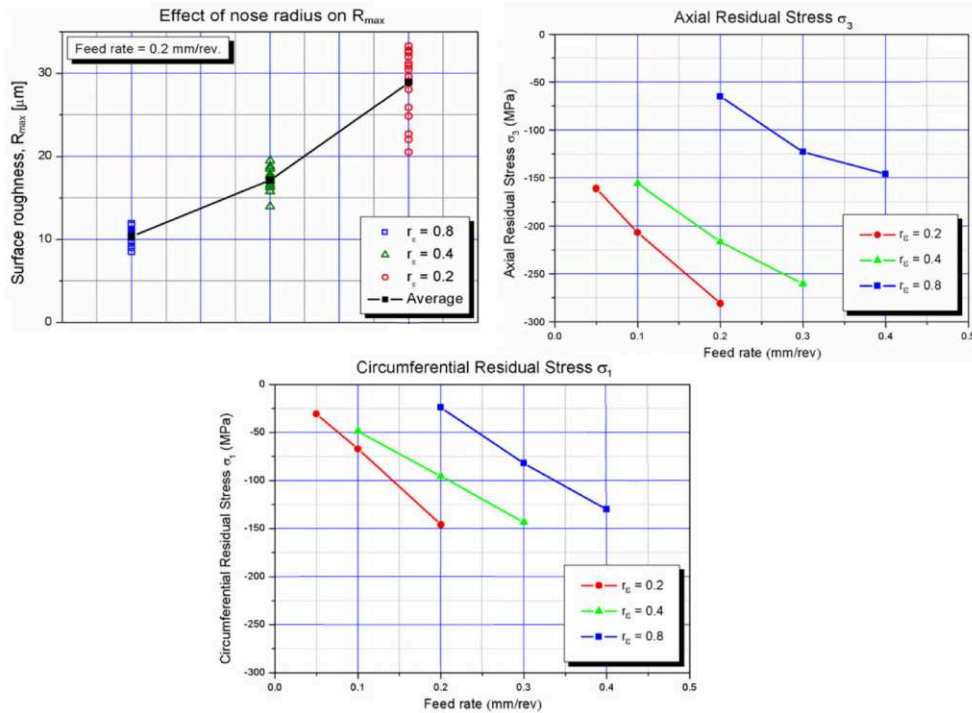


Figure 1.18 : Mise en évidence de l'influence des contraintes résiduelles dans un acier type 36CrNiMo6 sur la tenue en fatigue [47].

Ces auteurs justifient cela par le fait que les contraintes résiduelles de compression en surface sont des obstacles à la propagation de fissures augmentant la durée de vie des pièces, en flexion rotative. Cela est aussi vrai pour la flexion plane car ces sollicitations imposent un maximum de contraintes en surface.

De plus, la littérature [48, 49] montre l'importance de ne pas se limiter aux contraintes résiduelles de surface en étudiant l'évolution de celles-ci avec la profondeur. En effet, il est possible que le maximum de contraintes soit situé en sous-couche.

1.3. La modélisation de l'usinage

Comme décrit précédemment, l'usinage met en jeu des phénomènes complexes qu'il est important de comprendre afin de prévoir au mieux la durée de vie des matériaux qui en découle, ce qui conduit à l'intérêt porté sur la modélisation du comportement des matériaux.

L'étude de l'usinage peut se faire à l'aide d'une approche multi-échelles, permettant de limiter le nombre de phénomènes à prendre en compte et réduisant la taille du modèle ainsi que les temps de calcul. Les différentes échelles sont :

- L'échelle macroscopique. A cette échelle, l'interaction outil/pièce est considérée dans sa globalité. Cela permet l'étude des vibrations pendant la coupe pouvant générer une diminution de la durée de vie de l'outil ou une altération de l'état de surface ;
- L'échelle mésoscopique. A cette échelle, l'étude est focalisée sur l'interaction outil/pièce pour, classiquement, déterminer les efforts de coupe facilement "accessibles" d'un point de vue expérimental. Cette échelle permet aussi l'étude des phénomènes thermiques mis en jeu lors de la coupe ;
- L'échelle microscopique. Les modifications microstructurales au cours de la coupe y sont étudiées.

L'étude porte sur la détermination des différentes intégrités de surface, nous avons donc décidé de nous focaliser sur les approches aux échelles mésoscopique et microscopique.

1.3.1. L'échelle mésoscopique

A cette échelle, les approches par éléments finis sont couramment utilisées. En effet, ces méthodes permettent de résoudre des problèmes avec des conditions aux limites complexes prenant en compte le couplage thermodynamique, en résolvant simultanément :

- L'équation d'équilibre mécanique

$$\rho \ddot{x} = \text{div}(\underline{\sigma}) + f^v \quad (1.17)$$

avec ρ la masse volumique du matériau, \ddot{x} le vecteur accélération et f^v les forces volumiques.

- Le flux de chaleur pris en compte par l'équation de chaleur

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + r \quad (1.18)$$

avec λ la conductivité thermique et r une source de chaleur.

- La loi de comportement du matériau, couramment la loi thermo-élasto-viscoplastique de Johnson-Cook [50]. Cette loi considère un matériau isotrope et prend en compte un écrouissage isotrope

$$\sigma_{eq} = (A + B\epsilon_{eq}^n) (1 + C \ln[\dot{\epsilon}_{eq}]) \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right)^m \right] \quad (1.19)$$

avec A, B, C, n et m des constantes matériau à déterminer, ϵ_{eq} la déformation plastique équivalente, $\dot{\epsilon}_{eq}$ la vitesse de déformation plastique, T_0 et T_f respectivement la température ambiante et la température de fusion du matériau.

1.3. La modélisation de l'usinage

Pour la modélisation de l'usinage, deux approches utilisent cette méthode :

1. Une modélisation complète de la coupe ;
2. Une approche mixte semi-analytique.

1.3.1.1. La modélisation complète de la coupe

Les éléments finis permettent de prendre en compte des conditions aux limites complexes ainsi qu'un couplage des phénomènes tribologiques et mécaniques. Cette méthode permet ainsi de modéliser l'arrachement du copeau de la surface usinée par la coupe en fonction de la géométrie de l'outil, des propriétés mécaniques de la pièce, des propriétés thermiques de la pièce et de l'outil ainsi qu'un modèle de friction pour gérer l'interface outil/pièce. Ainsi, les champs de contraintes et de températures lors de la coupe peuvent être connus (voir figure 1.19). Par la suite, une relaxation des contraintes peut être effectuée pour déterminer les contraintes résiduelles après usinage.

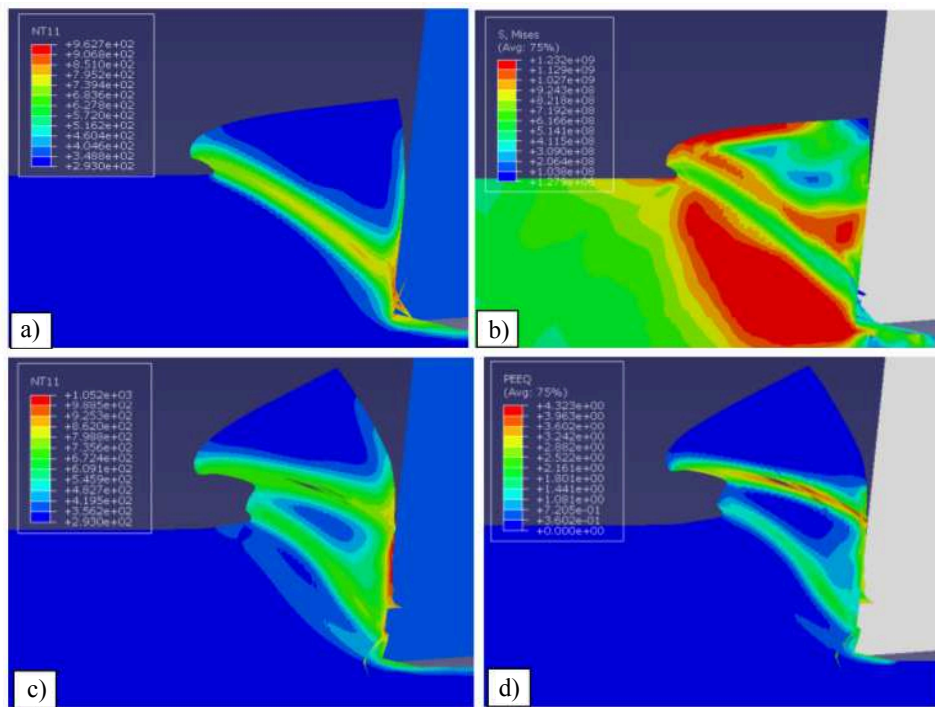


Figure 1.19 : Répartition de la température, (a) et (c) et de la contrainte équivalente, (b) et (d), lors de la formation du copeau (a) et (b), puis en phase de déformation (c) et (d) dans un alliage de titane [51].

L'intérêt de la modélisation de l'enlèvement du copeau est dans l'optimisation du procédé. En effet, la formation de certains types de copeaux, comme les copeaux continus, peut avoir un effet néfaste sur la pièce finie ainsi que sur l'outil [52, 53].

Néanmoins, cette approche est extrêmement coûteuse en terme de temps de calcul. Les lois de comportement sont aussi limitées pour réduire ce temps de calcul affectant l'aspect prédictif des contraintes résiduelles de la pièce usinée [54].

1.3.1.2. L'approche semi-analytique

L'approche semi-analytique de la coupe, initialement développée par Valiorgue et al. [54, 55], consiste à simplifier la géométrie et les conditions aux limites du problème en étudiant seulement la surface usinée, sans le copeau. Par une étude préliminaire, ce chargement est réduit à (voir figure 1.20) :

1. Un chargement thermique avant le passage de l'outil dû à la déformation du copeau et surtout à la chaleur évacuée par ce copeau dans le reste de la pièce ;
2. Un chargement thermomécanique dû aux efforts de coupe et au frottement de l'outil sur la pièce.

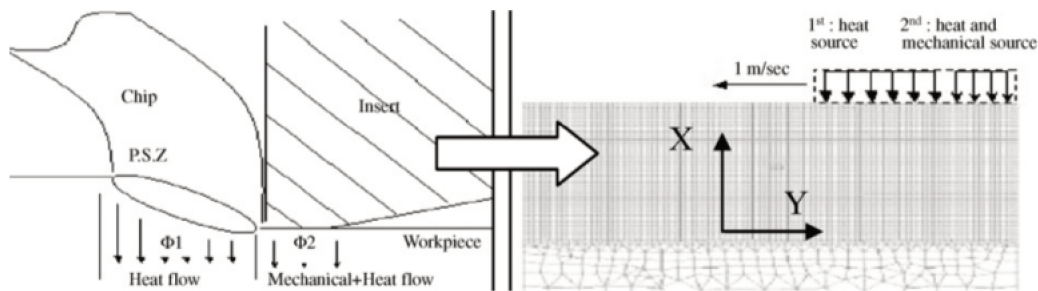


Figure 1.20 : Adaptation du modèle 3D en éléments finis classiques vers l'approche semi-analytique.

Les chargements thermiques et mécaniques sont déterminés analytiquement. Dans les travaux de Guillemot [45], la seconde étape du modèle consistant en un calcul thermo-mécanique peut être découplée. L'effet de la mécanique sur la thermique n'est donc pas pris en compte. Ceci se justifie par l'absence de prise en compte du copeau absorbant la majorité de la quantité de chaleur produite lors de l'usinage.

1.3.2. Les approches microscopiques

Les approches microscopiques tiennent compte du caractère hétérogène des matériaux et sont basées sur l'étude des interdépendances microstructure-propriétés mécaniques.

En effet, l'anisotropie élastique et plastique des phases a un impact sur la réponse macroscopique du matériau. Ainsi, les modifications microstructurales mises en jeu lors de l'usinage vont influencer la réponse macroscopique du matériau. De plus, en ce qui concerne

1.4. Conclusion partielle

les matériaux multiphasés, la réponse mécanique est différente d'une phase à l'autre. Ces hétérogénéités semblent donc importantes à caractériser pour l'étude de l'intégrité de surface.

Diverses approches existent pour la modélisation micro-mécanique des procédés, se différenciant sur la façon de représenter la microstructure :

- La représentation discrète de la microstructure. Nous y retrouvons la méthode des éléments finis permettant l'implémentation de la plasticité cristalline [56, 57]. Cependant, ces calculs sont chronophages [58]. Etant donné la lourdeur des calculs réalisés en simplifiant la loi de comportement du matériau pour la modélisation de l'usinage, il semble compliqué d'étendre le modèle à des lois de comportement plus robustes incluant le caractère hétérogène de la matière ;
- La représentation statistique de la microstructure. Nous y retrouvons les méthodes d'homogénéisation du comportement du matériau [59]. Celles-ci consistent, à partir de comportement monocristallin, à déterminer le comportement macroscopique du matériau en utilisant une loi de mélange. Ces méthodes ont aussi l'avantage d'être moins chronophages. Néanmoins, ces modèles ne permettent pas de prendre en compte des conditions aux limites complexes.

L'intérêt de ces méthodes va principalement résider dans la liaison entre les contraintes résiduelles modélisées et celles déterminées par DRX. En effet, le volume étudié pour cette modélisation peut être facilement assimilé au volume irradié par le faisceau de rayons X. Par ailleurs, cette modélisation micro-mécanique permet non seulement d'extraire les valeurs de contraintes/déformations de chaque phase du matériau, mais aussi les champs mécaniques des grains d'une même phase ayant un plan cristallographique de même orientation macroscopique. Ce dernier avantage crée un lien fort entre la modélisation micro-mécanique et la détermination de contraintes par diffraction des rayons X, dont le principe est présenté dans le chapitre suivant.

1.4. Conclusion partielle

Nous avons vu dans cette recherche bibliographique que les différents procédés d'usinage génèrent des intégrités de surface spécifiques ayant un impact sur la durée de vie des pièces. Ainsi, dans cette étude, nous allons analyser l'impact de différents paramètres d'usinage sur les intégrités de surface produites. La description des intégrités de surface sera limitée par une étude de la microstructure, de la micro-géométrie ainsi que des contraintes résiduelles.

Ce chapitre a aussi permis de relever la complexité des microstructures des alliages de titane, ce qui complique les mécanismes mis en jeu lors des transformations de ses alliages. Ainsi, il semble important de s'intéresser au caractère hétérogène de cette microstructure amplifié par l'aspect biphasé de l'alliage de l'étude le Ti-10V-2Fe-3Al. Pour cette raison,

nous avons pris le parti d'utiliser des modèles micro-mécaniques. En effet, ces modèles peuvent être reliés à la mesure de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. Ils permettent aussi de prendre en compte ce caractère biphasé ainsi que l'anisotropie du matériau.

2. Techniques expérimentales et matériaux de l'étude

Afin d'étudier les transformations surfaciques et sub-surfaciques induites par les différents procédés, nous avons utilisé différentes techniques expérimentales décrites dans ce chapitre. Nous y présenterons les techniques de caractérisation par essais mécaniques (fatigue en flexion 4 points et fretting) puis les techniques de diffraction des rayons X, la microscopie et la caractérisation des surfaces. Notons que la principale technique utilisée dans l'étude est la diffraction des rayons X. Elle a nécessité la mise en place d'une méthodologie d'analyse de données complexe. Cette méthodologie est elle aussi présentée dans cette partie.

Ce chapitre présente également les différents procédés de mise en forme des matériaux caractérisés dans cette étude.

2.1. Les essais de fatigue

Dans cette partie, nous présentons les essais de caractérisation. Nous nous intéressons en particulier aux essais qui permettent une caractérisation du comportement du matériau en surface.

2.1.1. La fatigue volumique

Les pièces en service subissent fréquemment des efforts en charges répétées, aléatoires ou cycliques. Cette sollicitation peut alors provoquer la rupture de la structure, même si les efforts imposés sont inférieurs à la limite d'élasticité macroscopique du matériau.

En effet, bien que les pièces soient dimensionnées pour fonctionner largement en dessous de la limite d'élasticité, les discontinuités de forme créées par les différentes étapes de mise en forme des structures causent des concentrations de contraintes telles que la contrainte locale peut être proche du seuil de plasticité du matériau, voire le dépasser. Ces concentrations de contraintes constituent un paramètre influant l'endommagement du matériau et l'initiation de fissures. Elles peuvent provenir, par exemple, de la rugosité ou des hétérogénéités microstructurales.

Par conséquent, il est important de connaître au mieux le comportement du matériau après les différentes étapes de mise en forme sous charge cyclique. Un chargement cyclique nécessite la mise en place d'un critère spécifique : la limite d'endurance généralement définie à 10^7 cycles.

Les chargements cycliques peuvent être caractérisés par différents paramètres (voir la figure 2.1), notamment les contraintes maximales et minimales (σ_{max} , σ_{min}), la contrainte moyenne $\sigma_m = \frac{1}{2}(\sigma_{max} + \sigma_{min})$, la contrainte alternée $\sigma_a = \frac{1}{2}(\sigma_{max} - \sigma_{min})$ et le rapport de contraintes $R_\sigma = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$.

La représentation des résultats suite aux essais de fatigue est régulièrement faite par la courbe dite S-N (Stress-Number of cycles) ou courbe de Wölher (voir la figure 2.2). De cette courbe, il peut être tiré un critère d'endurance, correspondant au seuil de contraintes où la rupture se fait après un très grand nombre de cycles. Comme le montre la figure 2.2, on distingue trois domaines de fonctionnement :

1. Le domaine de fatigue oligocyclique, sous forte contrainte ;
2. Le domaine d'endurance limitée, où nous observons une croissance du nombre de cycles avant rupture quand la contrainte décroît ;
3. Le domaine d'endurance, correspondant à la zone de sécurité où la rupture ne se fait pas si le nombre de cycles est inférieur à la durée de vie de la pièce.

2.1. Les essais de fatigue

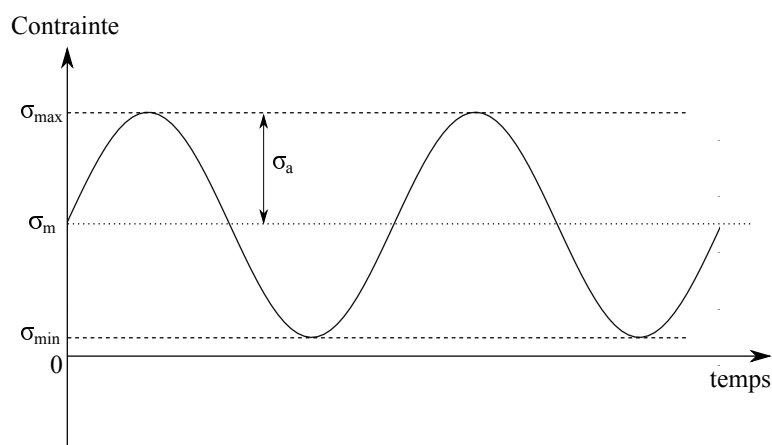


Figure 2.1 : Schéma représentant l'évolution de la contrainte en fonction du temps en chargement cyclique.

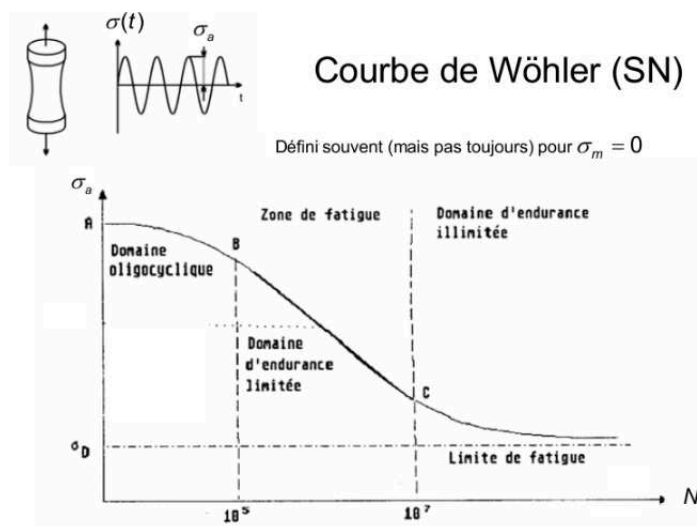


Figure 2.2 : Schéma représentant les différents domaines de fatigue sur une courbe de Wöhler [60].

La modélisation de la courbe dans le domaine d'endurance permet de déterminer cette limite d'endurance, σ_D . Parmi ces modèles, nous relevons les suivants [61] :

- Le modèle de Stromeyer

$$\log(N_r) = a - b \cdot \log(\sigma - \sigma_D) \quad (2.1)$$

avec a, b des constantes déterminées à l'aide des données expérimentales.

- Le modèle de Palmgren

$$\log(N_r + B) = a - b \cdot \log(\sigma - \sigma_D) \quad (2.2)$$

avec a, b, B des constantes déterminées à l'aide des données expérimentales.

- Le modèle de Bastenaire

$$N_r = \frac{A \cdot \exp[-C \cdot (\sigma - \sigma_D)]}{\sigma - \sigma_D} \quad (2.3)$$

avec A , C des constantes déterminées à l'aide des données expérimentales.

Cependant, cette limite d'endurance σ_D correspond à une contrainte alternée, $R_\sigma = -1$, comme les essais du type flexion alternée, traction-compression...

Pour la réalisation de certains essais, comme la flexion 4 points, il est courant de réaliser les essais à des ratios de contraintes différents de -1 . Il existe toutefois, dans la littérature [61], des modèles reliant l'essai à $R_\sigma \neq -1$ à celui à $R_\sigma = -1$, illustrés sur le diagramme de Haigh (figure 2.3). Nous notons principalement les deux modèles les plus utilisés :

1. La droite de Goodman

$$\sigma_{eq}(R_\sigma = -1) = \frac{\sigma_a}{1 - \left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right)} \quad (2.4)$$

2. La parabole de Gerber

$$\sigma_{eq}(R_\sigma = -1) = \frac{\sigma_a}{1 - \left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right)^2} \quad (2.5)$$

De plus, ces modèles peuvent permettre la prise en compte des contraintes résiduelles en utilisant le principe de superposition

$$\sigma_{eq}(R_\sigma = -1) = \frac{\sigma_a}{1 - \left(\frac{\sigma_m + \sigma_{res}}{R_m}\right)^n} \quad (2.6)$$

avec n l'exposant correspondant au modèle utilisé. Notons que la parabole de Gerber n'est valable que lorsque $\sigma_m + \sigma_{res} > 0$.

Pour les besoins de l'étude, nous avons utilisé l'essai de flexion 4 points. Nous ne développerons que cet essai dont le schéma est représenté sur la figure 2.4. En connaissant les efforts appliqués sur chaque point d'appui et les distances entre les points d'application des forces, nous pouvons déterminer l'évolution du moment fléchissant sur la fibre moyenne (voir figure 2.5).

Ainsi, il est possible de déterminer la contrainte normale σ_{11} à l'aide de l'expression suivante

$$\sigma_{11} = -\frac{M f_z}{I_{Gz}} * y \quad (2.7)$$

avec I_{Gz} le moment d'inertie défini au centre de gravité de la section droite de l'éprouvette, avec un repère centré sur le centre de gravité de la section.

2.1. Les essais de fatigue

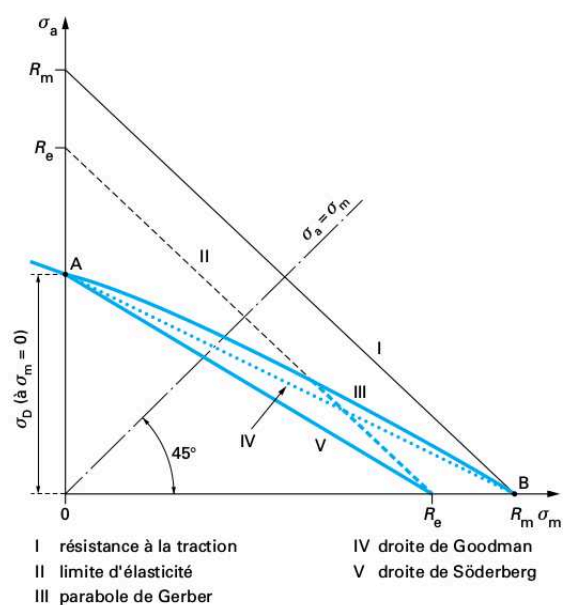


Figure 2.3 : Diagramme de Haigh représentant les équivalences entre les essais à divers R_σ [61].

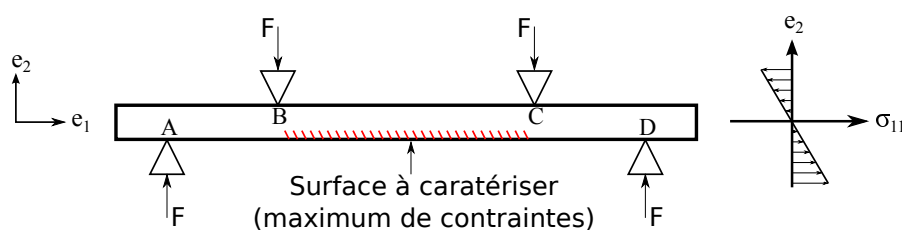


Figure 2.4 : Schéma de l'essai de flexion 4 points et du gradient de contraintes dans l'épaisseur entre les points B et C.

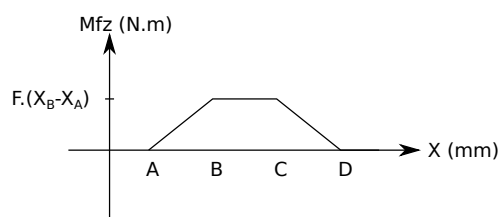


Figure 2.5 : Schéma représentatif de l'évolution du moment fléchissant au sein de la poutre.

L'intérêt de l'essai de flexion provient du champ de contraintes variable dans le volume de la pièce testée, mais ce champ de contraintes est connu à partir des effort appliqués (voir figure 2.4). Ainsi, les différents échantillons seront testés en prenant soin de positionner la surface à caractériser de façon à ce qu'elle subisse le maximum de contraintes.

Ces essais ont été réalisés au sein du site de Suresnes d'Airbus Group Innovation en utilisant une machine hydraulique MAYES 8800. La fréquence d'oscillation de la machine est $f = 7 \text{ Hz}$ avec un ratio $R_\sigma = 0,1$.

Les éprouvettes utilisées ont été réalisées avec une géométrie spécifique afin de diminuer la probabilité de rupture dans les angles de l'éprouvette (illustration sur la figure 2.6).

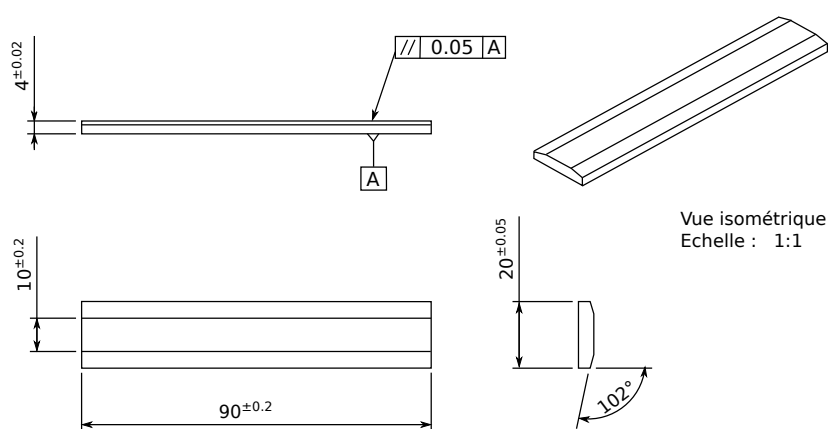


Figure 2.6 : Géométrie des éprouvettes de flexion.

En complément des essais de fatigue volumique, nous nous intéressons également à la fatigue de contact.

2.1.2. La fatigue fretting

Le fretting se définit comme des débattements oscillatoires de faible amplitude entre deux surfaces. Ces mouvements sont souvent tangentiels. Ce phénomène est régulièrement retrouvé dans les liaisons quasi-statiques, dans lesquelles nous retrouvons les assemblages comme les assemblages vissés, cannelés, frettés...

On constate deux types de sollicitations et de caractérisations :

- Lorsque le déplacement entre les deux surfaces est dû à la déformation d'une structure soumise à un chargement volumique cyclique, on parle de fretting fatigue. Il s'agit d'une sollicitation couplée d'un chargement volumique et d'un chargement de contact ;
- On parle de fretting fissuration et/ou fretting wear lorsque le chargement appliqué est uniquement un chargement de contact.

2.1. Les essais de fatigue

Nous développerons seulement la configuration correspondant au chargement de contact seul, qui correspond aux expérimentations de cette étude.

Mohrbacher et al. [62] ont identifié trois modes élémentaires cinématiques de fretting (illustration sur la figure 2.7) :

- Mode I : déplacement linéaire ;
- Mode II : déplacement radial ;
- Mode III : déplacement circonférentiel.

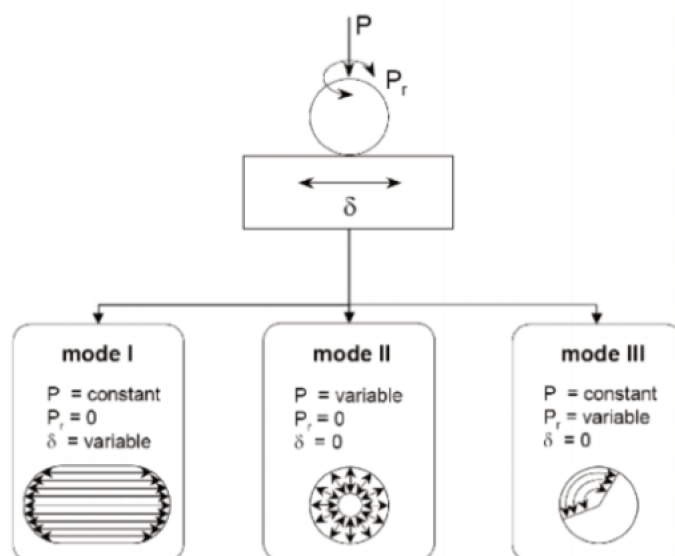


Figure 2.7 : Illustration des différents modes de fretting identifiés [62].

Dans notre travail, nous nous limitons à l'étude du mode I, soit un déplacement alterné dans une direction. Pour cette sollicitation, les faciès ont l'aspect présenté sur la figure 2.8, avec une zone de collage et une zone de glissement.

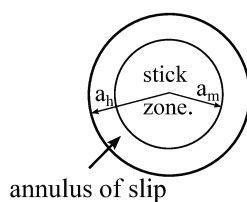


Figure 2.8 : Schéma représentant le fretting en glissement partiel [63].

Suivant les matériaux, le chargement imposé et l'amplitude de débattement, les modes d'endommagement observés sont :

- pas de fissuration : régime de collage ;
- fissuration et usure douce : régime mixte (glissement partiel) ;
- usure : régime avec glissement (la zone de glissement porte sur toute la surface).

Pour la caractérisation de la tenue en fatigue des couches de surface, nous utilisons la sollicitation en glissement partiel. Pour calculer les champs de contraintes associés à ce type de contact, nous utilisons la théorie de Hertz [64] étendue avec la théorie de Mindlin [65] (voir le développement en Annexe B). Cette sollicitation connue [66, 67] localise l'apparition des fissures sur le rayon extérieur de la surface de contact (voir la figure 2.9).

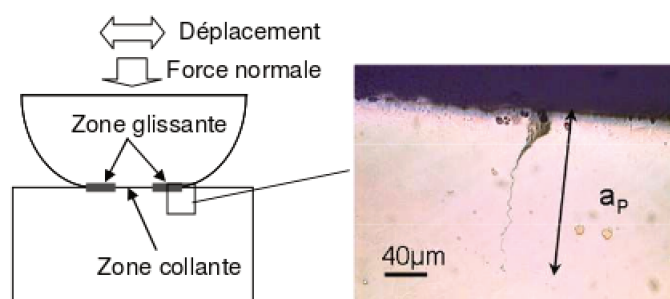


Figure 2.9 : Mode d'endommagement en glissement partiel : amorçage de fissures dans un alliage base Nickel [68].

Le tribomètre développé dans la thèse de Fortes da Cruz [69] a été utilisé pour réaliser les essais de fatigue fretting de l'étude (voir la figure 2.10). Le contact étudié est un contact ponctuel bille sur plan, avec des pions de diamètre 4 mm constitués du même matériau que celui de l'étude (le Ti-10V-2Fe-3Al). Les efforts normaux sont appliqués à l'aide d'une masse suspendue et le mouvement relatif entre la pièce et le pion est réalisé par l'intermédiaire d'un excitateur magnétique. Ces essais sont pilotés en force tangentielle avec une fréquence d'oscillation imposée.

2.1.3. La simulation des essais

De manière générale, la réalisation de ces essais mécaniques s'accompagne de calculs afin de déterminer les grandeurs mécaniques caractéristiques.

L'approche de la simulation de la fatigue fretting a été présentée par Caron et al. [71].

La démarche est assez semblable pour les deux essais qui nous intéressent. Celle-ci est schématisée sur la figure 2.11.

2.1. Les essais de fatigue

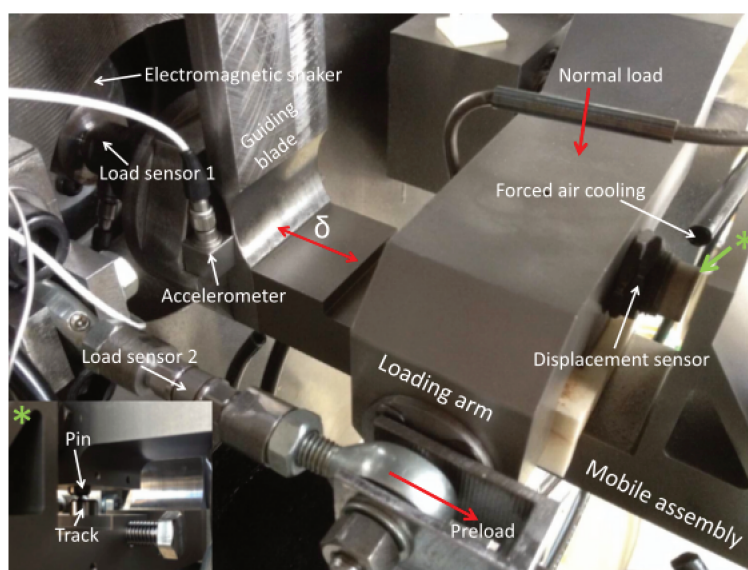


Figure 2.10 : Tribomètre utilisé afin de réaliser les essais de fretting fatigue [70].

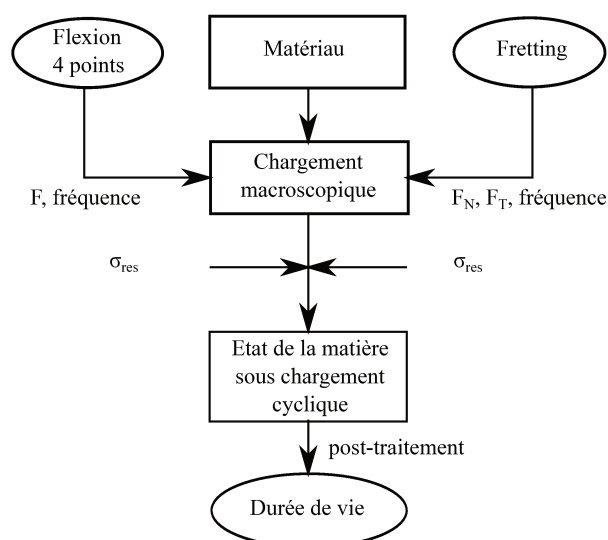


Figure 2.11 : Schématisation de la démarche de modélisation des essais de fatigue volumique et fretting.

Cette approche fait apparaître la nécessité de connaître l'état du matériau avant la sollicitation. Pour la détermination des contraintes résiduelles résultantes de la gamme d'élaboration et de mise en forme du matériau, il est courant de mettre en œuvre la technique de diffraction des rayons X que nous allons présenter.

2.2. La Diffraction des Rayons X (DRX)

La DRX est l'une des techniques les plus répandues pour déterminer les contraintes résiduelles dans une pièce.

2.2.1. Le principe de la mesure

Un faisceau de rayons X monochromatique, de longueur d'onde λ , est dirigé sur un échantillon avec un angle d'incidence θ . Celui-ci est diffracté s'il respecte la loi de Bragg [72]

$$\lambda = 2.d_{hkl}.\sin(\theta) \quad (2.8)$$

avec d_{hkl} la distance interéticulaire entre les plans $\{hkl\}$; illustration sur la Figure 2.12.

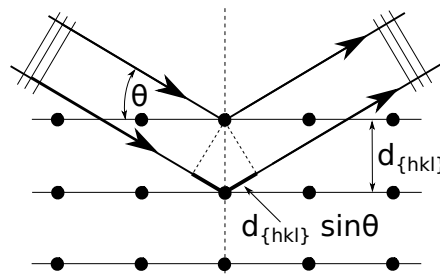


Figure 2.12 : Loi de Bragg.

2.2.2. La texture cristallographique

La texture cristallographique correspond à la distribution des orientations cristallines au sein du matériau. En raison de l'anisotropie des propriétés monocristallines, la texture cristallographique est un paramètre important influant sur la réponse macroscopique des matériaux.

L'orientation cristalline

L'orientation d'un cristal est définie comme l'orientation du repère associé à ce cristal $\mathbf{K}_B(x_B, y_B, z_B)$ (adapté aux symétries de la maille cristalline) par rapport au repère de l'échantillon $\mathbf{K}_A(x_A, y_A, z_A)$. Nous notons \underline{g} , la matrice de rotation permettant de rendre les deux repères, cités précédemment, colinéaires (voir la figure 2.13).

2.2. La Diffraction des Rayons X (DRX)

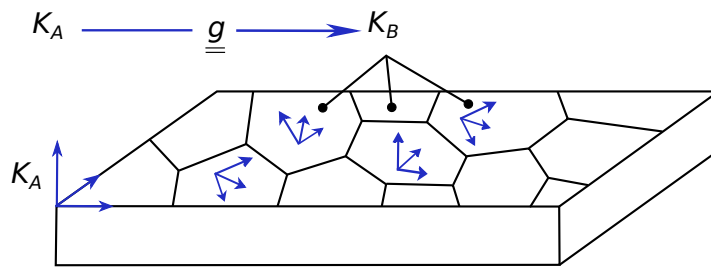


Figure 2.13 : Orientation cristalline dans un polycristal [73].

Il existe plusieurs possibilités pour définir \underline{g} . Nous utilisons les angles d'Euler avec la convention de Bunge [74]

$$\underline{g} = \begin{pmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{pmatrix} \quad (2.9)$$

soit trois rotations successives d'angles ϕ_1 , Φ et ϕ_2 , illustrées sur la figure 2.14. Notons que $\phi_1 \in [0, 2\pi[$, $\Phi \in [0, \pi]$ et $\phi_2 \in [0, 2\pi[$.

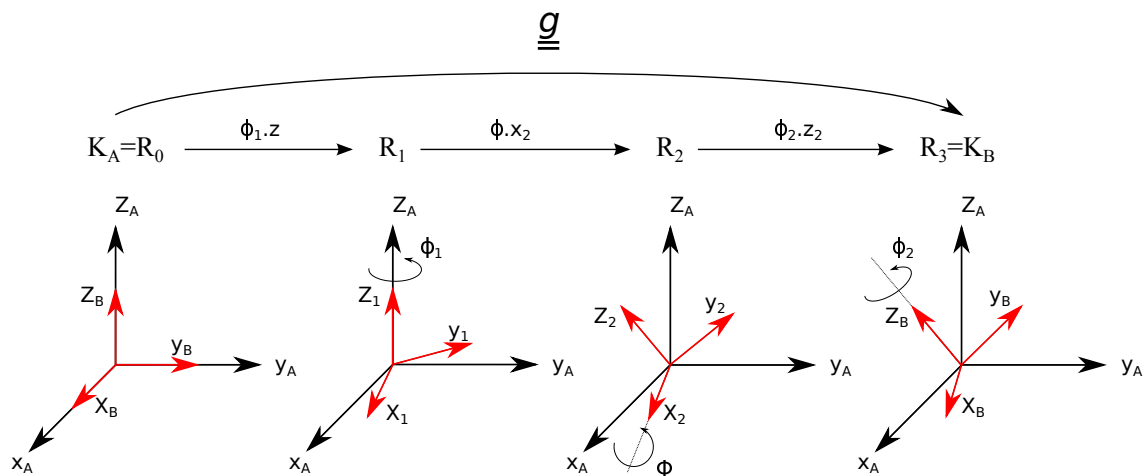


Figure 2.14 : Angle d'Euler selon la convention de Bunge.

La fonction de distribution des orientations

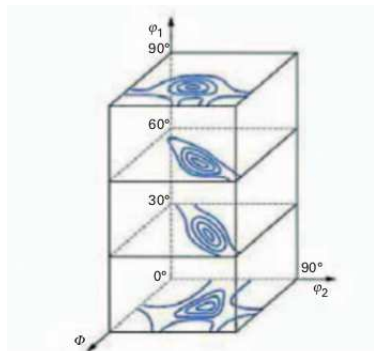


Figure 2.15 : FDO représentée par des courbes d'isodensité dans des sections bi-dimensionnelles [73].

La fonction de distribution des orientations (FDO) des cristallites, $f(\underline{g})$, est définie par la fraction volumique du matériau ($\frac{dV}{V}$) ayant une orientation \underline{g} à $d\underline{g}$ près.

$$\frac{dV}{V} = \frac{f(\underline{g})}{8\pi^2} d\underline{g} \quad (2.10)$$

Lorsque la distribution de ces orientations est aléatoire (isotropie), chaque orientation contient la même fraction volumique de cristallites, soit $f(\underline{g})=1$.

De manière générale, les FDO sont représentées dans l'espace d'Euler (ϕ_1, Φ, ϕ_2) par des surfaces d'isodensités. Pour plus de visibilité, nos représentations se font avec des coupes dans l'espace à $\phi_1 = \text{constante}$ ou $\phi_2 = \text{constante}$ (figure 2.15).

Les figures de pôles

Les figures de pôles correspondent aux densités de plans cristallographiques. Celles-ci sont associées à la projection stéréographique des normales aux plans de la famille $\{hkl\}$ de tous les cristaux de l'échantillon. Cette projection consiste à déterminer un couple d'angles (χ, ϕ) associé à la normale à un plan cristallographique de la famille $\{hkl\}$. Ces angles sont définis à partir du repère de l'échantillon (voir Figure 2.16).

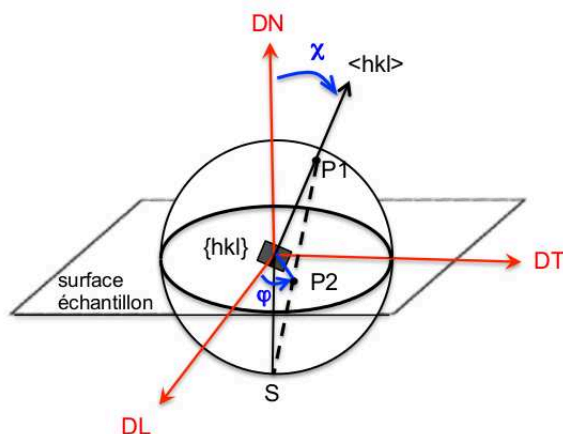


Figure 2.16 : Projection stéréographique de la normale au plan (hkl) dans le repère de l'échantillon [19].

2.2. La Diffraction des Rayons X (DRX)

Ces figures de pôles sont reliées à la FDO

$$P_{hkl}(\phi, \chi) = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} f(\phi, \chi, \gamma) d\gamma \quad (2.11)$$

Il est possible, si le nombre de figures de pôles est suffisant, de calculer la FDO avec ces figures. Ce nombre dépend des symétries de la maille cristalline :

- Les mailles cubiques ont seulement besoin de 3 figures de pôles pour déterminer la FDO. Concernant plus particulièrement la maille cubique centrée, les pôles principalement représentés sont $\{110\}$, $\{200\}$ et $\{211\}$. Dans notre cas, nous avons utilisé les pôles $\{200\}$, $\{211\}$ et $\{220\}$ en raison de la superposition des pics ;
- En raison des faibles symétries de la maille hexagonale, il est nécessaire d'avoir connaissance de 5 figures de pôles afin de pouvoir retrouver la FDO. De manière générale, les pôles utilisés sont $\{10.0\}$, $\{00.2\}$, $\{10.1\}$, $\{10.2\}$ et $\{11.0\}$. Dans notre cas, nous avons utilisé les pôles $\{10.0\}$, $\{00.2\}$, $\{10.1\}$, $\{11.0\}$ et $\{10.3\}$ en raison de la superposition des pics.

Afin de calculer la FDO, il existe plusieurs méthodes numériques. Nous nous sommes principalement intéressés à la méthode harmonique développée par Bunge [74]. Cette dernière consiste à décomposer $f(g)$ en série sur des bases d'harmoniques sphériques $T_l^{mn}(g)$ (équation 2.12) affectées par les coefficients C_l^{mn} , déterminés à l'aide des figures de pôles par la méthode des moindres carrés.

$$f(g) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-l}^{+l} \sum_{n=-l}^{+l} C_l^{mn} T_l^{mn}(g) \quad (2.12)$$

De manière générale, la convergence est considérée comme acquise lorsque $l=22$ pour la symétrie cubique et $l=16$ pour la symétrie hexagonale. Les valeurs l utilisées pour les expansions sont directement liées au nombre de figures de pôles déterminées.

Nous nous sommes concentrés sur cette méthode de calcul de texture car les données de sortie du logiciel utilisé pour ce calcul (PopLA [75]) sont compatibles avec les données d'entrée du logiciel utilisé pour la détermination des contraintes résiduelles par DRX.

La mesure de texture par diffraction des rayons X

A partir des différences d'intensité entre les raies de diffraction, on détermine les figures de pôles expérimentales d'un matériau polycristallin.

Pour ce faire, un repère direct est associé à l'échantillon. Bien souvent, il s'agit d'un repère (DL, DT, DN) représentant respectivement la direction de laminage, la direction transverse et la direction normale.

Par ailleurs, il est nécessaire de connaître la valeur des angles de Bragg de la famille de plans $\{hkl\}$ dont nous souhaitons déterminer la figure de pôles. Une mesure est ensuite

réalisée, avec une discrétisation des figures de pôles de $2,5^\circ/5^\circ$ (déclinaison/azimut) et une limite maximale de 80° en déclinaison pour des problèmes de défocalisation du faisceau de rayons X. Après correction du bruit de fond et de la défocalisation, les figures de pôles expérimentales sont pseudo-normalisées. Enfin, la texture complète est recalculée à l'aide d'une méthode choisie comme, par exemple, celle des harmoniques sphériques présentées précédemment.



Figure 2.17 : Dispositif de mesure de texture par DRX.

2.2.3. La détermination des contraintes

Comme remarqué précédemment, la position d'un pic de diffraction associé à la famille de plans $\{hkl\}$ est liée à la moyenne des distances inter-réticulaires de l'ensemble des grains en position de Bragg $\langle d_{hkl} \rangle$. Ainsi, en supposant l'état de référence connu, c'est à dire le paramètre de maille du matériau sans contrainte, il est possible de déterminer la déformation moyenne $\langle \epsilon_{\phi,\psi} \rangle_\Omega$ associée à ce volume diffractant Ω , dans la direction du vecteur diffraction \underline{K} (cf Figure 2.18).

$$\langle \epsilon_{\phi,\psi} \rangle_\Omega = \frac{\langle d_{\{hkl\}} \rangle_\Omega - d_0_{\{hkl\}}}{d_0_{\{hkl\}}} \quad (2.13)$$

Notons la matrice a_{ij} , la matrice de rotation permettant la relation entre le repère associé à la diffraction et le repère de l'échantillon, telle que $X'_{ij} = a_{ik}a_{jl}X_{kl}$ (avec X_{ij} , X'_{ij} , les tenseurs exprimés respectivement dans le repère de l'échantillon et dans le repère associé à la diffraction), définie par

$$a_{ij} = \begin{pmatrix} \cos\phi \cos\psi & \sin\phi \cos\psi & -\sin\psi \\ -\sin\phi & \cos\phi & 0 \\ \cos\phi \sin\psi & \sin\phi \sin\psi & \cos\psi \end{pmatrix} \quad (2.14)$$

Etant donné que la loi élastique locale associée au grain (g) est connue [76]

$$\underline{\underline{\epsilon}}'^g = \underline{\underline{S}}'^g : \underline{\underline{\sigma}}'^g \quad \text{ou} \quad \underline{\underline{\epsilon}}'^g = \underline{\underline{S}}'^g : (\underline{\underline{B}}'^g : \underline{\underline{\sigma}}'^{IV} + \underline{\underline{\sigma}}'^{IIg,i}) \quad (2.15)$$

2.2. La Diffraction des Rayons X (DRX)

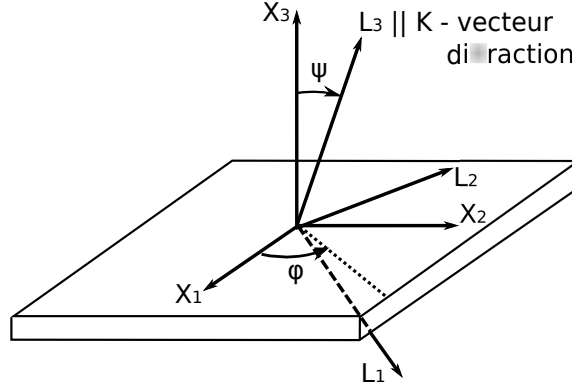


Figure 2.18 : Relation entre le repère de l'échantillon et le repère associé à la diffraction.

avec \mathbf{S}'^g et \mathbf{B}'^g respectivement les tenseurs des souplesses élastiques et de concentration de contraintes associés au grain g ($\underline{\underline{\sigma}}'^g = \mathbf{B}'^g : \underline{\underline{\sigma}}'^{IV}$). Ces tenseurs sont exprimés dans le repère associé à la diffraction. Le tenseur de concentration de contraintes se définit à l'aide d'un modèle micro-mécanique. Le tenseur $\underline{\underline{\sigma}}'^{IV}$ correspond au tenseur des contraintes d'ordre 1 moyenné dans le volume analysé et $\underline{\underline{\sigma}}'^{IIg,i}$ les tenseurs des contraintes d'ordre 2 associé aux incompatibilités de déformations à l'exception des incompatibilités de déformations élastiques déjà prises en compte à travers \mathbf{B}^g .

En moyennant l'équation 2.15 sur le volume Ω , nous obtenons

$$\langle \underline{\underline{\epsilon}}'^g \rangle_{\Omega} = \langle \mathbf{S}'^g : \mathbf{B}'^g \rangle_{\Omega} : \underline{\underline{\sigma}}'^{IV} + \langle \mathbf{S}'^g : \underline{\underline{\sigma}}'^{IIg,i} \rangle_{\Omega} \quad (2.16)$$

Sachant que la déformation $\langle \epsilon_{\phi,\psi} \rangle_{\Omega}$ correspond à la composante $\langle \epsilon'_{33} \rangle_{\Omega}$, d'où

$$\langle \epsilon_{\phi,\psi} \rangle_{\Omega} = \langle S'_{33ij} B'_{ijkl} \rangle_{\Omega} \sigma'_{kl}{}^{IV} + \langle S'_{33ij} \sigma'_{ij}{}^{IIg,i} \rangle_{\Omega} \quad (2.17)$$

ou encore (tenseur des contraintes σ_{mn}^{IV} exprimé dans le repère de l'échantillon)

$$\langle \epsilon_{\phi,\psi} \rangle_{\Omega} = \langle S'_{33ij} B'_{ijkl} \rangle_{\Omega} a_{km} a_{ln} \sigma_{mn}^{IV} + \langle S'_{33ij} \sigma'_{ij}{}^{IIg,i} \rangle_{\Omega} \quad (2.18)$$

La norme NF EN 15305 [77]

La détermination des contraintes d'après la norme correspond à la méthode couramment appelée "La méthode du $\sin^2\psi$ ". Les contraintes d'ordre II sont négligées, $\sigma^{IIg,i} = 0 \text{ MPa}$. En effet, celles-ci complexifient de manière importante le problème. Il est alors nécessaire de connaître toute l'histoire du matériau afin de pouvoir modéliser les traitements qu'il a subi dans le but de déterminer les déformations plastiques induites qui sont à l'origine de ces contraintes d'ordre II. Ainsi, l'équation 2.18 devient

$$\langle \epsilon_{\phi,\psi} \rangle_{\Omega} = \langle S'_{33ij} B'_{ijkl} \rangle_{\Omega} a_{km} a_{ln} \sigma_{mn}^{IV} \quad (2.19)$$

Par ailleurs, étant donné que les rayons X ont une faible pénétration dans la matière, il est possible de considérer que le vecteur de contraintes dans la direction normale à la surface analysée est nul, soit $\sigma_{3i} = \vec{0}$, correspondant à l'hypothèse des surfaces libres. De ce fait, en posant $\mathbf{S}^{eq} = \langle \mathbf{S}'^g : \mathbf{B}'^g \rangle_{\Omega}$, nous obtenons

$$\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega} = S_{33kl}^{eq} a_{k1} a_{l1} \sigma_{11}^{IV} + S_{33kl}^{eq} (a_{k1} a_{l2} + a_{k2} a_{l1}) \sigma_{12}^{IV} + S_{33kl}^{eq} a_{k2} a_{m2} \sigma_{22}^{IV} \quad (2.20)$$

Dans le cas général, le tenseur \mathbf{S}^{eq} dépend du volume diffractant et donc des angles ϕ et ψ . Cependant, son expression se simplifie lorsque le matériau n'est pas texturé. En effet, il devient constant pour une raie de diffraction $\{hkl\}$ donnée et s'écrit de la façon suivante (notation de Voigt)

$$S_{ij}^{eq} = \begin{pmatrix} S_{11}^{eq} & S_{12}^{eq} & S_{13}^{eq} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12}^{eq} & S_{11}^{eq} & S_{13}^{eq} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13}^{eq} & S_{13}^{eq} & S_{33}^{eq} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44}^{eq} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{44}^{eq} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66}^{eq} \end{pmatrix} \quad (2.21)$$

Ainsi, l'équation 2.20 se réécrit plus simplement sous la forme suivante

$$\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega} = \frac{1}{2} s_2 \left(\sigma_{11}^{IV} \cos^2 \phi + \sigma_{12}^{IV} \sin(2\phi) + \sigma_{22}^{IV} \sin^2 \phi \right) \sin^2(\psi) + s_1 \left(\sigma_{11}^{IV} + \sigma_{22}^{IV} \right) \quad (2.22)$$

avec $\frac{1}{2} s_2 = (S_{33}^{eq} - S_{31}^{eq})$ et $s_1 = S_{31}^{eq}$ les constantes élasto-radiocristallographiques (CER).

Par conséquent, nous pouvons remarquer une évolution linéaire entre $\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega}$ et $\sin^2 \psi$ à ϕ constant. Ainsi, la détermination des contraintes suivant la norme se fait par des mesures réalisées en $\theta/2\theta$, pour un ϕ donné et plusieurs ψ (diffractomètre équipé d'un berceau d'Euler). Il est possible de faire cette acquisition pour plusieurs ϕ , en fonction des termes du tenseur de contraintes que l'on veut déterminer. Par exemple, pour déterminer σ_{11}^{IV} et σ_{22}^{IV} , les mesures à $\phi = 0^\circ$ et $\phi = 90^\circ$ sont intéressantes.

Il reste tout de même une difficulté qui consiste à déterminer les CER s_1 et s_2 . En cas d'élasticité isotrope à l'échelle du cristal, celles-ci sont directement liées au module de Young (E) et au coefficient de Poisson (ν). En cas d'élasticité anisotrope, il est possible de déterminer ces CER expérimentalement dans le cas d'un matériau monophasé à texture isotrope. Pour des matériaux plus complexe, un modèle micro-mécanique est nécessaire pour déterminer le tenseur des concentrations de contraintes \mathbf{B}^g .

Concernant la raie de diffraction $\{hkl\}$ à choisir, la norme conseille l'utilisation d'une raie avec un grand angle de Bragg ($2.\theta_{hkl}$) dans le but d'être plus sensible au déplacement du pic de diffraction suite à une déformation. Pour la phase hexagonale du titane, la norme propose par exemple l'utilisation de la raie $\{12.3\}$ avec une source cuivre. L'avantage de

2.2. La Diffraction des Rayons X (DRX)

cette raie de diffraction est sa grande multiplicité réduisant les indices de texture. Les effets de celle-ci seront donc plus limités.

L'appareil conventionnel le plus couramment utilisé est un quatre cercles ($\theta, \phi, \psi, 2\theta$) en géométrie type Bragg-Brentano [78], équipé d'un détecteur ponctuel. Ainsi, les angles de position ϕ, χ des mesures de texture sont équivalents aux angles ϕ, ψ des mesures de déformations.

Néanmoins, la prise en compte des raies de diffractions à forte multiplicité ne permet pas toujours de s'affranchir de la texture cristallographique pour déterminer les contraintes dans un matériau.

La prise en compte de la texture cristallographie et l'anisotropie élastique sur la détermination des contraintes

Il est connu que la texture cristallographique a un impact sur la linéarité de l'évolution de la déformation $\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega}$ en fonction de $\sin^2(\psi)$, comme l'illustre la figure 2.19.

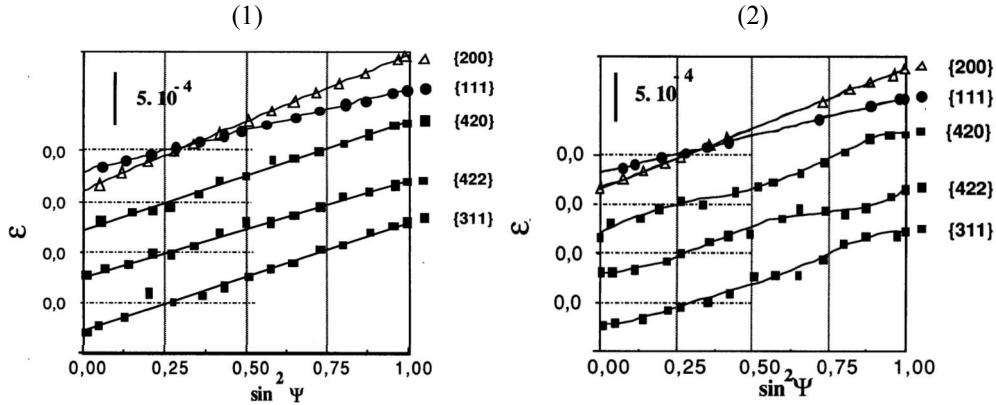


Figure 2.19 : (1) Evolution linéaire entre la déformation mesurée par diffraction et $\sin^2(\psi)$ sur un polycristal de cuivre isotrope. (2) Evolution non linéaire entre la déformation mesurée par diffraction et $\sin^2(\psi)$ sur un polycristal de cuivre anisotrope [79].

Il est possible de déterminer l'ensemble des orientations contribuant au pic de diffraction et correspondant à la rotation d'un angle $\gamma \in [0, 2\pi[$ autour du vecteur diffraction (voir figure 2.20 avec un exemple pour la maille cubique).

Ainsi, nous pouvons réécrire l'équation 2.19 de la manière suivante

$$\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega} = \frac{\int_0^{2\pi} f(g) S'_{33ij} B'_{ijkl} d\gamma a_{km} a_{ln}}{\int_0^{2\pi} f(g) d\gamma} \sigma_{mn}^{IV} \quad (2.23)$$

Par conséquent, l'évolution de la déformation $\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega}$ en fonction du $\sin^2 \psi$ n'est plus linéaire.

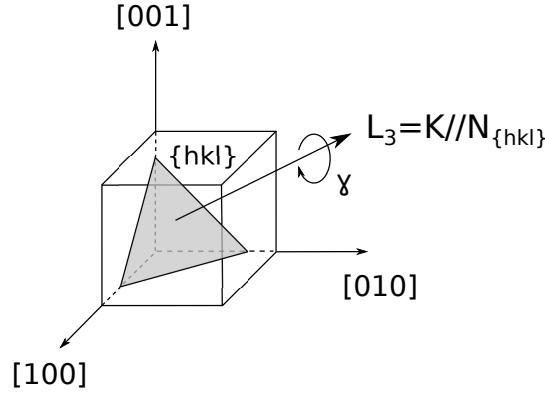


Figure 2.20 : Définition de l'ensemble des orientations en position de diffraction [80] pour la maille cubique.

Compte-tenu de l'erreur associée à la mesure (divergence du faisceau par exemple), l'équation 2.23 a été modifiée afin de prendre en compte une dispersion (disp) associée à ces erreurs de mesure. Dans les travaux d'Agnew et al. [81], cette dispersion est comprise entre 5 et 10°. Cette équation devient alors

$$\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega} = \frac{\int_{\phi-disp}^{\phi+disp} \int_{\psi-disp}^{\psi+disp} \int_0^{2\pi} f(g) S'_{33ij} B'_{ijkl} \sin(\psi) d\gamma d\psi d\phi a_{km} a_{ln} \sigma_{mn}^{IV}}{\int_{\phi-disp}^{\phi+disp} \int_{\psi-disp}^{\psi+disp} \int_0^{2\pi} f(g) \sin(\psi) d\gamma d\psi d\phi} \sigma_{mn}^{IV} \quad (2.24)$$

ou encore

$$\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega} = S_{33kl}^{eq} a_{km} a_{ln} \sigma_{mn}^{IV} \quad (2.25)$$

où S^{eq} est défini de la façon suivante

$$S_{33kl}^{eq} = \frac{\int_{\phi-disp}^{\phi+disp} \int_{\psi-disp}^{\psi+disp} \int_0^{2\pi} f(g) S'_{33ij} B'_{ijkl} \sin(\psi) d\gamma d\psi d\phi}{\int_{\phi-disp}^{\phi+disp} \int_{\psi-disp}^{\psi+disp} \int_0^{2\pi} f(g) \sin(\psi) d\gamma d\psi d\phi} \quad (2.26)$$

En connaissant la FDO (soit la fonction $f(g)$), nous pouvons évaluer le tenseur S^{eq} , avec l'aide d'un modèle micro-mécanique. Ainsi, il devient possible de déterminer le tenseur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}^{IV}$. En effet, la linéarité de l'équation 2.25 permet de justifier l'unicité de la solution.

Par ailleurs, nous pouvons remarquer qu'il est possible de déterminer les contraintes en prenant en compte simultanément plusieurs valeurs de ϕ mais aussi plusieurs raies de diffraction, ce qui est réalisé par les approches multi-pics pour la détermination de contraintes.

Dans cette étude, nous nous intéressons à un diffractomètre non conventionnel pour la mesure de contraintes, en ayant, au préalable, mesuré la texture cristallographique.

2.2. La Diffraction des Rayons X (DRX)

Le dispositif portable XSolo

Le dispositif utilisé pour réaliser les mesures de contraintes par DRX est un appareil portable développé par la société INEL : XSolo (voir figure 2.21).

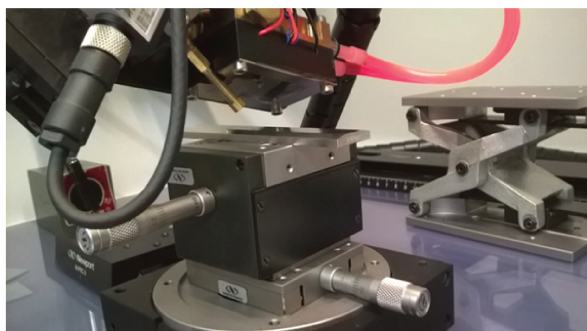


Figure 2.21 : Photographie du dispositif XSolo.

Cet appareil est doté des caractéristiques suivantes :

- Une source polychromatique ponctuelle de 4 W, qui peut être soit au cuivre, au chrome ou au titane ;
- Un détecteur 2D CCD (Charge-Coupled Device) de surface $24 \times 34 \text{ mm}^2$. Ce détecteur est incliné de $\psi = 17^\circ$ par rapport à la surface analysée de l'échantillon, puis de 15° par rapport à l'axe de rotation en ϕ de l'appareil (voir Annexe C pour de plus amples informations) ;
- Un filtre placé sur le détecteur dépendant de la source utilisée et du matériau étudié (nickel, titane, vanadium) ;
- Un angle d'incidence constant, $\omega = 55^\circ$.

Cet appareil nous permet d'acquérir une image en 2 dimensions dans laquelle sont observables les anneaux de Debye. Cette image va par la suite être discrétisée en plusieurs spectres unidimensionnels dépendants des angles de diffraction (la définition de ces angles est développée en Annexe C).

Le choix de la source et du filtre utilisés pour faire nos mesures permet de maximiser le rapport signal sur bruit des images de sortie pour les mesures effectuées sur le Ti-10V-2Fe-3Al. Ainsi, afin de diminuer le bruit de fond lié à la fluorescence des éléments et plus particulièrement du vanadium, nous avons équipé le dispositif d'une source titane et d'un filtre en titane d'une épaisseur $e = 15 \mu\text{m}$.

Le dispositif est conçu pour fonctionner à une faible distance de travail. Il offre ainsi l'avantage de diminuer le temps d'acquisition de la mesure. Cependant, cela a également pour conséquence une diminution de la résolution en 2θ . Ainsi, les portions d'anneaux de Debye sont larges, ce qui empêche d'effectuer une analyse fine de la microstructure à travers les domaines cohérents de diffraction. Néanmoins, le décalage des pics par rapport à

la position d'origine due aux contraintes est analysable, permettant ainsi la détermination des contraintes résiduelles.

La distance de travail choisie pour les échantillons de Ti-10V-2Fe-3Al est d'environ 20 mm. Cette distance maximise le nombre de pics dans la plage de mesure de l'appareil, répertoriés sur la tableau 2.1.

$\{hk.l\}$	2θ (°)	λ
$\{10.2\}_\alpha$	93,8	k_β
$\{200\}_\beta$	103,9	k_β
$\{10.2\}_\alpha$	105,9	k_α
$\{11.0\}_\alpha$	117,8	k_β
$\{200\}_\beta$	118,9	k_α
$\{11.0\}_\alpha$	138,9	k_α
$\{10.3\}_\alpha$	141,8	k_β
$\{211\}_\beta$	149,5	k_β

Tableau 2.1 : Positions théoriques des pics de diffraction du Ti-10V-2Fe-3Al avec le dispositif XSolo.

Il est ainsi possible de déterminer la profondeur de pénétration des rayons X dans la matière. Pour cet alliage de titane, avec l'appareil dans les conditions optimales, nous avons calculé cette profondeur d'environ 5 à 10 μm en fonction de la longueur d'onde $Ti - k_\alpha$ ou $Ti - k_\beta$ de la source (calcul développé en Annexe D).

Une complexité complémentaire à cet appareil provient du positionnement des échantillons. En effet, il est difficile de régler précisément la distance de travail. Pour cette raison, un porte échantillon à hauteur ajustable (avec une précision de $\pm 0,02 mm$) a été ajouté au dispositif. Néanmoins, des variations de distance de travail sont toujours observables, créant un décalage des pics de diffraction et rentrant en compétition avec les décalages dus aux contraintes. Cette difficulté peut être surmontée avec les analyses multi-pics.

2.2.4. La méthodologie mise en place pour la détermination des contraintes par DRX

L'analyse des résultats obtenus par le dispositif expérimental XSolo est réalisée à l'aide du logiciel MAUD (Materials Analysis Using Diffraction), développé par Lutterotti [82]. Ce logiciel utilise une méthode d'affinement de type Rietveld pour ajuster les mesures de diffraction à partir de modèles structuraux pouvant prendre en compte les pourcentages de phase, la texture cristallographique, les contraintes avec l'anisotropie élastique...

2.2. La Diffraction des Rayons X (DRX)

L'étalonnage de l'appareil

Avant d'effectuer les mesures de contraintes, il est nécessaire de calibrer l'instrument qui possède des aberrations qui lui sont propres modifiant la forme, la largeur et la position des anneaux de diffraction. La caractérisation de la réponse de l'instrument est appelée "fonction instrumentale".

En raison de la géométrie de notre instrument et du détecteur plan, il faut prendre en compte l'évolution de la forme et l'élargissement des anneaux en fonction de chaque point du détecteur.

Afin de caractériser la fonction instrumentale du XSolo, une mesure préalable est réalisée sur une poudre connue, dans notre cas une poudre de LaB6 (SRM 660A, NIST). Le spectre de diffraction de cette poudre nous permet de calibrer de nombreux paramètres instrumentaux (distance de travail, position du centre du détecteur,...) et de déterminer la fonction de Caglioti [83]. La fonction instrumentale est ainsi obtenue.

Il est nécessaire de faire une calibration de l'appareil à chaque changement de configuration (changement de source, de filtre, ajout ou suppression de fentes...). Par ailleurs, cette fonction de calibration a été vérifiée (mesure sur LaB6 et calculs des fonctions instrumentales associées) tout au long de l'étude.

La détermination des contraintes

Une fois la calibration de l'appareil connue, les mesures sont réalisées sur l'échantillon. Nous avons décidé de collecter nos données sur neuf valeurs en ϕ différentes (de 0° à 180° par pas de 30° et 2 positions supplémentaires pour 45° et 135°) afin de maximiser l'information obtenue. Il est possible de déterminer la couverture sur la figure de pôle des différentes raies pour chaque phase (voir figure 2.22). Nous notons sur cette figure un angle de déclinaison maximal associé à la figure de pôles, $\psi_{max} = 35^\circ$. Les images et la texture cristallographique des deux phases (préalablement déterminée par DRX) sont par la suite intégrées dans le logiciel MAUD.

Des algorithmes automatiques sont déjà intégrés dans le logiciel afin de déterminer la proportion de phases, les tailles des domaines cohérents de diffraction ainsi que les contraintes résiduelles. Cependant, compte-tenu de la complexité du Ti-10V-2Fe-3Al (microstructure complexe et faible rapport signal sur bruit des images), cette méthode automatique de détermination des contraintes n'est pas adéquate pour cet alliage de titane. Ces algorithmes sont basés sur la libération de certains paramètres, itération par itération, afin d'optimiser la convergence du résultat et d'éviter les solutions correspondant à des minima locaux.

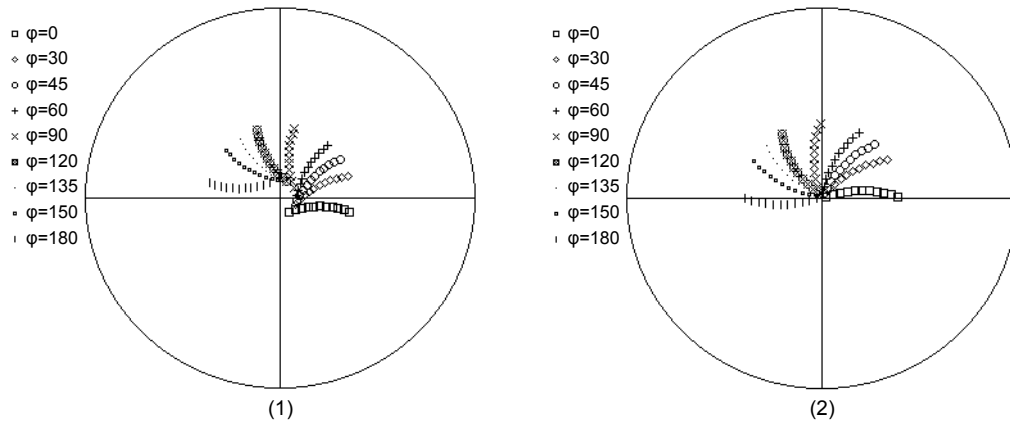


Figure 2.22 : Couverture sur la figure de pôles de la raie $\{11.0\}$ de la phase α (1) et de la raie $\{200\}$ de la phase β . (2)

Par conséquent, une étude a été réalisée afin de déterminer notre propre méthode d'analyse. Tout d'abord, au vu de la microstructure du matériau, l'analyse a été effectuée en prenant en compte trois phases avec une séparation des nodules et des lamelles de la phase hexagonale, les tailles des domaines cohérents de diffraction ainsi que les micro-contraintes (paramètres agissant sur l'élargissement des pics de diffraction) :

- La phase β est considérée comme une phase avec une microstructure dite "isotrope" (domaines cohérents de diffraction sphériques et micro-contraintes isotropes) ;
- La phase α_p correspondant aux nodules est, elle aussi, considérée ayant une microstructure isotrope ;
- La phase α_{sec} correspondant aux fines lamelles que nous avons pu observer dans la microstructure de l'alliage présentée précédemment est traitée différemment. Afin de prendre en compte un effet de forme, cette phase a été traitée en début d'analyse avec une microstructure isotrope (identique à la phase α_p) jusqu'à l'étape de libération de contraintes puis, avec les règles de Popa [84], faisant une décomposition de la forme des domaines cohérents de diffraction et de la micro-contrainte à base d'harmoniques sphériques. Le nombre de coefficients à déterminer dépend de la classe de Laue dont la maille cristallographique dépend (soit trois coefficients pour l'affinement de la forme/taille et trois coefficients pour celui des micro-contraintes).

Ces phases sont associées aux proportions qui sont déterminées dans le chapitre 3. Les valeurs initiales associées aux différents paramètres de la microstructure sont fixées en début d'analyse pour limiter l'écart entre les solutions initiale et finale et les problèmes de convergence.

Les phases α_p et α_{sec} ne sont différenciées qu'en terme de domaines cohérents de diffraction. Les autres variables, comme la texture cristallographique et les contraintes résiduelles, sont identiques.

2.2. La Diffraction des Rayons X (DRX)

Ainsi, les différentes étapes de l'analyse sont les suivantes :

1. Un affinement du bruit de fond et de la distance de travail de chaque mesure en ϕ ;
2. Un premier affinement des paramètres associés aux microstructures des phases, en ayant bloqué au préalable l'affinement de la distance de travail ;
3. Un nouvel affinement de la distance de travail de chaque mesure en ϕ , en bloquant les paramètres associés aux microstructures. A la fin de cette itération, nous considérons les décalages des distances de travail d'une mesure à l'autre corrigés ;
4. Un affinement des contraintes résiduelles de chaque phase, couplé d'un affinement des paramètres associés aux microstructures et de la distance de travail globale (identique pour toutes les mesures en ϕ).

L'affinement des contraintes se fait avec la routine "moment pole stress" développée par Matthies [85]. Les contraintes résiduelles sont déterminées à l'aide de modèles micro-mécaniques de comportement élastique linéaire (modèle de Voigt, de Reuss, de Hill...) avec la prise en compte de la texture cristallographique. Dans ces analyses, nous nous sommes limités au modèle simplifié de Hill [86], modèle semi-empirique correspondant à la moyenne du modèle de Voigt [87] (borne supérieure du comportement du matériau) et du modèle de Reuss [88] (borne inférieure du comportement du matériau). Il faut noter que ces trois modèles (Voigt, Reuss et Hill) sont des modèles micro-mécaniques permettant la prise en compte de l'élasticité anisotrope du cristal ainsi que la texture cristallographique. Cependant, ils ne permettent pas la prise en compte des contraintes d'ordre 2 d'origine inélastique.

Compte-tenu de la quantité de données d'entrée (les neuf images et les textures cristallographiques de chaque phase), chaque étape de l'affinement requiert un temps de calcul long. Le logiciel effectue un calcul itératif d'affinement de paramètres (méthodes des moindres carrés par exemple). Le nombre d'itérations choisi (30) est important et permet d'assurer la convergence du calcul. Ainsi, cet affinement a été automatisé à l'aide de scripts Python.

2.3. Autres techniques expérimentales

Dans cette partie, sont présentées les différentes techniques d'observation et de caractérisation de surface.

2.3.1. La Microscopie Electronique à Balayage (MEB)

La Microscopie Electronique à Balayage (MEB) [89] est une technique d'observation de surfaces. Elle est fondée sur la détection des électrons secondaires émergents de la surface étudiée sous l'impact d'un faisceau d'électrons primaires.

L'utilisation des électrons secondaires permet d'avoir accès à la topographie des surfaces. Cette technique est donc utile pour l'observation des faciès de rupture.

La MEB permet aussi l'utilisation complémentaire d'autres interactions entre la matière et le faisceau d'électron primaire, comme l'émergence d'électrons rétrodiffusés. Ces derniers sont sensibles à la composition des phases du matériau étudié, permettant la mise en évidence de ces différentes phases par un contraste plus intense.

Il est possible d'associer la technique de détection des électrons rétrodiffusés (Electron Back Scattered Diffraction, EBSD) à celle des électrons primaires. Cette technique permet de déterminer les orientations cristallographiques locales des grains du matériau [90]. Elle est mise en œuvre en équipant un MEB d'un dispositif muni d'un objectif compact qui focalise l'image produite sur un écran phosphorescent vers une caméra CCD (figure 2.23).

Lorsque le faisceau d'électron est focalisé sur la zone à analyser, une partie des électrons est rétro-diffusée et diffracte sur les plans cristallins. Cela fournit, sur l'écran phosphorescent, un diagramme de diffraction constitué des bandes dites de Kikuchi (illustration sur la figure 2.24). Ces bandes sont directement liées à l'orientation du grain analysé.

Dans la pratique, l'échantillon à analyser est incliné de 70° par rapport au faisceau incident, de façon à recueillir le maximum d'électrons rétro-diffusé au niveau du détecteur. Afin d'obtenir une cartographie d'orientation, le faisceau balaye la surface. La résolution spatiale de cette technique est de l'ordre d'une centaine de nanomètres. Une bonne mesure n'est possible que sur un échantillon bien poli et peu écroui. L'analyse de ces cartographies s'est faite à travers le logiciel OIM.

2.3. Autres techniques expérimentales

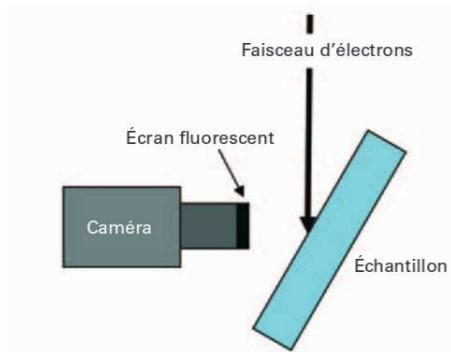


Figure 2.23 : Schéma d'une installation EBSD [90].

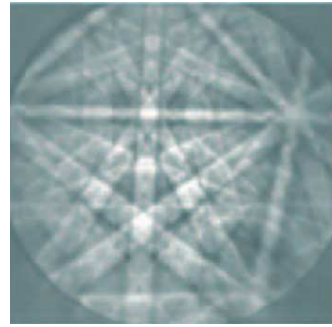


Figure 2.24 : Exemple de diagramme de diffraction de Kikuchi [90].

Pour cette étude différents MEB ont été utilisés :

- Un MEB-FEG SUPRA 40 VP fourni par l'entreprise CARL ZEISS acquis par le LSPM, principalement utilisé pour les observations microstructurales des échantillons ;
- Un MEB-FEG SU-70 fourni par l'entreprise HITACHI acquis par Airbus Group Innovation, utilisé dans ces travaux pour l'observation de faciès de rupture issus des essais de flexion quatre points ;
- Un MEB JSM 6010 PLUS/LA fourni par l'entreprise JEOL acquis par le laboratoire Quartz utilisé pour l'observation des faciès issus des essais de fatigue fretting.

2.3.2. La mesure surfacique de rugosité par méthode optique

Les surfomètres optiques, ou rugosimètres confocaux, sont des appareils permettant de déterminer la rugosité des surfaces sans interaction mécanique avec la surface étudiée. La technique utilisée est basée sur la microscopie confocale.

Le principe, illustré sur la figure 2.25, consiste en l'émission d'une lumière blanche décomposée par un crayon optique en rayons monochromatiques uniformément répartis sur un segment de droite correspondant à la profondeur de champ du crayon. La lumière est renvoyée par la surface à caractériser et passe à nouveau par le crayon optique. Elle est ensuite soumise à un filtre spatial afin de prendre en compte seulement la longueur d'onde ayant focalisée sur la surface étudiée (maximum d'intensité).

L'avantage de ce dispositif par rapport aux autres dispositifs couramment utilisés, comme les surfomètres mécaniques (un palpeur est en contact sur la surface), provient de l'aspect mesure sans contact ne détériorant pas la surface analysée. De plus, en raison de la réalisation de la mesure en utilisant la réflexion de la lumière couplée d'une acquisition électronique, ces appareils présentent aussi un avantage non négligeable sur la rapidité d'acquisition.

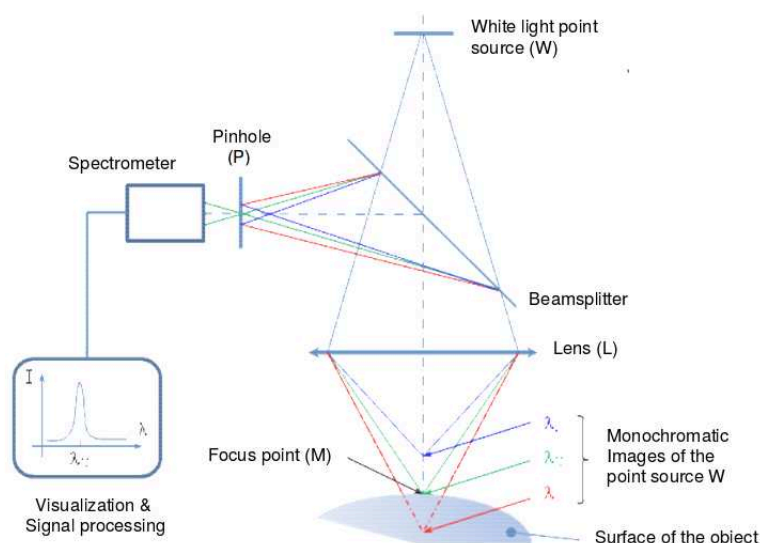


Figure 2.25 : Principe de la mesure de rugosité par surfométrie optique [91].

Dans cette étude, le surfomètre utilisé est la station de mesure micromesure 2 fournie par l'entreprise STIL. Celui-ci est équipé du crayon optique CL2-MG140, dont le diamètre du faisceau est $3,1 \mu\text{m}$ et la profondeur de champ de $400 \mu\text{m}$.

Dans ce travail, la superficie des surfaces analysées est $5 \times 5 \text{ mm}^2$ avec un pas de $3 \times 3 \mu\text{m}^2$. Les analyses ont été réalisées avec le logiciel MOUTAINS MAP, permettant l'extraction des différents paramètres de rugosité suivant différentes normes.

Les étapes lors de l'analyse furent les suivantes (illustration sur la figure 2.26) :

1. Seuillage afin d'éliminer les points non mesurés associés à une hauteur nulle ;
2. Rebouchage des points non mesurés avec un algorithme utilisant les points voisins ;
3. Redressement de la surface ;
4. Ajustement manuel afin de retirer les zones aberrantes ;
5. Application d'un filtre gaussien de 0.8 mm afin de filtrer les oscillations macroscopiques et de prendre en compte seulement les variations géométriques dues à la rugosité ;
6. Calcul des paramètres de rugosité de surface suivant les normes désirées ;
7. Extraction de profil de la surface avant l'application du filtre gaussien ;
8. Calcul des paramètres de rugosité de profil suivant les normes désirées.

2.4. Les différents procédés de mise en forme du Ti-10V-2Fe-3Al étudiés

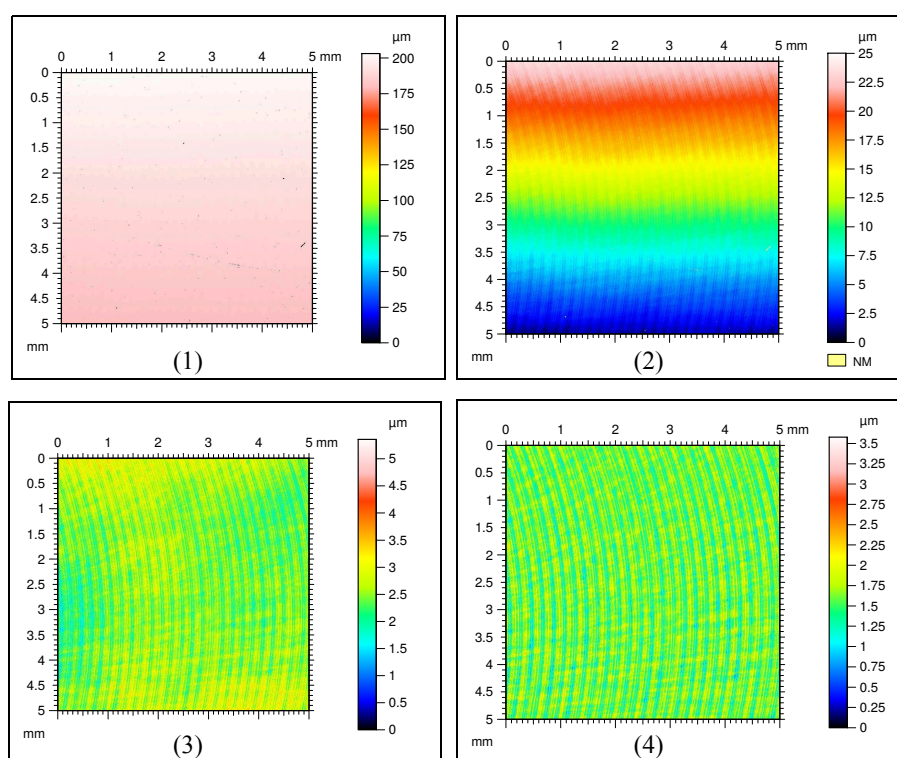


Figure 2.26 : Illustrations des étapes importantes réalisées lors de l'analyse de la microgéométrie des surfaces. (1) : surface brute , (2) : surface après seuillage, (3) : surface après redresseage, (4) surface après l'application du filtre gaussien.

2.4. Les différents procédés de mise en forme du Ti-10V-2Fe-3Al étudiés

2.4.1. L'extraction des éprouvettes

Au sein d'Airbus Helicopters, l'alliage de titane de nuance Ti-10V-2Fe-3Al est utilisé sur l'ensemble moyen de rotor et manchon. Les éprouvettes de cette étude ont été prélevées dans le manchon (voir figure 2.27).

2.4.2. Les différents usinages

Pour cette étude, il a été décidé d'étudier l'influence de quatre conditions d'usinages sur l'intégrité de surface et la limite de fatigue. Le procédé utilisé est le fraisage en bout (voir figure 2.28). Les paramètres associés à ces usinages sont, quant à eux, récapitulés dans le tableau 2.2.

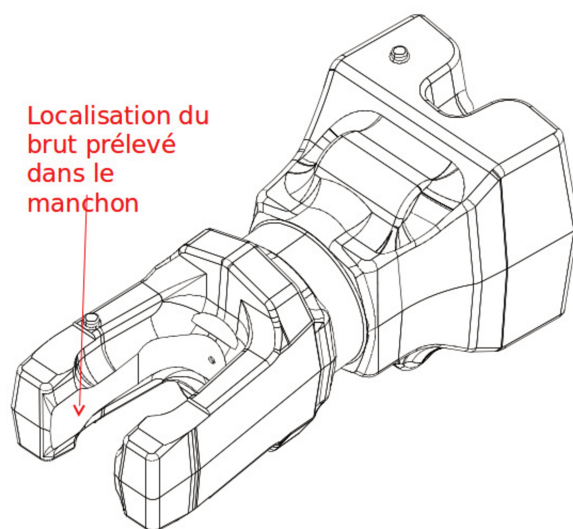


Figure 2.27 : Schéma d'un manchon d'hélicoptère.

Lot	Diamètre de fraise (mm)	Vitesse de coupe V_c (m.min ⁻¹)	Avance par dent f_z (mm/dent)	Profondeur de passe A_p (mm)	Rayon de bec R_ϵ (mm)
1	20	40	0,1	0,5	0,4
2	20	40	0,2	0,5	0,4
3	20	40	0,1	0,5	4
4	20	40	0,2	0,5	4

Tableau 2.2 : Récapitulatif des paramètres associés aux différents usinages.

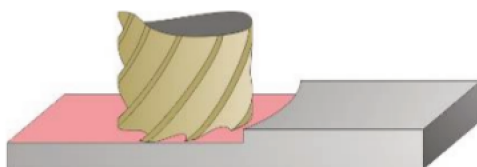


Figure 2.28 : Schéma représentant le fraisage en bout.

Nous pouvons remarquer que seuls les paramètres d'avance par dent et de rayon de bec sont variables.

Le lot 1 sera pris comme référence pour les différentes analyses.

2.4. Les différents procédés de mise en forme du Ti-10V-2Fe-3Al étudiés

2.4.3. Les procédés complémentaires

Après les procédés d'usinage, il est courant d'utiliser d'autres procédés de traitement de surface afin d'en "améliorer" les propriétés mécaniques ou géométriques. Nous avons donc également étudié l'influence du grenailage et du ragréage sur l'intégrité de surface et la tenue en fatigue.

2.4.3.1. Le grenailage de précontrainte

Le grenailage de précontrainte est un traitement visant à introduire des contraintes de compression à la surface des pièces. Ce procédé consiste à bombarder une surface par la projection de billes à différentes vitesses, ce qui déforme plastiquement la matière de la surface et la sous-couche du matériau.

Les contraintes résiduelles qui résultent du procédé dépendent des propriétés des billes, du matériau traité et des paramètres du procédé (la vitesse des billes, leur diamètre, l'angle d'attaque, le temps d'exposition et la fréquence d'impact...). L'aspect modélisation de ce procédé se fait principalement avec la méthode des éléments finis [92, 93].

Au sein d'Airbus Helicopters, les paramètres généralement utilisés sur le Ti-10V-2Fe-3Al sont répertoriés dans le tableau 2.3.

Diamètre des billes (mm)	0,6
Intensité (mmA)	0,25-0,35
Recouvrement (%)	150
Type de bille	acier
Dureté	45-55 HRc
Buses (nombre)	oui (de 1 à 6)
Débit (kg/min)	3,6
Distance de travail (mm)	100
Inclinaison (deg)	80-90

Tableau 2.3 : Paramètres de grenailage utilisé généralement sur le Ti-10V-2Fe-3Al.

2.4.3.2. Le ragréage

Chez Airbus Helicopters, le ragréage est un procédé manuel de correction des défauts géométriques en surface. La méthode consiste à polir la surface avec un papier abrasif P400 (taille moyenne des grains de $35 \mu m$) avec un angle de + ou - 45° par rapport à la direction principale de l'éprouvette.

Dans notre étude, des éprouvettes issues de l'usinage de référence ont été prélevées, puis ragrées afin d'obtenir la qualité de surface voulue. Cette opération est réalisée manuellement.

3. Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie

Dans ce chapitre, nous nous focalisons sur la description de l'intégrité de surface des différents procédés de l'étude. Cette analyse s'effectue de la manière suivante :

- Une étude de la microstructure et de la texture cristallographique ;
- Une analyse des contraintes résiduelles ;
- Une étude de la rugosité des différentes surfaces.

Des essais de fatigue volumique sont ensuite réalisés (flexion 4 points) afin de comparer les limites de fatigue des différentes procédés analysés.

Enfin, cette étude expérimentale est complétée par des essais de fatigue fretting pour ajouter un aspect tribologique à l'analyse.

Pour mémoire, quatre usinages différents sont étudiés (les différences sont rappelées dans le tableau 3.1). Deux autres procédés réalisés après usinage de référence, associés aux paramètres du lot 1, sont aussi analysés : le grenailage et le ragréage.

Lot	Avance par dent fz (mm/dent)	Rayon de bec R ϵ (mm)	Procédé complémentaire
1	0,1	0,4	non
2	0,2	0,4	non
3	0,1	4	non
4	0,2	4	non
5	0,1	0,4	grenailage
6	0,1	0,4	ragréage

Tableau 3.1 : Rappels des paramètres associés aux usinages et traitements de surface.

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

Comme il a été précisé précédemment, afin d'étudier l'intégrité de surface, nous nous sommes concentrés sur les modifications microstructurales, les contraintes résiduelles ainsi que la micro-géométrie des surfaces usinées.

Tout d'abord, nous rappelons les différents repères utilisés tout au long de ce chapitre (figure 3.1) :

- Les évolutions microstructurales (morphologie et orientations cristallographiques) sont analysées dans un repère constitué de la direction d'usinage (DU) correspondant à la direction de coupe, la direction d'avance (DA) correspondant à la direction d'avance de la fraise. La direction normale (DN) correspond à la normale à la surface à caractériser ;
- Les contraintes résiduelles sont analysées dans un repère $(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$ directement lié au repère présenté précédemment pour les analyses microstructurales.

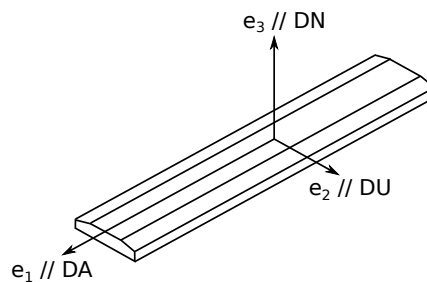


Figure 3.1 : Repère associé à la mesure de texture cristallographique.

3.1.1. L'évolution de la microstructure

3.1.1.1. L'évolution morphologique

Pour étudier l'évolution de la microstructure en sous-couche, la première étape consiste à observer la microstructure à l'état initial. Pour ce faire, une tranche d'éprouvette appartenant à chacun des lots a été prélevée, puis préparée (préparation métallographique détaillée en Annexe E) pour obtenir des clichés MEB. Une observation proche de la surface usinée a ensuite été effectuée.

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

La microstructure initiale

Nous avons considéré que la microstructure initiale de ces éprouvettes correspond à la microstructure au centre de ces tranches. Pour les six lots différents, les microstructures observées au centre sont en effet similaires (exemple d'une microstructure sur la figure 3.2).

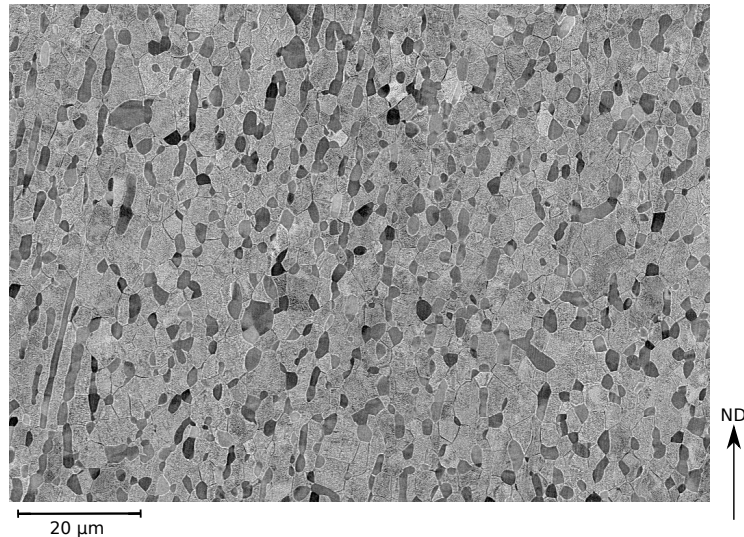


Figure 3.2 : Microstructure observée au centre d'une éprouvette de Ti-10-2-3 associée au lot 2.

Un traitement d'image est effectué à partir de ces micrographies afin d'extraire de plus amples informations, principalement sur les nodules. Ce traitement d'image est réalisé par un programme Python utilisant la bibliothèque scikit-image couplé au logiciel imageJ. Il effectue les étapes suivantes :

1. Un filtre médian sur les niveaux de gris est réalisé afin d'homogénéiser ces niveaux au sein de la matrice et des nodules ;
2. Un seuillage avec la méthode d'Otsu [94] est réalisé afin d'obtenir une image binaire ;
3. Un filtre morphologique (ouverture) est appliqué afin de limiter les liaisons entre nodules ;
4. Les petits objets sont ensuite retirés (résidus dans la matrice) ;
5. L'image obtenue est ouverte avec imageJ, une segmentation est réalisée avec l'algorithme de plan de ligne d'eau (watershed) puis une analyse de particules est faite.

Les informations de tailles et de formes des nodules sont extraites à l'issue de la dernière étape avec le logiciel imageJ.

Le facteur de forme étudié est la circularité des nodules, définie par $C = 4\pi \frac{\text{Aire}}{\text{Périmètre}^2}$. Nous rappelons que la circularité d'un cercle vaut $C = 1$. Par ailleurs, chaque nodule détecté est approximé par une ellipse équivalente (voir figure 3.3) et ce logiciel permet

d'avoir accès à l'orientation du grand axe de l'ellipse par rapport à une direction de l'image. Nous pouvons mettre en évidence des orientations préférentielles d'un point de vue morphologique. Nous définissons cette orientation par rapport à la direction normale DN, et nous l'orientons vers DU (sens positif). Nous noterons cet angle entre le grand axe des nodules et DN : θ_{nod} .

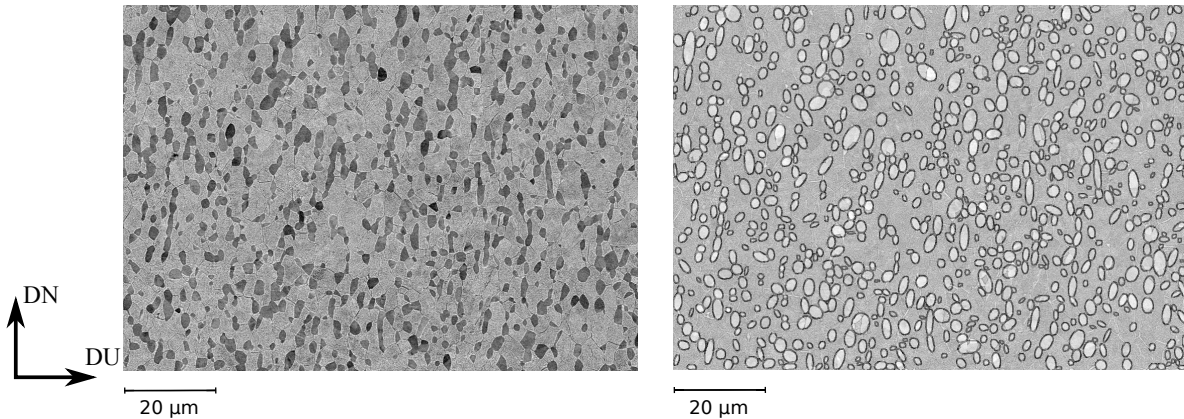


Figure 3.3 : Approximation des nodules par une ellipse sur la microstructure du centre d'une éprouvette associée au lot 1.

Afin d'assurer la représentativité statistique, les analyses sont réalisées sur plusieurs images d'un même lot. Les grandeurs caractéristiques des différentes distributions étudiées sont présentées dans le tableau 3.2. La grande dispersion associée à ces moyennes est probablement due à la sur-segmentation souvent réalisée lors de l'application de l'algorithme de plan de ligne d'eau. Cette sur-segmentation a pour effet de couper un nodule en deux, pouvant ainsi proposer deux directions de grand axe différentes de celle du nodule non segmenté (exemple sur la figure 3.4). Afin de réduire les erreurs associées à cette sur-segmentation et aux nodules ayant une forme quasi sphérique, nous nous sommes aussi intéressés à l'angle du grand axe des nodules avec DN formé par les nodules ayant une circularité $C < 0,8$, noté $\theta_{nod,C < 0.8}$. Une ellipse ayant une circularité $C < 0,8$ a un rapport $a/b > 2$.

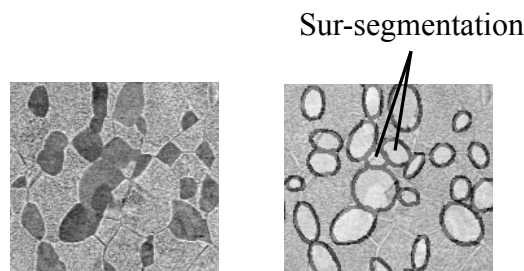


Figure 3.4 : Exemple de sur-segmentation sur la microstructure du centre d'une éprouvette associée au lot 1.

Sur le tableau 3.2, nous observons que les distributions sont assez similaires pour la plupart des grandeurs étudiées. Les valeurs moyennes et les écarts types concernant principalement la taille des nodules et la circularité de ces derniers sont proches.

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

	Proportion de nodules (%)	Taille (μm^2)	Circularité	θ_{nod} ($^\circ$)	$\theta_{nod,C<0.8}$ ($^\circ$)
Lot 1	29 ± 1	$3,5 \pm 2,8$	$0,76 \pm 0,12$	1 ± 36	4 ± 33
Lot 2	$29 \pm 1,3$	$3,2 \pm 2,8$	$0,75 \pm 0,12$	4 ± 37	6 ± 34
Lot 3	$30 \pm 2,1$	$3,1 \pm 2,8$	$0,75 \pm 0,13$	1 ± 41	0 ± 37
Lot 4	$27 \pm 0,7$	$3,5 \pm 2,8$	$0,78 \pm 0,11$	3 ± 38	6 ± 37
Lot 5	$28 \pm 2,3$	$3,5 \pm 3,2$	$0,74 \pm 0,12$	7 ± 38	7 ± 32
Lot 6	$24 \pm 0,8$	$3,2 \pm 2,3$	$0,77 \pm 0,11$	-2 ± 37	-3 ± 35

Tableau 3.2 : Grandeurs caractéristiques des distributions de taille et de forme et d'orientation des nodules de la microstructure initiale (moyennes et écarts types).

Les proportions de nodules obtenues sont supérieures à celles observées sur ce même matériau dans les travaux de Deleuze [19]. En revanche, elles sont du même ordre de grandeur que celles déterminées dans les travaux de Luquiau [95]. Nous observons aussi que ces nodules ne sont pas équiaxes (circularité moyenne proche de 0.75) avec une certaine homogénéité de la forme de ces nodules (écart type relativement faible). Pour une meilleure vision, une circularité de l'ordre de $C = 0,75$ correspond à un ratio $a/b = 2,2$ pour une ellipse.

Au sujet des tailles des nodules, les valeurs moyennes obtenues sont du même ordre de grandeur que celles des travaux de Deleuze. Les écarts types obtenus sont importants. Cependant, avec l'observation MEB des microstructures (figure 3.3), nous observons tout de même une hétérogénéité de la taille des nodules, ce qui justifie ces écarts types importants. De plus, cette dispersion est amplifiée par la sur-segmentation présentée précédemment.

Quant à l'orientation moyenne des nodules par rapport à la DN, nous pouvons dire que la dispersion importante rend l'analyse compliquée. La segmentation des longs nodules que nous observons dans la microstructure de la figure 3.5 en un agrégat de nodules a un impact sur la mise en évidence d'une orientation morphologique préférentielle (voir la figure 3.5). L'impact de cette segmentation semble agir principalement sur la dispersion des orientations. De plus, nos observations MEB des microstructures nous laisse penser que les nodules semblent avoir une orientation morphologique privilégiée proche de la direction DN.

En raison de l'homogénéité des distributions de proportion, taille, forme et orientation des nodules au centre des lots, nous pouvons donc bel et bien considérer que la microstructure au centre des éprouvettes correspond à la microstructure initiale.

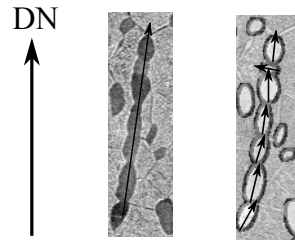


Figure 3.5 : Influence de la séparation des nodules allongés en un agrégat de nodules sur l'orientation moyenne de ces nodules. Initialement, le nodule allongé a une orientation de 6° par rapport à DN. Après segmentation, l'orientation moyenne par rapport à DN est de $0 \pm 36^\circ$. Deux nodules ont une orientation divergente (-80° , 30°), dont une aberrante : -80° .

La microstructure en sous-couche

Pour poursuivre cette étude de la microstructure, des observations MEB ont été réalisées sur la tranche, proche de la surface usinée. Ces microstructures sont présentées sur la Figure 3.6.

Comme attendu, nous observons une modification de la microstructure dans la sous-couche des différentes séries. Les nodules en sous-couche s'inclinent dans la direction d'usinage.

Dans le but de quantifier l'altération de la microstructure dans la sous-couche, nous avons utilisé le même traitement d'image que pour la microstructure initiale. Le tableau 3.3 présente les grandeurs caractéristiques associées aux distributions de tailles, circularité et angles des nodules θ_{nod} dans la couche superficielle par rapport à DN (profondeur de 0 à $5 \mu m$). Les paramètres angulaires sont aussi présentés pour les nodules ayant une circularité $C < 0,8$, $\theta_{nod,C < 0,8}$. Nous nous sommes intéressés à une couche d'une épaisseur de $5 \mu m$.

	Taille (μm^2)	Circularité	θ_{nod} ($^\circ$)	θ_{nod} $C < 0,8$ ($^\circ$)
Lot 1	$2,3 \pm 1,9$	$0,61 \pm 0,13$	38 ± 43	41 ± 40
Lot 2	$1,9 \pm 1,5$	$0,56 \pm 0,16$	45 ± 41	51 ± 35
Lot 3	$1,9 \pm 1,8$	$0,58 \pm 0,16$	43 ± 49	46 ± 43
Lot 4	$2,1 \pm 1,4$	$0,58 \pm 0,17$	45 ± 39	49 ± 35
Lot 5	$2,3 \pm 1,3$	$0,53 \pm 0,14$	49 ± 45	56 ± 28
Lot 6	$2,1 \pm 1,4$	$0,61 \pm 0,16$	24 ± 60	39 ± 47

Tableau 3.3 : Grandeurs caractéristiques des distributions (moyennes et écarts types) de taille, de forme et d'orientation des nodules de la microstructure en couche superficielle.

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

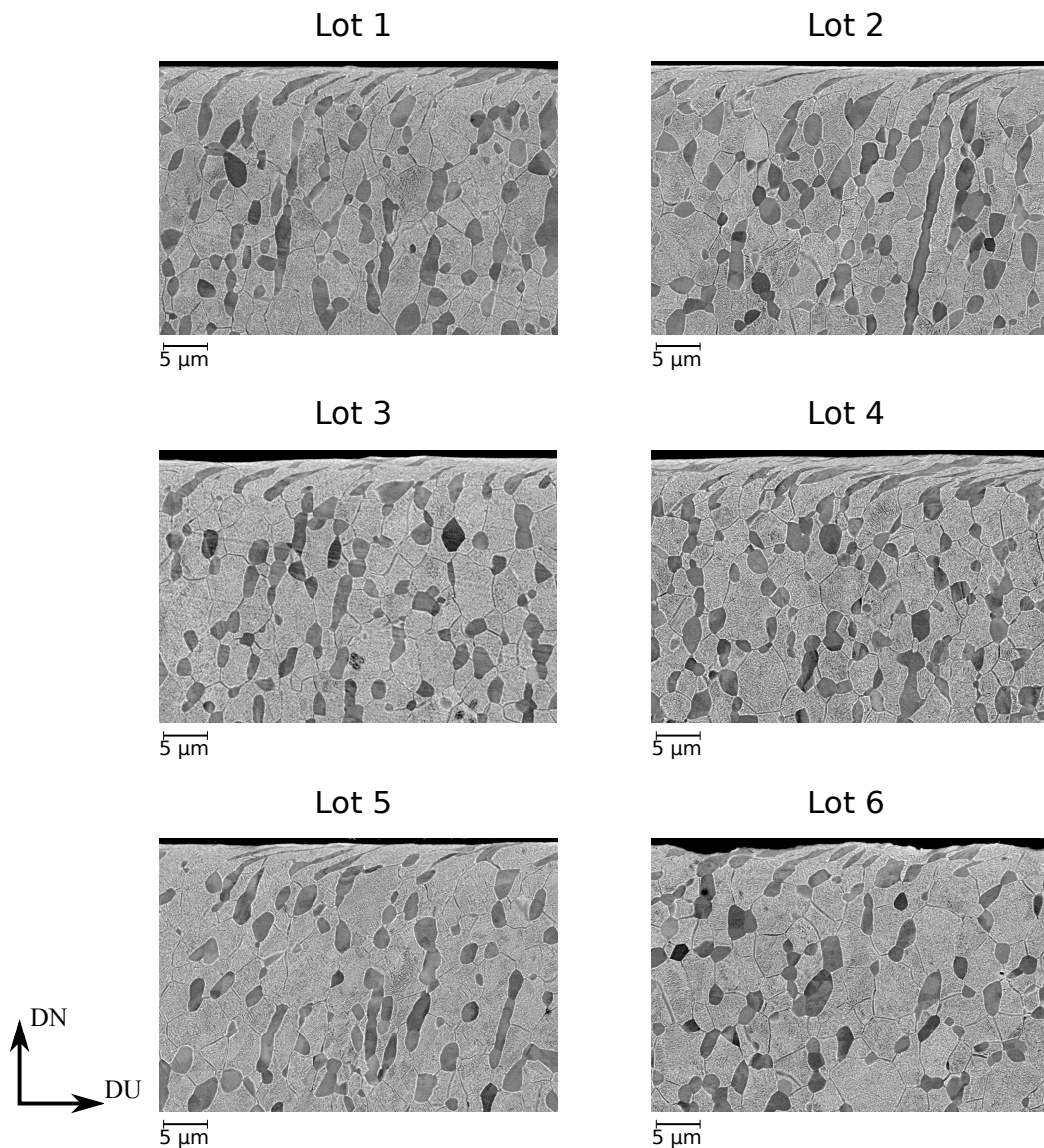


Figure 3.6 : Microstructures des différents lots dans la couche superficielle.

Nous remarquons encore une fois de fortes dispersions associées aux distributions d'orientation des nodules et de leurs tailles. Ces dispersions proviennent encore des erreurs de sur-segmentations des nodules. Elles sont aussi amplifiées par une plus faible représentativité statistique. En effet, bien que les analyses aient été réalisées sur plusieurs images associées au même lot, la surface analysée reste faible, diminuant fortement la quantité de nodules présents.

Nous remarquons une diminution de la circularité des nodules ainsi qu'une légère diminution de leurs tailles dans cette sous couche par rapport à la microstructure initiale. Nous y observons également une augmentation de l'angle θ_{nod} . Ces observations sont attendues après un procédé d'usinage. En effet, l'usinage induit un fort cisaillement en surface, ce qui a pour effet de réorienter les grains et de les allonger dans la direction de cisaillement.

Chapitre 3 : Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie

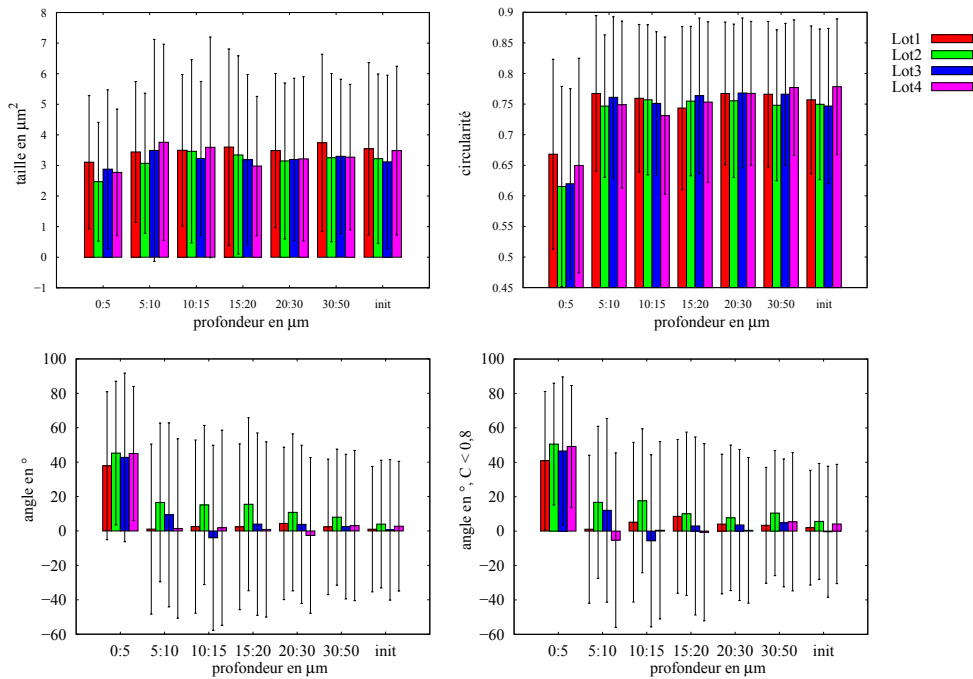


Figure 3.7 : Evolution des tailles-circularités-angles des nodules en fonction de la profondeur pour les différents usinages (lots 1 à 4). Les barres d'erreurs sont associées aux écarts types.

Nous pouvons par ailleurs étudier l'évolution des tailles, circularités et angles θ_{nod} en fonction de la profondeur (voir figures 3.7 et 3.8).

Sur la figure 3.7, une comparaison est tout d'abord effectuée entre les différents usinages de l'étude. Une fois de plus, nous observons une forte dispersion sur les mesures. Cette dispersion provient encore de la sur-segmentation des nodules et de la plus faible représentativité statistique.

Nous constatons des variations significatives de la circularité moyenne et de l'angle moyen θ_{nod} avec la profondeur. En effet, pour tous les usinages, nous constatons une diminution de la circularité dans la couche superficielle (0 à 5 μm), ce qui est cohérent avec l'observation de la microstructure en sous-couche (figure 3.6) où les nodules sont déformés et, par conséquent, plus allongés.

Par ailleurs, sur ces mêmes procédés, nous observons également une variation significative de l'angle moyen θ_{nod} . Cet angle, proche de 0° à cœur de la microstructure, devient important au niveau de la surface usinée.

En ce qui concerne la comparaison des différents lots, les incertitudes importantes (sur-segmentation et faible statistique) rendent l'analyse délicate. Cependant, d'après les observations de la microstructure et des données associées aux différentes distributions, nous pouvons penser que l'angle θ_{nod} est plus important pour les lots 2 et 4. Ceci est cohérent

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

avec ce qui est attendu. En effet, dans la mesure où le paramètre d'avance par dent associé aux lots 2 et 4 est plus important que pour les deux autres lots, les efforts tangentiels attendus sont plus importants. De ce fait, un cisaillement plus important sera introduit dans la sous-couche, augmentant l'allongement des nodules dans la direction d'usinage.

Concernant la profondeur de couche modifiée par l'usinage, d'un point de vue morphologique, nous pouvons conclure qu'elle est inférieure à $5 \mu m$.

La figure 3.8 présente, quant à elle, l'évolution entre l'usinage du lot 1 et les procédés complémentaires réalisés à la suite de l'usinage (mêmes paramètres d'usinage que ceux du lot 1). Comme pour les usinages, nous observons une modification de la circularité et de l'angle θ_{nod} , principalement dans la couche superficielle : la circularité des nodules diminue dans la couche superficielle des différents lots et l'angle θ_{nod} croît, ce qui est cohérent avec les observations de la microstructure (figure 3.6).

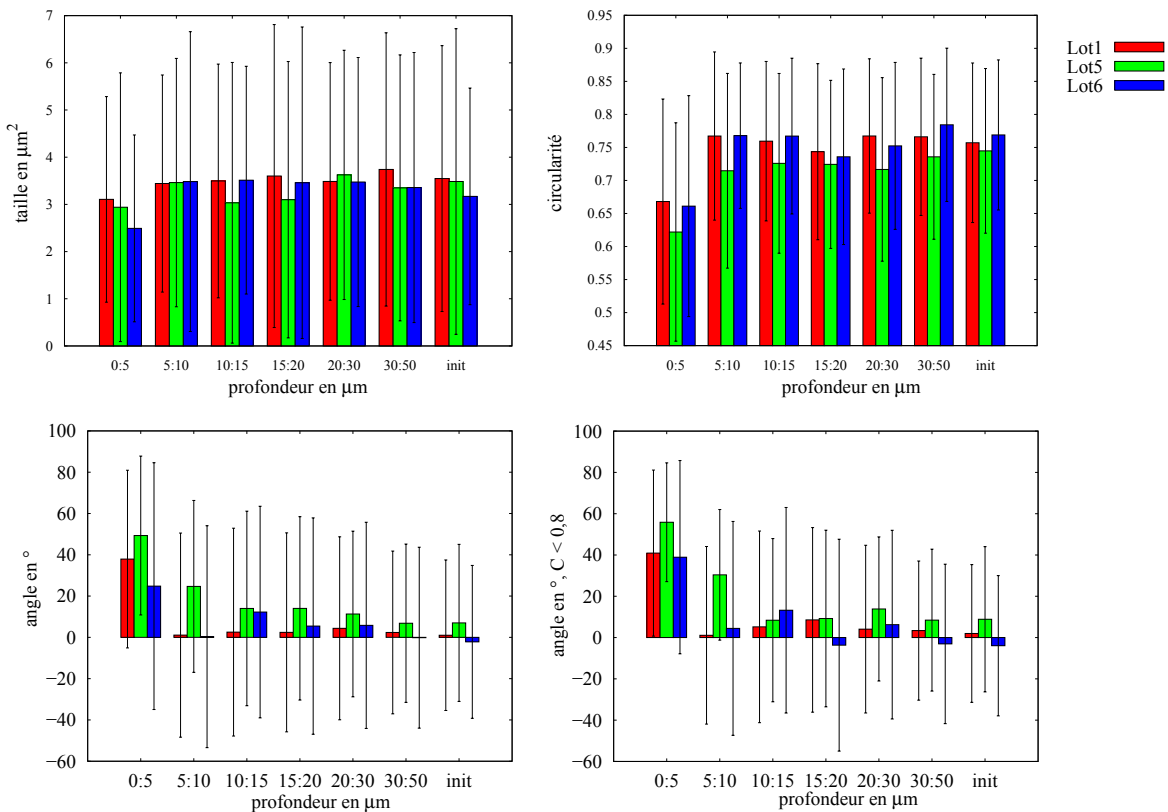


Figure 3.8 : Evolution des tailles-circularités-angles des nodules en fonction de la profondeur pour l'usinage du lot 1 et les différents procédés post-usinage (lots 5 et 6).

Par ailleurs, nous constatons une augmentation de l'angle moyen θ_{nod} entre la série 1 (usinage) et la série 5 (grenaillage). Cela semble, encore une fois, être cohérent avec nos attentes. En effet, les éprouvettes de la série 5 subissent le grenaillage après l'usinage de référence. Ainsi, la microstructure initiale avant le grenaillage correspond à la microstructure observée en fin de procédé d'usinage (fortement cisailée en surface). Le grenaillage va

Chapitre 3 : Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie

par la suite déformer cette microstructure dans la direction DN (force normale). Comme les grands axes des nodules forment un angle avec DN, la force normale appliquée par le grenailage devrait augmenter cet angle. Nous pouvons également remarquer que la profondeur affectée par les transformations plastiques induites par ce procédé de grenailage est plus importante que celle de l'usinage. En effet, nous constatons une modification de l'angle θ_{nod} jusqu'à la tranche [5 μm : 10 μm] (figure 3.8).

En revanche, il est plus délicat d'émettre des conclusions sur l'impact du ragréage sur la microstructure pour lequel nous constatons peu d'évolution entre les lots 1 et 6, si ce n'est une augmentation de la dispersion des angles. En effet, nous pouvons voir sur la figure 3.9 que la microstructure dans la couche superficielle n'est pas homogène.

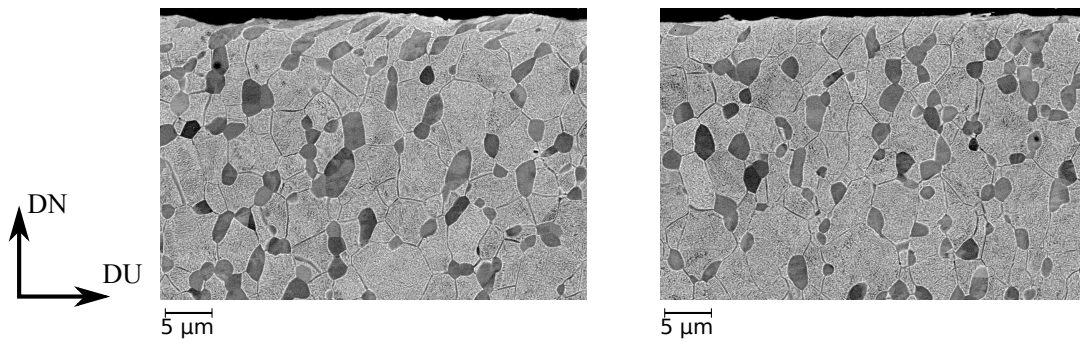


Figure 3.9 : Hétérogénéité de la microstructure du lot 6 en couche superficielle.

Il est possible de relier les évolutions morphologiques des nodules en sous couche par rapport à l'état initial et les forces tangentielle et normale appliquées lors des différents procédés.

Pour ce faire, nous posons le tenseur L correspondant aux gradients de déplacements dus aux déformations plastiques, lors de l'usinage suivant

$$L = \begin{pmatrix} q \dot{\epsilon} & 0 & 0 \\ 0 & (1 - q) \dot{\epsilon} & \dot{\gamma} \\ 0 & 0 & -\dot{\epsilon} \end{pmatrix} \quad (3.1)$$

avec $\dot{\epsilon}$ la composante d'écrasement, $\dot{\gamma}$ la composante de cisaillement et q un facteur lié à l'anisotropie du matériau. Ce tenseur est équivalent pour $q = 0,5$ à ceux proposés dans la littérature pour le tournage [96, 97].

Ainsi, nous avons le système d'équations différentielles suivant

$$\begin{cases} \dot{u}_x = (1 - q) \dot{\epsilon} x = (1 - q) \dot{\epsilon} (x_0 + u_x) \\ \dot{u}_y = q \dot{\epsilon} y + \dot{\gamma} z = q \dot{\epsilon} (y_0 + u_y) + \dot{\gamma} (z_0 + u_z) \\ \dot{u}_z = -\dot{\epsilon} z = -\dot{\epsilon} (z_0 + u_z) \end{cases} \quad (3.2)$$

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

Avec (x_0, y_0, z_0) les coordonnées du point M_0 associé au nodule avant procédé et (x, y, z) les coordonnées du point M associé au nodule après procédé (voir illustration sur la figure 3.10). \vec{u} correspond au vecteur déplacement et $\vec{\dot{u}}$ sa dérivée par rapport au temps.

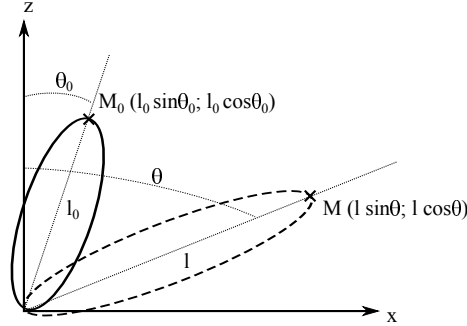


Figure 3.10 : Schéma représentatif de l'évolution morphologique d'un nodule.

Après résolution du système, nous avons

$$\begin{cases} u_x = x_0 [\exp(\{1 - q\} \epsilon) - 1] \\ u_y = y_0 [\exp(q \epsilon) - 1] + \frac{\gamma z_0}{\epsilon(1+q)} [\exp(q \epsilon) - \exp(-\epsilon)] \\ u_z = z_0 [\exp(-\epsilon) - 1] \end{cases} \quad (3.3)$$

Avec $\epsilon = \int_0^t \dot{\epsilon} dt$ et $\gamma = \int_0^t \dot{\gamma} dt$. A noter que u_y n'est pas défini lorsque $\epsilon = 0$.

Ainsi, étant donné que $\tan(\theta_0) = \frac{y_0}{z_0}$ et $\tan(\theta) = \frac{y}{z}$, nous avons la relation suivante

$$\tan(\theta) = \tan(\theta_0) \frac{\exp(q \epsilon)}{\exp(-\epsilon)} + \frac{\gamma}{\epsilon(1+q)} \left[\frac{\exp(q \epsilon)}{\exp(-\epsilon)} - 1 \right] \quad (3.4)$$

Concernant les différents usinages, avec les angles moyens déterminés dans la couche superficielle $[0-5 \mu m]$, nous pouvons alors déterminer la relation entre la déformation normale imposée lors de l'usinage et le cisaillement. Ces variations dépendent d'un coefficient d'anisotropie q difficile à déterminer. La figure 3.11 présente les évolutions du cisaillement en fonction de la déformation normale nécessaire pour former les angles des différentes séries d'usinage pour différentes valeurs du coefficient d'anisotropie.

Par exemple, sur le lot 1, en supposant un facteur d'anisotropie $q = 0,5$, nous pouvons observer un même angle θ pour des couples $(\epsilon = 0,5, \gamma = 0,48)$ et $(\epsilon = 0,1, \gamma = 0,73)$. La valeur de ces couples va avoir une influence sur les contraintes résiduelles du matériau après procédé de mise en forme.

Etant donné que l'usinage provoque des efforts tangentiels plus importants que les efforts normaux, nous attendons un cisaillement plus important que la déformation normale. Nous remarquons sur la figure 3.11 une faible influence du facteur d'anisotropie lorsque la déformation normale est faible.

Chapitre 3 : Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie

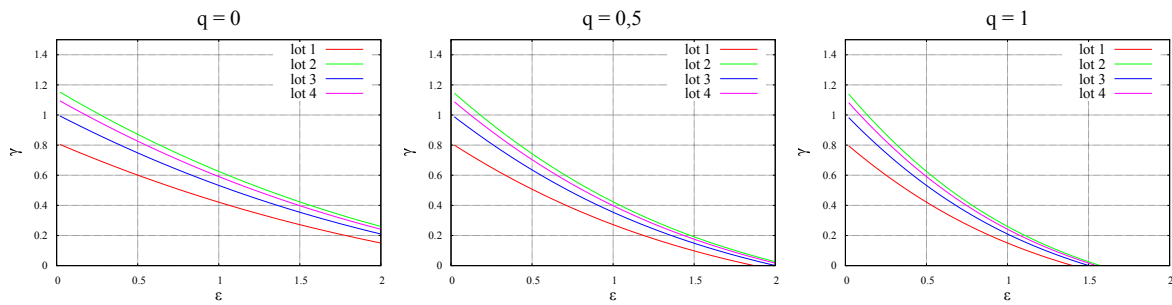


Figure 3.11 : Evolution du cisaillement en fonction de la déformation normale pour différentes valeurs d'anisotropie q et pour les différents usinages. Avec l'angle $\theta_0 = 4^\circ$, correspondant à la valeur de l'orientation des nodules par rapport à DN déterminée lors de l'étude de la microstructure initiale.

Pour le grenailage, correspondant au lot 5, les conditions initiales correspondent aux conditions finales de l'usinage de référence, d'où une inclinaison initiale des nodules (voir image ??). De plus, nous considérons que, lors du procédé de grenailage, seul un effort normal est présent. Ainsi, l'équation 3.4 se simplifie et devient

$$\tan(\theta) = \tan(\theta_0) \frac{\exp(q\epsilon)}{\exp(-\epsilon)} \quad (3.5)$$

Il est donc possible d'extraire l'évolution de la déformation normale subie par le matériau après le procédé en fonction du coefficient d'anisotropie q (voir la figure 3.12).

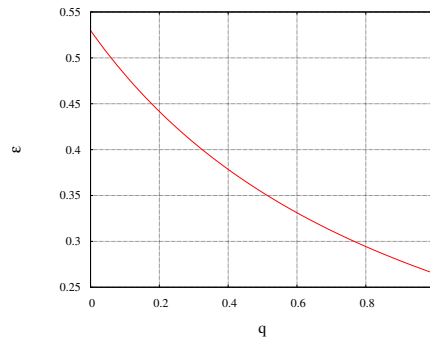


Figure 3.12 : Evolution de la déformation normale en fonction du facteur d'anisotropie q pour le lot 5.

Nous remarquons, cette fois, une influence non négligeable du facteur d'anisotropie sur la déformation normale, ce qui impose une détermination de ce facteur pour évaluer la quantité de déformation que le matériau a subi pendant le traitement par grenailage.

Il est plus délicat d'effectuer une analyse quantitative sur l'évolution microstructurale de la matrice biphasée de par sa finesse. Cependant, nous observons, d'après la figure 3.13, une modification de celle-ci dans la sous-couche.

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

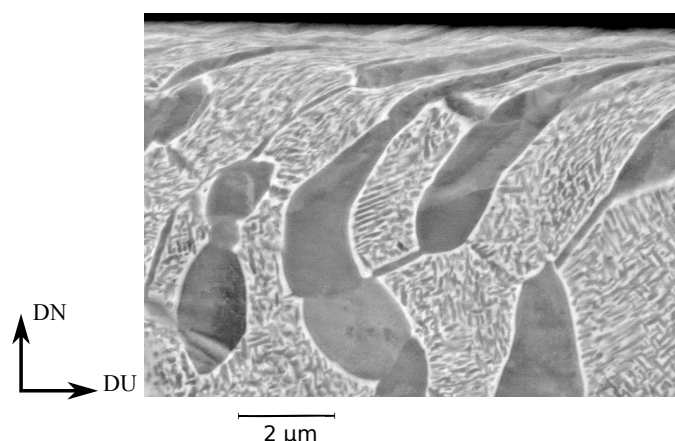


Figure 3.13 : Evolution de la microstructure de la matrice dans la sous couche du lot 1.

Cette analyse nous a donc permis d'approximer la déformation plastique subie par le matériau lors des différents procédés d'usinage et nous permettra par la suite de déterminer les conditions aux limites à utiliser pour les aspects modélisations.

Les évolutions de textures morphologiques peuvent être complétées par l'étude des évolutions des textures cristallographiques pour étoffer l'analyse des évolutions microstructurales dans la sous-couche du matériau.

3.1.1.2. L'évolution de la texture cristallographique

Etant donnée la mise en évidence d'une évolution de la microstructure entre l'état initial et la surface usinée, il est probable que la texture cristallographique soit elle aussi modifiée dans cette sous-couche. Ces textures peuvent être mesurées par EBSD (mesure locale) ou par DRX (mesure globale).

Pour mémoire, la figure 3.1 (page 64) rappelle le repère associé à la mesure de texture sur les différentes éprouvettes (DA,DU,DN).

Dans cette partie, le nombre de figures de pôles présentées est limité. Cette partie est complétée par l'Annexe F, où sont représentées toutes les figures de pôles de l'étude.

Afin de réaliser les études en profondeur, nous avons réalisé un polissage électrolytique précisé en Annexe E. Cette annexe précise aussi la méthode utilisée pour déterminer l'épaisseur de la matière retirée lors du polissage.

Les illustrations des figures de pôles, figures de pôles inverses ainsi que la recherche d'orientations préférentielles ont été réalisées à l'aide du logiciel LaboTex [98].

Chapitre 3 : Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie

Nous nous sommes tout d'abord intéressés aux textures locales que l'on obtient après une analyse EBSD. L'analyse est réalisée sur la tranche, au cœur du matériau, sur une surface de $96 \times 55 \mu m^2$ (voir la figure 3.14). Nous remarquons sur cette image un faible indice de qualité des grains dans la matrice. Il provient de la finesse de la microstructure dans cette matrice.

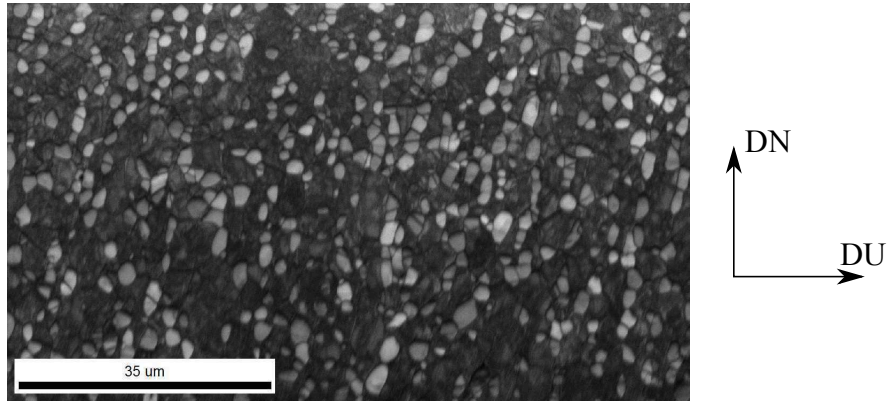


Figure 3.14 : Résultats du scan EBSD sur le Ti-10V-2Fe-3Al. Les niveaux de gris correspondent à l'indice de qualité.

Avec un traitement à l'aide du logiciel OIM, nous pouvons déterminer les textures locales des deux phases du matériau (figures de pôles présentées sur la figure 3.15). De ces figures de pôles, nous constatons une texture de fibre $\{11.0\} \parallel DU$ pour les deux phases.

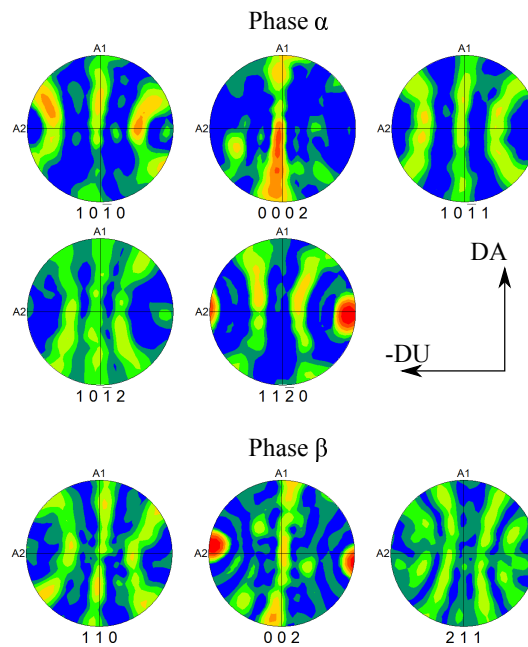


Figure 3.15 : Figures de pôles locales déterminées dans les deux phases du Ti-10V-2Fe-3Al par EBSD.

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

Cependant, étant donné le faible indice de qualité (principalement pour l'analyse de la phase β) et la faible taille de la zone analysée, il est alors nécessaire de mesurer ces textures sur un volume plus important, par exemple avec la technique de DRX. De plus, étant donné qu'il semble délicat de déterminer les textures locales en surface des éprouvettes avec l'EBSD, nous nous sommes tournés vers la DRX pour déterminer et analyser les textures cristallographiques.

La texture en surface

Pour chaque procédé d'usinage, des mesures de texture cristallographique ont été réalisées en deux points d'une même éprouvette. Concernant les lots 1 à 5, nous observons des textures similaires entre les deux points de mesure pour la phase α . Au sujet de la phase β , celles-ci sont plus délicates à étudier, mais restent tout de même similaires entre les points de mesure d'un même lot. Ces similarités impliquent une homogénéité des procédés d'usinage et de grenailage d'un point de vue de la texture cristallographique. Au sujet du lot 6, comme nous pouvons l'observer sur la figure 3.16, il y a des différences entre les textures des deux points de mesure sur la phase α .

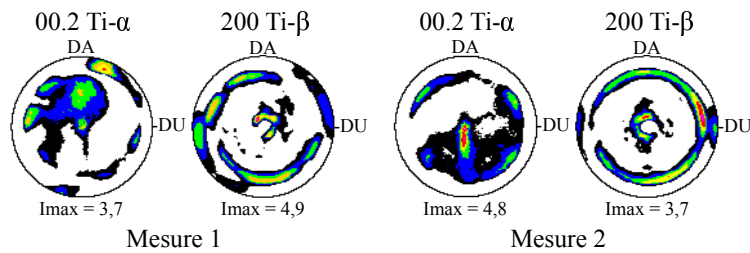


Figure 3.16 : Textures cristallographiques recalculées des deux points de mesure du lot 6 (une figure de pôles est présentée, le complément est en Annexe F).

D'après la figure 3.17, les textures associées aux différents usinages sont relativement similaires pour la phase α . Ces figures de pôles montrent une perte d'orthotropie, ce qui est dû à la présence de cisaillement. Cela est cohérent avec le procédé d'usinage. Ces textures sont proches d'une texture de fibre $\{11.0\} \parallel DU$ (figure 3.18) avec un renforcement des orientations $\{00.2\}_{DN} \langle 21.0 \rangle_{DU}$ et $\{1\bar{1}.0\}_{DN} \langle 00.2 \rangle_{DU}$ plus ou moins marquées suivant la série d'usinage (voir la figure 3.19). Le renforcement de l'orientation $\{00.2\}_{DN} \langle 21.0 \rangle_{DU}$ semble s'intensifier avec l'augmentation de l'avance par dent.

Concernant la texture de la phase β des différents usinages, l'analyse doit être faite avec prudence, l'intensité diffractée reste très faible, diminuant la fiabilité de la mesure. Pour l'analyse des textures de cette phase, les figures de pôles de la famille de plans $\{200\}_{\beta}$ laissent penser qu'il y a des orientations préférentielles pour les lots 1 et 2 ($\{1\bar{3}\bar{1}\}_{DN} \langle 101 \rangle_{DU}$ et $\{0\bar{2}\bar{1}\}_{DN} \langle 0\bar{1}2 \rangle_{DU}$, orientations illustrées sur la figure 3.20), et plutôt une texture de fibre par rapport à DN avec renforcement sur certaines orientations cristallographiques particulières dans ces fibres pour les lots 3 et 4 (fibre $\{110\} \parallel DN$ pour le lot 3 et fibres $\{111\} \parallel DN$ et $\{1\bar{4}\bar{5}\} \parallel DN$ pour le lot 4, voir la figure 3.21).

Chapitre 3 : Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie

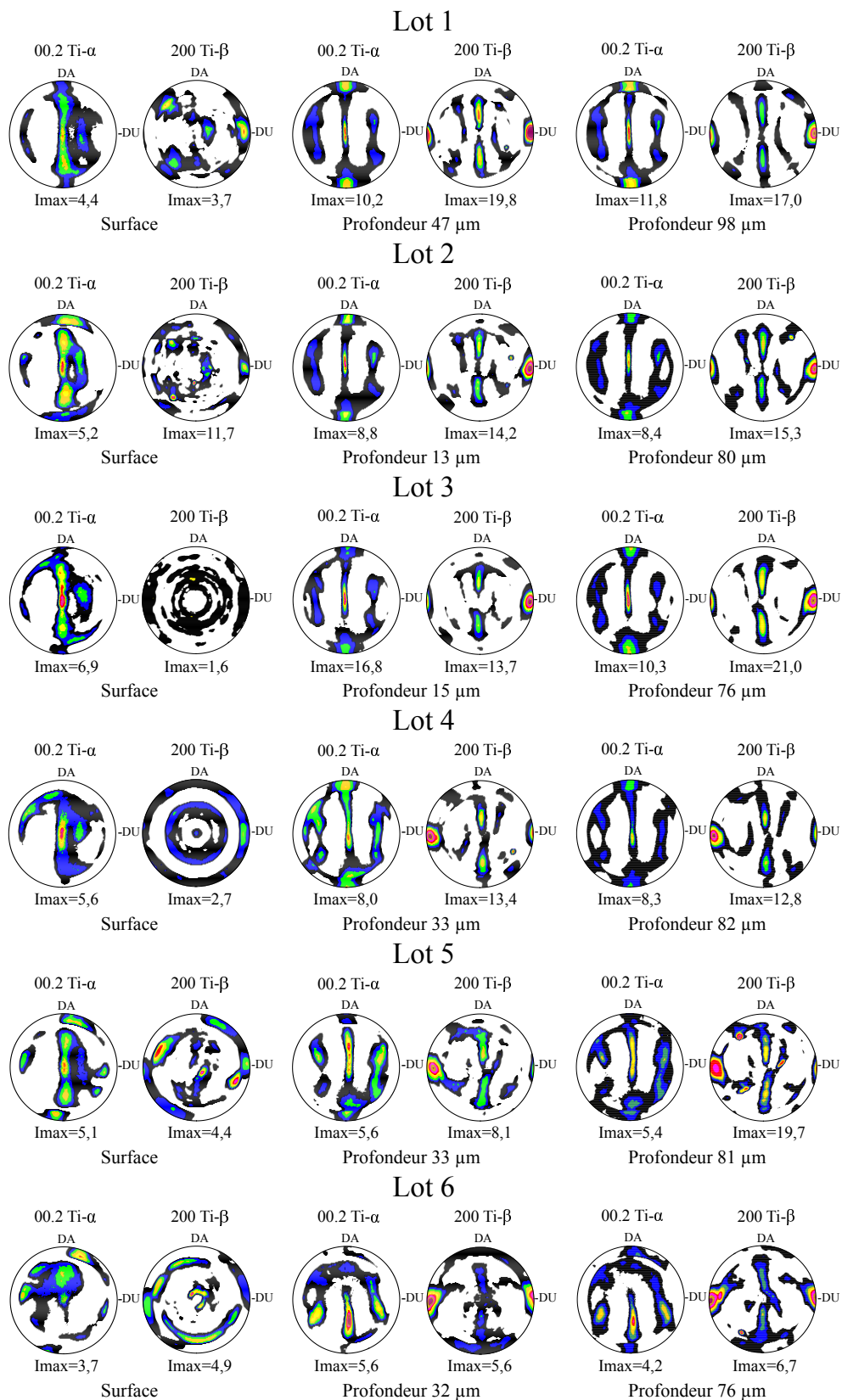


Figure 3.17 : Evolution de la texture cristallographique recalculée en fonction de la profondeur pour les différents lots de l'étude (une figure de pôles de chaque phase est présentée, le complément est en Annexe F).

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

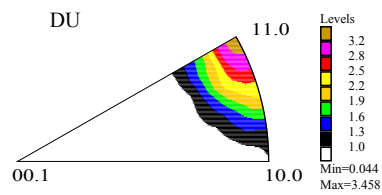


Figure 3.18 : Mise en évidence de la fibre $\{11.0\} \parallel DU$ avec la figure de pôles inverse selon DU de la phase α du lot 1 en surface.

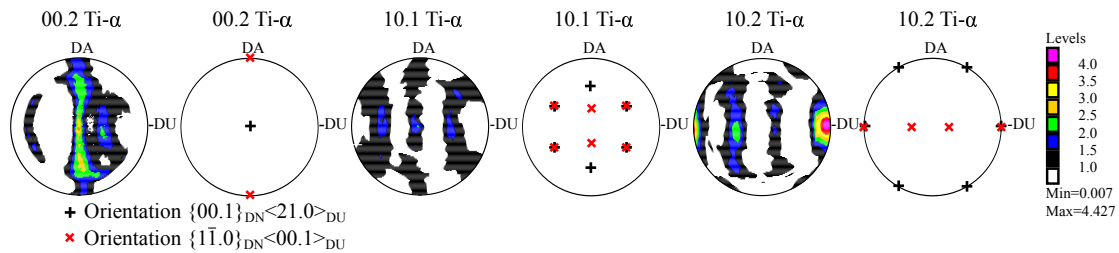


Figure 3.19 : Mise en évidence des orientations préférentielles de la phase α du lot 1 en surface.

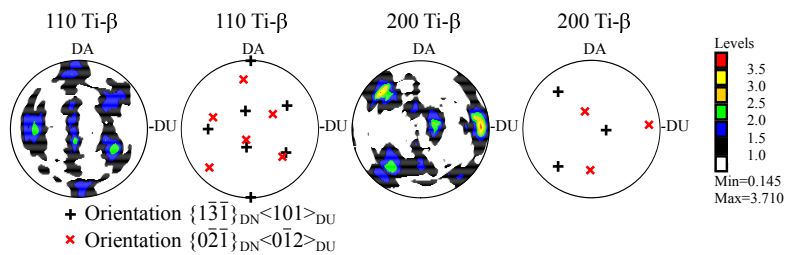


Figure 3.20 : Mise en évidence des orientations préférentielles de la phase β du lot 1 en surface.

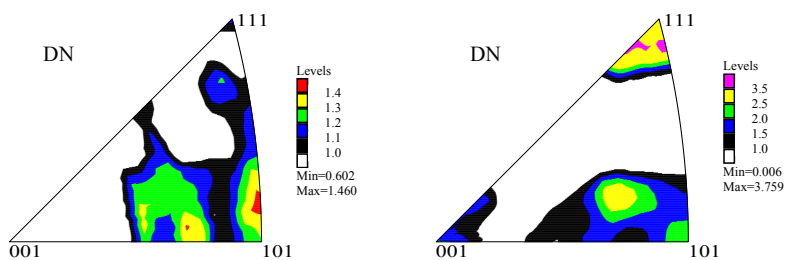


Figure 3.21 : Figures de pôles inverses des textures de surface de la phase β du lot 3 (1) et du lot 4 (2) selon DN.

Chapitre 3 : Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie

Les fibres observées sur ces deux derniers lots (3 et 4) ne peuvent pas être associées aux problèmes de correction de la défocalisation. En effet, la correction de défocalisation peut créer une augmentation continue de l'intensité lorsque l'on s'éloigne du centre de la figure de pôles. Ceci peut donc créer artificiellement une fibre en bord des figures mais ne justifie pas les niveaux de texture oscillants entre 0,3 et 0,8 pour ψ variant entre 62 et 78°.

La figure 3.17 présente aussi les évolutions de texture entre l'usinage et les procédés de grenailage et de ragréage. Concernant la phase β , nous constatons une évolution des renforcements d'orientation entre les lots 1 et 5 et l'apparition d'une texture de fibre partielle pour le lot 6 avec une subsistance des orientations préférentielles du lot 1.

Concernant la phase α , nous observons encore des modifications entre les pôles du lot 1 et ceux des autres lots. Les évolutions de la texture entre l'usinage et le lot 5 restent faibles avec une intensification de certaines directions cristallographiques lors du grenailage, la perte d'orthotropie du lot 5 provient probablement de la texture initiale (lot 1). Les différences entre l'usinage et le ragréage sont, quant à elles, très importantes. Ces textures n'ont plus rien en commun.

La perte d'orthotropie des figures de pôles des lots 1 à 5 se fait dans la direction d'usinage.

Evolution de la texture en sous-couche

Dans la mesure où nous avons observé une évolution de la morphologie des grains avec la profondeur, nous nous sommes également intéressés à l'évolution de la texture cristallographique avec la profondeur (voir figure 3.17).

Nous remarquons que les textures des différents lots évoluent avec la profondeur et tendent vers une même type de texture, celle du matériau à l'état initial, ayant retrouvé la symétrie orthotrope.

La texture de la phase α possède les mêmes propriétés qu'en surface, avec une légère texture de fibre $\{11.0\} \parallel DU$, avec deux orientations préférentielles (voir les figures 3.22, 3.23).

Quant à la phase β , nous constatons aussi une texture de fibre par rapport à DU (fibres $\{002\} \parallel DU$ et $\{111\} \parallel DU$), avec une orientation préférentielle $\{101\}_{DN} \langle 10\bar{1} \rangle_{DU}$ (voir les figures 3.22, 3.24).

Nous observons pour les lots 2 et 3, un retour rapide à la texture initiale (dès 13 μm). Cela reste en accord avec les observations d'évolution morphologique : l'altération de la microstructure apparaît sur une faible profondeur.

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

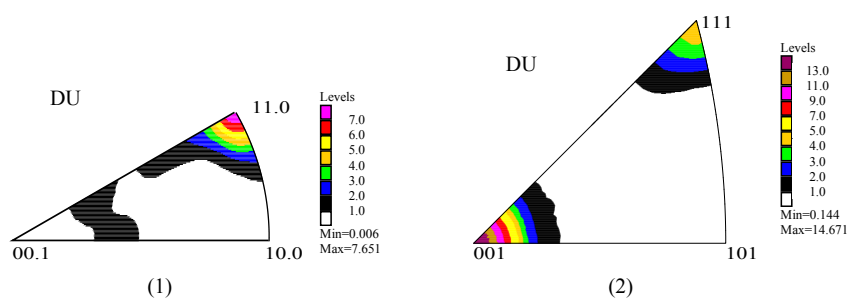


Figure 3.22 : Mise en évidence de la fibre $\{11.0\}||DU$ de la phase α (1) et des fibres $\{002\}||DU$ et $\{111\}||DU$ de la phase β (2).

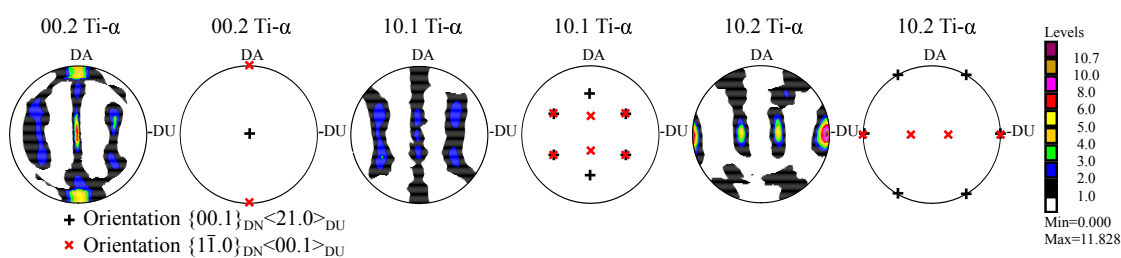


Figure 3.23 : Mise en évidence des orientations préférentielles de la phase α en profondeur sur le lot 1.

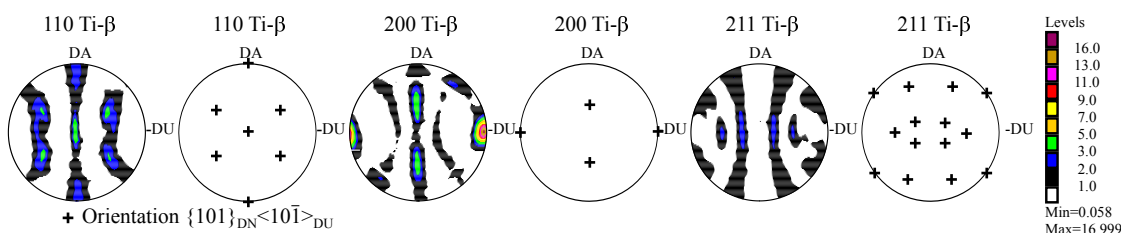


Figure 3.24 : Mise en évidence de l'orientation préférentielle de la phase β en profondeur sur le lot 1.

Au regard de l'évolution de texture cristallographique des lots 2 et 3 et de la morphologie des lots 1 à 4, nous pouvons supposer que l'altération de la microstructure pour les quatre usinages de l'étude se propage sur une faible profondeur.

Il est plus délicat de conclure au sujet de l'évolution des lots 5 et 6. Cependant, la texture ressemble à celle des usinages à partir d'une profondeur de $30 \mu m$ environ.

Nous remarquons de plus une similarité des textures mesurées par EBSD avec celles déterminées par DRX à cœur. Les variations obtenues sur certains pôles proviennent de la différence de statistique des deux analyses : l'analyse EBSD est réalisée sur une surface de $96 \times 55 \mu m^2$ et les analyses DRX sont faites sur un volume de $2400 \times 2400 \times 15 \mu m^3$.

Etant donné que les modifications microstructurales ont principalement lieu proche de la surface des éprouvettes, il est maintenant intéressant d'étudier les évolutions micro-géométriques induites par les différents procédés sur la surface des éprouvettes.

3.1.2. L'état micro-géométrique des surfaces

Comme annoncé dans le chapitre 1, la micro-géométrie, ou rugosité de surface, est un paramètre important à analyser pour étudier le lien entre intégrité de surface et durée de vie des matériaux. Pour cette analyse, plusieurs mesures ont été réalisées sur un même lot pour certifier encore une fois la reproductibilité et l'homogénéité des procédés. Toutes les mesures ont été réalisées avec le surfomètre optique présenté précédemment.

Pour rappel, les analyses ont été effectuées à l'aide du logiciel Mountains Map. Les paramètres de rugosité de surface sont extraits suivant la norme NF EN ISO 25178 [35] et les paramètres de rugosité de profil suivant la norme NF EN ISO 4287 [34].

Concernant ces analyses, un exemple des résultats obtenus sur chaque lot est présenté sur la figure 3.25. Sur chacune des surfaces, des séries de profils sont extraites afin d'obtenir les paramètres de rugosité de profil.

Nous observons, sur la figure 3.25, une nette différence entre les textures de surface associées aux différents usinages avec des marques régulières des stries d'usinage causées par la fraise et les deux autres procédés. Nous observons également très bien les rayures de polissage sur la surface du lot 6 après l'étape du ragréage.

Il est possible de quantifier ces textures de surface avec les paramètres Str et Std . Nous nous sommes tout d'abord intéressés au paramètre Str . Ce paramètre, associé à la fonction de corrélation, indique le niveau de texture de la surface. Sur la figure 3.26, nous observons l'évolution de ce paramètre pour les différents lots de l'étude. Le lot 5 est très différent des autres avec une faible texture de surface. Cela est conforme à d'autres résultats obtenus dans la littérature [99]. Les autres surfaces sont texturées. Le lot 2 sort de la tendance des trois autres usinages avec une texture de surface moins marquée que les autres. L'évolution du paramètre Std (figure 3.27) nous donne l'orientation principale de la texture pour les lot 1 à 6 (orientation des stries par rapport à DA). Pour les usinages, ce paramètre a une valeur voisine de 90° , ce qui confirme ce que nous attendions.

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

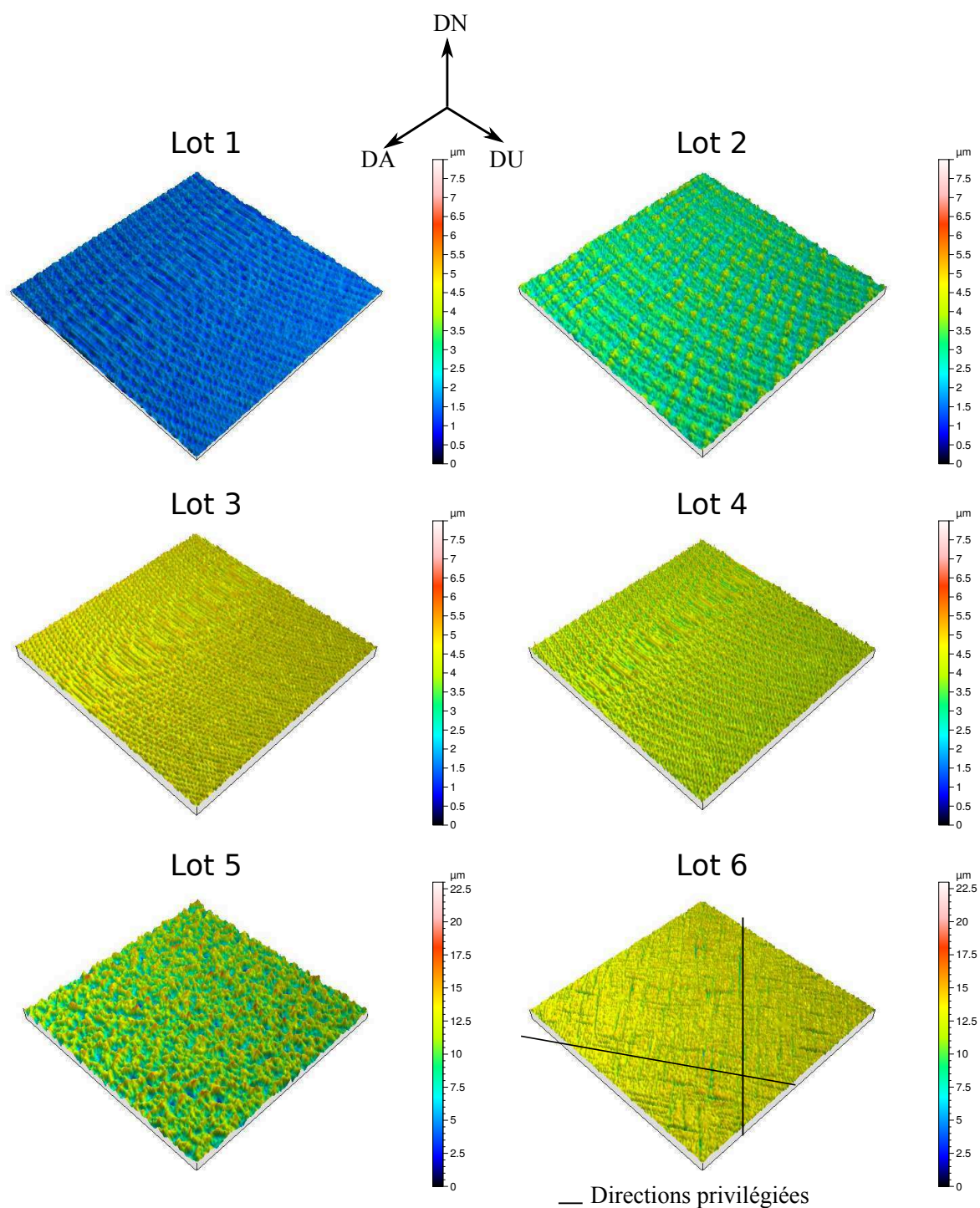


Figure 3.25 : Surfaces obtenues à l'aide d'un surfomètre optique pour les différents lots de l'étude.

Chapitre 3 : Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie

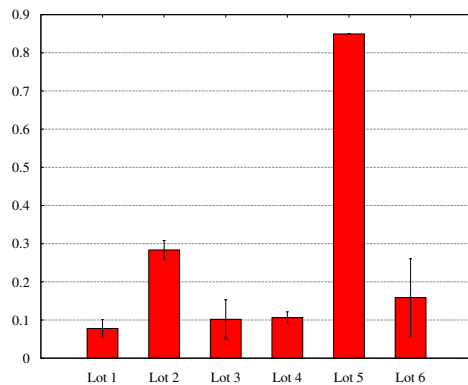


Figure 3.26 : Evolution du paramètre Str , représentatif de l'intensité de texture de la surface.

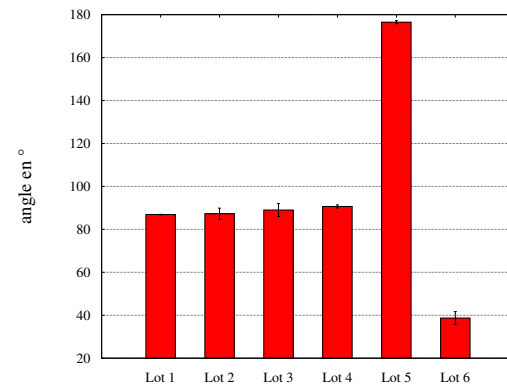


Figure 3.27 : Evolution du paramètre Std , représentatif des orientations privilégiées.

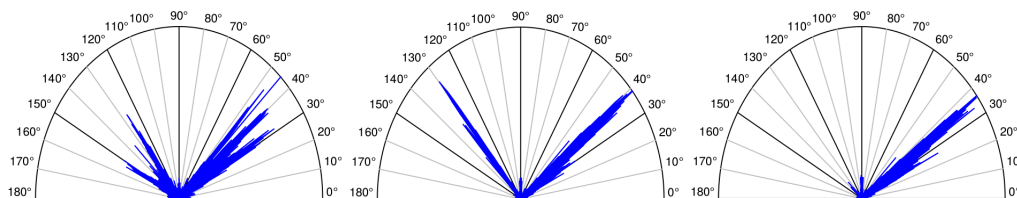


Figure 3.28 : Mise en évidence d'une seconde orientation privilégiée sur le lot 6 et de la dispersion des résultats obtenus. Les mesures ont été réalisées sur trois surfaces différentes appartenant aux lot 6.

Etant donné la texture du lot 6, il est intéressant de s'arrêter sur la distribution des orientations obtenue par le spectre polaire (après intégration de la transformée de Fourier des hauteurs associées à la surface). En effet, la direction privilégiée Std obtenue est 40° alors que nous observons deux directions sur la surface. L'observation de ce spectre nous confirme bien la présence de deux orientations privilégiées (pour la plupart des mesures), mais aussi une certaine dispersion dans le procédé (voir figure 3.28). Nous observons sur les deux premiers spectres de cette figure deux pics correspondant aux deux orientations privilégiées. Ces deux orientations sont 40° et 130° (ou 40° et -50°) par rapport à DA. Cela correspond à ce que nous attendions car le ragréage correspond à un polissage manuel dans deux directions de l'espace ($-45, 45^\circ$ par rapport à DA). Cependant, cette deuxième orientation n'est pas remarquée dans le troisième spectre présenté sur la figure 3.28. Cela met en avant une certaine hétérogénéité du procédé de ragréage. Cette hétérogénéité s'observe aussi sur une plus grande dispersion des orientations privilégiées sur le premier spectre par rapport au second.

Pour les paramètres de rugosité, nous allons tout d'abord nous concentrer sur les paramètres "d'ordre 1", soient Sa , Sq , Sz , Sv et leurs équivalents pour les profils. Les évolutions entre les différents usinages sont présentées en figure 3.29, tandis que celles entre l'usinage et les procédés post-usinage sont visibles sur la figure 3.30.

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

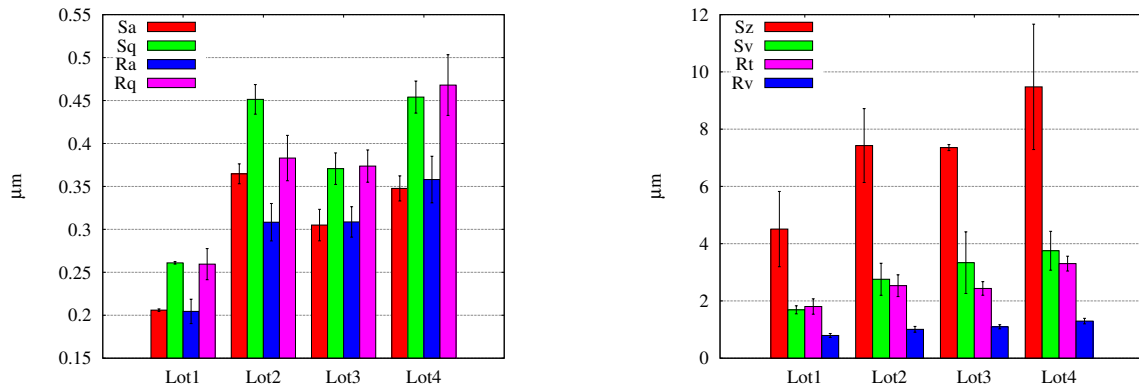


Figure 3.29 : Evolution des paramètres de rugosité surfacique (Sa , Sq , Sz et Sv) et de profil (Ra , Rq , Rt et Rv) en fonction des différents usinages.

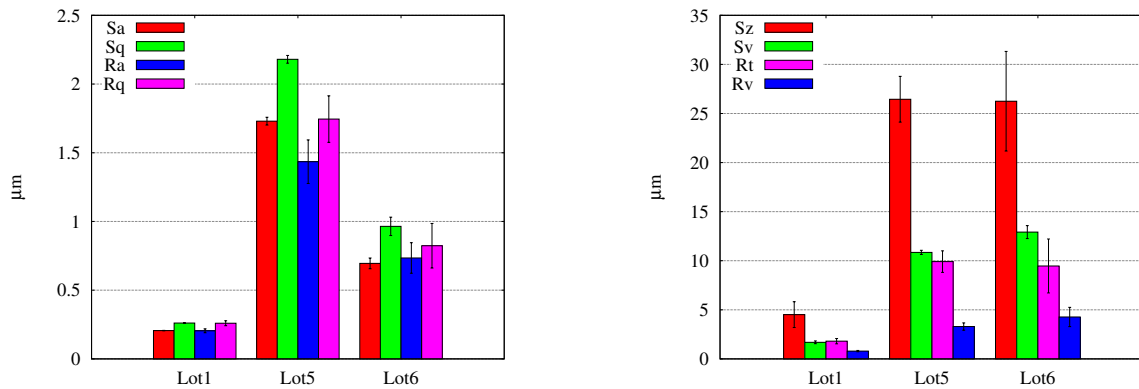


Figure 3.30 : Evolution des paramètres de rugosité surfacique (Sa , Sq , Sz et Sv), et de profil (Ra , Rq , Rt et Rv) en fonction des différents procédés après usinage.

Concernant tout d'abord les différents usinages (figure 3.29), nous remarquons une augmentation de tous ces paramètres de rugosité avec l'augmentation de l'avance par dent (comparaison entre les lots 1 et 2 puis entre les lots 3 et 4). Cela est cohérent avec ce que nous pouvons lire dans la littérature. En effet, dans le cas de fraisage torique sur un alliage d'aluminium, les travaux de Limido [42] montrent l'augmentation des paramètres de rugosité de profil Ra et Rt avec celle de l'avance par dent. Concernant le fraisage en roulant sur du Ti-6Al-4V, les travaux de Sun et Gao [100] présentent la même évolution. Il en est de même au sujet du fraisage en bout sur un alliage d'aluminium [101] et un acier [102].

Au sujet de l'évolution des paramètres de rugosité avec le rayon de bec de l'outil d'usinage, présentée sur la figure 3.29, il semble plus compliqué d'établir une relation. En effet, nous constatons une augmentation des paramètres lorsque l'avance vaut $f_z=0,1$ (soient les lots 1 et 3), mais celle-ci n'est pas tout à fait confirmée avec une avance $f_z=0,2$ (soient les lots 2 et 4).

Chapitre 3 : Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie

Au final, il est difficile de conclure sur l'usinage qui fournirait le "meilleur" état de surface (le moins rugueux) car les différences présentées restent tout de même faibles entre ces usinages.

Concernant l'influence des procédés post-usinages sur la rugosité de surface (figure 3.30), nous constatons une grande influence de ces procédés sur ces paramètres de rugosité. Une forte augmentation, d'un facteur 6 à 9, de Sa , Sq , Ra et Rq est constatée lors du grenailage de la surface. Cette augmentation est plus légère lors du ragréage (facteur 3 à 4). Les augmentations des autres paramètres présentés sur cette figure semblent similaires pour les deux procédés.

Ainsi, il est difficile de conclure sur tous ces procédés étudiés d'un point de vue état de surface en prenant en compte ces paramètres d'ordre 1. Nous nous sommes donc intéressés aux paramètres d'ordres supérieurs, comme les facteurs d'asymétrie et d'aplatissement des distributions de hauteurs sur les surfaces et profils étudiés.

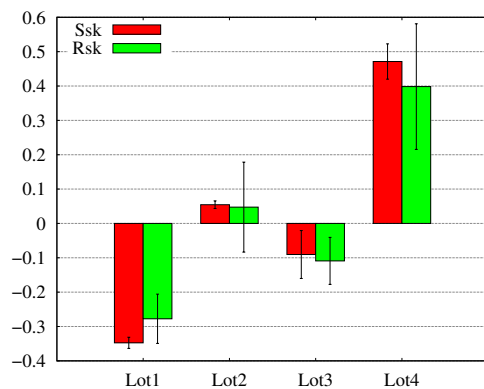


Figure 3.31 : Evolution du facteur d'asymétrie (skewness) des différents usinages.

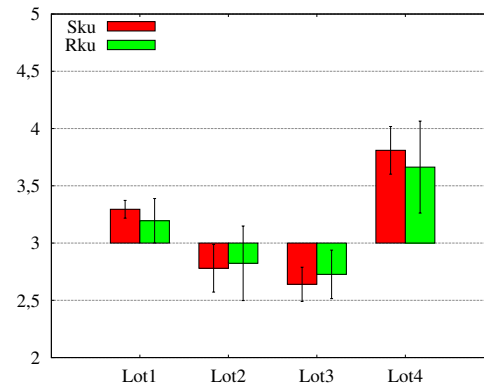


Figure 3.32 : Evolution du facteur d'acuité (kurtosis) des différents usinages.

Sur la figure 3.31, nous observons les évolutions des paramètres Ssk et Rsk pour les différents usinages de l'étude. Ces paramètres augmentent avec l'avance par dent ainsi qu'avec le rayon de bec. De plus, un changement de signe est observé avec l'augmentation du rayon de bec, ce qui implique un changement d'asymétrie du profil. Cependant, ces facteurs ont des valeurs comprises dans l'intervalle $[-0,5;0,5]$, les écarts sont donc faibles et centrés sur 0 (distribution normale avec autant de pics que de creux).

La figure 3.32 présente les évolutions de l'aplatissement des profils des usinages. Il est difficile de trouver une tendance entre l'évolution du kurtosis en fonction de celle de l'avance par dent ou du rayon de bec.

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

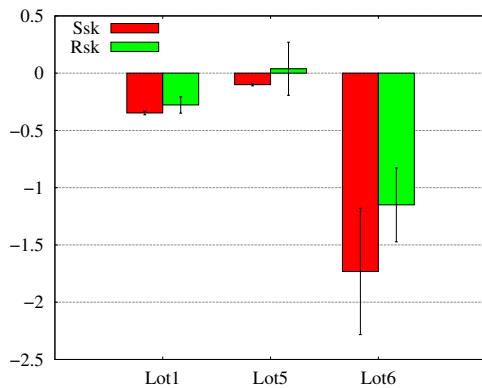


Figure 3.33 : Evolution du facteur d'asymétrie (skewness) de l'usinage du lot 1 et des différents procédés après usinage.

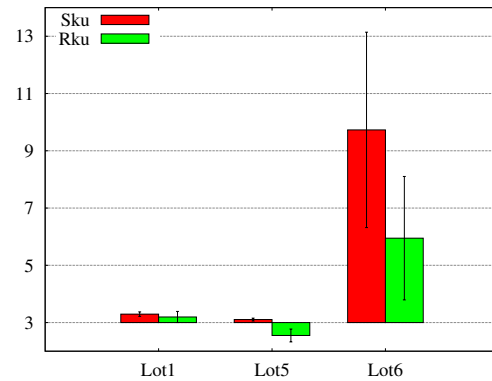


Figure 3.34 : Evolution du facteur d'aplatissement (kurtosis) de l'usinage du lot 1 et des différents procédés après usinage.

Les figures 3.33 et 3.34 présentent l'évolution des paramètres d'asymétrie et d'aplatissement des distributions pour l'usinage du lot 1 et pour les différents procédés après usinage. Nous remarquons une diminution importante du skewness et une forte augmentation du kurtosis pour le lot 6. Cela signifie qu'il existe une prédominance de creux dans la surface avec un fort dénivelé (kurtosis relativement élevé). Ces facteurs rendent bien compte de l'aspect morphologique des creux observés sur la surface du lot 6 (figure 3.25). Concernant le lot 5, la faible asymétrie et le facteur d'aplatissement proche de 3 rendent compte d'une distribution aléatoire de pics et de creux sans dénivelés prononcés.

Toutefois, il faut garder en mémoire que ces paramètres (Ssk , Rsk , Sku et Rku) sont des paramètres décrivant les variations du profil à la puissance 3 (skewness) et 4 (kurtosis). Ils sont donc sensibles au bruit de la mesure ainsi qu'aux pics ou creux intenses pouvant être liés à un défaut dans la mesure.

Maintenant que l'analyse de rugosité des différentes surfaces est réalisée, il est possible de comparer qualitativement la durée de vie prévue des différents procédés, en considérant seulement l'aspect rugosité. Pour ce faire, nous allons nous limiter aux paramètres surfaciques suivants :

- Sv : De manière générale, le paramètre Rt (équivalent en surface Sz) est utilisé pour relier la rugosité à la durée de vie. Ce paramètre décrit la hauteur totale de la surface ou du profil. Cependant, nos essais de fatigue sont en flexion quatre points $R_\sigma = 0,1$. Les contraintes en surface sont donc, en théorie, maximales. Le facteur de concentration de contrainte sera maximal au niveau des creux de la surface. Nous avons donc choisi de réduire le paramètre de hauteur de la surface à la profondeur maximale du creux, correspondant au paramètre Sv ;
- Ssk et Sku : Comme il a été montré dans la littérature, l'évolution de ces paramètres peut avoir un impact sur la durée de vie des matériaux. En effet, le facteur de skewness est associé à l'asymétrie de la distribution des hauteurs de la surface

Chapitre 3 : Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie

(prédominance de creux si celui-ci est négatif). Ainsi, une prédominance de creux devrait engendrer de plus fortes concentrations de contraintes en flexion quatre points. A contrario, un Ssk négatif engendre une meilleure portance de la surface ce qui devrait être bénéfique sur la tenue en fatigue de contact. Quant au kurtosis, ce facteur traduit l'acuité des pics et des creux de la surface. Si celui-ci est grand, les creux et les pics sont étroits, concentrant d'autant plus la contrainte au niveau des creux.

Nous pouvons comparer qualitativement les durées de vie attendues de chacune de ces séries d'usinage (voir tableau 3.4(1)). Il semble difficile de conclure sur le procédé ayant le meilleur état de surface d'un point de vue durée de vie sans l'utilisation d'un modèle reliant cette rugosité de surface au coefficient de concentration de contraintes en fatigue K_f .

	Lot 2	Lot 3	Lot 4
Sv	-	--	---
Ssk	++	+	+++
Sku	+	+	-

(1)

	Lot 5	Lot 6
Sv	-	-
Ssk	+	-
Sku	=	-

(2)

Tableau 3.4 : Evolution attendue de la durée de vie en fonction du procédé d'usinage (1) et des procédés complémentaires (2) par rapport à l'usinage de référence (lot 1). + haute durée de vie attendue supérieure au lot 1 à - durée de vie attendue inférieure au lot 1.

L'impact des procédés après usinage sur la durée de vie est présenté sur le tableau 3.4(2). De par ces résultats, en ne prenant en compte que ces trois paramètres de rugosité de surface, nous nous attendons à avoir une moins bonne limite de fatigue après les différents procédés post-usinages, principalement pour le cas du ragréage.

Nous ne nous sommes pas attardés sur les paramètres de texture de surface, bien que les travaux de Suraratchai [40] aient montré un impact de la texture de surface sur la durée de vie. En effet, nos différents usinages ont été réalisés dans les mêmes directions, ils ont donc la même orientation de texture. Il serait intéressant d'évaluer l'impact de ce paramètre sur la concentration de contraintes lors de l'étude des différents procédés : l'usinage, le grenailage et le ragréage.

Les paramètres de rugosité des différents usinages étudiés sont similaires. Ainsi, il est probable que les différences de durée de vie entre ces différents lots soient, au minimum, couplées avec un autre facteur tel que les contraintes résiduelles. De plus, le grenailage est un procédé qui détériore l'état de surface des matériaux au profit de l'état mécanique. L'étude de l'intégrité de surface doit donc être complétée par une analyse des contraintes résiduelles.

3.1.3. Les contraintes résiduelles

La détermination des contraintes résiduelles pour les différents lots a été réalisée à l'aide de la DRX, par la méthode décrite dans le chapitre précédent.

En flexion 4 points, le maximum de contraintes est localisé à la surface du matériau (essais réalisés et présentés dans ces travaux). Nous nous sommes donc tout d'abord intéressés à l'évolution des contraintes résiduelles en surface puis, à leurs évolutions en fonction de la profondeur.

Pour mémoire, les analyses de contraintes résiduelles ont été réalisées avec le logiciel MAUD et les contraintes résiduelles ont été déterminées pour chaque phase du matériau, soit la phase α et la phase β . Les tenseurs des contraintes résiduelles sont considérés biaxiaux (hypothèse de surface libre).

$$\underline{\underline{\sigma}}_{res} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}_{(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)} \quad (3.6)$$

Le repère échantillon $(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$ associé à ce tenseur est présenté sur la figure 3.1 (page 64), avec $\vec{e}_1 \parallel DA$ et $\vec{e}_2 \parallel DU$.

De même que pour l'étude des textures en profondeur, l'enlèvement de matière pour l'analyse des contraintes résiduelles en profondeur a été réalisé à l'aide du polissage électrolytique développé en Annexe E.

3.1.3.1. Les contraintes en surface

Etant donné que les surfaces des différentes éprouvettes sont rugueuses et que les rayons X ont une pénétration dans la matière relativement faible, inférieur à $15 \mu m$ dans notre cas (voir Annexe D), l'erreur commise sur la détermination des contraintes en surface est plus importante. Afin de la quantifier, tout en considérant le procédé homogène, nous avons réalisé plusieurs mesures de contraintes : trois zones différentes de deux éprouvettes de chaque lot ont été analysées pour la détermination de contraintes. La dispersion des résultats correspond à l'écart type des mesures faites sur toutes les zones de chaque lot.

Les différents usinages

Les figures 3.35 et 3.36 présentent l'évolution des contraintes résiduelles de surface en fonction du procédé d'usinage pour la phase α et la phase β .

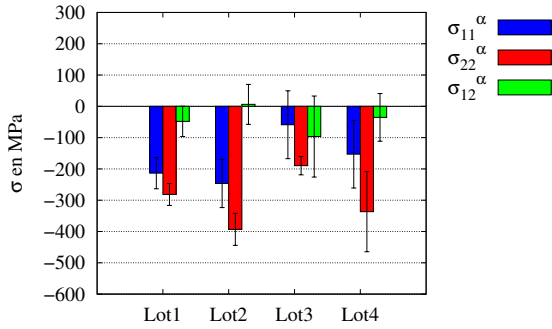


Figure 3.35 : Contraintes résiduelles de la phase α en surface des différents usinages.

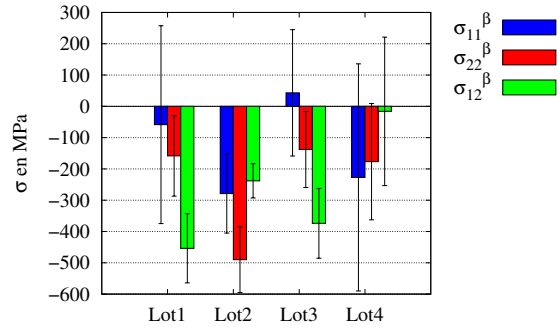


Figure 3.36 : Contraintes résiduelles de la phase β en surface des différents usinages.

Tout d'abord, nous remarquons une dispersion assez importante des résultats, principalement pour la phase β . La dispersion associée à cette phase s'explique aussi du fait que les anneaux de Debye sont faiblement définis, à cause du manque d'intensité des faisceaux diffractés, ce qui a un impact sur l'affinement des paramètres associés à cette phase.

Au sujet de la phase α , la dispersion des contraintes est plus faible pour les lots 1 et 2 que celle des lots 3 et 4 (voir la figure 3.35). Cependant, une étude de dispersion séparée des deux éprouvettes analysées de ces lots 3 et 4 (tableau 3.5) montre une grande variabilité d'une éprouvette à l'autre, et l'écart type des mesures faites sur une éprouvette donnée est plus faible. On pourrait penser que ces éprouvettes ont été usinées dans des lots différents avec un degré d'usure de l'outil de coupe différent.

	Lot 3		
	σ_{11}^{α}	σ_{22}^{α}	σ_{12}^{α}
éprouvette a	-175 ± 30	-210 ± 20	-230 ± 55
éprouvette b	15 ± 40	-175 ± 25	-5 ± 45
	Lot 4		
	σ_{11}^{α}	σ_{22}^{α}	σ_{12}^{α}
éprouvette a	-50 ± 55	-220 ± 60	-115 ± 30
éprouvette b	-225 ± 65	-413 ± 95	17 ± 25

Tableau 3.5 : Comparaison des contraintes résiduelles de la phase α de deux éprouvettes d'un même lot pour les lots 3 et 4.

Malgré ces dispersions importantes (surtout pour la phase β), nous remarquons une diminution des contraintes σ_{11} et σ_{22} pour les deux phases avec l'augmentation de l'avance

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

par dent, ce qui est cohérent avec les travaux de Mantle et Aspinwall [103]. En effet, ces auteurs montrent des contraintes résiduelles plus compressives avec l'augmentation de l'avance par dent sur des alliages type TiAl lors du fraisage.

Ces contraintes tendent à augmenter avec le rayon de bec. Cela est également en accord avec la littérature. Les travaux de Liu et al. [104] et ceux de Capello [105] mettent en évidence une augmentation des contraintes résiduelles lorsque le rayon de bec augmente lors du tournage sur de l'acier.

Pour l'analyse des contraintes résiduelles dans les alliages de titane, il est courant de limiter l'étude à la phase α , phase majoritaire [97, 19]. Néanmoins, pour cet alliage, il semble délicat de ne pas prendre en compte la phase β pour l'analyse des contraintes résiduelles car sa fraction volumique n'est pas négligeable dans le matériau (22% en volume d'après la littérature [19] et confirmée par analyse MAUD sur des mesures RX). Ainsi, nous pouvons définir un tenseur des contraintes macroscopiques moyennées dans le volume analysé

$$\underline{\underline{\sigma}}^{tot} = w^\alpha \underline{\underline{\sigma}}^\alpha + w^\beta \underline{\underline{\sigma}}^\beta \quad (3.7)$$

avec w^α et w^β les proportions de phase associées à la phase α et β .

Pour les différents usinages, les contraintes résiduelles moyennées sont représentées sur la figure 3.37. Cela ne change pas nos conclusions sur les évolutions des contraintes en fonction des variations des paramètres d'usinage. En effet, les contraintes résiduelles en surface associées aux deux phases évoluent de la même manière.

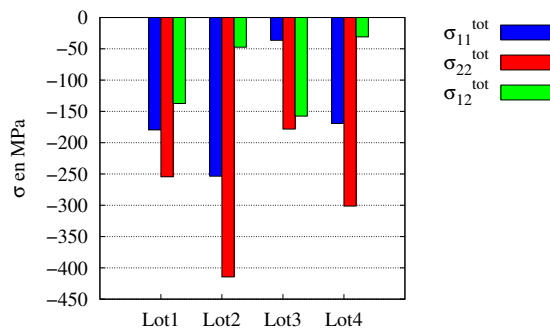


Figure 3.37 : Contraintes résiduelles moyennées en surface des différents usinages.

Nous remarquons que ces contraintes sont en compression pour tous les usinages. Lors des procédés de coupe (procédé thermomécanique), les déformations plastiques faisant suite au chargement mécanique introduisent plutôt des contraintes résiduelles de compression, alors que le chargement thermique introduit des contraintes résiduelles de traction (voir la figure 3.38). Nous avons donc une compétition entre ces deux sollicitations couplées lors du procédé d'usinage.

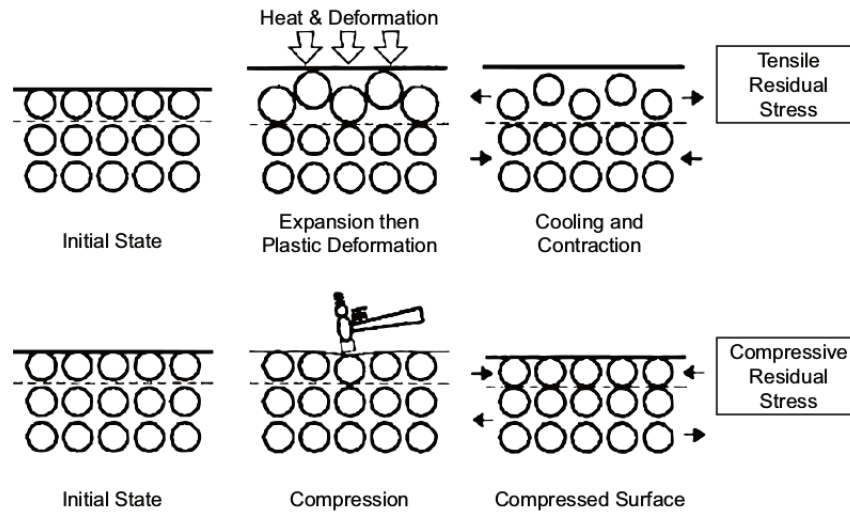


Figure 3.38 : Compétition entre l'aspect thermique et l'aspect mécanique lors du procédé de coupe [32].

D'après la littérature [32], les aspects thermiques en fraisage en bout sans angle d'inclinaison de l'outil sont moins importants que dans d'autres cas d'usinage, ce qui a pour effet de favoriser l'apparition des contraintes de compression dues au chargement mécanique.

Nous pouvons maintenant lier ces valeurs de contraintes déterminées à la durée de vie des différentes éprouvettes. En flexion 4 points, les contraintes sont maximales en surface. Il est courant de sommer les contraintes résiduelles moyennes aux contraintes de chargement pour dimensionner les structures. Ainsi, nous pouvons conclure sur l'évolution relative des différentes limites de fatigue des éprouvettes associées aux usinages (voir le tableau 3.6). Ces évolutions ont été déterminées en se limitant à l'étude de la composante σ_{11} du tenseur des contraintes résiduelles. Sur le tableau 3.6, nous pouvons remarquer que la durée de vie attendue est plus importante lorsque l'avance est plus forte et le rayon de bec plus faible.

Lot 2	Lot 3	Lot 4
+	--	-

Tableau 3.6 : Evolution attendue de la durée de vie en fonction du procédé d'usinage en prenant en compte les contraintes résiduelles par rapport au lot 1 (usinage de référence). +, plus haute, et -, plus faible, durée de vie attendue par rapport au lot 1.

L'étude des procédés après usinage

Les figures 3.39 et 3.40 présentent l'évolution des contraintes résiduelles de surface des phases α et β associées à l'usinage initial (paramètres d'usinage associés au lot 1) et des deux autres procédés post usinage étudiés : le grenailage et le ragréage.

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

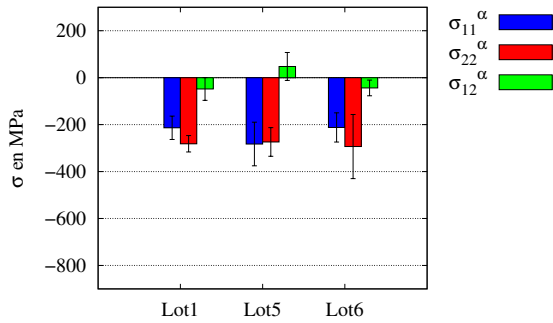


Figure 3.39 : Contraintes résiduelles de la phase α en surface des lots 1, 5 et 6.

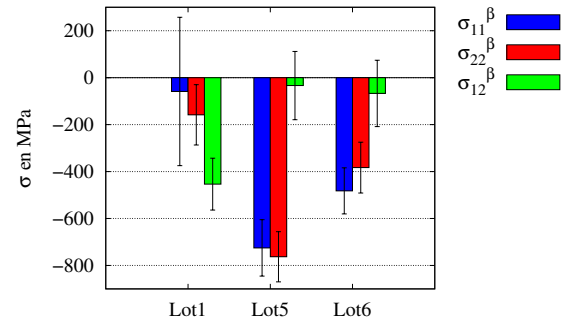


Figure 3.40 : Contraintes résiduelles de la phase β en surface des lots 1, 5 et 6.

Encore une fois, nous constatons une plus forte dispersion sur la phase α pour les lots de plus forte rugosité (lots 5 et 6). Nous constatons également des contraintes résiduelles de surface plus compressives avec les procédés complémentaires. Concernant le grenailage, cela est cohérent car le but de ce procédé est d'introduire des contraintes de compression en surface. Il est plus difficile de conclure au sujet du ragréage car ce procédé a pour but de retirer les défauts géométriques.

Le changement des contraintes est principalement observé dans la phase β , avec une diminution d'environ 600 MPa des composantes σ_{11}^{β} et σ_{22}^{β} après grenailage, et de 300 MPa pour les mêmes composantes de contraintes après le ragréage. Ceci peut s'expliquer par l'accumulation de la déformation plastique dans les nodules en phase α . En effet, en raison de la faible taille des grains dans la matrice, la déformation plastique se localise dans les nodules. Ainsi, une accommodation élastique de cette déformation plastique est générée dans la matrice, augmentant les contraintes. Dans la mesure où la totalité de la phase β est localisée dans la matrice, les contraintes résiduelles de cette phase sont plus importantes. De plus, la couche superficielle est très écrouie après le procédé d'usinage. Par conséquent, l'augmentation de la contrainte dans les nodules due à l'écrouissage isotrope risque d'être minime. Cela justifie la faible augmentation de la contrainte dans la phase α .

En moyennées les contraintes déterminées dans chaque phase, les contraintes dans le volume analysé sont déduites (équation 3.7). Les évolutions de ces contraintes en fonction du procédé sont représentées sur la figure 3.41.

Nous pouvons comparer les durées de vie attendues en prenant en compte l'évolution de la composante σ_{11} du tenseur des contraintes résiduelles (voir tableau 3.7).

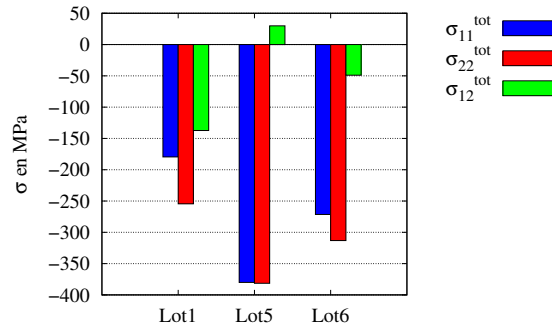


Figure 3.41 : Contraintes résiduelles moyennées en surface des lots 1, 5 et 6.

Lot 5	Lot 6
++	+

Tableau 3.7 : Evolution attendue de la durée de vie en fonction du procédé complémentaire en prenant en compte les contraintes résiduelles par rapport au lot 1. +, plus haute, et -, plus faible, durée de vie attendue par rapport au lot 1.

3.1.3.2. L'évolution des contraintes résiduelles avec la profondeur

L'étude des contraintes résiduelles en surface n'est pas suffisante pour décrire complètement l'intégrité de surface d'un point de vue mécanique. En effet, les procédés d'usinage introduisent un gradient de contraintes dans la sous-couche, qui présente un minimum en proche surface.

Les travaux de Smith et al. [49] présentent les profils de contraintes issus de différents procédés (tournage et rectification). En surface, le procédé de rectification donne des contraintes plus compressives que le tournage. L'étude de l'évolution des contraintes résiduelles avec la profondeur a montré que le tournage introduit des contraintes plus compressives en sous-couche que la rectification. Ces auteurs montrent également que la durée de vie des éprouvettes usinées par tournage est plus importante que celle des éprouvettes rectifiées.

Les différents usinages

L'évolution des contraintes résiduelles dans la sous-couche pour les différents usinages est présentée sur la figure 3.42. Nous remarquons que les profils des usinages sont différents.

Tous les profils partent d'une contrainte en compression en surface qui change de signe en profondeur (étude focalisée sur la composante σ_{11}). Ce changement de signe apparaît rapidement pour le lot 3 (profondeur inférieur à $10 \mu m$). Au sujet des trois autres séries, ce changement de signe semble apparaître entre 40 et $60 \mu m$.

3.1. L'impact des procédés sur l'intégrité de surface

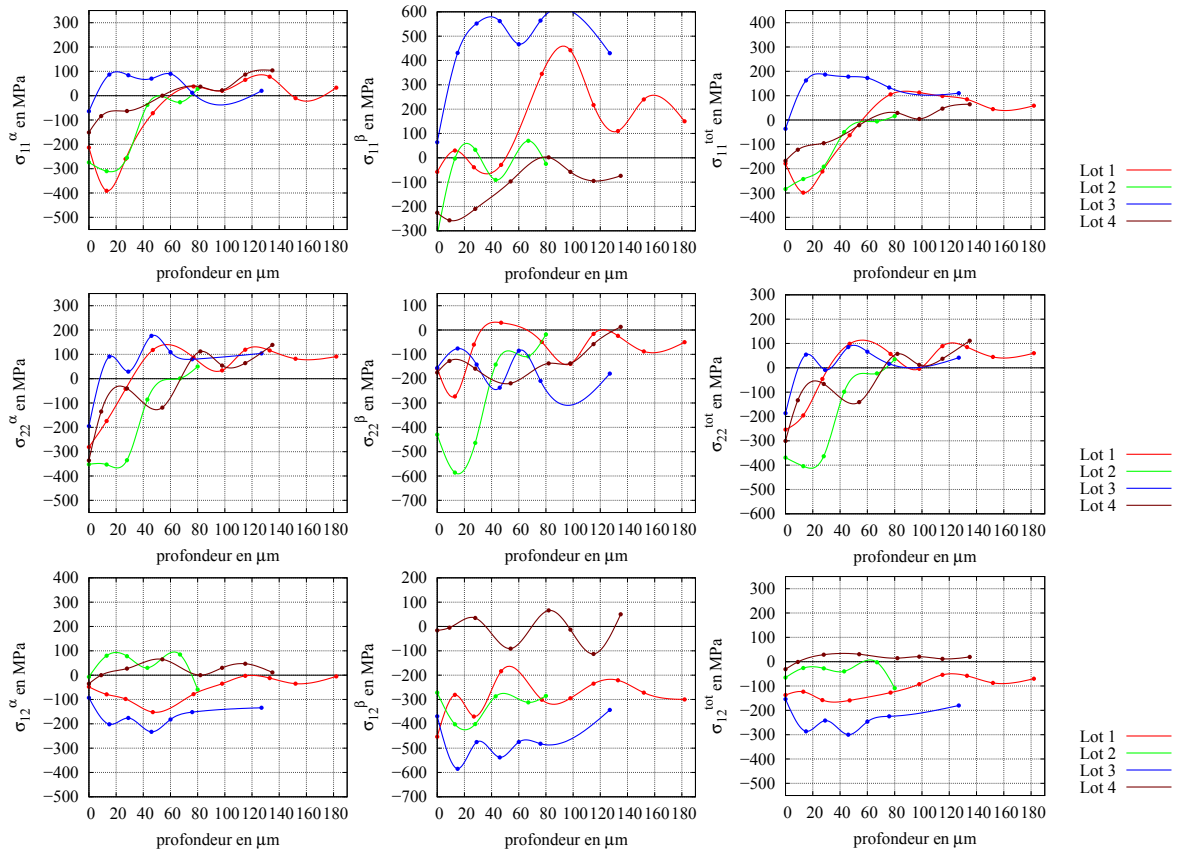


Figure 3.42 Evolution des contraintes de chacune des phases et moyennées en fonction de la profondeur pour les différents usinages. Nous notons une incertitude moyenne sur les ajustements d'environ 20 MPa pour la phase α et 40 MPa pour la phase β .

Concernant les autres composantes du tenseur des contraintes analysées, nous remarquons que le profil de la composante σ_{22} avec la profondeur a la même allure que celui de la composante σ_{11} . Cependant, les valeurs déterminées sont plus compressives que celles suivant l'orientation \vec{e}_1 . La composante tangentielle, σ_{12} , ne présente pas de gradient prononcé dans la profondeur. Cette composante tangentielle nous permet de distinguer les lots 1 et 3 des deux autres lots de par leurs contraintes moyennées compressives (entre -150 MPa et -200 MPa) alors que celles associées aux lot 2 et 4 sont proches de 0 MPa .

Selon cette nouvelle étude, il semble plus compliqué d'avancer des relations entre la contrainte maximale de compression et les différents paramètres d'usinage étudiés (l'avance par dent et le rayon de bec).

Pour relier ces profils à la durée de vie, nous savons que plus les contraintes de traction sont faibles, meilleure devrait être la durée de vie. En flexion 4 points, nous nous intéressons principalement à la composante σ_{11} du tenseur des contraintes. Nous savons que cet essai de flexion introduit un gradient de contrainte avec un maximum en surface. Ainsi, nous attendons une meilleure durée de vie pour les séries usinées avec les plus grandes avances

par dents (lot 2 et lot 4) qui ont un maximum de contraintes inférieures à 50 MPa , à des profondeurs de l'ordre de $80\ \mu\text{m}$, alors que les deux autres lots ont un maximum de contraintes $\sigma_{11}^{max} \approx 100\text{ MPa}$ à une profondeur de l'ordre de $80\ \mu\text{m}$ pour le lot 1 et $\sigma_{11}^{max} \approx 200\text{ MPa}$ à une profondeur de l'ordre de $30\ \mu\text{m}$ pour le lot 3. Par ailleurs, même si l'écart entre les valeurs maximales des lots 2 et 4 ne montrent pas de grandes différences, nous attendons une meilleure durée de vie pour les lots usinés avec les plus faibles rayons de bec (comparaison entre les lots 1 et 3 et les lots 2 et 4).

L'influence des procédés après usinage

Sur la figure 3.43, nous observons l'évolution des contraintes résiduelles dans la sous-couche du lot 1 (usinage de référence) et des deux procédés post-usinages (grenailage, lot 5 et ragréage, lot 6).

Nous constatons que le ragréage ne change pas l'allure globale de l'évolution de la contrainte en fonction de la profondeur. En surface, la contrainte est compressive et le changement de signe de celle-ci se fait à une profondeur du même ordre de grandeur que celui de l'usinage : environ $50\ \mu\text{m}$ pour le ragréage contre $60\ \mu\text{m}$ pour l'usinage initial.

Quant au grenailage, nous observons une modification de l'allure de l'évolution de la contrainte en fonction de la profondeur. En effet, nous relevons une évolution plus lente du profil, avec des contraintes encore très compressives (environ -450 MPa) à la profondeur de changement de signe de la composante σ_{11} de l'usinage initial ($60\ \mu\text{m}$). Cela correspond à ce qui est observé dans la littérature [19]. Nous observons également la même tendance qu'en surface, à savoir que le procédé de grenailage introduit plus de contraintes de compression dans la phase β que dans la phase α (environ deux fois plus jusqu'à $80\ \mu\text{m}$).

Encore une fois, nous pouvons relier ce gradient de contraintes à la durée de vie attendue en flexion 4 points. Du fait des fortes contraintes de compression dans les éprouvettes issues du grenailage, nous attendons une meilleure limite de fatigue pour le lot 5. Concernant les lots 1 et 6, il est plus difficile de conclure.

Enfin, lors de notre étude de l'évolution des contraintes en profondeur, de la matière a été retirée à l'aide d'un polissage électrolytique sur une surface circulaire de 20 mm^2 . Cela a pu relaxer les contraintes de la nouvelle surface étudiée.

3.2. Les résultats de fatigue volumique

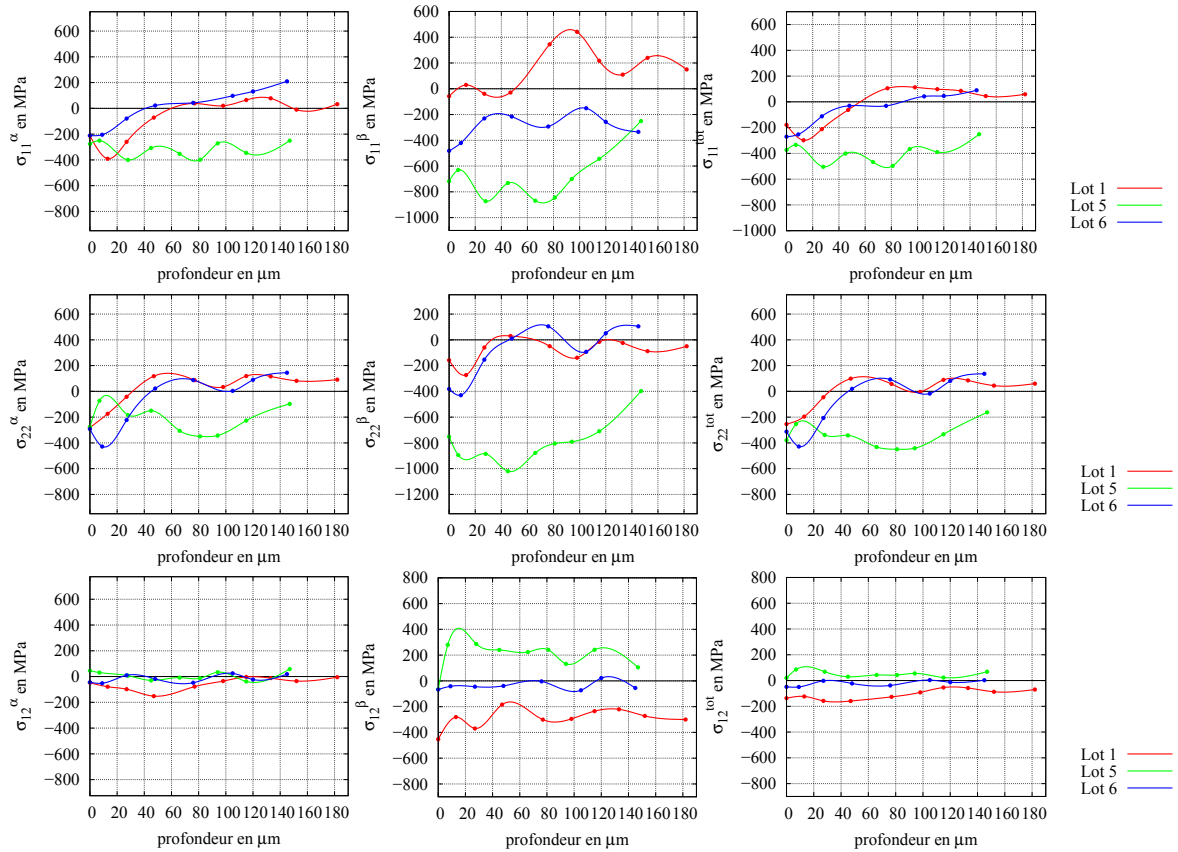


Figure 3.43 Evolution des contraintes de chacune des phases et moyennées en fonction de la profondeur pour les lots 1, 5 et 6. Nous notons une incertitude moyenne sur les ajustements d'environ 20 MPa pour la phase α et 40 MPa pour la phase β .

3.2. Les résultats de fatigue volumique

3.2.1. La tenue en fatigue

Pour comparer les différentes séries entre elles d'un point de vue durée de vie, des essais de fatigue en flexion quatre points ont été réalisés. Les surfaces à caractériser sont positionnées de sorte qu'elles subissent un maximum de contraintes.

Pour des raisons de confidentialité, nous ne présentons pas les résultats associés à la tenue en fatigue en flexion 4 points des éprouvettes grenillées (lot 5).

Pour ces essais, différentes valeurs de contraintes ont été appliquées sur les éprouvettes. L'essai est arrêté à la rupture de l'éprouvette ou à 2.10^6 cycles. Le récapitulatif des résultats est présenté sur les figures 3.44 et 3.45.

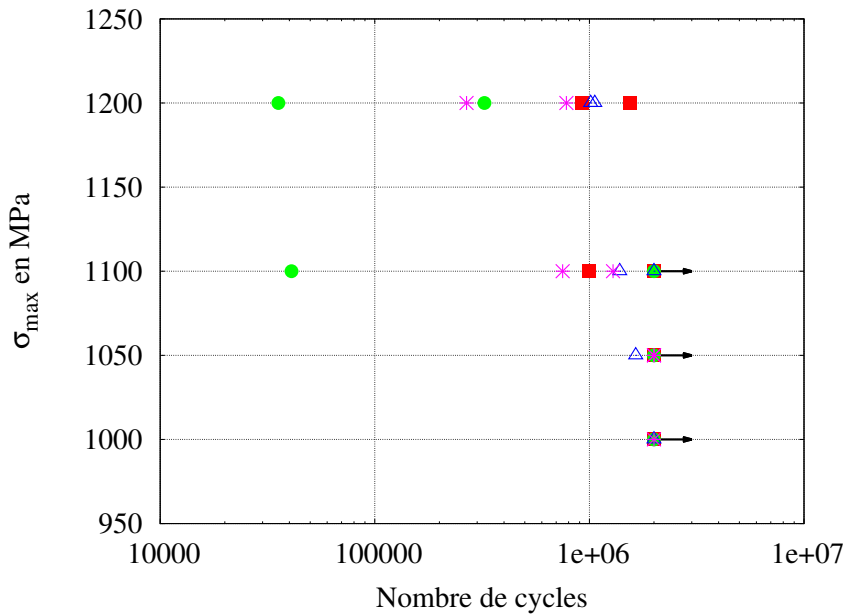


Figure 3.44 : Evolution contrainte-nombre de cycles pour les différents usinages.

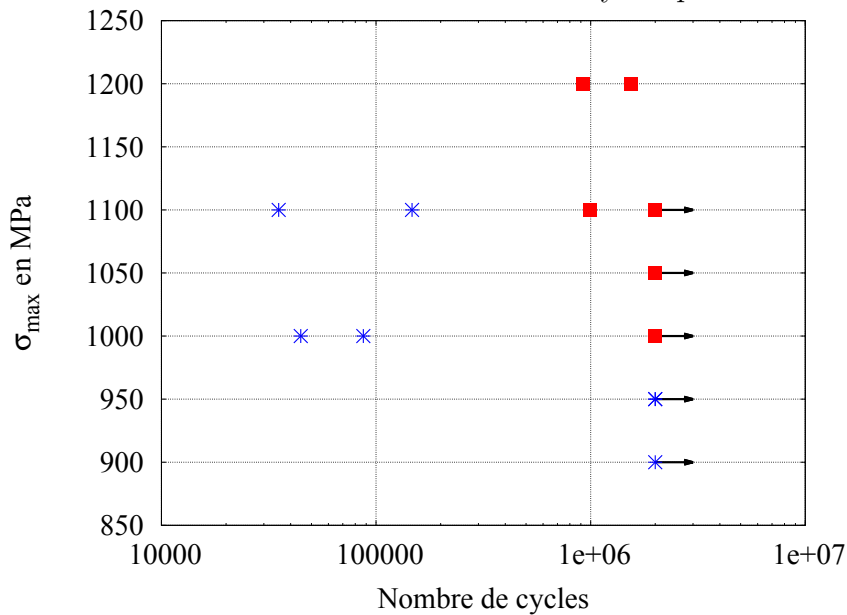


Figure 3.45 : Evolution contrainte-nombre de cycles pour le lot 1 (usinage) et le procédé de ragréage après usinage (lot 6).

3.2. Les résultats de fatigue volumique

D'après la figure 3.44, nous observons une grande dispersion sur les éprouvettes associées à la série 2. Cette série semble également avoir la plus faible limite de fatigue. Il est plus difficile de conclure sur les autres usinages. En effet, avec la dispersion des résultats, il semble compliqué de séparer ces trois séries.

Concernant la comparaison des différents procédés utilisés (voir figure 3.45), nous observons, comme précédemment, une dispersion plus importante des résultats pour le lot 6 que pour les autres lots. Nous constatons également que le procédé de ragréage diminue la limite de fatigue du matériau en flexion 4 points.

Pour approfondir l'analyse de ces essais de fatigue, il est important de procéder à l'expertise des éprouvettes rompues lors des essais.

3.2.2. L'expertise des faciès de rupture

L'expertise des faciès de rupture permet de déterminer le point d'initiation de fissure et donc de conclure sur la validité de l'essai.

3.2.2.1. Les différents usinages

Nous étudions tout d'abord ces faciès de rupture pour les éprouvettes usinées (lots 1 à 4).

Premièrement, nous nous focalisons sur le lot 2, qui présente une grande dispersion sur les essais. Les différents essais effectués sur cette série ont abouti trois fois à la rupture de l'éprouvette. Concernant les deux essais à $\sigma_{max}^{imp} = 1200 MPa$, l'étude du faciès de rupture montre un amorçage en surface hors de la zone utile (exemple d'un faciès sur la figure 3.46). Ceci nous permet de conclure à la non validité de ces deux essais.

Pour le dernier essai, nous remarquons sur la figure 3.47 que la rupture a eu lieu dans la zone utile. Cependant, nous constatons que l'amorçage a eu lieu au niveau d'une rayure marquée non parallèle aux stries d'usinage. Nous pouvons donc nous interroger sur l'origine de cette rayure et, par conséquent, sur la validité de l'essai.

Concernant les trois autres séries d'usinage (lots 1, 3 et 4), nous observons une rupture en sous-couche pour tous les essais ayant aboutis à la rupture (figure 3.48). Par ailleurs, ces ruptures ont lieu dans la zone utile des éprouvettes, validant ainsi les essais.

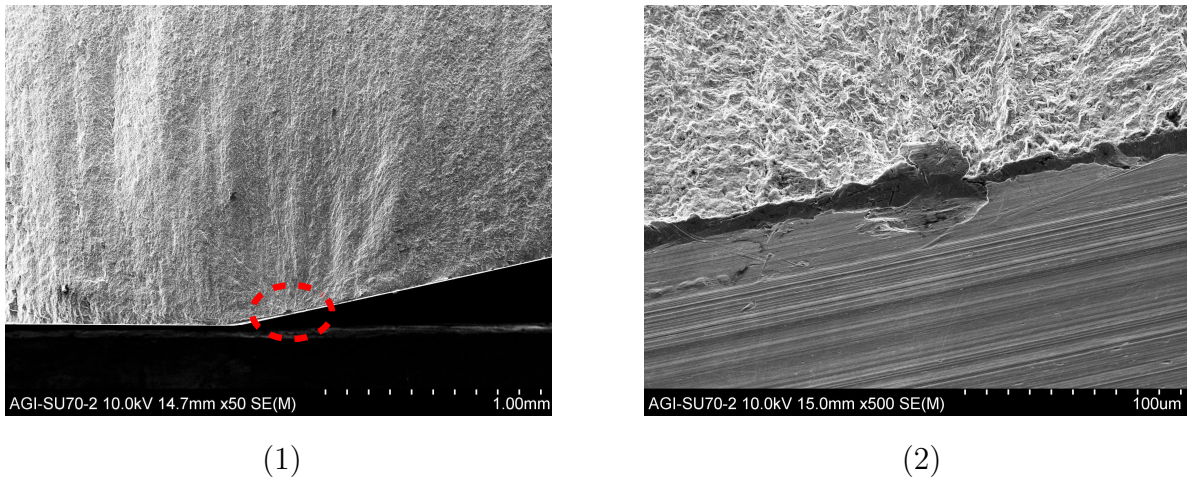


Figure 3.46 : Faciès de rupture obtenu pour le lot 2 ($\sigma_{max}^{imp} = 1200 MPa$, nombre de cycles avant rupture = $3,55.10^4$). Vue globale (1) et zoom en vue inclinée à 30° (2).

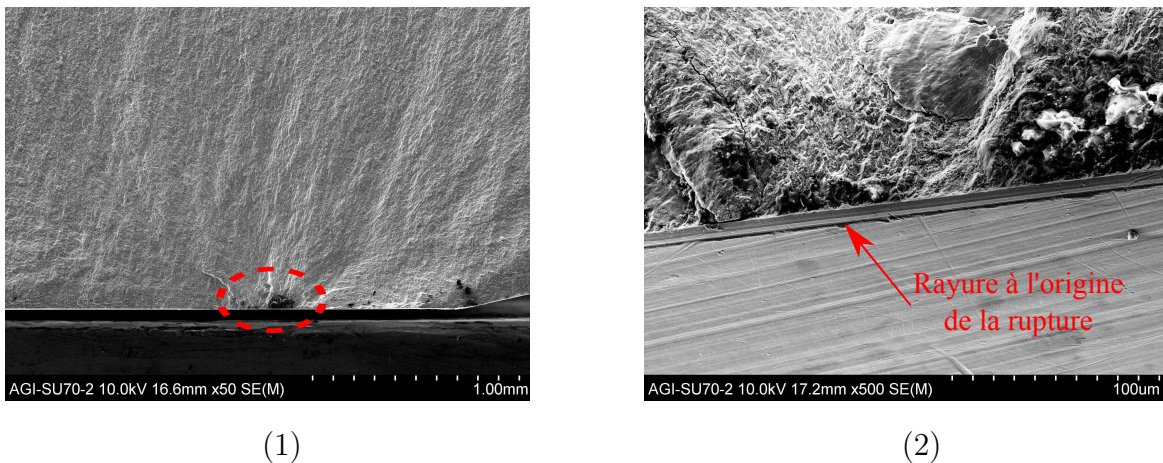


Figure 3.47 : Faciès de rupture obtenu pour le lot 2 ($\sigma_{max}^{imp} = 1100 MPa$, nombre de cycles avant rupture = $4,09.10^4$). Vue globale (1) et zoom en vue inclinée à 30° (2).

Avec un grandissement plus important, nous pouvons étudier plus précisément l'amorçage de fissures de chacun de ces lots. Nous constatons que tous ces faciès ont la même allure. L'initiation provient d'une décohésion intergranulaire, plus précisément d'une décohésion de l'interface entre les nodules en phase α et la matrice. Cette conclusion provient de l'observation de facettes lisses (figure 3.49).

Ce même type d'amorçage a été observé sur cet alliage dans les travaux de Luquiau [95], lors d'essais de fatigue en traction/compression ($R_\sigma = -1$). Cet auteur explique la raison d'un amorçage à cette interface par une accumulation de déformation plastique dans les nodules, ce qui entraîne de fortes contraintes liées à l'accommodation de cette déformation.

3.2. Les résultats de fatigue volumique

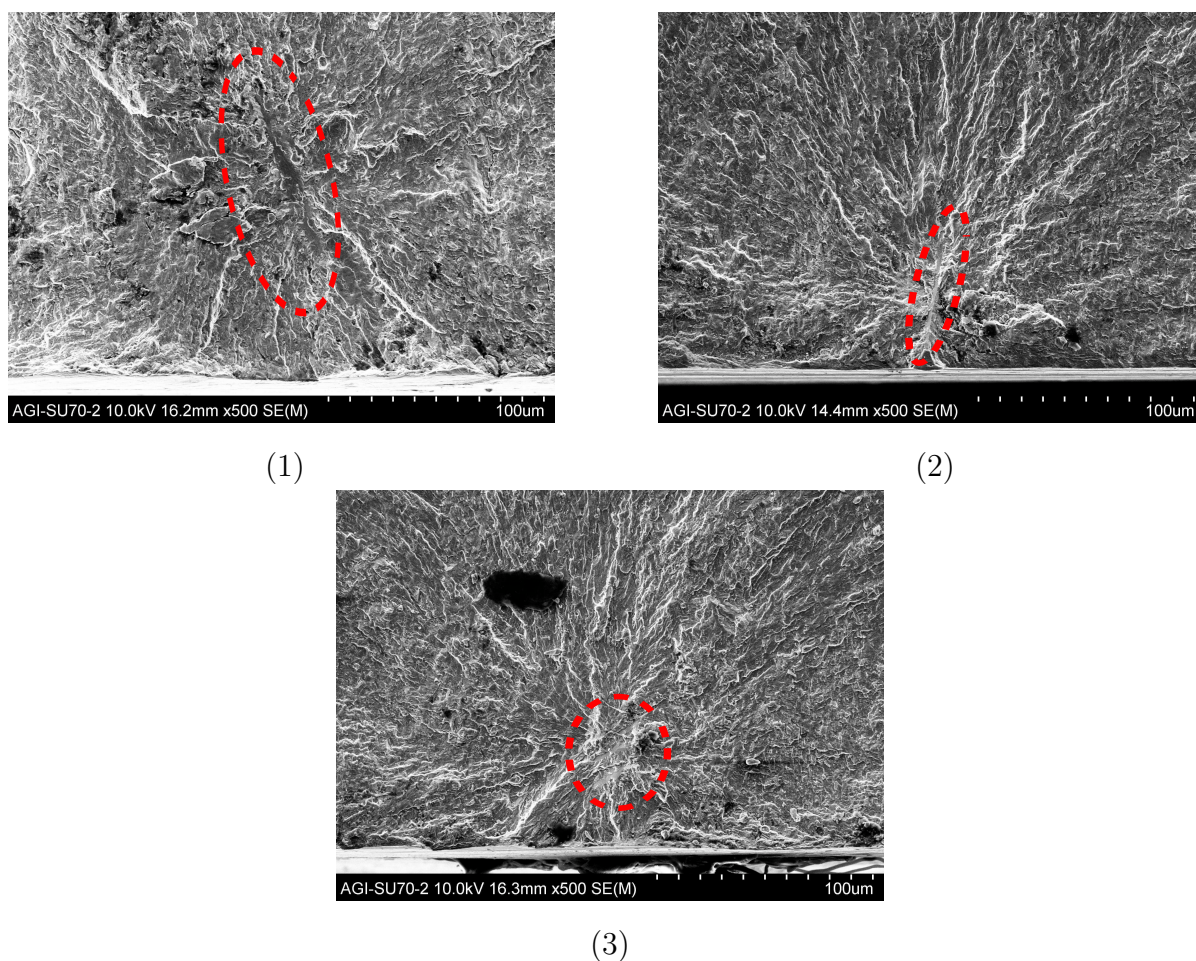


Figure 3.48 : Faciès de rupture obtenus pour le lot 1 (1), le lot 3 (2) et le lot 4 (3). La contrainte maximale pour chaque lot est $\sigma_{max}^{imp} = 1200 MPa$ et le nombre de cycles avant rupture de chaque éprouvette est respectivement de $9,22 \cdot 10^5$, $1,01 \cdot 10^6$, $2,68 \cdot 10^5$.

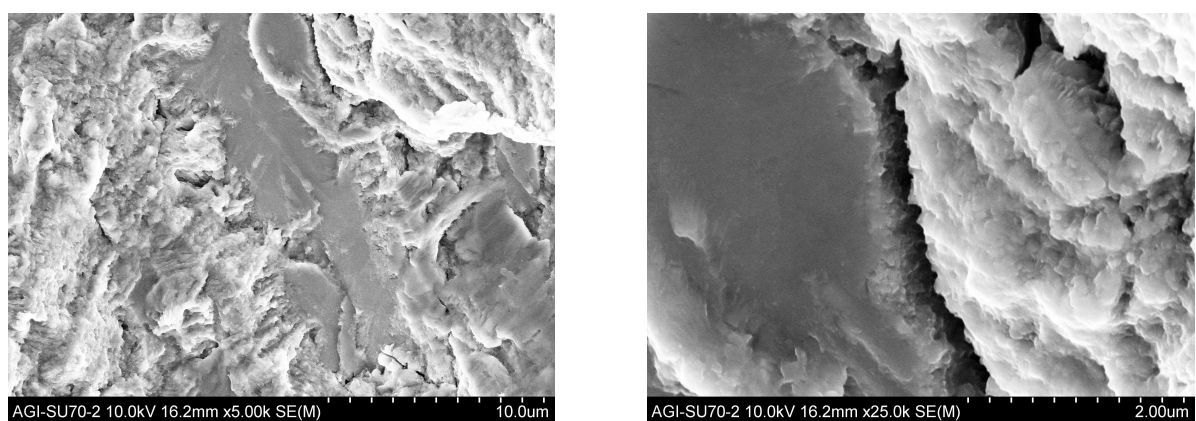


Figure 3.49 : Faciès de rupture obtenue pour le lot 1. La contrainte maximale pour chaque lot est $\sigma_{max}^{imp} = 1200 MPa$ et le nombre de cycles avant rupture est $9,22 \cdot 10^5$.

Chapitre 3 : Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie

Nous avons par ailleurs déterminé la profondeur où l'amorçage a eu lieu pour les différentes éprouvettes rompues (tableau 3.8). Dans la mesure où l'amorçage a eu lieu sur un nodule allongé, la profondeur est définie par les deux extrémités du nodule.

Lot	σ_{max}^{imp} (MPa)	nombre de cycles	profondeur (μm)
Lot 1	1200	$9,22 \cdot 10^5$	55 à 135
	1100	$9,96 \cdot 10^5$	45 à 75
Lot 3	1200	$1,01 \cdot 10^6$	10 à 55
	1200	$1,06 \cdot 10^6$	25 à 50
	1100	$1,38 \cdot 10^6$	30 à 65
	1050	$1,64 \cdot 10^6$	40 à 50
	1050	1321425	10 à 25
Lot 4	1200	$2,68 \cdot 10^5$	25 à 60
	1100	$7,50 \cdot 10^5$	50 à 150
	1100	$1,29 \cdot 10^6$	95 à 150

Tableau 3.8 : Récapitulatif des profondeurs où l'amorçage a eu lieu pour les lots 1, 3 et 4.

Maintenant que l'expertise des faciès de rupture est réalisée, nous pouvons conclure sur la comparaison entre ces usinages. Les résultats associés aux lots 2 sont limités aux éprouvettes n'ayant pas rompu au bout des $2 \cdot 10^6$ cycles. Ainsi, nous pouvons noter un essai à $\sigma_{max}^{imp} = 1100 MPa$, n'ayant pas rompu, cela laisse penser à une limite d'endurance minimale proche de celle associée au lot 1.

La figure 3.44 peut donc être retracée en ne prenant en compte que les essais valides (figure 3.50). Nous remarquons sur cette figure que les évolutions σ_{max} en fonction du nombre de cycles suivent deux tendances. Les lots 1 et 3 ont un fort abattement et le lot 4 a un abattement plus faible. Cela laisse penser à une meilleure tenue des structures usinées avec une plus faible avance par dent dans le domaine de l'endurance limitée (inférieur à 10^6 cycles). Cependant, il serait intéressant de le confirmer avec des résultats valides sur le lot 2.

Pour déterminer la limite d'endurance, nous avons noté dans le chapitre 2 différents modèles d'approximation de la courbe de Wöhler. Nous avons opté pour l'utilisation du modèle de Stromeyer qui limite le nombre de paramètres à déterminer. En effet, en raison d'un manque de statistique (faible nombre d'essais réalisés et valides), l'approximation de nos données expérimentales par ces modèles est délicate.

Pour mémoire, l'approximation de la courbe de Wöhler par le modèle de Stromeyer est la suivante

$$\log(N) = a - b \cdot \log(\sigma - \sigma_D) \quad (3.8)$$

Nous obtenons les limites d'endurance récapitulées dans le tableau 3.9. Cette méthode n'est donc pas adaptée pour l'analyse du lot 3 (limite d'endurance négative) et elle aboutie sur un écart type fort pour le lot 4.

3.2. Les résultats de fatigue volumique

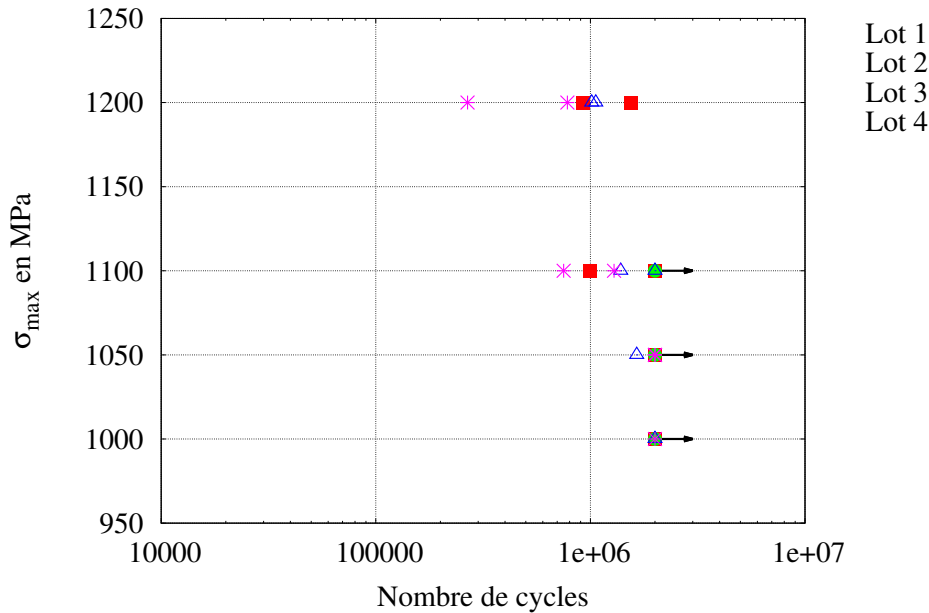


Figure 3.50 : Evolution contrainte-nombre de cycles pour les différents usinages en ne prenant en compte que les essais valides.

	Lot 1	Lot 3	Lot 4
Modèle Stromeyer	1054 ± 31 MPa	x	988 ± 202 MPa
Seuil maximal	1050 MPa	1000 MPa	1050 MPa

Tableau 3.9 : Limite d'endurance $\sigma^{max,\infty}$ des lots 1, 3 et 4.

Nous avons donc choisi d'utiliser comme limite d'endurance la valeur du seuil de contrainte maximale n'ayant pas abouti à la rupture d'éprouvette (tableau 3.9).

Il faut tout de même garder à l'esprit que la quantité d'éprouvettes n'est pas assez conséquente pour faire une étude approfondie de la tenue en fatigue de ces différents usinages. De plus, le faible écart entre les lots 1, 3 et 4 rend la conclusion délicate.

Par ailleurs, les limites obtenues sont proches de la limite d'élasticité du matériau (1050 MPa). Il n'est donc pas exclu d'avoir généré de la plasticité sur les couches de surface.

Il serait intéressant de poursuivre ces analyses avec éventuellement une augmentation du nombre de cycles à 10^7 pour montrer de plus amples différences entre les réponses des lots avec un plus grand nombre de cycles.

3.2.2.2. L'impact du ragréage

Nous avons remarqué sur la figure 3.45 une forte diminution de la durée de vie associée au ragréage (comparée à celle obtenue pour l'usinage de référence). L'étude des faciès de rupture associés à ce procédé a montré que les amorçages ont lieu en surface sur la zone utile pour ces éprouvettes (figure 3.51). Nous remarquons sur cette figure que l'amorçage provient d'un défaut surfacique.

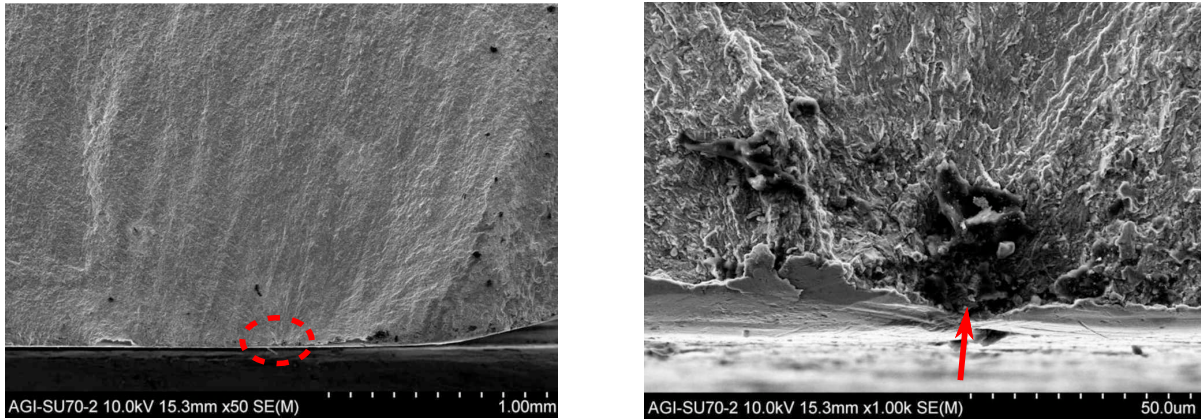


Figure 3.51 : Faciès de rupture obtenus pour le lot 6. La contrainte maximale est $\sigma_{max}^{imp} = 1100 \text{ MPa}$ et le nombre de cycles avant rupture de l'éprouvette est $3,52 \cdot 10^4$.

L'expertise sur les faciès de rupture des éprouvettes ragréées valide nos essais de fatigue sur ce lot. Il est donc maintenant envisageable de définir la limite d'endurance de ces séries. Comme précédemment, il semble délicat de déterminer les limites d'endurance en utilisant le modèle de Stromeyer pour déterminer la limite d'endurance avec le nombre de points expérimentaux que nous avons (tableau 3.10). Cette méthode semble converger pour ces lots 1 et 6. Pour plus de cohérence avec les calculs de limites d'endurance effectués pour les usinages, nous allons prendre en compte le seuil maximal de contraintes pour les éprouvettes non rompu (tableau 3.10).

	Lot 1	Lot 6
Modèle Stromeyer	$1054 \pm 31 \text{ MPa}$	$949 \pm 13 \text{ MPa}$
Seuil maximal	1050 MPa	950 MPa

Tableau 3.10 : Limite d'endurance $\sigma^{max,\infty}$ des lots 1 et 6.

3.3. Un complément d'étude avec la fatigue de contact

Pour finir l'étude de ces différents procédés, une analyse complémentaire en fatigue de contact est réalisée. Pour ce faire, une caractérisation complète a été faite sur l'usinage de référence à travers des essais réalisés avec différentes charges normales F_N et différents rapports entre la charge tangentielle et la charge normale $\frac{F_T}{F_N}$ ainsi que des nombres de cycles différents. Le tableau 3.11 récapitule les essais de caractérisation du lot 1. La force tangentielle est appliquée dans le sens long des éprouvettes.

essai	F_N (N)	F_T (N)	$\frac{F_T}{F_N}$	durée (cycles)	d_{ext} (mm)	d_{int} (mm)	μ	fissures
1	120	26,4	0,22	10^6	0,31	0,231	0,375	-
2	120	30	0,25	$0,2 \cdot 10^6$	0,313	0,245	0,480	?
3	150	33	0,22	10^6	0,348	0,272	0,421	?+
4	150	45	0,30	10^6	x	x		+
5	150	33	0,22	$2 \cdot 10^6$	0,475	0,367	0,409	++
6	150	45	0,30	$0,5 \cdot 10^5$	0,365	0,306	0,731	+
7	150	26	0,17	10^6	0,307	0,273	0,580	++
8	150	22	0,15	$2 \cdot 10^6$	0,34	0,289	0,380	?
9	150	33	0,22	$2 \cdot 10^6$	0,357	0,29	0,474	++
10	150	39	0,26	$0,5 \cdot 10^6$	0,384	0,281	0,428	+
11	150	48	0,32	$0,5 \cdot 10^6$	x	x		++
12	150	36	0,24	10^6	0,511	0,374	0,395	?-
13	150	25,5	0,17	$1 \cdot 10^6$	0,385	0,314	0,372	++

Tableau 3.11 : Récapitulatif des essais de fretting fatigue réalisés sur le lot 1 ainsi que des observations MEB. - : pas de fissure observée, ? : observations incertaines, + : observation de fissures, ++ : observation d'une plus grande quantité de fissures.

Avec une analyse MEB des faciès, il est possible d'observer l'empreinte réalisée lors de l'essai (figure 3.52), avec la zone collante délimitée par d_{int} et l'anneau de glissement se situe entre d_{int} et d_{ext} (voir tableau 3.11).

Théoriquement, d'après l'Annexe B, nous pouvons calculer le rayon de Hertz attendu pour un essai à $F_N = 150 N$, soit $a_h = 0,196 mm$. Nous remarquons que pour la plupart des essais, nous avons $d_{ext} < 2 \cdot a_h$. Ces écarts proviennent très probablement de défauts lors de l'usinage des pions utilisés pour la réalisation des essais.

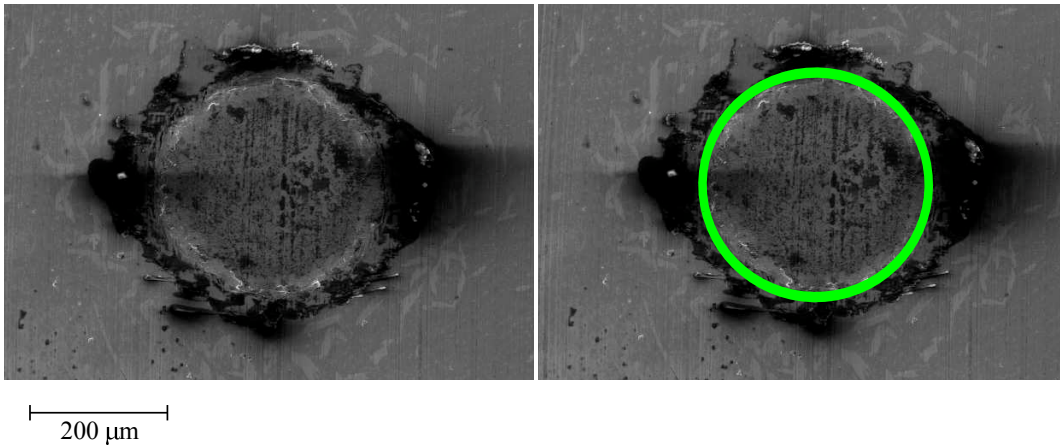


Figure 3.52 : Détermination de l'empreinte obtenue après essai de fretting fatigue. Image correspondant à l'essai 9.

De part cette identification de d_{int} et d_{ext} , il est possible de déterminer un pseudo coefficient de frottement μ (voir tableau 3.11) en utilisant la relation suivante (Annexe B)

$$\mu = \frac{F_T}{F_N \cdot \left[1 - \left(\frac{a_m}{a_h} \right)^3 \right]} \quad (3.9)$$

avec $a_m = \frac{D_{int}}{2}$, $a_h = \frac{D_{ext}}{2}$ déterminés expérimentalement.

En théorie, ce coefficient μ est constant et ne dépend que du matériau. Cependant, les équations en Annexe B ne prennent pas en compte les aspects associés à la micro-géométrie. Cette micro-géométrie peut varier localement au niveau de l'essai de fatigue, créant des modifications du coefficient de frottement. Nous pouvons moyenniser ce coefficient de frottement pour avoir accès au pseudo coefficient de frottement moyen du lot 1, $\bar{\mu} = 0,459 \pm 0,110$. Cependant, nous observons que les essais 6 et 7 ont des valeurs bien différentes des autres lots. Ces écarts proviennent peut-être d'une mauvaise définition de la zone de contact augmentant artificiellement ce coefficient de frottement. En écartant ces deux points dans la moyenne, nous avons $\bar{\mu} = 0,4115 \pm 0,040$

Au sujet des essais 4 et 11, nous n'avons pas été capable de mesurer les diamètres extérieur et intérieur en raison d'un déplacement macroscopique augmentant fortement la taille de l'empreinte pour l'essai 4 et d'un essai en adhésion total pour les conditions 11 (voir la figure 3.53).

De part ces observations MEB, il est aussi possible d'observer si les conditions d'essais sont telles qu'il y a eu fissuration. Les observations qualitatives sur le nombre de fissures observées sont récapitulées dans le tableau 3.11. La figure 3.54 nous montre un exemple d'observation de fissures après un essai fretting-fatigue. Comme attendu, nous observons bien la fissure dans la zone correspondant à l'anneau de glissement, lieu où nous attendions les fissures.

3.3. Un complément d'étude avec la fatigue de contact

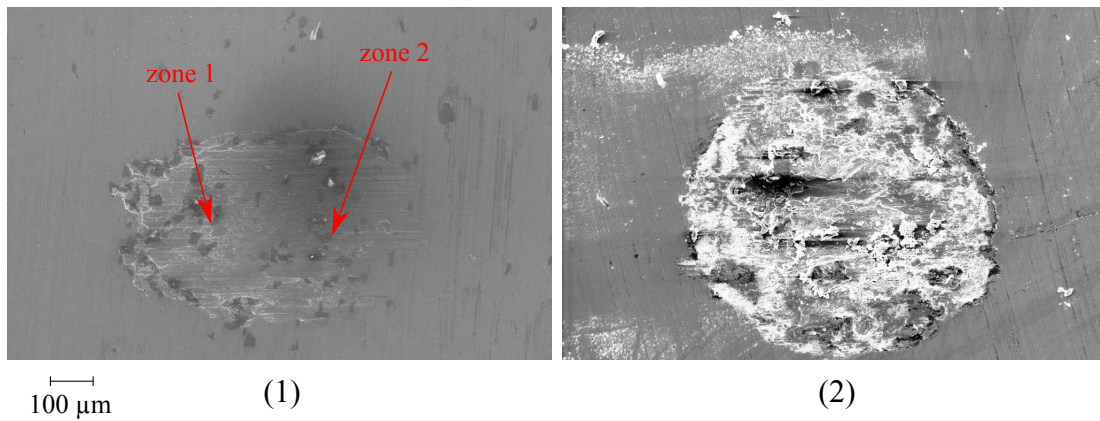


Figure 3.53 : Illustration du déplacement macroscopique de l'essai 4 (1) avec deux zones de chargement identifiables et de l'essai 11 en adhésion total (2) sans marque de la zone de glissement.

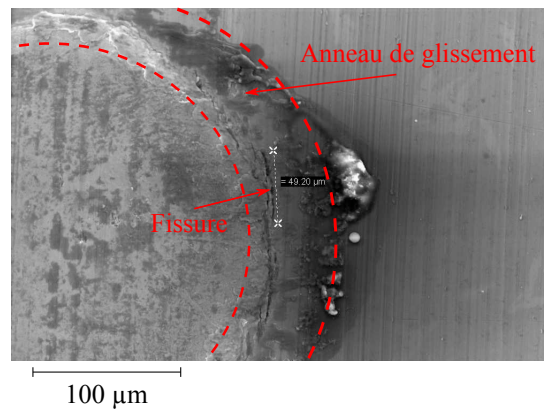


Figure 3.54 : Exemple d'observation de fissure sur l'essai 9 du lot 1. La longueur de la fissure observée est de $49,2 \mu m$.

Au sujet des autres lots, nous avons décidé de faire une étude uniquement comparative avec le lot 1 en ne testant qu'une condition. Nous avons retenu la condition suivante : une charge normale $F_N = 150 N$ et un rapport $\frac{F_T}{F_N} = 0,22$. Faute de temps, seuls les lots 2, 4 et 5 ont été testés. Le tableau 3.12 récapitule ces essais complémentaires. Une fois de plus, nous avons observé les différents faciès afin de déterminer les dimensions caractéristiques des zones collantes et glissantes du contact (d_{int} et d_{ext}), ce qui nous permet de déterminer un pseudo coefficient de glissement μ . De plus, nous déterminons encore une fois le nombre de fissures d'un point de vue qualitatif.

De ces premières informations qualitatives concernant les usinages, nous observons un comportement similaire pour les lots 1 et 4 du point de vue fissuration sur la même condition : les analyses reflètent l'initiation et la propagation des microfissures après 2.10^6 cycles. Le lot 2 présente des fissures moins propagées, mais le plan d'essais réduit ne permet pas de conclure sur l'initiation.

Chapitre 3 : Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie

Lot 2							
essai	F_N (N)	$\frac{F_T}{F_N}$	durée (cycles)	d_{ext} (mm)	d_{int} (mm)	μ	fissures
1	150	0,22	$2 \cdot 10^6$	0,36	0,303	0,545	+
2	150	0,22	$2 \cdot 10^6$	0,35	0,293	0,532	+
Lot 4							
essai	F_N (N)	$\frac{F_T}{F_N}$	durée (cycles)	d_{ext} (mm)	d_{int} (mm)	μ	fissures
1	150	0,22	$2 \cdot 10^6$	0,393	0,312	0,44	++
2	150	0,22	$2 \cdot 10^6$	0,377	0,277	0,365	++
3	150	0,22	10^6	0,389	0,279	0,349	+
4	150	0,15	$2 \cdot 10^6$	0,373	0,308	0,336	-
Lot 5							
essai	F_N (N)	$\frac{F_T}{F_N}$	durée (cycles)	d_{ext} (mm)	d_{int} (mm)	μ	fissures
1	150	0,22	$2 \cdot 10^6$	0,374	0,307	0,525	+
2	150	0,22	$2 \cdot 10^6$	0,399	0,307	0,404	-

Tableau 3.12 : Récapitulatif des essais de fretting fatigue réalisés sur les lots 2, 4 et 5 ainsi que des observations MEB. - : pas de fissure observée, + : observation de fissures, ++ : observation d'une plus grande quantité de fissures.

Nous remarquons que le lot 5, associé au grenailage présente une meilleure tenue en fatigue de contact que les autres lots testés. Cela peut s'expliquer par les contraintes résiduelles de compression plus importantes pour ce lot, ce qui est en accord avec la littérature [106]. Au sujet du coefficient de frottement, nous observons une plus grande dispersion pour ce lot que pour les autres lots d'éprouvette. Cela s'explique par une plus grande difficulté pour le repérage zone de glissement ainsi qu'une forme non circulaire due à une rugosité importante (voir la figure 3.55).

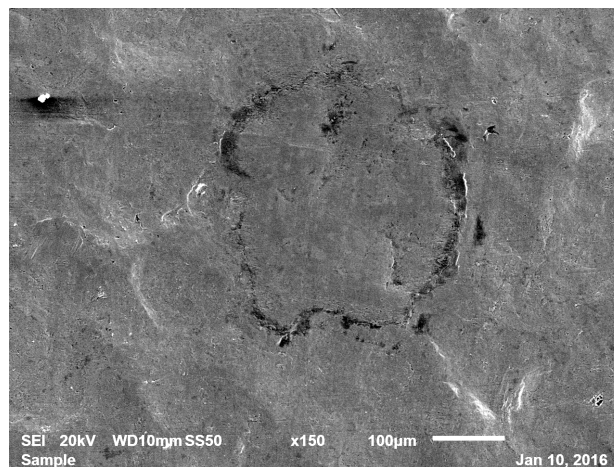


Figure 3.55 : Faciès du lot 5 après essais de fretting à $2 \cdot 10^6$ cycles.

3.4. Conclusion partielle

Nous récapitulons le pseudo coefficient de frottement moyen associé aux lots testés en fatigue fretting dans le tableau 3.13. D'après Rabinowitz [107], le coefficient de frottement (en glissement total) est fonction de la rugosité. Celui-ci diminue lorsque la rugosité augmente si $Ra < 0,5 \mu m$, puis augmente avec la rugosité lorsque $Ra > 0,5 \mu m$. Nous observons bien cette tendance lorsque la rugosité augmente avec $Ra > 0,5$. Il est plus difficile de conclure lorsque $Ra < 0,5$. Cependant, pour compléter cette analyse, il est nécessaire d'avoir plus de points de mesure.

	Lot 1	Lot 2	Lot 4	Lot 5
μ	$0,415 \pm 0,04$	$0,538 \pm 0,01$	$0,372 \pm 0,05$	$0,464 \pm 0,09$
$Ra (\mu m)$	$0,205 \pm 0,01$	$0,308 \pm 0,02$	$0,358 \pm 0,03$	$1,44 \pm 0,16$

Tableau 3.13 Récapitulatif des pseudo coefficients de frottement moyen des lots étudiés en fatigue de contact et du paramètre de rugosité Ra .

3.4. Conclusion partielle

Dans ce chapitre, nous avons décrit précisément les intégrités de surface des différentes séries de l'étude : quatre séries d'usinage se différenciant par les paramètres d'avance par dent et de rayon de bec, une série de grenailage et une série de ragréage. Les procédés complémentaires (grenailage et ragréage) sont issus d'une série d'usinage. La description des intégrités de surface s'est basée sur une étude microstructurale, de micro-géométrie et de contraintes résiduelles :

- L'étude de la microstructure a abouti à une quantification du cisaillement et de l'écrasement subi par le matériau. Nous avons remarqué que l'augmentation du paramètre d'avance par dent augmente le cisaillement de la surface usinée. De plus, l'altération de la microstructure est observée sur une faible couche (inférieure à $5 \mu m$), ce qui est en accord avec l'étude de l'évolution de la texture cristallographique. En effet, la texture cristallographique a évolué seulement sur la mesure en surface. Les résultats des calculs des ODF des différentes séries de l'étude sont relativement similaires en profondeur ;
- L'étude de la micro-géométrie permet de comparer les rugosités associées aux différentes surfaces ayant été impactées par le procédé étudié. De cette étude, il semble délicat de comparer les limites de fatigue attendues pour les différents usinages sans prendre en compte un modèle permettant de définir le facteur de concentration de contrainte en fatigue K_f à partir des différents paramètres décrivant la rugosité de surface. Par ailleurs, cette analyse tend à montrer un état de surface plus néfaste pour la tenue en fatigue des éprouvettes après grenailage et ragréage ;
- Les mesures de contraintes résiduelles ont abouti à la détermination du profil des contraintes résiduelles dans la sous-couche du matériau. De part cette étude, il semble toutefois difficile de définir une tendance entre les variations des paramètres d'usinage et la limite de fatigue attendue.

Chapitre 3 : Etude expérimentale de l'influence des procédés thermo-mécaniques sur l'intégrité de surface et sur la durée de vie

Des essais de fatigue ont été réalisés dans le but de déterminer la limite d'endurance associée aux différents procédés thermo-mécaniques étudiés. Cette étude a montré une nette diminution de la limite de fatigue des éprouvettes ayant été ragrées.

Concernant les usinages, les limites d'endurance sont proches. Une conclusion sur l'impact des paramètres d'usinage sur la limite de fatigue est difficile à établir du fait de la non validité des essais sur les éprouvettes associées au lot 2. Néanmoins, la comparaison entre les lots 1 et 3 montre une meilleure limite de fatigue pour les éprouvettes lot 1 ayant été usinées avec un plus faible rayon de bec. La comparaison entre les lots 3 et 4 montre une meilleure limite de fatigue pour les éprouvettes du lot 4 (usinage avec une plus grande avance par dent). On aurait tendance à dire qu'une augmentation de l'avance par dent augmente la limite de fatigue alors que l'augmentation du rayon de bec la diminue, mais ceci doit être confirmé avec des essais valides provenant du lot 2. Cependant, dans le domaine d'endurance limité, l'abattement est plus faible pour le lot 4, ce qui laisse supposer de moins bonnes durées de vie par ce lot pour les plus faible nombre de cycles ($< 10^6$ cycles). Il serait tout de même intéressant de compléter l'étude avec un plus grand nombre d'éprouvettes afin d'améliorer la statistique et de réaliser des essais sur un plus grand nombre de cycles, 10^7 , ce qui mettrait certainement en évidence plus de différences sur le comportement en fatigue des éprouvettes associées aux différents usinages.

De plus, dans le domaine de l'endurance limitée (moins de 10^6 cycles), nous avons remarqué que les lots 1 et 3 sont similaires, ce qui laisse penser à une influence moindre du rayon de bec sur la durée de vie. Pour le lot 4, la durée de vie semble se réduire rapidement.

Le complément d'analyse en fretting fatigue permet de visualiser les stades d'amorçage et de propagation des microfissures en surface. Les états de fissuration sont assez proches en terme de longueur et de répartition des microfissures pour les lots 1,2 et 4. Le traitement mécanique de grenailage a un effet bénéfique sur la tenue en fatigue de contact en réduisant significativement le nombre et la longueur des microfissures en surface. Les analyses brutes des essais ne permettent pas de mettre en évidence l'effet des caractéristiques d'usinage. Les simulations de ces essais, chapitre 4, nous permettront de quantifier les différences de comportement en prenant en compte l'état de contraintes résiduelles présent avant sollicitation.

4. Comparaison entre l'intégrité de surface et la tenue en fatigue

Dans le chapitre précédent, nous avons étudié l'intégrité de surface induite par quatre usinages différents et deux procédés complémentaires réalisés après usinage (le grenailage et le ragréage). Les éprouvettes correspondant à ces différents états ont été testées en fatigue par des essais de flexion quatre points. Sur un choix industriel, les résultats issus de la flexion 4 points sur le grenailage n'apparaissent pas dans ce rapport. Par ailleurs, les intégrités de surface ont été décrites en termes d'évolution microstructurale, mais aussi par leurs états micro-géométriques. L'état mécanique est quant à lui caractérisé par la détermination des contraintes résiduelles.

L'objectif de ce chapitre est de comparer les intégrités de surface décrites précédemment à la tenue en fatigue. En effet, la bibliographie propose des modèles reliant la rugosité de surface à la limite de fatigue mais aussi les contraintes résiduelles à cette même limite de fatigue.

Dans un second temps, nous utilisons le modèle développé pour comparer l'évolution des champs mécaniques des différents lots à charge égale. Cela nous permet de conclure sur le ou les procédés proposant une intégrité de surface comme étant la plus propice à une plus longue tenue en fatigue.

Pour finir, nous analysons les essais de fretting réalisés en utilisant un modèle basé sur la méthode des éléments finis, permettant de prendre en compte le gradient de contraintes résiduelles mesuré par DRX dans l'épaisseur de nos différentes éprouvettes.

4.1. La comparaison des limites d'endurance et de la zone d'amorçage expérimentale à la simulation

4.1.1. Un rappel des résultats de fatigue

Dans le chapitre 3, nous avons présenté les résultats expérimentaux liés à la fatigue. Pour mémoire, les essais de fatigue ont été réalisés en flexion 4 points ($R_\sigma = \frac{\sigma^{min}}{\sigma^{max}} = 0, 1$). Cet essai introduit un gradient de contrainte dont le maximum de contrainte imposée se situe à la surface à caractériser. Nous avons déterminé la contrainte maximale associée à la limite de fatigue pour cet essai $\sigma^{max,\infty}$, rappelée dans le tableau 4.1 pour les différentes séries étudiées : quatre usinages (lots 1 à 4) et un ragréage (lot 6). Le procédé de ragréage est réalisé après un usinage avec les mêmes paramètres que ceux du lot 1.

Cependant, en raison de la non validité des essais ayant abouti à la rupture des éprouvettes du lot 2, cette série est écartée de l'analyse qui est réalisée dans la première partie de ce chapitre.

	lot 1	lot 3	lot 4	lot 6
$\sigma^{max,\infty}$ (MPa)	1050	1000	1050	950

Tableau 4.1 : Rappels des limites de fatigue associées aux différents procédés étudiés à 2.10^6 cycles.

4.1.2. La comparaison entre les durées de vie expérimentales et modélisées à l'aide du profil de contraintes résiduelles

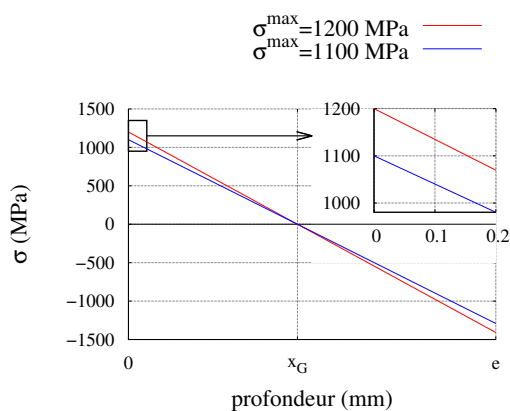


Figure 4.1 : Evolution de la contrainte en flexion dans l'épaisseur (e) de l'éprouvette.

Nos essais de fatigue ont été réalisés en flexion quatre points avec un rapport de contraintes imposées $R_\sigma = 0, 1$. Ainsi, en supposant que le matériau reste dans le domaine élastique macroscopiquement, nous connaissons l'évolution de cette contrainte imposée dans l'épaisseur des éprouvettes (voir la figure 4.1).

De manière générale, les limites de fatigue des matériaux (notée σ_D) sont connues pour des rapports de contraintes $R_\sigma = -1$. Des modèles simplifiés permettent de mettre en relation les essais à différents rapports de contraintes (droite

4.1. La comparaison des limites d'endurance et de la zone d'amorçage expérimentale à la simulation

de Goodman ou parabole de Gerber par exemple, présentés dans le chapitre 2)

$$\sigma_{eq}(R_\sigma = -1) = \frac{\sigma_a}{1 - \left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right)^n} \quad (4.1)$$

avec σ_a et σ_m respectivement la contrainte alternée et la contrainte moyenne, R_m la résistance maximale du matériau et n la puissance associée au modèle utilisé (1 pour le modèle de Goodman et 2 pour celui de Gerber). Rappelons que la parabole de Gerber ($n=2$) n'est pas définie lorsque $\sigma_m < 0 MPa$.

L'équation 4.1 peut être réécrite en fonction de la contrainte maximale et du rapport de contraintes imposé lors de l'essai et de la contrainte maximale ($2.\sigma_a = \sigma^{max}.(1 - R_\sigma)$, $2.\sigma_m = \sigma^{max}.(1 + R_\sigma)$)

$$\sigma_{eq}(R_\sigma = -1) = \frac{\sigma^{max,\infty}.(1 - R_\sigma)}{2 \left[1 - \left(\frac{\sigma^{max,\infty}.(1+R_\sigma)}{2.R_m}\right)^n\right]} \quad (4.2)$$

Dans la mesure où les éprouvettes de fatigue ont subi divers procédés thermomécaniques, nous avons remarqué dans le chapitre précédent qu'elles présentaient un état mécanique non standard (gradient de contraintes résiduelles dans l'épaisseur). Ainsi, en supposant que le matériau reste en élasticité, nous pouvons appliquer le principe de superposition des champs de contraintes. Ainsi, nous avons $\underline{\sigma}^{tot}(x) = \underline{\sigma}^{imp}(x) + \underline{\sigma}^{res}(x)$, avec $\underline{\sigma}^{imp}(x)$ le champ de contraintes imposé par l'essai et $\underline{\sigma}^{res}(x)$ le champ de contraintes résiduelles (l'exposant *imp* signifie la contribution des efforts extérieurs). Etant donné que le champ de contraintes résiduelles est un champ statique, celui-ci s'additionne à la contrainte moyenne locale (prise en compte du gradient de contrainte imposée), soit $\sigma_m(x) + \sigma^{res}(x) = \frac{\sigma^{imp,max}(x)}{2}.(1 + R_\sigma) + \sigma^{res}(x)$, nous pouvons reformuler ces modèles en ajoutant la contribution des contraintes résiduelles

$$\sigma_{eq}(x, R_\sigma = -1) = \frac{\sigma^{imp,max}(x).(1 - R_\sigma)}{2 \left[1 - \left(\frac{\sigma^{imp,max}(x).(1+R_\sigma)+2.\sigma^{res}(x)}{2.R_m}\right)^n\right]} \quad (4.3)$$

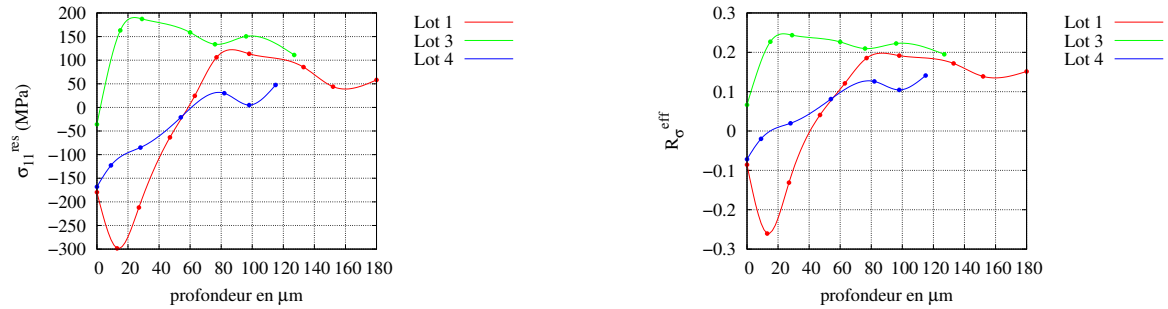
Rappelons que la parabole de Gerber ($n=2$) n'est pas définie lorsque $\sigma^{imp,max}(x).(1 + R_\sigma) + 2.\sigma^{res}(x) < 0 MPa$

Il est également possible de déterminer le rapport de contraintes effectif $R_\sigma^{eff}(x)$ en utilisant ce principe de superposition

$$R_\sigma^{eff}(x) = \frac{\sigma^{tot,min}(x)}{\sigma^{tot,max}(x)} = \frac{\sigma^{imp,min}(x) + \sigma^{res}(x)}{\sigma^{imp,max}(x) + \sigma^{res}(x)} = \frac{R_\sigma.\sigma^{imp,max}(x) + \sigma^{res}(x)}{\sigma^{imp,max}(x) + \sigma^{res}(x)} \quad (4.4)$$

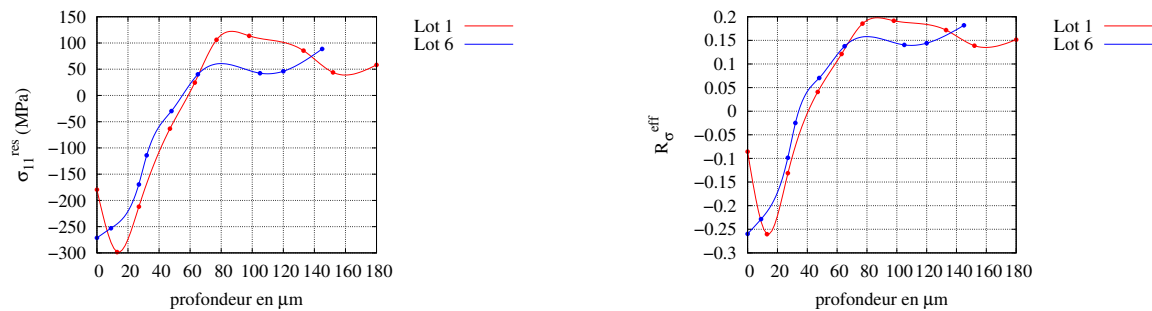
La figure 4.2 rappelle les évolutions de la composante σ_{11} du tenseur des contraintes résiduelles dans l'épaisseur. Nous pouvons aussi observer sur cette figure l'évolution du rapport de contraintes locale R_σ^{eff} en fonction de l'épaisseur de ces lots. Nous remarquons

que la prise en compte des contraintes résiduelles change localement le type de sollicitation. En effet, nous avons imposé des essais avec un rapport de contraintes $R_\sigma = 0, 1$, alors que, par exemple, le rapport de contraintes effectif local change de signe à la surface des éprouvettes issues du lot 1 ($R_\sigma^{eff} = -0, 1$).



(1) Evolution des contraintes résiduelles σ_{11} des lots 1, 3 et 4 en fonction de la profondeur.

(2) Evolution du rapport de contraintes R_σ^{eff} des lots 1, 3 et 4 en fonction de la profondeur.



(3) Evolution des contraintes résiduelles σ_{11} des lots 1 et 6 en fonction de la profondeur.

(4) Evolution du rapport de contraintes R_σ^{eff} des lots 1 et 6 en fonction de la profondeur.

Figure 4.2 : Récapitulatif des évolutions de la composante σ_{11} du tenseur de contraintes résiduelles en fonction de la profondeur ainsi que celles du rapport de contraintes effectif.

Nous pouvons étudier l'évolution de la contrainte équivalente à un rapport $R_\sigma = -1$ dans l'épaisseur en utilisant les deux modèles présentés précédemment (voir les figures 4.3 et 4.4). Nous remarquons, sur ces figures, que les contraintes équivalentes calculées à l'aide de la droite de Goodman sont plus importantes que celles déterminées à l'aide de la parabole de Gerber. Ceci est cohérent avec nos attentes. En effet, il est connu que la droite de Goodman sous-estime l'évaluation de la contrainte équivalente alternée à $R_\sigma \neq -1$ à partir de la limite de fatigue à $R_\sigma = -1$. Ce modèle sous-estime donc la correction de la contrainte alternée afin de déterminer la contrainte équivalente à $R_\sigma = -1$. De plus, nous remarquons que les niveaux de contraintes déterminés par la droite de Goodman sont supérieurs à la limite d'élasticité du matériau. Ainsi les hypothèses effectuées pour calculer le champ de contraintes imposé par l'essai ne sont plus valides et nécessitent un calcul élasto-plastique plus compliqué à mettre en œuvre.

4.1. La comparaison des limites d'endurance et de la zone d'amorçage expérimentale à la simulation

Nous pouvons alors déterminer la limite de fatigue au rapport de contraintes $R_\sigma = -1$ pour les différentes séries analysées (tableau 4.2). Cette limite correspond au maximum de la contrainte équivalente dans l'épaisseur, soit le point le plus critique en terme d'initiation de la rupture des éprouvettes. Nous remarquons une limite de fatigue plus élevée successivement pour le lot 3 et le lot 1 que pour les autres. Il est important de garder à l'esprit que ces limites de fatigue équivalentes ont été calculées pour une contrainte imposée différente pour chaque lot et, de plus, elles ont été déterminées en prenant en compte seulement l'état de contraintes résiduelles. Nous observons une chute de la limite de fatigue du lot 6.

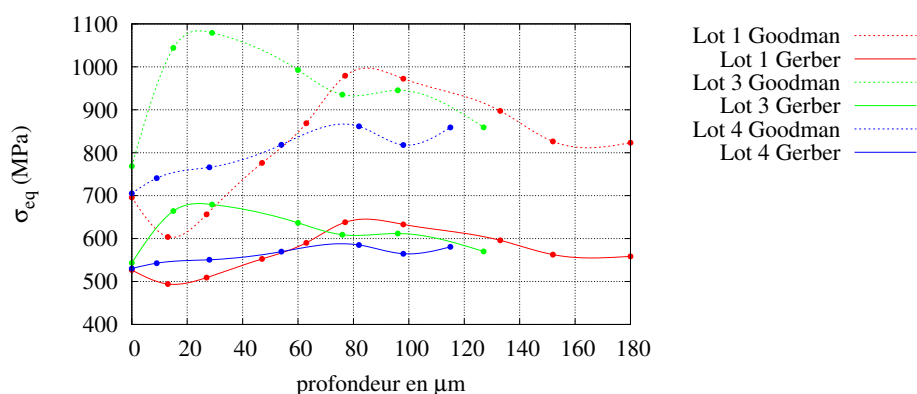


Figure 4.3 : Evolution de la contrainte équivalente ($R_\sigma = -1$) dans l'épaisseur des lots 1, 3 et 4.

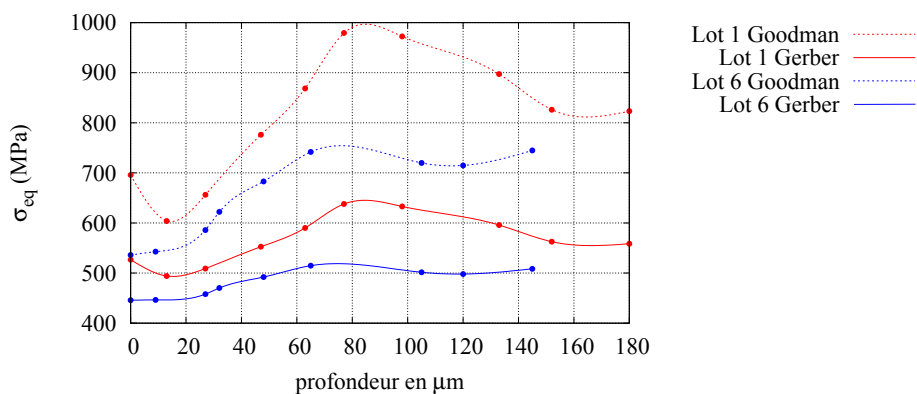


Figure 4.4 : Evolution de la contrainte équivalente ($R_\sigma = -1$) dans l'épaisseur des lots 1 et 6.

modèle	Lot 1	Lot 3	Lot 4	Lot 6
Goodman	979	1079	861	744
Gerber	638	679	585	508

Tableau 4.2 : Limites de fatigue (exprimées en MPa) des différents lots après normalisation des essais ($R_\sigma = -1$) à 2.10^6 cycle.

Chapitre 4 : Comparaison entre l'intégrité de surface et la tenue en fatigue

ρ (kg/m ³) masse volumique	E (GPa) module de Young	σ_D^{th} (SL, MPa) limite de fatigue théorique à 10 ⁷ cycles
4500	110	550
R_e (MPa) limite d'élasticité	R_m (MPa) résistance maximale	
1050	1240	

Tableau 4.3 : Définitions des paramètres matériaux moyens du Ti-10V-2Fe-3Al [19]. σ_D^{th} (SL) correspond à la limite de fatigue théorique du matériau dans le sens long des éprouvettes (données Airbus Helicopters).

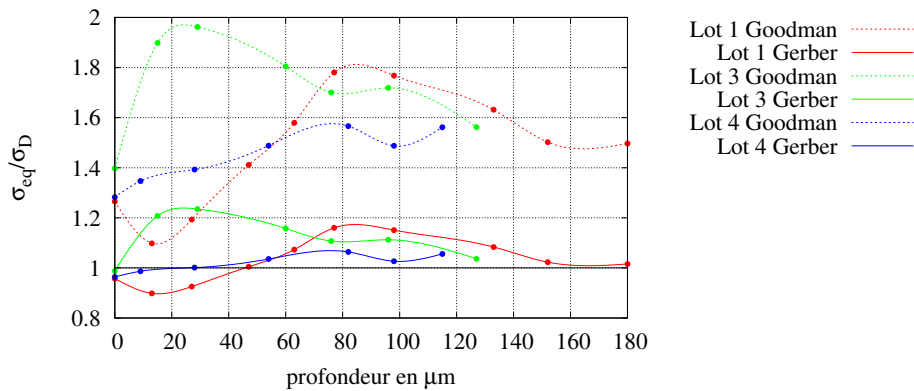


Figure 4.5 : Evolution du ratio $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{th}}$ des lots 1, 3 et 4.

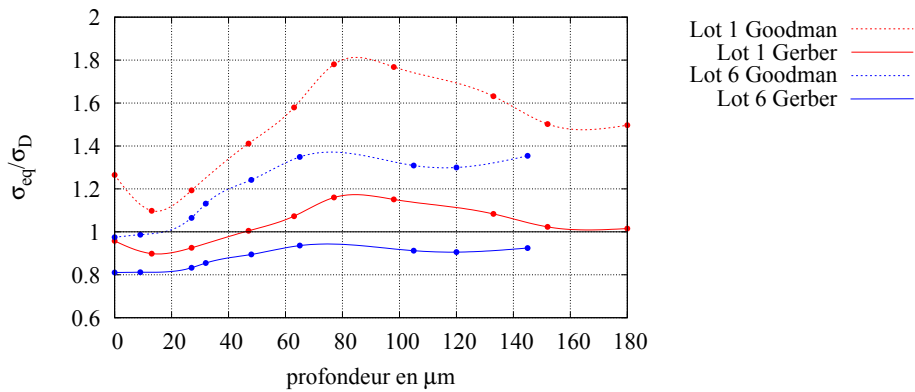


Figure 4.6 : Evolution du ratio $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{th}}$ des lots 1 et 6.

D'après les données industrielles sur le Ti-10V-2Fe-3Al (rappelées dans le tableau 4.3), nous remarquons que les limites de fatigue obtenues dans le tableau 4.2 sont plus élevées que la limite de fatigue attendue, soit 550 MPa. Il est alors possible de normaliser la distribution de la contrainte équivalente pour étudier l'évolution du rapport $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{th}}$ dans la sous-couche (voir les figures 4.5 et 4.6).

4.1. La comparaison des limites d'endurance et de la zone d'amorçage expérimentale à la simulation

Sur ces figures 4.5 et 4.6, nous remarquons assez facilement les zones où la contrainte équivalente est supérieure à la limite d'endurance théorique de notre matériau (rapport $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{th}} > 1$), ce qui correspond à la zone critique où la probabilité d'amorçage de fissures est la plus importante. Ainsi, en utilisant le modèle de Gerber, nous attendons un amorçage des fissures en sous-couche pour les différents usinages (maximum du ratio $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{th}}$ récapitulé le tableau 4.4).

Ce calcul ne nous permet cependant pas de comprendre la rupture des éprouvettes issues du ragréage car les contraintes équivalentes sont toujours en dessous de la limite de fatigue théorique.

profondeur d'amorçage	lot 1	lot 3	lot 4	lot 6
attendue (en μm)	77	29	82	x
observée (en μm)	45 à 135	10 à 65	25 à 150	0

Tableau 4.4 : Comparaison entre la profondeur d'amorçage prédite par les modèles et celle observée expérimentalement.

Nous remarquons une bonne prévision de la profondeur d'amorçage pour les trois usinages étudiés. Cependant, par cette modélisation sur le lot 6, nous prévoyons plutôt un amorçage en sous couche (contrainte plus importante en sous couche, et zone critique en sous couche prédite par la droite de Goodman) alors que nos expertises MEB des faciès de rupture nous permettent de conclure à un amorçage en surface. La prise en compte unique des contraintes résiduelles ne semble donc pas suffisante pour déterminer la durée de vie des différents procédés.

4.1.3. La prise en compte de la rugosité pour déterminer la durée de vie

A ce stade, nous estimons qu'il est donc primordial de déterminer un paramètre essentiel dépendant de la rugosité de surface, le coefficient de concentration de contraintes en fatigue, K_f . Différents modèles sont proposés par la littérature. Certains sont empiriques [41, 44] et d'autres sont basés sur des calculs réalisés conformément à la méthode des éléments finis [42].

Pour mémoire, le coefficient de concentration de contrainte en fatigue K_f est définie par

$$K_f = \frac{\sigma_D^{lisse}}{\sigma_D^{vraie}} \quad (4.5)$$

Pour cette étude, nous nous sommes intéressés au modèle empirique proposé par Souto-Lebel [44] car ce modèle définit le coefficient K_f uniquement en fonction de paramètres décrivant la rugosité de surface, paramètres déterminés lors de l'étude de la micro-géométrie

$$K_f = 1 + Svi.Sku.\frac{Sq}{a_c} \quad (4.6)$$

avec a_c comme définissant la taille critique des défauts.

Sur les figures 4.7, 4.8 et 4.9, nous rappelons les évolutions des paramètres Svi , Sku et Sq associés aux procédés d'usinage ou de post-traitements pratiqués à l'issue de l'usinage de référence (paramètre d'usinage du lot 1).

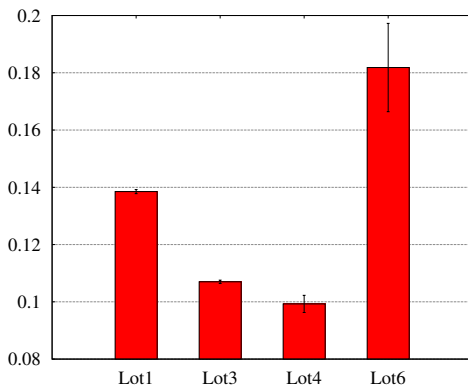


Figure 4.7 : Evolution du paramètre Svi en fonction du procédé.

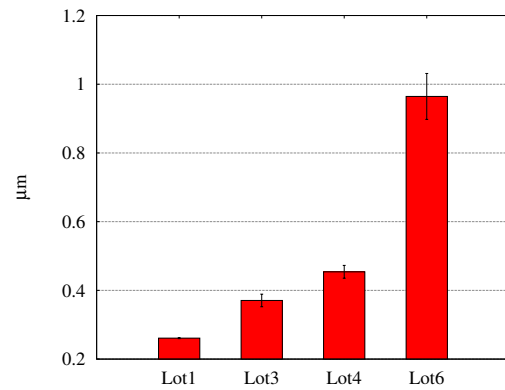


Figure 4.8 : Evolution du paramètre Sq en fonction du procédé.

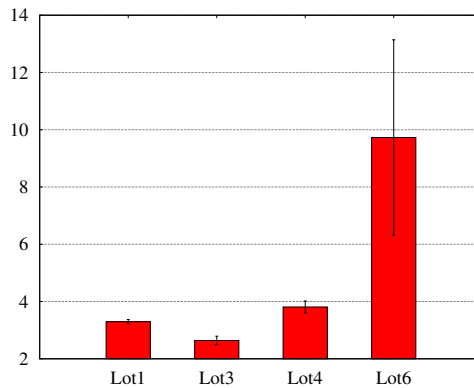


Figure 4.9 : Evolution du paramètre Sku en fonction du procédé.

4.1. La comparaison des limites d'endurance et de la zone d'amorçage expérimentale à la simulation

Ainsi, il est possible de déterminer le facteur de concentration de contraintes en fatigue K_f pour les différentes séries de l'étude (tableau 4.5). Pour ce faire, nous avons repris la taille critique des défauts utilisée dans les travaux de Souto-Lebel $a_c = 2 \mu m$. Ce paramètre a été utilisé pour un acier à haute résistance mécanique. Etant donné que ce matériau et notre alliage de titane (Ti-10V-2Fe-3Al) ont une résistance mécanique similaire, nous pouvons considérer que les arrachements de matière causés par l'usinage sont similaires, ce qui justifie le fait d'avoir une taille critique des défauts équivalente. Nous remarquons que les coefficients K_f sont similaires pour les différents usinages et une augmentation de ce coefficient de l'ordre de 40% pour la surface ragrée.

	lot 1	lot 3	lot 4	lot 6
K_f	$1,06 \pm 2.10^{-3}$	$1,05 \pm 6.10^{-3}$	$1,09 \pm 0,01$	$1,85 \pm 0,43$
σ_D^{vraie} (en MPa)	519 ± 1	523 ± 3	507 ± 5	297 ± 69

Tableau 4.5 : Coefficient de concentration de contrainte en fatigue K_f et limite de fatigue attendue en surface après la prise en compte du coefficient K_f .

Le tableau 4.5 présente aussi les variations de la limite de fatigue en surface par rapport à celle attendue $\sigma_D^{lisse} = 550 MPa$ ($\sigma_D^{vraie} = \sigma_D^{lisse} / K_f$). Nous observons une forte diminution de la durée de vie attendue en surface pour le lot 6. Cela nous permet donc d'expliquer l'amorçage en surface de fissures constatées lors de nos observations expérimentales MEB sur ce lot. Il est toutefois important de garder à l'esprit que le fait de ne concentrer la contrainte qu'en surface ne correspond pas tout à fait à la réalité. En effet, les modèles de calcul de concentration de contraintes par éléments finis montrent l'existence d'un gradient de contraintes dans la profondeur (voir la figure 4.10) et non une unique concentration en surface comme le permet le modèle utilisé dans cette étude.

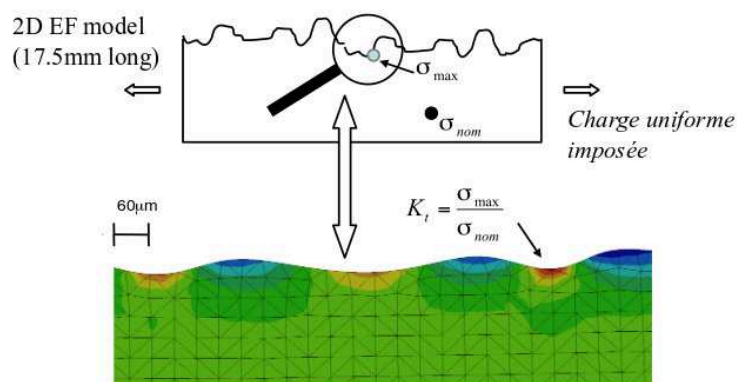


Figure 4.10 : Mise en évidence d'un gradient de contrainte dans l'épaisseur sur un modèle éléments finis intégrant l'état de surface [40].

4.1.4. Le couplage contraintes résiduelles-microgéométrie pour déterminer les zones critiques

Afin de prendre en compte l'impact couplé de l'état mécanique et de l'état de surface sur la durée de vie, nous avons modifié la façon de calculer le ratio $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{th}}$ (calculé précédemment)

$$R = \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{vraie}} \quad (4.7)$$

avec $\sigma_D^{vraie} = \frac{\sigma_D^{th}}{K_f}$ en surface et $\sigma_D^{vraie} = \sigma_D^{th}$ en sous-couche.

Sur la figure 4.11, nous observons l'évolution du nouveau rapport de contraintes $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{vraie}}$ en fonction de la profondeur pour le modèle de Gerber. Nous remarquons une forte augmentation de ce rapport à la surface du lot 6, faisant apparaître la surface des éprouvettes issues de ces deux procédés comme zone critique de forte probabilité d'amorçage de fissure. Ainsi, nous pouvons à nouveau comparer les différentes zones d'amorçage prédites par ce modèle empirique prenant en compte les contraintes résiduelles ainsi que l'état de surface et les zones d'amorçage observées expérimentalement (tableau 4.6). Nous constatons une bonne cohérence entre ces prédictions et les observations.

profondeur d'amorçage	lot 1	lot 3	lot 4	lot 6
attendue (en μm)	77	29	82	0
observée (en μm)	45 à 135	10 à 65	25 à 150	0

Tableau 4.6 : Comparaison entre la profondeur d'amorçage prédite par les modèles et celle observée expérimentalement.

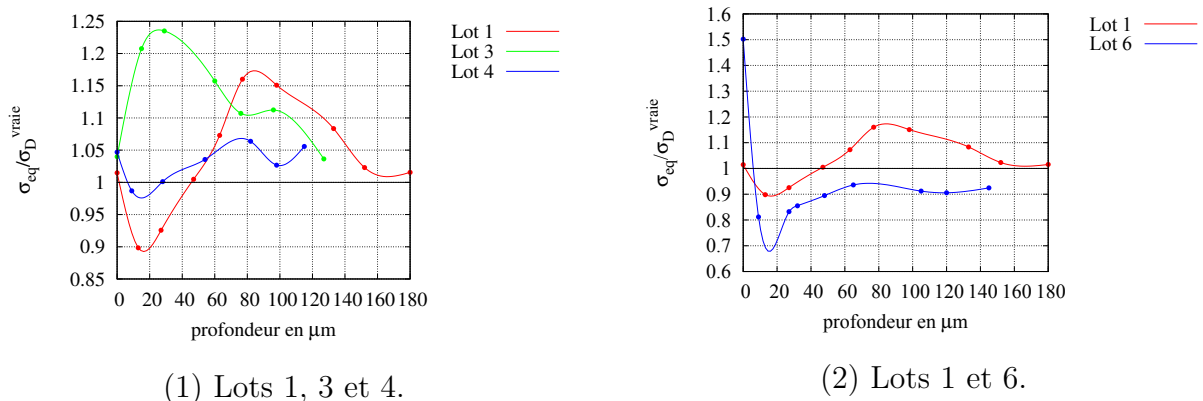


Figure 4.11 : Evolution du ratio $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{vraie}}$ des différents lots étudiés dans la sous-couche.

4.1. La comparaison des limites d'endurance et de la zone d'amorçage expérimentale à la simulation

4.1.5. L'étude comparative des différents lots

Dans la mesure où notre modèle permet de déterminer correctement les zones critiques où les fissures amorcent, il est intéressant de comparer l'évolution du ratio $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{vraie}}$ dans l'épaisseur avec un chargement constant (par défaut $\sigma^{max,imp} = 900 MPa$).

4.1.5.1. Les différents usinages

L'évolution du ratio $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{vraie}}$ dans l'épaisseur des différentes séries d'usinage est représentée sur la figure 4.12. Cette figure nous permet de déduire que le lot 3 présente les plus fortes contraintes en profondeur, suivi du lot 1. Les lots 2 et 4 sont difficiles à dissocier et présentent les niveaux de contraintes équivalentes les plus faibles.

Ainsi, cette étude montre bien que nous attendons une meilleure durée de vie pour les éprouvettes ayant été usinées avec la plus grande avance par dent. Il est plus difficile de conclure au sujet du rayon de bec, même si on a tendance à penser que les rayons de bec les plus faibles améliorent la tenue en fatigue.

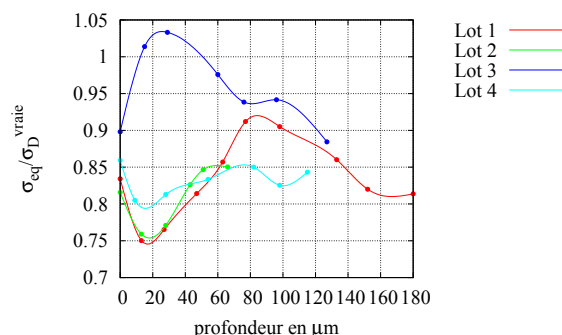


Figure 4.12 : Evolution du ratio $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{vraie}}$ avec la profondeur pour les différents usinages.

Toutefois, un complément d'étude avec des variations plus importantes de ces paramètres serait intéressant à effectuer.

4.1.5.2. Le procédé de ragréage

Concernant l'impact du procédé de ragréage, nous pouvons observer l'évolution du rapport $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{vraie}}$ avec la profondeur sur la figure 4.13. Nous remarquons une forte concentration de contraintes au niveau de la surface, ce qui est dû à l'augmentation de la rugosité de surface. De cette figure, nous déduisons aussi que nous attendons une moins bonne limite de fatigue après le procédé post-usinage.

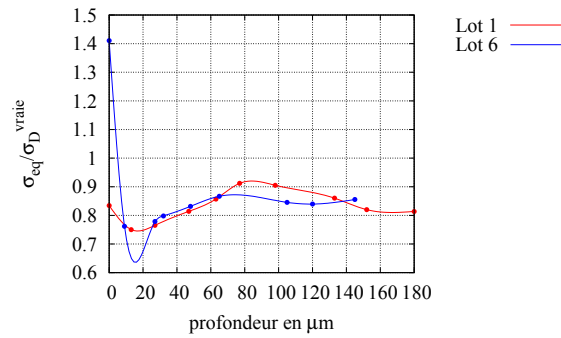


Figure 4.13 : Evolution du ratio $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{vraie}}$ avec la profondeur pour les différents procédés (Lots 1 et 6).

4.2. Analyse numérique des essais de fretting-fatigue

Pour effectuer l'analyse numérique des essais de fretting, un logiciel de calcul par éléments finis A2DFretting développé par la société GLCS-ITECH [108] a été utilisé. Ce logiciel permet le calcul en élasto-plasticité isotrope des champs de contraintes. Le gradient de contraintes résiduelles peut y être intégré. La partie plastique est prise en compte de manière simplifiée avec un écrouissage cinématique linéaire (loi de Prager).

Du fait de la multi-axialité des champs de contraintes lors des essais de contact, l'analyse des résultats de la modélisation doit prendre en compte un critère de fatigue multi-axial. Pour cette étude, le critère choisi est le critère de Dang Van [109] implémenté dans le logiciel.

La théorie de Dang Van prend son origine au niveau local (niveau des grains). Une fonction $f(\sigma, t)$ est définie telle que si $f(\sigma, t) > 0$, il y aura fatigue, sinon il y aura endurance.

$$f(\sigma, t) = \tau_{local}(t) + a_{DV} \cdot p_h(t) - b_{DV} \quad (4.8)$$

avec $\tau_{local}(t)$ le cisaillement local maximal défini à l'aide du critère de Tresca ($max(|\sigma_i - \sigma_j|)$, $i \neq j$, dans l'espace des contraintes principales) et $p_h(t)$ la pression hydrostatique locale. Les coefficients a_{DV} et b_{DV} sont des constantes caractéristiques du matériau.

Ainsi, nous déterminons le critère de fatigue de la forme $\Delta\tau + a_{DV} \cdot p_h \leq b_{DV}$. Si l'inéquation est vérifiée, alors l'éprouvette ne rompt pas, sinon il y a eu amorçage au niveau du contact.

Au vu de la complexité des champs de contraintes triaxiaux évoluant au cours du temps, le calcul du $\Delta\tau$ ne peut s'effectuer que numériquement. $\Delta\tau$ correspond au plus petit domaine sphérique circonscrit au trajet de chargement dans l'espace déviateur de contrainte [108].

4.2. Analyse numérique des essais de fretting-fatigue

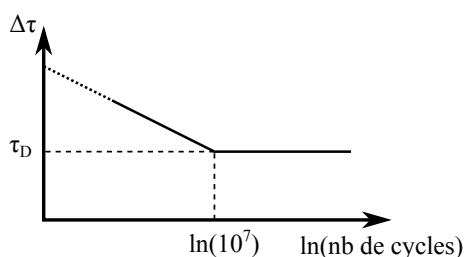


Figure 4.14 : Extrapolation de la courbe de Wöhler simplifiée (bilinéaire).

De par la détermination du coefficient b_{DV} pour différents nombres de cycles, nous pouvons déterminer les points associés à la courbe de Wöhler. Puis une extrapolation de la courbe considérée bilinéaire dans la zone de fatigue limitée/fatigue illimitée nous permet de déterminer la limite de fatigue à 10^7 cycles [67].

Par la suite, nous pouvons déterminer la durée de vie $\sigma_D(R_\sigma = -1)$, sachant la relation suivante [108]

$$\tau_D = \frac{\sigma_D}{2 \left(1 - \frac{\sigma_D}{R_m}\right)} \quad (4.9)$$

Pour effectuer la caractérisation de la tenue en fatigue en surface du lot 1, nous avons déterminé le seuil associé au critère de Dang Van pour nos essais à 5.10^5 , 10^6 et 2.10^6 cycles. L'extrapolation nous permet donc de déterminer τ_D , puis σ_D (voir figure 4.14).

Nous savons qu'il y a un fort gradient de contrainte dans la zone de glissement du contact. Ainsi, les résultats du calcul vont avoir une forte dépendance au maillage. En effet, des mailles de grandes tailles vont lisser le gradient de contraintes jusqu'à le faire disparaître. Au contraire, des mailles trop fines vont avoir tendance à amplifier ce gradient de contraintes. D'après Koenen [66] et Caron [67], la taille de maille optimale correspond à la taille de grain. Cependant, étant donnée la complexité de la microstructure du Ti-10V-2Fe-3Al, la taille de maille prise en compte est de $6,65 \times 5 \mu m^2$. Cette taille est proche de la taille d'un ensemble ancien grain β décomposé en lamelles α plus un résidu de β . Le gradient obtenu est illustré sur la figure 4.15.

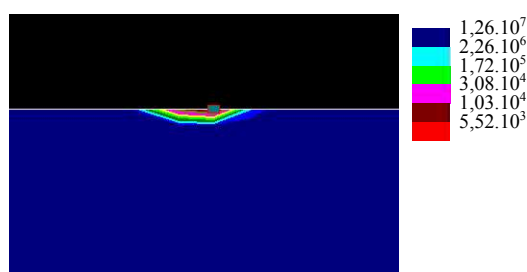


Figure 4.15 : Illustration du gradient de durée de vie dans la zone critique du chargement pour l'essai 10 sur l'éprouvette associée au lot 1. La taille de la zone critique obtenue est de $23 \mu m^2$.

Chapitre 4 : Comparaison entre l'intégrité de surface et la tenue en fatigue

Sur la base de données connues sur le Ti-10V-2Fe-3Al ($\sigma_D^{th} = 550 \text{ MPa}$ et $R_e = 1000 \text{ MPa}$), les durées de vie obtenues par la modélisation sont trop importantes par rapport aux endommagements observés. Par exemple, avec ces paramètres, la modélisation prédit une durée de vie de 10^7 cycles pour l'essai 10 du lot 1, alors que nous avons observé des fissures à $5 \cdot 10^5$ cycles. Trois raisons peuvent expliquer ces écarts :

1. Il y a une différence entre le critère de rupture en essais de fatigue volumique et celui à l'initiation de fissure pour le fretting ;
2. Le volume sollicité en fretting est très limité ;
3. La non prise en compte de l'impact de la micro-géométrie sur l'amorçage en surface.

Ainsi, une recherche d'un nouveau critère a été réalisée à l'aide des essais réalisés sur le lot 1. Le critère de Dang Van a été déterminé pour les essais à $5 \cdot 10^5$, 10^6 et $2 \cdot 10^6$ cycles (voir le tableau 4.7). Ainsi, nous obtenons les valeurs suivantes : $R_e = 900 \text{ MPa}$ et $\sigma_D = 605 \text{ MPa}$, avec une modélisation de la courbe de Wöhler bilinéaire illustrée sur la figure 4.16.

Nombre de cycles	$5 \cdot 10^5$	10^6	$2 \cdot 10^6$
b_{DV}	510 MPa	490 MPa	470 MPa

Tableau 4.7 : Rappels des paramètres associés aux différents usinages.

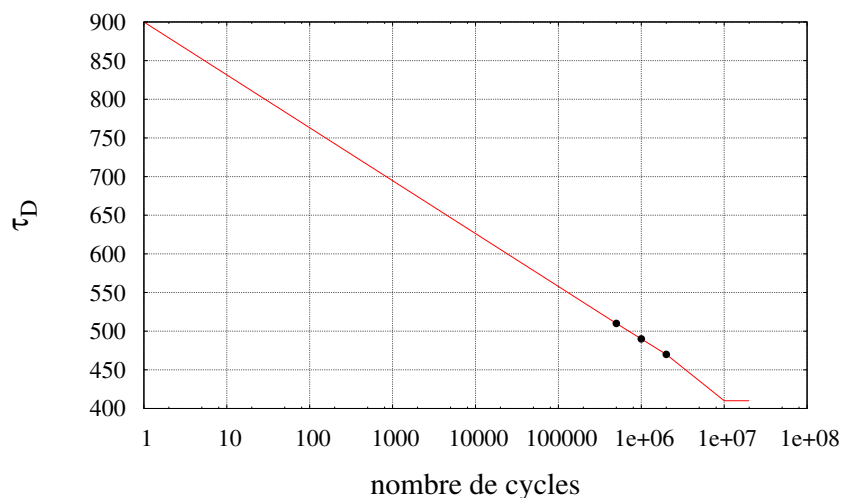


Figure 4.16 : Courbe de Wöhler bilinéaire extrapolée pour le lot 1.

Au sujet de la comparaison entre les lots 1, 2 et 4, les critères déterminés sur le lot 1 semblent satisfaisant pour la modélisation de l'essai de fatigue de contact du lot 2, mais surestime la durée de vie des essais du lot 4. Les écarts obtenus avec le lot 4 peuvent se justifier avec les différences de micro-géométrie. En effet, nous rappelons que ce lot 4 possède le plus fort skewness et kurtosis des séries d'usinage étudiées, ce qui va avoir pour conséquence de diminuer la zone de contact, et donc de créer des concentrations de contraintes plus importantes en surface. La limite d'endurance estimée pour le lot 4 est $\sigma_D = 530 \text{ MPa}$.

4.2. Analyse numérique des essais de fretting-fatigue

Au sujet de la comparaison entre les lots 1 et 5, nous avons remarqué que les paramètres déterminés pour la caractérisation du lot 1 sont satisfaisants pour modéliser les essais de fatigue fretting sur les éprouvettes grenillées.

Le récapitulatif des cohérences simulations/expériences pour les différents lots étudiés est réalisé dans le tableau 4.8. Pour mémoire, les essais 4 et 11 du lot 1 sont exclus de l'analyse pour des raisons de déplacement macroscopique et d'essai sans glissement partiel.

Lot 1					
essai	nombre de cycles	$\frac{F_T}{F_N}$	fissures	durée de vie calculée	cohérence
1	10^6	0,22	non	10^7	oui
2	$0, 2.10^6$	0,25	oui	2.10^3	oui
3	10^6	0,22	oui	5.10^5	oui
5	2.10^6	0,22	oui	$1, 1.10^6$	oui
6	$0, 5.10^6$	0,3	oui	fatigue oligocyclique	?
7	10^6	0,17	oui	$4, 7.10^4$	oui
8	2.10^6	0,15	non	10^7	oui
9	2.10^6	0,22	oui	$1, 9.10^4$	oui
10	$0, 5.10^6$	0,26	oui	2.10^3	oui
12	10^6	0,24	non	$7, 7.10^6$	oui
Lot 2					
essai	nombre de cycles	$\frac{F_T}{F_N}$	fissures	durée de vie calculée	cohérence
1	2.10^6	0,22	oui	$5, 4.10^3$	oui
2	2.10^6	0,22	oui	5.10^5	oui
Lot 4					
essai	nombre de cycles	$\frac{F_T}{F_N}$	fissures	durée de vie calculée	cohérence
1	2.10^6	0,22	oui	$2, 7.10^3$	oui
2	2.10^6	0,22	oui	5.10^5	oui
3	10^6	0,22	oui	$2, 7.10^5$	oui
4	2.10^6	0,15	non	10^7	oui
Lot 5					
essai	nombre de cycles	$\frac{F_T}{F_N}$	fissures	durée de vie calculée	cohérence
1	2.10^6	0,22	oui	$2, 7.10^5$	oui
2	2.10^6	0,22	non	10^7	oui

Tableau 4.8 : Récapitulatif des essais de fatigue fretting réalisés couplé aux durées de vie modélisées.

Ce tableau présente les durées de vie estimées à partir de la courbe de Wölher pour le nœud le plus critique de la zone de contact. Les durées de vie estimées avant amorçage de la fissuration sont plus élevées pour le lot 1 que pour les lots 2 et 4 pour la condition $\frac{F_T}{F_N} = 0,22$, 2.10^6 cycles. Pour le traitement de grenailage on observe bien des durées de vie supérieures au lot 1 comme observé expérimentalement. Pour le lot 4 ces durées de vie sont obtenues avec une contrainte seuil plus faible que les autres lots, donc une résistance moindre. Des compléments de caractérisation de l'initiation de la fissuration seraient intéressants à mener afin d'affiner les critères.

4.3. Conclusion partielle

Dans ce chapitre, nous avons utilisé des modèles empiriques permettant de déterminer un chargement équivalent prenant en compte le gradient de contraintes résiduelles ainsi que la rugosité de surface. Ces modèles nous permettent de comparer ces niveaux de contraintes à la limite de fatigue théorique du matériau ($\sigma_D^{th} = 550 MPa$).

Nous avons remarqué que ces modèles aboutissent à des contraintes équivalentes plus élevées que la limite de fatigue attendue. Ces écarts sont probablement dus aux modèles empiriques ou au fait que la limite de fatigue théorique soit déterminée avec un coefficient de sécurité. De plus, le modèle utilisé prend en compte le matériau dans sa globalité comme monophasé alors qu'il est biphasé. Or, nous avons montré dans le chapitre 3 une hétérogénéité du gradient de contraintes résiduelles par phase qu'il aurait été intéressant de prendre en compte ici.

Cependant, en étudiant le ratio $\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_D^{vraie}}$, avec $\sigma_D^{vraie} = \sigma_D^{th}$ en sous-couche et $\sigma_D^{vraie} = \frac{\sigma_D^{th}}{K_f}$ en surface, nous avons déterminé les zones critiques du matériau où la probabilité d'amorçage est importante. Cela a abouti à une bonne corrélation entre le modèle de Gerber et les observations expérimentales. En effet, ce modèle prédit un amorçage en sous-couche pour les différents usinages et un amorçage en surface pour les éprouvettes issues du ragréage. Cela correspond bien aux observations expérimentales.

Ce modèle (parabole de Gerber) nous permet également de comparer d'un point de vue qualitatif les différents lots. Concernant les différents usinages, nous avons conclu que l'augmentation de l'avance tend à améliorer la limite de fatigue de notre alliage. La conclusion sur l'impact du rayon de bec est plus délicate.

Il serait maintenant intéressant de compléter cette étude par l'utilisation de modèles plus robustes comme les modèles probabilistes à deux échelles tels que ceux proposés par exemple dans les travaux de Guillemot [45] et Souto-Lebel [44]. Ils proposent la modélisation de la courbe contrainte-nombre de cycles en utilisant la mécanique linéaire de la rupture. Il est possible d'y intégrer les aspects de rugosité de surface ainsi que les gradients de contraintes résiduelles.

4.3. Conclusion partielle

Au sujet de l'analyse numérique des essais de fatigue fretting, une recherche de nouveaux critères de fatigue a été réalisée car les données industrielles ne correspondaient pas aux observations expérimentales. Ces écarts proviennent probablement de la non prise en compte de la micro-géométrie dans l'analyse numérique. Il est difficile de conclure sur une tendance entre les paramètres d'usinage et la durée de vie en fatigue de contact. Cependant, cette étude a validé le fait que les fortes contraintes résiduelles de compression observées après grenailage augmentent la durée de vie des éprouvettes pour ce type de sollicitation. Il serait maintenant intéressant de coupler cette analyse avec les données obtenues sur la micro-géométrie.

5. Validation de la détermination de contraintes résiduelles à travers la modélisation

Dans le chapitre 2, nous avons remarqué que la détermination de contraintes résiduelles à partir de données obtenues par diffraction rayons X nécessitait l'utilisation de modèles micro-mécaniques. Dans le chapitre 3, ces contraintes résiduelles ont été déterminées à l'aide d'un modèle micro-mécanique simplifié de comportement linéaire : le modèle de Hill, moyenne des bornes supérieures et inférieures du comportement (modèle de Voigt et de Reuss respectivement).

Ce chapitre va mettre l'accent sur l'impact des différentes hypothèses prises en compte dans l'analyse expérimentale des contraintes résiduelles réalisée précédemment. Cette étude est menée tout d'abord sur le T40, matériau moins complexe que l'alliage Ti-10V-2Fe-3Al. Ainsi, il est possible d'estimer l'erreur faite lors de la détermination des contraintes résiduelles obtenues à partir des données DRX.

5.1. L'homogénéisation du comportement des polycristaux par un modèle auto-cohérent

5.1.1. La méthodologie d'homogénéisation

Comme il a été dit précédemment, les modèles d'homogénéisation prennent en compte le caractère hétérogène des polycristaux. Ainsi, en connaissant le comportement des différentes phases constituant le polycristal et en utilisant une "loi de mélange", il est possible de déterminer la réponse macroscopique d'un milieu homogène équivalent (MHE) du polycristal sous charge. Chaque grain du polycristal est alors assimilé à une phase qui diffère des autres par son orientation.

La modélisation se fait suivant ces trois étapes :

1. La représentation de la microstructure :

Dans un premier temps, ces modèles utilisent une représentation statistique de la microstructure à l'aide de fonctions de corrélation κ^g des phases telles que

$$\begin{aligned}\kappa^g(\underline{x}) &= 1 \text{ si } x \in V^g \\ \kappa^g(\underline{x}) &= 0 \text{ sinon}\end{aligned}\tag{5.1}$$

avec V^g le volume du grain (g)

Dans ce travail, nous nous limitons aux fonctions de corrélation d'ordre 1, qui correspondent à la fonction de distribution des orientations cristallines.

2. La localisation :

Cette seconde étape consiste à établir la relation entre les champs de déformations et de contraintes macroscopiques associés au MHE (\underline{E} , $\underline{\Sigma}$) et les champs locaux de déformations et de contraintes ($\underline{\epsilon}(\underline{x})$, $\underline{\sigma}(\underline{x})$). Les tenseurs $\mathbf{A}(\underline{x})$ et $\mathbf{B}(\underline{x})$ correspondent respectivement aux tenseurs de localisation de la déformation et de concentration de contrainte définis par

$$\begin{aligned}\underline{\epsilon}(\underline{x}) &= \mathbf{A}(\underline{x}) : \underline{E} \\ \underline{\sigma}(\underline{x}) &= \mathbf{B}(\underline{x}) : \underline{\Sigma}\end{aligned}\tag{5.2}$$

En homogénéisation, les champs de déformation et de contraintes sont souvent moyennés sur le volume du grain (V^g), soit $\underline{\epsilon}^g = \langle \underline{\epsilon}(\underline{x}) \rangle_{V^g}$ et $\underline{\sigma}^g = \langle \underline{\sigma}(\underline{x}) \rangle_{V^g}$. Ainsi, nous avons

$$\begin{aligned}\underline{\epsilon}^g &= \mathbf{A}^g : \underline{E} \\ \underline{\sigma}^g &= \mathbf{B}^g : \underline{\Sigma}\end{aligned}\tag{5.3}$$

tel que $\mathbf{A}^g = \langle \mathbf{A}(\underline{x}) \rangle_{V^g}$ et $\mathbf{B}^g = \langle \mathbf{B}(\underline{x}) \rangle_{V^g}$.

Sachant que nous avons $\underline{\Sigma} = \langle \underline{\sigma}^g \rangle_V$ et que $\underline{E} = \langle \underline{\epsilon}^g \rangle_V$, nous en déduisons trivialement que $\langle \mathbf{A}^g \rangle_V = \mathbf{I}$ et que $\langle \mathbf{B}^g \rangle_V = \mathbf{I}$ (avec V le volume étudié).

5.1. L'homogénéisation du comportement des polycristaux par un modèle auto-cohérent

3. L'homogénéisation :

Cette dernière étape consiste à définir les lois locales et macroscopiques attendues. Puis, en combinant l'équation 5.3 avec la loi locale moyennée dans le volume, nous pouvons identifier les paramètres associés à la loi macroscopique. Les développements pour les comportements linéaires et non linéaires sont réalisés par la suite. Les modèles d'homogénéisation se différencient principalement lors de la définition des tenseurs de localisation \mathbf{A}^g et de concentration \mathbf{B}^g . Pour les comportements élastiques linéaires nous avons les modèles suivants (liste non exhaustive) :

- le modèle de Reuss : il stipule une homogénéité des contraintes, soit $\mathbf{B}^g = \mathbf{I}$;
- Le modèle de Voigt : il part de l'hypothèse de l'homogénéité des déformations, soit $\mathbf{A}^g = \mathbf{I}$;
- Le modèle auto-cohérent : il fut initialement développé par Kröner [110] pour les comportements linéaires. La formulation consiste à considérer chaque grain d'un polycristal comme phase distincte et à résoudre le problème d'inclusion d'Eshelby [111], développé en Annexe G, pour chacune d'entre elles : le problème de l'inclusion homogène dans un milieu infini. L'estimation auto-cohérente considère que ce milieu infini correspond au MHE. Ainsi, nous avons [112]

$$\mathbf{A}^g = \left[\mathbf{I} + \mathbf{S}^E : \tilde{\mathbf{C}}^{-1} : \left(\mathbf{C}^g - \tilde{\mathbf{C}} \right) \right]^{-1} \quad (5.4)$$

avec \mathbf{S}^E le tenseur d'Eshelby dépendant de la microstructure du milieu infini (ici du MHE) et de la forme de l'inclusion et \mathbf{C}^g , $\tilde{\mathbf{C}}$ respectivement les tenseurs des raideurs élastiques du grain (g) et du MHE.

Dans ce travail, nous nous sommes concentrés sur les modèles auto-cohérents permettant de modéliser non seulement les comportements linéaires des matériaux, mais aussi leurs comportements non linéaires.

5.1.2. La modélisation des comportements linéaires

Dans le cas des comportements linéaires, nous avons la loi locale thermo-élastique suivante

$$\underline{\underline{\sigma}}^g = \mathbf{C}^g : \left(\underline{\underline{\epsilon}}^g - \underline{\underline{\alpha}}^{thg} \cdot \Delta T \right) \quad (5.5)$$

avec \mathbf{C}^g le tenseur des raideurs de la phase (g), $\underline{\underline{\alpha}}^{thg}$ le tenseur des dilatations thermiques de la phase (g) et ΔT la différence de température.

La loi macroscopique attendue est de la même forme que la loi locale

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \tilde{\mathbf{C}} : \left(\underline{\underline{E}} - \underline{\underline{A}}^{th} \cdot \Delta T \right) \quad (5.6)$$

avec $\tilde{\mathbf{C}}$ et $\underline{\underline{\mathbf{A}}}^{th}$ respectivement le tenseur des raideurs effectives et des dilatations thermiques effectives du MHE.

Ainsi, en combinant les équations 5.4, 5.5 et 5.6, nous remarquons que

$$\begin{aligned}\tilde{\mathbf{C}} &= \langle \mathbf{C}^g : \mathbf{A}^g \rangle_V \\ \underline{\underline{\mathbf{A}}}^{th} &= \langle (\mathbf{C}^g + \mathbf{C}^\star) : \tilde{\mathbf{C}} \rangle_V^{-1} : \langle (\mathbf{C}^g + \mathbf{C}^\star) : \mathbf{C}^g : \underline{\underline{\alpha}}^{thg} \rangle_V\end{aligned}\tag{5.7}$$

avec $\mathbf{C}^\star = \tilde{\mathbf{C}} : (\mathbf{S}^{E-1} - \mathbf{I})$

Compte-tenu de la complexité de l'équation à résoudre pour déterminer les raideurs effectives, il est courant de procéder au schéma itératif suivant

$$\begin{aligned}\mathbf{A}^{g(i)} &= \left[\mathbf{I} + \mathbf{S}^E : \tilde{\mathbf{C}}^{(i)-1} : (\mathbf{C}^g - \tilde{\mathbf{C}}^{(i)}) \right]^{-1} \\ \tilde{\mathbf{C}}^{(i+1)} &= \langle \mathbf{C}^g : \mathbf{A}^{g(i)} \rangle_V\end{aligned}\tag{5.8}$$

en prenant comme condition initiale une solution du type borne de Voigt ou de Reuss.

L'arrêt de cette suite convergente s'effectue lorsque la convergence est considérée atteinte, soit $|\tilde{\mathbf{C}}^{(i+1)} - \tilde{\mathbf{C}}^{(i)}| < \xi$.

Notons que pour garder la représentativité de la simulation les phases prises en compte doivent constituer un volume dit volume élémentaire représentatif (VER) : Le comportement du MHE déterminé par la suite du calcul doit être équivalent au comportement macroscopique du matériau étudié. De plus, pour la résolution du problème d'inclusion d'Eshelby, les phases doivent avoir un petit volume devant le VER considéré. Ces estimations sont considérées satisfaisantes jusqu'à des fractions volumiques $c^i \approx 10\%$ [59].

5.1.3. L'extension aux comportements non linéaires

Pour l'extension du problème précédent aux comportements non linéaires, il est nécessaire d'effectuer une étape supplémentaire de linéarisation.

5.1.3.1. Le modèle incrémental pour modéliser le comportement élastoplastique

Ce modèle, initialement proposé par Hill [113, 114] puis étendu par Hutchinson [115], propose de travailler en taux de contraintes $\underline{\dot{\sigma}}$ et taux de déformations $\underline{\dot{\epsilon}}$ plutôt que de travailler en contraintes et déformations. Ainsi, la linéarisation du comportement associé

5.1. L'homogénéisation du comportement des polycristaux par un modèle auto-cohérent

à chaque constituant du polycristal peut se faire en utilisant les lois de la plasticité cristalline.

Dans un grain (g), un plan de glissement (s) est potentiellement actif si

$$\underline{\underline{\sigma}}^g : \underline{\underline{R}}^s = \tau_c^s \text{ avec } \dot{\gamma}^s \geq 0 \quad (5.9)$$

avec τ_c^s la cission critique associée au système (s), $\dot{\gamma}^s$ le taux de glissement de ce système et $\underline{\underline{R}}^s$ la partie symétrique du tenseur de Schmid définie par

$$R_{kl}^s = \frac{1}{2} * (m_k^s n_l^s + m_l^s n_k^s) \quad (5.10)$$

Le taux de déformation total $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^g$ correspond à la somme de la contribution du taux de déformation élastique et du taux de déformation plastique, soit

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^g = \mathbf{S}^g : \underline{\underline{\dot{\sigma}}}^g + \sum_p \dot{\gamma}^p \underline{\underline{R}}^p \quad (5.11)$$

avec (p) représentant les systèmes actifs.

Les systèmes potentiellement actifs respectent le système d'équations suivant

$$\sum_p \dot{\gamma}^p X^{sp} = \underline{\underline{R}}^s : \mathbf{C}^g : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^g \quad (5.12)$$

avec

$$X^{sp} = h^{sp} + \underline{\underline{R}}^s : \mathbf{C}^g : \underline{\underline{R}}^p \quad (5.13)$$

où la matrice h^{sp} correspond à la loi d'écrouissage.

Pour déterminer le taux de glissement associé au système (s), il est nécessaire que la matrice X^{sp} ne soit pas singulière. Si X^{sp} est singulière, il n'y a pas unicité de la solution, nous réduisons alors le système pour choisir l'une des solutions possibles. Ainsi, en posant $\underline{\underline{Y}} = \underline{\underline{X}}^{-1}$, nous avons

$$\dot{\gamma}^s = \sum_p Y^{sp} \mathbf{C}^g : \underline{\underline{R}}^p : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^g \quad (5.14)$$

Compte-tenu de ce qui précède, le système (s) sera bien actif si $\dot{\gamma}^s \geq 0$. Les cissions critiques des systèmes vont alors évoluer du fait de l'écrouissage

$$\dot{\tau}_c^s = \sum_p h^{sp} \dot{\gamma}^p \quad (5.15)$$

Il est alors possible de poser les tenseurs des modules instantanés, \mathbf{L}^g et \mathbf{M}^g (avec $\mathbf{M}^g = \mathbf{L}^{g-1}$), reliant linéairement le taux de contrainte au taux de déformation, donnant l'expression de la loi locale instantanée

$$\underline{\underline{\dot{\sigma}}}^g = \mathbf{L}^g : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^g \text{ ou } \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^g = \mathbf{M}^g : \underline{\underline{\dot{\sigma}}}^g \quad (5.16)$$

Ces tenseurs sont liés à l'activité plastique par l'équation suivante

$$\mathbf{L}^g = \mathbf{C}^g : \left\{ \mathbf{I} - \sum_s \underline{\underline{R}}^s \otimes \left(\sum_p Y^{sp} \mathbf{C}^g : \underline{\underline{R}}^p \right) \right\} \quad (5.17)$$

Par la suite, il sera possible de linéariser le comportement du polycristal en utilisant les lois d'homogénéisation présentées précédemment (modélisation des comportements linéaires), en remplaçant les tenseurs des modules élastiques \mathbf{C}^g et \mathbf{S}^g par les tenseurs des modules instantanés \mathbf{L}^g et \mathbf{M}^g . Cette étape aboutit à la détermination des tenseurs des modules macroscopiques équivalents $\tilde{\mathbf{L}}$ et $\tilde{\mathbf{M}}$ tels que

$$\underline{\underline{\dot{\Sigma}}} = \tilde{\mathbf{L}} : \underline{\underline{\dot{E}}} \quad \text{ou} \quad \underline{\underline{\dot{E}}} = \tilde{\mathbf{M}} : \underline{\underline{\dot{\Sigma}}} \quad (5.18)$$

D'autre part, l'activité plastique ne fait pas seulement augmenter les cissions critiques des systèmes à travers l'écroissage. En effet, le glissement va aussi provoquer une rotation du réseau cristallin. Cette évolution de texture peut être implémentée dans les modèles auto-cohérents [116, 117].

Le tenseur des taux de rotations cristallines dues à l'activité plastique est défini par

$$\underline{\underline{\dot{\omega}}}^{pg} = \sum_p \underline{\underline{T}}^p \dot{\gamma}^p \quad (5.19)$$

avec $\underline{\underline{T}}^p$, la partie anti-symétrique du tenseur de Schmid, défini par

$$T_{kl}^p = \frac{1}{2} (m_k^p n_l^p - m_l^p n_k^p) \quad (5.20)$$

Ainsi, il est possible de déterminer la rotation de réseau, associée au tenseur de taux de rotations élastiques défini par [117]

$$\dot{\omega}_{ij}^{eg} = \dot{\Omega}_{ij} + \Pi_{ijkl}^E S_{klmn}^{E-1} (\dot{\epsilon}_{mn}^g - \dot{E}_{mn}) - \dot{\omega}_{ij}^{pg} \quad (5.21)$$

où $\underline{\underline{\dot{\Omega}}}$ est le tenseur des taux de rotation macroscopiques, \mathbf{S}^E et $\mathbf{\Pi}^E$ sont respectivement les tenseurs d'Eshelby élasto-plastique symétrique et antisymétrique définis en Annexe G.

Ce modèle est dépendant du pas de temps utilisé pour la linéarisation du comportement mais aussi du schéma utilisé pour l'intégration de ce pas de temps. Nous avons privilégié une approche explicite : la linéarisation du comportement à l'instant t dépend de l'état mécanique obtenu à l'instant $t - \Delta t$. Ce type de schéma est plus facile à intégrer que les approches implicites ou semi implicites. De plus, cette approche assure la convergence. Néanmoins, une étude de l'influence de ce pas de temps sur la réponse du matériau est indispensable pour déterminer un pas de temps adéquat pour notre problème.

5.1. L'homogénéisation du comportement des polycristaux par un modèle auto-cohérent

5.1.3.2. L'extension à la thermo-élasto-plasticité

L'extension du modèle incrémental à la thermo-élasto-plasticité a été proposée par Turner et al. [118]. La loi locale présentée dans l'équation 5.16 devient alors

$$\underline{\dot{\sigma}}^g = \mathbf{L}^g : (\underline{\dot{\epsilon}}^g - \underline{\alpha}^{th,g} \dot{T}) \quad (5.22)$$

avec $\underline{\alpha}^g$ le tenseur des dilatations thermiques et \dot{T} l'incrément en température.

La loi globale est aussi étendue et s'écrit de la manière suivante

$$\underline{\dot{\Sigma}} = \tilde{\mathbf{L}} : (\underline{\dot{E}} - \underline{A}^{th} \dot{T}) \quad (5.23)$$

avec $\tilde{\underline{A}}$ le tenseur des dilatations thermiques macroscopiques équivalent, déterminé par la relation suivante

$$\underline{A}^{th} = \langle (\mathbf{L}^g + \mathbf{L}^\star)^{-1} : \tilde{\mathbf{L}} \rangle_V^{-1} : \langle (\mathbf{L}^g + \mathbf{L}^\star)^{-1} : \mathbf{L}^g : \underline{\alpha}^{th,g} \rangle_V \quad (5.24)$$

Il est également possible de prendre en compte les évolutions des constantes d'élasticité avec la température [119] ainsi que celles des cissions critiques.

5.1.4. Les avantages et limites de ces modèles

En raison de l'adéquation entre l'analyse de contraintes par DRX et la modélisation micromécanique par homogénéisation (chapitre 2), nous avons opté pour le développement d'un modèle à champ moyen, un modèle auto-cohérent. En effet, la mesure par diffraction correspond à la moyenne de la réponse des grains en position de diffraction appelé volume diffractant (V_d).

Il permet cependant la modélisation des non-linéarités du comportement des matériaux en prenant en compte des lois de comportements complexes décrivant ainsi les anisotropies élastiques et plastiques des matériaux en tenant compte de la texture cristallographique.

Nous nous sommes intéressés au modèle élasto-plastique. Cependant, il existe des modèles auto-cohérents ne prenant pas en compte la déformation élastique : les modèles viscoplastiques VPSC développés, entre autres, par Lebensohn et Tomé [120]. Ces modèles ne rentrent pas dans l'objet de l'étude car la DRX mesure des déformations élastiques. Notons tout de même l'implémentation de modèle auto-cohérent élasto-visco-plastique [121, 122] permettant l'étude des contraintes résiduelles. Toutefois, nous ne nous y sommes pas attardés, en raison de l'ajout de lourdeur aux calculs.

Par ailleurs, ces modèles sont limités aux chargements homogènes aux contours (champs de déformations et de contraintes constants au sein du VER). Nous pouvons valider cette approximation par les échelles de modélisation. En effet, sous chargement complexe, les champs de déformations et de contraintes sont hétérogènes à l'échelle de la structure. Cependant, en se focalisant sur un petit volume de la structure, nous pouvons considérer ces champs constants et donc appliquer le schéma d'homogénéisation. Néanmoins, l'estimation des conditions aux limites reste délicate et peut nécessiter l'utilisation de modèles macroscopiques (à l'échelle de la structure).

5.2. La sensibilité du modèle utilisé

5.2.1. Les cissions critiques

Comme décrit précédemment, un système de glissement (s) s'active si la cission résolue de ce système est égale à sa cission critique $\tau^s = \underline{R}^s : \underline{\sigma} = \tau_c^s$. La définition de ces cissions critiques a donc un impact important sur la modélisation du comportement des polycristaux, notamment sur la limite d'élasticité, ou surface d'écoulement plastique.

De plus, lorsque le glissement peut s'effectuer sur différents systèmes, comme pour la maille hexagonale, les cissions critiques associées aux différents systèmes peuvent être différentes. Cela va avoir un impact sur la surface d'écoulement et sur les quantités de systèmes actifs des différentes familles. Il est connu que, pour les mailles hexagonales, le système de glissement principal correspond soit à un glissement dans le plan prismatique, soit dans le plan basal, dans la direction du côté de l'hexagone selon le rapport $\frac{c}{a}$. Dans le cas du titane, le glissement principal s'effectue dans le plan prismatique.

L'impact de la variation des cissions critiques sur la modélisation du comportement des polycristaux est illustré sur la figure 5.1, avec une simulation d'une traction uniaxiale sur un matériau monophasé composé de titane en phase hexagonale non texturé. La loi d'écrouissage utilisée est celle utilisée dans les travaux de Yoshida et al. [112] présentée par la suite.

Les différents rapports entre les cissions critiques ont non seulement un effet sur le comportement macroscopique, mais aussi sur la proportion des systèmes actifs des différentes familles de plans de glissement (voir la figure 5.2).

Par ailleurs, il est bien connu que la limite d'élasticité des matériaux est fonction de la température. Ainsi, les cissions critiques sont dépendantes de la température. Pour le matériau de l'étude, les cissions critiques à température ambiante choisies sont celles proposées dans les travaux de Raghunathan et al. [11] (tableau 5.1).

5.2. La sensibilité du modèle utilisé

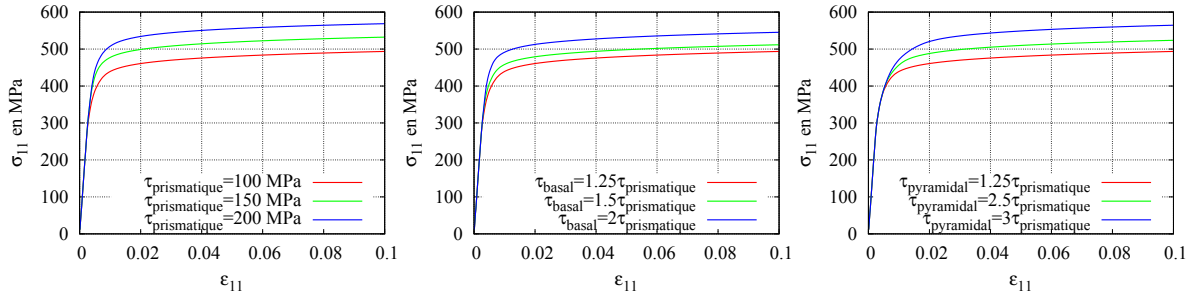


Figure 5.1 : Influence des cisssions critiques sur la réponse macroscopique du matériau, lors d'une traction uniaxiale. Les valeurs de référence sont $\tau_{prismatique} = 100 \text{ MPa}$, $\tau_{basal} = 125 \text{ MPa}$ et $\tau_{pyramidal} = 125 \text{ MPa}$.

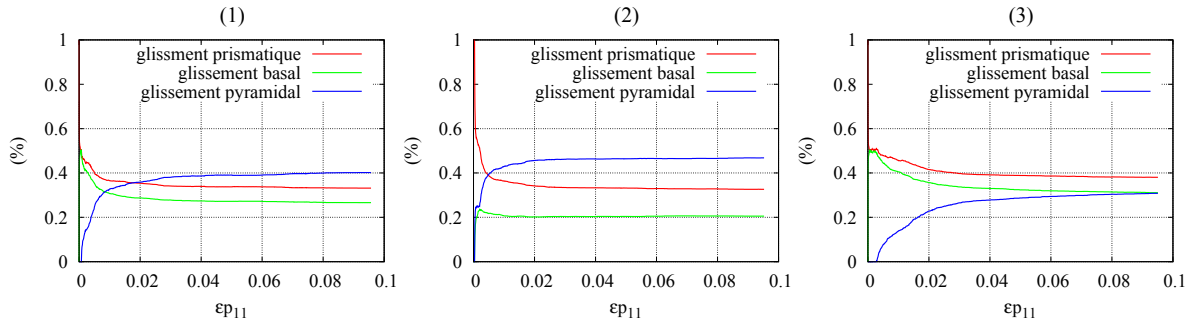


Figure 5.2 : Influence des cisssions critiques sur la proportion d'activation des différentes familles de plans de glissement. (1) $\tau_{basal} = 1.25\tau_{prismatique}$ et $\tau_{pyramidal} = 2,15\tau_{prismatique}$, (2) $\tau_{basal} = 2\tau_{prismatique}$ et $\tau_{pyramidal} = 2,15\tau_{prismatique}$ et (3) $\tau_{basal} = 1.25\tau_{prismatique}$ et $\tau_{pyramidal} = 3\tau_{prismatique}$.

Phase	Systèmes	cisssion critique (MPa)
α	$\{10.0\}\langle 11.0\rangle$	420
α	$\{00.1\}\langle 11.0\rangle$	450
α	$\{10.1\}\langle 11.3\rangle$	800
β	$\{110\}\langle 111\rangle$	480
β	$\{112\}\langle 111\rangle$	480

Tableau 5.1 : Cisssions critiques des différents systèmes des deux phases du titane composant le Ti-10V-2Fe-3Al à température ambiante [11].

Les évolutions de ces cisssions critiques avec la température sont plus délicates à définir. Dans cette étude, les températures liées aux différents usinages sont considérées de l'ordre de 673 à 773 K. Dans les travaux de Williams et al. [12], nous remarquons qu'à ces températures ($\Delta T = 450 \text{ K}$ par rapport à la température ambiante), les cisssions critiques des différents systèmes de la phase hexagonale du titane ont fortement diminué. Nous approximations cette diminution à une division par deux. Ainsi, nous allons simplifier l'évolution de ces cisssions critiques avec la température, en utilisant une loi linéaire.

Concernant la phase cubique, en raison d'un manque de données dans la littérature, nous allons aussi définir une loi linéaire divisant la cission critique des systèmes par deux pour un $\Delta T = 450 K$ par rapport à la température ambiante.

Ces cissions critiques évoluent aussi avec le glissement plastique : c'est le phénomène d'écroûissage.

5.2.2. La loi d'écroûissage

Dans la présentation du modèle, nous avons introduit une matrice d'écroûissage h^{sp} , avec (s) et (p) les systèmes actifs. L'écroûissage correspond à la modification de la surface d'écoulement plastique au cours de la déformation plastique.

Deux types d'écroûissages sont référencés :

- L'écroûissage "isotrope" : il correspond à un gonflement de la surface d'écoulement. Cet écroûissage permet une modification de la cission critique des systèmes de glissement est observée ;
- L'écroûissage cinématique : il correspond à un déplacement de la surface d'écoulement.

Dans les équations présentées précédemment, l'écroûissage cinématique n'a pas été pris en compte. Par ailleurs, le terme isotrope de l'écroûissage "isotrope" n'est pas approprié car les systèmes de glissement d'un matériau peuvent avoir des cissions critiques différentes et les interactions entre les systèmes actifs peuvent différer suivant les plans [123].

Il existe différentes lois pour décrire cette matrice d'écroûissage. Certaines vont être basées sur la physique avec l'étude plus approfondie du mouvement des dislocations [124]. D'autres vont plutôt se baser sur une approche phénoménologique.

Dans cette étude, nous nous limitons aux approches phénoménologiques avec principalement les deux lois suivantes :

1. La loi utilisée dans les travaux de Yoshida et al. [112], initialement isotrope, mais à laquelle peut être ajouté un coefficient q afin d'introduire un écroûissage latent différent de l'auto-écrouissage

$$h^{sp} = [q + (1 - q) \delta_{sp}] h_0 \left(1 + \frac{h_0 \gamma_a}{\tau_0 n} \right)^{n-1} \quad (5.25)$$

avec δ_{sp} le symbole de Kronecker, q , h_0 , τ_0 et n des paramètres du matériau et γ_a le glissement cumulé défini par $\gamma_a = \int_0^t \sum_s |\dot{\gamma}^s| dt$. Notons que pour avoir un écroûissage saturant, il faut que n appartienne à l'intervalle]0 ;1[.

5.2. La sensibilité du modèle utilisé

2. La loi utilisée dans les travaux de Clausen [125] définie par

$$h^{sp} = [q + (1 - q) \delta_{sp}] (h_{final} + h_{ratio} \exp(-h_{exp} \gamma_a)) \quad (5.26)$$

avec γ_a le glissement cumulé comme défini dans la loi précédente et q , h_{final} , h_{ratio} et h_{exp} des paramètres associés au matériau.

Ces deux lois sont saturantes. La première tend vers 0 avec l'accumulation du glissement, la seconde tend vers h_{final} pouvant être lui aussi fixé à 0. Sur les figures 5.3 (loi utilisée par Yoshida) et 5.4 (loi utilisée par Clausen) nous pouvons étudier l'impact des différents coefficients h_0 , τ_0 , n et de h_{final} , h_{ratio} , h_{exp} sur la réponse d'un matériau en traction. Le test a été réalisé sur un matériau monophasé, du titane en phase α non texturé.

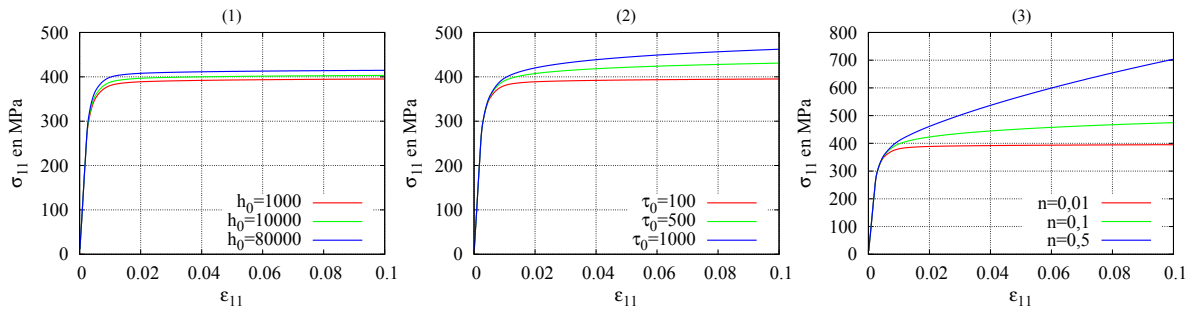


Figure 5.3 : Influence des paramètres h_0 (1), τ_0 (2) et n (3) sur la réponse macroscopique du matériau en traction uniaxiale.

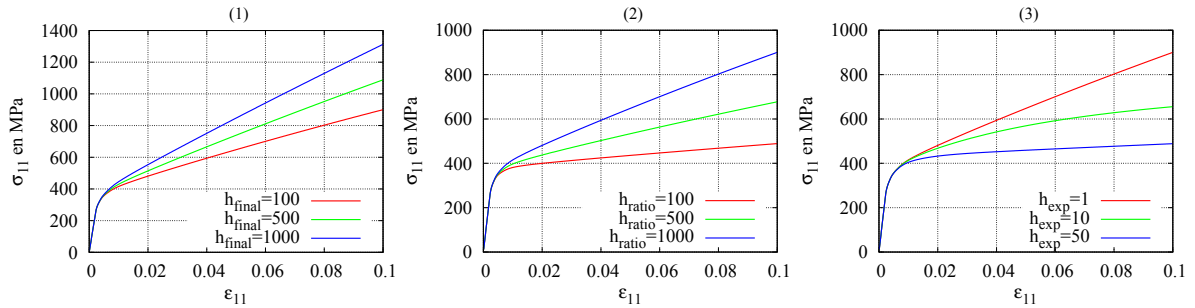


Figure 5.4 : Influence des paramètres h_f (1), h_r (2), h_{exp} (3) sur la réponse macroscopique du matériau en traction uniaxiale.

5.2.3. L'influence du pas de temps

Comme nous l'avons précisé précédemment, l'intégration de ce modèle se fait suivant un schéma explicite. Cela signifie que les dérivées des variables internes du modèle (taux de déformation par exemple) à l'instant t ne dépendent que des variables internes à l'instant $t - \Delta t$. Ce schéma d'intégration a donc une forte dépendance au pas de temps. Dans notre modèle, nous définissons un incrément de déformation $\Delta\epsilon = \dot{\epsilon} \cdot \Delta t$. Comme nous ne

prenons pas en compte la viscosité du matériau, l'analyse de l'influence du pas de temps est équivalente à celle de l'influence de l'incrément de déformation.

Afin d'étudier cette dépendance, nous avons modélisé plusieurs essais de traction sur notre matériau biphasé (Ti-10V-2Fe-3Al) avec différents incréments de déformations. Sur la figure 5.5, nous observons l'impact de cet incrément de déformation sur la réponse macroscopique du polycristal. Nous pouvons aussi y observer les écarts relatifs entre les différentes courbes ainsi que les écarts relatifs des dispersions des champs mécaniques locaux

$$\eta_E = \max \left(\frac{\text{abs}(X^{\Delta E=10^{-i}} - X^{\Delta E=10^{-(i+1)}})}{\text{abs}(X^{\Delta E=10^{-(i+1)}})} \right) \quad (5.27)$$

avec X la grandeur étudiée et $\text{abs}()$ la valeur absolue.

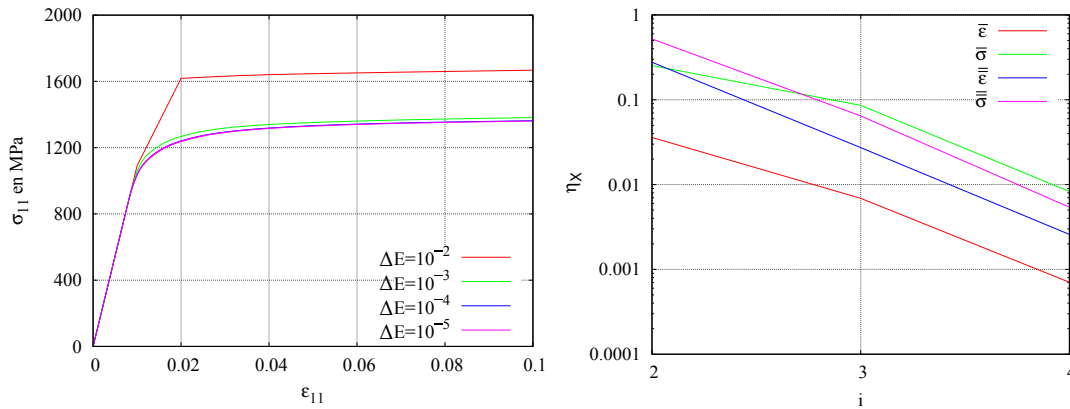


Figure 5.5 : Influence de l'incrément de déformation sur le comportement global et local du polycristal, avec $\bar{\epsilon}$ et $\bar{\sigma}$ respectivement la moyenne et l'écart des champs de déformation locaux et $\bar{\sigma}$ et $\bar{\sigma}$ respectivement la moyenne et l'écart des champs de contraintes locales.

Nous remarquons qu'un incrément de déformation de l'ordre de 10^{-4} semble être le choix le plus judicieux, car l'écart entre ce pas de temps et 10^{-5} est inférieur à 1%.

5.3. La validation de la détermination de contraintes expérimentales par le modèle

Afin de valider la mesure expérimentale, des mesures de contraintes ont été réalisées sur un matériau moins complexe que le matériau de l'étude : le T40. Ce matériau est dit commercialement pur de grade 2 (environ 99% de teneur en masse de titane). Il est donc monophasé, constitué de la phase α à température ambiante.

5.3. La validation de la détermination de contraintes expérimentales par le modèle

Ce matériau a initialement été laminé, puis recuit dans le but d'éliminer les contraintes résiduelles. Par conséquent, ce matériau est texturé (voir figure 5.6). Nous observons une texture classique de laminage puis de recuit des matériaux hexagonaux avec deux orientations inclinées $\{00.2\}\langle 10.0\rangle$ et $\{00.2\}\langle 11.0\rangle$ [126, 127].

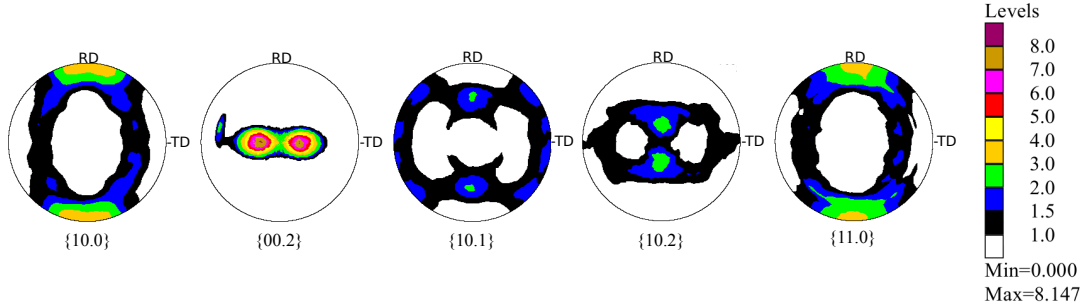


Figure 5.6 : Texture cristallographique du T40.

Une mesure de diffraction est réalisée pour vérifier l'état de contraintes résiduelles dans le matériau, ce qui valide l'absence de contraintes d'ordre 1 dans le matériau à l'état initial.

Une traction uniaxiale est ensuite effectuée et une nouvelle mesure par DRX est faite à charge constante $\Sigma_{11} = 280 \text{ MPa}$, dans la direction DL. Cet essai est réalisé à l'aide d'une micro-machine de traction dont le LSPM est équipé. Malgré le faible encombrement de la machine (voir la figure 5.7), la distance de travail doit être plus importante que celle utilisée dans les mesures sur le Ti-10V-2Fe-3Al. Ainsi, une source cuivre est utilisée (à la place de la source titane) afin d'avoir un nombre de réflexions suffisant pour effectuer l'analyse de contraintes.

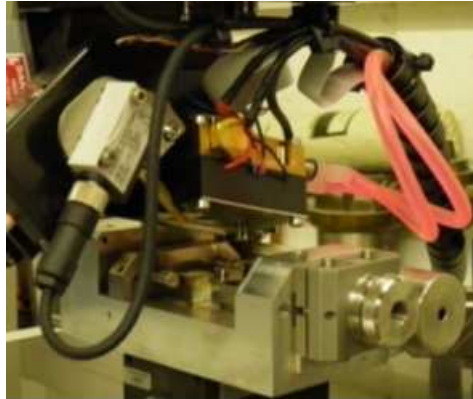


Figure 5.7 : Dispositif "in-situ" de mesure de contraintes par DRX sous charge.

La contrainte imposée, $\Sigma_{11} = 280 \text{ MPa}$, est inférieure à la limite d'élasticité du matériau. Par ailleurs, nous considérons que les contraintes d'ordre 2 dues aux incompatibilités de déformations plastiques sont négligeables. Dans le domaine élastique, l'évolution de la déformation mesurée par DRX en fonction des angles associés au repère diffraction est alors de la forme suivante (en élasticité)

$$\langle \epsilon_{\phi,\psi} \rangle_{\Omega} = \langle S'_{33ij}{}^g B'_{ijkl}{}^g \rangle_{\Omega} a_{km} a_{ln} \sigma_{mn}^{impV} \quad (5.28)$$

avec σ_{mn}^{impV} la contrainte d'ordre 1 imposée sur le volume analysé V et Ω le volume diffractant constitué de l'ensemble des grains en position de diffraction. Les tenseurs X'_{ij} sont exprimés dans le repère associé à la diffraction, dont le changement entre les repères échantillon et diffraction est donné par la matrice a_{ij} .

Après mesure et analyse des contraintes par le logiciel MAUD, nous obtenons des contraintes d'ordre 1 proches de la charge imposée à l'échantillon.

$$\underline{\underline{\sigma}}^{imp}(MPa) = \begin{pmatrix} 278 \pm 34 & -6 \pm 30 & 0 \\ -6 \pm 30 & 18 \pm 28 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (5.29)$$

Une modélisation avec le modèle auto-cohérent de cet essai a été réalisée. Nous pouvons alors modéliser les déformations associées à chaque raie de diffraction, $\langle \epsilon_{\phi,\psi} \rangle_{hkl}$, et les comparer aux mesures expérimentales (voir figure 5.8).

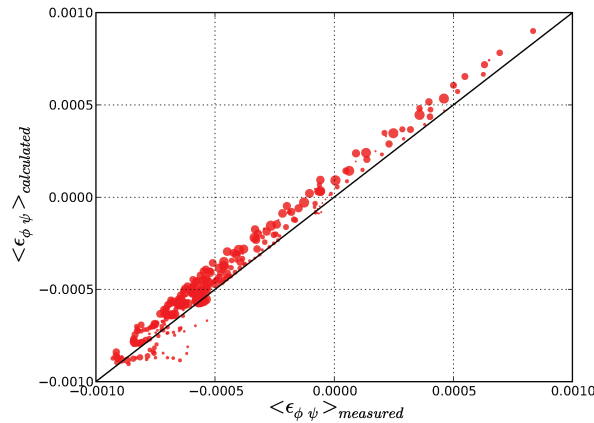


Figure 5.8 : Confrontation entre la déformation associée aux raies de diffraction mesurée expérimentalement et celle modélisée sur le T40 pour un chargement macroscopique $\Sigma_{11} = 280 MPa$. La taille des points est proportionnelle à la portion du volume diffractant par rapport au volume irradié.

Ainsi, nous obtenons une adéquation entre la mesure expérimentale et la simulation pour ce cas simplifié, où l'on n'a que des contraintes d'origine élastique, et pour lequel à la fois le logiciel MAUD (à travers le modèle de Hill) et le modèle auto-cohérent utilisé prennent en compte les anisotropies de texture et élastique.

Un autre essai de validation a été effectué [128], sur un autre alliage de titane Ti-3V-2.5Al, ou SSAT 350, faiblement biphasé (teneur en phase β : 6,3% [129]). Ce matériau est initialement écroui, l'état initial n'est donc pas libre de contrainte.

$$\underline{\underline{\sigma}}^{init}(MPa) = \begin{pmatrix} -297 \pm 27 & -85 \pm 9 & 0 \\ -85 \pm 9 & -225 \pm 25 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (5.30)$$

5.3. La validation de la détermination de contraintes expérimentales par le modèle

Un chargement dans le domaine élastique est réalisé, puis une mesure de l'état de contraintes final ($\underline{\underline{\sigma}}^{final}$) est effectué sous charge constante ($\Sigma_{11} = 600 \text{ MPa}$). Ainsi, nous observons que la contrainte imposée sur l'échantillon est différente de la contrainte perçue par le volume diffractant ($\underline{\underline{\sigma}}^{final} - \underline{\underline{\sigma}}^{init}$) :

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \begin{pmatrix} 600 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}, \quad \underline{\underline{\sigma}}^{final} - \underline{\underline{\sigma}}^{init} = \begin{pmatrix} 980 \pm 49 & 200 \pm 20 & 0 \\ 200 \pm 20 & 58 \pm 48 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (5.31)$$

De même que pour le T40, une modélisation a été réalisée avec le modèle auto-cohérent en prenant en compte les deux chargements suivants :

1. Le chargement macroscopique imposé à l'échantillon ;
2. La différence de chargement (final-initial) déterminée expérimentalement.

Dès lors, il est possible d'étudier l'évolution de la déformation expérimentale associée à chaque raie de diffraction en fonction des déformations simulées (voir la figure 5.9). Nous remarquons, une fois de plus, un bonne cohérence entre la mesure expérimentale et la simulation, à condition de prendre en compte l'état de contrainte initial.

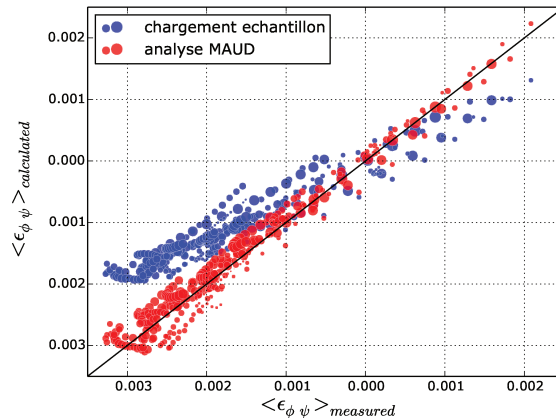


Figure 5.9 : Confrontation entre la déformation associée aux raies de diffraction mesurées expérimentalement et celles modélisées avec le chargement déterminé par MAUD (en rouge) et le chargement macroscopique imposé à l'échantillon (en bleu). La taille des points est proportionnelle à la portion du volume diffractant par rapport au volume irradié.

Les écarts obtenus entre la contrainte imposée à l'échantillon et la différence état final/état initial sont dus aux hétérogénéités du matériau et aux contraintes résiduelles modifiant certainement les conditions aux limites perçues par le volume diffractant (voir figure 5.10).

Ainsi, nous avons montré un très bon accord entre l'analyse de contraintes réalisée à l'aide de la mesure par le diffractomètre XSOLO couplé du logiciel MAUD et le modèle auto-cohérent dans le cas élastique avec texture et anisotropie élastique.

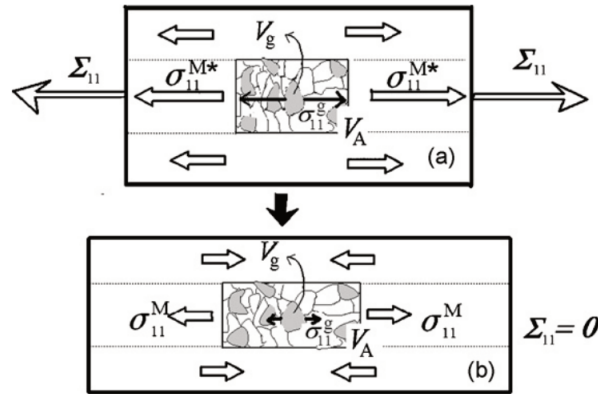


Figure 5.10 : Illustration des contraintes aux différentes échelles dans les matériaux hétérogènes [130]. Σ_{ij} correspond au chargement imposé à l'échantillon et σ_{ij}^M , σ_{ij}^{M*} au chargement perçu par le volume irradié.

5.4. L'étude des hypothèses utilisées pour déterminer les contraintes par DRX

La détermination des contraintes au sein d'un matériau se fait en s'appuyant sur des hypothèses pouvant avoir une influence sur les résultats obtenus. Ainsi, nous allons étudier numériquement l'influence des fortes hypothèses nécessaires (ou souvent utilisées).

5.4.1. L'influence de la texture cristallographique

Nous avons vu précédemment que la norme sur la détermination de contraintes, NF EN 15305 [77], propose l'utilisation de la loi des " $\sin^2\psi$ ", seulement valable pour les matériaux isotropes ou quasi-isotropes. L'impact de l'utilisation de cette méthode sur des matériaux texturés est modélisé.

Tout d'abord, une simulation de mesures de DRX sous charge est faite sur l'alliage de titane monophasé présenté précédemment, le T40. Cet alliage est texturé, avec un indice de texture maximale $I_{max} = 8.15$ (voir la figure 5.6). Comme précédemment, l'essai correspond à une charge uniaxiale dans le domaine élastique $\Sigma_{11} = 200 \text{ MPa}$. L'état initial du matériau est supposé libre de contraintes.

Nous avons extrait les déformations (voir la figure 5.11) associées au raie de diffraction des plans $\{12.3\}$ (raie préconisée par la norme pour les matériaux hexagonaux) et $\{00.2\}$. L'évolution de ces déformations en fonction du $\sin(\psi)^2$ est quasiment linéaire.

5.4. L'étude des hypothèses utilisées pour déterminer les contraintes par DRX

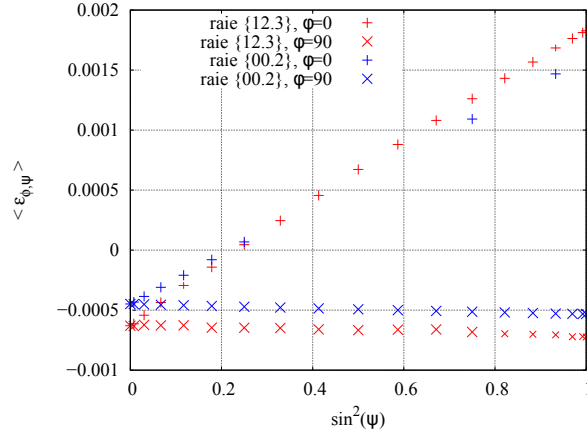


Figure 5.11 : Evolution de la déformation simulée $\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle$ pour les raies de diffraction $\{12.3\}$ et $\{00.2\}$, $\Sigma_{11} = 200 \text{ MPa}$.

A l'aide de ces déformations extraites de la simulation, correspondant à celles qu'il est possible de mesurer expérimentalement, nous allons déterminer les contraintes imposées au volume, en considérant un chargement uniquement dans le domaine élastique.

Pour rappel, l'équation modélisant l'évolution de la déformation $\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega}$ en fonction des angles de diffraction est la suivante

$$\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega} = \frac{\int_{\phi-disp}^{\phi+disp} \int_{\psi-disp}^{\psi+disp} \int_0^{2\pi} f(g) S'_{33ij} B'_{ijkl} \sin(\psi) d\gamma d\psi d\phi a_{km} a_{ln} \sigma_{mn}^{IV}}{\int_{\phi-disp}^{\phi+disp} \int_{\psi-disp}^{\psi+disp} \int_0^{2\pi} f(g) \sin(\psi) d\gamma d\psi d\phi} \quad (5.32)$$

avec $f(g)$ la fonction de distribution des orientations cristalline, \mathbf{B}^g le tenseur de concentration de contrainte élastique et $disp$ la dispersion de la mesure pouvant être associée aux erreurs expérimentales.

La première étape pour déterminer les contraintes consiste en la détermination des constantes élastiques radiocristallographiques (CER, noté $\mathbf{S}^{eq}(\phi, \psi)$) définies par

$$S_{33kl}^{eq}(\phi, \psi) = \frac{\int_{\phi-disp}^{\phi+disp} \int_{\psi-disp}^{\psi+disp} \int_0^{2\pi} f(g) S'_{33ij} B'_{ijkl} \sin(\psi) d\gamma d\psi d\phi}{\int_{\phi-disp}^{\phi+disp} \int_{\psi-disp}^{\psi+disp} \int_0^{2\pi} f(g) \sin(\psi) d\gamma d\psi d\phi} \quad (5.33)$$

Pour se faire, nous distinguons trois cas :

1. L'élasticité isotrope : Dans ce cas, nous avons $\mathbf{S}^{eq} = \mathbf{S}^g = \tilde{\mathbf{S}}$. Ainsi, nous avons uniquement besoin de connaître le module d'Young (E) et le coefficient de poisson (ν) du matériau pour déterminer les contraintes ;
2. L'élasticité anisotrope et une texture isotrope : Dans ce cas, il est nécessaire d'utiliser un modèle micro-mécanique afin de déterminer le tenseur de concentration de contrainte \mathbf{B}^g . Nous noterons que dans ce cas, le tenseur $\mathbf{S}^{eq}(\phi, \psi)$ est constant pour une raie de diffraction donnée ;

Chapitre 5 : Validation de la détermination de contraintes résiduelles à travers la modélisation

3. L'élasticité anisotrope et un texture anisotrope. Dans ce cas, il est une fois de plus nécessaire d'utiliser un modèle micro-mécanique afin de calculer le tenseur $\mathbf{S}^{eq}(\phi, \psi)$. De plus, ce tenseur est dépendant des angles ϕ et ψ de la mesure.

Le dernier cas consiste en un ajustement du tenseur des contraintes afin de faire correspondre au mieux les déformations $\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega}$ issues de la modélisation (ou de l'expérience) et celles issues de l'ajustement. Pour se faire, nous utilisons une méthode de minimisation basée sur les moindres carrés.

Ainsi, nous pouvons déterminer les contraintes imposées au volume en analysant les deux raies ($\{12.3\}$ et $\{00.2\}$) suivant ces différentes hypothèses (voir tableau 5.2) :

1. Pas de prise en compte de l'anisotropie de texture, ni de l'anisotropie élastique ;
2. Prise en compte de l'anisotropie élastique, mais la texture est considérée isotrope ;
3. Prise en compte de l'anisotropie élastique et de l'anisotropie de texture.

Nous notons que les deux premiers cas correspondent à la norme NF EN 15305 [77].

raie $\{12.3\}$		
hypothèse	$\phi = 0^\circ$	$\phi = 90^\circ$
1	$\sigma_{11} = 211 \pm 2 \text{ MPa}$	$\sigma_{22} = -8 \pm 1 \text{ MPa}$
2	$\sigma_{11} = 208 \pm 1 \text{ MPa}$	$\sigma_{22} = -9 \pm 1 \text{ MPa}$
3	$\sigma_{11} = 207 \pm 1 \text{ MPa}$	$\sigma_{22} = 3 \pm 1 \text{ MPa}$
raie $\{00.2\}$		
hypothèse	$\phi = 0^\circ$	$\phi = 90^\circ$
1	$\sigma_{11} = 178 \pm 1 \text{ MPa}$	$\sigma_{22} = -7 \pm 1 \text{ MPa}$
2	$\sigma_{11} = 203 \pm 1 \text{ MPa}$	$\sigma_{22} = -8 \pm 1 \text{ MPa}$
3	$\sigma_{11} = 197 \pm 1 \text{ MPa}$	$\sigma_{22} = 0 \pm 1 \text{ MPa}$

Tableau 5.2 : Contraintes σ_{11} et σ_{22} déterminées suivant différentes hypothèses au chargement dans le domaine élastique sur le T40 ($\Sigma_{11} = 200 \text{ MPa}$).

Au sujet de l'analyse sur la raie $\{12.3\}$ avec l'hypothèse 1 (analyse correspondante à la norme), nous observons un écart relativement faible entre les contraintes déterminées et celles imposées par le modèle (environ 5%). Cet écart devient plus important pour la raie $\{00.2\}$. Cela s'explique par la faible anisotropie élastique du titane couplée à la plus grande multiplicité de la famille de plans $\{12.3\}$.

Au sujet des deux autres hypothèses, nous observons une bonne cohérence entre les contraintes obtenues suite à l'ajustement et celles imposées par le modèle (écart inférieur à 5%). Cela se justifie une fois de plus par la faible anisotropie élastique du titane.

Par la suite, une même analyse a été réalisée sur le matériau de l'étude, le Ti-10V-2Fe-3Al, alliage biphasé contenant les phases hexagonale et cubique centrée du titane. La texture du matériau est celle à cœur dont une figure de pôle représentative de chaque

5.4. L'étude des hypothèses utilisées pour déterminer les contraintes par DRX

phase est rappelée sur la figure 5.12. Les autres figures de pôles sont présentées en Annexe F (texture du lot 1 à une profondeur de $-47 \mu m$).

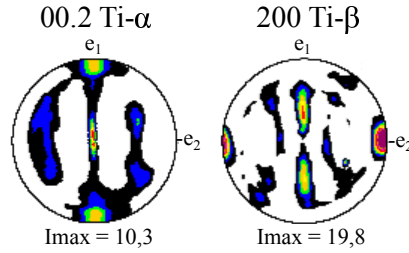


Figure 5.12 : Texture cristallographique de l'alliage de titane biphasé prise en compte dans la simulation.

Après la simulation, il est possible de déterminer les quantités de contraintes et déformations dans tout le volume étudié, mais aussi de séparer les différentes phases pour faire un rapprochement à la mesure par DRX. A la suite de la traction uniaxiale avec $\Sigma_{11} = 200 MPa$, nous avons les tenseurs de contraintes associés à chaque phase suivants

$$\underline{\underline{\sigma}}^\alpha = \begin{pmatrix} 202 & 0 & 0 \\ 0 & -3 & 0 \\ 0 & 0 & -2 \end{pmatrix} \quad \underline{\underline{\sigma}}^\beta = \begin{pmatrix} 192 & 0 & 0 \\ 0 & 11 & 0 \\ 0 & 0 & 7 \end{pmatrix} \quad (5.34)$$

Les déformations associées aux raies de diffractions $\{12.3\}$ et $\{00.2\}$ sont extraites pour la phase hexagonale, et celles des raies $\{200\}$ et $\{211\}$ pour la phase cubique. Les évolutions de ces déformations en fonction du $\sin^2(\psi)$ sont représentées sur la figure 5.13. La détermination des contraintes est effectuée en utilisant les trois mêmes hypothèses que pour le T40 (tableau 5.3).

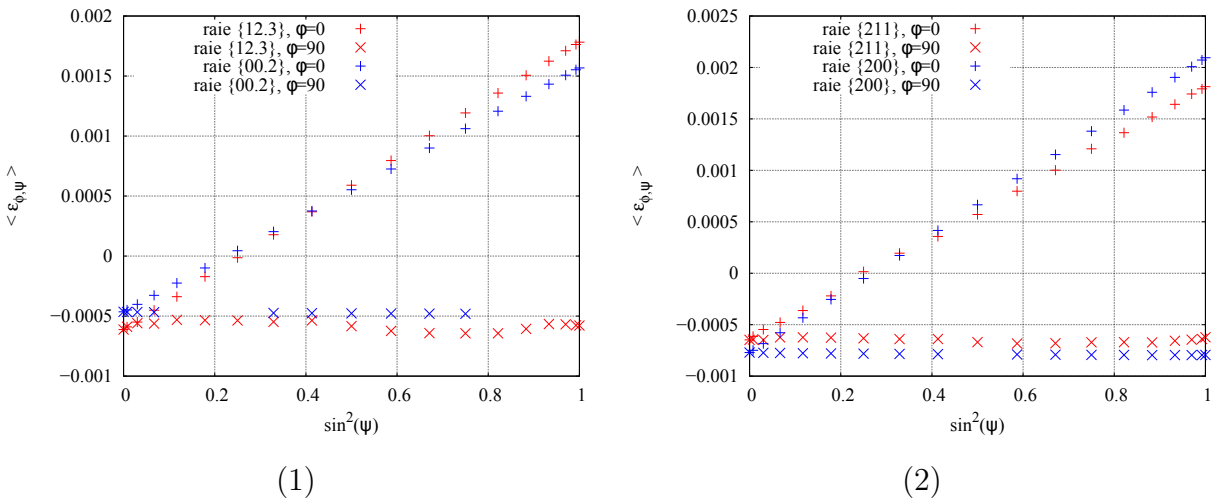


Figure 5.13 : Evolution de la déformation simulée $\langle \epsilon \rangle_{\phi, \psi}$ pour les raies de diffraction $\{12.3\}$ et $\{00.2\}$ de la phase α (1) et $\{211\}$ et $\{200\}$ de la phase β (2).

Chapitre 5 : Validation de la détermination de contraintes résiduelles à travers la modélisation

phase α		
raie {12.3}		
hypothèse	$\phi = 0^\circ$	$\phi = 90^\circ$
1	$\sigma_{11} = 208 \pm 1$ MPa	$\sigma_{22} = -4 \pm 1$ MPa
2	$\sigma_{11} = 205 \pm 1$ MPa	$\sigma_{22} = -4 \pm 2$ MPa
3	$\sigma_{11} = 206 \pm 1$ MPa	$\sigma_{22} = -4 \pm 2$ MPa
raie {00.2}		
hypothèse	$\phi = 0^\circ$	$\phi = 90^\circ$
1	$\sigma_{11} = 176 \pm 1$ MPa	$\sigma_{22} = -2 \pm 1$ MPa
2	$\sigma_{11} = 201 \pm 1$ MPa	$\sigma_{22} = -2 \pm 1$ MPa
3	$\sigma_{11} = 204 \pm 1$ MPa	$\sigma_{22} = -1 \pm 0,1$ MPa
phase β		
raie {211}		
hypothèse	$\phi = 0^\circ$	$\phi = 90^\circ$
1	$\sigma_{11} = 176 \pm 1$ MPa	$\sigma_{22} = -5 \pm 1$ MPa
2	$\sigma_{11} = 182 \pm 1$ MPa	$\sigma_{22} = -5 \pm 1$ MPa
3	$\sigma_{11} = 183 \pm 1$ MPa	$\sigma_{22} = 2 \pm 1$ MPa
raie {200}		
hypothèse	$\phi = 0^\circ$	$\phi = 90^\circ$
1	$\sigma_{11} = 205 \pm 1$ MPa	$\sigma_{22} = -1 \pm 1$ MPa
2	$\sigma_{11} = 180 \pm 1$ MPa	$\sigma_{22} = -1 \pm 1$ MPa
3	$\sigma_{11} = 184 \pm 1$ MPa	$\sigma_{22} = 4 \pm 1$ MPa

Tableau 5.3 : Contraintes σ_{11} et σ_{22} déterminées suivant différentes hypothèses, suite au chargement dans le domaine élastique sur le Ti-10V-2Fe-3Al, $\Sigma_{11} = 200$ MPa.

Dans ce calcul, nous avons cherché à déterminer uniquement les composantes du tenseur de contraintes σ_{11} et σ_{22} de chaque phase alors que dans notre exemple, le tenseur de contraintes associé à ces phases est triaxial. Ceci apporterait donc une première source d'erreur à la détermination des contraintes.

Encore une fois, nous constatons une erreur plus importante sur les valeurs des contraintes lorsque l'élasticité est considérée isotrope (environ 10%). Nous remarquons peu de différences entre la prise en compte de la texture cristallographique ou non en utilisant les raies de diffraction à plus forte multiplicité (la raie {12.3} pour la phase hexagonale et la raie {211} pour la phase cubique). Cependant, lorsque nous analysons d'autres raies de diffraction, le fait de ne pas prendre en compte la texture cristallographique augmente les erreurs associées à la détermination des contraintes, mais celle-ci reste tout de même négligeable.

5.4. L'étude des hypothèses utilisées pour déterminer les contraintes par DRX

5.4.2. L'influence des incompatibilités de déformations : les contraintes d'ordre 2 d'origine plastique

En théorie, nous savons que la déformation mesurée en DRX est dépendante des contraintes suivant l'équation suivante

$$\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega} = \langle S'_{33ij} B'_{ijkl} \rangle_{\Omega} a_{km} a_{ln} \sigma_{mn}^{IV} + \langle S'_{33ij} \sigma'_{ij}{}^{IIg,i} \rangle_{\Omega} \quad (5.35)$$

Comme nous l'avons vu dans la norme d'analyse de contraintes par DRX, il est supposé que les déformations élastiques dues aux incompatibilités de déformations plastiques ou thermiques sont nulles, soit

$$\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega} = \langle S'_{33ij} B'_{ijkl} \rangle_{\Omega} a_{km} a_{ln} \sigma_{mn}^{IV} \quad (5.36)$$

Afin d'étudier l'impact des contraintes d'ordre 2 dues aux incompatibilités de déformation plastique sur la détermination de contraintes d'ordre 1 suivant la norme, nous avons simulé un essai de traction uniaxiale, jusqu'à une déformation $E_{11} = 5\%$ sur le matériau monphasé, texturé et composé de titane en phase hexagonale présenté précédemment. La loi d'érouissage utilisée est du type Yoshida avec $h_0 = 81300 \text{ MPa}$, $\tau_0 = 105 \text{ MPa}$, $n = 0.047$ et $q = 1.003$.

Nous avons déterminé, une fois de plus, les évolutions des déformations $\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega}$ en fonction du $\sin^2(\psi)$ pour les raies de diffraction $\{12.3\}$ et $\{00.2\}$ (voir la figure 5.14). Contrairement à la traction dans le domaine élastique, nous observons l'apparition de non-linéarités dans ces évolutions. Le tenseur de contraintes macroscopiques issu de la simulation est composé uniquement de $\Sigma_{11} = 478 \text{ MPa}$.

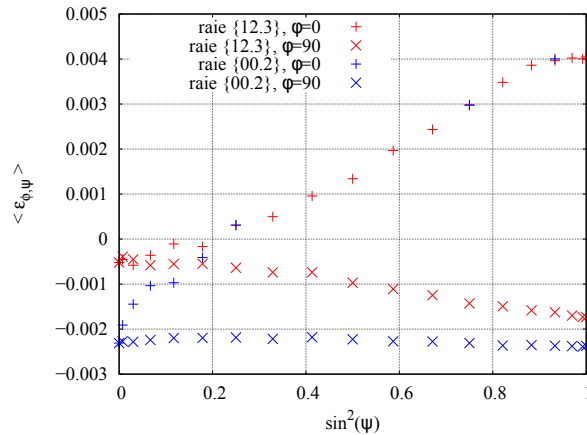


Figure 5.14 : Evolution de la déformation $\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle$ simulée par le modèle auto-cohérent pour les raies de diffraction $\{12.3\}$ et $\{00.2\}$, $E_{11} = 5\%$.

Nous avons ensuite déterminé les contraintes avec et sans prise en compte de la texture pour les raies $\{12.3\}$ et $\{00.2\}$ par une analyse mono-pic. Les valeurs de contraintes sont récapitulées dans le tableau 5.4. Les CER sont calculées avec un modèle auto-cohérent.

Chapitre 5 : Validation de la détermination de contraintes résiduelles à travers la modélisation

raie {12.3}		
hypothèse	$\phi = 0^\circ$	$\phi = 90^\circ$
texture isotrope	$\sigma_{11} = 460 \pm 16$ MPa	$\sigma_{22} = -121 \pm 4$ MPa
texture anisotrope	$\sigma_{11} = 455 \pm 19$ MPa	$\sigma_{22} = -141 \pm 4$ MPa
raie {00.2}		
hypothèse	$\phi = 0^\circ$	$\phi = 90^\circ$
texture isotrope	$\sigma_{11} = 735 \pm 117$ MPa	$\sigma_{22} = 115 \pm 161$ MPa
texture anisotrope	$\sigma_{11} = 740 \pm 110$ MPa	$\sigma_{22} = 39 \pm 136$ MPa

Tableau 5.4 : Contraintes σ_{11} et σ_{22} déterminées suivant différentes hypothèses suite au chargement $E_{11} = 5\%$.

Au sujet de l'analyse faite avec la raie {12.3}, nous remarquons que l'erreur faite en négligeant les contraintes d'ordre 2 d'origine plastique est raisonnable pour la composante σ_{11} (inférieur à 5%). En revanche, elle est très importante sur la composante σ_{22} . La prise en compte de la texture cristallographique n'améliore pas cette analyse de contraintes.

Cet écart provient donc du fait que $\langle S'_{33ij} \sigma'_{ij}{}^{IIg,i} \rangle_\Omega$ n'est négligeable ni pour la raie {12.3}, ni la raie {00.2}. Nous nous sommes alors intéressés à la détermination de contraintes multi-pics.

Nous avons donc déterminé les contraintes (même ajustement que précédemment) en utilisant les deux raies de diffraction {12.3} et {00.2} pour deux directions différentes $\phi = 0^\circ$ et $\phi = 90^\circ$ (analyse type Rietveld utilisant un ajustement simultané des deux pics et des deux directions). Nous avons aussi réalisé cette analyse multi-pics en prenant en compte la configuration de l'appareil non conventionnel utilisé dans la partie expérimentale (voir le tableau 5.5).

	{12.3} + {00.2}	Xsolo
$\sigma_{11}; \sigma_{22}$ (MPa)	433 ; -20	430 ; 29

Tableau 5.5 : Contraintes σ_{11} et σ_{22} déterminées par une analyse multi-pics après chargement à $E_{11} = 5\%$ du T40 ($\Sigma_{mac} = 478$ MPa).

Nous remarquons que ces approches multi-pics ont augmenté l'erreur sur la détermination de la composante σ_{11} (erreur d'environ 10%). Cependant, l'erreur faite sur la composante σ_{22} est beaucoup plus faible : nous observons un écart de 20 à 30 MPa suivant la configuration utilisée pour la méthode multi-pics, contre un écart de plus de 100 MPa pour une analyse suivant la norme.

Nous pouvons étudier l'évolution des déformations calculées avec le champ de contraintes déterminées en fonction des déformations modélisées à l'aide du modèle auto-cohérent pour les deux analyses multi-pics (voir figure 5.15). Nous constatons que les déformations calculées suivent l'évolution des déformations calculées avec le modèle, mais avec une certaine dispersion.

5.4. L'étude des hypothèses utilisées pour déterminer les contraintes par DRX

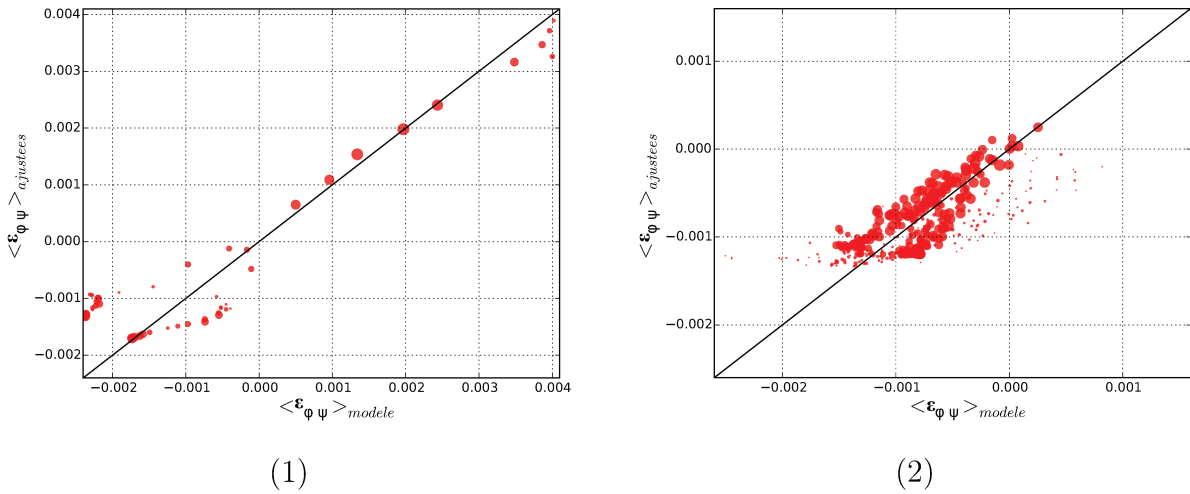


Figure 5.15 : Evolution des déformations ajustées avec le champ de contraintes déterminés ($\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{ajustées}$) en fonction des déformations obtenues à partir du modèle auto-cohérent ($\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{modèle}$), pour les deux analyses multi-pics. (1) : $\{12.3\} + \{00.2\}$ et (2) : XSolo. La taille des points est proportionnelle au nombre de grains en position de diffraction.

Cette approche multi-pics a pour effet de maximiser le nombre de grains pris en compte pour la détermination de contraintes. Ainsi, l'expression $\langle S'_{33ij} \sigma'_{ij} \rangle_{\Omega}$ moyennée sur tous les volumes diffractants est minimisée. Cela a pour impact la réduction de l'erreur réalisée lorsque l'on néglige les déformations élastiques dues aux incompatibilités de déformation plastique.

Afin de valider cette analyse, nous avons simulé la décharge élastique de l'essai à $E_{11} = 5\%$, puis nous avons déterminé les contraintes suivant la norme et les deux analyses multi-pics précédentes (tableau 5.6). Nous remarquons un écart plus important des contraintes déterminées pour l'analyse mono-pic que pour les analyses multi-pics, par rapport au tenseur des contraintes imposées par le modèle.

	{12.3}	{12.3} + {00.2}	Xsolo
$\sigma_{11}; \sigma_{22}$ (MPa)	-37 ; -101	-49 ; -21	-63 ; 32

Tableau 5.6 : Contraintes σ_{11} et σ_{22} déterminées par une analyse multi-pics après chargement à $E_{11} = 5\%$ puis décharge du T40.

Une fois de plus, nous pouvons représenter l'évolution des déformations calculées avec les contraintes déterminées par les analyses multi-pics et celles modélisées (voir la figure 5.16). Nous remarquons cette fois-ci que ces déformations n'ont pas du tout la même évolution.

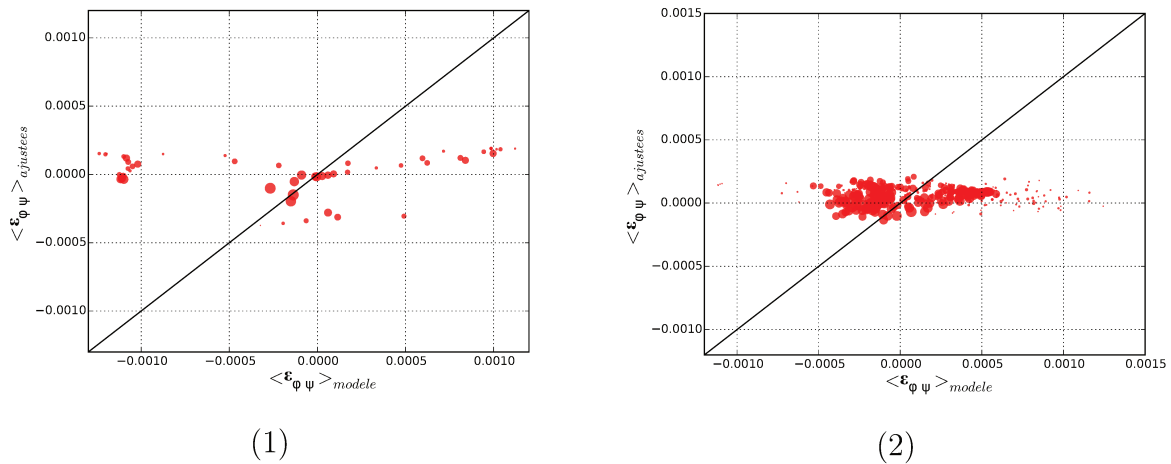


Figure 5.16 : Evolution des déformations ajustées avec le champ de contraintes déterminés ($\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{ajustées}$) en fonction des déformations obtenues à partir du modèle auto-cohérent ($\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{modèle}$), à la suite d'un calcul élasto-plastique, pour les deux analyses multi-pics. (1) : $\{12.3\} + \{00.2\}$ et (2) : XSolo. La taille des points est proportionnelle au nombre de grains en position de diffraction.

Les incompatibilités de déformations associées aux incompatibilités de déformations thermiques sont dues à l'anisotropie du tenseur des dilatations thermiques, observée dans les matériaux hexagonaux par exemple [119]. Ces incompatibilités sont aussi présentes dans les matériaux multi-phasés car les tenseurs de dilatations thermiques sont différents pour chaque phase. Afin d'illustrer l'impact de ces incompatibilités de déformations sur la détermination de contrainte d'ordre 1, nous avons modélisé le traitement thermique suivant : Un refroidissement d'un échantillon de T40 passant de 873 K à la température ambiante (traitement similaire à celui modélisé dans les travaux de Turner et al. [119]). Le matériau est considéré sans contrainte à cette température (873 K). Après ce refroidissement, le matériau est libre de contraintes d'ordre 1, cependant nous observons des déformations élastiques résiduelles. Une fois de plus, nous modélisons l'évolution de la déformation $\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega}$ en fonction du $\sin^2(\psi)$ pour la raie de diffraction de la norme ($\{12.3\}$). Puis nous déterminons les composantes du tenseur des contraintes σ_{11} et σ_{22} . Nous réalisons la même analyse avec une approche multi-pics comprenant les raies $\{12.3\}$ et $\{00.2\}$. Les résultats sont récapitulés dans le tableau 5.7 et sur la figure 5.17.

	σ_{11} (MPa)	σ_{22} (MPa)
$\{12.3\}$	41 ± 1	25 ± 1
analyse multi-pics	16 ± 5	9 ± 4

Tableau 5.7 : Contraintes σ_{11} et σ_{22} déterminées par une analyse mono-pic et une analyse multi-pics après un traitement thermique.

5.4. L'étude des hypothèses utilisées pour déterminer les contraintes par DRX

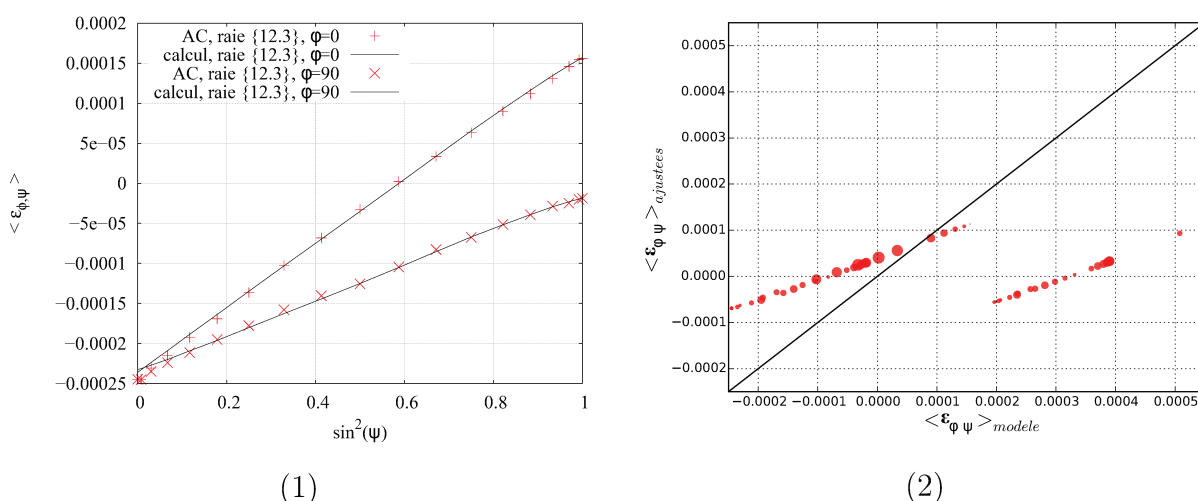


Figure 5.17 : Evolution des déformations calculées par la détermination de contrainte en fonction de celles modélisées à l'aide du modèle auto-cohérent thermo-élastique. (1) analyse mono-pic et (2) analyse multi-pics.

Nous observons une fois de plus, une meilleure approximation des contraintes d'ordre 1 en prenant en compte une analyse multi-pics qu'en prenant en compte l'analyse mono-pic (plan {12.3}) lors de la présence de contraintes d'ordre 2 d'origine thermique. Cependant, pour le titane, ces contraintes d'ordre 2 restent tout de même négligeable à côté de celles d'origine plastique [131].

Sur la figure 5.17, nous remarquons une séparation distincte de deux groupes de points (deux droites). Cette distinction correspond aux deux raies de diffraction prises en compte dans l'analyse multi-pics. En effet, la détermination de contraintes à partir des déformations associées à la raie {00.2} aboutit à des valeurs différentes de celles associées à la raie {12.3}. Ainsi, l'analyse multi-pic réalise un compromis afin de respecter au mieux les déformations associées au deux raies.

5.5. La prise en compte des contraintes d'ordre 2 d'origine plastique

Dans la littérature, certains auteurs [132, 133, 134] ont cherché à déterminer les contraintes dans le matériau en prenant en compte les incompatibilités de déformations dues à l'accommodation de la déformation plastique pour les matériaux cubiques et hexagonaux. Leurs méthodologies proviennent des travaux de Van Acker et al. [135]. Ces auteurs ont proposés la détermination des contraintes résiduelles en prenant en compte les contraintes d'ordre 2 dues à la déformation plastique de la façon suivante :

1. La déformation mesurée expérimentalement vaut

$$\langle \epsilon_{\phi,\psi} \rangle_{\Omega} = \langle S'_{33ij} B'_{ijkl} \rangle_{\Omega} a_{km} a_{ln} \sigma_{mn}^{IV} + \langle \epsilon_{\phi,\psi}^{pi} \rangle_{\Omega} \quad (5.37)$$

avec $\langle \epsilon_{\phi,\psi}^{pi} \rangle$ la déformation élastique due aux incompatibilités de déformation plastique.

2. L'histoire du matériau est connue, ou partiellement connue. Ainsi, il est possible de modéliser les évolutions de $\langle \tilde{\epsilon}_{\phi,\psi}^{pi} \rangle$ en fonction de la raie de diffraction choisie et des angles ϕ, ψ .
3. La détermination des contraintes se fait comme précédemment en ajoutant un facteur q_{II} à minimiser tel que $\langle \epsilon_{\phi,\psi}^{pi} \rangle = q_{II} \cdot \langle \tilde{\epsilon}_{\phi,\psi}^{pi} \rangle$.

Ces auteurs ont modélisé une étape de laminage avec un coefficient de réduction de 96% sur un acier. Ils ont ensuite déterminé les contraintes sans prendre en compte les incompatibilités plastiques, puis en les prenant en compte avec le facteur q_{II} . Les variations sur la valeur des contraintes sont présentées dans le tableau 5.8.

Par ailleurs, l'évolution des distances interréticulaires (liées à la déformation élastique) issues des deux modèles en fonction du $\sin^2(\psi)$ ainsi que celle des distances interréticulaires expérimentales sont montrées sur la figure 5.18. Nous observons une meilleure cohérence entre les déformations calculées avec la prise en compte des incompatibilités plastiques et les déformations mesurées expérimentalement.

	q_{II}	σ_{11}^I	σ_{22}^I	σ_{12}^I	χ^2
$\langle \tilde{\epsilon}_{\phi,\psi}^{pi} \rangle \neq 0$	$0,321 \pm 0,015$	-104 ± 6	-31 ± 6	-4 ± 6	4
$\langle \tilde{\epsilon}_{\phi,\psi}^{pi} \rangle = 0$	x	-71 ± 6	-14 ± 6	-37 ± 8	11

Tableau 5.8 : Calcul des contraintes dans le matériau avec et sans la prise en compte de l'accommodation de la déformation plastique [76].

5.5. La prise en compte des contraintes d'ordre 2 d'origine plastique

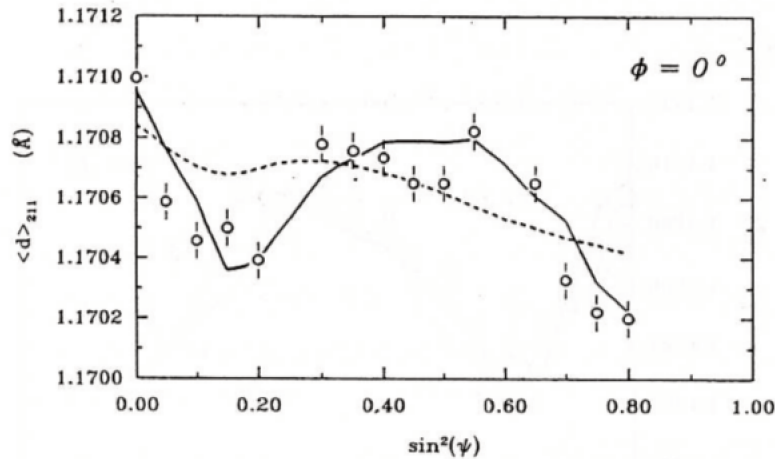


Figure 5.18 : Evolution de la distance interréticulaire de la famille de plan $\{211\}$ en fonction du $\sin^2(\psi)$ avec la prise en compte des incompatibilités plastiques (ligne en continue) et sans ces incompatibilités (ligne en pointillés) [76].

La valeur faible du facteur q_{II} est justifiée par le fait que le modèle micromécanique sur-estime les déformations plastiques engendrées par le procédé. Cette valeur peut aussi provenir des limites de la loi de plasticité prise en compte dans le modèle (restauration...).

Afin de valider cette méthode avec la connaissance partielle de l'histoire du matériau, nous nous intéressons à nouveau à l'essai de traction sur le T40 à $E_{11} = 5\%$ de déformation macroscopique. Nous avons extrait de la simulation les déformations associées aux raies $\{12.3\}$, $\{00.2\}$. Pour mémoire, le chargement macroscopique imposé est uniaxial avec $\Sigma_{11} = 478 \text{ MPa}$.

La détermination de contraintes est réalisée en calculant des incompatibilités de déformations à 1% et 10% de déformation macroscopique (voir tableau 5.9). Nous remarquons une bonne cohérence entre ces résultats, malgré le fait que la quantité de déformation imposée pour modéliser les accommodations de la déformation plastique ne soit pas celle correspondant aux données d'entrée. Ceci valide donc le fait de ne connaître que partiellement l'histoire du matériau. Les évolutions des déformations modélisées par le modèle auto-cohérent et de celles calculées à l'aide des déterminations de contraintes sont représentées sur la figure 5.19.

Nous observons tout de même une meilleure adéquation des résultats lorsque nous modélisons les incompatibilités de déformation plastique avec une traction uniaxiale à $E_{11} = 10\%$ qu'à $E_{11} = 1\%$. Cela s'explique par le fait que le matériau est au début du stade de la plasticité à $E_{11} = 1\%$ contre un stade plus avancé à $E_{11} = 5\%$ ou $E_{11} = 10\%$. A partir d'un certain stade de plasticité, l'écroutissage sature, les incompatibilités de déformation sont similaires (voir la figure 5.20).

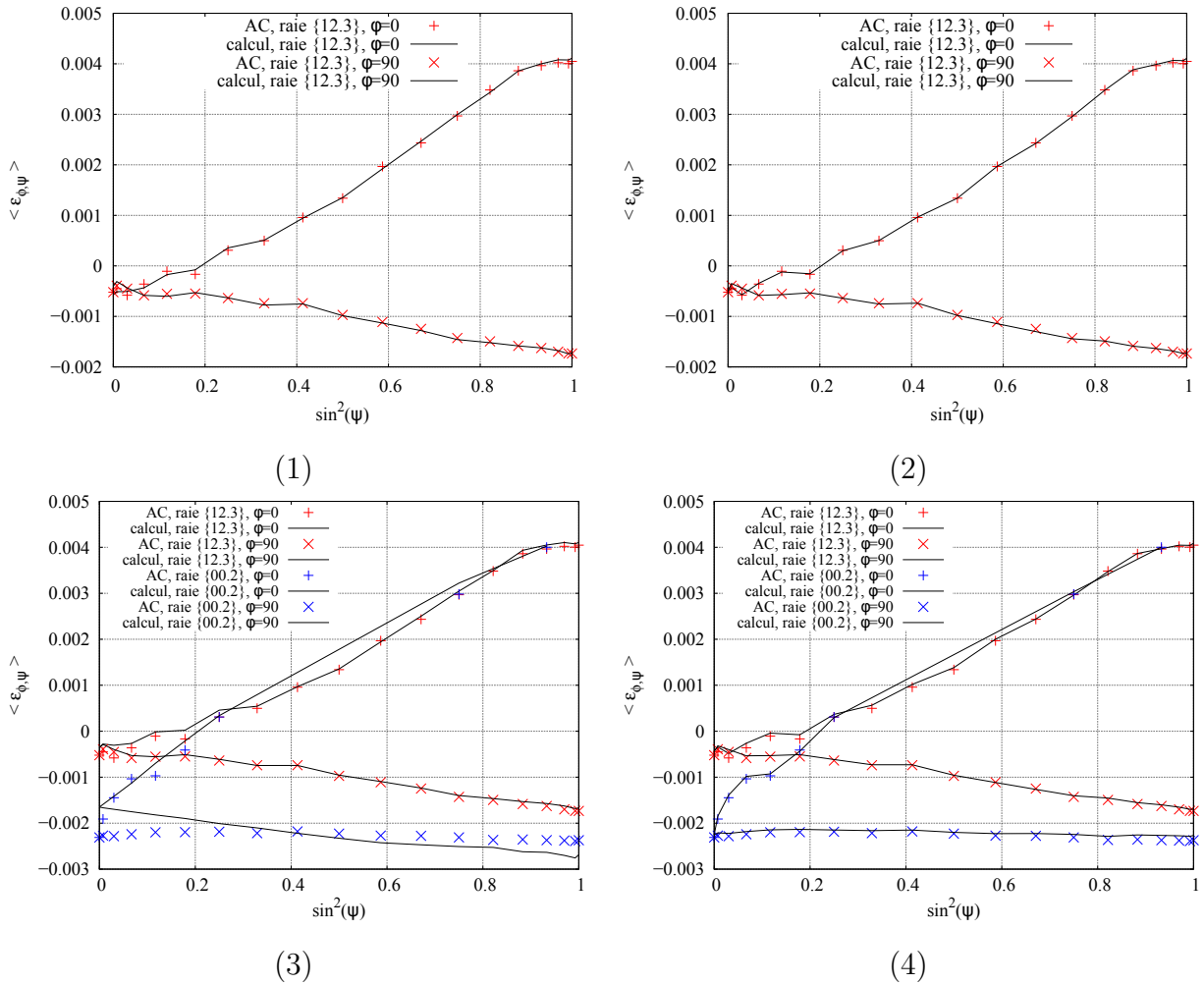


Figure 5.19 : Evolution de la déformation $\langle \epsilon_{\phi, \psi} \rangle_{\Omega}$ en fonction du $\sin^2(\psi)$. Une analyse sur la raie de diffraction $\{12.3\}$ avec une simulation des incompatibilités de déformation avec une traction $E_{11} = 1\%$ (1) et une traction $E_{11} = 10\%$ (2). Une analyse multi-pics sur les raies $\{12.3\}$ et $\{00.2\}$ avec une simulation des incompatibilités de déformation avec des tractions uniaxiales respectivement $E_{11} = 1\%$ (3) et $E_{11} = 10\%$ (4).

5.5. La prise en compte des contraintes d'ordre 2 d'origine plastique

modèle $E_{11} = 1\%$			
	q_{II}	σ_{11}^I	σ_{22}^I
{12.3}	$1,05 \pm 0,03$	$467 \pm 4 MPa$	$-19 \pm 3 MPa$
{12.3} + {00.2}	$1,18 \pm 0,04$	$478 \pm 5 MPa$	$-13 \pm 4 MPa$
modèle $E_{11} = 10\%$			
	q_{II}	σ_{11}^I	σ_{22}^I
{12.3}	$1,02 \pm 0,04$	$469 \pm 4 MPa$	-16 ± 4
{12.3} + {00.2}	$0,91 \pm 0,01$	$478 \pm 2 MPa$	$0 \pm 2 MPa$

Tableau 5.9 : Calcul des contraintes dans le T40 en traction uniaxiale $\Sigma_{11} = 478 MPa$ en modélisant différents niveaux d'incompatibilités de déformations.

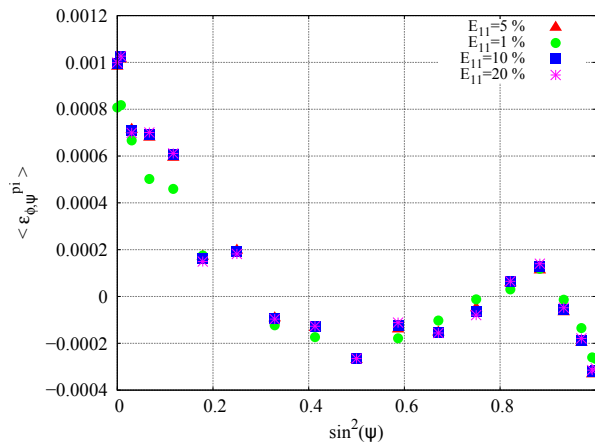


Figure 5.20 : Evolution de la déformation $\langle \tilde{\epsilon}_{\phi, \psi}^{pi} \rangle$ associée au plan {12.3} en fonction du $\sin^2(\psi)$ à différents stades de la déformation.

Maintenant que nous avons validé ce modèle prenant en compte les incompatibilités de déformations plastiques sur un cas théorique, nous pouvons nous intéresser à l'utilisation de celui-ci avec des déformations expérimentales déterminées sur notre alliage de titane biphasé, le Ti-10V-2Fe-3Al.

5.6. La modélisation du chargement associé à l'usage pour la détermination des contraintes résiduelles

5.6.1. La modélisation du chargement

Dans le but de réaliser la modélisation du chargement sur le Ti-10V-2Fe-3Al, nous sommes parti d'un matériau supposé libre de contraintes. Les textures initiales considérées pour les deux phases sont celles que nous avons mesurées à cœur des éprouvettes et sont rappelées sur la figure 5.21.

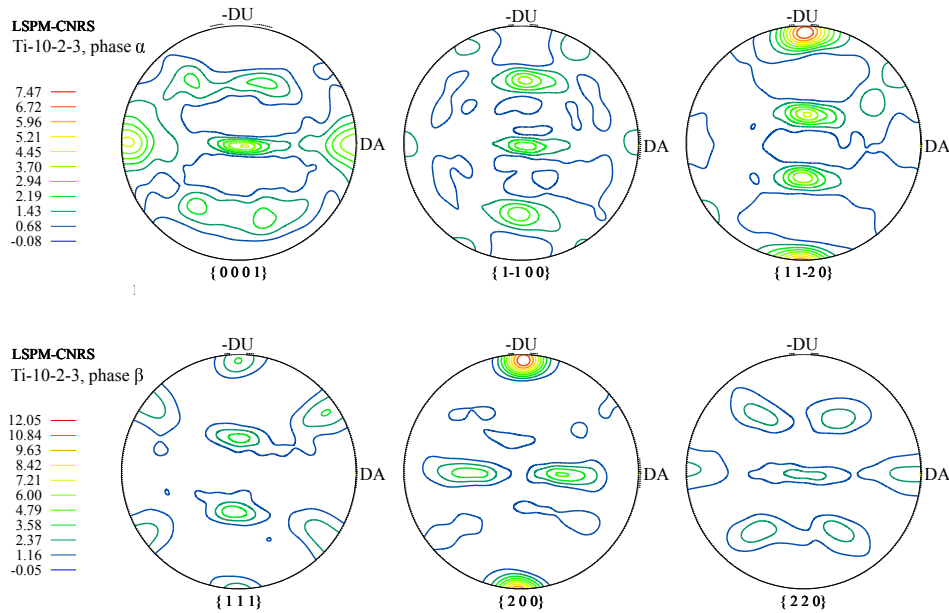


Figure 5.21 : Textures initiales des deux phases de notre alliage de titane prises en compte pour la simulation.

La loi d'écroutissage prise en compte pour cette analyse est celle proposée par Clausen avec $h_r = 50 \text{ MPa}$, $h_{exp} = 50$ et $h_f = 1 \text{ MPa}$. Ainsi, l'écroutissage de ce matériau est faible et saturant ($h_f = 1 \text{ MPa}$ afin de limiter les erreurs provenant des singularités lorsque l'écroutissage est nul). Cette loi d'écroutissage est considérée constante avec la température, mais les évolutions des cissions critiques ainsi que des modules d'élasticité avec la température sont prises en compte.

Nous considérons que le volume modélisé correspond à une partie de la structure située en surface, elle est donc directement associée au chargement thermo-mécanique lié à l'usage.

5.6. La modélisation du chargement associé à l'usinage pour la détermination des contraintes résiduelles

Pour plus de simplicité dans la modélisation du procédé avec le modèle auto-cohérent, nous avons découpé le problème de la manière suivante :

1. Une montée en température due au transfert de chaleur du copeau vers la pièce et au frottement de l'outil sur la pièce :

D'après les données industrielles et la littérature [51], les montées en température lors des procédés d'usinage dépendent de la vitesse de coupe et de l'avance par dent. Nous pouvons ainsi estimer d'après les travaux de Braham Bouchnak [51] une élévation de température dans la pièce de l'ordre de 450 K (copeau exclu de l'analyse) pour l'usinage de référence (paramètre d'usinage du lot 1). Concernant la définition des conditions aux limites, nous considérons que la pièce peut se déformer uniquement dans la direction normale à la surface. En effet, dans les autres directions, le volume analysé à travers notre simulation est contraint par le reste du matériau et ne peut donc pas se dilater.

Après cette montée en température, nous remarquons que le matériau a plastifié. Le couplage des déformations plastiques et thermiques constituent une première partie des incompatibilités de déformations que nous désirons prendre en compte pour la détermination des contraintes résiduelles.

2. Un chargement mécanique :

Nous avons vu dans le chapitre 3 que la coupe pouvait être assimilée à une déformation plastique tangentielle et normale. Etant donné que la déformation tangentielle est dominante lors du procédé de fraisage, nous allons donc limiter l'analyse à un chargement tangentiel ($E_{23} = 75\%$). En effet, l'ajout d'un effort normal dans le modèle auto-cohérent complique la définition des conditions aux limites. Ainsi, avec cette simplification de chargement, seul le déplacement tangentiel est autorisé.

A la fin de cette étape, le matériau a subi beaucoup de glissements ainsi que des réorientations cristallines modifiant ainsi sa texture finale. Cela va donc amplifier les incompatibilités de déformations d'ordre plastique.

3. Le refroidissement :

Cette étape consiste à un retour à température ambiante du matériau. Nous imposons les mêmes conditions aux limites que lors de la montée en température.

Etant donné que les cissions critiques augmentent avec la diminution de la température, nous n'observons pas de modifications de la déformation plastique du matériau. Cependant, les hétérogénéités de déformations changent du fait de l'anisotropie du tenseur des dilations thermiques de la phase hexagonale et le caractère biphasé du matériaux.

Comme la dernière étape est purement élastique et que nous cherchons à déterminer uniquement la déformation élastique accommodant la déformation plastique et thermique, il n'est pas nécessaire de réaliser la décharge mécanique. Cette décharge semble délicate à réaliser sans l'appui d'un modèle effectuant une approche globale de la structure (éléments finis par exemple) afin d'équilibrer le champ de contraintes résiduelles totales.

La figure 5.22 nous présente l'évolution de l'incompatibilité de déformation plastique et thermique à la fin des trois étapes pour la raie de diffraction $\{10.2\}_{Ti\alpha}$ associée aux radiations k_α . Pour mémoire, les raies observées sur le spectre de diffraction correspondent aux raies $\{10.2\}_{Ti\alpha}$, $\{11.0\}_{Ti\alpha}$ et $\{200\}_{Ti\beta}$ associées aux radiations k_α et k_β et aux raies $\{10.3\}_{Ti\alpha}$ et $\{211\}_{Ti\beta}$ associées à la radiation k_β .

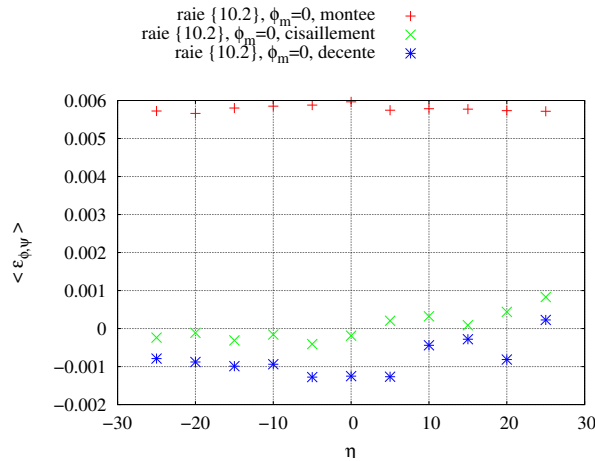


Figure 5.22 : Evolution des incompatibilités de déformations après chacune des étapes de modélisation pour la raie $\{10.2\}$ à $\phi_m = 0$.

Après ce procédé, la texture du matériau est modifiée (voir la figure 5.23). Nous observons une perte d'orthotropie (conséquence du cisaillement), comme ce que l'on observe dans les textures de surface déterminées expérimentalement dans le chapitre 3.

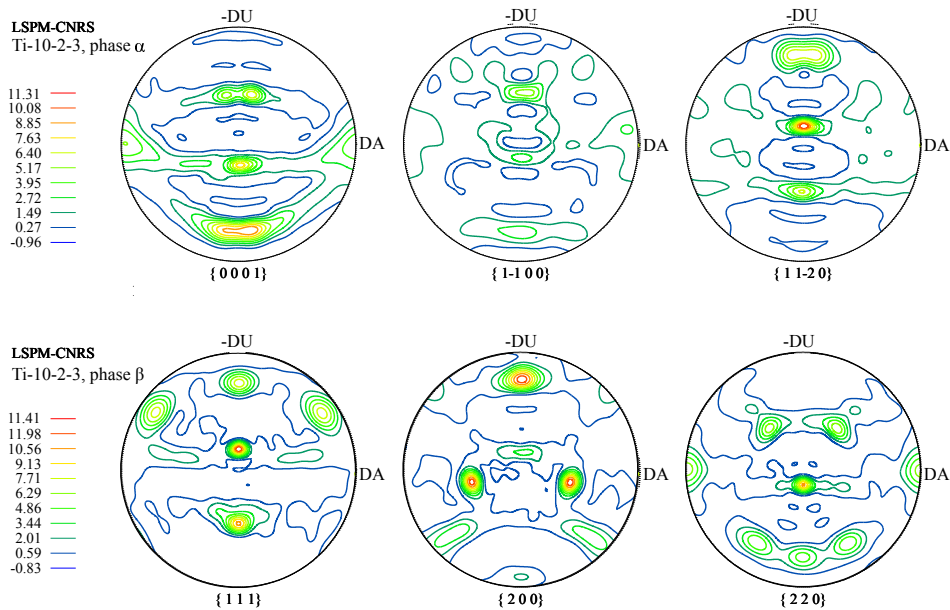


Figure 5.23 : Textures finales des deux phases de notre alliage de titane obtenues après la simulation.

5.6. La modélisation du chargement associé à l'usinage pour la détermination des contraintes résiduelles

Nous nous sommes aussi intéressés à la modélisation du cisaillement pur à froid afin d'observer l'influence de l'enchaînement de ces deux procédés sur la détermination des contraintes à travers les modifications des déformations d'ordre 2.

5.6.2. La détermination des contraintes résiduelles

Maintenant que nous avons modélisé les déformations d'ordre 2 associées aux incompatibilités de déformations plastiques et thermiques, il est nécessaire de déterminer les déformations expérimentales associées aux pics de diffraction. Au vu de nos spectres, nous nous sommes limités à l'analyse de la phase α avec la détermination des déformations des deux raies de diffraction les mieux définies : les raies $\{10.2\}_{T_i\alpha}$ et $\{11.0\}_{T_i\alpha}$ associées aux radiations k_α . Les pics de diffraction sont interpolés par une gaussienne [19] permettant de définir la position expérimentale du pic (voir la figure 5.24), le bruit de fond utilisé est un polynôme de degré 5 issu de la détermination de contraintes réalisée avec le logiciel MAUD. Par la suite, nous pouvons déterminer la déformation élastique associée à ce changement de position du pic par l'équation suivante

$$\langle \epsilon_{\phi,\psi} \rangle_\Omega = \frac{\langle d_{hkl} \rangle_\Omega - d_0}{d_0} = \frac{\sin(\theta_0)}{\sin(\theta_{hkl})} - 1 \quad (5.38)$$

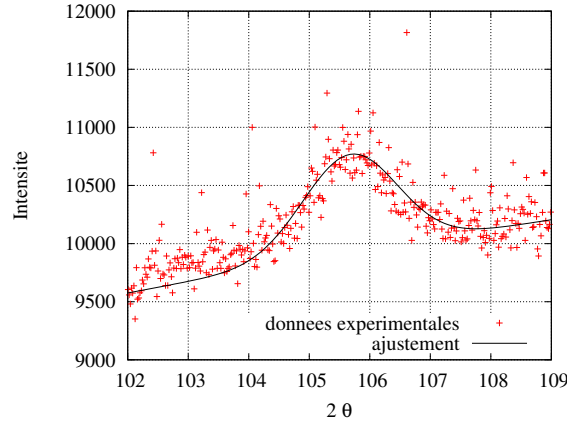


Figure 5.24 : Exemple d'un ajustement d'une gaussienne sur la raie $\{10.2\}_\alpha$ pour $\phi_m = 0$ et $\eta = 0$.

Tout d'abord, nous calculons les contraintes d'ordre 1 avec $q_{II} = 0$ en ne prenant en compte que les deux raies de diffraction séparées ainsi qu'une analyse multi-pics, que nous pouvons comparer avec l'analyse multi-pics réalisée avec le logiciel MAUD prenant en compte la totalité du spectre (valeurs récapitulées dans le tableau 5.10). La précision de l'ajustement est déterminée par

$$\chi^2 = \sum wgt (\langle \epsilon_{\phi,\psi} \rangle^{exp} - \langle \epsilon_{\phi,\psi} \rangle^{ajustée})^2 \quad (5.39)$$

avec wgt étant un poids associé à la proportion de grains en position de diffraction.

Chapitre 5 : Validation de la détermination de contraintes résiduelles à travers la modélisation

	σ_{11}^α (MPa)	σ_{22}^α (MPa)	σ_{12}^α (MPa)	χ^2
Analyse MAUD	-260 ± 20	-250 ± 20	-110 ± 15	x
{10.2}	-440 ± 120	-290 ± 115	-335 ± 70	$1,756.10^{-3}$
{11.0}	-185 ± 70	-340 ± 120	-20 ± 35	$6,001.10^{-3}$
2 raies	-225 ± 55	-300 ± 90	-90 ± 33	$8,367.10^{-3}$

Tableau 5.10 : Valeurs des contraintes d'ordre 1 obtenues par les différentes analyses.

Nous remarquons que l'analyse multi-pics réalisée par le logiciel MAUD reste proche de l'analyse multi-pics réalisée avec les raies {10.2} et {11.0}. Les différences entre les deux analyses proviennent du fait que les modèles utilisés sont différents et que notre analyse détermine la position du pic de diffraction en ne prenant en compte uniquement la zone où est située le pic et non tout le spectre comme le fait l'analyse MAUD. Lors d'une analyse avec une seule raie de diffraction, nous remarquons, comme précédemment, un écart non négligeable par rapport à l'analyse multi-pic.

Par la suite, nous avons réajusté les contraintes d'ordre 1 en ajoutant les déformations d'ordre 2 issues des incompatibilités de déformation plastique et thermique modélisées précédemment et le facteur q_{II} proposé par Van Acker. Les valeurs de contraintes et la valeur du paramètre q_{II} pour les différentes analyses associées au chargement présenté précédemment ainsi que le cisaillement à froid sont récapitulées dans le tableau 5.11.

cisaillement à chaud puis refroidi					
	σ_{11}^α (MPa)	σ_{22}^α (MPa)	σ_{12}^α (MPa)	q_{II}	χ^2
{10.2}	-435 ± 120	-512 ± 135	-310 ± 65	$0,87 \pm 0,29$	$1,564.10^{-3}$
{11.0}	-195 ± 80	-325 ± 130	-25 ± 40	$-0,04 \pm 0,15$	$6,000.10^{-3}$
2 raies	-225 ± 60	-295 ± 100	-90 ± 35	$-0,02 \pm 0,14$	$8,365.10^{-3}$
cisaillement à froid					
	σ_{11}^α (MPa)	σ_{22}^α (MPa)	σ_{12}^α (MPa)	q_{II}	χ^2
{10.2}	-475 ± 65	-660 ± 75	-225 ± 40	$0,88 \pm 0,17$	$0,834.10^{-3}$
{11.0}	-190 ± 75	-335 ± 125	-20 ± 40	$-0,01 \pm 0,14$	$6,001.10^{-3}$
2 raies	-175 ± 50	-380 ± 80	-55 ± 30	$-0,06 \pm 0,11$	$8,234.10^{-3}$

Tableau 5.11 : Récapitulatif des valeurs de contraintes et du paramètre q_{II} déterminées pour les différents chargements modélisés.

Nous remarquons sur ce tableau 5.11 que l'analyse prenant en compte la raie {11.0} ou l'analyse multi-pics ne sont que très légèrement modifiées par la prise en compte des incompatibilités de déformation d'ordre plastique ou thermique. Cependant, l'analyse sur la raie {10.2} laisse apparaître une certaine amélioration avec une meilleure prise en compte des oscillations observées sur l'évolution de la déformation $\langle \epsilon_{\phi,\eta} \rangle_\Omega$ en fonction de l'angle η , comme illustré sur la figure 5.25. Sur cette même figure, nous remarquons

5.7. Conclusion partielle

une augmentation de l'erreur sur la mesure de la déformation pour $\eta = -20^\circ$ due à une texture très faible en ce point. Cette texture est encore plus faible pour les valeurs de $\eta = [-15^\circ; -10^\circ; 20^\circ]$ empêchant la mesure d'une déformation.

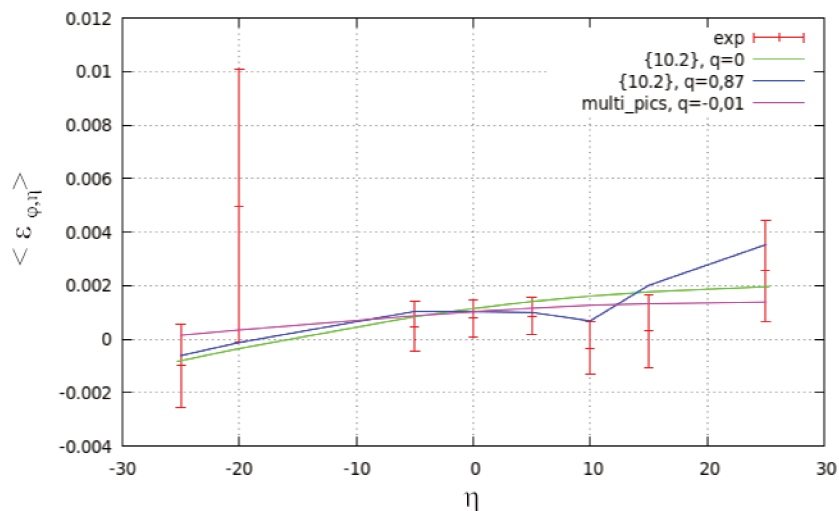


Figure 5.25 : Evolution des déformations expérimentales et ajustées pour le chargement cisaillement à chaud suivant les différentes analyses pour la raie {10.2} à $\phi = 45^\circ$.

Il reste encore à l'heure actuelle difficile de valider cette méthodologie et de conclure sur le chargement approchant au mieux l'usinage avec les résultats expérimentaux obtenues sur le Ti-10V-2Fe-3Al. Ces erreurs peuvent provenir de différentes sources :

- Le chargement modélisé ;
- La loi de comportement prise en compte pour les deux phases du matériau ;
- Le calcul des déformations expérimentales fait sur une portion du spectre à l'aide d'une fonction gaussienne ;
- Le choix de considérer connues les distances interréculaires du matériau libre de contraintes.

En fonction de l'analyse, les variations observées sur la détermination de contraintes sont non négligeables ce qui nous interroge sur l'optimalité des raies de diffractions prises en compte pour cette détermination des contraintes résiduelles.

5.7. Conclusion partielle

Nous avons montré dans ce chapitre l'influence des différentes hypothèses utilisées de manière générale pour la détermination de contraintes et celles utilisées dans la partie expérimentale de cette étude. Ainsi, nous avons montré que, pour le titane et ses alliages, la faible anisotropie élastique génère peu d'hétérogénéités de déformation ce qui fait que

Chapitre 5 : Validation de la détermination de contraintes résiduelles à travers la modélisation

l'on peut se passer de la prise en compte de la texture cristallographique lors de l'étude de la raie de diffraction associée à la norme. Cependant, lorsque l'on s'éloigne de la norme avec l'étude d'autres raies de diffraction, la texture cristallographique devient un élément nécessaire à prendre en compte.

Nous avons aussi remarqué que les contraintes d'ordre 2 dues aux incompatibilités de déformations plastiques et/ou thermiques (souvent négligées dans la détermination des contraintes) ont un impact non négligeable sur les valeurs des contraintes déterminées. Les méthodes d'affinement multi-pics comme celle utilisée dans notre partie expérimentale permettent de réduire l'erreur faite en négligeant les incompatibilités d'ordres plastiques et/ou thermiques.

Enfin, nous avons utilisé une méthode permettant de prendre en compte les déformations d'ordre 2 pour la détermination de contraintes résiduelles. Cependant, il est nécessaire de poursuivre cette étude en la validant tout d'abord sur un cas plus simple que la matériau de l'étude. Ceci, couplé d'un développement sur le logiciel, pourrait permettre une analyse multi-pics utilisant tout le spectre de diffraction et non deux pics comme réalisé dans la fin de ce chapitre.

De plus, une recherche des raies de diffraction optimales à prendre en compte pour la détermination des contraintes semblent être importantes pour l'approfondissement de cette étude.

Conclusions générales et perspectives

Conclusions

Le matériau de l'étude est un matériau complexe, hétérogène et biphasé, ce qui rend son étude délicate.

Dans le contexte général d'optimisation de procédé de mise en forme, l'objectif de la thèse était d'étudier les transformations surfaciques induites par différents procédés de mise en forme et de traitement de surface afin d'en déterminer l'impact sur la durée de vie du matériau. Les procédés étudiés sont 4 lots d'éprouvettes issues d'usinages différents se différenciant soit par l'avance par dent, soit par le rayon de bec. Deux procédés complémentaires de traitement de surface ont aussi été étudiés : le grenailage et le ragréage.

Cette analyse a été réalisée de manière expérimentale à travers l'étude de l'intégrité de surface des différentes éprouvettes. Cette intégrité de surface est décrite suivant les trois aspects suivants :

- Les évolutions métallurgiques :

Cette étude a montré une évolution morphologique des grains dans la sous-couche des différents lots. La profondeur affectée par les procédés d'usinage est inférieure à $5 \mu m$. Au sujet du grenailage, l'impact du procédé est plus important car la profondeur affectée par ces évolutions morphologiques est comprise entre 5 et $10 \mu m$. Le calcul des évolutions de l'angle d'inclinaison moyen des grains entre la couche superficielle et la microstructure en profondeur a permis d'estimer la déformation plastique introduite par ces différents procédés. Nous avons remarqué que l'augmentation de l'avance par dent a tendance à augmenter la déformation plastique de la surface. Au sujet du ragréage, nous avons montré une plus grande dispersion des évolutions morphologiques de la couche superficielle avec des zones où peu d'évolutions sont observables et d'autres où les modifications sont proches de celles observées après l'usinage.

Cette analyse microstructurale a aussi été complétée avec des mesures de texture cristallographique. Les évolutions des orientations cristallographiques sont cohérentes avec les observations morphologiques. En effet, nous observons une modification de la texture cristallographique dans toutes les couches superficielles. En

profondeur, nous observons un retour à une texture similaire pour les différents lots de l'étude correspondante, soit la texture initiale du matériau. Une fois de plus, nous avons remarqué une dispersion lors de l'analyse des éprouvettes ragrées.

- La micro-géométrie :

L'analyse de la micro-géométrie a permis de quantifier les défauts surfaciques présents sur les surfaces usinées ou traitées. Au sujet des usinages, nous avons mis en évidence une augmentation globale des paramètres de rugosité de surface avec l'augmentation de l'avance par dent mais aussi du rayon de bec de l'outil. Les procédés complémentaires de traitements de surface ont pour impact une augmentation importante des paramètres de rugosité.

- Les contraintes résiduelles :

Cette étude nous a permis de définir l'état mécanique non standard introduit par les différents procédés. Tous les procédés présentent des contraintes résiduelles de compression à la surface de éprouvettes. L'analyse du gradient de contrainte nous a montré que les usinages réalisées avec une plus faible avance par dent présente des contraintes de traction plus importantes dans la sous-couche. Au sujet du procédé de grenailage, nous observons de fortes contraintes de compression, sur une grande profondeur. Cette observation était attendue car le but de ce procédé est d'introduire des contraintes de compression afin d'augmenter la durée de vie des pièces.

Cependant, cette analyse présente une dispersion plus importante, ce qui nous a poussé à analyser plus en détail l'aspect détermination de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.

Nous notons, de cette analyse de l'intégrité, une plus grande dispersion observée sur les éprouvettes ragrées.

Par la suite, nous avons déterminé expérimentalement la limite de fatigue des différents lots. Pour cela, des essais de fatigue volumique en flexion quatre points ont tout d'abord été réalisés à 2.10^6 cycles. Le faible nombre d'éprouvettes testées rend l'analyse délicate. De plus, une série d'éprouvettes usinées (lot 2) a été exclue de l'étude pour faute d'essais valides. Cependant, la comparaison entre les lots 1 et 3 (différents de rayon de bec) montre un comportement similaire dans la zone d'endurance limitée. Il semble que le plus faible rayon de bec (lot 1) ait une meilleure limite de fatigue. La comparaison entre les lots 3 et 4 (changement de l'avance par dent) montre que la plus faible avance (lot 3) a un meilleur comportement dans la zone d'endurance limitée mais une moins bonne limite de fatigue. Cependant, les comportements restent similaires pour ces différents lots d'usinage. Nous notons aussi que l'expertise des faciès de rupture conclue sur un amorçage des fissures en sous-couche, ce qui laisse supposer que l'état mécanique est responsable de la rupture des éprouvettes.

Conclusion

L'analyse des essais de fatigue sur les éprouvette ragrées (lot 6) nous permet une fois de plus l'observation d'une plus grande dispersion des résultats et une moins bonne tenue en fatigue. Avec l'expertise des faciès de rupture, nous avons observé une rupture en surface des éprouvettes du lot 6.

Cette analyse de durée de vie a été complétée par des essais de fatigue fretting. Encore une fois, le plan d'expérience contenant trop peu d'essais rend les conclusions délicates. Cependant, nous notons une meilleure tenue des éprouvettes grenillées, résultant probablement des contraintes résiduelles fortement compressives retardant la nucléation et la propagation des fissures.

Afin d'observer la cohérence entre les observations faites sur les intégrités de surface et le comportement en fatigue obtenu expérimentalement, nous avons utilisé un modèle basé sur la parabole de Gerber avec la prise en compte des contraintes résiduelles et le coefficient de concentration de contraintes en fatigue K_f . Ce modèle permet de justifier les amorçages en sous-couche observés pour les usinages et conclu sur le fait que les défauts de surface du ragréage sont responsables de l'amorçage en surface observé sur ce lot.

Enfin, nous nous sommes intéressés plus en détail à la détermination des contraintes résiduelles par DRX. En effet, celle-ci nécessite l'utilisation d'hypothèses fortes pouvant avoir un impact sur le résultats. Cette étude numérique a validé notre analyse expérimentale réalisée avec le logiciel MAUD (logiciel réalisant une analyse non standard multi-pics). Cependant, nous avons aussi remarqué que cette analyse commet une erreur en négligeant les incompatibilités de déformation générées par les déformations plastiques et thermiques. Nous proposons donc une amélioration de la détermination des contraintes résiduelles basée sur les travaux de Van Acker et al. Pour ce faire, nous réalisons une modélisation approchée du procédé d'usinage afin de déterminer ces incompatibilités de déformations, puis de déterminer les contraintes résiduelles comme précédemment en ajoutant la prise en compte de ces incompatibilités. Cependant, il semble nécessaire d'approfondir cette étude pour compléter et améliorer la modélisation du procédé.

Perspectives

Au sujet de l'analyse morphologique et de la déformation plastique subie par la surface des échantillons, il serait intéressant de compléter cette analyse avec des analyses EBSD en surface et en sous-couche. Cependant, la finesse de la matrice du Ti-10V-2Fe-3Al peut rendre cette analyse délicate. Cette analyse EBSD peut nous fournir des informations complémentaires sur les évolutions morphologiques. De plus, avec l'outil kernels d'OIM, il est possible d'étudier les déformations intragranulaires pouvant donner des résultats intéressants.

De ce travail, les analyses des contraintes résiduelles sont réalisées en considérant un tenseur de contraintes résiduelles biaxial ($\sigma_{3i} = 0 \text{ MPa}$). En effet, les rayons X ont une faible pénétration dans la matière, ce qui fait que la mesure peut s'approximer à une mesure sur la surface qui est libre de contraintes. Cependant, ces conditions ont été appliquées pour les deux phases de notre matériau. Il serait donc intéressant de faire cette étude en considérant un tenseur biaxial seulement pour la contrainte moyennée, permettant de déterminer les contraintes σ_{3i} dans les deux phases, et devant ainsi respecter la loi suivante

$$\sigma_{3i}^{\beta} = -\frac{w^{\alpha}}{w^{\beta}} \sigma_{3i}^{\alpha} \quad (5.40)$$

Cependant, quelques tests ont montré que, dans notre cas, ces composantes restent négligeables à côté des autres composantes du tenseur des contraintes.

Il semble aussi nécessaire d'approfondir les essais de fatigue volumique et de fretting. En effet, un nombre d'essais plus conséquent peut permettre de déterminer une limite d'endurance plus précise après la fatigue 4 points, ainsi qu'une étude de la dispersion des résultats obtenues. Au sujet du fatigue fretting, un complément d'essais permettra de réaliser une caractérisation plus précise des différents lots et de mettre plus en évidence la façon dont la micro-géométrie impact sur la durée de vie des éprouvettes.

Au sujet du modèle simplifié utilisé pour relier l'intégrité de surface à la tenue en fatigue, il serait intéressant d'utiliser un modèle plus robuste comme le modèle à deux échelles utilisés par Guillemot et Souto-Lebel. Avec un développement supplémentaire, ce modèle pourrait aussi prendre en compte le caractère biphasé et hétérogène du Ti-10V-2Fe-3Al.

De plus, nous avons utilisé les contraintes résiduelles déterminées après les différents procédés de finitions. Il serait aussi intéressant de déterminer les contraintes résiduelles stabilisées (après 100000 cycles de fatigue par exemple) pour prendre en compte la relaxation des contraintes dans le modèle reliant l'intégrité de surface et la tenue en fatigue.

Pour la détermination de contraintes sans prise en compte des incompatibilités de déformations d'ordre plastique ou thermique, l'approche multi-pics pourraient être optimisée en choisissant les pics à prendre en compte (dépendant probablement de la texture) minimisant l'erreur faite avec l'hypothèse des déformations d'ordre 2 négligeables.

Enfin, il semble intéressant de poursuivre l'idée de prendre en compte les incompatibilités de déformations dues à la déformation plastique ou thermique dans la détermination de contraintes. Ceci pourrait être tout d'abord mieux validé sur un cas plus simple comme sur du T40 où l'historique entier du chargement est connu. Puis par la suite, cela pourrait être implémenté au sein du logiciel MAUD qui possède une partie développement.

Bibliographie

- [1] B. BACROIX et T. CHAUVEAU : Note sur les définitions possibles du repère cristal pour les matériaux hexagonaux. Note interne, LPMTM, 2010.
- [2] A. SETTEFRATI : *Etude expérimentale et modélisation par champ de phase de la formation de α dans les alliages de titane β -métastable*. Thèse de doctorat, Université de Lorraine, 2012.
- [3] O.N. SENKOV, B.C. CHAKOUMAKOS, J.J. JONAS et F.H. FROES : Effect of temperature and hydrogen concentration on the lattice parameter of beta titanium. *Materials Research Bulletin*, 36:1431–1440, 2001.
- [4] S. FRÉOUR, D. GLOAGEN, M. FRANÇOIS et R. GUILLÉN : Application of inverse model and XRD analysis to the determination of Ti-17 β -phase coefficients of thermal expansion. *Scripta Materialia*, 54:1475–1478, 2006.
- [5] W.G. BURGERS : On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium. *Physica*, 1(7):561–586, 1934.
- [6] E.S. FISHER et C.J. RENKEN : Single-crystal elastic moduli and the hcp \rightarrow bcc transformation in Ti, Zr, and Hf. *Physical Review*, 165(2A):482–500, 1964.
- [7] W. PRETY, A. HEIMING, J. TRAMPENAU, M. ALBA, C. HERZIG, H.R. SCHÖBER et G. VOGL : Phonon dispersion of bcc phase of group-IV metals - I. bcc titanium. *Physical Review B*, 43(12):43–47, 1991.
- [8] C.N. REID, J.L. RUTBORT et R.A. MAYNARD : Elastic constants of Ti-40 at.% Nb at 298 K. *Journal of Applied Physics*, 44(3):1398–1399, 1973.
- [9] S. FRÉOUR, D. GLOAGUEN, M. FRANÇOIS, A. PERRONNET et R. GUILLÉN : Determination of single-crystal elasticity constants in a cubic phase within a multiphase alloy : X-ray diffraction measurements and inverse-scale transition modelling. *Journal of applied crystallography*, 38(1):30–37, 2005.
- [10] S. FRÉOUR, E. LACOSTE, M. FRANÇOIS et R. GUILLÉN : Determining Ti-17 β -Phase single-crystal elasticity constants through X-ray diffraction and inverse scale transition model. In *Materials Science Forum*, volume 681, pages 97–102, 2011.
- [11] S.L. RAGHUNATHAN, A.M. STAPLETON, R.J. DASHWOOD, M.J. JACKSON et D. DYE : Micromechanics of Ti-10V-2Fe-3Al : In situ synchrotron characterization and modelling. *Acta Materialia*, 55:6861–6872, 2007.
- [12] J.C. WILLIAMS, R.G. BAGGERLY et N.E. PATON : Deformation behavior of HCP Ti-Al alloy single crystals. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33:837–850, 2002.
- [13] Y. COMBRES : Métallurgie et recyclage du titane et de ses alliages. *Techniques de l'ingénieur*, M2355, 1997.
- [14] I. WEISS et S.L. SEMIATIN : Thermomechanical processing of beta titanium alloys - an overview. *Materials Science & Engineering, A*, 243:46–65, 1998.
- [15] Y. COMBRES : Traitements thermiques des alliages de titane. *Techniques de l'in-*

- génieur*, M1335, 2013.
- [16] C. LEYENS et M. PETERS, éditeurs. *Titanium and Titanium Alloys : Fundamentals and applications*. 2003.
- [17] GUNAWARMAN, M. NIINOMI, K. FUKUNAGA, D. EYLON, S. FUJISHIRO et C. OUCHI : Effect of cooling rate on microstructure and fracture characteristics of β -riche $\alpha+\beta$ type Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe alloy. *Journal Transactions*, 42(7):1339–1348, 2001.
- [18] M.J. DONACHIE : *Titanium : a technical guide*. ASM international, 2000.
- [19] C. DELEUZE : *Méthodologie d'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X sur des pièces d'alliages de titane de nuance Ti-10V-2Fe-3Al*. Thèse de doctorat, ENSAM, 2010.
- [20] International Titanium ASSOCIATION, éditeur. *Specifications Book*. 2005.
- [21] C. DELEUZE, L. BARRALLIER, A. FABRE et C. ESBERARD : Etude de la microstructure d'un alliage de titane biphasé de nuance Ti-10V-2Fe-3Al et de son Influence sur l'élargissement des pics de diffraction. In *19ème Congrès de la Mécanique*, 2009.
- [22] I. WEISS, F.H. FROES, D. EYLON et F.E. WELSCH : Modification of alpha morphology in Ti-6Al-4V by thermomechanical processing. *Metallurgical Transactions A*, 17A:1935–1947, 1986.
- [23] Y. COMBRES : Mise en forme des alliages de titane. *Techniques de l'ingénieur*, M3160, 2010.
- [24] S. ANKEM et C.A. GREENE : Recent developments in microstructure/property relationships of beta titanium alloys. *Materials Science & Engineering, A*, A263: 127–131, 1999.
- [25] J. DELFOSSE : *Forgeage β du Ti17 - Propriétés en fatigue*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Paris, 2005.
- [26] D. BHATTACHARYYA, G.B. VISWANATHAN et H.L. FRASER : Crystallographic and morphological relationships between β phase and the Widmanstätten and allotriomorphic α phase at special β grain boundaries in an α/β titanium alloy. *Acta Materialia*, 55(20):6765–6778, 2007.
- [27] J. Da Costa TEIXEIRA, B. APPOLAIRE, E. AEBY-GAUTIER, S. DENIS et F. BRUNESSEUX : 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.
- [28] J. VIGNEAU : Usinage des matériaux aéronautiques à faible usinabilité. *Techniques de l'ingénieur*, 1999.
- [29] C.H. CHE-HARON : Tool life and surface integrity in turning titanium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 118(1):231–237, 2001.
- [30] E.O. EZUGWU, J. BONNEY et Y. YAMANE : An overview of the machinability of aeroengine alloys. *Journal of materials processing technology*, 134(2):233–253, 2003.
- [31] S.A. IQBAL, P.T. MATIVENGA et M.A. SHEIKH : A comparative study of the tool-chip contact length in turning of two engineering alloys for a wide range of cutting speeds. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 42(1-2):30–40, 2009.
- [32] DAVIM, éditeur. *Surface Integrity in Machining*. springer, 2010.

- [33] J.D. PUERTA-VELASQUEZ, A. TIDU, B. BOLLE, P. CHERIER et J.J FUNDENBERGER : Sub-surface analysis of high speed machined Ti-6Al-4V alloy. *Materials Science & Engineering, A*, 527:2572–2578, 2010.
- [34] AFNOR : NF EN ISO 4287, " Spécification géométrique des produits - Etat de Surface : méthode du profil - Termes, définitions et paramètre d'état de surface". 1998.
- [35] AFNOR : NF EN ISO 25178 "Spécification géométrique des produits - Etat de surface : Surfaique". 2008.
- [36] K. STOUT : How smooth os smooth ? Surface measurements and their relevance in manufacturing. *Production Engineer*, 59(5):17–22, 1980.
- [37] D. NOVOVIC, R.C. DEWES, D.K. ASPINWALL, W. VOICE et P. BOWEN : The effect of machined topography and integrity on fatigue life. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44:125–134, 2004.
- [38] D. TAYLOR et O.M. CLANCY : The fatigue performance of machined surfaces. *Fatigue and Fracture Engineering Materials and structures*, 14(2/3):329–336, 1991.
- [39] B. GRIFFITHS : *Manufacturing Surface Technology : Surface Integrity and Functional Performance*. Penton press, 2001.
- [40] M. SURARATCHAI, J. LIMIDO, C. MABRU et R. CHERAGATTI : Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy. *International Journal of fatigue*, 30(12):2119–2126, 2008.
- [41] D. AROLA et C.L. WILLIAMS : Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces. *International Journal of fatigue*, 24(9):923–930, 2002.
- [42] J. LIMIDO : *Etude de l'effet de l'usinage à grande vitesse sur la tenue en fatigue de pièces de l'aéronautique*. Thèse de doctorat, Université de toulouse 3, 2008.
- [43] R.E. PETERSON : *Stress concentration factors*. John Wiley and Sons, 1974.
- [44] A. SOUTO-LEBEL : *Rôle de l'intégrité de surface dans la tenue en fatigue d'un acier bainitique apres fraisage de finition*. Thèse de doctorat, ENS Cachan, 2014.
- [45] N. GUILLEMOT : *Prise en compte de l'intégrité de surface pour la prévision de la tenue en fatigue de pièces usinées en fraisage*. Thèse de doctorat, ENS Cachan, 2010.
- [46] J. BARRALIS, L. CASTEX et G. MAEDER : Précontraites et traitements superficiels. *Techniques de l'ingénieur, M1180*, 1999.
- [47] A. JAVIDI, U. RIEGER et W. EICHLSEDER : The effect of machining on the surface integrity and fatigue life. *International Journal of fatigue*, 30(10):2050–2055, 2008.
- [48] Y. MATSUMOTO, T. HASHIMOTO et G. LAHOTI : Surface integrity generated by precision hard turning. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 48(1):59–62, 1999.
- [49] S. SMITH, S.N. MELKOTE, E. LARA-CURZIO, T.R. WATKINS, L. ALLARD et L. RIESTER : Effect of surface integrity of hard turned AISI 52100 steel on fatigue performance. *Materials Science and Engineering : A*, 459(1):337–346, 2007.
- [50] G.R. JOHNSON et W.H.COOK : A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, 21:541–547, 1983.

- [51] T. BRAHAM BOUCHNAK : *Etude du comportement en sollicitations extrêmes et de l'usinabilité d'un nouvel alliage de titane aéronautique : le Ti555-3*. Thèse de doctorat, ENSAM, 2010.
- [52] S.L. SEMIATIN et S.B. RAO : Shear localization during metal cutting. *Materials Science and Engineering*, 61(2):185–192, 1983.
- [53] A.E. BAYOUMI et J.Q. XIE : Some metallurgical aspects of chip formation in cutting Ti-6wt.% Al-4wt.% V alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 190(1):173–180, 1995.
- [54] F. VALIORGUE, J. RECH, H. HAMDI, P. GILLES et J.M.BERGHEAU : A new approach for the modelling of residual stresses induced by turning of 316L. *Journal of materials processing technology*, 191(1):270–273, 2007.
- [55] F. VALIORGUE, J. RECH, H. HAMDI, C. BONNET, P. GILLES et J.M. BERGHEAU : Modelling of friction phenomena in material removal processes. *journal of materials processing technology*, 201(1):450–453, 2008.
- [56] G. CAILLETAUD et P. PILVIN : Utilisation de modèles polycristallins pour le calcul par éléments finis. *Revue européenne des éléments finis*, 3(4):515–541, 1994.
- [57] A.J. BEAUDOIN, P.R. DAWSON, K.K. MATHUR et U.F. KOCKS : A hybrid finite element formulation for polycrystal plasticity with consideration of macrostructural and microstructural linking. *International Journal of Plasticity*, 1995.
- [58] S. FOREST, G. CAILLETAUD, D. JEULIN, F. FEYEL, I. GALLIET, V. MOUNOURY et S. QUILICI : Introduction au calcul de microstructures. *Mécanique & industries*, 3(5):439–456, 2002.
- [59] *Homogénéisation en mécanique des matériaux 1 : Matériaux aléatoires élastiques et milieux périodiques*. hermes Science, 2001.
- [60] A. BELLOULA : *Contribution à l'étude de la prédiction de la durée de vie en fretting-fatigue : application à un contact acier-alliage d'aluminium*. Thèse de doctorat, Université Lille 1 Sciences et Technologies, 2013.
- [61] P. RABBE, H.P. LIEURADE et A. GALTIER : Essais de fatigue. Partie I & partie 2. *Techniques de l'ingénieur*, 2000.
- [62] H. MOHRBACHER, J.P. CELIS et J.R. ROOS : Laboratory testing of displacement and load induced fretting. *Tribology international*, 28(5):269–278, 1995.
- [63] I. CARON, J.M. De MONICAULT et R. GRAS : Influence of surface-coatings on titanium-alloy resistance to fretting fatigue in cryogenic environment. *Tribology international*, 34(4):217–223, 2001.
- [64] H. HERTZ : Über die Berührung fester elastischer Körper. On the contact of elastic solids. *Reine und angewandte Mathematik*, 1981.
- [65] R.D. MINDLIN : Compliance of elastic bodies in contact. *Journal of applied mechanics*, 16:259–68, 1949.
- [66] A. KOENEN : *Etude du fretting-fatigue du TA6V en ambiance cryotechnique*. Thèse de doctorat, ENSAM, 1995.
- [67] I. CARON : *Effet de revêtements sur les propriétés mécaniques et la tenue en fretting fatigue d'un alliage de titane en ambiance cryotechnique*. Thèse de doctorat,

- Université d'Orléans, 2000.
- [68] R. AMARGIER : *Amorçage de fissures et gradient de contrainte en fretting et en fatigue*. Thèse de doctorat, Ecole centrale de Lyon, 2011.
- [69] J. FORTES DA CRUZ : *Etude combinée de l'amortissement et des endommagements par fretting dans les contacts revêtus ou non, à l'ambiante et à chaud*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale Paris, 2014.
- [70] J. FORTES DA CRUZ, I. LEMAIRE-CARON, T. DA SILVA BOTELHO, A.M. DURAND et G. INGLEBERT : High temperature fretting tribometer - study of the dynamic behaviour and tangent load measurement. *Mechanics & Industry*, 16(408), 2015.
- [71] I. CARON, A. KOENEN, G. INGLEBERT, A. DENQUIN et J.M. DE MONICAULT : Etude du fretting d'un alliage de titane en ambiance cryotechnique. *In Journée SF2M*, 1998.
- [72] W.H. BRAGG et W.L. BRAGG : The reflection of X-rays by crystals. *Proceedings of the Royal Society of London*, 88(605):428–438.
- [73] C. ESLING et H.J. BUNGE : Texture et anisotropie des matériaux. *Techniques de l'ingénieur*, 1997.
- [74] H.J. BUNGE : *Texture analysis in materials science : mathematical methods*. Butterworth & Co, 1982.
- [75] J.S. KALLEND, U.F. KOCKS, A.D. ROLLETT et H.R. WENK : popLA-an integrated software system for texture analysis. *Texture, Stress, and Microstructure*, 14:1203–1208, 1991.
- [76] A. BACZMANSKI, K. WIERZBANOWSKI, P. LIPINSKI, R.B. HELMHOLDT, G. EKAMBARANATHAN et B. PATHIRAJ : Examination of the residual stress field in plastically deformed polycrystalline material. *Philosophical Magazine A*, 69(3):437–449, 1994.
- [77] AFNOR : NF EN 15305 "Essais non-destructifs - Méthode d'essai pour l'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X". 2009.
- [78] R. GUINEBRETIERE : *Diffraction des rayons X sur échantillons polycristallins. Instrumentation et étude de la microstructure*. Hermes Science Publishing, 2006.
- [79] J. KRIER : *Influence des hétérogénéités elastoplastiques sur les contraintes du deuxième ordre dans les polycristaux métalliques mono- et polyphasés : calculs autocohérent - mesures par diffraction des rayons X*. Thèse de doctorat, Université de Metz, 1993.
- [80] S. WRONSKI : *Etude des micro-contraintes dans les matériaux texturés hétérogènes par diffraction et modèle de comportement*. Thèse de doctorat, Université de Science et Technologie AGH de Cracovie, 2007.
- [81] S.R. AGNEW, D.W. BROWN et C.N. TOMÉ : Validating a polycrystal model for elastoplastic response of a magnesium alloy AZ31 using in situ neutron diffraction. *Acta Materialia*, 54:4841–4852, 2006.
- [82] L. LUTTEROTTI, S. MATTHIES et H.R. WENK : Maud : a friendly java program for material analysis using diffraction. *CPD Newsletters*, (21), 1999.
- [83] G. CAGLIOTI, A. PAOLETTI et F.P. RICCI : Choice of collimators for a crystal

- spectrometer for neutron diffraction. *Nuclear Instruments*, 3(4):223–228, 1958.
- [84] N.C. POPA : The (hkl) dependence of diffraction-line broadening caused by strain and size all laue group in rietveld refinement. *Journal of Applied Crystallography*, 31:176–180, 1998.
- [85] S. MATTHIES : Moment pole figures in residual stress analysis. *Textures and Microstructures*, 25(2):229–236, 1996.
- [86] R. HILL : The elastic behaviour of a crystalline aggregate. *Proceeding of the Royal Society A*, 65(5):349–354, 1952.
- [87] W. VOIGT : *Lehrbuch der kristallphysik (mit ausschluss der kristalloptik)*. 1928.
- [88] A. REUSS : Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle. *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*, 9(1):49–58, 1929.
- [89] J. RUSTE : Microscopie électronique à balayage. *Techniques de l'ingénieur*, 2013.
- [90] T. BAUDIN : Analyse EBSD - Principe et cartographies d'orientations. *Techniques de l'ingénieur*, M4138, 2010.
- [91] STIL : Optical principles. Note, STIL.
- [92] S. ROUQUETTE, E. ROUHAUD, M. FRANÇOIS, A. ROOS et J.L.CHABOCHE : Coupled thermo-mechanical simulations of shot impacts : Effects of the temperature on the residual stress field due to shot-peening. *journal of materials processing technology*, 209(8):3879–3886, 2009.
- [93] G.I. MYLONAS et G. LABEAS : Numerical modelling of shot peening process and corresponding products : residual stress, surface roughness and cold work prediction. *Surface and Coatings Technology*, 205(19):4480–4494, 2011.
- [94] N. OTSU : A threshold selection method from gray-level histograms. *Automatica*, 11(285-286):23–27, 1975.
- [95] D. LUQUIAU : *Caractérisation du comportement et de l'endommagement de l'alliage de titane Ti-10V-2Fe-3Al en fatigue*. Thèse de doctorat, UTC, 1996.
- [96] S. TO, W.B. LEE et C.F. CHEUNG : Orientation changes of aluminium single crystals in ultra-precision diamond turning. *Journal of Materials Processing Technology*, 140(1):346–351, 2003.
- [97] J.D. PUERTA-VELASQUEZ : *Etude des copeaux et de l'intégrité de surface en usinage à grande vitesse de l'alliage de titane TA6V*. Thèse de doctorat, Université de Metz, 2007.
- [98] K. PAWLIK et P. OZGA : LaboTex : the texture analysis software. *Göttinger Arbeiten zur Geologie und Paläontologie*, 1999.
- [99] O. HIGOUNENC : Correlation of shot peening parameters to surface characteristic. *ICSP-9*, pages 28–35, 2005.
- [100] J. SUN et Y.B. GUO : A comprehensive experimental study on surface integrity by end milling ti-6al-4v. *Journal of Materials Processing Technology*, 209:4036–4042, 2009.
- [101] P.G. BERNARDOS et G.C. VOSNIAKOS : Prediction of surface roughness in CNC face milling using neural networks and Taguchi's design of experiments. *Robotics*

- and *Computer-Integrated Manufacturing*, 18(5):343–354, 2002.
- [102] G. ZHANG, J. LI, Y. CHEN, Y. HUANG, X. SHAO et M. LI : Prediction of surface roughness in end face milling based on Gaussian process regression and cause analysis considering tool vibration. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 75(9-12):1357–1370, 2014.
- [103] A.L. MANTLE et D.K. ASPINWALL : Surface integrity of a high speed milled gamma titanium aluminide. 2001.
- [104] M. LIU, J-I. TAKAGI et A. TSUKUDA : Effect of tool nose radius and tool wear on residual stress distribution in hard turning of bearing steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 150(3):234–241, 2004.
- [105] E. CAPELLO : Residual stresses in turning : Part I : Influence of process parameters. *Journal of Materials Processing Technology*, 160(2):221–228, 2005.
- [106] S. HEREDIA, S. FOUVRY, B. BERTHEL et J. PANTER : A non-local fatigue approach to quantify Ti-10V-2Fe-3Al fretting cracking process : Application to grinding and shot peening. *Tribology International*, 44:1518–1525, 2011.
- [107] E. RABINOWICZ : *Friction and wear of materials*. Wiley, New York, 1965.
- [108] ACORD2D : *Manuel d'utilisation du logiciel A2DFretting*. G.L.C.S - I.T.E.C.H.
- [109] K. DANG VAN, B. GRIVEAU et O. MESSAGE : On a new multiaxial fatigue limit criterion : theory and application. *Mechanical Engineering Publications*, pages 479–496, 1989.
- [110] E. KRÖNER : Berechnung der elastischen konstanten des vielkristalls aus den konstanten des einkristalls. *Zeitschrift für Physik*, 151:504–518, 1958.
- [111] J.D. ESHELBY : The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. *R.E. Peierls, FRS*, pages 376–396, 1957.
- [112] K. YOSHIDA, R. BRENNER, B. BACROIX et S. BOUVIER : Micromechanical modeling of the work-hardening behavior single- and dual-phase steel under two-stage loading paths. *Materials Science & Engineering, A*, 528:1037–1046, 2011.
- [113] R. HILL : A self-consistent mechanics of composite materials. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, 13:213–222, 1965.
- [114] R. HILL : Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, 13:89–101, 1965.
- [115] J.W. HUTCHINSON : Elastic-plastic behaviour of polycrystalline metals and composites. *Proceeding of the Royal Society of London A*, 319(1537):247–272, 1970.
- [116] S. TIEM, M. BERVEILLER et G.R. CANOVA : Grain shape effects on the slip system activity and on the lattice rotations. *Acta Metallurgica*, 34(11):2139–2149, 1986.
- [117] R.A. LEBENSOHN et C.N. TOMÉ : A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals : application to zirconium alloys. *Acta Metallurgica*, 41(9):2611–2624, 1993.
- [118] P.A. TURNER et C.N. TOMÉ : A study of residual stresses in zircaloy-2 with rod texture. *Acta Metallurgica*, 42(12):4143–4153, 1994.
- [119] P.A. TURNER, N. CHRISTODOULOU et C.N. TOMÉ : Modeling the mechanical response of rolled zircaloy-2. *International Journal of Plasticity*, 11(3):251–265,

- 1995.
- [120] R.A. LEBENSOHN et C.N. TOMÉ : A self-consistent viscoplastic model : prediction of rolling texture of anisotropic polycrystals. *Materials Science & Engineering, A*, 175:71–82, 1994.
- [121] C. MAREAU et M.R. DAYMOND : Study of internal strain evolution in Zircaloy-2 using polycrystalline models : Comparison between a rate-dependent and a rate-independent formulation. *Acta Materialia*, 58(9):3313–3325, 2010.
- [122] H. WANG, P.D. WU, C.N. TOMÉ et Y. HUANG : A finite strain elastic-viscoplastic self-consistent model for polycrystalline materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 58:594–612, 2010.
- [123] P. FRANCIOSI, M. BERVEILLER et A. ZAOUÏ : Latent hardening in copper and aluminium single crystals. *Acta Metallurgica*, 28:273–283, 1980.
- [124] L. TABOUROT, M. FIVEL et E. RAUCH : Generalised constitutive laws for f.c.c. single crystals. *Materials Science & Engineering, A*, 234-236:639–642, 1997.
- [125] B. CLAUSEN et T. LORENTZEN : Experimental evaluation of a polycrystal deformation modeling scheme using neutron diffraction measurements. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28:2537–1541, 1997.
- [126] T.M. HOLDEN, J.H. ROOT, R.A. HOLT et P.A. TURNER : Thermally and plastically induced residual strains in textured Zircaloy-2 plate. *Journal of nuclear materials*, 304:73–82, 2002.
- [127] N. BENMHENNI, S. BOUVIER, R. BRENNER, T. CHAUVEAU et B. BACROIX : Micro-mechanical modelling of monotonic loading of CP α -Ti : Correlation between macroscopic and microscopic behaviour. *Materials Science & Engineering, A*, 573:222–233, 2013.
- [128] S. DUFRENOY, T. CHAUVEAU, R. BRENNER, C. FONTUGNE et B. BACROIX : Modeling methodology for stress determination by XRD in polycrystalline materials. 996:106–111, 2014.
- [129] B. REVIL-BAUDARD : *Simulation du comportement mécanique des alliages de titane pour les procédés de mise en forme à froid*. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2010.
- [130] A. BACZMANSKI, N. HFAIEDH, M. FRANÇOIS et K. WIERZBANOWSKI : Plastic incompatibility stresses and stored elastic energy in plastic deformed copper. *Materials Science & Engineering, A*, 501:153–165, 2009.
- [131] D. GLOAGEN, M. FRANÇOIS, R. GUILLÉN et J. ROYER : Interpretation of X-Ray stress measurement and evaluation of internal residual stresses in rolled α Ti-40 using self-consistent models. *Physica status solidi (a)*, 193(1):12–25, 2002.
- [132] K. INAL : *Etude de l'hétérogénéité des contraintes résiduelles et appliquées dans un acier austéno-ferritique. Modélisation polycristalline et analyse expérimentale par diffraction des rayons X*. Thèse de doctorat, Université Paris 11, 1998.
- [133] A. BACZMANSKI, K. WIERZBANOWSKI, J. TARASIUK et A. LODINI : Determination of residual stresses by diffraction method in anisotropic materials. *Archives of Metallurgy*, 42(2), 1997.

- [134] D. GLOAGEN, T. BERCHI, E. GIRARD et R. GUILLÉN : Measurement and prediction of residual stresses and crystallographic texture development in rolled zircaloy-4 plates : X-ray diffraction and self-consistent model. *Acta Materialia*, 55:4369–4379, 2007.
- [135] K. VAN ACKER, P. VAN HOUTTE et E. AEROUDT : Determination of residual stresses in heavy cold deformed steel. In *Proc. 4th International Conference on Residual Stresses (ICRS-4)*, pages 402–409, 1994.
- [136] H. ABOUCHI : *Etude de la fatigue de contact de roulement. Approche expérimentale dans un matériau fragile et modélisation numérique*. Thèse de doctorat, Université de Poitiers, 2006.
- [137] G.M. HAMILTON et L.E. GOODMAN : The stress field created by a circular sliding contact. *Journal of Applied Mechanics*, 33(2):371–376, 1966.
- [138] G.M. HAMILTON : Explicit equations for the stresses beneath a sliding spherical contact. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 197:53–59, 1983.
- [139] J. GRÄSSLIN, L.B. LYNNE, C. BAERLOCHER, F. GOZZO, B. SCHMITT et L. LUTTEROTTI : Advances in exploiting preferred orientation in the structure analysis of polycrystalline materials. *Journal of Applied Crystallography*, 46(1):173–180, 1013.
- [140] R. BARDET : Coefficients d’atténuation massique des rayons X. 1977.
- [141] A.F. BURR : Introduction to X-ray cross section. *CRC handbook of chemistry and physics*, 1978.
- [142] L. DANIEL, O. HUBERT et R. BILLARDON : Homogenisation of magneto-elastic behaviour : from the grain to the macro scale. *Computational & Applied Mathematics*, 23:285–308, 2004.
- [143] T. MURA : *Micromechanics of defects in solids*. Martinus Nijhoff publishers, 1987.
- [144] G. KNEER : Über die berechnung der elastizitätsmoduln vielkristalliner aggregate mit textur. *Physica status solidi (b)*, 9(3):825–838, 1965.

Annexes

Annexe A. Les différentes phases du titane

Structure cristalline	Phase	Notation	Caractéristiques et domaine d'existence
Hexagonale	alpha primaire	α_p (ou α_I)	Groupe d'espace $P6_3/mmm$. Phase intergranulaire d'équilibre issue d'une mien en solution dans le domaine $\alpha + \beta$.
	alpha secondaire	α_{sec} (ou α_{II})	Phase intergranulaire issue de la transformation de β_m au revenu.
	alpha prime	α'	Martensite aciculaire. Même composition que β_m dont elle est issue par trempe (transformation non diffusionnelle).
	omega athermique	ω_{ath}	Groupe d'espace $P6_3/mmm$. Apparaît au cours des trempes rapides depuis le domaine β . Catalyse la formation de ω_{iso} au revenu.
	alpha 2	α_2	Composé intermétallique de type Ti_3Al ($P6_3/mmm$). Apparaît lors d'un maintien prolongé entre 450°C et 700°C si Al% >7. Très durcissante et fragilisante.
Cubique centrée	bêta	β	Phase stable à haute température, de groupe d'espace $Im\bar{3}m$.
	bêta métastable	β_m	Phase instable qui se transforme totalement ou partiellement en martensite α'' , ou en produit de décomposition eutectoïdes par apport d'énergie thermique ou mécanique.
Orthorhombique	alpha seconde	α''	Groupe d'espace $Pmma$. Martensite précipitant sous contrainte dans la phase β_m lors d'un refroidissement très rapide. Diminue la limite de rupture en traction.
Cubique faces centrées	gamma	γ	Composé intermétallique $TiAl$ ($L1_0$)

Tableau A.1 : Phases possibles dans les alliages de titane [19]

Annexe B. L'essai de fatigue fretting

Pour le calcul des champs de contraintes induits par les essais en fretting, la théorie du contact de Hertz étendue par Mindlin est utilisée.

Nous nous limitons dans ce développement au contact ponctuel, utilisé dans cette étude.

B.1. La théorie de Hertz pour les contacts ponctuels [64]

Le contact ponctuel est schématisé sur la figure B.1. Les nomenclatures sont les suivantes :

- P la charge normale ;
- a_h le rayon de la surface de contact ;
- p_0 la pression maximale appliquée au milieu du contact.

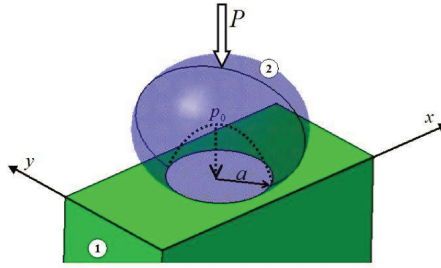


Figure B.1 : Schéma du contact ponctuel [136].

En connaissant les propriétés élastiques des deux matériaux (hypothèse de l'élasticité isotrope), nous déterminons le rayon a_h et la pression p_0

$$a_h = \left(\frac{3.P.R^*}{4.E^*} \right)^{1/3} \quad (\text{B.1})$$

$$p_0 = \frac{3.P}{2.\pi.a_h^2} \quad (\text{B.2})$$

avec E^* le module d'Young équivalent tel que

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \quad (\text{B.3})$$

et R^* le rayon équivalent défini par

$$\frac{1}{R^*} = \frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \quad (\text{B.4})$$

Notons que pour le cas d'une surface plane, $R_i = \infty$.

De plus, nous connaissons la distribution des pressions sur la surface de contact

$$p(r) = p_0 \left(1 - \frac{r^2}{a_h^2}\right)^{1/2} \quad (\text{B.5})$$

r correspondant à la position sur la surface de contact en coordonnées sphériques.

La contrainte de cisaillement maximale, selon le critère de Tresca, vaut $\tau = 0,31.p_0$ et est atteinte à une profondeur $z = 0,48.a_h$. Ce point est appelé le point de Hertz. Il s'agit du site privilégié pour le démarrage de la plasticité et de la fissuration en l'absence de frottement.

B.2. La théorie de Mindlin pour les contacts ponctuels avec glissement partiel [65]

Cette théorie est un complément de la théorie de Hertz car elle s'applique au contact subsissant à la fois un effort normal et un effort tangentiel, tel que $Q < \mu.P$, donc sans mouvement macroscopique.

L'effort tangentiel présent, bien qu'insuffisant pour générer un mouvement, va introduire des microglissements dans la zone de contact. Mindlin définit deux zones :

1. La zone centrale restant adhérente, telle que $\tau_{zx} < \mu.p(x, y)$;
2. une zone annulaire où les contraintes tangentielles provoquent le glissement ($\tau_{zx} > \mu.p(x, y)$).

Ces zones sont délimitées entre elles par le rayon de Mindlin a_m défini par

$$a_m = a_h \left(1 - \frac{Q}{\mu.P}\right)^{1/3} \quad (\text{B.6})$$

avec P et Q représentant respectivement les efforts normaux et tangentiels et μ le coefficient de frottement défini par $\mu = \frac{Q}{P}$ dans les contacts glissants. Notons a_h , le rayon de hertz délimitant la zone de contact (illustration sur la figure B.2).

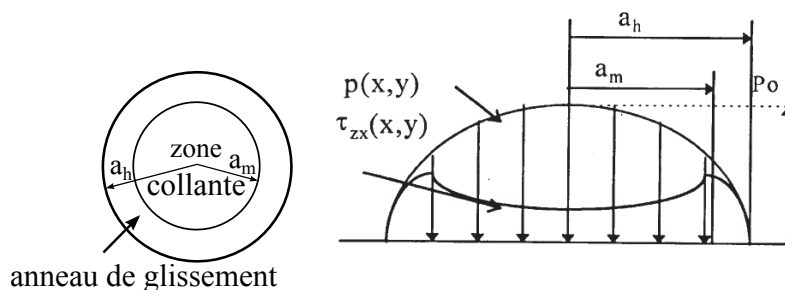


Figure B.2 : Schéma du contact en glissement partiel et de la distribution des pressions normales et tangentielles [63].

B.3. Le calcul des champs de contraintes associées au glissement partiel

A partir des équations d'Hamilton relatives au glissement total [137, 138], Koenen [66] a défini l'évolution du champ de contraintes pour un contact ponctuel sous sollicitation cyclique en glissement partiel. Koenen a supposé la superposition de deux glissements totaux de signes opposés pour définir ce glissement partiel. Ainsi, en utilisant le principe de superposition des champs de contraintes, nous déterminons le champ de contraintes en glissement partiel ($\underline{\sigma}_{GP}$)

$$\underline{\sigma}_{GP} = \underline{\sigma}_{a_h}^N + \underline{\sigma}_{GT,a_h}^{T1} + \underline{\sigma}_{GT,a_m}^{T1} \quad (\text{B.7})$$

Les expressions des champs de contraintes analytiques associées au chargement normal, $\underline{\sigma}_{a_h}^N$, sont les suivantes (dans la zone de contact, $r = \sqrt{x^2 + y^2} < a_h$)

$$\begin{aligned} \sigma_{xx,a_h}^N &= \frac{F_N}{r^2 \cdot a_h} \left\{ \frac{y^2 - x^2}{r^2} \frac{1 - 2\nu}{3} [(a_h^2 - r^3)^{2/3} - a_h^3] - (x^3 + 2\nu \cdot y^2) (a_h^2 - r^2)^{1/2} \right\} \\ \sigma_{yy,a_h}^N &= \frac{F_N}{r^2 \cdot a_h} \left\{ \frac{x^2 - y^2}{r^2} \frac{1 - 2\nu}{3} [(a_h^2 - r^3)^{2/3} - a_h^3] - (y^3 + 2\nu \cdot x^2) (a_h^2 - r^2)^{1/2} \right\} \\ \sigma_{zz,a_h}^N &= -\frac{F_N}{a_h} (a_h^2 - x^2 - y^2)^{1/2} \\ \tau_{xy}^N &= \frac{F_N}{a_h} x \cdot y \frac{1 - 2\nu}{r^4} \left[-r^2 \cdot (a_h^2 - r^2)^{1/2} - \frac{2}{3} (a_h^2 - r^2)^{3/2} + \frac{2 \cdot a_h^2}{3} \right] \end{aligned} \quad (\text{B.8})$$

Celles associées aux efforts tangentiels en glissement total (1), $\underline{\sigma}_{GT,a_h}^{T1}$, sur le rayon de Hertz, a_h (soit $r = \sqrt{x^2 + y^2} = a_h$)

$$\begin{aligned} \sigma_{xx,GT,a_h}^{T1} &= -\frac{\mu \cdot F_N}{a_h} \frac{\pi \cdot x}{2} \left(\frac{\nu}{4} + 1 \right) \\ \sigma_{yy,GT,a_h}^{T1} &= -\frac{\mu \cdot F_N}{a_h} \frac{3\pi \cdot \nu \cdot x}{8} \\ \tau_{zx,GT,a_h}^{T1} &= \frac{\mu \cdot F_N}{a_h} (a_h^2 - r^2)^{1/2} \\ \tau_{xy,GT,a_h}^{T1} &= \frac{\mu \cdot F_N}{a_h} \frac{\pi \cdot y}{4} \left(\frac{\nu}{2} - 1 \right) \end{aligned} \quad (\text{B.9})$$

Concernant celles associées au glissement total, $\underline{\sigma}_{GT,a_m}^{T1}$, dans le sens opposé de $\underline{\sigma}_{GT,a_h}^{T1}$, deux cas sont à prendre en compte :

1. $r = \sqrt{x^2 + y^2} < a_m$

$$\begin{aligned}\sigma_{xx,GT,a_m}^{T2} &= \frac{\mu \cdot F_N}{a_h} \frac{\pi \cdot x}{2} \left(\frac{\nu}{4} + 1 \right) \\ \sigma_{yy,GT,a_m}^{T2} &= \frac{\mu \cdot F_N}{a_h} \frac{3\pi \cdot \nu \cdot x}{8} \\ \tau_{zx,GT,a_m}^{T2} &= -\frac{\mu \cdot F_N}{a_h} (a_m^2 - r^2)^{1/2} \\ \tau_{xy,GT,a_m}^{T2} &= -\frac{\mu \cdot F_N}{a_h} \frac{\pi \cdot y}{4} \left(\frac{\nu}{2} - 1 \right)\end{aligned}\tag{B.10}$$

2. $r = \sqrt{x^2 + y^2} > a_m$

$$\begin{aligned}\sigma_{xx,GT,a_m}^{T2} &= -\frac{\mu \cdot F_N}{a_h} \left[-x \left(1 + \frac{\nu}{4} \right) \phi_m + a_m \cdot x \frac{m_{om}}{r^4} \left(-\nu \cdot m_{om}^2 \left(\frac{3}{2} - 2 \frac{x^2}{r^2} \right) + 7\nu \frac{r^2}{4} - 2\nu \cdot x^2 + r^2 \right) \right] \\ \sigma_{yy,GT,a_m}^{T2} &= -\frac{\mu \cdot F_N}{a_h} \left[-\frac{3x \cdot \nu \cdot \phi_m}{4} + \frac{a_m \cdot x \cdot m_{om}}{r^4} \left(\nu \cdot a_m^2 \left(\frac{1}{2} - \frac{2 \cdot y^2}{r^2} \right) + \frac{3 \cdot \nu}{4 \cdot r^2} \right) \right] \\ \tau_{xy,GT,a_m}^{T2} &= -\frac{\mu \cdot F_N}{a_m} \left[\frac{y \cdot \phi_m}{2} \left(\frac{\nu}{2} - 1 \right) + \frac{a_m \cdot y \cdot m_{om}}{r^4} \left(-\nu \cdot m_{om}^2 \left(\frac{1}{2} - \frac{2x^2}{r^2} \right) - 2\nu \cdot x^2 + \frac{\nu \cdot r^2}{4} + \frac{r^2}{2} \right) \right]\end{aligned}\tag{B.11}$$

avec $\phi_m = \arctan\left(\frac{a_h}{m_{om}}\right)$, $m_{om} = \left(\frac{S+A}{2}\right)^{1/2}$, $S = (A^2 + 4 \cdot a_h^2 \cdot z^2)^{1/2}$ et $A = r^2 + z^2 - a_h^2$

Annexe C. Définition des angles associés à la mesure par DRX et relations

Le dispositif XSolo est principalement dédié aux mesures de contraintes mais, pour un formalisme non conventionnel par rapport à la norme AFNOR en vigueur. Du fait de sa source ponctuelle couplée à un détecteur 2D, nous ne sommes pas en configuration dite Bragg-Brentano. De plus, étant donné que le détecteur 2D est plan et non centré sur la mesure, l'intersection de celui-ci avec le cône de diffraction se fait à différentes hauteurs, ce qui nous contraint à définir de nouveaux angles associés à la géométrie.

Les angles associés au dispositif expérimental sont présentés sur la figure C.2. Les inclinaisons du détecteur permettent un décentrement sur les figures de pôles des points de mesure. Ceci permet une plus grande couverture de ces figures (illustration sur la figure C.1).

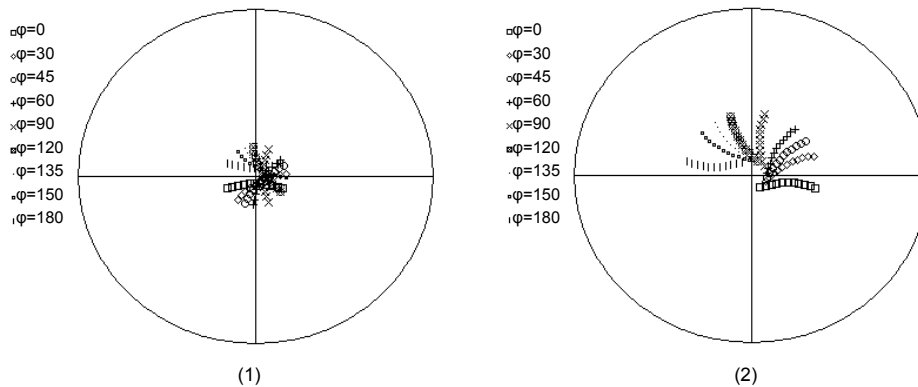


Figure C.1 : Différence de couverture avec un détecteur non incliné $\psi_M = 0^\circ$ (1) et un détecteur incliné comme dans notre configuration, $\psi_M = 17^\circ$ (2). La définition de ψ_M est précisée ci-dessous.

Nous définissons les angles associés à la mesure et à notre dispositif suivant (illustration sur les schémas des figures C.2 et C.3) :

- ϕ_M , correspondant à l'orientation de l'échantillon par rapport à l'appareil.
- ψ_M , l'angle d'inclinaison du détecteur, fixé à $\psi_M = 17^\circ$.
- ω , l'angle d'incidence du faisceau sur la surface de l'échantillon. Celui-ci est fixé à $\omega = 55^\circ$.
- η , assimilable à l'angle ψ des mesures conventionnelles. Cet angle suit l'anneau de Debye (intersection du cône de diffraction avec le détecteur) enregistré par le détecteur.
- θ , classiquement défini comme l'angle entre le faisceau incident et la normale au plan diffractant.

Les relations entre ces angles et les angles classiques associés à la diffraction sont définies dans les travaux de Grässlin et al. [139].

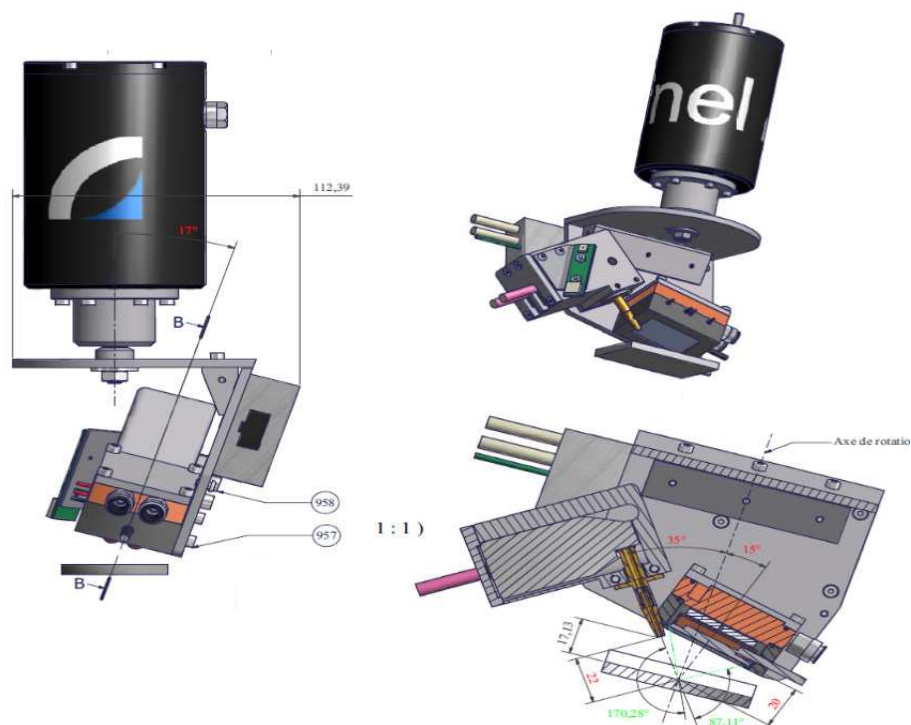


Figure C.2 : Schéma présentant les différents angles associés à la géométrie de l'appareil XSolo (documents INEL).

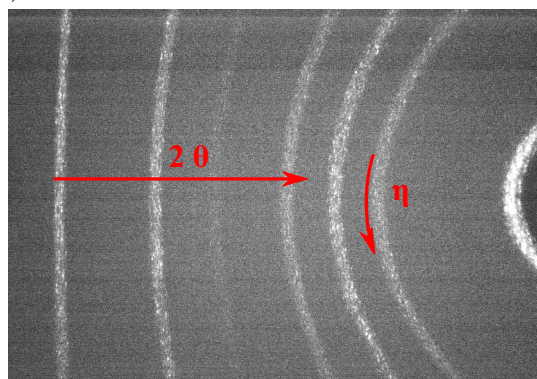


Figure C.3 : Image de sortie d'une mesure sur une poudre de LaB6 et définition de l'angle η .

Annexe D. Calcul des profondeurs de pénétration en diffraction des rayons X

Dans notre étude, nous nous sommes intéressés à la détermination du gradient de contraintes dans l'épaisseur de nos matériaux. Cette étude est couplée à des mesures de texture cristallographique réalisées sur un autre diffractomètre. Il est donc important de connaître la profondeur de pénétration des rayons X dans chaque configuration.

Pour ce faire, nous utilisons la loi de Beer-Lambert afin de déterminer l'absorption des rayons X sur le trajet du faisceau [140]

$$I = I_0 \cdot \exp\left(-\frac{\mu}{\rho} \cdot \rho \cdot x\right) \quad (\text{D.1})$$

avec $\frac{\mu}{\rho}$ le coefficient d'absorption d'absorption massique du matériau et ρ sa masse volumique, x la distance parcouru par le faisceau.

Avec l'appareil de détermination de contraintes XSolo, le problème est schématisé sur la figure D.1. Il est bien connu que l'absorption d'un matériau donné dépend de l'énergie du faisceau de rayons X.

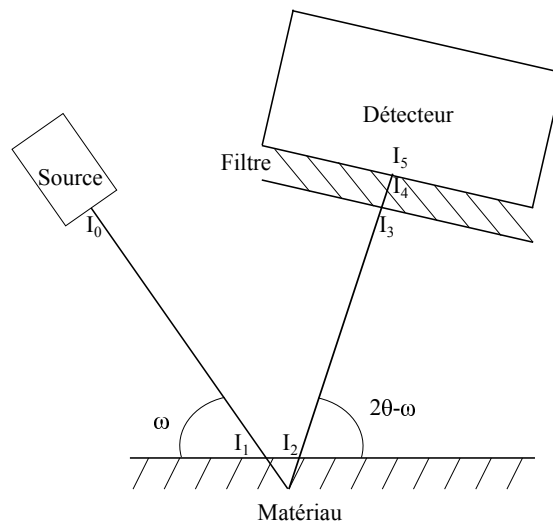


Figure D.1 : Schéma représentant les différentes atténuations de l'intensité I_0 du faisceau RX source à prendre en compte dans notre problème. Les intensité I_i (i non nul) correspondent à : I_1 après le premier passage dans l'air, I_2 après le passage dans le matériau, I_3 après le second passage dans l'air, I_4 après le passage dans le filtre et I_5 liée à la réponse du détecteur.

Pour rappel, l'appareil est équipé d'un filtre en titane et d'un détecteur 2D linéaire (figure D.1). La source est polychromatique en titane. Ainsi, les énergies associées à l'émission

k_α et k_β sont respectivement 4500 eV et 4861 eV. A ces niveaux d'énergie, le titane et ses alliages ont les coefficients d'absorption massique respectivement 111 g.cm^{-2} pour k_α et $86,8 \text{ g.cm}^{-2}$ pour k_β . Nous considérons que l'absorption massique de l'air vaut $54,9 \text{ g.cm}^{-2}$ [141].

La distance entre la source et l'échantillon est environ $d_{source} = 45 \text{ mm}$ et celle entre l'échantillon et le détecteur vaut $d_{détecteur} = 20 \text{ mm}$. Les incertitudes sur ces mesures de l'ordre de 0,1 mm n'ont pas d'influence sur les résultats. L'épaisseur de filtre est de $15 \mu\text{m}$ et le rendement du détecteur est aux alentours de 70% (données constructeur).

Nous pouvons alors calculer tous les rapports $\frac{I_i}{I_{i-1}}$ à l'exception de $\frac{I_2}{I_1}$ qui dépend de la profondeur de pénétration. En considérant qu'en dessous d'un rapport $\frac{I_5}{I_0} < 4\%$, nous n'observons plus de signal sur le détecteur (en raison d'un bruit de fond important, principalement causé par le vanadium contenu dans nos matériaux), nous avons alors

$$\frac{I_2}{I_1} = \frac{\frac{I_5}{I_0} (> 0.04)}{\frac{I_1}{I_0} \cdot \frac{I_3}{I_2} \cdot \frac{I_4}{I_3} \cdot \frac{I_5}{I_4}} \quad (\text{D.2})$$

Ainsi, nous déterminons le trajet maximum du faisceau dans la matière (illustration sur la figure D.2)

$$a + b = -\frac{1}{\mu} \ln \left(\frac{I_2}{I_1} \right) \quad (\text{D.3})$$

avec $a = p/\cos(\omega)$ et $b = p/\cos(\beta)$, β étant directement lié à la position du faisceau diffracté sur le détecteur. Notons qu'en configuration $\theta - 2.\theta$, nous avons $\omega = \beta = \theta$.

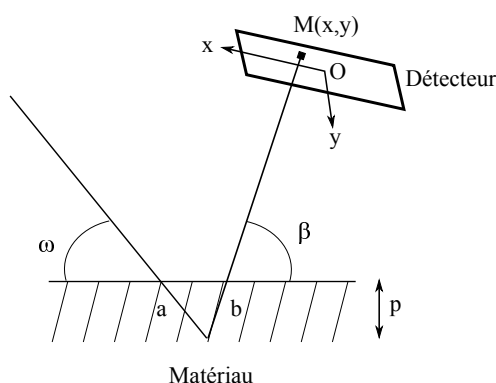


Figure D.2 : Illustration du trajet du faisceau dans l'échantillon et de la relation avec la profondeur de pénétration p . Repère (xOy) centré sur le centre du détecteur.

Dès lors, nous pouvons déterminer la profondeur de pénétration en tout point $M(x, y)$ du détecteur (voir les figures D.2 et D.3). Nous remarquons sur cette figure une pénétration de l'ordre de $10 \mu\text{m}$ pour les raies dues à l'émission de la raie $Ti k_\alpha$ et de l'ordre de $15 \mu\text{m}$ pour celles provenant de l'émission de la $Ti k_\beta$.

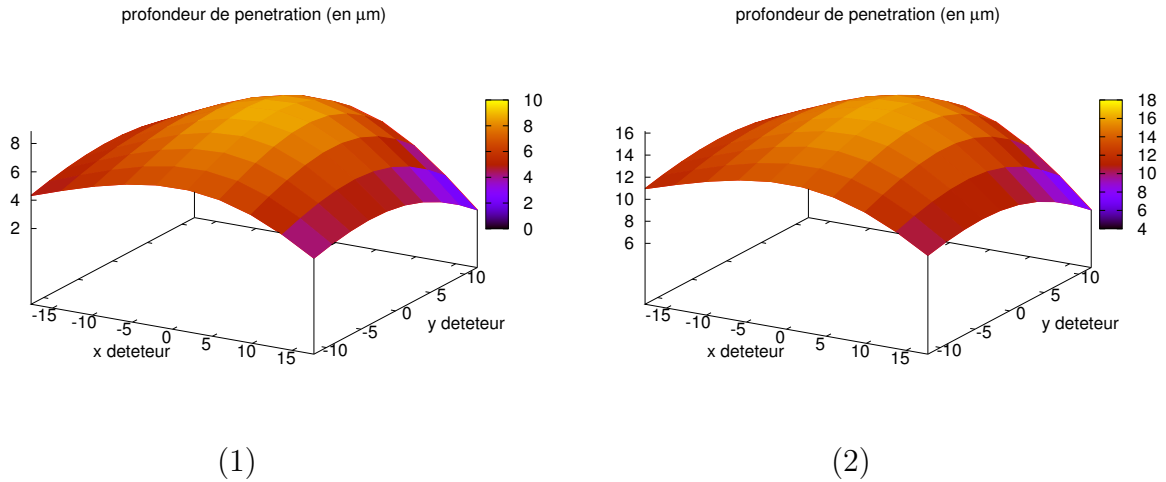


Figure D.3 : Calcul des profondeurs de pénétration pour le rayonnement k_α (1) et k_β (2) en fonction de la position du faisceau diffracté sur le détecteur.

Nous pouvons appliquer la même démarche pour calculer la profondeur de pénétration pour les mesures de texture réalisées à l'aide d'un dispositif 4 cercles équipé d'une source ponctuelle $Co k_\alpha = 0,17902 nm$. Le coefficient d'absorption massique du titane vaut alors $\frac{\mu}{\rho} = 301 g.cm^{-2}$ et celui de l'air vaut $0,049 g.cm^{-2}$ [141]. Les distances respectives source-échantillon et échantillon-détecteur sont $d=250 mm$. Nous pouvons alors calculer la profondeur de pénétration associée à chaque raie de diffraction utilisée pour déterminer les textures de nos échantillons. Nous obtenons des profondeurs de pénétration de l'ordre de $10 \mu m$ pour la phase hexagonale, et de l'ordre de $12 \mu m$ pour la phase β . Les différences entre ces deux phases s'expliquent par l'angle 2θ plus important pour les raies prises en compte pour calculer la texture de la phase β . Pour ces deux phases, ces calculs sont réalisés à déclinaison nulle de l'échantillon (points de mesure localisés au centre des figures de pôle). La variation de la déclinaison fera diminuer la profondeur de pénétration.

Quelques soient les appareils, les points d'impacts des faisceaux sur l'échantillon sont de forme elliptique et centrés aux mêmes endroits. La taille du faisceau ne change pas sur le dispositif XSolo (petit axe*grand axe= $2,4*4 mm^2$). Pour le goniomètre de texture, les dimensions des axes de l'ellipse vont varier en fonction de l'angle θ et l'angle de déclinaison ψ , soit $2,4.sin(\theta) * 2,4/cos(\psi) mm^2$, avec $\psi_{max} = 80^\circ$. Cette taille de faisceau nous permet de garder une représentativité statistique en terme de nombre de grains irradiés, même si le volume irradié n'est pas constant pour les mesure de figures de pôles.

Nous avons vérifié ces profondeurs de pénétration de manière expérimentale en ajoutant un filtre en titane de 10 ou $15 \mu m$ d'épaisseur sur un échantillon. Nous avons constaté que pour les deux expériences, il n'y a plus de signal provenant de l'échantillon avec un filtre d'une épaisseur de $15 \mu m$.

Annexe E. Préparation des échantillons

E.1. Le protocole de polissage mécanique

La préparation des échantillons nécessaire à l'imagerie et aux analyses liées à l'emploi de MEB est la suivante :

1. Enrobage à froid des échantillons avec une résine conductrice ;
2. Polissage mécanique de la surface à caractériser avec les papiers SiC P1200, P2400 et P4000, correspondant respectivement à un diamètre moyen des grains des particules de SiC de 15, 10 et 5 μm ;
3. L'étape précédente est suivie de 20 minutes de polissage sur drap de polissage avec de la silice colloïdale en suspension.
4. Rinçage soigné les échantillons (eau puis éthanol).

E.2. Le polissage électrolytique

Pour les analyses en profondeur, de la matière a été retirée par polissage électrolytique en utilisant la solution A3 développée par Struers contenant entre 55 à 75 % de méthanol et 25 à 45 % de 2-butoxyethanol. A l'aide d'un masque positionné sur les échantillons, les surface impactées par ce polissage ont des diamètres de l'ordre de 6 mm. Le centre de ces surfaces, centre des éprouvettes, est aussi le centre du point d'impact des faisceaux de rayons X (contraintes et texture) de géométrie elliptique. Les paramètres utilisés sont les suivants :

- Voltage : 40 V ;
- Flux : 10 ;
- temps : 5 secondes ;
- Température : environ 10°C.

L'opération est répétée plusieurs fois afin d'enlever l'épaisseur de matière désirée et d'éviter la surchauffe de l'électrolyte.

Pour le contrôle de la quantité de matière enlevée, nous avons utilisé un microscope optique confocale développé par Keyence. Cet appareil nous permet d'avoir accès aux profils des surfaces analysées.

A chaque étape de polissage, les mesures ont été réalisées sur la zone polie ainsi que sur la zone non polie. Ainsi, nous avons accès à la hauteur moyenne des deux zones et donc à l'épaisseur de matière enlevée par le procédé de polissage électrolytique. Sur la figure E.1, nous observons un exemple de mesure de matière enlevée par ce polissage. Les profils sont

homogènes sur une zone d'environ $500\mu m$ et le reste sur le centre de l'empreinte obtenue après décapage ($4\mu m$ environ, soit proche de la taille du faisceau de rayon X).

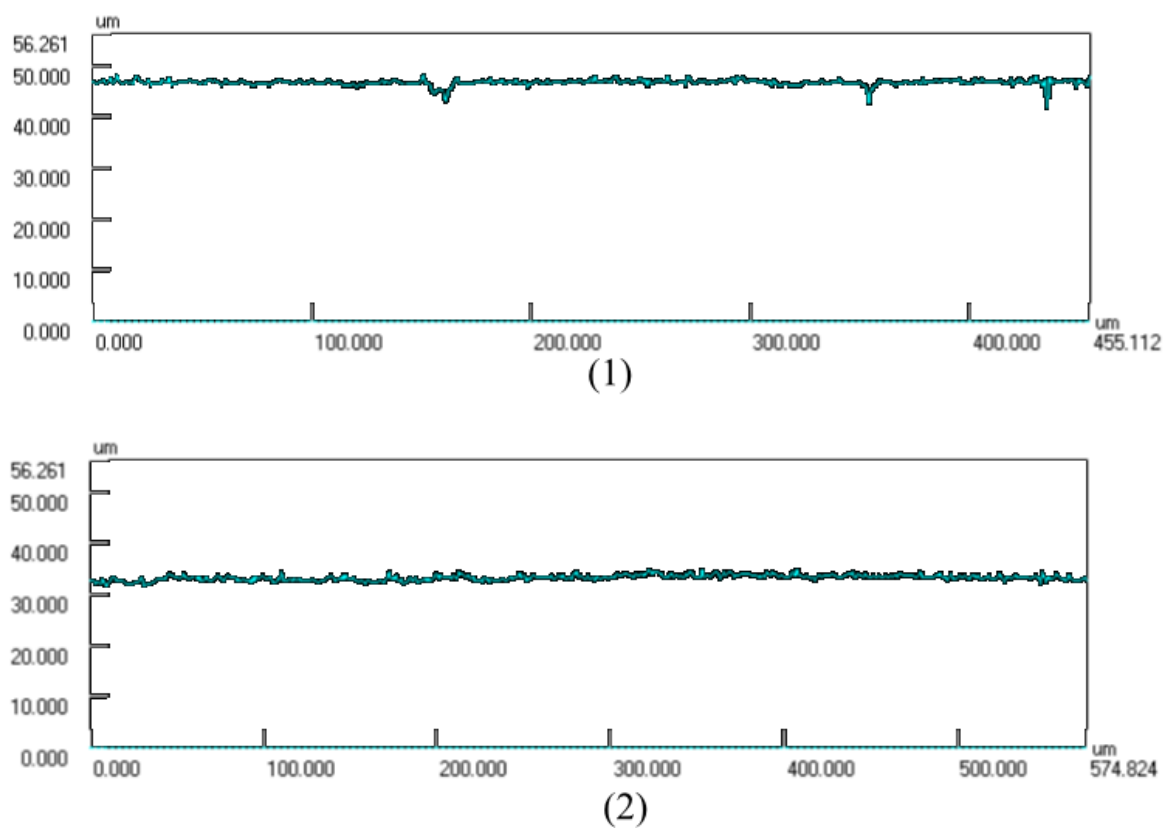


Figure E.1 : Détermination de la profondeur retirée après un premier passage en polissage électrolytique. (1) hauteurs mesurées sur une partie de l'éprouvette non polie (moyenne : $47\mu m$) et (2) hauteur sur une partie polie de l'éprouvette (moyenne : $33\mu m$).

Annexe F. Complément sur les différentes mesures de texture cristallographique

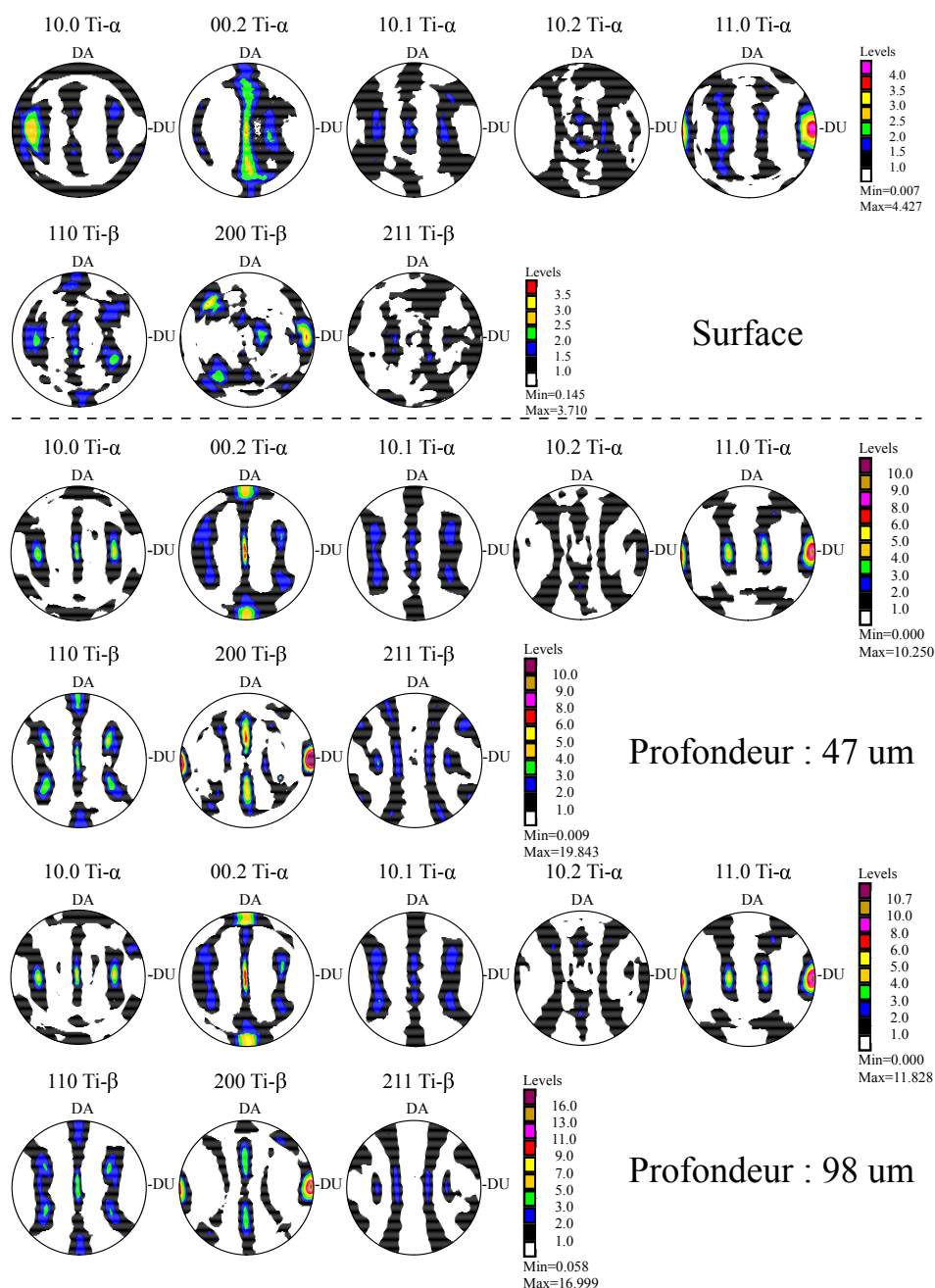


Figure F.1 : Figures de pôles des différentes profondeurs étudiées du lot 1.

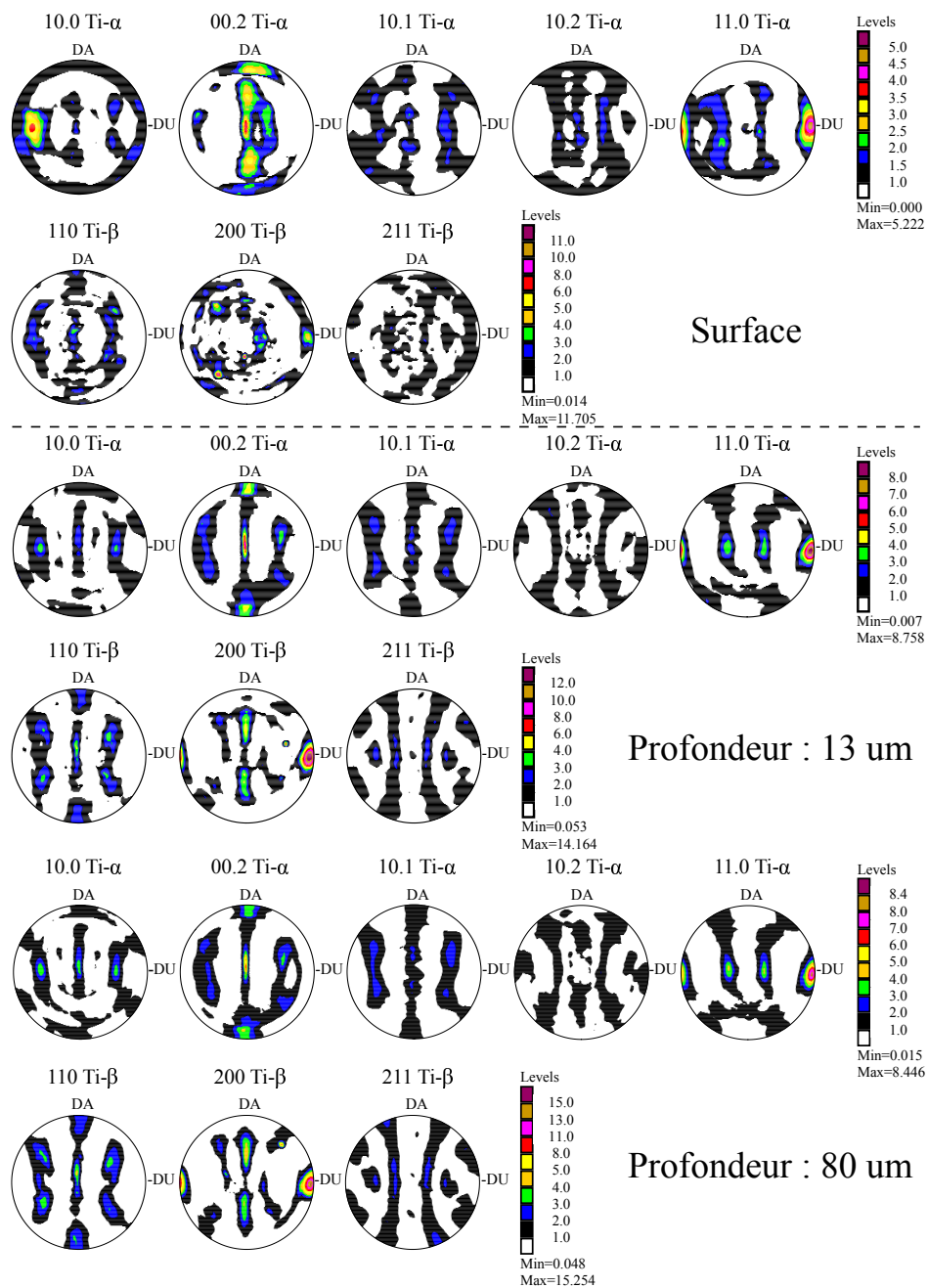


Figure F.2 : Figures de pôles des différentes profondeurs étudiées du lot 2.

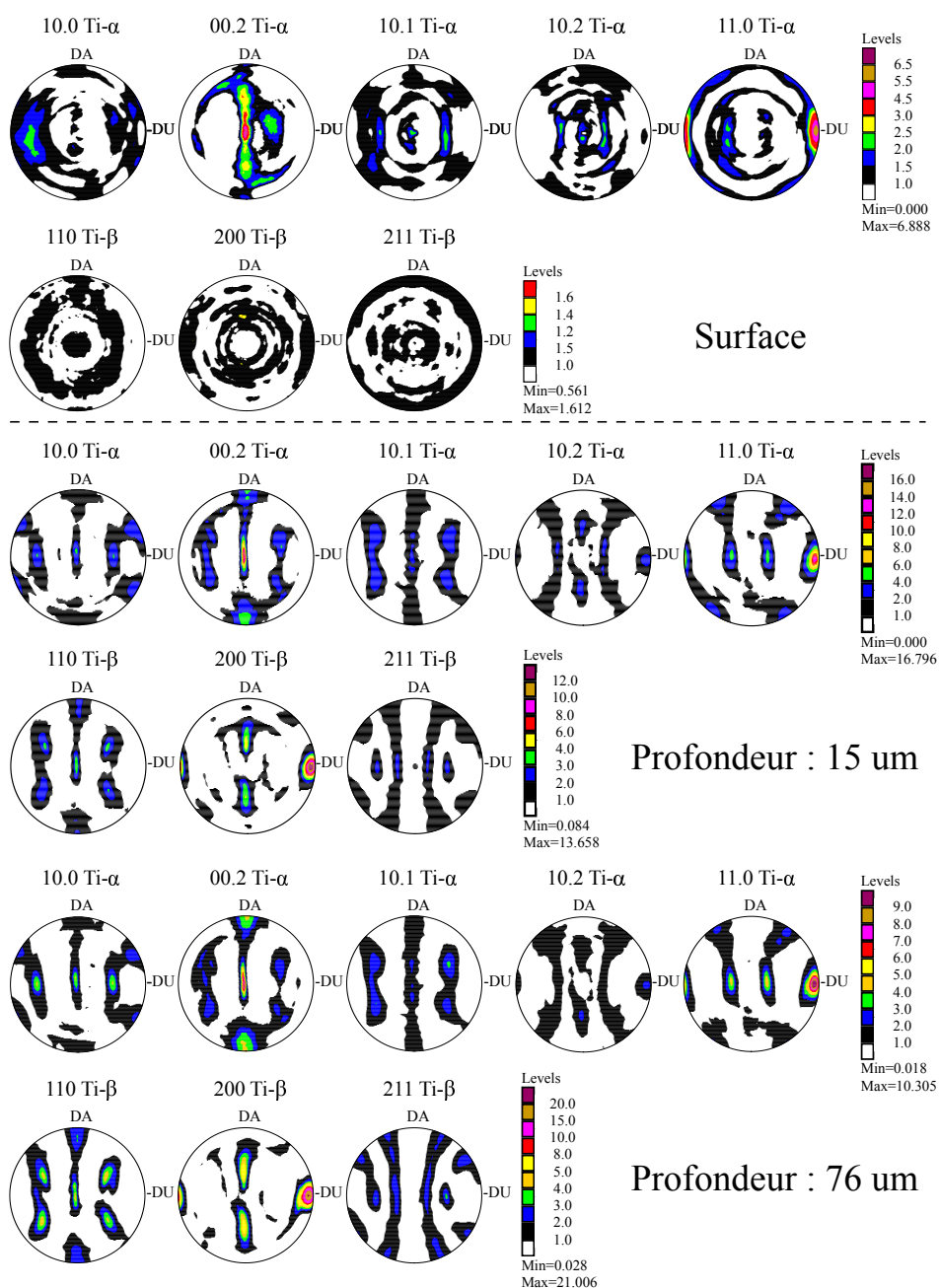


Figure F.3 : Figures de pôles des différentes profondeurs étudiées du lot 3.

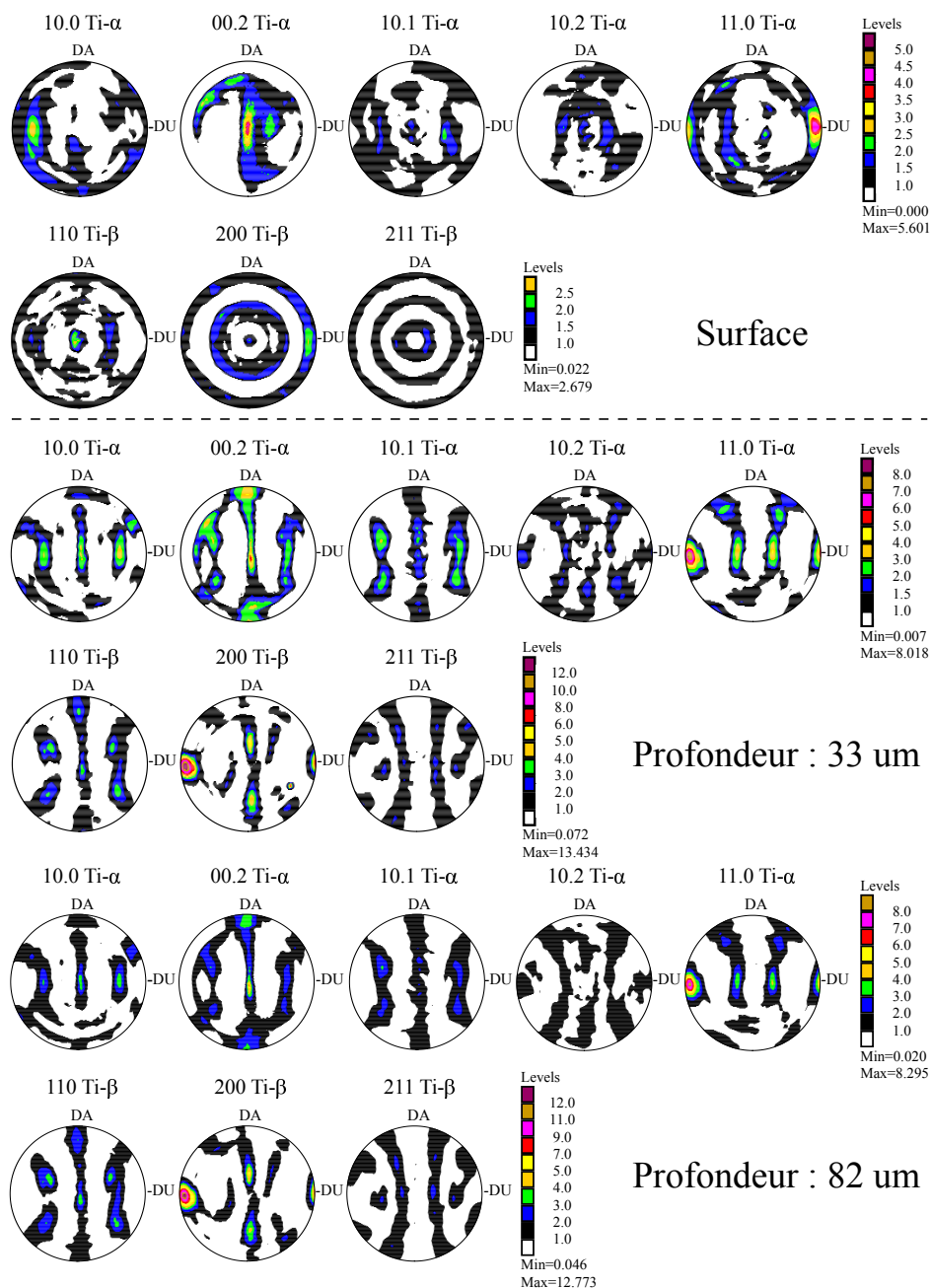


Figure F.4 : Figures de pôles des différentes profondeurs étudiées du lot 4.

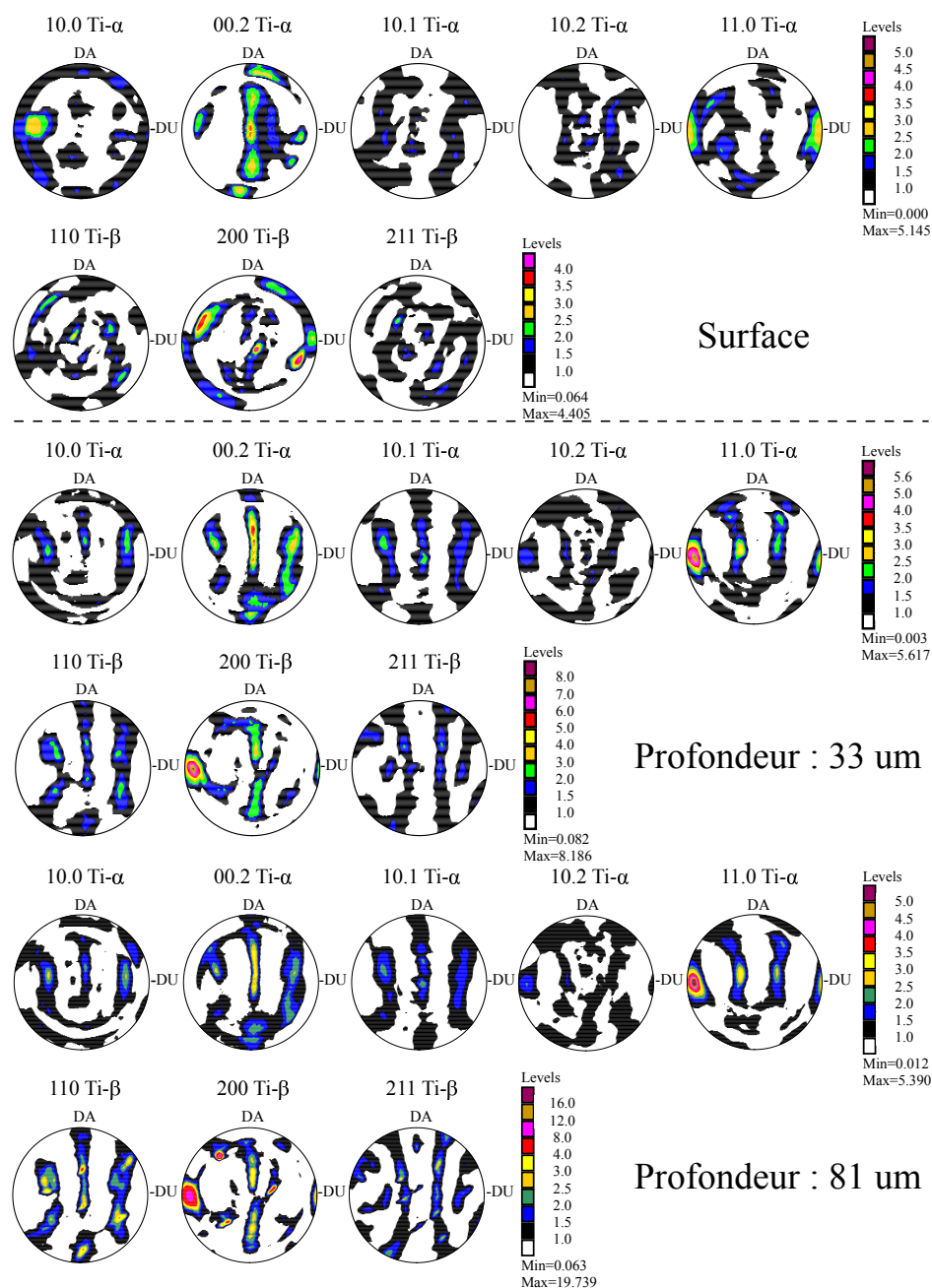


Figure F.5 : Figures de pôles des différentes profondeurs étudiées du lot 5.

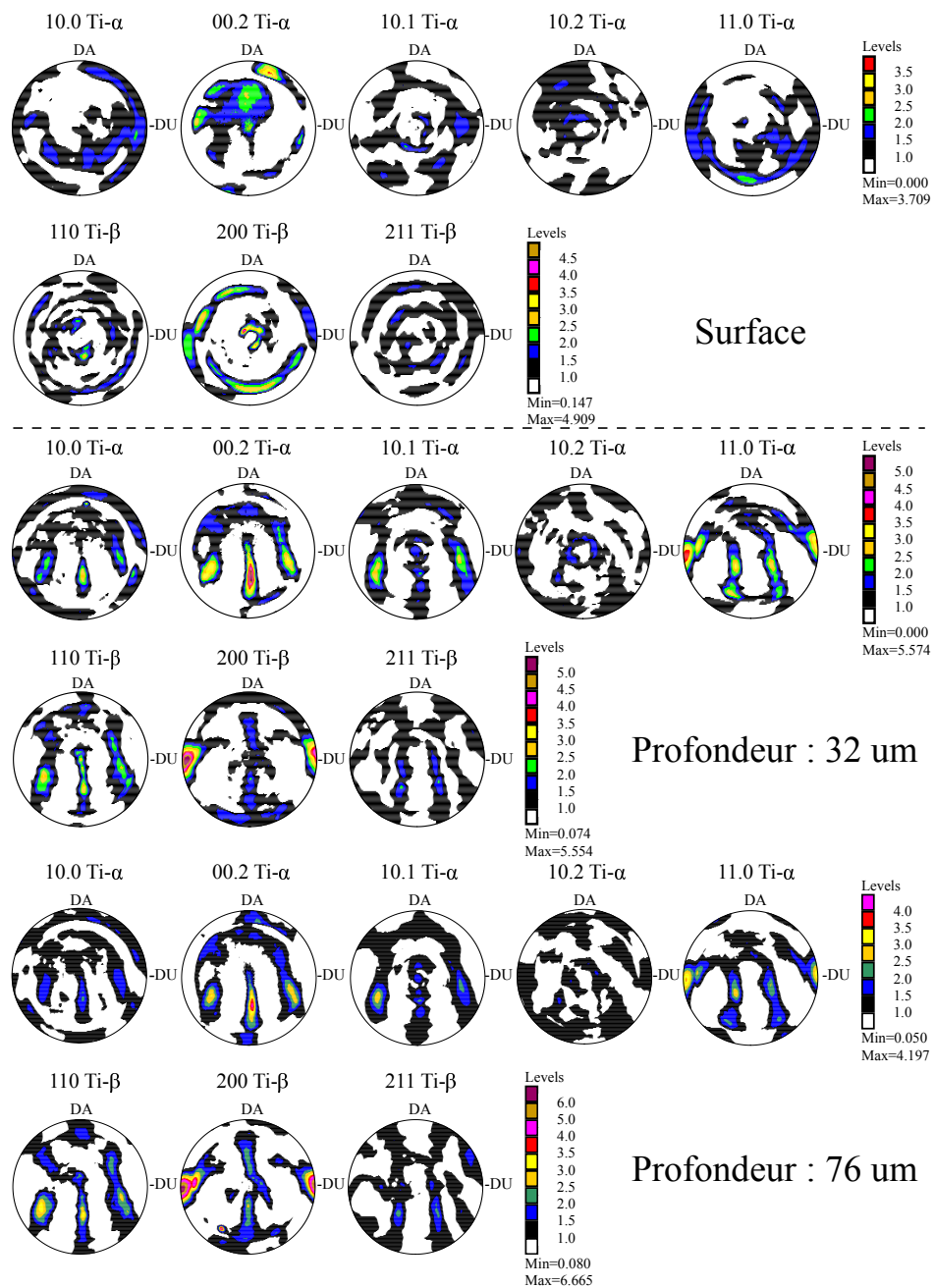


Figure F.6 : Figures de pôles des différentes profondeurs étudiées du lot 6.

Annexe G. Le problème d'inclusion d'Eshelby et intégration du tenseur d'Eshelby

G.1. Le problème d'Eshelby

Certaines méthodes d'approximation du comportement des polycristaux (Hashin et Shtrikman, méthodes autocohérentes) se résolvent avec le problème d'inclusion d'Eshelby.

Soit un milieu infini homogène de volume V est caractérisé par le tenseur des raideurs \mathbf{C} . Supposons qu'un domaine fini de volume I , $I \ll V$, situé dans le milieu, subisse une transformation homogène (déformation thermique, changement de phase...). Alors, si ce domaine I était isolé, celui-ci se déformerait induisant une incompatibilité de frontière entre V et I . Le matériau non transformé empêche l'inclusion de se déformer comme si elle était libre. Un état d'équilibre va permettre de définir le compromis entre la déformation de l'inclusion et l'opposition à celle-ci du milieu infini (Figure G.1).

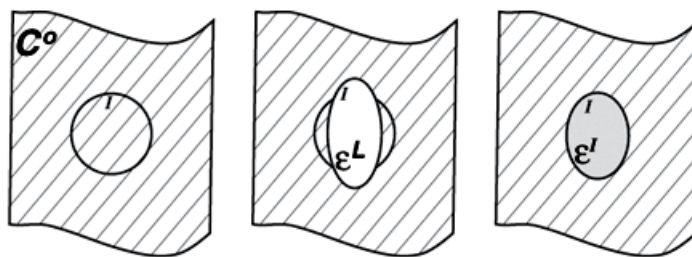


Figure G.1 Représentation schématique du problème d'inclusion d'Eshelby [142].

Les équations associées à ce problème sont les suivantes

$$\begin{cases} \underline{\underline{\epsilon}}(x) \text{ cinématiquement admissible (C.A) dans } V \\ \underline{\underline{\sigma}}(x) \text{ statiquement admissible (S.A) dans } V \\ \underline{\underline{\epsilon}}(x) \rightarrow 0 \text{ loin de } I \\ \underline{\underline{\sigma}}(x) = \mathbf{C}(x) : \underline{\underline{\epsilon}}(x), \quad x \in V \setminus I \\ \underline{\underline{\sigma}}^I(x) = \mathbf{C}(x) : (\underline{\underline{\epsilon}}^I(x) - \underline{\underline{\epsilon}}^t(x)), \quad x \in I \end{cases} \quad (\text{G.1})$$

avec $\underline{\underline{\epsilon}}^I$ et $\underline{\underline{\sigma}}$, respectivement la déformation et la contrainte de l'inclusion et $\underline{\underline{\epsilon}}^t$ la déformation de l'inclusion si cette inclusion était isolée.

Les champs de déformations $\underline{\underline{\epsilon}}^I$ et $\underline{\underline{\epsilon}}^t$ sont reliés de la façon suivante

$$\underline{\underline{\epsilon}}^I(\underline{x}) = \mathbf{S}^E(\underline{x}) : \underline{\underline{\epsilon}}^t(\underline{x}) \quad (\text{G.2})$$

avec \mathbf{S}^E le tenseur de Eshelby, possédant la symétrie mineure mais pas la symétrie majeure. Ce tenseur dépend de la forme de l'inclusion ainsi que des modules d'élasticité du milieu infini.

Eshelby [111] a montré que le tenseur \mathbf{S}^E est constant dans l'inclusion lorsque l'inclusion est de forme ellipsoïdale. Ainsi, nous avons la relation suivante (valable seulement dans l'inclusion)

$$\underline{\underline{\epsilon}}^I = \mathbf{S}^E : \underline{\underline{\epsilon}}^t \quad (\text{G.3})$$

La loi de comportement de l'inclusion $\underline{\underline{\sigma}}^I = \mathbf{C} : (\underline{\underline{\epsilon}}^I - \underline{\underline{\epsilon}}^t)$ devient, en introduisant un tenseur de polarisation $\underline{\underline{\tau}}$ ayant la dimension d'une contrainte

$$\underline{\underline{\sigma}}^I = \mathbf{C} : \underline{\underline{\epsilon}}^I + \underline{\underline{\tau}} \text{ avec } \underline{\underline{\tau}} = -\mathbf{C} : \underline{\underline{\epsilon}}^t \quad (\text{G.4})$$

Dès lors, il est possible d'exprimer la solution d'Eshelby en fonction de la polarisation en introduisant le tenseur de Hill \mathbf{P} [113]

$$\underline{\underline{\epsilon}}^I = -\mathbf{P} : \underline{\underline{\tau}} \text{ avec } \mathbf{P} = \mathbf{S}^E : \mathbf{S} \quad (\text{G.5})$$

Le tenseur \mathbf{P} est souvent utilisé car il possède la symétrie mineure comme le tenseur de Eshelby mais aussi la symétrie majeure. De même que pour \mathbf{S}^E , \mathbf{P} ne dépend que de la forme de l'inclusion et des modules d'élasticité du milieu infini.

Par la suite, ce problème a été étendu pour les inclusions hétérogènes (modules d'élasticité de l'inclusion différents de ceux du milieu infini) mais aussi avec un chargement infini [59].

Concernant l'inclusion hétérogène (de raideurs élastiques \mathbf{C}^I), un nouveau tenseur a été introduit par Hill, le tenseur d'influence ou tenseur d'interaction \mathbf{C}^\star , caractérisant l'effort que le milieu infini exerce sur l'inclusion après déformation

$$\underline{\underline{\epsilon}}^I = -(\mathbf{C}^\star - \mathbf{C}^I) \text{ avec } \mathbf{C}^\star = \mathbf{P}^{-1} - \mathbf{C} \quad (\text{G.6})$$

Ces problèmes sont solvables dans l'espace dual, les tenseurs introduits précédemment deviennent alors :

- Le tenseur d'Eshelby dual \mathbf{C}^E , d'où $\underline{\underline{\sigma}}^I = \mathbf{C}^E : \underline{\underline{\tau}}$
- Le tenseur de Hill dual \mathbf{Q} tel que $\underline{\underline{\sigma}}^I = -\mathbf{Q} : \underline{\underline{\epsilon}}^t$, soit $\mathbf{Q} = \mathbf{C} : (\mathbf{I} - \mathbf{S}^E)$
- Le tenseur d'interaction \mathbf{S}^\star , tel que $\mathbf{S}^\star = \mathbf{C}^{\star-1}$

G.2. L'intégration du tenseur d'Eshelby

Considérons un milieu homogène de volume V et une inclusion de volume I tel que $I \ll V$, avec δI la surface entre l'inclusion et le milieu. Cette inclusion subit une déformation libre homogène. Les relations entre la déformation de l'inclusion et la rotation de l'inclusion avec la déformation libre $\underline{\underline{\epsilon}}^*$ sont les suivantes

$$\begin{aligned}\epsilon_{ij} &= \frac{1}{2} C_{klmn} \epsilon_{mn}^* \int_{\delta I} (G_{ik,j}(x-x') + G_{jk,i}(x,x')) n_l(x') dS' \\ \omega_{ij} &= \frac{1}{2} C_{klmn} \epsilon_{mn}^* \int_{\delta I} (G_{ik,j}(x-x') - G_{jk,i}(x,x')) n_l(x') dS'\end{aligned}\tag{G.7}$$

avec G_{ij} les fonctions de Green expriment le champ de déplacement en un point x provoqué par une force volumique unitaire au point x' et dS' un élément de surface de normale n_l [143]. Cette équation peut être réduite alors réduite à

$$\begin{aligned}\epsilon_{ij} &= S_{ijmn}^E \epsilon_{mn}^* \\ \omega_{ij} &= \Pi_{ijmn}^E \epsilon_{mn}^*\end{aligned}$$

Nous posons $\underline{\underline{\xi}}$, le vecteur position d'un point X appartenant à la surface de l'inclusion de forme sphérique δI , dont les coordonnées sphériques repérées par les angles sont $\underline{\underline{\xi}} = (\frac{\sin\theta\cos\phi}{a_1}, \frac{\sin\theta\sin\phi}{a_2}, \frac{\cos\theta}{a_3})$. Les composantes du tenseur d'Eshelby se déterminent de la façon suivante [144]

$$\begin{aligned}K_{ik} &= C_{ijkl} \xi_j \xi_l \\ \lambda_{ijkl} &= K_{ij}^{-1} \xi_k \xi_l \\ \Lambda_{ijkl} &= \frac{1}{4\pi} \int_0^\pi \int_0^{2\pi} \sin\theta \lambda_{ijkl} d\phi d\theta = \int_{\delta I} G_{ij,k}(x-x') n_l dS \\ S_{ijmn}^E &= \frac{1}{2} (\Lambda_{ikjl} + \Lambda_{jkil}) C_{klmn} \\ \Pi_{ijmn}^E &= \frac{1}{2} (\Lambda_{ikjl} - \Lambda_{jkil}) C_{klmn}\end{aligned}\tag{G.8}$$

Cependant, cette intégration ne trouve une solution analytique seulement pour des cas simples comme l'isotropie élastique et des phases de formes sphériques. Ces intégrations, alors numériques, se feront avec la quadrature de Gauss-Legendre.

G.3. La convergence de l'intégration du tenseur d'Eshelby

Comme annoncé précédemment, le tenseur d'Eshelby \mathbf{S}^E est intégré avec la méthode de quadrature de Gauss-Legendre. Ainsi, il est nécessaire de déterminer le nombre de points pour l'intégration de ce tenseur en étudiant sa convergence.

L'expression exacte du tenseur d'Eshelby est connue pour un milieu isotrope avec une inclusion sphérique et ne dépend que du coefficient de poisson du milieu ν [111]

$$S_{ijkl}^E = (1 - 2\beta_\nu) \delta_{ij}\delta_{kl} + \frac{1}{2}\beta_\nu (\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk}) \quad (\text{G.9})$$

avec $\beta_\nu = \frac{2}{15} \left(\frac{4-5\nu}{1-\nu} \right)$

Sur la figure G.2, nous montrons l'évolution de l'écart relatif entre les tenseurs intégrés de façon analytique et numérique pour différents nombres de points de Gauss, l'écart étant défini par $\max \frac{|S_{ijkl}^{E\ th} - S_{ijkl}^{E\ num}|}{|S_{ijkl}^{E\ th}|}$. Nous pouvons aussi déterminer l'évolution du temps de calcul relatif pour cette intégration (voir la figure G.3).

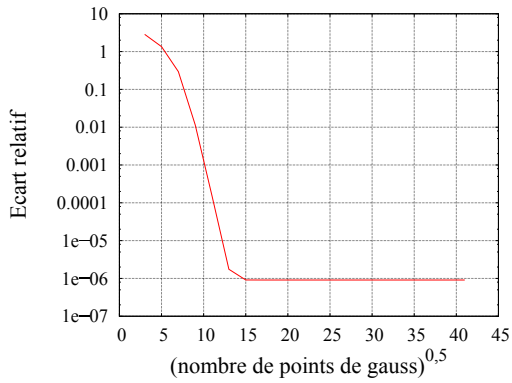


Figure G.2 : Convergence de l'intégration du tenseur d'Eshelby dans un milieu isotrope en fonction du nombre de points d'intégration.

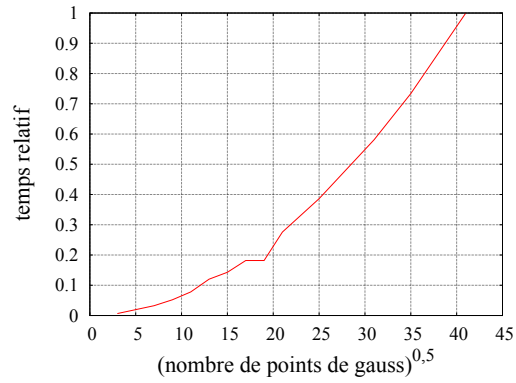


Figure G.3 : Dépendance du temps d'intégration du tenseur d'Eshelby avec le nombre de points d'intégration.

Nous observons une convergence rapide de l'intégration : l'écart devient inférieur à 10^{-5} dès 13^2 points d'intégration. Nous remarquons un écart résiduel à partir de 15^2 points de Gauss, probablement dû aux erreurs numériques.

Cependant, il est nécessaire d'étendre cette étude de convergence pour le cas de forte anisotropie, car elle dépend de cette anisotropie. Pour se faire, nous avons utilisé le module tangent déterminé lors d'une traction sur le titane pur T40 à $E_{11} = 10\%$ (figure G.4). Cependant, la valeur analytique du tenseur d'Eshelby n'est pas définie. Nous définissons alors un critère de convergence relative $\max \frac{|S_{ijkl}^{E\ i-1} - S_{ijkl}^{E\ i}|}{|S_{ijkl}^{E\ i-1}|}$, avec i le nombre de points de Gauss utilisés.

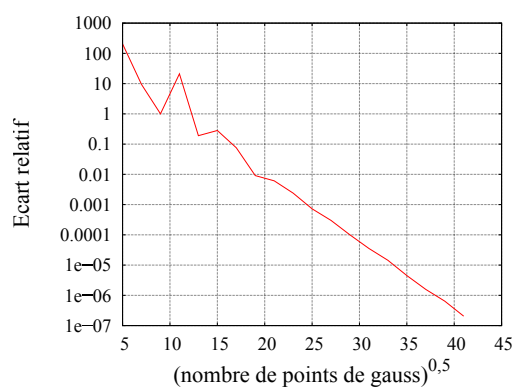


Figure G.4 : Convergence de l'intégration du tenseur d'Eshelby dans un milieu anisotrope en fonction du nombre de points d'intégration.

Nous remarquons une convergence plus lente du tenseur d'Eshelby. Nous choisissons donc d'utiliser 31^2 points de Gauss pour les intégrations numériques réalisées pendant cette étude. Cela est un bon compromis précision/temps de calcul.