



HAL
open science

Etude des mécanismes de déformation et de transformations métallurgiques en sous-couche et sur la surface usinée lors du tournage du Ti-6Al-4V avec un outil en carbure cémenté WC-Co non revêtu. Corrélation de l'intégrité matière par la surveillance de l'opération et la compréhension des mécanismes d'endommagement de l'outil.

Mickael Rancic

► **To cite this version:**

Mickael Rancic. Etude des mécanismes de déformation et de transformations métallurgiques en sous-couche et sur la surface usinée lors du tournage du Ti-6Al-4V avec un outil en carbure cémenté WC-Co non revêtu. Corrélation de l'intégrité matière par la surveillance de l'opération et la compréhension des mécanismes d'endommagement de l'outil.. Autre. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2012. Français. NNT : 2012ENAM0058 . tel-01672311

HAL Id: tel-01672311

<https://pastel.hal.science/tel-01672311>

Submitted on 24 Dec 2017

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

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

Doctorat ParisTech
T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers
Spécialité " Génie Mécanique "

présentée et soutenue publiquement par

Mickael Rancic

le 21 décembre 2012

Etude des mécanismes de déformation et de transformations métallurgiques en sous-couche et sur la surface usinée lors du tournage du Ti-6Al-4V avec un outil en carbure cémenté WC-Co non revêtu. Corrélation de l'intégrité matière par la surveillance de l'opération et la compréhension des mécanismes d'endommagement de l'outil.

Directeur de thèse : **Gérard POULACHON**
Co-encadrement de la thèse : **Jean-Philippe COSTES**

Jury

M. Joël RECH, Professeur des Universités, LTDS, ENISE
Mme Elisabeth AEBY-GAUTIER, Directeur de Recherche CNRS, Institut Jean LAMOUR
M. René BILLARDON, Professeur des Universités, Université Paris 6, LMT-Cachan
M. Gérard MAEDER, Vice-président de l'Association Française de Mécanique
M. Gérard POULACHON, Professeur des Universités, LaBoMaP, Arts et Métiers ParisTech
M. Jean-Philippe COSTES, Maître de Conférences, LaBoMaP, Arts et Métiers ParisTech
M. Christophe COLIN, Attaché de recherche, ARMINES, Mines ParisTech
M. Jean-François CHABOT, Responsable du Département Matériaux et Procédés, SNECMA

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examinateur
Examinateur
Examinateur
Examinateur
Invité

**T
H
È
S
E**

Sommaire

Introduction générale.....	1
-----------------------------------	----------

Chapitre 1 : Contexte.....	7
-----------------------------------	----------

1. Environnement de l'étude	10
1.1 Définition des pièces aéronautiques à haute criticité	10
1.2 Causes des incidents sur pièces critiques	12
1.3 Genèse du projet ACCENT	13
2. Projet européen ACCENT	15
2.1 Objectifs.....	15
2.2 Démarche.....	15
2.3 Organisation.....	16
2.4 Cadre des travaux de thèse	17

Chapitre 2 : Présentation du titane et de ses alliages.....	19
--	-----------

1. Le titane et ses alliages	26
1.1 Eléments d'addition dans les alliages de titane	26
1.1.1 Classification.....	26
1.1.2 Effets des éléments d'addition sur les propriétés thermomécaniques et physicochimiques.....	27
1.2 Classification des alliages de titane	28
1.2.1 Alliages alpha	29
1.2.2 Alliages bêta	30
1.2.3 Alliages alpha + bêta	30
1.2.4 Classification et propriétés d'emploi.....	31
1.3 Phases formées dans les alliages de titane	33
1.3.1 Phases de type β	33
1.3.2 Phases de type α	34
1.3.3 Phases de type martensitique	35
1.3.4 Phases fragilisantes et phases intermétalliques	36
2. Le Ti-6Al-4V.....	37
2.1 Présentation.....	37
2.2 Traitement thermique depuis le domaine β	39
2.2.1 Influence de la vitesse de trempe	39

2.2.2	Influence du temps et de la température de remise en solution sur la taille de la microstructure	43
2.2.3	Influence de la vitesse de chauffe et de refroidissement sur la taille de la microstructure	44
2.3	Traitement thermique depuis le domaine $\alpha + \beta$.....	44
2.3.1	Transformations métallurgiques lors de la trempe.....	44
2.3.2	Transformations métallurgiques lors de revenus et vieillissements.....	47
2.4	Éléments influençant les transformations métallurgiques et les propriétés mécaniques	50
2.4.1	Influence de l'oxygène sur le transus β , le module d'Young et la dureté	50
2.4.2	Influence de la vitesse de chauffe et de la vitesse de refroidissement sur le transus β	52
2.5	Transformation martensitique lors d'un chargement mécanique	54
2.5.1	Cas du Ti-6Al-4V	54
2.5.2	Cas des alliages bêta métastables.....	54
2.6	Structures.....	56
2.6.1	Propriétés mécaniques.....	56
2.6.2	Mise en œuvre	57
2.7	Instabilités d'écoulements et bandes de cisaillement adiabatique	59
2.7.1	Phénomènes d'apparition des bandes de cisaillement adiabatique.....	60
2.7.2	Bandes déformées et transformées.....	61
2.7.3	Evolutions microstructurales	64
2.7.4	Transformations métallurgiques	69
2.7.5	Déformation et température dans les bandes de cisaillement.....	71
2.8	Superplasticité du Ti-6Al-4V	74
2.8.1	Généralités	75
2.8.2	Evolution de la microstructure et des propriétés d'allongement en température.....	77

Chapitre 3 : Usinage et intégrité matière.....79

1	Généralités sur la coupe	83
1.1	Zones de cisaillement	83
1.2	Généralités sur le tournage.....	83
1.3	Contraintes thermomécaniques engendrées à la coupe	87
2	Difficultés de l'usinage du titane	91
2.1	Propriétés thermomécaniques	91
2.2	Propriétés physico-chimiques et réactivité chimique	93
2.3	Bilan.....	94
3	Anomalies et intégrité matière.....	95
3.1	Définition	95
3.2	Anomalies géométrique et métallurgique	96
4	Anomalies et abatement en fatigue	97

4.1	Anomalies géométriques	97
4.2	Anomalies métallurgiques	100
4.3	Bilan.....	103
5	Anomalies générées pendant l'usinage	104
5.1	Anomalies géométriques	104
5.2	Anomalies non géométriques	105
5.3	Bilan.....	110
6	Paramètres de coupe et intégrité matière	111
6.1	Vitesse de coupe (V_c).....	111
6.2	Avance (f).....	112
6.3	Profondeur de passe (a_p) et usure en dépouille (V_B)	112
6.4	Influence de la lubrification	113

Chapitre 4 : Démarche expérimentale et essais de coupe instrumentés.....115

1	Présentation de la démarche expérimentale.....	119
1.1	Choix des paramètres de coupe utilisés	119
1.2	Stratégie d'analyse des anomalies générées lors du tournage	119
1.3	Essais de coupe et d'usure en V_B : définition du domaine sans et avec anomalies	120
2	Mise en œuvre expérimentale	122
2.1	Présentation de l'outil de coupe.....	122
2.2	Présentation de la matière usinée	123
2.3	Environnement et montage des essais de coupe.....	124
3	Moyens de surveillance	126
3.1	Platine Kistler	127
3.2	Capteurs à courant de Foucault.....	128
3.3	Montage des capteurs et de l'outil	129
4	Essais Couple Outil Matière	130
5	Essais de coupe : cartographie $V_c - f$.....	132
5.1	Description des essais et choix des conditions de coupe	132
5.2	Etude de l'usure des outils	133

5.3	Etude des signaux de surveillance	136
5.4	Bilan des essais de cartographie Vc - f	142

Chapitre 5 : Etude des défauts géométriques et de surface.....145

1	<i>Étude macroscopique : défauts géométriques.....</i>	149
1.1	Déviat ion de surface	149
1.2	Bavure	151
1.3	Repli.....	154
1.4	Bilan de l'étude des défauts macroscopiques	157
2	<i>Etude microscopique : défauts de surface</i>	158
2.1	Présentation des anomalies	158
2.2	Evolution des anomalies de surface en fonction des conditions de coupe.....	162
2.3	Bilan de l'étude des défauts microscopiques	167
3	<i>Analyses des défauts géométriques et de surface</i>	170
3.1	Anomalies géométriques et de surface.....	170
3.2	Combinaison de défauts	170
3.3	Sévérité métallurgique	171
3.4	Evolution des défauts géométriques et de surface et identification des phénomènes liés à la coupe	173
4	<i>Conclusion</i>	180

Chapitre 6 : Etude des anomalies en sous-couche.....183

1	<i>Préparation des échantillons</i>	189
2	<i>Détection et classification des anomalies dans les sous-couches</i>	190
2.1	Couches à grains déformés	190
2.2	Couches blanches	193
2.3	Combinaison d'anomalies en sous-couche.....	195
2.4	Bilan.....	196
3	<i>Qualification et quantification des couches à grains déformés</i>	197
3.1	Définition et démarche de l'étude.....	197

3.2	Présentation des cartographies des paramètres microstructuraux obtenus par analyse d'images.....	199
3.3	Etude de la microstructure selon les directions de coupe et d'avance en fonction de la longueur usinée.....	201
3.3.1	Direction de coupe	201
3.3.2	Direction d'avance	205
3.3.3	Bilan.....	207
3.4	Evolution de la couche affectée lors de conditions de coupe extrêmes	208
3.5	Evolution de la microstructure lors de l'usage.....	210
3.6	Bilan.....	216
4	<i>Qualification des couches blanches.....</i>	<i>218</i>
4.1	Observation des couches blanches au Microscope Electronique à Balayage (MEB)	218
4.2	Etude à la microsonde de Castaing et définition des couches monophasées	219
4.3	Etude au Microscope Electronique en Transmission (MET).....	223
4.3.1	Etude à cœur de l'échantillon	223
4.3.2	Prélèvement de l'échantillon par Faisceau d'Ions Focalisés (FIB)	226
4.3.3	Etude des couches monophasées	228
4.3.4	Etude des couches adjacentes aux couches monophasées : phases globulaires.....	231
4.3.5	Etude des couches adjacentes aux couches monophasées : phases lamellaires.....	232
4.4	Bilan et comparaison avec l'état métallurgique des BCA	236
5	<i>Evolution de la microstructure et génération des anomalies</i>	<i>240</i>
5.1	Mécanismes de déformation et transformations métallurgiques	240
5.2	Vitesse de déformation en cisaillement, vitesse de montée en température et énergie d'activation du phénomène de dissolution	243
5.3	Anomalies en sous-couche et intégrité matière	246
6	<i>Etude des caractéristiques mécaniques des anomalies en sous-couche.....</i>	<i>248</i>
6.1	Présentation de l'approche expérimentale	248
6.1.1	Filiations de dureté	248
6.1.2	Profils de contraintes résiduelles	250
6.2	Résultats des mesures de dureté et de contraintes résiduelles.....	250
7	<i>Corrélations entre les signaux des moyens de surveillance et les anomalies</i>	<i>257</i>
7.1	Etude qualitative	257
7.1.1	Anomalies en sous-couche et défauts géométrique et de surface	257
7.1.2	Corrélations entre signaux de surveillance et anomalies.....	258
7.2	Etude quantitative.....	259

Conclusions générales.....263

Perspectives.....267

Annexes.....271

Bibliographie.....325

Introduction générale

Abréviations	Dénominations	Unités
α	Phase α (hP2) à structure hexagonale simple à 2 atomes/maille	-
β	Phase β (cI2) à structure cubique centrée à 2 atomes/maille	-
ACCENT	Adaptative Control of manufaCturing processes for a new gEneration of jet engiNe componenTs	-
CBN	Cubic Boron Nitride ou Nitrure de Bore Cubique	-
CdM	Centre des Matériaux	-
CCIU	Centre de Compétence Industriel en Usinage	-
COM	Couple Outil Matière	-
f	Avance par tour	mm.tr ⁻¹
HP	Haute Pression (lubrification)	-
Inconel 718	Superalliage base nickel renforcé par γ'/γ''	-
LaBoMaP	Laboratoire Bourguignon des Matériaux et Procédés	-
ManHIRP	Integrating process controls with Manufacturing to produce High Integrity Rotating Parts for modern gaz turbines	-
SNECMA	Société Nationale d'Etude et de Construction de Moteurs d'Aviation	-
Ti-6Al-4V	Alliage de titane encore désigné par TA6V	-
V_B	Usure en dépouille	mm
V_c	Vitesse de coupe	m.min ⁻¹
WC-Co	Carbure cémenté	-

L'amélioration de l'usinage par enlèvement de matière s'est concentrée depuis plusieurs années sur l'obtention de pièces possédant une précision dimensionnelle et géométrique et un état de surface en adéquation avec les exigences d'utilisation. Une fois cet objectif atteint, les gains de production sont devenus une priorité.

Ces gains de production ont été obtenus par l'apparition de nouvelles technologies dans le domaine de l'usinage permettant :

- l'obtention plus rapide de géométries complexes (apparition de machines à commande numérique, de machines outils de plus de 3 axes,...),
- l'évolution des périphériques de coupe (éléments machine plus rigides, attachement plus précis, système de lubrification améliorée [Lubrification HP,...], usinage assisté laser,...),
- l'apparition de nouveaux matériaux de coupe et l'amélioration de la résistance à l'usure des outils (apparition des outils diamant, du nitrure de bore cubique [CBN], de carbures cémentés à micro-grains, de revêtements anti-usure...),
- l'emploi de paramètres de coupe plus sévères et de lubrifiants plus adaptés aux différents types d'usinage,...

Ces différents facteurs ont permis d'augmenter les durées de vie d'outil et diminuer les temps de production.

A partir des années 70, un nouveau critère d'évaluation de la conformité des pièces est apparu dans le secteur de l'aéronautique en complément des critères tournant autour de la qualité dimensionnelle et du coût de production. Il s'agit de l'intégrité matière dont le but est de vérifier que les pièces produites n'ont pas été affectées par des contraintes thermomécaniques trop importantes. Sous la notion d'intégrité matière, on sous-entend la santé métallurgique de l'extrême surface et de la sous-couche d'une pièce, lesquelles peuvent être le siège de phénomènes physico-chimiques, mécaniques (contraintes résiduelles) et topographiques importants affectant la tenue en service des pièces.

Cependant, l'évolution croissante des conditions de coupe par une meilleure tenue à l'usure des outils dans un contexte d'éco-conception du procédé a amené la matière usinée à subir des contraintes thermomécaniques toujours plus importantes. L'exemple typique est l'usinage grande vitesse à sec. Aussi, le risque de détériorer la santé matière de la pièce et ainsi de réduire sa durée de vie en fonctionnement est devenu de plus en plus important. Les matériaux tels que les bases titane ou les bases nickel utilisées dans les moteurs d'avions sont très sensibles à cette problématique.

Le critère d'intégrité matière est aujourd'hui chez les motoristes de l'aéronautique un facteur de non conformité d'une pièce dite critique au même titre que la qualité dimensionnelle et géométrique. Cette évolution des critères d'usinage est devenue une évidence au regard des événements survenus dans le monde aéronautique. Ce constat a été établi suite à des expertises de pièces tournantes dites critiques ayant rompu en fonctionnement. Il a été démontré que l'endommagement des pièces amenant à ces avaries était lié le plus souvent à l'usinage et non à l'élaboration de la matière.

Afin d'améliorer les connaissances concernant la génération de ces endommagements de la matière et de définir des solutions afin de mettre sous contrôle les procédés d'usinage, les autorités

de certification ainsi que l'Union Européenne ont financé des consortiums européens dont celui du projet ACCENT (**Adaptative Control of manufaCturing processes for a new gEneration of jet engiNe componentS**) regroupant des universitaires et des industriels. L'objectif principal de ce projet était de démontrer la faisabilité d'utiliser des moyens de surveillance lors de l'usinage afin de détecter voire d'anticiper la formation d'anomalies dans la matière et, par ce biais, de simplifier le processus de validation des pièces critiques.

Ces travaux de thèse s'inscrivent donc dans le cadre du projet ACCENT. Ils ont pour objectifs principaux de développer une méthodologie expérimentale permettant d'établir une fenêtre en conditions de coupe garantissant une intégrité matière acceptable de la pièce usinée en s'appuyant sur l'utilisation des signaux de moyens de surveillance. Les investigations sur cette thématique sont réalisées en collaboration entre le **Centre de Compétence Industriel en Usinage (CCIU)** de chez SNECMA Corbeil et le **Laboratoire Bourguignon des Matériaux et Procédés (LaBoMaP)** des Arts et Métiers Paristech de Cluny.

Les résultats du projet européen précédent ManHIRP (**Integrating process controls with Manufacturing to produce High Integrity Rotating Parts for modern gaz turbines**) devaient contribuer à définir, en relation avec les conditions de coupe, les anomalies matière dans l'Inconel 718 et le Ti-6Al-4V engendrées par l'usinage et, parmi celles-ci, d'en déduire celles qui sont acceptables vis-à-vis du chargement moteur. Ce n'est qu'après un essai de durée de vie sur pièce usinée que l'intégrité matière prend tout son sens indépendamment du type de procédé de fabrication concerné. La Figure 1 synthétise la démarche globale de la validation d'un procédé de tournage (démarche applicable pour l'ensemble des procédés d'usinage) vis-à-vis de ce critère d'intégrité matière en montrant les différents domaines abordés dans les projets ACCENT et ManHIRP et la position des chapitres 4, 5 et 6 de ce présent mémoire.

Néanmoins, les résultats du projet ManHIRP au niveau du tournage du Ti-6Al-4V n'ont pu fournir des éléments pertinents pour les raisons suivantes :

- L'impact des anomalies sur la tenue en fatigue des pièces usinées a été évalué à partir d'anomalies simulées et non obtenues directement par usinage.
- Les anomalies produites par tournage n'ont pas été caractérisées mécaniquement et métallurgiquement avec autant de soins et de rigueur qu'il aurait fallu (mesures de dureté, de contraintes résiduelles,...).

Ne pouvant s'appuyer sur ces analyses, les travaux de cette thèse se sont au départ attachés à caractériser finement de vraies anomalies produites lors du tournage et de les classer en fonction des conditions de coupe. Ces travaux ont été effectués en collaboration avec le **Centre des Matériaux (CdM)** de Mines Paristech. Concernant l'impact de ces anomalies sur la tenue en fatigue, il n'a pas pu être évalué durant cette thèse pour des raisons de temps et de coût.

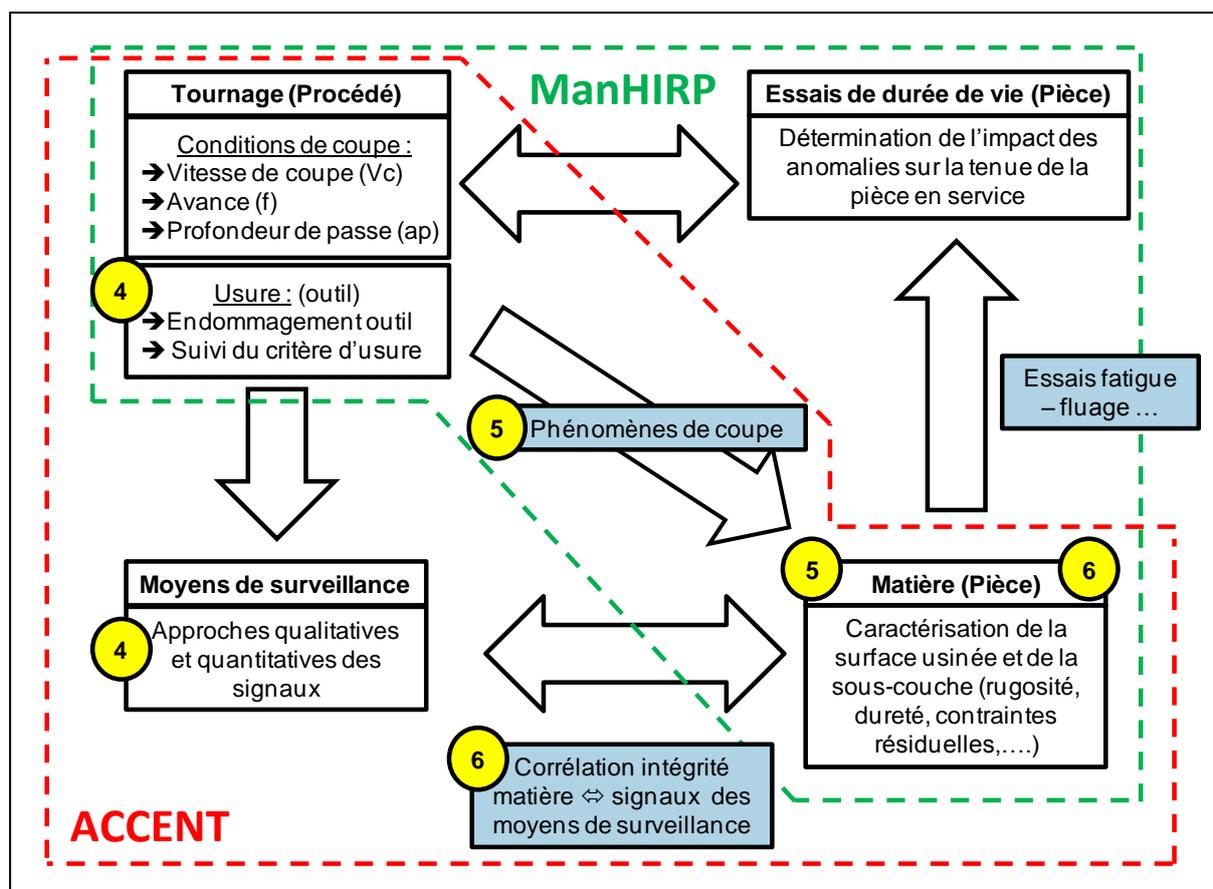


Figure 1 : Synoptique complet de validation d'un procédé de tournage vis-à-vis de l'intégrité matière
- Mise en superposition des frontières du projet ManHIRP et du projet ACCENT

Les usures et dégradations subies par l'outil peuvent induire des anomalies matière dans le matériau fraîchement usiné. Afin de mieux appréhender ces anomalies matière, des modèles d'usure sont définis dans ce mémoire. Certains critères d'usure sont suivis tout au long de l'usinage et plus particulièrement, l'usure en dépouille (V_B) qui est un paramètre majeur vis-à-vis de l'intégrité matière. Il est donc important de connaître sa valeur et de suivre son évolution en temps réel afin de faire correspondre la genèse d'une anomalie à une valeur d'usure en dépouille de l'outil. A ce titre, une thématique sur l'endommagement des outils a été réalisée dans ce mémoire afin d'une part acquérir une connaissance sur la dégradation du WC-Co et d'autre part expliciter l'usure en dépouille en fonction des paramètres de coupe (V_c et f) pour le couple outil/matière étudié. Ces résultats obtenus en partie au CdM et au LaBoMaP contribueront en particulier à mieux expliquer les phénomènes liés à la coupe et à donner un ordre d'idée des températures atteintes au niveau du contact outil/matière. L'objet principal de cette thèse étant une meilleure définition de l'intégrité du Ti-6Al-4V après tournage et la mise en place de moyens de surveillance lors de l'usinage, la partie traitant de l'endommagement des outils WC-Co a été mis en annexe afin d'alléger le manuscrit.

Ce mémoire se divise en six chapitres :

Le premier chapitre consiste à introduire la problématique de cette thèse concernant les risques encourus par l'usinage de finition des pièces tournantes et les événements ayant conduit les

motoristes à s'intéresser à l'intégrité matière. Une description du projet européen ACCENT et de ses principaux objectifs seront également décrites.

Le second chapitre est consacré à la description des alliages de titane et plus particulièrement le Ti-6Al-4V. L'objectif est de décrire ses transformations métallurgiques induites par des contraintes thermiques, mécaniques ou combinées car il s'agit pour chacun de ces trois cas de conditions rencontrées lors de la coupe. Cette partie bibliographique servira à expliquer la formation des anomalies en extrême surface et en sous-couche du matériau lors de l'usinage. Mis à part l'effet de traitements thermiques et/ou mécaniques dans le domaine β ou dans le haut du domaine $\alpha + \beta$, les bandes de cisaillement adiabatique et la superplasticité du Ti-6Al-4V seront abordées lesquelles font appel à plusieurs notions qui seront précisées, à savoir : l'écroissage, l'adoucissement thermique, le maclage, les cellules de dislocations, la restauration, la recristallisation dynamique et la croissance des grains. Ces termes issus de la métallurgie physique sont autant de phénomènes susceptibles d'intervenir dans la formation de l'anomalie. Enfin, ce chapitre traitera des propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V en lien avec la microstructure (phases et taille de grains) et avec l'oxygène pouvant provenir de l'environnement de l'usinage.

Le troisième chapitre est une revue bibliographique concernant la formation des anomalies matière en usinage. Après une brève description des contraintes thermomécaniques engendrées lors de la coupe et des difficultés relatives à l'usinage des alliages de titane, une synthèse des travaux est décrite sur les anomalies géométriques et métallurgiques générées en surface et en sous-couche lors de l'usinage et sur leur impact vis-à-vis de la tenue en fatigue.

Le quatrième chapitre décrit la démarche expérimentale de la thèse ainsi que les résultats d'essais concernant les endommagements des plaquettes et les signaux des moyens de surveillance servant à la détection des anomalies. Une évolution de ces deux données en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance sera donnée sous la forme de cartographies. Une analyse plus précise des signaux des moyens de surveillance permettra de fournir des données de base concernant les phénomènes liés à la coupe. Dans ce chapitre figurent également des essais de Couple Outil Matière (COM) qui permettront de définir le domaine COM minimisant l'effort spécifique de coupe sur l'outil lors du tournage et ainsi maximisant la durée de vie de l'outil.

Le cinquième chapitre est consacré à l'observation, l'identification et la classification des anomalies géométrique et de surface et à la compréhension des phénomènes liés à la coupe amenant à leur formation. Cette partie s'appuie sur les résultats du Chapitre 4 et partiellement sur les résultats concernant l'étude de l'endommagement des outils WC-Co lors de l'usinage du Ti-6Al-4V (Document Annexe).

Le sixième et dernier chapitre étudie la formation des anomalies matière en sous-couche du matériau. Dans un premier temps, leur classification sera effectuée en fonction des conditions de coupe testées. Dans un second temps, les mécanismes de transformations métallurgiques (phases et taille de grains) seront recherchés et approfondis pour ces anomalies. La métallurgie des « couches dites blanches » sera particulièrement étudiée. Une bonne connaissance physico-chimique de ces anomalies doit permettre à l'expérimentateur de proposer le cas échéant des traitements thermiques ou de précontraintes afin d'inhiber si possible leur impact sur la durée de vie en fatigue. La fin de ce chapitre abordera les corrélations qualitatives et quantitatives entre les signaux des

moyens de surveillance mis en place lors de l'usinage et les profondeurs de couches affectées dans le Ti-6Al-4V.

Chapitre 1 : Contexte

1. Environnement de l'étude	10
1.1 Définition des pièces aéronautiques à haute criticité	10
1.2 Causes des incidents sur pièces critiques	12
1.3 Genèse du projet ACCENT	13
2. Projet européen ACCENT	15
2.1 Objectifs.....	15
2.2 Démarche.....	15
2.3 Organisation.....	16
2.4 Cadre des travaux de thèse	17

Abréviations	Dénominations	Unités
α	Phase α (hP2) à structure hexagonale simple à 2 atomes/maille	-
β	Phase β (cI2) à structure cubique centrée à 2 atomes/maille	-
ACCENT	A daptative C ontrol of manufa C turing processes for a new g eneration of jet engi N e componen T s	-
ap	Profondeur de passe ou de coupe	mm
APR	A dvanced P rototype R esearch	-
AVIO	Avio SpA	-
CCIU	C entre de C ompétence I ndustriel en U sinage	-
CdM	C entre d es M atériaux	-
CND	C ontrôle N on D estructif	-
COM	C ouple O util M atière	-
ENIT	Laboratoire Génie de Production de l'École N ationale d'Ingénieurs de T arbes	-
f	Avance par tour	mm.tr ⁻¹
FAA	F ederal A viation A dministration	-
GE	G eneral E lectric	-
Inconel 718	Superalliage base nickel renforcé par γ'/γ''	-
ITP	I ndustria de T urbo P ropulsores, S.A.	-
LaBoMaP	L aboratoire B ourguignon des M atériaux et P rocédés	-
ManHIRP	Integrating process controls with M anufacturing to produce H igh Integrity R otating P arts for modern gaz turbines	-
MGEP	M ondragon G oi E skola P oliteknikoa S. Coop.	-
MTU	M TU Aero Engines GmbH	-
PWC	P ratt & W ithney C anada	-
RISC	R otor I ntegrity S ub- C ommittee	-
RoMan	R otor M anufacturing	-
RR	R olls R oyce	-
SERAM	S ociété d'Etude et de R echerche des A rts et M étiers	-
SNECMA ou SN	S ociété N ationale d'Etude et de C onstruction de M oteurs d' A viation	-
Ti-6Al-4V	Alliage de titane encore désigné par TA6V	-

TM	TurboMeca	-
TUKE	Technical University of Koscice	-
Udimet 720	Superaliage base nickel renforcé par γ' et mis en forme par corroyage	-
UNINA	UNiversity of NAPles	-
VAC	Volvo Aero	-
V_B	Usure en dépouille	mm
V_c	Vitesse de coupe	m.min ⁻¹
WC-Co	Carbure cémenté	-
WP	Work-Packages	-
WZL	WZL-RWTH Aachen	-
ZAT	Zone Affectée Thermiquement	-

1. Environnement de l'étude

Une étude statistique réalisée en 1997 exposée sur la Figure 1-1 présente les perspectives de l'évolution grandissante du trafic aérien (courbe bleue) et par conséquent du nombre d'avions en service d'ici 2015. Ces chiffres sont encore aujourd'hui d'actualité. La courbe verte présente le nombre d'incidents par million de vols prévu en décroissance sur la même période. Cette baisse de la probabilité d'incidents provient d'une fiabilisation des avions modernes par rapport à ceux du début des années 60. Néanmoins, la croissance exponentielle du nombre de vols (doublement de la flotte mondiale entre 1996 et 2015) implique, une occurrence plus importante des incidents malgré une probabilité plus faible. Les statistiques présentées sur la Figure 1-1 prévoient un incident par semaine si rien n'est entrepris afin de réduire cette probabilité.

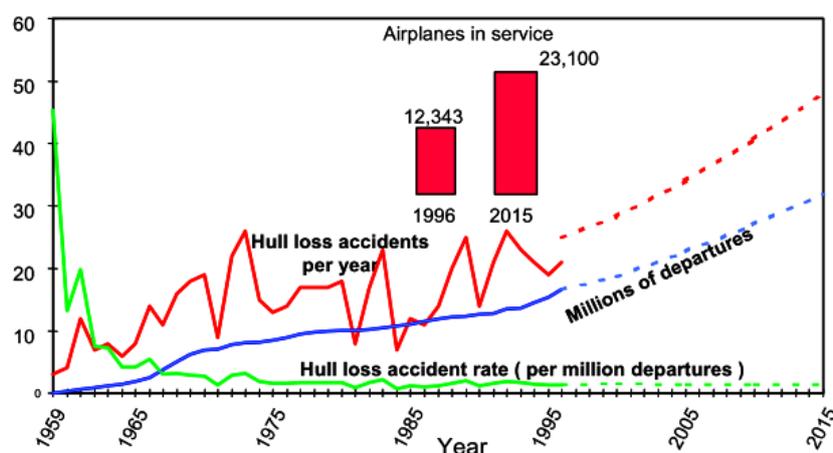


Figure 1-1 : Etude statistique sur l'évolution du trafic aérien et du nombre d'incidents [MAN01]

Les sources de ces incidents aériens sont multiples. Néanmoins, les investigations réalisées afin de définir leurs causes principales montrent que le facteur humain est le principal contributeur. Il vient ensuite des raisons météorologiques et en troisième lieu, la défaillance des pièces aéronautiques à haute criticité. Les constructeurs aéronautiques et plus particulièrement les motoristes se sont penchés sur les causes provenant de la rupture prématurée de ces pièces critiques afin de minimiser leur risque de défaillance.

La suite de ce paragraphe va se focaliser, dans un premier temps, sur la définition d'une pièce dite critique dans un turboréacteur puis, dans un second temps sur les raisons menant à la défaillance de ces éléments.

1.1 Définition des pièces aéronautiques à haute criticité

Les turboréacteurs sont des systèmes de propulsions dont l'utilisation est essentiellement l'aéronautique. La Figure 1-2 montre les différents étages composant cet ensemble mécanique. Leur fonction est de générer une poussée suffisante afin de propulser des aéronefs.

La poussée provient de la différence de la vitesse de l'air entre l'entrée et la sortie du turboréacteur. Afin de générer cette accélération de l'air dans le turboréacteur, l'air est dans un premier temps aspiré au niveau des aubes fans puis est comprimé par l'intermédiaire d'un

compresseur. Du kérosène est ensuite injecté dans l'air comprimé puis enflammé au niveau de la chambre de combustion. Les gaz fortement dilatés s'échappent alors du turboréacteur par une tuyère en passant par une turbine permettant d'entraîner le compresseur.

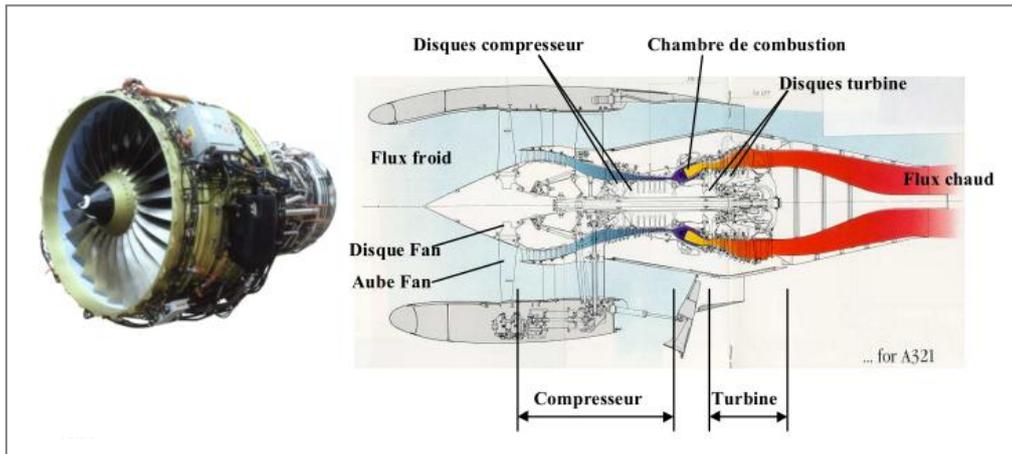


Figure 1-2 : Illustration des différents étages composant le moteur CFM56-7 (source SNECMA)

Ainsi, le niveau de la poussée va être influencé par le taux de compression produit par les étages de compression et la température de flamme atteinte dans la chambre de combustion. Les contraintes thermomécaniques induites dans les turboréacteurs sont importantes et nécessitent des matériaux conservant de bonnes propriétés mécaniques à chaud pour un poids le plus faible possible. La Figure 1-3 présente les différents matériaux et leur domaine de température en fonctionnement.

En règle générale, les parties dites froides du moteur (disque Fan et partie froide du compresseur) sont composées en grande partie de pièces en alliage de titane. Ces alliages sont utilisés pour des températures inférieures à 550°C car au-delà, leurs caractéristiques mécaniques chutent rapidement et leur résistance à l'oxydation décroît. Pour les parties les plus chaudes du moteur (partie chaude du compresseur et disque de turbine), les superalliages à base nickel sont utilisés.

Les fortes contraintes peuvent conduire à un endommagement accéléré des pièces par cyclage thermomécanique. Dans les scénarii les plus graves, certains éléments peuvent être rompus. Dans le cas d'une pièce vitale pour le bon fonctionnement du moteur les conséquences peuvent être très graves. Ces pièces vitales très fortement sollicitées thermomécaniquement lors du fonctionnement du moteur et dont les défaillances conduisent à un dysfonctionnement irréversible du moteur sont appelés pièces critiques. Cette famille de pièces correspond principalement aux pièces tournantes comme les disques de turbine ou du compresseur.

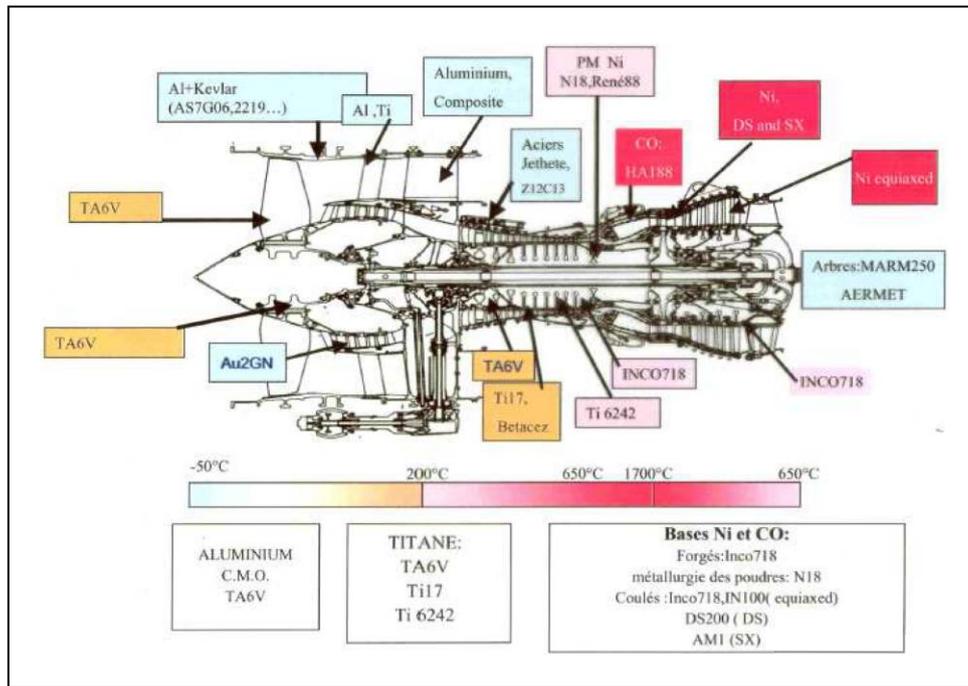


Figure 1-3 : Matériaux composant les différentes parties du moteur CFM56-7 ainsi que les températures atteintes lors du fonctionnement (source SNECMA)

1.2 Causes des incidents sur pièces critiques

Des expertises réalisées à la suite de défaillances sur des pièces de turboréacteurs depuis le début des années 70 ont permis d'établir les principales causes de leurs avaries répertoriées sur la Figure 1-4a. Les problèmes liés à la fabrication (forgeage [forging], usinage [Production], fonderie [Melt/Conv.] ...), à la mauvaise estimation de la durée de vie ou à la maintenance des pièces sont les principaux contributeurs des incidents sur les disques tournants. Plus particulièrement, l'usinage est non seulement identifié comme la principale cause d'avarie sur les pièces critiques mais est aussi en progression constante. L'enquête réalisée par la FAA (Federal Aviation Administration), qui est l'agence de certification américaine pour l'aéronautique, montre que le perçage et le tournage qui sont les opérations majoritairement utilisées pour la fabrication de pièces tournantes sont à l'origine de plus de la moitié des incidents liés à l'usinage (Figure 1-4b).

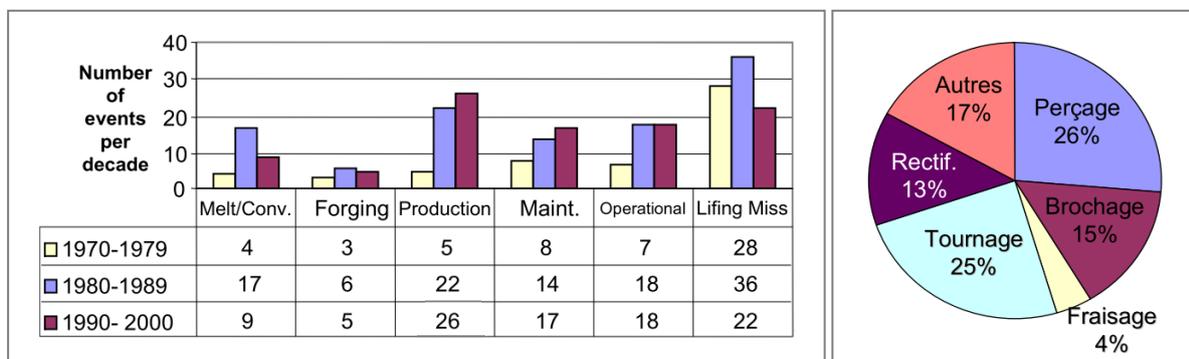


Figure 1-4 : (a.) Origine des incidents sur les disques tournants (Source ManHIRP – 2001)
 (b.) Origine des incidents liés à l'usinage par opération (Source FAA – 1997)

C'est pourquoi une attention toute particulière sur l'impact des procédés de fabrication et plus particulièrement de l'usinage vis-à-vis de l'intégrité matière de la pièce a été apportée par les motoristes ces dernières années. Des incidents survenus dans les années 90 vont pousser les autorités aéronautiques européennes et américaines à financer des projets dans ce sens.

1.3 Genèse du projet ACCENT

Le projet européen ACCENT est issu d'une succession de projets mondiaux et européens regroupant les motoristes aéronautiques concernant la thématique de l'intégrité matière. Cette problématique est considérée depuis les années 70 comme un des critères de conformité d'une pièce critique. Cependant, suite à des accidents graves survenus dans les années 90, l'intégrité matière est devenu un axe majeur d'études afin d'éviter les risques de défaillance d'une pièce critique en fonctionnement.

Le point de départ de cette prise de conscience est l'accident de Sioux City (USA) intervenu le 19 Juillet 1989. Cet évènement a impliqué un avion DC10-10, équipé d'un moteur GE CF6-6D causant un lourd bilan sur le plan humain. En plein vol, un disque a éclaté endommageant les circuits hydrauliques et obligeant le pilote à effectuer un atterrissage d'urgence. L'origine de cette avarie est due à une inclusion de « hard α » sur un disque en Ti-6Al-4V survenue lors du procédé d'élaboration.

Suite à cet accident, la FAA a lancé en 1992 le projet RISC (Rotor Integrity Sub-Committee) regroupant les plus grands motoristes mondiaux : GE, PW, PWC, Honeywell, Hamilton, RR, SNECMA et MTU). L'objectif de ce consortium a été de définir un document amenant les motoristes à prendre en compte les défauts de type « hard α » dans les alliages de titane, les défauts de surface pendant l'usinage de tous types de matériaux et les défauts dans les alliages de nickel.

Le 6 Juillet 1996, un deuxième accident s'est produit sur un moteur PW JT8D à Pensacola lors du décollage. La Figure 1-5 présente le disque défaillant et les dégâts engendrés sur l'avion. Cet incident a été produit par un défaut de perçage dans un disque Fan en Ti-6Al-4V. L'anomalie a été générée lors d'un perçage profond à la suite de la rupture d'un outil due à une absence de lubrification amenant à des conditions de coupe dégradées et à des échauffements importants. Une zone affectée thermiquement (ZAT) a alors été produite et a contribué à la rupture.

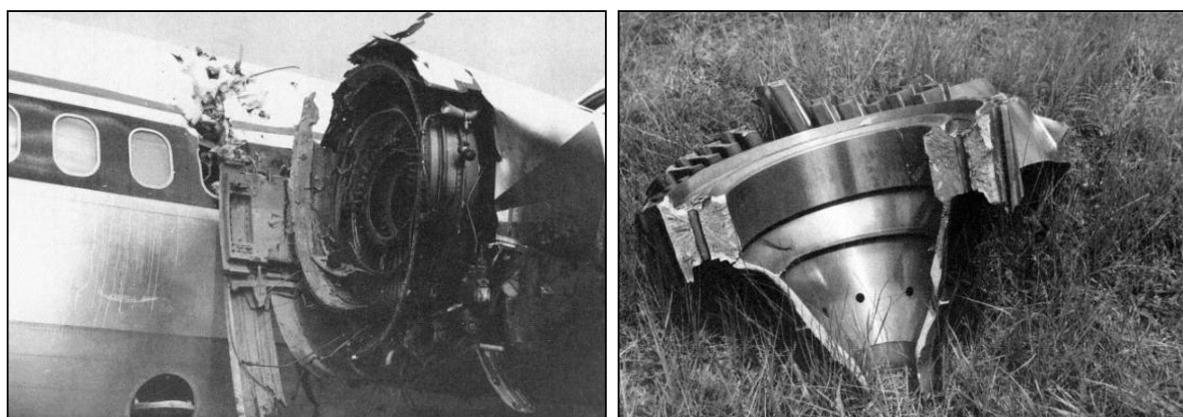


Figure 1-5 : Incident de Pensacola causé par l'éclatement d'un disque lors du décollage d'un avion MD-88 de Delta Air Lines

En 1998, la FAA a lancé le projet RoMan (**R**otor **M**anufacturing), composé des mêmes partenaires que le projet RISC. L'objectif de ce groupe de motoristes est d'émettre des recommandations sur les meilleures pratiques de fabrication à appliquer afin qu'elles deviennent obligatoires. Ces exigences conduisent chaque motoriste à définir la sensibilité des pièces critiques en fonction des opérations d'usinage, jugées potentiellement critiques en termes de tolérance aux dommages et de mettre en place des spécifications internes de fabrication à suivre afin de garantir leur conformité.

En 2001, le projet ManHIRP (Integrating process controls with **M**anufacturing to produce **H**igh Integrity **R**otating **P**arts for modern gas turbines) a regroupé l'ensemble des motoristes européens. L'objectif de ce programme a été de caractériser métallurgiquement les défauts d'usinage, d'étudier leur détectabilité pendant et après l'usinage et d'évaluer leur effet sur la durée de vie en fatigue afin de mesurer leur sévérité. L'aboutissement de cette étude européenne a été d'obtenir les anomalies les plus préjudiciables sur la tenue en fatigue de matériaux dont les défauts ont été le plus souvent simulés.

A la suite du projet ManHIRP, un nouveau projet européen a découlé des résultats de cette étude : le projet ACCENT.

2. Projet européen ACCENT

2.1 Objectifs

La Figure 1-6 présente l'intégration du projet européen ACCENT dans la boucle des processus de fabrication. Ce projet s'inscrit dans le contrôle de la méthode de fabrication afin de rendre le procédé robuste, plus fiable et moins onéreux.

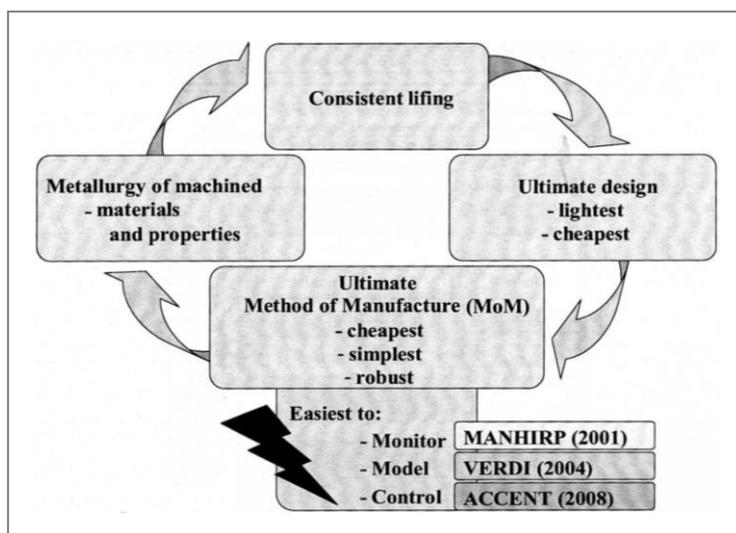


Figure 1-6 : Boucle de contrôle du processus de fabrication [ACC08]

Le premier objectif du projet ACCENT est de montrer l'utilité d'utiliser des moyens de surveillance lors de l'usinage afin de sécuriser l'opération vis-à-vis de l'intégrité matière. Ces moyens de surveillance pourraient être utilisés comme contrôles non destructifs (CND) permettant de détecter, quantifier voire anticiper les endommagements de la matière lors de l'usinage. En exploitant les résultats du projet européen ManHIRP exprimant la sévérité des anomalies par rapport à la durée de vie d'une pièce en fonctionnement, l'utilisation de moyens de surveillance en tant que moyen CND devraient garantir les propriétés des pièces critiques et leur durabilité. Ainsi, il serait possible de concevoir au plus juste les formes et les dimensions des pièces.

Le second objectif de l'utilisation des moyens de surveillance est d'être capable d'adapter le procédé d'usinage aux variations du processus de fabrication (conditions de coupe, usure de l'outil,...) en validant des domaines d'utilisation et non plus en se concentrant sur une procédure figée. Les bénéfices attendus seraient importants et concerneraient la réduction du temps d'usinage, l'optimisation de la durée de vie des outils et l'élimination des coûts de revalidation liés aux changements mineurs du process de fabrication.

2.2 Démarche

La Figure 1-7 présente la procédure standard ACCENT définissant l'utilisation des moyens de surveillance afin de garantir l'intégrité matière de la pièce tout en augmentant la productivité de l'usinage.

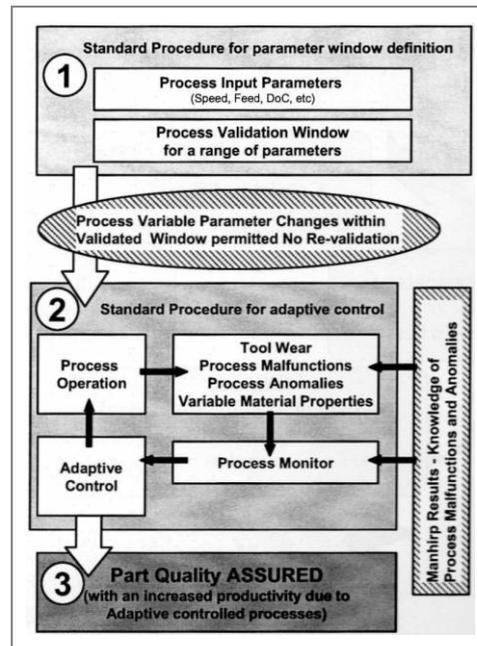


Figure 1-7 : Procédure standard globale en trois étapes du projet ACCENT [ACC08]

Il peut être précisé ici les différentes étapes de la démarche globale suivie par le projet ACCENT car elles sont en lien direct avec la thèse :

- Définir une procédure standard permettant de définir une fenêtre de paramètres de coupe optimaux
- Définir une procédure standard de contrôle adaptatif à l'aide de moyens de surveillance lors de l'usinage afin d'assurer la qualité de l'intégrité matière de la pièce usinée même en cas d'une usure d'outil marquée. Cette étape s'appuie sur les résultats du projet ManHIRP.
- Permettre l'optimisation de la conception et de la fabrication des pièces critiques vis-à-vis du respect de l'intégrité matière et des exigences dimensionnelles et géométriques.

2.3 Organisation

Le projet ACCENT est composé de quatorze partenaires européens dont huit sont des motoristes et sept sont des laboratoires universitaires comme l'illustre la Table 1-1.

Partenaires industriels	Partenaires universitaires
<ul style="list-style-type: none"> • Rolls-Royce (RR) • Volvo Aero (VAC) • MTU Aero Engines GmbH (MTU) • Avio SpA (AVIO) • SNECMA (SN) • Industria de Turbo Propulsores, S.A. (ITP) • Turbomeca (TM) 	<ul style="list-style-type: none"> • WZL-RWTH Aachen (WZL) • Laboratoire Génie de Production de l'École Nationale d'Ingénieurs de Tarbes (ENIT) • Société d'Etude et de Recherche des Arts et Métiers (SERAM) • Technical University of Kosice (TUKE) • Mondragon Goi Eskola Politeknikoa S. Coop. (MGEP) • University of Naples (UNINA) • Advanced Prototype Research (APR)

Table 1-1 : Liste des partenaires du projet ACCENT

La Table 1-2 présente la matrice des couples procédé/matériau en charge par les différents partenaires. Les procédés d'usinage étudiés (brochage, fraisage, perçage et tournage) sont ceux conventionnellement les plus utilisés dans la fabrication de pièces tournantes. Les alliages étudiés sont les bases titane (TA6V [Ti-6Al-4V]) et les bases nickel (Inconel 718 et Udimet 720). Chaque motoriste est associé à un partenaire universitaire afin de mettre en place les démarches scientifiques et expérimentales vis-à-vis des problématiques industrielles.

	Brochage	Fraisage	Perçage	Tournage
TA6V		RR - WZL		SN - SERAM
Inconel 718	RR – VAC AVIO - WZL	SN - SERAM	MTU - WZL	
Udimet 720			TM - ENIT	TM - ENIT

Table 1-2 : Matrice procédé/matériau du projet ACCENT

Le projet ACCENT est divisé en cinq Work-Packages (WP) :

- WP1 : Organisation et gestion générale du projet (responsable RR)
- WP2 : Développement d'une procédure standard afin de définir la stratégie d'essai à réaliser pour établir une fenêtre multidimensionnelle de paramètres de coupe respectant l'intégrité matière des pièces usinées (responsable MTU)
- WP3 : Définition d'une procédure standard concernant l'utilisation des signaux de moyens de surveillance comme contrôle de l'intégrité matière (responsable WZL)
- WP4 : Caractérisation de l'intégrité de surface des pièces usinées et définition des critères d'acceptabilité des défauts vis-à-vis de la durée de vie en fatigue (responsable TM)
- WP5 : Exploitation et dissémination des résultats (responsable SN)

2.4 Cadre des travaux de thèse

Dans le projet ACCENT, le tournage du Ti-6Al-4V et le fraisage de l'Inconel 718 sont pris en charge conjointement par la SNECMA et la SERAM. Les travaux de thèse consistent plus particulièrement à étudier le couple Ti-6Al-4V/tournage. Les essais d'usinage équipés de moyens de surveillance sont réalisés au **Laboratoire Bourguignon des Matériaux et Procédés (LaBoMaP)** des Arts et Métiers ParisTech de Cluny. Les analyses métallurgiques permettant de définir l'intégrité matière du Ti-6Al-4V et la dégradation des outils en carbure cémenté sont effectuées au **Centre des Matériaux (CdM)** de l'Ecole des Mines ParisTech à Evry.

Les paragraphes précédents ont établi que les contributions du projet européen ManHiRP étaient requises pour mener à bien le projet européen ACCENT. A la lecture des livrables finaux du projet ManHIRP relatifs au couple tournage/Ti-6Al-4V, il ressortait que les défauts testés en fatigue avaient été produits artificiellement, c'est-à-dire hors usinage. Par exemple, des carbures ont été incrustés dans des éprouvettes à l'aide d'une presse. De plus, les anomalies produites n'ont pas été décrites assez finement pour pouvoir qualifier leur état métallurgique et ainsi vérifier la parfaite concordance entre un défaut artificiel et un défaut réel.

Partant de ce constat, la thèse axée au départ sur les thématiques du projet ACCENT a été enrichie d'un second axe en relation avec les thématiques du projet ManHIRP. Ainsi, une partie du travail de thèse a consisté à réaliser des essais de tournage sur Ti-6Al-4V afin d'identifier l'ensemble des anomalies qui pouvaient être produites. Aussi, la partie corrélation entre les anomalies générées dans la matière et les signaux des moyens de surveillance qui était le cœur du projet ACCENT a été moins approfondie que prévue.

Une autre partie du projet ACCENT était d'étudier l'usure de l'outil et son impact sur la matière usinée. Ainsi, la deuxième grande partie de la thèse s'est attachée à mieux comprendre l'endommagement de l'outil en cours d'usinage, amenant à la dégradation de la coupe. Ces travaux ont été annexés au corps principal de la thèse afin d'alléger le manuscrit. Les quelques résultats importants de cette étude sur l'usure de l'outil ont été rappelés dans le cas où ils apportent un éclaircissement sur les propres résultats du corps principal de la thèse.

Chapitre 2 : Présentation du titane et de ses alliages

1. Le titane et ses alliages	26
1.1 Eléments d'addition dans les alliages de titane	26
1.1.1 Classification.....	26
1.1.2 Effets des éléments d'addition sur les propriétés thermomécaniques et physicochimiques.....	27
1.2 Classification des alliages de titane	28
1.2.1 Alliages alpha	29
1.2.2 Alliages bêta	30
1.2.3 Alliages alpha + bêta	30
1.2.4 Classification et propriétés d'emploi.....	31
1.3 Phases formées dans les alliages de titane	33
1.3.1 Phases de type β	33
1.3.2 Phases de type α	34
1.3.3 Phases de type martensitique	35
1.3.4 Phases fragilisantes et phases intermétalliques	36
2. Le Ti-6Al-4V.....	37
2.1 Présentation.....	37
2.2 Traitement thermique depuis le domaine β.....	39
2.2.1 Influence de la vitesse de trempe	39
2.2.2 Influence du temps et de la température de remise en solution sur la taille de la microstructure	43
2.2.3 Influence de la vitesse de chauffe et de refroidissement sur la taille de la microstructure	44
2.3 Traitement thermique depuis le domaine $\alpha + \beta$.....	44
2.3.1 Transformations métallurgiques lors de la trempe.....	44
2.3.2 Transformations métallurgiques lors de revenus et vieillissements.....	47
2.4 Eléments influençant les transformations métallurgiques et les propriétés mécaniques	50
2.4.1 Influence de l'oxygène sur le transus β , le module d'Young et la dureté	50
2.4.2 Influence de la vitesse de chauffe et de la vitesse de refroidissement sur le « transus β »	52
2.5 Transformation martensitique lors d'un chargement mécanique	54
2.5.1 Cas du Ti-6Al-4V	54
2.5.2 Cas des alliages bêta métastables.....	54
2.6 Structures.....	56
2.6.1 Propriétés mécaniques.....	56
2.6.2 Mise en œuvre	57
2.7 Instabilités d'écoulement et bandes de cisaillement adiabatique	59
2.7.1 Phénomènes d'apparition des bandes de cisaillement adiabatique.....	60
2.7.2 Bandes déformées et transformées.....	61
2.7.3 Evolutions microstructurales	64
2.7.4 Transformations métallurgiques	69
2.7.5 Déformation et température dans les bandes de cisaillement.....	71

2.8	Superplasticité du Ti-6Al-4V	74
2.8.1	Généralités	75
2.8.2	Evolution de la microstructure et des propriétés d'allongement en température.....	77

Abréviations	Dénominations	Unités
$[Al]_{eq}$	Proportion massique en éléments alphagènes ou en élément Al équivalent	%
$[Mo]_{eq}$	Proportion massique en éléments bêtagènes ou en élément Mo équivalent	%
$[O]$ ou \underline{O}	Concentration massique ou atomique en oxygène	%
α	Phase α (hP2)	-
α_{AC}	Phase α de forme aciculaire	-
α_{dif}	Diffusivité thermique ($\alpha_{dif}=\lambda/\rho.C_p$)	$m^2.s^{-1}$
α_d	Coefficient de dilatation linéaire	K^{-1}
α_m	Phase hexagonale massive de type α	-
α_I	Phase α primaire	-
α_{II}	Phase α secondaire (phase aciculaire ou lamellaire)	-
α_0	Constante de la loi $\sigma(T,\epsilon)$ de Zerilli-Armstrong	K^{-1}
α_1	Constante de la loi $\sigma(T,\epsilon)$ de Zerilli-Armstrong	K^{-1}
α_2-Ti_3Al	Phase α_2 (hP8 ou DO ₁₉) fragile	-
α'	Phase martensitique de structure hexagonale (hP2)	-
α''	Phase martensitique de structure orthorhombique (oC4)	-
$\alpha''_{Vpauvre}$	Phase α'' pauvre en vanadium (décomposition spinodale de la phase α'')	-
α''_{Vriche}	Phase α'' riche en vanadium (décomposition spinodale de la phase α'')	-
β	Phase β (cI2)	-
β_{int}	Pourcentage de l'énergie mécanique permettant de déformer le matériau	-
β_m	Phase β métastable	-
β_r	Phase β résiduelle	-
β_s	Phase β stable	-
β_t	Phase β transformée	-
$\beta_{Vpauvre}$	Phase β pauvre en vanadium (décomposition spinodale de la phase β_m)	-

β_{Vriche}	Phase β riche en vanadium (décomposition spinodale de la phase β_m)	-
$\beta_{\beta pauvre}$	Phase β pauvre en éléments bêtagènes (décomposition spinodale de la phase β_m lors d'un recuit à basse température)	-
$\beta_{\beta riche}$	Phase β riche en éléments bêtagènes (décomposition spinodale de la phase β_m lors d'un recuit à basse température)	-
β_I	Phase β primaire	-
β_0	Constante de la loi $\sigma(T,\varepsilon)$ de Zerilli-Armstrong	K^{-1}
β_1	Constante de la loi $\sigma(T,\varepsilon)$ de Zerilli-Armstrong	K^{-1}
δ	Demi-largeur de la bande de cisaillement	m ou μm
$\Delta V / V$	Changement de volume au passage de $\beta \rightarrow \alpha$	%
ε	Déformation vraie	- ou %
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation	s^{-1}
γ	Déformation en cisaillement	- ou %
$\gamma-TiAl$	Phase γ (tP4) de structure tétragonale à faces centrées à 4 atomes/maille	-
γ_{crit}	Déformation critique en cisaillement pour la formation d'une BCA	- ou %
$\dot{\gamma}$	Vitesse de déformation en cisaillement	s^{-1}
$\dot{\gamma}_{crit}$	Vitesse critique de déformation en cisaillement pour la formation d'une BCA	s^{-1}
λ	Conductivité thermique	$W.m^{-1}.K^{-1}$
$\theta_*=\Delta T$	Élévation de la température dans la bande de cisaillement lors de la déformation	K
ρ	Densité ou masse volumique	$Kg.m^{-3}$ ou $g.cm^{-3}$
σ	Contrainte	MPa
σ_D	Limite d'endurance en traction à 10^7 cycles	% Rm
σ_0	Contrainte d'écoulement	MPa
τ	Contrainte de cisaillement appliquée	MPa ou Pa
ν	Coefficient de Poisson	-
ω	Phase ω (hP3) fragile	-
$\omega_{athermique}$	Phase ω obtenue lors d'un refroidissement rapide de β_m	-
$\omega_{isotherme}$	Phase ω obtenue à partir de la phase β_m lors d'un traitement thermique isotherme à basse température	-

AC ou AQ	Air Cooling ou Air Quenching (refroidissement ou trempe à l'air $V_{TR} \sim 50^{\circ}\text{C}.\text{s}^{-1}$)	-
A, a	Constante de la loi de Castro $f_{\alpha}^{TA6V} = f(T)$	%, K^{-1}
A%	Allongement à la rupture	%
ASB	Adiabatic Shear Band	-
a_{α}	Paramètre de maille de la phase α	Å
$a_{\alpha'}$	Paramètre de maille de la phase α'	Å
$a_{\alpha''}$	Paramètre de maille de la phase α''	Å
a_{α_2}	Paramètre de maille de la phase α_2	Å
a_{β}	Paramètre de maille de la phase β	Å
a_{γ}	Paramètre de maille de la phase γ	Å
a_{ω}	Paramètre de maille de la phase ω	Å
B	Constante de la loi $\sigma(T, \epsilon)$ de Zerilli-Armstrong	MPa
BCA	Bande de Cisaillement Adiabatique	-
B_0	Constante de la loi $\sigma(T, \epsilon)$ de Zerilli-Armstrong	MPa
$b_{\alpha''}$	Paramètre de maille de la phase α''	Å
c	Paramètre de maille	Å
cl2	Structure cubique centrée à 2 atomes/maille	-
Cpl	Capacité calorifique massique (à $T=T_L$)	$\text{J}.\text{kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$
$C_{ps} = C_p$	Capacité calorifique massique (à $T < T_S$)	$\text{J}.\text{kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$
C_n	Constante de la loi $\sigma(T, \epsilon)$ de Zerilli-Armstrong	-
$c_{V\alpha}$	Concentration massique en vanadium de la phase α	wt.%
c_{α}	Paramètre de maille de la phase α	Å
$c_{\alpha'}$	Paramètre de maille de la phase α'	Å
$c_{\alpha''}$	Paramètre de maille de la phase α''	Å
c_{α_2}	Paramètre de maille de la phase α_2	Å
c_{γ}	Paramètre de maille de la phase γ	Å
c_{ω}	Paramètre de maille de la phase ω	Å
c_{β}^*	Concentration critique en éléments bêtagènes de sorte que la température M_s de début de transformation martensitique correspond à la température ambiante	wt.%

C_0	Constante de la loi $\sigma(T, \dot{\epsilon})$ de Zerilli-Armstrong	MPa
c/a	Rapport des paramètres de maille d'une structure hexagonale	-
DO_{19}	Structure cristallographique de type hexagonal	-
D_g	Taille des grains après un traitement thermique isotherme au temps t	μm
D_0	Taille initiale des grains avant tout traitement thermique	μm
$d\sigma / d\epsilon$	Taux d'écrouissage	MPa
E	Module d'Young	GPa
E_a	Energie d'activation du mécanisme de grossissement des grains	kJ.mol^{-1}
E_0 (TTH)	Module d'Young extrapolé pour une valeur nulle de [O]	GPa
FC	F urnace C ooling (refroidissement au four, $V_{TR} \sim 0.02$ à 0.5°C.s^{-1})	-
f_α^{TA6V}	Fraction volumique de phase α dans le Ti-6Al-4V	%
f_β	Fraction volumique de phase β dans le Ti-6Al-4V	%
hP2	Structure hexagonale simple à 2 atomes/maille	-
hP3	Structure hexagonale simple à 3 atomes/maille	-
hP8	Structure hexagonale simple à 8 atomes/maille	-
HV_{30}	Dureté Vickers sous une charge de 30kg	kgf/mm^2
IS	Intervalle de Solidification	$^\circ\text{C}$
K	Coefficient de grossissement des grains activé thermiquement	$\mu\text{m.s}^{-n}$ ou $\mu\text{m}^p.\text{s}^{-1}$
k_x	Constante du matériau	MPa.s^m
K_0	Constante pré-exponentielle de la relation d'Arrhénius	m
m	Facteur de sensibilité à la vitesse de déformation	-
Md	Température de remise en solution (RMS) à partir de laquelle la phase β du Ti-6Al-4V est retenue à l'ambiante après une trempe à l'eau	$^\circ\text{C}$
MET	M icroscope E lectronique à T ransmission	-
Mf	Température de fin de transformation martensitique	$^\circ\text{C}$
Ms	Température de début de transformation martensitique	$^\circ\text{C}$
n, p	Exposant ou ordre de grossissement des grains dont la valeur définit le mécanisme de diffusion en volume ou aux joints de grains	-

oC4	Structure orthorhombique avec une face centrée à 4 atomes/maille	-
R	Constante des gaz parfaits (=8.314 J.mol ⁻¹ .K ⁻¹)	J.mol ⁻¹ .K ⁻¹
Rc	Dureté Rockwell	Rc
Rm	Résistance maximale à la traction	MPa
RMS	ReM ise en S olution	
Rp0.2	Limite d'élasticité conventionnelle à 0.2% de déformation plastique	MPa
t	Temps de traitement isotherme	s
t _{BCA}	Temps nécessaire à la formation de la BCA	s
T	Température de traitement isotherme	K
tP4	Structure tétragonale à faces centrées à 4 atomes/maille	-
\dot{T}_c	Vitesse de chauffe	°C.s ⁻¹
T _{eb}	Température d'ébullition	°C
T _L = T _m = T _f	Température du liquidus ou de fusion	°C
T _{max}	Température au centre de la BCA	°C
$\dot{T}_R = \dot{T}$	Vitesse de refroidissement	°C.s ⁻¹
T _S	Température de solidus	°C
T _{TR}	Température de trempe à l'eau	°C
$\dot{T}_{TR} = V_{TR}$	Vitesse de trempe à l'eau	°C.s ⁻¹
T _{amb} = RT = T ₀	Température ambiante (Room Temperature) ou température initiale	°C
T _β	Transus β	°C
$V_{\alpha}^{TA6V} = f_{\alpha}^{TA6V}$	Proportion volumique de phase α dans l'alliage de Ti-6Al-4V	%
$V_{\beta} = f_{\beta}$	Fraction volumique de phase β	%
$V_{\beta}^{TA6V} = f_{\beta}^{TA6V}$	Proportion volumique de phase β dans l'alliage de Ti-6Al-4V	%
$V_{\alpha}^{TA6V} = f_{\alpha}^{TA6V}$	Proportion volumique de phase α dans l'alliage de Ti-6Al-4V	%
WEB	White Etching Bands (Bandes Blanches)	-
WQ	Water Quenching (trempe à l'eau, V _{TR} ~ 500 à 1500°C.s ⁻¹)	-

1. Le titane et ses alliages

1.1 Éléments d'addition dans les alliages de titane

1.1.1 Classification

Les éléments d'addition dans le titane pur ont pour principal effet de faire varier la température de transition (transus) entre la phase α et β selon Lampman [LAM90] : certains éléments stabilisent la phase α en augmentant cette température ou inversement stabilisent la phase β en la diminuant. L'ajout d'autres éléments d'alliages dans des proportions suffisantes conduit à la création d'un domaine biphasé $\alpha + \beta$. Les éléments d'addition influencent :

- les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion,
- la cinétique de germination et de croissance des grains,
- les types de déformation (par maclage ou par bande de glissement) et leur intensité.

Des auteurs comme Seraphin [SERA65], Barra Rosa et Lehr [BAR79] ou encore Lampman [LAM90] ont défini quatre catégories afin de classer les différents types d'éléments d'addition : les éléments alphagènes, bêtagènes isomorphes, bêtagènes eutectoïdes et neutres.

Les éléments alphagènes étendent le domaine de stabilité de la phase α dans les alliages de titane. Ils peuvent se trouver en substitution comme le gallium, le germanium et l'aluminium. L'aluminium est très utilisé car il permet un durcissement structural par solution solide de la phase α et un allègement de l'alliage. L'oxygène, le carbone, le bore et l'azote sont des éléments faisant également partie de cette famille mais se trouvent en insertion dans la maille du titane.

Les éléments bêtagènes isomorphes stabilisent la phase β . Ils sont miscibles en toute proportion à haute température dans le titane car ils possèdent un rayon atomique proche de celui du titane β . Ils donnent naissance à une solution solide continue en phase β . Les principaux éléments bêtagènes sont le molybdène, le vanadium, le tantale et le niobium.

Les éléments bêtagènes eutectoïdes stabilisent aussi la phase β . Par contre, contrairement à la catégorie précédente (Figure 2-1) l'ajout de ces éléments dans le titane conduit à la formation d'un eutectoïde. La température de cet eutectoïde se trouve en général vers 335°C ce qui est en dessous de la température de transformation allotropique du titane pur ou des éléments bêtagènes eutectoïdes comme le manganèse, le fer, le chrome, le tungstène, le silicium, le cobalt, le nickel ou le cuivre. De ce fait, à température ambiante, ces éléments entraînent la formation de composés intermétalliques.

Les éléments neutres ont une influence très restreinte sur l'évolution des domaines de stabilité des différentes phases. Cependant, ils possèdent une très forte solubilité dans la phase α . C'est pourquoi, ils sont très utilisés afin d'augmenter les propriétés mécaniques des alliages de titane grâce à un durcissement par solution solide. Les éléments couramment supposés neutres sont le zirconium et l'étain.

La Figure 2-1 donne une classification des éléments d'alliage appartenant à ces quatre catégories ainsi qu'une représentation simple de l'impact sur un pseudo-diagramme binaire Ti-élément d'alliage.

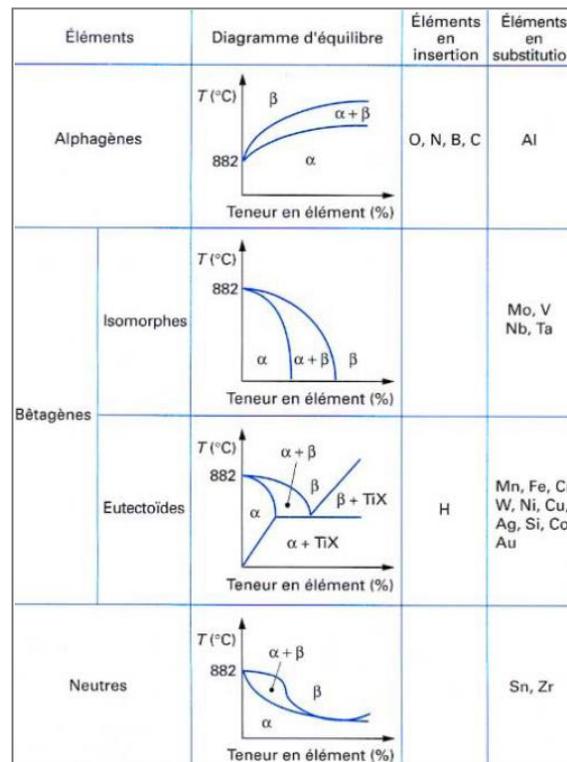


Figure 2-1 : Classification des éléments d'alliage du titane [COM97]

1.1.2 Effets des éléments d'addition sur les propriétés thermomécaniques et physicochimiques

Ces différents éléments d'addition au titane procurent des propriétés thermomécaniques et physico-chimiques accrues comme l'indique Lampman [LAM90], Combres [COM99] et Barra Rosa et Lehr [BAR79] :

L'aluminium durcit la phase α et accroît le rapport c/a quand il se trouve en solution solide dans la maille de titane. L'ajout de cet élément augmente la résistance mécanique à chaud de la phase α , la résistance au fluage, la valeur du module élastique et abaisse la ductilité de l'alliage. La teneur ne doit pas dépasser 6 wt.% au risque qu'elle conduise à la formation de l'intermétallique Ti_3Al ou α_2 qui est connu pour être une phase fragile. La quantité d'aluminium autorisée dans les alliages commerciaux est limitée à 7 wt.% [COM99].

Le vanadium est fortement soluble dans la phase β . Une teneur en vanadium de 15 wt.% permet la stabilisation complète de la phase β métastable par trempe qui peut être durcie par revenu. Le vanadium a par contre une solubilité très limitée dans la phase α : le maximum de solubilité est d'environ 3 at.% à 675°C [MAS90]. Cet élément en solution dans la phase α réduit le rapport c/a et contrebalance son augmentation induit par l'apport d'aluminium alphagène comme par exemple dans le cas du Ti-6Al-4V. Sachant que pour une structure hexagonale compacte, et plus particulièrement dans le cadre du titane, ce rapport c/a influence la plasticité du matériau. Le

vanadium a donc pour rôle d'améliorer la ductilité des alliages de titane. Néanmoins, l'ajout de cet élément abaisse la tenue à l'oxydation, obligeant à ce que sa teneur reste limitée à 20 wt.% dans les alliages de titane.

Le molybdène est un élément bêtagène qui améliore la résistance, la ductilité et le fluage à moyenne température. Contrairement au vanadium, il augmente la tenue à l'oxydation à l'instar du niobium.

Le fer est, comme le molybdène, un élément bêtagène qui améliore le compromis résistance-ductilité-fluage à moyenne température. De plus, il abaisse considérablement la température de transus β et permet de travailler à plus basse température.

L'hydrogène est un élément dont la limite de solubilité dans la phase α du titane est d'environ 0.15 wt.% à 300°C selon Brooks [BRO82]. Signalons que l'hydrogène est moins soluble dans la phase α (19 ppm dans le T40) que dans la phase β (800 à 1000 ppm dans le TA6V). Tant que l'hydrogène reste en solution solide, il a peu d'influence sur les propriétés mécaniques des alliages de titane. Cependant, dès que cette limite de solubilité est dépassée des hydrures se forment. Ces précipités réduisent la ductilité du matériau et le fragilisent.

L'oxygène, l'azote et le carbone sont des éléments alphas se trouvant en insertion dans la phase α . Leur incorporation dans le matériau conduit à la déformation de la maille de titane principalement selon l'axe c d'après Holmberg [HOL62] et Vlcek [VLC06]. Selon Brooks [BRO82], l'augmentation de la teneur en oxygène et en hydrogène induit la réduction du nombre de systèmes de glissement et de maclage selon des mécanismes qui n'ont pas été encore clairement identifiés. Ce phénomène conduit à une résistance mécanique à la rupture accrue, un abaissement de la ténacité et de la ductilité et une dureté plus grande de l'alliage le rendant par conséquent plus fragile. Cette fragilisation intervient pour des teneurs inférieures à la limite de solubilité soulignant que le durcissement s'effectue par solution solide. Un très léger durcissement autre que par solution solide est possible dans le cas du carbone dès l'instant où sa teneur dans l'alliage dépasse la limite de solubilité et que du TiC se forme. Ces trois éléments alphas sont considérés comme indésirables et sont limités à 0.2 wt.% pour l'oxygène, 0.1 wt.% pour l'azote et 0.1 wt.% pour le carbone. Une forte teneur en oxygène favorise l'apparition de la phase fragilisante α_2 dans les alliages de titane (solubilité alors limitée de l'aluminium dans la phase α).

1.2 Classification des alliages de titane

Les alliages de titane sont répertoriés en trois classes selon la proportion des phases présentes à température ambiante. Il existe les alliages alpha, alpha + bêta et bêta. Cette distinction provient de l'aptitude que possèdent les matériaux à stabiliser à température ambiante certaines phases comme le montre la Figure 2-2. Cette figure représente également l'évolution des températures de début (Ms) et de fin (Mf) de transformation martensitique sur un diagramme pseudo-binaire en fonction de la proportion en éléments bêtagènes. Cette schématisation permet de mieux visualiser les différentes phases susceptibles d'être formées après trempe à partir de différentes températures en fonction des différentes classes d'alliages.

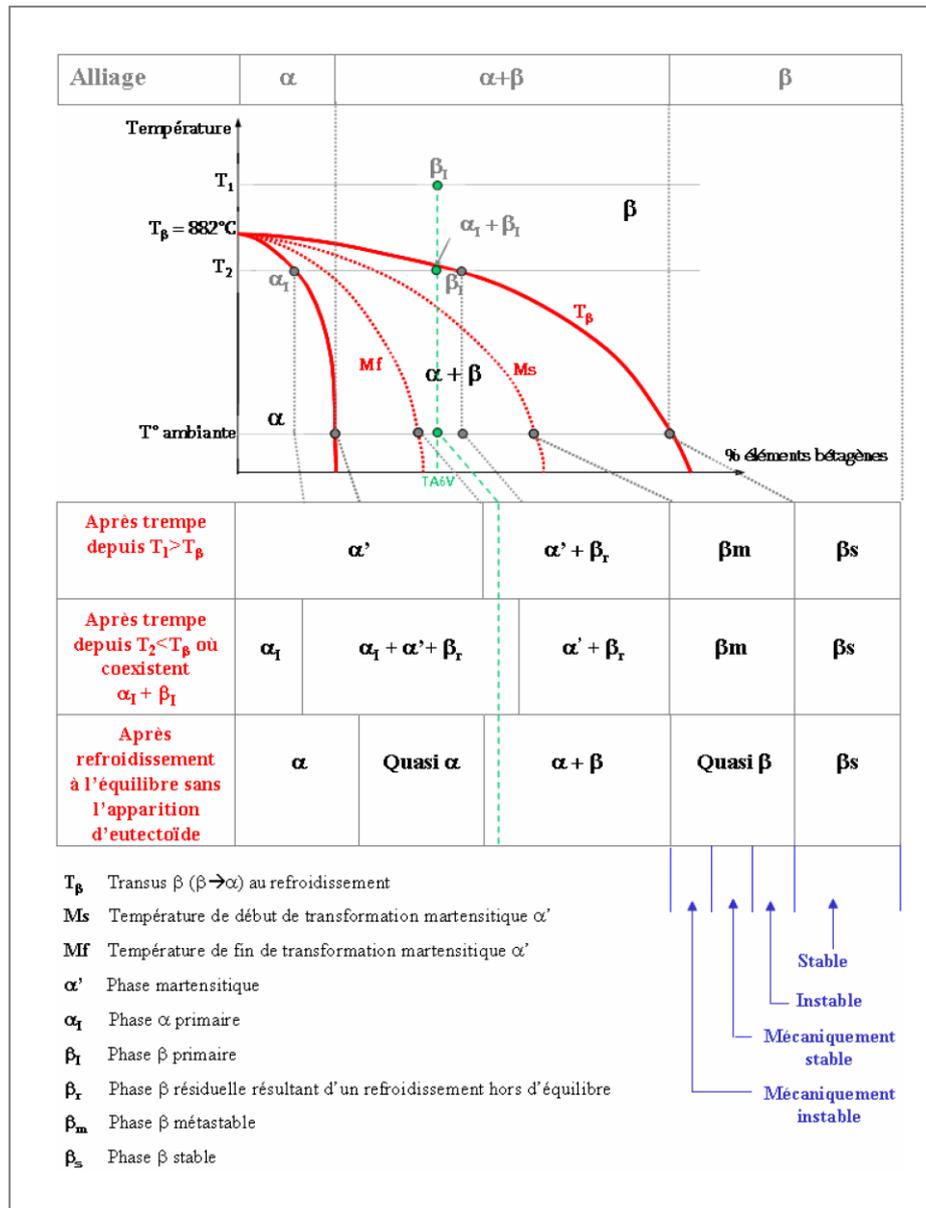


Figure 2-2 : Les alliages de titane et ses phases potentielles obtenues après trempe à différentes températures à partir d'un diagramme température-teneur en éléments bêtagènes [MAI08]

1.2.1 Alliages alpha

Les alliages alpha sont constitués à 100% de phase α hexagonale (hP2) compacte à basse température ($T < 800^\circ\text{C}$). Le matériau type de cette classe d'alliages est le Ti-5Al-2.5Sn. Ces alliages monophasés sont soudables, stables sous contrainte à chaud jusque vers $500-600^\circ\text{C}$, résistants et tenaces dans le domaine des températures cryogéniques et sont plus résistants à l'oxydation que les autres classes d'alliages ($\alpha + \beta$ ou β). La phase β ne pouvant être retenue à température ambiante, il est difficile de faire évoluer les propriétés mécaniques de ces alliages alpha par traitement thermique. De plus, cette classe constitue la famille des alliages de titane qui tient au fluage (faible allongement jusque vers 650°C) et est utilisée à l'état recuit. L'amélioration des caractéristiques mécaniques de ces alliages est réalisée de trois manières comme l'indique Brooks [BRO82] : le

corroyage à froid qui est délicat, le corroyage à froid suivi d'un recuit et par l'ajout d'éléments d'addition.

- Le corroyage à froid permet l'augmentation des propriétés mécaniques par simple écrouissage de la matière.
- Pour une composition fixe, le corroyage à froid est suivi d'un recuit, afin de piloter la taille finale des grains de phase α . L'optimisation de cette caractéristique microstructurale permet de doter l'alliage d'une résistance mécanique correcte ainsi que d'une bonne tenue au fluage.
- L'ajout d'éléments d'addition permet de durcir le matériau par solution solide. Sachant que les éléments interstitiels sont à proscrire (fragilisation du matériau), le choix se porte sur ceux de substitution. De plus, ils doivent être alphasènes ou neutres afin de stabiliser la phase α . Ainsi, l'aluminium et l'étain sont les éléments chimiques les plus utilisés car ils permettent un durcissement par solution solide respectivement de 55 et de 28 MPa par pourcentage en masse d'élément rajouté comme l'indique Brooks [BRO82].

1.2.2 Alliages bêta

Les alliages bêta sont composés à 100% de phase β cubique centrée (cI2). La quantité d'éléments bêtagènes est telle que la phase β est thermodynamiquement stable à température ambiante, c'est-à-dire que la transformation $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ est impossible quelle que soit le traitement thermomécanique appliqué. Cette classe d'alliages est soudable, résistante à chaud sur de courtes durées et possède une bonne formabilité aux basses températures et une ténacité importante par rapport aux autres classes d'alliages de titane. Néanmoins, leur résistance mécanique est faible pour des températures supérieures à 350°C et ils deviennent fragiles en dessous de -50/-70°C.

1.2.3 Alliages alpha + bêta

Les alliages alpha + bêta sont des alliages constitués de phases α et β en différentes proportions selon le type et la quantité d'éléments alphasènes et bêtagènes introduits. Généralement, le pourcentage de phase β présent dans ces alliages peut atteindre jusqu'à 50% en volume à température ambiante selon Maisonneuve [MAI08]. Barra Rosa et Lehr [BAR79] indique que cette classe de matériau possède des propriétés intermédiaires entre les deux classes alpha et bêta qui ont été décrites précédemment : les alliages $\alpha + \beta$ possèdent une bonne réponse aux traitements thermiques, conservent de bonnes propriétés mécaniques jusqu'à 500 – 600°C, sont cependant moins résistants au fluage que les alliages alpha mais ont une plus grande aptitude à être mise en forme à chaud. Les microstructures obtenues sont diverses allant de l'équiaxe à l'aculaire en passant par des structures « duplex ». Bien que les structures aculaires sont plus dures et plus résistantes, elles sont moins ductiles et moins tenaces que les structures équiaxes.

Cette classe est divisée en trois catégories selon la proportion volumique de phase β présente selon Combres [COM10] : les quasi alpha ($f_{\beta} < 5$ vol.%), les alpha + bêta proprement dits (5 vol.% $< f_{\beta} < 20$ vol.%) et les quasi bêta ($f_{\beta} > 20$ vol.%)

La famille des quasi alpha contient une forte proportion d'éléments alphasènes conduisant à une forte stabilisation de la phase α . Une trempe énergétique réalisée à une température subtransus permet de retenir qu'une très faible quantité de phase β résiduelle (Figure 2-2). Ainsi, la fraction

volumique de la phase β présente à température ambiante est inférieure à 5%. Par contre, une trempe énergétique réalisée à une température au dessus du transus implique la formation d'une structure 100% martensitique α' comme dans le cas des alliages alpha.

La famille des alpha + bêta est constituée d'éléments alphagènes et bêtagènes afin de posséder un domaine biphasé à température ambiante. Comme le montre la Figure 2-2, une trempe rapide au-dessus du transus β conduit à la formation de phases α' et β résiduelle. De plus, pour ce type d'alliage, un refroidissement beaucoup moins rapide à partir d'une température au-dessus du transus β permet la décomposition de la phase β en deux phases α et β .

La famille des quasi bêta possède une quantité importante d'éléments bêtagènes conduisant à l'abaissement de la température T_β mais aussi de la température M_s qui devient inférieure à la température ambiante. De plus, la présence d'une grande proportion d'éléments bêtagènes ralentit la cinétique de germination et de croissance de la phase α .

Il existe dans cette famille deux sous-familles selon Combres [COM97]. La première est la famille « β riche » dont les alliages sont capables de retenir à température ambiante une phase métastable (α' ou β métastable) par refroidissement rapide. Ces phases métastables peuvent être transformées en structure $\alpha + \beta$ après traitements thermiques avec in fine des teneurs de phase β à l'équilibre voisines de 20 à 25 vol.%. La seconde, évoquée aussi par Séraphin [SERA65], est la famille « β métastable ». Dans ces alliages, il est possible de retenir la phase β métastable par trempe à des vitesses de refroidissement modérées. Pareillement à la famille « β riche », une transformation de cette phase bêta métastable en structure $\alpha + \beta$, contenant 25 à 35 vol.% de bêta, est possible suite à un traitement thermique. De plus, Séraphin explique que dans cette famille, il existe des alliages mécaniquement stables et instables. Pour ces derniers, la phase β métastable obtenue lors de la trempe se transforme en phase α' sous l'effet d'une déformation plastique à température ambiante. Dans le cas des alliages mécaniquement stables, la proportion plus importante d'éléments bêtagènes empêche l'apparition de la phase α' sous l'effet d'une contrainte mécanique à froid. Les alliages β métastables sont également susceptibles de former la phase fragilisante ω (hP3) lors d'un revenu.

1.2.4 Classification et propriétés d'emploi

Il est possible d'exprimer la composition d'un alliage de titane en éléments alphagènes ou équivalent aluminium $[Al]_{eq}$ et en éléments bêtagènes ou équivalent molybdène $[Mo]_{eq}$.

Ces éléments Al et Mo ont été pris comme éléments de référence car ils sont respectivement fortement alphagènes et bêtagènes. Ainsi, les équations Eq. 2-1 et Eq. 2-2 définissent ces deux paramètres :

$$[Al]_{eq}(\% \text{ massique}) = [Al] + \frac{[Sn]}{3} + \frac{[Zr]}{6} + 10 ([O] + 2 [N] + [C]) \quad (\text{Eq. 2-1})$$

$$[Mo]_{eq}(\% \text{ massique}) = [Mo] + \frac{[V]}{1.5} + \frac{[Cr]}{0.6} + \frac{[Fe]}{0.35} + \frac{[Cu]}{1.3} + \frac{[Nb]}{3.6} \quad (\text{Eq. 2-2a})$$

$$[Mo]_{eq}(\% \text{ massique}) = [Mo] + 0.2 [Ta] + 0.28 [Nb] + 0.4 [W] + 0.67 [V] + 1.25 [Cr] + 1.25 [Ni] + 1.7 [Mn] + 1.7 [Co] + 2.5 [Fe] \quad (\text{Eq. 2-2b})$$

En fonction de ces variables, Combres [COM97] donnent les relations permettant de définir les frontières entre les différentes classes d'alliages par l'intermédiaire des équations Eq. 2-3, Eq. 2-4, Eq. 2-5, Eq. 2-6 et Eq. 2-7 :

Alliage α et quasi α	$[Mo]_{eq} < 1 + 0.125 [Al]_{eq}$	(Eq. 2-3)
Alliage $\alpha + \beta$	$[Mo]_{eq} > 1 + 0.125 [Al]_{eq}$	(Eq. 2-4)
Alliage β riche	$[Mo]_{eq} > 6 + 0.5 [Al]_{eq}$	(Eq. 2-5)
Alliage β métastable	$[Mo]_{eq} > 10 + [Al]_{eq}$	(Eq. 2-6)
Alliage β stable	$[Mo]_{eq} > 27 + [Al]_{eq}$	(Eq. 2-7)

Une manière communément utilisée pour représenter la position d'un alliage par rapport à un autre est de tracer un diagramme avec en abscisse $[Mo]_{eq}$ et en ordonnée $[Al]_{eq}$ comme le montre la Figure 2-3. De plus, les équations Eq. 2-4, Eq. 2-5 et Eq. 2-6 permettent de tracer les frontières entre les différentes classes d'alliages.

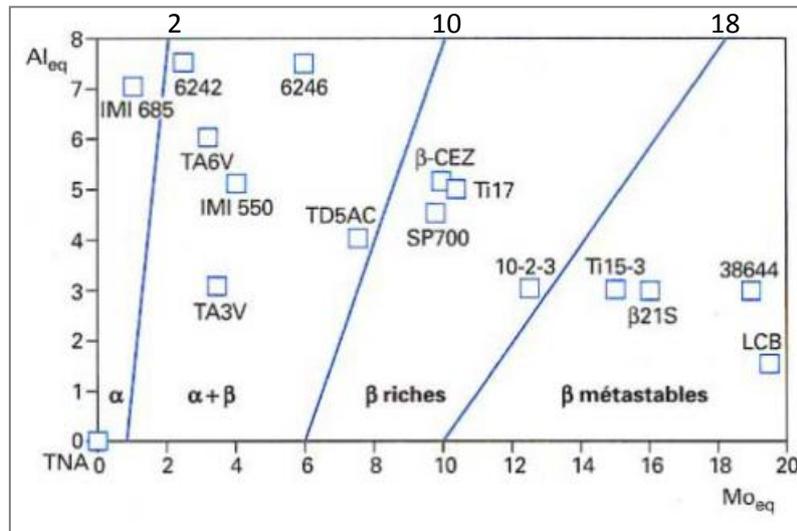


Figure 2-3 : Diagramme $[Al]_{eq} - [Mo]_{eq}$ (% en masse) et positionnement des alliages de titane selon les différentes classes [COM97]

La Figure 2-4 synthétise l'ensemble des propriétés d'emploi des différentes familles citées précédemment ainsi que la schématisation de leur microstructure et la position des alliages de titane les plus utilisés industriellement.

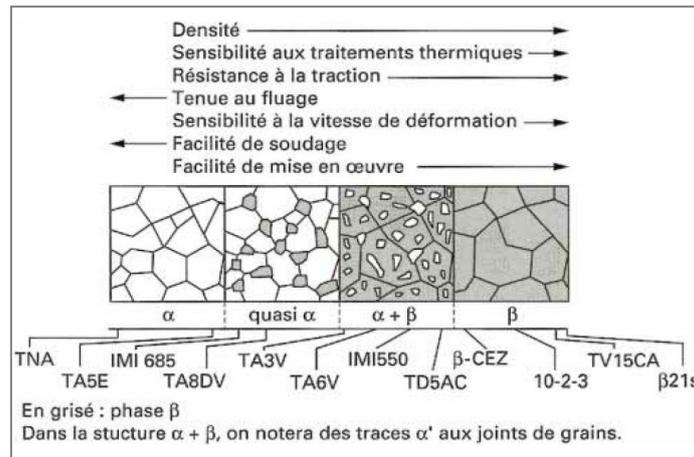


Figure 2-4 : Synthèse des propriétés d'emploi, des microstructures et des alliages les plus utilisés industriellement pour chacune des classes d'alliage [COM95]

1.3 Phases formées dans les alliages de titane

Il a été observé dans le paragraphe précédent que selon la teneur en éléments alphasènes et bêtagènes dans les alliages de titane et selon les traitements thermiques et thermomécaniques, de nouvelles phases apparaissent comme l'indique la Figure 2-2. Ces phases modifient les propriétés mécaniques des matériaux mais aussi l'évolution microstructurale. La description des diverses phases susceptibles d'apparaître dans les alliages est importante afin de clarifier les termes qui seront employés par la suite. C'est pourquoi, une description sommaire des diverses phases va être effectuée en s'appuyant principalement sur les écrits de Lampman [LAM90], Combres [COM95], Robert [ROB07] et Maisonneuve [MAI08].

1.3.1 Phases de type β

La phase β de structure cubique centrée apparaît pour des températures supérieures au transus β . Ses caractéristiques ont été évoquées lors de la description de la transformation allotropique à 882°C du titane pur.

La phase β résiduelle (β_r) est formée lors d'un refroidissement hors équilibre d'un alliage dont la composition nominale coupe la ligne Ms mais pas celle de Mf.

La phase β métastable notée β_m provient de la phase β retenue à l'ambiante mais avec sa composition chimique haute température. Comme toute phase métastable, elle est amenée à se transformer lors de traitements thermiques ultérieurs (en phase α dite α_{II} à haute température [600°C] et ω à basse température). Selon Séraphin [SERA65], la phase β_m peut être retenue à l'ambiante pour des concentrations massiques d'éléments bêtagènes conséquentes ou encore pour des températures de trempe suffisamment basses pour ne pas intercepter la ligne Ms lors du refroidissement. La proportion massique des éléments bêtagènes permettant de conserver la phase bêta métastable à température ambiante est donnée dans la Table 2-1.

Éléments	Mo	V	Nb	Ta	Mn	Fe	Cr	Co	W	Ni	Cu
wt.% min pour β_m	10	15	36	45	6.4	3.5	6.3	7	22.5	~ 9	13

Table 2-1 : Pourcentage massique d'un élément bêtagène nécessaire à la conservation de la phase bêta métastable à la température ambiante dans le titane [SERA65]

La phase β stable (β_s) provient de la phase β retenue à l'ambiante de la même façon que la phase β_m . Cette phase est stabilisée par une forte teneur en élément bêtagène empêchant sa transformation par traitements thermiques et thermomécaniques contrairement à la phase β métastable. Par exemple, une teneur en vanadium supérieure à 25-30 wt.% stabilise entièrement la phase β selon Hocheid et al. [HOC70] alors que les équations Eq. 2-2 et Eq. 2-7 indiquent une teneur d'environ 40 wt.% en vanadium. Ce résultat va donc à l'encontre des domaines définis par les équations Eq. 2-2 et Eq. 2-7 où l'alliage Ti-40wt.%V serait composé de la phase β_s .

La phase β transformée désignée par β_t décrit les phases produites par la décomposition de la phase bêta haute température par refroidissement lent ou par vieillissement. Il peut s'agir de la structure lamellaire $\alpha+\beta$ ou de la structure aciculaire α' .

La phase β dite primaire notée β_I est une phase présente à l'état d'équilibre à haute température pendant un traitement thermique ou thermomécanique.

1.3.2 Phases de type α

La phase α est la phase hexagonale compacte dont le rapport c/a est inférieur à $\sqrt{8/3} \approx 1.633$ et dont les caractéristiques sont évoquées dans la description de la transformation allotropique du titane pur (Annexe 1). Sa morphologie peut être aciculaire, lamellaire ou globulaire.

La phase alpha primaire notée α_I correspond à la phase α présente au début d'un traitement thermique qui est retenue à haute température dans le domaine $\alpha + \beta$. Sa morphologie et sa taille sont influencées par l'histoire thermomécanique de l'alliage de titane. Sa proportion à température ambiante dépend des traitements thermomécaniques effectués et influence la précipitation de la phase α_{II} issue d'un traitement ultérieur.

La phase alpha secondaire dite aciculaire appelée α_{II} (ou lamellaire selon l'importance de son épaisseur) est produite au refroidissement au cours de traitements thermiques (ou thermomécaniques). Elle germe et croît le long de plans cristallographiques préférentiels dans la phase β (β_m ou β_t). Cette phase très fine forme une structure en vannerie ou de Widmanstätten lors de refroidissements très lents.

La phase alpha massive notée α_m est une phase de structure hexagonale et se présente sous forme de lattes. Elle provient d'une transformation massive sans diffusion dans le volume à basse température à partir de la phase β pour une trempe réalisée à moyenne vitesse.

1.3.3 Phases de type martensitique

La phase alpha prime (α') est une phase de structure hexagonale martensitique ($a_{\alpha'} = 2.92 \text{ \AA}$ et $c_{\alpha'} < 4.67 \text{ \AA}$) sursaturée et hors d'équilibre qui se présente sous une forme aciculaire voire aiguillée. Elle provient de la transformation du premier ordre sans diffusion de la phase β par trempe énergétique mais aussi par un mécanisme de cisaillement avec germination athermique. Sa composition chimique est donc celle de la phase mère dont elle est issue. Cette phase martensitique ne peut être obtenue que pour des concentrations en éléments bêtagènes inférieures à une concentration critique C_{β}^* correspondant à une température M_s égale à l'ambiante de sorte que lors d'un refroidissement rapide, la température de début de transformation martensitique puisse être atteinte.

Selon Koul et Breedis [KOU70], la phase α' peut être obtenue par chargement mécanique à température ambiante dans les alliages β métastables pour des teneurs en éléments bêtagènes non négligeables (13 wt.% Molybdène et 15 wt.% Vanadium). Kaufman [KAU59] a trouvé des valeurs voisines par une approche thermodynamique : entre 12 et 15 wt.% en molybdène et entre 15 et 18 wt.% en vanadium.

Il est très difficile de distinguer les phases α et α' car leurs microstructures aciculaires sont très proches même si les contours de la phase α' sont mieux définis et plus incurvés. Toutefois, l'épaisseur des aiguilles de phase α' sont plus fines que celles de la phase α . De plus, la valeur de leurs paramètres de maille est voisine et seul le paramètre c permet quelque peu de les différencier (paramètre c plus petit dans le cas de la phase α'). Ainsi, il est très compliqué de les distinguer même en utilisant des techniques fines comme la diffraction par rayons X.

La phase alpha seconde notée α'' est aciculaire, sursaturée et hors d'équilibre. Sa structure cristallographique a été définie comme orthorhombique (oC4) par Williams et Blackburn [WIL67] dont les paramètres de maille sont les suivants : $a_{\alpha''} = 3.03 \text{ \AA}$, $b_{\alpha''} = 4.92 \text{ \AA}$ et $c_{\alpha''} = 4.66 \text{ \AA}$. La dureté de cette phase est souvent considérée comme la moins importante des phases de type α ce qui permet de la distinguer de la phase α' comme l'ont observés Boyer et al. [BOY94] et Vilaro et al [VIL11].

Cette phase peut être produite dans les alliages de titane de différentes manières :

- Par trempe à l'eau d'un alliage Ti-6Al-4V dans le domaine $\alpha + \beta$ à des températures intermédiaires ($\sim 800^\circ\text{C}$) pour lequel la phase β présente 10 wt.% de vanadium, selon Lee et Welsch [LEE90].
- A la suite d'une décomposition complète de la phase α' d'un alliage Ti-6Al-4V recuit à 800°C pendant deux heures et refroidi suffisamment rapidement sous air selon Vilaro et al. [VIL11].
- Par décomposition spinodale de la phase β_m lors d'un revenu d'un alliage Ti-6Al-4V pour des températures en-dessous du transus β entre 600 et 700°C ($\beta_m \rightarrow \beta + \alpha''$), selon Boyer et al. [BOY94] et Zeng et Bieler [ZENG05].
- Sous l'effet d'une déformation plastique à température ambiante de la phase β_m obtenue par trempe d'un alliage $\alpha + \beta$ et plus particulièrement d'un alliage quasi bêta mécaniquement instable, selon Combres [COM95].

En règle générale, la phase α'' (aussi bien que la phase α') apparaît dans les alliages de titane contenant une teneur en éléments bêtagènes faibles. Néanmoins, la phase α'' apparaît pour des alliages dont les concentrations en éléments bêtagènes sont plus importantes que celles des alliages faisant apparaître la phase α' comme l'ont indiqués Davis et al. [DAV79] concernant l'étude des alliages Ti-Mo après trempe à l'eau depuis le domaine β : la martensite obtenue après trempe passe de la structure α' à α'' lorsque la teneur massique en molybdène est supérieure à 4%.

De plus, la transformation martensitique peut entraîner la formation de macles et la génération d'un grand nombre de dislocations par simple traitement thermique comme il a été observé par Williams et Blackburn [WIL67] et Lütjering et Williams [LUT07].

1.3.4 Phases fragilisantes et phases intermétalliques

La phase oméga notée ω est une phase hors équilibre, de taille inférieure au micromètre et fragile dont la structure cristallographique (hP3) a été définie par Silcock et al. [SIL56] puis Brammer et Rodhes [BRA67]. Elle se rapproche d'une structure hexagonale dont les paramètres de maille sont $a_\omega = 0.282$ nm, $c_\omega = 0.460$ nm et $c/a = 1.631$. Elle est considérée comme une phase de transition entre la phase β (cI2) et α (hP2). La phase oméga apparaît la plupart du temps dans les alliages β métastables. Elle se forme lors de revenus (ou vieillissements) effectués entre 200 et 500°C à partir de la phase β_m , lors de trempe à partir du domaine β ou sous l'effet de fortes pressions isostatiques selon Lampman [LAM90] et Combres [COM95]. Aussi, la phase ω précipite de façon homogène dans la phase β contenant plus de 15 wt.% de vanadium entre 200 et 350°C soit lors d'un refroidissement rapide de β_m ($\omega_{\text{athermique}}$), soit au cours d'un traitement thermique ($\omega_{\text{isotherme}}$).

La phase alpha-2 notée α_2 (ou Ti_3Al) de structure hexagonale (hP8 ou DO_{19}) est un composé intermétallique fragile provenant d'une transformation ordre-désordre dans les alliages de titane contenant de l'aluminium. Selon Tarral [TAR00], c'est un composé stable sur un large domaine de composition à température ambiante : de 22 à 36 at.%Al lequel s'élargit de 22 à 39 at.%Al avec la température. Ainsi, le paramètre de maille a_{α_2} varie entre 5.640 Å et 5.783 Å et c_{α_2} entre 4.619 Å et 4.760 Å. La phase $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ correspond en fait à une sur-structure ordonnée du réseau hexagonal compact de la phase $\alpha\text{-Ti}$ dont les paramètres de maille sont liés entre eux par les relations suivantes : $a_{\alpha_2} \sim 2 a_\alpha$ et $c_{\alpha_2} \sim c_\alpha$. La formation de ce composé intermétallique Ti_3Al intervient dès le moment où la teneur massique en aluminium est supérieure à 6% dans un alliage binaire Ti-Al. De plus, cette phase peut être créée lors d'un maintien prolongé dans un domaine de température allant de 350°C à 700°C. L'agrandissement de son domaine de stabilité est favorisé par l'apport d'éléments en insertion comme l'oxygène mais aussi par d'autres éléments comme l'étain, le zirconium ou le molybdène.

La phase gamma (γ) est un composé intermétallique de type TiAl. Selon Tarral [TAR00], le composé $\gamma\text{-TiAl}$ présente une structure cristalline tétragonale à faces centrées (tP4) qui reste ordonnée jusqu'aux alentours de 1450°C. Il est composé d'un arrangement d'atomes de Ti et d'atomes de Al en alternance sur les plans (002) d'un cubique à faces centrées. Il présente aussi un assez grand domaine d'existence à température ambiante : de 49 à 57 at.%Al, lequel s'élargit de 48 à 69.5 at.%Al avec la température. Les paramètres de maille varient donc en conséquence : de 3.957 Å à 4.015 Å pour a_γ et de 4.062 Å à 4.097 Å pour c_γ .

2. Le Ti-6Al-4V

2.1 Présentation

Le Ti-6Al-4V appelé communément TA6V est un alliage de titane de la famille $\alpha + \beta$. Sa température de fusion est proche de 1660°C et sa température d'ébullition est environ de 3285°C. Il est composé de 6 wt.% d'aluminium, 4 wt.% de vanadium, de traces de fer et de diverses impuretés en interstitiels et en proportion limitée. Sa composition nominale est donnée en Table 2-2.

Eléments	Al	V	Fe max.	O max.	N max.	H max.	C max.	Ti
Composition (wt.%)	5.50 – 6.75	3.50 – 4.50	0.30	0.22	0.05	0.01	0.08	Base

Table 2-2 : Composition pondérale de l'alliage de Ti-6Al-4V selon une spécification interne de Snecma [DMD96] proche du grade 5

Cet alliage offre un bon compromis entre résistance mécanique et ténacité ainsi qu'une très bonne résistance à la corrosion. De plus, il présente un bon rapport entre résistance mécanique et densité (jusqu'à 1225 MPa à l'état écroui selon Lampman [LAM90] pour une densité de 4.42 à l'ambiante) soit une résistance spécifique supérieure à bien des matériaux aéronautiques. Toutes ces propriétés font que cet alliage de titane est celui le plus usité dans l'industrie (environ 50% des ventes). Plus particulièrement, il trouve un grand nombre d'applications dans l'aéronautique en tant qu'éléments de structure et parties froides du moteur (disque et aubes de compression..) très fortement sollicités mécaniquement mais aussi dans les implants chirurgicaux pour sa biocompatibilité.

La Figure 2-5 présente le diagramme pseudo-binaire à l'équilibre du Ti-6Al-4V montrant la concentration limite en vanadium des phases α et β en fonction de la température. Il est noté qu'à la température ambiante, cet alliage de titane est sous la forme $\alpha + \beta$ et possède à l'équilibre thermodynamique une proportion de phase β très faible (~5 vol.% β , voir Table 2.4, refroidissement au four).

Au cours d'un chauffage lent, la phase α de structure hexagonale ($a_\alpha = 2.920 \text{ \AA}$ et $c_\alpha = 4.670 \text{ \AA}$) se dissout et se transforme en phase β de structure cubique centrée ($a_\beta = 3.192 \text{ \AA}$). Castro et Séraphin [CAS66] ont proposé la relation Eq. 2-8 donnant la proportion volumique f_α^{TA6V} en % de la phase α à l'ambiante en fonction de la température d'arrêt du recuit qui est en fait une température de trempe à l'eau pour une vitesse de chauffe lente. Faisant l'hypothèse qu'il n'y a pas de croissance de la phase α au cours de la trempe à l'eau, les auteurs [CAS66] considèrent qu'ils obtiennent ainsi la fraction de la phase α à l'équilibre en fonction de la température T, valable pour T variant de l'ambiante à T_β .

$$f_\alpha^{TA6V} = A [1 - e^{-a(T_\beta - T)}] \quad (\text{Eq. 2-8})$$

avec $A = 92.5\%$, $a = 0.0085$, T_β le transus β de l'alliage de Ti-6Al-4V et T la température de recuit.

Pour une température supérieure au transus β compris entre 980 et 1000°C, la fraction volumique de la phase β atteint la valeur de 1. La température de fin de transformation $\alpha \Rightarrow \beta$

du Ti-6Al-4V varie avec la concentration d'impuretés en insertion (teneur en éléments résiduels) et les vitesses de montée (ou de refroidissement) en température comme l'ont indiqués Ivasishin et Teliovich [IVA99] et Ivasishin et al. [IVA02]. En effet, le transus β passe de 980°C à 1025 – 1045°C selon ces auteurs pour une vitesse de chauffe de 50 °C/s et de 980°C à 1090°C pour une vitesse de chauffe de 1000 °C/s selon Robert [ROB07]. Ce phénomène a aussi été observé dans les Ti6242 par Ivasishin et Flowers [IVA86] et Ivasishin et Lütjering [IVA86a] où la température de fin de transformation $\alpha \Rightarrow \beta$ passe de 1000°C à 1130°C pour une vitesse de montée en température de 50°C/s.

La Table 2-3 répertorie les principales propriétés thermomécaniques et thermophysiques du Ti-6Al-4V (IMI318, ASTM grade 5).

	Propriétés	Valeurs
T_{eb}	Température d'ébullition	3285°C
T_s	Température de solidus	1640°C
T_L	Température du liquidus	1660°C
IS	Intervalle de solidification	20°C
T_β	Transus β	980 – 1000°C
ρ	Masse volumique	4420 – 4430 kg.m ⁻³ à 20°C 4200 kg.m ⁻³ à T_L
Cps	Capacité calorifique massique	440 – 543 – 610 J.kg ⁻¹ .K ⁻¹ à 20°C 645 J.kg ⁻¹ .K ⁻¹ à 800°C
Cpl	Capacité calorifique massique (à T_L)	986 J.kg ⁻¹ .K ⁻¹
α_D	Coefficient de dilatation linéaire	8-9 10 ⁻⁶ K ⁻¹ à 20°C 11 10 ⁻⁶ K ⁻¹ à 800°C
λ	Conductivité thermique	5.8 – 6.8 – 7.1 W.m ⁻¹ .K ⁻¹ à 20°C 16 W.m ⁻¹ .K ⁻¹ à 800°C
ν	Coefficient de Poisson	0.32 à 20°C 0.36 à 600°C 0.38 à 950°C
E	Module d'Young	100 – 130 GPa à 20°C 90 – 105 GPa à 300°C 75 – 86 GPa à 600°C 62 – 67 GPa 950°C
Rp _{0.2%}	Limite d'élasticité à 0.2% de déformation plastique	990 – 1050 MPa à 20°C 300 MPa à 600°C 100 MPa à 900°C
Rm	Résistance maximale à la traction	1050 – 1140 MPa à 20°C 550 MPa à 600°C 150 MPa à 900°C
A%	Allongement à la rupture	15% à 20°C 20% à 400°C 100% à 800°C
HV ₃₀	Dureté	350 kgf/mm ²
σ_D	Limite d'endurance en traction à 10 ⁷ cycles en %Rm	49%
$\Delta V / V$	Changement de volume au passage de $\beta \rightarrow \alpha$	-1.4%

Table 2-3 : Synthèse des propriétés thermomécaniques du Ti-6Al-4V issues des mémoires de Malcor [MALC83], Robert [ROB07], Maisonneuve [MAI08] et Longuet [LON10]

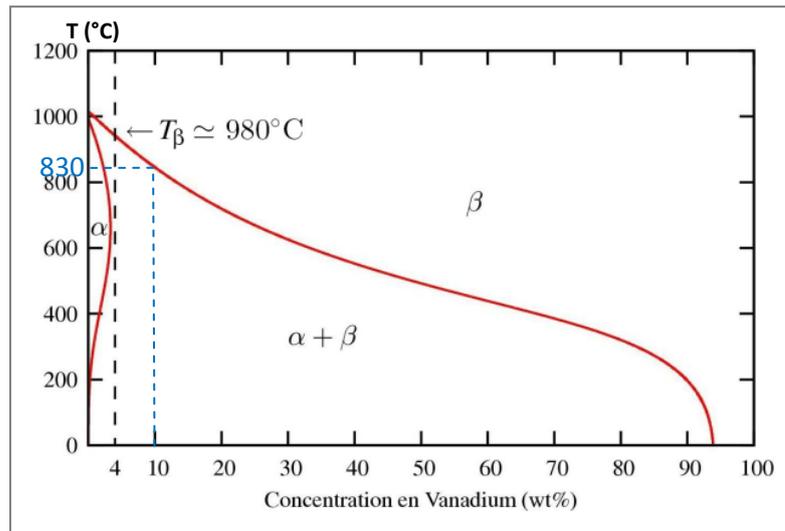


Figure 2-5 : Concentration en vanadium des phases du Ti-6Al-4V en équilibre à toute température déduite d'un calcul Thermocalc [APP08]

2.2 Traitement thermique depuis le domaine β

2.2.1 Influence de la vitesse de trempe

Ahmed et Rack [AHM98] ont étudié l'influence de la vitesse de trempe après remise en solution (RMS) dans le domaine β (température de traitement au dessus du transus β) sur la microstructure obtenue à température ambiante et plus spécifiquement sur les transformations de phases.

Pour des vitesses de trempe (V_{TR}) comprises entre 410°C/s et 525°C/s, les auteurs ont observé la formation de la phase hexagonale α' sous forme aciculaire comme le montre la Figure 2-6a. Les aiguilles de martensite issues de la phase β sont orientées à 90° les unes par rapport aux autres. Elles contiennent des dislocations et des fautes d'empilements conduisant à la formation de macles comme l'indique la Figure 2-6d. Ces défauts induits par la transformation $\beta \rightarrow \alpha'$ génèrent de la déformation qui est accommodée par la phase martensitique.

Pour des vitesses de trempe comprises entre 20°C/s et 410°C/s, Ahmed et Rack [AHM98] observent l'apparition d'une phase hexagonale massive notée α_m comme le montre la Figure 2-6b. Pour les vitesses de refroidissement les plus grandes (410°C/s), α_m se forme préférentiellement au niveau des ex-joints de grains β . Au fur et à mesure que la vitesse de trempe diminue, la précipitation de cette phase aux ex-joints de grains β diminue et d'autres sites de germination de cette phase hexagonale apparaissent progressivement : tout d'abord, elle germe au niveau des lattes de martensite α' adjacentes aux ex-joints de grains β , puis de façon intragranulaire entre les lattes de martensite comme l'indique la Figure 2-6e. Les études cristallographiques au MET montrent que la structure hexagonale et la composition chimique de la phase α_m sont identiques à celles de la phase α' observée à des vitesses de trempe plus élevées. D'après ce résultat et en se référant aux travaux effectués entre autres dans les alliages de titane par Plichta et al. [PLI77], [PLI78] et [PLI80], il a été déduit que α_m provient d'une transformation massive $\beta \rightarrow \alpha_m$ sans diffusion. De plus, il est suggéré

par les auteurs que la fraction volumique de cette phase α_m tend à augmenter comme sa température d'apparition avec l'abaissement de la vitesse de trempe.

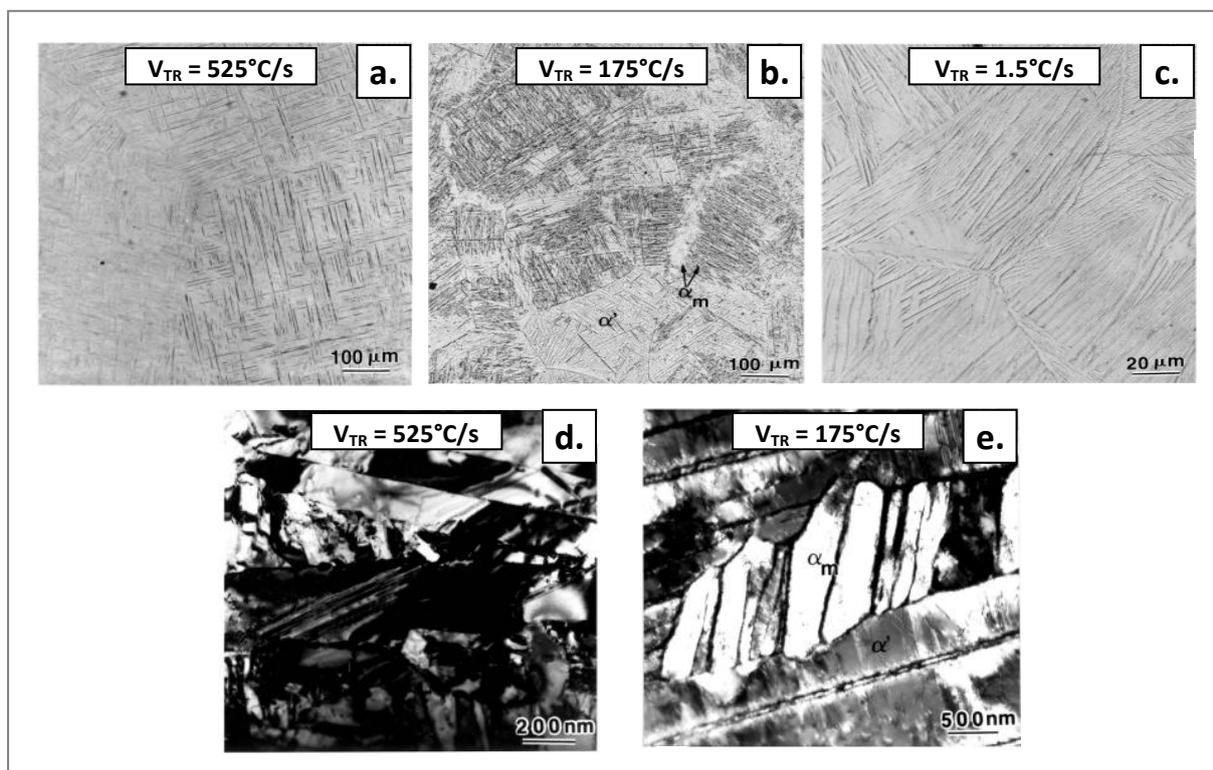


Figure 2-6 : (a.) et (d.) Micrographie optique et MET de la phase α' formée dans le Ti-6Al-4V pour une vitesse de trempe de 525°C/s à partir du domaine β [AHM98]
 (b.) et (e.) Micrographie optique et MET montrant la formation de la phase α_m dans le Ti-6Al-4V pour une vitesse de trempe de 175°C/s à partir du domaine β [AHM98]
 (c.) Micrographie optique de la structure de Widmanstätten (ou en vannerie) dans le Ti-6Al-4V pour une vitesse de trempe de 1.5°C/s à partir du domaine β [AHM98]

Selon Ahmed et Rack [AHM98], la microstructure en vannerie dite de Widmanstätten est formée à température ambiante pour des vitesses de trempe inférieures à 20°C/s depuis le domaine β . Une micrographie optique de cette microstructure est donnée en Figure 2-6c. La Figure 2-7 schématise la formation de la structure en vannerie en fonction de la température lors du refroidissement. A partir du moment où le transus β est dépassé, des sites de germination de la phase α apparaissent au niveau des joints de grains β . La phase α apparaît sous forme de liseré puis croît dans la phase β par une transformation contrôlée par une diffusion en volume du vanadium selon des plans cristallographiques préférentiels afin de former des lattes de α . Leur croissance dépend de plusieurs facteurs dont le plus important est la vitesse de trempe. En effet, plus le refroidissement est faible et plus la taille des lattes est importante et moins elles sont nombreuses.

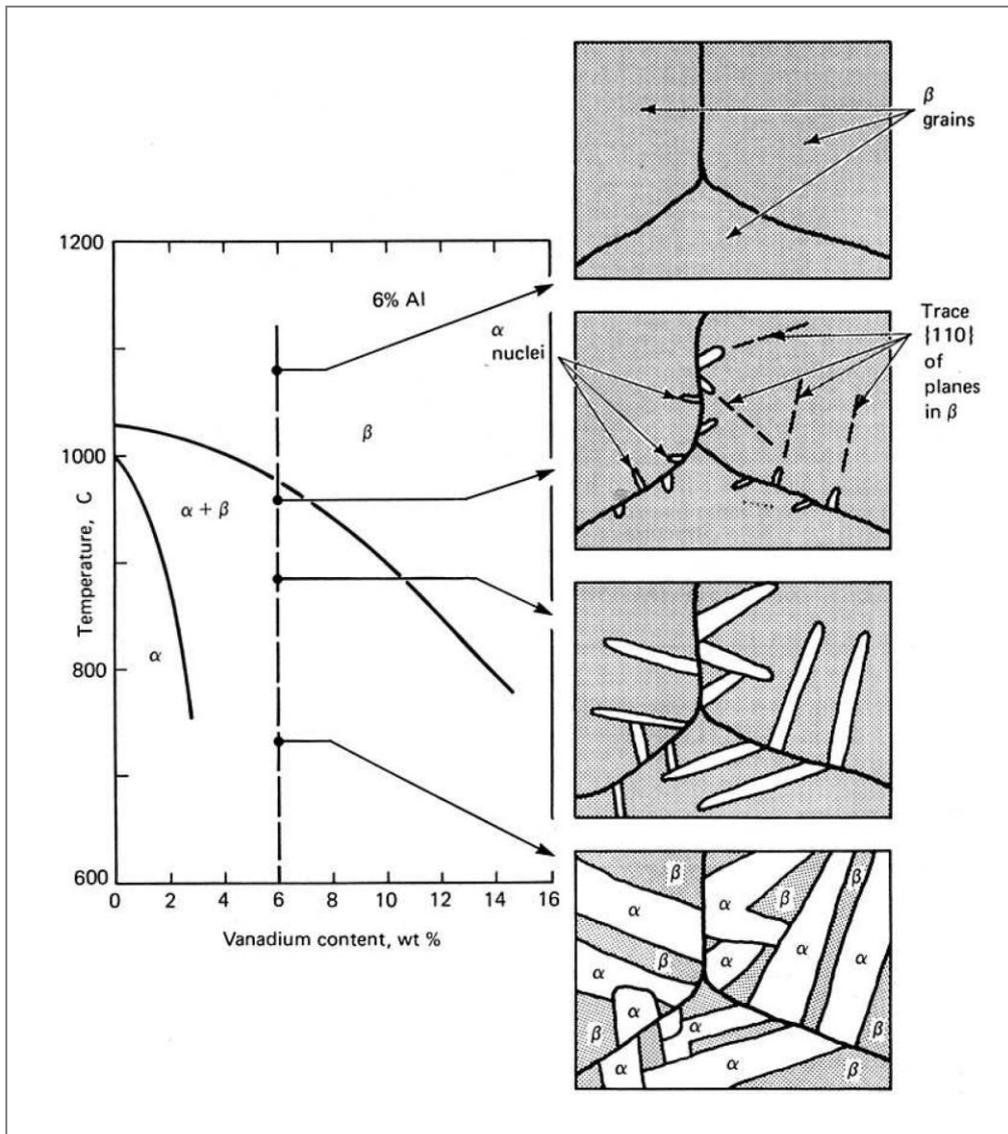


Figure 2-7 : Formation de la microstructure de Widmanstätten dans le Ti-6Al-4V lors d'un refroidissement lent [BR082]

La Figure 2-8 montre les microstructures obtenues par Le Maître [MAI70] pour des vitesses de refroidissement contrôlées allant de 100°C/h à 1800°C/h (refroidissement au four) après une remise en solution d'une éprouvette de Ti-6Al-4V dans le domaine β .

Pour des vitesses de trempe très lentes, la microstructure obtenue est en faisceau puis pour des vitesses de trempe plus grandes, il est obtenu successivement une structure cellulaire à grains fins et une structure en vannerie dite de Widmanstätten à gros grains puis à grains moyens. De plus, il est noté que le type de microstructure évolue tout au long du refroidissement pour des vitesses de trempe faibles.

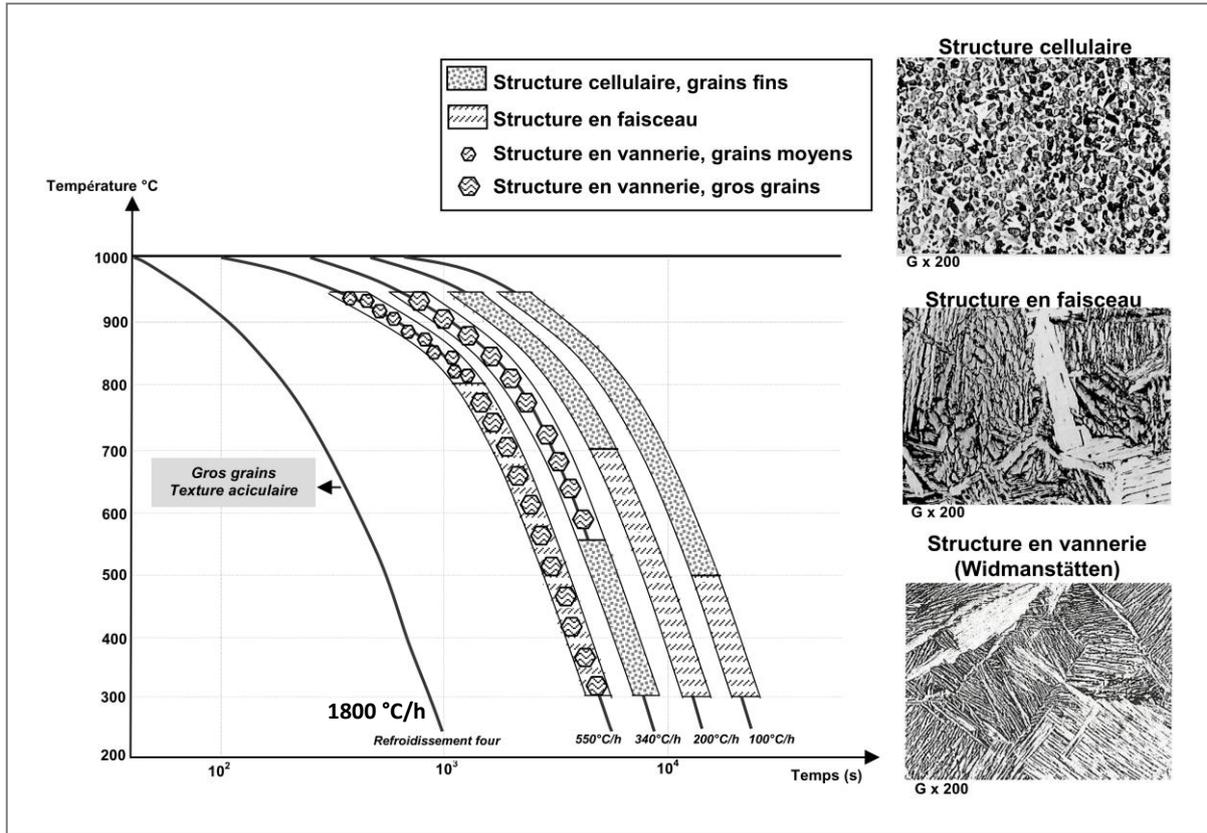


Figure 2-8 : Microstructure du Ti-6Al-4V obtenue par un refroidissement contrôlé depuis le domaine β [MAI70]

Les Figures 2-8 et 2-9 schématisent l'influence de la vitesse de trempe depuis le domaine β et les différentes phases formées.

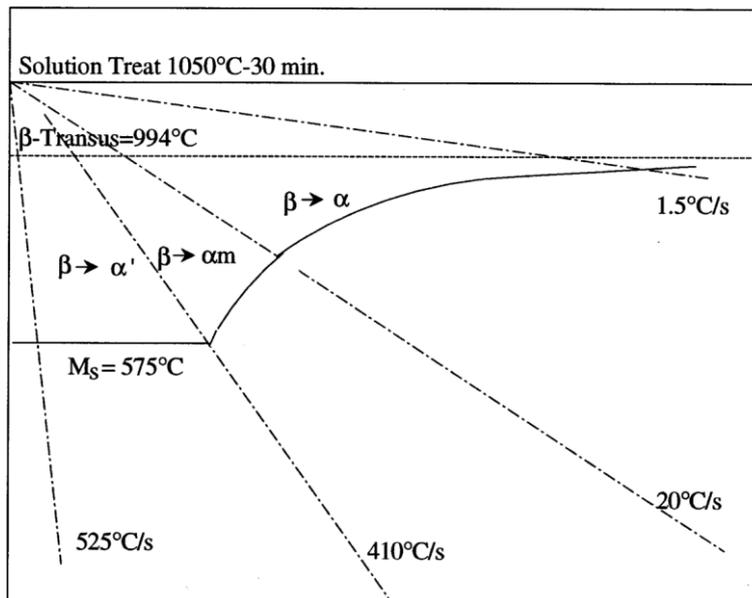


Figure 2-9 : Diagramme schématique de refroidissement continu du Ti-6Al-4V pour des vitesses de trempe rapides de 525 °C/s à 1.5 °C/s après une remise en solution (RMS) à 1050 °C pendant 30 minutes [AHM98]

2.2.2 Influence du temps et de la température de remise en solution sur la taille de la microstructure

Cas du titane pur

Gil et al. [GIL95] ont étudié l'évolution de la taille de grains du titane pur en fonction du temps de remise en solution dans les domaines α et β , c'est à dire pour des températures allant de 700 à 1100°C. Afin d'évaluer les évolutions microstructurales, les auteurs utilisent les relations établies par Beck et al. [BEC48] reliant la taille de grains D_g à la taille de grains initiale D_o en fonction du temps de traitement isotherme t par la relation Eq. 2-9 suivante :

$$D_g - D_o = K t^n \quad \text{ou} \quad D_g^p - D_o^p = Kt \quad (\text{Eq. 2-9})$$

avec n et p des exposants fonction du mécanisme de grossissement considéré et K un coefficient dépendant de la température de traitement T selon une relation d'Arrhenius. En considérant que le grossissement de grains est régi par un mécanisme lié à la diffusion atomique aux joints de grains, Lifschitz et Slyozov [LIF61] expriment le coefficient K par l'équation Eq. 2-10 :

$$K = K_o e^{(-E_a/RT)} \quad (\text{Eq. 2-10})$$

avec E_a l'énergie d'activation, R la constante des gaz parfaits, T la température et K_o une constante pré-exponentielle.

Les auteurs ont observé que l'énergie d'activation lors du grossissement de grains dans la phase β est cinq fois plus importante que celle pour la phase α . Ce résultat souligne que le grossissement des grains β est nettement plus rapide que celui des grains α . Ainsi, pour une remise en solution d'une heure dans le domaine β à 1050°C ($T > T_\beta$), la taille de grains est multiplié par six alors que pour un traitement de deux heures à 700°C ($T < T_\beta$) dans le domaine α , l'augmentation de la taille de grains n'est que de 20%.

Cas du Ti-6Al-4V

Un résultat similaire a été observé préalablement par Gil et Planell [GIL91] dans le Ti-6Al-4V lors d'un traitement de remise en solution dans le domaine β pour des températures allant de 1050 à 1200°C comme le montre la Figure 2-10a . Les auteurs notent que l'énergie d'activation liée au grossissement des grains β est faible comparée à celle observée dans d'autres matériaux. Ainsi, dans le Ti-6Al-4V, la taille de grains augmente rapidement lors des 15-20 premières minutes de traitement thermique puis la vitesse de croissance des grains diminue jusqu'à devenir nulle comme le montre la Figure 2-10a. Cet arrêt de l'évolution de la dimension des grains tient au fait que lorsque la taille des grains augmente, le nombre de joints de grains diminue impliquant un abaissement de la force motrice servant à la croissance des grains comme expliqué par Gil et al. [GIL01].

2.2.3 Influence de la vitesse de chauffe et de refroidissement sur la taille de la microstructure

Au vue des relations Eq. 2-9 et Eq. 2-10, le temps et la température contribuent au grossissement des grains. Par ailleurs, Ivasishin et Sawakin [IVA02] et Semiatin et al. [SEM01] ont noté que plus la vitesse de chauffe diminue et la température de remise en solution est élevée et plus le grossissement des grains dans le domaine β est important. Suivant le même principe, Gil et al. [GIL01] ont identifié qu'une réduction progressive de la vitesse de trempe à partir du domaine β conduit à l'obtention de lattes α plus épaisses dans la structure de Widmanstätten du Ti-6Al-4V comme le montre la Figure 2-10b.

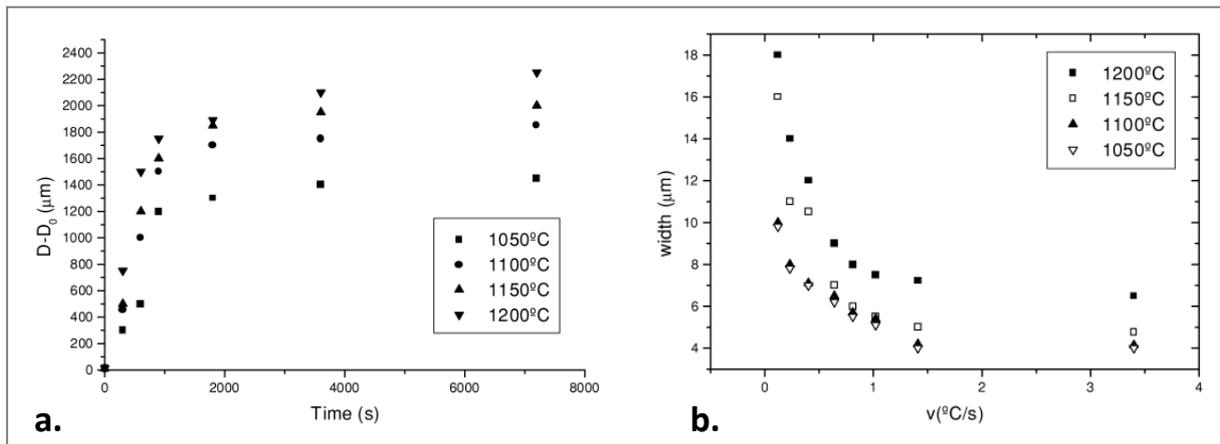


Figure 2-10 : (a.) Grossissement de la taille de grains du Ti-6Al-4V en fonction de la température et du temps de maintien isotherme sous argon dans le domaine β
(b.) Largeur des lamelles α dans la structure de Widmanstätten $\alpha + \beta$ en fonction de la température de maintien isotherme et de la vitesse de refroidissement sous argon [GIL01]

2.3 Traitement thermique depuis le domaine $\alpha + \beta$

2.3.1 Transformations métallurgiques lors de la trempe

Lors de la chauffe et du maintien en température en dessous de T_{β} , la phase α présente initialement à l'ambiante dans le Ti-6Al-4V se dissout partiellement en phase β . Sa fraction volumique à l'équilibre thermodynamique évolue d'après la relation définie par Castro et Séraphin [CAS66] (Eq. 2-8) en fonction de la température de traitement. La phase α maintenue à la température de traitement, appelée α primaire (α_1), ne se transforme pas lors du refroidissement à température ambiante. Par contre, la phase β , formée dans le domaine $\alpha + \beta$, subit des transformations métallurgiques et structurales lors du refroidissement en fonction de la température de maintien et de la vitesse de trempe.

Dans le cas d'une trempe énergique à l'eau du Ti-6Al-4V, Williams et Blackburn [WIL67] observent que la phase α' (Figure 2-12a) et la phase α'' (Figure 2-12b) se produisent sous une forme aciculaire à partir de la phase β pour des températures de maintien se trouvant entre 800°C et T_{β} comme l'indique la Figure 2-11a. Des résultats similaires ont été répertoriés par Brooks [BRO82] et par Lee et Welsch [LEE90] comme le montre la Figure 2-11b. La phase α_1 possède sa structure (hP2) de base.

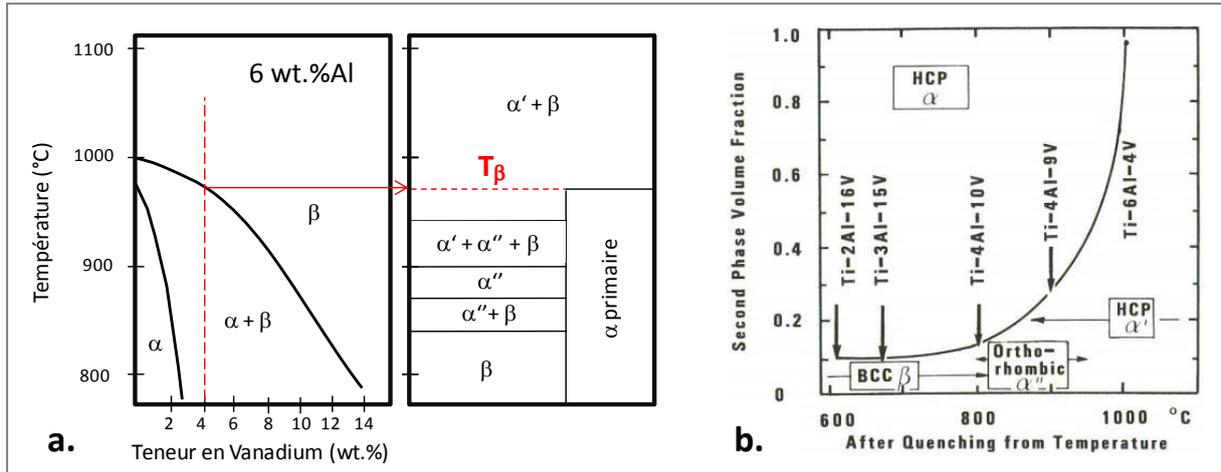


Figure 2-11 : (a.) Phases formées en fonction de la température de trempe du Ti-6Al-4V et de la teneur en vanadium de la phase β [WIL67]
 (b.) Nature, composition et fraction volumique de la seconde phase du Ti-6Al-4V désignée par α' , α'' et β_m en fonction de la température de trempe [LEE90]

Comme déjà expliqué dans le paragraphe 1.3.3, la phase orthorhombique α'' (de paramètres de maille $a_{\alpha''} = 3.030 \text{ \AA}$, $b_{\alpha''} = 4.920 \text{ \AA}$ et $c_{\alpha''} = 4.66 \text{ \AA}$ dans le Ti-6Al-4V) est formée lors d'une trempe énergique dès lors que la phase β possède une teneur en éléments bêtagènes au dessus d'un certain seuil. En dessous de cette teneur, c'est la phase α' qui apparaît. Lee et Welsch [LEE90] ont défini dans le Ti-6Al-4V, que lorsque la phase β comportait 10 wt.% de vanadium, il est possible de former une phase martensitique (α'' ou α') à une température dite M_d supérieure ou égale à 800°C. En se basant sur la Figure 2-5, une concentration de 10 wt.% de vanadium correspond à une température de 830°C ce qui est proche de la température déterminée par Williams et Blackburn [WIL67]. Pour Hocheid et al. [HOC70], M_d , la température de remise en solution à partir de laquelle la phase β du Ti-6Al-4V est retenue à l'ambiante après une trempe à l'eau, c'est à dire ne se décompose plus en phase martensitique α' , est égale à 720°C.

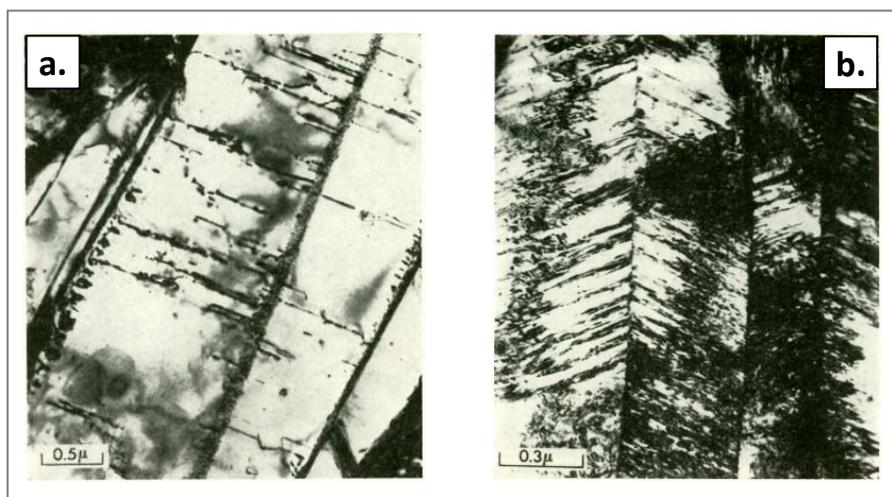


Figure 2-12 : (a.) Micrographie réalisée au MET présentant des lattes de martensite α' , obtenue dans un Ti-6Al-4V après une trempe à 1200°C [WIL67]
 (b.) Micrographie réalisée au MET présentant des lattes de martensite α'' maclée obtenue dans un Ti-6Al-4V après une trempe à 870°C [WIL67]

La Figure 2-13 montre que la diminution de la température à laquelle la trempe s'effectue induit une diminution de la valeur de M_s . Ce phénomène est lié à l'enrichissement en vanadium de la phase β qui tend à empêcher la transformation martensitique. Ainsi, selon Brooks [BRO82], la température M_s est en dessous de l'ambiante pour une phase β dont la teneur massique en vanadium est supérieure à 14%. De plus, la Figure 2-13 indique la proportion de phases présentes dans le Ti-6Al-4V. Il est noté que, la trempe dans le domaine $\alpha + \beta$ induit la formation de phase β résiduelle. Sachant que la température de M_f suit la même évolution que M_s , l'augmentation de la teneur en vanadium de la phase β induit la formation d'une quantité plus importante de β résiduelle et une diminution de la proportion de phases martensitiques comme l'ont observés Jovanovic et al. [JOV06] dont les résultats sont répertoriés dans la Table 2-4.

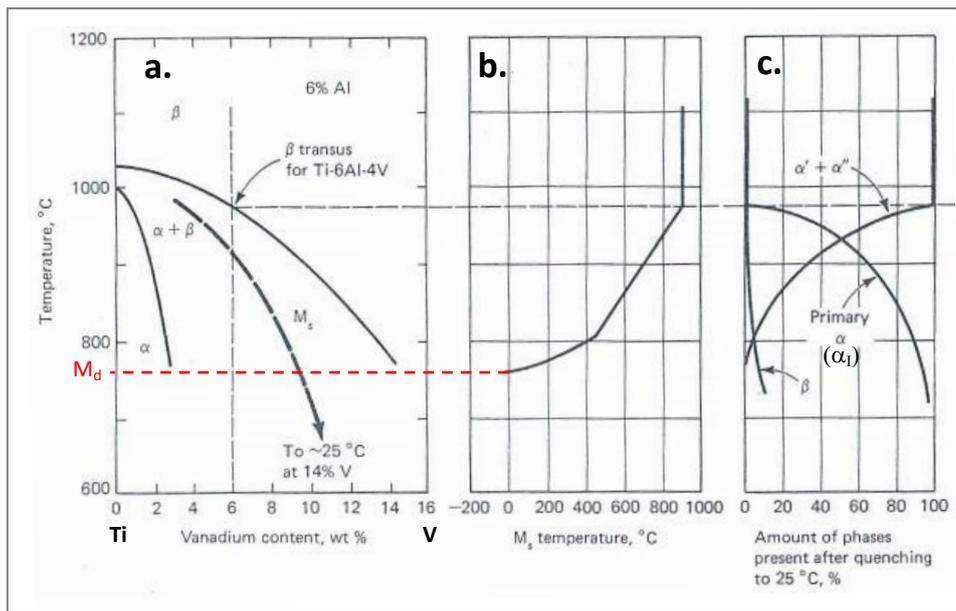


Figure 2-13 : (a.) Isoplète à 6wt.% d'aluminium dans le système ternaire Ti-Al-V
 (b.) Valeur de M_s en fonction de la température de trempe et de la concentration en vanadium de la phase β
 (c.) Proportion volumique des phases α , α' et β , à l'ambiante en fonction de la température de trempe [BRO82]

Castro et Séraphin [CAS66] ont identifié la formation de phases α_2 (Ti_3Al) et α' dans le Ti-6Al-4V pour des trempes à l'huile et à l'eau après un maintien en température à 850°C, 800°C et 750°C. Les auteurs définissent cette phase α_2 comme étant de structure cristallographique hexagonale et de paramètre de maille $a_{\alpha_2} = 2.89 \text{ \AA}$, $c_{\alpha_2} = 4.64 \text{ \AA}$ et $c/a = 1.606$.

Jovanovic et al. [JOV06] ont observé les phases formées dans le Ti-6Al-4V après une trempe à l'eau, à l'air et après un refroidissement au four à partir de températures allant de 850°C à 1100°C. Un récapitulatif des phases formées avec leur fraction volumique selon le traitement thermique effectué est donné dans la Table 2-4. Les phases obtenues à température ambiante sont de type α , α' (regroupant α'') et β . Lors de la trempe à l'air, la structure des phases α formées était de type aciculaire notée α_{AC} . Contrairement à Castro et Séraphin [CAS66], aucune phase α_2 n'a été observée.

Température de maintien (°C)	Diminution de la vitesse de trempe →						
	Trempe à l'eau			Trempe à l'air		Refroidissement au four (proche de l'équilibre)	
	% α	% β	% α'	% α	% $\beta + \alpha_{AC}$	% α	% β
1100	-	1.3	98.7	14.7	85.3	95	5
1050	-	5	95	34.5	65.5	97	3
1000	-	7.8	92.2	50.9	49.1	90	10
950	42.2	~ 8	~ 50 – 57.8	72	28	95	5
900	63.1	~ 10	~ 26.9	81.3	18.7	95	5
850	80	~ 10	~ 10	84.5	15.5	95	5

Table 2-4 : Fraction volumique des phases obtenues après un traitement thermique dans les domaines $\alpha + \beta$ ou β suivi d'une trempe à l'eau, à l'air ou d'un refroidissement au four sur un Ti-6Al-4V [JOV06]

2.3.2 Transformations métallurgiques lors de revenus et vieillissements

Les transformations métallurgiques ainsi que les microstructures obtenues après trempe possèdent parfois des propriétés thermomécaniques limitées. Les traitements thermiques réalisés dans le domaine $\alpha + \beta$ par l'intermédiaire de revenus, recuits ou vieillissements permettent d'améliorer les caractéristiques mécaniques par déstabilisation de phases métastables (souvent de type martensitique) ou précipitation de nouvelles phases plus stables.

De nombreux auteurs ont travaillé sur la décomposition des phases α' et α'' et la formation des phases α_2 et ω dans le Ti-6Al-4V après une trempe énergique suivie d'un recuit donnant lieu à des microstructures comme celles définies dans le paragraphe 2.3.1. La liste des travaux, des traitements thermiques et des phases martensitiques étudiées est répertoriée dans la Table 2-5.

Auteur	Trempe	Vieillessement/Recuit/Revenu		Phases observées
	Température (°C)	Température (°C)	Temps (h)	
[WIL67]	800 à 1100	260 à 375	0.05 à 17	α' , α''
[FOP69]	950 – 850 – 750	540	≈ 0.03 à 100	α' , α_2
[WELS77]	810	350 – 550	67	α' , α_2
[LEE90]	800 – 1000 – 1200	200 – 350 – 550	100	α' , α''
[FAN94]	900	25	8760 (1 an)	ω
[GIL96]	1050	400 – 600 – 700 -800	0.25 – 0.5 – 1 – 2	α'
[ZENG05]	920	550	4	α' , α''
[LEE08]	950	600/ 545	24 / 200	α_2

Table 2-5 : Synthèse des travaux réalisés sur les transformations métallurgiques du Ti-6Al-4V en fonction des traitements thermiques étudiés

Phases martensitiques α' et α''

De nombreux auteurs ont étudié la décomposition à la suite d'un revenu ou d'un vieillissement des phases martensitiques dans le Ti-6Al-4V, formées après une trempe. Williams et Blackburn [WIL67] et Fopiano et al. [FOP69] ont montré que la martensite α' se décompose en $\alpha + \beta$ lors de plusieurs traitements thermiques. Cette transformation résulte de la précipitation des phases α et β à partir de la martensite α' . Le grossissement de ces phases est piloté par la diffusion des atomes de vanadium selon Zeng et Bieler [ZENG05].

Dans certains cas, la déstabilisation de α' n'est pas totale. Gil Mur et al. [GIL96] indique que la transformation de la phase α' est incomplète pour des températures de revenu inférieures à 600°C (observée préalablement par Williams et Blackburn), et devient complète pour des températures de revenu supérieures à 800°C. Par contre, lors de vieillissement à des températures de 350°C et 550°C, Welsch et al. [WELS77] ont constaté que la dissolution de la phase martensitique formée à partir d'une trempe à 810°C était complète et que les microstructures obtenues étaient respectivement constituées de fines lamelles α et de larges précipités α formés dans β . Une des hypothèses invoquées pour la transformation $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$ lors du vieillissement à 350°C, est la grande quantité d'énergie élastique emmagasinée lors de la transformation martensitique $\beta \rightarrow \alpha'$ ajoutée à l'énergie amenée par le traitement thermique permettant ainsi d'atteindre l'énergie d'activation requise pour la diffusion du vanadium. De plus, Fopiano et al. [FOP69] ont observé que la décomposition de la martensite α' est accélérée par la température du traitement thermique.

Williams et Blackburn [WIL67] et Lee et Welsch [LEE90] ont réalisé des travaux concernant l'évolution de la phase α'' obtenue après trempe du Ti-6Al-4V (microstructure définie dans le paragraphe 2.3.1) suivie d'un vieillissement. Ces auteurs ont noté que la phase α'' se déstabilise lors de vieillissements à des températures supérieures à 400°C afin de former une structure $\alpha + \beta$ lamellaire comme dans le cas de la phase α' . Cependant, la cinétique de déstabilisation de la phase α'' est plus rapide que celle de α' . La décomposition des lattes de α'' dans la matrice β suit un mécanisme en deux étapes : retour de la phase α'' en β et précipitation de la phase α sous forme de lattes au niveau des ex-joints de grains α'' . Davis et Flowers [DAV79] notent que durant le vieillissement, le mécanisme de transformation de α'' en $\alpha + \beta$ n'est pas le même que celui cité par Williams et Blackburn. En effet, d'après leur travaux, cette transformation se fait par l'intermédiaire d'une décomposition spinodale de la phase α'' en une phase riche en vanadium $\alpha''_{V\text{riche}}$ et une phase pauvre en vanadium $\alpha''_{V\text{pauvre}}$ tel que $\alpha'' \rightarrow \alpha''_{V\text{pauvre}} + \alpha''_{V\text{riche}} \rightarrow \alpha + \beta$.

Les observations expérimentales réalisées par Zeng et Bieler [ZENG05] montrent que la phase α'' peut aussi être issue de α' durant le revenu du Ti-6Al-4V trempé dans le domaine $\alpha + \beta$. Toutefois, la transformation $\alpha' \rightarrow \alpha'' + \beta$ est thermodynamiquement défavorable. L'origine de l'apparition de la phase α'' à partir de la phase α' a été expliquée par Boyer et Welsch [BOY94]. Elle provient de la décomposition spinodale de la phase β_m durant le revenu en une phase bêta riche en vanadium $\beta_{V\text{riche}}$ et une phase bêta pauvre en vanadium $\beta_{V\text{pauvre}}$ de telle sorte que $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta_m \rightarrow \alpha + \beta_{V\text{pauvre}} + \beta_{V\text{riche}} \rightarrow \alpha + \alpha'' + \beta_{V\text{riche}}$.

Phases fragilisantes α_2 et ω :

Les premières suspicions concernant la formation de la phase α_2 ont été suggérées par les travaux de Fopiano et al. [FOP69] lors d'une trempe suivie d'un vieillissement. Les travaux réalisés par Welsch et al. [WELS77], montrent la formation de la phase α_2 (Ti_3Al) lors d'un traitement de vieillissement à 550°C après une trempe à 810°C au sein de la phase α primaire. Cette transformation est pilotée par la diffusion de l'aluminium dans α .

Les auteurs expliquent que cette transformation ($\alpha_1 \rightarrow \alpha + \alpha_2$) est assurée pendant le traitement thermique de trempe. En effet, selon Castro et Seraphin [CAS66], pour un maintien en température à 800°C, la teneur en aluminium de la phase α_1 est quasiment maximale et atteint 7,25 wt.% pour seulement 1,6 wt.% de vanadium. Il est alors supposé que la redistribution par diffusion des atomes d'aluminium présents dans les différentes phases lors du revenu à 550°C est suffisamment efficace pour engendrer la phase α_2 . Welsch et al. [WELS77] remarquent que cette transformation n'a pas lieu pour une température de revenu aussi faible que 350°C. Ils justifient ce résultat en se basant sur les travaux de Conrad [CON73] qui démontre l'existence d'une température critique égale à 520°C au dessus de laquelle, la diffusion des atomes d'aluminium ou de titane est possible sur de courtes distances.

LEE [LEE08] observe, lors du traitement thermique du Ti-6Al-4V, la formation de phase α_2 sous le forme de précipités nanométriques dans la phase α comme le montre la Figure 2-14a. Le traitement thermique utilisé par l'auteur est constitué d'un vieillissement de longue durée, précédé par une trempe à l'eau à 950°C suivi d'un pré-vieillissement à 600°C pendant 24 heures. Il est noté dans cette étude que quelle que soit la morphologie de la phase α (Widmanstätten, équiaxe, bimodale), la phase α_2 a été produite.

Koul et Breedis [KOU70] ont observé l'apparition de la phase ω lors d'un vieillissement de 300 heures à 350°C après une trempe d'alliages quasi β composés d'une teneur importante en éléments bêtagènes isomorphes (V, Mo et Nb) facilitant sa formation. Une micrographie montrant la formation de ω dans β est donnée en Figure 2-14b. Les études concernant la formation de la phase ω dans le Ti-6Al-4V sont en revanche très rares : la teneur en éléments alphagènes (Al et O) dans la phase β du Ti-6Al-4V empêche a priori sa formation comme l'ont indiqués Williams et al. [WIL67] et [WIL71]. Cependant, les études réalisées par Fan [FAN94] démontrent que la phase ω peut être produite lors d'un vieillissement à température ambiante précédé d'une trempe. Sa formation est la conséquence d'une décomposition spinodale de la phase β du Ti-6Al-4V en une phase β riche en éléments bêtagènes $\beta_{\beta\text{riche}}$ et une phase β pauvre en éléments bêtagènes $\beta_{\beta\text{pauvre}}$: c'est la réaction $\beta_{\beta\text{pauvre}} \rightarrow \omega$ qui donne naissance à la phase ω . On aurait pu s'attendre à ce que ce soit la phase $\beta_{\beta\text{riche}}$ qui se transforme en ω , car cette phase fragilisante apparaît le plus souvent lors de recuits à basse température pour des alliages de titane β métastable contenant plus de 15wt.% de vanadium (soit $[\text{Mo}]_{\text{eq}} > 10\%$).

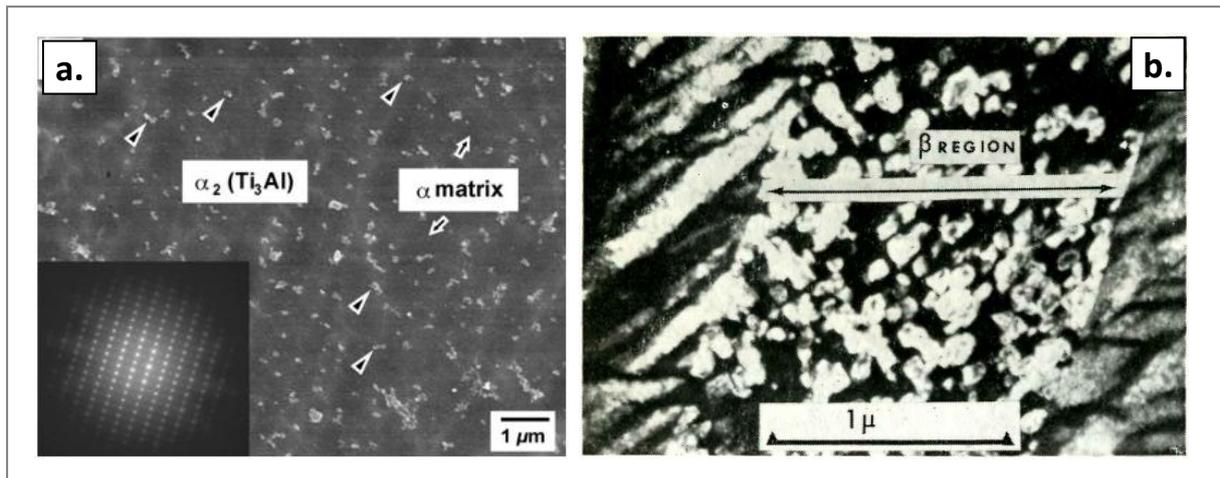


Figure 2-14 : (a.) Micrographie réalisée au MET présentant des précipités nanométriques de phase α_2 répartis de façon homogène dans α avec la figure de diffraction de la phase α_2 dans le cas d'un Ti-6Al-4V traité thermiquement [LEE08]

(b.) Micrographie réalisée au MET présentant la phase ω dans la matrice β d'un alliage Ti-16wt.%V après une trempe suivie d'un vieillissement de 300h à 350°C [KOU70]

2.4 Éléments influençant les transformations métallurgiques et les propriétés mécaniques

2.4.1 Influence de l'oxygène sur le transus β , le module d'Young et la dureté

L'oxygène possède une très grande affinité avec le titane et peut se dissoudre en grande quantité car c'est un élément venant facilement en insertion dans le titane. L'oxygène étant considéré comme une impureté pouvant fragiliser le matériau par formation de phases fragilisantes (comme tous les éléments en insertion), sa teneur est limitée pour les applications aéronautiques et est généralement comprise entre 0.16 et 0.20 wt.% [EYL90].

En tant qu'élément alphasé, l'oxygène contribue à la stabilisation de la phase α . Ainsi, il affecte la proportion entre les phases α et β dans le Ti-6Al-4V mais aussi leur composition. De plus, il tend à augmenter la valeur du transus β comme l'indiquent Kahveci et Welsch [KAH86] par la relation Eq. 2-11 et dont la courbe expérimentale issue des travaux de différents auteurs est donnée en Figure 2-15a :

$$T_{\beta} = 937 + 242,7 [O] \quad (\text{Eq. 2-11})$$

avec [O] la concentration massique d'oxygène (%). La température de transus β peut alors varier de 995°C pour 0.09 wt.% d'oxygène dissous à 1180°C pour 1 wt.% d'oxygène dissous.

La présence de l'oxygène en insertion dans le Ti-6Al-4V réduit drastiquement la solubilité de l'aluminium dans la phase α au même titre que le carbone et l'azote. Ainsi, selon Lampman [LAM90], ce phénomène favorise la précipitation dans α du Ti_3Al qui est une phase fragilisante selon Séraphin [SERA65].

Selon Welsch et Bunk [WELS82], Kahveci et Welsch [KAH86] et Pitt et Ramulu [PIT04], une teneur plus importante d'oxygène dans le Ti-6Al-4V induit une augmentation de la dureté et de la résistance mécanique à la traction ainsi qu'une diminution de la ductilité et de la ténacité. Le durcissement du Ti-6Al-4V obtenu par apport d'oxygène est plus performant que celui produit par durcissement structural en précipitant la phase Ti_3Al dans la phase α . Kahveci et Welsch [KAH86] montrent que la dureté augmente lorsque la concentration massique en oxygène dans le Ti-6Al-4V croît et ce aussi bien après que l'alliage ait été trempé depuis le domaine $\alpha + \beta$ (fraction de $\beta = 50\%$) ou depuis le domaine β (fraction de $\beta = 100\%$) comme le montre la Figure 2-15b. De plus, Welsch et Bunk [WELS82] montrent qu'une forte concentration en oxygène facilite la formation de Ti_3Al dans la phase α après un vieillissement à $550^\circ C$ du Ti-6Al-4V, contribuant au durcissement du matériau.

Selon Lee et Welsch [LEE90], le module d'Young (E) et la dureté Rockwell (Rc) varient respectivement de façon linéaire et parabolique avec la proportion en oxygène dissous selon les équations Eq. 2-12 et Eq. 2-13 :

$$E(\text{GPa}) = E_0(\text{TTH}) + 13,5 [\text{O}] \quad (\text{Eq. 2-12})$$

$$R_c = 34 + 28 [\text{O}] - 10 [\text{O}]^2 \text{ (après trempe dans le domaine } \beta) \quad (\text{Eq. 2-13})$$

avec [O] la concentration atomique en oxygène dissous et $E_0(\text{TTH})$ le module d'Young extrapolé pour une concentration atomique nulle, qui est fonction du traitement thermique appliqué.

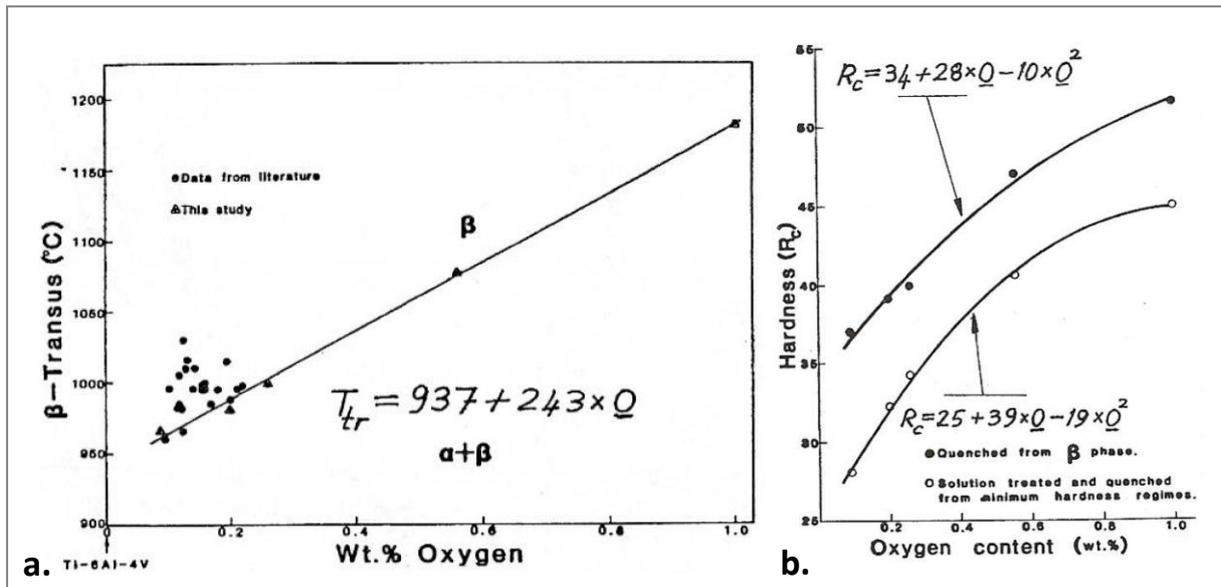


Figure 2-15 : (a.) Effet de la teneur massique en oxygène sur la valeur du transus β du Ti-6Al-4V
 (b.) Evolution de la dureté Rockwell du Ti-6Al-4V en fonction de la concentration massique en oxygène après une trempe dans le domaine β et $\alpha + \beta$ [LEE90]

2.4.2 Influence de la vitesse de chauffe et de la vitesse de refroidissement sur le « transus β »

Ivasishin et Flowers [IVA86] ont observé, dans un alliage de titane $\alpha + \beta$ désigné par VT23 (Ti – 5.3wt.%Al – 2.3wt.%Mo – 4wt.%V – 1wt.%Fe – 1wt.%Cr), que la vitesse de chauffe a un impact sur les températures M_s et T_β comme l'indique la Figure 2-16a.

Après un maintien isotherme de trente minutes, il est observé que la valeur de M_s augmente avec l'évolution croissante de la température de trempe jusqu'à atteindre un seuil pour des températures de trempe supérieures ou égales à T_β . Cette stabilisation de M_s se produit après que la composition de la phase β soit stable et égale à celle de l'alliage de départ. Dans le cas de traitements anisothermes pour une vitesse de chauffe de 100°C/s, la valeur de M_s augmente avec la température atteinte lors de la chauffe puis chute après que le transus bêta ait été atteint se déplaçant ainsi vers les hautes températures comparé à celui obtenu en maintien isotherme. Pour des températures de trempe plus élevées que le transus β anisotherme, la valeur de M_s diminue et devient égale à celle obtenue pour un maintien isotherme correspondant à une température de traitement anisotherme voisine de 1220°C. Aussi, T_β issu d'un traitement isotherme est inférieur à celui d'un traitement anisotherme.

Les auteurs expliquent que pour les vitesses de montée en température rapides, la phase β n'a pas le temps d'avoir une composition homogène en éléments bêtagènes comme dans le cas d'un traitement isotherme. De ce fait, il apparaît des zones bêta appauvries en éléments bêtagènes d'où une valeur de M_s importante. Après l'homogénéisation de la teneur en éléments bêtagènes de la phase β , la valeur de M_s se réduit jusqu'à atteindre la valeur de M_s isotherme.

L'augmentation de la vitesse de chauffe (\dot{T}_c) a un impact similaire sur le transus β du Ti-6Al-4V. La Figure 2-16b permet de voir que le transus β est plus haut lorsque que la vitesse de chauffe passe de 1.5 °C.s⁻¹ à 100 °C.s⁻¹ selon Rhaipu [RHA02]. En supposant que les raisons de cet accroissement de T_β avec la vitesse de chauffe sont identiques dans le Ti-6Al-4V à celles données par Ivasishin et Flowers [IVA86] pour le VT23, il peut être considéré que l'évolution de la température M_s suit celle de T_β . De plus, selon les travaux de Rhaipu [RHA02], l'augmentation de cette vitesse de chauffe élève la proportion de la phase α_I , diminue la proportion de la phase α_{II} formée à partir de la trempe de la phase β haute température, réduit le grossissement de la taille des grains β et diminue la formabilité de l'alliage.

De façon similaire, une vitesse de refroidissement (\dot{T}_r) rapide conduit à la mise hors d'équilibre du Ti-6Al-4V. La Figure 2-17 montre la composition d'équilibre locale à l'interface α/β calculés par Longuet [LON10] au cours de la croissance de α pour des vitesses de refroidissement de 1000°C/s et 1°C/s. Il est noté que lorsque la vitesse de trempe augmente, la proportion massique de vanadium dans la phase α ($C_{V\alpha}$) est plus grande et se fait aux dépens de celle dans β .

La Table 2-6 compare les valeurs de concentration massique en vanadium de la phase α calculées par le modèle de Longuet [LON10] à celles mesurées par Ahmed et Rack [AHM98] en fonction de la vitesse de refroidissement. Les transus β sont également donnés à titre d'informations.

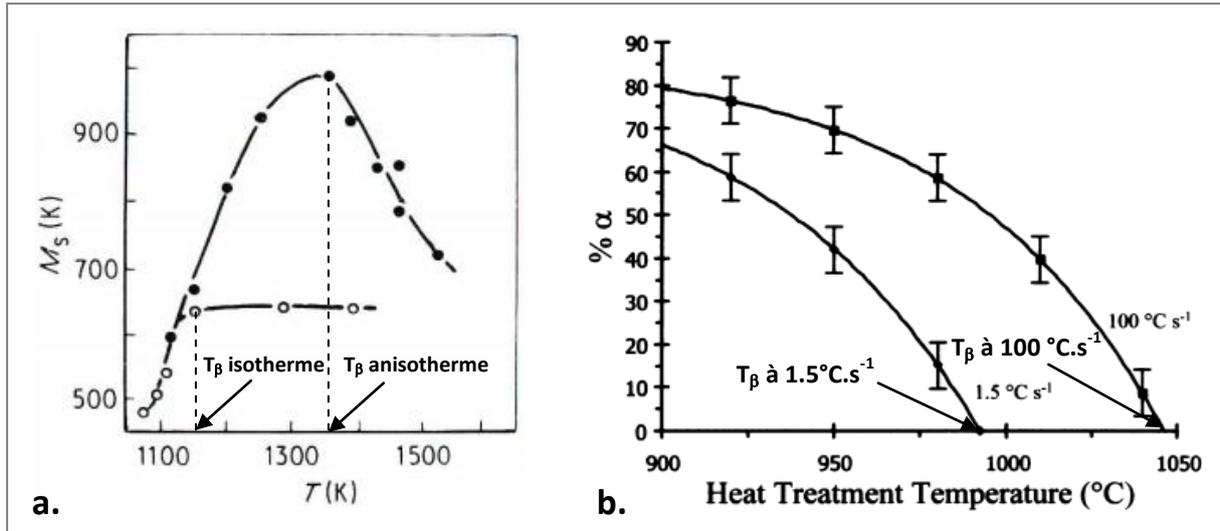


Figure 2-16 : (a.) Influence de la température de trempe sur la valeur de Ms d'un alliage VT23 lors de traitements thermiques isotherme et anisotherme [IVA86]
 (b.) Influence de la vitesse de chauffe sur la proportion de la phase alpha primaire et sur la température de transus bêta après trempe [RHA02]

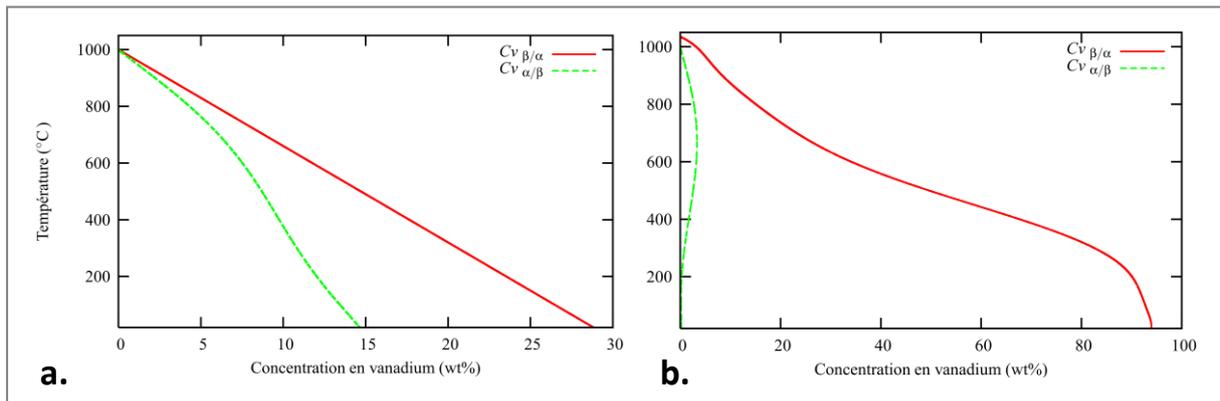


Figure 2-17 : (a.) Concentration aux interfaces α/β calculé pour $T_r = -1000\text{°C}\cdot\text{s}^{-1}$
 (b.) Concentration aux interfaces α/β calculé pour $T_r = -1\text{°C}\cdot\text{s}^{-1}$ [LON10]

Vitesse de refroidissement	C _{vα} [LON10]	C _{vα} [AHM98]	T _β [LON10]
-1 °C.s ⁻¹	2.24 wt.%	-	980°C
-20 °C.s ⁻¹	2.25 wt.%	2.7 wt.%	980°C
-175 °C.s ⁻¹	3.20 wt.%	3.1 wt.%	862°C
-275 °C.s ⁻¹	3.34 wt.%	3.2 wt.%	859°C
-1000 °C.s ⁻¹	4.00 wt.%	-	850°C

Table 2-6 : Comparaison entre les valeurs de concentration massique en vanadium de la phase α calculées par le modèle de Longuet [LON10] et celles mesurées par Ahmed et Rack [AHM98] en fonction de la vitesse de refroidissement

2.5 Transformation martensitique lors d'un chargement mécanique

La transformation martensitique est caractérisée, à l'issue d'une trempe, par un cisaillement entraînant un déplacement d'atomes sans diffusion. Elle peut donc être considérée comme une transformation par cisaillement de la maille à l'identique de celle produite par le phénomène de déformation plastique donnant lieu à des lignes de glissement après qu'une contrainte mécanique ait été appliquée sur le matériau. Selon Patel et Cohen [PAT53] puis Kaufman et Cohen [KAU58], la température M_s à laquelle la transformation martensitique a lieu peut diminuer ou augmenter selon la contrainte appliquée au matériau. A l'inverse, si le matériau est porté à une température proche de M_s , une faible contrainte mécanique appliquée sur le matériau génère automatiquement la formation de martensite. Néanmoins, si la température du matériau est bien au-dessus de M_s , la déformation plastique du matériau favorise la formation de lignes de glissement plutôt que la transformation martensitique. Ainsi, la probabilité de former des phases martensitiques est plus faible lors d'essais mécaniques à des températures supérieures à M_s .

Lors d'un chargement mécanique, le Ti-6Al-4V est assujéti de la même façon à ces mécanismes de formation de la martensite induite par un chargement mécanique.

2.5.1 Cas du Ti-6Al-4V

Williams et Blackburn [WIL67] ont observé au MET dans un Ti-6Al-4V trempé à 820°C que l'application d'une contrainte mécanique induit la formation d'une phase de type orthorhombique α'' . La phase martensitique α'' est générée localement dans la phase β résiduelle enrichie en vanadium comme le montre la Figure 2-18a. Les auteurs observent que la phase α'' sous forme de lattes induites par contrainte mécanique est identique à celle formée par trempe depuis le haut du domaine $\alpha + \beta$. Des résultats similaires ont été trouvés par Lee et Welsch [LEE90] sur un Ti-6Al-4V trempé à 800°C puis déformé plastiquement en tension à 0.2% et 3% à température ambiante. De plus, les auteurs indiquent que la microstructure obtenue contient un grand nombre de dislocations et de fines lattes de martensite. Par contre, Leguey et al. [LEG02] ont identifié que pour un Ti-6Al-4V trempé à 730°C dans le bas du domaine $\alpha + \beta$, la transformation martensitique induite par une contrainte mécanique conduit à la formation d'une structure hexagonale α' dans β_r .

Les résultats bibliographiques montrent qu'en règle générale dans un Ti-6Al-4V, la transformation martensitique s'opère dans la phase bêta résiduelle obtenue après une trempe depuis le domaine $\alpha + \beta$ pour des températures de maintien situées entre 700 et 850°C. En se référant à la Figure 2-5, il peut être supposé qu'après traitement thermique, la phase β_r possède une teneur en vanadium importante. Il est donc pertinent de s'intéresser à la transformation martensitique $\beta_m \rightarrow \alpha'$ se produisant dans les alliages bêta métastables dont la phase β_m est riche en éléments bêtagènes. Cependant, cette concentration doit être inférieure à une valeur critique afin que l'alliage de titane soit mécaniquement instable, c'est-à-dire que la phase β_m se transforme en α' sous l'effet d'une déformation plastique à température ambiante.

2.5.2 Cas des alliages bêta métastables

Dans les alliages de type β métastable, la teneur en éléments bêtagènes est très importante et permet d'obtenir une valeur de M_s en dessous de la température ambiante. Ainsi, lors d'un traitement thermique ou thermomécanique, il est possible de retenir de la phase bêta avec sa

composition chimique à haute température. Au-dessus d'un certain pourcentage critique d'éléments bêtagènes, la phase bêta devient stable mécaniquement. En dessous de cette valeur critique, les contraintes mécaniques appliquées à ces alliages provoquent une transformation martensitique dont la structure peut être hexagonale (α') ou orthorhombique (α''), selon Ishiyama et al. [ISH93].

Pour Koul et Breeds [KOU70], les contraintes mécaniques appliquées sur des alliages bêta métastables Ti-13wt.%Mo et Ti-16wt.%V conduisent à la formation de la phase α' . La structure interne des lattes de martensite comporte une haute densité de dislocations arrangées de façon aléatoire comme indiqué par les Figures 2-18b-c. Grosdidier et al. [GRO97] montrent par une étude en diffraction par rayons X que la phase martensitique formée lors d'une forte déformation au laminage à froid du β -Cez est la phase α'' alors qu'une déformation encore plus importante induit l'apparition de la phase α' . Les auteurs supposent alors qu'une transformation $\alpha'' \rightarrow \alpha'$, induite par la contrainte, se produit dans le β -Cez, en se référant aux travaux de Nwobu et al. [NWO82] sur les alliages de titane Ti34 et Ti29. En particulier, Nwobu et al. ont identifié dans le Ti29 que les phases bêta résiduelle et martensite orthorhombique obtenues après trempe se transforment lors d'un essai de traction tels que : $\alpha'' \rightarrow \alpha'$ et $\beta_r \rightarrow \alpha''$.

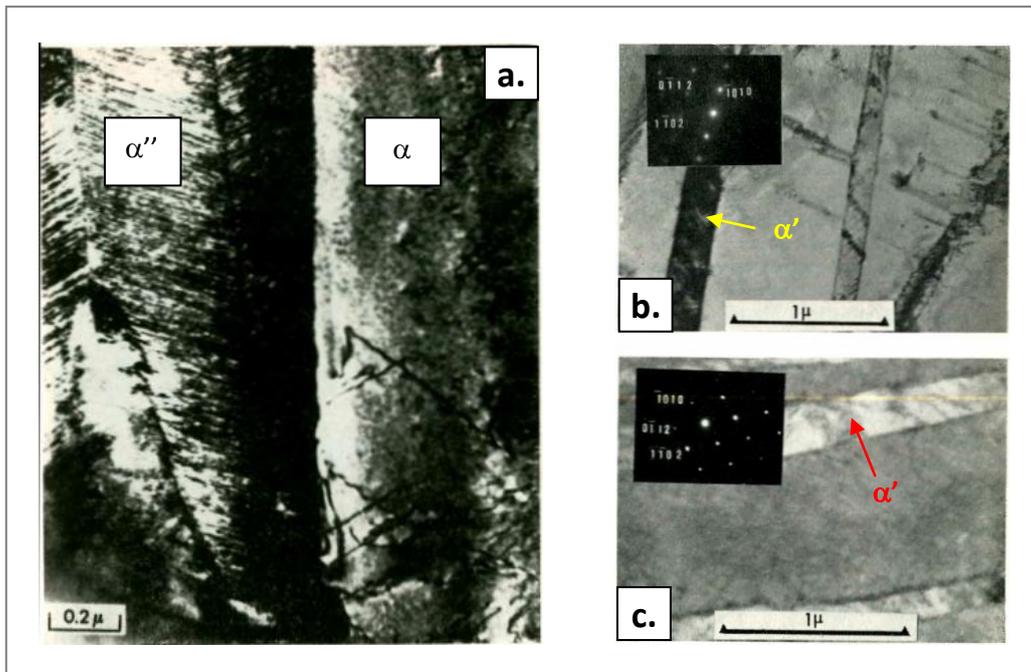


Figure 2-18 : (a.) Aiguilles de martensite α'' formées lors d'un chargement mécanique dans un Ti-6Al-4V trempé à 820°C [WIL67]
(b.) et (c.) Lattes de martensite α' induites dans une matrice β lors d'un chargement mécanique respectivement dans des alliages Ti-13wt.%Mo et Ti-16wt.%V [KOU70]

De façon similaire, Landau et al. [LAN10] observent l'apparition de cellules de dislocations dans la phase α et de la martensite α'' à l'intérieur de la phase β dans le cadre d'essais sur des barres de Kolsky pour une déformation plastique de 45% et une vitesse de déformation de 3000 s^{-1} dans un Ti-6Al-4V. Les dispositifs à barres de Kolsky, aussi appelés Hopkinson, sont des outils expérimentaux qui permettent d'effectuer des sollicitations (traction, compression, torsion) à de grandes vitesses de déformation (jusqu'à 5000 s^{-1}). Il est constitué de deux barres dites d'entrée et de sortie entre

lesquelles se trouve l'échantillon comme l'indique la Figure 2-19. Afin de solliciter l'éprouvette, un impacteur est lancé à très haute vitesse (V_i) sur l'extrémité libre de la barre d'entrée créant une onde élastique incidente qui va se propager jusqu'à l'interface entre cette barre et l'échantillon. A cette interface, une partie de l'onde va être réfléchiée et l'autre transmise à l'échantillon. De même au niveau de l'interface entre l'échantillon et la barre de sortie, une partie de cette onde transmise va être réfléchiée (et traverse l'échantillon dans le sens inverse) mais aussi transmis à la barre de sortie. La propagation de cette onde permet de solliciter l'éprouvette. Les jauges de déformation positionnées sur les barres d'entrée et de sortie permettent de déterminer la déformation, la vitesse de déformation de l'échantillon et la force appliquée par la mesure des déformations provenant des ondes incidente, transmise et réfléchiée.

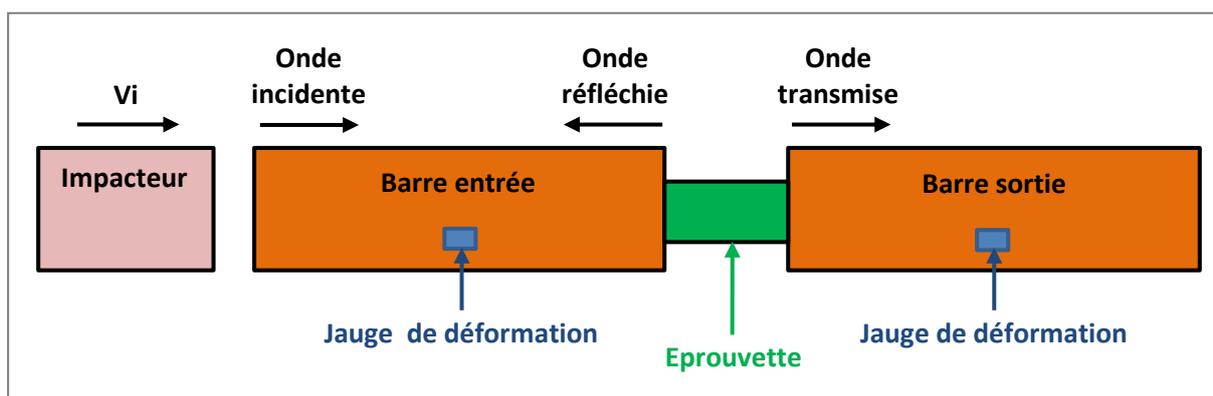


Figure 2-19 : Schématisation du dispositif expérimental à barres de Kolsky

2.6 Structures

2.6.1 Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques des alliages de titane et plus particulièrement du Ti-6Al-4V dépendent de la microstructure obtenue à partir de diverses combinaisons de traitements thermiques et thermomécaniques mais aussi en fonction de sa composition en éléments interstitiels. Tous ces facteurs ont un impact sur la structure des phases en présence dans cet alliage. Plus particulièrement, la morphologie de la phase α joue un rôle prépondérant concernant les caractéristiques thermomécaniques de l'alliage.

La microstructure du Ti-6Al-4V peut se présenter sous diverses formes. Il est distingué en général la morphologie équiaxe, la structure aciculaire (ou lamellaire selon la taille des lattes de la phase α) et la structure mixte encore appelé duplex contenant des phases globulaires α_1 et lamellaires $\alpha_{II} + \beta$. Selon Lampman [LAM90], la microstructure équiaxe permet :

- Une grande ductilité et une grande formabilité
- Des caractéristiques mécaniques importantes
- Une bonne tenue en fatigue oligocyclique grâce à une bonne résistance à l'initiation de fissures

La structure aciculaire possède les caractéristiques suivantes :

- Une grande résistance au fluage
- Une ténacité importante
- Une bonne résistance à la corrosion sous contrainte
- Une bonne résistance à la propagation de fissures

Ainsi, la structure mixte composée de la phase α équiaxe et lamellaire est un bon compromis afin d'obtenir de bonnes propriétés en fatigue et en fluage pour le Ti-6Al-4V.

L'augmentation de la taille des grains de phases α a un effet non négligeable sur les propriétés du Ti-6Al-4V. Selon Combres [COM99], ce phénomène de grossissement microstructural a les conséquences suivantes quelle que soit la morphologie et la structure cristalline des phases α :

- La résistance mécanique diminue (comme dans tous les matériaux selon la relation de Hall-Petch)
- La ductilité croît
- La ténacité et la durée de vie en fatigue sont réduites en grande partie à cause de la diminution du nombre d'interfaces α/β et α/α , ces dernières ralentissant la propagation des fissures.
- La résistance au fluage augmente, cette propriété étant généralement associée à des tailles de grains faibles (inférieures à 10 μm)

En règle générale, la taille des grains de la structure équiaxe sont de dimensions plus faibles que ceux de la structure lamellaire. Cette caractéristique provient des traitements thermomécaniques réalisés à plus basse température (dans le domaine $\alpha + \beta$) afin d'obtenir la structure équiaxe alors que la structure lamellaire demande un traitement à haute température dans le domaine β . Ainsi, de façon naturelle, la structure équiaxe à petits grains présente une résistance mécanique et une ductilité plus importante que les deux autres structures du Ti-6Al-4V. Ces moyens de mise en œuvre sont décrits sommairement dans ce qui suit.

2.6.2 Mise en œuvre

Les traitements thermomécaniques ne permettent de mettre en œuvre que certaines familles d'alliages de titane. Les températures, vitesses de refroidissement et taux d'écrouissage ($d\sigma/d\varepsilon$) auxquels sont réalisées les différentes opérations ont un impact direct sur les dimensions, la forme et la composition des phases présentes dans la microstructure du matériau. De ce fait, les caractéristiques mécaniques des alliages de titane sont influencées par le procédé de mise en œuvre.

Dans le cas des travaux de cette thèse, le Ti-6Al-4V utilisé pour les essais se présente sous la forme d'une barre possédant une microstructure « duplex » (ou bimodale) composée par des grains α globulaires et $\alpha + \beta$ lamellaires. Le procédé de mise en œuvre classiquement utilisé afin d'obtenir ce résultat est schématisé sur la Figure 2-20.

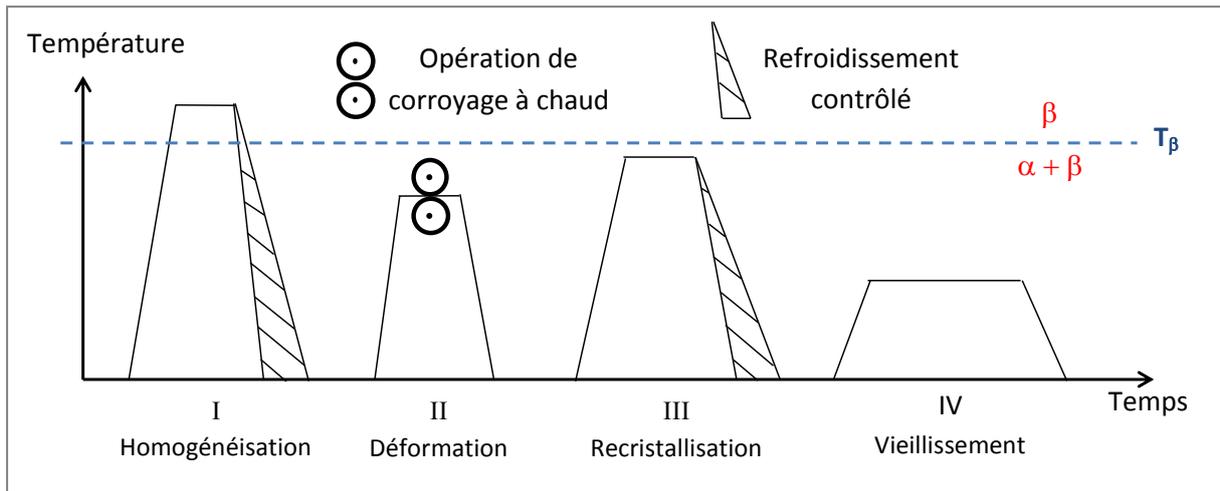


Figure 2-20 : Schématisation du procédé d'obtention d'une structure « duplex » constituée de grains α globulaires et $\alpha + \beta$ lamellaires dans le cas des alliages $\alpha + \beta$ par précipitation de la phase α_2 [LUT07]

L'étape I est un traitement thermique au dessus du transus β afin de remettre en solution le matériau. Un refroidissement contrôlé à faible vitesse permet de générer des lamelles de phase α comme il a été observé dans le paragraphe 2.2.1. L'étape II consiste à appliquer un traitement thermomécanique dans le domaine $\alpha + \beta$. L'objectif ici est de stocker une énergie plastique suffisante (sous forme de dislocations) dans les lamelles α les plus épaisses non dissoutes lors du traitement sans les casser.

Ainsi, lors de l'étape III, le maintien en température en dessous du transus β permet de recristalliser la phase α (appelée α_I) sous forme de globules au niveau des points triples de la phase β qui elle-même est recristallisée. Les grains de phase β recristallisés pénètrent le long des joints de grains α_I/α_I provoquant leur séparation. La température à laquelle est réalisée ce traitement thermique de recristallisation permet de réguler la fraction volumique et la taille des grains de la phase α ainsi que la répartition des différents éléments d'alliage entre α et β . A la fin de ce traitement, un refroidissement contrôlé induit de nouveau la création de lamelles α (appelée α_{II}) dans la phase bêta dont la teneur en éléments alphaséens est moindre par rapport à α_I . La structure « duplex » est alors produite dès cette troisième étape.

L'étape IV a pour objectif d'augmenter les propriétés mécaniques du matériau par un vieillissement à température modérée. Ce traitement thermique permet d'une part la précipitation de la phase α_2 dans la phase α_1 riche en aluminium et d'autre part, le grossissement des lattes α_{II} aux dépens de la phase β dans les grains biphasés.

Une autre méthode permet cependant d'obtenir une microstructure « duplex » et une amélioration des propriétés mécaniques pour les alliages $\alpha + \beta$ et plus particulièrement pour le Ti-6Al-4V. La différence entre les deux procédés de mise en œuvre se situe aux étapes III et IV. En effet, la Figure 2-21 montre schématiquement l'autre traitement thermique qui peut être appliqué.

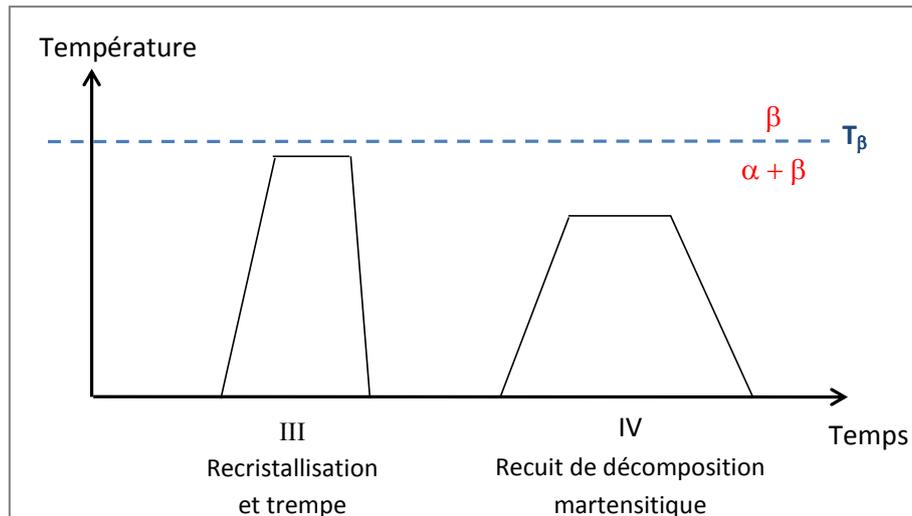


Figure 2-21 : Schématisation des étapes III et IV d'un second procédé d'obtention d'une structure « duplex » composée de grains α globulaires et $\alpha + \beta$ lamellaires dans le cas des alliages $\alpha + \beta$ par décomposition de la phase martensitique

Il est noté qu'à la fin du maintien en température en dessous du transus bêta permettant la recristallisation des phases pré-déformées, le matériau est trempé à l'eau afin de former des phases martensitiques. Ainsi, l'étape IV consiste à réaliser une décomposition de la phase martensitique à des températures élevées dans le domaine $\alpha + \beta$ comme étudié au paragraphe 2.3.2.

Les barres (ou lopins) de Ti-6Al-4V utilisées lors des essais pour cette thèse ont subi le traitement thermique suivant : maintien en température à 955°C pendant une heure suivi d'une trempe à l'eau (étape III) et d'un recuit réalisé à 700°C pendant deux heures suivi d'une trempe à l'air (étape IV). Cette dernière opération conduit à la formation d'une phase β riche en vanadium comme montré en Figure 2-5.

2.7 Instabilités d'écoulement et bandes de cisaillement adiabatique

Lors de la coupe, les contraintes et les températures engendrées, les déformations et les vitesses de déformation atteintes dans les trois zones de cisaillement qui seront présentées en Figure 3-1 sont très importantes pour comprendre la microstructure des anomalies métallurgiques du matériau usiné et du copeau. Les valeurs des contraintes ou déformations thermomécaniques peuvent ici atteindre des valeurs proches de celles obtenues lors d'essais balistiques et de celles données par le modèle de la coupe orthogonale issu de la théorie de Merchant (Annexe 14). Il peut être alors généré dans la matière usinée des instabilités d'écoulement qui se traduisent par la formation de bandes de cisaillement adiabatique. Le matériau subit alors des transformations microstructurales et ses propriétés thermomécaniques évoluent afin d'absorber l'énergie produite lors de la coupe.

Les bandes de cisaillement adiabatiques (BCA) sont visibles très facilement dans la zone de cisaillement primaire et secondaire du copeau lorsque l'usinage se déroule de façon correcte. Néanmoins, si les conditions utilisées lors de la coupe sont sévères, il est possible de former dans la zone de cisaillement tertiaire des « couches blanches » dont l'aspect visuel est proche de celui des

BCA. De façon générale, ces anomalies générées dans la matière sont proscrites car elles peuvent engendrer des abattements en fatigue importants.

Sachant qu'il existe très peu d'informations dans l'usinage concernant la provenance, les conditions d'apparition et l'état métallurgique des bandes de cisaillement adiabatique, ces BCA seront principalement étudiées dans le cadre d'essais balistiques et d'essais mécaniques à haute déformation par l'intermédiaire de barres de Kolsky. Ce paragraphe bibliographique permettra de mieux appréhender la notion de bandes de cisaillement adiabatique et de « couches blanches ».

2.7.1 Phénomènes d'apparition des bandes de cisaillement adiabatique

Le cisaillement adiabatique est un phénomène local dû à une déformation intense dans une fine bande de matière et générée lors d'un chargement dynamique imposant une forte vitesse de déformation. Ce cisaillement localisé est un mode de déformation prépondérant lors de procédés de fabrication tels que la friction stir welding, la friction inertielle, la mise en forme dynamique, la compaction dynamique, la découpe adiabatique, l'usinage ou la rectification. La Figure 2-22a montre une image correspondant à une bande de cisaillement adiabatique observée de façon macroscopique

Les premières observations de ces bandes ont été réalisées par Tresca au 18^{ème} siècle. Néanmoins, les premières investigations expérimentales et les premières explications scientifiques concernant la forme des bandes de cisaillement adiabatique ont été données par Zener et Hollomon [ZEN44]. Ces auteurs montrent lors d'essais de traction sur des aciers à diverses vitesses de déformation, que l'augmentation de $\dot{\epsilon}$ change la cinétique à laquelle les phénomènes métallurgiques interviennent. Les conditions de déformation de la matière passent ainsi d'isothermes à adiabatiques.

De plus, la relation entre contrainte et déformation change dans le domaine plastique selon les différentes conditions de déformation : lorsque l'essai de traction est réalisé à faible vitesse de déformation, la courbe de comportement $\sigma-\epsilon$ est croissante. Il s'agit du phénomène classique d'écroutissage de la matière. Lorsque $\dot{\epsilon}$ est élevé, la pente $d\sigma/d\epsilon$ (ou taux d'écroutissage) est décroissante au début du domaine plastique puis évolue faiblement de façon positive voire négative comme le montre la Figure 2-22b. Dans ce cas, selon Zener et Hollomon [ZEN44], une pente d'écroutissage $d\sigma/d\epsilon$ négative induit une instabilité intrinsèque où la déformation n'est pas homogène correspondant à l'apparition de bandes de cisaillement.

Les auteurs expliquent que pour une faible vitesse de déformation, la chaleur générée par la déformation plastique de la matière est peu importante et le flux thermique permettant de l'évacuer est suffisant pour que la température du matériau n'augmente pas dans la zone déformée. L'écoulement plastique est alors uniquement piloté par l'écroutissage du matériau. Pour de fortes vitesses de déformation, le flux thermique est trop faible et la chaleur ne peut être dissipée par conduction. La température augmente localement et, au fur et à mesure, le matériau perd ses propriétés mécaniques. Lorsque cet adoucissement thermique devient prépondérant devant le phénomène d'écroutissage, il est énergétiquement plus favorable que la déformation se concentre dans une bande de faible épaisseur. Cette dernière va alors continuer à se déformer de façon plus importante que le matériau avoisinant donnant naissance à une bande de cisaillement adiabatique.

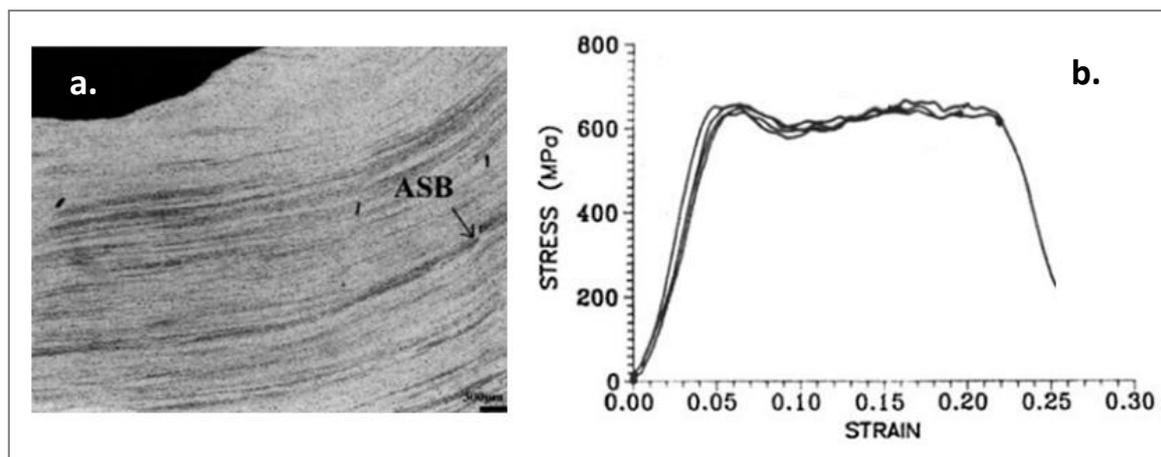


Figure 2-22 : (a.) Image macroscopique d'une bande de cisaillement [MAR07]
 (b.) Courbe contrainte-déformation d'un Ti-6Al-4V soumis à un chargement dynamique à forte vitesse de déformation [XU08]

Le degré de localisation de la déformation dépend des propriétés thermomécaniques et thermophysiques du matériau. Selon Recht [REC64], le titane et ses alliages sont particulièrement sujets au cisaillement adiabatique car entre autres, leur conductivité thermique est extrêmement faible. En règle générale, dans les alliages de titane et plus particulièrement dans le Ti-6Al-4V, une vitesse de déformation supérieure à 10^3 s^{-1} implique la création des BCA, selon Martinez et al. [MAR07].

2.7.2 Bandes déformées et transformées

Après préparation métallographique et attaque chimique, Backman et Finnegan [BACK73] et Rogers [ROG79] ont identifié deux types de bandes de cisaillement produits lors d'essais mécaniques à vitesse de déformation importante : les bandes dites déformées et celles dites transformées (encore appelées « bandes blanches » ou bandes de cisaillement adiabatique). Les Figures 2-23 illustrent la différence de morphologie entre ces deux types de bandes. Selon ces mêmes auteurs, les bandes déformées sont constituées uniquement de grains déformés par cisaillement. Par contre, dans les bandes transformées, l'intense chaleur produite lors de la déformation plastique et le rapide refroidissement qui s'en suit, induit une variation permanente de la microstructure due à des transformations de phases. Les températures générées dans les bandes transformées sont donc plus importantes que dans les bandes déformées.

Selon Timothy [TIM87], la bande de cisaillement transformée dans le Ti-6Al-4V est constituée de deux zones comme le montre la Figure 2-23b :

- La partie centrale présentant une déformation importante accompagnée par une modification microstructurale significative du matériau d'origine.
- La partie périphérique caractérisée par une décroissance de la déformation au fur et à mesure de l'éloignement de la partie centrale jusqu'à atteindre une région relativement peu déformée.

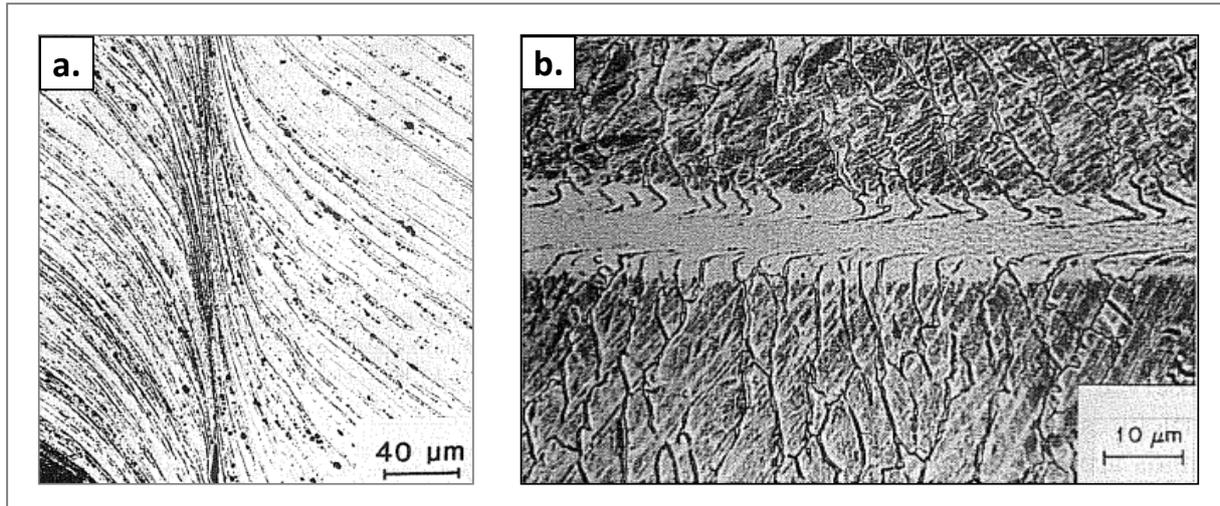


Figure 2-23 : (a.) Bande de cisaillement dite déformée dans l'alliage d'aluminium 7039 [TIM87]
 (b.) Bande de cisaillement dite transformée dans le Ti-6Al-4V [TIM85]

Cette distinction entre ces deux types de bandes a été établie dans les années 70 par Backman et Finnegan [BACK73] et Rogers [ROG79] après observations de différents matériaux et plus particulièrement dans le cas des aciers. Par la suite, des investigations MET des microstructures au sein de ces bandes dans le Ti-6Al-4V par différents auteurs vont montrer que des transformations métallurgiques peuvent avoir lieu dans des bandes déformées et que les bandes transformées peuvent être uniquement constituées de grains déformés. Ces résultats qui vont à l'encontre des définitions données précédemment seront décrits dans la suite du paragraphe 2.7. Néanmoins, la distinction morphologique entre ces deux types de bandes définie par Backman et Finnegan [BACK73] et Rogers [ROG79] est vérifiée et admise dans le Ti-6Al-4V.

Afin d'observer ces différentes bandes de cisaillement, les auteurs réalisent généralement des essais balistiques. Ces tests consistent à tirer un projectile généralement en acier à une vitesse de plusieurs centaines de mètre par seconde sur une plaque de faible épaisseur (au maximum de l'ordre de quelques centimètres) appelée cible. Le matériau composant la cible est celui dont on veut étudier le comportement mécanique à forte vitesse de déformation. La Figure 2-24a illustre schématiquement cet essai. Lors de l'impact, selon la vitesse du projectile, la cible se déforme très fortement et parfois le projectile la traverse comme le montre la Figure 2-24b. Le matériau impacté va alors générer des bandes de cisaillement adiabatique et se fissurer.

Les cibles choisies par Me-bar et Shechtman [MEB83] sont composées de Ti-6Al-4V d'épaisseur 10 mm ayant subis différents traitements thermiques afin de disposer d'une structure équiaxe et d'une structure lamellaire. Le projectile est tiré à une vitesse de $600 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ engendrant des vitesses de déformation estimées à $3\cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$. Quelle que soit la structure du Ti-6Al-4V, les auteurs observent deux types de bandes de cisaillement après attaque chimique : la première constituée de grains α extrêmement déformés avec la présence de phase β au niveau des joints de grains α (bande déformée) comme illustré par la Figure 2-25a et la seconde où plus aucune trace de la phase bêta originelle n'est observée (bande transformée) comme le montre la Figure 2-25b. La valeur de l'épaisseur de ces bandes est comprise entre 3 et $40 \mu\text{m}$. Les plus larges se trouvent à proximité de l'interface projectile-cible.

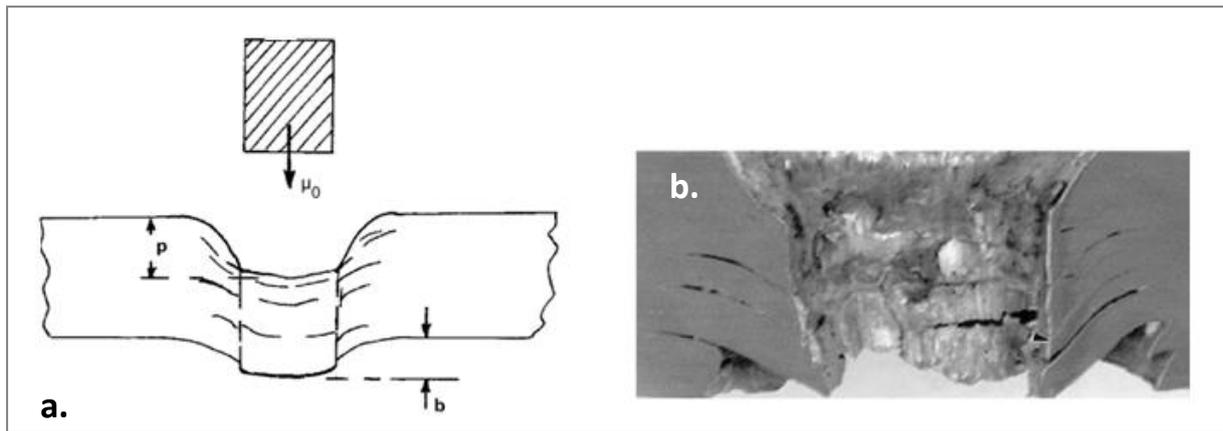


Figure 2-24 : (a.) Schématisation de l'essai balistique et du cratère formé par le projectile dans la cible (b.) Image d'une cible perforée par le projectile lors d'un essai balistique [MAR07]

Xu et al. [XU00] ont réalisé des essais de compression dynamique à l'aide de barres de Kolsky sur du Ti-4Al-2Zr-1Mo-0.8Nd-0.25Sn à l'état forgé et recuit. Les auteurs notent que deux types de bandes se sont formées : des bandes déformées et des « bandes blanches » appelées « white etching bands » qualifiées de bandes de cisaillement adiabatique. Ces dernières sont en général assimilées aux bandes transformées. Néanmoins, les observations métallurgiques fines réalisées au MET dans ces bandes ne mettent pas en évidence la présence de transformations métallurgiques et en particulier la transformation martensitique ($\beta \rightarrow \alpha'$). Ces résultats ne sont pas uniques. En effet, des études ont montré dans les aciers et dans le fer pur qu'un grand nombre de phénomènes microstructuraux pouvait être généré dans les « bandes blanches » : Li et al. [LI00] et Meyers et al. [MEY03] observent des phénomènes de recristallisation, Lee et al. [LEE00] des transformations de phases et Meyers et al. [MEY03] identifient plutôt des zones amorphes. Les deux premiers phénomènes microstructuraux seront étudiés dans les alliages de titane respectivement dans les paragraphes 2.7.3 et 2.7.4.

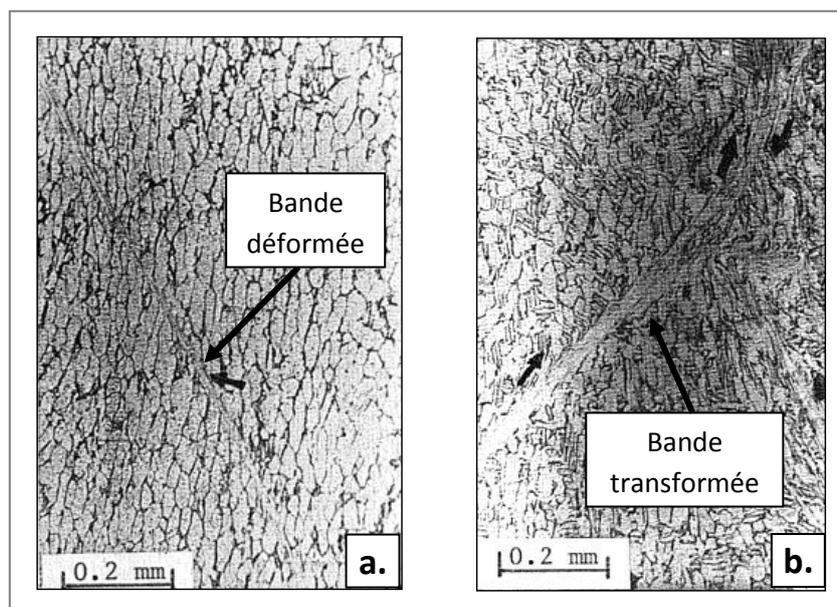


Figure 2-25 : (a.) Bande de cisaillement dite déformée et (b.) bande de cisaillement dite transformée générées dans le Ti-6Al-4V lors d'un essai balistique [MEB83]

Les travaux de Xu et al. [XU00] montrent qu'il existe une certaine chronologie dans la formation des bandes. En effet, pour une vitesse de déformation de $1.75 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$, les bandes déformées apparaissent. Selon ces auteurs, au fur et à mesure que la déformation augmente, l'épaisseur de ces bandes devient plus faible. Toutefois, cela va à l'encontre de la relation Eq. 2-16 qui sera définie au paragraphe 2.7.5. Lorsque la vitesse de déformation est de $2 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$, des « bandes blanches » apparaissent aux endroits des bandes préalablement déformées. Cette évolution de la formation de ces bandes est identique à celle supposée par Giovanola [GIO88] dans les aciers. De même, d'après les observations de Xu et al. [XU00], il existe une déformation critique, comme celle supposée par Recht [REC64] permettant le passage d'une bande déformée à une « bande blanche » ou transformée. Cette déformation critique se situe entre 16 et 20% pour l'alliage de titane Ti-4Al-2Zr-1Mo-0.8Nd-0.25Sn.

Li et al. [LI05] notent de la même façon lors d'essais balistiques sur du Ti-6Al-4V à 1500 m.s^{-1} ($\dot{\epsilon}$ estimé à 10^6 s^{-1}) que les bandes déformées sont les premières à apparaître. Contrairement à Xu et al. [XU00], leur épaisseur augmente avec la déformation en cisaillement et dès qu'elle est supérieure à 6 (soit 600%), les « bandes blanches » apparaissent au droit de celles déformées. Néanmoins, il existe encore des divergences d'opinion concernant l'évolution de la formation de ces bandes. En effet, Murr et al. [MUR09] lors de tests balistiques sur du Ti-6Al-4V entre 633 et 1027 m.s^{-1} (correspondant à une vitesse de déformation en cisaillement $\dot{\gamma}$ calculée au maximum de 10^5 s^{-1}), constatent que, les bandes déformées ne sont pas nécessairement les signes précurseurs des « bandes blanches ».

2.7.3 Evolutions microstructurales

Winter [WIN75] a étudié les microstructures obtenues dans un titane pur après un impact à 330 m.s^{-1} lors d'un essai balistique. L'auteur souligne la formation de bandes localisées et très déformées dans le matériau. Il y est observé une fine structure de grains permettant de facilement différencier cette zone de la matière adjacente bien plus faiblement déformée. Des mesures de microdureté dans ces deux zones donnent respectivement des valeurs moyennes de 7 GPa contre 3 GPa. Ces duretés sont bien plus élevées que celle du matériau de base non déformé égale à 2.2 GPa. A partir de ces résultats, l'auteur suppose qu'une forte température proche de T_f a été atteinte dans la bande fortement déformée et qu'un processus de recristallisation a pu avoir lieu (effet de Hall-Petch).

Afin d'observer ce phénomène de recristallisation, Me-bar et Shechtman [MEB83] sont les premiers à avoir prélevé des lames minces dans les bandes fortement déformées produites par essais balistiques dans un Ti-6Al-4V. La microstructure de base du matériau étudié est composée de phase α équiaxe bordée de phase β aux joints de grains. La figure de diffraction réalisée dans ces bandes déformées montre clairement un anneau dense et intense de diamètre $1 \mu\text{m}$ (Figure 2-26c). Selon les auteurs, cet anneau correspond aux paramètres de maille de la phase α de structure hexagonale et indique l'existence d'une très fine microstructure sans orientation préférentielle (grains équiaxes). Une micrographie réalisée au MET permet d'observer que la phase β se présente sous forme de lamelles très allongées comme l'indiquent les flèches sur la Figure 2-26a. De plus, la distance entre les lamelles β dans la bande déformée est plus faible d'un ordre de grandeur par rapport à celle de la matière de base non déformée. Il est ainsi évalué que la déformation en cisaillement dans les BCA est de l'ordre de 10 (soit 1000%) mais varie fortement selon les bandes déformées. Un anneau de

diffraction similaire a été observé par Grebe et al. [GRE85] dans le titane pur : les paramètres de maille correspondant à la figure de diffraction sont ceux de la phase α . De plus, une micrographie obtenue par champ sombre permet de révéler des tailles de grains d'environ 300 nm. Ces résultats valident les suppositions de Me-bar et Shechtman [MEB83] faites à l'égard du Ti-6Al-4V. Des travaux récents de Li et al. [LI05] et de Xu et al. [XU06] sur le Ti-6Al-4V indiquent l'existence de cet anneau quasiment continu sur chacune des figures de diffraction effectuées dans les BCA. La continuité (densité ou intensité) de cet anneau est corrélée avec la formation de grains fins comme l'indiquent les Figures 2-26b-c.

Une analyse métallurgique permettant de caractériser les BCA est la mesure de la dureté à l'intérieur de ces bandes fortement déformées plastiquement. En effet, les microduretés effectuées par Me-bar et Shechtman [MEB83] à l'intérieur et en dehors de ces bandes confirment les résultats trouvés par Winter [WIN75] : la dureté dans ces régions fortement déformées est bien plus importante que celle obtenue à leur périphérie ou dans le matériau de base. Ce résultat s'explique par la recristallisation dynamique du matériau qui se révèle par l'apparition de grains fins. Cette différence de dureté entre zones déformée et non déformée a aussi été obtenue par différents auteurs dans le Ti-6Al-4V, comme Grebe et al. [GRE85], Timothy et Hutchings [TIM85] ou Martinez et al. [MAR07].

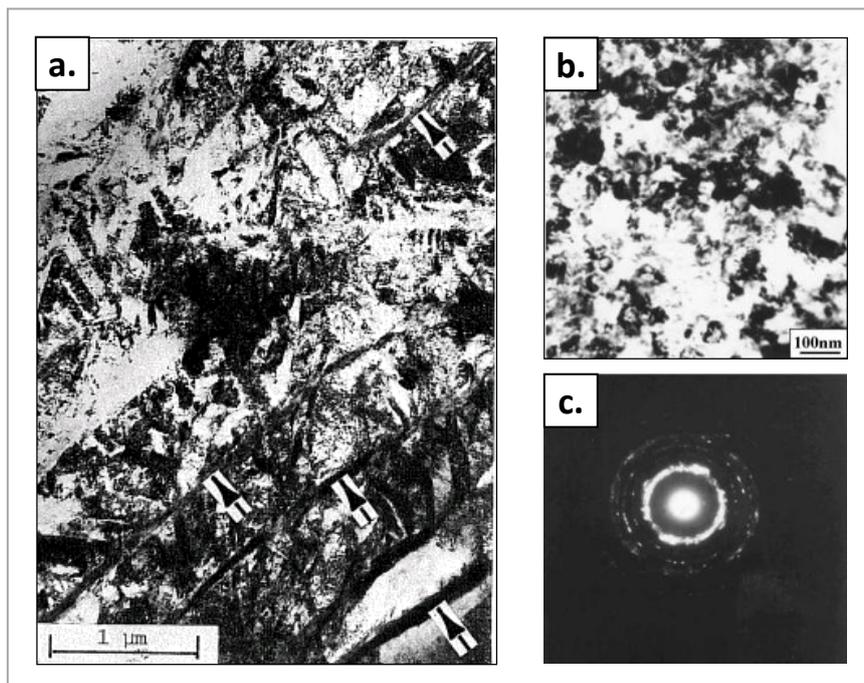


Figure 2-26 : Micrographies MET d'un Ti-6Al-4V montrant (a.) la microstructure au sein d'une bande de cisaillement présentant des lamelles de phase β très allongées [MEB83], (b.) des grains équiaxes recristallisés dont le diamètre approximatif est de 50 nm (c.) la figure de diffraction sous la forme d'un anneau continu (réalisée dans la zone à grains fins) [LI05]

Me-bar et Shechtman [MEB83] remarquent que le mécanisme par lequel se déforme le matériau est le glissement et non le maclage dans le Ti-6Al-4V. En effet, une forte densité de dislocations est contenue dans la bande fortement déformée mais aussi à l'extérieure de celle-ci. Grebe et al. [GRE85] notent, après une analyse au MET, deux microstructures différentes dans la

matière à proximité de la bande de cisaillement du Ti-6Al-4V : la phase α présente des rangées de dislocations et une grande quantité de macles parallèles aux plans (1-211) et (0-111) alors que la phase β possède uniquement des dislocations comme l'indique la Figure 2-27a. Li et al. [LI05] observent dans la matière avoisinante de la bande de cisaillement adiabatique une grande densité de dislocations et de macles. Les grains de cette région ont perdu leur forme initiale et les joints de grains ne peuvent plus être distingués. Par contre, la structure au centre de la BCA est constituée de fins grains équiaxes de 50 nm possédant une plus faible densité de dislocations comparée à celle de la zone périphérique. Xu et al. [XU06] soulignent des cellules de dislocations au cœur des bandes de cisaillement adiabatique, suggérant que le phénomène de recristallisation a été activé lors de la déformation du Ti-6Al-4V. Il est aussi repéré des micro-macles de largeurs équivalentes à quelques couches atomiques au sein de plus grandes macles. Les Figures 2-27b-c montrent qu'une densité de dislocations importante est présente à l'intérieur mais aussi à l'extérieur de ces macles.

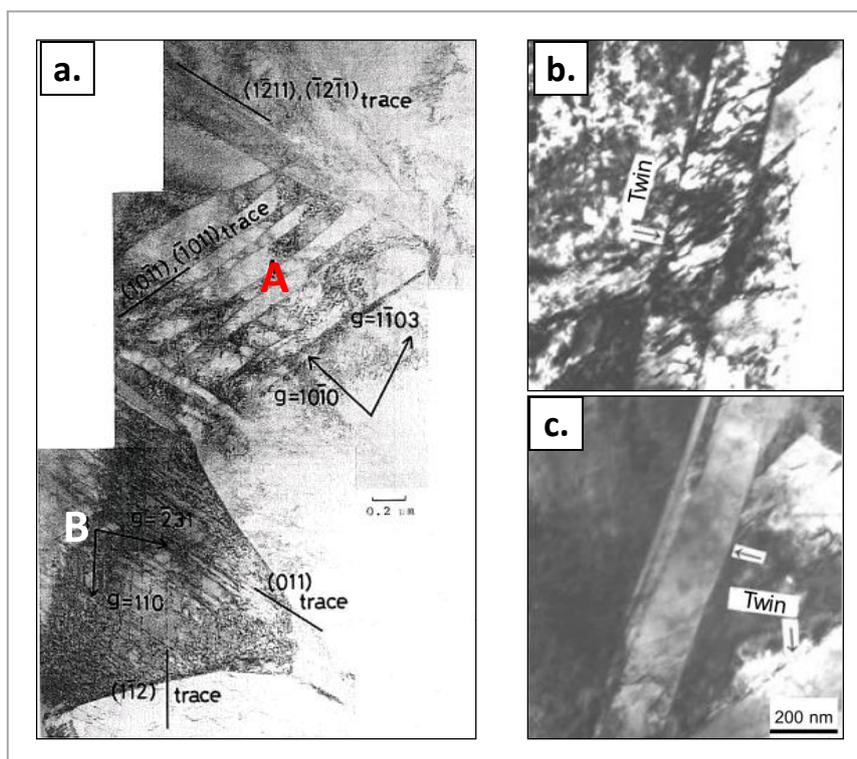


Figure 2-27 : (a.) Image MET montrant la microstructure d'un Ti-6Al-4V dans les phases α [A] et β [B] à la périphérie d'une BCA [GRE85]
 (b.) et (c.) Images MET montrant la formation de nombreuses macles et une forte densité de dislocations à l'intérieur ainsi qu'en dehors des macles [XU06]

Toutes ces investigations montrent qu'un phénomène de recristallisation dynamique se déroule dans certaines zones du matériau lors de sa déformation plastique à haute vitesse de déformation. Murr et al. [MUR09] décrivent le phénomène en quatre étapes comme l'indique la Figure 2-28. La première étape consiste en la déformation plastique uniforme du matériau, la seconde concerne la localisation de cette déformation dans une fine bande de matière, la troisième rend compte du phénomène de restauration dynamique avec création de cellules de dislocations (encore appelé phénomène de polygonisation) puis recristallisation et enfin la quatrième étape qui relate un nouveau processus de déformation dans les grains équiaxes fraîchement générés avec une

augmentation de la densité de dislocations. Selon Murr et al. [MUR02], ces grains recrystallisés sont désorientés entre eux expliquant la figure de diffraction en forme d'anneau. De plus, l'aspect blanc caractéristique des BCA après attaque chimique provient de l'impossibilité de révéler des nanostructures de l'ordre de quelques dizaines à quelques centaines de nanomètre.

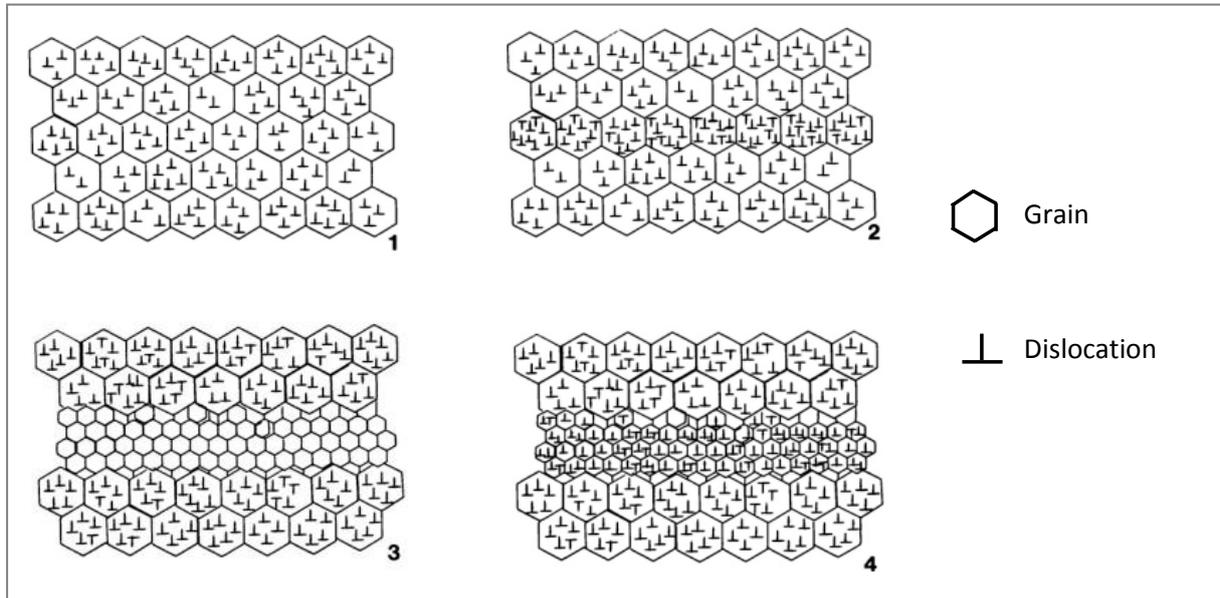


Figure 2-28 : Illustration schématique de l'évolution de la microstructure lors de l'apparition d'une bande de cisaillement adiabatique [MUR09]

De plus, ce processus par lequel se déforme le matériau dans les BCA a été identifié et décrit par différents auteurs. Murr et al. [MUR02], [MUR09], Xu et al. [XU06] et Martinez et al. [MAR07] expliquent que les déformations extrêmes atteintes dans ces BCA sont dues dans un premier temps à la recrystallisation puis dans un second temps à un comportement comparable à celui superplastique de ces bandes de cisaillement. Le phénomène de superplasticité sera décrit dans le paragraphe 2.8 de ce chapitre. Deux caractéristiques sont favorables à la superplasticité dans les matériaux polycristallins possédant un facteur de sensibilité à vitesse de déformation non négligeable comme dans le cas des alliages de titane. Il s'agit de :

- la fine taille des grains équiaxes recrystallisés qui est inférieure à $0.1 \mu\text{m}$,
- des températures entre 0.4 et $0.5 T_f$ auxquelles la recrystallisation intervient.

Selon Murr et al [MUR02], le glissement aux joints de grains (phénomène de superplasticité) ne contribue que pour un tiers de la déformation totale alors que la déformation plastique des grains y contribue pour les deux autres tiers.

L'évolution de la microstructure d'un Ti-6Al-4V globulaire à différentes distances de la zone de rupture dans une des BCA a été étudiée par Landau et al. [LAN10], lors d'un essai dynamique réalisé à l'aide d'une barre de Kolsky à $\dot{\epsilon} = 3000 \text{ s}^{-1}$ et pour $\epsilon = 0.45$ (soit 45%). Les auteurs remarquent que loin de la région où se trouve la fracture (environ $50 \mu\text{m}$), la microstructure est composée d'un grand nombre de cellules de dislocations d'environ $2 \mu\text{m}$ dans la phase α . Entre 10 et $20 \mu\text{m}$ de la rupture, la taille des cellules de dislocations se réduit, la désorientation entre elles

augmente et les frontières deviennent plus nettes ce qui induit que les cellules commencent à devenir des grains. Tout proche de la rupture soit au cœur de la BCA, des grains de taille nanométrique avec une forte densité de dislocations sont apparus au sein d'une zone riche en cellules de dislocations. L'illustration de cette évolution par des images MET de régions éloignées et proches de la rupture (zone centrale de la BCA) est donnée en Figure 2-29.

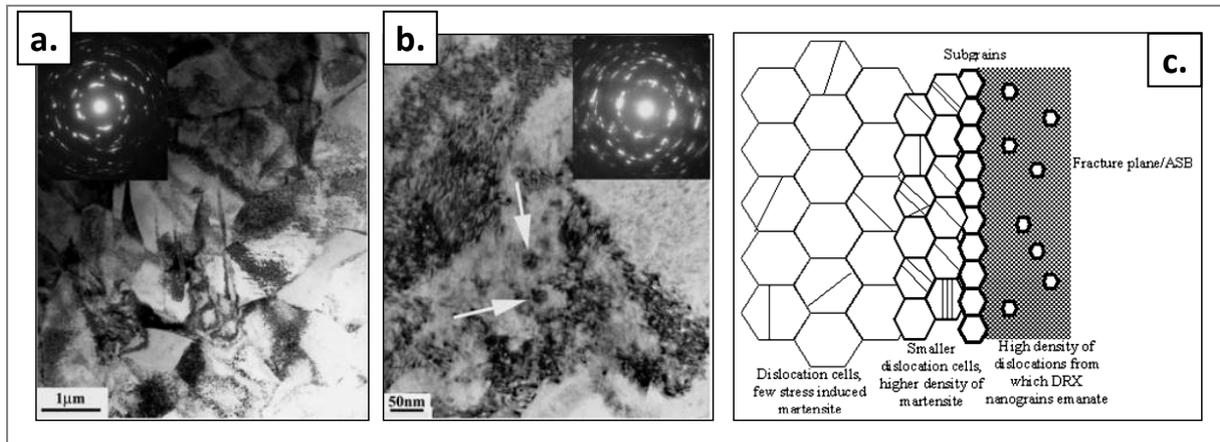


Figure 2-29 : (a.) Image MET et figure de diffraction associée, représentatives d'une région éloignée du plan de rupture d'une BCA et composée de cellules de dislocations désorientées
 (b.) Image MET et figure de diffraction associée, représentatives d'une région à proximité du plan de rupture d'une BCA contenant un fort taux de dislocations et des nanograins recristallisés
 (c.) Représentation schématique de l'évolution de la microstructure en fonction de la distance du plan de la rupture de la bande de cisaillement [LAN10]

La Table 2-7 récapitule l'ensemble des microstructures observées sur Ti-6Al-4V par les différents auteurs à l'intérieur des bandes de cisaillement adiabatique où dans la matière avoisinante avec la vitesse de déformation et la déformation estimées.

Auteurs	Zone périphérique de la BCA	Intérieur de la BCA	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	ϵ
[GRE85]	α : rangées de dislocations et macles parallèles aux plans (1-211) et (0-111) β : rangées de dislocations			
[XU00]	Macles	Macles de taille nanométrique (dimension inférieure à celle de la périphérie de la BCA)	10 ³	
[XU06]		Densité de dislocations importante et formation de macles et de micro-macles, de cellules de dislocations	10 ⁴	
[MEB83]	α : microstructure recristallisée β : phase très allongée		3.10 ⁵	
[LAN10]	A 50 μm : cellules de dislocations dans la phase α A 10 → 20 μm : cellules de dislocations de taille plus faible	Densité de dislocations importante, formation de grains recristallisés de taille nanométrique et cellules de dislocations en assez grande quantité	3.10 ⁵	0.45 ou 45%

	A proximité de la BCA : grains recristallisés dynamiquement avec faible densité de dislocations			
[LI05]	Densité de dislocations importante et présence de macles	Densité de dislocations faible et formation de petits grains équiaxes	10^6	

Table 2-7 : Synthèse des résultats concernant les évolutions microstructurales dans les BCA et à leur périphérie dans le cas du Ti-6Al-4V

2.7.4 Transformations métallurgiques

Contrairement à beaucoup d’alliages où les transformations métallurgiques ont été observées dans les bandes de cisaillement adiabatique (bandes transformées), ce type de phénomène a été rarement identifié dans les alliages de titane et plus particulièrement dans le Ti-6Al-4V. Par contre, ces transformations ont plus souvent été observées dans les bandes déformées ce qui va à l’encontre de la définition donnée par Backman et Finnegan [BACK73] et Rogers [ROG79] dans le paragraphe 2.7.2.

Me-bar et Shechtman [MEB83] observent des hachures dans une bande déformée d’un Ti-6Al-4V composé de grains équiaxes comme illustré par la Figure 2-30a. Des microstructures similaires ont été observées par Woodward [WOO79] et Greebe et al [GRE85]. Les travaux de Greebe et al. [GRE85], concernant des tirs balistiques sur des cibles en titane pur et en Ti-6Al-4V pour des vitesses d’impact entre 578 et 846 m.s⁻¹, montrent que ce phénomène de hachures n’est pas visible dans le titane pur. Des investigations au MET réalisées par Murr et al. [MUR09] dans des bandes déformées et hachurées d’un Ti-6Al-4V indiquent qu’il s’agit de lattes de martensite perpendiculaires à la bande déformée comme le montre la Figure 2-30. La figure de diffraction indique que cette martensite est de type α' . De plus, la distance entre ces dernières se réduit lorsque la vitesse d’impact augmente. Selon les auteurs, la réduction de la distance inter-lattes induit une dureté plus grande dans les bandes déformées.

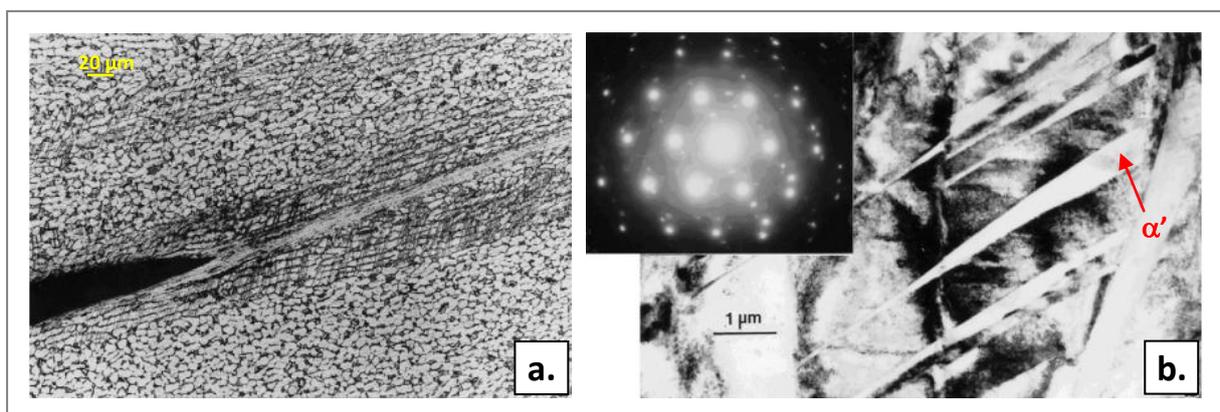


Figure 2-30 : (a.) Micrographie d’une bande de cisaillement adiabatique montrant une bande déformée composée de lattes de martensite α' dans l’alliage Ti-6Al-4V [MUR09]
 (b.) Image MET et figure de diffraction associée de la bande déformée montrant la présence de martensite hexagonale α' dans l’alliage Ti-6Al-4V [MUR09]

Des transformations métallurgiques ont été observées aussi bien dans la phase α que dans la phase β . Xu et al. [XU06] notent l'apparition de la phase α_2 par observation en champ sombre à l'aide du MET comme le montre les Figures 2-31a-b. Après analyse par diffraction aux rayons X, il est conclu que la phase α_2 est issue de la phase α et a été induite par une importante vitesse de déformation. Landau et al. [LAN10] ont noté la formation de martensite de type α' et α'' dans la phase β induite par la déformation plastique importante comme indiqué en Figure 2-31c. La proportion de martensite orthorhombique est plus importante que celle de martensite hexagonale loin du cœur de la BCA puis la tendance s'inverse au fur et à mesure de la proximité de cette « bande blanche ». De plus, la densité de ces phases croît graduellement au fur et à mesure de la proximité de la bande de cisaillement adiabatique comme l'indique la Figure 2-31c. Néanmoins, aucune trace de martensite n'a été détectée par Landau et al. [LAN10] dans les zones recristallisées ou composées de cellules de dislocations possédant une forte densité de dislocations.

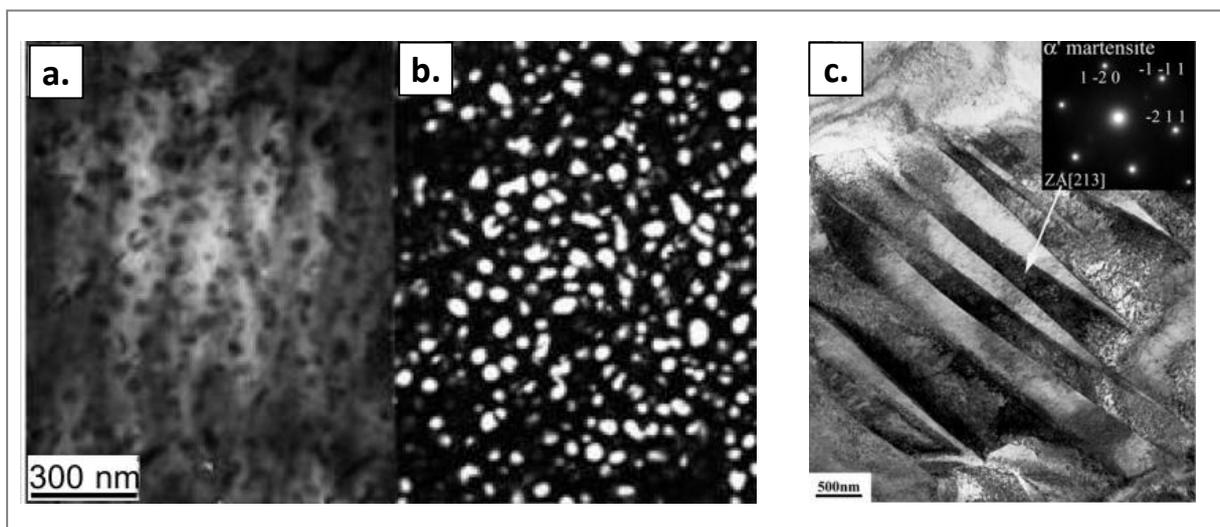


Figure 2-31 : Phase α_2 (Ti_3Al) générée à partir de la phase α observée au MET par imagerie en champ clair (a.) et en champ sombre (b.) dans un Ti-6Al-4V sollicité à forte vitesse de déformation [XU06]

(c.) Image MET d'aiguilles de martensite de type α' formées à l'intérieur de la phase β dans une bande déformée distante de 10 à 20 μm du centre de la BCA après un essai dynamique à $\dot{\epsilon} = 3000 s^{-1}$ [LAN10]

Une étude récente de Wan et al. [WAN12] a montré que des transformations métallurgiques se déroulaient dans les bandes de cisaillement apparaissant dans le copeau lors de l'usinage d'un Ti-6Al-4V de structure $\alpha + \beta$ lamellaire recuit à 780°C. La Figure 2-32 présente une image MET et la figure de diffraction au sein d'une BCA. Les auteurs identifient des grains recristallisés de taille nanométrique et la présence de phase α et α'' démontrant que la transformation $\beta \rightarrow \alpha''$ s'est bien déroulée.

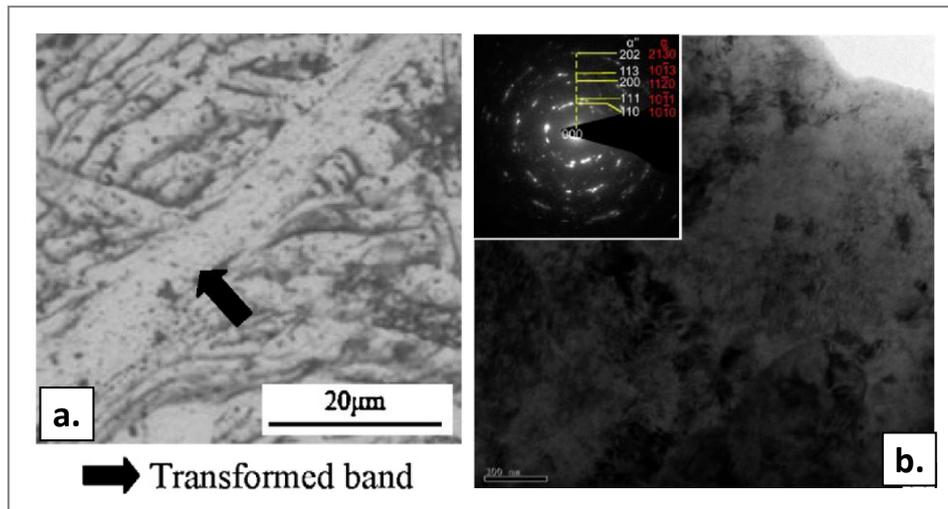


Figure 2-32 : (a.) Bande de cisaillement adiabatique observée au MEB dans le copeau de Ti-6Al-4V (b.) Image MET et figure de diffraction réalisées au sein d’une BCA montrant des grains recristallisés et la présence des phases α et α''

La Table 2-8 synthétise l’ensemble des transformations métallurgiques du Ti-6Al-4V observées par les différents auteurs à l’intérieur de bandes de cisaillement adiabatique où dans la matière avoisinante selon la vitesse de déformation et la déformation estimées.

Auteurs	Zone périphérique de la BCA	Intérieur de la BCA	$\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	ϵ
[MEB83]	Formation de phases α' sous forme de « hachures »		3.10^5	
[GRE85]				
[MUR09]			10^5	
[XU06]	A partir de α : formation de la phase α_2		10^4	
[LAN10]	A partir de β : formation des phases α' et α'' induites par contrainte mécanique		3.10^3	0.45
[WAN12]		A partir de β : formation de la phase α''		

Table 2-8 : Synthèse des résultats concernant les transformations métallurgiques dans les BCA et dans la matière avoisinante d’un alliage Ti-6Al-4V

Il est noté qu’aucune trace de transformations métallurgiques au sein des BCA n’a été clairement identifiée par les différents auteurs lors d’essais sollicitant le Ti-6Al-4V à haute vitesse de déformation contrairement à l’usinage où la transformation $\beta \rightarrow \alpha''$ s’est déroulée [WAN12].

2.7.5 Déformation et température dans les bandes de cisaillement

Dans les bandes de cisaillement, la mesure de la déformation subie par la matière est facilement calculable par l’observation de l’élongation des grains. Par contre, la température et la vitesse de déformation sont très compliquées à mesurer. En effet, il s’agit d’effets induits durant un

temps très court de l'ordre de la microseconde. C'est pourquoi, différents auteurs ont choisi de calculer ces paramètres.

Selon Dodd et Bai [DOD89], la demi-largeur δ de la bande de cisaillement est définie par la relation Eq. 2-14 suivante :

$$\delta = \sqrt{\frac{\lambda \theta_*}{\tau \dot{\gamma}}} \quad (\text{Eq. 2-14})$$

avec θ_* , l'augmentation de la température dans la bande de cisaillement lors de la déformation, λ la conductivité thermique du matériau, τ la contrainte de cisaillement et $\dot{\gamma}$ la vitesse de déformation en cisaillement.

Si maintenant, il est considéré qu'un pourcentage β_{int} de l'énergie mécanique permettant de déformer le matériau est convertie en chaleur dans celui-ci, la relation Eq. 2-15 peut alors être écrite :

$$\beta_{int} \tau \gamma = \theta_* \rho c_p \quad (\text{Eq. 2-15})$$

avec γ la déformation en cisaillement, ρ la densité du matériau et c_p sa capacité calorifique massique. En règle générale, le facteur β_{int} est égal à 0.9 (90% de la déformation plastique est dissipée en chaleur) lorsque le processus de recristallisation dynamique a lieu comme dans le cas de la formation de la bande de cisaillement adiabatique. Par combinaison des équations Eq. 2-14 et Eq. 2-15, le temps nécessaire t_{BCA} à la formation de la BCA est donné par la relation Eq. 2-16 :

$$t_{BCA} = \frac{\gamma}{\dot{\gamma}} = \frac{\rho c_p}{0.9 \lambda} \delta^2 \quad (\text{Eq. 2-16})$$

Xu et al. [XU06] utilisent les propriétés thermophysiques de la phase α -Ti majoritaire dans le Ti-6Al-4V à l'ambiante ($\rho = 4500 \text{ kg.m}^{-3}$, $c_p = 473 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$ et $\lambda = 14.63 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$) et l'équation Eq. 2-16 afin de déterminer les grandeurs suivantes : $t_{BCA} = 5.8 \text{ } \mu\text{s}$ et $\dot{\gamma} = 9.10^5 \text{ s}^{-1}$ correspondant à une valeur de δ mesurée de $6 \text{ } \mu\text{m}$, soit une largeur de bande de $12 \text{ } \mu\text{m}$ et à une valeur de γ mesurée de 5.2 (soit 520%). Selon les auteurs, la vitesse de déformation en cisaillement est cent à mille fois supérieure à celle requise pour la formation d'une bande de cisaillement adiabatique définie entre 10^3 s^{-1} à 2.10^3 s^{-1} par Xu et al. [XU00]. Ce résultat démontre que la formation de BCA s'accompagne d'une augmentation locale de la vitesse de déformation en cisaillement. Des résultats similaires ont été trouvés par Murr et al. [MUR09] en utilisant des expressions identiques à celles de Xu et al. [XU06]

Les travaux de Xue et al. [XUE02] ont pour objectif de relier la déformation et la vitesse de déformation à la température. Ainsi, la relation Eq. 2-15 transposée à une sollicitation en cisaillement est utilisée sous sa forme intégrale Eq. 2-17 :

$$\int_{T_0}^T \frac{\rho c_p(T)}{\beta_{int} \sigma(T)} dT = \varepsilon \quad (\text{Eq. 2-17})$$

avec T_0 la température initiale du matériau, $c_p(T)$ sa capacité calorifique massique et $\sigma(T)$ la contrainte mécanique induite par l'essai en fonction de la température définies respectivement par les équations Eq. 2-18 et Eq. 2-19 pour le Ti-6Al-4V :

$$c_p(T) = 0.559 + 1.357 \cdot 10^{-4} T - \frac{3.366 \cdot 10^3}{T^2} + 2.767 \cdot 10^{-8} T^2 \quad (\text{Eq. 2-18})$$

$$\sigma(T) = C_0 + B_0 \varepsilon^{C_n} e^{[-\alpha_0 T + \alpha_1 T \ln(\dot{\varepsilon})]} + B e^{[-\beta_0 T + \beta_1 T \ln(\dot{\varepsilon})]} \quad (\text{Eq. 2-19})$$

avec C_0 , B_0 , C_n , B , α_0 , α_1 , β_0 et β_1 des constantes dont les valeurs sont répertoriées dans la Table 2-9 :

C_0 (MPa)	B_0 (MPa)	C_n	B (MPa)	α_0 (K^{-1})	α_1 (K^{-1})	β_0 (K^{-1})	β_1 (K^{-1})
340	1135	0.5	1485	$1.4 \cdot 10^{-5}$	$7 \cdot 10^{-5}$	$2.75 \cdot 10^{-5}$	$7.47 \cdot 10^{-5}$

Table 2-9 : Valeurs des paramètres de la loi de Zerilli-Armstrong pour le Ti-6Al-4V [XUE02]

En supposant que la bande de cisaillement est obtenue pour des conditions parfaitement adiabatiques ($\beta_{int} = 1$) et en utilisant la relation Eq. 2-20 déterminée par Culver et al. [CUL73] reliant la déformation vraie ε à la déformation en cisaillement γ , Xue et al. [XUE02] parviennent à relier la déformation en cisaillement à la température T de la bande de cisaillement pour $\dot{\varepsilon} = 10^4 \text{ s}^{-1}$ comme le montre la Figure 2-33.

$$\varepsilon = \ln \sqrt{1 + \gamma + \frac{\gamma^2}{2}} \rightarrow \gamma = \sqrt{2 e^{2\varepsilon} - 1} - 1 \quad (\text{Eq. 2-20})$$

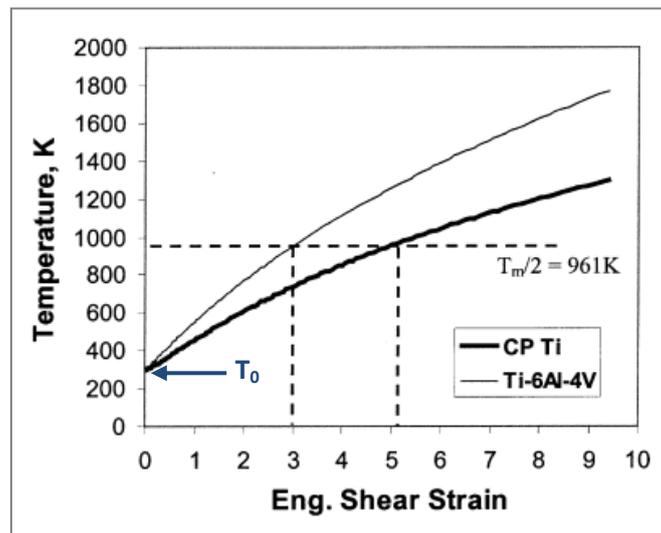


Figure 2-33 : Evolution de la température atteinte dans le titane pur et le Ti-6Al-4V en fonction de la déformation en cisaillement pour $\dot{\varepsilon} = 10^4 \text{ s}^{-1}$ [XUE02]

Par cette étude, il est trouvé que pour une déformation en cisaillement de 3 (soit $\gamma = 300\%$), la recristallisation du Ti-6Al-4V et la formation d'une BCA se produisent car une température $T_f/2$ peut être atteinte. En s'appuyant sur des considérations expérimentales et des équations identiques

à celles de Xue et al. [XUE02] et Xu et al. [XU06], Li et al [LI05] trouvent que la déformation en cisaillement pour former une BCA est entre 6 et 8 pour $\dot{\gamma} = 10^6 \text{ s}^{-1}$. Les résultats de ces deux travaux sont différents du fait que les vitesses de déformation ne sont pas identiques dans les deux cas. Néanmoins, ces résultats montrent que plus la vitesse de déformation est grande et plus la déformation en cisaillement nécessaire pour former une BCA doit être importante.

Me-Bar et Shechtman [MEB83] ont calculé la vitesse de refroidissement dans un Ti-6Al-4V à l'intérieur d'une BCA en déterminant le temps nécessaire à la formation de la BCA t_{BCA} par la relation Eq. 2-16 et en exprimant la température T à la périphérie de la BCA établie par Eckert et Drake [ECK59] :

$$T = \frac{T_{max} \delta}{(\Pi \alpha_{dif} t_{BCA})^{1/2}} \quad (\text{Eq. 2-21})$$

avec $\alpha_{dif} = 1.2 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ la diffusivité thermique, T_{max} la température au centre de la BCA et $T \approx 0.5 T_{max}$ en combinant les relations Eq. 2-16 et Eq. 2-21. Pour une bande de cisaillement adiabatique d'épaisseur $20 \mu\text{m}$ (soit $d = 10 \mu\text{m}$) et une température atteinte supérieure à celle du transus β ($T_\beta = 950^\circ\text{C}$), Me-Bar et Shechtman calculent que la vitesse de refroidissement \dot{T}_R est de l'ordre de $10^7 \text{ }^\circ\text{C.s}^{-1}$. Ainsi, en se référant à la bibliographie du paragraphe 2.2, il peut être affirmé que si le transus β est dépassé au cours de la génération de la BCA, la transformation martensitique $\beta \rightarrow \alpha'$ a lieu au refroidissement.

Une synthèse des conditions de formation des bandes de cisaillement adiabatique dans le Ti-6Al-4V est donnée dans la Table 2-10 suivante :

Auteurs	t_{BCA} (μs)	$\dot{\gamma}$ (s^{-1})	γ	$\dot{\epsilon}$ (s^{-1})
[MEB83]			10	$3 \cdot 10^5$
[XU00]				$1.75 \text{ à } 2 \cdot 10^3$
[XUE02]			3	10^4
[LI05]			6 à 8	10^6
[XU06]	5.8	$9 \cdot 10^5$		
[MUR09]	6	10^5		

Table 2-10 : Synthèse des résultats concernant les conditions de formation d'une bande de cisaillement adiabatique dans le Ti-6Al-4V déterminées expérimentalement ou par calcul

2.8 Superplasticité du Ti-6Al-4V

Comme il a été évoqué au paragraphe 2.7.3, le phénomène contribuant à la déformation des grains dans les bandes de cisaillement adiabatique repose sur l'aptitude du matériau à la superplasticité. Pour le Ti-6Al-4V, cette aptitude apparaît pour des vitesses de déformation inférieures à 10^3 s^{-1} qui sont bien trop faibles pour permettre la formation de BCA ($> 10^2 \text{ s}^{-1}$) comme montré par la processing map établie par Prasad et al. [PRA01] en Annexe 3 et comme signalé par Martinez et al. [MAR07] lesquels affichent un $\dot{\epsilon} > 10^3 \text{ s}^{-1}$.

Ainsi, ce paragraphe évoque les caractéristiques mécaniques du Ti-6Al-4V en fonction de la vitesse de déformation et de la température d'essai afin de mieux appréhender l'évolution de la microstructure lors de la superplasticité. Ces données permettront de mieux comprendre les

variations de la microstructure du Ti-6Al-4V dans les bandes déformées précurseurs et adjacentes au BCA qui seront étudiées dans le Chapitre 5.

2.8.1 Généralités

Selon Sieniawski et Motyka [SIEN07], la superplasticité est la capacité que possède un matériau polycristallin à se déformer de façon importante (supérieure à 1000 % selon les alliages) à moyenne température et pour des contraintes mécaniques appliquées faibles. En règle générale, ce phénomène de superplasticité intervient dans les matériaux métalliques pour des températures supérieures à $0.4 - 0.5 T_f$, des vitesses de déformation de l'ordre de 10^{-5} à $10^{-1} s^{-1}$ et pour des microstructures fines dont la taille de grains est inférieure à $10 \mu m$, d'après Ridley [RID90].

La Figure 2-34a présente l'évolution de la contrainte d'écoulement σ en fonction de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ dans le cas d'un matériau non superplastique et superplastique à une température donnée. Trois zones définissent l'évolution de la contrainte d'écoulement (σ) dans le cas d'un matériau superplastique, la deuxième correspondant au domaine de superplasticité. Dans cette deuxième zone, la contrainte d'écoulement est définie par l'équation Eq. 2-22 suivante :

$$\sigma = K_0 \dot{\epsilon}^m \text{ avec } m \geq 0.5 \quad (\text{Eq. 2-22})$$

où K_0 est le seuil de la contrainte d'écoulement à très faible vitesse de déformation et m le facteur de sensibilité à la vitesse de déformation qui est supérieur à 0.5 pour les matériaux superplastiques. Le facteur de sensibilité à la vitesse de déformation défini, par la relation Eq. 2-23, permet de caractériser la capacité du matériau à se déformer.

$$\sigma = K_x \dot{\epsilon}^m \quad (\text{Eq. 2-23})$$

soit encore $\ln \sigma = m \ln \dot{\epsilon} + \ln K_x$ avec K_x une constante dépendant du matériau qui définit le seuil de la contrainte d'écoulement à très faible vitesse de déformation. Plus la valeur de m est grande et plus la capacité de déformation par superplasticité du matériau est importante observé sur la Figure 2-34b.

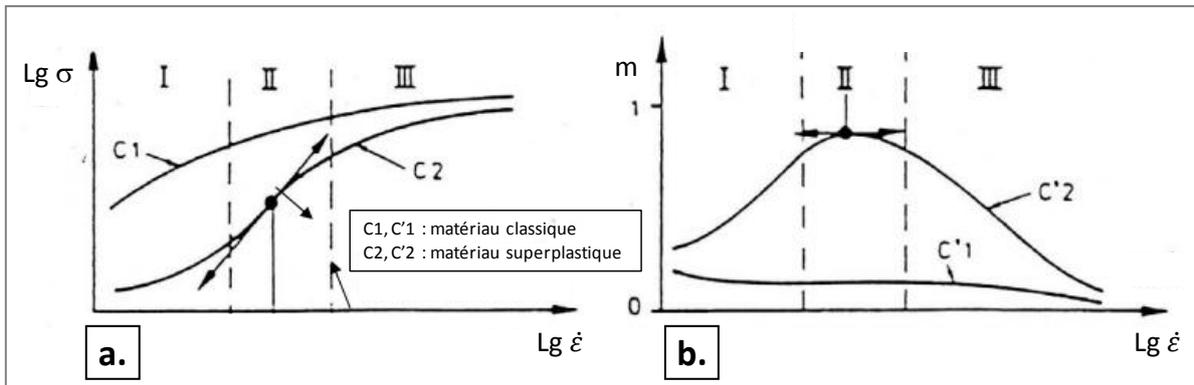


Figure 2-34 : (a) Evolution du logarithme de la contrainte d'écoulement en fonction du logarithme de la vitesse de déformation et (b.) évolution du facteur m en fonction du logarithme de la vitesse de déformation [HAM87]

Dans le cas du Ti-6Al-4V, les travaux réalisés par Meier et al. [MEI91] montrent que pour activer ce phénomène de superplasticité dans le volume du matériau, la vitesse de déformation doit être comprise entre $5 \cdot 10^{-4}$ et $5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ selon les températures étudiées, comme illustré en Figure 2-35. Le domaine de $\dot{\epsilon}$ est donné à titre indicatif car les valeurs limites du domaine de plasticité varient selon la taille de grains et leur distribution, leur forme et la densité des blocs de grains, d'après Paton et Hamilton [PATO79].

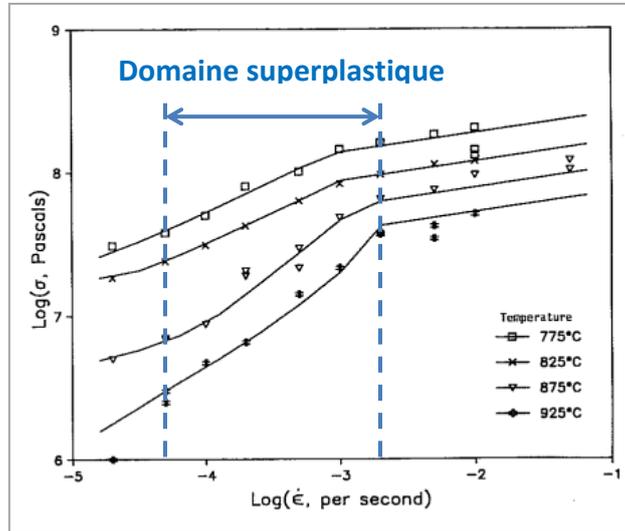


Figure 2-35 : Evolution du logarithme de la contrainte d'écoulement en fonction du logarithme de la vitesse de déformation pour différentes températures d'essai et définition du domaine superplastique [MEI91]

Vanderhasten [VAN07] a étudié le comportement mécanique d'un Ti-6Al-4V forgé recuit lors d'essais de traction à $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ et en faisant varier la température de l'ambiante (RT) à 1050°C. Les courbes contrainte-déformation obtenues sont données en Figures 2-36a-b-c.

L'auteur note que pour des températures inférieures à 650°C, le comportement mécanique du matériau est classique car il est piloté par le phénomène d'écrouissage. Par contre, quand elles sont supérieures à 750°C, le Ti-6Al-4V se déforme de façon plus intense jusqu'à 950°C. Il est aussi montré que plus la température augmente, et moins les contraintes mécaniques appliquées sur le Ti-6Al-4V à déformation constante sont grandes. A partir de 950°C et au fur et à mesure de l'élévation progressive de la température d'essai, les propriétés de superplasticité du Ti-6Al-4V disparaissent.

La Figure 2-36d présente les courbes contrainte-déformation obtenues par Vanderhasten [VAN07] lors d'essais de traction à 800°C pour des vitesses de déformation allant de $5 \cdot 10^{-2}$ à $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

L'auteur explique que le Ti-6Al-4V a un comportement superplastique uniquement entre $5 \cdot 10^{-3}$ et $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ à 800°C malgré le fait que l'évolution des courbes σ - ϵ soit différente. En effet, pour ces conditions d'essai, la déformation à la rupture est très grande et les contraintes appliquées sont faibles. L'explication de la forme de ces courbes σ - ϵ est liée aux phénomènes métallurgiques mis en jeu correspondant à une évolution bien spécifique de la microstructure.

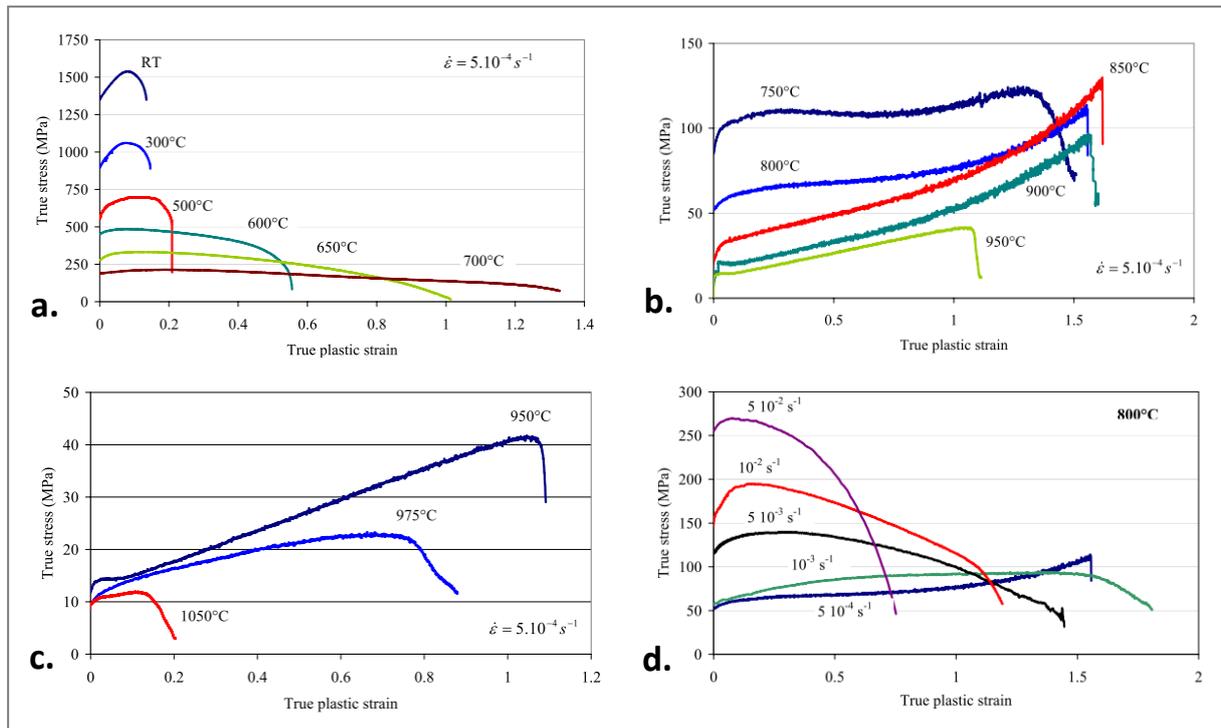


Figure 2-36 : (a.)(b.)(c.) Courbes σ - ε obtenues à différentes températures lors d'un essai de traction à $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ avec un Ti-6Al-4V forgé recuit
 (d.) Courbes σ - ε obtenues à différentes vitesses de déformation lors d'un essai de traction à $T = 800^\circ\text{C}$ avec un Ti-6Al-4V forgé recuit [VAN07]

2.8.2 Evolution de la microstructure et des propriétés d'allongement en température

La Figure 2-37a présente l'évolution de l'allongement à la rupture A% du Ti-6Al-4V entre 750°C et 950°C pour $\dot{\varepsilon} = 2.33 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, d'après Cope et al. [COP91]. Il est noté que cette évolution s'effectue en deux temps : une première phase où la capacité de déformation du matériau est croissante suivi d'une seconde phase décroissante. Le maximum de l'allongement à la rupture se trouve vers les 880°C pour le Ti-6Al-4V. La Figure 2-37b montre l'évolution de l'allongement à la rupture en fonction de la proportion de phase β dans le Ti-6Al-4V : la déformation à rupture atteint un maximum pour une fraction volumique de phase β de 0.42 (correspondant à une température de 880°C) puis décroît lorsque f_β augmente.

Meier et al. [MEI91] explique l'évolution de la superplasticité du Ti-6Al-4V par une dépendance de l'allongement avec la proportion de la phase β . Pour des températures comprises entre 775 et 825°C , la proportion de phase bêta reste faible (bien inférieure à 40% en volume). La phase α , majoritaire et contigüe, pilote alors la déformation plastique. La phase alpha étant de structure hexagonale et comportant un nombre restreint de plans de glissement, la déformation du Ti-6Al-4V est alors réduite. Néanmoins, le Ti-6Al-4V se déforme de façon superplastique à ces températures. Arieli et Rosen [ARI77] expliquent que cet écoulement intense du matériau est lié à un mécanisme de glissement aux joints de grains facilité par le mouvement de dislocations le long de ces joints plutôt que par un phénomène de diffusion ou de migration. Ce résultat a été confirmé par Mc Darmid et al. [DAR85], Meier et al. [MEI91] et Vanderhasten et al. [VAN08]. Ce glissement aux joints de grains a

lieu de façon préférentielle à l'interface entre les grains α qui sont alors majoritaires tant que la température d'essai reste inférieure à 825°C.

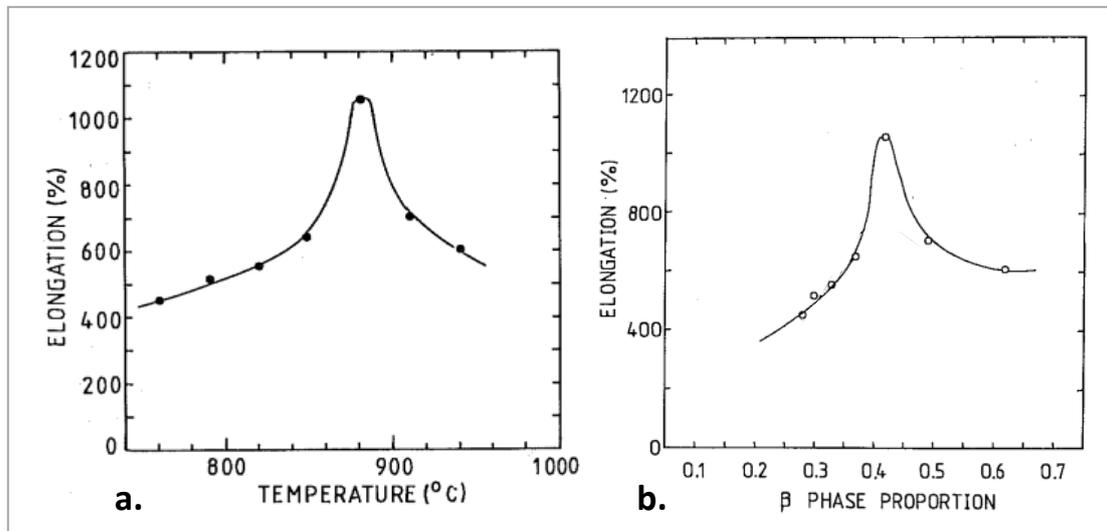


Figure 2-37 : (a.) Variation de l'élongation à rupture en fonction de la température à $\dot{\epsilon} = 2.33.10^{-4} \text{ s}^{-1}$
 (b.) Variation de l'élongation à rupture en fonction de la proportion volumique de phase β à $\dot{\epsilon} = 2.33.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ [COP91]

Selon Meier et al. [MEI91], lorsque la température s'élève au-dessus de 825°C, l'augmentation de la proportion de phase bêta contribue à faciliter le réarrangement des grains α qui peuvent ainsi se translater ou subir des rotations dans la phase β . Mc Darmaid et Patridge [DAR86] puis Yang et al. [YAN91] expliquent que lorsque la quantité de phase bêta devient importante, le squelette formé par la phase α est détruit. Pour le Ti-6Al-4V, la proportion volumique de la phase β continue qui est nécessaire pour englober la phase α discontinue a été déterminée par le calcul à 25% par Yang et al. [YAN91], entre 32 et 48 % par Meier et al. [MEI91] et expérimentalement à environ 42% par Cope et al. [COP91]. Dans cette configuration, le Ti-6Al-4V se comporte à l'image d'un composite à matrice ductile renforcée par des particules dures : en effet, suite à la formation d'un réseau continu, la phase bêta, très ductile, accommode voire favorise la déformation plastique et permet un allongement optimal du matériau. Cependant, le paragraphe 2.2.2 de ce chapitre a montré que pour des températures importantes, la cinétique de grossissement des grains bêta était rapide. Sachant que les grains de phase α permettent d'inhiber le grossissement des grains de phase β , dès que la phase alpha devient minoritaire, un grossissement dynamique ou une recristallisation dynamique des grains de phase β peut s'opérer. L'augmentation de la taille des grains β complique le glissement de cette phase aux joints des grains α ce qui explique que l'allongement à rupture devient moins conséquent. Par ailleurs, la résistance mécanique du matériau se réduit au fur et à mesure de l'augmentation de la température jusqu'à atteindre une valeur quasiment stable à partir du transus bêta.

Chapitre 3 : Usinage et intégrité matière

1	<i>Généralités sur la coupe</i>	83
1.1	Zones de cisaillement	83
1.2	Généralités sur le tournage	83
1.3	Contraintes thermomécaniques engendrées à la coupe	87
2	<i>Difficultés de l'usinage du titane</i>	91
2.1	Propriétés thermomécaniques	91
2.2	Propriétés physico-chimiques et réactivité chimique	93
2.3	Bilan.....	94
3	<i>Anomalies et intégrité matière</i>	95
3.1	Définition	95
3.2	Anomalies géométrique et métallurgique	96
4	<i>Anomalies et abattement en fatigue</i>	97
4.1	Anomalies géométriques	97
4.2	Anomalies métallurgiques	100
4.3	Bilan.....	103
5	<i>Anomalies générées pendant l'usinage</i>	104
5.1	Anomalies géométriques	104
5.2	Anomalies non géométriques	105
5.3	Bilan.....	110
6	<i>Paramètres de coupe et intégrité matière</i>	111
6.1	Vitesse de coupe (V_c).....	111
6.2	Avance (f).....	112
6.3	Profondeur de passe (a_p) et usure en dépouille (V_B)	112
6.4	Influence de la lubrification	113

Abréviations	Dénominations	Unités
α_0	Angle de dépouille	°
β_0	Angle de taillant	°
ΔK	Amplitude du facteur d'intensité de contraintes	MNm ^{-3/2} ou MPa.m ^{1/2}
ε	Déformation plastique	- ou %
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation	s ⁻¹
φ	Angle de cisaillement primaire	°
Φ	Flux thermique	W
γ_0	Angle de coupe	°
κ_r	Angle d'attaque entre le plan Pf et le plan Ps ou angle de direction d'arête de l'outil	°
ω	Vitesse de rotation de la pièce à usiner ou vitesse angulaire de la broche	rad.min ⁻¹
$\sigma_{y0,2\%}$	Limite d'élasticité conventionnelle à 0.2% de déformation plastique	MPa
a_p	Profondeur de passe ou de coupe	mm
A_D	Section du copeau ou section coupée	mm ²
BMC	B ande de M atière C isaillée	-
C*	Concentration critique de vanadium (facteur pré-exponentiel)	wt.%
Cmax (T)	Concentration maximum de vanadium dans la phase β à la température T à laquelle le matériau a été trempé	wt.%
Cmax (RT)	Concentration maximum de vanadium dans la phase β à la température ambiante	wt.%
CBN	C ubic B oron N itride ou Nitrure de Bore Cubique	-
CCI	C ollage de C opeaux I solés	-
COM	C ouple O util M atière	-
D	Diamètre à usiner	mm
da/dN	Vitesse de propagation de fissure	mm/cycle
D _{out}	Diamètre d'un outil rond	mm
E	Module d'Young	GPa
E _{α}	Recul de l'arête de coupe	mm

ECM	Electro-Chemical Machining	-
EDT-L	Electric Discharge Texturing – Low	-
EDT-H	Electric Discharge Texturing – High	-
f	Avance par tour (épaisseur de la partie non déformée du copeau)	mm.tr ⁻¹
Fa	Effort axial	N
Fc	Effort de coupe	N
Fr	Effort radial	N
h _c	Epaisseur du copeau (épaisseur de la partie déformée du copeau)	mm
h _c ^{max}	Epaisseur maximale du copeau pour un outil rond	mm
Kc	Effort spécifique de coupe	N.mm ⁻²
K _M	Distance entre la profondeur maximale de l'usure et l'arête de coupe avant usinage	mm
K _T	Profondeur maximale de l'usure en cratère	mm
IM	Intégrité Matière	-
IMA	Intégrité Matière Acceptable	-
IMNA	Intégrité Matière Non Acceptable	-
K10, K15, K20 et K40	Nuances de carbure cémenté WC-Co	-
Lu	Longueur usinée selon la direction d'avance	mm
ManHIRP	Integrating process controls with Man ufacturing to produce High Integrity Rotating Parts for modern gaz turbines	-
MEB	M icroscope E lectronique à B alayage	-
MET	M icroscope E lectronique à T ransmission	-
MO	M icroscope O ptique	-
N	Vitesse de rotation de la broche	tr.min ⁻¹
NA	N on A ceptable	-
Pc	Puissance de coupe	W ou J.s ⁻¹
PCD	P oly C rystalline D iamond	-
Pf	Plan de travail contenant les vecteurs vitesses de coupe et avance	-

Ps	Plan contenant l'arête de coupe si elle est rectiligne ou la tangente au point usinant si elle est curviligne	-
Q	Débit de copeaux ou de matière enlevée	cm ³ .min ⁻¹
Q	Energie d'activation de la diffusion du vanadium	kJ.mol ⁻¹
Ra	Rugosité arithmétique (moyenne arithmétique des écarts du profil de rugosité)	μm
RoMan	Rotor Manufacturing	-
Rt	Rugosité totale (hauteur totale entre le pic le plus haut et la vallée la plus profonde du profil de rugosité)	μm
R _{théo}	Rugosité totale théorique	μm
r _ε	Rayon du bec de l'outil ou rayon de courbure d'arête de l'outil	μm
R _σ	Rapport de charges ou de contraintes (= σ _{min} /σ _{max})	-
SN	Stress – Number of cycles to failure	-
TiC	Carbure de titane	-
TiN	Nitrure de titane	-
TiO ₂	Rutile	-
T _f	Température de fusion	°C
t _{usi}	Temps d'usinage	s
V _B	Usure en dépouille (usure frontale de l'arête de coupe)	mm
Vc	Vitesse de coupe	m.min ⁻¹
Vf	Vitesse d'avance	mm.min ⁻¹
Vr	Vitesse selon l'effort radial	m.min ⁻¹
Wc	Energie spécifique de coupe ou énergie de coupe par unité de volume	W.cm ⁻³ .min
ZATM	Zone Affectée Thermo-Mécaniquement	-
ZCP	Zone de Cisaillement Primaire	-
ZCS	Zone de Cisaillement Secondaire	-
ZCT	Zone de Cisaillement Tertiaire	-

1 Généralités sur la coupe

1.1 Zones de cisaillement

L'usinage par enlèvement de matière consiste à réaliser un contact entre un outil et une matière provoquant un cisaillement du matériau et la formation d'un copeau sur la face de coupe. Il peut être ainsi défini différentes zones de déformation de la matière au contact de l'outil représentées sur la Figure 3-1.

La zone de cisaillement primaire (ZCP) s'étend de l'arête de coupe jusqu'à la surface libre du copeau. A cet endroit, d'importantes températures et de très fortes déformations conduisent à créer un plan de cisaillement selon un angle de cisaillement φ qui va permettre l'apparition du copeau. Cet angle et l'épaisseur du copeau vont dépendre de l'avance, de la profondeur de passe, du matériau usiné et de la géométrie de l'outil. La coupe réalisée dans la zone de cisaillement primaire est facilitée car la matière subit un adoucissement mécanique dû à l'échauffement thermique. La limite de rupture en cisaillement devient alors moins importante.

La zone de cisaillement secondaire (ZCS) se trouve à l'interface outil-copeau. Elle est le siège de frottements intenses impliquant des contraintes thermomécaniques très importantes. Ce phénomène amène à la création d'une usure sur la face de coupe de l'outil appelée usure en cratère.

La zone de cisaillement tertiaire (ZCT) est localisée entre la face de dépouille de l'outil et la surface de la matière fraîchement usinée à proximité de l'arête de coupe. A cet endroit, la matière usinée subit un retour élastique et vient frotter de façon intense sur la face de dépouille. Ce phénomène est à l'origine de l'usure sur la face de dépouille de l'outil appelée usure en dépouille.

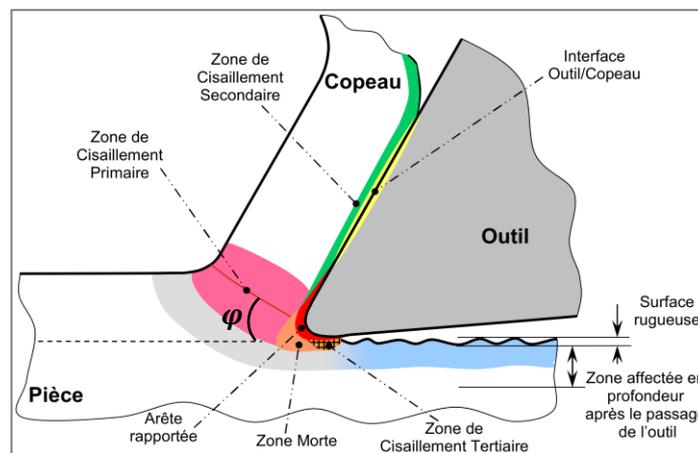


Figure 3-1 : Zones de matière sollicitées pendant la coupe orthogonale [PER07]

1.2 Généralités sur le tournage

Le tournage est une opération d'usinage par enlèvement de matière où l'outil est animé d'un mouvement de translation unidirectionnel parallèle ou perpendiculaire à l'axe de la pièce en rotation. L'outil vient donc réaliser soit le chariotage d'une surface cylindrique, soit le dressage d'une surface plane. Il est alors important de définir les paramètres de coupe dans le cadre du tournage.

Pour une pièce de diamètre D (mm) et une vitesse de rotation ω (rad/min), la vitesse de coupe V_c (m/min) est définie par l'équation Eq. 3-1 suivante :

$$V_c = \frac{D}{2000} * \omega = \frac{\pi * D * N}{1000} \quad (\text{Eq. 3-1})$$

avec N la vitesse de rotation de la broche en tr/min.

La profondeur de passe ou de coupe notée ap (mm) représente la quantité de matière enlevée au rayon de la pièce selon la direction perpendiculaire à l'axe. En considérant respectivement D_1 et D_2 les diamètres de la pièce avant et après tournage, la profondeur de passe est définie par la relation Eq. 3-2 :

$$ap = \frac{D_1 - D_2}{2} \quad (\text{Eq. 3-2})$$

L'avance par tour notée f (mm/tr) représente le déplacement réalisé par l'outil selon l'axe d'avance de l'outil à chaque tour de la pièce. En notant la vitesse d'avance V_f (mm/min), l'avance s'écrit selon la relation Eq. 3-3. Il peut être ainsi défini le temps d'usinage t_{usi} (s) en fonction de V_f et de la longueur usinée selon la direction d'avance Lu (mm) par l'équation Eq. 3-4.

$$f = \frac{V_f}{N} \quad (\text{Eq. 3-3})$$

$$t_{usi} = \frac{60 Lu}{V_f} \quad (\text{Eq. 3-4})$$

Le débit de copeaux Q (cm³/min) correspondant au volume de matière usinée par unité de temps est fonction de la vitesse de coupe et de la section du copeau A_D (mm²) qui est le produit de l'avance et de la profondeur de passe comme indiqué par la relation Eq. 3-5.

$$Q = A_D V_c = f ap V_c = \frac{\pi D ap}{1000} V_f \quad (\text{Eq. 3-5})$$

Lors de l'usinage, l'outil subit des efforts identifiés dans trois directions principales : l'effort de coupe (F_c) parallèle à la vitesse de coupe, l'effort axial (F_a) parallèle à la direction d'avance et l'effort radial (F_r) perpendiculaire aux deux autres efforts. En tournage, la puissance de coupe P_c (W) développée lors de la coupe est égale à la somme des produits des efforts par les vitesses. Sachant que la vitesse selon l'effort radial (V_r) est nulle, que V_c est très supérieur à V_f et que les efforts de coupe et d'avance sont du même ordre de grandeur, la puissance de coupe est sensiblement égale au produit de l'effort de coupe par la vitesse de coupe (Eq. 3-6).

$$P_c = \frac{F_c V_c}{60} \quad (\text{Eq. 3-6})$$

La pression ou effort spécifique de coupe K_c (N.mm⁻²) est un paramètre déduit de l'effort de coupe et de la section du copeau en tournage et en perçage selon la relation Eq. 3-7. Ce paramètre sera utilisé par la suite afin de définir la fenêtre opératoire où l'usinage se déroule de façon correcte par l'intermédiaire de la méthodologie COM. Dans le cas du fraisage, l'énergie spécifique de coupe W_c (W/cm³.min⁻¹) est utilisée dans la méthodologie COM et est définie par l'équation Eq. 3-8.

$$K_c = \frac{F_c}{A_D} = \frac{F_c}{ap f} \quad (\text{Eq. 3-7})$$

$$W_c = \frac{P_c}{Q} = \frac{P_c}{v_c f ap} = \frac{K_c}{60} \quad (\text{Eq. 3-8})$$

L'outil de coupe est constitué de trois angles (Figure 3-2) : l'angle de coupe (γ_0), l'angle de dépouille (α_0) et l'angle de taillant (β_0). L'angle de coupe se trouve entre la face de coupe de l'outil est un plan perpendiculaire à l'axe de rotation de la pièce. Cet angle peut être positif, négatif ou nul selon l'application désirée. L'angle de dépouille est défini entre la surface de la pièce fraîchement usinée et la face de dépouille de l'outil. Cet angle est obligatoirement positif pour que la matière ne frotte pas sur la face de dépouille de l'outil. L'angle de taillant est l'angle se trouvant entre la face de coupe et la face de dépouille de l'outil.

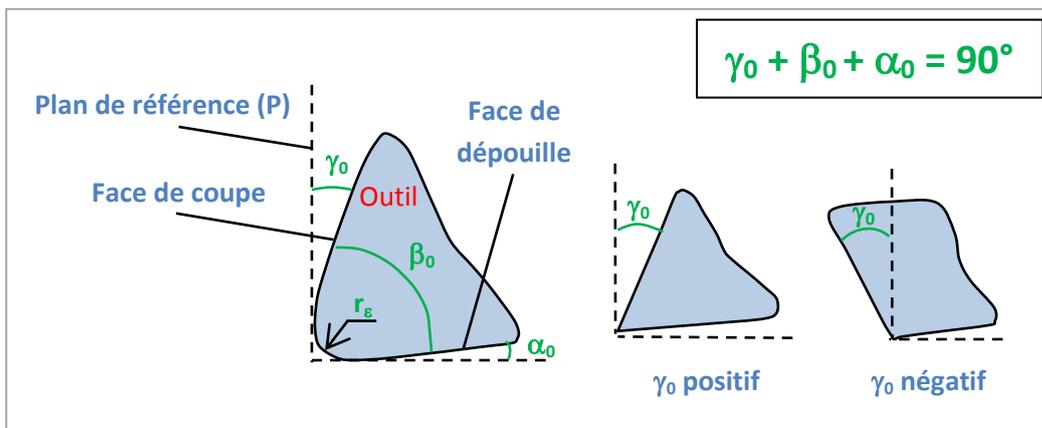


Figure 3-2 : Angles de coupe d'un outil en travail [VEL07]

L'épaisseur du copeau h_c (mm) est représentée schématiquement dans le cas du tournage avec un outil à arête de coupe rectiligne (Figure 3-3a) et une arête de coupe circulaire (Figure 3-3b). Pour une arête de coupe rectiligne, l'épaisseur du copeau est constante. Elle est fonction de l'avance et de l'angle κ_r entre le plan de travail P_f (contenant les vecteurs vitesses de coupe et d'avance) et le plan P_s (contenant l'arête de coupe si elle est rectiligne ou la tangente au point usinant si elle est curviligne) et est définie par la relation Eq. 3-9.

Dans le cas d'une arête circulaire, l'angle κ_r et a fortiori la valeur de l'épaisseur copeau sont variables tout au long de l'arête en prise avec la matière lors de l'usinage. Ainsi, l'épaisseur copeau maximale h_c^{max} (mm) s'exprime en fonction du diamètre de l'outil D_{out} (mm), de la profondeur de passe et de l'avance selon l'équation Eq. 3-10. Lorsque la profondeur de passe est égale au rayon de l'outil, l'épaisseur copeau maximale est égale à l'avance.

$$h_c = f \sin \kappa_r \quad (\text{Eq. 3-9})$$

$$h_c^{max} = 2 f \sqrt{\frac{ap}{D_{out}} \left(1 - \frac{ap}{D_{out}}\right)} \quad (\text{Eq. 3-10})$$

$$\text{Si } ap \ll D_{out}, h_c^{max} = 2 f \sqrt{\frac{ap}{D_{out}}}$$

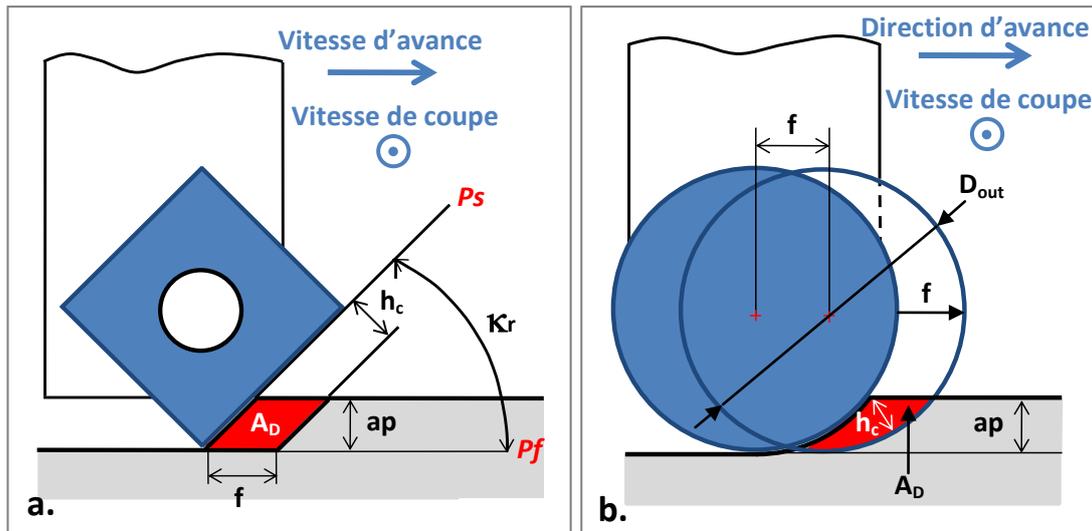


Figure 3-3 : Schéma montrant la section coupée A_D et l'épaisseur copeau h_c lors d'une opération de chariotage avec un outil possédant un κ_r de 45°C (a.) et avec un outil rond (b.)

L'état de surface de la pièce usinée dépend de la géométrie de l'outil ainsi que des conditions de coupe et de la stratégie d'usinage utilisée. La Figure 3-4 présente un modèle mathématique de la surface usinée et de la rugosité obtenue en prenant en compte uniquement la géométrie de l'outil. La rugosité totale théorique R_{theo} de la surface usinée dépend alors du rayon de bec de l'outil r_ϵ et de l'avance selon la relation Eq. 3-11.

$$R_{theo} = \frac{f^2}{8 r_\epsilon} \quad (\text{Eq. 3-11})$$

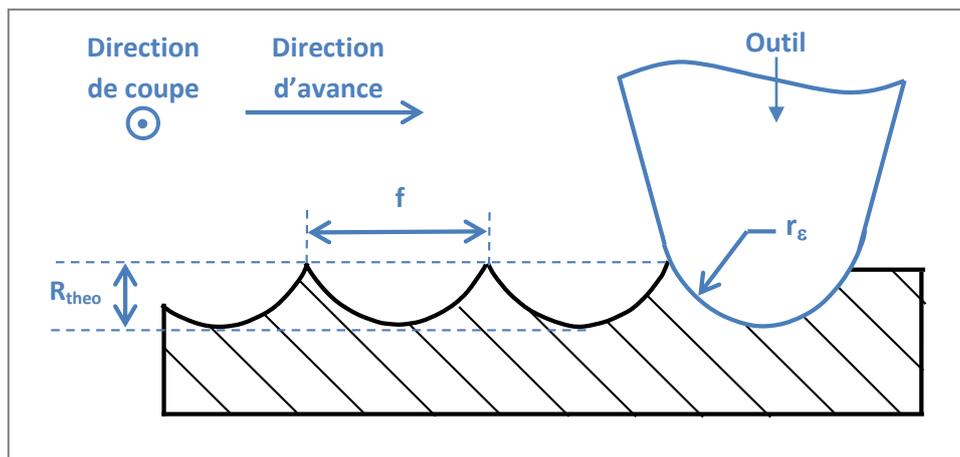


Figure 3-4 : Modèle mathématique représentatif de la surface usinée et de la rugosité

Lors de l'usinage, le frottement du copeau sur la face de coupe et le retour élastique de la matière fraîchement usinée sur la face de dépouille conduisent à l'endommagement de la face de coupe (usure en cratère) et de la face de dépouille (usure en dépouille) comme indiqué en Figure 3-5. Il en résulte la formation d'un cratère sur la face de coupe caractérisé par sa profondeur maximale K_T et la distance K_M entre cette profondeur maximale et l'arête de coupe avant usinage. Sur la face de

dépouille, la distance entre le front d'usure à l'arête de coupe avant l'usinage est notée V_B . L'usure en dépouille conduit à l'apparition d'un recul de l'arête de coupe E_α (mm) défini par la relation Eq. 3-12.

$$E_\alpha = V_B \tan \alpha \quad (\text{Eq. 3-12})$$

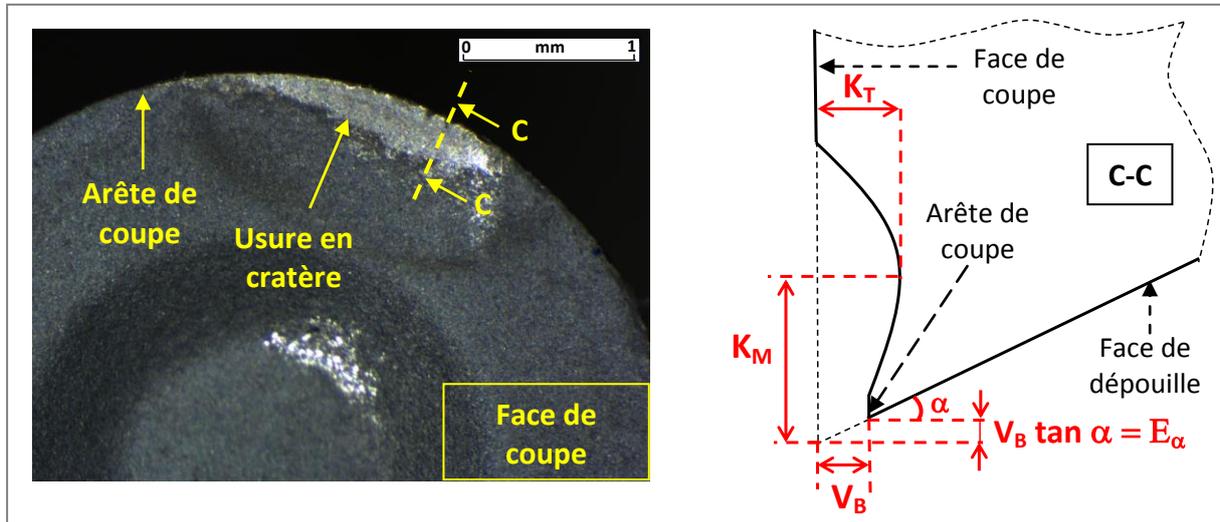


Figure 3-5 : (a.) Vue de l'usure en cratère sur la face de coupe de l'outil
 (b.) Paramètres caractéristiques des usures en cratère K_T et K_M ,
 de l'usure en dépouille V_B et du recul d'arête E_α

1.3 Contraintes thermomécaniques engendrées à la coupe

Les contraintes thermomécaniques subies par le matériau lors de la coupe sont très compliquées à mesurer ou à calculer tant les phénomènes qu'elles engendrent sont rapides et complexes. En effet, les procédés d'usinage par enlèvement de matière sont placés dans la catégorie des procédés engendrant des températures élevées, de fortes contraintes mécaniques et de grandes déformations pendant une durée très courte. Cela induit des vitesses de déformation importantes (entre 10^2 et 10^5 s^{-1}) comparées à d'autres procédés de mise en forme comme les opérations de laminage ou de forgeage à chaud montrées en Figure 3-6a. Les résultats obtenus par Gilormini [GIL82] concernant le calcul des vitesses de déformation par la méthode des éléments finis montrent qu'elles ne sont pas uniformes dans le copeau lors de l'usinage d'un acier XC10 comme l'illustre la Figure 3-6b. La vitesse de déformation peut dépasser 10^4 s^{-1} dans les trois zones de cisaillement à proximité de l'arête de coupe lors de l'usinage d'un acier AISI P20 avec un outil carbure comme le suggère la simulation en éléments finis d'Özel et Altan [OZE00] en Figure 3-7a. Les vitesses de déformation $\dot{\epsilon}$ calculées dans les trois zones de cisaillement par le modèle de Merchant [MER44] et de Gilormini [GIL82] pour différentes conditions de coupe (V_c , f), angles de cisaillement ϕ et coefficients de frottement μ entre le copeau ou la matière fraîchement usinée et l'outil peuvent atteindre 10^6 s^{-1} pour des rapports de vitesse de coupe sur avance très importants (Annexe 14). Ces valeurs de $\dot{\epsilon}$ obtenues par calcul analytique ou par simulation sont proches de celles observées lors des essais balistiques présentés au paragraphe 2.7

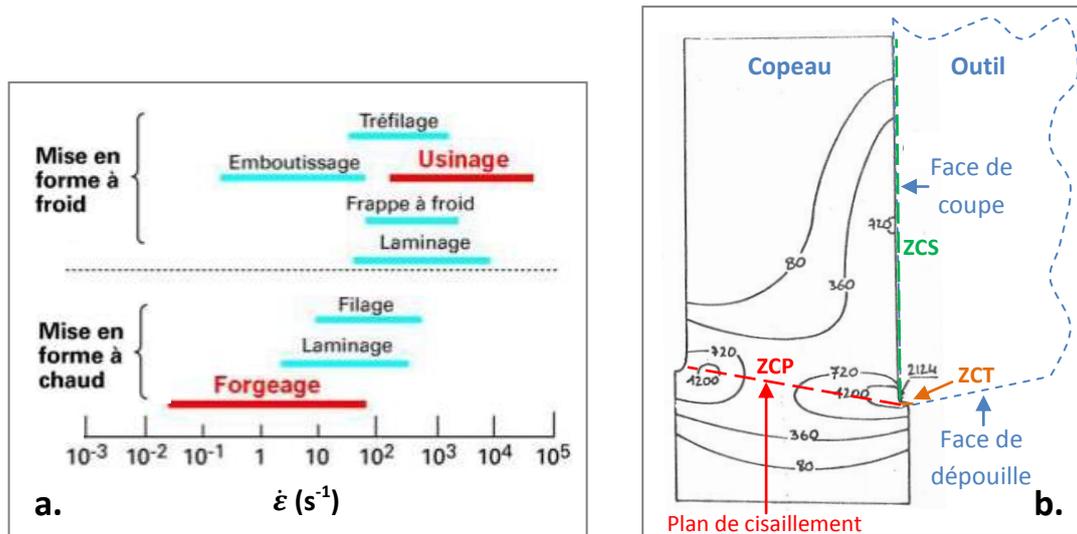


Figure 3-6 : (a.) Procédés de mise en forme et vitesses de déformation associées [BRAH10] (b.) Iso-vitesses de déformation (en s^{-1}) dans le copeau lors de l'usinage du XC10 [GIL82]

De même, les déformations plastiques ϵ dans les zones de cisaillement secondaire et tertiaire peuvent être de l'ordre de 8 (soit 800%) lors de l'usinage d'un acier AISI 1045 avec un outil carbure ($V_c = 300$ m/min, $f = 0.3$ mm/tr et $a_p = 3$ mm) comme l'indique la simulation en éléments finis effectuée par Davim et Maranhao [DAVI09] en Figure 3-7b. Ces fortes déformations coïncident avec les zones de frottement intense entre le copeau ou la matière fraîchement usinée avec l'outil de coupe. La valeur de déformation dans la zone de cisaillement primaire ne dépasse pas 4 (soit 400%) et est atteinte à proximité de l'arête de coupe. Les déformations ϵ calculées dans les zones de cisaillement primaire et secondaire par le modèle de Merchant [MER44] pour différentes conditions de coupe (V_c , f), angles de cisailment ϕ et coefficients de frottement μ entre le copeau ou la matière fraîchement usinée et l'outil sont plus faibles, allant de 66 à 115% comme répertoriées en Annexe 14. Ces valeurs de ϵ obtenues par calcul analytique ou par simulation sont proches de celles observées lors des essais balistiques présentés au paragraphe 2.7, conduisant à la formation de BCA.

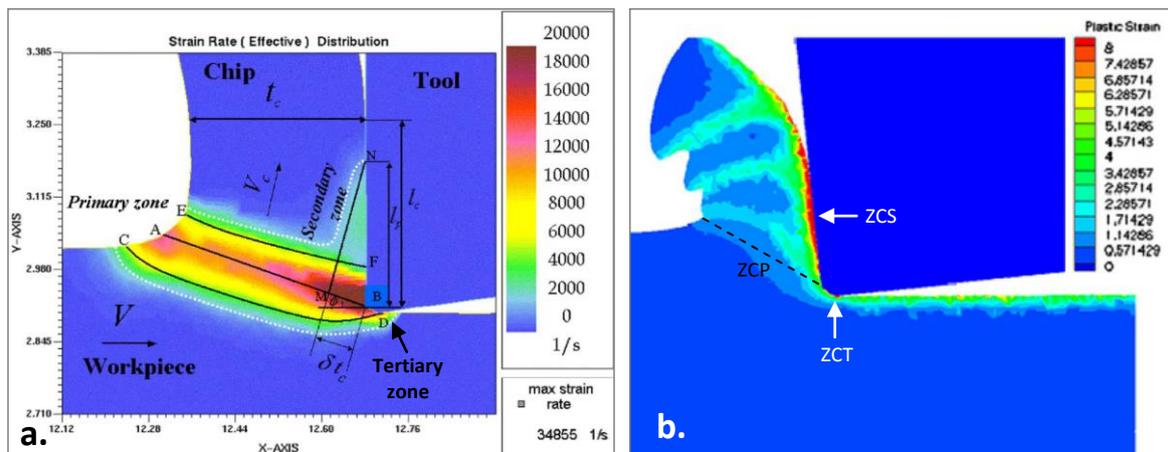


Figure 3-7 : (a.) Iso-vitesses de déformation (en s^{-1}) dans les trois zones de cisaillement lors de l'usinage d'un acier AISI P20 avec un outil carbure [OZE00] (b.) Iso-déformations dans les trois zones de cisaillement lors de l'usinage d'un acier AISI 1045 avec un outil carbure [DAVI09]

La Figure 3-8 montre la distribution des températures atteintes dans le copeau et la matière fraîchement usinée lors de la coupe orthogonale du Ti-6Al-4V obtenue par simulation en éléments finis, effectuée par Calamaz et al. [CAL09]. Les températures les plus hautes sont atteintes à l'interface entre le copeau et la face de coupe de l'outil où les frottements sont les plus intenses et dans une moindre mesure dans la bande de cisaillement primaire. Les auteurs ont aussi montré que les températures générées lors de la coupe augmentent avec la vitesse de coupe.

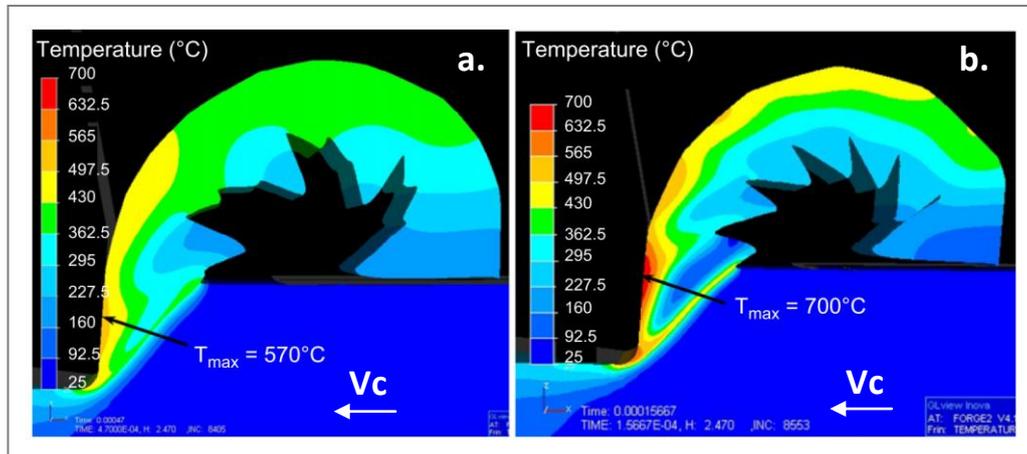


Figure 3-8 : Distribution des températures dans le copeau et dans la matière fraîchement usinée lors de la coupe orthogonale du Ti-6Al-4V à $V_c = 60$ m/min (a.) et 180 m/min (b.) [CAL09]

La Figure 3-9 présente l'évolution des températures à l'interface entre le copeau et la face de coupe (Figure 3-9a) et à l'interface entre la matière fraîchement usinée et la face de dépouille (Figure 3-9b) mesurée par Le Calvez [CALV95] avec une caméra thermique lors de l'usinage d'un acier 32CDV13 avec un outil cermet. Les températures atteintes au niveau de la face de coupe peuvent atteindre environ 1000°C à proximité de l'arête de coupe. Cette température est dix fois supérieure à celle atteinte au niveau du plan de cisaillement primaire par la matière fraîchement usinée culminant à environ 90°C .

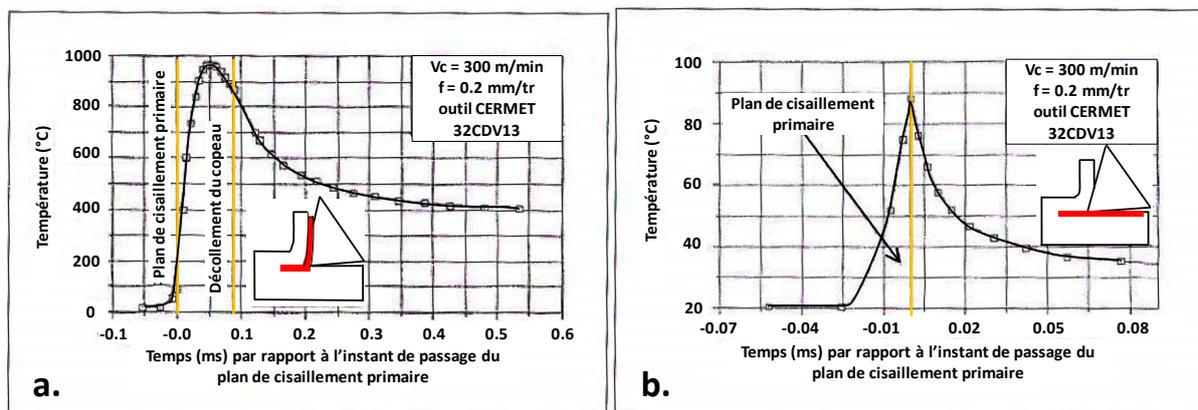


Figure 3-9 : Evolutions de la température d'un point situé sur la face frottante du copeau après usinage (a.) et d'un point situé sur la surface de la matière fraîchement usinée (b.) déterminées à l'aide d'une caméra thermique [CALV95]

Ces résultats montrent que les températures atteintes à l'interface entre le copeau et la face de coupe sont nettement supérieures à celles atteintes à l'interface entre la matière fraîchement usinée et la face de dépouille

En règle générale, les contraintes thermomécaniques générées dans la zone de cisaillement tertiaire sont très peu étudiées, les auteurs préférant se concentrer sur les zones de cisaillement primaire et secondaire et sur la formation du copeau. Plus particulièrement, l'augmentation de l'usure en dépouille et de la surface de frottement entre la matière fraîchement usinée et l'outil contribue à accroître les contraintes thermomécaniques dans la zone de cisaillement tertiaire. Il peut donc être supposé que pour des usures en dépouille conséquentes (proches du critère de rebut de l'outil, $V_B = 0.3$ mm), les vitesses de déformation, les déformations et les températures engendrées dans la matière au niveau de la ZCT sont bien plus importantes que celles identifiées sur les Figures 3-6b, 3-7, 3-8 et 3-9b.

2 Difficultés de l'usinage du titane

L'usinabilité du titane est reconnue pour être difficile : la durée de vie des outils n'est pas très importante et le bris d'outil est courant. Ceci tient aux propriétés thermomécaniques et physico-chimiques de ce matériau.

2.1 Propriétés thermomécaniques

Les propriétés thermomécaniques intrinsèques au titane impliquent que ce matériau est très difficile à usiner et va générer de fortes températures lors de la coupe. Cela va donc avoir des conséquences sur la dégradation des outils et sur la qualité de la pièce usinée. Voici dans ce qui suit différentes raisons avancées pour expliquer la mauvaise usinabilité du titane par rapport à un acier possédant une bonne usinabilité.

Le phénomène prépondérant amenant à la formation du copeau est l'adoucissement thermique du matériau dans la zone de cisaillement primaire permettant d'atteindre et dépasser plus facilement la contrainte à la rupture en cisaillement du matériau. Pour le titane, un abaissement suffisant de cette contrainte est obtenu pour des températures élevées selon Köning [KON79], contrairement à un acier, qui perd plus vite ses propriétés mécaniques en cisaillement dès que la température augmente. La Figure 3-10 présente une décroissance des caractéristiques mécaniques en traction du Ti-6Al-4V avec l'élévation de la température par rapport à un acier 35NiCrMo4, un alliage base nickel (Inconel 718) et une céramique Si_3N_4 .

Ainsi, il faut atteindre des températures importantes pour abaisser les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V et l'usiner correctement. Par contre, ces importantes températures contribuent aussi à abaisser les caractéristiques mécaniques du matériau usinant ce qui a pour effet de diminuer sensiblement la durée de vie de l'outil.

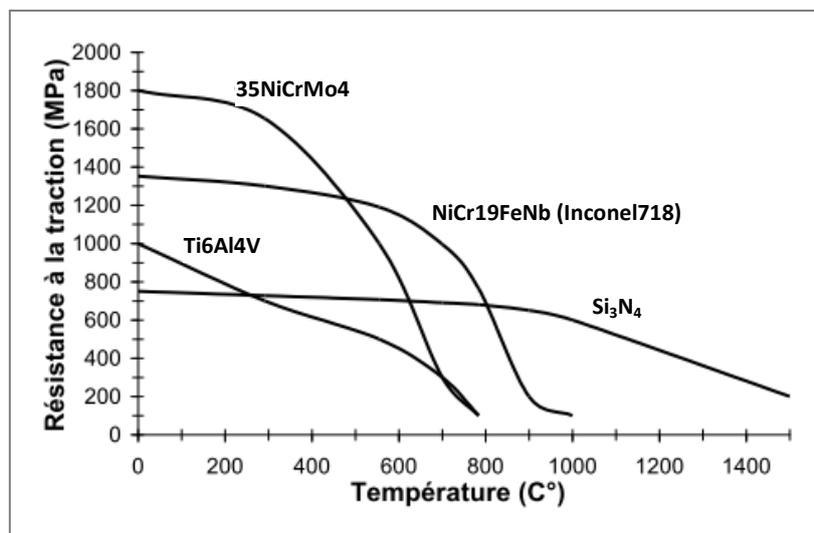


Figure 3-10 : Evolution de la résistance mécanique à la traction en fonction de la température d'essai pour différents matériaux [MAL01]

Lors de l'usinage du titane, l'angle de cisaillement ϕ est important [KIR76]. Ainsi, la surface de contact outil/copeau va être très faible. Cela implique que l'outil va subir des contraintes thermomécaniques très importantes aux conséquences multiples :

- La première problématique est mécanique. En effet, sachant que la surface de contact outil/copeau est faible, la contrainte mécanique appliquée sur la surface de coupe de l'outil par le copeau est grande.
- La deuxième problématique est thermique. La zone de contact entre l'outil et le copeau dans la bande de cisaillement secondaire étant faible, toute la quantité de chaleur générée par la coupe va être localisée sur une faible surface. Il en résulte alors une très forte température dans la zone de frottement sur la face de coupe de l'outil ainsi que la génération rapide d'une usure en cratère importante.

L'angle de cisaillement important lors de l'usinage des alliages de titane explique en partie les faibles durées de vie d'outil pendant l'usinage. Ce problème peut être en partie minimisé par le choix de valeurs de profondeur de passe et d'avance adaptées.

Rappelons que le titane est un matériau à très faible conductivité thermique. Lors de l'usinage, la matière ne va donc pas pouvoir recevoir un flux thermique ϕ (W) important car les calories ne pourront pas diffuser profondément dans le matériau. Pour ces mêmes raisons, le copeau ne pourra pas emmagasiner une importante quantité de chaleur. Le flux va alors être principalement emmagasiné par l'outil : la Figure 3-11 compare, entre autres, la proportion de chaleur emmagasinée par le copeau et par l'outil lors de l'usinage d'un acier et d'un Ti-6Al-4V avec un outil carbure (K10, K20), selon les travaux de Koning [KON79]. Dans le cas de l'alliage de titane, seul 20% de la chaleur est évacué par le copeau contre 50% dans l'acier Ck45.

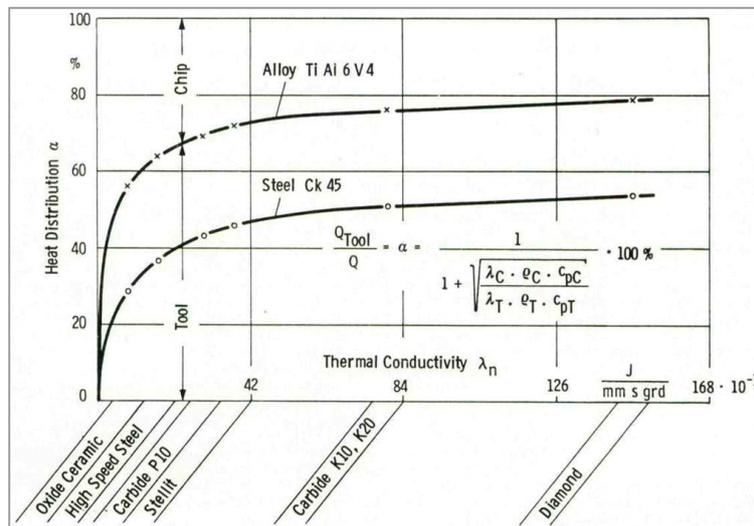


Figure 3-11 : Répartition de la chaleur dissipée par l'outil et le copeau lors de l'usinage du Ti-6Al-4V et de l'acier Ck45 pour différentes natures d'outil [KON79]

Lors du tournage à sec d'un alliage de titane Ti-6Al-6V-2Sn avec une plaquette carbure (K10), les températures à la pointe de l'outil peuvent atteindre voire dépasser 1000°C selon les paramètres de coupe utilisés, comme le présente la Figure 3-12 établie par Kitagawa et al. [KIT97]. Il n'est donc pas surprenant que les dégradations subies par la matière et par l'outil puissent être importantes.

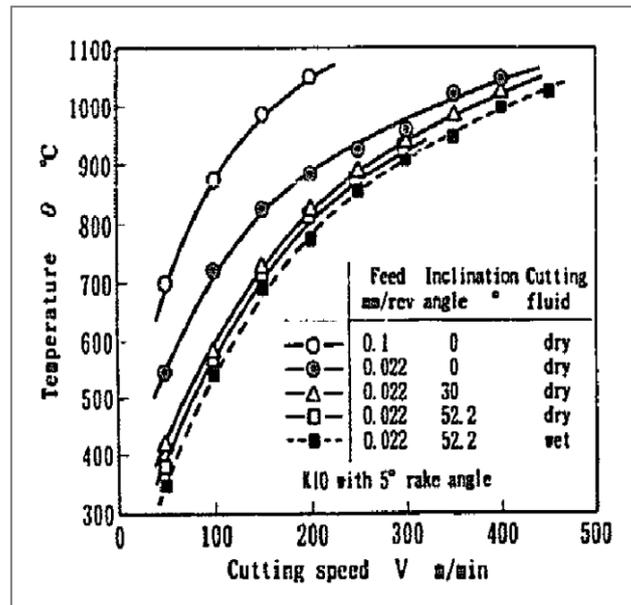


Figure 3-12 : Températures atteintes à la pointe d'un outil carbure (K10) lors du tournage à sec d'un alliage de titane Ti-6Al-6V-2Sn [KIT97]

Cette réduction de la durée de vie de l'outil devient encore plus drastique pour de hauts débits de copeaux. Aussi, de faibles vitesses d'avance V_f associées à de grandes profondeurs de passe a_p , sont communément utilisées pour l'usinage des alliages de titane. Cette profondeur de coupe élevée est utilisée pour d'une part compenser la faible vitesse d'avance et d'autre part avoir la certitude qu'à chaque coupe successive, la couche écrouie est retirée.

La dernière caractéristique du titane préjudiciable pour l'usinage est la faible valeur de son module d'Young, E . Lors de l'usinage, la matière qui vient juste d'être usinée subit un retour élastique qui est d'autant plus fort que le module d'Young est faible et que la limite d'élasticité, $\sigma_{y0.2\%}$, est grande.

Etant donné que le module d'Young du TA6V est bien plus faible que celui d'un acier, le retour élastique des alliages de titane à contrainte mécanique équivalente est plus important et leur frottement sur la face de dépouille de l'outil s'en trouve exacerbé. Cela implique une usure en dépouille de l'outil plus rapide lors de l'usinage du TA6V que lors de celui de l'acier.

2.2 Propriétés physico-chimiques et réactivité chimique

Le titane est un matériau très avide en oxygène, azote ou encore carbone contenus dans l'air. Cependant, la diffusion de ces éléments est limitée aux basses températures. Le titane commence à avoir une forte réactivité avec ces éléments chimiques aux températures élevées, selon Sorby et al. [SOR03]. En règle générale, la diffusion intervient à partir de $T_f/2$. Au-delà de cette température, le titane va pouvoir alors former des couches dures (TiO_2 , TiC , TiN) comme lors des opérations de forgeage à chaud.

De plus, lors de l'usinage, le titane réagit avec les carbures cémentés et leurs revêtements. Cette forte réactivité du Ti-6Al-4V avec les carbures cémentés se matérialise sous la forme de collage de matière et de dissolution du WC-Co dans les zones de cisaillement à la surface de l'outil. Ces

phénomènes physico-chimiques contribuent à la fragilisation de l'outil voire à l'effondrement de l'arête de coupe. Aussi, l'usinage des alliages de titane demande une lubrification efficace par l'emploi d'un haut débit de lubrifiant afin de fragmenter le copeau, de diminuer la longueur de frottement du copeau sur la surface de l'outil et limiter la température de l'outil, permettant ainsi d'éviter le collage de copeau sur la face de coupe.

2.3 Bilan

En résumé, ci-après l'énumération des propriétés mécaniques et physico-chimiques du titane à l'origine d'une dégradation de l'usinage par une accélération de l'usure de l'outil amenant à la création de possibles défauts dans la matière usinée :

- Importante résistance mécanique jusqu'à de hautes températures
- Angle de cisaillement très important (pouvant être minimisé par un choix approprié des conditions d'usinage)
- Faible conductivité thermique
- Module d'Young faible
- Limite d'élasticité élevée
- Forte réactivité avec les éléments chimiques de l'air, les carbures cémentés et leurs revêtements.

C'est parmi ces propriétés du matériau qu'il faudra chercher lorsque des explications (phénomènes physiques) devront être avancées concernant les interactions entre l'outil et la matière.

3 Anomalies et intégrité matière

3.1 Définition

La notion d'intégrité matière est bien souvent compliquée à définir. Dans le milieu industriel, le matériau de base avant toute opération de mise en forme (usinage compris) est considéré comme intègre après que ses caractéristiques thermomécaniques à réception aient démontré que, sous certaines conditions, le matériau livré convenait à l'application voulue.

La matière usinée devient alors non intègre lorsque ses caractéristiques thermomécaniques varient et ne conviennent plus à l'application souhaitée. La notion d'intégrité matière est donc une notion binaire : soit le matériau usiné convient pour l'application désirée et l'intégrité matière est acceptable, soit il n'est pas utilisable en l'état et l'intégrité matière est non acceptable.

Selon Perrin [PER07], dans le cadre du projet européen ManHIRP, l'intégrité d'une surface usinée est définie en partie à travers des écarts vis-à-vis :

- de la qualité topographique (rugosité) et géométrique de la surface usinée
- de la qualité métallurgique des couches superficielles et des sous-couches du matériau
- de la qualité mécanique de la surface usinée (présence de contraintes résiduelles générées par la coupe)

L'intégrité de la matière usinée comprend donc des variations métallurgiques par rapport au matériau de base convenant à l'application voulue. Ces changements microstructuraux, au même titre que la dégradation de la qualité géométrique de la surface, vont être appelés anomalies ou défauts.

Il est possible de détecter, de classer, de qualifier et de quantifier les anomalies comme signalé par Perrin [PER07] dans le cadre du perçage de l'Inconel 718. L'intégrité matière prendra tout son sens après que chaque classe d'anomalie ait été testée mécaniquement. L'abattement des propriétés mécaniques observé par rapport à une courbe de référence définira si l'intégrité matière est acceptable ou non.

Dans le cadre de cette thèse, il conviendrait de comparer les courbes de fatigue obtenues pour chaque classe d'anomalies avec la courbe de fatigue du matériau sain. Ceci revient à comparer les courbes de fatigue du matériau usiné avec les courbes de fatigue permettant au Bureau d'Etudes de la Snecma de dimensionner leurs pièces.

Pour résumer, l'intégrité matière d'une pièce sera dite acceptable si les défauts générés lors de l'usinage n'ont pas amené la durée de vie de ce matériau à être inférieure à celle du matériau utilisé par la Snecma pour le dimensionnement de leurs pièces.

C'est pourquoi, l'identification des anomalies et la caractérisation de leur nocivité vis-à-vis de la tenue en fatigue des pièces vont être étudiées dans le paragraphe suivant. L'objectif est de connaître quel type d'anomalies va conduire à un abattement significatif de la durée de vie en fatigue pour que l'intégrité matière (IM) soit non acceptable (NA).

3.2 Anomalies géométrique et métallurgique

Comme observé précédemment, l'intégrité matière acceptable (IMA) ou non acceptable (IMNA) n'a de sens qu'après avoir pratiqué un chargement représentatif de ce que la pièce usinée va devoir subir en fonctionnement. Il est alors pertinent de savoir quelles sont les anomalies qui peuvent amener à des abattements en fatigue importants.

Le rapport écrit par Fox [FOX02] dans le cadre du projet européen ManHIRP présente une liste d'anomalies pour certains matériaux aéronautiques conduisant à un possible abattement en fatigue. Celui-ci regroupe les anomalies dites géométriques concernant les défauts liés à la surface usinée et les anomalies métallurgiques produites dans les sous-couches du matériau.

Anomalies géométriques

- Arrachement : cavité en surface du matériau provenant de grains enlevés mécaniquement
- Couche écroûie : couche de matière laminée ou matée par l'outil suite à de fortes sollicitations thermomécaniques. Il n'est considéré ici que la plastification des aspérités de surface (par exemple : matage de crêtes). L'apport externe de matière (copeaux) n'est ici pas considéré.
- Repli : matière plastifiée ayant subi des sollicitations thermomécaniques importantes conduisant à la formation d'un pli ou d'un bourrelet en surface du matériau usiné.
- Fissuration : discontinuités linéaires en surface (formation de fissures ou de criques).
- Sillons (rugosité de surface) : ondulations périodiques (stries d'usinage) ou non périodiques (broutage) de la matière en surface par rapport à une ligne moyenne. Ces ondulations sont liées à des vibrations ou déviations de l'outil vis-à-vis de la surface idéalement lisse.
- Collage de copeaux : soudage de copeaux isolés à la surface de la matière usinée.
- Bavures : matière déformée par l'outil en sortie de pièce à la fin de l'usinage, amenant à une perte de la qualité géométrique de la surface usinée.
- Recouvrement : matière externe, provenant de copeaux, fortement plastifiée et tartinée sur la surface du matériau fraîchement usiné.
- Insertion de matériaux étrangers : matériaux enfoncés dans la matière usinée (bris d'outil, copeaux enfoncés,..)
- Coloration (oxydation continue) : différence de couleurs observées sur une zone consécutrice de la surface usinée due à une forte élévation de la température.
- Oxydation localisée : formation localisée d'oxydes amenant à des protubérances à la surface du matériau usiné (oxydation préférentielle de carbures,...).

Anomalies métallurgiques

Ces anomalies non géométriques vont être classées en deux catégories selon que le changement métallurgique est lié aux seules conditions thermomécaniques induites par la coupe ou à la diffusion d'éléments extérieurs (huile de coupe, atmosphère ambiante,...).

- Evolution microstructurale : changement de phases («couche blanche» pour les aciers) et de la proportion de phases, changement de la taille de grains, déformation des grains..., résultant de la formation d'une bande de matière cisailée (BMC) et d'une zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM).
- Contamination : changement de composition chimique en sous-couches (O₂, N₂, H₂).

4 Anomalies et abattement en fatigue

Lorsqu'un matériau est sollicité en fatigue, deux phases distinctes déterminent la durée de vie du matériau. La première est la phase d'amorçage amenant à l'apparition d'une amorce de fissure et la seconde est la phase de propagation de cette fissure amenant à la rupture du matériau. Dans ce paragraphe, il est étudié l'impact des anomalies sur l'abattement en fatigue.

4.1 Anomalies géométriques

La phase la plus longue en nombre de cycles lors d'un essai de fatigue est la phase d'amorçage. C'est pourquoi, un abattement en fatigue important implique nécessairement une réduction conséquente de cette phase d'amorçage par la présence d'une anomalie en surface du matériau.

Novovic [NOV04] explique que des défauts de type géométrique, concernant la rugosité de la surface usinée était à l'origine de l'amorce de rupture. En effet, dès les années 20, Thomas [THO23], Noll [NOL48] puis Fluck [FLU51] annoncent que l'abattement en fatigue dans les aciers alliés et non alliés dépend en grande partie de la rugosité définie par Ra.

Siebel et Gaier [SIE57], trouvent que le paramètre le plus pertinent pour caractériser la durée de vie en fatigue des aciers est la hauteur de strie la plus grande de la surface usinée mesurée par Rt. Selon le type de matériau, il existe une valeur de Rt au delà de laquelle, la limite d'endurance en fatigue décroît fortement comme l'indique la Figure 3-13a. De plus, Siebel et Gaier [SIE57] affirment que l'influence de cette rugosité sur la tenue en fatigue de différents aciers peut être annihilée par des traitements thermiques ou mécaniques produisant des contraintes résiduelles de compression ou conduisant à leur complète relaxation (contraintes résiduelles nulles).

Koster et Field [KOS73], montrent que la limite d'endurance en fatigue d'éprouvettes en TA6V usinées par différents procédés (rectification, polissage et fraisage) est faiblement dépendante de la rugosité, mais par contre est fortement dépendante des conditions de coupe sévères utilisées et de l'altération de la matière associée. La Figure 3-13b permet d'illustrer cette tendance.

El-Elieby et al. [ELH80] donnent une explication et un sens au terme « altération » utilisé par Koster et Field. El-Elieby explique que la température atteinte lors de l'opération de rectification d'aciers induit des contraintes résiduelles de traction dans la matière. Ces pièces rectifiées ont donc des durées de vie en fatigue moins importantes que ces mêmes pièces usinées par un autre moyen de finition malgré un meilleur état de surface obtenu par rectification.

Mantle et Aspinwall [MAN97] et Sharman et al. [SHA01] arrivent aux mêmes conclusions que El-Elieby sur le Ti-45Al comme le montrent respectivement la Figure 3-14 et la Figure 3-15. En effet, ils remarquent que la durée de vie en fatigue est beaucoup plus importante pour des éprouvettes obtenues par le procédé de tournage avec différentes conditions de coupe classiques que par celles obtenues par polissage, usinage électrochimique (ECM) et texturation par électroérosion à faible et forte énergie (respectivement EDT-L et EDT-H) qui conduisent pourtant à des meilleurs états de surface. Un tel résultat s'explique par le fait que le tournage induit des contraintes résiduelles de compression lors de l'usinage du Ti-45Al alors que les autres opérations induisent des contraintes résiduelles nulles voire de traction.

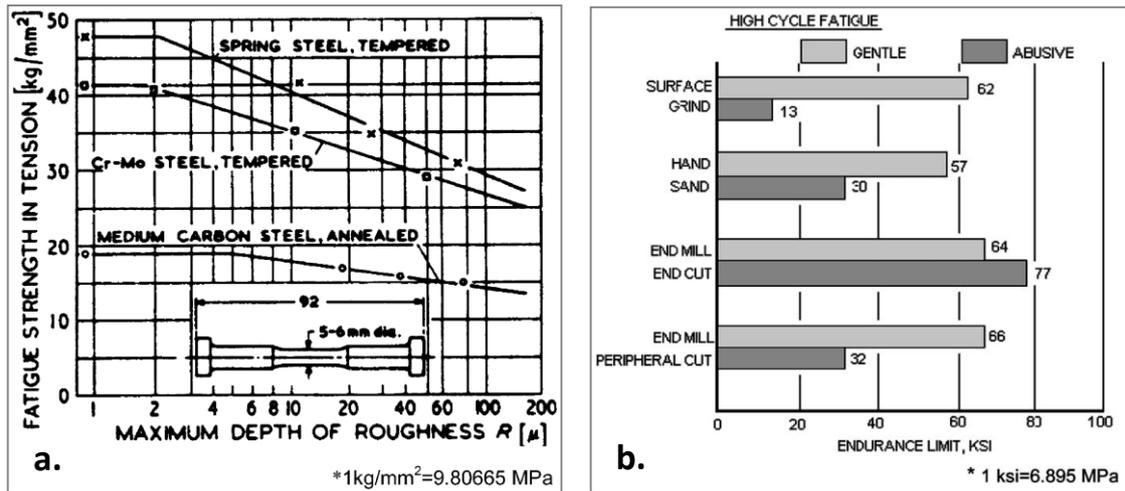


Figure 3-13 : (a.) Limite d'endurance de fatigue (en contrainte) en fonction de la profondeur maximale de la rugosité pour différents aciers [SIE57]
 (b.) Limite d'endurance en fatigue du TA6V selon la sévérité (normale ou extrême) des conditions de coupe pour les procédés de rectification, de polissage à la main et de fraisage en bout et en roulant [KOS73]

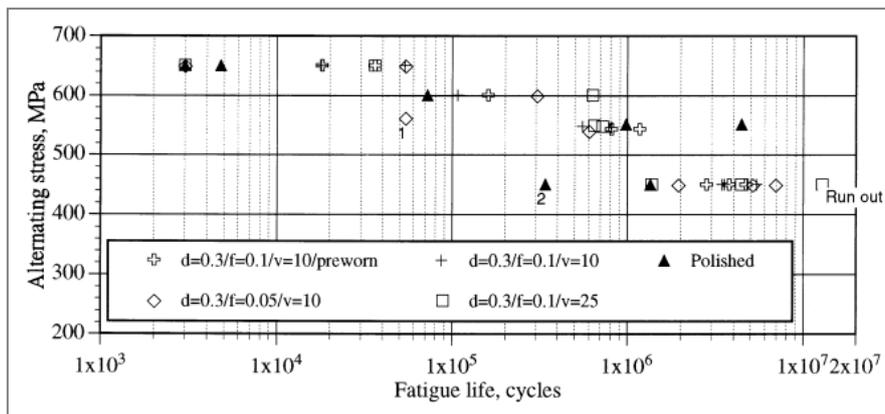


Figure 3-14 : Courbes SN réalisées avec des éprouvettes en Ti-45Al obtenues par tournage et polissage lors d'essais de flexion rotative [MAN97]

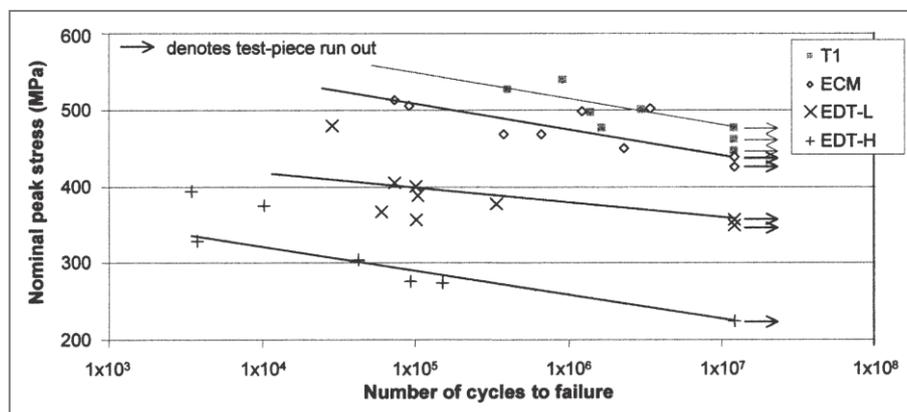


Figure 3-15 : Courbes SN ($R_\sigma = 0,1$) réalisées avec des éprouvettes en Ti-45Al obtenues par tournage, usinage électrochimique (ECM) et électroérosion à faible et forte énergie (EDT-L et EDT-H) [SHA01]

Lors du projet RoMan Snecma, Dessoly [DES06] identifie à la suite des essais de fatigue sur éprouvettes en TA6V tournées pour des conditions de coupe classiques sous lubrification haute pression ($V_c = 80$ et 180 m/min, $f = 0.05$ et 0.5 mm/tr et $a_p = 0.7$ mm), que l'amorce de rupture n'apparaît pas forcément en surface mais parfois en sous-couche quel que soit l'état de surface de l'éprouvette.

La Figure 3-16 présente les résultats des travaux réalisés par Wagner [WAG99], lors d'une étude sur le grenailage d'éprouvettes en alliage de titane montrant que l'amorce est interne et provient des contraintes résiduelles de traction en sous-couche. En effet, puisque tout matériau doit être en équilibre mécanique, si la matière subit des contraintes de compression en surface, des contraintes de traction apparaissent en sous-couche sur une certaine profondeur. Si les sous-couches sont trop fortement en traction, une amorce de rupture interne peut être observée. Le tournage du TA6V est reconnu pour induire de fortes contraintes résiduelles de compression. Ainsi, une amorce de rupture interne durant l'essai de fatigue peut se produire comme pour le grenailage.

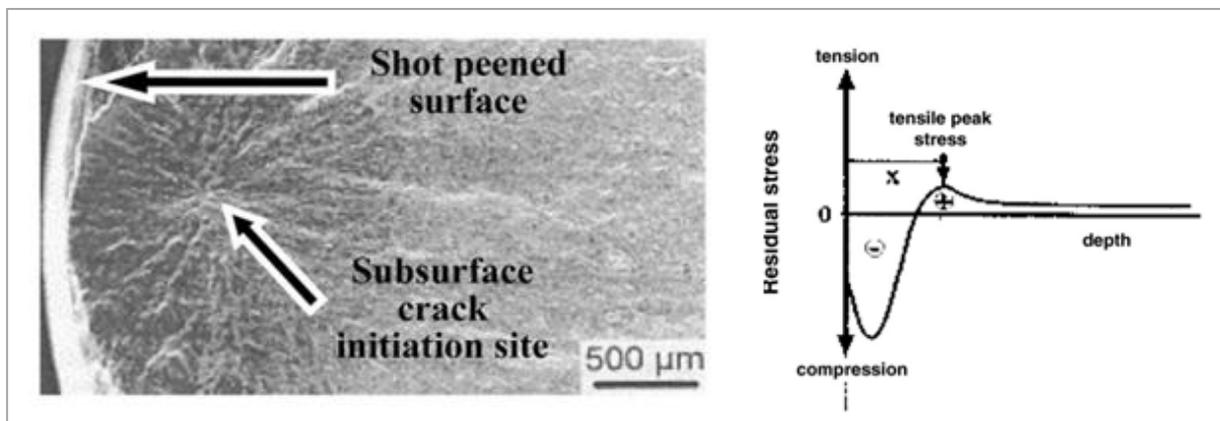


Figure 3-16 : Amorce de rupture interne dans un alliage de titane grenailé [WAG99]

Brunet [BRU91] montre que quelles que soient l'intensité et la profondeur des contraintes résiduelles de compression engendrées lors du tournage du TA6V, il n'existe pas de corrélation apparente entre les contraintes résiduelles et la durée de vie.

Les travaux réalisés par Feist [FEI05] dans le cadre du projet européen ManHIRP sur le tournage du Ti-6Al-4V ont concerné l'abatement en fatigue d'éprouvettes de flexion 4 points sur lesquelles des défauts avaient été essentiellement simulés. La Figure 3-17a montre le dispositif expérimental afin de simuler un bris d'outil par enfoncement mécanique de grains de carbure cémenté WC-Co à la surface d'éprouvettes parallélépipédiques entraînant la formation de bandes de cisaillement adiabatique dans le Ti-6Al-4V. Le défaut de recouvrement ou de tartinage de matière a été, quant à lui, produit en faisant talonner la face de dépouille d'un outil sur la surface préalablement usinée de l'éprouvette : la matière est alors arrachée, redéposée et tartinée sur la surface usinée. Les résultats des essais de fatigue présentés en Figure 3-17b et 3-17c montrent que ces deux types d'anomalie induisent des tenues en fatigue plus faibles d'une décade par rapport à des éprouvettes sans défaut dites de référence.

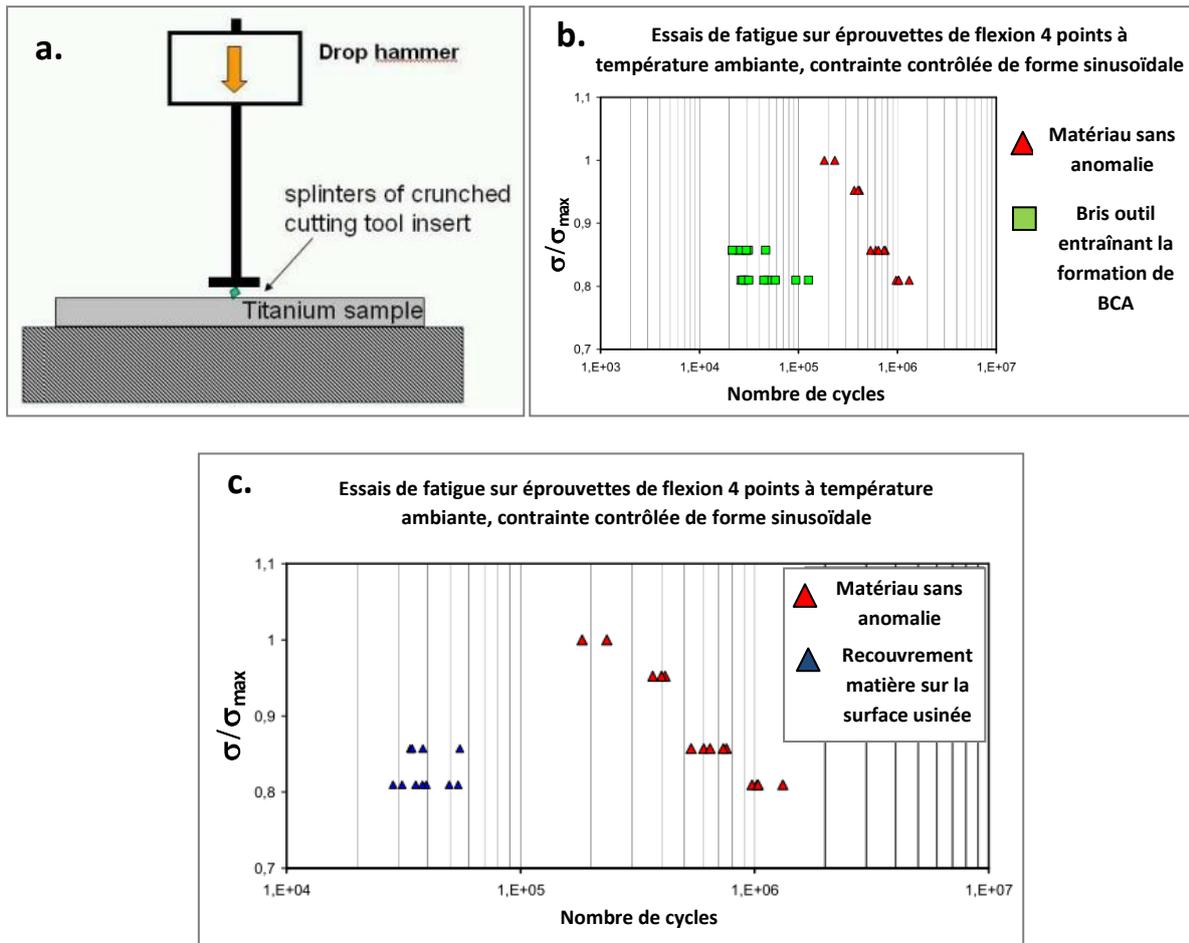


Figure 3-17 : (a.) Méthode de simulation d'un bris d'outil dans la matière (b.) Courbes SN réalisées avec des éprouvettes en TA6V sans défaut et avec des défauts simulés de bris d'outil (c.) Courbes SN réalisées avec des éprouvettes en TA6V sans défaut et avec des défauts simulés de recouvrement de matière à la surface usinée [FEI05]

4.2 Anomalies métallurgiques

Les anomalies non géométriques sont par définition des anomalies qui sont aussi bien générées en surface qu'en sous-couche mais pour lesquelles l'effet thermomécanique engendré lors d'un procédé de fabrication s'accompagne d'un changement métallurgique et/ou d'un changement de composition (contamination,...)

Lors d'une étude concernant l'impact de l'environnement sur les mécanismes d'endommagement en fatigue de l'alliage de titane IMI 834 (soit le Ti-6Al-4V), Biallas [BIA05] montre que les couches superficielles du matériau étudié s'enrichissent très fortement en oxygène et en hydrogène à haute température sous un environnement de vapeur d'eau comme l'indique la Figure 3-18. A 600°C, l'oxygène emmagasiné favorise de façon prépondérante l'apparition d'une amorce de rupture dans les sous-couches du matériau. Ceci contribue à un abattement en fatigue conséquent par rapport à des essais où l'environnement n'a pas favorisé la formation d'une couche enrichie en oxygène. A 400°C, les conclusions sont les mêmes, exceptées que ce sont les hydrures qui ont facilité l'apparition d'une amorce de rupture.

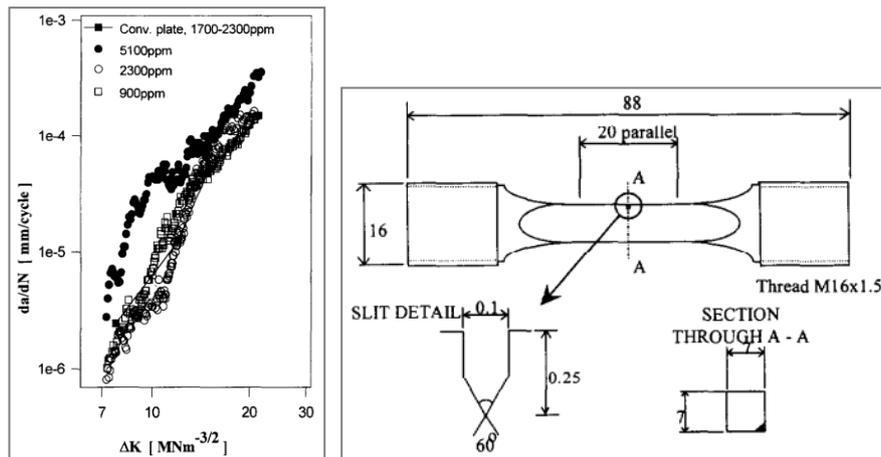


Figure 3-18 : Vitesse de propagation d'une fissure en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes pour des éprouvettes pré-fissurées en Ti-6Al-4V et artificiellement contaminées en oxygène [BIA05]

L'enrichissement du titane en oxygène n'affecte pas seulement la rapidité de la phase d'amorçage mais aussi celle de la phase de propagation. Bache [BAC97] montre lors d'essais de fissuration en fatigue à température ambiante que plus les éprouvettes pré-fissurées en TA6V sont enrichies en oxygène et plus la vitesse de propagation de la fissure est importante.

Lors du projet européen ManHIRP, concernant l'étude sur le tournage du TA6V [FEI05], la combinaison de défauts simulés la plus préjudiciable vis-à-vis de l'intégrité matière est présentée sur la Figure 3-19a. Cette anomalie a été obtenue en faisant frotter la face de dépouille d'un outil sur des copeaux placés sur la surface préalablement usinée de l'éprouvette : les copeaux se soudent alors et se mélangent à la surface à la suite de la pression exercée par l'outil. Il en résulte des défauts non géométriques caractérisés par une couche à grains déformés dans les sous-couches adjacentes à une « couche blanche ». De même, des défauts géométriques de type fissuration ont été générés (Figure 3-19b). L'abattement en fatigue généré par cette association de défauts est d'environ de deux décades par rapport au matériau sans anomalie comme illustré en Figure 3-19c.

Perrin [PER07] montre que lors du perçage de l'Inconel 718, le copeau enfoncé et isolé (CCI) dans la matière, présenté sur la Figure 3-20a, est le défaut le plus pénalisant pour la tenue en fatigue d'une pièce. En effet, cet enfoncement s'est produit suite à des sollicitations thermomécaniques lors de la coupe, donnant naissance à des défauts de type bande de matière cisailée (BMC) et/ou zone affectée thermomécaniquement (ZATM), rendant les sous-couches beaucoup moins dures que le copeau. La Figure 3-20b permet de noter que l'abattement en fatigue d'une combinaison de défauts (Trou CCI + BMC et Trou CCI + BMC + ZATM) est très important par rapport à un trou de référence sans anomalie particulière (Trou de type COM) dès le moment où l'amorçage a lieu à partir du défaut géométrique (CCI). Ainsi, une combinaison d'anomalies peut amener à un abattement en fatigue important.

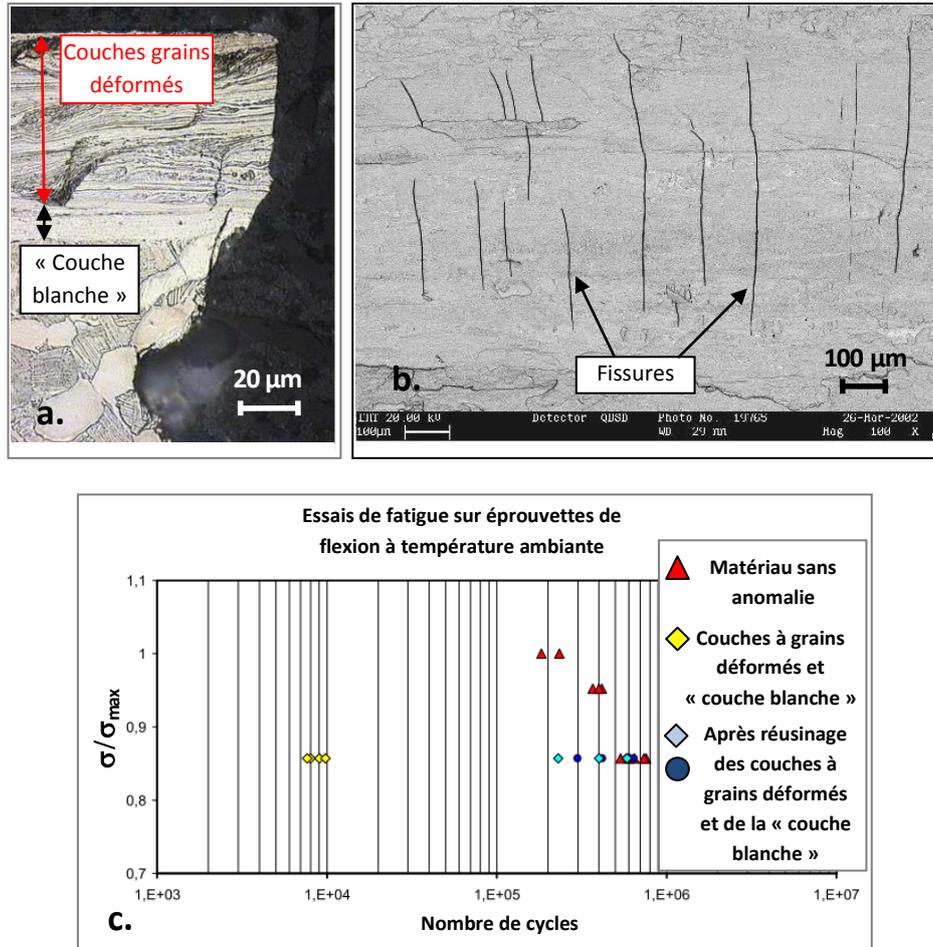


Figure 3-19 : (a.) Association de défauts de type couches à grains déformées et « couches blanches » dans les sous-couches de la surface frottée (b.) Défauts de type fissuration sur la surface de l'éprouvette en Ti-6Al-4V (c.) Courbes SN réalisées avec des éprouvettes en Ti-6Al-4V sans défaut et avec une association de défauts constitués de couches à grains déformés et « couches blanches » [FEI05]

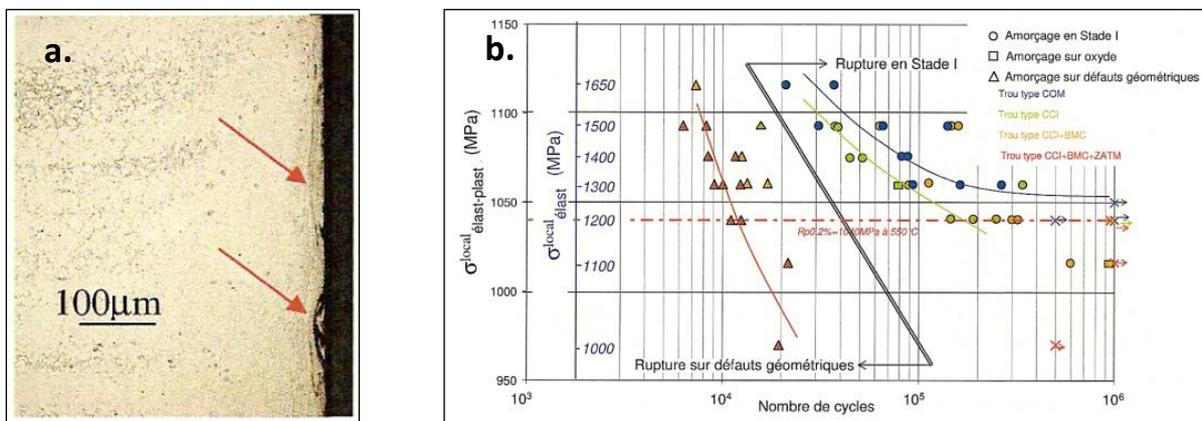


Figure 3-20 : (a.) Défauts de type « copeaux enfoncés » dans les sous-couches d'un Inconel 718 dont la dureté a été réduite par les contraintes thermomécaniques générés lors de la coupe (b.) Courbe SN réalisée avec des éprouvettes Inconel 718 sans défaut particulier (trou de type COM), avec des combinaisons de défauts de type CCI, CCI + BMC et CCI + BMC + ZATM [PER07]

4.3 Bilan

L'étude entre anomalies géométriques et durée de vie en fatigue a permis de montrer que l'état de surface est considéré comme un critère pertinent dès l'instant où les contraintes résiduelles sont négligeables. L'état de contraintes résiduelles semble être le facteur le plus pertinent vis-à-vis de la tenue en fatigue des pièces. L'amorçage de la rupture a alors lieu dans la zone de traction en surface ou en sous-couche selon le type de procédé d'usinage utilisé. Il a été toutefois démontré qu'il n'y a pas de corrélation simple entre les contraintes résiduelles et la durée de vie en fatigue. Enfin, le bris d'outil reste un défaut géométrique fort pénalisant pour la durée de vie en fatigue.

L'étude entre anomalies non géométriques et durée de vie en fatigue, a permis de mettre en évidence que certains défauts ou combinaisons de défauts sont très pénalisants vis-à-vis de la tenue en fatigue de pièces. Maintenant qu'il a été souligné que certaines anomalies ou combinaisons d'anomalies pouvaient conduire à des abattements en fatigue significatifs, il faut pouvoir détecter les défauts générés lors de l'usinage du Ti-6Al-4V.

5 Anomalies générées pendant l'usinage

Dans les paragraphes précédents, des anomalies générées sur tout type de matériau et par différents procédés de mise en forme conduisant à des abattements en fatigue non négligeables ont été identifiées. L'objectif ici est de savoir si ces défauts peuvent être générés dans le Ti-6Al-4V, et en particulier, par une opération de tournage.

Le tournage étant un procédé d'usinage de type continu tout comme le perçage, il semble tout aussi pertinent d'étudier dans le paragraphe qui suit les anomalies générées en perçage dans le Ti-6Al-4V.

5.1 Anomalies géométriques

Ezugwu [EZU07] s'est intéressé aux défauts générés sur des surfaces tournées en Ti-6Al-4V avec un outil diamant sous lubrification conventionnelle (débit de 2.7 l/min) et haute pression (débit de 18.5 l/min, pression de 110 bars) et (débit de 24 l/min et pression de 203 bars). Ces défauts sont présentés sur la Figure 3-21.

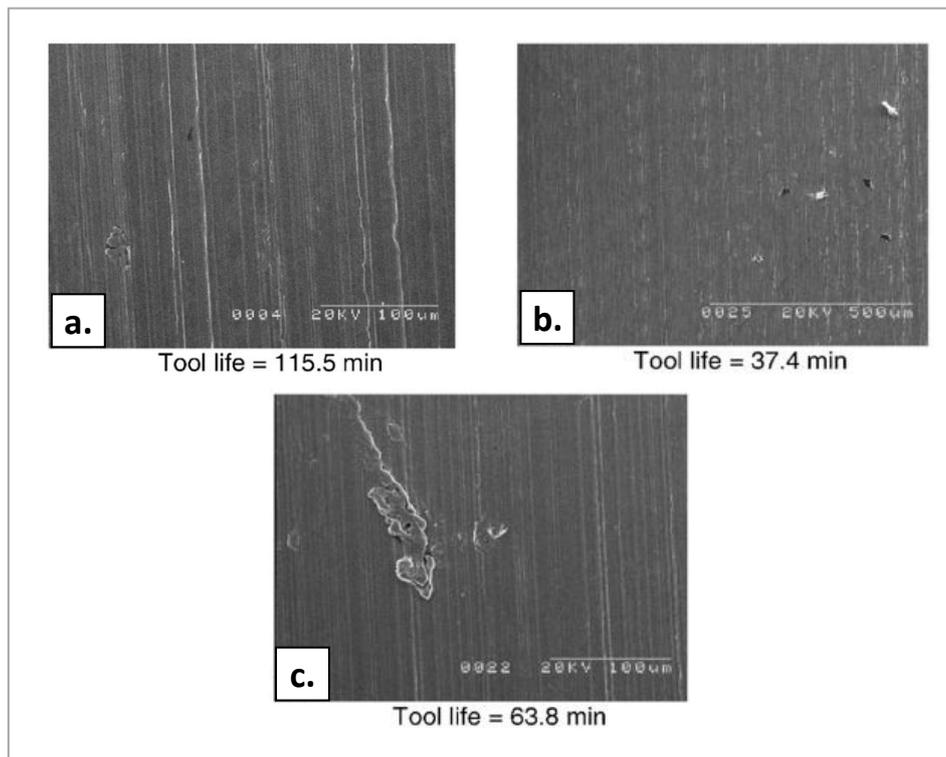


Figure 3-21 : (a.) Matage de la surface fraîchement usinée par la face de dépouille de l'outil pour une vitesse de coupe de 175 m/min et une pression de 203 bars après 115.5 minutes d'usinage
 (b.) Micro-cavités sur la surface usinée pour une vitesse de coupe de 200 m/min et une pression de 110 bars après 37.4 minutes d'usinage
 (c.) Copeaux collés isolés (CCI) sur la surface usinée pour une vitesse de coupe de 175 m/min et une pression de 110 bars après 63.8 minutes d'usinage [EZU07]

Les conditions de coupe testées sont les suivantes :

- Avance (f) = 0.15 mm/tr
- Profondeur de passe (a_p) = 0.5 mm
- Vitesse de coupe (V_c) = 175, 200, 230 et 250 m/min

Selon l'auteur, les principales anomalies observées sur les surfaces usinées sont :

- Des marques laissées par la face de dépouille de l'outil sur la matière (Figure 3-21a) attribuées à la déformation plastique par matage de la matière lors de la coupe.
- Des micro-cavités (Figure 3-21b)
- Des copeaux collés isolés et adhérents (Figure 3-21c) à la surface de la pièce.

5.2 Anomalies non géométriques

Dans le cadre des anomalies non géométriques, deux cas de figure ont été distingués : les essais d'usinage réalisés avec des conditions de coupe classiques et avec des conditions de coupe sévères (sur-vitesse de coupe, sur-avance, usure importante de l'outil et usinage sans lubrification).

Conditions de coupe conventionnelles

Les conditions de coupe dites conventionnelles sont celles dont les paramètres d'usinage sont utilisés de façon usuelle afin d'obtenir des durées de vie d'outil les plus importantes possibles. Tous les essais qui vont être décrits dans cette partie ont été réalisés avec des outils neufs sur des temps très courts. Ceci implique que les usures d'outils peuvent être considérées comme faibles.

Grosbois [GRO07] a réalisé des essais de tournage sur du Ti-6Al-4V sous lubrification conventionnelle avec deux nuances d'outils PCD. Deux conditions de coupe conventionnelles ont été testées pour chaque outil : $V_c = 150$ m/min, $f = 0.3$ mm/tr et $a_p = 0.3$ mm ou 0.5 mm. La principale anomalie obtenue lors de ces usinages est une faible déformation plastique de la sous-couche sur une profondeur inférieure à $2 \mu\text{m}$ (Figure 3-22a). Ezugwu [EZU07] a testé, lors du tournage du Ti-6Al-4V sous lubrification conventionnelle ou haute pression avec un outil PCD, les conditions de coupe plus sévères suivantes : $f = 0.15$ mm/tr, $a_p = 0.5$ mm et $V_c = 175, 200, 230$ et 250 m/min. Il observe comme Grosbois [GRO07] que les sous-couches les plus proches de la surface usinée subissent un faible écrouissage pour les conditions de coupe les moins sévères quel que soit le type de lubrification (Figure 3-22b).

Pour des essais dans des conditions de coupe classiques avec peu d'usure d'outil de type PCD, il n'y a pas de défauts graves introduits dans la matière amenant à des abattements en fatigue importants. Regardons maintenant ce qu'il en est pour des conditions de coupe un peu plus sévères.

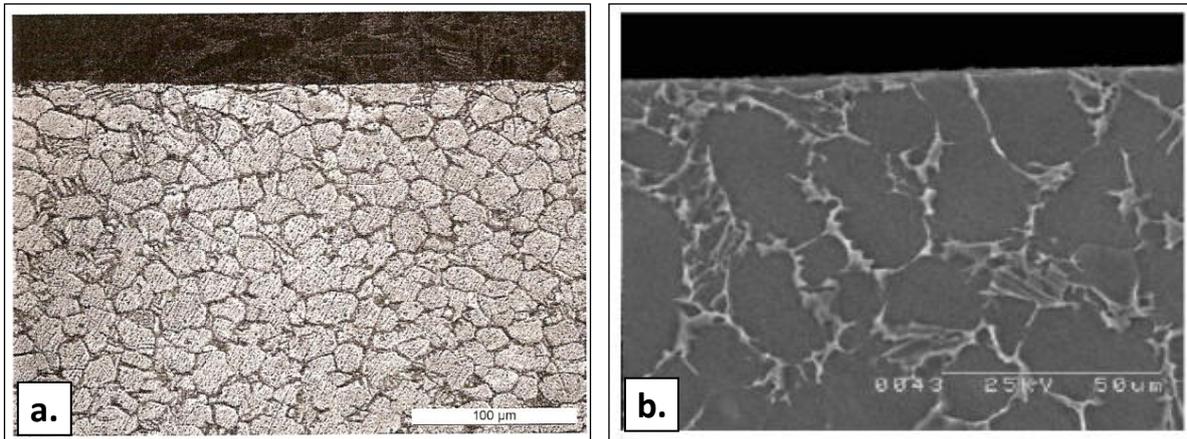


Figure 3-22 : (a.) Déformation plastique en sous-couche (profondeur $< 2\mu\text{m}$) après tournage du Ti-6Al-4V avec un outil PCD sous lubrification conventionnelle pour $V_c = 150\text{ m/min}$, $f = 0.3\text{ mm/tr}$ et $a_p = 0.5\text{ mm}$ [GR007]
 (b.) Déformation plastique en sous-couche après tournage du Ti-6Al-4V avec un outil PCD sous lubrification haute pression (110 bars) pour $V_c = 175\text{ m/min}$, $f = 0.15\text{ mm/tr}$ et $a_p = 0.5\text{ mm}$ [EZO07]

Conditions de coupe sévères

Les conditions de coupe dites sévères sont celles dont les paramètres d'usinage sont en dehors des plages communément utilisées. Il sera aussi considéré comme sévères des usinages pour lesquels les conditions de coupe sont classiques mais avec des usures d'outil conséquentes.

Che-Haron [CHE05] a réalisé des essais de tournage à sec sur du Ti-6Al-4V avec des outils carbure pour les conditions de coupe suivantes : $a_p = 2\text{ mm}$, $f = 0.25$ et 0.35 mm/tr et $V_c = 45, 60, 75$ et 100 m/min .

Pour les conditions de coupe les plus sévères, dès le début de l'usinage, l'auteur a identifié dans les sous-couches proches de la surface usinée l'apparition d'une faible zone affectée thermomécaniquement d'une profondeur de quelques microns puis, en fin d'usinage, une zone fortement déformée plastiquement sur une profondeur d'une dizaine de microns (Figure 3-23a). En fin de vie de l'outil, des anomalies similaires à celles décrites précédemment sont observées quelles que soient les conditions de coupe testées. Seule la profondeur de la zone fortement déformée plastiquement en sous-couche augmente avec l'usure de l'outil (Figure 3-23b).

Pasquet [PAS99] a réalisé un essai de perçage lubrifié dans le Ti-6Al-4V pour une condition de coupe dite sévère ($V_c = 30\text{ m/min}$, $f_z = 0.12\text{ mm/tr}$ et $D_{\text{foret}} = 11\text{ mm}$) avec un outil en carbure monobloc K15 à deux dents. Les investigations menées dans les sous-couches des surfaces usinées montrent la formation d'une « couche blanche » d'environ $50\mu\text{m}$ d'épaisseur proche de la surface, un changement de proportion des phases du Ti-6Al-4V jusqu'à $300\mu\text{m}$ de profondeur et une très forte déformation plastique des grains (Figure 3-24a).

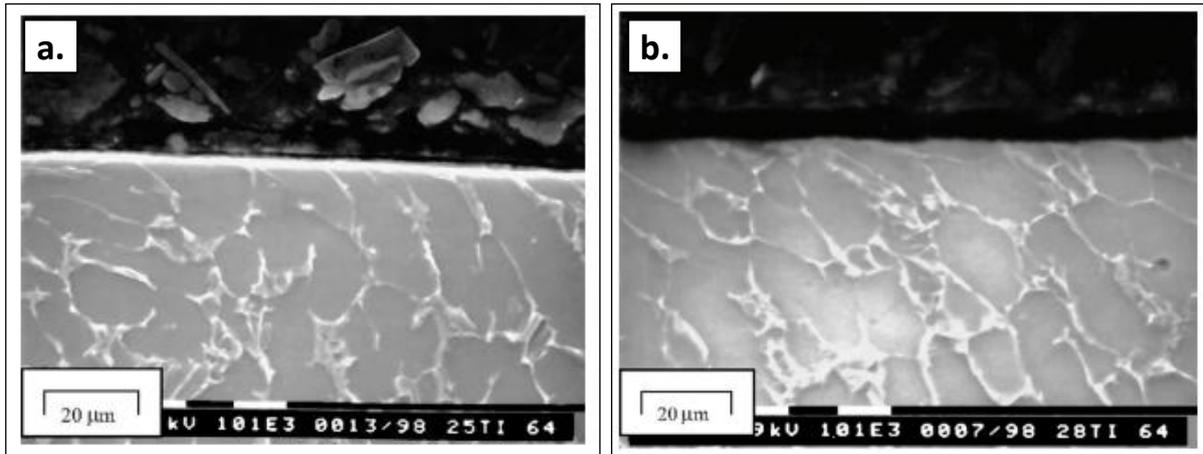


Figure 3-23 : (a.) Anomalies générées après tournage à sec du Ti-6Al-4V avec un outil carbure pour $V_c = 100$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr et $a_p = 2$ mm au bout de 10 secondes d'usinage
 (b.) Anomalies générées après tournage à sec du Ti-6Al-4V avec un outil carbure usé (rebut de l'outil) pour $V_c = 100$ m/min, $f = 0.35$ mm/tr et $a_p = 2$ mm au bout de 2 minutes d'usinage [CHE05]

Ce type de transformations métallurgiques a été retrouvé par Cantero [CAN05] lors d'essais de durée de vie sans lubrification en perçage avec une usure de l'outil très importante. La condition de coupe utilisée était de $V_c = 50$ m/min et $f_z = 0.07$ mm/tr pour un diamètre de trou percé de 6 mm et de profondeur 8 mm. L'outil était en carbure revêtu de TiN. Dans cette étude, il est distingué deux zones métallurgiques (zones A et B) où la microstructure a été modifiée (Figure 3-24b).

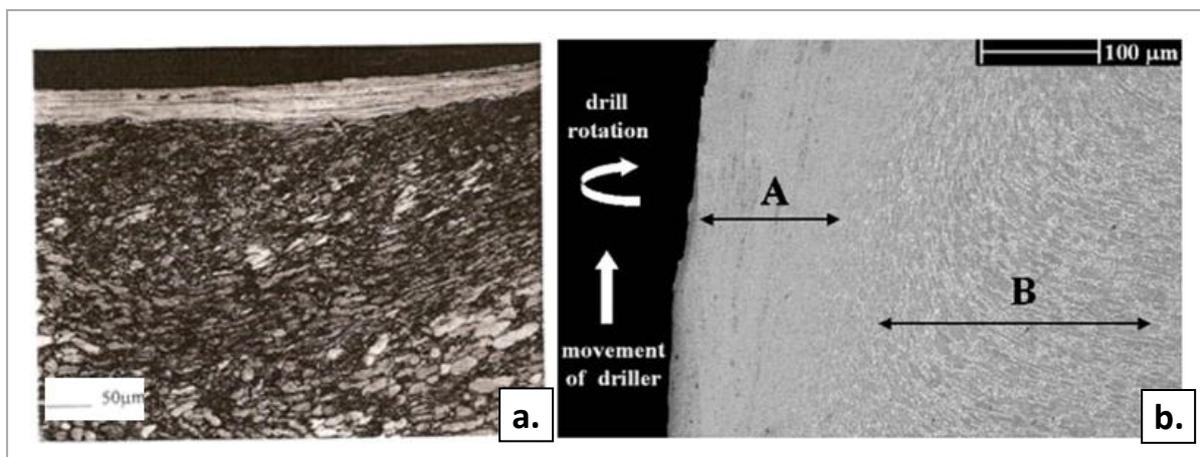


Figure 3-24 : (a.) « Couche blanche », suivi d'un changement de la proportion des phases et d'une forte déformation plastique des grains en sous-couche d'un Ti-6Al-4V lors d'un perçage lubrifié avec un foret en carbure monobloc à deux dents [PAS99]
 (b.) Etat métallurgique en sous-couche du Ti-6Al-4V affecté lors d'un perçage à sec après une usure conséquente d'un outil carbure K40 revêtu TiN [CAN05]

L'auteur estime que la zone A, proche de la surface fraîchement usinée, correspond à une zone composée très majoritairement de phase alpha stabilisée par une contamination en oxygène et en azote qui sont des éléments alphasènes présents dans l'environnement ambiant. Il y a alors création d'une phase appelée « Alpha Case ». Cette supposée contamination a été possible par une élévation importante de la température et son maintien pendant une durée suffisante lors de

l'usinage qui a favorisé la diffusion des éléments oxygène et azote dans le matériau. Cantero justifie cette hypothèse par l'obtention d'une dureté de la zone A beaucoup plus importante par rapport à celle du matériau de base, ce qui est l'une des caractéristiques de la phase « Alpha Case » (Figure 3-25). Cependant, aucune mesure de concentration en oxygène dans la zone A n'a été effectuée par l'auteur pour corroborer ses propos. La zone B n'a pas subi de transformation métallurgique : la structure est toujours composée des phases alpha et bêta. La microstructure a été simplement déformée plastiquement dans le sens de l'avance du foret. Cette déformation ou écoulement de la matière de la zone B a été la plus importante pour la partie la plus proche du trou. Ceci est la conséquence de l'abaissement de la température du matériau au fur et à mesure de l'éloignement de la surface usinée. De plus, Cantero observe que les zones A et B sont plus étendues en fin de perçage. La raison en est que la température générée en fin de perçage est plus importante qu'au début.

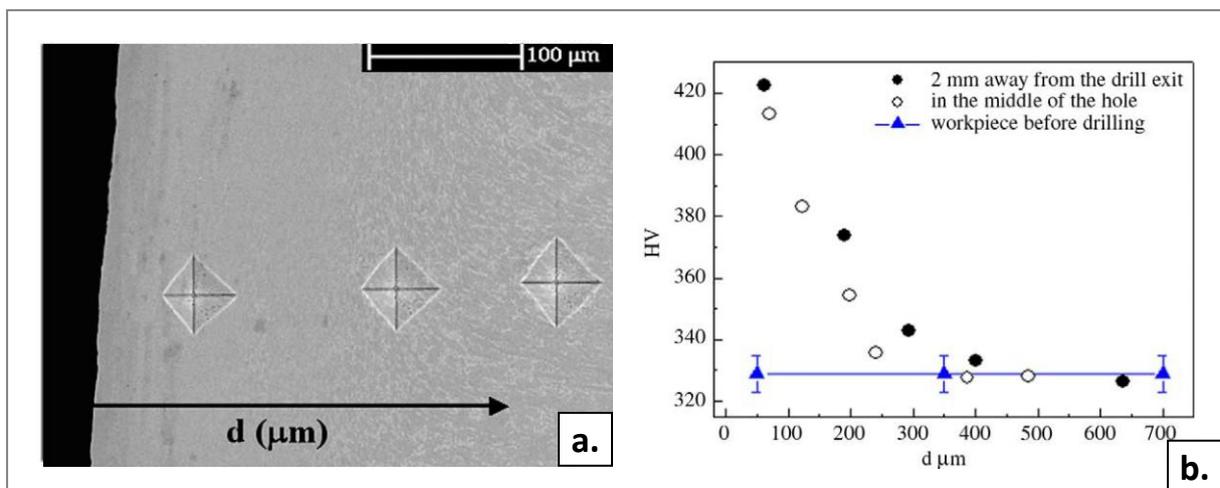


Figure 3-25 : (a.) Empreintes de microdureté réalisées dans les zones A et B affectées par le perçage à sec du Ti-6Al-4V (b.) Profils de microdureté réalisés à travers les zones affectées A et B par le perçage à mi-profondeur (soit 4 mm avant la fin du trou) et à 2 mm avant la fin du trou [CAN05]

Cette contamination en perçage par l'environnement a aussi été observée par Reissig [REI04] et [REI05] lors d'une étude sur la quantification de la concentration en oxygène des surfaces usinées lors de perçages profonds (100 mm) du Ti-6Al-4V. L'auteur montre que la concentration en oxygène de la surface usinée, mesurée par la méthode de fusion réductrice, croît de façon linéaire en fonction de la profondeur percée (Figure 3-26a). Cette évolution est corrélée avec l'augmentation linéaire de la pseudo-température calculée à partir de la concentration en vanadium dans la phase bêta (Figure 3-26b) par la relation Eq. 3-13. Cette relation est basée sur la diffusion du vanadium aux joints de grain de la phase β :

$$c_{max}(T) = c_{max}(RT) - c^* e^{-Q/RT} \quad (\text{Eq. 3-13})$$

Afin de déterminer les coefficients de cette relation, des éprouvettes fines de Ti-6Al-4V de 100 μm d'épaisseur ont été maintenues en température à 473, 873, 1073 et 1273 K pendant deux minutes sous air puis trempées énergiquement à l'eau. La concentration maximum de vanadium dans les grains β à température ambiante avant ces traitements thermiques $c_{max}(RT)$ et après traitements thermiques $c_{max}(T)$ ont été mesurées afin de déterminer la valeur de l'énergie

d'activation Q égale à 16.1 kJ/mol et la valeur de $c^* = 81.3$ wt.%. Ces résultats viennent corroborer l'hypothèse de Cantero concernant la diffusion d'éléments alphas à la surface du matériau qui est d'autant plus grande que la profondeur de la zone affectée dans la pièce est importante à cause d'une augmentation de la température.

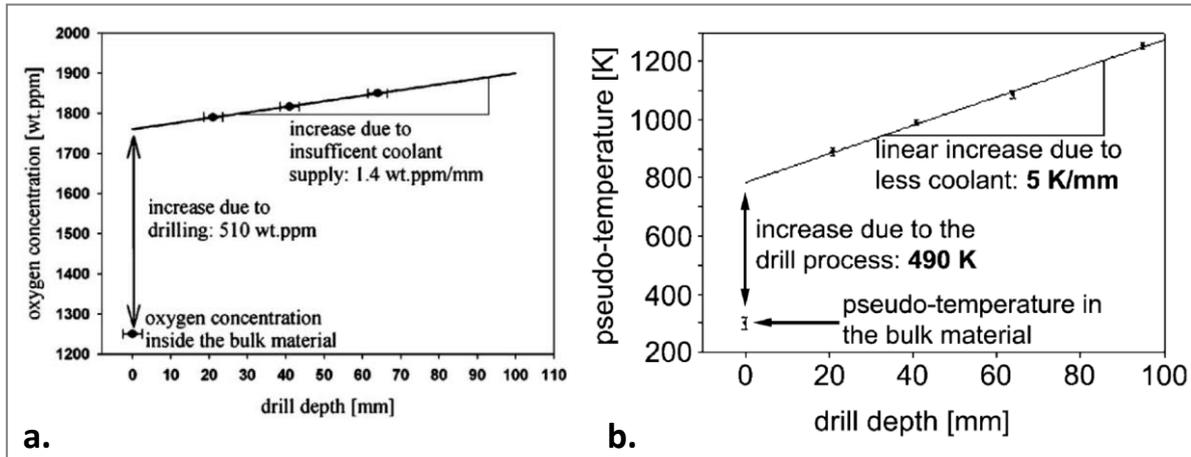


Figure 3-26 : (a.) Evolution de la concentration en oxygène de la surface usinée en fonction de la profondeur percée [REI05] (b.) Evolution de la pseudo-température de la surface usinée en fonction de la profondeur percée [REI04]

Le phénomène de zone affectée thermomécaniquement identifiée en perçage se retrouve en tournage. Velasquez [VEL07] observe trois zones distinctes (Zones A, B et C) lors du tournage à sec du Ti-6Al-4V avec un outil diamant (Figure 3-27a). Les conditions de coupe utilisées dans cette étude sont : $V_c = 20, 100, 260$ et 420 m/min, $f = 0.12$ mm/tr et $a_p = 0.25$ mm. La zone affectée thermomécaniquement la plus éloignée (Zone B) de la surface usinée est définie comme une région fortement déformée plastiquement au vue de la rotation importante des grains. Concernant la zone la plus proche de la surface usinée (Zone C), l'auteur affirme que cette sous-couche est encore plus fortement sollicitée. En effet, il est observé un étirement important de la phase bêta avec l'obtention d'une microstructure plus fine. L'auteur observe que la profondeur de cette double zone perturbée thermomécaniquement (Zone B + C) augmente lorsque les conditions de coupe deviennent plus sévères en vitesse de coupe (Figure 3-27b).

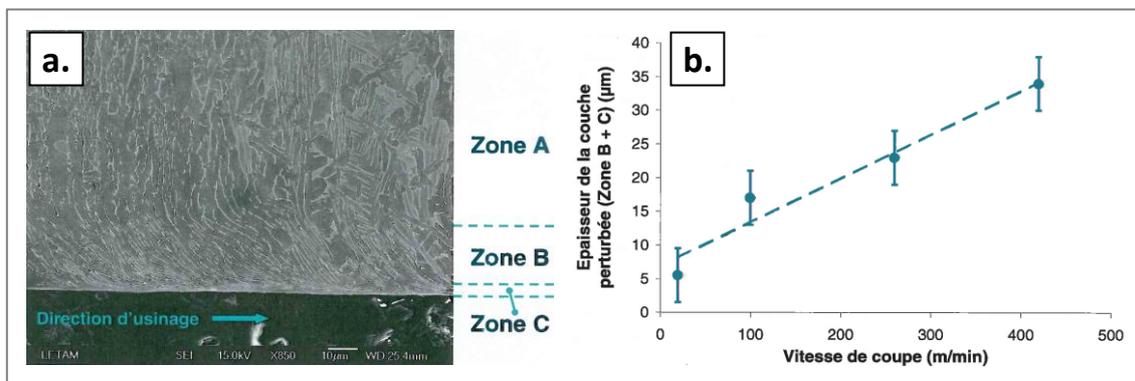


Figure 3-27 : (a.) Microstructure d'une section transversale d'une surface usinée en tournage à sec à $V_c = 260$ m/min (b.) Evolution de la profondeur de la couche affectée thermomécaniquement (Zone B + C) en fonction de la vitesse de coupe lors du tournage à sec du TA6V avec un outil diamant [VEL07]

5.3 Bilan

Concernant les anomalies géométriques générées lors de l'usinage du TA6V dans des conditions de coupe peu sévères (usinage à l'outil diamant avec lubrification haute pression), l'unique publication citée [EZU07] montre que les défauts récurrents sur la surface sont : le collage de copeaux isolés, le matage des crêtes laissées par la face de dépouille et les micro-cavités à la suite d'arrachements de matière. Aucune information n'a été trouvée concernant les replis, les bavures ou l'insertion de matériaux étrangers dans le TA6V.

Pour les anomalies non géométriques, l'apparition de défauts importants dans la matière se produit dès le moment où les conditions de coupe deviennent sévères. Que ce soit en perçage ou en tournage, il s'est avéré que l'apparition des défauts dépend des phénomènes mécaniques et thermiques engendrés pendant la coupe.

Pour des conditions de coupe moyennement sévères, la déformation plastique s'étend en sous-couche avec une rotation plus ou moins importante des grains [GRO07] et [EZU07]. La contribution mécanique reste ici plus importante que la contribution thermique vis-à-vis de la genèse des anomalies.

Pour une plus grande sévérité des conditions de coupe, la thermique prend le pas sur la mécanique. La sous-couche la plus proche de la surface usinée est alors fortement affectée. Ainsi, les défauts générés dans la matière sont ceux qui ont été déjà jugés comme très préjudiciables vis-à-vis de la tenue en fatigue des pièces : il s'agit de la contamination en oxygène [REI05], [CAN05] obtenue en perçage et des changements métallurgiques associés (couche monophasée alpha, parfois appelée « alpha case »).

Cependant, les micrographies des sous-couches proches de la surface usinée pour Cantero et Velasquez montrent une différence de la microstructure. Pour Cantero [CAN05], il s'agit en grande partie d'une zone contaminée en oxygène et en azote conduisant à la formation d'une « couche monophasée blanche » de plusieurs dizaines de micromètres d'épaisseur. Quand à Velasquez [VEL07], il s'agit d'une zone où la phase bêta est fortement étirée, conduisant à une microstructure fine.

Les principaux outils qui ont permis d'arriver à ces conclusions sont d'une part les observations métallurgiques au moyen de microscope optique (MO) et de microscope électronique à balayage (MEB) et d'autre part des profils de dureté Vickers et des analyses chimiques par fusion réductrice. Ces moyens d'observation restent néanmoins insuffisants et il convient de caractériser plus finement ces anomalies par MET afin de pouvoir les classer, les qualifier et les quantifier. Ces investigations permettront de mieux comprendre la genèse des défauts, leur développement et leur transformation durant l'usinage et de mieux cerner leur nocivité sur la tenue en fatigue.

6 Paramètres de coupe et intégrité matière

Les paramètres de coupe se composent d'un ensemble d'éléments maîtrisables (conditions de coupe,...) et moins maîtrisables (rigidité machine, répétabilité du positionnement de la lubrification,...) qui vont influencer la coupe. Le but de ce paragraphe est de déterminer les paramètres les plus influents sur la génération d'anomalies de façon à construire un plan d'expérience dans le but de déterminer une fenêtre de conditions de coupe où l'intégrité matière reste acceptable.

Dans le cadre de cette thèse, il a été choisi de ne regarder que l'influence des conditions de coupe sur la génération et la sévérité métallurgique des anomalies. La lubrification, l'outil, les attachements ou encore le type de machine ne seront pas étudiés.

6.1 Vitesse de coupe (V_c)

La vitesse de coupe est connue pour engendrer un effet thermomécanique très important lors de la coupe. En effet, plus la vitesse de coupe augmente et plus la vitesse de déformation et la quantité de chaleur engendrée deviennent importantes. La température étant l'une des principales causes de génération des défauts, il semble important d'étudier ce paramètre.

Chou [CHO98], Perrin [PER07] (Figure 3-28) et Veslasquez [VEL07] montrent respectivement pour le tournage dur des aciers, le perçage de l'Inconel 718 et le tournage du TA6V que l'augmentation de la vitesse de coupe amène à l'apparition et à l'amplification d'une zone affectée dans la pièce.

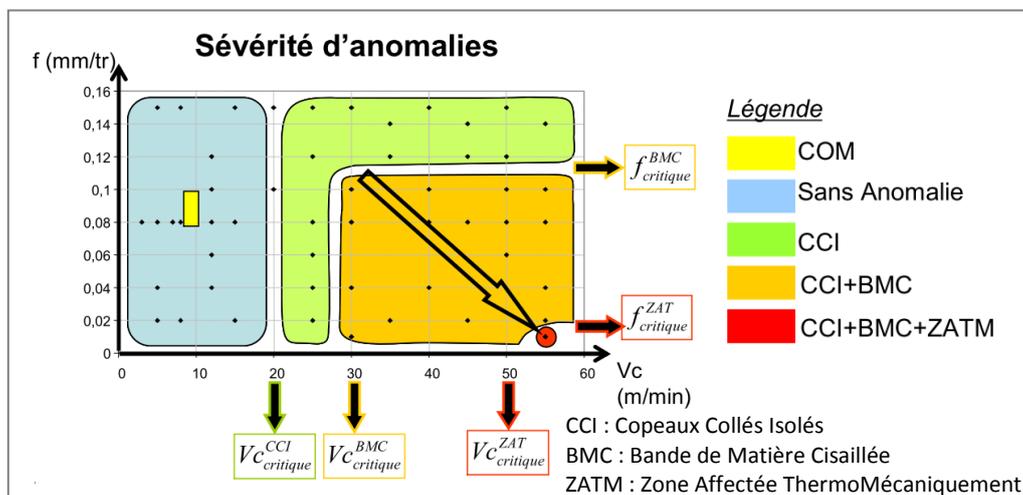


Figure 3-28 : Cartographie ($V_c - f$) des anomalies générées lors du perçage de l'Inconel 718 sous lubrification [PER07]

Rech [RECH03] montre que l'augmentation de la vitesse de coupe pour le tournage de l'acier allié 27MnCr5 avec un outil CBN induit une diminution significative des contraintes résiduelles circonférentielles de compression (selon la direction de coupe), mesurées en surface de la pièce usinée (Figure 3-29a).

6.2 Avance (f)

Perrin [PER07] montre que dans le perçage de l’Inconel 718, à vitesse de coupe constante, les anomalies deviennent de plus en plus nocives vis-à-vis du respect du critère d’intégrité matière au fur et à mesure que l’avance diminue (Figure 3-28).

Chou [CHO98] arrive aux mêmes conclusions pour le tournage dur des aciers : l’avance a une influence sur la formation et la profondeur de la « couche blanche » dans la matière usinée.

Néanmoins, Rech [RECH03] montre que l’augmentation de l’avance pour le tournage de l’acier allié 27MnCr5 avec un outil CBN n’implique pas une évolution aussi importante des contraintes résiduelles circonférentielles de compression en surface de la pièce usinée que l’évolution de celles induites par la vitesse de coupe (Figure 3-29a). Il semble qu’il existe une avance optimale ($f = 0.1 \text{ mm/tr}$) permettant de maximiser les contraintes de compression.

6.3 Profondeur de passe (ap) et usure en dépouille (V_B)

L’impact de la profondeur de passe sur l’intégrité matière a été très peu étudié et peu de travaux ont été publiés à ce sujet. Chou [CHO98] montre que dans le tournage dur des aciers, l’évolution de la profondeur de passe n’est pas un paramètre influençant la formation et l’épaisseur de la « couche blanche ».

L’usure et plus spécialement l’usure en dépouille V_B est une cause d’échauffement de la matière par frottement de la face de dépouille de l’outil sur le matériau lors de son retour élastique. Guo [GUO05], lors du tournage dur à sec d’un acier AISI 52100 avec un outil CBN, montre que l’augmentation de l’usure favorise l’apparition et la croissance d’une « couche blanche » dans la matière. Poulachon [POU05] observe le même phénomène pour d’autres aciers alliés et fortement alliés lors du tournage à sec avec outil CBN. Dans le cadre du perçage de l’Inconel 718 avec un outil carbure revêtu de TiAlN, Perrin [PER07] montre que l’usure va générer des anomalies (Figure 3-29b).

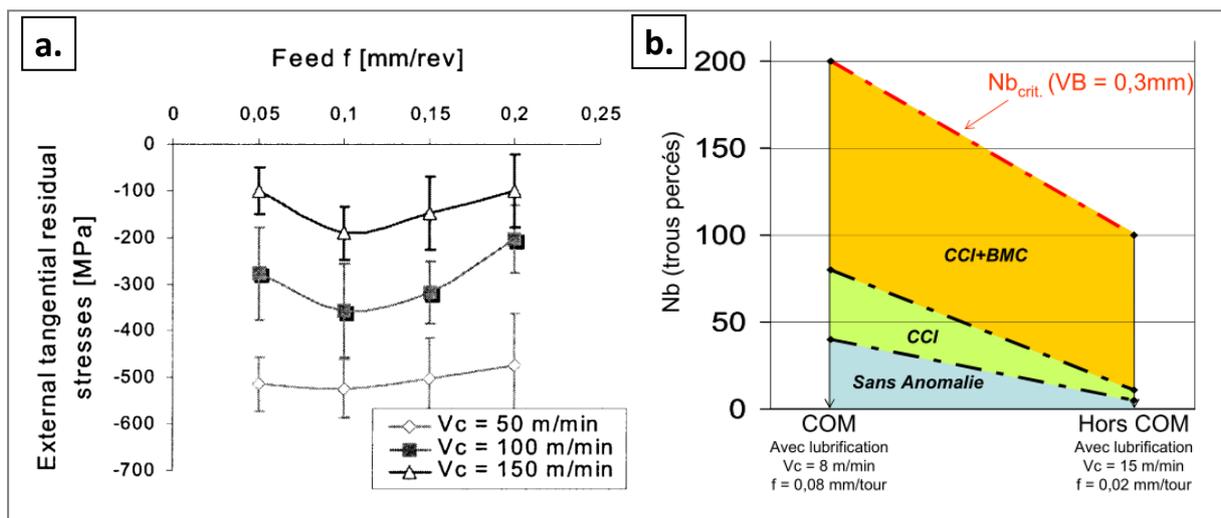


Figure 3-29 : (a.) Evolution des contraintes résiduelles circonférentielles en surface en fonction de la vitesse de coupe et de l’avance pour le tournage de l’acier 27MnCr5 [RECH03]

(b.) Evolution des anomalies générées en fonction du nombre de trous percés dans l’Inconel 718 [PER07]

6.4 Influence de la lubrification

La lubrification a pour rôle entre autres de diminuer le frottement du copeau sur la face de coupe de l'outil et de la matière fraîchement usinée sur sa face de dépouille ainsi que d'évacuer les calories engendrées par la coupe. En l'absence de lubrification ou si le fluide de coupe n'arrive pas à évacuer suffisamment les calories, les températures engendrées peuvent conduire à endommager le matériau usiné. Perrin [PER07] a réalisé des cartographies ($V_c - f$) des anomalies générées lors du perçage de l'Inconel 718 sous lubrification (Figure 3-28) et sans lubrification (Figure 3-30). Dans le cas de la seconde cartographie, aucun domaine sans anomalie n'a été trouvé, contrairement à la cartographie réalisée sous lubrification. De même, le domaine des anomalies les plus graves (CCI + BMC + ZATM) est plus étendu et apparaît pour des vitesses de coupe plus faibles dans le cas des perçages sans lubrification.

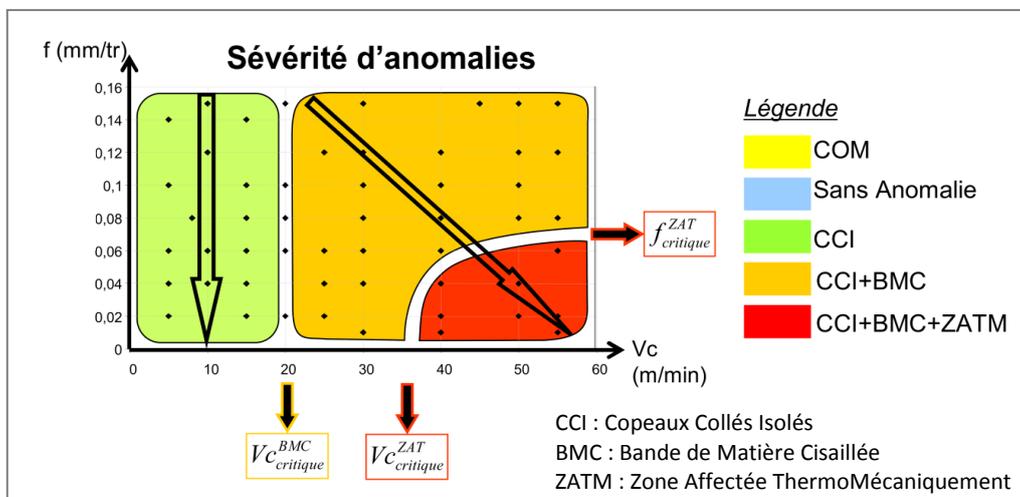


Figure 3-30 : Cartographie ($V_c - f$) des anomalies générées lors du perçage de l'Inconel 718 sans lubrification [PER07]

Cette investigation montre que l'utilisation de lubrifiant a une influence sur la formation des anomalies lors du perçage. Dans le cadre de cette thèse, l'impact de la lubrification sur l'intégrité matière de la pièce usinée en tournage ne sera pas étudié.

Chapitre 4 : Démarche expérimentale et essais de coupe instrumentés

1	<i>Présentation de la démarche expérimentale.....</i>	119
1.1	Choix des paramètres de coupe utilisés.....	119
1.2	Stratégie d'analyse des anomalies générées lors du tournage.....	119
1.3	Essais de coupe et d'usure en V_b : définition du domaine sans et avec anomalies.....	120
2	<i>Mise en œuvre expérimentale.....</i>	122
2.1	Présentation de l'outil de coupe.....	122
2.2	Présentation de la matière usinée.....	123
2.3	Environnement et montage des essais de coupe.....	124
3	<i>Moyens de surveillance.....</i>	126
3.1	Platine Kistler.....	127
3.2	Capteurs à courant de Foucault.....	128
3.3	Montage des capteurs et de l'outil.....	129
4	<i>Essais Couple Outil Matière.....</i>	130
5	<i>Essais de coupe : cartographie $V_c - f$.....</i>	132
5.1	Description des essais et choix des conditions de coupe.....	132
5.2	Etude de l'usure des outils.....	133
5.3	Etude des signaux de surveillance.....	136
5.4	Bilan des essais de cartographie $V_c - f$	142

Abréviations	Dénominations	Unités
[Fa]	Effort d'avance	N
[Fc]	Effort de coupe	N
[Fr]	Effort radial	N
α_0	Angle de dépouille	°
γ_0	Angle de coupe	°
κ_r	Angle d'attaque entre le plan Pf et le plan Ps ou angle de direction d'arête de l'outil	°
ω	Vitesse angulaire de la broche	rad.min ⁻¹
%Co	Teneur massique en cobalt	wt.%
ACCENT	Adaptive Control of manufaCturing processes for a new gEneration of jet engiNe componentTs	-
ap	Profondeur de passe ou de coupe	mm
ap _{fonc}	Profondeur de passe du point de fonctionnement définie lors des essais COM	mm
ap _{min}	Profondeur de passe minimale définie par les essais COM	mm
ap _{max}	Profondeur de passe maximale définie par les essais COM	mm
CF	Courant de Foucault	-
CND	Contrôle Non Destructif	-
COM	Couple Outil Matière	-
D	Diamètre du lopin	mm
Da	Déplacement selon la direction d'avance	μm
Dc	Déplacement selon la direction de coupe	μm
D _{foret}	Diamètre du foret	mm
D _{out}	Diamètre d'un outil rond	mm
\bar{d}_{WC}	Taille moyenne des grains de carbure de tungstène de l'outil	μm
DRX	Diffraction des Rayons X	-
Fa	Effort d'avance	N
Fc	Effort de coupe	N
Fr	Effort radial	N
f	Avance par tour	mm.tr ⁻¹

f_{fonc}	Valeur de l'avance du point de fonctionnement définie lors des essais COM	mm.tr^{-1}
f_{lim}	Avance limite au-delà de laquelle la morphologie des signaux est de type C ou D	mm.tr^{-1}
f_{min}	Avance minimale définie par les essais COM	mm.tr^{-1}
f_{max}	Avance maximale définie par les essais COM	mm.tr^{-1}
f_z	Avance par dent	mm.tr^{-1}
HV	Dureté Vickers	Kgf/mm^2
HV ₁	Dureté Vickers sous une charge de 1kg	Kgf/mm^2
h_c^{min}	Epaisseur minimale du copeau	mm
I_d	Courant magnétisant	A
I_q	Courant de broche	A
J_1, J_2, J_3, J_4	Paramètres permettant de caractériser la morphologie des signaux de surveillance	N ou μm
k	Raideur du système {outil + porte-outil}	N.mm^{-1} ou $\text{N.}\mu\text{m}^{-1}$
Kc	Effort spécifique de coupe	N.mm^{-2}
K20	Nuance de carbure cémenté WC-Co	-
K_I	Coefficient dépendant des caractéristiques du moteur de broche	N.m.A^2
Lu	Longueur usinée selon la direction d'avance	mm
ManHIRP	Integrating process controls with Manufacturing to produce High Integrity Rotating Parts for modern gaz turbines	-
MEB	M icroscope E lectronique à B alayage	-
MET	M icroscope E lectronique à T ransmission	-
MO	M icroscope O ptique	-
Pc	Puissance de coupe	W ou J.s^{-1}
PM	P rocess M onitoring	-
r	Produit du rendement mécanique et du rapport de réduction entre l'axe du moteur de broche et celui du mandrin	-
r_ε	Rayon du bec de l'outil ou rayon de courbure d'arête de l'outil	μm
SOMAB T400	Désignation du tour sur lequel ont été réalisés les essais de cette thèse	-

t_{usi}	Temps d'usinage	s
t_1, t_2, t_3, t_4	Temps associés aux paramètres J_1, J_2, J_3, J_4	s
V_B	Usure en dépouille (usure frontale de l'arête de coupe)	mm
$V_{B\text{max}}$	Valeur de l'usure en dépouille maximale au-delà de laquelle l'outil est réformé	mm
V_c	Vitesse de coupe	$\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$
$V_{c\text{fonc}}$	Valeur de la vitesse de coupe du point de fonctionnement définie lors des essais COM	$\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$
$V_{c\text{lim}}$	Vitesse de coupe limite au-delà de laquelle la morphologie des signaux est de type C ou D	$\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$
$V_{c\text{min}}$	Vitesse de coupe minimale définie par les essais COM	$\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$
$V_{c\text{max}}$	Vitesse de coupe maximale définie par les essais COM	$\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$
VDI	Type d'attachement	-

1 Présentation de la démarche expérimentale

Les objectifs de la démarche utilisée et des essais qui vont en découler sont les suivants :

- Etablir un domaine en condition de coupe où aucune anomalie n'a été générée dans la matière fraîchement usinée
- Qualifier et quantifier si possible les anomalies obtenues
- Corréler l'apparition de ces anomalies avec les signaux des moyens de surveillance enregistrés lors de l'usinage

Afin d'atteindre ces trois objectifs, les paramètres de coupe pertinents vis-à-vis de la génération d'anomalies et les stratégies d'essais et d'analyses métallurgiques vont être définis dans les paragraphes suivants.

1.1 Choix des paramètres de coupe utilisés

Afin de répondre aux objectifs, il a été choisi d'étudier les paramètres de coupe pouvant générer les anomalies les plus graves. Selon le dernier paragraphe du Chapitre 3, la vitesse de coupe et l'avance sont les facteurs prépondérants menant à la formation de défauts. Ces deux seuls paramètres de coupe seront utilisés lors des essais. La profondeur de passe n'influençant que très peu la génération d'anomalies, elle sera constante pour tous les essais de tournage réalisés dans cette thèse. Sa valeur sera définie lors des essais de Couple Outil Matière (COM). L'usure en dépouille est un facteur à prendre en compte car les variations de la géométrie locale de l'outil conduisent à une modification des zones de frottement et de ce fait peuvent induire des anomalies comme signalé dans le Chapitre 3. Néanmoins, il est très compliqué de suivre l'usure en dépouille de l'outil lors de l'usinage car il dépend des conditions de coupe. Ce facteur ne sera donc pas pris en compte directement : la quantification de la valeur de l'usure en V_B ainsi que la qualification des endommagements sur la surface de l'outil seront réalisés après chaque essai d'usinage.

1.2 Stratégie d'analyse des anomalies générées lors du tournage

La Figure 4-1 présente les quatre grandes étapes permettant de réaliser l'étude des défauts générés lors du tournage du Ti-6Al-4V.

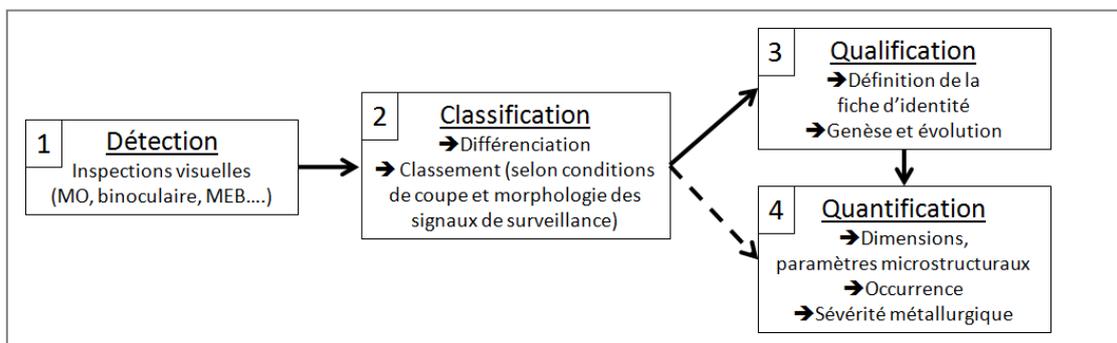


Figure 4-1 : Stratégie d'analyse des anomalies

La première étape consiste à réaliser des inspections visuelles afin de détecter les anomalies sur la surface et en sous-couche du matériau usiné. Ces analyses sont effectuées à l'aide de moyens

optiques (microscope optique, binoculaire,...) et avec des moyens plus fins comme le microscope électronique à balayage (MEB) si les défauts sont de très petites dimensions.

La deuxième étape a pour but de différencier les anomalies trouvées lors de la première étape et de les classer en fonction des conditions de coupe utilisées. A la fin de cette étape, des cartographies d'anomalies en fonction des conditions de coupe seront construites. Elles permettront d'établir des corrélations qualitatives entre les signaux des moyens de surveillance et la génération d'anomalies lors de l'usinage.

La troisième étape concerne la qualification des anomalies générées. Les objectifs de cette étape sont :

- de caractériser l'anomalie par différentes techniques afin d'en connaître éventuellement sa dureté HV, ses contraintes résiduelles par DRX, son état métallurgique par MET, sa composition chimique par microsonde de Castaing et certains paramètres microstructuraux par analyse d'images. Toutes ces propriétés ou certaines d'entre elles définissent la fiche d'identité du défaut.
- d'identifier les conditions (température, niveau de déformation,...) selon lesquelles les défauts apparaissent et proposer des scénarii expliquant leur formation et éventuellement leur évolution en s'appuyant sur des essais complémentaires et la bibliographie.

La quatrième étape consiste à quantifier l'anomalie selon trois critères : ses dimensions, son occurrence (ou fréquence d'apparition) et sa sévérité métallurgique. La quantification de l'impact du défaut sur l'intégrité matière au moyen d'essais de fatigue n'ont pas pu être menés dans cette thèse. Des données bibliographiques rassemblées dans le Chapitre 3 permettront néanmoins de définir une tendance de l'impact des anomalies générées lors des essais d'usinage sur l'abattement en fatigue. Avant la détermination de l'abattement en fatigue des anomalies, il faut impérativement s'assurer de la répétabilité de ces anomalies demandant la réalisation de plusieurs essais.

La troisième et quatrième étape peuvent être réalisées l'une à la suite de l'autre ou parallèlement selon le type de défaut rencontré. Ces étapes sont nécessaires avant de pouvoir traiter la corrélation entre signaux des moyens de surveillance et anomalies. Plus particulièrement, ces signaux permettront de détecter l'apparition d'une anomalie générée au cours de l'usinage et de quantifier la profondeur de la couche de Ti-6Al-4V affectée.

1.3 Essais de coupe et d'usure en V_B : définition du domaine sans et avec anomalies

La définition d'un domaine sans anomalie en fonction des conditions de coupe en tournage n'est pas immédiate. Outre le choix approprié des conditions de coupe, le choix de l'outil (neuf ou usé), de l'environnement d'usinage (lubrification, rigidité machine, attachement,...) et de la stratégie d'usinage peuvent faire varier de façon importante les bornes de ce domaine. C'est pourquoi, une démarche globale a été investiguée en s'inspirant des travaux de Perrin [PER07] sur l'étude de l'intégrité matière de l'Inconel 718 lors de l'opération de perçage avec outil neuf et usé. Elle est composée des étapes représentées sur la Figure 4-2. Perrin [PER07] a notamment montré que les anomalies générées étaient du même type lors d'essais d'usure dans des conditions de coupe du domaine COM et légèrement en dehors, démontrant ainsi une certaine continuité dans les défauts

engendrés. Ceci a été illustré par la Figure 3-29 du paragraphe précédent. Qui plus est, dans le domaine avec anomalie(s), Perrin a mis en évidence la notion de combinaison d'anomalies au fur et à mesure que les conditions de coupe deviennent de plus en plus sévères.

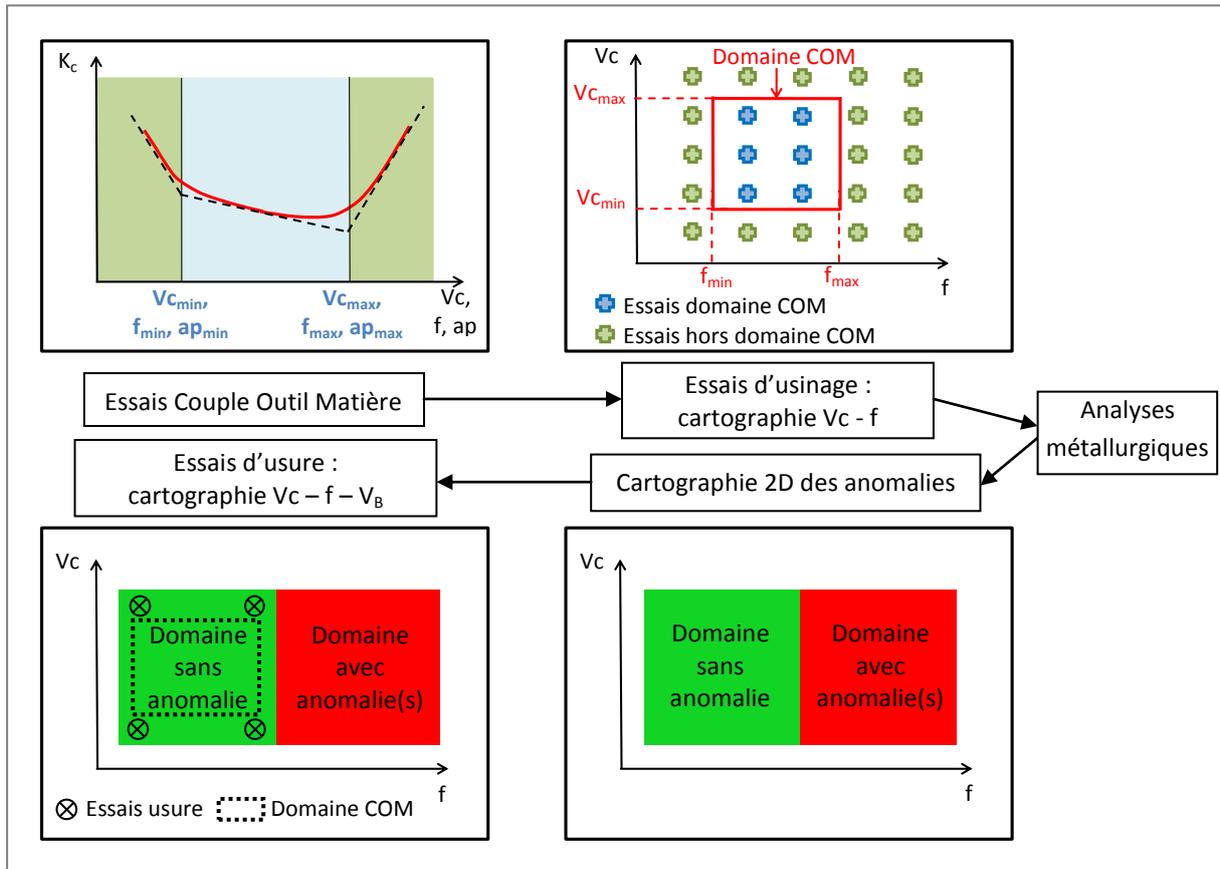


Figure 4-2 : Démarche expérimentale et essais d'usinage à réaliser pour la définition du domaine COM, d'un domaine sans anomalie et d'un domaine avec anomalie(s)

L'hypothèse de base de la démarche proposée provient des résultats des travaux de thèse de Perrin [PER07] laquelle a été confirmée par ceux de Dutilh [DUT11] sur l'intégrité matière de l'Udimet 720 lors de l'opération de perçage. Cette hypothèse, vérifiée expérimentalement, concerne une certaine similitude entre le domaine restreint défini par les essais COM et celui plus vaste du domaine sans anomalie pour des usures en dépouille (à l'issue de chaque essai d'usinage) très inférieures au critère de réforme ($V_{B_{max}} < 0.3$ mm). La première étape consiste donc à réaliser des essais Couple Outil Matière afin de créer un premier domaine supposé sans anomalie. La deuxième étape conduit à réaliser des usinages dont les conditions de coupe se trouvent à l'intérieur et à l'extérieur du domaine COM puis de réaliser des investigations métallurgiques afin de générer une cartographie 2D des anomalies en fonction de l'avance et de la vitesse de coupe. Cette investigation conduira à distinguer les domaines avec et sans anomalie. En prenant en compte l'usure en dépouille de l'outil, une troisième étape a consisté à réaliser des essais de durée de vie de l'outil avec des conditions de coupe n'induisant aucun défaut selon la cartographie $V_c - f$ des anomalies. Le but ici était de vérifier si l'usure en V_B était ou non source d'endommagement de la matière. Cette dernière étape ne sera pas abordée dans cette partie du mémoire mais dans un document annexe de cette thèse.

2 Mise en œuvre expérimentale

2.1 Présentation de l'outil de coupe

Le choix de l'outil coupant a été motivé par le projet européen ACCENT : la plaquette choisie devait être représentative d'une opération de finition sur pièce tournante communément utilisée chez Snecma. Ainsi, une plaquette ronde de diamètre D_{out} égal à 5 mm non revêtue fabriquée par la société SECO dont la désignation est LCGR1705MO-0500-RP883 présentée sur les Figures 4-3a-b a été retenue. Elle est principalement utilisée pour l'usinage des tambours par une opération de contournage. Les angles de coupe et de dépouille sont d'environ six degrés chacun.

La plaquette en carbure cémenté WC-Co est montée puis fixée sur le porte-outil par l'intermédiaire d'une presse frontale et d'une surface cannelée formant l'embase de la plaquette. Le porte-outil utilisé pour ces tests est un CFMR2525M05. Il présente un bec long de 25 mm comme montré en Figures 4-3c-d. Il est communément utilisé pour réaliser des gorges mais aussi pour des opérations où l'accessibilité à la surface à usiner est difficile. Le choix d'un porte-outil à droite plutôt que neutre ou à gauche a permis de faciliter la mise en place de l'instrumentation lors des essais d'usinage.

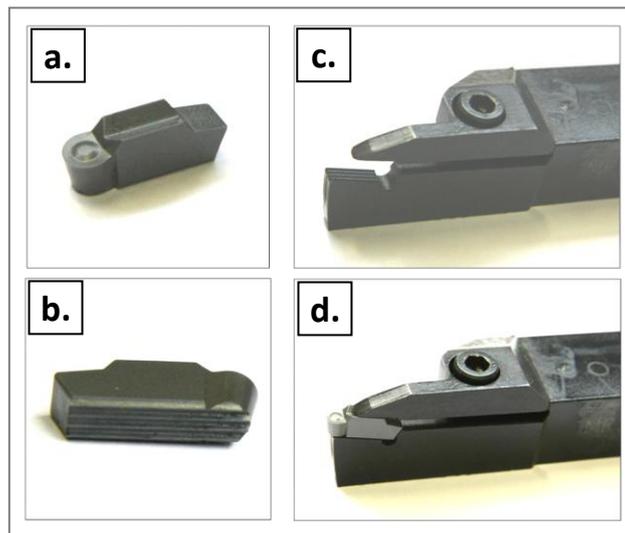


Figure 4-3 : (a.) et (b.) Photographies montrant une vue de dessus et la base cannelée de la plaquette (c.) (d.) Photographies montrant le porte-outil sans et avec la plaquette

La préparation d'arête réalisée par SECO se compose d'un rayon de faible dimension comme l'illustre la coupe micrographique donnée en Figure 4-4a. Sa valeur est comprise entre 20 et 25 μm . La nuance de carbure de cette plaquette est 883 (soit K20 en équivalent ISO) ce qui correspond à une composition en liant cobalt de 6 wt.%. Sa dureté est de $1630 \pm 21 \text{ HV}_1$. La plaquette est composée d'une large distribution de taille de grains WC comme le montre une coupe micrographique à cœur d'un outil après polissage et attaque chimique au Murakami présentée en Figure 4-4b. La majeure partie des grains WC sont submicrométriques (0.5 à 0.8 μm) alors que le restant est de taille moyenne (1.3 à 2.5 μm) voire grossière (2.5 à 6 μm).

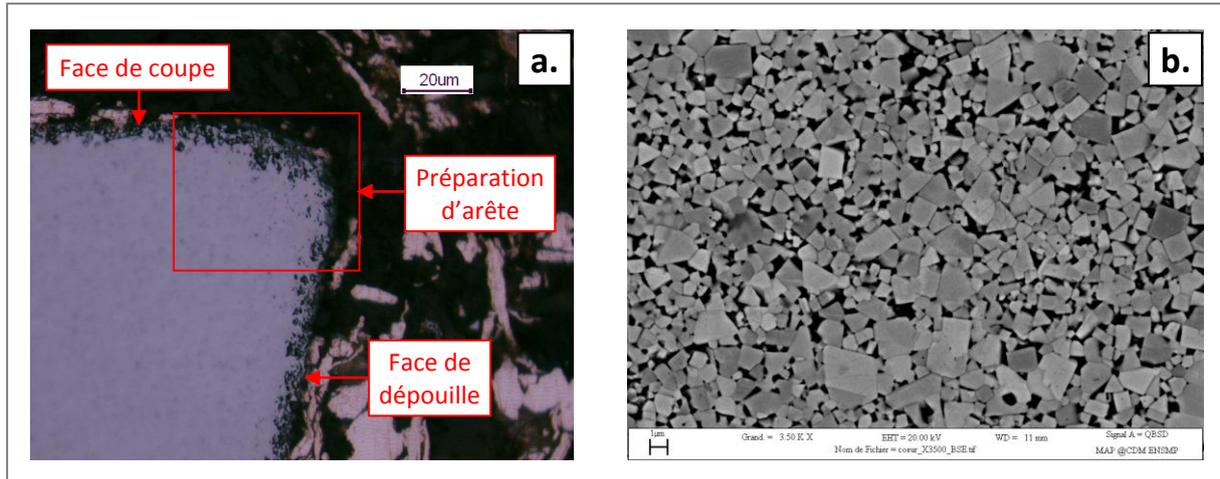


Figure 4-4 : (a.) Micrographie d'une coupe transversale de la plaquette LCGR1705MO-0500-RP883 après polissage présentant sa préparation d'arête
 (b.) Micrographie d'une coupe transversale de cette même plaquette après polissage et attaque chimique au Murakami présentant sa microstructure

La Table 4-1 récapitule les principales caractéristiques métallurgiques et géométriques de la plaquette ronde utilisée lors de ces travaux de thèse.

γ_0	α_0	D_{out}	Revêtement	Nuance	%Co	Dureté HV ₁	\bar{d}_{wc}	Rayon préparation d'arête
6°	6°	5 mm	Absence	ISO K20	6 wt.%	1630±21 HV ₁	1,5 µm	20 à 25 µm

Table 4-1 : Principales caractéristiques de la plaquette ronde de l'outil utilisé lors des essais de tournage de l'alliage Ti-6Al-4V

2.2 Présentation de la matière usinée

La matière usinée est du Ti-6Al-4V dont le nom commercial est le TA6V. Elle se présente sous la forme de barres obtenues par filage. Sa composition chimique nominale est donnée par TIMET dans la Table 4-2 :

Éléments	Al	V	Fe max.	O max.	N max.	H max.	C max.	Ti
Composition (wt.%)	6.44	4.17	0.15	0.2	0.0069	0.006	0.0115	Base

Table 4-2 : Composition massique de l'alliage Ti-6Al-4V utilisé lors de cette thèse [TIM08]

La microstructure « duplex » de cet alliage présentée en Figure 4-5a après attaque au réactif de Kroll a été obtenue après le traitement thermique présenté en Figure 4-5b. Ce traitement thermique post-filage comprend :

- un maintien en température à 955°C dans le haut du domaine $\alpha + \beta$ pendant une heure suivi d'une trempe à l'eau,
- un recuit réalisé à 700°C pendant deux heures suivi d'une trempe à l'air.

La microstructure du matériau étudié présente des grains α et $\alpha + \beta$ de forme équiaxe dont la diagonale la plus grande est de l'ordre de 20 μm . Les grains α sont constitués de α primaire sous forme globulaire et les autres grains de phases $\alpha + \beta$ sous forme lamellaire. A température ambiante, la proportion volumique de phase α est de 96% et celle de β de 4%. Le matériau en l'état comprend une fraction surfacique de près de 43% de grains globulaires α (mesurée par analyse d'images dans la suite du mémoire). Les grains lamellaires $\alpha + \beta$ sont alors composés de 7% en volume de β et 93% en volume de α . Les grains globulaires α forment bien souvent des amas de grains (agglomérats ou blocs de grains) constituant des points durs lors de l'écoulement du Ti-6Al-4V. Les essais de macrodureté effectués à cœur du lopin donnent une valeur moyenne de 315.5 HV_{20} avec un écart type de 5.5 HV_{20} . Les analyses de conformité matière effectuées par TIMET indiquent un transus bêta compris entre 980 et 1010°C (Annexe 10).

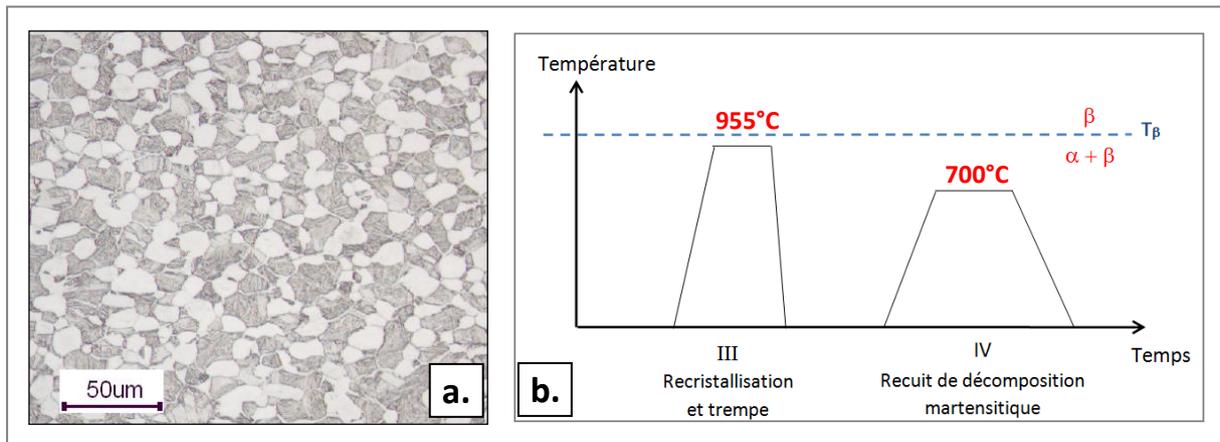


Figure 4-5 : (a.) Microstructure « duplex » du Ti-6Al-4V obtenue après polissage et attaque chimique au réactif de Kroll
(b.) Traitement thermique effectué sur le Ti-6Al-4V post-filé

2.3 Environnement et montage des essais de coupe

L'ensemble des essais sont réalisés sur un tour SOMAB T400. Des lopins en Ti-6Al-4V sont positionnés sur ce tour par l'intermédiaire d'un mandrin par trois mors et une contre pointe. Le porte-outil est positionné sur un support VDI monté sur une tourelle. La Figure 4-6 présente le montage réalisé en l'absence de l'outil et du porte-outil dont le montage sera décrit par la suite.

Le lubrifiant choisi pour ces essais est une huile soluble de marque Blaser BlasoCut 2000CF concentrée à 10% en volume. Le choix d'une l'huile soluble est motivé par sa capacité à évacuer les calories lors de l'opération de tournage. L'utilisation de ce type de lubrification pour l'usinage en coupe continue des alliages de titane est classique. Le jet de lubrifiant est dirigé sur la face de coupe de l'outil et sort à la pression conventionnelle de 6 bars.

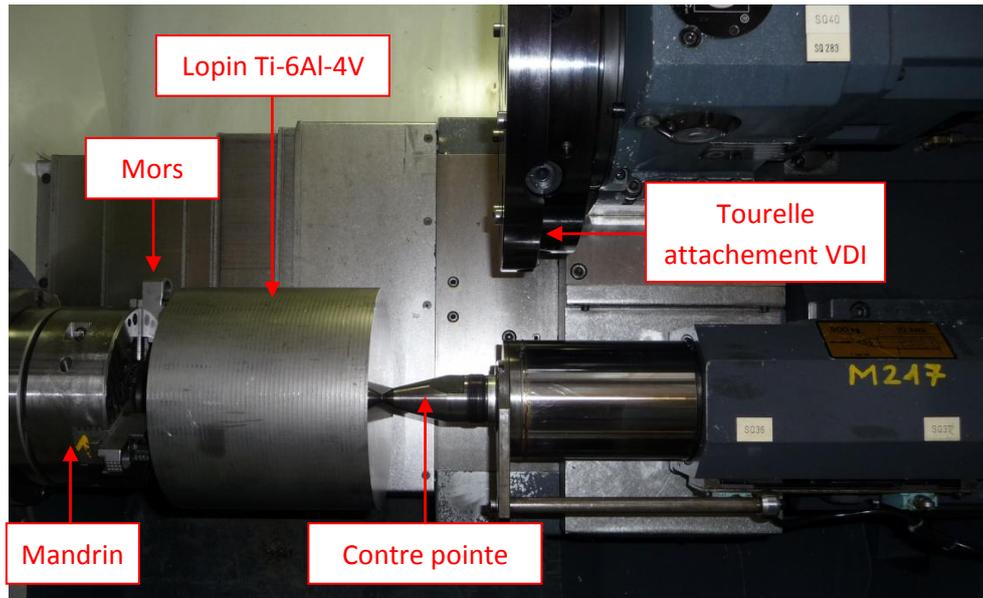


Figure 4-6 : Mise en place du lopin de Ti-6Al-4V sur le tour SOMAB T400

3 Moyens de surveillance

Les moyens de surveillance sont des capteurs ayant pour objectif de mesurer des grandeurs physiques lors la coupe afin de contrôler le bon déroulement de l'usinage. Cette instrumentation permet de mesurer de façon directe ou indirecte les efforts et les puissances développés sur l'outil ou sur la broche, les déplacements, les températures ou encore les vibrations.

Industriellement, leur utilisation augmente la fiabilité de l'usinage en permettant d'établir des diagnostics en temps réel lors de la coupe et en définissant des actions correctives afin d'éviter des conditions d'usinage dégradées. Ces moyens de surveillance peuvent renseigner sur des efforts de coupe excessifs appliqués sur l'outil, sur une dégradation des outils, sur la détection du bris d'outil ou du broutement et aider à la maintenance préventive des broches. Un récapitulatif des domaines d'applications des différents capteurs est donnée par Byrne et al. [BYR95] sur la Figure 4-7.

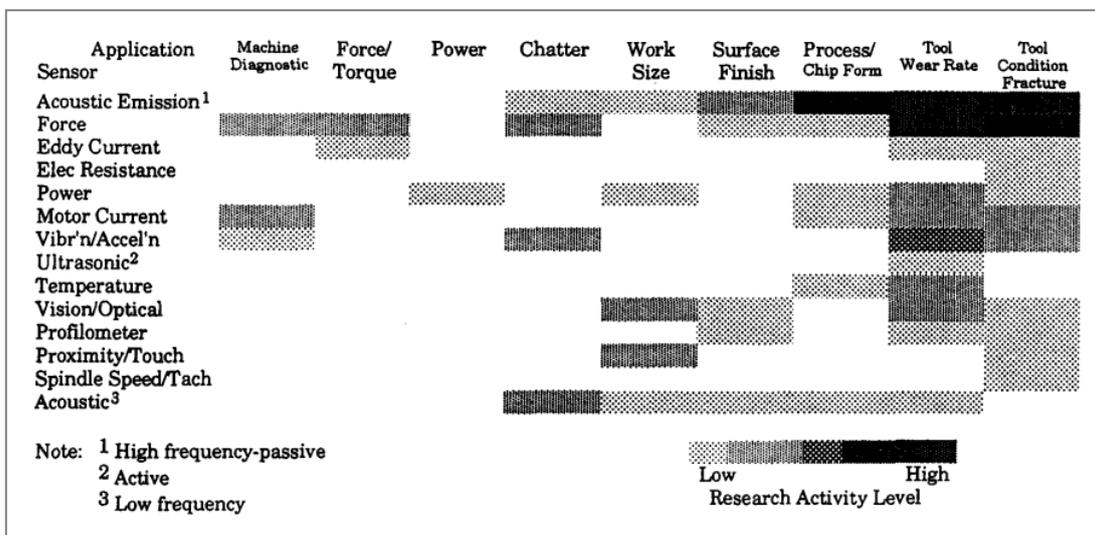


Figure 4-7 : Champs d'utilisation des différents capteurs comme moyens de surveillance des procédés d'usinage [BYR95]

Une demande actuelle et pressante des motoristes de l'aéronautique concerne l'utilisation de systèmes de surveillance fiables afin de détecter les anomalies au cours de l'usinage. Leur but est d'utiliser les capteurs comme un contrôle non destructif (CND) afin de s'assurer que l'intégrité de la matière est acceptable.

D'un point de vue universitaire, ces moyens de surveillance sont plutôt utilisés pour :

- déterminer des données d'entrée afin d'implémenter des modèles empiriques, analytiques ou numériques permettant de simuler/modéliser des problématiques liées à la coupe,
- amener des éléments de compréhension des phénomènes opérant lors de l'usinage.

Afin de corréler les défauts générés avec les signaux obtenus par les moyens de surveillance deux systèmes ont été utilisés lors des essais de coupe et d'usure, à savoir : une platine de tournage Kistler 9121 pour mesurer les efforts de coupe dans les trois directions et des capteurs à courant de Foucault S1 de marque μ -Epsilon pour déterminer les déplacements au niveau du porte-outil.

3.1 Platine Kistler

La platine Kistler 9121 est un moyen de surveillance mesurant les trois composantes d'efforts orthogonaux (efforts de coupe [F_c], axial [F_a] et radial [F_r]) appliquées sur l'outil lors d'une opération de tournage. La Figure 4-8a présente ce système de mesure d'efforts monté sur un support VDI. Le porte-outil est solidaire à la platine par l'intermédiaire d'une bride de serrage.

La valeur des efforts est obtenue par l'intermédiaire de quatre capteurs piézoélectriques précontraints et montés dans la platine Kistler. Ils sont constitués de trois paires de plaquettes en quartz comme illustré en Figure 4-8b. Deux de ces paires sont sensibles aux contraintes mécaniques appliquées selon les axes x et y alors que la troisième est sensible aux contraintes exercées selon l'axe z. Les déformations induites sur les piézoélectriques provoquent une différence de potentiel proportionnelle à l'effort qui peut être ainsi déterminé.

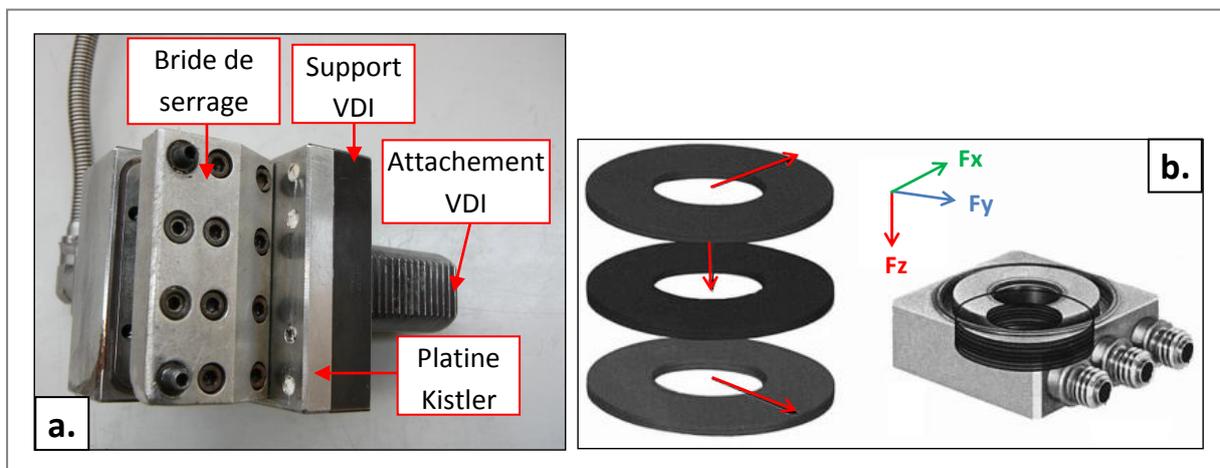


Figure 4-8 : (a.) Platine de mesure d'effort Kistler 9121 montée sur un support VDI et surmontée par la bride de serrage du porte-outil
(b.) Capteurs piézoélectriques composés de plaquettes en quartz [KIS]

Les valeurs de l'effort de coupe sont déterminées à l'aide des puissances consommées P_c lors de la coupe en branchant un wattmètre sur le variateur de broche ou le sectionneur du tour (Eq. 4-1) ou en mesurant le courant de broche I_q en ampère (Eq. 4-2).

$$F_c = \frac{60 P_c}{V_c} \quad (\text{Eq. 4-1})$$

$$F_c = K_I I_q I_d \omega r \frac{60}{V_c} \quad (\text{Eq. 4-2})$$

avec K_I un coefficient dépendant des caractéristiques du moteur de broche en $N.m.A^{-2}$, I_d le courant magnétisant en A, ω la vitesse de rotation de la broche en $rad.s^{-1}$ et r le produit du rendement mécanique et du rapport de réduction entre l'axe du moteur de broche et celui du mandrin.

Cependant, l'effort de coupe calculé de cette manière n'est pas aussi sensible, précis et reproductible que celui obtenu par la platine Kistler. De plus, seule la platine Kistler permet d'obtenir les deux autres signaux d'efforts axiaux et radiaux.

Pour ces raisons, la platine Kistler a été choisie comme moyen de surveillance afin d'enregistrer les signaux des trois efforts lors de l'usinage malgré l'impossibilité de l'utiliser dans un cadre industriel. En effet, ses grandes dimensions augmentent le risque de collision avec la pièce rendant impossible l'usinage de certaine forme et son coût est trop important pour équiper l'ensemble des machines d'un site de production.

3.2 Capteurs à courant de Foucault

Les capteurs à Courant de Foucault (CF) sont aussi appelés capteurs à inductance variable. Leur principe de fonctionnement est le suivant : Ils sont composés d'une bobine traversée par un courant fixe qui génère un champ magnétique. Ce dernier va interférer avec une cible mobile, ici le porte-outil. Tout déplacement du porte-outil est interprété par le conditionneur du capteur CF qui produit alors un signal électrique dont l'intensité dépend de la distance à laquelle il se trouve. Si la position du porte-outil varie, son déplacement est mesuré par simple soustraction entre les positions initiale et actuelle. Ainsi, dans la suite du mémoire, les capteurs à courant de Foucault seront appelés de façon galvaudée capteurs de déplacement par soucis de simplicité.

Cette technologie de capteur est la moins performante en termes de précision de la mesure. En effet, les capteurs optiques ou à capacitance variable sont plus performants. Néanmoins, ces technologies sont très sensibles à l'environnement extérieur et plus particulièrement au lubrifiant qui vient perturber sensiblement les mesures. Ce n'est toutefois pas le cas des capteurs à inductance variable. Cependant, les mesures de tous ces capteurs peuvent être faussées par les copeaux d'usinage. Aussi, le choix final s'est porté sur les capteurs à courant de Foucault.

L'inconvénient principal de ces capteurs est que le diamètre de la cible doit être supérieur entre 1.5 et 3 fois le diamètre de la tête de mesure selon qu'ils sont blindés ou non. Les capteurs à courant de Foucault utilisés dans cette thèse possèdent une tête de mesure de 4 mm et sont blindés. La Figure 4-9 présente ce capteur ainsi que la cible mesurée selon qu'il soit ou non blindé.

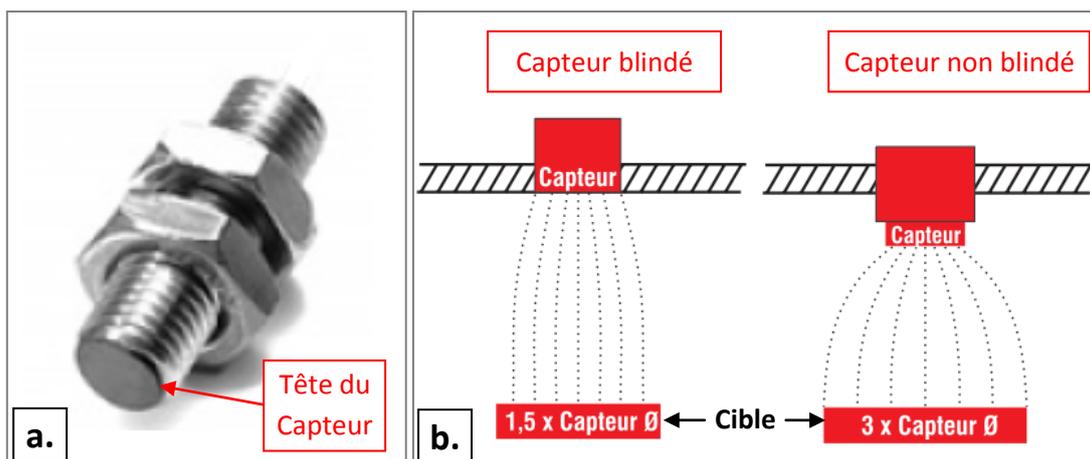


Figure 4-9 : (a.) Capteur à courant de Foucault blindé de type S1
 (b.) Facteur de taille de la cible pour un capteur à courant de Foucault blindé et non blindé [MIC]

3.3 Montage des capteurs et de l'outil

Le montage des capteurs permettant de mesurer les efforts exercés sur l'outil et le déplacement au niveau du porte-outil est présenté sur la Figure 4-10a. La platine Kistler est montée directement dans la tourelle par l'intermédiaire du support VDI. Le porte-outil étant positionné directement sur la platine, les efforts sont mesurés dans le repère outil.

Les déplacements du porte-outil sont mesurés selon les directions de coupe et d'avance. La position la plus pertinente des capteurs CF pour une acquisition correcte est celle qui est la plus proche de l'outil où l'intensité des déplacements est la plus grande et la moins perturbée. Néanmoins, la technologie des capteurs CF nécessite une cible assez grande avec très peu de discontinuités afin d'obtenir des signaux corrects. Les mesures ne peuvent donc pas être effectuées au niveau du bec de l'outil car sa largeur est trop faible selon la direction d'avance. Il a donc été choisi d'acquérir les déplacements au-dessus du bec de l'outil sur la partie parallélépipédique du porte-outil.

Afin de pouvoir mesurer le déplacement du porte-outil lors de l'usinage selon la direction de coupe (D_c) et de l'avance (D_a), une pièce intermédiaire vissée dans le support VDI permet de positionner et de maintenir les capteurs à courant de Foucault. Ces derniers sont vissés dans un cylindre métallique taraudé qui est lui même introduit dans une gaine isolante permettant de réduire les nuisances électromagnétiques générées par l'environnement machine.

La Figure 4-10b montre la zone de coupe ainsi que les positions auxquelles sont mesurés les déplacements et les efforts.

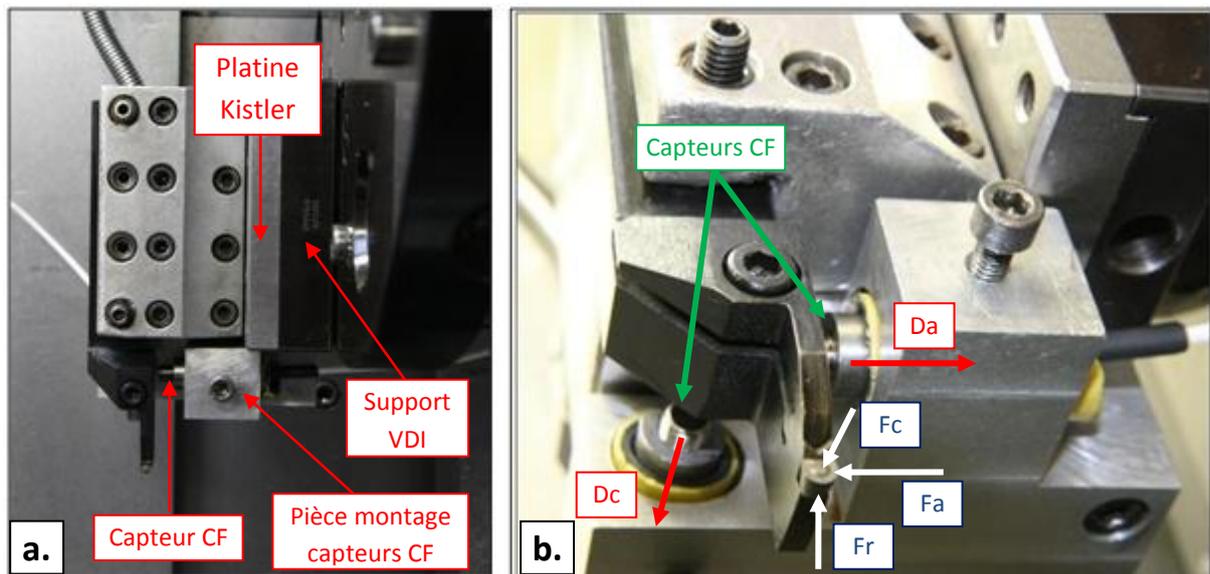


Figure 4-10 : (a.) Montage des capteurs dans l'environnement du porte-outil
(b.) Grandissement de la zone de coupe montrant la position des capteurs et les grandeurs mesurées

4 Essais Couple Outil Matière

Le principe ainsi que la démarche expérimentale des essais Couple Outil Matière (COM) sont décrits dans l'Annexe 6.

Dans le cadre de ces essais, l'ensemble des bornes du domaine COM n'ont pas été recherchées : seules les valeurs f_{\min} , ap_{\min} , $V_{C_{\min}}$ et $V_{C_{\max}}$ ont été déterminées. Ce choix est motivé par le fait que de faibles profondeurs de passe sont utilisées lors d'une opération de finition et que de fortes avances ne sont jamais utilisées pour garantir une faible rugosité. Par contre, la plage de vitesse de coupe du point de vue du COM ne souffre d'aucune limitation. Le point de fonctionnement choisi pour les essais COM est le triplet suivant : $(V_{C_{\text{fonc}}}, f_{\text{fonc}}, ap_{\text{fonc}}) = (100, 0.3, 0.25)$. Le temps d'usinage pour chaque test est égal à deux secondes afin de minimiser l'usure de la plaquette. Ainsi, le risque de dérive de la valeur de l'effort spécifique de coupe K_c à la suite de la dégradation de l'outil est réduit. Les courbes présentées sur la Figure 4-11 rendent compte des résultats des trois séries d'essais réalisées ainsi que des valeurs des bornes de la plage COM.

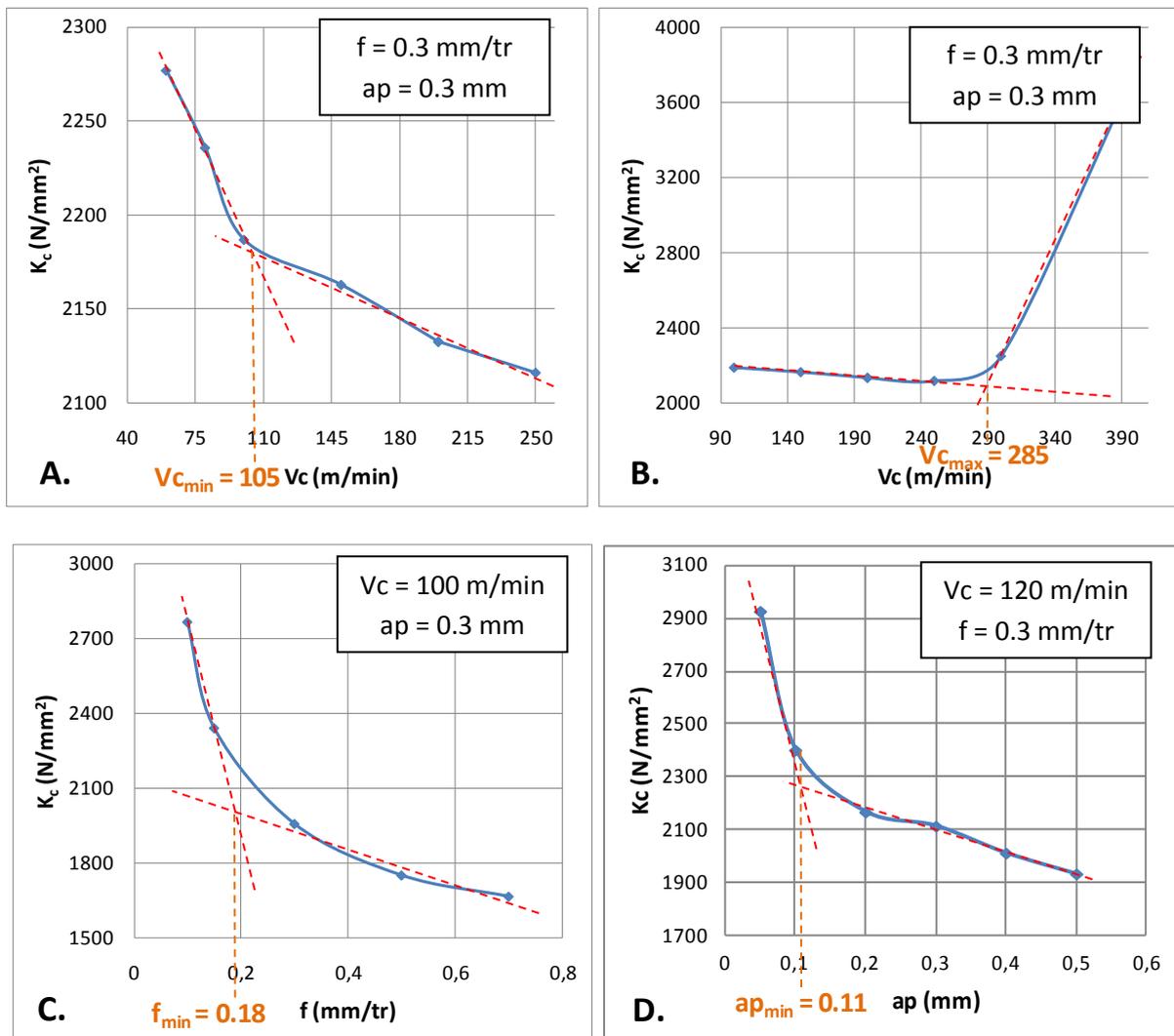


Figure 4-11 : (A.) – (B.) Evolution de K_c en fonction de la vitesse de coupe et détermination de $V_{C_{\min}}$ et $V_{C_{\max}}$ (C.) Evolution de K_c en fonction de l'avance et détermination de f_{\min} (D) Evolution de K_c en fonction de la profondeur de passe et détermination de ap_{\min}

L'avance minimum est de 0.18 mm/tr et la profondeur de passe minimum est de 0.11 mm. En prenant les paramètres de coupe pour la première et la troisième série, il est calculé que l'épaisseur de copeau minimum (h_c^{\min}) se trouve entre 85 et 88 μm . Ces valeurs de f_{\min} , $a_{p\min}$ et h_c^{\min} sont semblables à celles usuellement utilisées. Par contre, la vitesse de coupe garantissant une durée de vie optimale de l'outil lors du tournage du Ti-6Al-4V est de 60 m/min. La différence entre cette valeur et celle du $V_{c\min}$ déterminée (soit 105 m/min) sera expliquée dans un document annexe traitant des endommagements des outils. De même, la valeur $V_{c\max}$ (soit 285 m/min) est trop grande et ne peut correspondre à une vitesse de coupe garantissant une durée de vie de l'outil optimale. Au contraire, dans ce cas, elle représente une limite au-delà de laquelle l'usure en dépouille de l'outil devient importante pour une longueur usinée donnée entraînant l'augmentation de la valeur de K_c . Cette borne a ainsi été recherchée afin de déterminer la vitesse de coupe à partir de laquelle l'usinage se déroule dans de mauvaises conditions conduisant à la formation d'anomalies de dimensions conséquentes.

La profondeur de passe représentative des opérations de finition utilisée à Snecma est en général de 0.5 mm. Suite aux essais COM, il a été observé que cette valeur est bien supérieure à $a_{p\min}$. Cette plus forte profondeur de passe ne devrait donc normalement pas induire une dégradation de l'usinage et donc impacter l'intégrité matière. Afin que ce paramètre ne soit pas pris en compte dans l'étude des anomalies, il est choisi constant et est égal à 0.5 mm pour l'ensemble des essais réalisés dans ce mémoire. Avec cette profondeur de passe et l'épaisseur de copeau minimum, la valeur de l'avance minimum f_{\min} calculée est comprise entre 0.14 et 0.145 mm/tr.

5 Essais de coupe : cartographie Vc - f

5.1 Description des essais et choix des conditions de coupe

Les essais de cartographie Vc – f ont pour premier objectif de déterminer un domaine en conditions de coupe où la matière usinée reste non affectée. Comme il a été évoqué dans le paragraphe 6 du chapitre 3 et paragraphe 1.3 du chapitre 4, les paramètres de coupe impactant le plus l'intégrité matière sont la vitesse de coupe et l'avance mise à part l'usure en dépouille qui sera quantifiée uniquement en fin d'essai.

La Figure 4-12a présente le dispositif d'essai. Le montage est identique à celui présenté sur la Figure 4-6. Seule la préparation du lopin est différente. En effet, la pièce d'essai possède des gorges séparant dix zones qui seront par la suite usinées avec différentes conditions de coupe. La largeur de ces pistes d'usinage (Lu) est constante et égale à $Lu = 10.2 \text{ mm}$. De ce fait, il pourra être comparé l'impact des paramètres de coupe sur l'intégrité matière à volume de matière usinée équivalent. L'ensemble des cinq lopins utilisés de diamètre (D) égal à 204 mm ont été préparés de façon identique. Afin d'être rigoureusement dans les mêmes conditions d'un essai à l'autre, une plaquette neuve est utilisée à chaque début d'essai d'usinage.

Le second objectif de ces essais est d'acquérir des données provenant des moyens de surveillance afin de les utiliser par la suite pour les corrélérer aux défauts générés. Ces essais sont donc instrumentés avec la platine Kistler et les courants de Foucault de façon à enregistrer les signaux d'efforts et de déplacements.

Le choix des conditions de coupe est primordial afin de bien limiter les domaines avec et sans anomalie. En émettant l'hypothèse que le domaine défini par le COM est proche de celui sans anomalie, les essais de coupe testés se trouvent dans et hors du domaine COM et donc très certainement dans des domaines avec et sans anomalie. La Figure 4-12b présente l'ensemble des essais réalisés ainsi que les iso-temps d'usinage (en pointillé bleu), comme dans l'approche de Perrin [PER07].

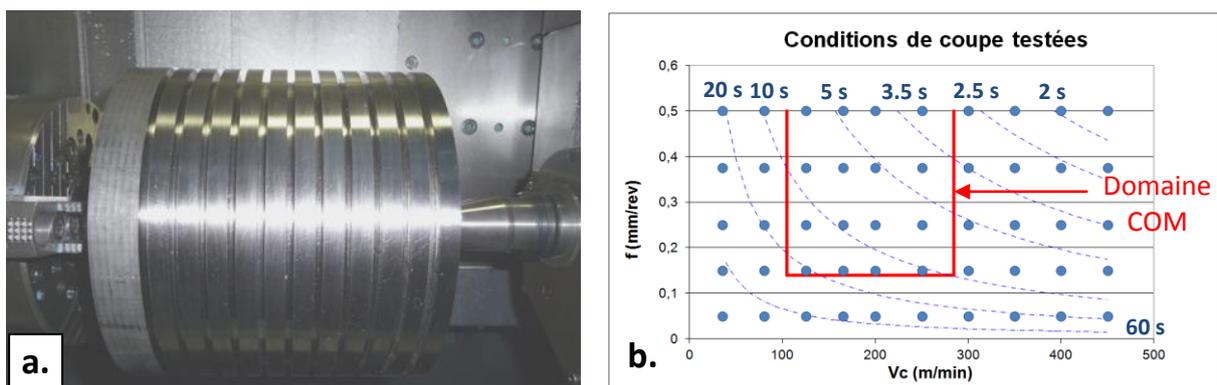


Figure 4-12 : (a.) Lopin préparé pour les essais de cartographie Vc - f montrant les pistes à usiner (b.) Conditions de coupe testées à l'intérieur et à l'extérieur du domaine COM et courbes d'iso-temps d'usinage en pointillé bleu

Cinquante essais de coupe comportant dix niveaux de vitesses de coupe et cinq niveaux d'avance constituent le plan d'essais. La Table 4-3 récapitule les valeurs des paramètres de coupe utilisées.

Vitesse de coupe (m/min)		Avance (mm/tr)
35	250	0.05
80	300	0.15
125	350	0.25
165	400	0.375
200	450	0.5

Table 4-3 : Valeurs des paramètres de coupe utilisées pour les essais de cartographie Vc - f

Le temps d'usinage (t_{usi}) calculé pour chacun des essais de coupe est inscrit dans la Table 4-4 suivante :

Temps d'usinage t_{usi} (s)		Vitesse de coupe (m/min)									
		35	80	125	165	200	250	300	350	400	450
Avance (mm)	0.05	222	97.3	62.2	47.1	38.9	31.1	25.9	22.2	19.4	17.3
	0.15	74.1	32.4	20.7	15.7	13.0	10.4	8.63	7.40	6.48	5.76
	0.25	44.5	19.5	12.4	9.42	7.78	6.22	5.18	4.44	3.89	3.46
	0.375	29.6	13.0	8.29	6.28	5.18	4.15	3.45	2.96	2.59	2.30
	0.5	22.2	9.73	6.22	4.71	3.89	3.11	2.59	2.22	1.94	1.73

Table 4-4 : Synthèses des durées d'usinage lors des essais de cartographie Vc - f en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance

Les conditions de coupe les plus fortes paraissent abusives pour le tournage du Ti-6Al-4V. Cependant, elles ont été choisies pour générer de sévères anomalies aux dimensions importantes et ainsi, pouvoir facilement les détecter et les qualifier. Cela permettra d'élargir la diversité des anomalies et facilitera la distinction entre les domaines d'anomalies.

5.2 Etude de l'usure des outils

Les cinquante plaquettes d'outil utilisées lors des essais de coupe ont été inspectées à l'aide d'une binoculaire. Dans un premier temps, la morphologie globale des usures en dépouille et en coupe a été observée.

La Figure 4-13 présente les deux détériorations types représentatives de l'ensemble des plaquettes.

Les usures sur les faces de coupe et de dépouille présentées sur la Figure 4-13a montrent des endommagements conventionnels de la plaquette :

- La face de coupe présente des traces d'usure provoquées par le frottement du copeau. Il s'en suit la présence de la matière collée de façon prépondérante à une certaine distance de

l'arête. Ce collage de matière tend à s'éloigner du bord de l'arête au fur et à mesure que la profondeur de l'outil en contact avec la matière usinée est grande.

- La face de dévaille a subi une usure de largeur constante sur toute la zone en contact avec la matière usinée.

Ces morphologies d'usure ont été obtenues principalement pour des conditions de coupe appartenant au domaine COM ou pour des vitesses de coupe et des avances plus faibles que les limites basses de ce domaine comme le montre la Figure 4-14a.

La Figure 4-13b illustre des usures sévères. Contrairement à la plaquette précédente, en plus du collage de matière sur la face de coupe, l'endommagement principal observé est l'effondrement d'arête. Cette détérioration est aussi visible sur la face de dévaille. De plus, une grande quantité de matière collée sur la face de dévaille est visible à proximité de l'arête. Les parties usées les plus éloignées de l'arête ne comportent pas de Ti-6Al-4V adhérent. Ces usures sévères ont été produites lors d'usinages dans des conditions de coupe importantes généralement hors COM comme le présente la Figure 4-14a.

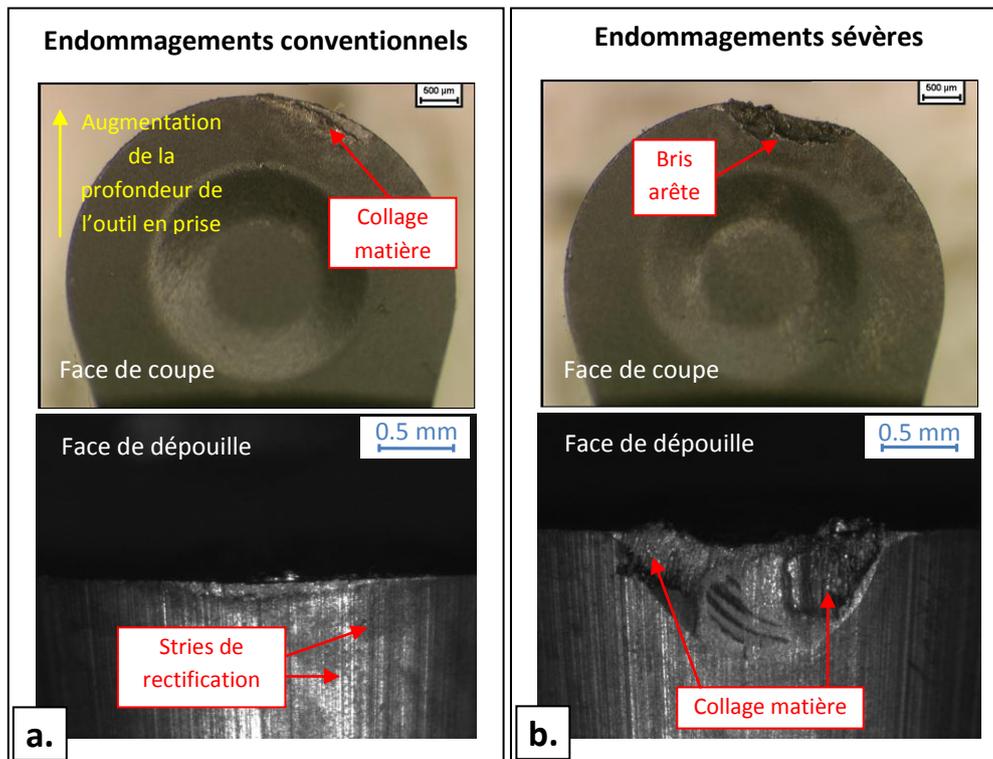


Figure 4-13 : Photos des faces de coupe et de dévaille d'une plaquette ayant subi des endommagements conventionnels [$V_c = 165$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr] (a.) et des endommagements sévères [$V_c = 300$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr] (b.)

Les valeurs des usures en dévaille obtenues pour les essais de cartographie $V_c - f$ sont répertoriées dans la Table 4-5. Ces mesures ont été obtenues par l'intermédiaire d'une binoculaire dont la résolution est de 0.005 mm. Il est noté que l'usure en dévaille croît avec la vitesse de coupe. Qui plus est, elle croît avec l'avance aux faibles vitesses de coupe ($V_c \leq 200$ m/min) et présente un maximum pour $f = 0.15$ mm/tr aux fortes vitesses ($V_c > 200$ m/min).

Usure en dépouille (mm)		Vitesse de coupe (m/min)									
		35	80	125	165	200	250	300	350	400	450
Avance (mm/tr)	0.05	0.01	0.015	0.025	0.035	0,04	0.15	0.165	0.2	1.22	1.435
	0.15	0.035	0.065	0.095	0,07	0.11	0.68	1.11	1.34	1.68	1.64
	0.25	0.06	0.085	0.09	0,1	0.11	0.62	0.82	1.08	1.5	1.65
	0.375	0.07	0.1	0.1	0,14	0.14	0.64	0.84	0.98	1.34	1.44
	0.5	0.085	0.095	0.115	0,14	0.145	0.52	0.74	0.82	1.1	1.29

Table 4-5 : Synthèse des usures en dépouille produites lors des essais de cartographie Vc - f en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance

Il est noté enfin que l'usure en dépouille augmente de façon brusque entre 200 m/min et 250 m/min comme montré en Figure 4-14b. Sachant que le rebut de l'outil est effectif pour un V_B de 0.3 mm (critère de réforme d'un outil en vigueur chez SNECMA), les plaquettes ayant usinée à des vitesses de coupe supérieures à $V_c = 200$ m/min et des avances plus grandes que $f = 0.05$ mm/tr seraient rebutées.

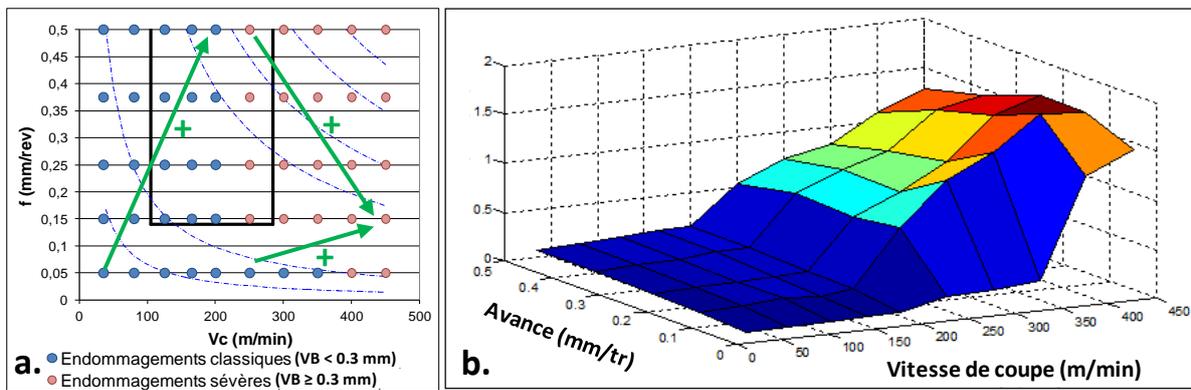


Figure 4-14 : (a.) Cartographie Vc - f des usures en dépouille acceptables ($V_B < 0.3$ mm) et non acceptables ($V_B \geq 0.3$ mm)
(b.) Evolution de l'usure en dépouille produite lors des essais de cartographie Vc - f en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance

L'évolution rapide de l'usure en V_B en fonction des conditions de coupe correspond à l'apparition d'usures sévères sur les plaquettes. De fortes usures en dépouille sont induites par des modes d'endommagement atypiques. Il peut être observé dans le document annexe à cette thèse, relatif aux endommagements de l'outil, que lors de la phase d'usure catastrophique, l'arête de coupe s'est fortement déformée conduisant à l'apparition de fissures sur la face de coupe. Ces dernières se propagent ensuite dans la direction de la face de dépouille et amènent à une rupture d'une partie de l'arête de l'outil comme celle présentée sur la Figure 4-13b. Avant ce bris d'outil, la déformation de l'arête facilite très certainement le collage de matière sur la face de dépouille. Il peut être alors supposé que pour les conditions de coupe les plus sévères, les contraintes thermomécaniques appliquées sur l'outil provoquent une déformation de l'arête dès le début de l'usinage amenant à des endommagements sévères.

5.3 Etude des signaux de surveillance

L'étude des signaux de surveillance a pour but dans un premier temps de retenir les signaux les plus pertinents vis-à-vis des défauts générés. Ensuite, de ces signaux, des critères quantitatifs seront recherchés afin de les corréliser avec l'intégrité matière. In fine, cette étude devrait pouvoir fournir des éléments de réponse afin de mieux comprendre les phénomènes qui se seront déroulés lors de la coupe.

En premier lieu, un dépouillement qualitatif de ces signaux a été effectué et des morphologies types ont été identifiées. Les Figures 4-15 présentent les différents signaux d'efforts radiaux F_r rencontrés lors des essais de coupe. Ces signaux, comme tous ceux qui seront montrés dans la suite de ce mémoire ont été filtrés avec un filtre passe bas dont la fréquence de coupure est supérieure au temps que met le lopin pour réaliser deux rotations. Pour chacune de ces figures, l'échelle d'effort et de temps ne sont pas les mêmes. Ces quatre morphologies de signaux sont représentatives de celles obtenues pour l'ensemble des signaux d'efforts et de déplacements acquis lors des essais de cartographie $V_c - f$.

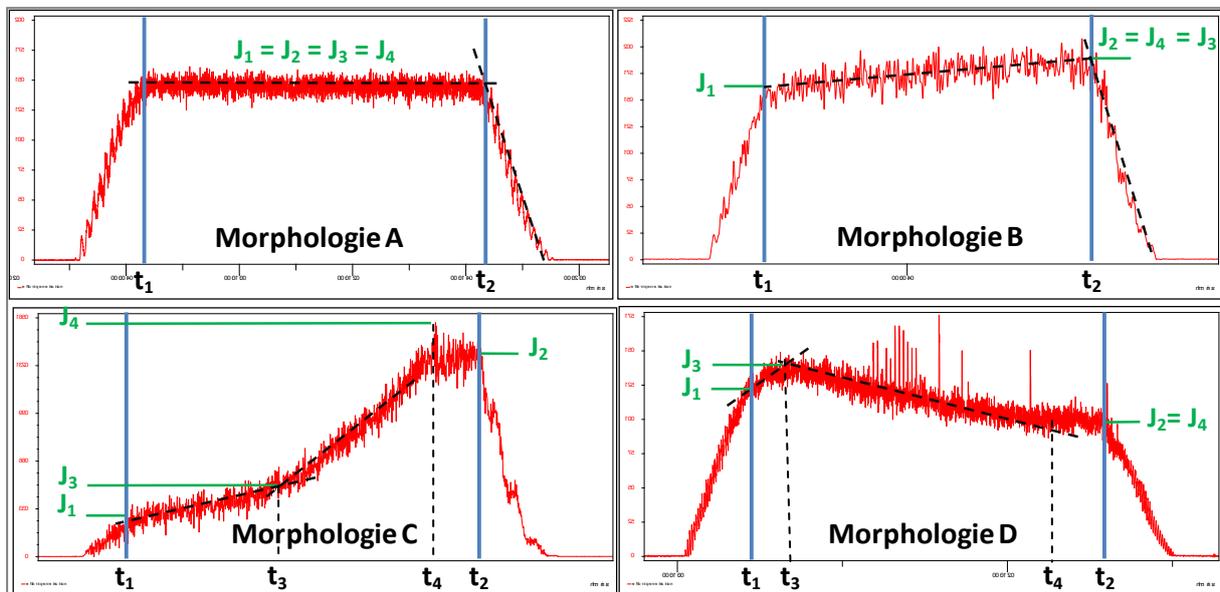


Figure 4-15 : Différentes morphologies de signaux rencontrés lors des essais de coupe $V_c - f$ avec leurs paramètres J_1, J_2, J_3 et J_4 associés (exemple de l'effort radial)

Quatre paramètres notés J_1, J_2, J_3 et J_4 associés à des temps d'usinage t_1, t_2, t_3 et t_4 ressortent de ces signaux et permettent de les caractériser. Leur signification est la suivante :

- J_1 représente la valeur moyenne du signal dès que l'arête de l'outil est rentrée entièrement dans la matière à usiner.
- J_2 est la valeur moyenne du signal dès le moment où l'arête de l'outil commence à sortir de la matière usinée.
- J_3 correspond à la valeur moyenne du signal au niveau du premier point d'inflexion.
- J_4 est la valeur moyenne correspondant au maximum ou au minimum du signal après que le premier point d'inflexion J_3 ait été rencontré.

Pour chaque critère, la valeur moyenne du signal est mesurée sur une durée équivalente à deux rotations effectuées par le lopin.

L'ensemble des morphologies de signaux peuvent être différenciées par ces quatre paramètres aux travers des relations répertoriées dans la Table 4-6 :

Morphologie A	Morphologie B	Morphologie C	Morphologie D
$J_1 = J_2^*$	$J_1 \neq J_2$	$J_1 \neq J_2$	$J_1 \neq J_2$
$J_2 = J_3$	$J_2 = J_3$	$J_2 \neq J_3$	$J_2 \neq J_3$
$J_3 = J_4$	$J_3 = J_4$	$J_3 < J_4$	$J_3 > J_4$

Table 4-6 : Relation entre les paramètres J_1 , J_2 , J_3 et J_4 permettant de différencier les morphologies types des signaux

En pratique, la morphologie A n'existe pas même dans le domaine COM. En effet, il est très compliqué d'obtenir un signal constant lors de l'usinage pour des raisons liées à la coupe (usure d'outil, événements aléatoires,...) ou au moyen de surveillance (dérive du signal). Ainsi, le paramètre J_1 n'est jamais strictement égal à J_2 . Toutefois, pour pouvoir différencier les morphologies A et B et après une étude qualitative de l'ensemble des signaux, les paramètres J_1 et J_2 seront considérés identiques si la valeur de J_2 est comprise entre 0.98 et 1.02 J_1 pour les efforts. Concernant les déplacements, la dérive des capteurs est forte pour des longs temps d'acquisition. De plus, des sauts brusques du signal apparaissent dont la cause n'est pas clairement établie. Il est donc compliqué de repérer des signaux de morphologie A pour les conditions de coupe les plus faibles où l'usinage est le plus long. Ce type de morphologie ne sera donc finalement pas pris en compte dans le cas des signaux de déplacements.

La Figure 4-16 présente les cartographies des morphologies des signaux en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance. L'acquisition des signaux n'ayant pas pu être réalisée lors de l'usinage à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr, aucune information n'est donnée pour cette condition de coupe. De même, les signaux de déplacements selon la direction d'avance n'ont pas pu être exploités pour $V_c = 200$ m/min, $f = 0.05$ mm/tr et $V_c = 200$ m/min, $f = 0.15$ mm/tr.

La comparaison de ces cartographies souligne que celles associées aux efforts radiaux et axiaux sont quasiment semblables, mis à part pour la condition de coupe $V_c = 200$ m/min et $f = 0.375$ mm/tr. Sachant que la plaquette est ronde, le comportement de la coupe est identique dans les deux directions perpendiculaires à la coupe ce qui explique ce résultat.

L'évolution des signaux d'efforts est généralement stable (morphologie A) pour des vitesses de coupe et des avances aussi faibles que les limites basses du domaine défini par la méthode COM. De plus, une vitesse de coupe limite $V_{c_{lim}}$ comprise entre 200 et 250 m/min et une avance limite f_{lim} entre 0.05 et 0.15 mm peuvent être identifiées à partir de ces cartographies. Au-delà de ces valeurs, il existe un domaine où les morphologies des signaux sont de type C ou D, soient très différentes des types A ou B précédents. Les morphologies sont de type C pour les trois efforts et le déplacement selon la direction de coupe et de type D pour le déplacement selon la direction d'avance. Les morphologies des signaux du domaine COM ont tendance à être de type B pour les vitesses de coupe les plus faibles et de type C ou D pour les plus fortes.

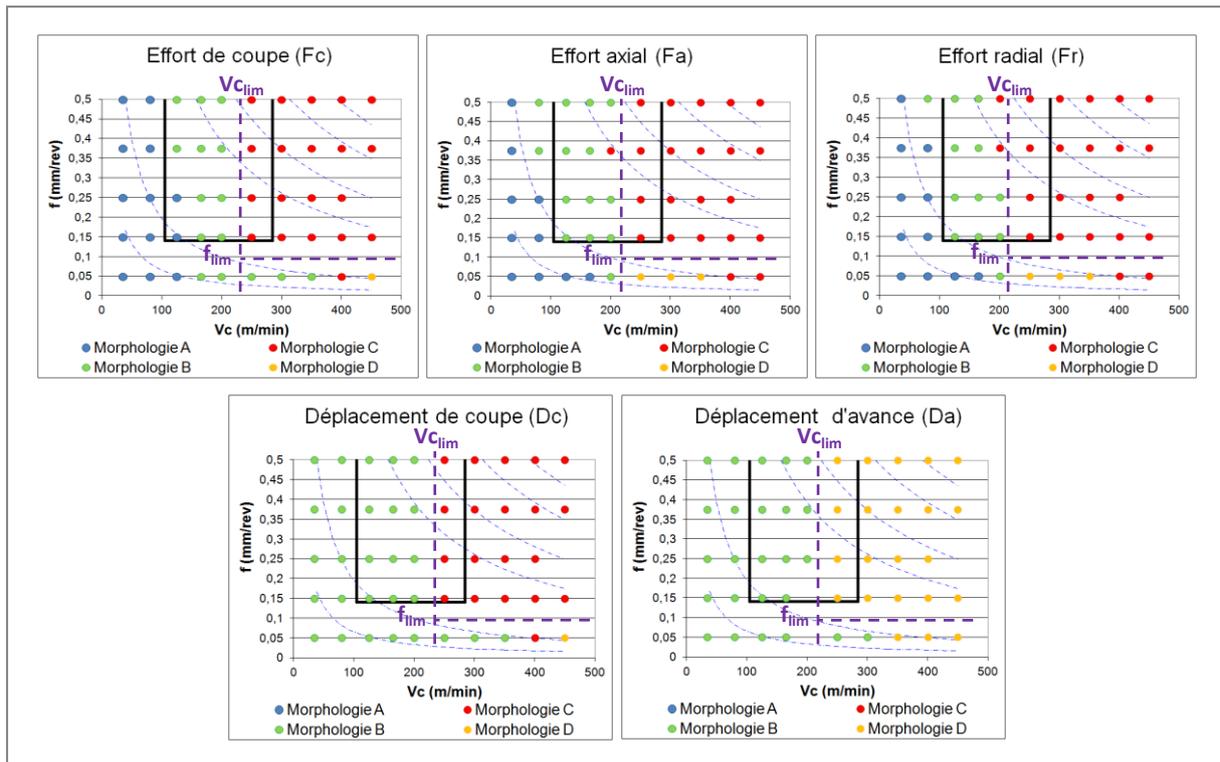


Figure 4-16 : Cartographies des morphologies types des différents signaux de surveillance en fonction de la vitesse de coupe et de l’avance

La Figure 4-17a présente les signaux d’efforts obtenus pour la condition de coupe $V_c = 125 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$ faisant partie de la limite basse en vitesse de coupe du domaine COM. Ces signaux sont représentatifs de ceux enregistrés pour une vitesse de coupe inférieure à $V_{c_{lim}}$. Les Figures 4-17b et 4-17c montrent les signaux de ces mêmes efforts obtenus pour $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$, soit la limite haute en vitesse de coupe du domaine COM. L’évolution de ces signaux est représentative de la morphologie de type C.

Dans le premier cas (Figure 4-17a), les signaux sont pratiquement stables. L’effort prépondérant est en règle générale celui de coupe. La différence entre l’effort de coupe et l’effort radial ($F_c - F_r$) tend à se minimiser lorsque l’avance diminue à vitesse de coupe identique.

Pour des vitesses de coupe supérieures à $V_{c_{lim}}$ (Figure 4-17b), l’évolution des efforts axiaux et radiaux possède des similitudes liées à la forme ronde de la plaquette. Au début de l’usinage, l’effort de coupe est légèrement plus important que les deux autres efforts. Néanmoins, au cours de l’usinage, la valeur de l’effort axial et surtout celle de l’effort radial augmentent brusquement. L’effort radial devient alors prépondérant et atteint des valeurs nettement supérieures aux deux autres efforts.

Afin de bien mettre en évidence ces différences, la Figure 4-17d illustre la variation de la valeur du paramètre J_4 en fonction de la vitesse de coupe pour une avance de 0.375 mm/tr . Des résultats proches ont été obtenus pour les avances de 0.15 , 0.25 et 0.5 mm/tr tant que les morphologies des efforts sont de type A, B et C. Il s’ensuit que pour des vitesses de coupe inférieures à $V_{c_{min}} = 105 \text{ m/min}$, J_4 est stable. Pour $V_{c_{min}} < V_c < V_{c_{lim}}$, la valeur maximale atteinte par les efforts axiaux et radiaux augmente de façon linéaire avec l’élévation de la vitesse de coupe alors que l’effort

de coupe reste stable. Pour $V_c > V_{c_{lim}}$, une forte augmentation de J_4 est notée pour l'effort radial. Cette tendance est observée dans une moindre mesure pour l'effort axial et pour l'effort de coupe.

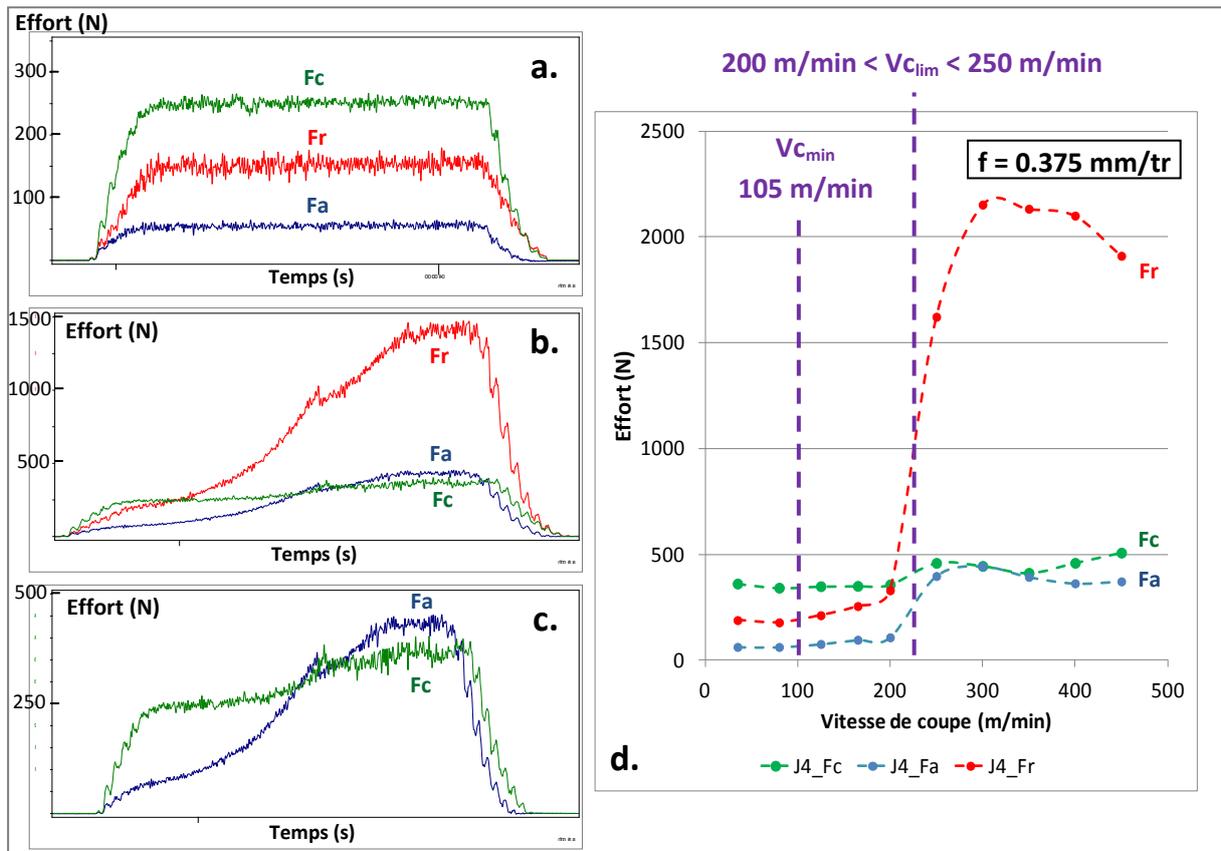


Figure 4-17 : Signaux d'efforts obtenus lors des essais de coupe réalisés respectivement à $V_c = 125$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr, $t_{usi} = 12.4$ s (a.) et $V_c = 250$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr, $t_{usi} = 6.22$ s (b.) et (c.) Evolution de la valeur maximum atteinte par les efforts (J_4) en fonction de la vitesse de coupe pour $f = 0.375$ mm/tr (d.)

La Figure 4-18a présente les signaux enregistrés par les capteurs de déplacement selon les directions de coupe (D_c) et d'avance (D_a), lors de l'essai à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. Les lignes pointillées en violet représentent le début et la fin de l'usinage. Le déplacement moyen du porte-outil est de quelques micromètres selon la direction de coupe et se rapproche du capteur dans le sens de l'effort appliqué sur l'outil. Aucune constatation ne peut être faite concernant le signal enregistré suivant la direction d'avance car son intensité est très faible (inférieure au micromètre) et est noyé dans le bruit de fond.

La Figure 4-18b montre l'évolution des déplacements mesurés pour une vitesse de coupe égale à 250 m/min et pour une avance de 0.25 mm/tr. La morphologie des signaux de déplacements sont de type C selon la direction de coupe et de type D selon la direction d'avance. Au début de l'usinage, le déplacement D_c du porte-outil varie dans le même sens que l'effort de coupe appliqué. Puis, la tendance s'inverse et le déplacement s'effectue dans le sens opposé de l'effort de coupe jusqu'à atteindre un maximum et se stabiliser. La toute dernière décroissance finale correspond au désengagement de l'outil. Ce résultat atypique sera expliqué dans la suite du mémoire. Le déplacement selon D_a du porte-outil s'effectue dans le sens de l'effort d'avance appliqué sur la plaquette tout au long de l'usinage jusqu'au désengagement de l'outil en fin d'usinage. La valeur

maximale du déplacement dépasse 10 μm dans certains cas. Ainsi, D_a est prépondérant devant D_c , contrairement au cas montré en Figure 4-18a. Ces résultats sont généralement représentatifs des signaux acquis pour des vitesses de coupe supérieures à $V_{c_{lim}}$ et pour des avances plus grandes que f_{lim} .

Les Figures 4-18c et 4-18d illustrent l'évolution de J_1 et J_4 , respectivement pour le déplacement suivant la direction de coupe et la direction d'avance. Les valeurs de ces paramètres sont tracées en fonction de la vitesse de coupe pour une avance de 0.15 mm/tr. Ces graphiques montrent que pour $V_c > V_{c_{lim}}$, la valeur maximale (J_4) atteinte par D_c est systématiquement positive et se stabilise pour $V_c = 300$ m/min avant de chuter au-delà de $V_c = 400$ m/min. Par contre, le déplacement D_c au début de l'usinage (J_1) devient de plus en plus important au fur et à mesure que la vitesse de coupe augmente. Des tendances similaires mais de signe opposé sont observées pour le déplacement axial. Ces mêmes évolutions de D_c et D_a en fonction de la vitesse de coupe sont rencontrées pour des avances de 0.25, 0.375 et 0.5 mm/tr.

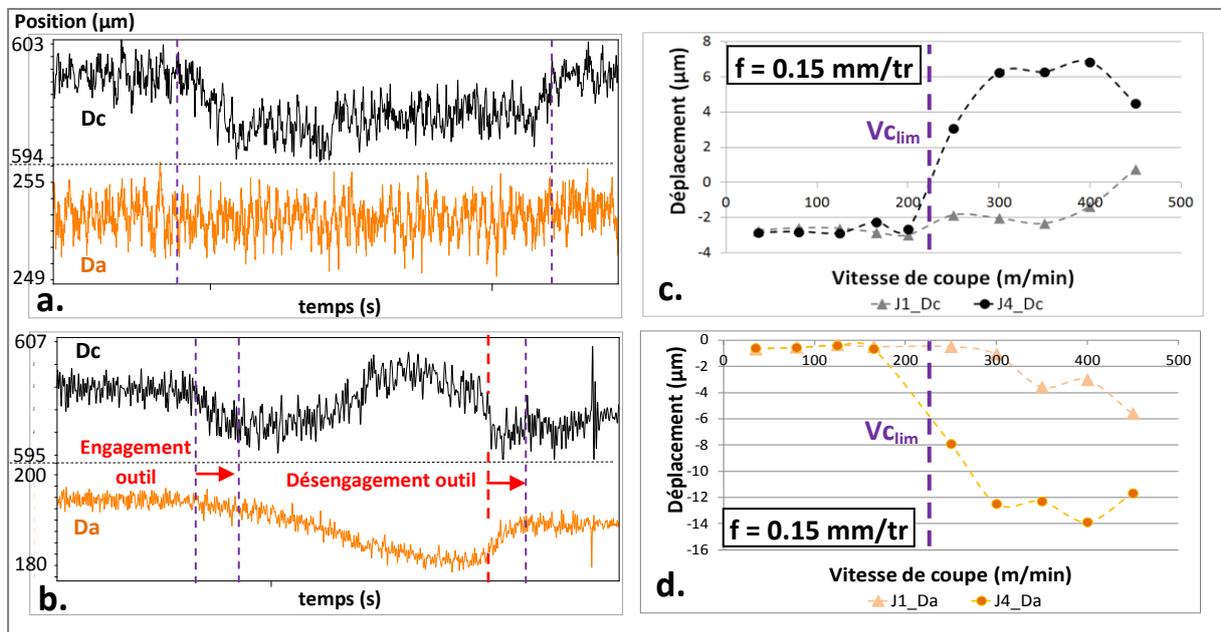


Figure 4-18 : (a.) et (b.) Signaux de déplacement obtenus lors des essais de coupe réalisés à $V_c = 125$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr, $t_{usi} = 12.4$ s et $V_c = 250$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr, $t_{usi} = 6.22$ s (c.) et (d) Evolution du déplacement selon les directions de coupe (D_c) et d'avance (D_a) du porte-outil en début d'usinage (J_1) et de la valeur maximale ou minimale atteinte (J_4) en fonction de la vitesse de coupe pour $f = 0.15$ mm/tr

La Figure 4-19a présente les signaux d'effort et de déplacement selon la direction de coupe pour $V_c = 125$ m/min et $f = 0.375$ mm/tr proche de la limite basse en vitesse de coupe du domaine COM. Il est constaté que leur évolution est similaire : le porte-outil se déplace selon la direction de l'effort de coupe appliqué sur l'outil. Ce résultat est cohérent : en effet, en supposant que le système {outil + porte-outil} présente une raideur k et que le porte-outil ne se déforme pas, il peut être admis que $F_c = k D_c$ pour de faibles déplacements. Cette relation est observée sur les signaux des essais dont les vitesses de coupe sont inférieures à $V_{c_{lim}}$.

La Figure 4-19b présente les signaux d'effort et de déplacement selon la direction de coupe pour $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr. Cette figure montre que la corrélation entre les deux signaux se vérifie uniquement au début de l'essai. Par la suite, le déplacement du porte-outil continue à s'amplifier alors que l'effort de coupe se stabilise. Par contre, pour cette même condition de coupe, la Figure 4-19c démontre que les signaux de l'effort radial et du déplacement selon la direction de coupe suivent la même évolution tout au long de l'usinage. Ainsi, l'évolution de D_c n'est pas seulement causée par l'effort de coupe mais principalement par l'effort radial. Cette corrélation est observée dans le domaine défini par des conditions de coupe supérieures à $V_{c_{lim}}$ et f_{lim} . Ce résultat sera expliqué dans la suite de ce mémoire lors de la discussion finale du Chapitre 5.

De même, d'autres corrélations ont pu être faites pour les signaux d'effort et de déplacement acquis suivant la direction d'avance. Par exemple, pour des vitesses de coupe supérieures à $V_{c_{lim}}$, les signaux de déplacement et d'effort selon la direction d'avance sont semblables mais de signe opposé. Ils sont présentés en Figure 4-19d et correspondent à un usinage réalisé à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. Pour toute augmentation ou diminution de l'effort d'avance, le porte-outil tend respectivement à se rapprocher ou s'éloigner du capteur CF. Ce phénomène implique l'existence d'une corrélation qualitative entre le déplacement et l'effort selon la direction d'avance.

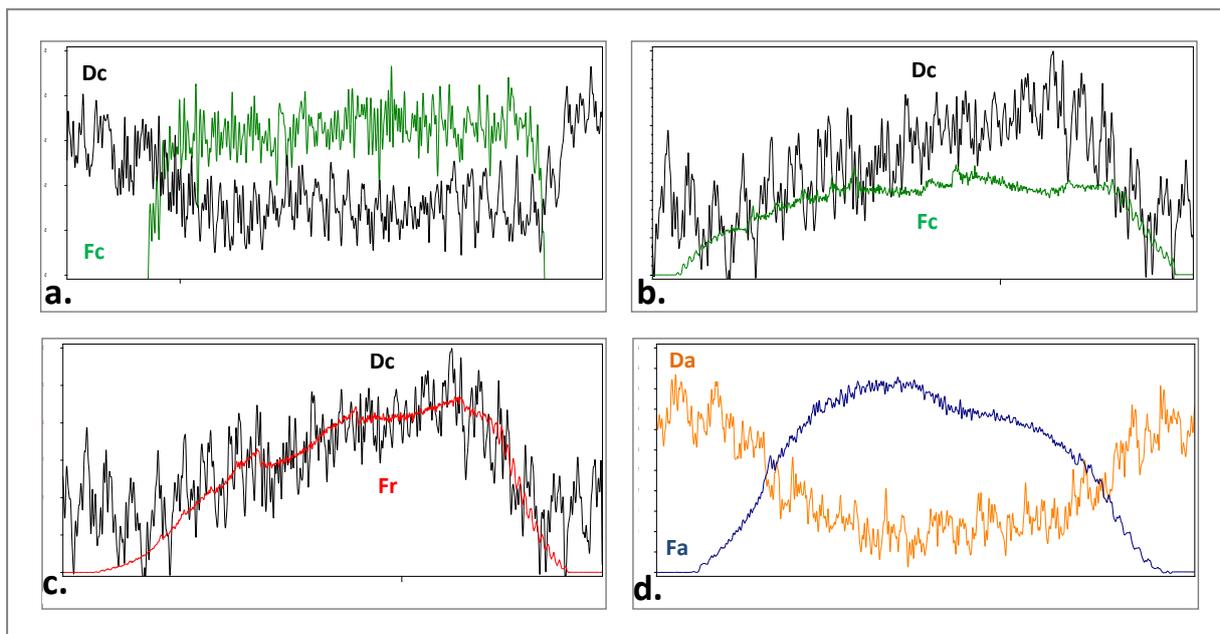


Figure 4-19 : Signaux de déplacements et d'efforts obtenus lors des essais réalisés à $V_c = 125$ m/min, $f = 0.375$ mm/tr, $t_{usi} = 8.29$ s (a.) ; $V_c = 350$ m/min, $f = 0.15$ mm/tr, $t_{usi} = 7.40$ s (b.) ; $V_c = 350$ m/min, $f = 0.15$ mm/tr, $t_{usi} = 7.40$ s (c.) et $V_c = 350$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr, $t_{usi} = 4.44$ s (d.)

5.4 Bilan des essais de cartographie $V_c - f$

L'étude des usures en V_B d'outil et des signaux des moyens de surveillance ont permis d'identifier les trois domaines de conditions de coupe suivants :

- Le domaine 1 regroupe les conditions de coupe dont la vitesse de coupe est inférieure à $V_{c_{lim}}$
- Le domaine 2 constitué des trois vitesses de coupe $V_c = 250, 300$ et 350 m/min et une même avance $f = 0.05$ mm/tr
- Le domaine 3 composé des conditions de coupe dont la vitesse de coupe et l'avance sont respectivement supérieures à $V_{c_{lim}}$ et f_{lim} auxquelles les conditions de coupe $V_c = 400$, et 450 m/min pour $f = 0.05$ mm/tr sont rajoutées.

Les caractéristiques de ces domaines sont répertoriées dans la Table 4-7.

		Domaine 1	Domaine 2	Domaine 3
Usure	Endommagement	Classique		Sévère
	Valeur	$V_B < 0.3$ mm		$V_B > 0.3$ mm
Moyens de surveillance	Effort de coupe	Morphologies A/B	Morphologie B	Morphologie C
	Effort axial	Morphologies A/B	Morphologie D	Morphologie C
	Effort radial	Morphologies A/B	Morphologie D	Morphologie C
	Déplacement selon la coupe	Morphologie B	Morphologie B	Morphologie C
	Déplacement selon l'avance	Morphologie B	Morphologies B/D	Morphologie D
	Corrélations	- F_c et D_c - F_a et D_a	Non traité	- F_r et D_c - F_a et D_a

Table 4-7 : Synthèse des résultats concernant les usures d'outil en dépouille et les signaux des moyens de surveillance

Le domaine 1 correspond à des usinages dont les conditions de coupe ont une vitesse de coupe inférieure à $V_{c_{lim}}$. Après l'essai de coupe, les plaquettes observées ont des endommagements conventionnels (aucun bris d'outil, aucune fissuration,...) et les valeurs des usures en dépouille sont inférieures au critère de rebut $V_B = 0.3$ mm en vigueur chez Snecma. Les signaux d'efforts sont linéaires ce qui correspond à une évolution normale. De plus, les corrélations entre efforts et déplacements sont clairement avérées. Ce résultat démontre qu'une flexion du porte-outil proportionnelle à l'effort appliqué intervient selon les directions de coupe et d'avance. Ce phénomène est conforme aux attentes et est le signe que la coupe se déroule correctement. Le domaine 2 ne possède pas de singularités majeures par rapport au domaine 1. Seules les morphologies de certains signaux changent, les valeurs atteintes par les paramètres J_i restent par contre du même ordre de grandeur que ceux identifiés dans le domaine 1.

En revanche, le domaine 3 est très différent des deux premiers : les usures générées sont sévères et l'évolution des signaux ainsi que les valeurs d'efforts et de déplacements sont bien supérieures à celles des domaines 1 et 2. Il peut donc être affirmé que l'usinage se déroule dans des conditions fortement dégradées et que la probabilité de produire des anomalies matière sont très grandes. C'est pourquoi, une attention particulière sera apportée aux conditions de coupe de ce domaine afin de comprendre les singularités d'évolution des efforts et des déplacements dans le chapitre suivant. Plus particulièrement, une compréhension des phénomènes de coupe du Ti-6Al-4V va être proposée par l'observation des anomalies géométriques générées à la surface de la pièce usinée.

Chapitre 5 : Etude des défauts géométriques et de surface

1	<i>Étude macroscopique : défauts géométriques.....</i>	<i>149</i>
1.1	Déviat[i]on de surface.....	149
1.2	Bavure	151
1.3	Repli.....	154
1.4	Bilan de l'étude des défauts macroscopiques	157
2	<i>Etude microscopique : défauts de surface</i>	<i>158</i>
2.1	Présentation des anomalies	158
2.2	Evolution des anomalies de surface en fonction des conditions de coupe.....	162
2.3	Bilan de l'étude des défauts microscopiques	167
3	<i>Analyses des défauts géométriques et de surface</i>	<i>170</i>
3.1	Anomalies géométriques et de surface.....	170
3.2	Combinaison de défauts	170
3.3	Sévérité métallurgique	171
3.4	Evolution des défauts géométriques et de surface et identification des phénomènes liés à la coupe	173
4	<i>Conclusion</i>	<i>180</i>

Abréviations	Dénominations	Unités
ACCENT	Adaptative Control of manufaCturing processes for a new gEneration of jet engiNe componentTs	-
a_e	Longueur de l'entaille	mm ou μm
b_e	Distance entre le fond de deux entailles successives dans le modèle du facteur de concentration de contraintes d'Andrews et Sehitoglu	mm ou μm
BMC	Bande de Matière Cisailée	-
BSE	Back Scattered Electrons	-
c_e	Profondeur de l'entaille	mm ou μm
CCI	Collage de Copeaux Isolés	-
COM	Couple Outil Matière	-
D_c	Déplacement selon la direction de coupe	μm
DS	DéviatiOn de Surface	mm
F_r	Effort radial	N
f	Avance par tour	mm.tr^{-1}
f_{lim}	Avance limite au-delà de laquelle la morphologie des signaux est de type C ou D	mm.tr^{-1}
h_c^{min}	Epaisseur minimale du copeau	mm
J_1, J_2, J_3, J_4	Paramètres permettant de caractériser la morphologie des signaux de surveillance	N ou μm
$J4_Fr, J4_Dc, 4_Da$	Valeurs associées aux paramètres J4 des signaux d'effort radial, du déplacement selon la direction de coupe et du déplacement selon la direction d'avance	N, $\mu\text{m}, \mu\text{m}$
K_t	Facteur de concentration de contraintes	-
L_u	Longueur usinée selon la direction d'avance	mm
ManHIRP	Integrating process controls with Manufacturing to produce High Integrity Rotating Parts for modern gaz turbines	-
MEB	Microscope Electronique à Balayage	-
R_a	Rugosité arithmétique (moyenne arithmétique des écarts du profil de rugosité)	μm
R_e	Rayon à fond d'entaille	mm ou μm
R_t	Rugosité totale (hauteur totale entre le pic le plus haut et la vallée la plus profonde du profil de rugosité)	μm

$R_{\text{théo}}$	Rugosité totale théorique	μm
r_{ε}	Rayon du bec de l'outil ou rayon de courbure d'arête de l'outil	μm
SE	Secondary Electrons	-
V_B	Usure en dépouille (usure frontale de l'arête de coupe)	mm
$V_{B\text{max}}$	Valeur de l'usure en dépouille maximale au-delà de laquelle l'outil est réformé	mm
V_c	Vitesse de coupe	m.min^{-1}
$V_{c\text{lim}}$	Vitesse de coupe limite au-delà de laquelle la morphologie des signaux est de type C ou D	m.min^{-1}
$V_{c\text{max}}$	Vitesse de coupe maximale définie par les essais COM	m.min^{-1}
ZATM	Zone Affectée Thermo-Mécaniquement	-

Introduction

Ce paragraphe traite des défauts géométriques et de surface produits sur les lopins de Ti-6Al-4V pendant les essais de cartographie Vc - f. Ces anomalies matière représentent l'ensemble des défauts pouvant être observés et mesurés sur la surface de la matière usinée. Les analyses réalisées sont donc non destructives.

Pour des raisons de commodité, sachant que les dimensions des lopins utilisés pour les essais sont importantes, des prélèvements d'échantillons ont été réalisés pour pouvoir observer plus facilement les défauts. Qui plus est, afin de facilement les illustrer et les caractériser, des coupes micrographiques ont été effectuées. Néanmoins, la plupart des anomalies qui vont être décrites auraient pu être détectées et caractérisées par des moyens non destructifs.

L'analyse des défauts géométriques et de surface a pour premier objectif de répertorier l'ensemble des anomalies et de les classer en fonction des conditions de coupe. Ainsi, une cartographie des anomalies en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance sera établie. Une quantification de certains de ces défauts sera réalisée. Le deuxième objectif consiste à comprendre la façon dont sont produites ces anomalies lors de l'usinage. Plus particulièrement, leur qualification va conduire à mieux comprendre les phénomènes opérant lors de la coupe.

L'étude se divise donc en deux parties. La première consiste dans l'investigation des défauts macroscopiques. Il s'agit des défauts géométriques de dimensions importantes (du dixième de millimètre au millimètre). Ces derniers sont détectables par inspection visuelle ou par microscope optique et sont mesurables à l'aide d'un profilomètre. La seconde partie consiste dans l'observation des défauts microscopiques dont les dimensions sont de l'ordre du micromètre à la dizaine de micromètre. On entend par défaut de surface un défaut géométrique de taille microscopique uniquement observable au microscope électronique à balayage (MEB).

1 Étude macroscopique : défauts géométriques

1.1 Déviation de surface

En tournage, le défaut dit de déviation de surface se caractérise par une surface usinée dont la génératrice n'est pas parallèle à l'axe du lopin. Il peut provenir des phénomènes liés à la coupe, du recul de l'arête provoqué par l'usure de l'outil ou d'un défaut de parallélisme du tour. En règle générale, l'amplitude de cette déviation de surface est très faible lorsque l'usinage se déroule correctement.

Les profils des surfaces usinées lors des essais de cartographie $V_c - f$ ont été mesurés selon la direction d'avance à l'aide d'un profilomètre (précision de l'ordre du dixième de micromètre). Ces profils ont été effectués directement sur le lopin et non sur des éprouvettes prélevées afin d'éviter l'introduction d'un défaut de battement simple causé par la découpe.

La Figure 5-1a présente le profil obtenu après un usinage dans le domaine COM pour $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. La déviation de la surface usinée est constituée de deux zones : la première consiste en une augmentation linéaire du diamètre du lopin puis la seconde en sa stabilisation. Cette évolution est probablement la conséquence du rodage de la plaquette suivi de la stabilisation de la géométrie locale de l'arête. Le défaut de déviation de surface est de l'ordre de quelques micromètres et s'accompagne de ressauts comme celui repéré sur la Figure 5-1a. La coupe micrographique réalisée selon la direction d'avance montre clairement l'évolution du profil.

Un travail identique a été mené pour une surface usinée dans une condition de coupe sévère à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. Le profil présenté sur la Figure 5-1b montre une phase d'augmentation du diamètre usiné en deux temps suivi d'une brusque décroissance en fin d'usinage. Ce profil est caractéristique de conditions de coupe sévères appartenant au domaine 3 défini dans la Table 4-6. Contrairement au profil précédent (Figure 5-1a), la déviation de surface peut atteindre 350 μm comparé aux 10 μm du profil précédent. Ainsi, la profondeur de passe réellement prise par l'outil n'est plus que de 0.15 mm alors que la valeur programmée est de 0.5 mm. Ce résultat est confirmé par la coupe micrographique présentée en Figure 5-1b. La première phase du profil est très certainement liée en grande partie au recul de l'arête de l'outil lié à l'usure en dépouille alors que la décroissance brutale du profil en fin d'usinage est la conséquence de l'effondrement de la matière à proximité de la gorge. Toutefois, la contribution du recul d'arête (E_α) à cette déviation de surface n'est que de 114 μm soit 1/3 de la différence de hauteur maximale. Aussi, un autre phénomène que celui du recul d'arête doit pouvoir expliquer cette déviation de surface. Un troisième type de profil dont l'évolution est constamment décroissante est repéré (Figure 5-1c). Ces profils sont généralement associés à des épaisseurs copeaux et à des vitesses de coupe en dessous des bornes inférieures du domaine COM, soient pour des conditions de coupe en sous-avance et sous-vitesse.

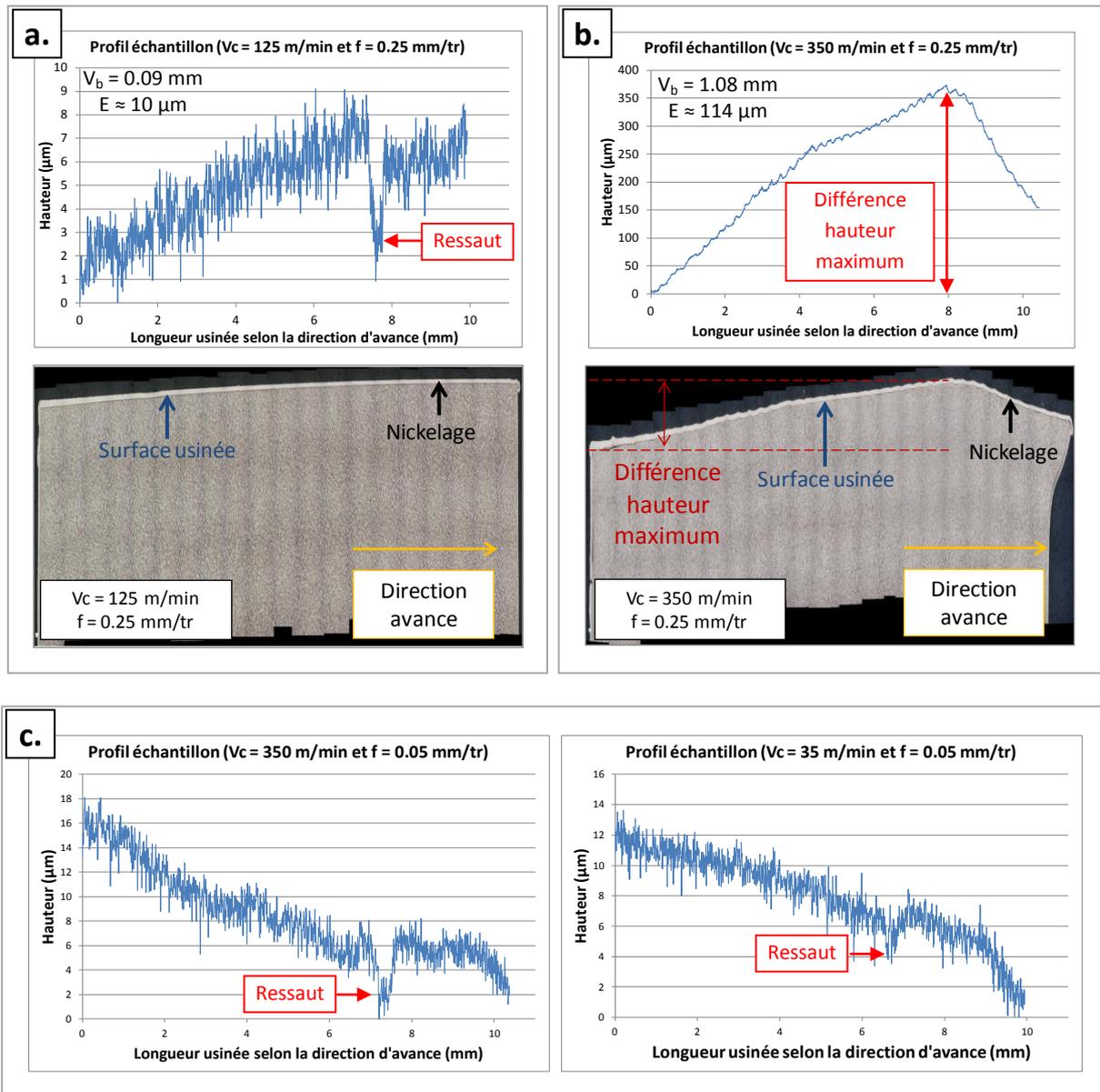


Figure 5-1 : (a.) Profil de la surface usinée à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr
 (b.) Profil de la surface usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr
 (c.) Profils des surfaces usinées à $V_c = 35$ et 350 m/min et $f = 0.05$ mm/tr

Le critère choisi afin de quantifier ce défaut est la valeur maximum de la déviation de surface (DS) représentant la différence de hauteur maximum entre deux points de la surface usinée. La Figure 5-2a présente l'évolution de ce critère en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance. Il est noté qu'une augmentation de DS intervient pour des vitesses de coupe supérieures à $V_{c\lim}$ et pour des avances supérieures à f_{\lim} exceptées pour $V_c = 400$ et 450 m/min (non visibles sur ce graphique). A partir de $V_c = 300$ m/min, DS stagne comme les paramètres $J4_Fr$, $J4_Dc$ et $J4_Da$ et atteint son maximum pour $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr. Pour cette condition de coupe, la déviation de surface maximum est de 379 μ m. Ce résultat est surprenant car on aurait pu penser que DS atteigne un maximum pour les conditions de coupe les plus sévères ($V_c = 450$ m/min, $f = 0.15$ et 0.25 mm/tr), correspondant aux usures en dépouille les plus importantes. Aucune justification n'a pu expliquer ce résultat.

La Figure 5-2b présente la cartographie des déviations de surface en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance. Les flèches vertes indiquent les tendances d'évolution de DS en fonction des conditions de coupe. Cette cartographie présente des similitudes avec celle de l'usure en dépouille V_B (Figure 4-14a). Les valeurs de DS en fonction des conditions de coupe sont répertoriées dans la Table 5-1. Dans le cas de faibles valeurs de DS, le profil semble être lié uniquement à l'usure en dépouille modérée de l'outil. Par contre, concernant les valeurs importantes de DS, le profil est lié à la fois à l'usure excessive de l'outil et à la déformation plastique qu'elle engendre à l'extrême surface de la pièce usinée.

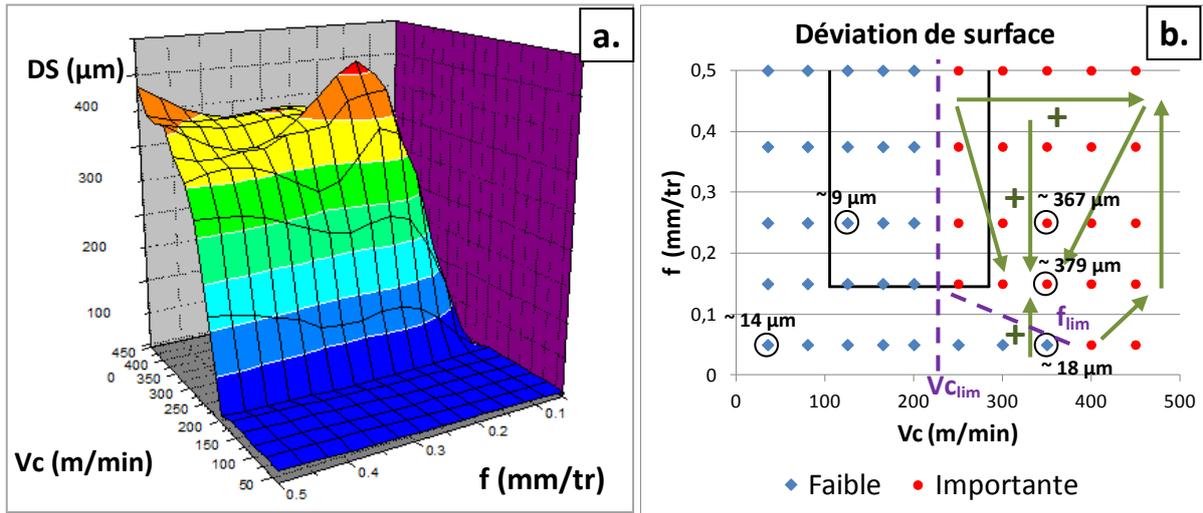


Figure 5-2 : (a.) Déviation maximum de la surface usinée (DS) en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance (b.) Cartographie du défaut de déviation de surface en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance

Déviation de surface (μm)		Vitesse de coupe (m/min)									
		35	80	125	165	200	250	300	350	400	450
Avance (mm/tr)	0.05	14	17	20	15	16	19	13	18	116	213
	0.15	8	21	14	17	12	159	334	379	246	273
	0.25	14	16	9	15	12	141	286	367	318	318
	0.375	13	20	15	15	14	204	298	341	325	329
	0.5	13	22	18	15	22	173	301	340	313	396

Table 5-1 : Synthèse des déviations de surface produites lors des essais de cartographie $V_c - f$ en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance

1.2 Bavure

La bavure est un défaut rencontré dans un grand nombre de procédé d'usinage par enlèvement de matière. Elle est constituée de matière déformée par l'outil en sortie de pièce à la fin de l'usinage (tournage ou perçage) ou en sortie de dent de la matière (fraisage). La bavure induit une perte de la qualité géométrique et est une zone très coupante. Sachant que par définition, l'usinage par outil coupant est un procédé qui utilise la déformation plastique du matériau, ce défaut est systématiquement présent mais reste négligeable tant que l'usure de l'outil est faible. Les

dimensions de la bavure sont variables et dépendent des sollicitations thermomécaniques induites dans la zone de coupe. De ce fait, les conditions de coupe, la géométrie, la nature et le revêtement de l'outil ou le mode de lubrification ont une influence directe sur la taille de la bavure. L'amplitude de ce défaut est à l'image des contraintes thermomécaniques appliquées sur le matériau par l'outil : il peut être utilisé comme critère pertinent afin de caractériser le degré d'intégrité matière d'une pièce comme l'a montré Perrin [PER07] dans le perçage de l'Inconel 718.

La photographie présentée sur la Figure 5-3a montre une vue du profil usiné à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr où la bavure n'a pas pu être identifiée par simple inspection visuelle. Une détection à l'aide d'un profilomètre ou d'un microscope optique permet de la quantifier. La Figure 5-3b présente un profil usiné à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr à partir duquel une bavure massive a été détectée visuellement. Il peut être observé sur cette photographie un profil similaire à celui observé sur la Figure 5-1b.

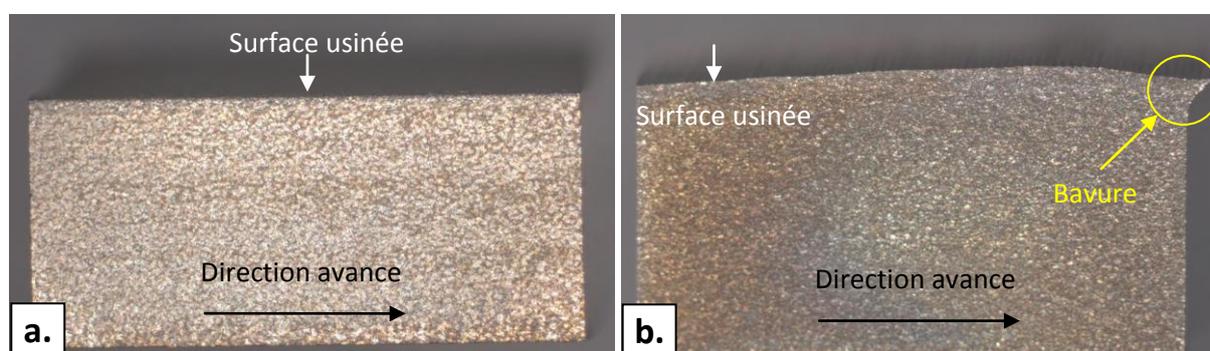


Figure 5-3 : (a.) Profil de la surface usinée à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr
(b.) Profil de la surface usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr montrant une importante bavure en fin d'usinage

Au terme de ces investigations, deux catégories de bavure ont été identifiées : la première dite « classique » correspond aux bavures de faibles dimensions non visibles par inspection visuelle sans l'aide d'un appareil optique et la seconde dite « non classique », correspondant à celles détectables à l'oeil. La Figure 5-4a présente une cartographie de ces deux catégories de bavure en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance. Les bavures importantes dites « non classiques » sont produites pour des vitesses de coupe supérieures à $V_{c_{lim}}$ et des avances plus grandes que f_{lim} . Leurs apparitions s'expliquent en partie par un niveau important de contraintes thermomécaniques lié à de grandes vitesses de coupe. Une bavure importante a été également repérée pour l'usinage réalisé à $V_c = 35$ m/min et $f = 0.05$ mm/tr. Une condition de coupe en sous-avance par rapport au domaine COM combinée à une faible vitesse de coupe amplifie le refus de coupe qui se caractérise par un bruit important lors de l'usinage. Le cumul de ces deux paramètres opératoires induit que la matière n'est plus correctement coupée mais plutôt matée. L'usinage s'assimile alors plus à de l'extrusion de matière car l'épaisseur de copeau est trop petite. Ce phénomène conduit à la formation d'une bavure de longueur importante sur une faible profondeur comme le montre la Figure 5-5. En règle générale, pour les sous-avances, les bavures sont classiques (faibles longueur et profondeur).

Afin de quantifier les bavures, deux paramètres ont été définis : la longueur et la profondeur de la bavure. La Figure 5-4b présente ces deux paramètres à partir d'une coupe micrographique selon la direction d'avance de la bavure produite à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. Afin d'obtenir

des valeurs plus précises, les profondeurs et les longueurs ont été obtenues par mesures directes sur les coupes micrographiques. La profondeur est en général une valeur constante tout au long de la circonférence usinée. Par contre, la longueur est variable car elle peut être affectée par la préparation de la coupe micrographique. Sa valeur doit être considérée comme indicative et non comme une donnée exacte. Les flèches vertes indiquent les tendances d'évolution des dimensions de la bavure en fonction des conditions de coupe.

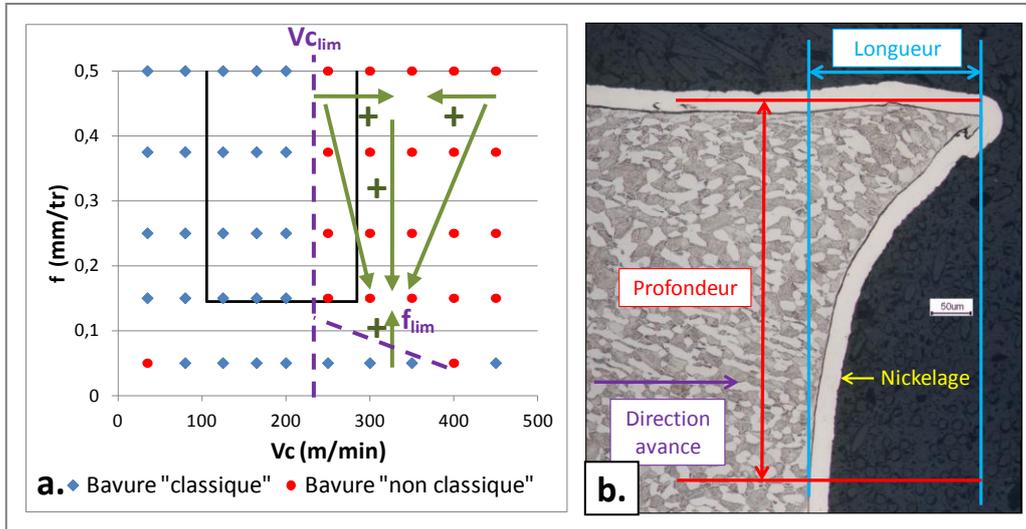


Figure 5-4 : (a.) Cartographie en avance et en vitesse de coupe stipulant le type de bavure (classique/non classique) (b.) Définition des paramètres quantitatifs (profondeur, longueur) décrivant les bavures [$V_c = 250$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr]

La Figure 5-5 présente l'évolution de la longueur et de la profondeur de la bavure en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance. Les valeurs de ces deux paramètres sont répertoriées respectivement dans les Tables 5-2 et 5-3 en fonction des conditions de coupe. De façon similaire au défaut de déviation de surface, lorsque la vitesse de coupe est supérieure à 200 m/min ($V_{c_{lim}}$), la longueur et la profondeur des bavures générées augmentent. La longueur maximale de bavure est égale à 624 μ m pour $V_c = 300$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr et sa profondeur maximale est égale à 907 μ m pour $V_c = 300$ m/min et $f = 0.375$ mm/tr. Les valeurs de ces deux paramètres décroissent au-delà de la vitesse de coupe critique $V_c = 300$ m/min. Quelle que soit la valeur de l'avance, la Figure 5-5b montre que les profondeurs de bavure sont faibles et commencent à devenir non négligeables pour des vitesses de coupe strictement supérieures à 200 m/min. Ce résultat est comparable aux longueurs de bavure.

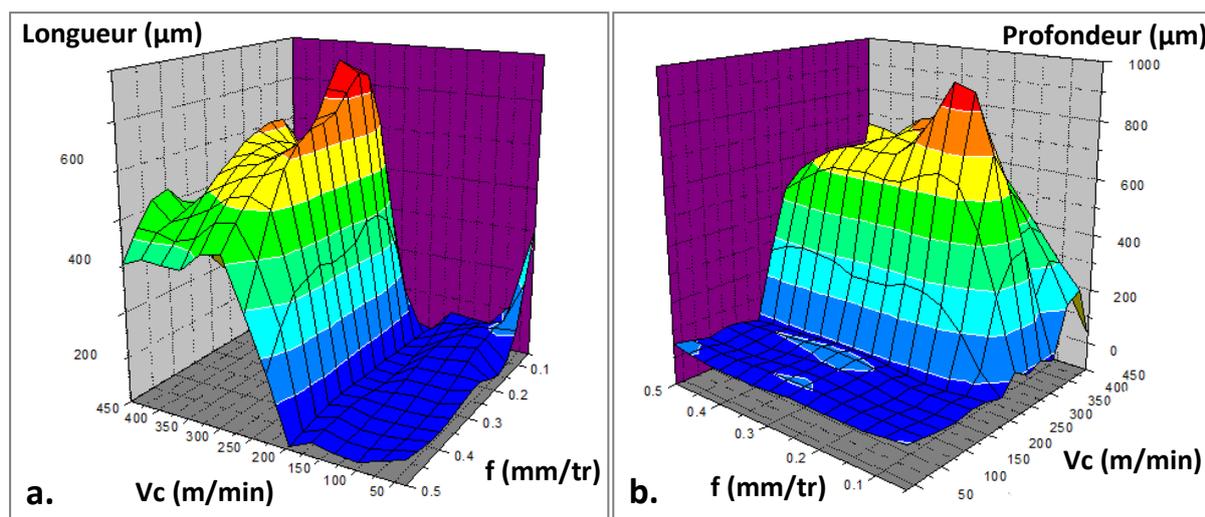


Figure 5-5 : (a.) Longueur et (b.) Profondeur de bavure produite lors des essais de cartographie en fonction de la vitesse de coupe et de l’avance

Longueur de bavure (μm)		Vitesse de coupe (m/min)									
		35	80	125	165	200	250	300	350	400	450
Avance (mm/tr)	0.05	36	27	20	16	13	39	25	19	252	37
	0.15	26	38	11	28	25	634	850	706	614	342
	0.25	31	41	38	44	47	515	789	883	711	460
	0.375	23	39	43	46	59	568	907	710	701	644
	0.5	57	48	47	39	70	491	710	594	333	739

Table 5-2 : Synthèse des longueurs de bavures produites lors des essais de cartographie $V_c - f$ en fonction de la vitesse de coupe et de l’avance

profondeur de bavure (μm)		Vitesse de coupe (m/min)									
		35	80	125	165	200	250	300	350	400	450
Avance (mm/tr)	0.05	300	70	58	61	50	106	54	21	219	21
	0.15	43	93	65	30	43	587	624	445	497	266
	0.25	53	56	56	19	53	549	541	486	499	187
	0.375	38	30	28	34	55	513	501	462	463	412
	0.5	51	27	16	26	27	229	379	320	324	314

Table 5-3 : Synthèse des profondeurs de bavures produites lors des essais de cartographie $V_c - f$ en fonction de la vitesse de coupe et de l’avance

1.3 Repli

Le défaut dit de repli est constitué de matière plastifiée à la suite de sollicitations thermomécaniques importantes. Ces contraintes conduisent à la formation d’un repli ou d’un bourrelet. Ce défaut est surtout observé dans le cas du fraisage et du brochage où le passage successif des dents de l’outil crée des escaliers sous forme de couches de matière étalée sur la surface usinée. Le frottement de la face de dépouille sur la surface de la pièce usinée serait en partie

responsable de ce phénomène. Cette anomalie peut être observée en Figure 5-7a sur une micrographie effectuée la direction d'avance lors d'une opération de brochage sur un alliage base nickel. Cette image provient d'un rapport établi dans le cas du projet ACCENT [ACC09]. Dans le cas du tournage, ce défaut se présente sous une forme différente car la face de dépouille ne frotte pas selon la direction d'avance mais selon la direction de coupe. De plus, contrairement au fraisage, l'outil ne peut pas passer une nouvelle fois sur la zone fraîchement usinée.

Les Figures 5-6a et 5-6b présentent des micrographies de la surface usinée réalisées selon la direction d'avance obtenues respectivement pour les conditions de coupe suivantes : $V_c = 125$ m/min et $V_c = 450$ m/min pour une avance de 0.25 mm/tr. Sur la première image, pour des conditions de coupe peu sévères, la génératrice de la surface usinée du lopin est régulière. Les stries d'usinage ne sont pas ici distinguables. Par contre, sur la Figure 5-6b, les stries d'usinage sont visibles sous la forme de replis et sont distants de l'avance. De plus, au sommet de ces stries apparaît de la matière fortement déformée.

La déformation plastique produite dans ce repli sera discutée dans le Chapitre 6. On entend par défaut dit de repli un défaut géométrique correspondant à la forme entière d'une strie d'usinage dont la longueur est égale à l'avance f et pas seulement le sommet de la strie dont la matière est déformée.

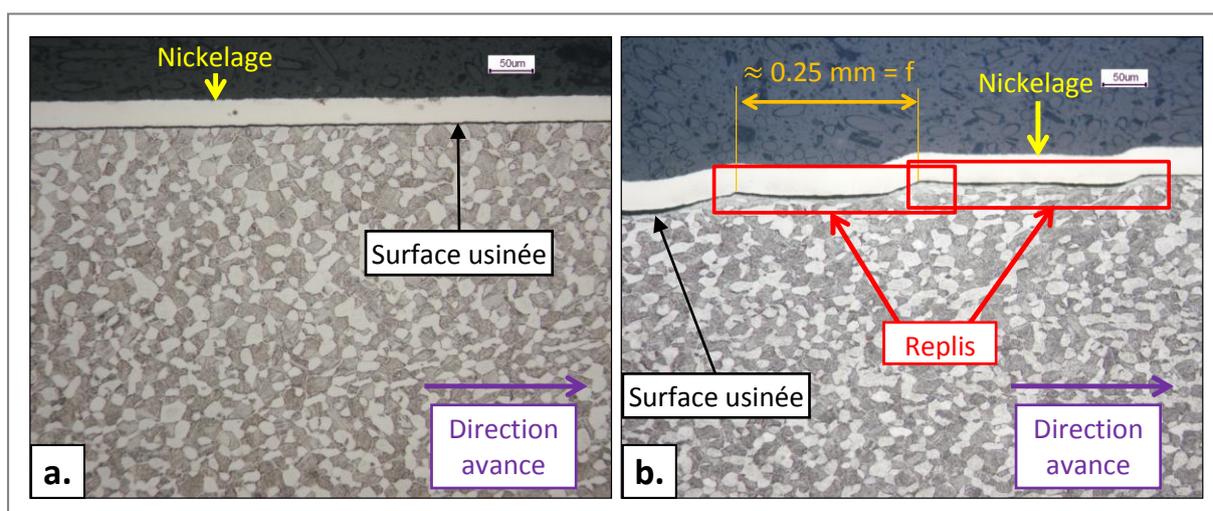


Figure 5-6 : Micrographie (Gx200) selon la direction d'avance de la surface usinée à (a.) $V_c = 125$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr sans repli et à (b.) $V_c = 450$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr présentant des replis

La Figure 5-7b présente la cartographie montrant la présence ou l'absence de replis en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance. Cette cartographie a été établie à partir d'une investigation systématique des surfaces usinées au microscope optique à un grossissement Gx200. De la même façon que les défauts précédents, pour les vitesses de coupe supérieures à $V_{c_{lim}}$ et les avances plus grandes que f_{lim} , des replis apparaissent systématiquement sur la surface usinée.

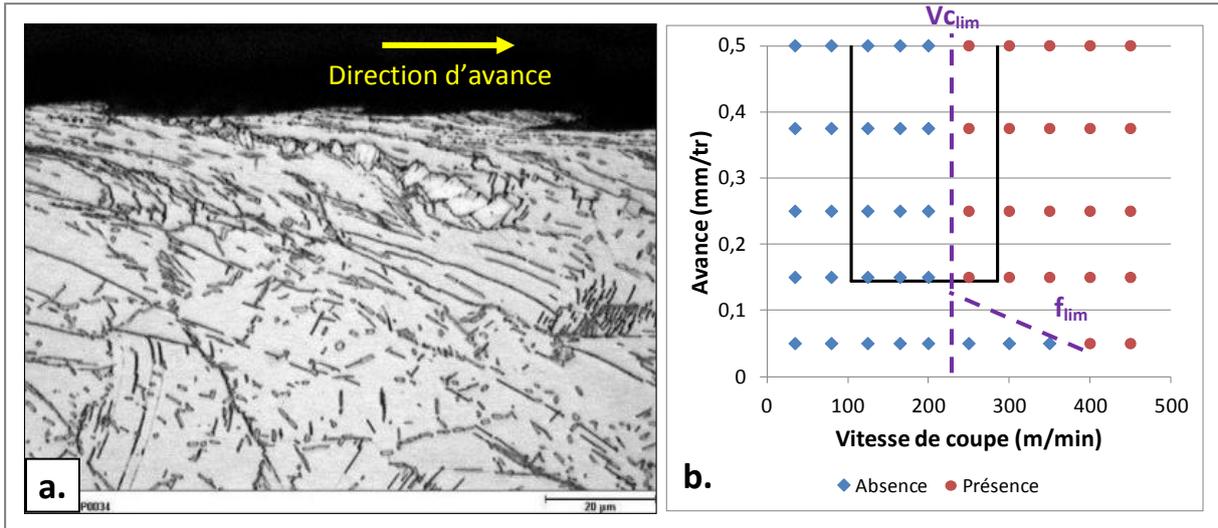


Figure 5-7 : (a.) Replis obtenus lors d’une opération de brochage sur la surface usinée (base nickel) [ACC09]
 (b.) Cartographie des replis produits sur la surface usinée en fonction de la vitesse de coupe et de l’avance

La Figure 5-8 présente la surface usinée à $V_c = 400 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$ obtenue à l’aide d’un profilomètre optique. Cette image montre que la forme et la dimension des replis ne sont pas identiques tout au long de l’usinage. Dans ce mémoire, la quantification de ce défaut n’a pas été réalisée. Ce travail aurait très certainement nécessité la mesure de la rugosité totale R_t , c’est-à-dire la hauteur entre le pic le plus haut et la vallée la plus profonde du profil de la surface usinée qui pourrait s’apparenter à un facteur de concentration de contraintes dont la valeur théorique est $R_{théo} = f^2 / 8.r_\epsilon$ où r_ϵ est le rayon de bec de l’outil.

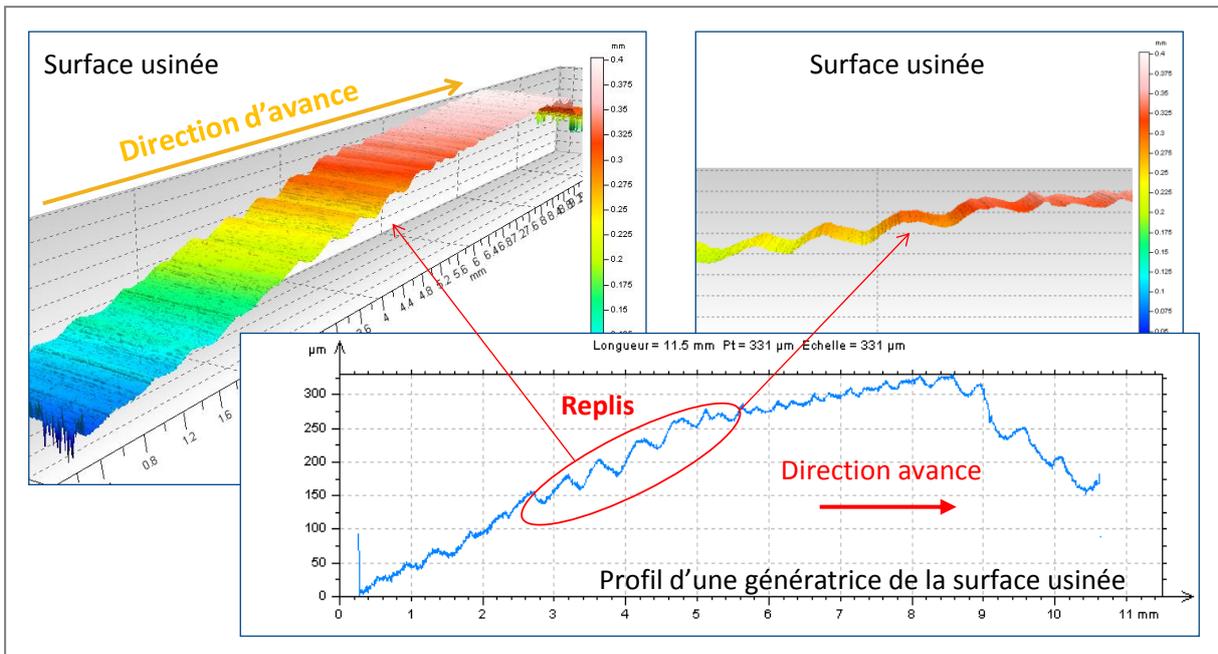


Figure 5-8 : Représentation de la surface usinée à $V_c = 400 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$ obtenue par profilométrie optique

1.4 Bilan de l'étude des défauts macroscopiques

La Table 5-4 présente une synthèse des principaux résultats de l'étude des défauts géométriques en fonction des domaines définis à la suite des investigations sur les signaux des moyens de surveillance et sur l'usure de l'outil (Table 4-6).

		Domaine 1	Domaine 2	Domaine 3
Défauts géométriques	Déviation de surface	faible		importante
	Bavure	Bavure classique de faibles dimensions (sauf pour $V_c = 35$ m/min et $f = 0.05$ mm/tr)		Bavure non classique de dimensions importantes (sauf pour $V_c = 450$ m/min et $f = 0.05$ mm/tr)
	Repli	Absence		Présence

Table 5-4 : Synthèse des résultats obtenus concernant les défauts géométriques

Les conditions de coupe des domaines 1 et 2 n'induisent pas de défauts géométriques conséquents contrairement au domaine 3 où l'usure est considérée comme sévère à la fin de l'usinage. Cette correspondance entre les domaines des défauts géométriques de dimensions importantes et ceux des morphologies de signaux des moyens de surveillance sera utilisée lors de la discussion concernant les phénomènes de coupe générés lors de l'usinage dans le Chapitre 6.

L'étude macroscopique des anomalies de surface a permis de repérer des défauts géométriques et de les classer en fonction des conditions de coupe puis de les quantifier le cas échéant. Les investigations qui suivent s'intéressent aux défauts de dimensions microscopiques générés sur la surface usinée.

2 Etude microscopique : défauts de surface

Comme tous les moyens de mise en forme par déformation plastique, l'usinage génère sur la surface usinée des défauts géométriques microscopiques. Ces derniers, inhérents au procédé, ont un impact limité sur la durée de vie en fatigue par rapport au défaut macroscopique. Ces anomalies sont de dimensions très faibles (de l'ordre du micron à une dizaine de microns) et nécessitent de forts grossissements ainsi qu'une bonne profondeur de champ pour pouvoir les détecter. Ces investigations seront donc réalisées par l'intermédiaire du microscope électronique à balayage.

La longueur usinée selon la direction d'avance est de $L_u = 10.2$ mm. Les défauts étant de taille négligeable vis-à-vis de cette longueur, il est très compliqué d'observer la totalité des surfaces usinées lors des essais de cartographies $V_c - f$. De même, la quantification de l'occurrence de ces défauts est impossible. Ainsi la stratégie d'étude consiste dans un premier temps à détecter et classer l'ensemble des anomalies trouvées. Une bibliothèque d'anomalies microscopiques sera établie et une explication partielle de leur genèse sera donnée. Afin de pouvoir les comparer entre elles, les micrographies de ces défauts sont réalisées à un même grossissement de $G \times 1200$. Dans un second temps, une observation de ces défauts et leur évolution selon les conditions de coupe ($V_c - f$) et selon la longueur usinée (L_u) seront effectuées. Ces investigations permettront de donner des indices qui contribueront à expliquer les phénomènes de coupe décrits au Chapitre 6.

2.1 Présentation des anomalies

La Figure 5-9a présente une image obtenue au MEB d'une surface usinée à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. Des rayures apparaissent à l'intérieur des stries d'usinage espacées de $f = 0.25$ mm, soit la longueur d'avance. Un grossissement de cette région est donné sur la Figure 5-9b. Une alternance de creux appelés « sillons » et de bosses appelées « crêtes » parallèles à la direction de coupe a été observée. La largeur de ces sillons et de ces crêtes selon la direction d'avance est variable le long d'une même strie et entre le début et la fin de l'usinage. L'observation de cette partie de surface usinée, illustrée sur la Figure 5-9a, montre que ce motif est pratiquement répétable d'une strie à une autre.

Cet état de surface est lié au phénomène de retour élastique de la matière fraîchement usinée lors de la coupe. La pièce étant en mouvement par rapport à l'outil, elle vient frotter sur la face de dépouille de l'outil. Cet outil carbure étant bien plus dur que le Ti-6Al-4V et ce même après une élévation de la température, l'alliage de titane épouse alors parfaitement la topographie de la plaquette rectifiée sur laquelle il frotte. En effet, afin de garantir les caractéristiques dimensionnelles et géométriques souhaitées sur l'outil, sa face de dépouille est rectifiée avec une meule diamant. Cette opération laisse des stries de rectification relativement profondes sur la face de l'outil comme le montre la Figure 4-13. Ainsi, l'empreinte de ces stries de rectification se superpose aux stries d'usinage espacées de l'avance (f).

Ce phénomène apparaît dès le début de l'usinage quelles que soient les conditions de coupe utilisées car le retour élastique est inhérent à l'usinage. Cet état de surface peut être considéré comme une référence d'intégrité matière. Toute déviation par rapport à ce référentiel sera considérée comme une anomalie dont la sévérité reste à définir.

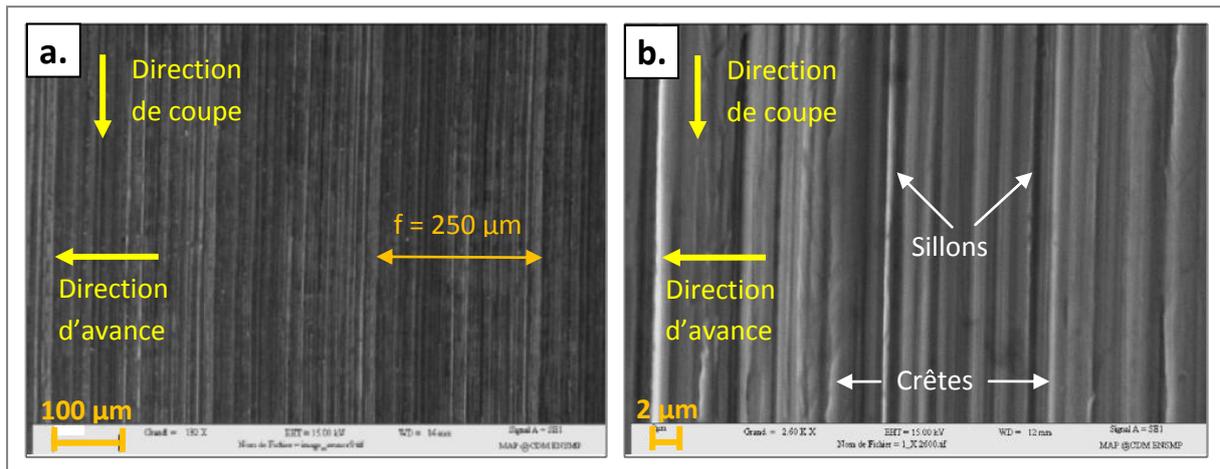


Figure 5-9 : Images à faible grandissement (Gx132) (a.) et à fort grandissement (Gx2600) (b.) de l'état de surface de la matière usinée avec les conditions de coupe $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr au début de l'usinage

La Figure 5-10a présente une image MEB de la même surface usinée que précédemment à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr en fin d'usinage. Au niveau des crêtes, il apparaît une bande de quelques microns de large au bord irrégulier. Ce défaut appelé « matage de crêtes » provient d'un écrasement de la matière provoqué par son retour élastique sur la face de dépouille de l'outil. Le frottement outil/matière qui s'ensuit conduit localement à mater le Ti-6Al-4V fraîchement usiné. Plus le retour élastique de la matière sera grand, plus le frottement sera élevé et plus le matage de crêtes sera important. Toute dégradation de la géométrie de l'outil conduit à l'augmentation des contraintes appliquées et, par conséquent à l'accentuation de ce retour élastique.

La Figure 5-10b montre une image MEB d'une surface usinée à $V_c = 200$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr. Un recouvrement de la matière plus ou moins complet a lieu à l'intérieur des sillons. Ce défaut de largeur variable tout au long de la surface usinée est le résultat d'un laminage des crêtes. La matière provenant du matage de crêtes vient remplir l'intérieur des sillons formant des vallons de plus faibles profondeurs qu'en début d'usinage. Les sillons qui ne se trouvent pas parfaitement remplis par la matière des crêtes créent encore des discontinuités comme il peut être observé sur la Figure 5-10b. Les paramètres sur lesquels repose la caractérisation du recouvrement sont la largeur selon la direction d'avance, la longueur des discontinuités de matière de recouvrement parallèle à la direction de coupe, leur occurrence et la rugosité (R_a et R_t) le long de la direction d'avance. En effet, le phénomène de recouvrement lié au matage des crêtes tend à réduire la rugosité de la surface usinée.

Le matage des crêtes et le recouvrement des sillons sont des défauts qui coexistent ensemble, le second étant la conséquence du premier. Les sillons laissés sur la surface du matériau usiné sont d'autant moins marqués que le laminage de crêtes intervient, s'accompagnant d'un recouvrement de matière des sillons les rendant de ce fait moins profonds et moins larges.

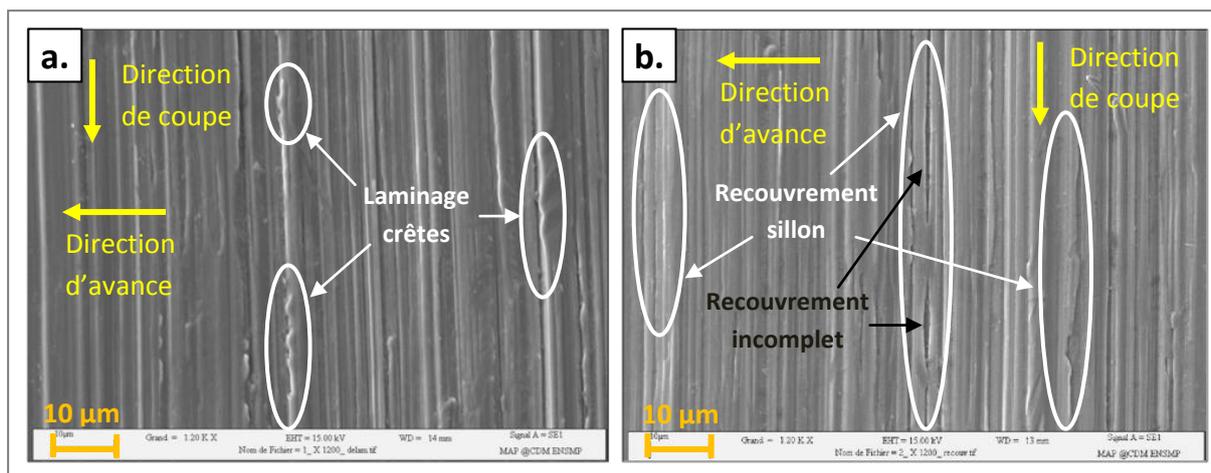


Figure 5-10 : Images à fort grossissement (Gx1200) de la surface de la matière usinée montrant (a.) un matage des crêtes en fin d'usinage pour une condition de coupe $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr et (b.) du recouvrement partiel et total des sillons pour une condition de coupe $V_c = 200$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr

La Figure 5-11a présente une image MEB d'une surface usinée à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr. Un défaut caractérisé par une superposition de couches de matière tartinée sur la surface usinée se produit, laissant des vides aux contours irréguliers. Cette anomalie s'apparentant à un défaut de type « finger » (dans le cadre du forgeage) provient d'un frottement important entre la face de dépouille de l'outil et la matière de la pièce qui s'accompagne d'une déformation plastique de cette dernière. Cependant, cette déformation n'est pas assez intense pour réaliser une surface tartinée de façon homogène. Il en résulte la formation de défauts de tartinage dont la longueur et la largeur peut atteindre plusieurs micromètres. L'étalement de la matière est en générale de faible épaisseur et orientée parallèlement à la direction de coupe. Si l'étalement de cette matière est total et recouvre complètement la surface, le défaut généré est de type tartinage sans apport extérieur de matière.

La Figure 5-11b présente une image MEB d'une même surface usinée que précédemment à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr mais plutôt en fin d'usinage qu'au début. De la matière tartinée selon une direction inclinée par rapport à la direction de coupe est ici observée. Par rapport au défaut de type « finger » observé au début de l'usinage, l'épaisseur de la matière tartinée est plus importante. Même si ces deux défauts sont de nature identique, la cause amenant à ce défaut de tartinage de plus forte épaisseur n'est pas le même. En effet, la quantité de matière nécessaire pour atteindre l'épaisseur observée est trop grande pour qu'elle provienne uniquement de la surface de la pièce usinée. De plus, ce défaut ponctuel se superpose aux autres et se développe selon une direction singulière. Ainsi, le Ti-6Al-4V tartiné provient d'un apport extérieur de matière. Il peut s'agir de morceaux de copeaux ou de la matière collée sur l'outil qui s'est alors décrochée puis étalée.

La génération de ces deux anomalies de surface est la conséquence de fortes contraintes thermomécaniques appliquées par l'arête et la face de dépouille de l'outil. Ces dernières sont atteintes entre autres pour des conditions de coupe importantes, des usures d'outil conséquentes ou voire par la combinaison de ces deux phénomènes.

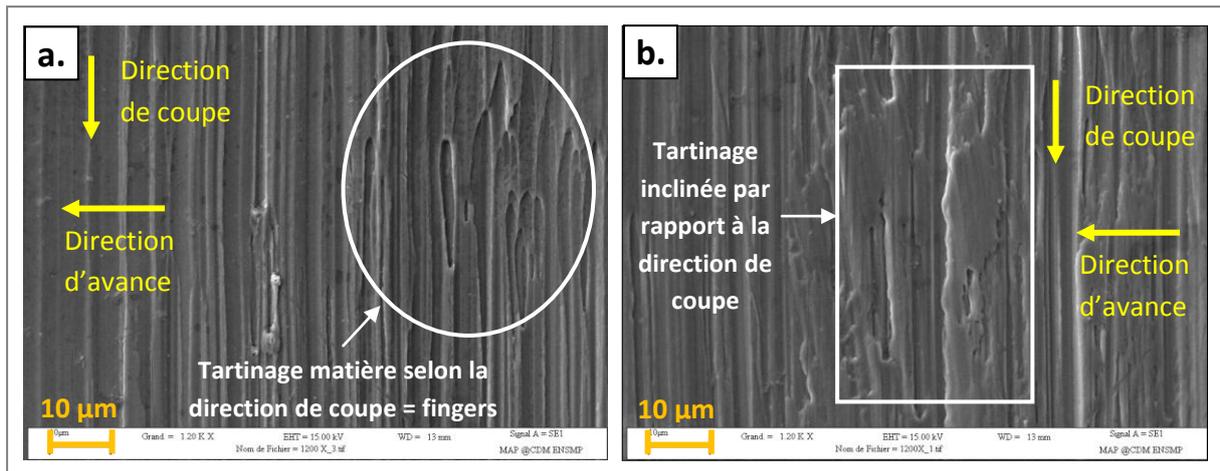


Figure 5-11 : Images à fort grossissement (Gx1200) de la surface de la matière usinée à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr montrant (a.) des vides aux contours réguliers représentatifs d'une matière tartinée en début d'usinage et (b.) du tartinage de matière dans une direction légèrement inclinée par rapport à la direction de coupe plutôt en fin d'usinage

La Figure 5-12 présente une image MEB d'une surface usinée à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. Elle montre de la matière rapportée localement sur la surface usinée. Ce morceau de Ti-6Al-4V adhérent sur la surface de la pièce correspond à un défaut dit de « copeau collé isolé » (CCI). Cette anomalie provient du soudage d'une partie d'un copeau chaud sur la surface usinée. La taille de cette anomalie ne dépasse pas la dizaine de micromètres. Dans le cas du tournage, ce défaut est peu fréquent car le copeau s'évacue très facilement, contrairement au perçage où la coupe est confinée.

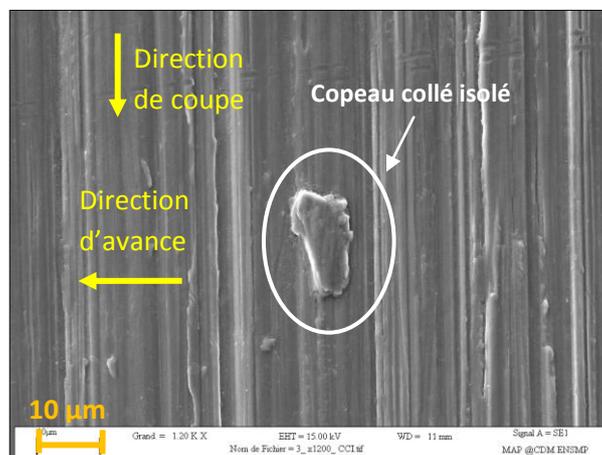


Figure 5-12 : Images à fort grossissement (Gx1200) de la surface de la matière usinée montrant un collage de copeau isolé (CCI) pour une condition de coupe $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr

La Figure 5-13a montre une image MEB d'une surface usinée à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr lors d'essais préliminaires à ceux de la cartographie $V_c - f$. Sur cette micrographie, l'aspect de la surface apparaît granuleux. Ces grains de formes ogivales sont des grains de carbure de tungstène provenant de l'outil car ils ressortent blanc en mode BSE par rapport à la matrice Ti-6Al-4V constituée d'atomes plus légers comme observé en Figure 5-13b. Aussi, il peut être jugé que les conditions de coupe ci-avant sont sévères car elles entraînent une dégradation rapide de l'outil. Des

grains durs de WC se détachent et viennent s'enfoncer dans le Ti-6Al-4V ductile. Cette anomalie doit être considérée comme préoccupante car l'enfoncement de ces grains WC peut induire des sites d'amorçage initiant prématurément la phase de propagation des fissures lors des essais de fatigue sur pièces.

Les analyses de surface réalisées lors des essais de cartographie Vc – f n'ont pas permis de retrouver ce défaut même pour une usure sévère de l'outil, soulignant que ce défaut reste aléatoire et peu fréquent.

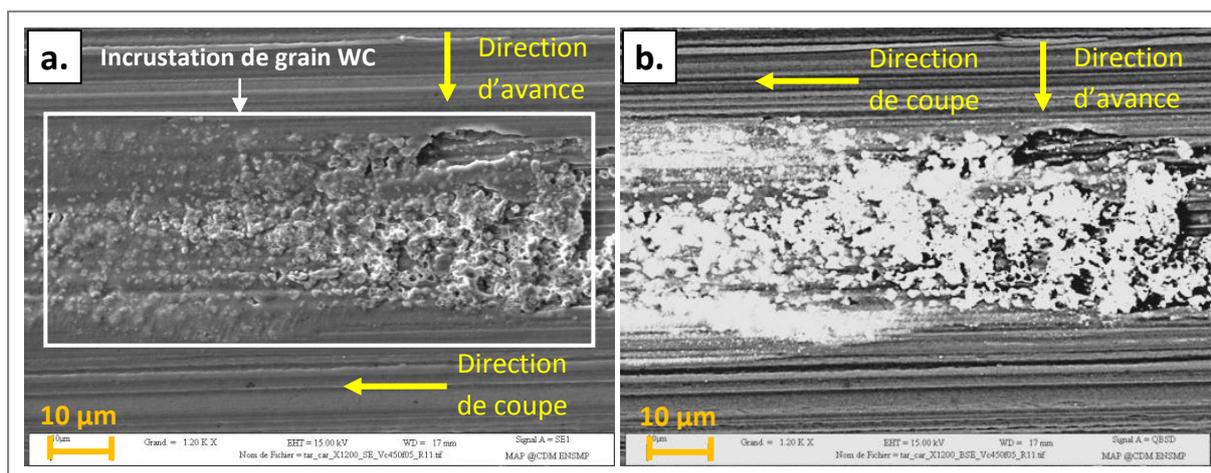


Figure 5-13 : Images à fort grossissement (Gx1200) en mode SE (a.) et BSE (b.) de la surface de la matière usinée montrant l'incrustation d'un amas de grains de tungstène (WC) pour une condition de coupe Vc = 450 m/min et f = 0.5 mm/tr

Après ce recensement de l'ensemble des anomalies de surface rencontrées lors de différents essais d'usinage, le prochain paragraphe a pour objectif de définir l'évolution de ces anomalies en fonction de la vitesse de coupe, de l'avance et de la longueur usinée à conditions de coupe fixées.

2.2 Evolution des anomalies de surface en fonction des conditions de coupe

Le nombre d'essais de cartographie Vc – f étant important, il était inconcevable d'observer dans le détail l'ensemble des surfaces usinées. Afin de diminuer le nombre d'échantillons investigués, il est supposé l'existence de domaines Vc - f à l'intérieur desquels, les défauts de surface sont du même type. Ces domaines ont été choisis après une inspection visuelle et rapide au microscope optique de tous les échantillons (un échantillon par condition de coupe) et en se basant sur les cartographies d'usure d'outil et des défauts macroscopiques observés sur la surface usinée. Ces domaines sont représentés par des encadrés en pointillés sur la Figure 5-14.

Dans chacun de ces cinq domaines, une surface usinée représentative a été choisie et observée. Les conditions de coupe associées sont indiquées par des points rouge et vert sur la Figure 5-14. Les conditions de coupe en rouge ont générées des surfaces présentant des défauts de même type tout au long de l'usinage. Par contre, la condition de coupe représentée par le point vert montre une surface dont les anomalies évoluent en fonction de la longueur usinée. Elle sera donc traitée différemment des quatre autres.

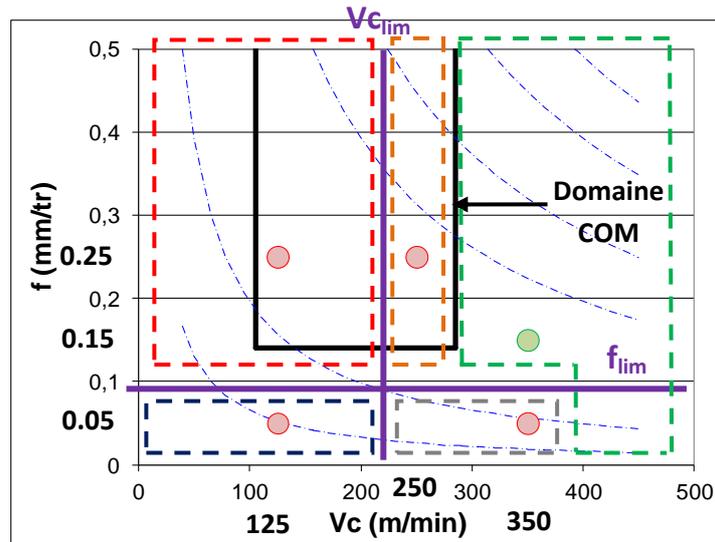


Figure 5-14 : Conditions de coupe dont la surface usinée a été étudiée et domaines supposés possédant des défauts de surface identiques

La Figure 5-15 présente les micrographies obtenues au MEB à même grossissement (Gx500) lesquelles sont représentatives des surfaces usinées selon les conditions de coupe signalées par un point rouge. La Figure 5-16 présente des images MEB de ces mêmes surfaces à un grossissement supérieur (Gx1500).

Les Figures 5-15a et 5-16a montrent la surface usinée pour une condition de coupe de $V_c = 125$ m/min et $f = 0,25$ mm/tr appartenant au domaine COM. Sur ces images, les sillons et les crêtes sont très marqués. Cela souligne que la surface de la pièce frotte sur la face de dépouille de l'outil et est déformée par les stries de rectification de l'outil lors du retour élastique de la matière usinée. Des défauts de type matage de crêtes sont repérés dans certaines régions de la surface usinée. Toutefois, le matage est très léger et explique pourquoi le recouvrement des sillons n'est que très rarement observé. Ces investigations démontrent que la déformation plastique de la matière fraîchement usinée n'est pas très importante. Cette surface représente une surface classique dite « sans anomalie » lorsque l'usinage se déroule dans de bonnes conditions. La rugosité arithmétique (R_a) de cette surface est de $0,28 \mu\text{m}$ et la rugosité totale (R_t) est de $1,78 \mu\text{m}$.

Les Figures 5-15b et 5-16b illustrent la surface usinée pour une vitesse de coupe supérieure à $V_{c_{lim}}$. La condition de coupe utilisée est $V_c = 250$ m/min et $f = 0,25$ mm/tr et se trouve dans la partie haute en vitesse de coupe du domaine COM. Des sillons et des crêtes sont toujours observés mais sont moins marqués que dans le cas précédent où l'usinage se déroulait à une vitesse de coupe deux fois moins grande mais avec une avance identique. Par contre, des fingers sont générés régulièrement et leur largeur est supérieure à $50 \mu\text{m}$ selon la direction d'avance. Ces indices soulignent que la matière fraîchement usinée a subi des contraintes thermomécaniques non négligeables conduisant à son étalement. Ce recouvrement de matière des crêtes à l'intérieur des sillons selon la direction de coupe est important ce qui permet d'aplanir localement la topographie de la surface usinée. Toutefois, la formation de fingers contribue à une topographie accidentée de la surface usinée. Ces observations sont confirmées par les valeurs de rugosité mesurées égales à $R_a = 0,77 \mu\text{m}$ et $R_t = 3,76 \mu\text{m}$ qui sont deux à trois fois supérieures à celles mesurées sur la surface

usinée à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr présentant principalement des sillons peu recouverts et des crêtes.

Les Figures 5-15c et 5-16c permettent d'observer la surface usinée à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.05$ mm/tr. L'avance choisie est ici inférieure à f_{lim} par rapport au premier cas étudié. La matière fraîchement usinée comporte une concentration conséquente de copeaux collés isolés dont les dimensions sont parfois supérieures à $10\ \mu\text{m}$. Un grossissement d'un des copeaux montre qu'il n'est pas très enfoncé à la surface de la pièce et possède des rayures laissées par l'outil. Ce résultat implique que ce petit morceau de copeau est venu sous la face de dépouille de l'outil lors de l'usinage. Les sillons ont des faibles profondeurs et la surface usinée semble lisse. Un léger tartinage visible sur certaines régions de la surface usinée montre qu'un apport extérieur de matière a amoindri les rayures laissées par la face de dépouille.

Les Figures 5-15d et 5-16d montrent la surface usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.05$ mm/tr. Il s'agit d'une condition de coupe en sur vitesse de coupe et en sous avance par rapport au domaine COM. Comparé au précédent usinage réalisé avec la même avance mais pour une vitesse de coupe près de trois fois plus faible, la concentration de copeaux collés isolés est bien moindre. Par contre, l'épaisseur de matière tartinée est bien plus grande. A la suite de ce tartinage de copeaux, le recouvrement des sillons par la face de dépouille de l'outil est bien plus important et la surface usinée possède un aspect plus lisse.

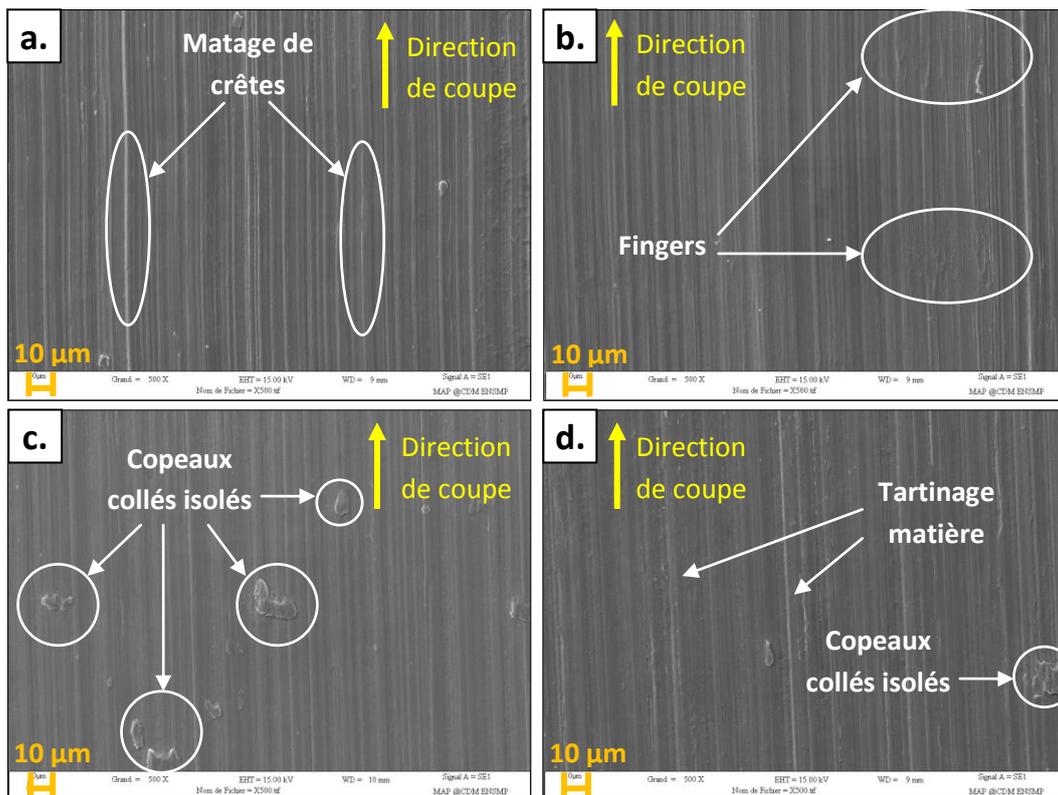


Figure 5-15 : Images obtenues au MEB (Gx500) de surfaces usinées à (a.) $V_c = 125$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr (b.) $V_c = 250$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr (c.) $V_c = 125$ m/min, $f = 0.05$ mm/tr (d.) $V_c = 350$ m/min, $f = 0.05$ mm/tr

Les observations réalisées montrent que les différents domaines définis sont cohérents. En effet, les micrographies des surfaces représentatives de chacune d'entre eux possèdent des défauts qui leurs sont propres. Néanmoins, pour certaines conditions de coupe à proximité des frontières de ces domaines, cette distinction est plus difficile à faire : des défauts de surface appartenant à deux domaines peuvent être identifiés. Les limites des domaines définis sur la Figure 5-14 doivent être considérés comme indicatives. Cela sous-entend aussi qu'il y a une certaine continuité dans l'évolution des anomalies entre deux domaines contigus.

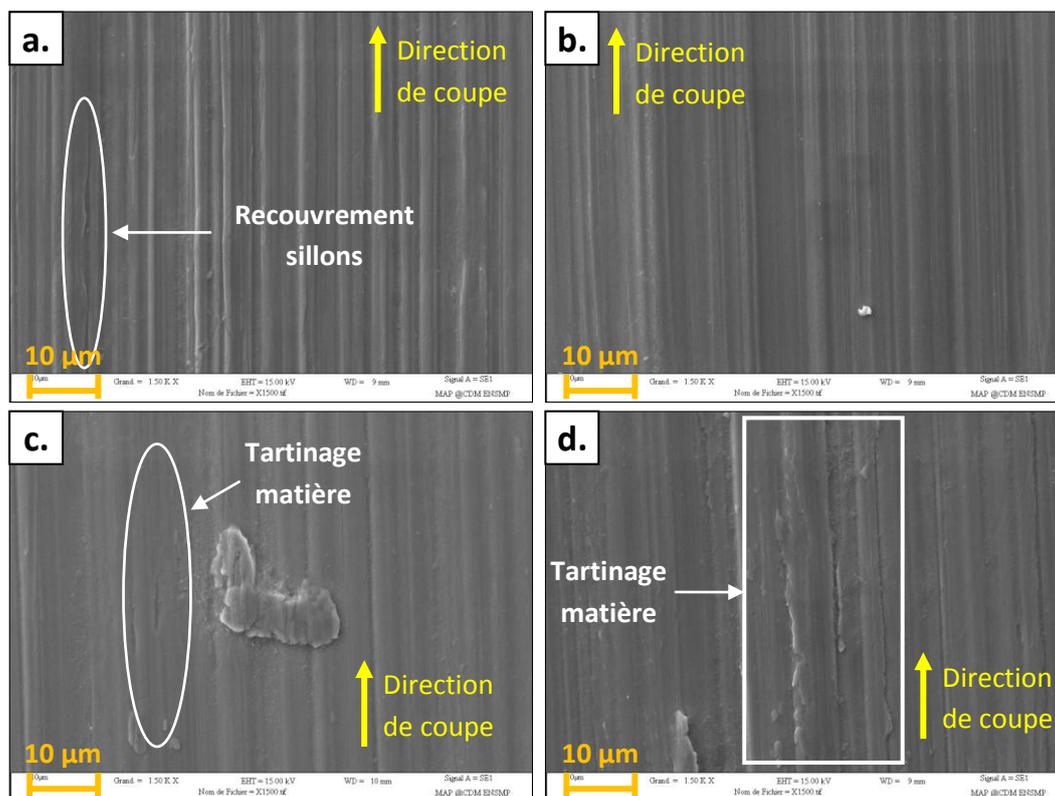


Figure 5-16 : Images obtenues au MEB (Gx1500) de surfaces usinées à (a.) $V_c = 125$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr (b.) $V_c = 250$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr (c.) $V_c = 125$ m/min, $f = 0.05$ mm/tr (d.) $V_c = 350$ m/min, $f = 0.05$ mm/tr

La Figure 5-17 présente une image MEB à faible grossissement de la surface usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr. A partir de cette représentation macroscopique, il est noté que l'état de surface évolue en fonction de la longueur usinée. Dans les zones d'aspect plus clair, les stries d'usinage espacées de l'avance $f = 150$ μ m sont clairement visibles, contrairement aux zones les plus sombres situées en début d'usinage. Les marques laissées à la surface de la pièce usinée ne sont pas toujours identiques d'une zone à l'autre. Cette surface ne peut donc pas être traitée comme les quatre précédentes car les défauts changent en fonction de la longueur usinée. Quatre zones notées 1, 2, 3 et 4 à l'intérieur desquelles l'état de surface est différent et deux zones de transition appelées 1→2 et 2→3 d'apparence proche ont été définies sur la Figure 5-17. Des investigations à plus fort grossissement (Gx1000) ont été réalisées dans chacune de ces zones afin d'en déterminer les défauts caractéristiques.

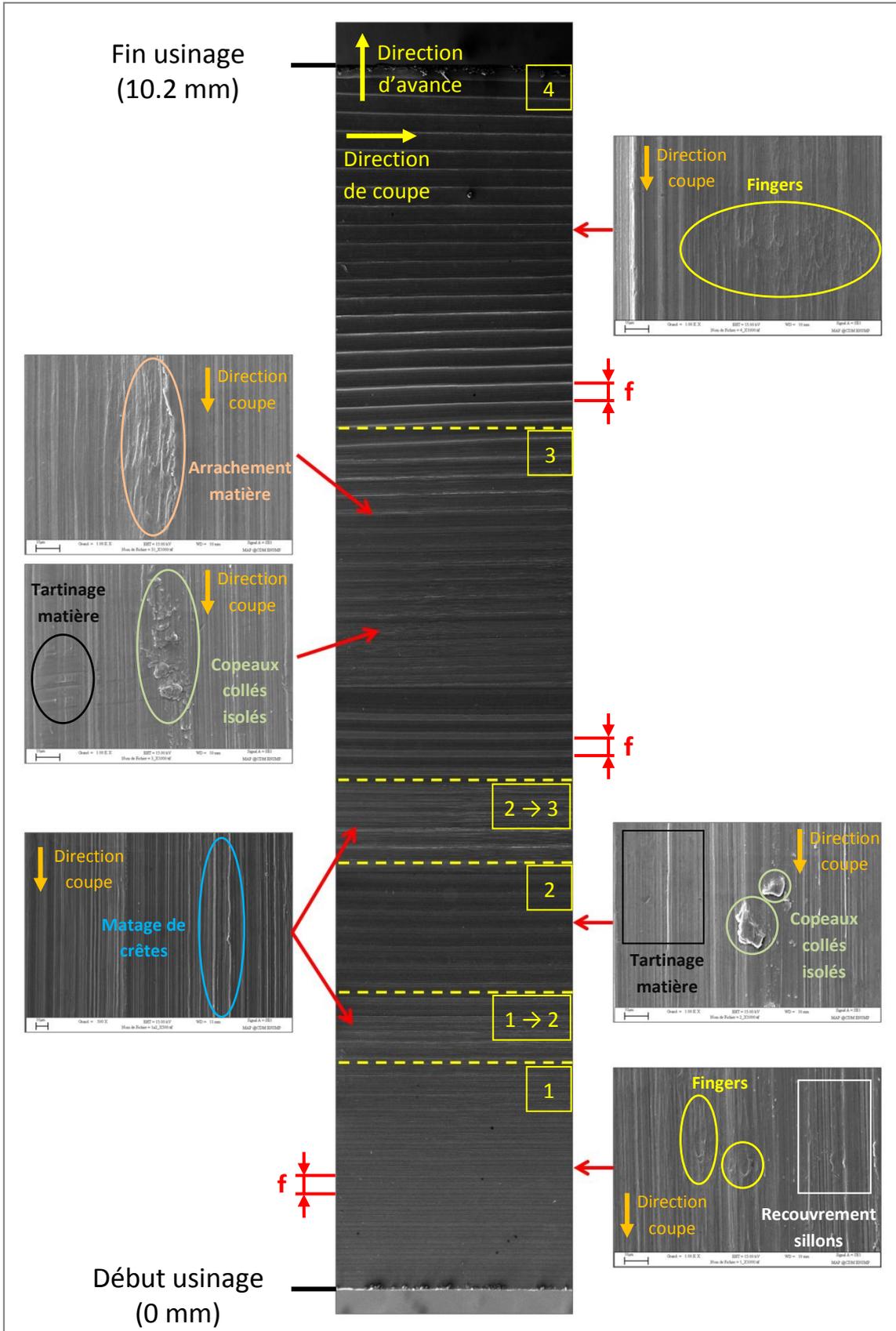


Figure 5-17 : Micrographies obtenues au MEB montrant une vue globale de la surface usinée à $V_c = 350$ m/min, $f = 0.15$ mm/tr et des défauts représentatifs des régions définies de cette surface

La zone 1 est composée d'une concentration conséquente de fingers et de recouvrements de sillons. En début d'usinage, ces défauts sont peu présents et apparaissent de plus en plus régulièrement au fur et à mesure de la longueur usinée jusqu'à la zone de transition 1→2. Cette zone comme du reste la zone de transition 2→3 possèdent les mêmes caractéristiques, à savoir : du matage de crêtes avec des sillons encore bien apparents à l'intérieur desquels s'inscrivent des rayures imprimées par la face de dépouille rectifiée de l'outil. Les zones 2 et 3 sont en partie similaires et sont constituées de copeaux collés isolés et de tartinage de matière. En fin de zone 3, des arrachements de matière peuvent être observés indiquant que le contact entre l'outil et la matière est collant. Par ailleurs, l'épaisseur de matière étalée y est plus forte. Ce résultat est conforté par l'observation de la dimension et de la morphologie des copeaux collés isolés. En effet, ils sont plus petits et se trouvent en grande partie tartinés et donc déformés à la surface de la pièce. De plus, au sommet de certaines stries d'usinage, de la matière arrachée a été observée. Ce défaut est reconnaissable par l'aspect rugueux laissé par la déchirure ductile du Ti-6Al-4V formée d'une multitude de cupules. Ces arrachements sont présents dès le début de la zone 3 et disparaissent peu à peu à l'approche de la quatrième zone. Cette dernière zone présente en fin d'usinage est constituée en majorité de défauts de type fingers sur des largeurs pratiquement équivalentes à celles d'une strie d'usinage. De plus, les sillons sont très peu marqués ce qui est le signe d'un recouvrement ou d'un tartinage de matière important.

2.3 Bilan de l'étude des défauts microscopiques

Cette étude a permis d'observer les défauts microscopiques générés sur la pièce usinée dans une grande gamme de vitesse de coupe et d'avance. Après avoir défini les différentes anomalies observées sur la surface usinée et avoir évoqué la façon par laquelle elles apparaissent, des conditions de coupe particulières ont été examinées. Les Figures 5-18a et 5-18b récapitulent ces résultats et permettent de dégager une tendance concernant l'évolution des anomalies en fonction des conditions de coupe.

Pour une avance inférieure à f_{lim} , la concentration de copeaux collés isolés est importante. Ce résultat s'explique par le fait que la coupe se déroule dans de mauvaises conditions car l'épaisseur de copeau est trop faible. L'augmentation de la vitesse de coupe pour cette même sous-avance induit une diminution de CCI et en contre partie, favorise la présence de couches de matière étalée de plus en plus épaisses. Ce Ti-6Al-4V tartinée sur la surface usinée provient probablement en partie des CCI. Cette évolution des anomalies se vérifie tant que les vitesses de coupe restent inférieures à 400 m/min et l'avance égale à 0.05 mm/tr.

Pour une avance supérieure à f_{lim} et pour une vitesse de coupe inférieure à $V_{c_{max}}$, les sillons laissés par la face de dépouille restent encore visibles malgré un matage de crêtes qui constitue le défaut le plus souvent rencontré. Il n'est donc pas surprenant que du recouvrement de sillons ait été identifié. Ces investigations montrent que les contraintes appliquées par la face de dépouille sur la surface de la pièce restent modérées. Au fur et à mesure de l'augmentation de la vitesse de coupe, des défauts de type « fingers » sont rencontrés. Cette anomalie est le signe d'une déformation plastique conséquente de la matière aidée par une augmentation de la température à l'interface outil/pièce.

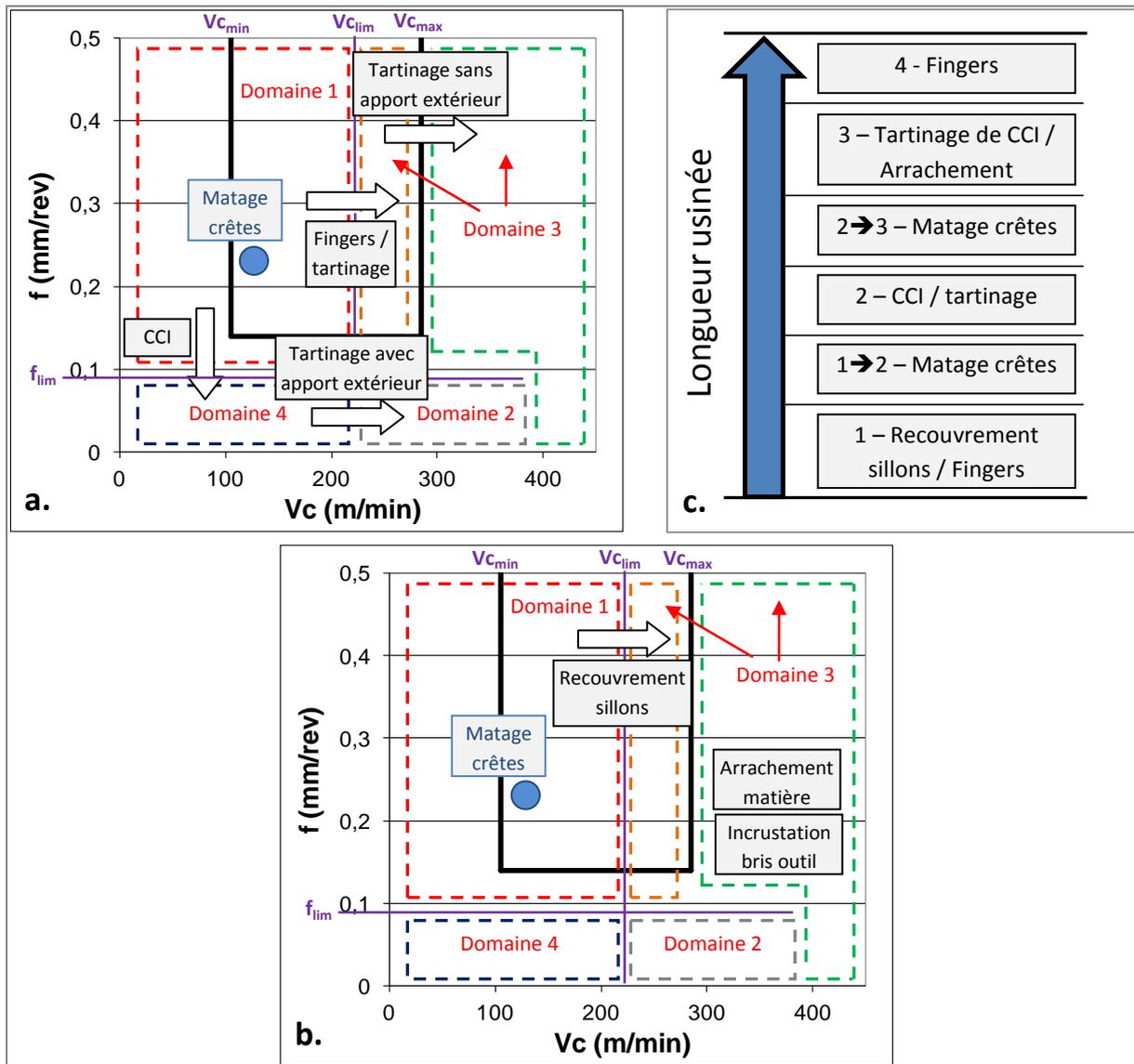


Figure 5-18 : (a.) et (b.) Tendance d'évolution des anomalies de surface en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance (c.) Evolution des anomalies de surface en fonction de la longueur usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr

Quelle que soit l'avance, l'évolution du type d'anomalie générée au fur et à mesure de l'augmentation de la vitesse de coupe montre que les contraintes appliquées sur la surface de la pièce sont de plus en plus sévères. Cette tendance est aussi remarquable en fonction de la longueur usinée pour la surface usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr comme indiqué en Figure 5-18c. Au début de l'usinage, des défauts de type « fingers » et du recouvrement de sillons ont été identifiés comme sur la surface tournée à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. Au fur et à mesure que progresse l'usinage, des CCI apparaissent et la couche de Ti-6Al-4V étalée devient de plus en plus épaisse. De plus, dans la zone 3, des arrachements de matière au sommet des stries d'usinage causés par un contact collant entre l'outil et la pièce montrent que les températures deviennent élevées. En parallèle, du tartinage de CCI apparaît, signe d'une coupe se déroulant dans de mauvaises conditions. La taille et la concentration de CCI se réduisent et leur déformation augmente au fur et à mesure de la longueur usinée jusqu'à se confondre avec la matière tartinée. Cependant, la zone 4 et les zones

de transitions 1→2 et 2→3 ne suivent pas l'évolution logique des contraintes appliquées sur la surface usinée. Ceci peut très certainement trouver son origine dans le profil de la surface usinée semblable à celui présenté en Figure 5-8, où la déviation de surface et les replis sont les défauts caractéristiques.

Cette synthèse montre que les différents types d'anomalies de surface peuvent être classés dans les mêmes domaines que ceux établis lors de l'étude des signaux de surveillance et de l'usure, mis à part le domaine de production des CCI (vitesses de coupe et avances inférieures respectivement à $V_{c_{lim}}$ et f_{lim}). Ce domaine sera appelé Domaine 4 au vu des anomalies produites afin de ne pas le confondre avec les autres domaines en correspondance avec les signaux de surveillance. Par contre, les phénomènes de coupe associés à ce domaine sont considérés comme identiques à ceux apparaissant dans le domaine 2.

3 Analyses des défauts géométriques et de surface

3.1 Anomalies géométriques et de surface

Une liste non exhaustive de l'ensemble des anomalies géométriques et de surface produites par plusieurs procédés de fabrication par enlèvement de copeaux issue du projet européen ManHIRP [FOX02] a été donnée dans le Chapitre 3. Cette liste prend en compte les procédés de tournage, fraisage, perçage et brochage sur les alliages base titane et nickel. Les travaux d'Ezugwu et al. [EZU07], détaillés dans ce même chapitre, ont montré que des défauts comme les copeaux collés isolés, le matage de crêtes et la formation de micro-cavités pouvaient apparaître lors du tournage du Ti-6Al-4V sous lubrification haute pression.

La comparaison entre les résultats du projet ManHIRP, ceux d'Ezugwu, et ceux obtenus lors des essais de cartographie $V_c - f$ montrent des anomalies communes. Seuls trois types de défauts n'ont pas été repérés lors des essais de cartographie : l'insertion de matériaux étrangers (défaut observé lors d'essais préliminaires), la formation en surface de fissures ou de microcavités et la coloration localisée ou homogène de la surface usinée. Par contre, le défaut géométrique de déviation de surface n'avait pas été identifié dans les travaux ManHIRP [FOX02] ou ceux d'Ezugwu et al. [EZU07].

De plus, le terme générique « couche écrouie » a été mieux explicité lors de nos travaux sur le tournage du Ti-6Al-4V, contrairement à la définition donnée dans le rapport ManHIRP. Ce défaut est défini soit par le matage de crêtes conduisant au recouvrement partiel ou total de sillons et s'accompagnant à terme de la formation de « fingers » voire un tartinage de la matière en surface. La sévérité métallurgique de cette succession de défauts n'étant pas la même, il est important de les distinguer, de les quantifier au moyen de paramètres appropriés.

De façon générale, il existe très peu de travaux concernant la génération d'anomalies géométriques et de surface lors de l'usinage et plus particulièrement lors du tournage du Ti-6Al-4V. Les recherches antérieures se concentrent le plus souvent sur les anomalies générées en sous-couche à partir de coupes transverses. Il est donc très compliqué d'identifier si les défauts de surface obtenus lors des essais de cartographie $V_c - f$ sont conformes à ceux repérés en sous-couche et de comparer les conditions de coupe auxquelles ils sont produits.

3.2 Combinaison de défauts

L'étude macroscopique et microscopique des surfaces usinées montrent qu'un type de défaut ne se retrouve jamais seul et évolue entre le début et la fin de l'usinage. D'autre part, la comparaison de l'ensemble des cartographies d'anomalies indique que pour des vitesses de coupe supérieures ou égales à 250 m/min, la surface usinée présente le plus souvent une combinaison de défauts. En dessous de cette vitesse de coupe, seuls des défauts de surface ont été identifiés.

Le défaut géométrique de déviation de surface est le plus présent et varie toujours de la même façon pour les vitesses de coupe supérieures ou égales à 250 m/min. Les deux grandes phases qui régissent son évolution sur la durée de l'usinage sont d'une part l'augmentation du rayon usinée puis d'autre part sa brusque diminution en fin d'usinage. Lors de chacune de ces deux phases, des combinaisons d'anomalies sont notées dans la majorité des cas étudiés. La Figure 5-19 propose une

superposition de la micrographie et de la mesure du profil de la surface usinée à $V_c = 350$ m/min, $f = 0.15$ mm/tr du début jusqu'à la fin de l'usinage.

Dès que la déviation de surface s'accroît de façon conséquente, les défauts de type repli commencent à apparaître comme le montre les Figures 5-1 et 5-6b. Ce phénomène est couplé à l'apparition de « fingers » sur la surface fraîchement usinée (Figure 5-17). Au fur et à mesure de l'augmentation de la déviation de surface, la quantité de matière tartinée devient conséquente comme noté en Figures 5-17 et 5-18b. L'épaisseur et la quantité maximum de matière étalée sur la surface usinée est atteinte lorsque la déviation de surface se stabilise et atteint un « plateau » comme le montre la Figure 5-19. Il est constaté que la profondeur des replis diminue dans cette zone à l'identique du profil présenté en Figure 5-8. Après ce plateau, ces anomalies géométriques (replis) retrouvent peu à peu des dimensions proches de celles formées avant d'avoir atteint ce plateau.

En fin d'usinage, la diminution de la valeur de la déviation de surface conduit à la formation d'une bavure de dimensions importantes. Ce résultat provient de l'effondrement du Ti-6Al-4V en fin d'usinage vers le côté libre de matière (gorge entre deux pistes d'essai). De même, dans cette zone, des « fingers » de dimensions importantes apparaissent. Les sillons laissés par l'empreinte de la face de dépouille de l'outil sont difficilement décelables.

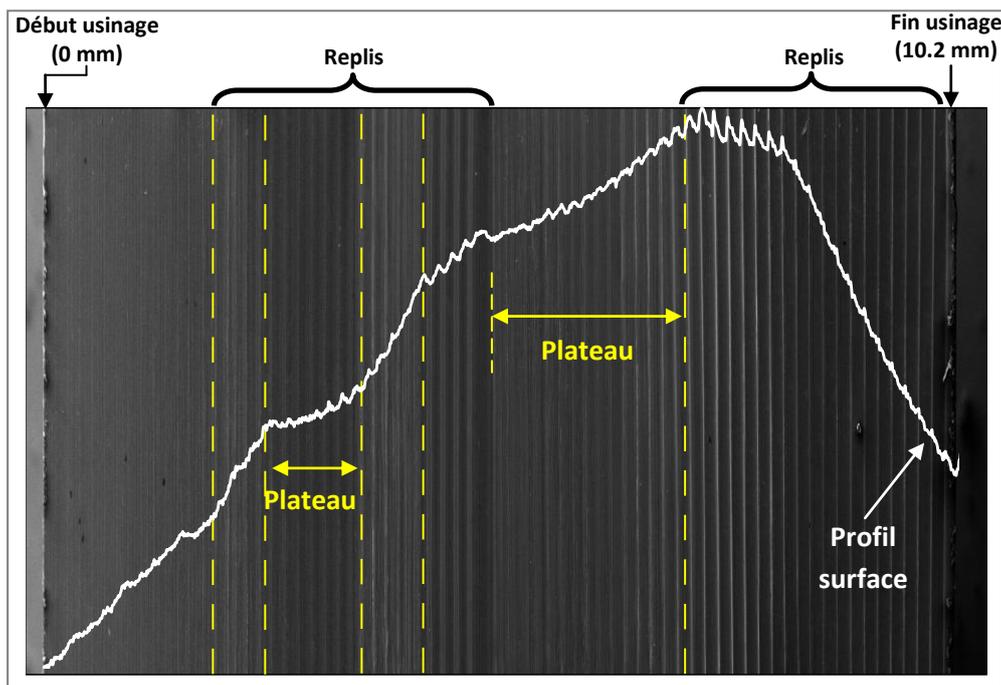


Figure 5-19 : Superposition de la micrographie et de la mesure du profil de la surface usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr du début jusqu'à la fin de l'usinage

3.3 Sévérité métallurgique

L'impact des combinaisons de défauts sur le possible abattement en fatigue d'une pièce est compliqué à évaluer. La sévérité métallurgique des défauts est le plus souvent évaluée séparément, c'est-à-dire un défaut après l'autre, la difficulté étant de l'isoler et de pouvoir le reproduire sur chaque éprouvette testée en fatigue. Dans le cas d'une combinaison de défauts, l'impact de l'interaction entre ces défauts n'a que très peu été étudié dans la littérature.

L'effet géométrique de certains défauts a montré que des concentrations de contraintes pouvaient rendre compte de la sévérité de ces défauts et la rugosité était un bon moyen pour l'apprécier. Lors d'un chargement simple uniaxial, Brand et al. [BRAN92] et un rapport technique de la Snecma [SNE86] ont démontré que les stries parallèles et surtout perpendiculaires à la direction de sollicitation, réalisées en tournage ou en fraisage, influencent la durée de vie en fatigue des pièces. Les stries perpendiculaires sont considérées comme des entailles vis-à-vis de la sollicitation et conduisent à une chute de la limite d'endurance. Le facteur de concentration de contraintes K_t associé à une entaille est défini par la relation Eq. 5-1.

$$K_t = 1 + 2 \sqrt{\frac{c_e}{R_e}} \quad (\text{Eq. 5-1})$$

avec c_e la profondeur de l'entaille et R_e le rayon à fond d'entaille. Le défaut de repli pouvant être assimilé à une entaille de plus grande profondeur qu'une strie classique d'usinage pour un rayon à fond d'entaille équivalent, ces replis peuvent être considérés comme des défauts impactant la tenue en fatigue des pièces. Dans le cas d'une succession de replis, le facteur de concentration de contraintes peut être calculé par la relation Eq. 5-2 établie par Andrews et Sehitoglu [AND00] dont les paramètres sont définis sur la Figure 5-20.

$$k_t = \left(1 - 0.719 e^{(-0.476 \frac{b_e}{a_e})}\right) \left(1 + 2 \sqrt{\frac{c_e}{R_e}}\right) \quad (\text{Eq. 5-2})$$

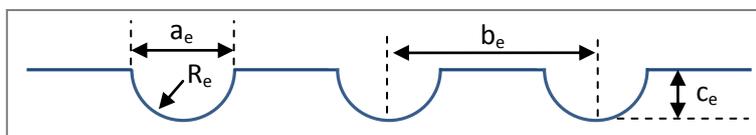


Figure 5-20 : Paramètres géométriques utilisés pour la détermination du facteur de concentration de contraintes K_t dans le cas d'une succession d'entailles [AND00]

L'impact en fatigue des défauts de type recouvrement ou tartinage de matière a été étudié dans le projet ManHIRP. Les résultats rapportés dans le Chapitre 3 montrent que des couches de matière tartinée par frottement d'un outil sur une éprouvette en Ti-6Al-4V a induit un abattement conséquent en fatigue d'une décade par rapport à une éprouvette tournée dans des conditions de coupe classique (Figure 3-17c).

Lors du perçage de l'Inconel 718, Perrin [PER08] a trouvé des résultats similaires concernant l'incorporation de copeaux collés isolés et enfoncés dans la matière déformée et étalée. L'auteur a pu montrer que les défauts de tartinage et de copeaux collés isolés pris séparément présentaient un abattement en fatigue comparé à la durée de vie d'une éprouvette percée d'un même trou mais usinée dans des conditions COM. Cependant, dans le cas d'un trou comportant à la fois ces deux mêmes défauts, les défauts de surface n'ont pas contribué seuls à l'abattement en fatigue des éprouvettes : l'interaction entre ces derniers et les défauts générés en sous-couche a facilité une amorce de rupture en fatigue. Sachant que pour des matériaux métalliques sans zone d'amorçage (entaille, fissure, crique...), la phase d'initiation constitue près de 90% du cycle menant à la rupture

en fatigue. La durée de vie de l'éprouvette possédant la combinaison d'anomalies citée ci-avant (CCI + BMC + ZATM) a été fortement écourtée.

Concernant les défauts de type déviation de surface et bavure, aucun élément dans la littérature n'a permis de définir leur impact sur la tenue en fatigue.

La bibliographie réalisée dans le Chapitre 3 a montré que l'aspect géométrique des défauts est important mais ne peut pas être considéré comme le seul élément influençant la tenue en fatigue d'une pièce usinée. Dans le cas où aucune anomalie notable en sous-couche induisant des changements métallurgiques n'a été générée, les contraintes résiduelles de surface par l'usinage sont un des facteurs prédominants pour accroître la tenue en fatigue. Toutefois, ce cas correspond à des usinages réalisés pour des conditions de coupe n'ayant pas engendré de défauts microscopiques graves. Dans le cas des essais de cartographie $V_c - f$, elles coïncident avec les vitesses de coupe inférieures à $V_{c_{lim}}$ et les avances supérieures à f_{lim} . Pour des vitesses de coupe supérieures à $V_{c_{lim}}$, le tartinage et les déformations plastiques observés à la surface de la pièce sont le signe que les sous-couches ont été sollicitées thermomécaniquement. Il est ainsi suggéré que des anomalies matière ont été produites en extrême surface. Il est impossible par ces simples observations visuelles en surface de connaître la nature de ces défauts et surtout la profondeur de la couche affectée. Afin d'accéder à ces informations, des coupes micrographiques et une étude précise de l'état métallurgique de la matière vont être effectuées dans le Chapitre 6. En particulier, l'étude des interactions entre défauts de surface et défauts en sous-couches sera investiguée.

3.4 Evolution des défauts géométriques et de surface et identification des phénomènes liés à la coupe

Les études des signaux des moyens de surveillance, de l'usure de l'outil ainsi que les investigations sur les anomalies géométriques et de surface ont suggéré l'existence de domaines de conditions de coupe où les phénomènes liés à la coupe sont différents.

Compte tenu de ces résultats, il est possible de remonter à l'évolution des défauts géométriques et de surface. Seuls les défauts intervenant selon le plan parallèle à la direction de coupe ont été considérés. Cette approche a été choisie afin de faciliter la discussion. Il est supposé que les phénomènes décrits sont identiques en tout point de l'arête en prise dans la matière de façon à ce que le problème devienne plan.

La Figure 5-21 présente le cas où l'usinage se déroule correctement. Les conditions de coupe associées sont celles appartenant au domaine 1. Le frottement du Ti-6Al-4V sur la face de dépouille dû au retour élastique et l'usure en dépouille correspondant sont symbolisés par un trait rouge. Pour des raisons de commodité, le recul d'arête lié à cette usure en dépouille n'est pas ici représenté. Dans ce domaine 1, les défauts de surface générés sont constitués par du matage de crêtes voire du recouvrement de sillons si l'usure en dépouille de l'outil devient importante.

La Figure 5-22 présente le cas où l'usinage se déroule en sous-avance correspondant à des conditions de coupe appartenant au domaine 2. Une importante concentration de copeaux collés isolés et de matière tartinée de faible épaisseur sont décelées par rapport aux conditions de coupe du domaine 1. La différence importante entre ces deux domaines est la présence d'une arête rapportée dans le domaine 2 contribuant à la dégradation de la coupe.

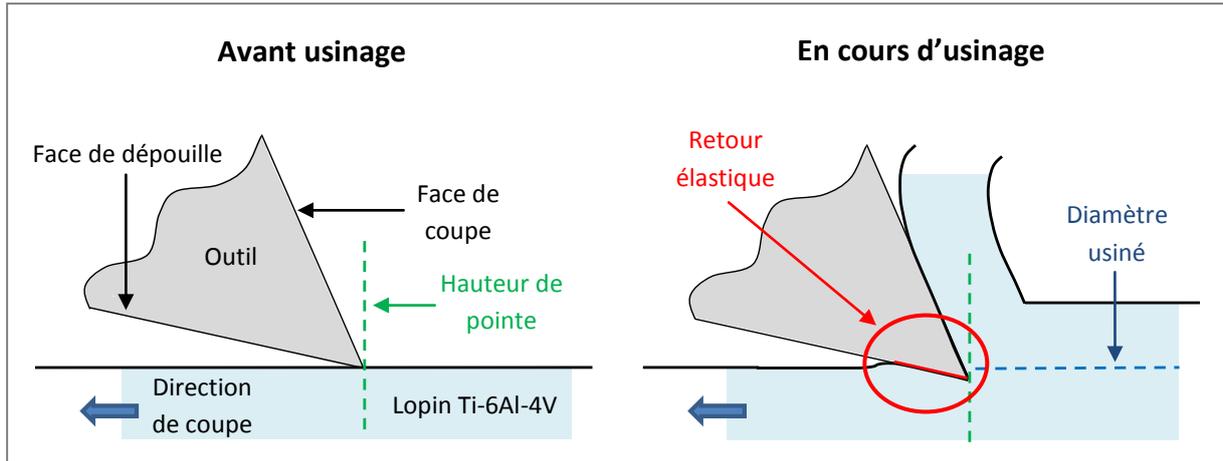


Figure 5-21 : Schémas décrivant les phénomènes liés à l'usinage pour des conditions de coupe appartenant au domaine 1

En effet, la faible épaisseur de copeau (inférieure à h_c^{\min} pour la profondeur de passe utilisée) conduit à la formation d'une arête rapportée positionnée principalement sur la face de coupe et dans une moindre mesure sur celle de dépouille. Cette situation est partiellement représentée dans l'étape 1 sur la Figure 5-22 (matière rapportée non schématisée sur la face de dépouille). L'arête rapportée grandit au fur et à mesure de l'usinage par soudage de la matière du lopin. Néanmoins, en fonction des contraintes appliquées et de la forme de l'outil, cette arête se brise partiellement et de façon apériodique. De même, la matière venant du lopin peut être arrachée et ne pas être soudée directement sur l'arête rapportée (étape 2). Dans ces deux cas, les morceaux de Ti-6Al-4V sont soit évacués par le copeau ou soit, déplacés au niveau de l'arête de l'outil et sont passés sous la face de dépouille (étape 3). Les CCI observés présentent des stries de rectification de l'outil, il peut être alors supposé que ces derniers sont passés sous la face de dépouille. De plus, l'augmentation de la vitesse de coupe et de l'usure induisent des vitesses de déformation et une zone de frottement plus grande. Ces facteurs facilitent l'étalement des CCI amenant à l'apparition de fines couches de matière étalée pour $V_c > V_{c_{lim}}$ (étape 4).

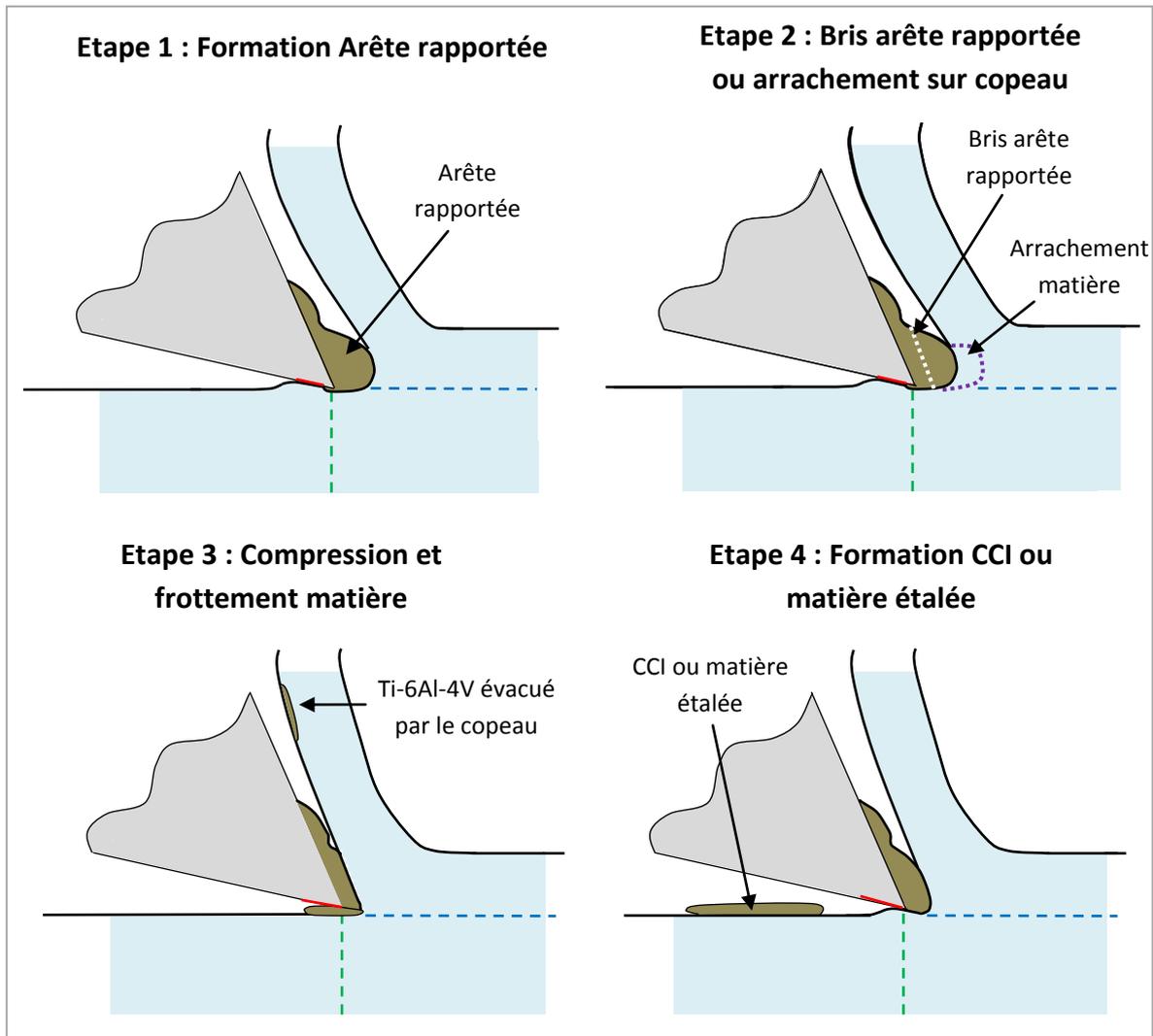


Figure 5-22 : Schémas décrivant les phénomènes liés à l'usinage pour des conditions de coupe appartenant au domaine 2

Contrairement aux domaines 1 et 2, les anomalies géométriques et de surface produites pour des conditions de coupe appartenant au domaine 3 sont diverses et suivent une évolution singulière. Ces endommagements impliquent que les différents éléments de la coupe évoluent et en particulier la géométrie de l'outil. La Figure 5-23 présente les étapes conduisant à la génération des anomalies géométriques et de surface décrits précédemment.

Etape B :

Pour des conditions de coupe appartenant au domaine 3, l'usure devient très vite importante. Ainsi, il a été noté que l'usure en dépouille dépasse facilement 0.5 mm en fin d'usinage. L'usinage classique représenté par l'étape A ne dure que peu de temps et l'endommagement des plaquettes par déformation plastique de l'arête (étape B) apparaît rapidement. La Figure 5-24a présente la surface usée en dépouille d'une plaquette après l'avoir usinée à $V_c = 200$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr et atteint une usure en dépouille V_{Bmax} égale à 0.36 mm (test hors essais cartographie

Vc – f). Cette image MEB montre une zone d'usure en dépouille recouverte de Ti-6Al-4V adhérent et une autre, proche du front d'usure, qui est fraîchement obtenue car dépourvue de matière collée.

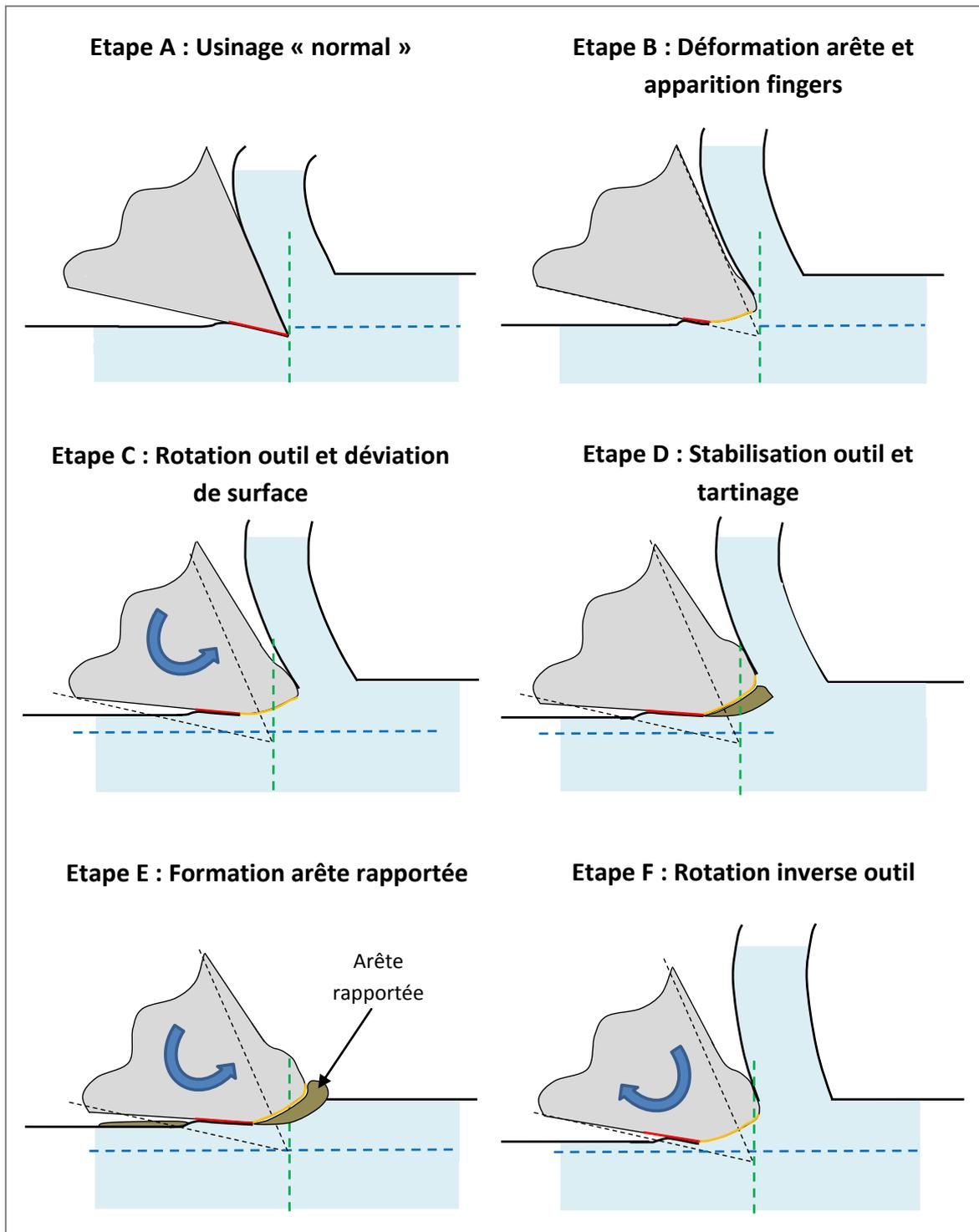


Figure 5-23 : Schémas décrivant les phénomènes liés à l'usinage pour des conditions de coupe appartenant au domaine 3

Le trait rouge sur l'image de la Figure 5-24a représente la position à laquelle la coupe transversale présentée sur la Figure 5-24b a été réalisée. Sur cette micrographie, le trait jaune

correspond à la droite tangente au front d'usure. Dans un cas d'usure modérée, cette tangente suit la génératrice de la surface en dépouille. Dans cet exemple, le Ti-6Al-4V adhérent à proximité de l'arête de coupe n'est pas tangent au front d'usure en dépouille montrant qu'une conséquence déformation plastique de l'arête a eu lieu. Il peut donc être supposé que dans la zone entourée en vert, la matière non coupée par l'arête subit une déformation plastique intense au contact de l'outil. Le frottement sur la face de dépouille ainsi que la chaleur dégagée par la déformation plastique induit un collage de matière important dans cette zone de cisaillement tertiaire. L'observation de la matière adhérente sur l'outil (Figure 5-24a) confirme cette hypothèse en présentant une direction privilégiée d'étalement du Ti-6Al-4V.

De plus, l'aptitude au frottement des alliages de titane est très mauvaise et conduit rapidement à dégrader sa surface par tartinage. Ainsi, la matière fraîchement usinée subit des frottements conséquents qui conduisent à de l'étalement de matière. Il apparaît alors du matage de matière à la surface puis des défauts de types « fingers » après que l'outil se soit assez bien déformé.

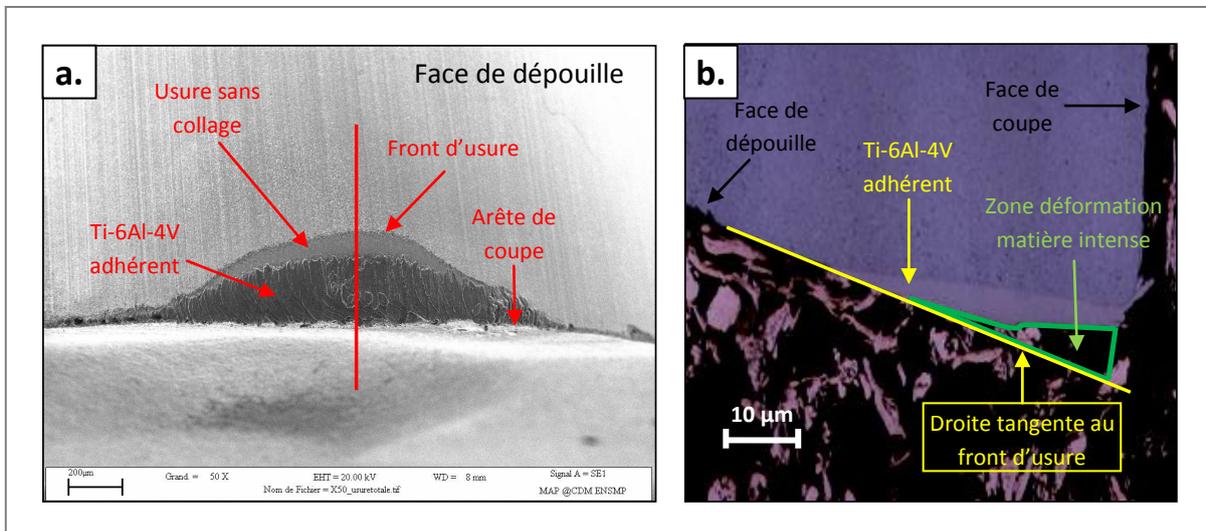


Figure 5-24 : (a.) Image MEB montrant l'usure en dépouille d'une plaquette après avoir usiné à $V_c = 200$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr et atteint $V_{Bmax} = 0.36$ mm
 (b.) Micrographie d'une coupe transversale d'une plaquette après avoir usiné à $V_c = 200$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr et atteint $V_{Bmax} = 0.36$ mm

Etape C :

La contrainte mécanique appliquée par la matière sur la face de dépouille est importante. Ce phénomène, s'apparentant à du talonnage, contribue au phénomène schématisé dans l'étape C. En effet, la Figure 5-25a présente l'évolution des signaux d'effort radial (F_r) et de déplacement selon la direction de coupe (D_c) pour un usinage réalisé à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr. Cette condition de coupe correspond à la transition entre un usinage « classique » du domaine 1 et un usinage dégradé du domaine 3. Une corrélation entre les deux signaux est notée. Sur la Figure 5-25a sont représentés les paramètres J_1 , J_2 , J_3 et J_4 définis dans le Chapitre 4. La comparaison de la forme de ces signaux avec celui du profil usiné montre qu'il existe une corrélation comme le montre la Figure 5-25b. Il peut donc être supposé que la déformation plastique de l'arête qui intervient après le point J_3 contribue dans un premier temps à l'augmentation de l'effort radial. Cet effort F_r est induit par le phénomène de talonnage et par la zone de déformation intense de la matière non encore

usinée sous la face de dépouille. Dans un second temps, cet effort radial induit l'éloignement du système {outil + porte outil} par rapport au capteur de déplacement et contribue à générer ainsi le défaut de déviation de surface. Il est donc supposé que le système {outil + porte outil} subit une rotation amenant à un talonnage de plus en plus important (augmentation de F_r) mais aussi à une déformation plastique de plus en plus grande de la plaquette à proximité de l'arête. La déviation de surface ne provient pas uniquement du talonnage mais aussi probablement du recul d'arête et du fait que cette dernière ne soit plus à la hauteur de pointe. Le bris d'outil au niveau de l'arête (Figure 4-13b) contribue également à la formation de ce défaut.

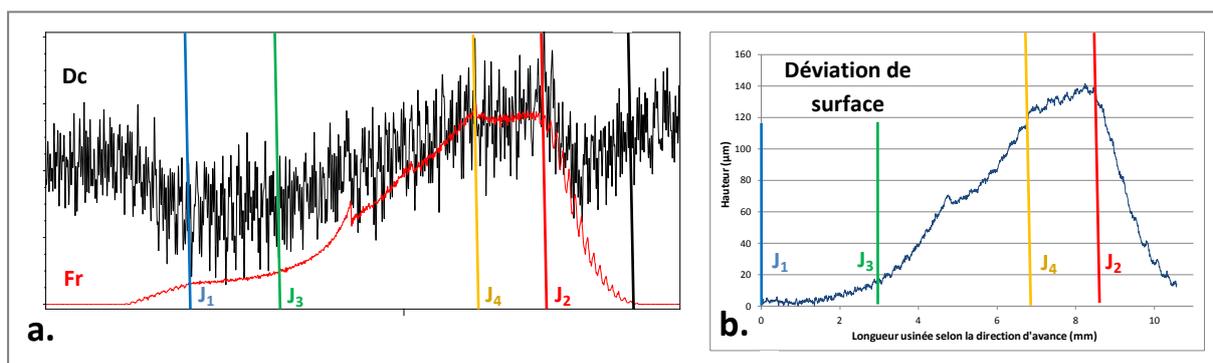


Figure 5-25 : (a.) Signaux d'effort radial (F_r) et de déplacement selon la direction de coupe (D_c) lors d'un usinage réalisé à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr
(b.) Profil de la surface usinée à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr

Dans le même temps, l'angle de dépouille se réduit en cours d'usinage. Cela a pour conséquence :

- Un frottement de la matière usinée sur une surface plus grande au niveau de la face de dépouille.
- Un front d'usure augmentant rapidement de telle sorte que la zone frottante de l'outil est constamment renouvelée.

Ces deux raisons expliquent la formation de sillons de profondeur importante lors des phases de transition ($1 \rightarrow 2$ et $2 \rightarrow 3$) observées sur la surface usinée et présentées en Figure 5-17.

Etape D :

Le profil de la surface usinée fait apparaître des plateaux. Ces derniers sont causés par la stabilisation de la géométrie de l'outil et de la coupe comme indiquée par l'étape D. Les raisons de cette stabilisation ne sont pas clairement identifiées. Néanmoins, les hypothèses suivantes peuvent être évoquées :

- La diminution de la profondeur de passe contribue à diminuer les contraintes thermomécaniques sur la plaquette. Ainsi, elle ne se déforme plus (voire très peu) et stabilise la coupe.
- La variation brusque de la géométrie de l'outil par bris successifs de l'arête peut endiguer l'évolution de sa déformation plastique. Dans ce cas, ces bris d'outil provoquent l'inclusion de grains de WC sur la surface usinée. Ce type d'anomalie n'a pas été fréquemment détecté.

Au vu des endommagements des plaquettes lors d'usinages dans le domaine 3, il est supposé que ce défaut est existant.

Quelles que soient les raisons, cette stabilisation de l'outil implique que la matière adhère dans la zone de déformation intense au droit de l'arête dégradée (Figure 5-24b). Il en résulte alors une surface de frottement beaucoup plus grande que celle formée à l'étape B. La déformation de la matière à la surface usinée est plus importante et les fingers laissent place à du Ti-6Al-4V tartinée.

Etape E :

L'outil étant rond, les épaisseurs de copeaux ne sont pas identiques tout au long de l'arête. Avec la réduction de la profondeur de passe (dont la conséquence est la déviation de surface), certaines zones de l'arête peuvent usiner sous l'épaisseur minimum h_c^{\min} . Il en découle la formation d'une arête rapportée. Si la profondeur de passe devient vraiment trop faible, la coupe se déroule de façon dégradée. Une partie des anomalies produites sont proches de celles définies lors d'un usinage dans le domaine 2. Des CCI et des couches épaisses de matière étalée se forment sur les plateaux présentés en Figure 5-17 comme schématisé à l'étape E.

Etape F :

L'étape F intervient en fin d'usinage lors de l'effondrement de la matière conduisant à la formation de bavures conséquentes. Lors de cette phase, le système {outil + porte outil} réalise une rotation inverse à la rotation précédente de l'étape E. Ceci implique :

- Une augmentation de la prise de la profondeur de passe et une diminution de l'arête rapportée.
- Une diminution de la zone de frottement de la matière fraîchement usinée sur la face de dépouille de l'outil. Les surfaces de l'outil sur lesquelles le lopin de Ti-6Al-4V frotte sont des régions préalablement usées.

Ainsi, les défauts de surface générés sont majoritairement de type « fingers » (voire du tartinage de matière) et les sillons sont peu profonds voire inexistants.

Problématique du repli :

Les raisons de l'apparition du défaut de type repli n'a pas été complètement compris. L'indice le plus pertinent permettant d'expliquer cette anomalie est qu'elle est générée dès que la déviation de surface apparaît et est donc liée à la déformation plastique de la plaquette. Sachant que la déformation tout au long de l'arête n'est pas la même, certaines zones sont plus déformées que d'autres et ont ainsi une position différente vis-à-vis de la hauteur de pointe. Chaque partie de l'arête usine à une profondeur de passe supérieure ou inférieure aux autres. De même, les bris d'outil localisés sur l'arête sont un facteur à prendre en considération.

De plus, les signaux de déplacement selon la direction d'avance démontrent que le système {outil + porte outil} se déplace lors de la coupe. Ce phénomène couplé avec ces endommagements sont probablement les acteurs majeurs de la formation des replis.

4 Conclusion

Dans ce chapitre, les défauts géométriques macroscopiques et microscopiques ont été étudiés à la surface usinée d'un lopin Ti-6Al-4V.

L'ensemble des défauts observés dans ce travail ont été comparés à ceux trouvés dans la littérature et plus particulièrement avec ceux de la liste donnée à la suite du projet européen ManHIRP [FOX02]. Dans le cas du tournage du Ti-6Al-4V, les défauts rencontrés ont été listés dans ManHIRP mis à part le défaut géométrique de déviation de surface. De plus, le défaut dit de couche écrouie a été explicité en distinguant la plus ou moins grande quantité de matière déformée à la surface usinée : elle est faible dans le cas du matage de crêtes et du recouvrement des sillons et forte dans le cas de fingers ou du tartinage de matière.

Les anomalies de surface peuvent être classées dans des domaines équivalents à ceux définis par la morphologie des signaux de surveillance, mis à part celui où les vitesses de coupe et les avances sont respectivement inférieures à $V_{c_{lim}}$ et f_{lim} . Ce résultat indique que les critères (J_1 , J_2 , J_3 et J_4) permettant de qualifier les morphologies des signaux ne sont pas totalement pertinents pour qualifier l'état de la surface usinée. Par contre, ces critères ont permis de corréliser des domaines définis par les signaux de surveillance avec ceux définis pour les défauts géométriques (ou encore dits macroscopiques).

Les investigations réalisées sur les défauts de surface ont permis d'établir une suite logique concernant leur formation en fonction des conditions de coupe :

- Les usinages réalisés pour de faibles avances produisent des copeaux dont l'épaisseur est inférieure à h_c^{min} amenant à la production d'une concentration importante de CCI sur la surface du lopin.
- L'utilisation de vitesses de coupe au-delà de $V_{c_{lim}}$ (avec $f > f_{lim}$) conduit à une déformation plastique de la surface fraîchement usinée de plus en plus forte ce qui génère du tartinage de matière incomplet « fingers » ou complet avec parfois un apport de matière extérieur provenant de copeaux ou d'une arête rapportée. Ces couches étalées deviennent de plus en plus épaisses avec l'augmentation de la vitesse de coupe.

De même, l'usinage au-delà de $V_{c_{lim}}$ (avec $f > f_{lim}$) induit systématiquement la production de défauts macroscopiques comme la déviation de surface, le repli ou la bavure.

Il a aussi été souligné que les défauts ne se produisent pas seuls, c'est-à-dire séparément les uns des autres. En effet, les défauts macroscopiques et microscopiques de surface sont en générale produits en même temps ce qui implique la présence d'une combinaison d'anomalies. La sévérité de certaines de ces anomalies vis-à-vis de la tenue en fatigue a pu être appréciée en s'appuyant sur la littérature existante. Des travaux précédents ont montré que certains défauts pris individuellement peuvent réduire la durée de vie en fatigue de la pièce usinée. Cependant, il est compliqué de statuer sur l'impact d'une combinaison d'anomalies vis-à-vis de la tenue en fatigue puisqu'elle a fait l'objet ici d'aucune étude et que cette problématique n'a été que rarement abordée dans la littérature.

Les investigations menées sur les anomalies couplées à celles sur les signaux des moyens de surveillance et des endommagements des plaquettes ont contribué à faire des hypothèses sur les

phénomènes opérant lors de l'usinage. Ces hypothèses n'ont pas pu être vérifiées par des essais complémentaires qui seront évoqués dans les perspectives.

Les conclusions de ces études sur les défauts macroscopiques et microscopiques de surface ont donné des premières tendances concernant l'impact du procédé de tournage sur l'intégrité matière du Ti-6Al-4V. Ce type de défauts de surface est peu regardé dans la littérature contrairement aux défauts en sous-couche qui sont en général plus communément étudiés. Par l'intermédiaire de ces résultats, il est déjà possible d'avoir une idée pertinente de la sévérité des contraintes thermomécaniques générées en sous-couche sans connaître ni le type de défaut, ni sa profondeur affectée. De plus, les phénomènes pouvant induire ces défauts et la façon de les repérer à l'aide des signaux de surveillance ont été mieux compris. Ce résultat s'avérera important pour d'une part les corrélations qualitatives entre intégrité matière et moyens de surveillance et d'autre part éviter les phénomènes pouvant impacter la tenue en fatigue des pièces.

Le chapitre suivant se penche sur les défauts générés en sous-couche. La démarche d'investigation est identique à celle réalisée pour les défauts géométriques et de surface. Néanmoins, lors de cette étude, la compréhension des défauts, de leur genèse et de leurs mécanismes de formation d'un point de vue métallurgique sera mise en avant.

Chapitre 6 : Etude des anomalies en sous-couche

1	Préparation des échantillons	189
2	Détection et classification des anomalies dans les sous-couches	190
2.1	Couches à grains déformés	190
2.2	Couches blanches	193
2.3	Combinaison d'anomalies en sous-couche.....	195
2.4	Bilan.....	196
3	Qualification et quantification des couches à grains déformés	197
3.1	Définition et démarche de l'étude.....	197
3.2	Présentation des cartographies des paramètres microstructuraux obtenus par analyse d'images.....	199
3.3	Etude de la microstructure selon les directions de coupe et d'avance en fonction de la longueur usinée.....	201
3.3.1	Direction de coupe	201
3.3.2	Direction d'avance	205
3.3.3	Bilan.....	207
3.4	Evolution de la couche affectée lors de conditions de coupe extrêmes	208
3.5	Evolution de la microstructure lors de l'usinage.....	210
3.6	Bilan.....	216
4	Qualification des couches blanches.....	218
4.1	Observation des couches blanches au Microscope Electronique à Balayage (MEB)	218
4.2	Etude à la microsonde de Castaing et définition des couches monophasées	219
4.3	Etude au Microscope Electronique en Transmission (MET).....	223
4.3.1	Etude à cœur de l'échantillon	223
4.3.2	Prélèvement de l'échantillon par Faisceau d'Ions Focalisés (FIB)	226
4.3.3	Etude des couches monophasées	228
4.3.4	Etude des couches adjacentes aux couches monophasées : phases globulaires.....	231
4.3.5	Etude des couches adjacentes aux couches monophasées : phases lamellaires.....	232
4.4	Bilan et comparaison avec l'état métallurgique des BCA	236
5	Evolution de la microstructure et génération des anomalies	240
5.1	Mécanismes de déformation et transformations métallurgiques	240
5.2	Vitesse de déformation en cisaillement, vitesse de montée en température et énergie d'activation du phénomène de dissolution	243
5.3	Anomalies en sous-couche et intégrité matière	246

6	<i>Etude des caractéristiques mécaniques des anomalies en sous-couche.....</i>	248
6.1	Présentation de l'approche expérimentale	248
6.1.1	Filiations de dureté	248
6.1.2	Profils de contraintes résiduelles	250
6.2	Résultats des mesures de dureté et de contraintes résiduelles.....	250
7	<i>Corrélations entre les signaux des moyens de surveillance et les anomalies</i>	257
7.1	Etude qualitative	257
7.1.1	Anomalies en sous-couche et défauts géométrique et de surface	257
7.1.2	Corrélations entre signaux de surveillance et anomalies.....	258
7.2	Etude quantitative.....	259

Abréviations	Dénominations	Unités
$[Al]_{eq}$	Proportion massique en éléments alphagènes ou en élément Al équivalent	%
$[Mo]_{eq}$	Proportion massique en éléments bêtagènes ou en élément Mo équivalent	%
α	Phase α (hP2)	-
$\alpha_{lamellaire}$	Phase α sous forme lamellaire	-
$\alpha_{globulaire}$	Phase α sous forme globulaire	-
α_m	Phase hexagonale massive de type α	-
α_2-Ti_3Al	Phase α_2 (hP8 ou DO ₁₉) fragile	-
α'	Phase martensitique de structure hexagonale (hP2)	-
α''	Phase martensitique de structure orthorhombique (oC4)	-
β	Phase β (cI2)	-
$\beta_{lamellaire}$	Phase β sous forme lamellaire	-
β_m	Phase β métastable	-
δ	Demi-largeur de la bande de cisaillement	m ou μm
$\Delta HV/\Delta Z$	Gradient de dureté dans la direction de la profondeur de passe	GPa.mm ⁻¹
ε	Déformation plastique	- ou %
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation	s ⁻¹
γ	Déformation en cisaillement	- ou %
$\dot{\gamma}$	Vitesse de déformation en cisaillement	s ⁻¹
μ	Coefficient de frottement entre matériau fraîchement usiné et la face de dépouille de l'outil	-
$\lambda_{\alpha+\beta}$	Distance intergrains entre les plus proches voisins ou libre parcours moyen	μm
ψ_1, ψ_2	Angles dièdres entre deux grains α contigus	°
ACCENT	Adaptative Control of manufaCturing processes for a new gEneration of jet engiNe componentS	-
ap	Profondeur de passe ou de coupe	mm
ATD	Analyse Thermique Différentielle	-
A_α	Aire des grains globulaires α	μm^2
$A_{\alpha+\beta}$	Aire des grains lamellaires $\alpha + \beta$	μm^2

BCA	B ande de C isaillement A diabatique	-
COM	C ouple O util M atière	-
d	Diagonale d'une empreinte de dureté	μm
Dc	Déplacement selon la direction de coupe	μm
D _i _n	Distance entre un grain i globulaire α et ses plus proches voisins prise perpendiculairement à la périphérie du grain i	μm
D _{mini}	Diagonale la plus petite du grain α assimilé à une ellipse	μm
D _{maxi}	Diagonale la plus grande du grain α assimilé à une ellipse	μm
e _α	Elongation des grains globulaires α	-
DRX	D iffraction des R ayons X	-
Ea	Energie d'activation du phénomène de dissolution de la phase α dans le cas d'un traitement thermique anisotherme de l'alliage Ti-6Al-4V	kJ.mol ⁻¹
ECAE	E qual C hannel A ngular E xtrusion	-
EDS	E nergy D ispersiv S pectroscopy	-
f	Avance par tour	mm.tr ⁻¹
Fc	Effort de coupe	N
f _{lim}	Avance limite au-delà de laquelle la morphologie des signaux est de type C ou D	mm.tr ⁻¹
FIB	F ocused I on B eam (faisceau d'ions focalisés)	-
Fr	Effort radial	N
f _{Sα}	Fraction surfacique des grains α	%
HAADF	H igh A ngle A nnular D ark F ield	-
HV _{0.1}	Dureté Vickers sous une charge de 0.1 kg	Kgf.mm ⁻²
HV _{0.5}	Dureté Vickers sous une charge de 0.5 kg	Kgf.mm ⁻²
HRTEM	H igh R esolution T ransmission E lectron M icroscopy	-
K20	Nuance de carbure cémenté WC-Co	-
Lu	Longueur usinée selon la direction d'avance	mm
ManHIRP	Integrating process controls with M anufacturing to produce H igh I ntegrity R otating P arts for modern gas turbines	-
MEB	M icroscope E lectronique à B alayage	-
MET	M icroscope E lectronique à T ransmission	-

MO	Microscope Optique	-
Ms	Température de début de transformation martensitique	°C
PA	Profondeur Affectée	μm
Prof _i = X _i	Profondeur d'un plan i parallèle à la surface usinée	μm
SER	Surface Equivalente Représentative	-
T _f	Température de fusion	°C
T _β	Transus β	°C
\dot{T}_c	Vitesse de chauffe	°C.s ⁻¹
V _c	Vitesse de coupe	m.min ⁻¹
V _{Clim}	Vitesse de coupe limite au-delà de laquelle la morphologie des signaux est de type C ou D	m.min ⁻¹
V _{Cmax}	Vitesse de coupe maximale définie par les essais COM	m.min ⁻¹
V _{TR}	Vitesse de trempe	°C.s ⁻¹
WDS	Wavelength Dispersive Spectroscopy	-
Z1, Z2, Z3	Zones 1, 2, 3	-
ZCT	Zone de Cisaillement Tertiaire	-

Introduction

Les études précédentes ont permis de déterminer les phénomènes de coupe entraînant la formation des anomalies sur la surface usinée. Les frottements intenses sur la face de dépouille entre l'outil et la matière fraîchement usinée pour des conditions de coupe sévères induisent de fortes contraintes thermomécaniques dans la matière. Plus particulièrement, ces phénomènes génèrent de forts cisaillements dans les sous-couches conduisant à la modification de la macrostructure du Ti-6Al-4V ainsi que des transformations métallurgiques importantes en extrême surface. Des structures à grains déformés ainsi que des « couches dites blanches » sont alors générées.

Les investigations réalisées tout au long de ce chapitre vont tenter de mieux définir ces deux anomalies (couche à grains déformés et couche blanche). Après une présentation de la morphologie des deux anomalies, il sera établi pour chacune d'entre elles une cartographie d'apparition de ces anomalies en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance. En règle générale, la littérature scientifique concernant l'impact de l'usinage sur le Ti-6Al-4V ne fait que rapporter la présence de ces anomalies et le cas échéant évalue l'abatement en fatigue causé par ces dernières. En aucun cas, l'anomalie dite « couche blanche » n'a été complètement décrite, aussi bien les transformations métallurgiques que les mécanismes de déformation à l'origine de cette anomalie dans le cadre de l'usinage du Ti-6Al-4V.

Aussi, pour chacune des anomalies traitées, des analyses métallurgiques fines vont être effectuées afin de les caractériser au mieux. Des techniques comme le traitement de la microstructure par analyse d'images ou des mesures de dureté perpendiculairement à la surface usinée ont été effectuées afin de décrire ces défauts. Concernant les « couches blanches » des études réalisées à l'aide d'une microsonde de Castaing et des observations au MET à partir de lames minces prélevées en extrême surface vont permettre de préciser la nature de ces couches mais également les transformations métallurgiques contiguës à la surface usinée.

De plus, les phénomènes thermomécaniques et métallurgiques à l'origine de ces anomalies ont été déjà très certainement observés lors d'essais balistiques ou dynamiques à l'aide de barres de Kolsky. Ainsi, en s'appuyant sur la bibliographie concernant les transformations métallurgiques et microstructurales réalisées dans le Chapitre 2, les résultats des analyses métallurgiques permettront de proposer des mécanismes physiques gouvernant la formation de ces anomalies. Ainsi, moyennant certaines hypothèses et l'emploi de modèles analytiques, les déformations et les températures atteintes approximativement lors de l'usinage pourront être évaluées.

Avant d'effectuer l'ensemble de ces études, le plan de prélèvement des échantillons sur le lopin usiné et leur préparation vont être décrits. En effet, la préparation des échantillons est spécifique pour analyser au mieux les anomalies générées.

1 Préparation des échantillons

La Figure 6-1 présente un lopin utilisé pour les essais de cartographie Vc- f montrant les différentes pistes usinées et séparées par des gorges. Afin d'étudier les sous-couches du Ti-6Al-4V pour chacune des conditions de coupe, des éprouvettes sont extraites par électroérosion à fil selon le plan de prélèvement défini par les traits rouges.

Une couche de nickel électrolytique est ensuite déposée sur la surface de chaque échantillon. Pour ce faire, l'éprouvette en Ti-6Al-4V est immergée dans un bain de nickelage chauffé à 50°C. Ce dépôt qui sera appelé nickelage dans le reste du mémoire renforce et protège les bords de l'échantillon. Sa couleur est proche de celle des « couches blanches » dont il est question ici. Il ne faudra donc pas les confondre sur les micrographies qui seront présentées dans la suite de cette thèse. Cette couche de nickel empêche l'effondrement des bords de l'échantillon lors du polissage et permet l'observation d'anomalies dont l'épaisseur est parfois de l'ordre du micromètre en extrême surface de l'échantillon. Après l'enrobage et le polissage, la préparation finale de l'échantillon consiste à réaliser une attaque au réactif de Kroll pour révéler la microstructure du Ti-6Al-4V.

L'ensemble des échantillons ont suivi une procédure de préparation identique lors des observations micrographiques.

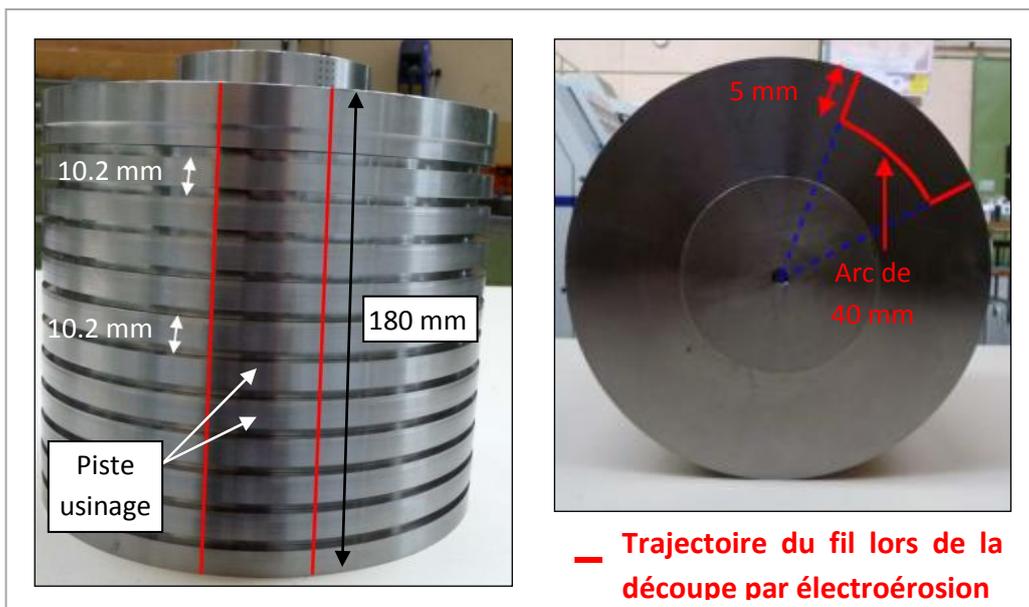


Figure 6-1 : Plan de prélèvement des éprouvettes par électroérosion à fil

2 Détection et classification des anomalies dans les sous-couches

2.1 Couches à grains déformés

La microstructure du lopin de Ti-6Al-4V usiné lors des essais de coupe est « duplex » composée de grains équiaxes dont certains sont α globulaires et les autres $\alpha + \beta$ lamellaires. Les grains α globulaires sont les premiers à montrer des signes de plasticité dans le Ti-6Al-4V. Puis, dans les grains $\alpha + \beta$ lamellaires, la phase β se déforme en premier car la phase β de structure cubique comporte plus de plans de glissement que la phase α , de structure hexagonale. Pour une contrainte relativement importante, les lamelles alpha adjacentes accommodent la déformation des lamelles bêta. La déformation de ces grains lamellaires va faciliter la déformation des grains globulaires. Ainsi, les grains globulaires s'allongent suivant une direction préférentielle identique à celle que l'on peut observer lors d'une opération de forgeage ou de filage. Ainsi, l'apparition d'une microstructure à orientation préférentielle des grains globulaires en sous-couche du matériau usiné sera considérée comme une anomalie appelée « couche à grains déformés ».

Dans la pratique, les grains sont déformés en extrême surface du matériau usiné par la contrainte mécanique appliquée dans la zone de cisaillement primaire mais aussi par le retour élastique de la matière sur la face de dépouille de l'outil (zone de cisaillement tertiaire). Néanmoins, les profondeurs affectées peuvent être faibles et nécessitent des moyens d'observation très fins comme le MEB. Sachant que cinquante essais de coupe ont été réalisés, l'étude serait très longue si l'ensemble des échantillons devait être observé au MEB. Aussi, dans le reste du mémoire, il sera considéré qu'un échantillon présentera une « couche à grains déformés » à partir du moment où une couche de globules alpha sera déformée en extrême surface. Ainsi, la profondeur minimale de matière déformée sera égale à la dimension d'une des diagonales d'une phase globulaire, soit environ 20 μm . C'est pourquoi, l'étude consistant à détecter cette anomalie sera réalisée à l'aide d'un microscope optique avec des grossissements entre 100 (Gx100) et 500 (Gx500), suffisants pour détecter cet endommagement.

La Figure 6-2a présente la microstructure du matériau à cœur (non déformé) après attaque au réactif de Kroll. Les grains ne sont pas étirés et ne possèdent pas d'orientation morphologique préférentielle. La Figure 6-2b montre une micrographie (Gx200) réalisée dans la direction de coupe d'une sous-couche dont la surface a été usinée à $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$. Une « couche à grains déformés » a été générée par la coupe lors de l'usinage : leur orientation est dans le sens de la direction de coupe et est de 45° par rapport à la surface usinée. Ce résultat montre clairement qu'une contrainte de cisaillement non négligeable a été appliquée sur la matière.

Les « couches à grains déformés » dans la direction d'avance sont produites sur des profondeurs bien plus faibles que selon la direction de coupe. Ce résultat s'explique par le fait que les contraintes thermomécaniques engendrées par l'outil dans les sous-couches sont plus élevées dans la direction de la coupe que dans la direction d'avance. L'observation de l'ensemble des échantillons montre que des grains déformés apparaissent systématiquement en fin d'usinage dans les bavures conséquentes (et dans les sous-couches proches). Cette anomalie est aussi observée pour certaines conditions de coupe au niveau du plateau du profil usiné (identique à celui défini en Figure 5-19) correspondant à la stabilisation de la déviation de surface. Un exemple de chacun de ces cas est donné respectivement en Figures 6-3a et 6-3b. Contrairement aux « couches à grains déformés »

dans la direction de coupe, l'orientation préférentielle des grains est parallèle à la surface usinée selon la direction d'avance. La profondeur de cette couche affectée ainsi que la déformation des grains selon la direction d'avance n'est pas uniforme. Ces paramètres évoluent tout au long de l'usinage et atteignent un maximum dans la bavure. La profondeur de couche affectée peut alors atteindre plusieurs centaines de microns en fin d'usinage, pour les conditions de coupe les plus sévères.

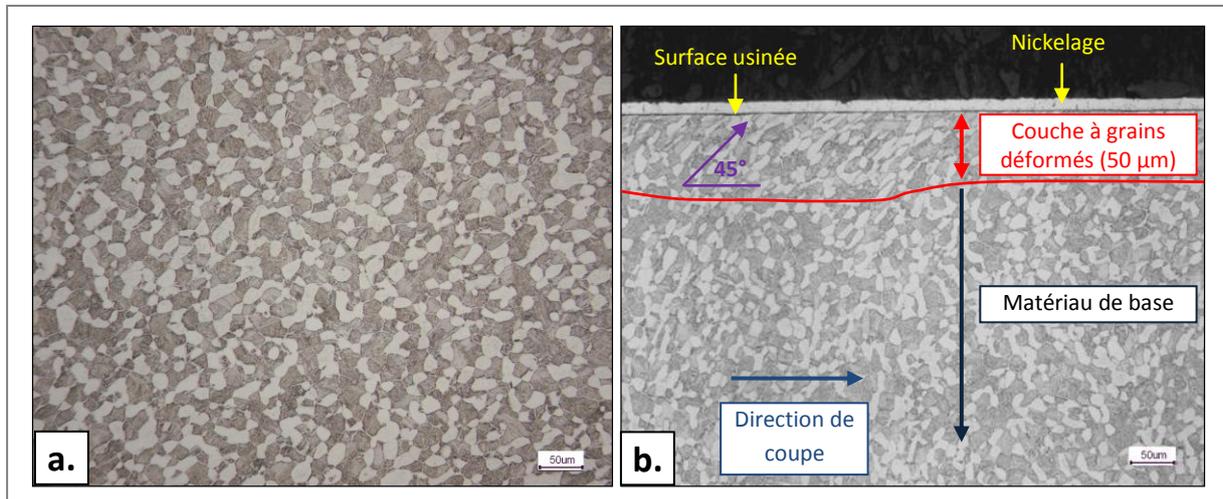


Figure 6-2 : (a.) Micrographie à cœur du matériau de base après attaque au réactif de Kroll (b.) Micrographie montrant la formation d'une « couche à grains déformés » dans la direction de coupe sous la surface usinée à $V_c = 250$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr et $L_u = 8.5$ mm (Gx200)

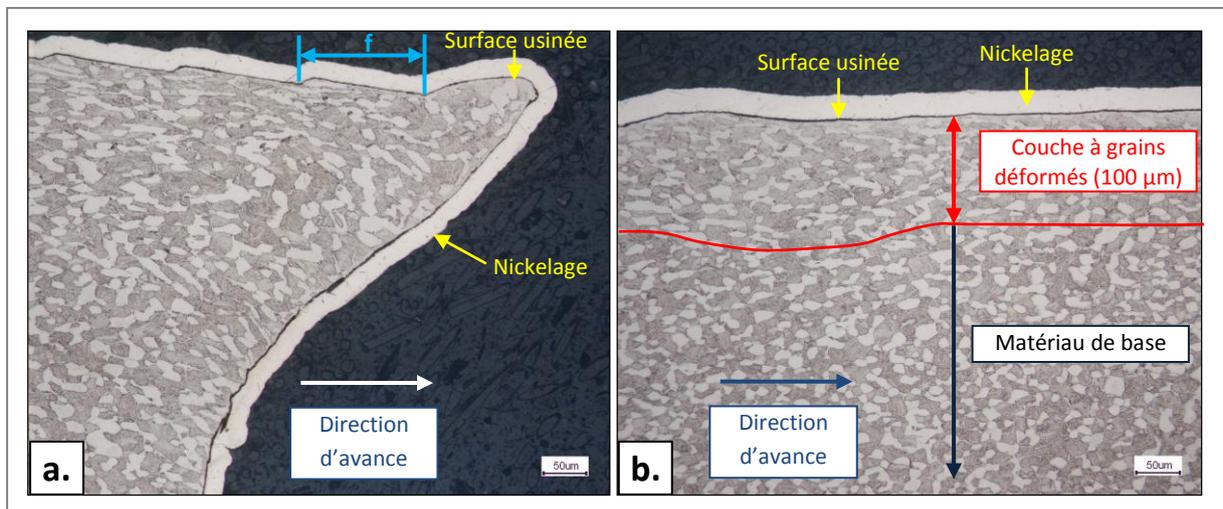


Figure 6-3 : Micrographies réalisées selon la direction d'avance montrant des « couches à grains déformés » dans une bavure (a.) et en sous-couche au niveau du plateau du profil (b.) de la surface usinée à $V_c = 350$ m/min, $f = 0.15$ mm/tr et L_u compris entre 5 et 5.4 mm (Gx200)

La Figure 6-4 présente la cartographie $V_c - f$ des « couches à grains déformés » en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance. Afin d'obtenir cette cartographie, une première étude a consisté à réaliser des observations micrographiques uniquement selon la direction d'avance. Le résultat de ces investigations a montré que des « couches à grains déformés » apparaissent systématiquement pour

des conditions de coupe appartenant au domaine 3, défini dans le Chapitre 4. Dans ce domaine, l'observation de la microstructure pour les essais de coupe à $V_c = 250$ m/min et $f > f_{lim}$ montre que cette anomalie a été produite uniquement dans la bavure, contrairement aux autres conditions de coupe du domaine 3.

Afin de réduire le nombre d'analyses métallurgiques, il a été choisi des conditions de coupe représentatives du domaine 3 (entourées en noir sur la Figure 6-4) pour vérifier la présence de « couches à grains déformés » selon la direction de coupe. Dans chacun de ces deux cas, cette anomalie est clairement observée. Plus particulièrement, pour $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr, la couche affectée a été observée avant la formation de la bavure. La profondeur de cette « couche à grains déformés » est parfois de l'ordre de la centaine de micromètre comme l'indique par exemple la Figure 6-2b. A partir de ces résultats, il a été supposé que des « couches à grains déformés » avaient été aussi produites selon la direction de coupe dans le domaine 3.

Des coupes micrographiques complémentaires selon la direction de coupe ont été réalisées pour des vitesses de coupe inférieures à $V_{c_{lim}}$. Les investigations réalisées pour $V_c = 200$ m/min et $f = 0.25, 0.375$ et 0.5 mm/tr montrent que des « couches à grains déformés » ont été générées. En règle générale, pour ces conditions de coupe, elles apparaissent en fin d'usinage, à l'endroit où l'usure en dépouille est la plus grande. Aucune « couche à grains déformés » n'a été observée sur les éprouvettes usinées pour des vitesses de coupe strictement inférieures à 200 m/min.

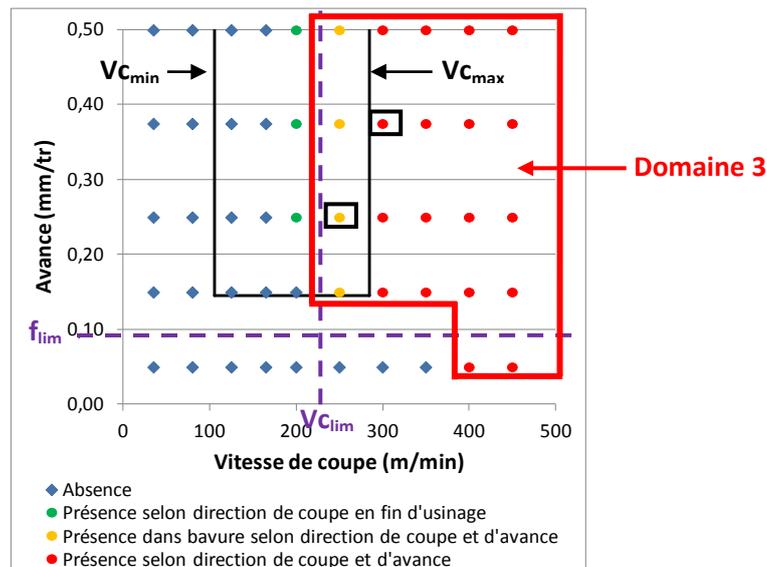


Figure 6-4 : Cartographie des « couches à grains déformés » générées en sous-couche en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance

Cette cartographie montre que les « couches à grains déformés » apparaissent dans un premier temps selon la direction de coupe puis selon la direction d'avance. Il peut donc être supposé que l'observation de grains déformés selon la direction d'avance est une conséquence de l'intense déformation selon la direction de coupe à la suite de fortes vitesses de coupe et d'une usure conséquente de l'outil. C'est pourquoi, l'observation de ce défaut est plus facile à détecter selon la direction de coupe.

Dans ce cadre, la connaissance de l'évolution de la microstructure au cours de l'usinage pose un problème. En effet, Il serait nécessaire d'effectuer un grand nombre de coupes métallographiques selon la direction de coupe à différentes longueurs usinées afin de détecter le tout début de l'apparition de cette anomalie et quantifier l'évolution de la plus grande profondeur affectée de ces « couches à grains déformés ».

Sachant que les défauts observés selon l'avance sont difficilement détectables en utilisant uniquement les moyens de caractérisation optique, d'autres techniques métallographiques plus quantitatives ont été mises en œuvre. Ainsi, afin d'étudier l'évolution de la profondeur affectée, une étude complémentaire d'analyse d'images va être menée en s'appuyant sur les principes de la morphologie mathématique. Cette démarche permettra d'identifier qualitativement l'état de la microstructure au cours de l'usinage, selon les directions de coupe et d'avance.

2.2 Couches blanches

Les « couches dites blanches » sont appelées ainsi car elles apparaissent de cette couleur après attaque chimique. Elles sont en général produites en sous-couche à proximité de la surface usinée. Contrairement à l'anomalie précédente (couches à grains déformés), les « couches blanches » n'apparaissent pas selon une direction privilégiée et sont loin d'être continues : elles peuvent être aisément observées sur des micrographies réalisées aussi bien selon des plans parallèles à la direction de coupe que selon des plans parallèles à la direction d'avance.

L'épaisseur des couches affectées par cette anomalie est en général très faible. Elle peut être, dans certains cas, inférieure au micromètre ce qui rend leur détection et analyse délicates. Dans cette étude, il a été choisi de détecter les « couches blanches » aux dimensions importantes à l'aide d'un microscope optique avec un grossissement de Gx1000 au maximum.

La Figure 6-5 présente deux micrographies (Gx200 [a.] et Gx1000 [b.]) réalisées sur une surface usinée à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr selon un plan parallèle à la direction de coupe après attaque chimique au réactif de Kroll.

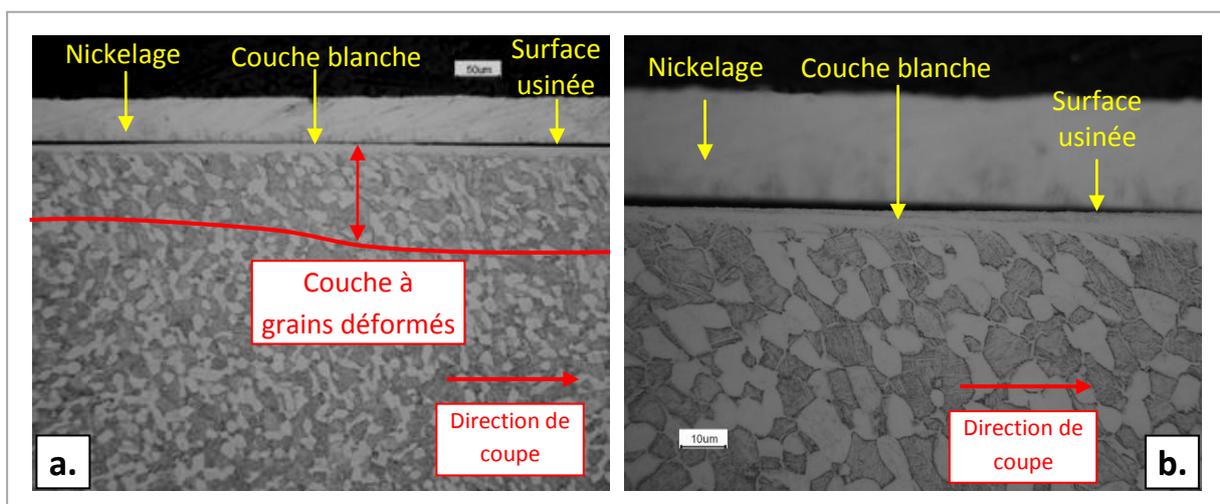


Figure 6-5 : Micrographies réalisées selon la direction de coupe montrant des « couches blanches » en sous-couche d'une surface usinée à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr pour des grossissements Gx200 (a.) et Gx1000 (b.)

Une couche blanche apparaît en extrême surface de l'échantillon sous la surface usinée. La Figure 6-5a montre que cette couche est d'épaisseur quasiment constante et continue selon la direction de coupe. La Figure 6-5b qui est prise à plus fort grossissement montre qu'aucun grain et microstructure multiphasée ne sont décelés dans cette « couche blanche ». Sur les deux micrographies, la formation de ce défaut s'accompagne d'une couche contigüe à grains déformés.

L'observation de l'évolution de cette « couche blanche » en fonction de la longueur usinée montre que son épaisseur n'est pas constante, selon la direction d'avance. La Figure 6-6a présente une micrographie de la sous-couche d'une surface usinée à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr selon la direction d'avance au niveau d'une strie de tournage montrant des régions privilégiées (crêtes) dans lesquelles se concentre cette anomalie. La profondeur de la « couche blanche » diminue tout au long de la strie d'usinage. De même, les microstructures des « couches blanches » ne sont pas systématiquement homogènes : la Figure 6-6b permet d'observer qu'au sein des sous-couches affectées (surface usinée à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr), les grains lamellaires $\alpha + \beta$ ne sont plus visibles alors que des grains globulaires α sont partiellement présents. Ces grains globulaires α ont des dimensions plus faibles et sont très étirés par rapport à ces mêmes grains présents à cœur. Ces observations indiquent que la température de fin de transformation $\alpha \Rightarrow \beta$ des grains lamellaires est plus faible que celui des grains globulaires.

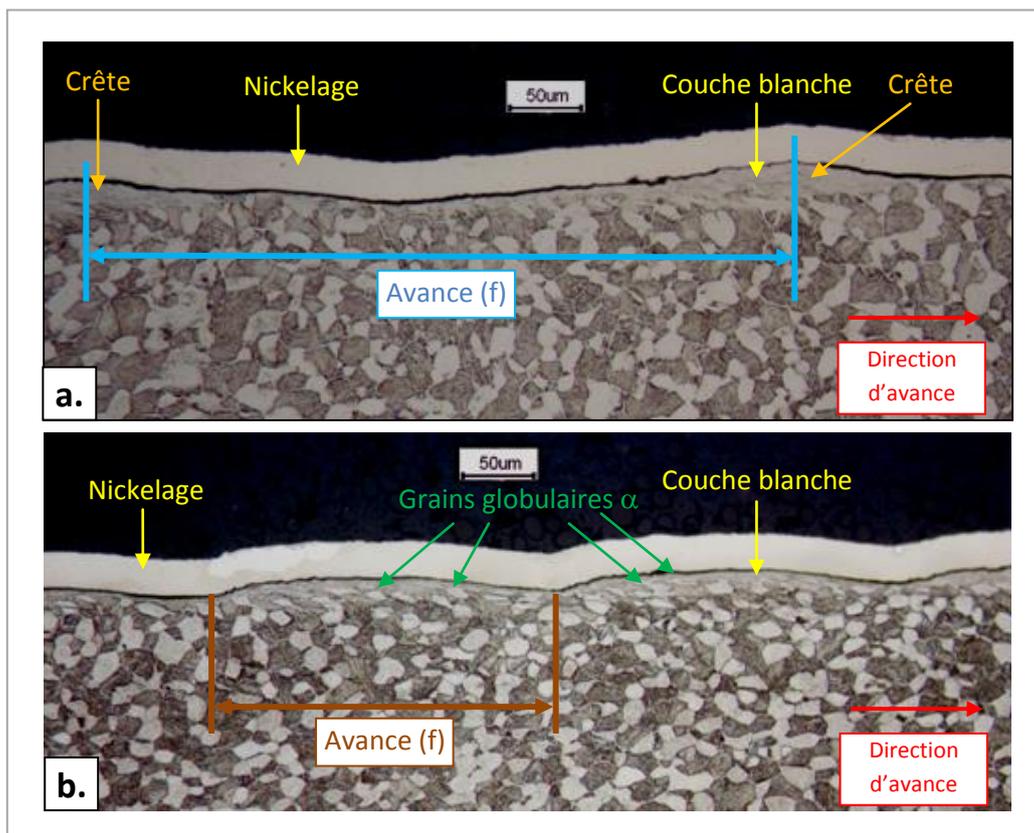


Figure 6-6 : Micrographies réalisées selon la direction d'avance pour un grossissement Gx200 montrant (a.) la variation de l'épaisseur de la « couche blanche » entre deux crêtes d'une strie d'usinage ($V_c = 450$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr) et (b.) la présence de grains globulaires α au sein de la « couche blanche » ($V_c = 450$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr)

La Figure 6-7 présente la cartographie des couches blanches en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance. Sur cette figure sont placées la vitesse de coupe limite et l'avance limite définies dans le cadre des anomalies précédentes. Contrairement aux autres défauts, l'utilisation d'une vitesse de coupe supérieure à $V_{c_{lim}}$ n'implique pas obligatoirement la formation de « couches blanches » en sous-couche de la surface usinée ($V_c = 250$ m/min et $f = 0.15$ et 0.25 mm/tr). De même, pour $V_c = 400$ et 450 m/min et l'avance la plus faible ($f = 0.05$ mm/tr), ce défaut n'a pas été observé, contrairement à la plupart des autres anomalies.

La profondeur affectée par cette anomalie est le plus souvent très faible et des conditions de coupe sévères ($V_c > V_{c_{lim}}$ et $f > f_{lim}$) sont nécessaires afin de produire des « couches blanches » facilement détectables au microscope optique. Ces investigations montrent que cette anomalie est difficile à produire et demande des contraintes thermomécaniques importantes. De plus, la profondeur de ce défaut s'accroît avec l'augmentation de la vitesse de coupe et de l'avance.

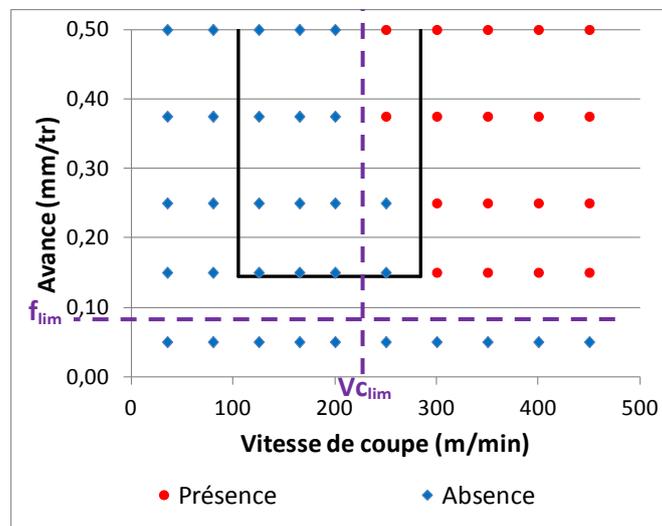


Figure 6-7 : Cartographie des « couches blanches » générées en sous-couche en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance

2.3 Combinaison d'anomalies en sous-couche

L'étude des défauts géométriques macroscopiques et microscopiques (Chapitre 5) ont préalablement montré qu'ils apparaissent conjointement produisant une combinaison de défauts. Les anomalies générées en sous-couche suivent un comportement identique. La formation de « couches blanches » sous la surface usinée est systématiquement accompagnée par des couches à grains déformés dans les sous-couches adjacentes comme identifié sur les Figures 6-5 et 6-6. Par contre, la génération de couches à grains déformés dans la sous-couche contigüe à la surface usinée ne s'accompagne pas d'une « couche blanche ». La comparaison entre les cartographies $V_c - f$ des deux anomalies présentées sur les Figures 6-4 et 6-7 confirme ces observations : pour des conditions de coupe sévères, les deux anomalies apparaissent alors que pour des vitesses de coupe et des avances plus faibles, seules les couches à grains déformés sont encore identifiées.

2.4 Bilan

Les résultats qui viennent d'être exposés ont permis de détecter par l'intermédiaire de moyens optiques les différents types d'anomalies produits en sous-couche à l'aide de micrographies réalisées dans des plans parallèles à la direction de coupe et d'avance. Deux types d'anomalies ont été repérés : les « couches à grains déformés » et les « couches blanches » qui apparaissent dans les sous-couches adjacentes à la surface usinée. Des cartographies en vitesse de coupe et en avance ont permis de classer et d'identifier les conditions de coupe à l'origine de ces anomalies dans les sous-couches de la surface usinée. Par l'intermédiaire de ces cartographies et des observations micrographiques, il a été clairement montré que ces deux anomalies apparaissaient conjointement pour certaines conditions de coupe, en l'occurrence celles dont le produit $V_c \cdot f$ est important. Dans ce cas, les « couches blanches » apparaissent dans la sous-couche immédiatement adjacente à la surface usinée et les « couches à grains déformés » sont observées dans la sous-couche inférieure. Pour des conditions de coupe moins sévères, seules les « couches à grains déformés » apparaissent et ce tant que V_c et f restent suffisamment importantes. Par ailleurs, c'est suivant la direction de coupe et non d'avance que les grains globulaires α se trouvent les plus déformés et désorientés. C'est essentiellement dans la bavure, selon la direction d'avance, que ces grains déformés sont détectés. A partir d'une certaine longueur usinée, la « couche blanche » présente une épaisseur uniforme et continue selon la direction de coupe alors que selon la direction d'avance, il n'est pas rare d'observer une « couche blanche » qu'au droit des crêtes des stries d'usinage.

Les études permettant la qualification et la quantification des « couches à grains déformés » et des « couches blanches » sont menées séparément (paragraphe 3 et 4 de ce chapitre). Ces investigations consistent à définir l'état métallurgique des anomalies par le choix de paramètres microstructuraux, de comprendre les mécanismes physiques conduisant à leur apparition et à leur évolution et de quantifier les dimensions, l'occurrence et l'intensité de ces paramètres microstructuraux, le cas échéant.

3 Qualification et quantification des couches à grains déformés

Dans ce paragraphe, une illustration simple de l'utilisation de l'analyse d'images et des principes de la morphologie mathématique vont être données afin de définir le vocabulaire employé. Il pourra être évoqué la façon à travers laquelle a été utilisée la morphologie mathématique afin d'extraire les caractéristiques microstructurales pertinentes dans le cas de l'évolution métallurgique des sous-couches de la surface usinée du Ti-6Al-4V. Par la suite, la démarche de l'étude permettant de caractériser la microstructure du matériau va être définie.

3.1 Définition et démarche de l'étude

Selon Serra [SER00], l'analyse d'images peut se diviser en trois grands types de problème :

- La **codification** qui permet la transformation d'une image réelle en nombres (acquisition) puis la **compression** de cette image et la création d'une autre à partir d'une représentation symbolique présentée sous la forme de nombres (synthèse).
- La **segmentation** qui consiste à construire une représentation symbolique de l'image, c'est-à-dire, une carte de l'image qui décrit les régions homogènes selon un critère préétabli.
- L'**extraction** de caractéristiques qui a pour objectif d'améliorer la qualité d'une image ou de mettre en évidence quelques unes de ses propriétés incluant l'extraction de paramètres.

L'une des démarches utilisée en analyse d'images est de s'appuyer sur la théorie de la morphologie mathématique essentiellement non linéaire. Cette science mathématique étudie les objets en fonction de leur forme, de leur taille, des relations avec leur voisinage, de leurs niveaux de gris ou de leur texture. Par les transformations qu'elle induit, elle se situe à différentes phases du traitement d'images (l'acquisition, la segmentation ou encore l'extraction de caractéristiques) et fournit par cet intermédiaire des outils pour la reconnaissance des formes.

Dans le cadre de cette étude, l'analyse d'images consiste à extraire les caractéristiques de la microstructure provenant de micrographies réalisées selon les directions de coupe et d'avance. Afin d'avoir une résolution spatiale adéquate permettant de distinguer clairement les contours des grains, les images ont été réalisées avec un grossissement Gx200. Ceci représente une image de la microstructure sur une hauteur de 0.695 mm et une largeur de 0.565 mm. Ce résultat est insuffisant pour qualifier l'évolution de la microstructure selon la direction d'avance pour laquelle la longueur usinée est de 10.2 mm. Une image globale de la longueur usinée a été reconstituée à partir de plusieurs images prises à grossissement Gx200. C'est cette micrographie reconstituée qui sera traitée par l'analyse d'images.

Comme il a été évoqué au début de ce chapitre, les grains globulaires composés de phase α et lamellaires $\alpha + \beta$ n'ont pas le même comportement lors de la déformation du matériau. En conséquence, il a été choisi de se baser sur l'observation de la phase α globulaire afin d'identifier les couches à grains déformés et désorientés. Ce choix permet aussi de minimiser le temps de traitement : il aurait été très lourd et compliqué de réaliser cette étude sur les grains lamellaires car les lamelles sont de faibles largeurs et l'attaque au réactif de Kroll rend difficile leur observation (attaque non homogène). Aussi, des acquisitions d'images au MEB à très fort grossissement auraient été incontournables mais auraient obligé à traiter une quantité déraisonnable d'informations.

La Figure 6-8 présente une comparaison entre une image avant et après traitement par analyse d'images. Plusieurs étapes ont permis d'arriver à ce résultat. La première à consister à séparer les grains globulaires α des autres grains de la microstructure, la couche de nickelage (dont la couleur est proche de la phase α) et la résine d'enrobage. Ces différents éléments ont pu être distingués par l'utilisation de gradient de forme, de couleur et de taille. La deuxième étape a conduit à segmenter les phases α . En considérant que les grains globulaires α se présentent sous une forme elliptique, il est possible de les identifier et de leur attribuer un centre d'inertie. C'est aux coordonnées de ce point que seront attribuées toutes les caractéristiques extraites de ces grains lors du dépouillement.

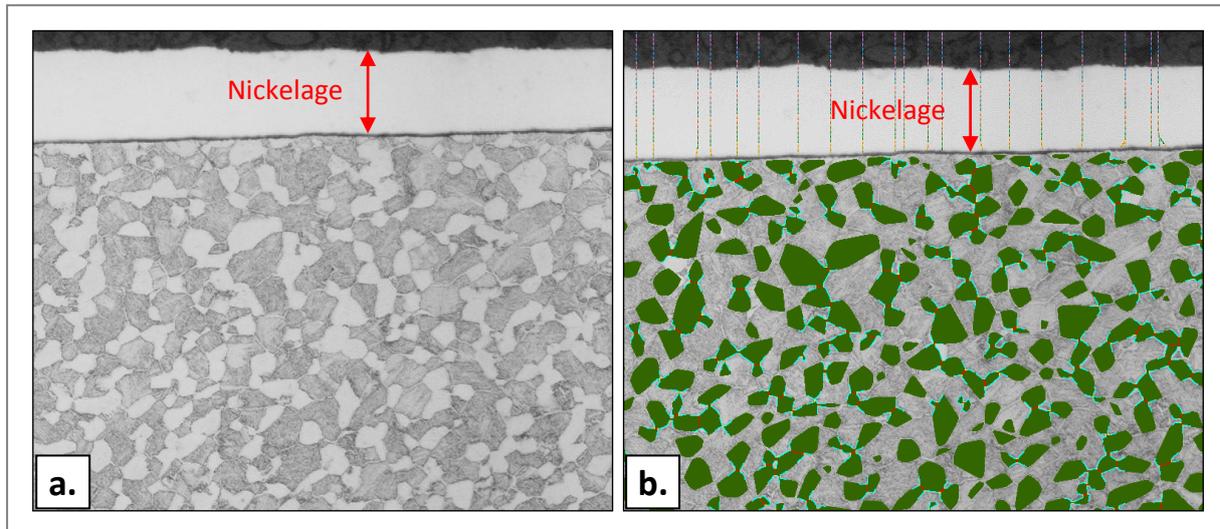


Figure 6-8 : Images (Gx200) présentant une sous-couche avant traitement (a.) et après traitement par analyse d'images (b.) permettant l'identification puis la segmentation des grains globulaires α .

La morphologie des grains globulaires α a été définie par les quatre caractéristiques microstructurales suivantes : l'aire et l'élongation du grain, l'angle dièdre entre deux grains contigus et la distance intergrains entre plus proches voisins, équivalent au libre parcours moyen. Une schématisation de ces caractéristiques est donnée en Figure 6-9. L'allongement du grain α globulaire est calculé par le ratio entre la grande et la petite diagonale de l'ellipse. L'angle dièdre est formé par les tangentes au point de contact entre deux grains globulaires. Deux angles dièdres ψ_1 et ψ_2 sont calculés comme indiqué en Figure 6-9. L'angle ψ_1 est attribué au centre d'inertie d'un des deux grains et l'angle ψ_2 au centre d'inertie du second. La distance intergrains est calculée en faisant la moyenne des distances entre un grain globulaire et ses voisins les plus proches en chaque point de sa périphérie. Ces distances sont prises perpendiculairement à la périphérie du grain étudié.

Le dépouillement des résultats consiste à calculer la moyenne de ces caractéristiques microstructurales sur une surface définie par sa largeur et sa hauteur. Le centre de cette surface est déplacé d'une largeur ou d'une hauteur afin d'étudier l'ensemble de la micrographie globale. Par cette méthode est créée une cartographie de la caractéristique microstructurale considérée en fonction de la profondeur et de la longueur d'usinage. Qui plus est, à partir de l'aire du grain, la fraction surfacique des grains globulaires α est calculée.

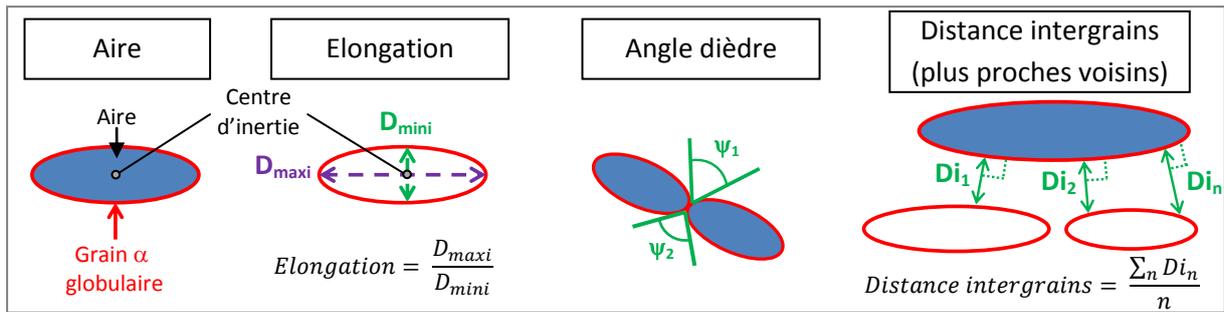


Figure 6-9 : Schématisation et détermination des caractéristiques microstructurales

La difficulté de ce dépouillement est de définir une surface équivalente représentative (SER). En effet, le choix d'une SER (hauteur et largeur) inadéquate peut conduire à réduire les gradients microstructuraux ou induire des tendances erronées. Pour obtenir les valeurs optimales de ces dimensions, des études de covariance ont été réalisées sur les images. Malheureusement, la variabilité entre les microstructures à cœur et celles des défauts générés à la surface, présentes sur la même image, n'a pas permis d'identifier une SER. Dans un premier temps, la SER a été choisie volontairement faible en prenant une hauteur de 10 μm et une largeur de 300 μm afin de réaliser les premières cartographies de chacune des caractéristiques microstructurales. La largeur et la hauteur de la SER ont alors été progressivement augmentées jusqu'à obtenir des cartographies de caractéristiques microstructurales sensiblement identiques. Les premières valeurs de largeur et hauteur à partir desquelles les cartographies étaient identiques ont été choisies afin de définir la SER.

3.2 Présentation des cartographies des paramètres microstructuraux obtenus par analyse d'images

La Figure 6-10 présente les résultats obtenus en sous-couche d'une surface usinée à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. Deux cartographies selon la direction d'avance sont présentées : la première montre la cartographie des aires des grains globulaires α et la seconde représente les centres d'inertie des grains étudiés. La SER a une largeur de 1040 μm et une hauteur de 25 μm . Le matériau à cœur présente des grains globulaires α dont l'aire moyenne est égale à $200 \pm 29 \mu\text{m}^2$. Cette valeur moyenne et son écart-type sont utilisés afin de définir la borne supérieure de l'échelle de la cartographie. En effet, la sous-couche contigüe à la surface usinée ayant une aire de grains α plus faible que le matériau à cœur, la borne supérieure de la cartographie est choisie égale à l'aire moyenne moins l'écart type (soit $171 \mu\text{m}^2$) afin de correspondre statistiquement à la valeur de l'aire la plus faible d'un grain globulaire α avant usinage. Par conséquent, chaque partie de la sous-couche possédant une aire plus faible peut être considérée comme affectée.

La cartographie de l'aire des grains α montre sur les 25 premiers micromètres que la sous-couche la plus proche de la surface usinée possède des grains dont l'aire est plus faible jusqu'à la longueur usinée L_u égale à 8 mm. Ce résultat n'est pas surprenant puisque des grains α adjacents à la surface usinée sont parfois coupés lors de l'usinage. De ce fait, leur aire est automatiquement plus faible. Par ailleurs, sachant que la dimension d'un grain α est d'environ 20 μm , il est difficile de statuer sur ce résultat. Une inspection complémentaire confirmera ou infirmera les résultats donnés par l'analyse d'images.

Les observations visuelles en sous-couche de la surface usinée pour cette condition de coupe n'ont pas montré l'apparition de « couches à grains déformés » tout au long de la longueur usinée de 0 à 10.2 mm. La cartographie présentée sur la Figure 6-10 relative à l'aire des grains α est ainsi considéré comme la référence d'un matériau dont la surface usinée n'est pas déformée.

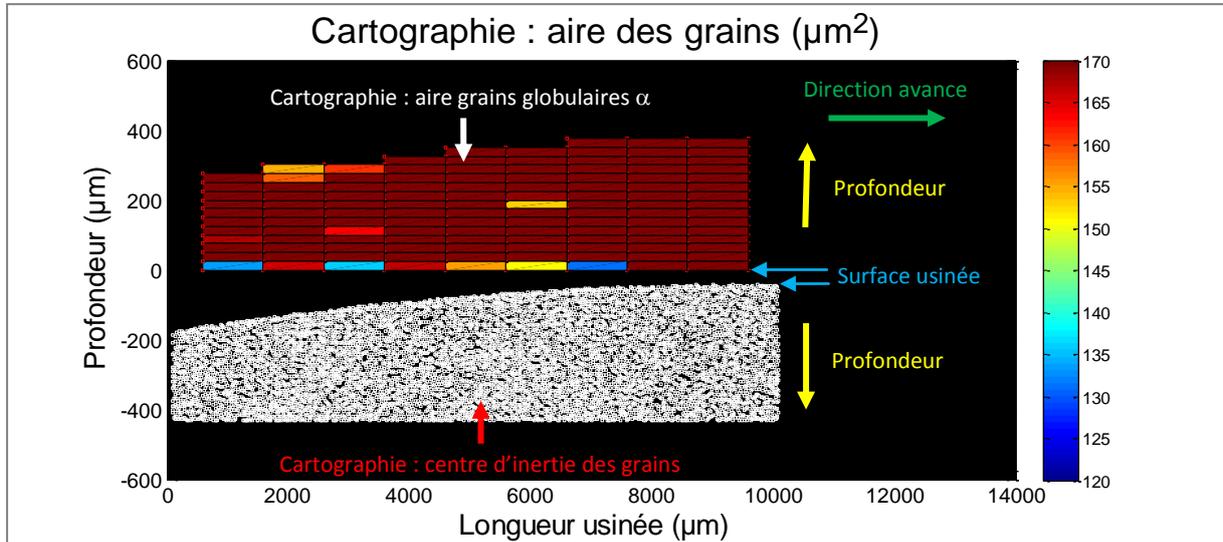


Figure 6-10 : Cartographie selon la direction d'avance de l'aire des grains globulaires α en sous-couche de la surface usinée à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr

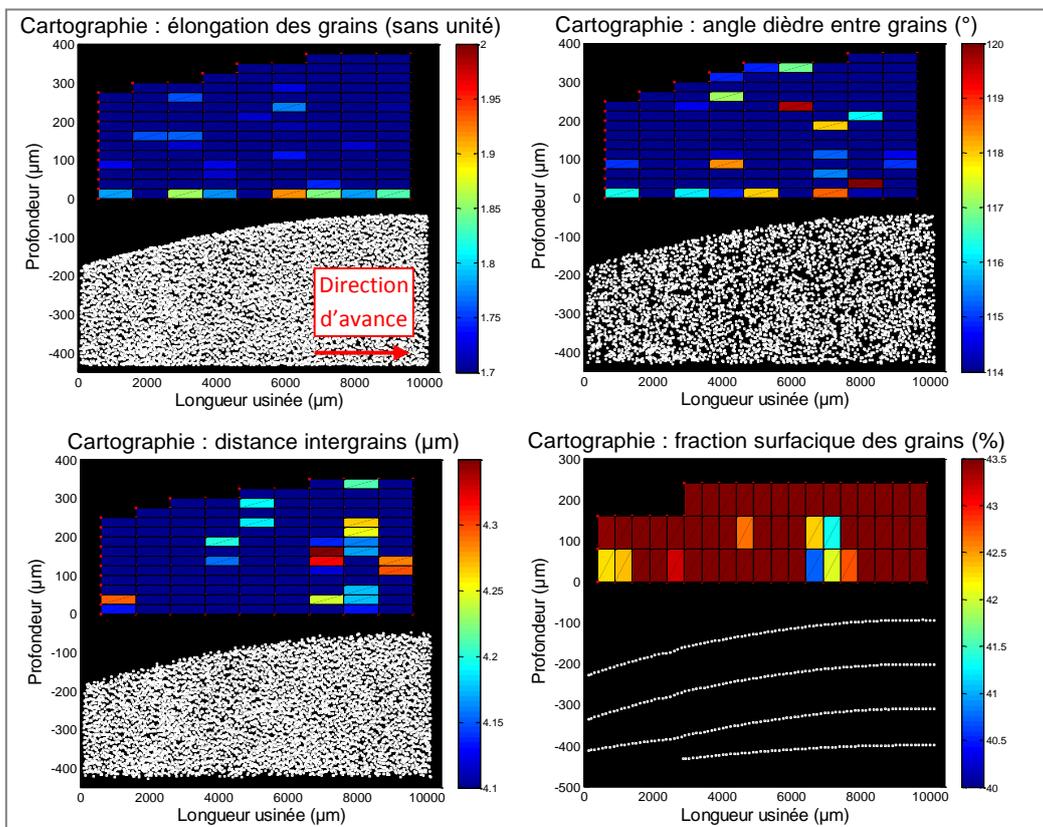


Figure 6-11 : Cartographies selon la direction d'avance de l'élongation, de l'angle dièdre, de la distance intergrains et de la fraction surfacique des grains globulaires α , en sous-couche de la surface usinée à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr

La Figure 6-11 montre les cartographies, selon la direction d'avance, des autres caractéristiques microstructurales pour la même condition de coupe. Signalons que les grains globulaires α du matériau non déformé ont une élongation moyenne de 1.63 ± 0.08 , un angle dièdre moyen de $110 \pm 3.8^\circ$, une distance intergrains moyenne de $3.91 \pm 0.21 \mu\text{m}$ et une fraction surfacique moyenne de $45.2 \pm 1.8 \%$. Ces valeurs moyennes et leurs écarts-types ont été utilisés comme pour la cartographie de l'aire des grains α afin de définir les bornes inférieures ou supérieures des échelles de chaque cartographie selon le paramètre microstructural étudié : borne supérieure pour la fraction surfacique et borne inférieure pour l'élongation, l'angle dièdre et la distance intergrains. L'analyse de ces cartographies conduit à une conclusion identique à celle précédente : aucune couche affectée n'est notée.

3.3 Etude de la microstructure selon les directions de coupe et d'avance en fonction de la longueur usinée

3.3.1 Direction de coupe

Afin d'étudier l'évolution de la microstructure lors de la formation de couches à grains déformés, l'analyse d'images a été effectuée sur les sous-couches de la surface usinée à $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$. Cette condition de coupe a été choisie car elle est à la transition entre le domaine sans anomalie (en début d'usinage) et celui avec anomalie de type « grains α déformés et réorientés » (en fin d'usinage).

Six coupes micrographiques selon la direction de coupe ont été effectuées sur l'éprouvette aux longueurs usinées L_u suivantes : 0.6 mm, 2.65 mm, 3.9 mm, 5.05 mm, 8.5 mm et 9.95 mm. La position de ces coupes a été choisie afin de caractériser la microstructure aux différentes phases d'évolution du profil de la surface usinée (début d'usinage, phase de stabilisation du profil, effondrement de la matière,...). La Figure 6-12 illustre l'évolution microstructurale des sous-couches à proximité de la surface usinée en fonction de L_u . Il est noté que pour $L_u \leq 3.9 \text{ mm}$, les couches à grains déformés sont inexistantes ou de faibles profondeurs (Figure 6-14). L'apparition de couches affectées sur des profondeurs significatives intervient pour $L_u > 3.9 \text{ mm}$. Il est noté que pour $L_u = 9.95 \text{ mm}$, les grains globulaires α sont affectés sur une profondeur plus faible que ceux observés pour $L_u = 8.5 \text{ mm}$ et qu'en grande majorité, ces grains sont déconnectés les uns des autres (connectivité plus faible).

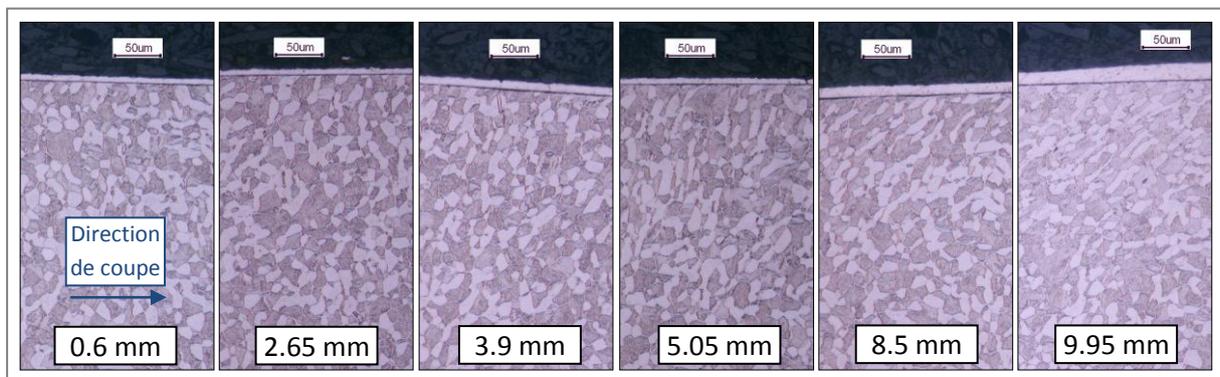


Figure 6-12 : Micrographies des sous-couches de la surface usinée à $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$ selon la direction de coupe pour différentes longueurs usinées (L_u) égales à 0.6, 2.65, 3.9, 5.05, 8.5 et 9.95 mm

Des micrographies, selon la direction de coupe, constituées de plusieurs images assemblées ont été réalisées pour chaque longueur Lu considérée. Ces micrographies reconstituées ont ensuite été traitées par analyse d'images. Lors de ce dépouillement, il a été considéré que la microstructure était identique à profondeur égale sur une certaine distance parcourue par la pointe de l'outil. Cette hypothèse suppose que la valeur moyenne de chaque caractéristique microstructurale est calculée sur toute la largeur de l'échantillon ce qui n'est valable que pour la direction de coupe. Toutefois, cette approche contribue à diminuer les quelques hétérogénéités locales de la microstructure. La hauteur du SER a été choisie égale à 25, 30 ou 50 μm selon la caractéristique microstructurale considérée.

La Figure 6-13 présente les cartographies des caractéristiques de la microstructure pour la longueur Lu = 9.95 mm. Quelle que soit la cartographie, la caractéristique microstructurale varie dans les sous-couches les plus proches de la surface usinée. Les profondeurs des couches affectées peuvent atteindre jusqu'à 200 μm selon les caractéristiques ou paramètres microstructuraux. Les grains globulaires α au sein des couches non affectées ont une aire moyenne de $155 \pm 7 \mu\text{m}^2$, une élongation moyenne de 1.67 ± 0.03 , un angle dièdre moyen de $110 \pm 1.81^\circ$, une distance intergrains moyenne de $3.22 \pm 0.09 \mu\text{m}$ et une fraction surfacique moyenne de $47 \pm 0.86 \%$. Ces valeurs diffèrent de celles indiquées sur les Figures 6-10 et 6-11 correspondant à des cartographies réalisées selon la direction d'avance alors que celles de la Figure 6-13 ont été obtenues selon la direction de coupe. Ainsi, ces cartographies montrent que la valeur des paramètres microstructuraux à cœur sont différentes selon qu'elles soient mesurées suivant la direction de coupe ou la direction d'avance.

L'aire des grains globulaires α est plus faible qu'à cœur sur 200 μm de profondeur. Les valeurs les plus basses sont observées en extrême surface et sont de l'ordre de $124 \mu\text{m}^2$ ce qui est inférieure d'environ 20% par rapport à celles à cœur. L'aire des grains tend à diminuer graduellement au fur et mesure que l'on se rapproche de la surface usinée. Une évolution similaire est fort logiquement trouvée pour la fraction surfacique de ces mêmes grains. La diminution de la valeur de cette caractéristique microstructurale en extrême surface (42.3%) est d'environ 10% par rapport au cœur du lopin. La cartographie d'élongation des grains α montre que les grains sont plus allongés sur une distance de 125 μm . Sur cette profondeur de couche affectée, un gradient d'élongation des grains est observé dont le maximum (1.99) est atteint à proximité de la surface usinée (soit une élongation 19% plus grande que l'élongation moyenne des couches non affectées). Une évolution similaire est notée pour les angles dièdres et les distances intergrains sur une profondeur légèrement supérieure est égale à environ 150 μm .

Les cartographies étudiées selon la direction de coupe pour chaque longueur usinée Lu, présentent des tendances similaires à celles décrites sur la Figure 6-13. Seule l'intensité des paramètres microstructuraux et la profondeur de la couche affectée varient. La Figure 6-14 illustre l'évolution de la profondeur de la couche affectée en fonction de Lu pour les différentes caractéristiques microstructurales. Ces courbes montrent que très tôt au cours de l'usinage, des couches affectées apparaissent car certaines caractéristiques microstructurales évoluent. Il s'agit de l'aire et de l'élongation des grains α pour lesquelles il est noté un changement dès Lu = 0.6 mm pour l'élongation et dès Lu = 2.65 mm pour l'aire. Une réduction de l'aire et un accroissement de l'élongation des grains jusqu'à la longueur usinée Lu = 3.9 mm sont observés. Pour Lu > 3.9 mm, les couches affectées sont repérables à la suite d'une variation de la distance intergrains et de la fraction surfacique des grains globulaires en plus de celle de l'aire et de l'élongation. La distance intergrains

est maximale à proximité de la surface usinée alors que la fraction surfacique des grains est minimale. La profondeur des couches affectées va croître jusqu'à la fin de l'usinage pour chacun des paramètres microstructuraux. Par ailleurs, l'évolution de la distance intergrains et celle de l'élongation des grains sont assez bien corrélées tout comme celle de la fraction surfacique avec celle de l'aire des grains (Figure 6-14). Pour $Lu > 5.05$ mm, la profondeur de la couche affectée relative à une augmentation de l'angle dièdre commence à croître jusqu'à la fin de l'usinage.

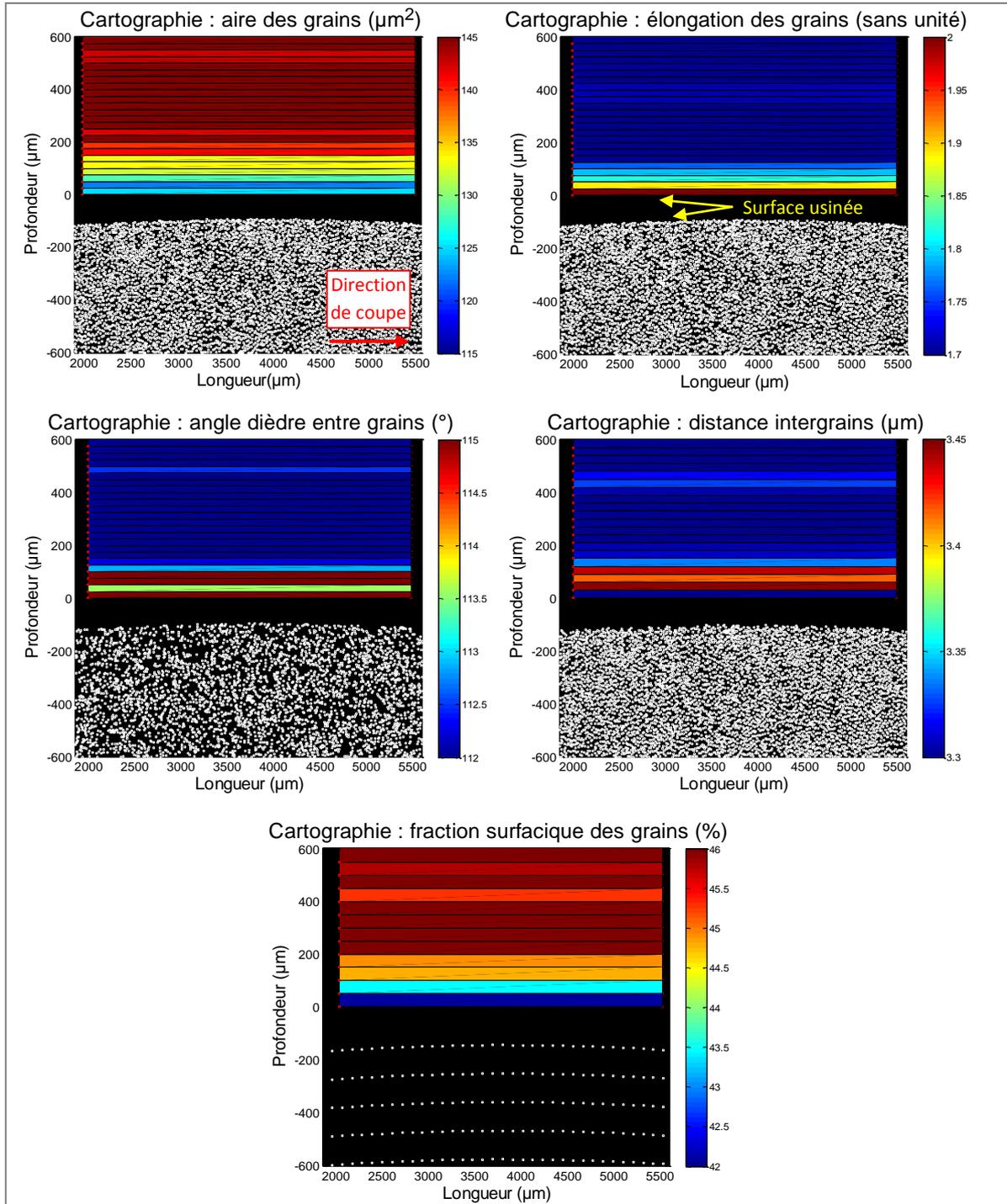


Figure 6-13 : Cartographies selon la direction de coupe de l'aire, de l'élongation, de l'angle dièdre, de la distance intergrains et de la fraction surfacique des grains globulaires α , en sous-couche de la surface usinée à $V_c = 250$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr et $Lu = 9.95$ mm

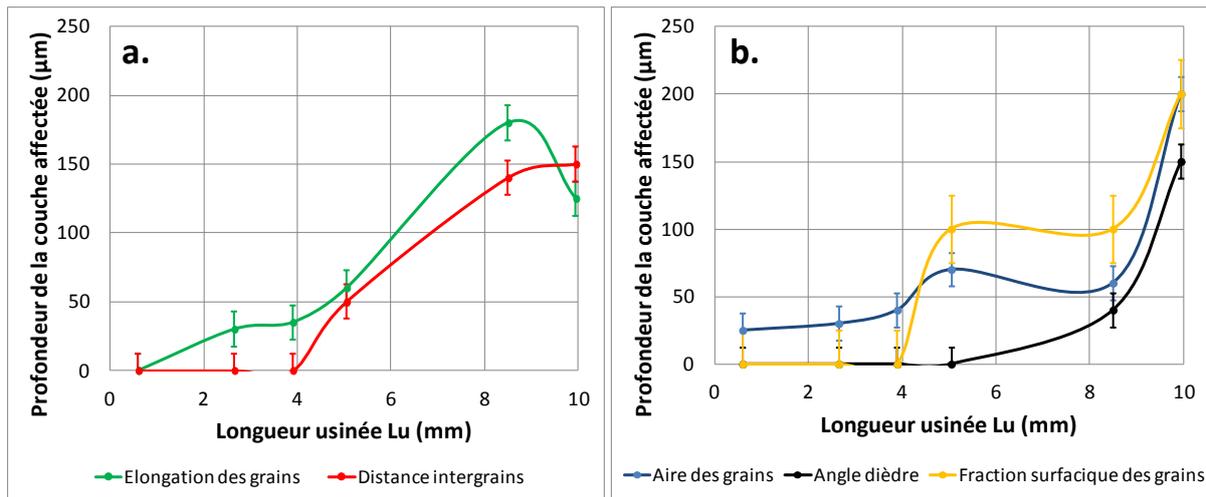


Figure 6-14 : Evolution de la profondeur de la couche affectée pour les différentes caractéristiques microstructurales obtenues à partir de coupes micrographiques selon la direction de coupe en fonction de la longueur usinée L_u ($V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr)

La Figure 6-15 présente l'évolution de la valeur moyenne de l'élongation et de l'aire des grains globulaires α dans les 30 premiers microns en dessous de la surface usinée en fonction de la longueur L_u . La difficulté ici est que pour chaque micrographie, l'aire et l'élongation moyenne à cœur (soit $150.5 \mu\text{m}^2$) sont légèrement différentes. Cette variation peut provenir en grande partie de la préparation métallographique (découpe, attaque chimique,...). Pour résoudre ce problème, l'aire moyenne à cœur définie sur la Figure 6-15, a été choisie arbitrairement comme étant la plus grande des six micrographies étudiées selon la direction de coupe pour la condition de coupe $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. De même, l'élongation moyenne à cœur définie sur cette même figure est la plus faible des six micrographies soit 1.7. Par conséquent, les valeurs de l'aire et de l'élongation des grains α des cinq autres micrographies présentées sur la Figure 6-15 ont été recalculées de telle sorte à ce que leur aire et leur élongation moyenne soient égales respectivement à $150.5 \mu\text{m}^2$ et 1.7.

La variation de l'élongation des grains observée sur la Figure 6-15 montre une augmentation permanente de leur étirement en extrême surface au cours de l'usinage. L'évolution de ce paramètre est la plus forte entre $L_u = 5.05$ et 8.5 mm. Au-delà de cette longueur usinée, une légère décroissance de l'élongation est observée. La variation de cette caractéristique microstructurale est en adéquation avec celle de la profondeur affectée observée sur la Figure 6-14a mais c'est un pur hasard.

L'évolution au cours de l'usinage de la valeur moyenne de l'aire des grains α se déroule en plusieurs phases (Figure 6-15). La première ($L_u \leq 3.9$ mm) consiste en une décroissance de l'aire, la seconde en une légère croissance voire une stagnation jusqu'à $L_u = 8.5$ mm puis in fine en une décroissance brutale pour $L_u > 8.5$ mm. Contrairement à l'élongation des grains, l'évolution de la valeur moyenne de l'aire des grains en extrême surface ne suit pas la même évolution que la profondeur de la couche affectée présentée en Figure 6-14b. Cependant, le palier qui est observé entre $L_u = 5.05$ et $L_u = 8.5$ mm sur la profondeur affectée est également observé sur l'aire moyenne des grains α .

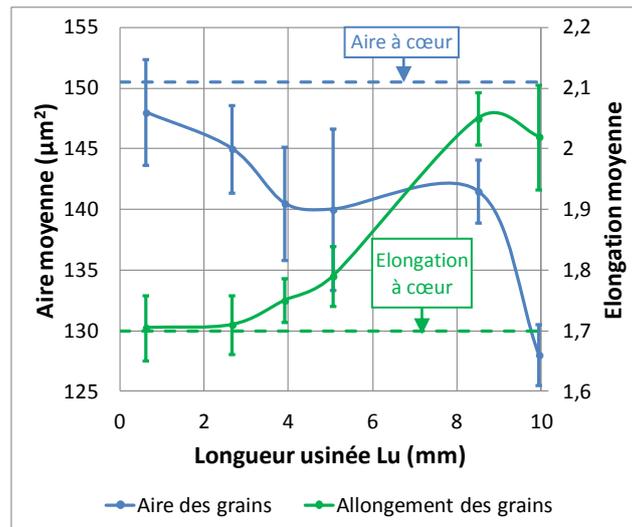


Figure 6-15 : Evolution de la valeur moyenne de l'aire et de l'élongation des grains globulaires α dans les 30 premiers micromètres en fonction de la longueur usinée Lu ($V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr)

Les résultats présentés sur les Figures 6-14 et 6-15 peuvent être confrontés aux micrographies exposées sur la Figure 6-12. En particulier, l'élongation et l'aire des grains globulaires α sont faciles à observer qualitativement à partir de microstructures.

Pour $Lu \leq 3.9$ mm, la profondeur affectée par une élongation des grains α est inférieure à 50 μm (échelle des images). Par contre, pour $Lu \geq 5.05$ mm, les grains globulaires α sont bien plus étirés. Les micrographies montrent que l'augmentation de cette élongation des grains s'accompagne d'une profondeur de couche affectée plus importante.

La profondeur affectée par la diminution de l'aire des grains α ne cesse d'augmenter au fur et à mesure que la longueur usinée croît. Néanmoins, il est compliqué d'identifier l'évolution de la valeur moyenne de l'aire des grains α aux abords de la surface usinée à partir des micrographies de la Figure 6-12. Pour $Lu = 5.05$ mm et surtout $Lu = 9.95$ mm, il est facilement observé que l'aire des grains en extrême surface de l'échantillon est plus faible que pour les autres micrographies. Par contre, la légère augmentation de l'aire des grains pour $Lu = 8.5$ mm est difficilement appréciable. Néanmoins, par comparaison, il est noté que l'aire des grains globulaires pour $Lu = 8.5$ mm est plus faible que pour $Lu = 0.6$ ou 2.65 mm.

L'ensemble des observations menées sur la série de micrographies présentées en Figure 6-12 est en accord avec les résultats présentés en Figures 6-14 et 6-15. Ainsi, l'analyse d'images donne des résultats quantitatifs fiables.

3.3.2 Direction d'avance

L'identification de l'évolution des caractéristiques microstructurales selon la direction de coupe n'est pas suffisante pour définir l'état de la microstructure des sous-couches. Afin de pouvoir complètement décrire cette évolution des grains globulaires α dans les sous-couches, les évolutions de l'aire, de l'élongation, de la distance intergrains et de la fraction surfacique ont été étudiées selon la direction d'avance. Les cartographies présentant ces résultats sont données sur la Figure 6-16.

L'image globale ayant permis de construire ces cartographies est donnée en Annexe 8. La largeur de la SER est identique et égale à 1040 μm . La hauteur de la SER diffère selon la caractéristique microstructurale mesurée : 25 μm pour l'aire et l'élongation, 40 μm pour la distance intergrains et 50 μm pour la fraction surfacique.

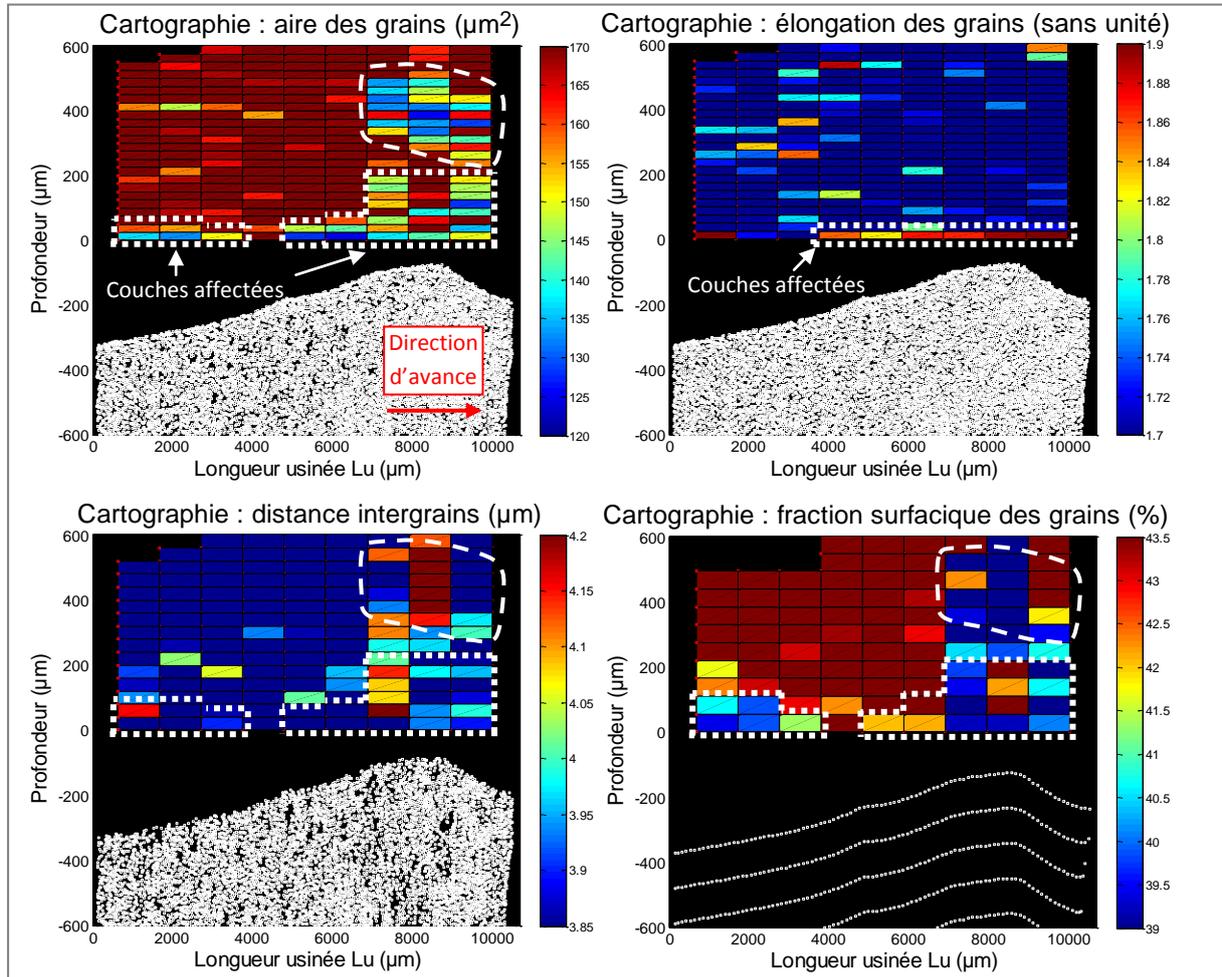


Figure 6-16 : Cartographies selon la direction d'avance de l'aire, de l'élongation, de la distance intergrains et de la fraction surfacique des grains globulaires α en sous-couche de la surface usinée à $V_c = 250$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr

La cartographie de l'aire des grains montre deux zones à proximité de la surface usinée où l'aire des grains est plus faible qu'à cœur pour $Lu \leq 3.1$ mm et $Lu \geq 5.2$ mm. Ces deux zones sont entourées de pointillés blancs. Dans la première de ces deux zones, la profondeur de la couche affectée est au maximum de 50 μm . Dans la seconde, une brusque augmentation de la profondeur affectée est notée aux environs de $Lu \geq 6.2$ mm. Elle passe d'environ 75 μm à pratiquement 200 μm . L'observation de la cartographie de la distance intergrains et de celle de la fraction surfacique permettent de nouveau de repérer approximativement ces deux zones. Ces dernières se caractérisent respectivement par une augmentation de la distance intergrains et par une diminution de la fraction surfacique. Une troisième zone est identifiée dont l'aire des grains est plus faible. Elle est entourée de traits discontinus blancs et se trouve sous la deuxième zone vers la fin de l'usinage. Au vue de sa profondeur et de sa localisation, il peut être supposé que cette zone à la microstructure modifiée est certainement liée à la formation de la bavure. Comme pour les zones précédentes, cette

zone est également repérée sur la cartographie de la distance intergrains et sur celle de la fraction surfacique. La microstructure de cette troisième zone est alors définie par une diminution de la fraction surfacique des grains en plus de celle de l'aire et inversement par une augmentation de la distance intergrains.

La cartographie de l'élongation des grains globulaires α montre qu'une couche de grains plus déformée qu'à cœur est détectée pour $Lu > 4.1$ mm. La profondeur affectée est d'environ 25 μm . Une augmentation continue de l'élongation des grains est observée dont la valeur maximale est atteinte en fin d'usinage.

3.3.3 Bilan

Les micrographies réalisées selon la direction de coupe et d'avance ont permis, à la suite d'un traitement d'images approprié, de noter l'apparition de couches affectées par une évolution de la valeur de certaines caractéristiques microstructurales qui parfois se corrélaient au niveau de leur évolution de la profondeur affectée :

- La profondeur de couche affectée et signalée par l'augmentation de l'élongation des grains et de celle de la distance intergrains selon la direction de coupe présente la même évolution en fonction de la longueur usinée.
- La profondeur affectée par la diminution de l'aire et de la fraction surfacique des grains selon la direction de coupe présente la même évolution en fonction de la longueur usinée.
- Une diminution de l'aire et de la fraction surfacique des grains ainsi qu'une augmentation de la distance intergrains sont observés selon la direction d'avance.

Il est noté que ces corrélations sont repérées dès le moment où l'évolution des paramètres microstructuraux est importante. Quelle que soit la direction d'étude, ces corrélations sont identifiées à partir d'une longueur usinée supérieure à 4.1 mm. Les profondeurs affectées maximales sont atteintes pour une longueur usinée comprise entre 7 et 10 mm, selon les paramètres microstructuraux étudiés.

L'anomalie en sous-couche étudiée dans ce paragraphe était la « couche à grains déformés ». L'un des objectifs était de détecter l'évolution de ce défaut en fonction de la longueur usinée. Comme évoqué précédemment, les observations visuelles ont permis de montrer que ce défaut apparaissait dans un premier temps selon la direction de coupe puis dans un second temps selon la direction d'avance et ce plus ou moins rapidement en fonction des paramètres de coupe utilisés. En analyse d'images, ces couches à grains déformés sont repérables par l'élongation des grains. Dans le cas étudié ($V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr), l'analyse d'images confirme les observations visuelles : la profondeur de couche à grains déformés définie par la variation de l'élongation selon la direction d'avance est au maximum de 25 μm et apparaît pour $Lu > 4.1$ mm alors que selon la direction de coupe ce défaut est observé dès que $Lu = 2.65$ mm avec une profondeur affectée pouvant atteindre environ 200 μm en fin d'usinage.

La synthèse de ces résultats montre que la profondeur de la couche à grains déformés selon la direction de coupe ne peut pas être corrélée à celle définie selon la direction d'avance. Rappelons qu'elle est plus facilement mise en évidence à partir de coupes effectuées suivant la direction de coupe que suivant la direction d'avance. La Figure 6-17a permet de souligner que l'évolution de la

profondeur de la couche affectée par l'aire des grains selon la direction d'avance suit en partie celle de la profondeur de la couche affectée par l'élongation des grains selon la direction de coupe pour la condition de coupe $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. La Figure 6-17b montre que les évolutions de l'aire des grains globulaires α selon les directions de coupe et d'avance pour $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr ne sont pas corrélées.

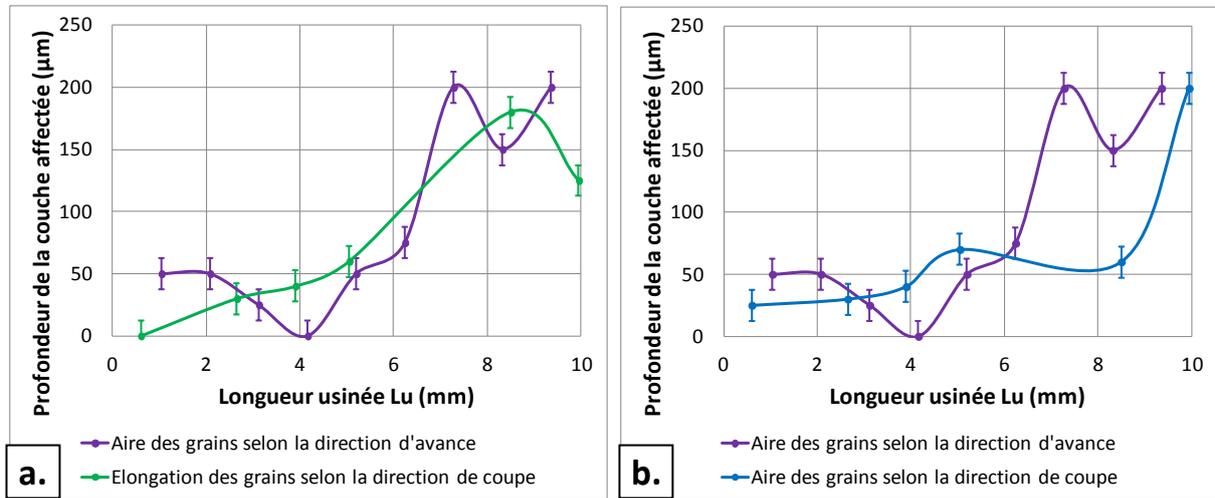


Figure 6-17 : (a.) Evolution de la profondeur affectée par une variation de l'aire des grains α selon la direction d'avance et par une variation de l'élongation des grains α selon la direction de coupe en fonction de la longueur usinée ($V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr)
(b.) Evolution de la profondeur affectée par une variation de l'aire des grains α selon la direction d'avance ou de coupe en fonction de la longueur usinée ($V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr)

Ce résultat montre qu'il est désormais possible de suivre l'évolution de la profondeur affectée de la couche à grains déformés selon la direction de coupe en réalisant une unique étude selon la direction d'avance. Néanmoins, il convient de réaliser selon la direction d'avance une moyenne des caractéristiques microstructurales sur une largeur de SER appropriée. Cette technique constitue une première approche afin de détecter rapidement les couches à grains déformés par la réalisation d'une seule micrographie selon la direction d'avance. Néanmoins, une étude par analyse d'images selon la direction de coupe à la longueur usinée où est observée une anomalie serait souhaitable afin de confirmer et de quantifier la profondeur de la couche à grains déformés.

Cette étude a permis d'observer et de quantifier l'évolution de la microstructure en sous-couche d'une surface usinée où les observations visuelles avaient permis d'identifier des couches à grains déformés selon la direction de coupe et uniquement dans la bavure selon la direction d'avance. L'étude qui suit traite les sous-couches d'une surface usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr dans lesquelles des grains déformés ont été produits selon les directions de coupe et d'avance.

3.4 Evolution de la couche affectée lors de conditions de coupe extrêmes

Les sous-couches de la surface usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr ont été traitées par analyse d'images. Cette condition de coupe a été étudiée car les défauts géométrique et de surface engendrés (paragraphe 2.2 du chapitre 5) montraient que les contraintes thermomécaniques appliquées au matériau étaient plus importantes que celles produites sur la surface usinée à

$V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. Il est donc raisonnablement supposé que cette condition de coupe est à l'origine de changements microstructuraux plus sévères dans les sous-couches du matériau.

La Figure 6-18 présente les cartographies obtenues à partir d'une coupe micrographique effectuée selon la direction d'avance. La largeur du SER est de $780\ \mu\text{m}$ et sa hauteur est de $50\ \mu\text{m}$ pour l'aire, l'élongation et la distance intergrains. En revanche, les dimensions de la SER et de $780\ \mu\text{m}$ par $100\ \mu\text{m}$ pour la fraction surfacique des grains α . Pareillement à l'étude précédente, il est remarqué que les évolutions de l'aire, de la distance intergrains et de la fraction surfacique des grains globulaires α en fonction de la longueur usinée sont corrélées : trois zones notées Z1 ($Lu = 0$ à 2.7 mm), Z2 ($Lu = 2.7$ à 6.6 mm) et Z3 ($Lu = 6.2$ à 9.7 mm) sont distinguées sur 3 des 4 cartographies présentées ci-après.

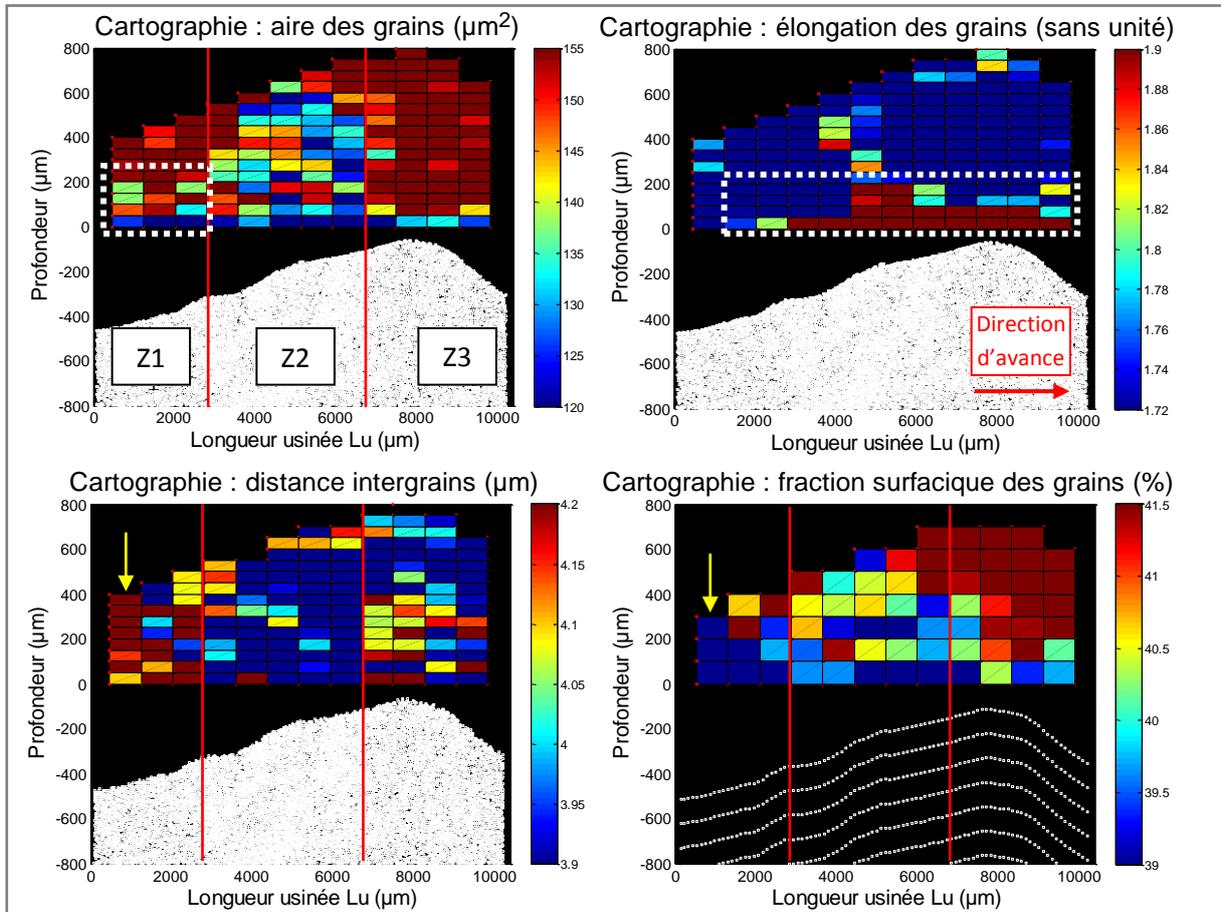


Figure 6-18 : Cartographies selon la direction d'avance de l'aire, de l'élongation, de la distance intergrains et de la fraction surfacique des grains globulaires α , en sous-couche de la surface usinée à $V_c = 350$ m/min, $f = 0.15$ mm/tr

La microstructure de la zone Z1 présente les mêmes propriétés que la sous-couche la plus affectée de la surface usinée à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr : l'aire et la fraction surfacique des grains sont plus faibles en extrême surface et la distance intergrains est plus importante qu'à cœur. En se référant uniquement à la cartographie de l'aire des grains, la profondeur affectée dans cette première zone est de l'ordre de $200\ \mu\text{m}$.

A partir de la zone Z2, la profondeur affectée par des grains dont l'aire est plus faible augmente de 200 à environ 600 μm . Contre toute attente, la distance intergrains diminue fortement en extrême surface par rapport à la valeur définie à cœur. La fraction surfacique des grains en extrême surface est plus faible qu'à cœur. Dans la zone Z3, le phénomène inverse se déroule : l'aire des grains tend vers une valeur proche de celle à cœur sauf dans les cents premiers microns alors que la distance intergrains augmente très rapidement en extrême surface affectant une profondeur de couche de près de 400 μm . La profondeur de la couche affectée par la fraction surfacique des grains diminue progressivement jusqu'à la fin de l'usinage.

La cartographie de l'élongation des grains montre qu'une couche affectée de 50 μm apparaît très rapidement au début de l'usinage et atteint un maximum de 200 μm à $Lu = 4.3 \text{ mm}$. Au-delà, la profondeur de couche à grains déformés se réduit progressivement jusqu'à la fin de l'usinage.

Cette condition de coupe sévère ($V_c = 350 \text{ m/min}$ et $f = 0.15 \text{ mm/tr}$) a permis d'identifier des évolutions microstructurales plus intenses engendrées par des contraintes thermomécaniques plus importantes dans les zones Z2 et Z3 par rapport à celles observées en sous-couche de la surface usinée à $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$. Ces informations supplémentaires vont contribuer à mieux préciser les modes de déformation de la microstructure du Ti-6Al-4V lors de sollicitations thermomécaniques importantes engendrées par la coupe. Ces phénomènes de déformation de la matière vont être explicités dans le paragraphe suivant.

3.5 Evolution de la microstructure lors de l'usinage

L'étude des couches à grains déformés produites lors de l'usinage a été réalisée à l'aide d'inspections au microscope optique couplées à de l'analyse d'images quantitative. Ces résultats permettent de définir l'évolution de la microstructure des sous-couches au fur et à mesure que l'usinage progresse mais aussi à une longueur usinée bien précise.

Afin d'établir les étapes menant à ces transformations microstructurales, les hypothèses suivantes sont émises :

- Les étapes de l'évolution de la microstructure jusqu'à une longueur usinée Lu sont représentatives de celle rencontrée par les sous-couches à cette même longueur Lu .
- Les contraintes thermomécaniques induites tout au long de l'usinage pour la condition de coupe à $V_c = 125 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$ dite de référence sont inférieures à celles générées dès le début de l'usinage à $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$. Cette hypothèse s'appuie sur les résultats trouvés lors de l'analyse d'images.
- L'état métallurgique des sous-couches obtenu en fin d'usinage à $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$ et celui obtenu en début d'usinage à $V_c = 350 \text{ m/min}$ et $f = 0.15 \text{ mm/tr}$ possèdent des caractéristiques similaires. Cependant, l'endommagement du matériau en fin d'usinage est plus important pour la deuxième condition de coupe.

La Figure 6-19 présente les différentes étapes de l'évolution de la microstructure selon les directions de coupe et d'avance. Ces microstructures représentent l'état du matériau à proximité de la surface usinée.

Etape 1 :

L'étape 1 présente la microstructure obtenue après un usinage réalisé à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr représentatif du domaine bas en vitesse de coupe du COM. Aucune anomalie et a fortiori aucune couche à grains déformés n'ont été identifiées que ce soit dans la direction de coupe ou d'avance.

Etape 2 :

L'étape 2 est représentative des phénomènes observés lors de l'usinage à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr pour $L_u \leq 3.9$ mm. L'analyse d'images montre l'apparition de couches à grains déformés (grains globulaires α plus allongés à la suite d'une élongation plus importante qu'à cœur) selon la direction de coupe. Qui plus est, les grains globulaires α de ces couches ont une aire plus faible sans que leur fraction surfacique diminue et la distance intergrains augmente selon cette même direction. Ces résultats montrent alors que cette diminution de l'aire des grains ne provient pas d'une dissolution des phases globulaire α mais d'une déformation de la matière hors du plan de coupe. Aux faibles usures d'outil, représentatives du début de l'usinage, la déformation du matériau en extrême surface ne conduit donc pas à des échauffements thermiques importants. Cette déformation reste limitée et ne s'accompagne d'aucun endommagement visible. Les grains $\alpha + \beta$ se déforment sans discontinuité (absence de cavités), la distance intergrains reste globalement conservée malgré l'augmentation de l'élongation et la réduction de l'aire des grains α . En l'absence de toute dissolution et endommagement, la déformation des grains α doit se faire à iso-volume, et il en est de même pour les grains lamellaires $\alpha + \beta$.

De nouveau, au début de l'usinage, une diminution de l'aire des grains sans élongation est notée selon la direction d'avance sur des profondeurs équivalentes aux couches à grains déformés selon la direction de coupe. Ce résultat (qui est par ailleurs observable tout au long de l'usinage comme montré en Figure 6-17a) provient très certainement de la diminution du plus petit axe des grains globulaire α . Ainsi, la coupe micrographique selon la direction d'avance, coupant le grain α d'élongation inchangée induit nécessairement une aire de grain plus faible. La variation négative de la fraction surfacique des grains α et la variation positive de la distance intergrains (Figure 6-16), laissent supposer un écoulement conséquent de la phase $\alpha + \beta$ dans la direction d'avance. Il s'agit des prémices de la formation progressive de la déviation de surface et de la bavure observée en fin d'usinage, défauts largement observés au Chapitre 5.

Etape 3 :

La microstructure présentée dans l'étape 3 est caractéristique de celle produite dans les sous-couches de la surface usinée à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr pour $3.9 \text{ mm} < L_u \leq 5.05$ mm. Concernant les couches à grains déformés selon la direction de coupe, il est noté dans cette phase d'usinage :

- une augmentation de la profondeur des couches affectées par les grains α déformés,
- une progression continue de l'élongation toujours plus importante des grains α en extrême surface.

De plus, ces sous-couches à grains déformés présentent une distance intergrains plus grande et une fraction surfacique des grains α inférieure à celle observée à cœur. Par ailleurs, les profondeurs respectives de ces sous-couches affectées par l'ensemble des paramètres microstructuraux sont proches (50 à 75 μm). L'ensemble de ces résultats prouve qu'une dissolution de la phase α a opéré, soulignant que l'effet thermique devient importante au même titre que la l'effet mécanique. Néanmoins, la Figure 6-15 montre que l'aire des grains α en extrême surface ne varie pas malgré cette dissolution. Ce résultat peut s'expliquer par une déformation et une réorientation des grains α selon la direction de coupe qui conduit à maintenir une aire constante.

Les conséquences de cette déformation et réorientation selon la direction de coupe sont visibles sur une coupe selon la direction d'avance comme l'illustre les cartographies de la Figure 6-16. Il apparaît :

- une élongation des grains α parallèlement à la direction d'avance,
- une augmentation de la profondeur affectée par une diminution de la fraction surfacique et de l'aire des grains α .

Contrairement à l'étape 2, les variations microstructurales en extrême surface observées dans l'étape 3 ne sont pas uniquement dû à la déformation selon la direction de coupe mais aussi à la dissolution des phases globulaires α .

Etape 4 :

L'étape 4 est représentative des phénomènes observés lors de l'usinage à $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$ pour $L_u > 5.05 \text{ mm}$. Cette étape a été divisée en deux sous-étapes (étape 4a et étape 4b) par soucis de représentation. Les phénomènes intervenant lors de ces deux sous-étapes se déroulent en même temps.

L'étape 4a consiste dans l'orientation progressive des grains α déformés avec un angle de 45° par rapport à la surface usinée selon la direction de coupe comme le montre la Figure 6-2b et la Figure 6-12 pour $L_u = 8.5 \text{ mm}$ et 9.95 mm .

L'évolution de la microstructure selon la direction de coupe lors de l'étape 4b suit celle initiée lors de l'étape 3 : la profondeur des couches affectées par la diminution de la fraction surfacique et l'augmentation de la distance intergrains continue à progresser comme illustré par la Figure 6-14. De plus, la profondeur des couches à grains déformés augmente fortement ainsi que leur élongation. Quant à l'aire des grains, elle reste constante avant de chuter fortement à partir de $L_u = 8.5 \text{ mm}$. La Figure 6-15 montre que l'intensité de ces phénomènes s'accroît rapidement dans les sous-couches à proximité de la surface usinée jusqu'à la fin de l'usinage. Les progressions subites de ces quatre paramètres microstructuraux s'accompagnent d'une variation positive des angles dièdres entre grains et sur des profondeurs affectées toujours plus grandes. Cela suggère que la déformation plastique du matériau est très forte en fin d'usinage.

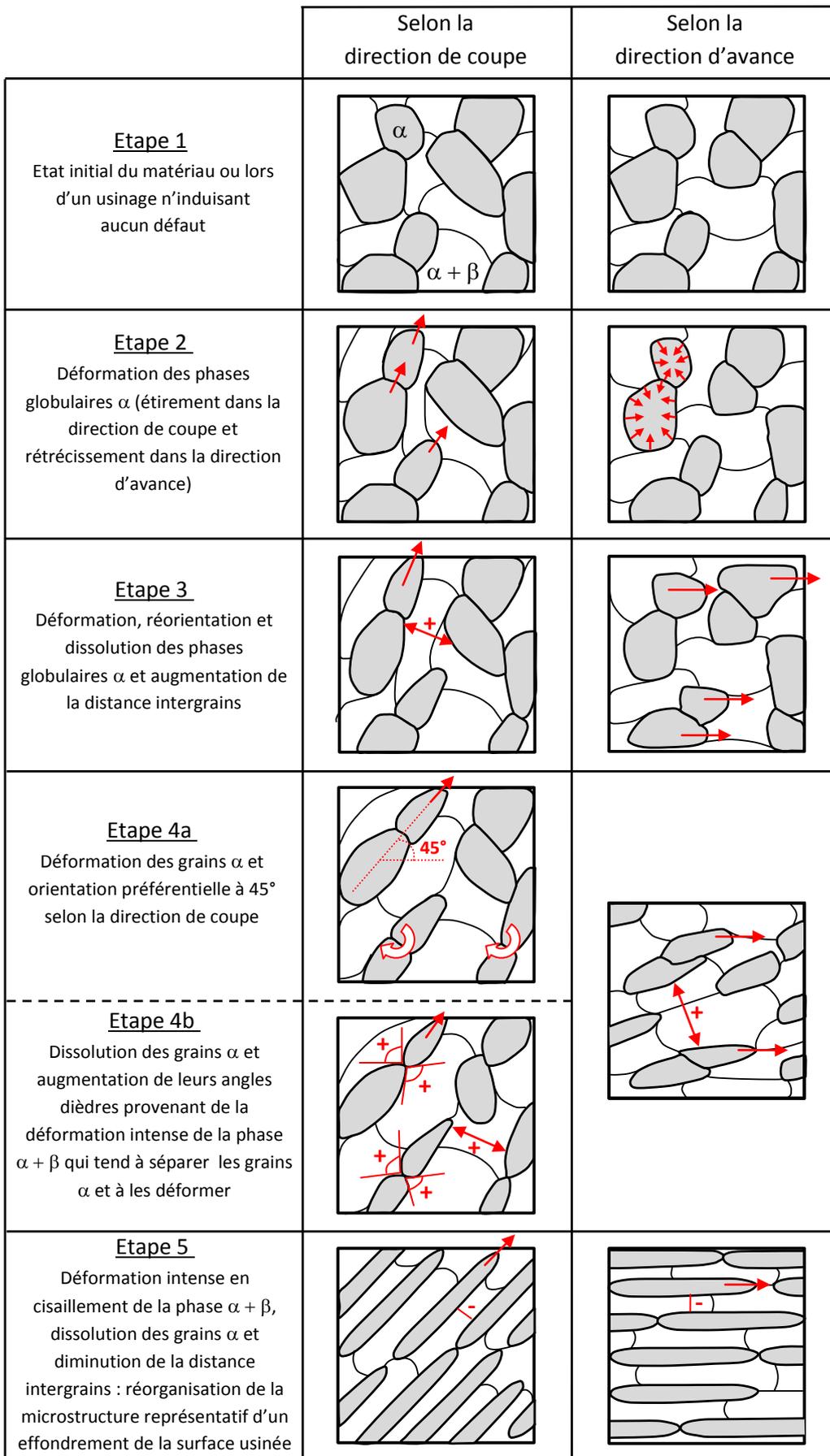


Figure 6-19 : Evolution de la microstructure à proximité de la surface usinée lors de l'usinage

L'observation des résultats de l'analyse d'images selon la direction d'avance indique une profondeur toujours plus importante des couches affectées par les mêmes paramètres microstructuraux que pour l'étape 3 (diminution de l'aire et de la fraction surfacique des grains α et augmentation de leur élongation). Il apparaît de même que la distance intergrains est plus grande dans les sous-couches du matériau affecté.

L'évolution de la microstructure entre $Lu = 8.5$ et 9.95 mm correspond à la zone d'effondrement de la matière en fin d'usinage. Cette dernière présente des singularités par rapport à l'évolution de la microstructure entre $Lu = 5.05$ et 8.5 mm selon la direction de coupe :

- les couches à grains déformés ont une profondeur et une élongation plus faible malgré le fait que la matière s'effondre en fin d'usinage,
- l'aire des grains et la fraction surfacique diminuent fortement à proximité de la surface usinée,
- les couches affectées possèdent une distance intergrains et des angles dièdres beaucoup plus importants que les couches usinées précédentes.

De plus, les élongations des grains selon la direction d'avance et la dissolution des phases α globulaires (diminution de l'aire et de la fraction surfacique) conduisent à la séparation partielle (augmentation de la distance intergrains) des grains α déformés entre eux en fin d'usinage. Cette conclusion est illustrée par la Figure 6-20 présentant les sous-couches à proximité et dans la bavure d'une surface usinée à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr.

Ces investigations permettent d'observer que dans les directions de coupe et d'avance, l'évolution de certaines caractéristiques métallurgiques telle que la distance intergrains, la fraction surfacique et l'aire des grains, soulignant une dissolution de la phase globulaire α , est le signe d'une déformation importante de la matière et en l'occurrence de la phase $\alpha + \beta$ en fin d'usinage.

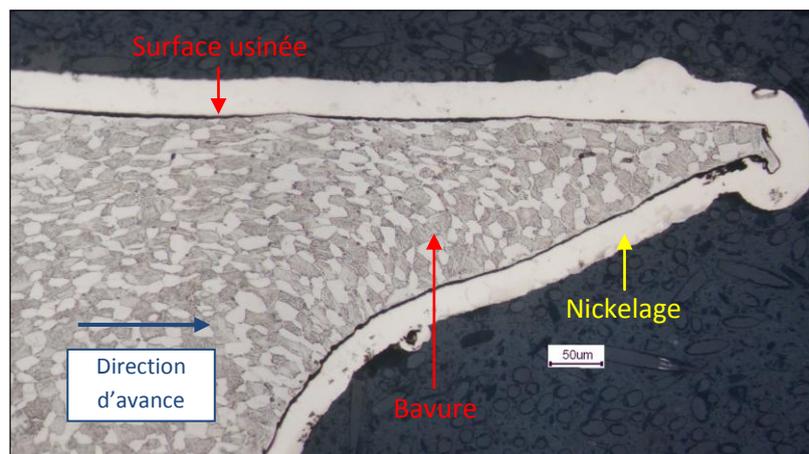


Figure 6-20 : Illustration des sous-couches à grains déformés avec des grains globulaires α séparés ou en cours de séparation à proximité de la bavure obtenue lors de l'usinage réalisé à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr

Etape 5 :

L'étape 5 est représentative des phénomènes observés lors de l'usinage à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr pour L_u compris entre 2 et 7 mm correspondant à la zone Z2 définie sur la Figure 6-18. L'analyse d'images montre que dans cette zone, des couches affectées présentant une aire et une fraction surfacique des grains α plus faibles ainsi qu'une distance intergrains plus petite et une élongation plus grande qu'à cœur selon la direction d'avance sont apparues. Concernant la direction de coupe, aucune micrographie n'a été réalisée. Néanmoins, une coupe micrographique d'un échantillon usiné à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.375$ mm/tr est présentée sur la Figure 6-21 pour une longueur usinée identique. En supposant que la microstructure obtenue est proche de celle produite selon les conditions précédentes ($V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr), il peut être considéré que les grains sont fortement déformés et orientés à 45° par rapport à la surface usinée selon la direction de coupe. De plus, il peut être observé que l'étirement conjoint et homogène des grains globulaires α et lamellaires $\alpha + \beta$ induit une distance intergrains plus faible.

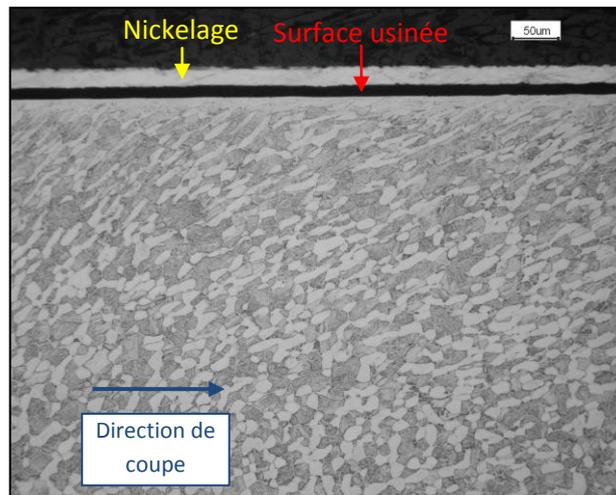


Figure 6-21 : Micrographie selon la direction de coupe des sous-couches d'une surface usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.375$ mm/tr

Modes de déformation et évolution microstructurale :

Le déroulement des différentes étapes de la modification de la microstructure lors de l'usinage et plus particulièrement, les déformations intenses du matériau et en l'occurrence celles de la phase lamellaire $\alpha + \beta$ combinées à la dissolution et à la séparation des grains globulaires α semblent correspondre à des mécanismes de déformation proches de ceux de la superplasticité et de la mise en forme à faible et moyenne vitesse de déformation par forgeage et étirage à chaud.

En effet, comme évoqué dans le paragraphe 8.2 du Chapitre 2, Vanderhasten [VAN07] et Meier et al. [MEI91] expliquent que pour des températures de 600°C jusqu'à 825°C , la phase α contigüe et majoritaire (entre 60 et 70% en volume) pilote la déformation du Ti-6Al-4V. Signalons par ailleurs que la déformation de la phase α est faible due à sa structure hexagonale. Cette situation correspond aux étapes 1 et 2 présentées en Figure 6-19.

Lorsque la température s'élève, Mc Darmaid et Patridge [DAR86] et Yang et al. [YAN91] expliquent que la proportion de la phase β devient importante (dissolution des grains globulaires et

lamellaires α), et tend à séparer les grains globulaires α rendant cette phase discontinue. Le Ti-6Al-4V se comporte alors comme un composite possédant une matrice molle (phase β) dans laquelle sont isolées des phases plus dures (phase α). Ainsi, la phase β contrôle la déformation plastique permettant une déformation optimale du matériau et une réorientation des grains α . Cette situation correspond aux étapes 3, 4b et potentiellement 5 présentées en Figure 6-19. Ce cas de figure est surtout visible dans la bavure.

Selon Meier et al. [MEI91], l'augmentation de la proportion de la phase β contribue à faciliter le réarrangement des grains α qui peuvent se translater et subir des rotations. Ces évolutions microstructurales ont été identifiées lors des étapes 4a et 5.

Cependant, la vitesse de déformation impliquant la superplasticité du Ti-6Al-4V se trouve entre $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ et $5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ pour des températures entre 775°C et 925°C , selon Meier et al. [MEI91]. Les vitesses de déformation calculées par Gilormini [GIL82] dans le copeau (sur sa surface de contact avec l'outil) lors de l'usinage d'un acier XC10 et le graphique donné par Braham [BRA10] en Figure 3-6 montrent que ces vitesses de déformation atteignent 10^2 à 10^5 s^{-1} dans les zones de cisaillement primaire et secondaire. On peut donc raisonnablement supposer qu'au niveau de la zone de cisaillement tertiaire, la matière fraîchement usinée en contact avec l'outil puisse atteindre des vitesses de déformation similaires fonction des conditions de coupe (V_c , f) et du coefficient de frottement (μ) comme montré en Annexe 14. La cartographie établie par Prasad et al. [PRA01] représentant les différents mécanismes de déformation opérant dans un Ti-6Al-4V en fonction de la température et de la vitesse de déformation (Annexe 3) montre que pour des vitesses de déformation supérieures à 10 s^{-1} , des bandes de cisaillement adiabatique (BCA) apparaissent systématiquement quelle que soit la température atteinte.

Ainsi, les mécanismes d'évolution de la microstructure menant à la formation de BCA seraient proches de ceux liés aux phénomènes de superplasticité. Ceci est d'autant plus vrai que la température est plus proche de 750°C que de T_β . Cette conclusion rejoint celle évoquée par Murr et al. [MUR02] [MUR09], Xu et al. [XU06] et Martinez et al. [MAR07] évoquant que les bandes de cisaillement adiabatique obtenues lors d'essais balistiques sont liées à un comportement superplastique du matériau. Ces auteurs évoquent aussi que la formation de ces BCA est causée en premier lieu par la recristallisation dynamique du matériau. Cet état microstructural du Ti-6Al-4V à proximité de la surface ne peut être identifié à partir des analyses réalisées au MO et au MEB. Des investigations MET réalisées dans les sous-couches proches de la surface usinée au sein des couches blanches (paragraphe 4 de ce même chapitre) confirmeront la présence de grains recristallisés de taille nanométrique.

3.6 Bilan

L'étude par analyse d'images a permis d'identifier et de quantifier plus particulièrement l'état de la microstructure des sous-couches de trois surfaces usinées. Ces dernières ont été choisies après une inspection visuelle au microscope optique afin d'étudier les couches à grains déformés des trois domaines définis par la cartographie présentée en Figure 6-4 : soit une condition de coupe ($V_c = 125 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$) n'engendrant pas de couches à grains déformés, une autre ($V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$) produisant des grains déformés majoritairement selon la

direction de coupe et une dernière ($V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr) en produisant selon les directions de coupe et d'avance.

Cette étude basée sur les grains globulaires α et sur les principes de morphologie mathématique a permis de définir des paramètres microstructuraux pertinents (comme l'élongation, l'aire, la fraction surfacique des grains α , la distance intergrains et, dans une moindre mesure, la valeur de l'angle dièdre) afin de comprendre l'évolution de la microstructure soumise aux efforts de coupe. D'autres paramètres microstructuraux ont été suivis comme la contigüité et la connectivité dont les cartographies ne sont pas présentées dans ce mémoire car ils n'ont pas donné de résultats probants.

Les cartographies des paramètres microstructuraux établies selon la direction d'avance pour les trois conditions de coupe retenues ont été comparées. Il a été montré que plus la condition de coupe est forte et plus la profondeur affectée est importante. Cette évolution de la profondeur affectée dépend aussi de la longueur usinée L_u . En effet, plus la longueur usinée est importante et plus la profondeur affectée est grande pour une même condition de coupe. Des corrélations entre les évolutions de l'aire, de la distance intergrains et de la fraction surfacique des grains globulaires α ont été identifiées pour les surfaces usinées à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr puis à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr. De même, une évolution continue des paramètres microstructuraux de la couche à grains déformés en fonction de la condition de coupe et de la longueur usinée a été observée. Ces investigations ont donc contribué à comprendre macroscopiquement les modes de déformation de la structure « duplex » du Ti-6Al-4V sous les contraintes thermomécaniques engendrées lors de l'usinage.

L'étude réalisée à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr dans les directions de coupe et d'avance a particulièrement contribué à mieux comprendre l'évolution de la microstructure. Plus spécialement, la profondeur de la couche à grains déformés produite selon la direction de coupe (définie par la variation de l'élongation des grains globulaires α) est assez bien corrélée à celle définie par la variation de l'aire de ces mêmes grains selon la direction d'avance. Cela n'est pas surprenant au regard des équations aux dérivées partielles de ces paramètres microstructuraux établies en Annexe 12. Ainsi, une coupe micrographique selon la direction d'avance donne une bonne approximation de la profondeur affectée selon la direction de coupe, associée à une longueur usinée donnée. Ce résultat conduit à réduire le nombre de coupes micrographiques à effectuer selon la direction de coupe et permet de faciliter le choix des longueurs usinées à laquelle ces coupes seront effectuées.

4 Qualification des couches blanches

Dans la littérature, les couches blanches produites sur la pièce lors de l'usinage du Ti-6Al-4V n'ont jamais été qualifiées finement à notre connaissance. L'objectif de ce paragraphe consiste donc à mieux identifier l'état métallurgique des couches blanches, c'est-à-dire, à définir les grains et les phases présentes au sein de cette anomalie. Les investigations menées dans ce but ont conduit dans un premier temps à :

- étudier à l'aide d'un MEB les couches blanches à fort grossissement ;
- réaliser des analyses à la microsonde de Castaing afin de définir la composition chimique des couches blanches et émettre des hypothèses sur la (ou les) phase(s) en présence.

Les résultats de ces investigations fourniront les premiers indices concernant l'état métallurgique de cette couche blanche mais ne permettront pas de conclure. Aussi, une lame mince, prélevée dans une couche blanche sera étudiée au microscope électronique à transmission (MET). De même, des observations au MET sur les sous-couches adjacentes à ce défaut seront réalisées.

4.1 Observation des couches blanches au Microscope Electronique à Balayage (MEB)

La Figure 6-22a présente une image MEB prise à très fort grossissement ($G \times 10000$) de la microstructure à cœur du lopin après polissage et attaque au réactif de Kroll. Les grains globulaires α et lamellaires $\alpha+\beta$ peuvent être distingués sur cette micrographie. Quelles que soient leurs structures, les phases α apparaissent de couleur plus sombre que les phases β . L'épaisseur des lamelles de phase alpha (en général inférieure au micromètre) est supérieure à celle de bêta. La Figure 6-22b montre la microstructure au même grossissement au sein de la couche blanche en extrême surface du même échantillon usiné à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr. Par comparaison avec la Figure 6-22a, aucune trace des ex-grains composant la microstructure d'origine n'est observée. Par contre, une microstructure très fine s'apparentant à des aiguilles orientées aléatoirement est observée à l'intérieur de cette couche blanche.

En partant de l'hypothèse que la microstructure au sein de la couche blanche est aciculaire, il peut être supposé que la (ou les) phase(s) présente(s) sont de type martensitique. Ce résultat implique qu'une trempe énergique a eu lieu depuis une haute température entraînant la formation de ces phases dans des sous-couches proches de la surface usinée. La microstructure obtenue par Ahmed et Rack [AHM98] lors d'une trempe rapide ($V_{TR} > 400^\circ\text{C/s}$) à partir du domaine β présentée en Figure 2-6a souligne clairement que les aiguilles de phase α' issues de la phase β sont orientées à 90° les unes par rapport aux autres à l'intérieur d'un même grain. Ce résultat paraît être contraire au cas présent. Cependant, l'attaque chimique au réactif de Kroll n'ayant pas permis d'identifier clairement les grains au sein de la couche blanche, il est difficile de conclure à partir de ces observations.

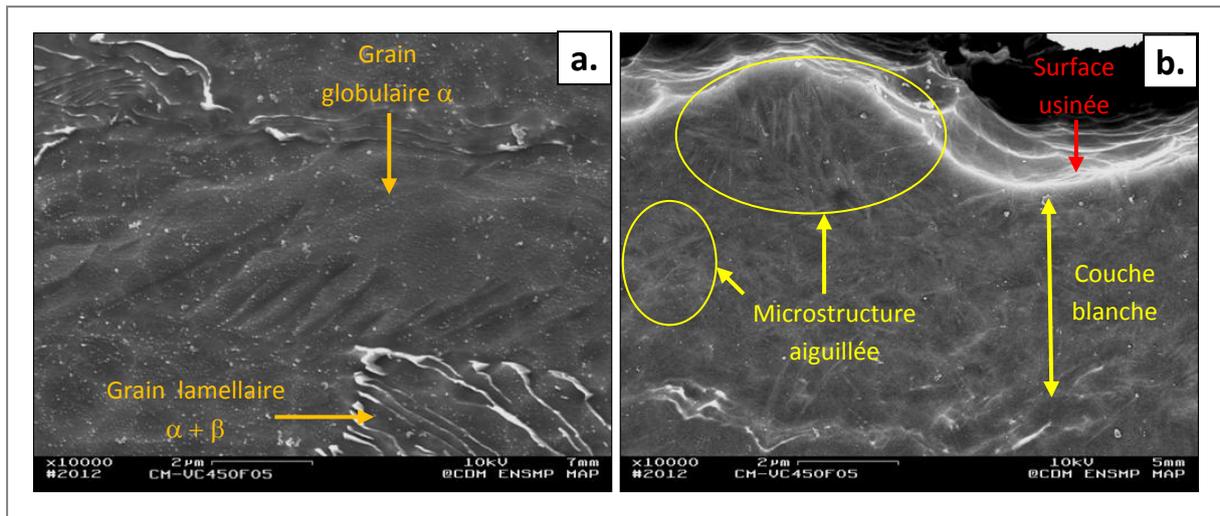


Figure 6-22 : Images MEB à cœur (a.) et en extrême surface (b.) du lopin usiné à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr

4.2 Etude à la microsonde de Castaing et définition des couches monophasées

Les investigations réalisées à la microsonde de Castaing permettent de réaliser deux grands types d'analyses métallurgiques :

- la première permet d'établir des cartographies de répartition des différents éléments chimiques présents dans le matériau,
- la seconde permet de déterminer la proportion quantitative des différents éléments chimiques présents dans le matériau par la méthode WDS (Wavelength Dispersive Spectroscopy)

Ces deux analyses métallurgiques vont être utilisées dans ce paragraphe.

La Figure 6-23a expose une micrographie d'une surface usinée à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr réalisée dans un plan parallèle à l'avance et présentant une couche blanche. Cette anomalie sous forme de bourrelet a été obtenue lors d'un essai d'usinage préliminaire aux essais de cartographie. L'étendue de la couche blanche étant importante, il a été choisi d'effectuer les analyses métallurgiques sur cette surface usinée.

Les Figures 6-23b, 6-23c et 6-23d sont les cartographies X représentant respectivement la répartition des éléments titane, aluminium et vanadium dans les sous-couches du matériau. Le fer se trouvant en faible quantité dans le matériau, la cartographie de cet élément n'a pas été présentée.

Ces résultats indiquent que la répartition du titane est homogène aussi bien dans la couche blanche que dans les sous-couches adjacentes et plus profondes. Ce résultat provient d'une faible différence de la proportion de cet élément entre ces deux régions aussi bien qu'au choix de l'échelle. Par contre, la cartographie X de l'aluminium permet de distinguer très clairement la phase α globulaire de la phase $\alpha+\beta$ lamellaire. En effet, l'aluminium étant alphasène, la proportion de cet élément est plus importante dans les grains globulaires. De même, les phases α des grains

lamellaires plus riches en aluminium que les phases β de ces mêmes grains peuvent être repérées. Réciproquement, le vanadium étant bêtagène, la cartographie de cet élément permet d'identifier les phases β lamellaires.

Les cartographies X présentées sur les Figures 6-23c et 6-23d montrent que la composition chimique en aluminium et en vanadium dans la couche blanche est quasiment homogène. Seules, des traces de grains globulaires α très étirés sont identifiées dans les zones où la couche blanche est la moins épaisse. Dans la partie où la couche blanche est la plus homogène, la proportion en aluminium est plus faible que dans les phases α (lamellaires et globulaires) et la proportion en vanadium y est plus faible que dans les phases β . Cette répartition des éléments chimiques dans la couche blanche ne correspond donc pas directement à celle des phases en présence dans la microstructure du matériau de base.

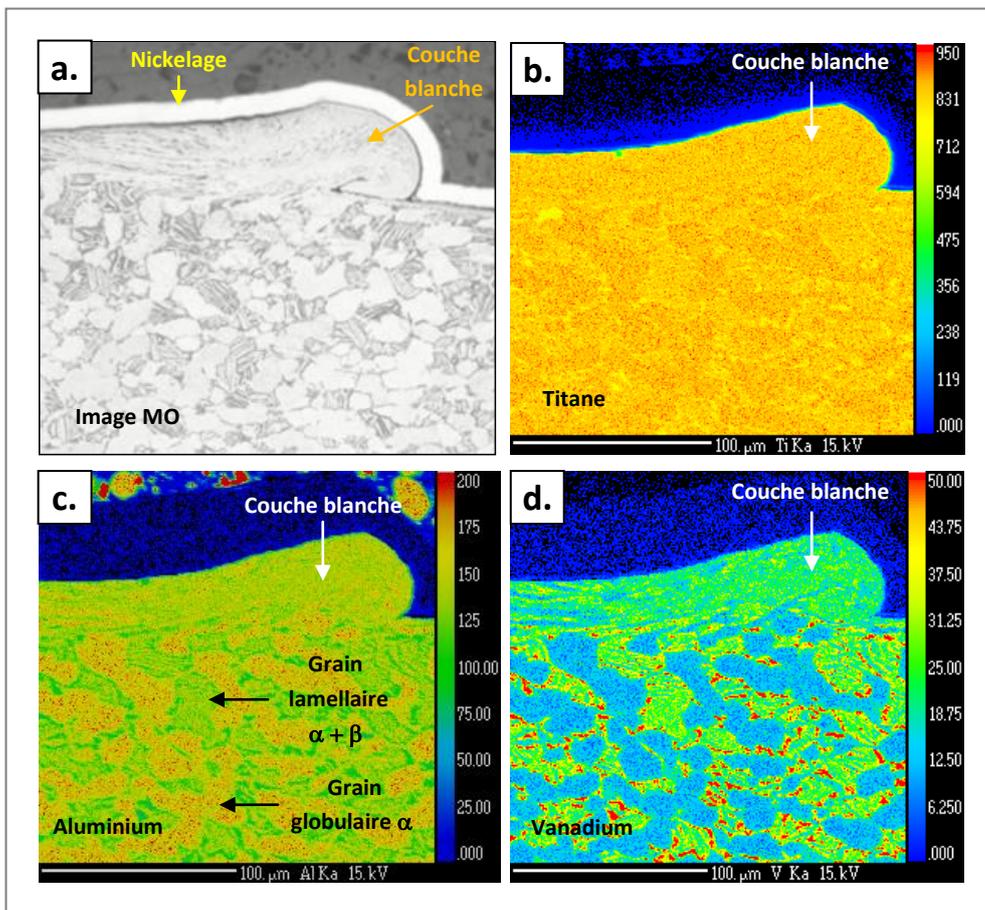


Figure 6-23 : (a.) Images MO présentant la zone analysée à la microsonde [$V_c = 450$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr] (b.), (c.) et (d.) Cartographies X présentant respectivement la répartition du titane, de l'aluminium et du vanadium au sein de la couche blanche et des sous-couches adjacentes

Ces premières investigations démontrent que la couche blanche est quasiment homogène au niveau de sa composition chimique. Ceci implique que le Ti-6Al-4V a subi une transformation métallurgique conduisant à l'apparition d'une phase majoritaire (voire unique) dont la proportion en aluminium et en vanadium est différente de celles présentes à cœur. Dans l'objectif de définir au mieux cette anomalie, le terme « couche blanche » sera remplacé par « couche monophasée » dans la suite du mémoire.

Afin d'identifier la phase présente au sein de la couche monophasée, une quantification de la proportion des éléments chimiques a été réalisée. Un profil de composition chimique à travers la couche monophasée et les grains de la microstructure de base a été effectué. Ce profil est visible sur l'image MEB exposée en Figure 6-24a où le faisceau d'électrons a laissé une marque sombre sur le Ti-6Al-4V. Cette analyse chimique a été réalisée en prenant en compte les éléments chimiques suivants : le titane, l'aluminium, le vanadium et le fer. Des études préliminaires prenant en compte l'oxygène n'ont pas permis de déceler sa présence en grande quantité, sa proportion massique étant trop faible pour être précisément quantifiée par cette technique.

La Figure 6-24b donne la proportion massique en titane, aluminium et vanadium du matériau en fonction du déplacement par pas d'un micromètre le long du profil. La taille du faisceau d'électrons permettant de réaliser l'analyse WDS est d'un micromètre de diamètre ce qui est supérieur à l'épaisseur d'une lamelle α ou β . Ainsi, il est très difficile d'évaluer avec précision la proportion en éléments chimiques de ces deux phases contrairement à la phase α globulaire ou celle de la couche monophasée comme le montre la Figure 6-24b.

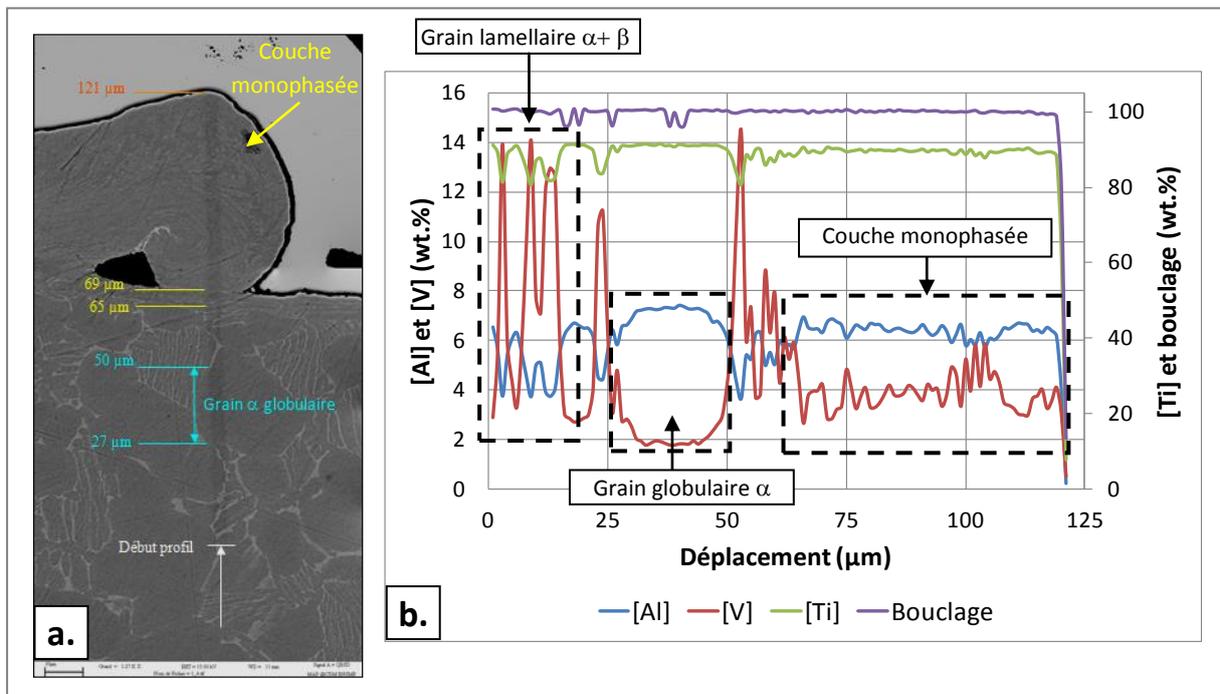


Figure 6-24 : (a.) Image MEB présentant la trace du profil réalisé à la microsonde à travers la couche monophasée et les sous-couches adjacentes
(b.) Proportion massique en titane, aluminium et vanadium en fonction du déplacement de la microsonde le long du profil

La Table 6-1 présente une synthèse des résultats obtenus. Un ordre de grandeur de la composition chimique des phases lamellaires β et α a été calculé en se basant respectivement sur les pics donnant une proportion de vanadium ou d'aluminium importante dans les grains $\alpha + \beta$. De même, le bouclage n'étant pas toujours respecté, la somme des proportions massiques des éléments présentés dans le tableau ci-après n'est pas toujours égale à 100%.

Élément chimique (wt.%)	Phases			
	$\alpha_{\text{globulaire}}$	$\beta_{\text{lamellaire}}$	$\alpha_{\text{lamellaire}}$	Couche monophasée
Ti	91.2 +/- 0.24	83.4 +/- 1.97	91.2 +/- 0.28	89.7 +/- 0.59
Al	7.28 +/- 0.04	3.85 +/- 0.15	6.51 +/- 0.16	6.40 +/- 0.26
V	1.87 +/- 0.07	12.2 +/- 0.85	2.87 +/- 0.13	3.86 +/- 0.67
Fe	0.01 +/- 0.02	0.86 +/- 0.23	0.03 +/- 0.02	0.14 +/- 0.06

Table 6-1 : Composition chimique des phases obtenues à partir de l'analyse à la microsonde de Castaing

Les investigations WDS confirment les conclusions de l'étude concernant les cartographies de composition chimique : la composition chimique au sein de la couche monophasée est quasiment constante et est différente de celle des phases initialement présentes. Cette dernière est de 6.4 wt.% en aluminium et 3.9 wt.% en vanadium ce qui est proche de la composition nominale de l'alliage inscrite sur la fiche de conformité matière fournie en Annexe 10 (Al : 6.44 – 6.47 wt.% et V : 4.14 – 4.17 wt.%). Ce résultat indique que dans la couche « monophasée » les phases α initialement présentes dans la microstructure ont été remises en solution.

Cette dissolution montre que le matériau a dépassé la température du transus β . Cette valeur de T_{β} se trouve entre 980 et 1000°C dans le cas d'une transformation métallurgique à l'équilibre. Dans le cas hors équilibre, Rhaipu [RHA02] a identifié que pour des montées en température de $100^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, la valeur de T_{β} est proche de 1050°C. Dans le cadre de l'usinage, la température produite est causée par la déformation plastique engendrée lors du cisaillement du matériau. Sachant que les vitesses de déformation dans la ZCT lors de la coupe peuvent être importantes (supérieures à 10^2 s^{-1}), il peut être supposé que la vitesse de montée en température est forte. La détermination précise du transus bêta ne peut être donnée compte tenu de ces hypothèses. La seule indication concernant cette valeur est qu'elle est supérieure à l'intervalle 980°C – 1000°C et que le solvus des grains lamellaires est inférieur à celui des grains globulaires.

Après avoir dépassé le transus β au niveau de la couche monophasée, la composition chimique était celle de la composition nominale du matériau de base. Cette couche a ensuite subi un refroidissement (dont la vitesse est inconnue) à partir du domaine β jusqu'à la température ambiante. Au vue de sa composition chimique à température ambiante, la phase en présence dans la couche monophasée peut être du β_m , du α_m ou de la martensitique (α' ou α'') soient des phases dont la transformation métallurgique s'opère sans diffusion. Les travaux évoqués dans le Chapitre 2 (paragraphe 2.2) réalisés par Le Maître [MAI70], Ahmed et Rack [AHM98] et Jovanovic [JOV06] montrent que pour un Ti-6Al-4V, la vitesse de trempe (eau, air, refroidissement au four...) à partir du domaine β , la phase β ne peut être retenue en totalité à l'ambiante. Seuls les alliages de titane quasi-bêta ou bêta riche en éléments bêtagènes possèdent cette propriété. La phase majoritairement présente dans la couche monophasée est donc très certainement martensitique ou massive. Les investigations réalisées par Williams et Blackburn [WIL67], Hocheid et al. [HOC70] et Lee et Welsh [LEE90] ont montré que la phase martensitique α'' se formait lors de trempe rapide à partir du domaine $\alpha + \beta$ pour une gamme de températures allant de 720°C à 830°C. Néanmoins, la diminution de la fraction massique en vanadium dans les phases β avec l'augmentation de la température entraîne l'impossibilité de former la phase α'' pour des températures supérieures au transus T_{β} selon

ces mêmes auteurs. Ainsi, il peut être conclu que les deux seules phases α' et α_m peuvent être produites au sein de la couche monophasée.

Les investigations réalisées au sein de la couche monophasée à l'aide du MEB à fort grossissement ($G \times 10000$) complétées par des analyses à la microsonde permettent d'établir des premières constatations : la couche blanche est quasiment homogène et peut être définie comme monophasée. Au vue de la bibliographie réalisée, la phase au sein de cette sous-couche est martensitique α' avec ou non présence de phases massives α_m . Néanmoins, ces analyses métallurgiques à l'échelle « microscopique » ne permettent pas de confirmer avec certitude la présence de ces deux phases de même structure cristallographique et de même composition et de définir la microstructure au sein de cette couche. Afin de répondre à ces questions, une analyse métallurgique et morphologique bien plus fine au sein de la couche monophasée est nécessaire car la morphologie, les mécanismes et sites de germination de ces deux phases diffèrent assez sensiblement. C'est pourquoi, des analyses au MET ont été réalisées à partir d'une lame mince prélevée sur la surface usinée comportant ces couches monophasées.

4.3 Etude au Microscope Electronique en Transmission (MET)

Les investigations effectuées au Microscope Electronique en Transmission (MET) ont été réalisées à partir de deux lames minces. La première a été prélevée à cœur du matériau. L'objectif de l'étude de cette lame est de définir l'état métallurgique du matériau de base non affecté par les contraintes thermomécaniques engendrées par la coupe. Plus particulièrement, les phases α et β lamellaires ont été examinées. La deuxième lame a été prélevée sur une surface usinée où des couches monophasées ont été produites. Les observations de ces sous-couches ont permis de définir trois zones à caractériser particulièrement : celle relative à la couche monophasée en extrême surface, celle relative aux grains globulaires α et celle relative aux grains lamellaires $\alpha + \beta$.

4.3.1 Etude à cœur de l'échantillon

La lame prélevée afin d'étudier l'état métallurgique du matériau à cœur a été préparée par amincissement ionique. Cette technique de préparation consiste à réduire l'épaisseur d'un échantillon par polissages successifs jusqu'à une centaine de micromètre puis de réaliser un trou au milieu de l'échantillon par bombardement d'un faisceau d'ions (argon). Les bords de ce trou sont de faibles épaisseurs permettant l'observation en transmission de ces zones.

La Figure 6-25a présente une zone de la lame à proximité du trou. Cette image a été obtenue par détection annulaire en champ sombre à grand angle ou HAADF (High Angle Annular Dark Field). Ce mode d'observation permet d'établir des contrastes chimiques entre les différents constituants du matériau en fonction de leur masse atomique moyenne et selon une échelle en niveaux de gris tels que les éléments les plus lourds (vanadium) sont représentés en blanc. Selon ce principe, la Figure 6-25a met en évidence deux structures lamellaires : les plus épaisses (phases sombres) correspondent à la phase α lamellaire et les autres (phases claires), à la phase β lamellaire comme déjà observé sur la Figure 6-22. La composition chimique de ces deux phases est différente, la phase lamellaire β étant plus lourde que la phase lamellaire α . Ce résultat sera expliqué par la suite sur la Figure 6-27.

Une image MET de ces deux phases est exposée sur la Figure 6-25b montrant l'état microstructural du matériau et en particulier l'agencement des lamelles entre elles. Les lamelles de bêta apparaissent peu fautées contrairement à celles d'alpha où des réseaux de dislocations sont visibles. Ces réseaux de dislocations sont principalement observés à l'interface entre les deux phases. De plus, les grains contenant ces lamelles ne possèdent pas de sous-structures telles que des cellules de dislocations, des grains recristallisés ou des macles.

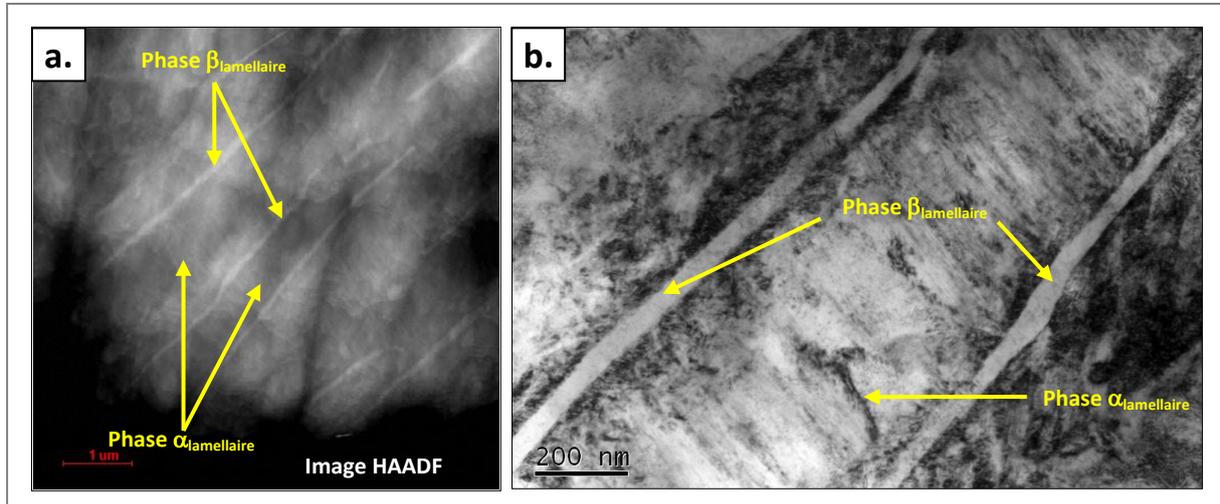


Figure 6-25 : (a.) Image MET en mode HAADF permettant de distinguer les phases $\alpha_{\text{lamellaire}}$ et $\beta_{\text{lamellaire}}$ par l'intermédiaire de leurs masses atomiques moyennes
(b.) Image MET montrant l'état microstructural des phases lamellaires α et β

La Figure 6-26a montre une image MET obtenue par détection en haute résolution ou HRTEM (High Resolution Transmission Electron Microscopy) donnant une représentation de l'empilement des atomes dans les phases lamellaires. Le traitement de cette image par une transformée de Fourier permet de définir l'organisation des atomes au sein de la structure cristallographique de ces deux phases comme observé sur les Figures 6-26b et 6-26c. Ces dernières permettent de confirmer la structure cristallographique des phases en présence : cubique pour la phase β et hexagonale pour la phase α .

Précédemment, les analyses métallurgiques des phases lamellaires α et β à l'aide de la microsonde de Castaing n'ont pas permis de distinguer et de définir leur composition chimique de façon précise à cause du diamètre trop important du faisceau d'électrons. Afin de mieux les analyser, une étude EDS avec une sonde de diamètre bien plus faible a été réalisée au MET selon le profil présenté sur la Figure 6-27a. Ce profil démarre d'une lamelle alpha puis traverse entièrement une lamelle bêta pour finir dans une autre lamelle alpha. Les éléments pris en compte dans cette analyse chimique sont le titane, l'aluminium, le vanadium et le fer. Toutefois, ce quatrième élément n'apparaîtra pas dans le graphique suivant. Les résultats de ces investigations sont illustrés sur la Figure 6-27b et sont répertoriés dans la Table 6-2.

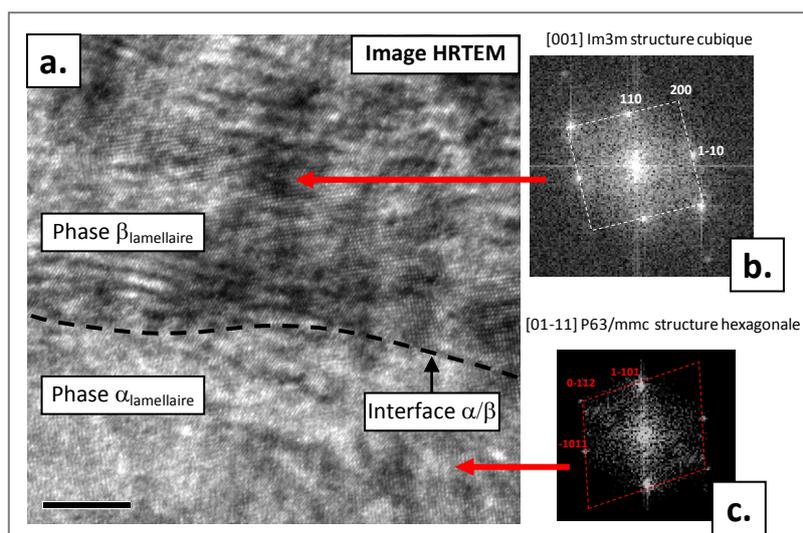


Figure 6-26 : (a.) Image MET en mode HRTEM représentant l'empilement des atomes dans la structure cristalline des phases $\beta_{\text{lamellaire}}$ et $\alpha_{\text{lamellaire}}$ (b.) et (c.) Image représentant l'organisation de la structure cristallographique au sein des cristaux des phases $\beta_{\text{lamellaire}}$ et $\alpha_{\text{lamellaire}}$.

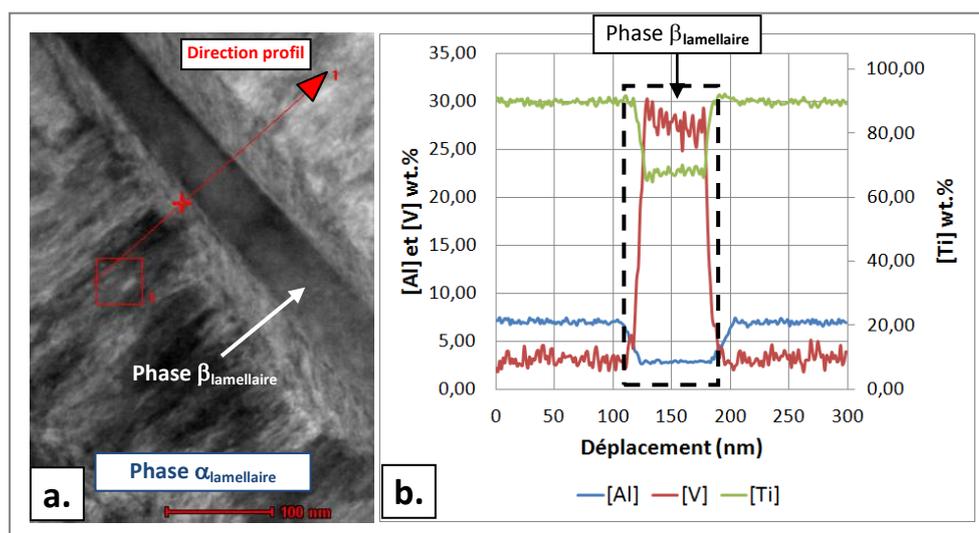


Figure 6-27 : (a.) Image MET montrant le profil EDS réalisé à travers les phases lamellaires $\alpha/\beta/\alpha$ (b.) Evolution de la composition chimique en masse des phases traversées du Ti-6Al-4V à cœur

Il est observé que dans la phase $\alpha_{\text{lamellaire}}$, la proportion en aluminium (élément alphagène) est de 7.14 wt.% ce qui est plus importante que la composition nominale du matériau. Elle est du même ordre de grandeur que celle de la phase globulaire déterminée à la microsonde de Castaing (Table 6-3). Il en est de même pour les éléments titane, vanadium et fer. Toutefois, on note un écart de 1 wt.% en vanadium entre la phase $\alpha_{\text{lamellaire}}$ et $\alpha_{\text{globulaire}}$. Par contre, la phase $\beta_{\text{lamellaire}}$ est très riche en vanadium (élément bêtagène) dont la proportion massique est d'environ 27%. Elle contient une quantité de titane et d'aluminium bien inférieure aux phases alpha globulaire et lamellaire et une très grande quantité de fer connu pour être un élément bêtagène.

Élément chimique (wt.%)	Phases	
	$\alpha_{\text{lamellaire}}$	$\beta_{\text{lamellaire}}$
Ti	89.9 +/- 0.68	67.84 +/- 0.8
Al	7.14 +/- 0.24	3.85 +/- 0.11
V	2.89 +/- 0.64	27.67 +/- 1.31
Fe	0.07 +/- 0.11	1.63 +/- 0.33

Table 6-3 : Composition chimique des phases lamellaires à cœur du lopin obtenue à partir d'une analyse EDS au MET

Cette forte proportion massique de vanadium dans les phases bêta provient du mode d'élaboration utilisé afin de produire la structure « duplex » des barres de Ti-6Al-4V qui ont servies à cette étude. En effet, comme expliqué dans le Chapitre 2 (paragraphe 2.6.2), la dernière étape du processus d'élaboration de la microstructure consiste à réaliser un recuit à 700°C suivi d'une trempe à l'air. Ce refroidissement rapide après deux heures de maintien à cette température fige à température ambiante la composition chimique des différentes phases qu'elles avaient à haute température, soit leur composition à l'équilibre à 700°C. En se référant à la Figure 2-5 relative au diagramme à l'équilibre du Ti-6Al-4V déterminé à l'aide du logiciel Thermocalc par Appolaire [APP08], on peut noter qu'à 700°C la proportion de vanadium dans la phase β est proche des 23 wt.% et celle de la phase α est inférieure à 3.5 wt.%. Ces fractions massiques sont du même ordre de grandeur que celles qui ont été déterminées par l'analyse EDS au MET.

Les différentes analyses métallurgiques effectuées au MET ont permis d'identifier l'état métallurgique du Ti-6Al-4V à cœur, au niveau des grains lamellaires. Ces investigations n'ont pu être menées au niveau des grains globulaires. Néanmoins, il sera supposé, de façon similaire aux phases lamellaires que les phases globulaires ne comportent pas de sous-structures. Ces résultats vont être comparés aux phases rencontrées dans les couches monophasées (et dans les sous-couches adjacentes) afin de mieux comprendre l'évolution métallurgique du Ti-6Al-4V lors de l'usinage.

4.3.2 Prélèvement de l'échantillon par Faisceau d'Ions Focalisés (FIB)

La préparation d'une lame mince par la méthode d'amincissement ionique sur la surface usinée présente des difficultés par rapport à celle réalisée à cœur. En effet, la topographie de la surface usinée nécessite un polissage important afin de rendre cette surface plane. Sachant que les couches monophasées sont de faibles épaisseurs, l'opération de polissage pourrait alors les éliminer. Ainsi, la préparation de la lame a été effectuée par la méthode du FIB (Faisceau d'Ions Focalisés). Cette méthode consiste à creuser, à l'aide d'un faisceau d'ions de gallium, deux tranchées de part et d'autre de la zone de l'échantillon que l'on désire prélever. Le mur résultant constitue la lame mince à faces parallèles. Préalablement à cette opération, un dépôt de tungstène a été déposé sur la surface afin de la protéger. La Figure 6-28a montre la surface après prélèvement des deux lames minces. Elles sont ensuite déposées sur une grille afin de les rigidifier comme montré en Figure 6-28b. Leur surface est d'environ 10 μm de hauteur pour 30 μm de largeur. Contrairement aux lames minces obtenues par amincissement ionique, ces lames ont une épaisseur constante ce qui permet d'observer la totalité de leur surface.

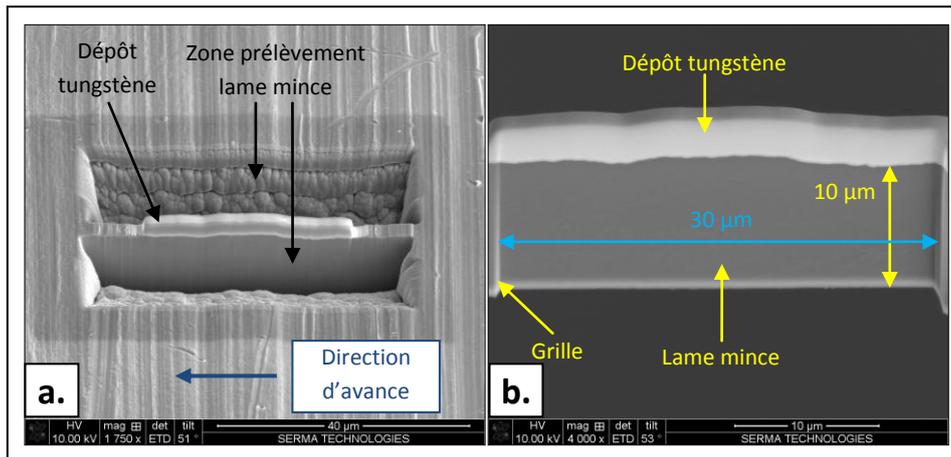


Figure 6-28 : (a.) Image MEB de la surface usinée à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr après le prélèvement de deux lames minces par la méthode du FIB
(b.) Image MEB d'une lame mince prélevée de la surface usinée

La Figure 6-29 présente une image réalisée en mode HAADF au MET montrant la lame mince prélevée sur toute sa hauteur. Trois grands types de zone comportant des microstructures différentes peuvent être identifiés :

- Une première région est observée en extrême surface de l'échantillon usiné. Une partie de cette zone est illustrée par un rectangle noir. A cet endroit, la matière est d'aspect homogène et l'épaisseur de cette zone est constante. Elle correspond à l'anomalie dite de couche monophasée.
- Un second type de microstructure dont la composition est homogène est repérée par un rectangle blanc. Sa morphologie est celle d'un grain équiaxe étiré dont l'épaisseur est bien plus faible que celle du même grain observé à cœur. Cette microstructure correspond à un grain globulaire alpha partiellement dissous et adjacent voire à l'intérieur de la couche monophasée comme illustré sur la Figure 6-6b.
- La dernière zone repérée par un rectangle jaune est composée de deux structures lamellaires de masse atomique moyenne différente. Au vue de leur faible épaisseur et des investigations réalisées à cœur, il peut être supposé que ce type de microstructure lamellaire est semblable à celle d'un grain composé de lamelles de phases alpha et bêta.

A partir de l'observation de l'image HAADF d'une lame mince prélevée dans les sous-couches proches de la surface usinée, trois zones ont donc été repérées dont l'une correspond à l'anomalie matière dite de couche monophasée et les deux autres à deux régions sensiblement comparables à la microstructure du matériau à cœur. Les analyses qui suivent vont permettre de qualifier de façon plus fine ces trois zones. Elles vont montrer que des transformations métallurgiques et structurales se sont déroulées aussi bien dans la couche monophasée que dans la microstructure identifiée comme identique à celle de base.

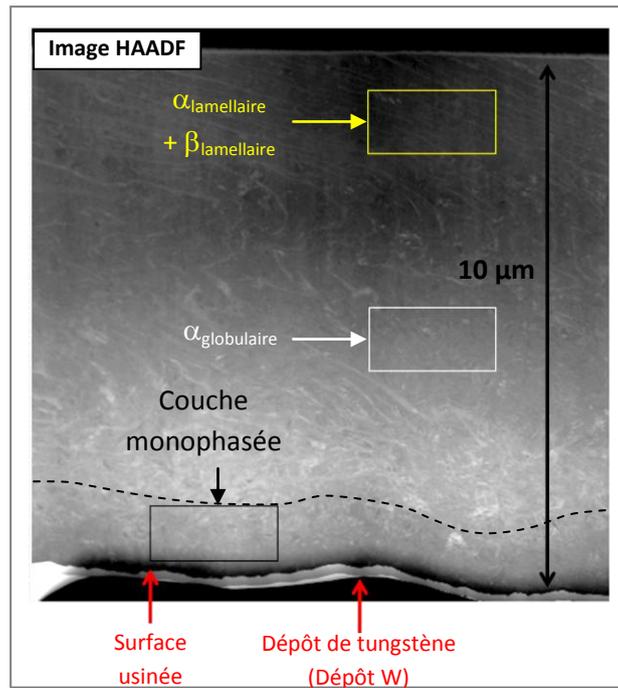


Figure 6-29 : Image MET en mode HAADF de la lame mince prélevée sur la surface usinée à $V_c = 450$ m/min et $f = 0.5$ mm/tr permettant d'identifier trois zones (rectangles) où la microstructure est singulière

4.3.3 Etude des couches monphasées

La Figure 6-30a montre une image MET au sein de la couche monphasée. La microstructure comporte une densité de dislocations importante. De même, il est noté qu'une structure sous forme de lattes apparaît à l'intérieur de cette anomalie. L'image HRTEM présentée sur la Figure 6-30b illustre l'agencement de ces lattes. Elles peuvent être parfois disposées en forme de macles dont le joint de macle est aisément reconnaissable à leur tracé rectiligne. Des lattes similaires ont été observées par MET lors des travaux de Williams et Blackburn [WIL67] et Ahmed et Rack [AHM98] comme l'illustrent respectivement les Figures 2-6d et 2-12. Dans les deux cas, ces structures correspondaient à la formation de phases martensitiques α' ou α'' et en aucun cas à la phase α_m . Ces investigations confirment celles réalisées au MEB où des aiguilles (à l'échelle microscopique) avaient été repérées dans la couche monphasée.

Afin d'identifier la structure cristallographique des phases constitutives de ces lattes, une transformée de Fourier a été effectuée à partir d'une image HRTEM visible à la Figure 6-31. Le résultat démontre que la structure cristallographique de cette phase est hexagonale ce qui peut correspondre, pour un Ti-6Al-4V, à une phase α , α' , α_m ou α_2 . Une analyse EDS a été réalisée dans une zone de lattes de la couche monphasée. La position de la zone d'analyse est représentée par un carré rouge sur la Figure 6-31. Lors de cette étude, le titane, l'aluminium, le vanadium, le fer et l'oxygène ont été pris en compte. Ce dernier élément a été choisi afin d'identifier si les températures importantes engendrées dans le Ti-6Al-4V à proximité de sa surface usinée ont conduit à sa contamination en oxygène. Cette supposition fait suite aux travaux réalisés par Reissig et al. [REI04], montrant que la quantité d'oxygène à la surface d'un trou augmente significativement par rapport à

celle à cœur ou encore suite aux hypothèses émises par Cantero et al. [CAN05] pour de nouveau le perçage du Ti-6Al-4V.

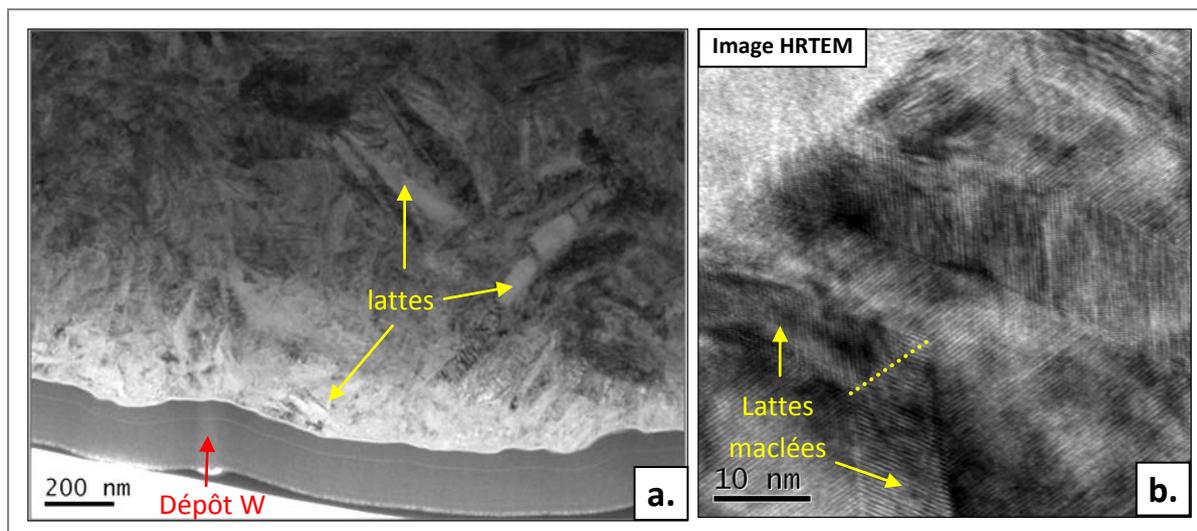


Figure 6-30 : (a.) Image MET montrant des structures sous forme de lattes et (b.) Image MET en mode HRTEM mettant en évidence des lattes maclées au sein de la couche monophasée

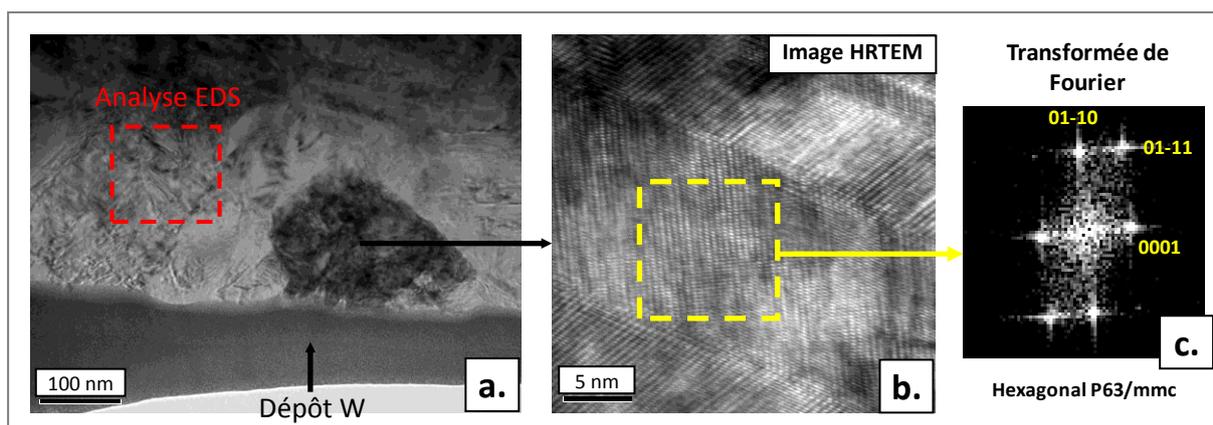


Figure 6-31 : (a.) Image MET montrant la position de la zone d'analyse EDS, (b.) image MET en mode HRTEM et (c.) transformée de Fourier associée montrant la structure hexagonale des lattes.

Les résultats de l'analyse EDS sont répertoriés dans la Table 6-4. Il est noté qu'aucune trace d'oxygène n'a été décelée dans la couche monophasée. La composition chimique de cette couche montre des proportions massiques proches de celles de la composition nominale du matériau de base. Ce résultat confirme bien que la phase en présence dans ce Ti-6Al-4V transformé est de type massive ou martensitique. Au vue des conclusions concernant la structure cristallographique et la morphologie des lattes, il peut être déduit qu'il s'agit de la phase α' plutôt que de α_m , bien que cette dernière phase ne soit pas à exclure complètement. Ces dernières analyses confirment de façon définitive les conclusions des études effectuées au MEB et à la microsonde.

Elément chimique (wt.%)	Couche monphasée
Ti	89.9 +/- 0.37
Al	6.07 +/- 0.09
V	3.88 +/- 0.30
Fe	0.15 +/- 0.03
O	0

Table 6-4 : Composition chimique de la couche monphasée obtenue à partir d'une analyse EDS au MET

La Figure 6-32a montre une image globale de la couche monphasée obtenue au MET. La microstructure observée présente des grains recristallisés comme ceux observés par Li et al. [LI05] ou Landau et al. [LAN10] dans des bandes de cisaillement adiabatique, respectivement sur les Figures 2-26b et 2-29b. Ces grains de forme équiaxe ont une taille moyenne d'environ 250 à 300 nm et contiennent une densité de dislocations très forte et des lattes de martensite. Afin de confirmer la formation de ces nanograins, une figure de diffraction visible sur la Figure 6-32c a été effectuée à l'intérieur de la zone décrite par un carré rouge. Cette figure de diffraction indique que plusieurs grains dont la structure est hexagonale ont diffracté selon les mêmes plans et dont l'orientation est différente. Ce résultat prouve que des grains recristallisés et désorientés entre eux ont été produits lors de l'usinage dans la couche monphasée.

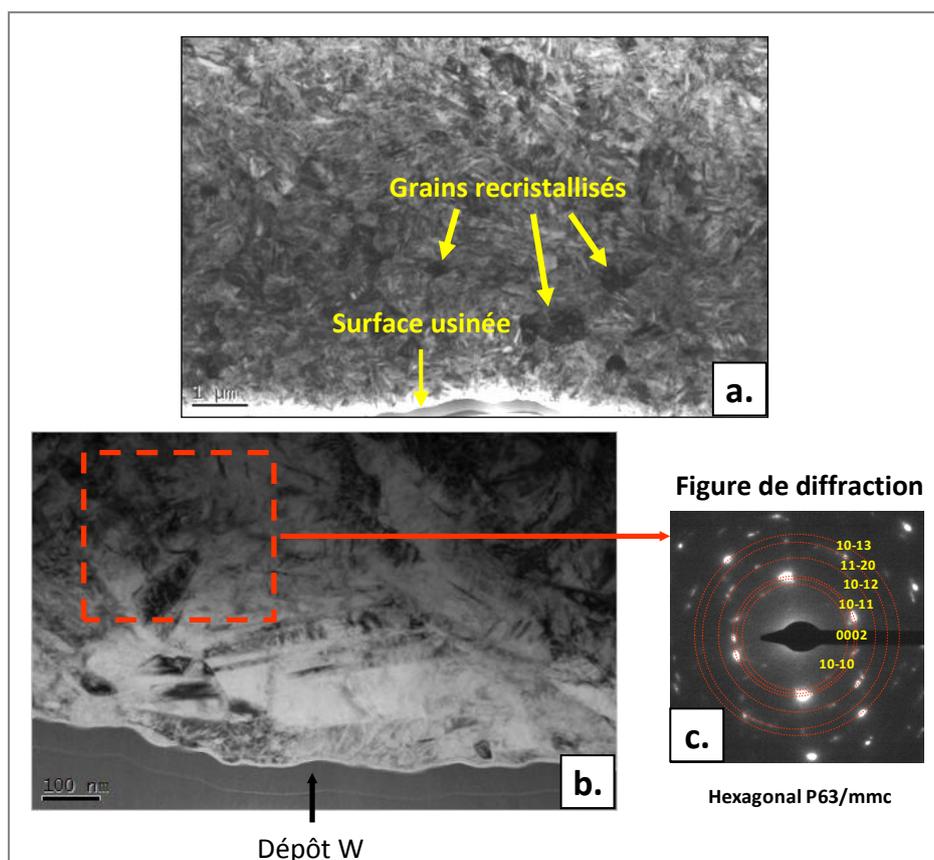


Figure 6-32 : (a.) et (b.) Images MET de la couche monphasée montrant l'apparition de grains recristallisés (c.) Figure de diffraction réalisée dans la couche monphasée

L'étude des couches monophasées a permis d'identifier de façon définitive que cette anomalie est composée de lattes de martensite α' comme il avait été supposé après les études au MEB et à la microsonde de Castaing. Une expertise plus fine de la microstructure par MET a montré que des grains recristallisés d'environ 250 à 300 nm possédant un taux de dislocations important et composés de lattes α' constituent la structure de cette couche monophasée.

4.3.4 Etude des couches adjacentes aux couches monophasées : phases globulaires

La Figure 6-33a présente une image obtenue au MET illustrant la microstructure au sein d'une phase globulaire α déformée et partiellement dissoute, initialement présentée sur la Figure 6-29. Un grossissement de cette zone est montré sur la Figure 6-33b. Sur cette image, des grains recristallisés équiaxes contenant une densité de dislocations importante sont clairement repérés. Leur dimension est en moyenne d'une centaine de nanomètre. La figure de diffraction visible sur la Figure 6-33c a été réalisée dans la zone entourée par un cercle rouge au niveau des grains recristallisés de la phase α globulaire. Cette figure de diffraction montre un anneau continu au niveau des premiers plans de diffraction correspondant à une phase hexagonale. Ce résultat est similaire à ceux exposés par Li et al. [LI05] (Figure 2-26c) et Xu et al. [XU06] dans les bandes de cisaillement adiabatique dans un Ti-6Al-4V. La continuité de ces anneaux prouve que ces grains sont légèrement désorientés les uns par rapport aux autres.

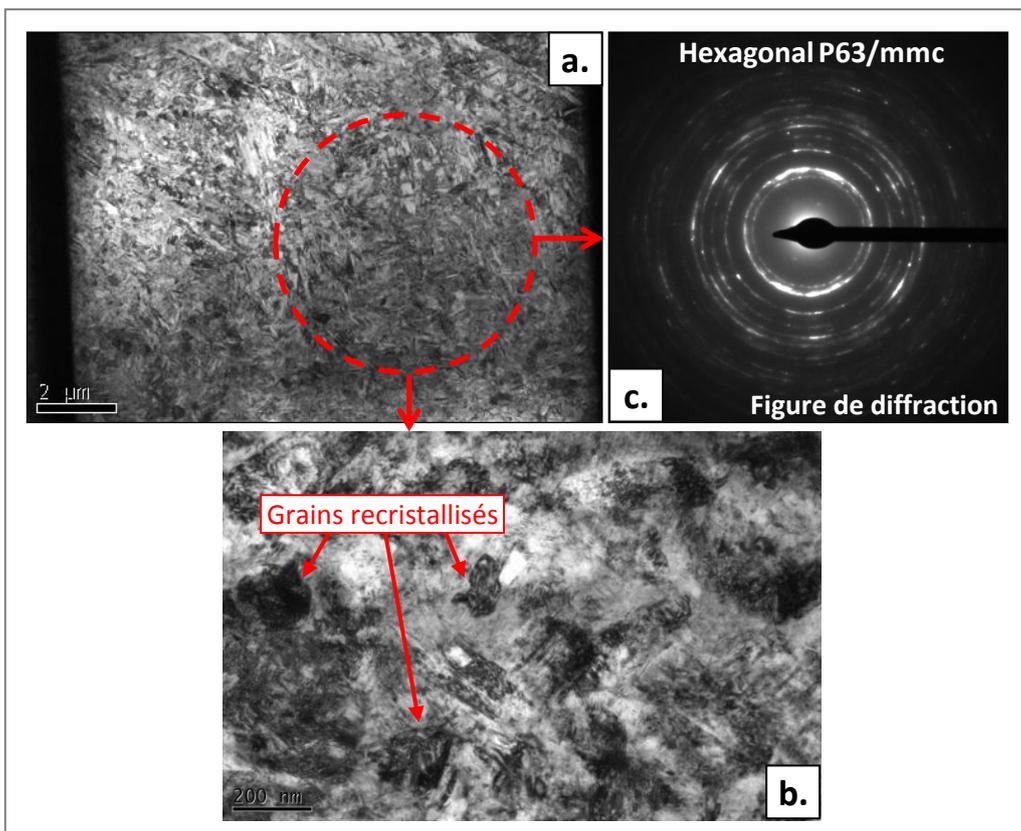


Figure 6-33 : (a.) et (b.) Images MET obtenues à deux grossissements illustrant la structure d'une phase α globulaire déformée à proximité de la surface usinée
(c.) Figure de diffraction réalisée à l'intérieur de la phase α globulaire déformée à proximité de la surface usinée

4.3.5 Etude des couches adjacentes aux couches monophasées : phases lamellaires

La Figure 6-34 présente un grossissement de la zone encadrée par un carré jaune sur l'image HAADF exposée sur la Figure 6-29. Il ressort que cette région était un grain $\alpha + \beta$ lamellaire par comparaison aux images MET exposées précédemment (Figure 6-25). De plus, l'épaisseur des lamelles permet de différencier les deux phases en présence, la phase alpha étant plus épaisse que la phase bêta. Néanmoins, la proximité de cette zone vis-à-vis de la surface usinée a engendré des transformations « métallurgiques » dans ces phases de faibles dimensions. Ainsi, sur la Figure 6-34 les lamelles correspondant aux phases α et β d'origine seront volontairement appelées respectivement phase 1 et phase 2.

La phase 1 comporte une structure principalement composée de macles dont le plan réticulaire (joint de macle) est de type (10-11). Cette accommodation de la déformation selon ce plan de symétrie a été identifiée dans un Ti-6Al-4V constitué de colonies de lamelles α lors d'essais ECAE (Equal Channel Angular Extrusion) par Karaman et al. [KAR05] pour une température de 800°C et une vitesse de déformation d'environ 2 s^{-1} . Dans ce cas, les auteurs expliquent que la formation de macles est attribuée à un niveau de contrainte important et à une déformation en cisaillement supérieure à 1.2 (120%). Ce résultat démontre que lors de l'usinage, des déformations et des contraintes mécaniques intenses ont conduit au maillage des lamelles α appartenant aux grains $\alpha + \beta$ d'origine. De plus, une densité importante de dislocations est repérée à l'intérieur de certaines macles.

Contrairement à cette première phase, la seconde (phase 2) est moins fautée : elle contient une densité de dislocations très faible ce qui permet clairement de la distinguer. Ce résultat est surprenant s'il est confirmé que la phase 2 est de type bêta. En effet, au vue du plus grand nombre de plans de glissement de la structure cubique, la phase 2 devrait être constituée d'une densité de dislocations importante (ou être maillée) ce qui n'est pas le cas ici. Cette phase n'est donc sûrement pas de type bêta comme à son origine.

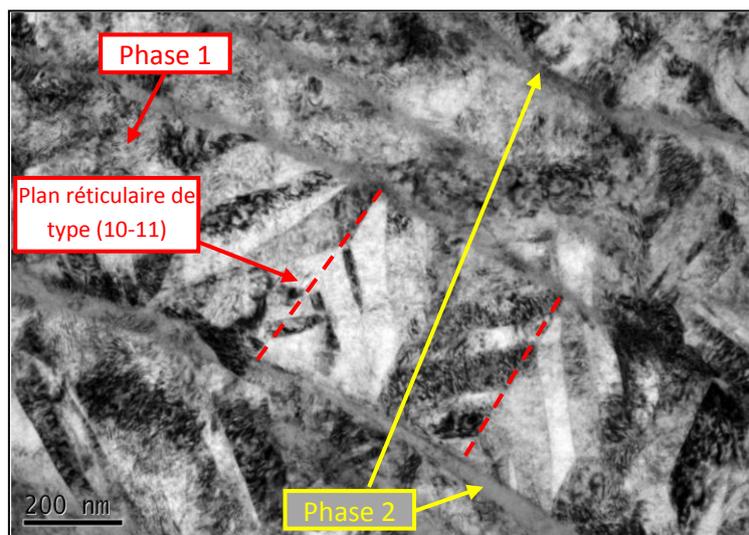


Figure 6-34 : Image MET présentant la microstructure à l'intérieur d'un ex-grain $\alpha + \beta$ lamellaire à proximité de la surface usinée

Afin de déterminer la structure cristallographique de la phase 2, une image HRTEM a été effectuée à l'interface des deux phases comme l'indique la Figure 6-35. La transformée de Fourier réalisée à partir de cette image montre que les structures cristallographiques de ces deux phases sont hexagonales. Concernant la phase 1, cette investigation confirme de nouveau que les lamelles maclées sont de type α . Concernant la phase 2, sa structure non cubique permet de conclure qu'elle n'est pas de type bêta. Comme dans le cas de la discussion concernant les couches monophasées, cette phase hexagonale peut correspondre, pour un Ti-6Al-4V, à une phase α , α' , α_m ou α_2 .

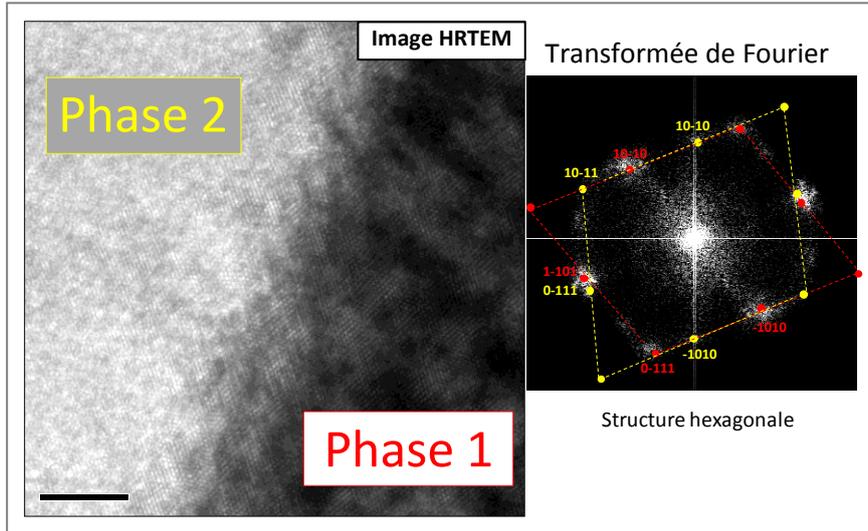


Figure 6-35 : Image MET en mode HRTEM à l'interface entre les phases 1 et 2 et transformée de Fourier correspondante

Un profil de composition chimique traversant cette phase 2 encadrée par une phase 1 a été réalisée selon la Figure 6-36a. Les résultats de l'analyse EDS réalisée au MET sont représentés graphiquement sur la Figure 6-36b et sont synthétisés dans la Table 6-5.

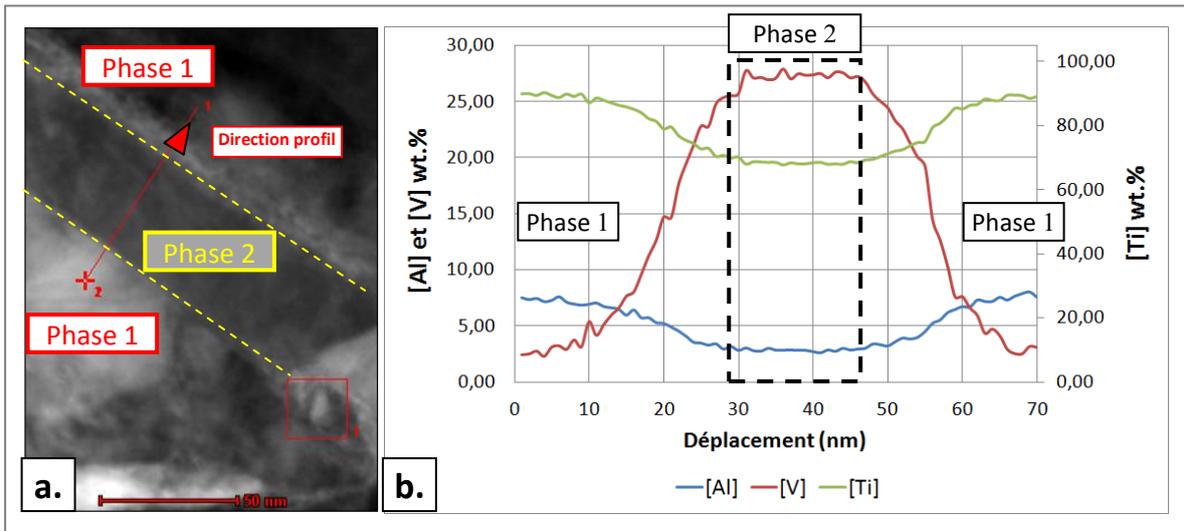


Figure 6-36 : (a.) Image MET montrant le profil EDS réalisé à travers les phases 1 et 2
(b.) Evolution de la composition chimique en masse d'un empilement de lattes phase 1 / phase 2 / phase 1 à proximité de la surface usinée

La composition chimique de la phase 1 est proche de celle de la phase $\alpha_{\text{lamellaire}}$ définie à cœur. Ce résultat confirme que cette phase est de type α . Aucune transformation métallurgique n'est donc intervenue dans cette phase mis à part son maclage mécanique défini ci-avant. De même, la phase 2 a une composition quasiment similaire à la phase $\beta_{\text{lamellaire}}$ à cœur mais présente toutefois un changement de structure cristallographique puisqu'elle passe de cubique à hexagonale. Ce résultat démontre clairement que la lamelle de phase β d'origine a subi une transformation structurale sans diffusion amenant à la formation de la phase hexagonale α' . Par ailleurs, il est important de noter que contrairement au profil réalisé au cœur du lopin (Figure 6-27), le profil dans le cas présent met en évidence une diffusion modérée aux interfaces α/β des grains lamellaires. Ceci prouve que ces grains sont exposés à une température au-delà de $T_f/2$, température toute juste suffisante pour activer la diffusion.

Élément chimique (wt.%)	Phase 1	Phase 2
Ti	89.5 +/- 0.64	68.1 +/- 0.89
Al	7.68 +/- 0.44	2.82 +/- 0.22
V	2.64 +/- 0.63	27.50 +/- 0.91
Fe	0.17 +/- 0.13	1.54 +/- 0.24

Table 6-5 : Composition chimique des phases 1 et 2 lamellaires proches de la couche monophasée et obtenue à partir d'une analyse EDS au MET

Contrairement à la formation de la phase α' dans la couche monophasée, l'apparition de martensite dans les ex-grains lamellaires $\alpha + \beta$ n'a pas suivi un mécanisme similaire. Dans le cas de la couche monophasée, une remise en solution du Ti-6Al-4V au-delà de T_β suivi d'une trempe rapide conduit à la formation de cette phase. Ce mécanisme de remise en solution a entraîné un changement de la proportion des éléments dans les différentes phases, uniformisant sa composition chimique en extrême surface et rendant ainsi possible l'apparition de martensite pauvre en vanadium.

Dans le cas de la transformation des grains lamellaires, il n'y pas eu de remise en solution complète, ni même partielle puisque la composition chimique des lamelles α et β n'a que très peu été modifiée. En supposant que cette transformation ait été induite par une sollicitation thermique, elle a très certainement exposé les grains lamellaires à une élévation modérée de la température et une trempe suffisamment rapide car :

- les temps d'usinage sont très faibles et donc la montée en température rapide
- la couche monophasée ayant subi une trempe rapide, les grains lamellaires adjacents subissent très certainement une trempe suffisamment rapide s'ils sont portés à une haute température ($T > T_f/2$)
- la conductivité thermique du matériau étant faible, son élévation de température reste certainement modeste (T voisine de T_β) au-delà de la couche monophasée.

Dans ces conditions, que la température du transus bêta ait été dépassée ou non, les travaux menés par Williams et Blackburn [WIL67], Lee et Welsh [LEE90] Ahmed et Rack [AHM98] et Jovanovic

[JOV06] qui sont exposés au Chapitre 2 (paragraphe 2.2 et 2.3) démontrent qu'au cours d'une sollicitation uniquement thermique :

- les phases α' et α ne peuvent pas apparaître sans une présence de β_m pour une exposition des grains lamellaires à une température en dessous de T_β
- la phase α ne peut être présente dans de fortes proportions pour une exposition des grains lamellaires à une température au dessus de T_β suivi d'une trempe rapide

Il peut donc être conclu que la transformation des grains lamellaires $\alpha + \beta$ amenant à la formation de la phase α' n'a pu être générée par un traitement thermique. Cette conclusion s'appuie également sur les résultats de composition chimique des phases α lamellaires en extrême surface proche de celle définie à cœur.

Afin d'expliquer cette transformation martensitique à partir d'une phase β riche en vanadium, la bibliographie du Chapitre 2 montre qu'elle peut être initiée par contraintes thermiques (paragraphe 2.2 et 2.3) ou mécaniques (paragraphe 2.5 et 2.7). Ce type de transformation dépend des phases en présence dans le matériau à l'ambiante ou après mise en température et, en particulier, de leur structure cristallographique et leur composition chimique.

La caractérisation chimique des lamelles de phase β à cœur a montré qu'elles étaient riches en vanadium. Cette caractéristique provient du traitement thermique de recuit finalisé par un refroidissement à l'air. Ainsi, selon sa composition et les équations données au Chapitre 2 (paragraphe 1.2.4), cette phase $\beta_{\text{lamellaire}}$ peut être considérée comme métastable. Les équations permettant de classer la nature des alliages en fonction de leurs compositions ($[\text{Mo}]_{\text{eq}}$ et $[\text{Al}]_{\text{eq}}$) définies par Combres sont répertoriées dans la Table 6-6.

Classes d'alliages	Critères	$\beta_{\text{lamellaire}}$ proche de la couche monophasée		$\beta_{\text{lamellaire}}$ à cœur	
		$[\text{Mo}]_{\text{eq}}$	$a + b [\text{Al}]_{\text{eq}}$	$[\text{Mo}]_{\text{eq}}$	$a + b [\text{Al}]_{\text{eq}}$
Alliage α et quasi α	$[\text{Mo}]_{\text{eq}} < 1 + 0.125 [\text{Al}]_{\text{eq}}$	22.7 %	1.3 %	23.1 %	1.5 %
Alliage $\alpha + \beta$	$[\text{Mo}]_{\text{eq}} > 1 + 0.125 [\text{Al}]_{\text{eq}}$	22.7 %	1.3 %	23.1 %	1.5 %
Alliage β riche	$[\text{Mo}]_{\text{eq}} > 6 + 0.5 [\text{Al}]_{\text{eq}}$	22.7 %	7.4 %	23.1 %	7.9 %
Alliage β métastable	$[\text{Mo}]_{\text{eq}} > 10 + [\text{Al}]_{\text{eq}}$	22.7 %	12.8 %	23.1 %	13.8 %
Alliage β stable	$[\text{Mo}]_{\text{eq}} > 27 + [\text{Al}]_{\text{eq}}$	22.7 %	29.8 %	23.1 %	30.8 %

Table 6-6 : Identification de la classe d'alliage de titane représentative de la phase $\beta_{\text{lamellaire}}$ à cœur et à proximité de la couche monophasée

Après que ces calculs aient montré que la phase $\beta_{\text{lamellaire}}$ à cœur peut être considérée comme un alliage β métastable, il faut encore pouvoir définir le mécanisme à l'origine de ce changement microstructural. Ainsi selon la Figure 2-2 construite par Maisonneuve [MAI08] dans le Chapitre 2 (paragraphe 1.2), la proportion d'éléments bêtagènes au sein de la phase bêta lamellaire conduit à une température M_s bien en dessous de la température ambiante. Ainsi, la transformation martensitique observée dans les grains lamellaires n'a pu être obtenue par un chargement

thermique. Par contre, d'après cette même Figure 2-2, ce type de phase β_m est susceptible d'être mécaniquement instable et de produire une phase martensitique α' riche en éléments bêtagènes sous l'effet d'un seul chargement mécanique. Des travaux réalisés par Koul et Breeds [KOU70] sur des alliages bêta métastables Ti-13wt.%Mo et Ti-16wt.%V ont montré des résultats similaires. Il peut donc être supposé que lors de l'usinage, les contraintes mécaniques induites par la coupe dans les sous-couches faiblement affectées par la température ont conduit à la transformation des phases $\beta_{\text{lamellaire}}$ en phases α' riches en vanadium. L'observation des phases alpha adjacentes dans les grains lamellaires et globulaires fortement déformés et peu affectés par la température (présence de macles et/ou d'une forte densité de dislocations et parfois d'une recristallisation) confirme qu'une forte sollicitation mécanique a été induite dans le matériau à l'origine de la transformation structurale de la phase $\beta_{\text{lamellaire}}$.

4.4 Bilan et comparaison avec l'état métallurgique des BCA

L'ensemble des investigations réalisées au MEB, à la microsonde de Castaing et au MET ont montré que :

- des transformations métallurgiques homogènes sous l'effet de la température ont été induites dans les couches monophasées en extrême surface du matériau usiné. Elles se résument à une dissolution complète de la phase α en une phase β de composition optimale laquelle se transforme en phase α' (et possiblement α_m) au refroidissement. Rappelons à cet effet que la dissolution des lamelles α se fait plus rapidement que la dissolution des globules α .
- la taille des grains dans la couche monophasée et des phases α globulaires adjacentes partiellement dissoutes a été modifiée avec l'apparition de grains recristallisés sous l'effet d'un chargement mécanique et thermique important (recristallisation dynamique). Ces grains nanométriques comportent une densité de dislocations et sont désorientés dans la couche monophasée et les phases globulaires α . Il n'a pas été clairement identifié si ces dislocations ont été formées avant et/ou pendant la trempe (transformation martensitique) à partir du domaine β .
- des transformations cristallographiques sans diffusion de la phase $\beta_{\text{lamellaire}}$ de structure cubique, très riche en élément vanadium, en une phase martensitique α' de structure hexagonale et peu fautée ont été induites sous l'effet de contraintes mécaniques et dans une zone peu affectée par la température. Cela sous-entend que la propagation de la chaleur induite par l'écroissage et le frottement de la surface de dépouille de l'outil sur la surface usinée est limitée dans le Ti-6Al-4V par une faible conductivité thermique. En effet, les changements structuraux se font non loin de la couche monophasée. Quant aux phases $\alpha_{\text{lamellaire}}$, elles sont le siège de la formation de macles permettant d'accommoder la déformation induite à basse température sous l'effet de contraintes mécaniques.

Ces changements de l'état métallurgique et cristallographique du matériau en extrême surface par rapport à celui à cœur ont été provoqués à l'origine par des sollicitations mécaniques lors de l'usinage. La vitesse de déformation due à ces contraintes peut atteindre 10^2 à 10^5 s^{-1} selon la Figure 3-6 et l'Annexe 14. Dans le cas du Ti-6Al-4V, la processing map donnée en Annexe 3 montre que les bandes de cisaillement adiabatique apparaissent pour des températures bien en dessous du

transus et pour des vitesses de déformation bien inférieures à 10 s^{-1} . Il est donc possible de générer des BCA lors de l'usinage. De plus, selon les travaux des différents auteurs comme Me-bar et Shechtman [MEB83], Timothy et Hutchings [TIM85], Li et al. [LI05] ou encore Xu et al. [XU06] cités dans le Chapitre 2 (paragraphe 2.7.3), une bande de cisaillement adiabatique est principalement caractérisée par une microstructure recristallisée et un matériau sous forme de couche blanche après attaque chimique. Ainsi, la couche monophasée observée dans cette thèse correspond à des BCA ou à des bandes transformées. Les couches adjacentes (grains globulaire et lamellaire déformés) moins affectées par la température, constituent des bandes dites déformées.

Les microstructures observées dans le cas de l'usinage du Ti-6Al-4V peuvent être comparées à celles trouvées lors d'essais balistiques ou lors d'essais dynamiques à l'aide d'une barre de Kolsky et sont répertoriées dans la Table 2-7. La Table 6-7 présente cette comparaison :

Auteurs	Zone périphérique de la BCA	Intérieur de la BCA	$\dot{\epsilon} \text{ (s}^{-1}\text{)}$	ϵ
[MEB83]	α : microstructure recristallisée β : phase très allongée		$3 \cdot 10^5$	
[GRE85]	α : rangées de dislocations et macles parallèles au plan (1-211) et (0-111) β : rangées de dislocations			
[XU00]	Présence de macles	Macles de taille nanométrique (dimension inférieure à celle de la périphérie de la BCA)	10^3	
[LI05]	Densité de dislocations importante et présence de macles	Densité de dislocations faible et formation de petits grains équiaxes	10^6	
[XU06]		Densité de dislocations importante et formation de macles et de micro-macles, de cellules de dislocations	10^4	
[LAN10]	A $50 \mu\text{m}$: cellule de dislocations dans la phase α A $10 \rightarrow 20 \mu\text{m}$: cellules de dislocations de taille plus faible A proximité de la BCA : grains recristallisés dynamiquement avec faible densité de dislocations	Densité de dislocations importante, formation de grains recristallisés de taille nanométrique et cellules de dislocations en assez grande quantité	$3 \cdot 10^5$	45%
Travaux sur l'usinage de la présente thèse	$\alpha_{\text{lamellaire}}$: formation de macles contenant une densité de dislocations importante avec un plan réticulaire de type (10-11) $\alpha_{\text{globulaire}}$: grains recristallisés dynamiquement d'environ 100 nm contenant une forte densité de dislocations et désorientés	Couches monophasées : grains recristallisés dynamiquement d'environ 250 nm contenant une forte densité de dislocations et des lattes de martensite α' parfois maclées. Ces grains nanométriques sont désorientés	?	?

Table 6-7 : Synthèse des évolutions microstructurales du Ti-6Al-4V obtenues lors de l'usinage et lors d'essais balistiques ou dynamiques à la périphérie et à l'intérieur des BCA

Cette comparaison montre des points communs entre les transformations microstructurales engendrées lors de l'usinage et lors d'essais balistiques ou dynamiques au moyen de barres de Kolsky tels que :

- à la périphérie des BCA : la présence des grains recristallisés (en particulier dans la phase α), de macles et d'une densité de dislocations plus ou moins forte.
- à l'intérieur des BCA : formation de grains recristallisés

La différence majeure est la présence de macles observées par différents auteurs à l'intérieur des BCA alors que, dans les couches monophasées, seules les lattes de martensite se trouvent parfois maclées.

De même, une comparaison entre les transformations métallurgiques (ou encore de phases) à l'intérieur et à la périphérie des BCA peut être établie en utilisant les résultats répertoriés dans la Table 2-8. La Table 6-8 présente cette comparaison :

Auteurs	Zone périphérique de la BCA	Intérieur de la BCA	$\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	ϵ
[MEB83]	Formation de phases α' sous forme de « hachures »		3.10 ⁵	
[GRE85]				
[MUR09]			10 ⁵	
[XU06]	<u>A partir de α</u> : formation de phases α_2		10 ⁴	
[LAN10]	<u>β</u> : formation de phases α' et α'' induites par contrainte mécanique		3.10 ⁵	45%
Travaux sur l'usinage de la présente thèse	<u>$\beta_{\text{lamellaire}}$</u> : formation de phases α' induites par contrainte mécanique	<u>Couches monophasées</u> : formation de phases α' à partir d'une microstructure « duplex »	?	?

Table 6-8 : Synthèse des transformations métallurgiques du Ti-6Al-4V obtenues lors de l'usinage et lors d'essais balistiques ou dynamiques à la périphérie et à l'intérieur des BCA

La formation de phases α' issues de phases β à la périphérie des couches blanches ou monophasées après usinage a aussi été identifiée à la périphérie de BCA par Landau et al. [LAN10] lors d'essais dynamiques. Néanmoins, les investigations réalisées n'ont pas permis de repérer des transformations de type :

- martensitique sous forme de « hachures » répertoriées dans les travaux de Me-bar et Shechtman [MEB83], Grebe et al. [GRE85] et Murr et al. [MUR09],
- ordre-désordre à partir de phases α désordonnées riches en aluminium conduisant à la production de phases ordonnées α_2 .

Des transformations métallurgiques ont été observées au sein des couches monophasées conduisant à l'apparition de phases α' aiguillées. Au vue de la bibliographie réalisée, l'apparition de nouvelles phases au sein d'une BCA n'avait jamais été décelée. Cette singularité provient

probablement de la différence entre les sollicitations thermomécaniques générées dans le matériau lors de l'usinage et celles générées lors d'essais balistiques ou dynamiques au moyen de barres de Kolsky. Dans le premier cas, le frottement intense de la surface du lopin fraîchement usiné sur la face de dépouille d'un outil usé à des vitesses de coupe très rapides génère des sollicitations mécaniques appliquées en surface alors que dans le deuxième cas, il s'agit de contraintes mécaniques appliquées en volume au sein du matériau. Des études bibliographiques complémentaires concernant les anomalies métallurgiques produites dans le Ti-6Al-4V lors d'essais de frottement auraient pu fournir des données comparatives.

5 Evolution de la microstructure et génération des anomalies

5.1 Mécanismes de déformation et transformations métallurgiques

La Figure 6-37 présente une synthèse des différentes étapes de l'évolution de la microstructure et des transformations métallurgiques dans les grains α globulaires et lamellaires $\alpha + \beta$ à proximité de la surface usinée.

Concernant les grains globulaires, les étapes 1 et 4 définissent leur état métallurgique respectivement à cœur du matériau et à proximité de la surface usinée. Les étapes 2 et 3 montrent la recristallisation dynamique à l'intérieur de ces grains, et s'inspirent des travaux menés par Murr et al. [MUR09] concernant l'évolution de la microstructure lors de l'apparition d'une bande de cisaillement présentée en Figure 2-28. Il est ainsi supposé que l'évolution de la microstructure dans les grains globulaires est similaire à la vision de Murr et al. [MUR09]. La formation de ces petits grains d'une centaine de nanomètre conduit à l'augmentation de la dureté du matériau comme définie par la loi de Hall-Petch. L'évolution de ces grains globulaires est liée à l'énergie et à la densité des dislocations introduites par le chargement mécanique. Les durées d'incubation et de transformation sont d'autant plus réduites que le matériau est écroui et que la température est élevée. Rappelons que la recristallisation n'est pas observable en dessous d'un certain écrouissage critique. Par ailleurs, la taille des grains obtenue après recristallisation est d'autant plus faible que les germes sont nombreux.

Concernant les grains lamellaires, les étapes I et IV présentent leur état métallurgique observé respectivement à cœur et à proximité de la surface usinée. Il peut être supposé que les déformations plastiques introduites par la coupe dans le matériau sont telles que des dislocations apparaissent dans les phases α et β . Les contraintes mécaniques associées à ces déformations ont conduit au maclage de la phase α en raison d'un taux de maclage très faible pour le système hexagonal compact et à la création d'une forte densité de dislocations au sein des deux phases lamellaires. Cet état métallurgique du grain lamellaire correspond à l'étape II.

La transition entre l'état métallurgique de l'étape II et celui de l'étape IV n'est pas directe selon certains auteurs. En effet, les travaux d'Ishiyama et al. [ISH93] dans les alliages de titane métastables ou Landau et al. [LAN10] dans les phases β globulaire d'un Ti-6Al-4V (structure α et β globulaire) ont montré que des phases martensitiques α' et α'' pouvaient être induites par une sollicitation mécanique. De plus, Nwobu et al. [NWO82] et Grosdidier et al. [GRO97] ont identifié une chronologie des transformations martensitiques en fonction de l'intensité croissante de la déformation plastique tel que $\beta \rightarrow \alpha'' \rightarrow \alpha'$. L'étape III de transition entre les étapes II et IV consisterait alors en la formation de la phase α'' avant la phase α' . Lors des investigations réalisées au MET, la transformation $\beta \rightarrow \alpha''$ n'a pas été repérée. La probable raison est que la déformation plastique en extrême surface était déjà trop importante pour pouvoir observer cette transformation de phase. Ainsi, en s'inspirant des travaux de Landau et al. [LAN10], une lame mince prélevée à une distance de 20 à 50 μm de la surface usinée pourrait vérifier si cette transformation de phase a vraiment lieu. Cette étape III serait donc à confirmer.

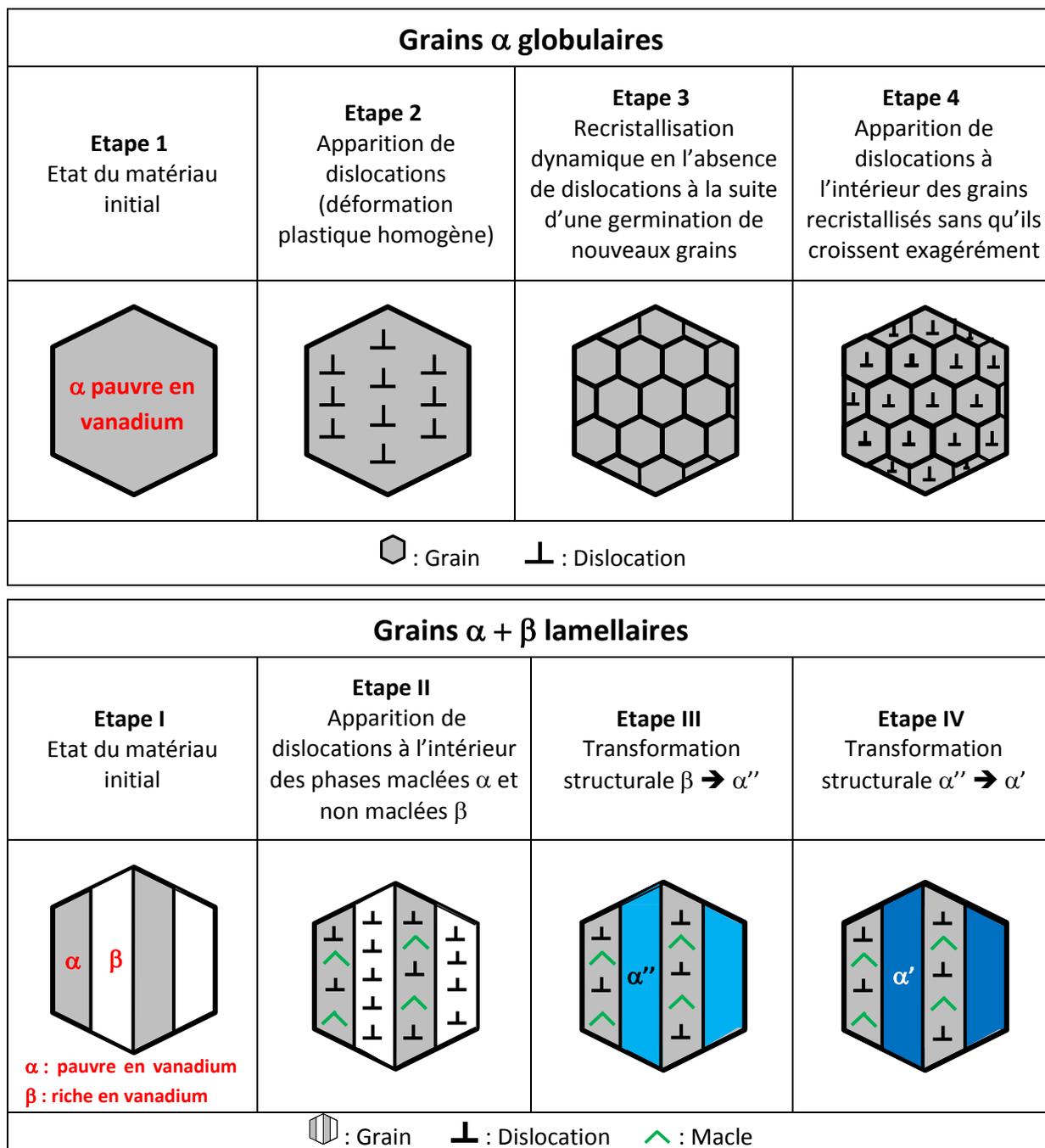


Figure 6-37 : Evolution microstructurale dans les grains globulaires et lamellaires au cours de l'usinage dans une zone du matériau Ti-6Al-4V plus affectée mécaniquement que thermiquement

La chronologie des évolutions microstructurales entre les différents grains globulaires et lamellaires du Ti-6Al-4V n'a pu être définie lors de ces essais. Par exemple, il n'est pas possible de savoir si l'étape 3 du grain α globulaire se déroule avant ou après l'étape III du grain $\alpha + \beta$ lamellaire.

Des investigations réalisées par Xu et al. [XU00] ou Li et al. [LI05] ont permis d'identifier que les bandes déformées sont précurseurs de l'apparition des bandes transformées ou BCA. Sachant que l'état métallurgique des grains globulaires et lamellaires représentés respectivement dans les étapes 4 et IV, est celui d'une bande déformée, il peut être supposé qu'il s'agit des étapes de

transition conduisant à la formation des couches monophasées. Partant de cette hypothèse, la Figure 6-38 présente les différentes évolutions de l'état métallurgique des grains globulaire et lamellaire jusqu'à la génération de cette anomalie dite de couche monophasée.

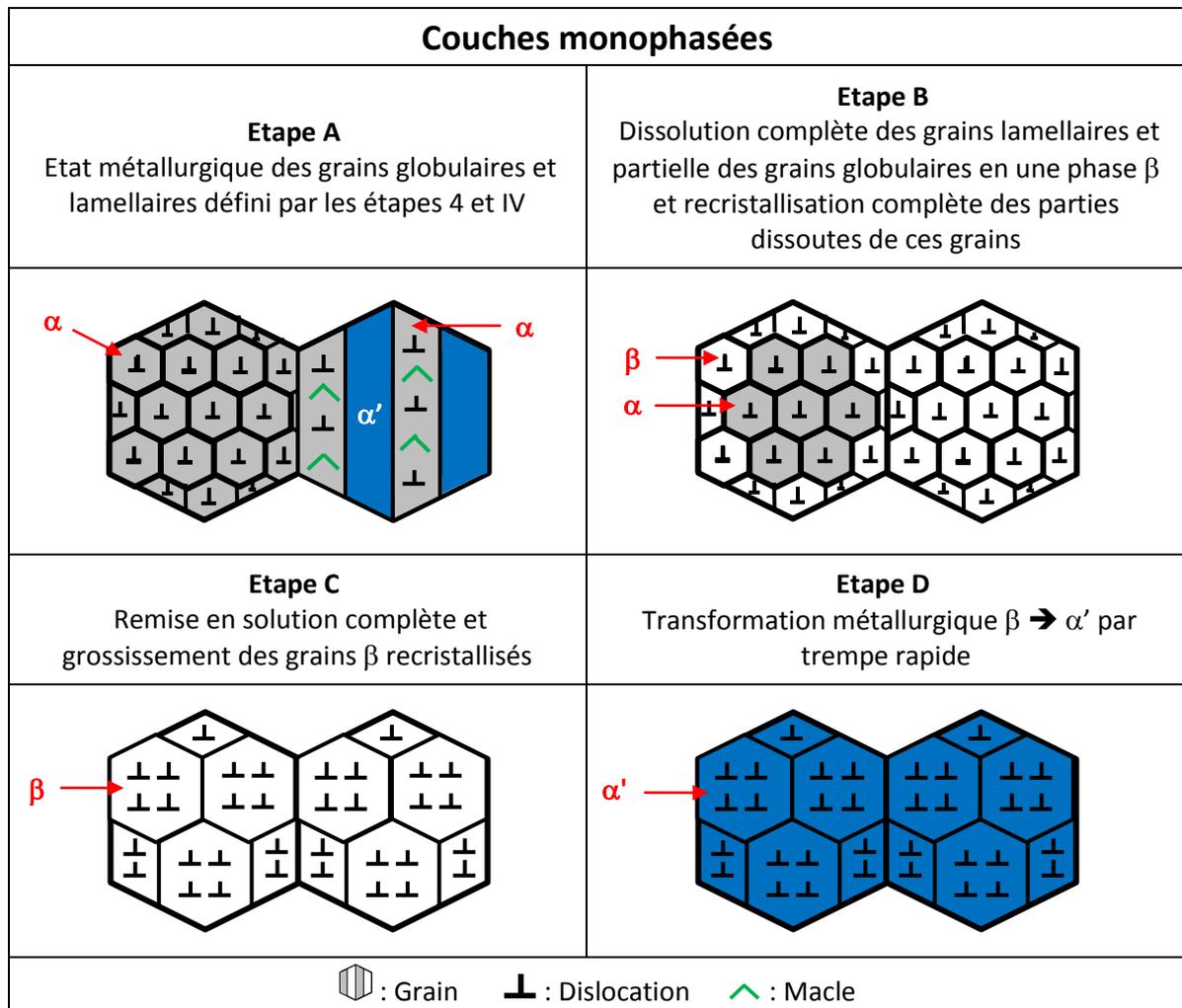


Figure 6-38 : Evolution microstructurale des couches déformées en des couches monophasées au cours de l'usinage dans une zone du matériau Ti-6Al-4V plus affectée thermiquement que mécaniquement

L'étape A présente la situation d'une couche la plus fortement déformée du Ti-6Al-4V lors des investigations MET. L'étape B concerne la dissolution et la déstabilisation complète des phases α' et α présentes dans les grains lamellaires et une dissolution partielle des grains α globulaires recrystallisés. Signalons que les phénomènes de recristallisation se déroulent bien souvent entre 0.4 et 0.5 T_f (500 à 685°C), c'est-à-dire en dessous de T_β . En supposant que cette chronologie soit respectée, il peut être considéré que le phénomène de dissolution des phases α globulaires a pu opérer avant et au cours de l'étape A dans des proportions très faibles.

L'évolution de la proportion de la phase β préférentiellement au niveau des grains lamellaires n'a pas été observée. Néanmoins, l'élongation des grains globulaires, leur dissolution partielle et l'absence de grains lamellaires à l'intérieur de couches monophasées (Figure 6-6b) permet de supposer que l'état métallurgique présenté dans l'étape B est une réalité et peut être

atteint avant trempe. Les différentes évolutions des grains amenant au passage de l'étape A à l'étape B n'a pas été identifié lors des observations MO, MEB comme MET.

La transition de l'étape B à l'étape C concerne la dissolution complète des grains globulaires sous l'effet d'une sollicitation mécanique importante et rapide (haut taux de déformation plastique et vitesse de déformation élevée) conduisant à une élévation de la température locale comme évoqué par Zener et Holloman [ZEN44]. Qui plus est, la conductivité thermique du Ti-6Al-4V étant faible, la propagation de la température en sous-couche est faible conduisant à un fort gradient thermique et à une zone affectée plus mécaniquement que thermiquement en sous-couche. Selon les travaux de Gil et al. [GIL01] présentés au Chapitre 2 (paragraphe 2.2.2), le grossissement des grains du Ti-6Al-4V dans le domaine β est rapide. Ce résultat est confirmé par les investigations MET montrant que la taille des grains recristallisés dans les phases α globulaires passe de 100 nm dans la bande déformée à 250 nm dans les couches monophasées. La vitesse de grossissement des grains est d'autant plus grande que leur taille initiale est faible car la force motrice de ce phénomène est liée au nombre et à la longueur des joints de grains.

La dernière étape D concerne la trempe du matériau. Me-Bar et Shechtman [MEB83] ont évalué la vitesse de refroidissement à 10^7 C/s dans une BCA pour une température de transus de 980°C en utilisant la relation Eq. 2-21 établie par Eckert et Drake [ECK59]. Pour cette vitesse de trempe, si le matériau dans la couche monophasée est entièrement remis en solution comme montré dans l'étape C, la phase β se transforme en phase α' tout en conservant une taille de grain inchangée et égale à 250 nm.

5.2 Vitesse de déformation en cisaillement, vitesse de montée en température et énergie d'activation du phénomène de dissolution

La Figure 6-39a présente une micrographie réalisée selon la direction de coupe de la surface usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.375$ mm/tr pour $L_u = 7.8$ mm. Elle montre l'apparition d'une couche monophasée de quelques micromètres d'épaisseur et d'une couche à grains déformés de plus de $200 \mu\text{m}$ d'épaisseur. L'élongation maximale des grains globulaires α dans la couche déformée est de 2.7 pour une élongation moyenne à cœur de 1.7 (Figure 6-39b). Cette élongation maximale est atteinte dans la sous-couche adjacente à la couche monophasée comportant des grains globulaires α partiellement dissous. Les Figures 6-40a et 6-40b présentent respectivement les cartographies de la longueur (c) de la plus grande diagonale des grains équiaxes et de leur allongement ($\Delta c/c_0$) dans cette direction de coupe pour les mêmes conditions de coupe que celle de la Figure 6-39b. La profondeur de couche affectée par l'augmentation de la plus grande diagonale et de l'allongement des grains est identique à celle de l'élongation des grains. Il peut être alors défini un allongement critique permettant le passage d'une bande déformée à une bande de cisaillement adiabatique. Cet allongement critique est égal voire supérieur à 0.142, soit une déformation vraie (ϵ_1) de 0.13 (13%) conformément à l'Annexe 13 en supposant que la longueur du grain dans la direction perpendiculaire à la surface usinée reste constante ($p = p_0$). En utilisant la relation Eq. 2-20, la déformation critique en cisaillement (γ_1) est de 0.27 (27%). Cette valeur est très inférieure à celles trouvées par Xue et al. [XUE02] et Li et al. [LI05] qui sont respectivement de 3 (300%) et de 6 (600%) à 8 (800%).

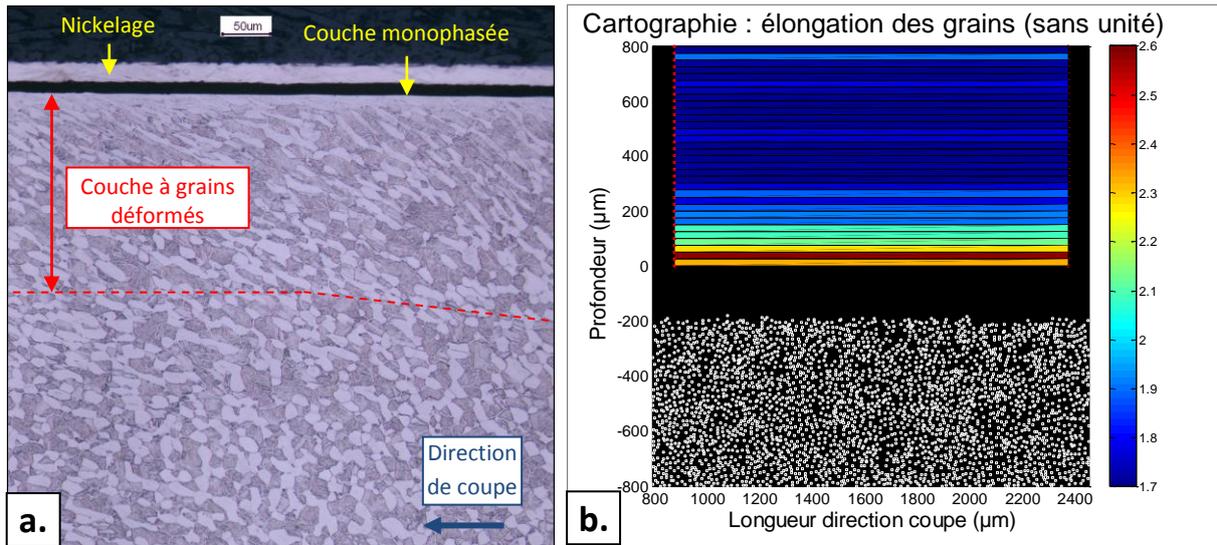


Figure 6-39 : (a.) Micrographie (Gx200) montrant une couche monophasée continue et d'épaisseur uniforme suivie d'une couche à grains déformés selon la direction de coupe et (b.) Cartographie de l'élongation des grains globulaires α en sous-couche de la surface usinée à $V_c=350$ m/min, $f = 0.375$ mm/tr et $Lu = 7.8$ mm

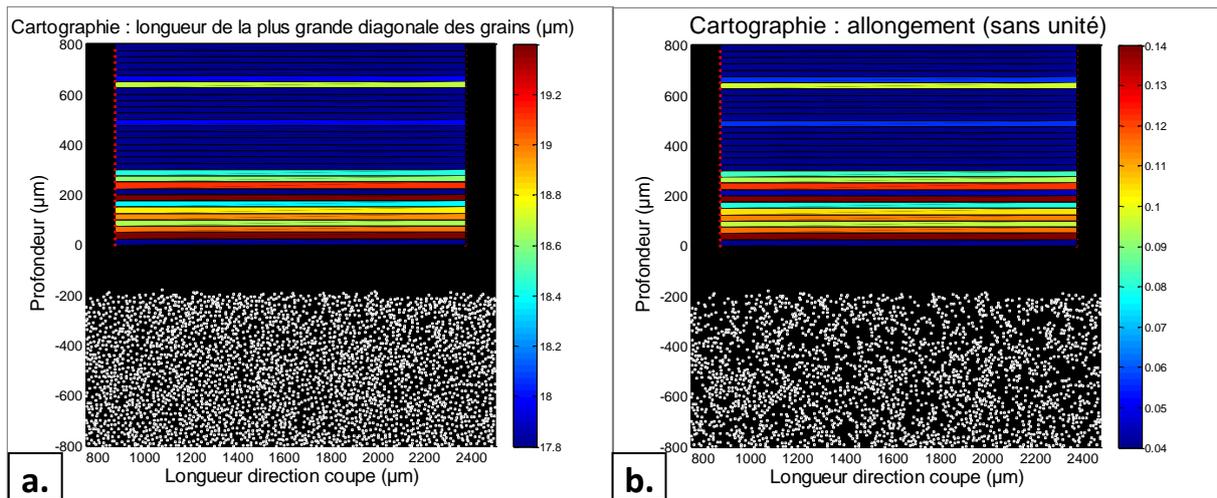


Figure 6-40 : Cartographie de la longueur de la plus grande diagonale des grains globulaires α (a.) et de leur allongement (b.) en sous-couche de la surface usinée à $V_c=350$ m/min, $f = 0.375$ mm/tr et $Lu = 7.8$ mm, selon la direction de coupe

Par l'intermédiaire de la relation Eq. 2-16 et en identifiant que la largeur de la bande de cisaillement (2δ) s'apparente à l'épaisseur de la couche monophasée d'environ $3 \mu\text{m}$ (Figure 6-39a), le temps de montée en température est de $0.36 \mu\text{s}$. En prenant une déformation critique en cisaillement (γ) de 0.27 déterminée précédemment, la vitesse de déformation critique en cisaillement ($\dot{\gamma}$) est de l'ordre de $7.5 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$. Cette valeur est équivalente à celles déterminées lors des travaux réalisés par Xu et al. [XU06] et Murr et al. [MUR09]. Comme évoqué par ces auteurs, la vitesse de déformation critique en cisaillement déterminée mathématiquement est cent fois supérieure à la vitesse de déformation en traction ($\dot{\epsilon}$) obtenue expérimentalement par Xu et al. [XU00], c'est-à-dire entre 1.75 et $2 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$.

La Table 6-9 présente les valeurs du transus bêta du Ti-6Al-4V en fonction des vitesses de chauffe selon les travaux expérimentaux d'Ivashishin et al. [IVA99] et [IVA02], Rhaipu [RHA02] et Markovsky [MAR11] et les travaux de simulation de Robert [ROB08].

Auteurs	\dot{T}_c (°C.s ⁻¹)	T_β (°C)	Microstructure initiale
[IVA99]	20	1030	
	50	1055	
	100	1065	
[IVA02]	5	990	Grains α et β équiaxes (environ 20 μm)
	10	1000	
	20	1012	
	50	1025	
[RHA02]	100	1050	Grains α et β équiaxes (environ 10 μm)
[ROB08]	1000	1090	Grains α et β équiaxes
[MAR11]	400	1120	Grains α et β équiaxes (quelques μm)

Table 6-9 : Synthèse des valeurs de transus bêta (T_β) selon la vitesse de chauffe (\dot{T}_c)

La Figure 6-41 représente ces valeurs de transus bêta en fonction du logarithme en base 10 de la vitesse de chauffe (\dot{T}_c). Il est observé qu'une corrélation linéaire existe entre ces deux paramètres. En utilisant la relation Eq. A-58 établie en Annexe 15, l'énergie d'activation E_a est entre 865 et 989 kJ.mol⁻¹. En prenant en compte que le temps de montée en température dans la couche monophasée est d'environ 0.36 μs et que la température T_β est estimée dans un premier temps à 1200°C, la vitesse de chauffe calculée est d'environ 0.33 10⁸ °C.s⁻¹.

En supposant que les corrélations linéaires indiquées sur la Figure 6-41 se vérifient pour des vitesses de chauffe supérieures à 10⁴ °C.s⁻¹, la température atteinte dans la couche monophasée est comprise entre 1231 et 1241°C. L'utilisation de ces températures de transus afin de déterminer la vitesse de chauffe (\dot{T}_c) n'induit pas une variation importante de cette valeur. Ainsi, en prenant en compte des résultats expérimentaux obtenus par ailleurs par d'autres auteurs, il peut être déduit que localement, la température atteinte au niveau de la surface usinée est bien supérieure à ces valeurs de transus bêta calculées.

Cette température du transus bêta paraît élevée. Néanmoins, aucune étude expérimentale dans la littérature n'a permis de confronter cette valeur de transus bêta calculée à une valeur expérimentale pour la vitesse de chauffe considérée. Des essais de vitesse de chauffe rapide d'éprouvettes en Ti-6Al-4V effectués à l'aide d'une machine de type Gleeble, complétés par des ATD (Analyse Thermique Différentielle) à vitesses variables permettraient de vérifier la véracité de ces résultats.

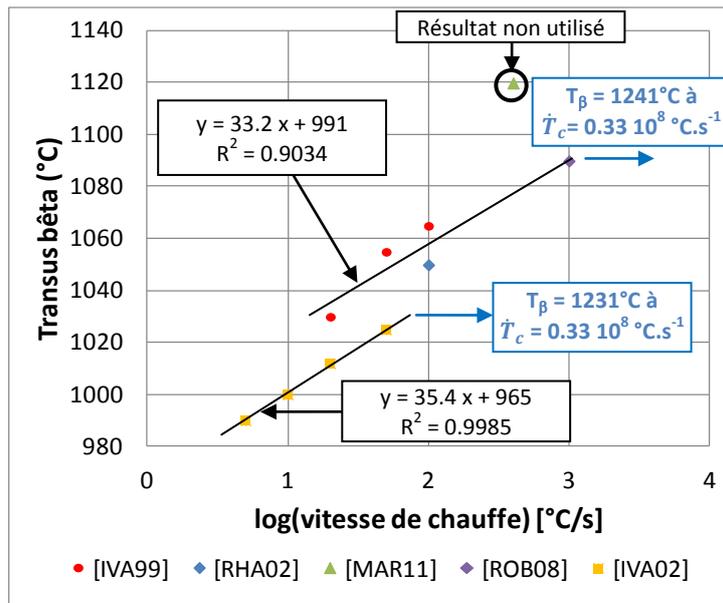


Figure 6-41 : Evolution du transus bêta (T_β) en fonction du logarithme en base 10 de la vitesse de chauffe (\dot{T}_c)

5.3 Anomalies en sous-couche et intégrité matière

L'influence des couches à grains déformés produites lors de l'usinage du Ti-6Al-4V a été étudiée par des partenaires du consortium ACCENT [ACC10]. Il a été démontré qu'une épaisseur de couche à grains déformés supérieure à 50 μm induit un abattement conséquent de la durée de vie en fatigue de la pièce, laquelle pièce est alors rebutée.

Concernant les couches monophasées produites lors de l'usinage du Ti-6Al-4V, des travaux effectués par ces mêmes partenaires du projet ACCENT [ACC10], démontrent que la formation de cette anomalie sur la surface usinée est à proscrire quelle que soit son épaisseur. En effet, cette anomalie conduit à un abattement en fatigue très important, bien plus conséquent que celui observé dans le cas de la couche à grains déformés.

La combinaison de ces deux anomalies a été évaluée lors du projet ManHIRP [FEI05] dans le cas du tournage du Ti-6Al-4V. Il a été en effet démontré qu'un défaut associant couche blanche et couche à grains déformés était l'anomalie la plus préjudiciable vis-à-vis de la tenue en fatigue. Au vu de ces premiers résultats concernant l'abattement en fatigue toute combinaison d'anomalies avec une couche blanche induit une intégrité matière non acceptable. Lors de l'incident de Pensacola en 1996, ce type de combinaison d'anomalies obtenu lors d'un perçage a contribué à l'éclatement prématuré du disque FAN.

Lors des investigations réalisées au MET et à la microsonde de Castaing, aucune trace majeure d'oxygène n'a été repérée. Ceci implique que la quantité d'oxygène dissous est faible écartant tout risque de former du « α case ». Aucun abattement conséquent en fatigue n'est alors attendu contrairement à ceux identifiés par Bache et al. [BAC97] et Biallas et al. [BIA05].

L'ensemble de ces constats permet d'établir la cartographie de l'intégrité matière acceptable présentée en Figure 6-42 en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance et en prenant en compte

uniquement les anomalies métallurgiques. Les épaisseurs de couches à grains déformés générées à $V_c = 200$ m/min et $f = 0.25, 0.375$ et 0.5 mm/tr étant inférieures à $50 \mu\text{m}$, la matière usinée n'induit pas un abattement en fatigue qui conduirait à un rebut de la pièce.

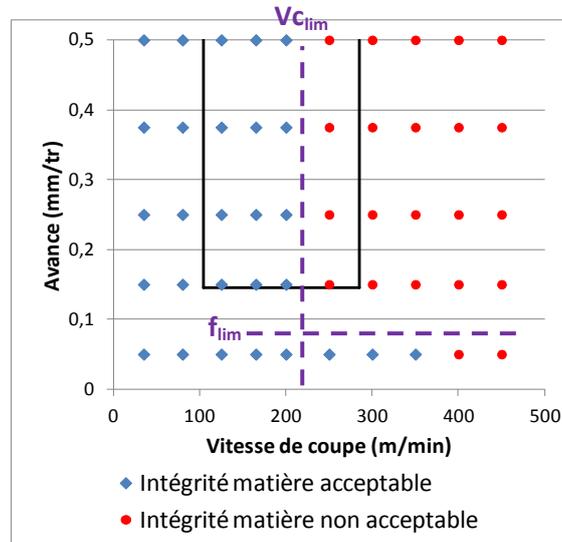


Figure 6-42 : Cartographie de l'intégrité matière en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance

Cette cartographie montre à l'identique des cartographies précédentes qu'une vitesse de coupe et une avance limites (V_{c_lim} , f_{lim}) permettent de border le domaine d'intégrité matière non acceptable. Il est ainsi noté que ce domaine d'intégrité matière non acceptable correspond au domaine 3, établi à partir des cartographies des signaux de surveillance, définies au Chapitre 4 (Table 4-7).

6 Etude des caractéristiques mécaniques des anomalies en sous-couche

De nombreuses techniques de caractérisation mécanique sont utilisées afin de caractériser l'état métallurgique des anomalies. Les plus communément utilisées sont la mesure de dureté et des contraintes résiduelles (en surface et en profondeur). Ces caractérisations vont être appliquées aux sous-couches des anomalies métallurgiques (couches à grains déformés) et combinaison d'anomalies (couche monophasée + couche à grains déformés) afin de déterminer leurs propriétés singulières permettant de les identifier.

6.1 Présentation de l'approche expérimentale

6.1.1 Filiations de dureté

Il existe différentes techniques de mesure de la dureté : la macrodureté (charge supérieure à 2kg), la microdureté (charge entre 2kg et 1g) permettant de caractériser la microstructure d'un matériau et la nanoindentation (charge inférieure à 1g) permettant de caractériser les propriétés mécaniques (H) et élastique (E) d'un grain ou d'une phase. Le choix de la charge est primordial car il définit la taille des diagonales de l'empreinte. Cette dernière doit posséder une taille appropriée afin d'être représentative de la microstructure. La plus grande diagonale d'un grain dans le Ti-6Al-4V étudié étant en moyenne de 25 μm , il a été choisi une charge de 0.5 kg produisant une empreinte dont la diagonale est de l'ordre de 50 μm . De plus, lors d'une filiation de dureté, la distance entre deux empreintes doit être supérieure à trois fois la diagonale d'une empreinte afin de garantir l'indépendance des mesures entre elles. Sachant que la méthode de filiation de dureté est réalisée perpendiculairement à la surface usinée à travers les sous-couches et que la distance entre deux empreintes n'est que de 150 μm , très peu d'indentations peuvent être alors réalisées dans les couches affectées. Par exemple, pour la condition de coupe $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$ où l'épaisseur de la couche à grains déformés est égale à 180 μm , seule une mesure de dureté peut y être effectuée. Des filiations de dureté en diagonale comme illustré sur la Figure 6-43 permettent de maximiser le nombre de points de mesure mais ne permettent pas de les faire à une longueur usinée précise. Le respect d'une distance égale à trois fois la diagonale s'applique aussi entre un bord libre de l'échantillon et une empreinte afin de ne pas effondrer le bord de l'échantillon et ainsi affecter la mesure. Cette recommandation empêche les mesures de dureté des sous-couches affectées en extrême surface et sur de faibles profondeurs (< 50 μm).

Une autre difficulté inhérente aux alliages de titane rend compliquée l'observation d'un gradient de dureté ($\Delta\text{HV}/\Delta Z$) : un écrouissage important ou des transformations de phase du Ti-6Al-4V ne contribue pas à générer des variations importantes de dureté. Ainsi, une empreinte de 50 μm est déjà trop grande car elle va moyenniser la dureté du matériau.

La Figure 6-43 présente un exemple de filiations de dureté réalisées perpendiculairement à la surface usinée et selon la direction d'avance. Dans cet exemple, la charge choisie est de 100 g (pour une empreinte de 25 μm) afin de pouvoir réaliser une première indentation au plus proche de la surface usinée. La droite rouge et verte représentent respectivement les valeurs maximale et minimale de la dureté à cœur du matériau obtenue pour une charge de 100 g ($\text{HV}_{0.1} = 350 \pm 12 \text{ kgf/mm}^2$). Cette valeur moyenne et cet écart type sont les mêmes pour une charge de 500 g.

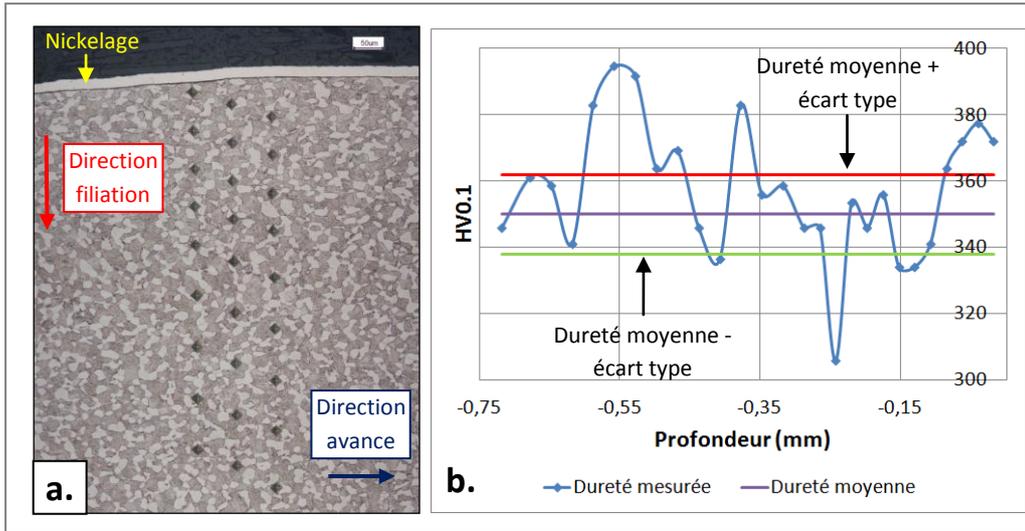


Figure 6-43 : (a.) Micrographie présentant une filiation en diagonale et (b.) Profil de dureté associé réalisé sous 100 g ($V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr)

Les résultats montrent que les variations de dureté sur une profondeur de $750 \mu\text{m}$ sont importantes et désordonnées empêchant toute détermination d'un gradient de dureté et l'identification d'une variation de dureté par rapport à l'écart type mesuré. Cette méthode de mesure de la dureté n'est donc pas appropriée aux anomalies que l'on souhaite caractériser par cette technique expérimentale.

Dans l'objectif de contourner ce problème, les mesures de dureté seront effectuées sur la surface usinée à au moins trois diagonales du bord libre de la coupe métallographique comme le montre la Figure 6-44.

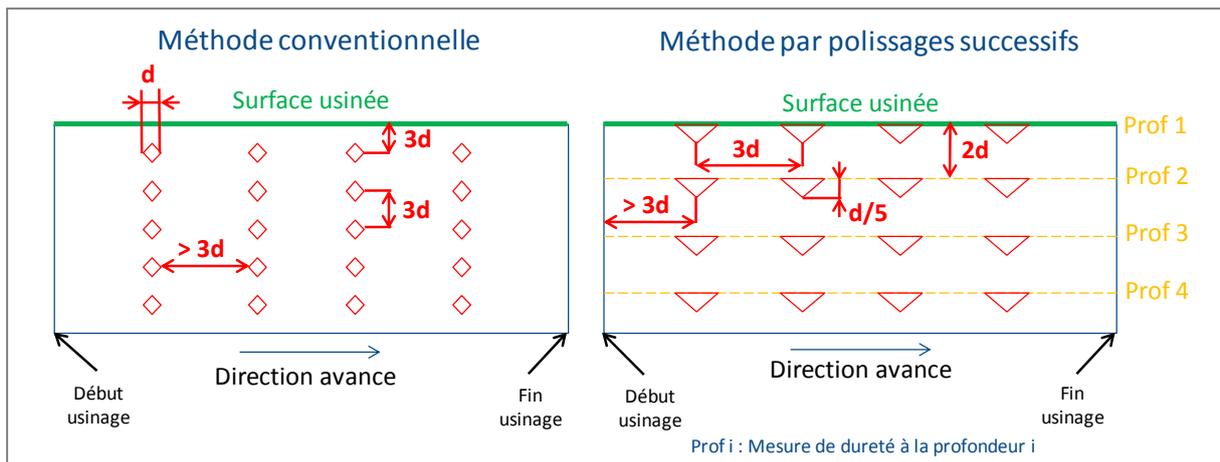


Figure 6-44 : Comparaison entre la méthode conventionnelle et non conventionnelle de la mesure de dureté suivant la profondeur de la couche affectée

Les filiations de dureté sont effectuées sur toute la longueur usinée selon la direction d'avance. A chaque profondeur dans la direction de la profondeur de passe, la surface de l'échantillon est repolie sur quelques micromètres puis attaquée chimiquement au réactif de Kroll. Par l'intermédiaire de ce polissage successif de la surface usinée jusqu'à des profondeurs définies,

une cartographie des duretés dans les sous-couches est établie. Les avantages de cette méthode par rapport à la méthode conventionnelle sont les suivants :

- réalisation des duretés directement dans les sous-couches parallèles à la surface usinée avec une profondeur de l'empreinte dirigée dans la direction de la profondeur de passe,
- caractérisation très fine des sous-couches testées car la profondeur de pénétration d'une empreinte Vickers est égale à environ $1/5^{\text{ème}}$ de la diagonale soit environ $10 \mu\text{m}$ pour une charge de 500 g associée à une diagonale de $50 \mu\text{m}$,
- réalisation de plusieurs filiations sur la longueur usinée dans la direction de coupe pour une même profondeur testée permettant le calcul d'une dureté moyenne et de son écart type en un point donné défini par (Lu, Prof_i).

L'inconvénient principal de cette méthode est le temps de préparation de l'échantillon pour pouvoir réaliser ces profils de dureté, contrairement à la méthode conventionnelle qui ne demande qu'un polissage.

Les échantillons analysés par la méthode non conventionnelle sont les suivants : Vc = 125 m/min et f = 0.25 mm/tr (proche de la limite basse en vitesse de coupe du domaine COM), Vc = 250 m/min et f = 0.25 mm/tr et Vc = 350 m/min et f = 0.375 mm/tr représentatifs respectivement d'aucune anomalie en sous-couches, de couches à grains déformés et d'une combinaison d'anomalies (couche monophasée et couche à grains déformés).

6.1.2 Profils de contraintes résiduelles

Des profils de contraintes résiduelles sont réalisés par la méthode de la diffraction des rayons X (DRX et méthodes des $\sin^2(\psi)$) selon les directions de coupe et d'avance. Les conditions opératoires de cette analyse DRX sont données en Annexe 11. Les zones étudiées sur les trois échantillons correspondent à la position de défauts spécifiques :

- Vc = 125 m/min et f = 0.25 mm/tr
- Vc = 350 m/min et f = 0.15 mm/tr entre Lu = 5 et 7 mm (couche à grains déformés)
- Vc = 250 m/min et f = 0.25 mm/tr entre Lu = 7 et 8.5 mm (couche monophasée et couche à grains déformés)

Dans le cas de l'analyse des contraintes résiduelles, les erreurs de mesure n'étant pas connues (non fournies par Snecma), il est très compliqué de comparer quantitativement ces mesures. Seule, une étude qualitative de l'évolution de ces contraintes résiduelles sera menée.

La largeur du pic de diffraction, donnant une image du niveau de l'érouissage de la matière, a été systématiquement déterminée selon les directions de coupe et d'avance. Le pic de diffraction choisi est le plan {213} de la phase α hexagonale.

6.2 Résultats des mesures de dureté et de contraintes résiduelles

La Figure 6-45 présente une filiation de dureté (HV_{0.5}) effectuée selon la direction d'avance par la méthode non conventionnelle sur la surface usinée à Vc = 125 m/min et f = 0.25 mm/tr (proche de la limite basse en vitesse de coupe du domaine COM). Ce graphe montre que la majorité

des valeurs de dureté se trouve entre les deux lignes noires horizontales représentatives de celles atteintes à cœur ($HV_{0.5} = 350 \pm 12 \text{ kgf/mm}^2$). La courbe « des moindres carrés » de forme polynomiale passant au mieux par l'ensemble des points est centrée sur la valeur moyenne de $355.5 \text{ HV} \pm 10 \text{ kgf/mm}^2$.

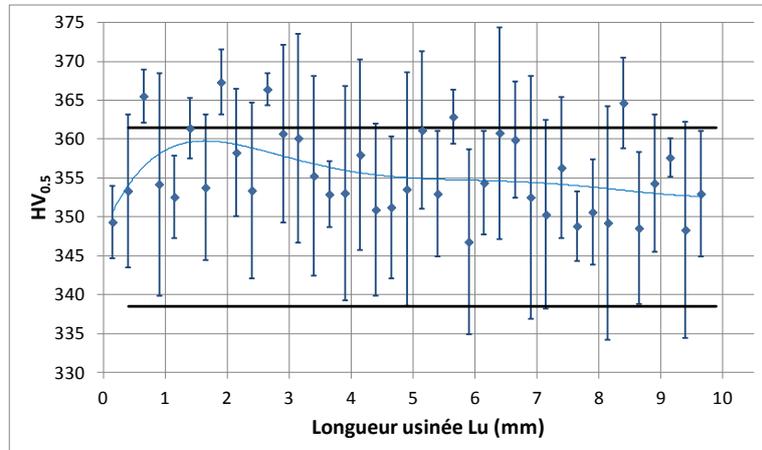


Figure 6-45 : Filiation de microdureté ($HV_{0.5}$) réalisée selon la direction d'avance par la méthode non conventionnelle sur la surface usinée à $V_c = 125 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$

Des profils de contraintes résiduelles selon les directions de coupe et d'avance ont été réalisés sur la surface au centre ($Lu = 5.1 \text{ mm}$) d'un échantillon usiné avec la même condition de coupe que précédemment. Les résultats sont présentés sur la Figure 6-46.

Les contraintes résiduelles mesurées sont en compression dans les deux directions d'investigation. L'évolution des deux profils est identique. Cependant, le profil réalisé selon la direction de coupe présente des valeurs de contraintes résiduelles en compression plus importantes que celui réalisé selon la direction d'avance. La première mesure des contraintes résiduelles est réalisée à $3 \mu\text{m}$ du bord après dissolution chimique de la surface usinée. La valeur initiale des contraintes résiduelles est de -370 MPa selon la direction de coupe et -270 MPa selon la direction d'avance. Une valeur maximale (en valeur absolue) est atteinte à $8 \mu\text{m}$ du bord de la surface usinée (-415 MPa pour la direction de coupe et -350 MPa pour la direction d'avance). La profondeur de la couche en compression est entre 60 et $80 \mu\text{m}$.

La mesure de la largeur du pic de diffraction montre qu'une asymptote est atteinte à partir de $40 \mu\text{m}$ de la surface usinée. Sachant que la surface du matériau est en compression, il peut être supposé que la matière a été écrouie sur une quarantaine de micromètres lors de l'usinage. Néanmoins, cet écrouissage n'a pas été repéré par la mesure de dureté.

La Figure 6-47 présente des mesures de contraintes résiduelles effectuées par Snecma [PAS05] sur deux échantillons en Ti-6Al-4V tournés à $V_c = 60 \text{ m/min}$, $f = 0.2 \text{ mm/tr}$ et $a_p = 1.5 \text{ mm}$ pour l'un et $V_c = 150 \text{ m/min}$, $f = 0.2 \text{ mm/tr}$ et $a_p = 1.5 \text{ mm}$ pour l'autre sous lubrification conventionnelle (4-5 bars) à l'huile soluble. Ces usinages ont été réalisés avec un outil carbure non revêtu de nuance K20. Cette nuance est identique à celle utilisée lors de nos propres essais de tournage. La géométrie de l'outil n'est pas indiquée. Ces conditions opératoires sont alors proches de celles utilisées dans cette thèse mis à part une profondeur de passe trois fois plus importante.

La Figure 6-47 montre des profils proches de ceux présentés sur la Figure 6-46. Les contraintes de compression sont maximales (-300 à -400 MPa) entre 10 et 20 μm de la surface usinée et les profondeurs en compression sont entre 60 et 100 μm . La seule différence notable concerne la valeur des contraintes résiduelles aux abords de la surface usinée qui sont légèrement plus faibles que dans notre cas.

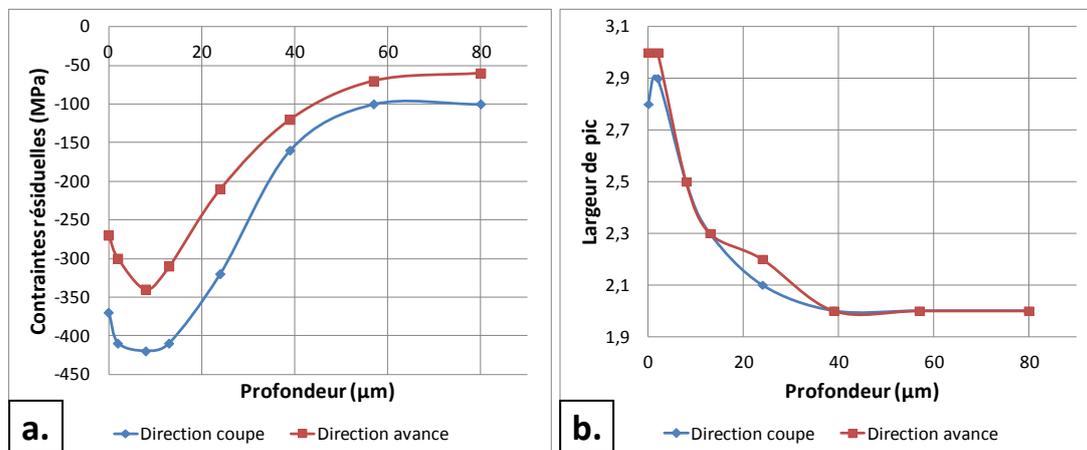


Figure 6-46 : (a.) Profil de contraintes résiduelles et (b.) profil de la largeur du pic de diffraction dans la sous-couche de la surface usinée à $V_c = 125 \text{ m/min}$, $f = 0.25 \text{ mm/tr}$ et $a_p = 0.5 \text{ mm}$ selon les directions de coupe et d'avance

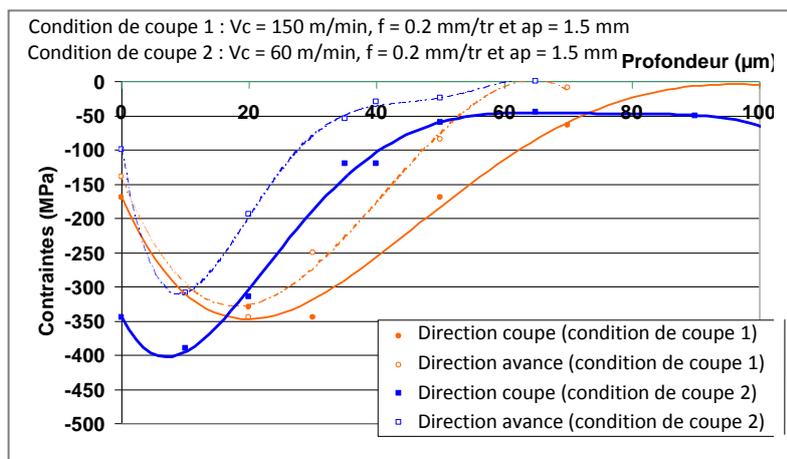


Figure 6-47 : Profil de contraintes résiduelles dans les sous-couches du Ti-6Al-4V tourné selon deux conditions de coupe différentes avec un outil carbure de nuance K20 non revêtu [PAS05]

Nos profils de contraintes résiduelles déterminés pour $V_c = 125 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$ sont donc cohérents avec les résultats antérieurs de Snecma malgré une profondeur de passe plus importante. Sachant qu'aucune anomalie n'a été repérée dans les sous-couches de la surface usinée à $V_c = 125 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$, le profil de contraintes résiduelles présenté sur la Figure 6-46 peut être considéré comme un référentiel. Toute déviation importante par rapport à ce profil type sera alors considérée comme anormale et on supposera qu'une anomalie a été générée.

Des filiations de dureté ($HV_{0.5}$) ont été réalisées selon la direction d'avance par la méthode non conventionnelle sur la surface usinée à $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$. Dix profondeurs ont

été réalisées. La Figure 6-48 expose six des dix profils de dureté. Par soucis de lisibilité, les écarts types des différentes mesures de dureté n'ont pas été représentés. Sachant qu'à partir de $L_u = 8.5$ mm, la surface s'est effondrée en fin d'usinage, les premières profondeurs atteintes ne permettent pas de réaliser des essais de dureté sur toute la longueur usinée.

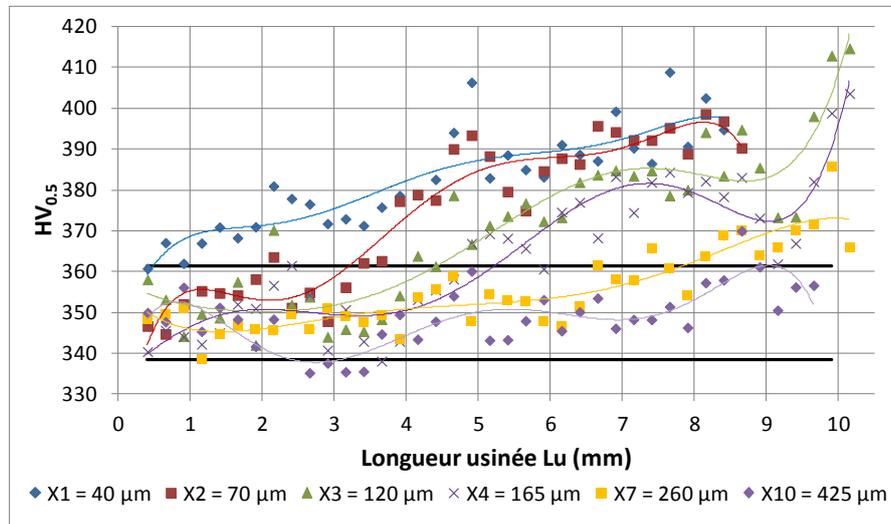


Figure 6-48 : Filiation de micro-dureté réalisée selon la direction d'avance par la méthode non conventionnelle sur la surface usinée à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr pour différentes profondeurs X_i

Une cartographie présentant ces duretés est présentée sur la Figure 6-49. Il est noté que dès le début de l'usinage, la sous-couche à proximité de la surface usinée possède une dureté légèrement supérieure à $362 HV_{0.5}$, c'est-à-dire supérieure à la dureté à cœur. La profondeur de cette couche affectée est d'environ $40 \mu m$. A partir d'une longueur usinée de 3.5 mm, la profondeur affectée augmente progressivement au cours de l'usinage jusqu'à atteindre $350 \mu m$ en fin d'usinage. La ligne rouge sur la cartographie de dureté définit la séparation entre les sous-couches affectées par l'usinage et celles qui ne le sont pas. La dureté mesurée en extrême surface de l'échantillon augmente au fur et à mesure de l'usinage jusqu'à atteindre un maximum de $420 HV_{0.5}$ en fin d'usinage, ce qui pour le Ti-6Al-4V est une augmentation marquée de la dureté par rapport à $350 HV_{0.5}$ au cœur du lopin.

La Figure 6-50 expose les résultats des mesures de contraintes résiduelles effectuées sur l'échantillon usiné à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr pour L_u compris entre 7 et 8.5 mm. Les investigations montrent que les contraintes résiduelles sont de compression sur plus de $500 \mu m$ de profondeur ce qui est $150 \mu m$ supérieurs aux sous-couches affectées par la dureté. La valeur initiale des contraintes résiduelles est de -370 MPa selon la direction de coupe et de -680 MPa selon la direction d'avance. Contrairement à la condition de coupe au sein du domaine COM, les contraintes résiduelles de compression mesurées selon la direction de coupe sont moins importantes que celles mesurées selon la direction d'avance. Il se pourrait que le polissage électrochimique sur une profondeur de quelques microns suffise pour supprimer les fortes contraintes de traction en extrême surface où sont générées les couches monophasées.

La mesure de la largeur du pic de diffraction montre qu'une asymptote est atteinte à partir de 300 à $350 \mu m$ de la surface usinée. Sachant que les sous-couches présentent des contraintes

résiduelles de compression, il peut être supposé que la matière a été écroûie sur près de 350 μm vers la fin de l'usinage.

Les profondeurs affectées définies par analyse d'images (Figure 6-16), par la dureté (Figure 6-49) et par les contraintes résiduelles (Figure 6-50) sont équivalentes.

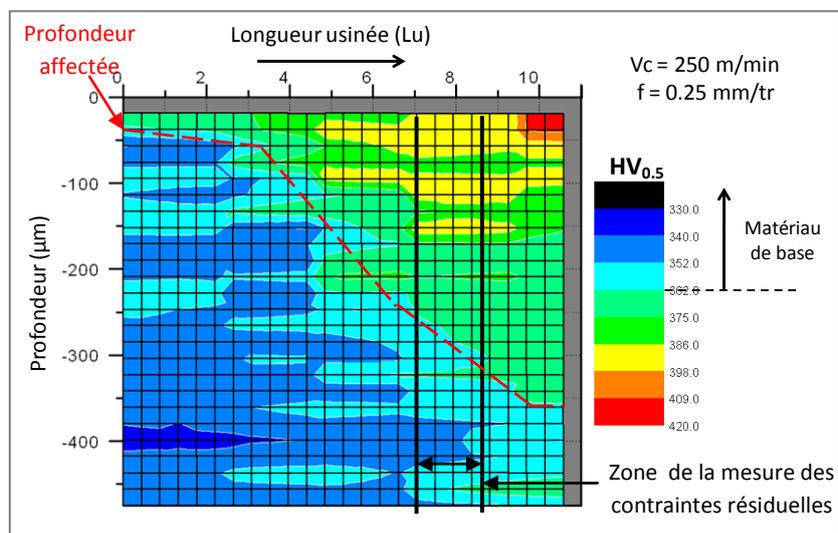


Figure 6-49 : Cartographie de dureté des sous-couches de la surface usinée à $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$ construite à partir des résultats illustrés sur la Figure 6-48

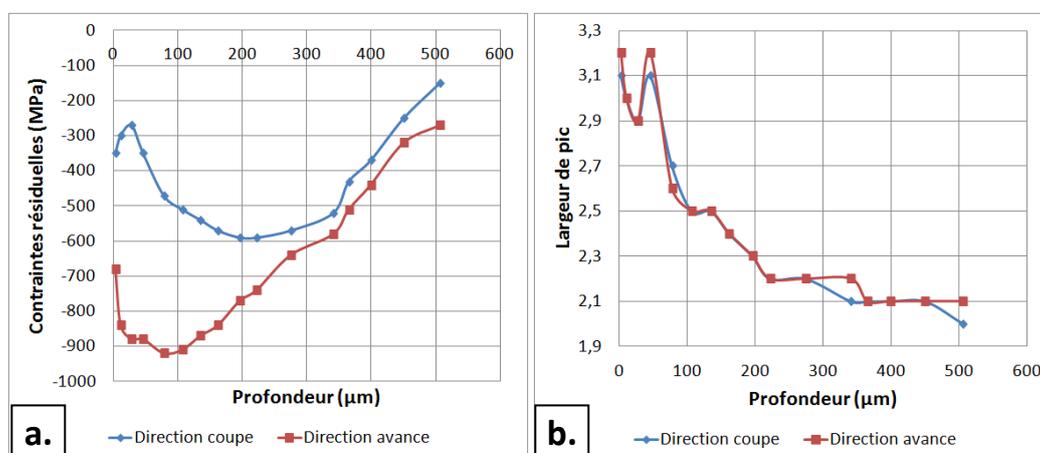


Figure 6-50 : (a.) Profil de contraintes résiduelles et (b.) profil de la largeur du pic de diffraction dans la sous-couche de la surface usinée à $V_c = 250 \text{ m/min}$, $f = 0.25 \text{ mm/tr}$ et $a_p = 0.5 \text{ mm}$ selon les directions de coupe et d'avance

L'augmentation notable de la dureté en extrême surface ainsi que l'accroissement de la profondeur des sous-couches affectées par une dureté plus importante qu'à cœur à partir de 3.5 mm sont liés avec l'accroissement de la déformation plastique (écroûissage) et à l'épaisseur des couches à grains déformés mais aussi à la diminution de l'aire des grains α globulaires (Figure 6-15). Ce phénomène de diminution de l'aire des grains globulaires α (dissolution partielle) se déroulant pour des températures supérieures à celle de la recristallisation, l'augmentation de la dureté correspond très certainement à la recristallisation dynamique des grains α globulaires générée en partie

mécaniquement. Dans les couches plus profondes, mis à part cette recristallisation des grains globulaires, la transformation de lamelles β en α' , sous l'effet mécanique, peut contribuer à l'élévation de la dureté. Les fortes contraintes résiduelles de compression atteintes à proximité de la surface usinée attestent que de fortes sollicitations mécaniques ont été induites dans les sous-couches du matériau et que l'effet thermique y est bien moins présent. Par contre, la limite correspondant aux grains globulaires recristallisés et celle des grains lamellaires transformés n'ont pu être identifiées par les observations au MEB.

La Figure 6-51 présente la cartographie de dureté de l'échantillon usiné à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr. Il est noté que jusqu'à $Lu = 5$ mm, la valeur ainsi que l'évolution des gradients de dureté sont similaires à ceux obtenus vers la fin de l'usinage pour $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. Au-delà de cette longueur usinée, la profondeur des sous-couches affectées par une dureté plus importante stagne comparativement à la condition de coupe précédente présentée en Figure 6-49. Egalement, la valeur de la dureté à proximité de la surface usinée décroît jusqu'à une profondeur d'environ $70 \mu\text{m}$ en fin d'usinage. En effet, après une profondeur de $70 \mu\text{m}$, la dureté augmente avant de diminuer à nouveau en fonction de la profondeur entre $Lu = 5$ mm et $Lu = 10.2$ mm (Zones Z2 + Z3 sur la Figure 6-18)

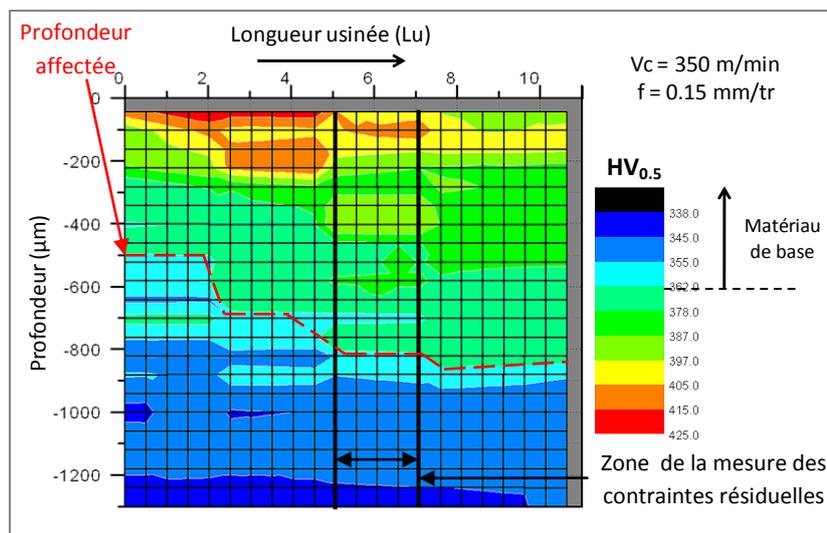


Figure 6-51 : Cartographie de dureté des sous-couches de la surface usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr

La Figure 6-52 expose les résultats des mesures de contraintes résiduelles effectuées sur l'échantillon usiné à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr pour Lu compris entre 5 et 7 mm. Les contraintes résiduelles sont en quasi-totalité de compression sur plus de $1000 \mu\text{m}$ de profondeur ce qui est de $200 \mu\text{m}$ supérieurs à celle affectée par la dureté. Il est à noter que la valeur initiale des contraintes résiduelles dans la direction de coupe, après une dissolution chimique de $3 \mu\text{m}$ est légèrement en traction. Jusqu'à une profondeur de $40 \mu\text{m}$, les contraintes résiduelles dans la direction de coupe sont faiblement de traction, suggérant que la fine couche monophasée est bien en traction. L'épaisseur de cette couche est bien trop fine pour confirmer ce résultat.

La mesure de la largeur du pic de diffraction montre qu'une asymptote est atteinte à partir de $800 \mu\text{m}$ de la surface usinée, correspondant à la profondeur affectée par la dureté. Sachant que

les sous-couches présentent des contraintes résiduelles de compression, il peut être supposé que la matière a été écrouie sur 800 μm pour Lu compris entre 5 et 7 mm.

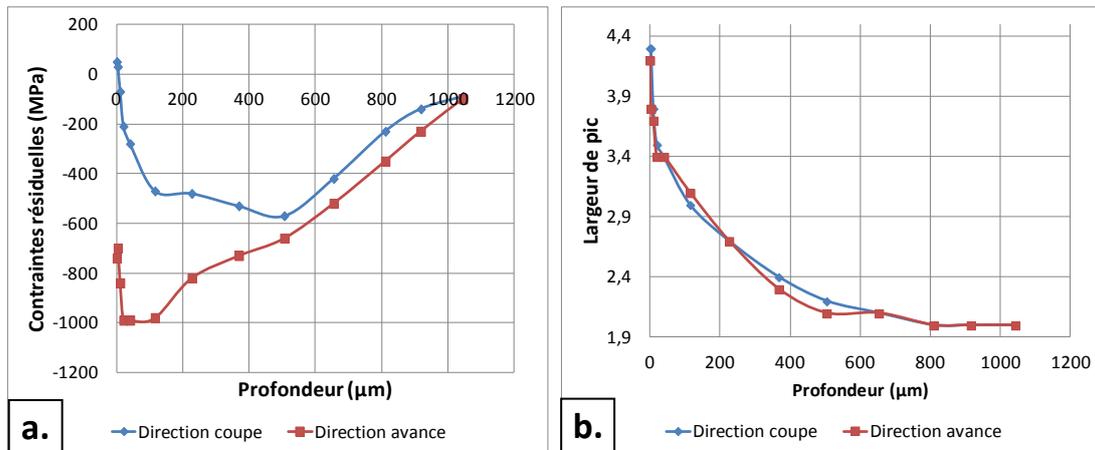


Figure 6-52 : (a.) Profil de contraintes résiduelles et (b.) profil de la largeur du pic de diffraction dans la sous-couche de la surface usinée à $V_c = 350 \text{ m/min}$ et $f = 0.15 \text{ mm/tr}$ et $a_p = 0.5 \text{ mm}$ selon les directions de coupe et d'avance

La baisse de la valeur de la dureté en extrême surface à partir de $Lu = 5 \text{ mm}$ correspond à la zone de stabilisation de la déviation de surface signalée par la première rupture de pente (Figure 5-1b) et à la formation de couches monophasées dont les épaisseurs peuvent atteindre jusqu'à 15 μm . De plus, des zones pouvant atteindre 50 μm de profondeur dont la structure des grains lamellaires est difficile à distinguer sont observées sur la coupe micrographique présentée en Annexe 9. Ainsi, deux explications peuvent rendre compte de la baisse de la dureté sur des profondeurs de 50 à 100 μm à partir de $Lu = 5 \text{ mm}$:

- grossissement en extrême surface des grains recristallisés dans les globules α comme observé lors de l'étude des couches monophasées dans le paragraphe 4.3.3 de ce chapitre,
- formation de la phase α'' issue de la transformation martensitique de la phase β des grains lamellaires par un chargement mécanique comme supposé dans le paragraphe 6.5.1. Rappelons que cette phase α'' est réputée moins dure que la phase α' et la phase α .

L'observation de faibles contraintes résiduelles de compression voire légèrement de traction en extrême surface selon la direction de coupe peut s'expliquer par :

- la formation de la phase α' de structure hexagonale dans la couche monophasée et dans les phases $\alpha + \beta$ lamellaires
- l'effet prépondérant de la thermique par rapport à l'effet mécanique en extrême surface amenant à la formation de couches monophasées.

7 Corrélations entre les signaux des moyens de surveillance et les anomalies

Après avoir étudié séparément les signaux des moyens de surveillance au Chapitre 4 et les anomalies générées dans la matière aux Chapitres 5 et 6 ce paragraphe s'attache à déterminer les corrélations entre signaux de surveillance et l'ensemble des anomalies observées durant cette thèse. Dans un premier temps, une étude qualitative va être effectuée permettant de définir :

- Les relations entre les anomalies métallurgiques en sous-couche et les défauts géométrique et de surface.
- Les corrélations qualitatives entre les morphologies des signaux de surveillance et les anomalies à l'aide des cartographies établies dans les chapitres précédents.

Dans un second temps, une étude quantitative contribuera à définir les relations entre des paramètres microstructuraux de certaines anomalies, en particulier la profondeur de couche affectée et les signaux de surveillance.

7.1 Etude qualitative

7.1.1 Anomalies en sous-couche et défauts géométrique et de surface

Les investigations réalisées dans les chapitres précédents ont montré que les anomalies géométrique, de surface ou métallurgique en sous-couche n'apparaissent pas de façon indépendante mais sont interdépendantes, justifiant la notion de combinaison ou de succession d'anomalies. En effet, l'analyse des couches à grains déformés montre que pour la condition de coupe $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr, la profondeur affectée par des modifications microstructurales, augmente brusquement pour $L_u \geq 4$ mm comme observé sur les Figures 6-14 et 6-15. Ces évolutions microstructurales coïncident avec l'apparition du défaut de déviation de surface (Figure 5-25). De plus, le défaut majoritairement observé sur la surface usinée est de type « finger », produit par le phénomène de tartinage.

Ce même constat est fait sur la surface usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr dans la zone Z1 dont l'évolution des paramètres microstructuraux est présentée sur la Figure 6-18. De plus, il est noté que la profondeur de la couche affectée augmente jusqu'à se stabiliser après que le profil de la surface usinée ait atteint un plateau. Dans cette région, un tartinage de matière important se produit sur la surface comme montré en Figure 5-17 et des couches monophasées apparaissent en continue atteignant leur épaisseur maximale un peu avant l'effondrement de la matière comme indiqué sur la coupe micrographique en Annexe 9.

Ces résultats montrent que les « fingers » sur la surface usinée sont révélateurs en sous-couche de la formation de couches à grains déformés alors qu'un recouvrement de matière important sur la surface usinée est caractéristique en sous-couche d'une association d'anomalies : couche monophasée et couche à grains déformés. L'apparition du défaut de déviation de surface coïncide, quant à lui, avec la formation de sous-couches affectées. Ainsi, il est possible d'identifier qualitativement la formation d'anomalies en sous-couche par l'intermédiaire de défauts géométrique ou de surface qui sont repérables par observation à la binoculaire ou par contrôle non destructif.

Le Chapitre 5 traitant des défauts géométrique et de surface a montré que la déformation et la rotation de l'outil conduisait à la génération du défaut de déviation de surface et au phénomène de talonnage de l'outil sur la matière fraîchement usinée. Ainsi, la diminution de la profondeur de passe jusqu'à sa stabilisation signalée par le plateau du profil usiné correspond aux profondeurs affectées en sous-couche les plus grandes et aux défauts les plus sévères (couches monophasées) mais aussi aux zones de frottement les plus intenses. La formation de couches monophasées macroscopiquement comparables aux bandes de cisaillement adiabatique trouvées dans les copeaux au niveau de la zone de cisaillement secondaire prouve que des interactions de même nature ont lieu entre la matière fraîchement usinée et la face de dépouille de l'outil. Les sous-couches à grains déformés correspondent à la partie thermiquement la moins affectée avant l'apparition du plateau révélateur des couches monophasées et justifient que le frottement y est moins intense ne produisant que des « fingers » sur la surface usinée.

7.1.2 Corrélations entre signaux de surveillance et anomalies

Un bilan des cartographies d'anomalies et de morphologies des signaux est présenté sur la Figure 6-53.

Il est noté que pour l'ensemble des cartographies d'anomalies, la majorité des défauts d'ampleur et de sévérité conséquentes est obtenue dans un domaine de conditions de coupe délimité par $V_{c_{lim}}$ et f_{lim} complété par les conditions de coupe $V_c = 400$ et 450 m/min, $f = 0.05$ mm/tr.

Concernant le défaut de déviation de surface, l'ensemble des signaux de surveillance permet de le détecter. Rappelons que ce défaut est lié au « talonnage » de l'outil sur la surface fraîchement usinée. Dans le Chapitre 5, ce phénomène a été déduit par l'intermédiaire de deux signaux : l'effort radial (Fr) et le déplacement selon la direction de coupe (Dc) comme indiqué Figure 5-25.

Les bavures étant de la matière déformée en fin d'usinage, elles peuvent être traitées comme des couches à grains déformés sans formation de couches monophasées. L'observation de la cartographie de cette anomalie montre qu'une corrélation forte existe avec la morphologie de type C de l'effort de coupe (Fc) et du déplacement (Dc) et partiellement avec l'effort radial (Fr). Ce constat va dans le sens des conclusions précédentes où le phénomène de talonnage (et par conséquent l'effort radial) favorise la production de couches à grains déformés sur des distances de plus en plus grandes. Pour des contraintes thermomécaniques toujours plus importantes, les couches monophasées étant l'anomalie qui succède aux couches à grains déformés, sa cartographie ne permet pas de réaliser des corrélations simples avec les cartographies des signaux de surveillance. Sachant que les couches monophasées sont générées plus particulièrement dès que les profils usinés atteignent un plateau et que la variation de l'effort radial suit ce profil, il peut être conclu qu'il existe une corrélation indirecte entre le signal de l'effort radial et les couches monophasées.

Concernant les replis, les raisons de leur formation n'ayant pas été identifiées précisément, aucune corrélation entre ce défaut et les signaux de surveillance ne peut être effectuée.

L'étude qualitative de ces cartographies a conduit à identifier que le signal de l'effort radial est corrélé directement ou indirectement avec les anomalies géométriques, de surface ou en sous-couche. Le prochain paragraphe consiste à déterminer les corrélations quantitatives entre les signaux de surveillance et les anomalies à l'aide de l'effort radial.

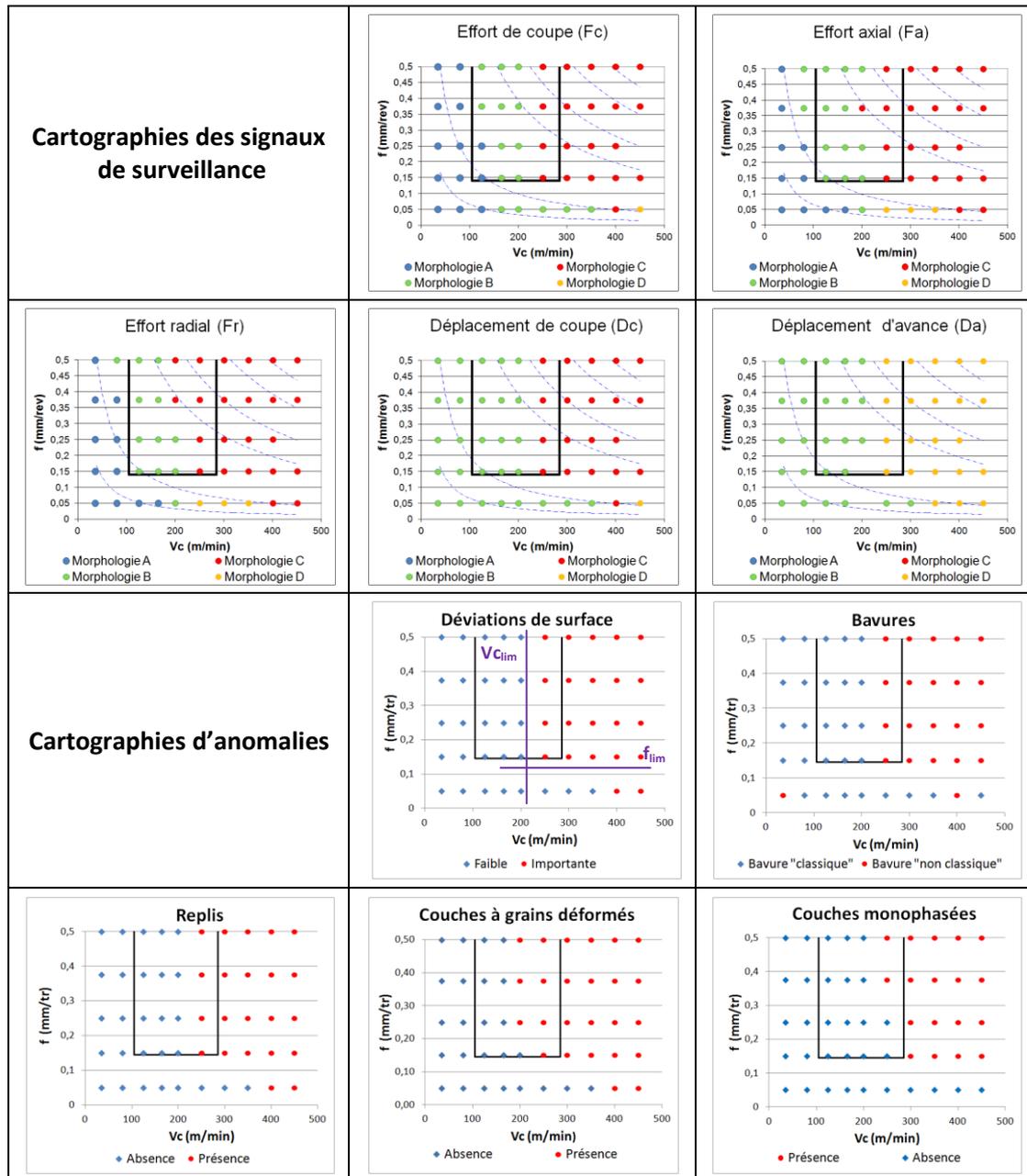


Figure 6-53 : Bilan des cartographies d’anomalies et de morphologies des signaux de surveillance

7.2 Etude quantitative

L’étude quantitative a été réalisée à partir des anomalies en sous-couche de type couches à grains déformés ou association de couches monophasées avec des couches à grains déformés.

Afin de définir la profondeur de la couche affectée (PA), les cartographies de dureté ont été utilisées pour les conditions de coupe $V_c = 200$ m/min, $f = 0.375$ mm/tr (Figure 6-55) et $V_c = 250$ m/min, $f = 0.25$ mm/tr (Figure 6-49). Dans le deuxième cas, les profondeurs de couches à grains déformés déterminés par analyse d’images ont été extrapolées à partir de la Figure 6-16.

Il a été supposé que les anomalies générées dans les sous-couches étaient réalisées au niveau de la pointe de l’outil avec la profondeur de passe maximale ($a_p = 0.5$ mm). Ainsi, comme

indiqué sur la Figure 6-53, les corrélations entre l'effort radial et la profondeur des couches affectées sont effectuées entre les points B et C afin d'avoir l'outil entièrement en prise dans la matière lors de l'usinage. Sachant que la plaquette ronde a un diamètre de 5 mm et que la profondeur de passe est de 0.5 mm, la distance entre l'entrée de l'outil et son entrée totale dans la matière est de 1.5 mm. Ainsi, seuls les 8.7 premiers millimètres de la surface usinée pourront être exploités.

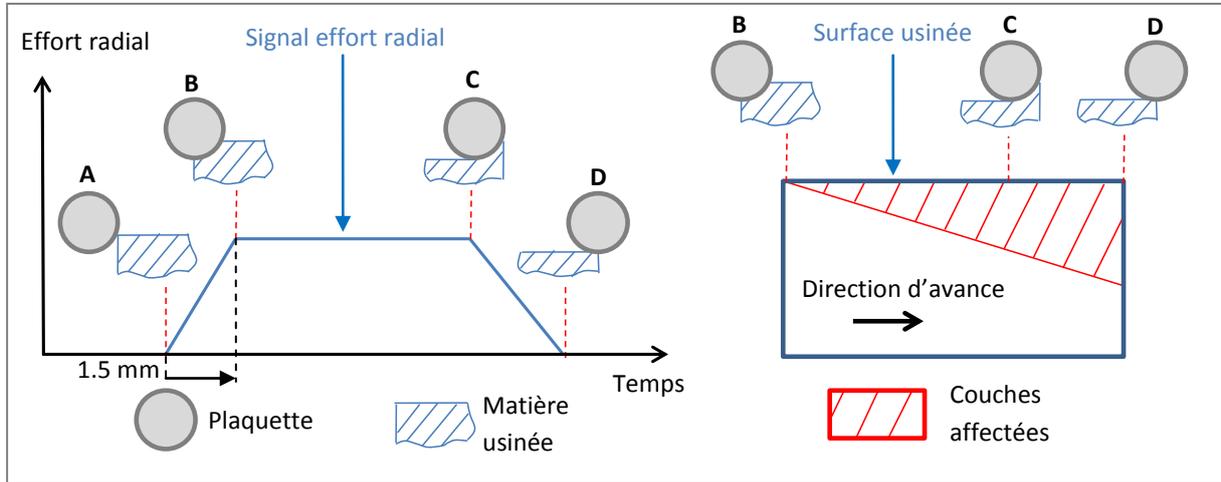


Figure 6-53 : Positionnement de la plaquette au cours de l'usinage et correspondance vis-à-vis des signaux de surveillance et de la profondeur de la matière usinée

La Figure 6-54 présente la cartographie de dureté des sous-couches de la surface usinée à $V_c = 200$ m/min et $f = 0.375$ mm/tr ainsi que la courbe présentant la profondeur de la couche affectée (PA) en fonction de l'effort radial (Fr). Ces dernières investigations montrent qu'il existe une corrélation linéaire entre ces deux paramètres, définie par la relation : $PA = 0.28 Fr - 43$.

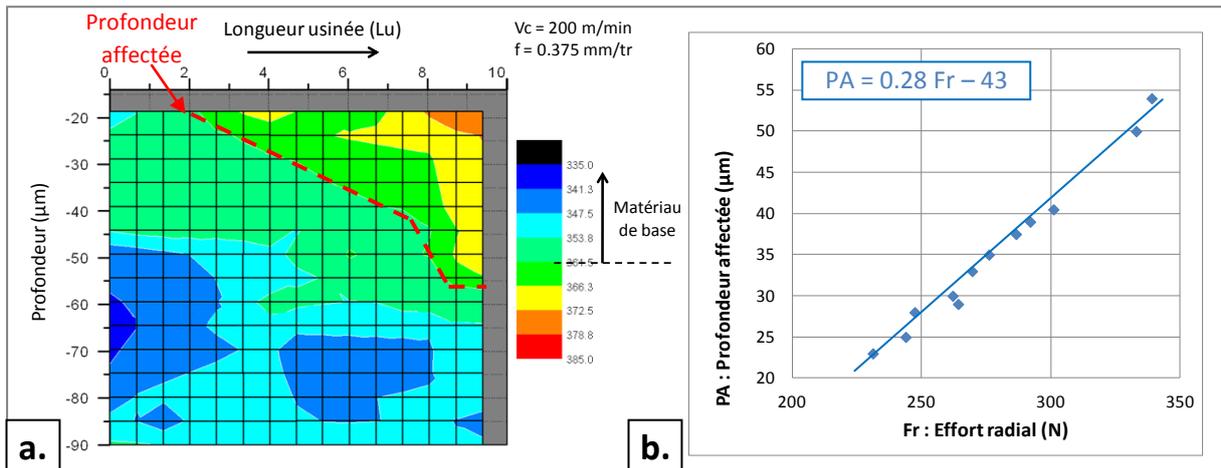


Figure 6-54 : (a.) Cartographie de dureté des sous-couches de la surface usinée à $V_c = 200$ m/min et $f = 0.375$ mm/tr (b.) Graphique présentant la corrélation linéaire entre la profondeur des couches affectées et l'effort radial [$V_c = 200$ m/min et $f = 0.375$ mm/tr]

La Figure 6-55 présente une étude similaire à la précédente pour la surface usinée à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr. Des corrélations linéaires ont aussi été déterminées que les profondeurs affectées soient déduites de la cartographie de dureté ($PA = 0.26 Fr - 98$) ou de celle issue de l'analyse d'images ($PA = 0.23 Fr - 172$). Néanmoins, dans les deux cas, les profondeurs affectées les plus faibles ne suivent pas les modélisations.

Les deux corrélations linéaires ont des coefficients directeurs proches. La différence entre ces deux modélisations provient de la minimisation de la profondeur des couches affectées par analyse d'images. En effet, cette technique permet uniquement de détecter des grains déformés plastiquement et non la totalité de la matière écrouie, contrairement à l'essai de dureté.

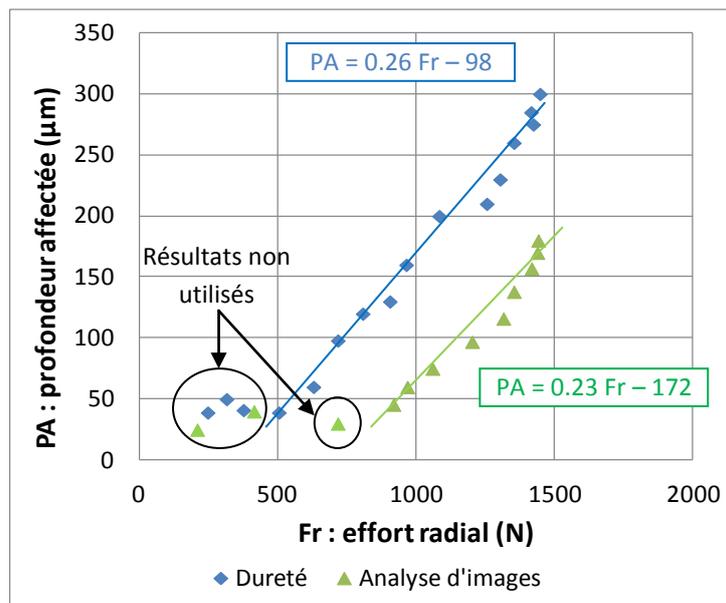


Figure 6-55 : Graphique présentant la corrélation linéaire entre la profondeur des couches affectées et l'effort radial en prenant comme référence la cartographie de dureté (Figure 6-49) et celle des paramètres microstructuraux obtenue par analyse d'images (Figure 6-16)
[$V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr]

La comparaison des résultats obtenus pour les deux conditions de coupe montrent que la valeur des coefficients directeurs des corrélations linéaires est proche. Seule la valeur des ordonnées à l'origine change. Aussi, ces modélisations ne permettent pas de rendre compte de l'existence d'un effort radial critique au-delà de laquelle, la couche de matière usinée est affectée car dans un cas, on obtient 154 N ($V_c = 200$ m/min et $f = 0.375$ mm/tr) et dans l'autre 748 N ($V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr). Ainsi, afin de générer un modèle global, la modélisation doit probablement tenir compte des conditions de coupe. Dans ce mémoire, cette étude n'a pu être effectuée car le nombre de cartographies de dureté réalisées est trop faible et les dépouillements par analyse d'images de l'ensemble des sous-couches n'ont pas été entièrement exploités. Ces analyses complémentaires restent à réaliser.

Conclusions générales

Une bibliographie relatant les transformations métallurgiques du Ti-6Al-4V (grains et phases) sous sollicitations thermiques, mécaniques et environnementales (oxygène, azote, hydrogène,...) a été réalisée. Cette étude bibliographique a permis de mieux appréhender les différents mécanismes de déformation lors de l'usinage du Ti-6Al-4V mais aussi ses transformations de phases. Les transformations de phases sont regardées, dans un premier temps, en fonction de la température et de la vitesse de trempe subies par la matière lors de la coupe. Une recherche bibliographique sur les changements microstructuraux du Ti-6Al-4V lors d'essais balistiques ou d'essais mécaniques à hautes vitesses de déformation au moyen de barres de Kolsky a permis, dans un second temps, une meilleure connaissance du comportement de la matière vis-à-vis de grandes déformations et vitesses de déformation induites par l'usinage. Plus particulièrement, l'évolution de la microstructure du Ti-6Al-4V a été attentivement regardée au travers d'une meilleure appréhension de la température, de la vitesse de chauffe et de refroidissement, des déformations et des vitesses de déformation au sein des bandes de cisaillement adiabatique. De même, il a été noté que certains phénomènes intervenant dans la déformation de la matière usinée à proximité des bandes de cisaillement sont comparables aux phénomènes de superplasticité (grandes déformations à la suite de faibles vitesses de déformation). Aussi, la première partie de cette bibliographie s'est aussi attachée à décrire l'évolution superplastique du Ti-6Al-4V et de sa microstructure.

La seconde partie de la bibliographie présente, dans un premier temps, les principales notions et relations en usinage ainsi que les déformations, vitesses de déformation et températures, obtenues analytiquement ou par simulation numérique subies par la matière lors de la coupe. Les raisons pour lesquelles l'usinage des alliages de titane est difficile ont aussi été avancées. Leurs importantes résistances mécaniques à chaud, leur faibles conductivités thermiques et modules d'Young, leurs forts angles de cisaillement primaire ainsi que leurs fortes réactivités chimiques avec les outils de coupe ou leurs revêtements sont autant de facteurs expliquant la dégradation rapide des outils. Dans un second temps, la seconde partie de la bibliographie a concerné la description des anomalies (géométriques en surface et métallurgiques en sous-couche) pouvant être générées lors de l'usinage du Ti-6Al-4V. L'abatement en fatigue consécutif à ces endommagements a aussi été abordé. Cette partie a permis de définir que la vitesse de coupe et l'avance sont les paramètres de coupe prépondérants conduisant à la génération d'anomalies dans les sous-couches. Ils ont été alors choisis comme paramètres d'essais afin d'établir des cartographies d'anomalies. L'usure de l'outil et plus particulièrement l'usure en dépouille a aussi été identifiée comme un paramètre important vis-à-vis de la génération d'anomalies. Etant un facteur difficilement maîtrisable (contrairement à la vitesse de coupe et à l'avance), l'usure en dépouille n'a pas été choisie comme variable lors de l'établissement du plan d'essais.

La première partie expérimentale de l'étude a consisté à établir la démarche et le plan d'essais puis à déterminer les moyens de surveillance à mettre en place lors de l'usinage. Après des essais de couple outil matière (COM) pour la plaquette ronde et la microstructure « duplex » du Ti-6Al-4V de l'étude, les bornes minimales et maximales des paramètres de coupe ont été définies. Des essais de tournage monitorés en effort (platine Kistler) et en déplacement (capteur à courant de

Foucault) ont été réalisés afin d'établir une cartographie des morphologies des signaux rencontrés. La détermination des paramètres J_i , associés aux temps d'usinage t_i , a permis de bien décrire et de distinguer la morphologie des différents signaux de surveillance. Il a ainsi été établi trois domaines de conditions de coupe, correspondant à des morphologies de signaux bien distinctes et qui concorderont par la suite avec des anomalies bien spécifiques. De même, la dégradation de l'outil et la valeur associée de l'usure en dépouille après chaque essai de coupe ont été étudiées. Ces premiers résultats ont permis d'établir une valeur de vitesse de coupe limite $V_{c_{lim}}$ et d'avance limite f_{lim} au-delà desquelles l'outil subit des dégradations sévères (effondrement d'arête, bris d'outil...)

La seconde partie expérimentale de cette thèse s'est intéressée aux défauts géométriques (aspect macroscopique) et à ceux de surface non visibles à l'œil ou à la binoculaire (aspect microscopique) engendrées lors de l'usinage. Cette étude a permis d'identifier les défauts produits dans le cas spécifique du tournage du Ti-6Al-4V et de les comparer par rapport à la liste issue du projet ManHIRP. Ainsi, il a été identifié le défaut macroscopique de « déviation de surface » qui n'avait pas été répertorié auparavant. Qui plus est, le défaut microscopique de « surface écrouie » a été mieux explicité et différencié du défaut de « recouvrement ». Il a aussi été observé que les différents types de défauts de surface survenaient le plus souvent successivement et de façon cohérente en fonction des conditions de coupe utilisées. Plus particulièrement, les fortes vitesses de coupe contribuent à l'étalement de la matière (tartinage et matage) sur la surface usinée avec ou sans apport de matière provenant de la pièce ou de l'outil. Par contre, les faibles avances induisent la formation de copeaux collés isolés, c'est-à-dire favorisent l'apport de matière extérieure. L'observation combinée des défauts macroscopiques et microscopiques de la surface usinée et les investigations concernant la dégradation de l'outil et la morphologie des signaux de surveillance en fonction des paramètres de coupe ont permis de comprendre les phénomènes de coupe conduisant à la génération de ces anomalies. Aussi, pour des conditions de coupe sévères ($V_c > V_{c_{lim}}$ et $f > f_{lim}$), la déformation plastique de l'outil a contribué à changer localement et considérablement la géométrie de l'outil amenant à une supposée rotation du système {outil + porte-outil}. Ce phénomène a conduit à ce que le bec de l'outil ne soit plus à la hauteur de pointe, générant ainsi le défaut de « déviation de surface ». Qui plus est, cette importante dégradation de l'outil conduit à un fort étalement de la matière sur la surface usinée.

La troisième partie expérimentale de l'étude a consisté à caractériser les défauts non plus à la surface mais dans les sous-couches du matériau usiné et plus particulièrement, la couche à grains déformés. Dans un premier temps, une cartographie de cette anomalie en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance a été établie. Dans un second temps, une étude de cette anomalie par analyse d'images a été réalisée à partir de micrographies prises selon les directions de coupe et d'avance. La morphologie mathématique appliquée aux grains globulaires α a permis de suivre tout au long de l'usinage des paramètres microstructuraux du matériau de base tels que l'aire des grains globulaires α , leur élongation, leur fraction surfacique, l'angle dièdre et la distance intergrains. Ces investigations ont contribué à comprendre la façon dont les bandes de déformation (ou couches à grains déformés) se forment dans le Ti-6Al-4V lors de l'usinage. Ainsi, les déformations intenses du matériau et en l'occurrence celles de la phase lamellaire $\alpha + \beta$ combinées à la dissolution et à la séparation des grains globulaires α semblent correspondre à des mécanismes de déformation proches de ceux de la superplasticité et de la mise en forme à faible et moyenne vitesse de déformation par forgeage et étirage à chaud. Les mécanismes de déformation dans la couche déformée lors de l'usinage montrent des similitudes vis-à-vis de ceux opérant dans la couche déformée à proximité des bandes

de cisaillement adiabatique (BCA) avancées par différents auteurs dans le cadre d'essais balistiques ou mécaniques à hautes vitesses de déformation (barres de Kolsky).

La quatrième partie expérimentale de l'étude a consisté à qualifier les « couches blanches » en extrême surface de la pièce usinée. Dans un premier temps, une cartographie de cette anomalie en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance a été établie. Dans un second temps, des études réalisées successivement au MEB et à la microsonde de Castaing ont permis respectivement d'identifier qu'aucune trace des ex-grains α et $\alpha + \beta$ composant la microstructure d'origine du Ti-6Al-4V n'est observée au sein d'une « couche blanche » et que sa composition chimique est homogène et proche de la composition nominale de l'alliage. Ces résultats ont montré que cette anomalie était composée d'une seule phase. Dès lors, ce défaut dit de « couches blanches » a été dénommé « couches monophasées ». L'étude des couches monophasées au MET a permis d'identifier que cette anomalie est composée de lattes de martensite α' , de grains recristallisés et désorientés d'une taille d'environ 250 à 300 nm possédant un taux de dislocations important. L'apparition de grains nanométriques au sein de la couche monophasée ainsi que sa couleur blanche après attaque chimique indiquent, par définition, qu'il s'agit d'une bande de cisaillement adiabatique.

Des investigations au MET ont été réalisées dans la couche contigüe à la couche monophasée au sein des phases globulaires α . La taille des grains dans les morphologies α globulaires partiellement dissoutes a été modifiée avec l'apparition de grains recristallisés d'environ 100 nm sous l'effet d'un chargement mécanique et thermique important (recristallisation dynamique). Ces grains comportent une densité de dislocations et sont désorientés dans les phases globulaires α de la couche à grains déformés. Des investigations au MET ont été également réalisées au sein des phases lamellaires $\alpha + \beta$ de la couche à grains déformés, contigüe à la couche monophasée. Des transformations cristallographiques sans diffusion de la phase $\beta_{\text{lamellaire}}$ de structure cubique, très riche en élément vanadium, en une phase martensitique α' de structure hexagonale et peu fautive ont été induites sous l'effet de contraintes mécaniques et dans une zone peu affectée par la température. Quant aux phases $\alpha_{\text{lamellaire}}$, elles sont le siège de la formation de macles permettant d'accommoder la déformation induite à basse température sous l'effet de contraintes mécaniques.

L'ensemble de ces observations ainsi que la bibliographie réalisée au début de cette thèse a permis de proposer différents mécanismes de déformation et de transformations métallurgiques des grains globulaires α et lamellaires $\alpha + \beta$ jusqu'à l'apparition d'une couche monophasée en passant par une couche à grains déformés au cours de l'usinage du Ti-6Al-4V de microstructure « duplex ». De même, la bibliographie et en particulier la relation entre le transus β (T_β) et la vitesse de chauffe (\dot{T}_c) ainsi que les résultats d'analyse d'images concernant l'élongation des grains globulaires α ont contribué à exprimer déformations, vitesses de déformation et cycles temps-température subis par le matériau usiné lors de la formation de couches monophasées.

Une synthèse des cartographies d'anomalies générées en sous-couche et l'utilisation de la bibliographie concernant l'impact de ces anomalies sur l'abattement en fatigue du Ti-6Al-4V a permis d'établir une cartographie de l'intégrité matière acceptable (IMA) en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance. Cette cartographie montre à l'identique des cartographies précédentes qu'une vitesse de coupe et une avance limites ($V_{c_{\text{lim}}}$, f_{lim}) permettent de border le domaine d'intégrité matière non acceptable (IMNA). Il est ainsi noté que ce domaine d'intégrité matière non acceptable correspond au domaine 3, établi à partir des cartographies des signaux de surveillance.

Une autre étude a consisté à caractériser mécaniquement les anomalies dans la profondeur de la matière affectée par des profils de contraintes résiduelles et des cartographies de dureté sur toute la longueur usinée. Les duretés réalisées à partir de la surface usinée de l'échantillon à des profondeurs successives ont contribué à obtenir un profil de dureté avec une meilleure précision et résolution par rapport à la technique conventionnelle de mesure de la dureté à partir d'une coupe transversale. Ces investigations ont indiqué que les profils de contraintes résiduelles et de dureté étaient associés à chaque type d'anomalies ou combinaison d'anomalies en sous-couche de la surface usinée.

Les couches à grains déformés sont associées à une augmentation notable de la dureté en extrême surface par rapport à celle à cœur (probablement causée par l'écrouissage et la petite taille des globules α après recristallisation dynamique). De fortes contraintes résiduelles de compression sont atteintes à proximité de la surface usinée et attestent que de fortes sollicitations mécaniques ont été induites dans les sous-couches du matériau au sein des couches à grains déformés et que l'effet thermique γ est bien moins présent que l'effet mécanique, contrairement à la couche monophasée. La combinaison des couches monophasées et des couches à grains déformés est associée à une légère baisse de la dureté en extrême surface (50 à 100 μm) de ces dernières couches par rapport à la dureté des seules couches à grains déformés, tout en étant bien plus importante que la dureté à cœur du matériau de base. Deux hypothèses peuvent expliquer ces variations de dureté dans la couche déformée selon qu'elle s'accompagne ou non d'une couche monophasée : le grossissement en extrême surface des grains recristallisés dans les globules α ou la formation par chargement mécanique de la phase α'' issue de la transformation martensitique de la phase $\beta_{\text{lamellaire}}$ riche en vanadium peut rendre compte de cette baisse de dureté de la couche à grains déformés en présence d'une couche monophasée. L'observation de très faibles contraintes résiduelles de compression voire légèrement de traction en extrême surface selon la direction de coupe peut s'expliquer : soit par la formation de la phase α' de structure hexagonale dans la couche monophasée et dans les phases β des grains lamellaires $\alpha + \beta$ en sous-couches ou soit par l'effet prépondérant de la thermique par rapport à l'effet mécanique en extrême surface amenant à la formation de couches monophasées α' .

La dernière investigation s'est attachée à définir des corrélations qualitatives et quantitatives entre la profondeur de matière affectée lors de l'usinage et les signaux de surveillance. Des premiers résultats ont démontré que l'effort radial permet de suivre l'évolution de ces défauts et peut donc être utilisé comme une grandeur à surveiller afin d'éviter l'endommagement des sous-couches sur une trop grande profondeur lors de l'usinage.

Perspectives

❖ Phénomènes liés à la coupe

Les phénomènes liés à la coupe du Ti-6Al-4V ont été déterminés à partir de l'observation des défauts géométriques macroscopiques et microscopiques sur la surface usinée et à partir de l'observation des signaux de surveillance. En particulier, il a été supposé qu'une légère rotation du système {outil + porte outil} participait à la génération de certains défauts géométriques. Afin de confirmer cette hypothèse, l'objectif serait d'identifier les mouvements du système {outil + porte-outil} lors de la coupe par l'utilisation d'une caméra rapide. L'utilisation de méthodes comme la corrélation d'images par l'intermédiaire d'un mouchetis déposé sur le porte outil permettrait de suivre en ligne l'évolution du mouvement de ce système. Cette technique imposerait de protéger des copeaux la partie mouchetée du porte-outil afin de ne pas rayer la peinture et de ne pas perturber l'acquisition des images. Pour ces mêmes raisons, l'utilisation d'une lubrification par huile de coupe lors de l'usinage est à proscrire. Néanmoins, l'emploi de fluide de lubrification telle que l'azote liquide préviendrait des risques de « feu titane » lors de l'usinage avec des conditions de coupe sévères ou pour une usure en dépouille importante.

❖ Sévérité des anomalies ou combinaisons d'anomalies par rapport à la durée de vie en fatigue

L'effet de la sévérité des anomalies ou de la combinaison d'anomalies produites vis-à-vis de la durée de vie en fatigue des pièces n'a pas pu être étudié. La cartographie d'intégrité matière acceptable (IMA) donnée dans cette thèse s'appuie sur la bibliographie considérant des alliages de Ti-6Al-4V de microstructures variables et dont les caractéristiques mécaniques ne sont pas forcément celles du Ti-6Al-4V employé dans cette thèse. Ainsi, des essais de fatigue (HCF) seraient à réaliser afin de comprendre d'une part comment les anomalies interagissent ensemble lors de la phase d'initiation de la rupture et d'autre part, quel est l'abatement engendré par rapport à une pièce dite saine (sans anomalie d'usinage). Néanmoins, des études complémentaires à cette thèse sont à effectuer avant de commencer à réaliser des essais de fatigue. En premier lieu, des essais d'usinage similaires à ceux présentés dans cette thèse doivent être réalisés afin de vérifier la répétabilité des anomalies à conditions de coupe données. Par ailleurs, ces essais confirmeront les cartographies d'anomalies établies dans cette thèse. Dans un second temps, le design de l'éprouvette de fatigue sera à optimiser par calcul aux éléments finis afin que ce soit l'anomalie plutôt que la forme géométrique de l'éprouvette soit testée en fatigue, tout en vérifiant que la contrainte appliquée à l'éprouvette soit représentative du chargement de la pièce étudiée.

❖ Corrélations quantitatives entre signaux de surveillance et intégrité matière

Des corrélations qualitatives entre des signaux de surveillance et l'apparition de certaines anomalies ont été établies. De même, pour certaines conditions de coupe, des premières

corrélations quantitatives entre la profondeur affectée dans le matériau par l'usinage et l'effort radial (F_r) ont été établies. Par la suite, l'objectif est de continuer ces investigations afin d'établir un modèle prenant en compte un plus grand nombre de conditions de coupe et un plus grand nombre d'anomalies. Pour ce faire, il faudra dans un premier temps définir la profondeur affectée sur éprouvettes usinées avec d'autres conditions de coupe que celles présentées dans cette thèse. A cet effet, les mesures de dureté par la méthode de polissages successifs à partir de la surface usinée et la méthode par analyse d'images peuvent permettre de déterminer cette profondeur de couche affectée. On privilégiera la mesure de dureté pour des conditions de coupe générant une faible profondeur de couche affectée car cette technique permet d'avoir une bonne résolution de mesure alors que pour des conditions de coupe générant une forte profondeur de couche affectée, l'analyse d'images permettra d'obtenir des résultats plus rapidement.

❖ Etude des moyens de surveillance

L'ensemble des essais réalisés ont été effectués avec des moyens de laboratoire qui ne sont pas industrialisables ou trop onéreux pour pouvoir être montés sur un grand nombre de machine outil. Dans ce cadre, une étude sur des moyens de surveillance industrialisables pourrait être réalisée afin de pouvoir les utiliser en production. En particulier, des systèmes de mesure de type ARTIS ou WattPilote pourraient être testés afin de vérifier si les signaux obtenus lors de l'usinage sont comparables à ceux obtenus lors des essais de cette thèse. Dans un second temps, des essais d'usinage réalisés avec des porte-outils instrumentés de jauges de déformation seraient à envisager même si ce moyen de surveillance est peu industrialisable.

D'autres moyens de surveillance pourraient être testés afin de réaliser des corrélations avec la genèse des anomalies voire avec leur profondeur affectée. En particulier, certains auteurs ont montré que la surveillance par émission acoustique permettait de détecter l'apparition des couches blanches dans les aciers. De même, la mesure des vibrations par des accéléromètres pourrait contribuer à détecter plus finement les phénomènes de talonnage conduisant à la génération des anomalies les plus sévères observées dans cette thèse. Des résultats obtenus par des partenaires du projet ACCENT laissent présager de l'utilité des accéléromètres quant à la détection des anomalies au cours de l'usinage.

❖ Etude des anomalies par analyse d'images et par une approche numérique

Lors des investigations des couches à grains déformés par analyses d'images, la principale difficulté a été de définir la surface équivalente représentative (SER) de la microstructure. Des études complémentaires seraient donc nécessaires afin de définir une méthodologie de type covariance donnant accès à ce paramètre. De même, l'exploitation des valeurs brutes des paramètres microstructuraux n'est pas optimale : certaines singularités comme des agglomérats de grains globulaires α peuvent partiellement influencer les résultats donnés par analyse d'images. Un traitement statistique des paramètres microstructuraux au sein d'une SER déterminée par une méthodologie adéquate permettrait d'obtenir des cartographies de paramètres microstructuraux avec des résolutions bien meilleures.

L'étude des couches à grains déformés a permis de mieux comprendre l'écoulement de la matière lors de l'usinage. Néanmoins, certaines données manquantes n'ont pas permis d'assoir complètement le modèle donné dans ce mémoire. La réalisation d'une étude d'analyse d'images à différentes profondeurs de la surface usinée permettrait de confirmer la direction d'écoulement du Ti-6Al-4V.

Le défaut de repli pouvant être assimilé à une entaille de plus grande profondeur qu'une strie classique d'usinage pour un rayon à fond d'entaille équivalent, il peut être considéré comme un défaut impactant fortement la tenue en fatigue des pièces. Dans le cas d'une succession de replis, le facteur de concentration de contraintes aurait pu être calculé à partir de modèles comme celui d'Andrews et Sehitoglu. Une étude numérique des surfaces usinées obtenues par profilométrie optique aurait pu permettre un calcul des différents paramètres du modèle d'Andrews et Sehitoglu (rayon moyen à fond d'entaille, largeur moyenne de l'entaille et distance moyenne entre deux fonds d'entaille) afin de déterminer le facteur de concentration de contraintes.

❖ **Caractérisation des anomalies et identification de leur genèse**

Les études au MET réalisées en extrême surface de la matière usinée a montré qu'une transformation métallurgique des phases lamellaires β en α' induite par une sollicitation mécanique s'est produite dans la couche à grains déformés. Il est néanmoins suspecté que la phase α'' apparaît préalablement à la phase α' au cours de l'usinage. Afin de vérifier cette hypothèse, le prélèvement d'une lame MET dans la sous-couche proche de la couche monophasée et distante de 50 μm de la surface usinée permettrait de vérifier si la phase α'' apparaît bien avant que ne se forme la phase α' . Cette observation de la phase douce α'' pourrait alors expliquer la diminution de la dureté du matériau.

Les caractéristiques mécaniques de la phase α' produite lors de l'usinage au sein de la couche monophasée et au niveau des ex-lamelles β n'a pas été évaluée. Des essais de nanoindentation sur cette phase permettraient de caractériser sa dureté (H) et son élasticité (E). La réalisation de ces mesures sur les phases initialement présentes à cœur permettrait de montrer l'abattement ou le gain de propriétés mécaniques induit par la formation de ces anomalies métallurgiques en sous-couches du Ti-6Al-4V.

La couche monophasée apparaît après que la température de la matière fraîchement usinée ait dépassé celle du transus T_β et ait subi une trempe énergétique. La valeur du transus a été calculée à partir d'équations empruntées à la littérature. Néanmoins, aucune étude expérimentale dans la littérature n'a permis de confronter cette valeur de transus bêta calculée à une valeur empirique pour la vitesse de chauffe considérée. Des essais de vitesse de chauffe rapide d'éprouvettes en Ti-6Al-4V effectués à l'aide d'une machine de type Gleeble (10 à 10^3 °C/s), complétés par des ATD (Analyse Thermique Différentielle) à vitesses variables (0.02 à 2 °C/s) permettraient de vérifier la véracité de ces résultats. Une autre manière d'identifier les températures atteintes à proximité de la surface usinée consisterait à réaliser des essais de tournage instrumentés avec des thermocouples. Ainsi, en instrumentant la pièce usinée et l'outil de coupe et en s'appuyant sur des modèles numériques, il serait possible de quantifier les flux thermiques absorbés par l'outil et la pièce et ainsi remonter aux températures atteintes à proximité de la surface usinée.

Lors des investigations, il a été observé au sein de la couche monophasée constituée de la phase α' que seuls des grains globulaires α partiellement dissous étaient encore présents montrant que les phases lamellaires α des grains lamellaires $\alpha+\beta$ étaient les premières dissoutes. Il serait donc pertinent de connaître la valeur du transus T_{β} de ces deux types de grains en fonction de la vitesse de chauffe mais aussi la valeur de M_s et M_f en fonction de $[Al]_{eq}$ et $[Mo]_{eq}$.

Annexes

<i>Annexe 1 : Généralités sur le titane et son mode d'obtention</i>	<i>280</i>
Historique et applications	280
Production des éponges de titane	281
Structure et propriétés du titane pur	283
<i>Annexe 2 : Traitements thermiques et propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V</i>	<i>287</i>
Traitements thermiques et dureté	287
Traitements thermiques et caractéristiques mécaniques	289
<i>Annexe 3 : Modélisation dynamique du matériau et cartographies du procédé : application au Ti-6Al-4V.....</i>	<i>291</i>
Méthodologie.....	291
Cartographies du procédé.....	293
<i>Annexe 4 : Images illustrant les anomalies géométriques répertoriées par le projet ManHIRP [DUT11].....</i>	<i>296</i>
<i>Annexe 5 : Images illustrant les anomalies métallurgiques répertoriées par le projet ManHIRP [DUT11].....</i>	<i>298</i>
<i>Annexe 6 : Principe et protocole expérimental des essais de Couple Outil Matière (COM).....</i>	<i>299</i>
Principe.....	299
Protocole expérimental	300
<i>Annexe 7 : Micrographie réalisée selon la direction d'avance de la surface usinée à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr.....</i>	<i>302</i>
<i>Annexe 8 : Micrographie réalisée selon la direction d'avance de la surface usinée à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr.....</i>	<i>304</i>
<i>Annexe 9 : Micrographie réalisée selon la direction d'avance de la surface usinée à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr.....</i>	<i>306</i>
<i>Annexe 10 : Certificat de conformité matière des lopins Ti-6Al-4V de chez TIMET utilisés lors de la thèse</i>	<i>308</i>
<i>Annexe 11 : Conditions opératoires utilisées lors des mesures des contraintes résiduelles par diffraction aux rayons X.....</i>	<i>310</i>
<i>Annexe 12 : Equations aux dérivées partielles des paramètres microstructuraux – relations entre variations relatives de ces paramètres pour une étude de leur évolution</i>	<i>311</i>

Elongation et surface des grains globulaires α	311
Volume des grains globulaires α	312
Fraction surfacique des grains globulaires α	313
Libre parcours moyen dans la matrice $\alpha + \beta$	314
Etude de l'évolution des paramètres microstructuraux	315
<i>Annexe 13 : Analyse des déformations de la phase globulaire α : cas d'un effet mécanique prépondérant devant l'effet thermique (dissolution négligeable des phases α).....</i>	<i>317</i>
<i>Annexe 14 : Analyse des déformations et des vitesses de déformation dans les trois zones de cisaillement de la matière</i>	<i>319</i>
<i>Annexe 15 : Calcul de l'énergie d'activation dans le cas d'une transformation anisotherme</i>	<i>323</i>

Annexe 1 :

Abréviations	Dénominations	Unités
α	Phase α (hP2)	-
α_d	Coefficient de dilatation linéaire (à 20°C)	K ⁻¹
α'	Phase martensitique de structure hexagonale (hP2)	-
β	Phase β (cI2)	-
$\Delta V / V$	Changement de volume au passage de $\beta \rightarrow \alpha$	%
ρ	Masse volumique	Kg.m ⁻³ ou g .cm ⁻³
ν	Coefficient de Poisson	-
σ_D	Limite d'endurance en traction à 10 ⁷ cycles	%Rm
a_α	Paramètre de maille de la phase α dans le titane pur	Å
a_β	Paramètre de maille de la phase β dans le titane pur	Å
A%	Allongement à la rupture	%
c_α	Paramètre de maille de la phase α dans le titane pur	Å
Cl ₂	Bichlorure gazeux	-
Cpl	Capacité calorifique massique (à T=T _f)	J.kg ⁻¹ .K ⁻¹
Cps	Capacité calorifique massique (à 20°C)	J.kg ⁻¹ .K ⁻¹
E	Module d'Young	GPa
FeTiO ₃	Ilménite	-
G	Module de torsion ou de cisaillement	GPa
HID	H igh I nterstitial D efect ou H ard A lpha	-
MgCl ₂	Chlorure de magnésium	-
Rm	Résistance maximale à la traction	MPa
Rp _{0.2%}	Limite d'élasticité conventionnelle à 0.2% de déformation plastique	MPa
SiCl ₄ – SnCl ₄	Chlorures métalliques	-
T _{amb}	Température ambiante	°C
TiCl ₄	Tétrachlorure de titane	-
TiO ₂	Rutile	-

T_{eb}	Température d'ébullition	°C
T_f	Température de fusion	°C
T_β	Transus β	°C

Annexe 2 :

Abréviations	Dénominations	Unités
α	Phase α (hP2)	-
α_2 -Ti ₃ Al	Phase α_2 (hP8 ou DO ₁₉) fragile	
α'	Phase martensitique de structure hexagonale (hP2)	-
α''	Phase martensitique de structure orthorhombique (oC4)	-
β	Phase β (cI2)	-
ω	Phase ω (hP3) fragile	-

Annexe 3 :

Abréviations	Dénominations	Unités
ε	Déformation	- ou %
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation	s ⁻¹
σ	Contrainte d'écoulement	MPa
η_M	Critère représentant la capacité d'un matériau à dissiper l'énergie fournie	-
$\zeta(\dot{\varepsilon})$	Critère de discontinuité de la matière exprimant l'instabilité d'écoulement de la matière lors de la déformation à chaud si $\zeta(\dot{\varepsilon}) < 0$	-
DMM	D ynamic M aterial M odel	-
G	Terme représentant la puissance dissipée dans le matériau par le travail plastique dont la majeure partie est dissipée en chaleur	W
J	Terme relatif à la puissance utilisée par les transformations métallurgiques lors d'un chargement mécanique	W
J_{max}	Valeur maximale de J	W

m	Facteur de sensibilité à la vitesse de déformation	-
P	Puissance absorbée	W ou J.s ⁻¹
s	Paramètre intervenant dans un critère d'instabilité	-
T	Température	°C

Annexe 6 :

Abréviations	Dénominations	Unités
A_D	Section du copeau ou section coupée	mm ²
a_p	Profondeur de passe ou de coupe	mm
$a_{p_{\text{fonc}}}$	Profondeur de passe du point de fonctionnement définie lors des essais COM	mm
$a_{p_{\text{min}}}$	Profondeur de passe minimale définie par les essais COM	mm
$a_{p_{\text{max}}}$	Profondeur de passe maximale définie par les essais COM	mm
COM	Couple O util M atière	-
D_{out}	Diamètre d'un outil rond	mm
f	Avance par tour	mm.tr ⁻¹
f_{fonc}	Valeur de l'avance du point de fonctionnement définie lors des essais COM	mm.tr ⁻¹
f_{min}	Avance minimale définie par les essais COM	mm.tr ⁻¹
f_{max}	Avance maximale définie par les essais COM	mm.tr ⁻¹
f_{util}	Avance utilisée lors des essais COM pour définir $V_{C_{\text{min}}}$, $V_{C_{\text{max}}}$, $a_{p_{\text{min}}}$ et $a_{p_{\text{max}}}$	mm.tr ⁻¹
h_c	Epaisseur du copeau (épaisseur de la partie déformée du copeau)	mm
h_c^{min}	Epaisseur minimale du copeau	mm
h_c^{max}	Epaisseur maximale du copeau pour un outil rond	mm
Kc	Effort spécifique de coupe	N.mm ⁻²
Pc	Puissance de coupe	W ou J.s ⁻¹
P_{min}	Valeurs minimales des paramètres de coupe	-
P_{max}	Valeurs maximales des paramètres de coupe	-

Q	Débit de copeaux ou de matière enlevée	$\text{cm}^3 \cdot \text{min}^{-1}$
V _c	Vitesse de coupe	$\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$
V _{Cfonc}	Valeur de la vitesse de coupe du point de fonctionnement définie lors des essais COM	$\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$
V _{Cmin}	Vitesse de coupe minimale définie par les essais COM	$\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$
V _{Cmax}	Vitesse de coupe maximale définie par les essais COM	$\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$
V _{Cutil}	Vitesse de coupe utilisée lors des essais COM pour définir $a_{p\min}$ et $a_{p\max}$	$\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$
W _c	Energie spécifique de coupe	$\text{W} \cdot \text{cm}^{-3} \cdot \text{min}$
ZCP	Zone de Cisaillement Primaire	-

Annexe 12 :

Abréviations	Dénominations	Unités
α	Phase α (hP2)	-
ψ	Angle dièdre entre deux grains α contigus	°
$\lambda_{\alpha+\beta}$	Distance intergrains entre les plus proches voisins ou libre parcours moyen	μm
$A_{c\alpha}$	Aire des grains globulaires α dans le plan de coupe	μm^2
$A_{c\alpha+\beta}$	Aire des grains lamellaires $\alpha + \beta$ dans le plan de coupe	μm^2
$A_{f\alpha}$	Aire des grains globulaires α dans le plan de l'avance	μm^2
$A_{f\alpha+\beta}$	Aire des grains lamellaires $\alpha + \beta$ dans le plan de l'avance	μm^2
$A_{p\alpha}$	Aire des grains globulaires α dans le plan de la surface usinée	μm^2
B_1, B_2, B_3	Paramètres de l'équation aux dérivées partielles donnant la variation relative de la distance intergrains	-, -, -
c	Dimension des grains globulaires α selon la direction de coupe	μm
\bar{D}_i	Distance entre un grain i globulaire α et ses plus proches voisins prise perpendiculairement à la périphérie du grain i	μm
$e_{c\alpha}$	Elongation des grains globulaires α dans le plan de coupe	-
$e_{f\alpha}$	Elongation des grains globulaires α dans le plan de l'avance	-
$e_{p\alpha}$	Elongation des grains globulaires α dans le plan de la surface usinée	-

f	Dimension des grains globulaires α selon la direction d'avance	μm
$f_{S\alpha}$	Fraction surfacique des grains globulaires α	- ou %
$f_{S\alpha+\beta}$	Fraction surfacique des grains lamellaires $\alpha+\beta$	- ou %
p	Dimension des grains globulaires α selon la direction de la profondeur de passe	μm
V_α	Volume des globules α	μm^3
dV_α	Variation du volume des globules α	μm^3

Annexe 13 :

Abréviations	Dénominations	Unités
α	Phase α (hP2)	-
ε_1	Déformation vraie selon la direction de coupe	- ou %
ε_2	Déformation vraie selon la direction d'avance	- ou %
ε_3	Déformation vraie selon la direction de la profondeur de passe	- ou %
c	Dimension des grains globulaires α selon la direction de coupe après déformation	μm
c_0	Dimension initiale des grains globulaires α selon la direction de coupe avant déformation	μm
$e_{c\alpha}$	Elongation des grains globulaires α dans le plan de coupe après déformation	-
$e_{c\alpha}^0$	Elongation initiale des grains globulaires α dans le plan de coupe avant déformation	-
$e_{f\alpha}$	Elongation des grains globulaires α dans le plan de l'avance après déformation	-
$e_{f\alpha}^0$	Elongation initiale des grains globulaires α dans le plan de l'avance avant déformation	-
$e_{p\alpha}$	Elongation des grains globulaires α dans le plan de la surface usinée après déformation	-
$e_{p\alpha}^0$	Elongation initiale des grains globulaires α dans le plan de la surface usinée avant déformation	-
f	Dimension des grains globulaires α selon la direction d'avance après déformation	μm
f_0	Dimension initiale des grains globulaires α selon la direction d'avance avant déformation	μm

p	Dimension des grains globulaires α selon la direction de la profondeur de passe après déformation	μm
p_0	Dimension initiale des grains globulaires α selon la direction de la profondeur de passe avant déformation	μm
V_α	Volume des globules α	μm^3
dV_α	Variation du volume des globules α	μm^3

Annexe 14 :

Abréviations	Dénominations	Unités
ε_{ZCP}	Déformation dans la zone de cisaillement primaire	- ou %
$\dot{\varepsilon}_{ZCP}$	Vitesse de déformation dans la zone de cisaillement primaire	s^{-1}
ε_{ZCS}	Déformation dans la zone de cisaillement secondaire	- ou %
$\dot{\varepsilon}_{ZCS}$	Vitesse de déformation dans la zone de cisaillement secondaire	s^{-1}
$\dot{\varepsilon}_{ZCS (Gil)}$	Vitesse de déformation dans la zone de cisaillement secondaire donnée par la relation de Gilormini	s^{-1}
$\dot{\varepsilon}_{ZCT}$	Vitesse de déformation dans la zone de cisaillement tertiaire	s^{-1}
α	Angle de dépouille	$^\circ$
φ	Angle de cisaillement primaire	$^\circ$
γ	Angle de coupe	$^\circ$
κ_r	Angle d'attaque entre le plan Pf et le plan Ps ou angle de direction d'arête de l'outil	$^\circ$
μ	Coefficient de frottement entre l'outil et le copeau ou la matière fraîchement usinée	-
σ_n	Contrainte normale appliquée sur la face de dépouille de l'outil	MPa
ζ, β, δ	Facteur de proportionnalité	-
ap	Profondeur de passe	mm
f	Avance par tour	mm.tr^{-1}
F_n	Effort normal	N
h_c	Epaisseur du copeau	mm
h_{ZCP}	Largeur de la bande de cisaillement primaire	mm
h_{ZCS}	Largeur de la bande de cisaillement secondaire	mm

h_{ZCT}	Largeur de la bande de cisaillement tertiaire	mm
P_{ZCT}	Puissance générée à l'interface entre la matière fraîchement usinée et l'outil	W ou $J.s^{-1}$
S_c	Surface de contact entre la matière fraîchement usinée et l'outil dans la zone de cisaillement tertiaire	mm^2
V_c	Vitesse de coupe	$m.min^{-1}$
V_f	Vitesse d'avance	$mm.min^{-1}$
V_{ZCT}	Volume de matière dans la zone de cisaillement tertiaire subissant des déformations	mm^3
ZCP	Zone de Cisaillement Primaire	-
ZCS	Zone de Cisaillement Secondaire	-

Annexe 15 :

Abréviations	Dénominations	Unités
γ	Phase austénitique de structure CFC dans les aciers	-
CFC	Cubique à Faces Centrées	-
E_a	Energie d'activation du phénomène de dissolution de la phase α	$kJ.mol^{-1}$
G_a	Taille du grain austénitique	-
k	Constante de vitesse	$\mu m^n.s^{-1}$
k_0	Constante pré-exponentielle	$\mu m^n.s^{-1}$
P_a	Paramètre d'équivalence temps-température d'austénitisation	K
R	Constante des gaz parfaits	$J.mol^{-1}.K^{-1}$
t_e	Temps équivalent pour une température maximale T_m fixée dans le cas d'un traitement thermique anisotherme	s
t_1, t_2	Temps de traitements thermiques isothermes	s
T, T_1, T_2	Température de traitements thermiques isothermes	K
T_m	Température maximale de dissolution de la phase α dans le cas d'un traitement thermique anisotherme	K
\dot{T}_c	Vitesse de chauffe jusqu'à T_m	$K.s^{-1}$
γ_1, γ_2	Quantité de matière (le plus souvent assimilée à une distance) affectée par un phénomène lors d'un traitement thermique isotherme	μm

Annexe 1 : Généralités sur le titane et son mode d'obtention

Historique et applications

Le titane est le quatrième matériau le plus abondant sur terre après l'aluminium, le fer et le magnésium. Il se trouve à l'état naturel sous forme minérale dans l'ilmenite (FeTiO_3) et dans le rutile (TiO_2). Selon l'United States Geological Survey (USGS), 91% de la production mondiale de titane provient de l'exploitation de l'ilmenite. L'Australie, l'Afrique du Sud, le Canada et la Chine sont les principaux producteurs de ce minerai couvrant plus de 60% des besoins mondiaux comme le montre la Figure A-1 [USG11]. Les principaux producteurs d'éponge de titane sont les Etats Unis, la Chine, le Japon, le Kazakhstan, la Russie et l'Ukraine.

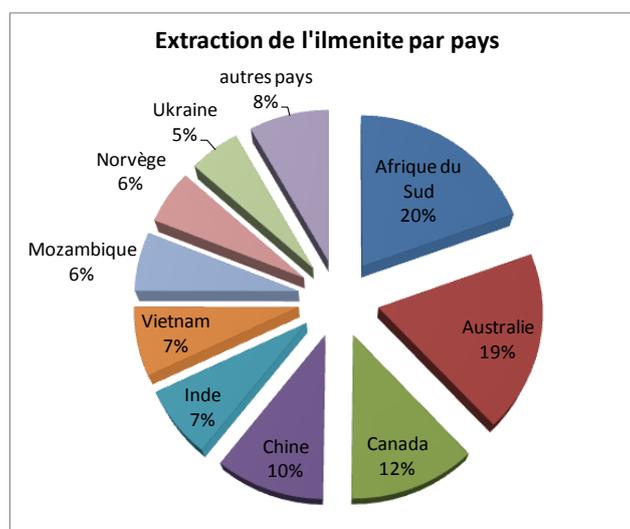


Figure A-1 : Répartition mondiale de l'extraction d'ilmenite (FeTiO_3) par pays [USG11]

Gregor en 1791 et Klaproth par la suite sont les premiers à suspecter la présence de titane respectivement dans l'ilmenite et le rutile. Des tentatives d'obtention directe de titane pur par l'intermédiaire de ces minerais ou en passant par la formation de tétrachlorure de titane (TiCl_4) ont été menées sans succès pendant des décennies. En effet, la réduction du TiCl_4 par du sodium ou du magnésium a conduit à la production d'un métal très fragile. Ceci provient du fait que le titane possède une très forte réactivité avec l'oxygène et l'hydrogène lors des différentes étapes de sa production. Il faut attendre le vingtième siècle et les travaux de Kroll entre 1937 et 1940 pour obtenir un titane très pur propice à l'utilisation industrielle. Les études réalisées par Kroll et d'autres chercheurs ont continué lors des années 1940 et ont conduit à la connaissance des propriétés mécanique et physique du titane. Ainsi, au début des années 1950, l'ajout d'aluminium pour améliorer la résistance mécanique du titane et d'étain pour l'utilisation à chaud a permis la production d'un alliage quasi α , le Ti-5Al-2.5Sn. Ce matériau est le premier alliage commercial de titane créé. L'ajout de molybdène ou de vanadium comme stabilisateur de la phase β afin de générer des alliages $\alpha + \beta$, amène à la production en 1954 du Ti-7Al-4Mo et du Ti-6Al-4V. Ce dernier est aujourd'hui l'alliage de titane le plus utilisé.

Le titane et ses alliages possèdent des propriétés thermomécaniques et physico-chimiques permettant leurs utilisations dans de nombreuses applications industrielles [DES90]. En effet, ses

caractéristiques mécaniques restent élevées pour des températures allant du domaine cryogénique jusqu'à 550°C. De plus, sa résistance à la corrosion est forte : la formation d'une couche de passivation formée à sa surface permet son utilisation dans de nombreux milieux chimiques. De plus, il est considéré comme un métal noble au sens du potentiel galvanique.

Les secteurs aéronautique et aérospatial sont les principaux utilisateurs des alliages de titane. Dès les années 50, ces matériaux ont été utilisés dans les éléments de structure des avions en raison de leur faible rapport densité / résistance mécanique par rapport aux aciers mais aussi pour leurs bonnes propriétés en fatigue, au fluage et leur bonne ténacité. C'est pourquoi, ils sont également utilisés dans les parties froides des moteurs d'avions ($T < 500^{\circ}\text{C}$). Par exemple, les disques fan, les aubes de turbines ou encore les tambours sont réalisés avec ces alliages. Dans le domaine de l'aérospatiale, ils sont employés pour la fabrication de certaines pièces du moteur Vulcain équipant Ariane 5 pour leur bon comportement aux températures cryogéniques. Le secteur de l'automobile sportif utilise les alliages de titane pour fabriquer des pièces fortement sollicitées thermomécaniquement. Le choix de ces matériaux contribue à l'allègement de la voiture. Néanmoins, le coût important de la production de ces alliages empêche leur emploi à grande échelle dans le cadre des véhicules grand public.

Les industries chimiques et pétrochimiques, le secteur maritime, celui de l'énergie ou de l'agroalimentaire utilisent de façon préférentielle les alliages de titane dans tous les éléments permettant la transmission ou étant en contact avec des fluides corrosifs (pompe, tuyauterie, réservoir, arbre d'hélice,...). Les alliages de titane et plus spécifiquement le Ti-6Al-4V est très utilisé dans le secteur biomédical : son module d'Young proche de celui de l'os ainsi que sa biocompatibilité en fait le matériau de base pour les implants. De plus, l'ajout de nickel au titane permet d'obtenir des alliages à mémoire de forme employés pour des applications aéronautique et aérospatiale. Néanmoins, les qualités tribologiques de ces alliages sont faibles ce qui limitent leurs utilisations dans des applications nécessitant du frottement. Afin d'améliorer cette caractéristique, des recherches concernant les traitements de surface ou l'ajout superficiel de particules durs sont en cours.

Production des éponges de titane

L'extraction du titane à partir du rutile et de l'ilmenite pour la création des éponges de titane sont réalisées par l'intermédiaire de plusieurs opérations décrites par Lütjering et Williams [LUT07].

Le premier procédé utilisé est la carbochloration de ces minerais afin de produire du TiCl_4 . Une schématisation de ce procédé est donnée sur la Figure A-2.

Le procédé consiste à incorporer du bichlorure gazeux (Cl_2) dans une cuve où se trouve du rutile (TiO_2) et du carbone sous forme de coke. Dans le cas de l'exploitation de l'ilmenite (FeTiO_3), une opération d'électrofusion préalable permet de séparer les éléments composés de fer et de titane : un sous-produit issu de cette opération est le rutile (TiO_2) qui peut alors être exploité lors du procédé de carbochloration.

Les deux principales réactions (Eq. A-1 et Eq. A-2) opérant lors du procédé de carbochloration sont les suivantes :

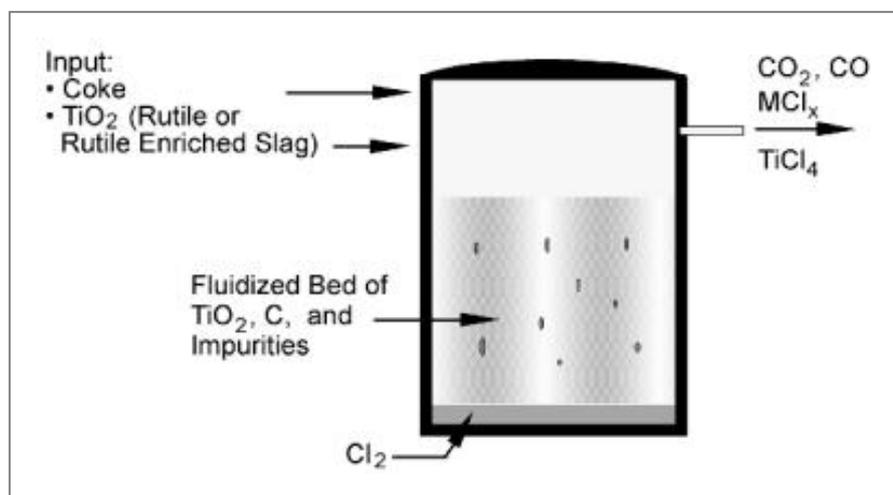


Figure A-2 : Schématisation du procédé de carbochloration permettant l'obtention du TiCl₄ [LUT07]

Cette opération étant réalisée à chaud, le TiCl₄ dont le point de fusion est à 136°C apparaît sous forme gazeuse. De la même façon, la présence d'impuretés entraîne la formation de chlorures métalliques comme le SiCl₄ ou le SnCl₄. Ces produits gazeux sont appelés MCl_x sur la Figure A-2. Ces gaz sont évacués puis distillés lors d'une seconde opération afin de séparer les MCl_x du TiCl₄.

La troisième étape consiste en la réduction du TiCl₄ sous atmosphère inerte et à haute température (800 – 850°C) par le procédé de Kroll [KRO40] afin d'obtenir du titane pur. Le TiCl₄ introduit dans un réacteur rempli préalablement de magnésium (Mg) conduit à la réaction globale suivante (Eq. A-3) :



Le produit de cette réaction consiste en l'obtention d'un matériau composé de titane métallique et de chlorure de magnésium résiduel (MgCl₂). Une étape de purification par l'intermédiaire d'opérations telles que la lixiviation par acide, le balayage par gaz inerte et la distillation sous vide amènent à l'obtention d'un titane très pur présentant un aspect poreux et spongieux appelé « sponge cake » ou « éponge de titane ». La Figure A-3 présente le processus de distillation sous vide couplé avec le procédé de Kroll. Ce procédé ainsi que celui de balayage par gaz inerte sont les plus utilisés aujourd'hui. Ces opérations conduisent à l'élimination du MgCl₂ par évaporation et la récupération du bichlorure et du magnésium par condensation dans un autre réacteur. Ainsi, les réactifs servant respectivement à la carbochloration du TiO₂ et à la réduction du TiCl₄ sont récupérés et réutilisés.

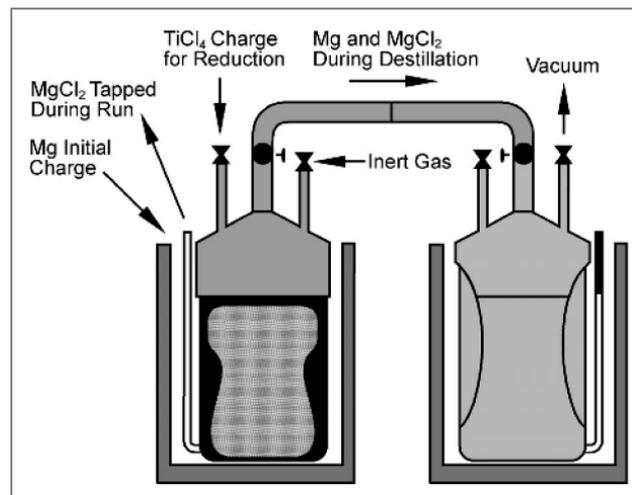


Figure A-3 : Schématisation de l'opération de VDP (Vacuum Distillation Process) couplé avec le procédé Kroll permettant l'obtention de titane métallique de très haute pureté [LUT07]

Les dimensions des éponges de titane obtenues sont de l'ordre de 3 à 5 cm. La dernière étape précédant celle de fonderie consiste en la réduction de la taille des granulés par une opération de broyage et calibrage. Le grade désiré pour l'utilisation du titane pur et de ses alliages dans le cadre d'applications générales est de 2.5 cm. Cependant, pour le domaine de l'aéronautique, le grade demandé est de 1 cm au maximum. Cette contrainte provient du fait qu'une dimension importante des éponges augmente le risque d'apparition d'un défaut de type 1 (« Hard Alpha ») aussi appelé High Interstitial Defect (HID) lors de l'opération de fonderie. Ces anomalies proviennent de la ségrégation d'éléments interstitiels comme l'oxygène, le carbone et surtout l'azote amenant à la formation d'éléments fragiles comme le TiN. La génération de ces nitrures conduit à des initiations de fissures précoces dans le titane et ses alliages lors de chargements thermomécaniques répétés et une réduction de la durée de vie de la pièce en fonctionnement.

Structure et propriétés du titane pur

Le titane Ti est un métal du groupe IV de la classification périodique des éléments voisin du zirconium Zr et de l'hafnium Hf. C'est un matériau relativement réfractaire possédant une conductivité thermique faible de $11.4 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$. Sa densité est de 4.5 g.cm^{-3} et sa contrainte à la rupture en traction est de 350 MPa. L'ajout d'éléments en substitution dans le titane permet de produire des alliages possédant de hautes caractéristiques mécaniques et a fortiori, des résistances spécifiques (résistance/densité) élevées. La température de fusion du titane (T_f) est de 1670°C permettant son utilisation jusqu'à de hautes températures. La Table A-1 synthétise les principales propriétés du titane et la Table A-2 montre une comparaison des caractéristiques de cet élément vis-à-vis d'autres métaux couramment utilisés comme éléments de base pour la création d'alliages (Al, Cu, Fe, Ni).

	Propriétés	Valeurs
T_{eb}	Température d'ébullition	3260 – 3285 – 3313 °C
T_f	Température de fusion	1670°C
T_β	Transus β	882°C
ρ	Masse volumique	4.51 g.cm ⁻³ à 20°C 4.11 g.cm ⁻³ à T_f
Cps	Capacité calorifique massique (à 20°C)	518-522-528 J.kg ⁻¹ .K ⁻¹
Cpl	Capacité calorifique massique (à T_f)	700 – 786 J.kg ⁻¹ .K ⁻¹
α_d	Coefficient de dilatation linéaire (à 20°C)	8.3 – 8.9 10 ⁻⁶ K ⁻¹
ν	Coefficient de Poisson	0.33
E	Module d'Young	110 GPa
G	Module de torsion	40 GPa
Rp _{0.2%}	Limite d'élasticité à 0.2% de déformation plastique	260 MPa
Rm	Résistance mécanique à la traction	350 MPa
A%	Allongement à la rupture	40%
σ_D	Limite d'endurance en traction à 10 ⁷ cycles en %Rm	≥50%
$\Delta V / V$	Changement de volume au passage de $\beta \rightarrow \alpha$	-1.4%

Table A-1 : Synthèse des propriétés thermomécaniques du titane pur issue du mémoire de Maisonneuve [MAI08]

Matériaux	Densité (g.cm ⁻³)	Température de fusion (°C)	Conductivité thermique à T_{amb} (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	Capacité calorifique massique à T_{amb} (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	Coefficient de dilatation linéaire à T_{amb} (10 ⁻⁶ K ⁻¹)
Titane	4.5	1670	11.4	523	8.6
Cuivre	8.9	1085	398	385	16.5
Aluminium	2.7	660	247	897	23.1
Fer	7.9	1538	80.4	449	12.2
Nickel	8.9	1455	75	444	13.3

Table A-2 : Tableau comparatif des propriétés thermomécaniques du titane par rapport à d'autres métaux [SMI04]

Le titane subit une transformation allotropique aux alentours de 882°C. Cette température est appelée transus β (T_β). Le matériau passe d'une structure cristallographique hexagonale compacte à basse température (phase α) à une structure cubique centrée à haute température comme montré en Figure A-4a. Ces deux phases ont été décrites par de nombreux auteurs comme Seraphin [SER65] et Combres [COM95].

La phase α hexagonale compacte a pour paramètres de maille $a_\alpha = 2.950 \text{ \AA}$ et $c_\alpha = 4.682 \text{ \AA}$ avec c/a égal à 1.587. Ce rapport est inférieur à la valeur théorique égale à 1.633 montrant que cette structure est très compacte dans le sens perpendiculaire au plan basal. Par comparaison avec d'autres métaux hexagonaux comme le zinc ou le magnésium dont les rapports c/a sont respectivement égaux à 1.86 et 1.624, le plan basal n'est plus le plan atomique de plus forte densité. Ainsi, selon les éléments d'addition, les plans pyramidaux ou les faces du prisme deviennent plus denses. C'est pourquoi, un grand nombre de plans de glissement sont activés dans le titane ce qui le rend relativement ductile. Pour des températures comprises entre T_β et T_f , la phase β cubique centrée de paramètre de maille $a_\beta = 3.320 \text{ \AA}$ est stable et est la seule présente dans le titane. La structure cristallographique de la phase β induit un grand nombre de plans de glissement. Elle se déforme alors plus facilement que la phase α hexagonale.

Selon Seraphin [SER65], la transformation allotropique $\alpha \rightarrow \beta$ du titane possède des mécanismes proches de ceux impliqués lors de la transformation martensitique décrit par Burgers [BUR34]. Il est possible de passer d'une structure cubique centrée à une forme hexagonale et inversement par un déplacement coopératif des atomes sur de courtes distances inférieures à la distance interatomique et par une légère rotation (l'angle de 70° devient 60°) comme indiqué en Figure A-4b. Cette déformation du réseau cristallin est le signe d'une transformation martensitique sans diffusion. Ce mécanisme induit des relations cristallographiques entre les deux phases : correspondance entre les plans d'accolement $\{110\}_\beta$ et $\{0001\}_\alpha$ et entre les directions cristallographiques $\langle 111 \rangle_\beta$ et $\langle 11-20 \rangle_\alpha$. Selon Seward et al. [SEW04], lors de la transformation $\alpha \rightarrow \beta$, la germination et le grossissement de la phase β se déroulent conjointement aux joints de grains α/α et à l'intérieur des grains α . La transformation complète de la phase α n'est pas réalisée par la coalescence des grains β existants : elle est effectuée par le déplacement des joints de grains, des plus gros grains β qui absorbent les plus petits ainsi que la phase α non transformée. Néanmoins, aucun mécanisme n'est mis en avant par les auteurs pour expliquer ce type de phénomène.

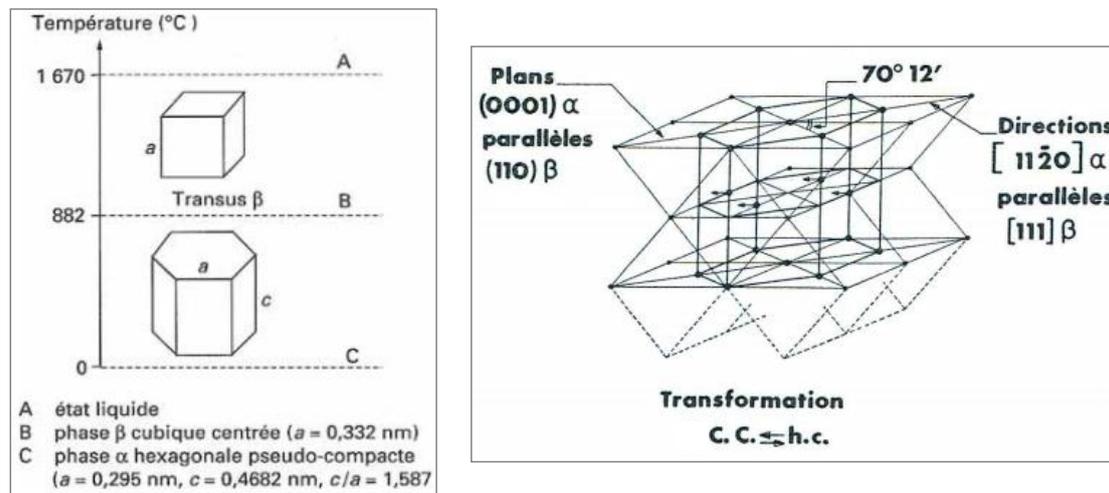


Figure A-4 : (a.) Structures cristallographiques du titane pur en fonction de la température [COM95]
 (b.) Transformation allotropique (de type martensitique) dans un titane pur [SER65]

Les transformations du titane à partir du domaine β dépendent de la vitesse de refroidissement du matériau. Si la vitesse est grande (trempe énergétique), une phase martensitique appelée α', saturée en éléments interstitiels et hors d'équilibre est créée. Sa structure est hexagonale compacte, son paramètre de maille a est identique à celui de la phase α alors que le paramètre de maille c est légèrement plus faible. Dans le cas du titane pur, cette martensite est moins dure que la phase α. Si le refroidissement est lent (par exemple, de 2°C/min), la phase α se forme selon le processus qui a été évoqué précédemment par Seraphin [SER65]. Selon Wiskel et al. [WIS59], ce phénomène impliquant un cisaillement athermique s'accompagne d'un grossissement de la structure hexagonale de la phase α. Les lamelles produites par ce refroidissement possèdent des plans d'accolements et des directions cristallographiques identiques à ceux de la martensite obtenue lors d'un refroidissement à vitesse importante. Par contre, quelle que soit la vitesse de refroidissement, la phase β ne peut pas être stabilisée à température ambiante car la transformation allotropique est réalisée sans diffusion.

Annexe 2 : Traitements thermiques et propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V

Pour les alliages de titane et plus particulièrement le Ti-6Al-4V, il existe différentes manières d'augmenter les propriétés mécaniques du matériau. La première est le changement de la structure cristallographique des phases par traitements thermomécaniques. La seconde est la précipitation de secondes phases lors de traitements thermiques.

Selon Combres [COM95], il existe trois grands types de précipitation pour les alliages de titane : celle de la phase α , celle de la phase ω et celle des composés intermétalliques Ti-Al et en l'occurrence α_2 -Ti₃Al. La précipitation de la phase ω est complexe et peu fréquente dans le cas du Ti-6Al-4V.

Traitements thermiques et dureté

Fopiano et al. [FOP69] ou Iman et Gilmore [IMA83] ont noté que la dureté du Ti-6Al-4V augmentait après une trempe à partir d'une température de maintien comprise entre 800°C et 1100°C, quelle que soit la vitesse de refroidissement. Jovanovic et al. [JOV06] ont observé que la vitesse de refroidissement et la température de trempe (température de recuit à partir de laquelle on refroidit rapidement) influencent la dureté du Ti-6Al-4V. Ainsi, plus la vitesse de refroidissement est rapide et la trempe est effectuée à haute température et plus la dureté du matériau après traitements thermiques est importante comme observé en Figure A-5. Toutefois, Jovanovic et al. [JOV06] notent que pour des températures de trempe supérieures à 1050°C (dans le domaine β), la dureté du matériau après traitements thermiques n'augmente plus.

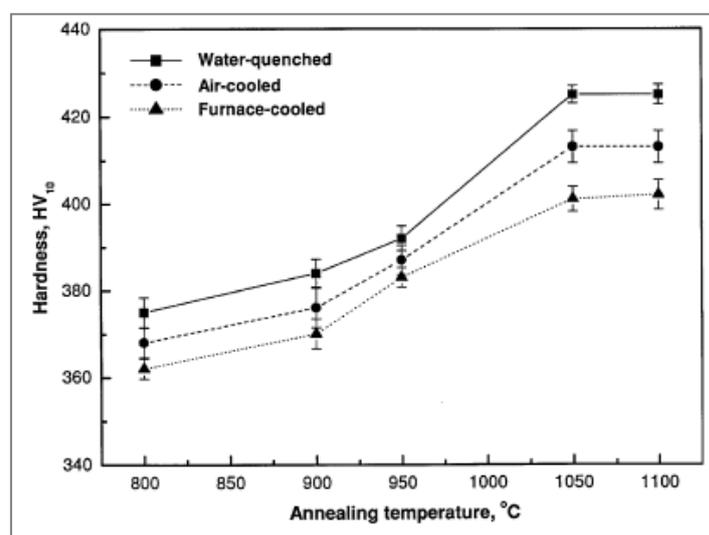


Figure A-5 : Effet de la température de trempe et du mode de refroidissement sur la dureté du Ti-6Al-4V [JOV06]

L'explication de ces différences de dureté est complexe car la dureté après traitements thermiques peut tout aussi bien varier avec la proportion volumique des phases qu'avec la nature et la structure cristallographique de ces phases. Il est couramment admis que la dureté intrinsèque de la phase martensitique orthorhombique α'' est plus faible que les phases α et α' qui sont toutes les

deux hexagonales compactes. Ceci est confirmé par les résultats trouvés par Vilaro et al. [VIL11] et Imam et Gilmore [IMA83] qui, pour des trempes dans un domaine de température intermédiaire (de 800 à 927°C), montrent que la dureté du Ti-6Al-4V est moins importante que celle du Ti-6Al-4V refroidi dans des conditions proches de l'équilibre. Concernant la phase α' , les avis divergent entre les auteurs : Castro et Seraphin [CAS66] ou Desalos [DES03] indiquent que la phase α' est moins dure que la phase α alors que Hadj Sassi [HAD77] affirme le contraire.

Fopiano et al. [FOP69] ont étudié l'évolution du changement de dureté de l'alliage de Ti-6Al-4V à la suite d'une trempe dans les domaines $\alpha + \beta$ ou β suivi d'un vieillissement. Ces auteurs ont observé que la variation de dureté est assujettie à la décomposition de la martensite α' (produite après trempe) ou à la production supposée de α_2 lors du vieillissement mais aussi aux deux phénomènes intervenant conjointement. Néanmoins, la cinétique de décomposition de la phase α' est plus rapide que la formation de la phase α_2 comme schématisé en Figure A-6a. Cette schématisation de la cinétique des transformations de phases provient d'une analyse des résultats de dureté de Fopiano montrant que pour certains traitements thermiques de vieillissement, deux pics de dureté peuvent apparaître comme montré en Figure A-6b. De même, il est noté que les trempes réalisées à hautes températures contribuent à obtenir des duretés finales plus importantes après vieillissement.

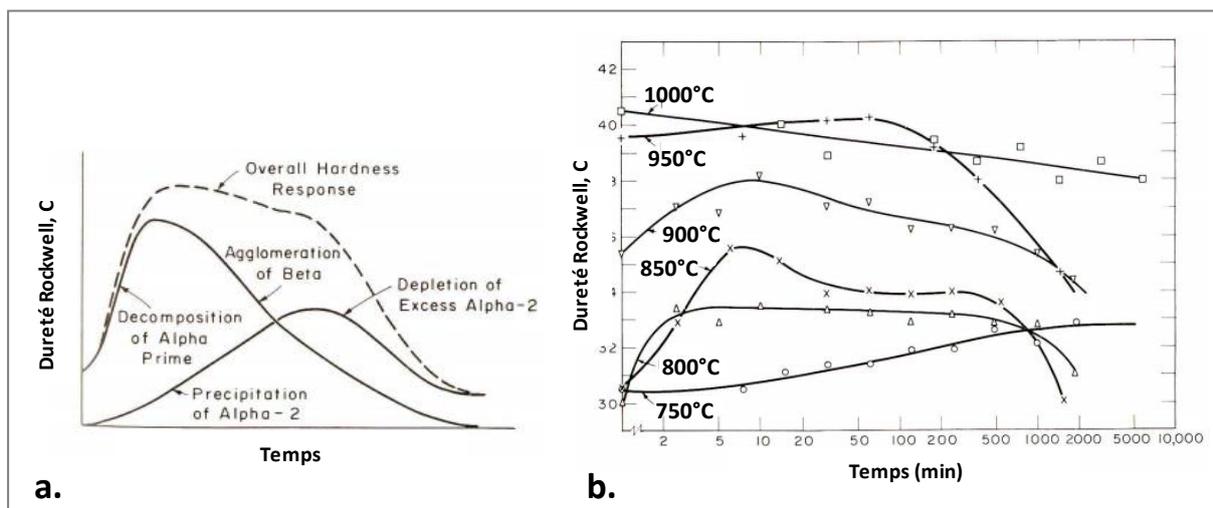


Figure A-6 : (a.) Courbes schématiques de l'évolution de la dureté en fonction du temps et des transformations métallurgiques associées (cas d'une trempe d'un alliage Ti-6Al-4V à 850°C suivi d'un vieillissement à 538°C) (b.) Dureté en fonction de la durée du vieillissement à 538°C après une trempe réalisée à une température comprise entre 750°C et 1000°C [FOP69]

Les résultats obtenus par Gil Mur et al. [GIL06] concernant la dureté après une trempe à 1050°C suivi d'un recuit à différentes températures démontrent que ce dernier traitement influence la dureté finale du Ti-6Al-4V comme montré en Figure A-7a. Ces différences proviennent de la variation de la fraction volumique de phase α' décomposée en phase α . Si la fraction volumique de phase α' est égale à 1 après la trempe, la dureté du Ti-6Al-4V est minimale. Sa dureté augmente au fur et à mesure de la décomposition de la phase α' en $\alpha + \beta$ pendant le recuit qui est d'autant plus grande que la température et le temps sont importants. Ainsi, Gil Mur et al. ont établi une cartographie d'iso-duretés en fonction du temps et de la température de recuit présentée en Figure

A-7b. Selon les auteurs, la dureté maximale du Ti-6Al-4V après retour à l'ambiante est obtenue après un recuit à 800°C correspondant à la décomposition complète de la phase α' .

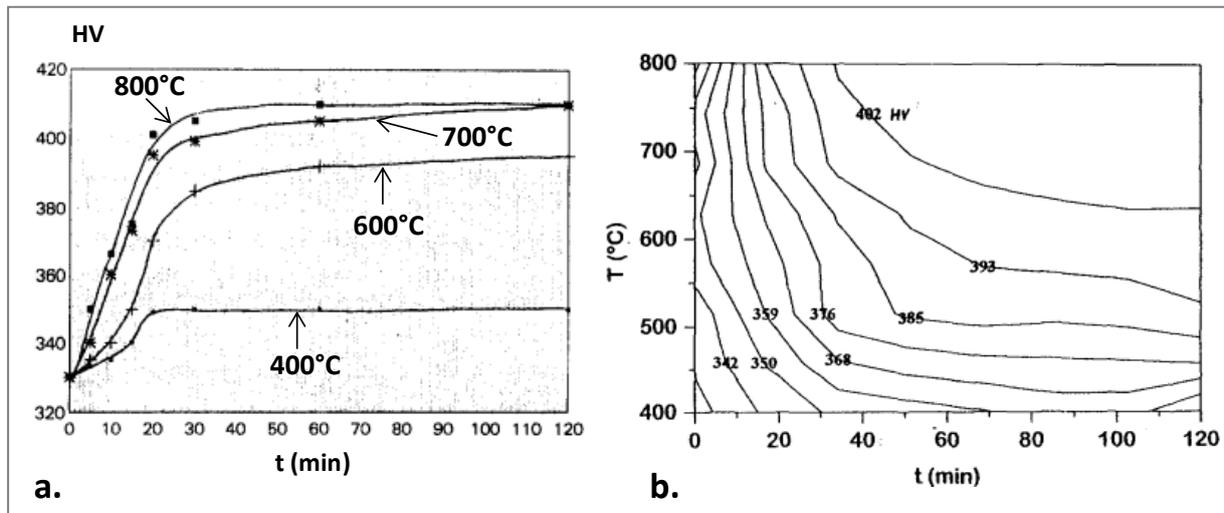


Figure A-7 : (a.) Evolution de la dureté en fonction du temps et de la température de recuit pour un Ti-6Al-4V trempé à 1050°C (b.) Cartographie des iso-duretés en fonction du temps et de la température de recuit pour un Ti-6Al-4V trempé à 1050°C [GIL06]

Traitements thermiques et caractéristiques mécaniques

Lee et al. [LEE90] ont observé les variations du module d'Young du Ti-6Al-4V en fonction de la température de trempe comme indiqué en Figure A-8a. Le module d'Young du Ti-6Al-4V après retour à température ambiante est minimum pour la température de trempe de 800°C. Selon les auteurs, cette singularité vis-à-vis du module d'Young provient de la microstructure $\alpha'' + \beta$ générée après trempe. En effet, ce module d'Young de 108 GPa est inférieur à celui de la phase α' ou α (113 GPa) qui sont présentes après une trempe aux basses températures (550°C) ou aux hautes températures (1200°C). Un recuit dès les basses températures (200°C) permet d'augmenter la valeur du module d'Young. La Figure A-8b permet de noter l'augmentation de la valeur du module d'Young en fonction du temps de vieillissement à 200°C pour les trois températures de trempe (800, 1000 et 1200°C) démontrant une déstabilisation de la phase α'' comme α' en une phase α à une température de recuit aussi basse. Lee et al. [LEE90] soulignent également qu'un vieillissement à 550°C accélère l'accroissement du module d'Young en fonction du temps.

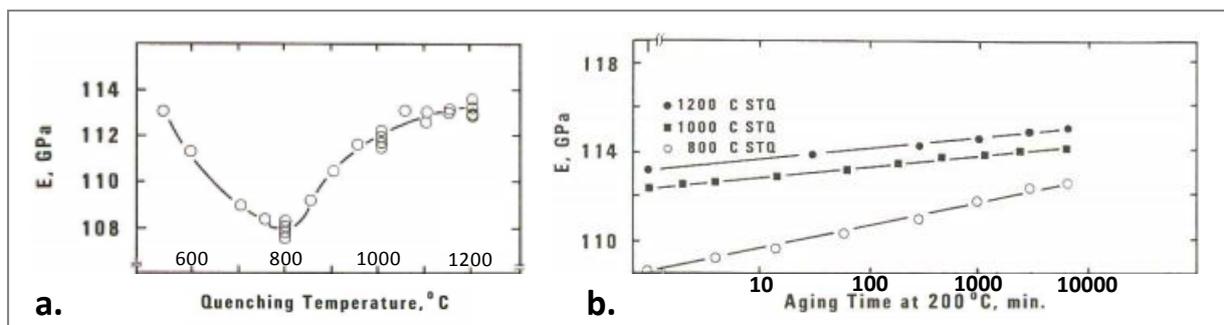


Figure A-8 : Evolution du module d'Young du Ti-6Al-4V en fonction de la température de trempe (a.) ainsi que du temps de vieillissement à 200°C (b.) [LEE90]

L'effet de la température d'un recuit d'une heure suivi d'un refroidissement à l'eau sur la limite d'élasticité, l'allongement à la rupture, la striction et la résistance mécanique du Ti-6Al-4V a été étudié par Sherman et Kessler [SHE56]. La Figure A-9 montre que la résistance mécanique croît si le recuit est effectué dans le domaine $\alpha + \beta$ puis stagne si il est effectué dans le domaine β . La limite d'élasticité présente un minimum vers 825°C, c'est-à-dire qu'elle décroît pour des températures comprises entre 700°C et 825°C et croît entre 825°C et 900°C. Entre 900°C et 1000°C, la limite d'élasticité reste constante. Quant à la striction, elle varie peu entre 700°C et le transus β puis décroît fortement au-delà du transus. Par contre, l'allongement à la rupture augmente légèrement de 700°C à 850°C puis décroît sensiblement au-delà de 850°C.

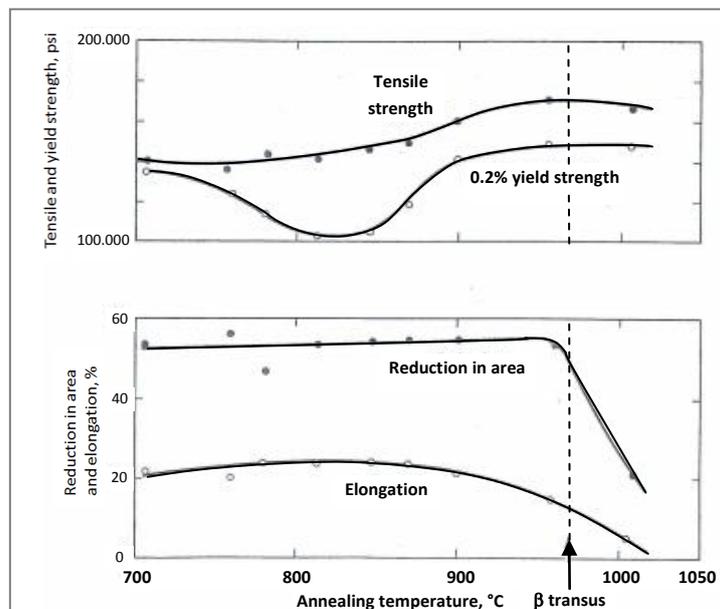


Figure A-9 : Influence de la température d'un recuit d'une heure suivi d'un refroidissement à l'eau sur les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V [SHE56]

Annexe 3 : Modélisation dynamique du matériau et cartographies du procédé : application au Ti-6Al-4V.

La méthode de modélisation dynamique du matériau appelé Dynamic Material Model (DMM) permet d'unifier le comportement mécanique et le développement de la microstructure d'un matériau. Selon Malas et Seetharaman [MAL92], cette méthode a été développée afin de répondre au besoin concernant la description macroscopique de certains phénomènes comme la fissuration ou la formabilité des matériaux à chaud. Les cartographies obtenues par l'intermédiaire de cette méthode permettent de définir des domaines $T - \dot{\epsilon}$ dans lesquels le matériau est superplastique ou est sensible à la formation de bandes de cisaillement adiabatiques. Les cartographies définies par les différents auteurs permettent de donner un ordre d'idée des valeurs limites en température et en vitesse de déformation encadrant les domaines de bandes de cisaillement adiabatique, de superplasticité ou de recouvrement dynamique du matériau considéré.

Méthodologie

Le fondement de cette méthode est basé sur la modélisation développée par Wellstead [WEL79] définissant un système comme étant un transformateur d'énergie. Dans un système matériau – procédé, le matériau sous contrainte mécanique peut être considéré comme un dissipateur d'énergie soit en produisant de la température soit en l'emmagasinant de façon à réorganiser voire transformer sa microstructure. Dans le cas d'un chargement mécanique à température donnée, les équations décrivant ces phénomènes de dissipation d'énergie relient la contrainte mécanique à la température et à la vitesse de déformation. En effet, la Figure A-10a montre une représentation schématique de l'évolution de la contrainte d'écoulement σ en fonction de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$, à une déformation ϵ et une température T données.

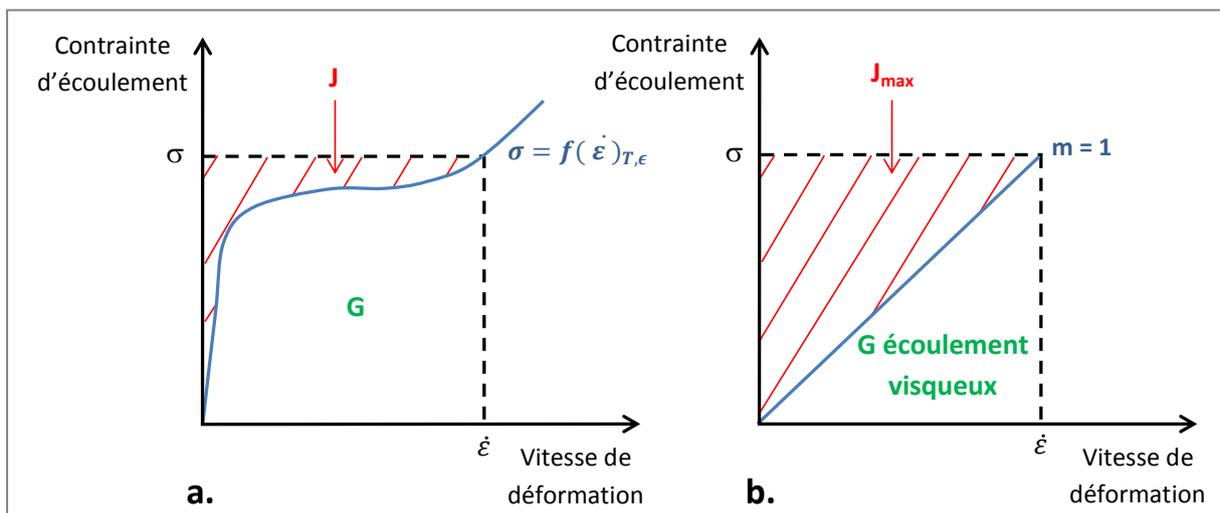


Figure A-10 : (a.) Représentation schématique des termes G et J pour un matériau dont l'équation constitutive est définie par $\sigma = f(\dot{\epsilon})_{T, \epsilon}$ (b.) Représentation schématique des termes G et J pour un matériau dissipateur d'énergie parfait ($m = 1$) [PRA84]

Il peut être ainsi établi les relations Eq. A-4 puis Eq. A-5 concernant la puissance P absorbée par le matériau durant la déformation plastique :

$$P = G + J \quad (\text{Eq. A-4})$$

$$\int d(\sigma \dot{\epsilon}) = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (\text{Eq. A-5})$$

avec G , le terme représentant la puissance dissipée dans le matériau par le travail plastique dont la majeure partie est dissipée en chaleur et J le terme relatif à la puissance utilisée pour les transformations métallurgiques lors d'un chargement mécanique. En utilisant m le coefficient correspondant à la sensibilité à la vitesse de déformation donnée par l'équation Eq. A-6, J s'écrit (Eq. A-7) :

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \quad (\text{Eq. A-6})$$

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = \frac{\sigma \dot{\epsilon} m}{m+1} \quad (\text{Eq. A-7})$$

Lorsque le matériau est considéré comme parfaitement superplastique, il se comporte comme un dissipateur d'énergie parfait comme le montre la Figure A-10b. Dans ce cas, la valeur de m est égale à 1 et la valeur de J atteint sa valeur maximale $J_{\max} = \frac{1}{2} \sigma \dot{\epsilon}$. A l'inverse, lorsque $m = 0$, le matériau ne se déforme pas lors d'un chargement mécanique. Prasad et al. [PRA84] ont ainsi défini un critère représentant la capacité que possède un matériau à dissiper l'énergie fournie. Ainsi, le coefficient η_M est introduit et calculé par l'équation Eq. A-8.

$$\eta_M = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (\text{Eq. A-8})$$

La variation de ce paramètre avec la température et la vitesse de déformation contribue à créer une cartographie du procédé ou « processing map » dont il sera question par la suite. Les isovaleurs de η_M représentées sur cette cartographie conduisent à délimiter et à différencier des domaines $T - \dot{\epsilon}$ où différents mécanismes d'évolution microstructurale apparaissent comme la recristallisation, la restauration dynamique, les transformations métallurgiques et la globularisation des structures lamellaires du Ti-6Al-4V.

Selon Krishna et al. [KRI97] citant les travaux de Kumar [KUM87] et Prasad [PRA90], un critère de continuité de la matière $\zeta(\dot{\epsilon})$ exprimant l'instabilité de l'écoulement de la matière lors de la déformation à chaud est superposé à cette première cartographie des isovaleurs de η_M . Selon Prasad et Seshacharyulu [PRA98], les principales manifestations de ces instabilités au niveau de la microstructure sont la formation de bandes de cisaillement adiabatique, des déformations localisées, le vieillissement dynamique par déformation ou maclage. Ce critère d'instabilité est défini par l'équation Eq. A-9.

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln (\dot{\epsilon})} + m < 0 \quad (\text{Eq. A-9})$$

D'autres critères d'instabilité ont été proposés par Malas et Seetharaman [MAL92] prenant en compte, comme Prasad [PRA90], la vitesse de déformation (Eq. A-10 et Eq. A-11) mais aussi la température (Eq. A-12 et Eq. A-13) comme paramètres variables.

$$0 < m \leq 1 \quad (\text{Eq. A-10})$$

$$m' = \frac{\partial m}{\partial (\log \dot{\epsilon})} < 0 \quad (\text{Eq. A-11})$$

$$s \geq 1 \quad (\text{Eq. A-12})$$

$$s' = \frac{\partial s}{\partial (\log \dot{\epsilon})} < 0 \quad (\text{Eq. A-13})$$

avec s un paramètre dépendant de la température et donné par la relation Eq. A-14.

$$s = \left(\frac{1}{T}\right) \left[\frac{d(\ln \sigma)}{d(1/T)} \right]_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \quad (\text{Eq. A-14})$$

L'ensemble de ces critères vont être utilisés par la suite afin de définir les différentes zones d'instabilités selon les différents chargements thermomécaniques effectués sur les alliages de titane.

Cartographies du procédé

De nombreux auteurs ont établi des cartographies $T - \dot{\epsilon}$ dans les alliages de titane comme Prasad et al. [PRA84] dans le Ti-6242 ou comme Krishna et al. [KRI97] dans le quasi alpha IMI685 (Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.2Si). Les cartographies qui vont être présentées ont été réalisées sur le Ti-6Al-4V dont la structure est équiaxe $\alpha + \beta$.

Prasad et Seshacharyulu [PRA98] ont tracé les isovaleurs du facteur de dissipation d'énergie η_M sur la cartographie $T - \dot{\epsilon}$ présentée en Figure A-11a pour le Ti-6Al-4V mis en forme à chaud. Pour les faibles vitesses de déformation ($\dot{\epsilon} < 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), deux domaines à forte dissipation d'énergie ont été distingués. Le premier entre 750°C et 950°C est celui où se trouve le pic de dissipation d'énergie correspondant à $\eta_M = 60\%$ avec $m = 0.45$ pour $T = 800^\circ\text{C}$ et $\dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$. En règle générale, les valeurs de m se trouvant entre 0.4 et 0.5 sont typiques du domaine dans lequel le matériau est superplastique. Le second domaine se trouve au dessus de 1050°C et possède des valeurs de dissipation d'énergie importantes mais bien moindres par rapport au premier domaine. Le maximum atteint par η_M est égal à 46% soit $m = 0.3$ pour $T = 1100^\circ\text{C}$ et $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. En se référant aux résultats présentés dans le Chapitre 2 concernant la superplasticité du Ti-6Al-4V, ce second domaine est celui où le grossissement et la recristallisation dynamique de la phase β se déroulent.

Une étude similaire a été effectuée par Seshacharyulu et al. [SES00] dont la cartographie $T - \dot{\epsilon}$ du Ti-6Al-4V est donnée en Figure A-11b pour une déformation de 0.5. Les résultats obtenus corroborent ceux de Prasad et Seshacharyulu [PRA98] concernant les domaines de superplasticité et de recristallisation de la phase β mais avec toutefois des coefficients de dissipation d'énergie η_M un peu plus faibles.

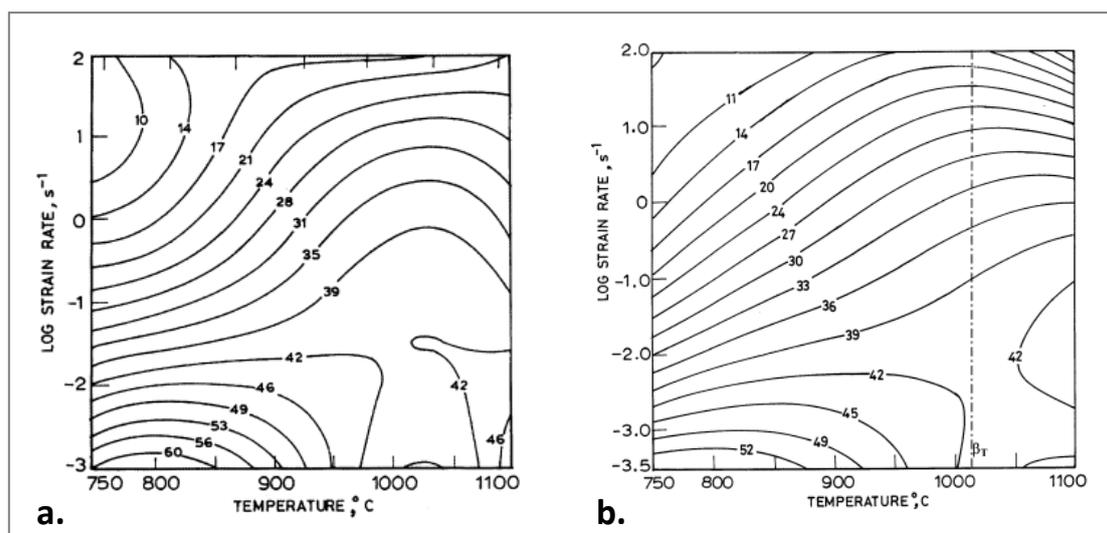


Figure A-11 : (a.) Cartographie T - $\dot{\epsilon}$ du facteur de dissipation d'énergie η_M (en %) d'un Ti-6Al-4V de structure équiaxe $\alpha + \beta$ contenant 1000 ppm d'oxygène [PRA98]
 (b.) Cartographie T - $\dot{\epsilon}$ du facteur de dissipation d'énergie η_M (en %) d'un Ti-6Al-4V de structure équiaxe $\alpha + \beta$ pour une déformation de 0.5 [SES00]

Certains auteurs [PRA00] ont réalisé une étude sur l'instabilité de l'écoulement en utilisant le critère définie par la relation Eq. A-9. La Figure A-12a montre la cartographie T - $\dot{\epsilon}$ des isovaleurs du paramètre $\zeta(\dot{\epsilon})$ pour une déformation de 0.5. Pour une température de 750°C, des instabilités de l'écoulement ($\zeta(\dot{\epsilon}) < 0$) apparaissent pour une vitesse de déformation supérieure à 10^{-2} s^{-1} . Au fur et à mesure que la température augmente, la valeur limite de la vitesse de déformation doit être supérieure avant d'atteindre cette instabilité. Néanmoins, pour $\dot{\epsilon} > 10 \text{ s}^{-1}$, ce régime instable est atteint quelle que soit la température comprise entre 750 et 1100°C. Lors de ces essais, les instabilités correspondent à une localisation de la déformation dans des bandes de cisaillement adiabatique. De plus, l'augmentation conjointe de la température et de la vitesse de déformation tend à réduire la valeur du facteur d'instabilité d'écoulement $\zeta(\dot{\epsilon})$ conduisant à un risque accru de la formation de bandes de cisaillement adiabatique.

Une étude réalisée par Prasad et al. [PRA01] synthétise l'ensemble de ces résultats en représentant une cartographie des différents mécanismes opérant en fonction de la température et de la vitesse de déformation comme présenté en Figure A-12b. Dans cette étude, il est identifié que le mécanisme opérant entre le domaine superplastique et celui privilégiant la formation de bandes de cisaillement adiabatique est la restauration dynamique. Ce mécanisme est parfois appelé polygonisation où les dislocations opposées s'annihilent et les dislocations identiques se rassemblent en parois ou en sous-joints.

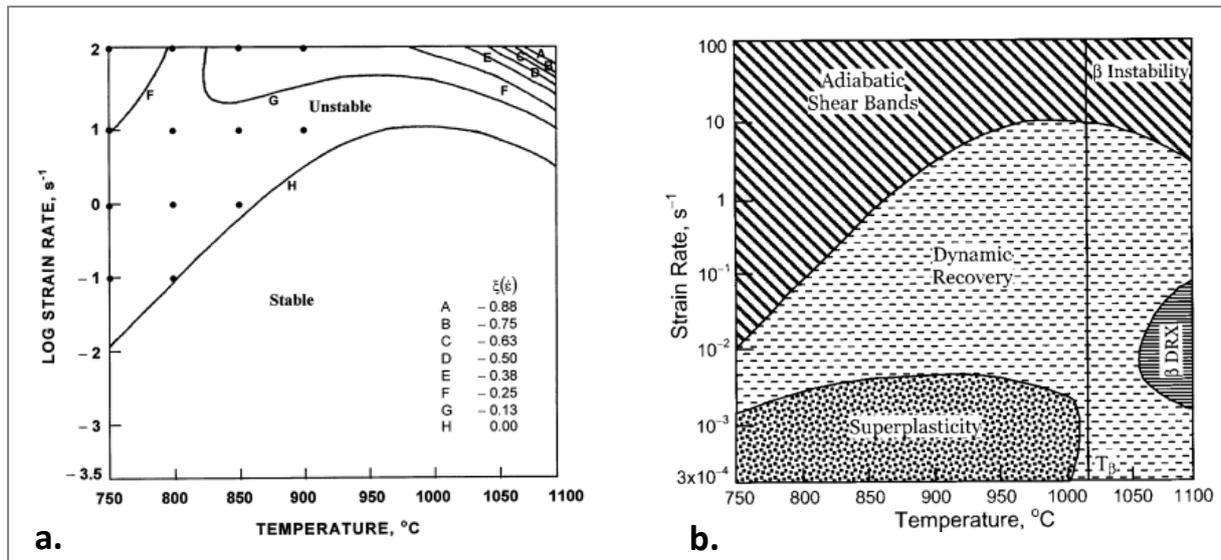
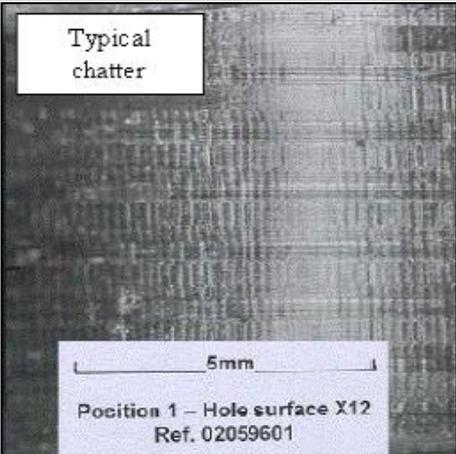
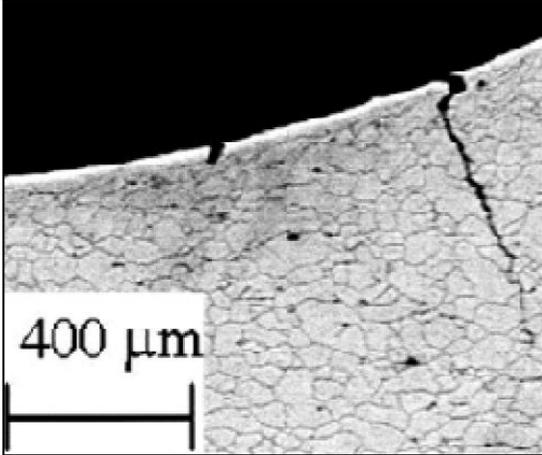
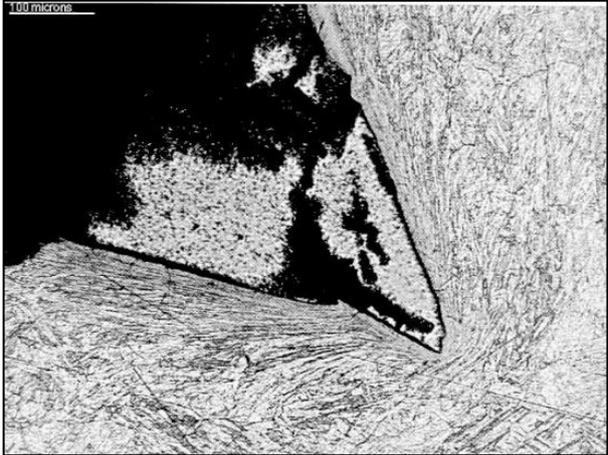
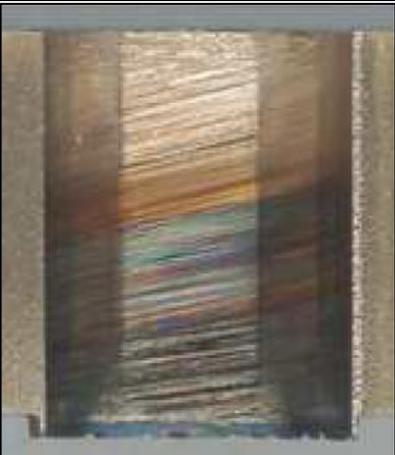
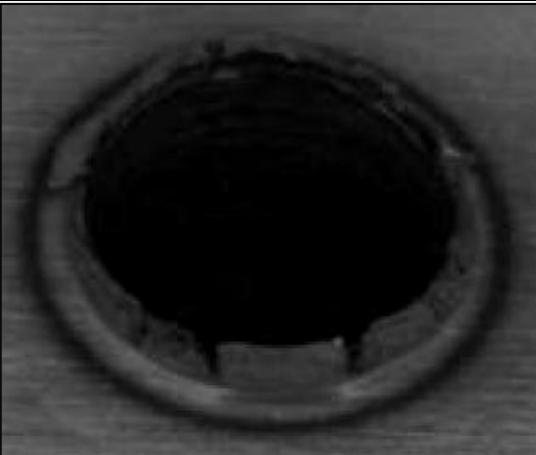
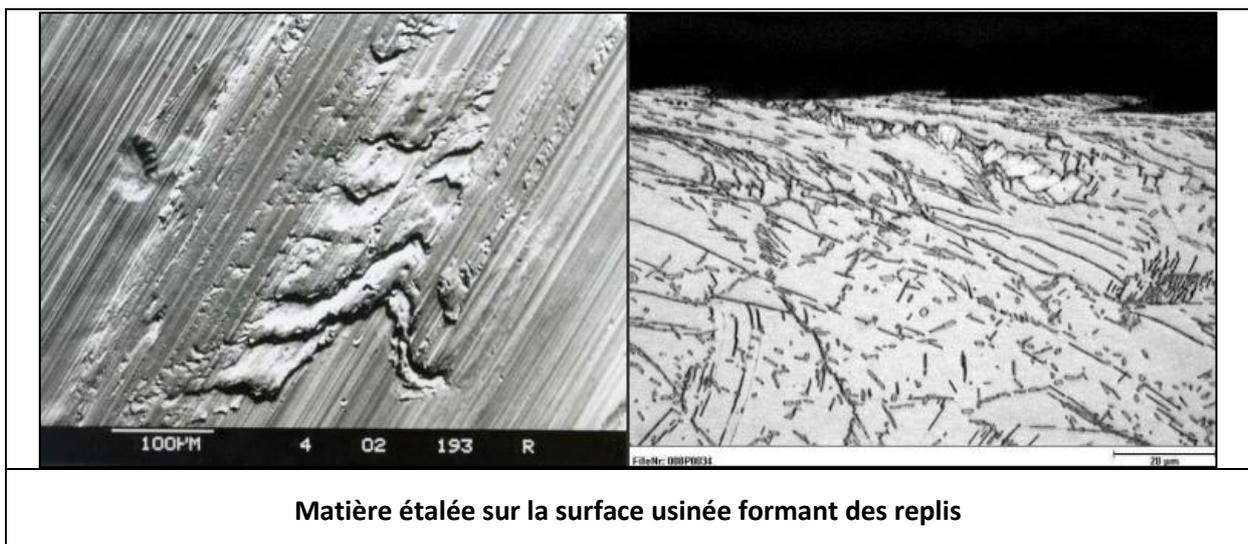
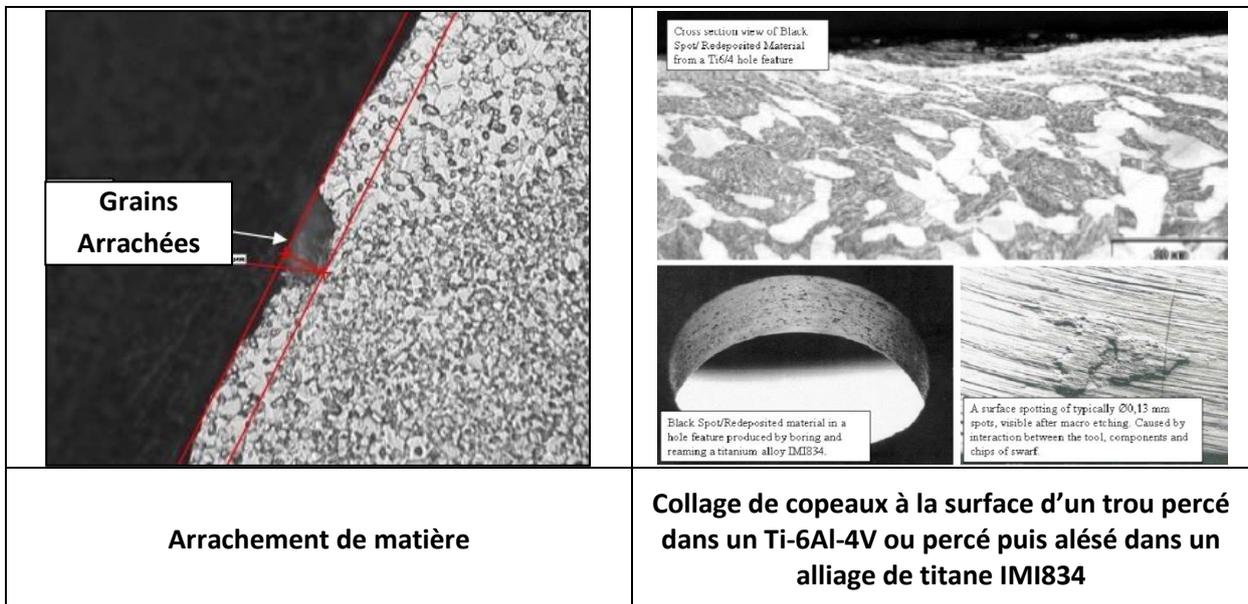
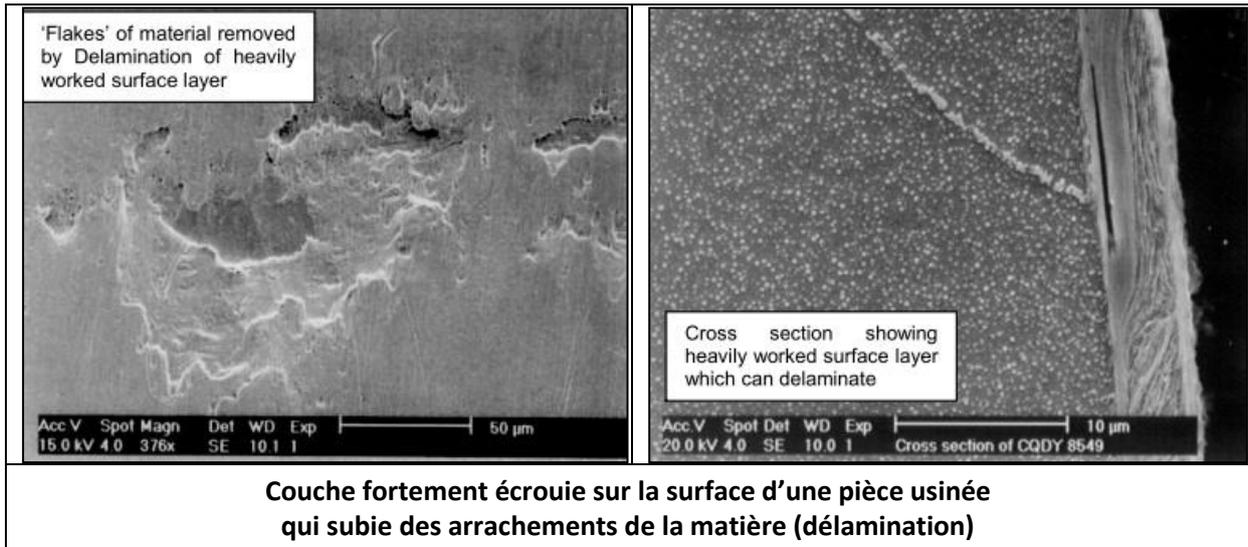


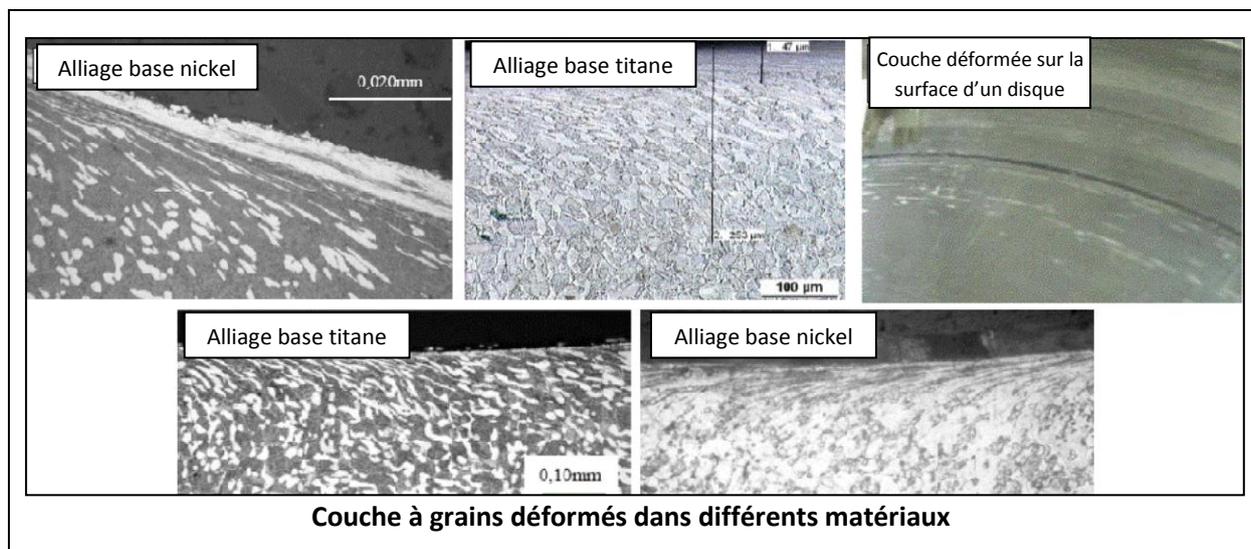
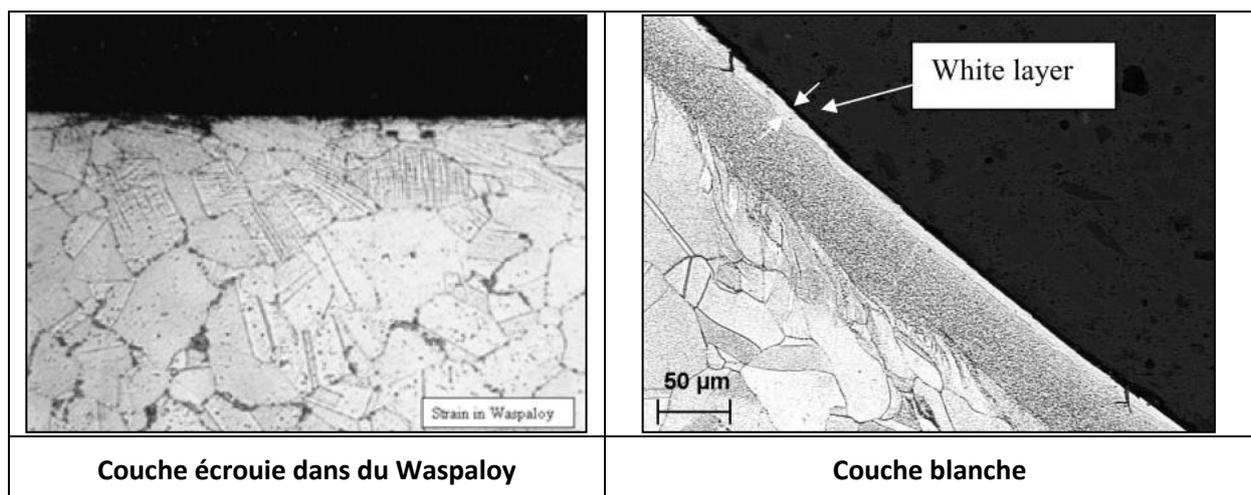
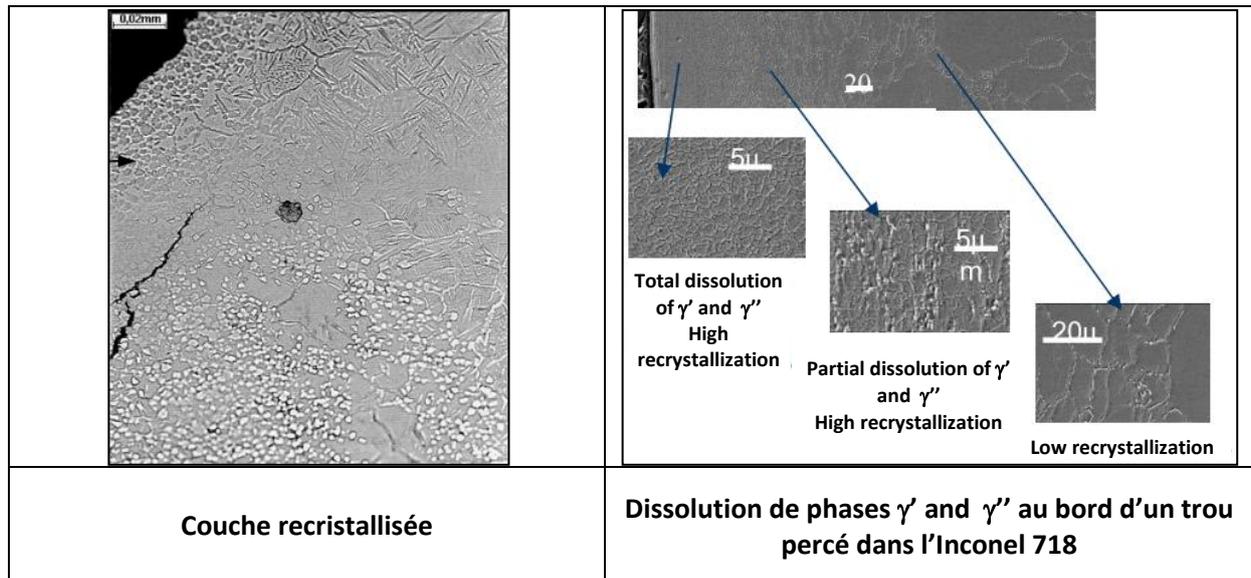
Figure A-12 : (a.) Cartographie de l'instabilité de l'écoulement représentant les isovaleurs du paramètre $\zeta(\dot{\epsilon})$ pour un Ti-6Al-4V déformé à 0.5 [PRA00]
 (b.) Cartographie représentant les différents mécanismes opérant dans un Ti-6Al-4V en fonction de la température et de la vitesse de déformation [PRA01]

Annexe 4 : Images illustrant les anomalies géométriques répertoriées par le projet ManHIRP [DUT11]

	
<p style="text-align: center;">Marques de vibration à la surface d'un trou</p>	<p style="text-align: center;">Aspect « peau d'orange » sur une pièce de Ti-6Al-4V tournée</p>
	
<p style="text-align: center;">Fissuration du matériau</p>	<p style="text-align: center;">Arête de coupe d'un outil en WC-Co incrustée dans un disque en acier</p>
	
<p style="text-align: center;">Coloration de la surface d'un trou après perçage dans un Inconel 718</p>	<p style="text-align: center;">Bavure en sortie de perçage dans un Inconel 718</p>



Annexe 5 : Images illustrant les anomalies métallurgiques répertoriées par le projet ManHIRP [DUT11]



Annexe 6 : Principe et protocole expérimental des essais de Couple Outil Matière (COM)

Principe

Le Couple Outil Matière appelé aussi COM est une méthodologie permettant de déterminer les conditions de coupe optimales pour l'usinage d'un matériau donné avec un outil donné (géométrie, revêtement, nuance,...) et pour un environnement donné. Cette étude se divise en deux parties. La première consiste à trouver des plages de conditions de coupe dans lesquelles l'usinage se déroule correctement. Le domaine ainsi déterminé est dit de fonctionnement. La seconde partie comporte des essais de durée de vie de l'outil dans ce domaine de fonctionnement. Seule, la première partie de la méthodologie du COM est abordée ici.

Le principe du COM est de trouver des plages de paramètres de coupe permettant de minimiser les contraintes mécaniques appliquées sur l'outil. Pour pouvoir calculer de façon macroscopique ces contraintes, les critères d'effort spécifique de coupe K_c (N.mm⁻²) en tournage et en perçage et d'énergie spécifique de coupe W_c (W.min.cm⁻³) ont été définis et sont établis en fonction des conditions de coupe par les relations Eq. A-15 et Eq. A-16 :

$$K_c = \frac{F_c}{A_D} = \frac{F_c}{f \cdot ap} \quad (\text{Eq. A-15})$$

$$W_c = \frac{P_c}{Q} = \frac{P_c}{ap \cdot V_c \cdot f} \quad (\text{Eq. A-16})$$

avec A_D la section coupée (mm²), Q le débit de copeaux (cm³/min), P_c la puissance de coupe (W), ap la profondeur de passe (mm), K_c (N.mm⁻²), W_c (W/cm³.min⁻¹), V_c la vitesse de coupe (m/min) et f l'avance par tour (mm/tr).

En tournage, l'évolution du K_c en fonction des différents paramètres de coupe est décomposée en trois zones représentées schématiquement sur la Figure A-13.

La seconde zone de la courbe du K_c en fonction des paramètres de coupe représente le domaine COM. Cet intervalle correspond à la zone où les conditions de coupe sont optimales : le mode de déformation principal amenant à la formation du copeau est piloté par les phénomènes d'adoucissement thermique du matériau dans la zone de cisaillement primaire (ZCP) minimisant ainsi les contraintes à appliquer sur le matériau usiné tout en permettant une déformation plastique importante. L'augmentation des conditions d'usinage et principalement de la vitesse de coupe permet de diminuer la valeur de l'effort spécifique de coupe. La raison provient de la génération d'une température plus importante dans la matière à usiner facilitant le cisaillement du matériau.

Afin de définir des plages d'utilisation pour chacun des paramètres de coupe, des droites moyennes sont tracées : la première dans la zone décroissante en K_c pour les faibles conditions de coupe, la seconde sur le plateau de K_c et la troisième dans la zone croissante. Les intersections entre ces droites donnent des points d'inflexion limitant verticalement les différentes zones comme montré sur la Figure A-13. Les abscisses de ces points donnent des valeurs minimale P_{\min} et maximale

P_{max} des paramètres de coupe (avec P représentant soit Vc, f ou ap dans le cas du tournage) du domaine COM.

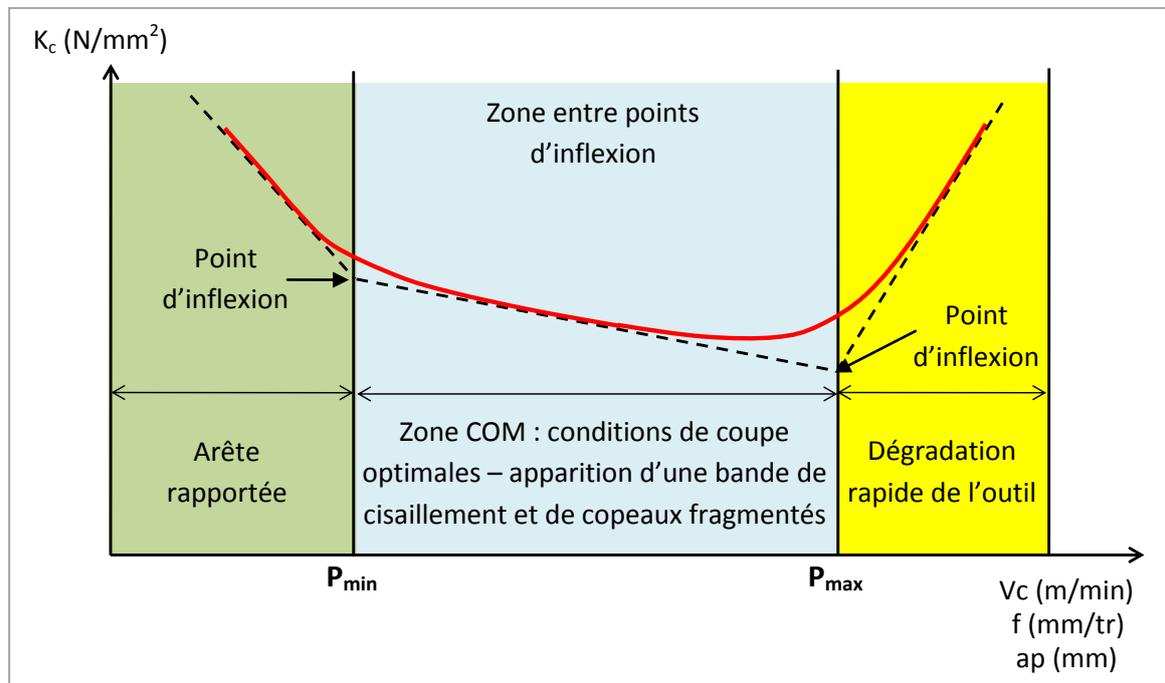


Figure A-13 : Schématisation de l'évolution de l'effort spécifique de coupe en fonction des paramètres de coupe dans le cas du tournage

Dans le cadre d'un outil rond comme celui utilisé dans l'étude, f et ap permettent de définir l'épaisseur maximale de copeau h_c^{max} par l'équation suivante (Eq. A-17) :

$$h_c^{max} = 2f \sqrt{\frac{ap}{D_{out}} \left(1 - \frac{ap}{D_{out}}\right)} \quad (\text{Eq. A-17})$$

avec D_{out} le diamètre de l'outil rond. De façon globale, il est généralement défini h_c^{min} l'épaisseur de copeau minimum en dessous de laquelle le risque d'arête rapportée est important. Cette valeur h_c^{min} dépend en grande partie de la géométrie de l'outil de coupe. Par contre, les valeurs de $V_{c_{min}}$ et $V_{c_{max}}$ varient principalement en fonction du couple matériaux usiné-usinant et de l'environnement de coupe.

Protocole expérimental

Avant de déterminer les différentes plages du domaine COM, la première étape consiste à trouver un point de fonctionnement connu où la coupe se déroule correctement. Dans le cas du tournage, le triplet, vitesse de coupe, avance et profondeur de passe, relatif au point de fonctionnement est noté $(V_{c_{fonc}}, f_{fonc}, ap_{fonc})$.

Ensuite, il est réalisé une première série d'essais d'usinage en faisant varier l'avance f et en figeant la vitesse de coupe et la profondeur de passe respectivement à $V_{c_{fonc}}$ et ap_{fonc} . Lors de

chaque essai, l'effort de coupe est mesuré et l'effort spécifique de coupe est calculée par la relation Eq. A-15. A la fin de la série d'essais, une courbe similaire à celle de la Figure A-13 est obtenue et permet de déterminer les valeurs minimale f_{\min} et maximale f_{\max} de la plage COM.

Une deuxième série d'essais est réalisée de la même manière en faisant varier uniquement la vitesse de coupe. Les paramètres fixés ont pour valeur $ap = ap_{\text{fonc}}$ et $f = f_{\text{util}} > 1.15 * f_{\min}$. Le choix de la valeur de cette avance est réalisé pour éviter de dégrader l'outil en choisissant des conditions de coupe dans la zone COM. De la même façon que pour la première série, les valeurs de vitesse de coupe minimale $V_{c_{\min}}$ et maximale $V_{c_{\max}}$ sont ainsi définies. Afin de déterminer ap_{\min} et ap_{\max} , une troisième série d'essais où seule ap varie est effectuée en prenant $f = f_{\text{util}}$ et $V_c = V_{c_{\text{util}}} > 1.15 * V_{c_{\min}}$.

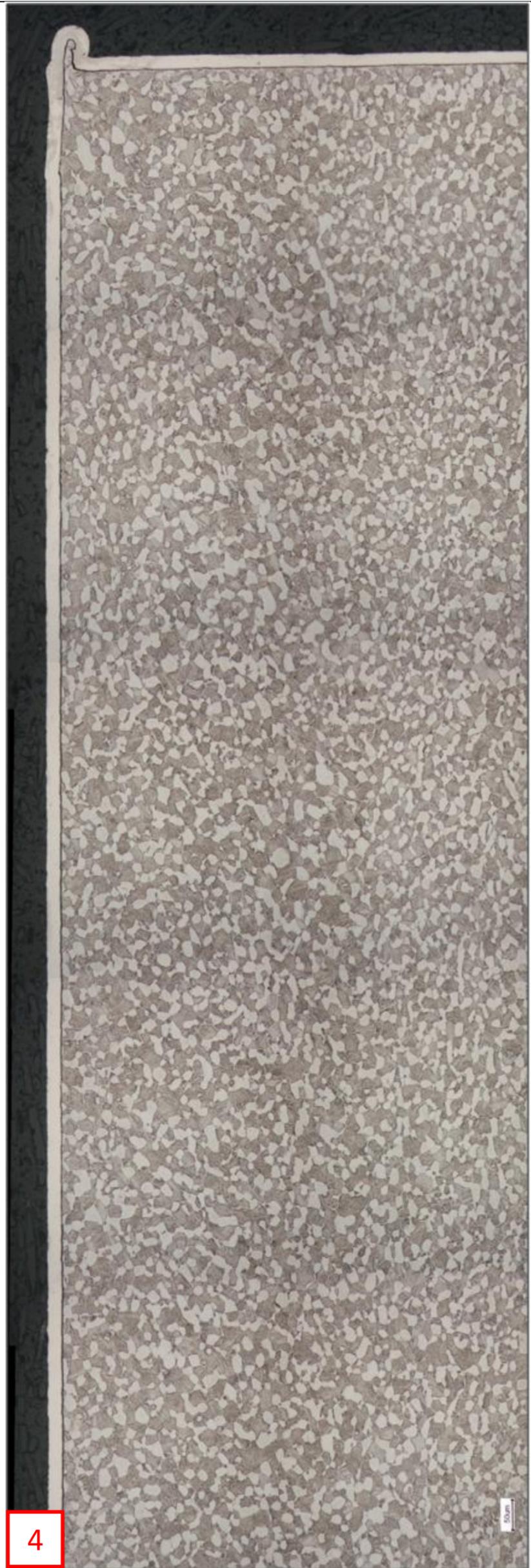
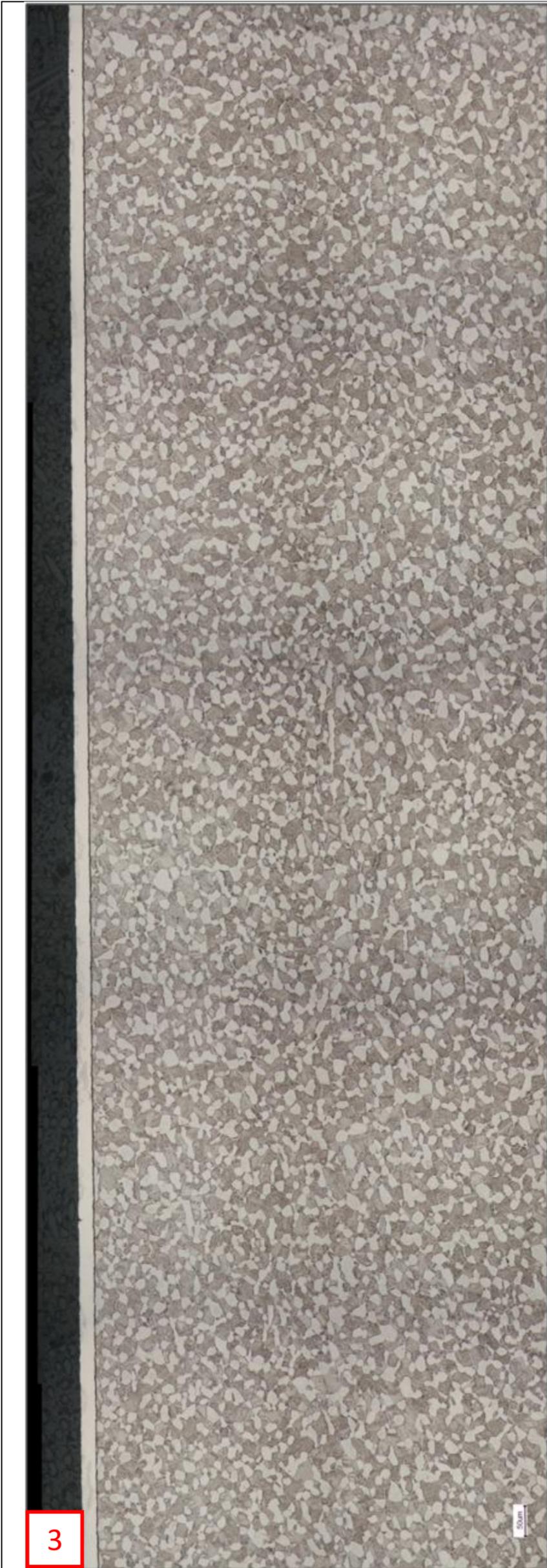
Un récapitulatif du protocole d'essais utilisé est donné en Table A-3 :

	Première série	Deuxième série	Troisième série
Paramètres fixés	$V_c = V_{c_{\text{fonc}}}$ $ap = ap_{\text{fonc}}$	$f = f_{\text{util}}$ $ap = ap_{\text{fonc}}$	$V_c = V_{c_{\text{util}}}$ $f = f_{\text{util}}$
Paramètre variable	f	V_c	ap
Limites de la plage COM	f_{\min} f_{\max}	$V_{c_{\min}}$ $V_{c_{\max}}$	ap_{\min} ap_{\max}

Table A-3 : Récapitulatif des séries d'essais à réaliser selon la méthodologie COM et détermination des limites du domaine COM obtenues pour chacune de ces séries

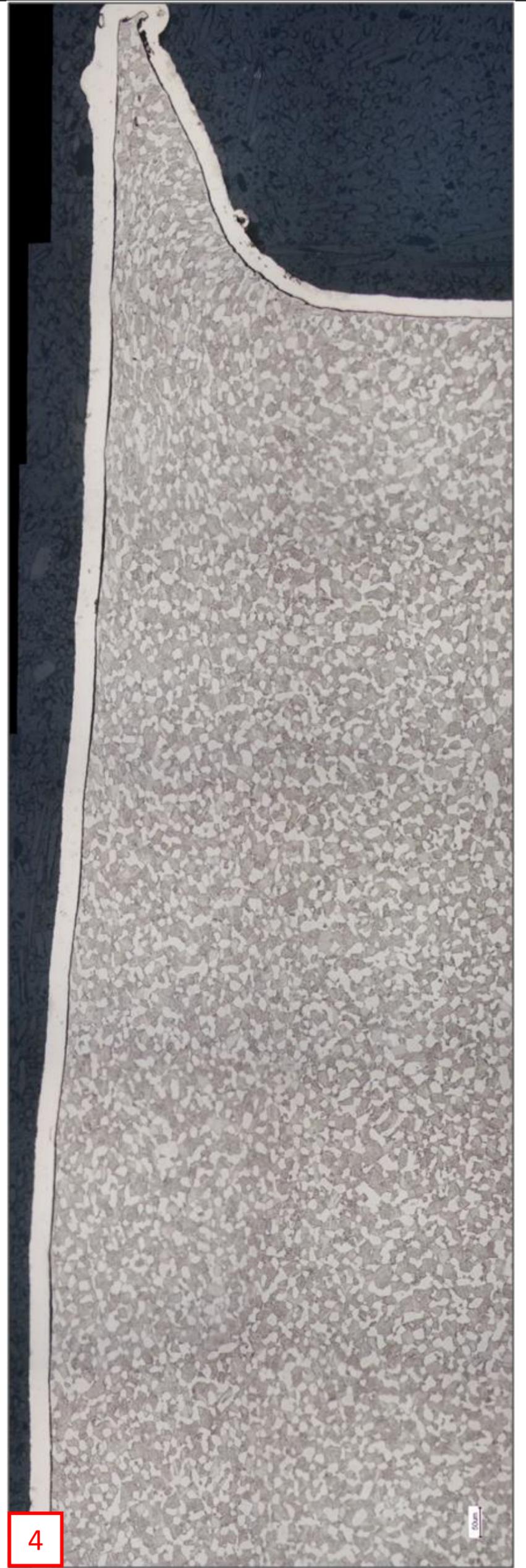
Annexe 7 : Micrographie réalisée selon la direction d'avance de la surface usinée
à $V_c = 125$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr



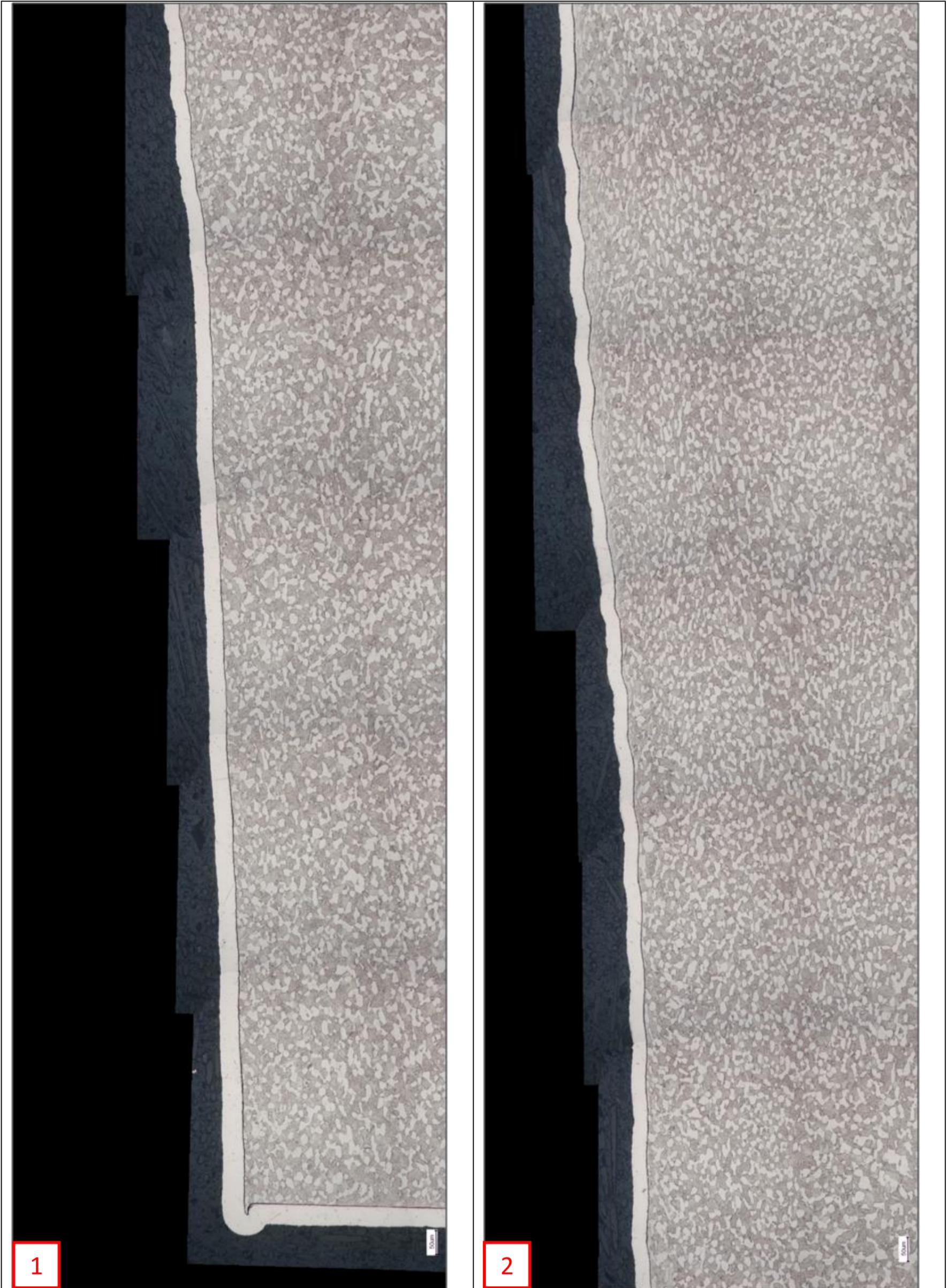


**Annexe 8 : Micrographie réalisée selon la direction d'avance de la surface usinée
à $V_c = 250$ m/min et $f = 0.25$ mm/tr**





Annexe 9 : Micrographie réalisée selon la direction d'avance de la surface usinée
à $V_c = 350$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr





Annexe 10 : Certificat de conformité matière des lopins Ti-6Al-4V de chez TIMET utilisés lors de la thèse

	TIMET SAVOIE	Déclaration de Conformité et Procès Verbal de Recette							
	62 avenue Paul Girod, 73400 UGINE FRANCE Telephone 33-4-79-89-73, Fax 33-4-79-37-57-24	Page 2 de 3							
N° de certificat 10457974/406454C-SN 25-JUL-2008 10:17:47 GMT	Commande client 920 755227	Adresse de facturation SNECMA Service Fournisseur ACR, Evry Cedex, 91003							
Analyses chimiques lingot									
(%)									
Sauf indication contraire, Analyses chimiques lingot réalisés à TIMET Savoie CEZUS, 62 avenue Paul Girod, UGINE, 73400, FR									
Echantillon	Sn	Mo	Zr	Cu	Fe	Mn	V	Al	C
Min Lim	-	-	-	-	-	-	3.50	5.50	-
Max Lim	0.100	0.100	0.100	0.100	0.30	0.100	4.50	6.75	0.0800
Bot	<0.010	<0.010	<0.005	<0.002	0.15	<0.005	4.17	6.44	0.0115
Top	<0.010	<0.010	<0.005	<0.002	0.15	<0.005	4.14	6.47	0.0114
Echantillon	O	N	B	Y	O+2N				
Min Lim	-	-	-	-	-				
Max Lim	0.2200	0.0500	0.0010	0.0050	0.3200				
Bot	0.1972	0.0069	<0.0010	<0.0010	0.2110				
Top	0.2004	0.0069	<0.0010	<0.0010	0.2142				
Conformités chimiques									
1. Cu, Mo, Mn, Sn, Zr: Chaque \leq 0.10% - Total \leq 0.20%									
2. AUTRES ELEMENTS: Chaque \leq 0.10% - Total \leq 0.20%									
3. H billette garanti $<$ 0.0060%									
Propriétés métallographiques									
Sauf indication contraire, essais réalisés à TIMET Savoie, 62 avenue Paul Girod, UGINE, 73400, FR									
Macrostructure selon DMR 24. Attaque bleue.									
Echantillon	Macro								
	Macr	Traitement thermique							
Min Lim	-								
Max Lim	3								
LOT	2	Etat de Livraison							
Microstructure selon DMD 0777-24 - Sens long - BRC									
Echantillon	Micro L PRD	Micro L OCC							
	Micr	Micr	Traitement thermique						
Min Lim	-	-							
Max Lim	-	-							
LOT	1.6-1.7;2.2	5.5	Etat de Livraison						
Microstructure traitée selon DMD 0777-24 - Sens long - Tête centre									
Echantillon	Beta Fleck								
	Micr	Traitement thermique							
Min Lim	-								
Max Lim	-								
TCTRE	CONFORME	Recuit: 970°C - 1h - Air							
 N° 140334			Ce certificat ne peut être reproduit, sauf entièrement, sans l'approbation écrite de TIMET.						
 N° 183701			Selon NF EN 10204-3.1 (01/05) et NF L00-15C						
							AS7114: Non Destructive Testing AS7108: Chemical processing		
<i>First in Titanium Worldwide</i>									



TIMET SAVOIE

Déclaration de Conformité et Procès Verbal de Recette

62 avenue Paul Girod, 73400 Ugine FRANCE
 Telephone 33-4-79-89-73, Fax 33-4-79-37-57-24

Page 3 de 3

N° de certificat

10457974/406454C-SN
 25-JUL-2008 10:17:47 GMT

Commande client

920 755227

Adresse de facturation

SNECMA
 Service Fournisseur ACR, Evry Cedex, 91003

Transus bêta calculé

Echantillon	TCtre oC	T oC	M oC	P / B oC	Delta oC	Traitement thermique
Min Lim	980	980	980	980	-	
Max Lim	1010	1010	1010	1010	20	
LOT	999	1003	1001	1002	4	Etat de Livraison

Conformités métallographiques

1. Fractoscopie: Garantie conforme.
2. CONTROLE ULTRASONORE CONFORME A:
3. - Méthode par immersion.
4. - DMC 0022 (Contrôle multizone).
5. - DMR 24.

Résultats contrôlés par le Service Qualité TIMET Savoie
 Commande 222613 Poste 10
 v.1



Certificat approuvé par



N° 140334

Ce certificat ne peut être reproduit, sauf entièrement, sans l'approbation écrite de TIMET.

Selon NF EN 10204-3.1 (01/05) et NF L00-15C



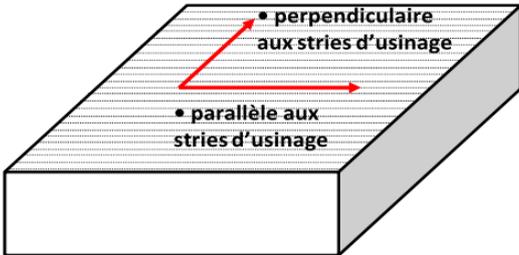
N° 183701



AS7114: Non Destructive Testing
 AS7108: Chemical processing

First in Titanium Worldwide

Annexe 11 : Conditions opératoires utilisées lors des mesures des contraintes résiduelles par diffraction aux rayons X

 Sneema Groupe SAFRAN	Analyse des contraintes par radiocristallographie sur diffractomètre PROTO	YQL 18414																																																			
<i>Laboratoire Qualité Matériaux & Procédés</i>		Page 2/6																																																			
<p><u>Matériau</u> Eprouvettes de tournage en TA6V</p> <p><u>Conditions opératoires</u></p> <table style="width: 100%; border: none;"> <tr> <td style="width: 20%;">Matériel</td> <td colspan="2">PROTO</td> </tr> <tr> <td>Plan</td> <td>{213}</td> <td>1/2 S2</td> </tr> <tr> <td>Rayonnement</td> <td>Kalpha du Cuivre</td> <td>SI</td> </tr> <tr> <td>Collimateur</td> <td>Diamètre = 2 mm</td> <td>Angle de Bragg</td> </tr> <tr> <td>Filtres</td> <td>Ni</td> <td>Localisation</td> </tr> <tr> <td>Tension</td> <td>25KV</td> <td>Méthode des Sin² PSI</td> </tr> <tr> <td>Ampérage</td> <td>4 mA</td> <td></td> </tr> <tr> <td>Angles béta</td> <td colspan="2">7 soit 14 PSI de -25 à +25°</td> </tr> <tr> <td>Oscillations</td> <td colspan="2">+/-2°</td> </tr> </table> <p><i>Temps de comptage et nombre d'expositions 20s / 10exp</i></p> <table style="width: 100%; border: none; margin-top: 10px;"> <tr> <td style="width: 20%;">Angles β en °</td> <td style="width: 10%;">25</td> <td style="width: 10%;">19.5</td> <td style="width: 10%;">4.37</td> <td style="width: 10%;">0</td> <td style="width: 10%;">-4.37</td> <td style="width: 10%;">-19.5</td> <td style="width: 10%;">-25</td> </tr> <tr> <td>Angles ψ dét1 en °</td> <td>5.5</td> <td>0</td> <td>-15.13</td> <td>-19.5</td> <td>-23.87</td> <td>-39</td> <td>-44.5</td> </tr> <tr> <td>Angles ψ dét2 en °</td> <td>44.5</td> <td>39</td> <td>23.87</td> <td>19.51</td> <td>5.13</td> <td>0</td> <td>-5.5</td> </tr> </table> <p><u>Qualification de l'appareil</u></p> <p>Echantillon de référence ext. TIG1999N03 validé pour -630 MPa+/-63</p> <p>Qualification hebdomadaire :</p> <ul style="list-style-type: none"> Ech Réf ext TIG1999N03 mesuré à -650 MPa le 09/09/11 Ech Réf ext TIG1999N03 mesuré à -686 MPa le 20/09/11 Ech Réf ext TIG1999N03 mesuré à -672 MPa le 26/09/11 <p>Poudre en TA6V : Echantillon mis en place le 09/09/2011 mesuré à -40 MPa</p> <p><u>Documents :</u></p> <p>Norme NF EN 15305 avril 2009 Procédure AUT-INS-001 Ind 06</p> <p><u>Attaque chimique</u></p> <p>Acide fluorhydrique 70 ml Acide nitrique 120 ml H₂O 310 ml</p> <div style="text-align: center; margin-top: 20px;"> <p><u>Sens de la mesure</u></p>  <p>• perpendiculaire aux stries d'usinage</p> <p>• parallèle aux stries d'usinage</p> </div>			Matériel	PROTO		Plan	{213}	1/2 S2	Rayonnement	Kalpha du Cuivre	SI	Collimateur	Diamètre = 2 mm	Angle de Bragg	Filtres	Ni	Localisation	Tension	25KV	Méthode des Sin ² PSI	Ampérage	4 mA		Angles béta	7 soit 14 PSI de -25 à +25°		Oscillations	+/-2°		Angles β en °	25	19.5	4.37	0	-4.37	-19.5	-25	Angles ψ dét1 en °	5.5	0	-15.13	-19.5	-23.87	-39	-44.5	Angles ψ dét2 en °	44.5	39	23.87	19.51	5.13	0	-5.5
Matériel	PROTO																																																				
Plan	{213}	1/2 S2																																																			
Rayonnement	Kalpha du Cuivre	SI																																																			
Collimateur	Diamètre = 2 mm	Angle de Bragg																																																			
Filtres	Ni	Localisation																																																			
Tension	25KV	Méthode des Sin ² PSI																																																			
Ampérage	4 mA																																																				
Angles béta	7 soit 14 PSI de -25 à +25°																																																				
Oscillations	+/-2°																																																				
Angles β en °	25	19.5	4.37	0	-4.37	-19.5	-25																																														
Angles ψ dét1 en °	5.5	0	-15.13	-19.5	-23.87	-39	-44.5																																														
Angles ψ dét2 en °	44.5	39	23.87	19.51	5.13	0	-5.5																																														

Annexe 12 : Equations aux dérivées partielles des paramètres microstructuraux – relations entre variations relatives de ces paramètres pour une étude de leur évolution

Soit un modèle simplifié de la microstructure « duplex » du Ti-6Al-4V utilisé pour cette étude, présenté en Figure A-14. Les angles dièdres sont supposés nuls ($\psi = 0^\circ$) alors qu'il existe un réseau continu de globules α . Qui plus est, les grains globulaires α sont approximés par des grains parallélépipédiques alors qu'ils sont proches d'une forme elliptique et sont répartis uniformément dans le matériau selon les trois directions (matériau isotrope). Cette isotropie reste une approximation car le lopin présente un certain alignement et une élongation initiale des grains globulaires α dans le sens de filage. Le nombre moyen de plus proches voisins ou nombre de coordination est supposé égal à quatre ce qui expérimentalement n'est pas démontré. Les dimensions des grains globulaires α selon les trois directions sont définies sur la Figure A-14.

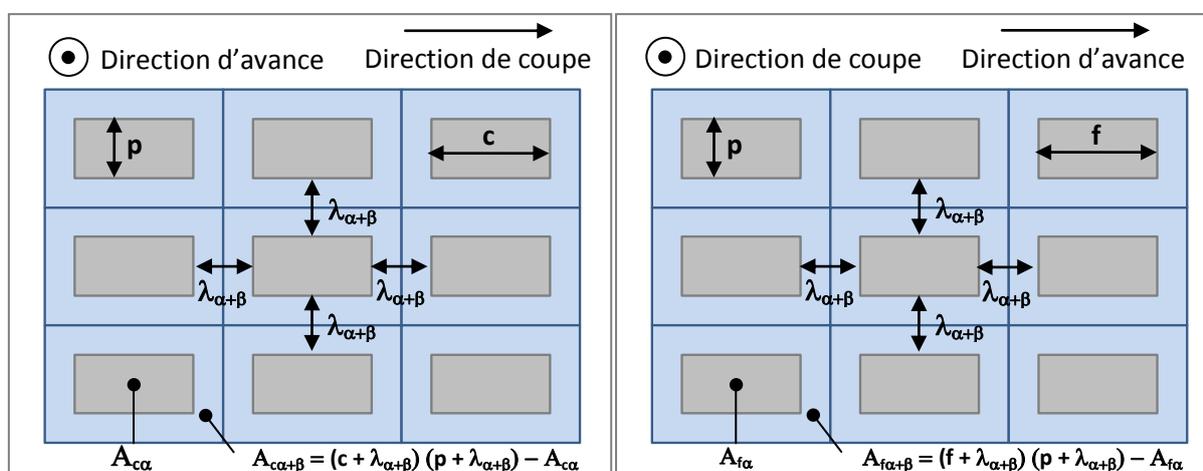


Figure A-14 : Schématisation de la microstructure « duplex » du Ti-6Al-4V

Elongation et surface des grains globulaires α

Les élongations des globules α dans les plans de coupe, d'avance et dans celui de la surface usinée sont respectivement notées : $e_{c\alpha}$, $e_{f\alpha}$ et $e_{p\alpha}$. Les aires des grains globulaires α dans les plans de coupe, d'avance et dans celui de la surface usinée sont respectivement notées $A_{c\alpha}$, $A_{f\alpha}$ et $A_{p\alpha}$. Dans ces notations, les lettres c , f et p indiquent les directions de coupe, d'avance et celle perpendiculaire aux deux autres. Les élongations et les aires sont définies par les relations Eq. A-18 et Eq. A-19 suivantes :

$$e_{c\alpha} = \frac{c}{p}, e_{f\alpha} = \frac{f}{p} \text{ et } e_{p\alpha} = \frac{c}{f} \quad (\text{Eq. A-18})$$

$$A_{c\alpha} = c \cdot p, A_{f\alpha} = f \cdot p \text{ et } A_{p\alpha} = c \cdot f \quad (\text{Eq. A-19})$$

Dans un premier temps, il convient de formuler une équation liant les élongations entre elles (Eq. A-20), c'est-à-dire les élongations des grains globulaires α dans les trois plans orthogonaux.

$$e_{p\alpha} = \frac{c}{f} = \frac{c/p}{f/p} = \frac{e_{c\alpha}}{e_{f\alpha}} \quad (\text{Eq. A-20})$$

En dérivant l'équation précédente, la relation Eq. A-21 est obtenue :

$$\frac{de_{p\alpha}}{e_{p\alpha}} = \frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}} - \frac{de_{f\alpha}}{e_{f\alpha}} \quad (\text{Eq. A-21})$$

L'élongation des globules α dans un plan donné peut s'exprimer comme le rapport de l'aire de ces mêmes globules dans les deux autres plans orthogonaux (Eq. A-22) :

$$e_{p\alpha} = \frac{c}{f} = \frac{c \cdot p}{f \cdot p} = \frac{A_{c\alpha}}{A_{f\alpha}} \quad (\text{Eq. A-22})$$

En dérivant l'équation précédente, la relation Eq. A-23 est obtenue :

$$\frac{de_{p\alpha}}{e_{p\alpha}} = \frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} - \frac{dA_{f\alpha}}{A_{f\alpha}} \quad (\text{Eq. A-23})$$

Selon le même principe, on peut montrer que : $A_{p\alpha} = c \cdot f = c \cdot p \cdot \frac{f}{p} = A_{c\alpha} \cdot e_{f\alpha}$

En dérivant l'équation précédente, la relation Eq. A-24 est obtenue :

$$-\frac{de_{f\alpha}}{e_{f\alpha}} = \frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} - \frac{dA_{p\alpha}}{A_{p\alpha}} \quad (\text{Eq. A-24})$$

On peut encore écrire que : $A_{p\alpha} = c \cdot f = f \cdot p \cdot \frac{c}{p} = A_{f\alpha} \cdot e_{c\alpha}$

En dérivant l'équation précédente, la relation Eq. A-25 est obtenue :

$$\frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}} = \frac{dA_{p\alpha}}{A_{p\alpha}} - \frac{dA_{f\alpha}}{A_{f\alpha}} \quad (\text{Eq. A-25})$$

A partir de l'ensemble des ces équations, on peut montrer que :

$$(\text{Eq. A-21}) \text{ et } (\text{Eq. A-23}) \rightarrow \frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} - \frac{dA_{f\alpha}}{A_{f\alpha}} = \frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}} - \frac{de_{f\alpha}}{e_{f\alpha}}$$

$$(\text{Eq. A-21}) \text{ et } (\text{Eq. A-24}) \rightarrow \frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} - \frac{dA_{p\alpha}}{A_{p\alpha}} = \frac{de_{p\alpha}}{e_{p\alpha}} - \frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}}$$

$$(\text{Eq. A-21}) \text{ et } (\text{Eq. A-25}) \rightarrow \frac{dA_{p\alpha}}{A_{p\alpha}} - \frac{dA_{f\alpha}}{A_{f\alpha}} = \frac{de_{p\alpha}}{e_{p\alpha}} + \frac{de_{f\alpha}}{e_{f\alpha}}$$

Volume des grains globulaires α

Le volume des globules α s'écrit :

$$V_{\alpha} = c \cdot f \cdot p = (c \cdot p \cdot f \cdot p \cdot c \cdot f)^{1/2} = (A_{c\alpha} \cdot A_{f\alpha} \cdot A_{p\alpha})^{1/2}$$

Soit, en dérivant l'équation précédente, la variation relative du volume des globules α est définie par la relation Eq. A-26 :

$$\frac{dV_\alpha}{V_\alpha} = \frac{1}{2} \left(\frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} + \frac{dA_{f\alpha}}{A_{f\alpha}} + \frac{dA_{p\alpha}}{A_{p\alpha}} \right) \quad (\text{Eq. A-26})$$

A partir de cette équation, les relations suivantes sont obtenues :

$$(\text{Eq. A-24}) \text{ et } (\text{Eq. A-26}) \rightarrow \frac{dV_\alpha}{V_\alpha} = \frac{1}{2} \left(2 \frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} + \frac{dA_{f\alpha}}{A_{f\alpha}} + \frac{de_{f\alpha}}{e_{f\alpha}} \right) \quad (\text{Eq. A-27})$$

$$(\text{Eq. A-25}) \text{ et } (\text{Eq. A-26}) \rightarrow \frac{dV_\alpha}{V_\alpha} = \frac{1}{2} \left(\frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} + \frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}} + 2 \frac{dA_{f\alpha}}{A_{f\alpha}} \right) \quad (\text{Eq. A-28})$$

$$(\text{Eq. A-24}) \text{ et } (\text{Eq. A-26}) \rightarrow \frac{dV_\alpha}{V_\alpha} = \frac{1}{2} \left(\frac{dA_{f\alpha}}{A_{f\alpha}} - \frac{de_{f\alpha}}{e_{f\alpha}} + 2 \frac{dA_{p\alpha}}{A_{p\alpha}} \right) \quad (\text{Eq. A-29})$$

$$(\text{Eq. A-23}) \text{ et } (\text{Eq. A-26}) \rightarrow \frac{dV_\alpha}{V_\alpha} = \frac{1}{2} \left(2 \frac{dA_{f\alpha}}{A_{f\alpha}} + \frac{dA_{p\alpha}}{A_{p\alpha}} + \frac{de_{p\alpha}}{e_{p\alpha}} \right) \quad (\text{Eq. A-30})$$

$$(\text{Eq. A-25}) \text{ et } (\text{Eq. A-26}) \rightarrow \frac{dV_\alpha}{V_\alpha} = \frac{1}{2} \left(\frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} - \frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}} + 2 \frac{dA_{p\alpha}}{A_{p\alpha}} \right) \quad (\text{Eq. A-31})$$

$$(\text{Eq. A-23}) \text{ et } (\text{Eq. A-26}) \rightarrow \frac{dV_\alpha}{V_\alpha} = \frac{1}{2} \left(2 \frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} + \frac{dA_{p\alpha}}{A_{p\alpha}} - \frac{de_{p\alpha}}{e_{p\alpha}} \right) \quad (\text{Eq. A-32})$$

Signalons que dans le cas où seule la déformation plastique des globules α intervient sans endommagement (la température n'étant pas suffisamment élevée pour que le phénomène de dissolution ait lieu), $dV_\alpha = 0$.

Fraction surfacique des grains globulaires α

Un autre paramètre microstructural intéressant pour décrire l'évolution de la microstructure sous les efforts de coupe est la fraction surfacique des globules α définie par la relation Eq. A-33 suivante :

$$f_{S\alpha} = \frac{A_\alpha}{A_\alpha + A_{\alpha+\beta}} \quad (\text{Eq. A-33})$$

où A_α désigne l'aire des grains globulaires α et $A_{\alpha+\beta}$ désigne l'aire des grains lamellaires $\alpha+\beta$ indépendamment du plan.

De même, la fraction surfacique des grains lamellaires $\alpha+\beta$ s'écrit selon l'équation Eq. A-34 :

$$f_{S\alpha+\beta} = \frac{A_{\alpha+\beta}}{A_\alpha + A_{\alpha+\beta}} \quad (\text{Eq. A-34})$$

avec $f_{S\alpha} + f_{S\alpha+\beta} = 1$ dans la mesure où le matériau ne présente pas d'endommagement (absence de cavités). En dérivant la relation Eq. A-33 et après simplification, on obtient :

$$\frac{df_{S\alpha}}{f_{S\alpha}} = (1 - f_{S\alpha}) \cdot \left(\frac{dA_\alpha}{A_\alpha} - \frac{dA_{\alpha+\beta}}{A_{\alpha+\beta}} \right) \quad (\text{Eq. A-35})$$

Cette dernière équation (Eq. A-35) permet de discuter la sensibilité ou variation relative des deux paramètres microstructuraux A_α et $A_{\alpha+\beta}$. Les relations Eq. A-36, Eq. A-37 et Eq. A-38 décrivent l'évolution relative de la fraction surfacique des globules α en fonction de celle de l'aire des grains selon les plans de coupe, d'avance et celui de la surface usinée :

$$\frac{df_{S\alpha}}{f_{S\alpha}} = (1 - f_{S\alpha}) \cdot \left(\frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} - \frac{dA_{c\alpha+\beta}}{A_{c\alpha+\beta}} \right) \quad (\text{Eq. A-36})$$

$$\frac{df_{S\alpha}}{f_{S\alpha}} = (1 - f_{S\alpha}) \cdot \left(\frac{dA_{f\alpha}}{A_{f\alpha}} - \frac{dA_{f\alpha+\beta}}{A_{f\alpha+\beta}} \right) \quad (\text{Eq. A-37})$$

$$\frac{df_{S\alpha}}{f_{S\alpha}} = (1 - f_{S\alpha}) \cdot \left(\frac{dA_{p\alpha}}{A_{p\alpha}} - \frac{dA_{p\alpha+\beta}}{A_{p\alpha+\beta}} \right) \quad (\text{Eq. A-38})$$

Libre parcours moyen dans la matrice $\alpha + \beta$

Deux autres paramètres microstructuraux ont été considérés dans cette étude. Il s'agit de l'angle dièdre ψ et de la moyenne des distances intergrains \bar{D}_i entre les plus proches grains globulaires α ou encore le libre parcours moyen noté $\lambda_{\alpha+\beta}$ dans la matrice $\alpha+\beta$, c'est-à-dire, la distance à travers les grains lamellaires $\alpha+\beta$ entre deux grains globulaires α . Cette distance intergrains est exprimée à partir de l'aire des grains globulaires α et celle des grains lamellaires $\alpha + \beta$ telle que :

$$\begin{aligned} A_{c\alpha+\beta} &= (c + \lambda_{\alpha+\beta}) \cdot (p + \lambda_{\alpha+\beta}) - A_{c\alpha} \\ A_{c\alpha+\beta} &= c \cdot p + \lambda_{\alpha+\beta} \cdot (c + p) + \lambda_{\alpha+\beta}^2 - A_{c\alpha} \\ \lambda_{\alpha+\beta}^2 + \lambda_{\alpha+\beta} \cdot (c + p) - A_{c\alpha+\beta} &= 0 \end{aligned}$$

L'équation du second degré en $\lambda_{\alpha+\beta}$ a pour racine :

$$\lambda_{\alpha+\beta} = \frac{(c + p)}{2} \left[-1 \pm \left(1 + \frac{4 A_{c\alpha+\beta}}{(c + p)^2} \right)^{1/2} \right]$$

Seule, la racine positive de cette équation donne la valeur de la distance intergrains :

$$\lambda_{\alpha+\beta} = \frac{(c + p)}{2} \left[\left(1 + \frac{4 A_{c\alpha+\beta}}{(c + p)^2} \right)^{1/2} - 1 \right] \quad (\text{Eq. A-39})$$

La dérivée de cette équation doit permettre de rendre compte de la sensibilité des différents paramètres microstructuraux, à savoir : $A_{c\alpha}$, $e_{c\alpha}$, $f_{S\alpha}$ et $\lambda_{c\alpha+\beta}$. Tout calcul fait, la variation relative de la distance intergrains est donnée par la relation (Eq. A-40).

$$2 \frac{d\lambda_{c\alpha+\beta}}{\lambda_{c\alpha+\beta}} = \frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} + B_1 \cdot \frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}} - \left[\frac{\frac{B_3}{f_{S\alpha}} \frac{df_{S\alpha}}{f_{S\alpha}} + B_1 \cdot \frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}}}{(B_2 \cdot B_3 + 1) (1 - (1 + B_2^{-1} \cdot B_3^{-1})^{-1/2})} \right] \quad (\text{Eq. A-40})$$

$$\text{avec : } B_1 = \frac{e_{c\alpha} - e_{c\alpha}^{-1}}{e_{c\alpha} + e_{c\alpha}^{-1} + 2}, B_2 = \frac{e_{c\alpha} + e_{c\alpha}^{-1} + 2}{4} \text{ et } B_3 = \frac{f_{S\alpha}}{1 - f_{S\alpha}}$$

Etude de l'évolution des paramètres microstructuraux

Donnée		Donnée		Donnée			
	$dA_{c\alpha}$	$dA_{c\alpha+\beta}$	$df_{S\alpha}$	$de_{c\alpha}$	$d\lambda_{c\alpha+\beta}$		
Effet mécanique	1A	$dA_{c\alpha} = 0$	$dA_{c\alpha+\beta} = 0$	$df_{S\alpha} = 0$	$de_{c\alpha} > 0$	$dA_{c\alpha} < 0$	$dA_{p\alpha} > 0$
	1B	$dA_{c\alpha} = 0$	$dA_{c\alpha+\beta} < 0$	$df_{S\alpha} > 0$	$de_{c\alpha} > 0$	$dA_{c\alpha} < 0$	$dA_{p\alpha} > 0$
	1C	$dA_{c\alpha} < 0$	$dA_{c\alpha+\beta} < 0$	$df_{S\alpha} = 0$ $\left(\frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} = \frac{dA_{c\alpha+\beta}}{A_{c\alpha+\beta}}\right)$	$de_{c\alpha} > 0$	dépend du signe de $\frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} - \frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}}$	$dA_{p\alpha} > 0$
	1D	$dA_{c\alpha} < 0$	$dA_{c\alpha+\beta} < 0$	$df_{S\alpha} > 0$ $\left(\frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} > \frac{dA_{c\alpha+\beta}}{A_{c\alpha+\beta}}\right)$	$de_{c\alpha} > 0$	dépend du signe de $\frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} - \frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}}$	$dA_{p\alpha} > 0$
Effet thermique	2A	$dA_{c\alpha} < 0$	$dA_{c\alpha+\beta} > 0$	$df_{S\alpha} < 0$ $\left(\frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} < \frac{dA_{c\alpha+\beta}}{A_{c\alpha+\beta}}\right)$	$de_{c\alpha} = 0$ $\left(\frac{dA_{p\alpha}}{A_{p\alpha}} = \frac{dA_{f\alpha}}{A_{f\alpha}}\right)$	$\frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} + 2 \frac{dA_{f\alpha}}{A_{f\alpha}} < 0$	$\frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} + 2 \frac{dA_{p\alpha}}{A_{p\alpha}} < 0$
	2B	$dA_{c\alpha} < 0$	$dA_{c\alpha+\beta} > 0$	$df_{S\alpha} < 0$ $\left(\frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} < \frac{dA_{c\alpha+\beta}}{A_{c\alpha+\beta}}\right)$	$de_{c\alpha} > 0$	-----	-----
	2C	$dA_{c\alpha} < 0$	$dA_{c\alpha+\beta} > 0$	$df_{S\alpha} < 0$ $\left(\frac{dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} < \frac{dA_{c\alpha+\beta}}{A_{c\alpha+\beta}}\right)$	$de_{c\alpha} < 0$	-----	-----
Combinaison des effets mécanique et thermique		$dA_{c\alpha} < 0$	$dA_{c\alpha+\beta} > 0$	$df_{S\alpha} < 0$	$de_{c\alpha} > 0$	-----	-----
		$dA_{c\alpha} = 0$	$dA_{c\alpha+\beta} > 0$	$df_{S\alpha} < 0$	$de_{c\alpha} < 0$	-----	-----

		$de_{f\alpha}$	$de_{p\alpha}$	Commentaires	
Effet mécanique	Déformation plastique de la phase α sans dissolution ($dV_\alpha = 0$)	1A	$de_{f\alpha} > 0$	Déformation plastique de la phase α globulaire et de la phase lamellaire $\alpha + \beta$ dans le plan de coupe	
		1B	$de_{f\alpha} > 0$	Déformation plastique de la phase lamellaire $\alpha + \beta$ hors du plan de coupe et déformation plastique de la phase globulaire α dans le plan de coupe	
		1C	$de_{f\alpha} > 0$	dépend du signe de $\frac{2dA_{c\alpha}}{A_{c\alpha}} + \frac{dA_{p\alpha}}{A_{p\alpha}}$	Déformation plastique de la phase lamellaire $\alpha + \beta$ et de la phase globulaire α hors du plan de coupe. Ce cas de figure est celui de l'étape 2 selon la direction de coupe décrite à la Figure 6-19
		1D	$de_{f\alpha} > 0$	dépend du signe de $\frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}} - \frac{de_{f\alpha}}{e_{f\alpha}}$	Déformation plastique de la phase lamellaire $\alpha + \beta$ et de la phase globulaire α hors du plan de coupe. La phase lamellaire $\alpha + \beta$ est plus déformée que la phase globulaire α
Effet thermique	Dissolution de la phase globulaire α sans déformation des grains ($dV_\alpha < 0$)	2A	$\frac{de_{f\alpha}}{e_{f\alpha}} = -\frac{de_{p\alpha}}{e_{p\alpha}}$	Dissolution isotrope de la phase globulaire α ($dV_\alpha < 0$) et augmentation du volume de la phase matrice ($dV_{\alpha+\beta} > 0$). Ce cas de figure est celui de l'étape 2 selon la direction d'avance décrite à la Figure 6-19	
		2B	-----	Dissolution préférentielle de la phase globulaire α ($dV_\alpha < 0$) selon la direction perpendiculaire à celle d'avance et de coupe. Augmentation du volume de la phase matrice ($dV_{\alpha+\beta} > 0$).	
		2C	-----	Dissolution préférentielle de la phase globulaire α ($dV_\alpha < 0$) selon la direction de coupe. Augmentation du volume de la phase matrice ($dV_{\alpha+\beta} > 0$).	
Combinaison des effets mécanique et thermique	Déformation de la phase globulaire α avec sa dissolution et déformation de la phase $\alpha + \beta$ en parallèle		-----	Ce cas de figure est celui de l'étape 4b selon la direction de coupe décrite à la Figure 6-19	
			-----	Ce cas de figure est celui de l'étape 3 et 4a selon la direction de coupe décrite à la Figure 6-19	

Annexe 13 : Analyse des déformations de la phase globulaire α : cas d'un effet mécanique prépondérant devant l'effet thermique (dissolution négligeable des phases α)

En suivant dans la couche déformée en surface libre de la matière usinée, le petit axe et le grand axe des grains globulaires α , et connaissant les dimensions initiales de ces mêmes grains, leurs déformations locales dans les trois directions orthogonales deux à deux ($\varepsilon_1 > \varepsilon_2 > \varepsilon_3$) peuvent être déterminées.

Les déformations vraies ε_1 , ε_2 et ε_3 respectivement selon les directions de coupe, d'avance et de la profondeur de passe ont la propriété d'être additives et peuvent être facilement exprimées à partir des relations suivantes :

$$\frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}} = \frac{dc}{c} - \frac{dp}{p} = d\varepsilon_1 - d\varepsilon_3$$

$$\frac{de_{f\alpha}}{e_{f\alpha}} = \frac{df}{f} - \frac{dp}{p} = d\varepsilon_2 - d\varepsilon_3$$

$$\frac{de_{p\alpha}}{e_{p\alpha}} = \frac{dc}{c} - \frac{df}{f} = d\varepsilon_1 - d\varepsilon_2$$

L'intégration de chacune de ces équations conduit aux relations suivantes :

$$\varepsilon_1 - \varepsilon_3 = \ln \frac{e_{c\alpha}}{e_{c\alpha}^0} \quad (\text{Eq. A-41})$$

$$\varepsilon_2 - \varepsilon_3 = \ln \frac{e_{f\alpha}}{e_{f\alpha}^0} \quad (\text{Eq. A-42})$$

$$\varepsilon_1 - \varepsilon_2 = \ln \frac{e_{p\alpha}}{e_{p\alpha}^0} \quad (\text{Eq. A-43})$$

où $e_{c\alpha} = \frac{c}{p}$, $e_{c\alpha}^0 = \frac{c_0}{p_0}$, $e_{f\alpha} = \frac{f}{p}$, $e_{f\alpha}^0 = \frac{f_0}{p_0}$, $e_{p\alpha} = \frac{c}{f}$ et $e_{p\alpha}^0 = \frac{c_0}{f_0}$ avec c_0 et c l'axe du grain α à l'instant initial et à l'instant t dans la direction de coupe, f_0 et f l'axe du grain α à l'instant initial et à l'instant t dans la direction d'avance et p_0 et p l'axe du grain α à l'instant initial et à l'instant t dans la direction perpendiculaire à la direction d'avance et à celle de coupe.

Pour chaque grain globulaire α se déformant plastiquement, on a :

$$\frac{dV_\alpha}{V_\alpha} = \frac{dc}{c} + \frac{df}{f} + \frac{dp}{p} = d\varepsilon_1 + d\varepsilon_2 + d\varepsilon_3 = 0 \text{ soit } d\varepsilon_2 = -(d\varepsilon_1 + d\varepsilon_3)$$

A partir des relations précédentes, la condition $dV_\alpha = 0$ peut encore s'écrire comme suit :

$$d\varepsilon_1 = \frac{1}{3} \left(\frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}} + \frac{de_{p\alpha}}{e_{p\alpha}} \right) \quad (\text{Eq. A-44})$$

$$d\varepsilon_2 = \frac{1}{3} \left(\frac{de_{f\alpha}}{e_{f\alpha}} - \frac{de_{p\alpha}}{e_{p\alpha}} \right) \quad (\text{Eq. A-45})$$

$$d\varepsilon_3 = -\frac{1}{3} \left(\frac{de_{c\alpha}}{e_{c\alpha}} + \frac{de_{f\alpha}}{e_{f\alpha}} \right) \quad (\text{Eq. A-46})$$

L'intégration de chacune de ces relations conduit aux équations suivantes :

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{3} \ln \left(\frac{e_{c\alpha} \cdot e_{p\alpha}}{e_{c\alpha}^0 \cdot e_{p\alpha}^0} \right) \quad (\text{Eq. A-47})$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{3} \ln \left(\frac{e_{f\alpha} \cdot e_{p\alpha}^0}{e_{f\alpha}^0 \cdot e_{p\alpha}} \right) \quad (\text{Eq. A-48})$$

$$\varepsilon_3 = -\frac{1}{3} \ln \left(\frac{e_{c\alpha} \cdot e_{f\alpha}}{e_{c\alpha}^0 \cdot e_{f\alpha}^0} \right) \quad (\text{Eq. A-49})$$

avec $\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$, soit encore $\varepsilon_3 = -(\varepsilon_1 + \varepsilon_2)$

Annexe 14 : Analyse des déformations et des vitesses de déformation dans les trois zones de cisaillement de la matière

La modélisation de la coupe orthogonale (arête de coupe perpendiculaire à V_f et V_c avec $V_f \ll V_c$ et $\kappa_r = 90^\circ$) établie par Merchant permet d'estimer la déformation et la vitesse de déformation dans les zones de cisaillement primaire (ε_{ZCP} et $\dot{\varepsilon}_{ZCP}$) et secondaire (ε_{ZCS} et $\dot{\varepsilon}_{ZCS}$) par les relations suivantes :

$$\varepsilon_{ZCP} = \frac{\cos \gamma}{2\sqrt{3} \sin \varphi \cdot \cos(\varphi - \gamma)} \quad (\text{Eq. A-50})$$

$$\dot{\varepsilon}_{ZCP} = \frac{\cos \gamma}{\beta \sqrt{3} \cos(\varphi - \gamma)} \frac{V_c}{f} \quad (\text{Eq. A-51})$$

$$\varepsilon_{ZCS} = \frac{1}{\sqrt{3} \cos(\varphi - \gamma)} \quad (\text{Eq. A-52})$$

$$\dot{\varepsilon}_{ZCS} = \frac{\sin^2 \varphi}{\delta \sqrt{3} \cdot \cos^2(\varphi - \gamma)} \cdot \frac{V_c}{f} \quad (\text{Eq. A-53})$$

avec V_c la vitesse de coupe, f l'avance, γ l'angle de coupe, φ l'angle de cisaillement et $\beta = \frac{h_{ZCP}}{f}$ et $\delta = \frac{h_{ZCS}}{h_c}$ avec h_c l'épaisseur de copeau définie par la relation $h_c = f \frac{\cos(\varphi - \gamma)}{\sin \varphi}$, h_{ZCP} la largeur de la bande de cisaillement primaire et h_{ZCS} celle de la bande de cisaillement secondaire. L'ensemble de ces paramètres sont présentés sur la Figure A-15.

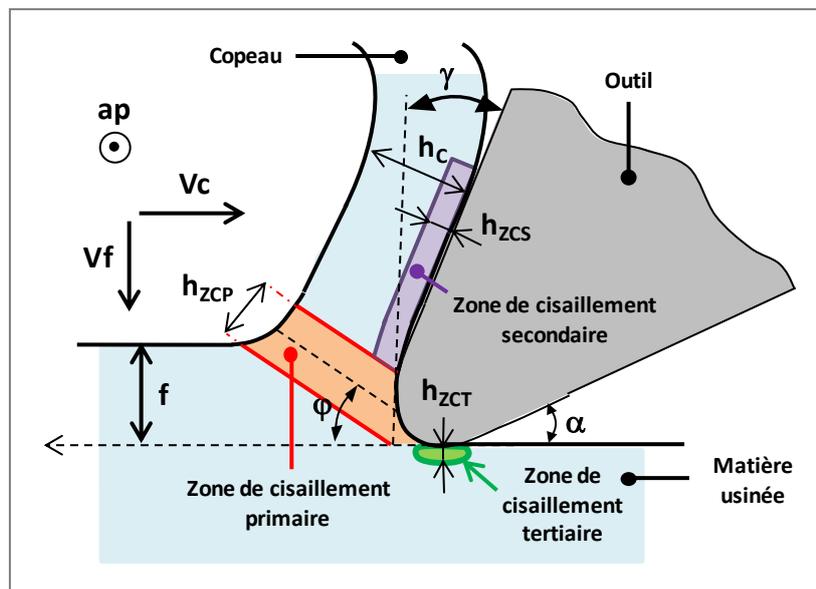


Figure A-15 : Schématisation de la coupe orthogonale et définition des zones de cisaillement primaire, secondaire et tertiaire

Gilormini [GIL92] donne une relation de la vitesse de déformation dans la zone de cisaillement secondaire en prenant en compte le frottement du copeau (μ) sur la face de coupe de l'outil.

$$\dot{\epsilon}_{ZCS}^{(Gil)} = \frac{1}{\sqrt{3} \mu \left(1 - \frac{\mu}{2}\right)} \cdot \frac{\sin^2 \varphi}{\cos^2(\varphi - \gamma)} \cdot \frac{Vc}{f} \quad (\text{Eq. A-54})$$

La comparaison de cette relation avec celle de Merchant (Eq. A-53) revient à écrire que :

$$\delta = \mu \left(1 - \frac{\mu}{2}\right).$$

L'expression de la vitesse de déformation dans la zone de cisaillement tertiaire ($\dot{\epsilon}_{ZCT}$) demande de définir dans cette zone la puissance générée, P_{ZCT} , à l'interface outil / matière usinée. Une loi de frottement de Coulomb est considérée comme l'unique phénomène dissipatif qui intervient dans cette zone. Si F_n est l'effort normal exercé par l'outil sur la ZCT et μ le coefficient de frottement de l'outil sur la matière usinée alors la puissance mécanique mise en jeu dans la ZCT est le produit de la contrainte normale (σ_n) appliquée sur la face de dépouille de l'outil, de la vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}_{ZCT}$) dans la ZCT et le volume de matière (V_{ZCT}) concernée par cette zone :

$$P_{ZCT} = \sigma_n \dot{\epsilon}_{ZCT} V_{ZCT}$$

où $\sigma_n = \frac{F_n}{S_c}$ avec $S_c = \varepsilon \cdot r_\varepsilon \cdot a_p$ qui est la surface de contact outil/matière usinée dans la zone de dépouille de l'outil en fonction de la profondeur de passe, a_p , du rayon de courbure de l'arête de l'outil, r_ε , et de l'angle ε de contact outil/matière usinée. V_{ZCT} est le volume de la ZCT définie par : $V_{ZCT} = S_c \zeta f$ où f est l'avance et ζ est un facteur de proportionnalité. La loi de Coulomb s'écrivant comme suit : $P_{ZCT} = \mu Vc F_n$, la vitesse de déformation dans la zone de cisaillement tertiaire s'écrit alors selon la relation Eq. A-55.

$$\dot{\epsilon}_{ZCT} = \frac{\mu}{\zeta} \frac{Vc}{f} \quad (\text{Eq. A-55})$$

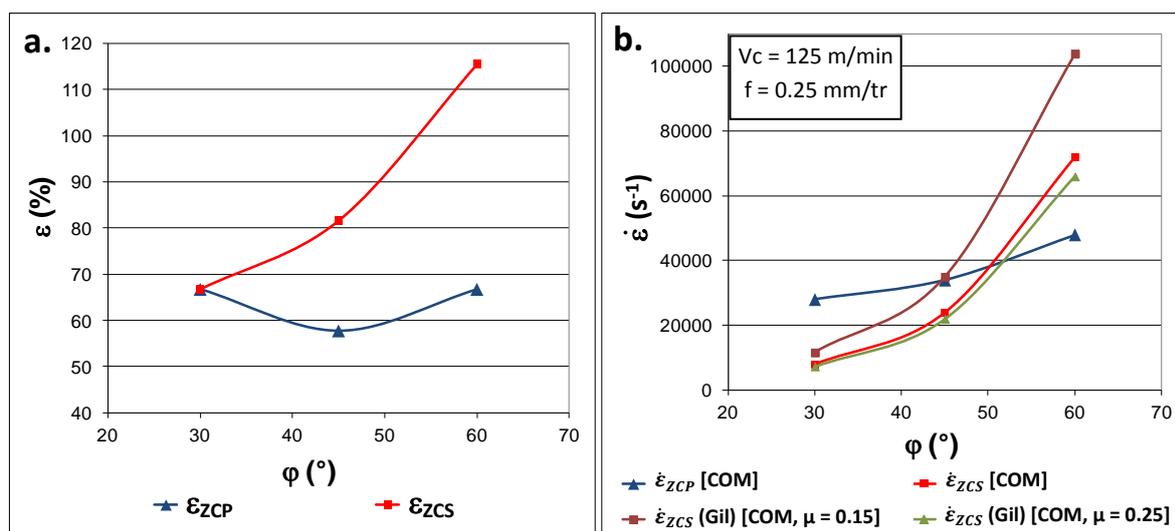
avec $\zeta = \frac{h_{ZCT}}{f}$ et h_{ZCT} la largeur de la bande de cisaillement tertiaire.

En posant arbitrairement $\gamma = 0^\circ$, $\varphi = 30, 45$ et 60° , $\beta = \delta = \zeta = 0.2$ et $\mu = 0.15$ et 0.25 [BON10], les déformations et les vitesses de déformation dans les trois zones de cisaillement ont été calculées et répertoriées dans la Table A-4.

La déformation dans la ZCP présente un minimum pour un angle de cisaillement de 45° et varie très peu entre 30 et 60° (Figure A-16a). En revanche, la déformation dans la ZCS croît de façon marquée avec une augmentation de l'angle de cisaillement. Dans ce modèle simple, les déformations ne dépendent ni de Vc , ni de f . Elles ne dépendent que de l'angle de cisaillement φ . Pour une condition de coupe donnée, les vitesses de déformation ($\dot{\epsilon}_{ZCP}$ et $\dot{\epsilon}_{ZCS}$) sont croissantes avec l'augmentation de l'angle de cisaillement (Figure A-16b). L'expression de Gilormini pour $\dot{\epsilon}_{ZCS}$ s'apparente à celle définie par le modèle de Merchant. Les valeurs de $\dot{\epsilon}_{ZCS}$ de Gilormini sont plus importantes lorsque le coefficient de frottement μ diminue. L'ensemble de ces vitesses de déformation dépendent du rapport Vc/f et donc sont croissantes en fonction de Vc et décroissantes en fonction de f .

	φ	30°		45°		60°		
		μ	0.15	0.25	0.15	0.25	0.15	0.25
Conditions de coupe du domaine COM $V_c = 125 \text{ m/min}$ $f = 0.25 \text{ mm/tr}$ (soit $\frac{V_c}{f} = 8.3 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$)	$\dot{\epsilon}_{ZCP} \text{ (s}^{-1}\text{)}$		$2.8 \cdot 10^4$	$2.8 \cdot 10^4$	$3.4 \cdot 10^4$	$3.4 \cdot 10^4$	$4.8 \cdot 10^4$	$4.8 \cdot 10^4$
	$\dot{\epsilon}_{ZCS} \text{ (s}^{-1}\text{)}$		$8 \cdot 10^3$	$8 \cdot 10^3$	$2.4 \cdot 10^4$	$2.4 \cdot 10^4$	$7.2 \cdot 10^4$	$7.2 \cdot 10^4$
	$\dot{\epsilon}_{ZCS} \text{ (Gil)} \text{ (s}^{-1}\text{)}$		$11.6 \cdot 10^3$	$7.3 \cdot 10^3$	$3.5 \cdot 10^4$	$2.2 \cdot 10^4$	$10.4 \cdot 10^4$	$6.6 \cdot 10^4$
	$\dot{\epsilon}_{ZCT} \text{ (s}^{-1}\text{)}$		$6.2 \cdot 10^3$	$10.4 \cdot 10^3$	$6.2 \cdot 10^3$	$10.4 \cdot 10^3$	$6.2 \cdot 10^3$	$10.4 \cdot 10^3$
Conditions de coupe en sous vitesse par rapport au domaine COM $V_c = 35 \text{ m/min}$ $f = 0.5 \text{ mm/tr}$ (soit $\frac{V_c}{f} = 1.2 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$)	$\dot{\epsilon}_{ZCP} \text{ (s}^{-1}\text{)}$		$3.9 \cdot 10^3$	$3.9 \cdot 10^3$	$4.8 \cdot 10^3$	$4.8 \cdot 10^3$	$6.7 \cdot 10^3$	$6.7 \cdot 10^3$
	$\dot{\epsilon}_{ZCS} \text{ (s}^{-1}\text{)}$		$1.1 \cdot 10^3$	$1.1 \cdot 10^3$	$3.4 \cdot 10^3$	$3.4 \cdot 10^3$	$10.1 \cdot 10^3$	$10.1 \cdot 10^3$
	$\dot{\epsilon}_{ZCS} \text{ (Gil)} \text{ (s}^{-1}\text{)}$		$1.6 \cdot 10^3$	$1.0 \cdot 10^3$	$4.8 \cdot 10^3$	$3.1 \cdot 10^3$	$14.6 \cdot 10^3$	$9.2 \cdot 10^3$
	$\dot{\epsilon}_{ZCT} \text{ (s}^{-1}\text{)}$		$0.9 \cdot 10^3$	$1.5 \cdot 10^3$	$0.9 \cdot 10^3$	$1.5 \cdot 10^3$	$0.9 \cdot 10^3$	$1.5 \cdot 10^3$
Conditions de coupe en sous avance et sur vitesse par rapport au domaine COM $V_c = 450 \text{ m/min}$ $f = 0.05 \text{ mm/tr}$ (soit $\frac{V_c}{f} = 1.5 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$)	$\dot{\epsilon}_{ZCP} \text{ (s}^{-1}\text{)}$		$5 \cdot 10^5$	$5 \cdot 10^5$	$6.1 \cdot 10^5$	$6.1 \cdot 10^5$	$8.7 \cdot 10^5$	$8.7 \cdot 10^5$
	$\dot{\epsilon}_{ZCS} \text{ (s}^{-1}\text{)}$		$1.4 \cdot 10^5$	$1.4 \cdot 10^5$	$4.3 \cdot 10^5$	$4.3 \cdot 10^5$	$13 \cdot 10^5$	$13 \cdot 10^5$
	$\dot{\epsilon}_{ZCS} \text{ (Gil)} \text{ (s}^{-1}\text{)}$		$2.1 \cdot 10^5$	$1.3 \cdot 10^5$	$6.2 \cdot 10^5$	$4.0 \cdot 10^5$	$18.7 \cdot 10^5$	$11.9 \cdot 10^5$
	$\dot{\epsilon}_{ZCT} \text{ (s}^{-1}\text{)}$		$1.1 \cdot 10^5$	$1.9 \cdot 10^5$	$1.1 \cdot 10^5$	$1.9 \cdot 10^5$	$1.1 \cdot 10^5$	$1.9 \cdot 10^5$
	$\epsilon_{ZCP} \text{ (\%)} $		66.7		57.7		66.7	
	$\epsilon_{ZCS} \text{ (\%)} $		66.7		81.6		115.5	

Table A-4 : Déformations et vitesses de déformation dans les zones de cisaillement primaire, secondaire et tertiaire en fonction de la vitesse de coupe, de l'avance, de l'angle de cisailement et du coefficient de frottement entre la matière et l'outil



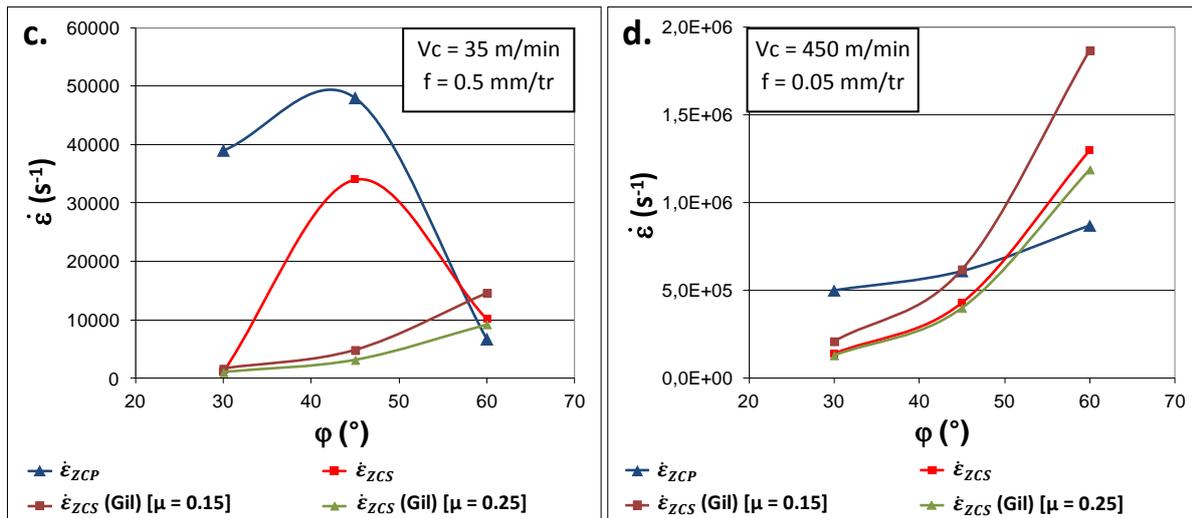


Figure A-16 : (a.) Evolution des déformations dans les zones de cisaillement primaire et secondaire en fonction de l'angle de cisaillement
 (b.) Evolution des vitesses de déformation dans les zones de cisaillement primaire et secondaire en fonction de l'angle de cisaillement ($V_c = 125 \text{ m/min}$ et $f = 0.25 \text{ mm/tr}$)
 (c.) Evolution des vitesses de déformation dans les zones de cisaillement primaire et secondaire en fonction de l'angle de cisaillement ($V_c = 35 \text{ m/min}$ et $f = 0.5 \text{ mm/tr}$)
 (d.) Evolution des vitesses de déformation dans les zones de cisaillement primaire et secondaire en fonction de l'angle de cisaillement ($V_c = 450 \text{ m/min}$ et $f = 0.05 \text{ mm/tr}$)

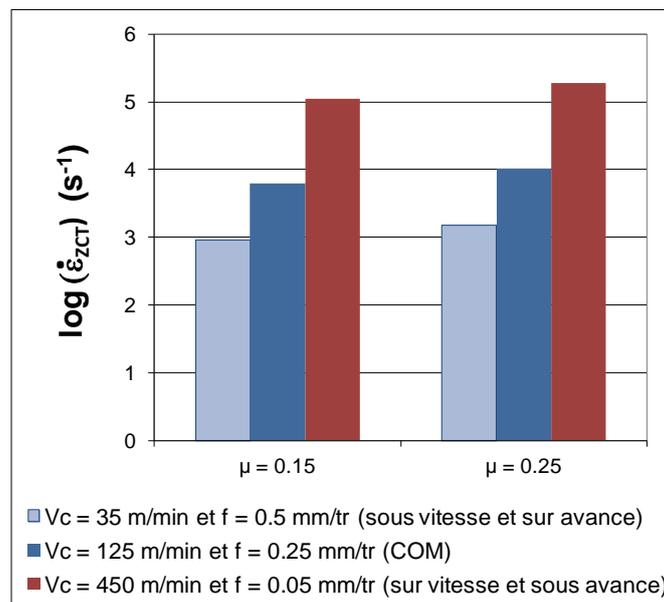


Figure A-17 : Evolution des vitesses de déformation dans la zone de cisaillement tertiaire en fonction des conditions de coupe et du coefficient de frottement

Annexe 15 : Calcul de l'énergie d'activation du phénomène de dissolution de la phase α dans le cas d'un traitement thermique anisotherme de l'alliage de Ti-6Al-4V

Pour que deux traitements thermiques isothermes (T_1, t_1) et (T_2, t_2) relatifs au même phénomène produisent le même effet, il faut que $y_1 = y_2$ où y représente la quantité de matière affectée par le phénomène. La cinétique de la réaction ou transformation isotherme subie par le matériau est bien souvent du type :

$$y^n = k t \text{ et } k = k_0 e^{\left(\frac{-Ea}{RT}\right)}$$

avec k la constante de vitesse, k_0 la constante pré-exponentielle, Ea l'énergie d'activation du phénomène, T la température isotherme, t le temps passé à la température T et R la constante des gaz parfaits. Ainsi, il peut être écrit :

$$y_1 = y_2$$

$$y_1^n = y_2^n$$

$$k_0 e^{\left(\frac{-Ea}{RT_1}\right)} t_1 = k_0 e^{\left(\frac{-Ea}{RT_2}\right)} t_2$$

Après simplification, la relation Eq. A-56 reliant les différents paramètres prend la forme suivante :

$$\frac{t_1}{t_2} = e^{\left[\frac{-Ea}{R} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}\right)\right]} \quad (\text{Eq. A-56})$$

En prenant $t_2 = 1$ s :

$$T_2 = \left(\frac{1}{T_1} - \frac{R}{Ea} \ln t_1\right)^{-1}$$

Cette relation est semblable à celle qui prévaut dans le cas de l'austénitisation de l'acier qui consiste à le porter à une température T_1 et une durée t_1 telles que le matériau devient complètement austénitique caractérisé par la phase γ de structure CFC. L'état austénitisé à la fin du cycle (T_1, t_1) est caractérisé entre autre par la taille du grain austénitique Ga . Le grossissement du grain austénitique est un phénomène thermiquement activé, lié au paramètre d'équivalence temps-température d'austénitisation, Pa défini par : $Pa = \left(\frac{1}{T_1} - \frac{R}{Ea} \ln t_1\right)^{-1}$. Dans le domaine du grossissement du grain γ des cycles différents (T_2, t_2) d'austénitisation conduisent à des valeurs identiques de Ga .

Pour un traitement anisotherme, le temps équivalent (t_e) pour une température maximale (T_m) fixée a été établi par Colin et repris par Goussery [GOU04] en prenant en compte la vitesse de chauffe \dot{T}_c jusqu'à T_m suivant la relation Eq. A-57.

$$t_e = \frac{R T_m^2}{\dot{T}_c Ea} \text{ soit encore } T_m = \sqrt{\frac{Ea}{R} \dot{T}_c t_e} \quad (\text{Eq. A-57})$$

où E_a est l'énergie d'activation du phénomène étudié (ici la dissolution anisotherme de la phase α dans l'alliage Ti-6Al-4V) qui est un processus thermiquement activé suivant une loi d'Arrhénius.

En substituant cette équation dans la relation Eq. A-56, on obtient alors :

$$\left(\frac{T_1}{T_2}\right)^2 \left(\frac{\dot{T}_{c2}}{\dot{T}_{c1}}\right) = e^{\left[-\frac{E_a}{R} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}\right)\right]}$$

Soit, après simplification :

$$E_a = \left[\ln \left(\frac{\dot{T}_{c1}}{\dot{T}_{c2}} \frac{T_2^2}{T_1^2} \right) \right] \left[\frac{R T_1 T_2}{(T_1 - T_2)} \right] \quad (\text{Eq. A-58})$$

où T_1 et T_2 sont en Kelvin, t_1 en seconde, E_a en $\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}$ et $R = 8.314 \text{ J}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{mol}^{-1}$.

Bibliographies

- [ACC09] ACCENT. « Communication privée ». 2009.
- [ACC10] ACCENT. « Communication privée ». 2010.
- [AHM98] Ahmed T., Rack H. J. « Phase transformations during cooling in $\alpha + \beta$ titanium alloys ». *Materials Science and Engineering A*. 1998. Vol. 243A, p. 206-211.
- [AND00] Andrews S., Sehitoglu H. « A computer model for fatigue crack growth from rough surfaces ». *International Journal of fatigue*. 2000. Vol. 22, p. 619-630.
- [APP08] Appolaire B. « Communication privée ». 2008.
- [ARI77] Arieli A., Rosen A. « Superplastic deformation of Ti-6Al-4V alloy ». *Metallurgical Transactions A*. 1977. Vol. 8A, p. 1591-1596.
- [BAC97] Bache M. R., Evans W. J., McElhone M. « The effects of environment and internal oxygen on fatigue crack propagation in Ti-6Al-4V ». *Materials Science and Engineering A*. 1997. Vol. A234-236, p. 918-922.
- [BACK73] Backman M. E., Finnegan S. A. « The propagation of adiabatic shear ». in : *Metallurgical effects at high strain rate*. Ed. R.W. Rohde, B.M. Butcher, Plenum Press, 1973, p. 531-543
- [BEC48] Beck P. A. « Effect of recrystallized grain size on grain growth ». *Journal of Applied Physics*. 1948. Vol. 19, p. 507-509.
- [BIA05] Biallas G., Essert M., Maier H. J. « Influence of environment on fatigue mechanisms in high-temperature titanium alloy IMI834 ». *International Journal of Fatigue*. 2005. Vol. 27, p. 1485-1493.
- [BON10] Bonnet C. *Compréhension des mécanismes de coupe lors de perçage à sec de l'empilage Ti6Al4V/Composite fibre de carbone*. Thèse. Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2010.
- [BOY94] Boyer R. R., Welsch G., Collings E. W. *Materials properties handbook - Titanium alloys*. ASM International, 1994.
- [BRA67] Brammer W. G., Rhodes C. G. « Determination of omega phase morphology in Ti-35%Nb by transmission electron microscopy ». *Philosophical Magazine*. 1967. Vol. 16, p. 477-486.
- [BRAH10] Braham T. *Etude du comportement en sollicitations extrêmes et de l'usinabilité d'un nouvel alliage de titane aéronautique : le Ti555-3*. Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2010.
- [BRAN92] Brand A. et al. « *Données technologiques sur la fatigue* ». CETIM. 1992.

- [BRO82] Brooks C. R. *Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys*. American Society for Metals, 1982.
- [BRU91] Brunet S. *Influence des contraintes résiduelles induites par usinage sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques aéronautiques*. Thèse. Arts et Métiers ParisTech, 1991.
- [BUR34] Bürgers W. G. « The process of transition of the cubic body-centered modification into the hexagonal close-packed modification of zirconium ». *Metallwirtschaft*. 1934. Vol. 13, p. 785.
- [BYR95] Byrne G., Dornfeld D., Inasaki I., Ketteler G., König W., Teti R. « Tool condition monitoring (TCM) - the status of research and industrial application ». *CIRP Annals*. 1995. Vol. 44, p. 541-567.
- [CAL08] Calamaz M., Coupard D., Girot F. « A new material model for 2D numerical simulation of serrated chip formation when machining titanium alloy Ti-6Al-4V ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2008. Vol. 48, p. 275-288.
- [CALV95] Le Calvez C. *Etude des aspects thermiques de la coupe orthogonale d'un acier au carbone*. Thèse. Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 1995.
- [CAN05] Cantero J. L., Tardio M.M., Canteli J.L., Marcos M., Miguélez M.H. « Dry drilling of alloy Ti-6Al-4V ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2005. Vol. 45, p. 1246-1255.
- [CAS66] Castro R., Seraphin L. « Contribution à l'étude métallographique et structurale de l'alliage de titane TA6V ». *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*. 1966. Vol. 53, p. 1025-1058.
- [CHE05] Che-Haron C. H., Jawaid A. « The effect of machining on surface integrity of titanium alloy Ti-6% Al-4% V ». *Journal of Materials Processing Technology*. 2005. Vol. 166, p. 188-192.
- [CHO98] Chou Y. K., Evans C. J. « Process effects on white layer formation in hard turning ». *Transactions of the SME*. 1998. Vol. 26, p. 117-122.
- [COM95] Combres Y., Champin B. « Traitements thermiques des alliages de titane ». *Techniques de l'Ingénieur*. 1995. M1335.
- [COM97] Combres Y. « Métallurgie et recyclage du titane et ses alliages ». *Techniques de l'Ingénieur*. 1997. M2355.
- [COM99] Combres Y. « Propriétés du titane et de ses alliages ». *Techniques de l'Ingénieur*. 1999. M557.
- [CON73] Conrad H. « On the strengthening of titanium by aluminium ». *Scripta Metallurgica*. 1973. Vol. 7, p. 509-512.
- [COP86] Cope M. T., Evetts D. R., Ridley N. « Superplastic deformation characteristics of two microduplex titanium alloys ». *Journal of Materials science*. 1986. Vol. 21, p. 4003-4008.
- [CUL73] Culver R. S., « Thermal instability strain in dynamic plastic deformation ». in : *Metallurgical effects at high strain rate*. Ed. R.W. Rohde, B.M. Butcher, Plenum Press, 1973, p. 519-530

- [DAR85] Darmaid D. S. Mc, Bowen A. W., Partridge P. G. « Superplastic deformation of strongly textured Ti-6Al-4V ». *Journal of Materials Science*. 1985. Vol. 20, p. 1976-1984.
- [DAR86] Darmaid D. S. M., Partridge P. G. « The effect of strain rate, temperature and texture on anisotropic deformation in Ti-6Al-4V ». *Journal of Materials Science*. 1986. Vol. 21, p. 1525-1532.
- [DAV79] Davis R., Flower H. M., West D. R. F. « Martensitic transformations in Ti-Mo alloys ». *Journal of Materials Science*. 1979. Vol. 14, p. 712-722.
- [DAVI09] Davim J.P., Maranhao C. « A study of plastic strain and plastic strain rate in machining of steel AISI 1045 using FEM analysis ». *Materials & Design*. 2009. Vol. 30, p. 160-165.
- [DES03] Desalos Y. « Introduction aux traitements thermiques des métaux et alliages ». *Techniques de l'Ingénieur*. 2003. M1105.
- [DES06] Dessoly V. « Communication privée ». 2006.
- [DES90] Destephani J. D. *Metals Handbook, properties and selection: non ferrous alloys and special-purpose materials*. American Society for Metals, 1990. p. 592-633 .
- [DMD96] DMD. *Spécification interne*. Snecma, 1996.
- [DOD89] Dodd B., Bai Y. « Width of adiabatic shear bands formed under combined stresses ». *Materials Science and Technology*. 1989. Vol. 5, p. 557-559.
- [DUT11] Dutilh V. *Maîtrise de l'intégrité de surface par la surveillance d'usinage sur les pièces critiques en superalliages de turbomoteurs aéronautiques*. Institut National Polytechnique de Toulouse, 2011.
- [ECK59] Eckert E. R. G., Drake R. M. *Heat and mass transfer*. McGraw-Hill, 1959.
- [ELH80] El-Helieby S. O. A., Rowe G. W. « Influences of surface roughness and residual stress on fatigue life of ground steel components ». *Metals Technology*. 1980. Vol. 7, p. 221-225.
- [EYL90] Eylon D., Newman J. B., Thome J. K. *Metals Handbook, Properties and selection : non ferrous alloys and special-purpose materials : titanium and titanium alloys casting*. ASM International, 1990.
- [EZU97] Ezugwu E. O., Wang Z. M. « Titanium alloys and their machinability – a review ». *Journal of Materials Processing Technology*. 1997. Vol. 68, p. 262-274.
- [EZU07] Ezugwu E. O., Bonney J., Da Silva R. B., Cakir O. « Surface integrity of finished turned Ti-6Al-4V alloy with PCD tools using conventional and high pressure coolant supplies ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2007. Vol. 47, p. 884-891.
- [FAN94] Fan Z. « The $\beta \rightarrow \omega$ transformation during room temperature aging in rapidly solidified Ti-6Al-4V alloy ». *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1994. Vol. 31, p. 1519-1524.

- [FEI05] Feist W. D. *Evaluation of anomalies produced during turning of Ti64*. Snecma – Projet ManHIRP, 2005.
- [FLU51] Fluck P. G. « The influence of surface roughness on the fatigue life and scatter of test results of two steels ». *Proceedings - American Society for Testing and Materials*. 1951. Vol. 51, p. 584-592.
- [FOP69] Fopiano P. J., Bever M. B., Averbach B. L. « Phase transformations and strengthening mechanisms in the alloy Ti-6Al-4V ». *Transactions of the ASM*. 1969. Vol. 62, p. 324-332.
- [FOX02] Fox K. M. *Proposal for definition of anomaly types and characterisation*. Snecma – Projet ManHIRP, 2002.
- [GAL04] Gale W. F., Totemeier T. C. *Smithells Metals Reference Book*. Elsevier, 2004.
- [GAM11] Gambogi J. *Titanium and titanium dioxide*. United State Geological Survey, 2011.
- [GIL91] Gil F. J., Planell J. A. « Growth order and activation energies for grain growth of Ti-6Al-4V alloy in β phase ». *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1991. Vol. 25, p. 2843-2848.
- [GIL95] Gil F. X., Rodriguez D., Planell J. A. « Grain growth kinetics of pure titanium ». *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1995. Vol. 33, p. 1361-1366.
- [GIL01] Gil F. J., Ginebra M.P., Manero J.M., Planell J.A. « Formation of α -widmanstätten structure: effects of grain size and cooling rate on the widmanstätten morphologies and on the mechanical properties in Ti6Al4V alloy ». *Journal of Alloys and Compounds*. 2001. Vol. 329, p. 142-152.
- [GIL82] Gilormini P. *Contribution à la modélisation de la formation du copeau en usinage des métaux*. Thèse. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1982.
- [GIL92] Gilormini P. *Modélisation de la coupe des métaux*. Technique de l'ingénieur. 1992. B7041.
- [GIO88] Giovanola J. H. « Adiabatic shear banding under pure shear loading Part I : direct observation of strain localization and energy dissipation measurements ». *Mechanics of Materials*. 1988. Vol. 7, p. 59-71.
- [GOU04] Goussery-Vafiadès V. *Caractérisation microstructurale et mécanique de mousses de nickel à cellules ouvertes pour batteries de véhicules hybrides*. Thèse. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004.
- [GRE85] Grebe H. A., Pak H. R., Meyers M. A. « Adiabatic shear localization in titanium and Ti-6 Pct Al-4 Pct V alloy ». *Metallurgical Transactions A*. 1985. Vol. 16A, p. 761-775.
- [GRO07] Grosbois C. *Rapport de travaux et essais de caractérisation*. Snecma, 2007.
- [GRO97] Grosdidier T., Roubaud C., Philippe M.J., Combres Y. « The deformation mechanisms in the β -metastable β -CEZ titanium alloy ». *Scripta Materialia*. 1997. Vol. 36, p. 21-28.

- [GUO05] Guo Y. B., Ammula S. C. « Real time acoustic emission monitoring for surface damage in hard machining ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2005. Vol. 45, p. 1622-1627.
- [HAM87] Hamilton C. H. « Superplastic sheet forming ». *NATO/Agard Lecture Series on Superplasticity*. 1987. p. 1-23.
- [HOC70] Hocheid B., Klima R., Beauvais C., Rapin M., Roux C. « Contribution à l'étude des transformations de l'alliage de titane TA6V en conditions isothermes ». *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*. 1970. Vol. 68, p. 583-590.
- [HOL62] Holmberg B. O. « Disorder and order in solid solutions of oxygen in α -titanium ». *Acta Chemica Scandinavica*. 1962. Vol. 16, p. 1245-1250.
- [IMA83] Imam M. A., Gilmore C. M. « Fatigue and microstructural properties of quenched Ti-6Al-4V ». *Metallurgical Transactions A*. 1983. Vol. 14A, p. 233-240.
- [ISH93] Ishiyama S., Hanada S., Izumi O. « Effect of Zr, Sn and Al addition on the mechanical properties of metastable β titanium alloys ». *The Sumitomo Search*. 1993. Vol. 54, p. 41-47.
- [IVA86] Ivasishin O., Flower H. M. « The redistribution of alloying elements by rapid-heating solution treatment of an (α + β) titanium alloy ». *Journal of Material Science*. 1986. Vol. 21, p. 2519-2524.
- [IVA93] Ivasishin O. M., Lütjering G. « Structure and mechanical properties of high-temperature titanium alloys after rapid heat treatment ». *Materials Science and Engineering A*. 1993. Vol. 168A, p. 23-28.
- [IVA99] Ivasishin O. M., Teliovich R. V. « Potential of rapid heat treatment of titanium alloys and steels ». *Materials Science and Engineering A*. 1999. Vol. 263A, p. 142-154.
- [IVA02] Ivasishin O. M., Semiatin S.L., Markovsky P.E., Shevchenko S.V., Ulshin S.V. « Grain growth and texture evolution in Ti-6Al-4V during β annealing under continuous heating conditions ». *Materials Science and Engineering A*. 2002. Vol. 337A, p. 88-96.
- [JOV06] Jovanovic M. T., Tadic S., Zec S., Miskovic Z., Bobic I. « The effect of annealing temperatures and cooling rates on microstructure and mechanical properties of investment cast Ti-6Al-4V alloy ». *Materials and Design*. 2006. Vol. 27, p. 192-199.
- [KAH86] Kahveci A. I., Welsch G. E. « Effect of oxygen on the hardness and α / β phase ratio of Ti-6Al-4V alloy ». *Scripta Metallurgica*. 1986. Vol. 20, p. 1287-1290.
- [KAR05] Karaman I., Yapici G.G., Chumlyakov Y.I., Kireeva I.V. « Deformation twinning in difficult-to-work alloys during severe plastic deformation ». *Materials Science and Engineering A*. 2005. Vol. 410-411, p. 243-247.
- [KAU58] Kaufman L., Cohen M. « Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations ». *Progress in Metal Physics*. 1958. Vol. 7, p. 165-246.

- [KAU59] Kaufman L. « The lattice stability of metals—I. titanium and zirconium ». *Acta Metallurgica*. 1959. Vol. 7, p. 575-587.
- [KIR76] Kirk D. C. « Tools and dies for industry ». In : *Metal Society of London Proceeding Conference*. 1976.
- [KIS] Kistler. *Instruction Manual – Quartz 3-component tool holder dynamometer Type 9121*.
- [KIT97] Kitagawa T., Kubo A., Maekawa K. « Temperature and wear of cutting tools in high speed machining of Inconel 718 and Ti-6Al-6V-2Sn ». *Wear*. 1997. Vol. 202, p. 142-148.
- [KON79] König W. « Applied research on the machinability of titanium and its alloys ». In : *Agard Conference Proceedings 256*. 1979. 10 p.
- [KOS76] Koster W., Field M. « Effect of machining variables on the surface and structural integrity of titanium ». In : *Proceedings of the North American Manufacturing Research Conference*. 1973, p. 1-9.
- [KOU70] Koul M. K., Breedis J. F. « Phase transformations in bêta isomorphous titanium alloys ». *Acta Metallurgica*. 1970. Vol. 18, p. 579-588.
- [KRI97] Krishna V. G., Prasad Y. V. R. K., Birla N. C., Sambasiva Rao G. « Processing map for the hot working of near-alpha titanium alloy 685 ». *Journal of Materials Processing Technology*. 1997. Vol. 71, p. 377-383.
- [KRO40] Kroll W. J. « The production of ductile titanium ». *Transactions of the electrochemical society*. 1940. Vol. 78, p. 35-47.
- [KUM87] Kumar A. K. S. K. *Criteria for predicting metallurgical instabilities in processing*. Thesis, Indian Institute of Science Bangalor, 1987.
- [LAM90] Lampman S. *Metals Handbook, properties and selection: non ferrous alloys and special-purpose materials*. American Society for Metals, 1990. p. 592-633.
- [LAN10] Landau P., Venkert A., Rittel D. « Microstructural aspects of adiabatic shear failure in annealed Ti6Al4V ». *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010. Vol. 41A, p. 389-396.
- [LEE90] Lee Y. T., Welsch G. « Young's modulus and damping of Ti-6Al-4V alloy as a function of heat treatment and oxygen concentration ». *Materials Science and Engineering A*. 1990. Vol. 128A, p. 77-89.
- [LEE08] Lee D. G., Lee S., Lee Y. « Effect of precipitates on damping capacity and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy ». *Materials Science and Engineering A*. 2008. Vol. 486A, p. 19-26.
- [LEG02] Leguey T., Schäublin R., Marmy P., Victoria M. « Microstructure of Ti5Al2.5Sn and Ti6Al4V deformed in tensile and fatigue tests ». *Journal of Nuclear Materials*. 2002. Vol. 305, p. 52-59.

- [LI00] Li Q., Xu Y. B., Lai Z. H., Shen L. T., Bai Y. L. « Dynamic recrystallization induced by plastic deformation at high strain rate in a Monel alloy ». *Materials Science and Engineering A*. 2000. Vol. 276, p. 250-256.
- [LI05] Li G. A., Zhen L., Lin C., Gao R. S., Tan X., Xu C. Y. « Deformation localization and recrystallization in TC4 alloy under impact condition ». *Materials Science and Engineering*. 2005. Vol. A395, p. 98-101.
- [LIF61] Lifshitz I. M., Slyozov V. V. « The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions ». *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 1961. Vol. 19, p. 35-50.
- [LON10] Longuet A. *Modélisation du procédé de projection laser - Application au Ti-6Al-4V*. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2010.
- [LUT07] Lütjering G., Williams J. C. *Titanium*. Springer, 2007.
- [MAI08] Maisonneuve J. *Fabrication directe de pièces aéronautiques en TA6V et IN718 : projection et fusion sélective par laser*. Thèse. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2008.
- [MAI70] Maitre F. L. « Etude des transformations en refroidissement continu de l'alliage de titane TA6V ». *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*. 1970. Vol. 67, p. 563-574.
- [MAL92] Malas J. C., Seetharaman V. « Using material behaviour models to develop process control strategies ». *JOM*. 1992. Vol.44, n°6. p. 8-13.
- [MALC83] Malcor J. G. *Comportement mécanique et évolution structurale de l'alliage de titane Ti-6%Al-4%V dans le domaine du forgeage à chaud*. Thèse. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1983.
- [MAL01] Malot T. *Usinage assisté par laser du bore*. Thèse. Université de Bourgogne, 2001.
- [MAN97] Mantle A. L., Aspinwall D. K. « Surface integrity and fatigue life of turned gamma titanium aluminide ». *Journal of Materials Processing Technology*. 1997. Vol. 72, p. 413-420.
- [MAR07] Martinez F., Murr L. E., Ramirez A., Lopez M. I., Gaytan S. M. « Dynamic deformation and adiabatic shear microstructures associated with ballistic plug formation and fracture in Ti-6Al-4V targets ». *Materials Science and Engineering A*. 2007. Vol. 454-455, p. 591-589.
- [MAS90] Massalski T.B., Okamoto H., Subramanian P.R., Kacprzak. Binary alloy phase diagrams. *ASM International*. 1990.
- [MEB83] MeBar Y., Shechtman D. « On the adiabatic shear of Ti-6Al-4V ballistic targets ». *Materials Science and Engineering*. 1983. Vol. 58, p. 181-188.
- [MEI91] Meier M. L., Lesuer D. R., Mukherjee A. K. « α grain size and β volume fraction aspects of the superplasticity of Ti-6Al-4V ». *Materials Science and Engineering*. 1991. Vol. A136, p. 71-78.

- [MEY03] Meyers M. A., Xu Y. B., Xue Q., Perez-Prado M. T., McNelley T. R. « Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel ». *Acta Materialia*. 2003. Vol. 51, p. 1307-1325.
- [MIC] Micro-epsilon. *Capteur de mesure sans contact à courant de Foucault eddyNCDT 3010*.
- [MUR96] Mur F. X. G., Rodriguez D., Planell J. A. « Influence of tempering temperature and time on the α' -Ti-6Al-4V martensite ». *Journal of Alloys and Compounds*. 1996. Vol. 234, p. 287-289.
- [MUR02] Murr L. E., Trillo E. A., Pappu S., Kennedy C. « Adiabatic shear bands and examples of their role in severe plastic deformation ». *Journal of Materials Science*. 2002. Vol. 37, p. 3337-3360.
- [MUR09] Murr L. E., Ramirez A. C., Gaytan S. M., Lopez M. I., Martinez E. Y., Hernandez D. H., Martinez E. « Microstructure evolution associated with adiabatic shear bands and shear band failure in ballistic plug formation in Ti-6Al-4V targets ». *Materials Science and Engineering A*. 2009. Vol. A516, p. 205-216.
- [NOL48] Noll G. C., Erikson M. A. « Allowable stresses for steel members of finite life ». In : *Proceedings of the Society of Experts for Stress Analysis*. 1948. p. 132-143.
- [NOV04] Novovic D., Dewes R. C., Aspinwall D. K., Voice W., Bowen P. « The effect of machined topography and integrity on fatigue life ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2004. Vol. 44, p. 125-133.
- [NWO82] Nwobu A. I. P., Flower H. M., West D. R. F. « Strain induced transformations and plasticity in transverse Ti-11.6V-2Al-2Sn-6Zr (Ti34) and Ti-11.5V-2Al-2Sn-11.3Zr (Ti29) alloys ». *Journal de physique*. 1982. Vol. 43, p. 315-320.
- [OZE00] Ozel T., Zeren E. « Determination of work material flow stress and friction for FEA of machining using orthogonal cutting tests ». *Journal of Materials Processing Technology*. 2004. Vol. 153-154, p. 1019-1025.
- [PAS99] Pasquet A. Snecma, 1999.
- [PAS05] Pasquet A. *Contraintes résiduelles induites par les principaux traitements de surface sur les matériaux utilisés à Snecma Moteurs*. Snecma, 2005.
- [PAT53] Patel J. R., Cohen M. « Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation ». *Acta Metallurgica*. 1953. Vol. 1, p. 531-538.
- [PATO79] Paton N. E., Hamilton C. H. « Microstructural influences on superplasticity in Ti-6Al-4V ». *Metallurgical Transactions A*. 1979. Vol. 10A, p. 241-250.
- [PER07] Perrin G. *Etudes métallurgique, mécanique et thermique de l'intégrité de surface des pièces percées au foret hélicoïdal dans l'Inconel 718TR – Détection et quantification des anomalies par process monitoring*. Thèse. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2007.

- [PIT04] Pitt F., Ramulu M. « Influence of grain size and microstructure on oxidation rates in titanium alloy Ti-6Al-4V under superplastic forming conditions ». *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2004. Vol. 13, p. 727-734.
- [PLI80] Plichta M. R., Aaronson H. I. « Crystallography and morphology of the $\beta \rightarrow \zeta$ massive transformation in Ag-26 a/o Al ». *Acta Materialia*. 1980. Vol. 28, p. 1041-1057.
- [PLI78] Plichta M. R., Aaronson H. I., Perepezko J. H. « The thermodynamics and kinetics of the $\beta \rightarrow \alpha_m$ transformation in three Ti-X systems ». *Acta Metallurgica*. 1978. Vol. 26, p. 1293-1305.
- [PLI77] Plichta M. R., Williams J. C., Aaronson H. I. « On the existence of the $\beta \rightarrow \alpha_m$ transformation in the alloy systems Ti-Ag, Ti-Au, and Ti-Si ». *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1977. Vol. 8, p. 1885-1892.
- [POU05] Poulachon G., Albert A., Schluraff M. et al. « An experimental investigation of work material microstructure effects on white layer formation in PCBN hard turning ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2005. Vol. 45, p. 211-218.
- [PRA84] Prasad Y. V. R. K., Gegel H. L., Doraivelu S. M., et al. « Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: forging of Ti-6242 ». *Metallurgical Transactions A*. 1984. Vol. 15, p. 1883-1892.
- [PRA90] Prasad Y. V. R. K. « Recent advances in the science of mechanical processing ». *Indian Journal of Technology*. 1990. Vol. 28, p. 435-451.
- [PRA98] Prasad Y. V. R. K., Seshacharyulu T. « Processing maps for hot working of titanium alloys ». *Material Science and Engineering*. 1998. Vol. A243, p. 82-88.
- [PRA01] Prasad Y. V. R. K., Seshacharyulu T., Medeiros S. C., Frazier W. G. « A study of beta processing of Ti-6Al-4V: Is it trivial ? ». *Journal of Engineering Materials and Technology*. 2001. Vol. 123, p. 355-360.
- [REC64] Recht R. F. « Catastrophic thermoplastic shear ». *Journal of applied mechanics*. 1964. Vol. 31, p. 189-193.
- [RECH03] Rech J., Moisan A. « Surface integrity in finish hard turning of case hardened steels ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2003. Vol. 43, p. 543-550.
- [REI04] Reissig L., Völkl R., Mills M. J., Glatzel U. « Investigation of near surface structure in order to determine process-temperatures during different machining processes of Ti6Al4V ». *Scripta Materialia*. 2004. Vol. 50, p. 121-126.
- [REI05] Reissig L., Czubyko U., Wanderka N., Völkl R., Glatzel U. « Comparison of oxide measurement techniques applied to Ti6Al4V ». *Materials Characterization*. 2005. Vol. 55, p. 153-159.
- [RHA02] Rhaipu S. « The effect of rapid heat treatment on the high-temperature tensile behavior of superplastic Ti-6Al-4V ». *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2002. Vol. 33A, p. 83-92.

- [RID90] Ridley N. « Superplastic microstructures ». *Materials Science and Technology*. 1990. Vol. 6, p. 1145-1156.
- [ROB07] Robert Y. *Simulation numérique du soudage du TA6V par laser YAG impulsif: caractérisation expérimentale et modélisation des aspects thermomécaniques associées à ce procédé*. Thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2007.
- [ROG79] Rogers H. C. « Adiabatic Plastic deformation ». *Annual Review of Materials Science*. 1979. Vol. 9, p. 283-311.
- [ROS79] Rosa E. B., Lehr P. *Caractérisation générale du titane et de ses alliages*. ENSTA, 1979.
- [SAS77] Sassi B. H. *Morphologies structurales de l'alliage de titane TA6V : incidences sur les propriétés mécaniques, le comportement à la rupture et la tenue en fatigue*. Thèse. Ecole Nationale Supérieure des Techniques Avancées, 1977.
- [SCH06] Schwach D. W., Guo Y. B. « A fundamental study on the impact of surface integrity by hard turning on rolling contact fatigue ». *International Journal of Fatigue*. 2006. Vol. 28, p. 1838-1844.
- [SEM01] Semiatin S. L., Fagin P. N., Glavicic M. G., Sukonnik I. M., Ivasishin O. M. « Influence on texture on beta grain growth during continuous annealing of Ti-6Al-4V ». *Materials Science and Engineering A*. 2001. Vol. 299A, p. 225-234.
- [SER00] Serra J. « Cours de morphologie mathématique ». 2000.
- [SERA65] Seraphin L. « Réponse des alliages de titane aux traitements thermiques ». *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*. 1965. Vol. 62, p. 291-304.
- [SES00] Seshacharyulu T., S. C. Medeiros, Frazier W. G., Prasad Y. V. R. K. « Hot working of commercial Ti-6Al-4V with an equiaxed α - β microstructure: materials modeling considerations ». *Materials Science and Engineering*. 2000. Vol. A284, p. 184-194.
- [SEW04] Seward G. G. E., Celotto S., Prior D. J., Wheeler J., Pond R. C. « In situ SEM-EBSD observations of the hcp to bcc phase transformation in commercially pure titanium ». *Acta Materialia*. 2004. Vol. 52, p. 821-832.
- [SHA01] Sharman A. R. C., Aspinwall D. K., Dewes R. C., Clifton D., Bowen P. « The effects of machined workpiece surface integrity on the fatigue life of gamma-titanium aluminide ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2001. Vol. 41, p. 1681-1685.
- [SHE56] Sherman R. G., Kessler H. D. « Investigation of the heat treatability of the 6% aluminium-4% vanadium titanium-base alloy ». *Transactions of the ASM*. 1956. Vol. 48, p. 657-676.
- [SIE57] Siebel E., Gaier M. « Influence of surface roughness on the fatigue stress of steels and non ferrous alloys ». *Engineer Digest*. 1957. Vol. 18, p. 109-112.
- [SIEN07] Sieniawski J., Motyka M. « Superplasticity in titanium alloys ». *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2007. Vol. 24, p. 123-129.

- [SIL56] Silcock J. M., Davies H. M., Hardy H. K. *The mechanism of phase transformations in metals*. Institute of Metals, 1956.
- [SNE86] Snecma. « Influence des états de surface sur la tenue à la fatigue oligocyclique des alliages TA6V - Inco 718 - maraging 250 ». *Rapport technique*. 1986.
- [SOR03] Sorby K., Tonnessen K., Torjusen J. E. « Methods for improving efficiency in turning Ti6Al4V ». In : *10th World Conference on Titanium*. [s.l.] : [s.n.], 2003.
- [THO23] Thomas W. N. « Effect of scratches and of various workshop finishes upon the fatigue strength of steel ». *Engineering*. 1923. Vol. 116, p. 449-485.
- [TIM85] Timothy S. P., Hutchings I. M. « The structure of adiabatic shear bands in a titanium alloy ». *Acta metallurgica*. 1985. Vol. 33, p. 667-676.
- [TIM87] Timothy S. P. « The structure of adiabatic shear bands in metals: a critical review ». *Acta metallurgica*. 1987. Vol. 35, p. 301-306.
- [VAN07] Vanderhasten M. *Ti-6Al-4V: deformation map and modelisation of tensile behavior*. Thèse. Royal Military Academy of Brussel et Katholieke Universiteit Leuven, 2007.
- [VAN08] Vanderhasten M., Rabet L., Verlinden B. « Ti-6Al-4V: deformation map and modelisation of tensile behaviour ». *Materials & Design*. 2008. Vol. 29, p. 1090-1098.
- [VEL07] Velasquez J. D. P. *Etude des copeaux et de l'intégrité de surface en usinage à grande vitesse de l'alliage de titane TA6V*. Thèse. Ecole Nationale d'Ingénieurs de Metz, 2007.
- [VIL11] Vilaro T., Colin C., Bartout J. D. « As fabricated and heat treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting ». *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2011. Vol. 42A, p. 3190-3199.
- [VLC06] Vlcek J. « Property investigation of laser clad, laser melted and electron beam melted Ti-6Al-4V. Cost effective manufacturing via net-shape processing ». In : *Cost effective manufacture via net-shape processing*, RTO-MP-AVT-139. 2006, paper 11, 14 p.
- [WAG99] Wagner L. « Mechanical surface treatments on titanium, aluminum and magnesium alloys ». *Materials Science and Engineering A*. 1999. Vol. A263, p. 210-216.
- [WAN05] Wan Z. P., Zhu Y. E., Liu H. W., Tang Y. « Microstructure evolution of adiabatic shear bands and mechanisms of saw-tooth chip formation in machining Ti6Al4V ». *Materials Science and Engineering A*. 2012. Vol. A531, p. 155-163.
- [WEL79] Wellstead P. E. *Introduction to physical system modeling*. Academic Press, 1979.
- [WELS77] Welsch G. et al. « Deformation characteristics of age hardened Ti-6Al-4V ». *Metallurgical Transactions A*. 1977. Vol. 8A, p. 169-177.
- [WELS82] Welsch G., Bunk W. « Deformation modes of the alpha phase of Ti-6Al-4V as a function of oxygen concentration and aging temperature ». *Metallurgical Transactions A*. 1982. Vol. 13, p. 889-899.

- [WIL67] Williams J. C., Blackburn M. J. « A comparison of phase transformations in three commercial titanium alloys ». *Transactions of the ASM*. 1967. Vol. 60, p. 373-383.
- [WIL71] Williams J. C., Hickman B. S., Leslie D. H. « The effect of ternary additions on the decomposition of metastable beta-phase titanium alloys ». *Metallurgical Transactions*. 1971. Vol. 2, p. 477-484.
- [WIN75] Winter R. E. « Adiabatic shear of titanium and polymethylmethacrylate ». *Philosophical Magazine*. 1975. Vol. 31, p. 765-773.
- [WIS59] Wiskel S. J., Youdelis W. Y., Parr J. G. « Alpha-beta transformation in titanium ». *Transactions of the AIME*. 1959. Vol. 215, p. 875-881.
- [WOO79] Woodward R. L. « Metallographic features associated with the penetration of titanium alloy targets ». *Metallurgical Transactions A*. 1979. Vol. 10A, p. 569-573.
- [XU00] Xu Y. B., Liu L., Yu J. Q., Shen L. T., Bai Y. L. « Thermoplastic shear localisation in titanium alloys during dynamic deformation ». *Materials Science and Technology*. 2000. Vol. 16, p. 609-611.
- [XU06] Xu Y., Bai Y., Meyers M. A. « Deformation, phase transformation and recrystallization in the shear bands induced by high-strain rate loading in titanium and its alloys ». *Journal of Material Science and Technology*. 2006. Vol. 22, p. 737-746.
- [XU08] Xu Y., Zhang J., Bai Y., Meyers M. A. « Shear localization in dynamic deformation: microstructural evolution ». *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2008. Vol. 39A, p. 811-843.
- [XUE02] Xue Q., Meyers M. A., Nesterenko V. F. « Self organization of shear bands in titanium and Ti-6Al-4V alloy ». *Acta Materialia*. 2002. Vol. 50, p. 575-596.
- [YAN91] Yang H. S., Gurewitz G., Mukherjee A. K. « Mechanical behavior and microstructural evolution during superplastic deformation of Ti-6Al-4V ». *Materials transactions JIM*. 1991. Vol. 32, p. 465-472.
- [ZEN44] Zener C., Hollomon J. H. « Effect of strain rate upon plastic flow of steel ». *Journal of Applied Physics*. 1944. Vol. 15, p. 22-32.
- [ZENGO5] Zeng L., Bieler T. R. « Effect of working, heat treatment and aging on microstructural evolution and crystallographic texture of α , α' , α'' and β phases in Ti-6Al-4V wire ». *Materials Science and Engineering A*. 2005. Vol. 392A, p. 403-414.

Etude des mécanismes de déformation et de transformations métallurgiques en sous-couche et sur la surface usinée lors du tournage du Ti-6Al-4V avec un outil en carbure cémenté WC-Co non revêtu. Corrélation de l'intégrité matière par la surveillance de l'opération et la compréhension des mécanismes d'endommagement de l'outil.

RESUME : Ces travaux de thèse s'inscrivent dans le cadre du projet européen ACCENT qui fait suite au projet européen ManHIRP (2001-2005). Ces travaux ont pour objectifs principaux de développer une méthodologie expérimentale permettant d'établir une fenêtre de conditions de coupe garantissant une intégrité matière acceptable de la pièce en Ti-6Al-4V usinée, en s'appuyant sur la mesure des signaux des moyens de surveillance en cours d'usinage. Une attention particulière s'est portée sur l'identification et la classification des anomalies géométriques et de celles produites sur la surface usinée en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance. Parallèlement aux investigations sur les anomalies géométriques et de surface, une étude du mode d'endommagement de l'outil en carbure cémenté WC-Co non revêtu et de celle de l'évolution des signaux de surveillance ont conduit à une bien meilleure compréhension des phénomènes liés à la coupe. Les anomalies générées en sous-couche de la surface usinée, telles que les couches à grains déformés et les « couches blanches » ont été étudiées par l'intermédiaire d'analyses métallurgiques fines comme la microsonde de Castaing et par des observations et des analyses au microscope électronique à transmission (MET). Des mesures de microdureté et de contraintes résiduelles ont complété ces analyses chimiques et microstructurales. Aussi, la connaissance de l'état métallurgique et mécanique de ces anomalies a permis de déduire leur genèse et les mécanismes de déformation et de transformations métallurgiques (phases et taille de grains) qui ont opéré en sous-couche du Ti-6Al-4V. Le suivi par la technique de l'analyse d'images des paramètres microstructuraux attachés aux grains globulaires α a conduit à mieux comprendre l'écoulement de la matière selon les directions de coupe et d'avance ainsi que les mécanismes de dissolution de ces phases globulaires α lorsque l'effet thermique prend le pas sur l'effet mécanique pendant l'usinage. A l'issue de ces caractérisations métallurgiques, des corrélations ont été entreprises entre les anomalies générées et les signaux des moyens de surveillance.

Mots clés : Ti-6Al-4V, tournage, intégrité matière, moyens de surveillance, anomalies géométrique, couches blanches, couches à grains déformés, endommagement outil de coupe

Study of deformation mechanisms and metallurgical transformations on the machined surface and within its sub-surface during Ti6Al4V turning with uncoated cemented carbide. Correlations between surface integrity and process monitoring signals with an understanding of tool damages mechanisms

ABSTRACT : The scientific works presented in this thesis is taken place within the framework of an European project ACCENT which is the continuity of the ManHIRP European project (2001-2005). The main aim of these studies is the development of an experimental approach allowing of the determination of an acceptable surface integrity within the validity domain according to the cutting parameters by using the recorded monitoring signals during turning operation. The identification and the classification of the geometrical anomalies generated on the machined surface versus the cutting speed and feed rate were especially investigated. At the same time, damage on uncoated cemented carbide tool and evolution on process monitoring signals have conducted to a better understanding of cutting phenomena. The anomalies generated within the machined sub-surface such as the highly worked layers and "white layers" were studied with fine metallurgical analysis like the use of Castaing microprobe and transmission electron microscopy (TEM). In addition, micro-hardness and residual stresses measurements have completed the previous analysis. The knowledge of the metallurgical and mechanical states within the sub-layer have enabled to deduce the causes of their formation and to define the deformation mechanisms and the metallurgical transformations (phases and grains size) which have occurred during the machining operation. The tracking of the microstructural features related to globular α grains by the investigations of the images analysis have led to a better understanding of material flow according to the cutting and feed directions. Also, the dissolution phenomena of globular α grains occurring when the thermal loading becomes preponderant before the mechanical one has been highlighted. After these metallurgical analyses, correlations between the surface integrity and the process monitoring signals have been found.

Keywords : Ti-6Al-4V, turning, surface integrity, process monitoring, geometrical anomalies, white layers, highly worked layers, damage on tool