



HAL
open science

Etude des changements de textures par transformation de phase beta-alpha dans des produits TA6V laminés à chaud

Nathalie Gey

► **To cite this version:**

Nathalie Gey. Etude des changements de textures par transformation de phase beta-alpha dans des produits TA6V laminés à chaud. Sciences de l'ingénieur [physics]. Université Paul Verlaine - Metz, 1996. Français. NNT : 1996METZ034S . tel-01777143

HAL Id: tel-01777143

<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01777143>

Submitted on 24 Apr 2018

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.



AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>

6105417



INSTITUT SUPERIEUR DE GENIE MECANIQUE
ET PRODUCTIQUE

BIBLIOTHEQUE UNIVERSITAIRE - METZ	
N° inv.	
Cote	
Loc	

THESE

Présentée à



UNIVERSITE DE METZ

PAR

Nathalie GEY

Pour l'obtention du grade de :
DOCTEUR de L'UNIVERSITÉ de METZ

SPECIALITE : *Sciences de l'Ingénieur*
OPTION : *Sciences des Matériaux*

**ÉTUDE DES CHANGEMENTS DE TEXTURES
PAR TRANSFORMATION DE PHASE $\beta \rightarrow \alpha$
DANS DES PRODUITS TA6V LAMINÉS À CHAUD**

- | | | | |
|-----------------|---------------|---|--------------------|
| M | M. HUMBERT | Professeur à l'Université de Metz | Directeur de Thèse |
| MM | J. DRIVER | Professeur à l'École des Mines de St.-Etienne | Rapporteur |
| | P. VAN HOUTTE | Professeur à l'Université de Louvain (Belgique) | Rapporteur |
| M ^{me} | M.J. PHILIPPE | Professeur à l'Université de Metz | Examineur |
| MM | C. ESLING | Professeur à l'Université de Metz | Examineur |
| | Y. COMBRES | Docteur-Ingénieur, Chargé de Recherche à CEZUS | Examineur |

École Doctorale PROMEN

23 JAN. 1997

N° inv	19960685
Cote	S/M3 96/34
Loc	Magasin

Remerciements

Ce travail a été effectué, en collaboration avec la société CEZUS, au Laboratoire d'Etude des Textures et Application aux Matériaux (LETAM-CNRS URA 2090) dans le groupe de Métallurgie des Matériaux Polycristallins (GM2P). Cette structure est une composante de l'Institut Supérieur de Génie Mécanique et Productique (ISGMP) de l'Université de Metz.

En premier lieu, je tiens à remercier M. Humbert, professeur au LETAM-GM2P et directeur de thèse. Grâce à ses compétences, sa disponibilité et ses conseils avisés, il m'a permis de réaliser ce travail dans les meilleures conditions. Qu'il trouve ici, l'expression de ma profonde reconnaissance.

J'exprime mes remerciements à Mme Philippe, professeur au LETAM-GM2P qui m'a accordé toute sa confiance en me proposant ce sujet.

J'exprime toute ma reconnaissance à tous les acteurs d'une collaboration fructueuse entre l'Université de Metz et la société CEZUS : M. Clerc, M. Gex, M. Porta et tout particulièrement M. Combres qui a accepté de participer au jury de la thèse.

Je remercie les responsables du laboratoire : M. Esling, professeur et directeur du LETAM et M. Wagner, professeur et directeur du GM2P, de m'avoir permis de mener à bien mon travail dans leurs équipes de recherche.

Je remercie M. Driver, professeur à l'Ecole des Mines de St. Etienne et M. Van Houtte, professeur à l'Université de Louvain (Belgique), pour l'honneur qu'ils m'ont fait en acceptant d'être rapporteur de ce travail et pour leur participation au jury de thèse.

Je remercie M. Tòth, professeur au LPMM, pour sa disponibilité et sa sympathie.

Enfin, j'adresse mes remerciements à l'ensemble des membres du laboratoire, qui de par leur aimable collaboration, ont rendu mon séjour très agréable. Je n'oublierai pas de remercier mes parents et mon ami, pour le soutien et les encouragements qu'ils m'ont adressés pendant toute cette période.

Sommaire

Introduction.....	p.1
<hr/>	
I.- Aspect Métallurgique de l'alliage TA6V	
I.1 Introduction.....	p.9
I.2 Les alliages de titane et le TA6V en particulier.....	p.9
Le titane pur Classification des alliages de titane Cas de l'alliage TA6V en particulier Aspect morphologique	
I.3 Mécanismes d'adoucissement lors d'une déformation à chaud.....	p.16
Nature des mécanismes d'adoucissement Adoucissements dynamiques associés à la déformation de la phase α Adoucissements dynamiques associés à la déformation de la phase β	
I.4 Evolution microstructurale suite à un traitement thermique.....	p.21
Recristallisation de la phase α Recristallisation de la phase β	
I.5 La transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$	p.23
Etude bibliographique de la transformation $\alpha \leftrightarrow \beta$ Mécanisme de la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ d'après Burgers Relation d'orientation entre réseaux dans la transformation $\beta \rightarrow \alpha$	
I.6 Références.....	p.36
<hr/>	
II- Détermination des textures cristallographiques	
II.1 Introduction.....	p.43
II.2 Méthodologie de l'analyse de texture.....	p.43
La fonction de densité des orientations Prise en compte de symétries Représentation de la fonction de texture	

II.3	Détermination de la texture à partir de figures de pôles.....	p.47
	Acquisition des figures de pôles	
	Calcul de la fonction de texture	
	Méthode de la positivité	
	Qualité de l'analyse	
	Aspects expérimentaux	
II.4	Détermination de la texture par EBSD.....	p.57
	Principe de la méthode	
	Dispositif expérimental	
	Détermination de la fonction de texture	
	Restitution de la phase β haute température	
II.5	Conclusion.....	p.62
II.6	Références	p.63

III- Méthodes Expérimentales et Résultats

III.1	Introduction.....	p.69
III.2	Matériau et Techniques Expérimentales.....	p.71
	Traitements thermomécaniques	
	Techniques de caractérisation	
	Examen métallographique	
	Acquisition des figures de pôles	
	Mesures des orientations individuelles	
	Analyse de l'état initial avant traitement thermomécanique	
III.3	Analyse de la phase α après laminage à chaud.....	p.77
	Etude des effets du laminage dans le domaine β	
	Analyse de la microstructure à température ambiante	
	Evolution de la texture de la phase α à température ambiante	
	Etude des effets du laminage dans le domaine α/β	
	Etude des effets du laminage à 960°C	
	Etude des effets du laminage à 900°C	

III.4	Etude de l'évolution de la phase β à 1050°C	p.93
	Analyse de l'état β recristallisé	
	Analyse des états déformés	
III.5	Conclusion	p.97
III.6	Références	p.98
IV-	Etude de la formation de la texture β de laminage à chaud	
<hr/>		
IV.1	Introduction	p.103
IV.2	Etude des textures de déformation à chaud	p.105
	Evolution de la texture de la phase β à chaud	
	Textures de déformation et de recuit des BCC	
IV.3	Influence des mécanismes actifs lors du laminage à chaud de la phase β sur l'évolution de texture	p.108
	Mécanismes actifs lors du laminage à chaud de la phase β	
	Influence du glissement cristallographique	
	Influence de la restauration dynamique	
IV.4	Modélisation des textures de déformation à chaud de la phase β	p.116
	Modèle de déformation de type 'Taylor'	
	La théorie de Taylor	
	Calcul de l'activité des systèmes de glissement	
	Différentes versions du modèle de Taylor	
	Résultats des simulations	
	Condition de simulation	
	Etude des textures simulées	
IV.5	Conclusion	p.129
IV.6	Références	p.130

V- Etude de l'évolution de texture de la phase α après laminage à 1050°C

V.1	Introduction	p.137
V.2	Modélisation de la transformation de texture sans sélection de variantes	p.138
	Modèle de transformation sans sélection de variantes	
	Etude de la texture de la phase α après un traitement thermique à 1050°C	
	Etude de la texture de la phase α après une déformation par laminage à 1050°C	
	Cas d'une déformation de 30% à 1050°C	
	Cas d'une déformation de 75% à 1050°C	
V.3	Modélisation de la transformation de texture avec sélection de variantes	p.150
	Modèle de transformation avec sélection de variantes	
	Recherche des mécanismes de sélection des variantes	
	Modélisation de la texture de la phase α après 75% de déformation à 1050°C	
V.4	Conclusion	p.164
V.5	Références	p.165
	Conclusion	p.169

Introduction

Le titane et ses nombreux alliages allient à une faible densité, une résistance à l'usure élevée et une bonne tenue mécanique en température. Ces différentes caractéristiques en font un métal de choix dans de nombreuses applications. L'alliage TA6V est le plus utilisé des alliages de titane. Offrant à la fois des propriétés de résistance mécanique et de ténacité, on l'utilise dans le domaine de l'aérospatiale et l'aéronautique pour la fabrication de récipients sous pression, d'éléments de structure, d'aubes de turbines et de compresseurs.

L'addition de 6% d'aluminium et de 4% de vanadium au titane pur influence dans une large mesure la stabilité des phases α et β , caractéristiques de la structure cristalline du titane pur respectivement en dessous et au dessus de 882°C. Ainsi, le TA6V est un matériau biphasé. A température ambiante, il est majoritairement en phase α de structure hexagonale compacte. La phase β de structure cubique centrée stable dans le domaine des hautes températures, est retenue à température ambiante dans des proportions faibles (souvent moins de 10%). On peut obtenir à température ambiante, une grande variété de microstructures, par des traitements thermomécaniques appropriés, en raison du caractère biphasé de l'alliage.

Étant l'alliage de titane le plus utilisé, le TA6V est au coeur de nombreux sujets de recherche depuis des années déjà. Ces études ont le plus souvent porté sur les relations traitements thermomécaniques-microstructures-propriétés mécaniques en vue d'adapter les caractéristiques du matériau à une application donnée. Cependant, des problèmes persistent, liés en partie à la difficulté de la mise en forme de ce matériau. En effet, les industriels maîtrisent encore mal les phénomènes d'écoulement anisotrope de la matière, lors de la fabrication de pièces de forme. Ces propriétés anisotropes sont principalement liées à la texture qui se développe de façon très marquée, à température ambiante, dans la phase α du matériau après transformation à chaud. Une étape essentielle pour améliorer la mise en forme du TA6V passe de ce fait par un meilleur contrôle de la texture cristallographique (statistique d'orientation des grains) de la phase α , engendrée par les cycles de déformation à chaud et de transformation de phase, lors de la réalisation de produits semi-finis. C'est pourquoi, nous nous sommes proposés, en collaboration avec la société CEZUS, fabricant de produits plats de titane, d'étudier la formation des textures cristallographiques de la phase α , observées à température ambiante dans les tôles de TA6V laminées à chaud.

L'étude de la formation de ces textures est relativement délicate en raison de la complexité du procédé de transformation à chaud des tôles de TA6V. En effet, la gamme de fabrication de ces produits comprend une première phase de déformation dans le domaine β , permettant de profiter de la ductilité à chaud de cette phase et se poursuit dans le domaine biphasé α/β , à différentes températures, pour adapter la microstructure aux propriétés d'emploi.

Dans le cas d'un laminage dans le domaine β , la déformation imposée est entièrement accommodée par la phase β . Les mécanismes alors mis en jeu par cette phase sont à l'origine du développement de sa texture. Lors du refroidissement, la majorité de cette phase se transforme en phase α . A température ambiante, la texture de la phase α , dont nous cherchons à expliquer la formation, est entièrement héritée de la texture de la phase β à haute température, du fait de la relation d'orientation observée lors du changement de phase $\beta \rightarrow \alpha$ entre le réseau cubique centré et hexagonal compact. Ainsi, une orientation β donne lors du refroidissement au maximum 12 orientations α appelées variantes cristallographiques, complètement définies par la relation d'orientation. Toutefois, l'étude de la transformation des textures de la phase β se complique avec les modifications de l'état métallurgique de la phase β avant transformation. En effet, l'état métallurgique peut influencer les mécanismes de la transformation de phase et notamment la statistique d'apparition des variantes α .

Pour mener à bien l'étude de la formation des textures de la phases α , héritées des textures de la phase β à haute température, nous avons étudié dans ce travail les modifications de la texture de la phase β par le laminage à chaud et les transformations de texture liées au changement de phase $\beta \rightarrow \alpha$.

L'étude de l'évolution de la texture de la phase β à chaud a nécessité la détermination des textures de déformation à chaud et la connaissance des mécanismes qui en sont à l'origine. Soulignons que ces textures se développent à des températures supérieures à 1000°C et qu'à température ambiante, la phase β est présente en proportion très faible. L'acquisition des textures de déformation à chaud de la phase β s'avère donc très délicate, ce qui explique les raisons pour lesquelles elles ont été peu étudiées jusqu'à présent. Dans cette étude, les principales informations sur les états métallurgiques de la phase β ont été obtenues indirectement à partir des microstructures et des textures de la phase α héritées. Grâce à des méthodes spécifiques, développées quelques temps auparavant dans notre laboratoire, nous disposons d'un outil pour reconstituer les textures β haute température à partir de mesures d'orientations individuelles de la phase α à température ambiante.

Dans une deuxième étape, les textures et les informations sur l'état métallurgique de la phase β déformée à chaud nous ont permis d'entreprendre une étude sur les mécanismes de la transformation de phase qui lors du refroidissement influencent la formation des textures cristallographiques de la phase α . L'originalité de notre travail par rapport à d'autres études sur la transformation de texture du TA6V réside dans le fait que nous disposons des textures de déformation à chaud de la phase β . Celles-ci nous permettent d'expliquer la formation des textures α en les simulant à l'aide de modèles de transformation de texture basés sur des hypothèses physiques.

La gamme de fabrication des tôles de TA6V, après l'étape de déformation dans le domaine β , comprend un traitement de finition dans le domaine α/β , dans lequel les deux phases α et β accommodent la déformation. Le comportement du matériau dans ce milieu biphasé est très complexe, en raison des propriétés mécaniques très différentes des deux phases. Ainsi, la contribution à la déformation de chacune des phases ne correspond pas forcément à la fraction volumique de celles-ci à la température de déformation. Par ailleurs, la texture de la phase α à température ambiante, mesurée par diffraction de rayons X, apparaît comme la superposition de la texture de la phase α , présente à la température de déformation et de la texture de la phase α , héritée par changement de phase de la texture β haute température, en raison des paramètres de maille très proches des deux phases.

Dans le but de comprendre la formation des textures de la phase α dans les tôles de TA6V, nous avons entrepris des déformations par laminage correspondant à différents taux de réduction dans le domaine β (1050°C) et dans le domaine α/β (900°C et 960°C).

Pour être à même d'interpréter l'ensemble des microstructures après les différents traitements thermomécaniques imposés dans le cadre de cette étude, il était nécessaire de rappeler certains aspects de la métallurgie du titane. C'est l'objet du premier chapitre. Il décrit les microstructures caractéristiques des alliages de titane, précise la nature des mécanismes actifs dans chacune des phases lors d'une déformation à chaud et développe les particularités de la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$.

Dans le second chapitre, nous rappelons les outils utilisés dans la détermination des textures cristallographiques des phases α et β : la diffraction de rayons X et la mesure d'orientations individuelles par EBSD. Nous exposons également le principe du modèle permettant le calcul de la texture de la phase β haute température qui a été développé au laboratoire.

Dans le troisième chapitre, nous étudions les modifications de la texture de la phase α en fonction du taux de déformation et de la proportion des phases en présence. Le choix des différentes températures de déformation, nous a permis de distinguer l'évolution de la texture de la phase α lorsque celle-ci se déforme fortement à haute température (cas de la déformation à 900°C) et l'évolution de cette texture lorsqu'elle est héritée des textures de la phase β (cas d'une déformation à 1050°C). Les résultats obtenus dans les deux cas précédents sont utilisés pour analyser les textures de la phase α après une déformation à 960°C. La suite de l'étude est principalement consacrée à l'étude de la formation des textures de la phase α , héritées par changement de phase, des textures de la phase β haute température. C'est pourquoi, nous avons déterminé les textures de la phase β à haute température en utilisant des méthodes spécifiques citées dans le deuxième chapitre.

La mise en oeuvre des modèles de déformation de type Taylor nous a permis de modéliser l'évolution de la texture de la phase β , dans l'hypothèse où le principal mécanisme à l'origine de la formation des textures, était le glissement cristallographique. Les résultats de ces modélisations sont utiles pour interpréter le comportement à chaud de la phase β et l'évolution de sa texture. Cette étude fait l'objet du quatrième chapitre.

Dans une dernière étape, nous avons utilisé l'ensemble des résultats obtenus pour analyser la formation des textures de la phase α , héritées par changement de phase, des textures de la phase β à haute température. Dans un premier temps, les textures β à haute température sont utilisées pour simuler les textures α héritées grâce à un modèle de transformation de texture sans sélection de variantes. La comparaison des textures simulées et expérimentales nous permet ainsi d'identifier, en fonction de l'état métallurgique de la phase β avant transformation, la sélection de variantes dans la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$. Enfin, à partir de ces résultats, nous étudions les hypothèses pouvant expliquer la sélection des variantes cristallographiques par simulation, à l'aide d'un modèle de transformation de texture avec sélection de variantes.

Aspects Métallurgiques de l'alliage TA6V

I.1- Introduction.....	p.9
I.2- Les alliages de titane et le TA6V en particulier.....	p.9
Le titane pur	
Classification des alliages de titane	
Cas de l'alliage TA6V en particulier	
Aspect morphologique	
I.3- Mécanismes d'adoucissement lors d'une déformation à chaud.....	p.16
Nature des mécanismes d'adoucissement	
Adoucissements dynamiques associés à la déformation de la phase α	
Adoucissements dynamiques associés à la déformation de la phase β	
I.4- Evolution microstructurale suite à un traitement thermique.....	p.21
Recristallisation de la phase α	
Recristallisation de la phase β	
I.5- La transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$	p.23
Etude bibliographique de la transformation $\alpha \leftrightarrow \beta$	
Mécanisme de la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ d'après Burgers	
Relation d'orientation entre réseaux dans la transformation $\beta \rightarrow \alpha$	
I.6- Références.....	p.36

- -

I.1- Introduction

Avec une température de fusion de l'ordre de 1660°C et une densité de 4.5 g/cm³, le titane et ses nombreux alliages sont des matériaux réfractaires à haute résistance mécanique spécifique. Les recherches entreprises sur ce matériau ont constamment permis d'adapter ses propriétés aux exigences spécifiques de certaines applications, notamment dans le domaine de l'aérospatiale et de l'aéronautique. Cette adaptation fonctionnelle a principalement été obtenue en variant la composition initiale des alliages et en modifiant les paramètres du procédé d'élaboration des semi-produits. Il est ainsi possible de contrôler la proportion et la morphologie des phases en présence et d'obtenir des états métallurgiques répondant à des besoins spécifiques [1,2,7].

Ces remarques sont particulièrement fondées concernant l'alliage TA6V. En effet, du fait de sa teneur en éléments d'addition, cet alliage est très sensible aux paramètres des traitements thermomécaniques. La modification de la température de traitement, du taux de déformation imposé ou de la vitesse de refroidissement influence fortement la nature, la morphologie et la texture des phases en présence à température ambiante.

Pour pouvoir interpréter les états métallurgiques résultant des différents traitements thermomécaniques réalisés dans cette étude, il est donc important de se familiariser avec la métallurgie du titane. En particulier, il est nécessaire de faire une étude bibliographique concernant le comportement à chaud des phases α et β lors de la déformation plastique et de préciser les caractéristiques de la transformation $\alpha \leftrightarrow \beta$.

I.2- Les alliages de titane et le TA6V en particulier

I.21 Le titane pur

Le titane pur présente deux structures cristallographiques différentes suivant sa température de maintien (fig. 1.1): la phase α et la phase β .

La phase α est stable à température ambiante. Elle est caractérisée par un réseau hexagonal compact de paramètres de maille à 25°C [2]:

$$a = 2.950 \text{ \AA}$$

$$c = 4.680 \text{ \AA}$$

$$c/a = 1.587$$

Le rapport c/a théorique de compacité idéale du système hexagonal est égal à 1.633 ($\sqrt{8/3}$). On constate que ce rapport théorique est supérieur à celui de la phase α du titane. Ainsi la densité des plans prismatiques de la structure hexagonale α (les faces du prisme) est plus élevée que dans le cas théorique.

La phase β , stable à une température supérieure à 882°C, présente une structure cubique centrée de paramètre de maille:

$$a = 3.300 \text{ \AA}$$

En raison de leurs structures cristallographiques différentes, ces deux phases possèdent des propriétés mécaniques différentes.

La transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ est une transformation de type martensitique qui du point de vue cristallographique est caractérisée par la relation d'orientation suivante entre les réseaux des deux phases α/β :

$$\begin{aligned} (110)_\beta // (00.2)_\alpha \\ [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta // [2\bar{1}.0]_\alpha \end{aligned} \quad (1)$$

Cette transformation de phase s'effectue à la température $T=882^\circ\text{C}$ dans le cas du titane pur. Il est alors impossible de stabiliser la phase β à température ambiante, même par ultra trempe car la transformation ne nécessite pas un régime diffusionnel.

Une variation de volume accompagne le changement de phase $\alpha \leftrightarrow \beta$. Sa valeur n'est pas exactement connue du fait des difficultés à mesurer les paramètres des deux phases à la température de transition. Dans l'hypothèse d'une transformation isotrope, nous constatons au chauffage une contraction de 0.10 à 0.13% et une dilatation du même ordre au refroidissement.

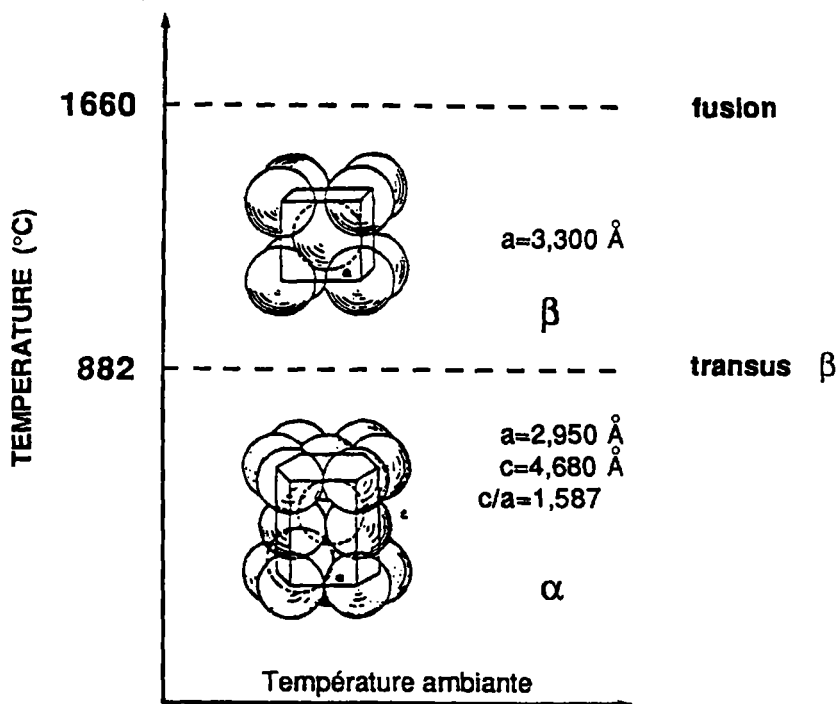


Fig. 1.1: Structure cristallographique du titane pur en fonction de la température [2]

I.21 Classification des alliages de titane

L'addition de certains éléments permet d'augmenter la stabilité en température de l'une ou l'autre des phases α et β en faisant apparaître un domaine biphasé et en modifiant les températures de transus. Ces éléments d'addition entrent en substitution dans le réseau initial ou forment des solides d'insertion. Ils agissent sur la transformation de phase en influençant la cinétique de germination et de croissance des deux phases. Nous distinguons (tab. I.1):

- *les éléments alphas qui augmentent le domaine de stabilité de la phase α
- *les éléments bêtas qui stabilisent la phase β jusqu'à température ambiante
- *les éléments neutres

Il est alors possible de classer les alliages de titane en 5 catégories (fig. 1.2):

*les alliages α (ex. le T40): la composition de ceux-ci ne permet pas à la phase β d'être retenue à température ambiante sous forme métastable. Leurs microstructures peuvent être de deux types. Des grains α équiaxes sont obtenus suite à une déformation suivie d'une recristallisation dans le domaine α . Si le dernier traitement a lieu dans le domaine β , c'est une structure ' β -transformé' constituée de platelets α qui s'impose.

*les alliages pseudo- α (ex. IMI 829 [7]): aux éléments alphas s'ajoute une faible quantité d'éléments bêtas. Le domaine $\alpha+\beta$ s'élargit et une faible proportion de phase β peut être retenue à température ambiante sous forme métastable. Les alliages traités dans le domaine β présentent toujours une structure ' β -transformé' avec une faible quantité de phase β entre les platelets α . Les traitements dans le domaine $\alpha+\beta$ deviennent possibles et laissent apparaître à côté de la structure ' β -transformé', une faible fraction volumique de grains α primaires.

*les alliages α/β (ex. le TA6V): les éléments alphas et bêtas sont présents en quantité suffisante pour obtenir un large domaine $\alpha+\beta$. De ce fait, une plus grande diversité de microstructures est possible à température ambiante. Les déformations à chaud dans le domaine β aboutissent à de larges anciens grains β dans lesquels précipitent soit des platelets de phase α pour un refroidissement lent, soit de la martensite aiguillée α' dans le cas d'une trempe. Cette dernière phase possède la structure hexagonale compacte, mais conserve la composition de la phase β . Les traitements thermiques dans le domaine α/β conduisent à des structures bimodales constituées de grains α primaires dans une matrice ' β -transformé'. La fraction volumique de chacune des microstructures varie dans une large mesure en fonction de la température de traitement. La phase β métastable, retenue à température ambiante, contient souvent de la phase ω_{ath} formée de façon athermique lors de la trempe. Des traitements thermiques ultérieurs modifient cette structure métastable. La phase β résiduelle se transforme partiellement de façon isothermique en phase ω_{iso} . Sa séparation en phase β riche en soluté et pauvre en soluté (β') a également été observée. Enfin, ces phases intermédiaires subissent de nouvelles transformations pour aboutir aux phases α et β dans les proportions correspondant à l'équilibre thermodynamique [4].

Caractère		Insertion	Substitution
ALPHAGÈNE		O ₂ , N ₂ , B, C	Al
BÉTAGÈNE	isomorphe		Mo, V, Nb, Ta
	eutectoïde	H ₂	Mn, Fe, Cr, Ni, Cu, W, Co, Ag, Au, Si

Tab.1.1: Classification des éléments d'addition des alliages de titane

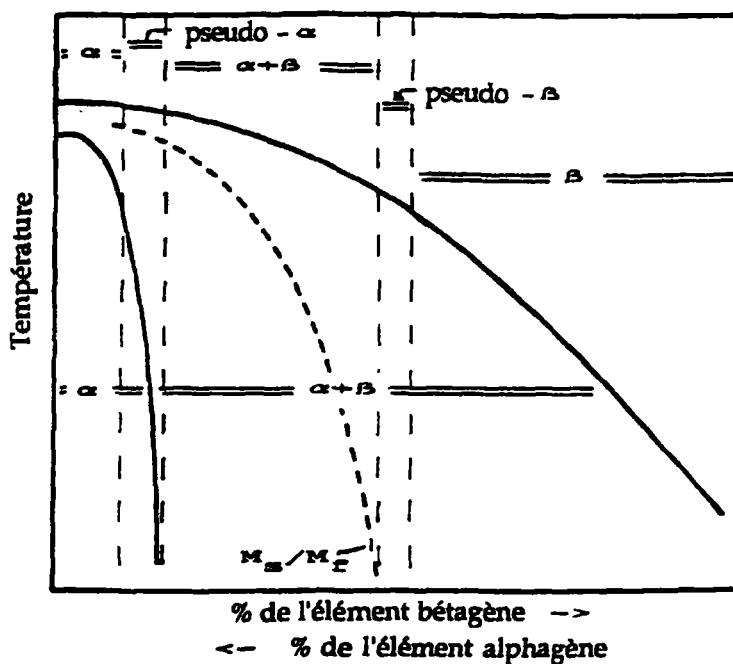


Fig. 1.2: Représentation schématique d'une section d'un diagramme ternaire des alliages de titane contenant des éléments alphagènes et bêtagènes d'après H. M. Flower [3]

*les alliages pseudo- β (ex. le β cez): la concentration en éléments bétagènes est suffisante pour déplacer les points M_s/M_f de transformation martensitique en dessous de l'ambiante. La cinétique de germination de la phase α est fortement ralentie si bien qu'il est possible de retenir la phase β à température ambiante sans recours à un refroidissement rapide. A nouveau, des traitements de mise en solution conduisent à l'apparition de nouvelles phases, comme la phase ω , citée précédemment, ou encore la martensite α'' de structure orthorhombique. Cette dernière apparaît également par transformation sous contrainte lors de la déformation à froid de la phase β .

*les alliages β (ex. le Ti20V5Al): la concentration en éléments bétagènes est telle que la phase β est stable thermodynamiquement ou faiblement métastable à température ambiante. Des traitements ultérieurs n'entraînent plus sa décomposition.

I.23 Cas de l'alliage TA6V en particulier

L'alliage Ti-6Al-4V, couramment appelé TA6V ou Ti-64, est le plus connu et le plus utilisé des alliages de titane. Sa composition pondérale est de 6% d'aluminium et de 4% de vanadium. C'est un alliage α/β possédant à température ambiante une faible proportion de phase β ($\approx 10\%$). La température de transus est de l'ordre de 990°C . Une grande diversité de microstructures est possible à température ambiante en raison de la forte sensibilité de l'alliage aux paramètres des traitements thermomécaniques (température - vitesse - taux de déformation). Les trois grandes familles de microstructures observées sont:

- à structure lamellaire
- à structure équiaxe
- à structure bimodale constituée des deux précédentes

La structure lamellaire est le résultat d'une mise en solution dans le domaine monophasé β suivie d'un refroidissement à l'ambiante. Au-dessus du transus β , les grains β équiaxes connaissent une croissance rapide. Lors du refroidissement, la phase α germe préférentiellement aux joints des grains β (α_{GB}). La différence entre les coefficients de diffusion des éléments alphasènes et bétagènes impose une croissance de la phase α sous forme de platelets. Des ondulations se forment à la frontière α_{GB} /matrice β correspondant à des fluctuations de concentration (fig.1.3). Les zones appauvries en vanadium autorisent la croissance de la phase α vers l'intérieur du grain. Cette structure de type Widmanstätten est caractérisée par des colonies de platelets α en relation d'orientation stricte avec la matrice β (1). La taille des lamelles dépend de la vitesse de refroidissement. Simultanément, la phase α se développe dans la matrice, formant des sous colonies (fig. 1.4) pour des vitesses de refroidissement rapides [5,8]. La phase β résiduelle se retrouve entre les platelets dans une proportion assez faible.

Suite à une trempe depuis le domaine β , il se produit une transformation de type martensitique donnant naissance à la phase α' . Elle se présente sous forme de très fines aiguilles qui ont précipité à partir des ex-grains β . La relation d'orientation, déjà citée, est conservée. Le mécanisme de transformation s'interprète par un cisaillement de la phase mère sans recours à un régime diffusif. Ainsi la composition de la phase α' est celle de la phase β dont elle est issue et sa structure correspond à celle de la phase α hexagonale compacte.

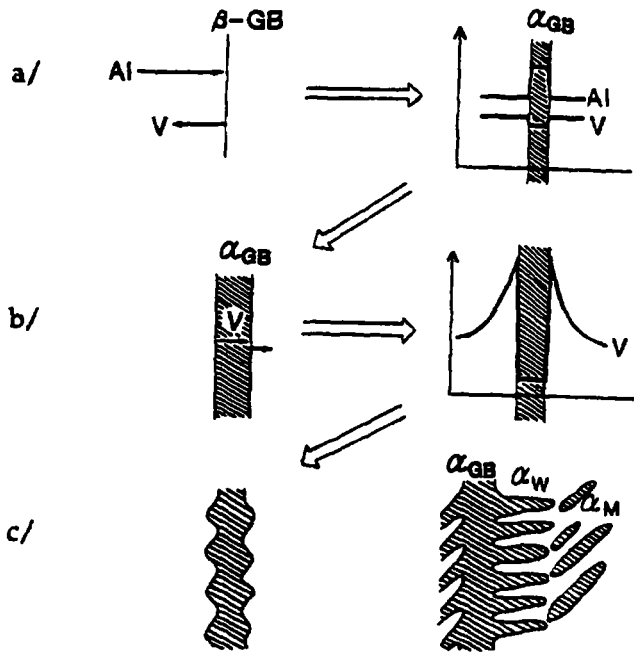


Fig. 1.3: Représentation schématique de la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ dans l'alliage TA6V d'après H. Fujii et al [5].

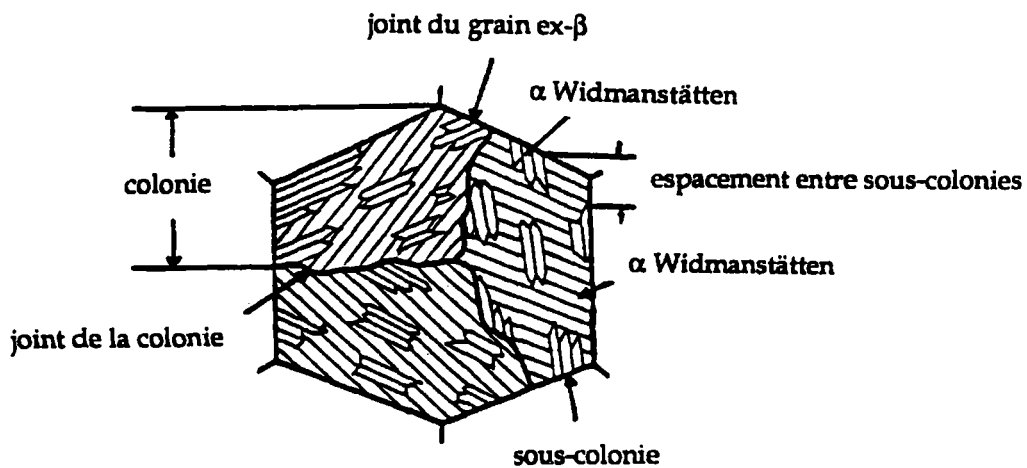


Fig. 1.4: Représentation schématique de la sous-structure d'un ex-grain β d'après T. Kobayashi et al. [8]

Les structures lamellaires obtenues à partir du domaine β , communément appelées structures ' β -transformé' offrent de bonnes propriétés de résistance au fluage, de ténacité et de résistance mécanique mais une ductilité médiocre.

La structure équiaxe est le résultat d'une déformation de la structure ' β -transformé' dans le domaine biphasé α/β suivie d'une mise en solution dans ce même domaine. En fonction des conditions de température du traitement thermomécanique, la morphologie observée peut être majoritairement constituée de phase α équiaxe dite ' α primaire' ou constituée de grains α primaires isolés dans une matrice ' β -transformé'. Ces lamelles α issues de la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ sont dites 'secondaires'.

Le mécanisme d'obtention de la morphologie équiaxe à partir d'une phase lamellaire a été décrit par Gogia et al [11] et par Weiss et al [6]. Les lamelles α , déformées dans le domaine α/β se fractionnent. Deux mécanismes sont mis en évidence:

- la formation de sous-joints à l'intérieur des lamelles, si la déformation est homogène
- le cisaillement local des lamelles, si la déformation est hétérogène

La désorientation entre les sous-grains ainsi formés est faible dans le premier cas et plus importante dans le second. La séparation de ces fragments passe par la pénétration de la phase β le long des interfaces α/α nouvellement créés, jusqu'à obtention de l'équilibre des énergies interfaciales $\gamma_{\alpha\alpha}$ et $\gamma_{\alpha\beta}$ (fig.1.5).

Un revenu après déformation assure la séparation complète des grains α . La structure prend l'allure d'un état recristallisé, cependant la taille des grains n'excède pas la largeur des platelets initiaux.

Le type de microstructure mixte, obtenu par laminage dans le domaine α/β , est caractérisé par une grande ductilité associée à une résistance élevée [7].

La microstructure adaptée à une application donnée est obtenue par des traitements thermomécaniques variés dont les principales étapes sont:

- un dégrossissage du lingot dans le domaine β (1000°C-1150°C) pour profiter de la ductilité à chaud de la phase β . Cette étape détruit la structure brute de coulée, grossière et fragile.
- un traitement de finition dans le domaine α/β pour adapter la microstructure aux propriétés d'emploi.

Il faut enfin remarquer que le titane possède une mauvaise conductibilité thermique ($K=6.7\text{J.m/m}^2\text{s}^\circ\text{C}$) et une faible capacité calorifique ($C_p=0.13\text{ cal/g}^\circ\text{C}$) [17]. La tendance à l'échauffement du matériau au cours des essais est donc très marquée. Il n'est alors pas rare qu'un essai à une température proche mais inférieure au transus β se termine dans le domaine monophasé β .

I.3- Mécanismes d'adoucissement lors d'une déformation à chaud

L'étude des modifications structurales dans le domaine des hautes températures est toujours délicate. Des conditions idéales d'interprétation nécessiteraient des mesures 'in situ'. Souvent, les recherches se limitent à l'observation à température ambiante de la trace des mécanismes actifs à chaud, dans l'hypothèse où les conditions de refroidissement ne les ont pas affectés.

Dans le cas du titane, l'étude des caractéristiques de la phase β haute température par examen des microstructures à basse température peut être mal aisée voire impossible, en raison de la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ qui participe à la formation de la microstructure observée à basse température.

Dans la littérature, nombreux sont les auteurs qui se sont intéressés aux modifications structurales des alliages de titane lors d'un traitement thermomécanique à chaud. Souvent, l'observation au microscope vient compléter l'interprétation de courbes 'contrainte-déformation', dont l'allure est également significative des mécanismes actifs. Plus rares sont les études portant sur une analyse par microscopie électronique à transmission ou sur les évolutions de texture.

Pour présenter les résultats disponibles dans la littérature, il est nécessaire de rappeler les conditions dans lesquels ils ont été obtenus. En effet, les mécanismes observés dépendent de nombreux paramètres tels que le temps de maintien avant déformation, le taux de déformation ou encore la vitesse de déformation.

I.31 Nature des mécanismes d'adoucissement

Pour réaliser une déformation plastique, les grains du matériau se déforment par l'activation de systèmes de glissement ou de maclage. La densité de dislocations augmente et les défauts s'accumulent. Les grains subissent en même temps une rotation et leur statistique d'orientation par rapport à un repère macroscopique (texture cristallographique) est modifiée. Différents types de mécanismes peuvent être mis en jeu pour que le matériau retrouve un état plus stable par diminution d'énergie interne.

Restauration dynamique

Le premier stade de ce retour à l'équilibre est la restauration dynamique. Au fur et à mesure de la déformation, les dislocations se réarrangent et s'annihilent partiellement. Elles migrent ensuite à l'intérieur de sous-joints nouvellement créés. Des sous-cellules faiblement désorientées les unes par rapport aux autres se forment. C'est la polygonisation. La restauration est donc d'autant plus facile que les défauts sont mobiles. Cette propriété est liée à l'énergie de fautes d'empilement. Pour les matériaux à faible énergie de fautes d'empilement, tel le cuivre, la montée des dislocations est difficile et peu de restauration est observée. Pour l'aluminium, le nickel, le fer α , au contraire, la restauration constitue le principal processus d'adoucissement. Les courbes contrainte-déformation associées présentent généralement, après le domaine élastique, une zone où se produit un durcissement suivi d'un écoulement stationnaire. La microstructure finale est formée de grains allongés dans lesquels des sous-grains possèdent une densité de dislocations uniforme.

Recristallisation dynamique

Lorsque la restauration dynamique est rendue difficile, et que l'énergie stockée lors de la déformation est suffisante, c'est la recristallisation dynamique qui assure le retour du matériau à l'équilibre. Deux étapes sont alors à distinguer: la germination et la croissance. La recristallisation est définie par l'apparition de nouveaux grains sans défaut à partir de la croissance d'un germe. Ceci implique la migration des joints de grains avec modification de la statistique d'orientation des grains, contrairement à la restauration. Il existe une déformation minimale dite 'critique' pour initier la recristallisation: elle correspond à la densité minimale de défauts nécessaire à la formation des germes. Il s'agit en fait de l'accumulation des dislocations dans les joints et sous-joints. Ceux-ci se désorientent fortement par rapport à leurs voisins et tiennent lieu de germes de recristallisation. Lorsque suffisamment de germes ont été créés, des phases de germination et de croissance se succèdent, les grains recristallisés s'écroutissent à leur tour et ceci jusqu'à obtention d'une structure d'équilibre. Deux types de courbes de contrainte-déformation se distinguent dans ce cas:

- après être passée par un maximum pour une déformation donnée, la contrainte diminue et atteint un état stationnaire.
- des phases d'adoucissement et de durcissement se succèdent et donnent lieu à des oscillations.

La recristallisation continue [9]

Certains auteurs observent un phénomène de restauration dynamique qu'ils désignent par 'recristallisation continue'. Il se caractérise par un allongement des grains initiaux et par l'apparition de sous-grains séparés par des sous-joints faiblement désorientés. La croissance progressive de la désorientation entre sous-grains conduit à la formation de joints de grains, d'où l'apparition de nouveaux petits grains recristallisés.

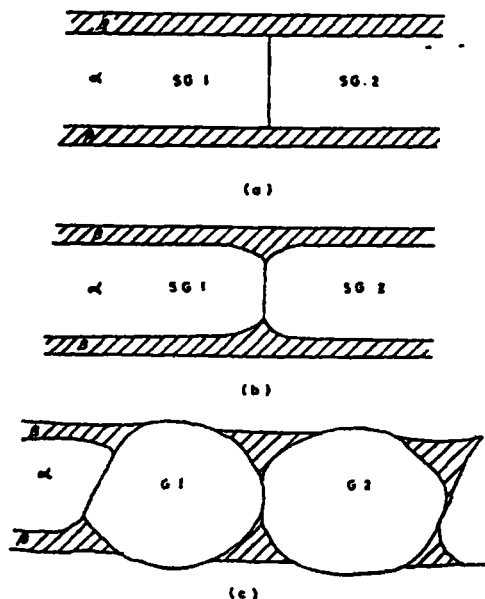
I.32 Adoucissements dynamiques associés à la déformation de la phase α

L'interprétation des différents résultats nécessite de distinguer la morphologie aiguillée et équiaxe de la phase α , le domaine de vitesse et de température de déformation.

Aux faibles vitesses de déformation ($\dot{\epsilon} < 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), il semble qu'il y ait recristallisation dynamique de la phase α . Pour une structure initialement équiaxe, Ito et al [12] d'une part et Chen et al [13] d'autre part, observent la formation de grains de la phase α très fins et recristallisés près des interfaces α/β . Ce phénomène est bien marqué entre 800°C et 900°C où la phase α reste globulaire jusqu'à des taux de déformation de $\epsilon=1.24$ mais il semble absent à 950°C. Par ailleurs, lorsque la vitesse de déformation augmente, la recristallisation tend à disparaître.

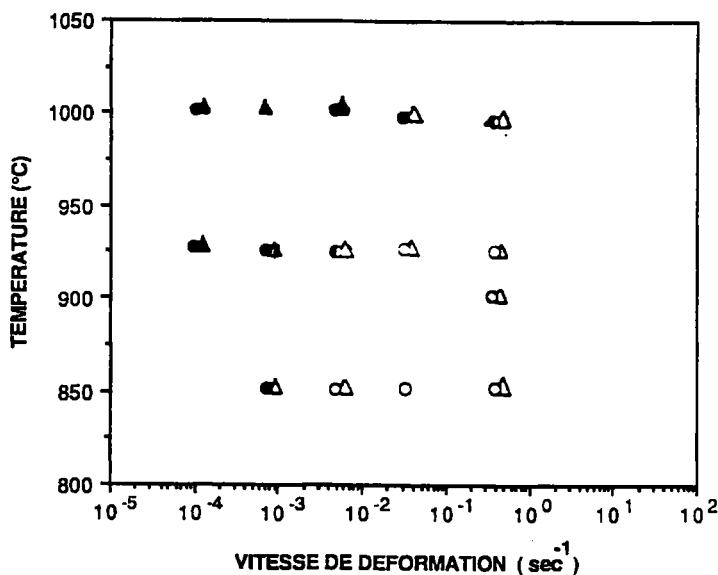
Pour une structure initialement aiguillée, les mêmes auteurs s'accordent à dire qu'à des températures inférieures à 950°C, une recristallisation de la phase α apparaît préférentiellement aux joints des anciens grains β .

Pour des vitesses de déformation supérieures ($\dot{\epsilon} \approx 5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), Sastry et al [14] observent la restauration et la recristallisation dynamique pour les deux structures et pour des températures supérieures à 850°C.



- (a): Formation de sous joints
- (b): Séparation des sous grains
- (c): Croissance de grains équiaxes

Fig. 1.5: Schématisation du mécanisme de sphéroïdisation de la phase α lamellaire [11]



- (○ Δ): pas de recristallisation
- (●▲): plus de 50%(vol) de recristallisation

Fig.1.6: Diagramme de recristallisation de la phase α de l'alliage TA6V pour une structure initiale équiaxe (○)et aiguillée (Δ) [10]

Par contre, aux vitesses de déformation plus élevées ($>10^{-1} \text{ s}^{-1}$), il ne semble pas qu'il y ait recristallisation dynamique de la phase α [15,16,10,17,18]. Ces vitesses de déformation correspondent aux vitesses utilisées dans le procédé d'élaboration des échantillons que nous avons étudiés.

En 1983, Malcor confirme ces résultats pour des vitesses de déformation de $\dot{\epsilon}=1.4\text{s}^{-1}$ [17]. Il constate que dès 800°C et pour de faibles taux de déformation ($\epsilon=0.3$), la phase α équiaxe participe peu à la déformation. C'est la phase β , plus ductile qui assure la cohésion de la matrice. Les grains α équiaxes se comportent donc comme des inclusions dures dans une matrice molle qui accommode la quasi totalité de la déformation. Ce phénomène s'accroît avec l'augmentation de la température. Ce n'est qu'à des taux de déformation très élevés ($\epsilon=1.24$) et dans un domaine de température limité à 950°C que la phase α équiaxe s'allonge. Au delà de 950°C , la phase α semble à nouveau peu affectée par la déformation. Des études en microscopie électronique [19] confirment la restauration dynamique de la phase α initialement équiaxe déformée à 935°C pour des vitesses de déformation de 10^{-3}s^{-1} .

Une structure initialement aiguillée, conduit pour des vitesses de déformation élevées à des hétérogénéités de déformation. Weiss [6] en 1986 observe des bandes de cisaillement dans une structure ' β -transformé' déformée jusqu'à 80% à 950°C . Cette déformation hétérogène conduit alors localement à la formation de grains cisailés voire équiaxes. En général, les auteurs constatent que les aiguilles commencent à s'orienter suivant la déformation et prennent un aspect ondulé. A 920°C et pour une déformation de 0.6 ($\dot{\epsilon}=1.24$), les lamelles se brisent et laissent place à une structure plus fine et équiaxe par endroits [6,11,17,18,20] (fig. 1.5). La formation de sous-joints caractéristiques d'un mécanisme de restauration, constitue la première étape pour casser cette structure lamellaire. La pénétration de coins de la phase β dans ces nouveaux sous-joints provoque leur fragmentation avec apparition de petits grains α équiaxes. Cette fragmentation mécanique est en accord avec les observations de Shakhanova [10] qui affirme que pour ce type de sollicitation, la sphéroïdisation est la conséquence de la déformation non uniforme de la phase α par glissement et maclage. Ces mêmes études ont conduit à l'élaboration d'un diagramme de recristallisation dynamique de la phase α pour les deux structures (fig.1.6).

I.33 Adoucissements dynamiques associés à la déformation de la phase β

La déformation dans le domaine β est intéressante industriellement puisqu'elle nécessite des efforts moins importants et permet notamment une meilleure tenue des cotes. Elle conduit cependant à une structure finale aciculaire qui n'a pas de percée technologique du fait de son manque de ductilité.

L'analyse des mécanismes de déformation de la phase β suscite cependant beaucoup d'intérêt. Les phénomènes mis en jeu dans le domaine β contribuent à l'histoire thermique des produits et par la même influencent la réponse de ces alliages aux traitements à venir.

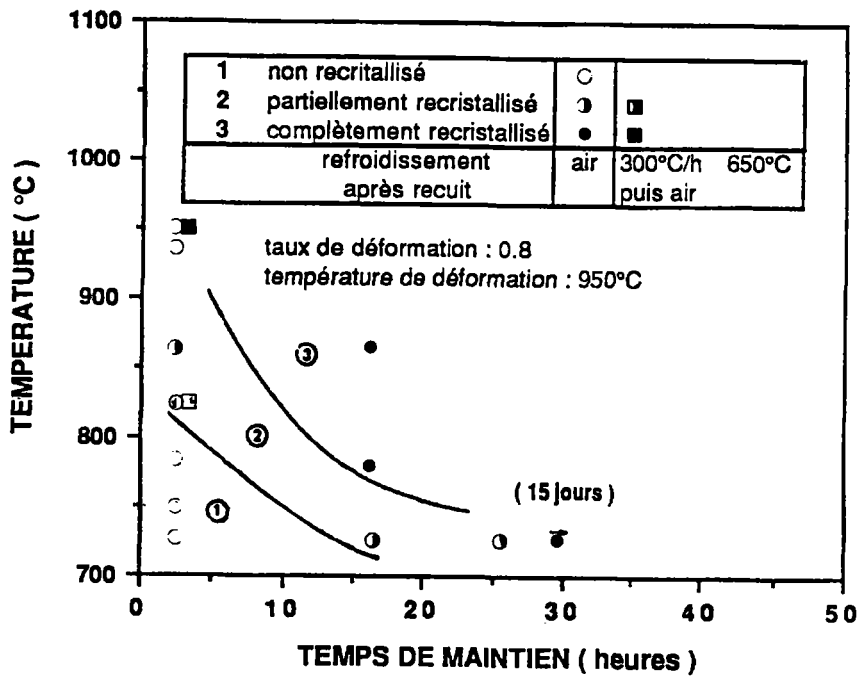


Fig. 1.7: Recrystallisation statique de la phase α [15]

Dans les alliages de type α/β , l'étude des modifications structurales est rendue difficile du fait de la transformation de phase qui rend impossible l'observation de la phase β brute de déformation. Il est souvent plus aisé de réaliser ces observations sur des alliages 'pseudo β ' ou ' β ' [19,21,22].

Aux faibles vitesses de déformation ($\dot{\epsilon} < 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), la recristallisation dynamique est très importante. Elle se manifeste par l'apparition de nouveaux grains β et s'accroît lorsque la température augmente ou (et) que $\dot{\epsilon}$ diminue [17,10].

Aux vitesses de déformation plus élevées ($\dot{\epsilon} > 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), c'est la restauration dynamique [21,22] qui domine avec polygonisation de la structure. Malcor [17,18] précise que les grains β se déforment plastiquement dès 800°C en s'allongeant dans le sens de la déformation. Les ex-joints de grains β ont à température ambiante un aspect dentelé et vont jusqu'à perdre leur identité. Dès 950°C pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 1.4 \text{ s}^{-1}$, Malcor signale l'apparition de grains β équiaxes aux joints des grains β déformés ($\epsilon = 0.6$). A 970°C pour des déformations supérieures à $\epsilon = 1.2$, les grains β équiaxes se généralisent dans l'échantillon. L'auteur attribue ce phénomène à de la restauration dynamique (ou à de la recristallisation continue). Au cours de la déformation, l'augmentation progressive de la désorientation entre sous-grains conduit à la formation de joints de grains. Il n'y a pas nucléation de nouveaux grains: c'est un processus continu. Le fait que ce processus s'initialise au niveau des joints de grains montre que la déformation se localise dans les premiers stades de la déformation aux joints.

I.4- Evolution microstructurale suite à un traitement thermique

Lors d'un traitement thermique, des modifications structurales statiques telles la restauration, la recristallisation ou encore le grossissement des grains peuvent être observés. Pour analyser les résultats de nos investigations sur la TA6V, il est nécessaire de rappeler ces mécanismes pour les phases α et β .

I.41 Recristallisation statique de la phase α

Le début de la recristallisation de la phase α primaire déformée à 850°C se situe vers 700°C [23,16]. Le processus est alors lent et n'est révélé qu'au bout d'un temps de maintien de plusieurs minutes, par l'apparition de nouveaux cristaux de phase α . Le temps nécessaire à la recristallisation diminue lorsque la température de maintien augmente. Champin [15] propose un diagramme de recristallisation statique de la phase α (fig. 1.7). La phase α secondaire déformée tend à se présenter, après un traitement thermique, sous forme de petits globules. Un début de recristallisation de cette phase peut permettre d'interpréter ce phénomène. Mais ce peut également être le résultat de la transformation de nouveaux grains β apparus au cours du traitement thermique [23].

I.42 Recristallisation statique de la phase β

Il est difficile d'analyser les phénomènes liés à la recristallisation de cette phase. En effet, à la faible proportion de phase β présente dans la matrice déformée à température ambiante, s'ajoute lors du traitement thermique ultérieur, la phase β issue de la transformation $\alpha \rightarrow \beta$ non déformée. En effet, c'est au cours du recuit que la phase β d'équilibre se forme, pour autant que la température et le temps de maintien soient suffisamment élevés pour permettre la diffusion. Il semble que cette phase se forme par germination - croissance dans des zones préalablement occupées par des ex - cristaux β , retenus à l'ambiante [23].

A partir de 800°C, les grains β prennent une forme polygonale aux contours réguliers. Cependant, à température ambiante, l'intérieur des ex - grains β présente un aspect aciculaire d'autant plus visible que la température de recuit augmente. C'est la manifestation de la transformation martensitique avec la formation de la phase α secondaire. A 700°C, cette transformation ne se manifeste pas encore, probablement pour des raisons d'inhibition stérique (taille des globules plus faible) [23]. Ainsi, la quantité de phase β présente à température ambiante est plus importante suite à un recuit à 700°C qu'à 900°C.

Dans tous les cas, les auteurs s'accordent à dire que la recristallisation de la phase β est très rapide dans le domaine monophasé β . Il est donc impératif de minimiser le temps d'attente après déformation. D'après Champin [15], il faut tremper moins de 10s après la fin de la déformation pour éviter des modifications structurales de la phase β . Come-Dingremont [24,25] constate en sollicitant le TA6V en traction à une vitesse de déformation de $\dot{\epsilon}=10^{-2} \text{ s}^{-1}$ et des taux de déformation limités à 30%, que la recristallisation statique lors d'un traitement thermique ultérieur à 1050°C s'interprète en termes de 'Strain Induced Boundary Migration'. Il n'y a pas de phénomènes de germination croissance et jamais apparition d'une structure à grains plus petits. Le mécanisme se décrit comme suit:

Dans l'état déformé, pour un faible taux de déformation, la contrainte se répartit de manière hétérogène et se localise aux niveaux des joints de grains β . Cette concentration de contrainte confère alors aux joints une grande mobilité et favorise leur migration. Ce phénomène nécessite un taux de déformation critique. Il correspond à la déformation minimale qui permet de créer des joints actifs, considérés ici comme 'germes'.

Le même auteur montre que la transformation de phase s'accompagne par une augmentation de l'énergie stockée dans le matériau. L'énergie ainsi apportée est du même ordre de grandeur que l'énergie de déformation et contribue lors de traitements thermiques ultérieurs à la recristallisation. Les travaux de Gastaldi et de Jourdan [26] avaient déjà conduit aux mêmes observations. En effet, ces derniers considèrent que la transformation amplifie les défauts d'accommodation et concluent que la transformation de phase apporte une énergie pour la recristallisation.

I.5- La transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$

Dans l'étude du comportement thermomécanique des alliages de titane, il est nécessaire de tenir compte de la transformation de phase $\alpha \leftrightarrow \beta$. Comme citée précédemment, elle modifie l'énergie interne stockée dans le matériau. Elle a également un impact sur la structure cristalline et la statistique d'orientation des grains en faisant apparaître une nouvelle phase avec de nouvelles orientations cristallographiques.

Dans cette partie, nous rappellerons les principales caractéristiques de la transformation $\alpha \leftrightarrow \beta$ du titane, recensées dans la littérature. Pour mieux comprendre le mécanisme permettant de transformer un réseau cubique centré en un réseau hexagonal compact, nous exposerons le modèle proposé par Burgers. Enfin, tenant compte des relations d'orientations entre phase, nous développerons le calcul des variantes cristallographiques issues de la transformation: l'objectif étant une meilleure compréhension des modifications de textures cristallographiques induites par la transformation de phase.

I.51 Etude bibliographique de la transformation $\alpha \leftrightarrow \beta$

La transformation allotropique $\alpha \leftrightarrow \beta$ du titane est une transformation à l'état solide qui modifie le réseau cubique centré de la phase β pour créer le réseau hexagonal compact de la phase α .

En étudiant la transformation sur les facettes naturelles d'échantillons, initialement constitués d'un monocristal de la phase β [27], de nombreux auteurs ont pu mettre en évidence une relation d'orientation entre les deux phases [28,29]. La relation obtenue est proche à 1° près de la relation de Burgers qui transforme un plan $\{110\}_\beta$ de la phase β en un plan de base $\{00.1\}_\alpha$ de la phase hexagonale. Dans ce plan, une direction compacte $\langle 111 \rangle_\beta$ devient une des trois directions compactes $\langle 11.0 \rangle_\alpha$.

De même, l'apparition de striation à la surface des échantillons a été interprétée comme étant la trace d'un plan d'habitat qui se définit comme le plan invariant lors de la transformation. Les études expérimentales menées pour identifier ces plans montrent qu'ils sont proches d'un plan normal au plan basal. Les plans les plus souvent cités, référencés dans le système cubique sont $\{4,3,3\}_\beta$, $\{3,4,4\}_\beta$ [27,28,29]. Ces différentes observations ont conduit les auteurs à considérer la transformation $\alpha \leftrightarrow \beta$ comme un processus sans diffusion de type martensitique.

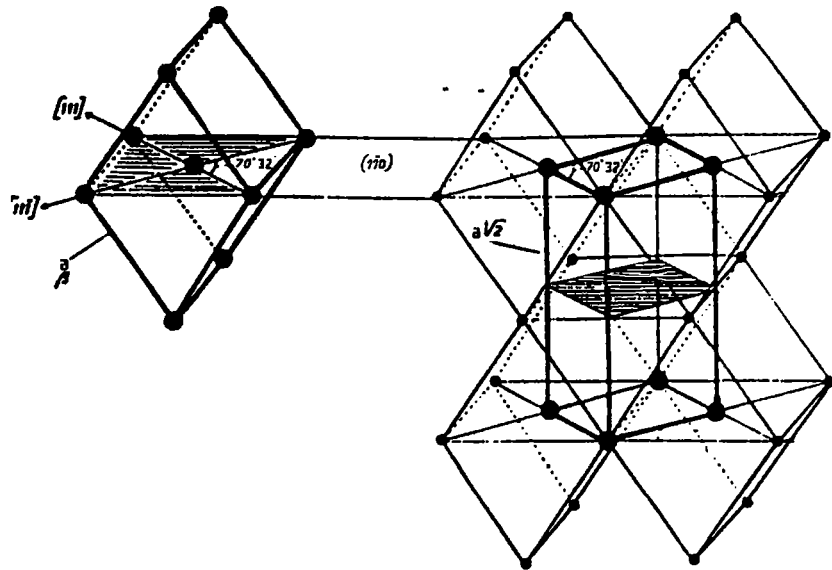


Fig. 1.8: Maille prismatique du réseau cubique centré

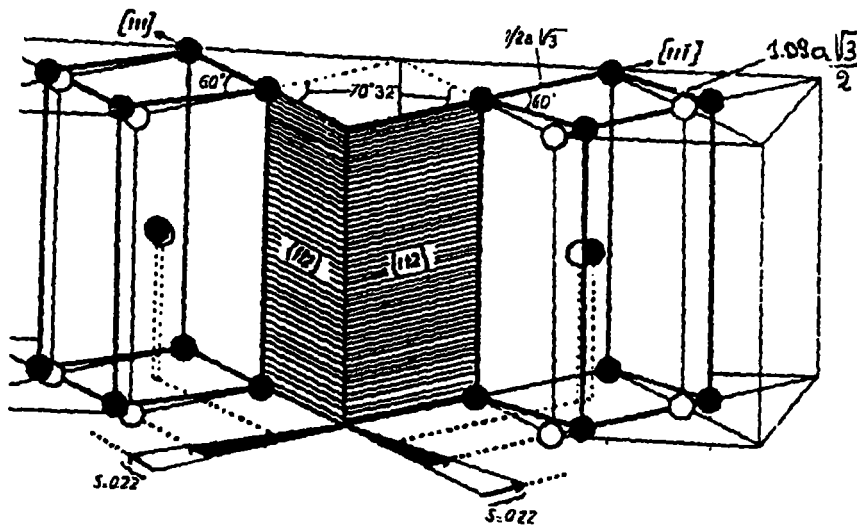


Fig. 1.9: Mécanisme de transformation du réseau cubique centré en réseau hexagonal compact

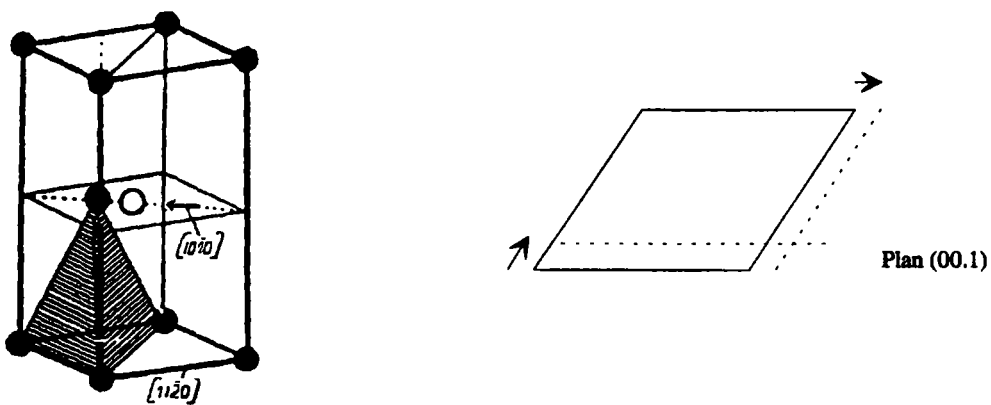


Fig. 1.10: Réarrangements atomiques dans les plans parallèles au plan de base du réseau hexagonal

Des recherches se sont alors orientées vers la théorie phénoménologique de la transformation martensitique: leurs objectifs étant de définir une déformation permettant d'interpréter la transformation de réseau, conformément aux données expérimentales. Ainsi, Bowles et Mackenzie [30,31] proposent de décomposer la déformation totale dans le cas de la transformation du titane en déformation de type Bain suivie d'une rotation pour obtenir une déformation à plan invariant. Shibata et al [32,33] s'appuient sur la théorie d'Eshelby pour élaborer un modèle de la transformation martensitique qui conduit à une minimisation de l'énergie totale de la déformation. Ces théories permettent ensuite le calcul théorique des relations d'orientations et des plans d'habitats, souvent en bon accord avec les observations expérimentales [34]. En 1934, Burgers proposait déjà un mécanisme qui se composait d'un cisaillement suivi d'un réarrangement atomique que nous développons plus loin [35].

Des études plus approfondies ont montré que les relations d'orientations étaient conservées même lorsque les vitesses de transformation étaient lentes. Le processus implique alors forcément de la diffusion avec apparition de la nouvelle phase par nucléation et croissance. Des observations directes par microscopie optique à haute température [36] ou au microscope électronique à émission [37] ont permis d'établir que la nucléation de la phase α était athermique, même si la vitesse de refroidissement était lente. La croissance par contre est contrôlée par un processus de diffusion.

D'autres auteurs abordent la transformation d'un point de vue dilatométrique. Des hétérogénéités de dilatation sont souvent relevées et rendent l'exploitation des courbes délicate. Ces hétérogénéités sont associées à l'anisotropie de la transformation et dépendent du volume relatif des différentes orientations du produit de la transformation [38].

En utilisant une technique appropriée aux matériaux anisotropes, Shah et al [39] calculent l'énergie d'activation de la transformation et obtiennent une valeur de 235,5 KJ/mol. Cette valeur est comparable à l'énergie nécessaire à la diffusion du vanadium qui constituerait le facteur contrôlant l'avancement de la transformation.

I.52 Mécanisme de la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ du titane d'après Burgers [35]

Pour expliquer la transformation de réseau, il convient d'abord de décrire le réseau cubique centré de la phase β par une maille prismatique construite à partir des deux directions $\langle 111 \rangle_\beta$ et de la direction $\langle 110 \rangle_\beta$ perpendiculaire (fig.1.8). Cette nouvelle maille est caractérisée par les paramètres a' , c' et par l'angle α entre les deux arêtes de la base. Référencés par rapport aux paramètres de la maille cubique, ils se calculent comme suit:

$$a' = a \frac{\sqrt{3}}{2}$$

$$c' = a\sqrt{2}$$

$$\alpha = 70^\circ 32'$$

Pour se rapprocher d'un réseau hexagonal, il faut ramener l'angle α entre les deux arêtes de base à la valeur de 60° . Dans cet objectif, Burgers propose un glissement simple parallèlement au plan $\{112\}_\beta$ d'une face latérale du prisme dans la direction $\langle 111 \rangle_\beta$ (fig. 1.9). Les paramètres de la nouvelle maille prismatique sont alors :

$$a_1'' = a \frac{\sqrt{3}}{2}$$

$$a_2'' = 1.09a \frac{\sqrt{3}}{2}$$

$$c'' = a\sqrt{2}$$

$$\alpha'' = 60^\circ$$

Deux types de réarrangements atomiques permettent ensuite de construire un réseau hexagonal compact (fig. 1.10).

Pour obtenir, suivant l'axe c , un empilement de type compact, il faut déplacer l'ensemble des atomes d'un plan parallèle au plan de base par rapport à ceux des plans immédiatement voisins. Ce déplacement est de l'ordre de $1/6$ de la grande diagonale de la base du prisme, soit environ $0.25a$.

Pour transformer le parallélogramme aux côtés inégaux en un losange, il faut enfin déplacer les atomes constituant les plans de type basal, le long des arêtes. Ce déplacement est de l'ordre de $1/2(a_2'' - a_1'')$, soit environ $0.05a$.

Ce mécanisme, proposé par Burgers rend bien compte des relations cristallographiques qui lient les deux phases. En effet, un des plans $\{110\}_\beta$ de la maille cubique se transforme en un plan de base $\{00.1\}_\alpha$ de la maille hexagonale. Dans ce plan, la direction compacte $\langle 111 \rangle_\beta$ devient une direction $\langle 11.0 \rangle_\alpha$. Enfin, le plan $\{112\}_\beta$ donne une des faces latérales $\{10.0\}_\alpha$ de la maille hexagonale. La transformation de réseau s'obtient donc par un glissement sur le plan $\{112\}_\beta$ dans une direction $\langle 111 \rangle_\beta$ suivi d'un réarrangement atomique. Dans ce modèle, le plan d'habitat de la transformation est le plan $\{112\}_\beta$.

Lors de la déformation plastique à haute température, les plans $\{112\}_\beta$ constituent des plans de glissement potentiels où s'accumulent les défauts structuraux. Ils peuvent alors devenir des sites privilégiés pour initier la transformation de phase.

I.53 Relation d'orientation entre réseaux dans la transformation $\beta \rightarrow \alpha$

La distribution des orientations (que l'on appelle communément texture) de la phase α de l'alliage de TA6V, obtenue par changement de phase présente souvent un caractère marqué. Ces orientations α dépendent de manière stricte des orientations de la phase parent β . Cette dépendance est caractérisée par les relations d'orientations mutuelles entre réseaux dont nous avons déjà parlé. En raison de la symétrie de la phase parent β , une orientation β peut donner un ensemble d'orientations α (variantes) par transformation de phase. Le nombre de ces variantes potentielles est parfaitement déterminé [41,42]

Dans la réalité, et sous l'action d'un champ physique (contraintes internes, gradients de température...), toutes les orientations de la phase α (appelées variantes cristallographiques) ne naissent pas avec la même probabilité. On parle de sélection de variantes. La sélection des variantes réduit le nombre des orientations α héritées des orientations de la phase β et de ce fait peut augmenter l'acuité de la texture α pour influencer le comportement mécanique du matériau. Un des objectifs de ce travail étant de mieux comprendre les mécanismes de sélection des variantes, nous nous proposons dans ce paragraphe de rappeler la manière de calculer le nombre de variantes potentielles dans la transformation $\alpha \leftrightarrow \beta$.

Notion d'orientation d'un cristal

Une caractéristique importante des matériaux polycristallins est la statistique d'orientation des grains, désignée par texture cristallographique qui a une influence importante sur les propriétés mécaniques des matériaux.

Pour décrire l'orientation d'un grain dans un échantillon, il est nécessaire de définir les deux repères orthonormés suivants:

- Le repère K_A est le repère cartésien de référence, lié au plan de la tôle lorsqu'il s'agit de laminage ($(O_x, O_y, O_z) \Leftrightarrow (D_L, D_T, D_N)$). C'est le repère macroscopique.
- Le repère K_B est le repère cristallin, lié au grain. Ses axes principaux sont choisis en fonction de la symétrie du réseau cristallographique considéré en privilégiant les directions caractéristiques de celui-ci. Ainsi, dans le système cubique et hexagonal, on aura respectivement $(O_x, O_y, O_z) \Leftrightarrow (\langle 100 \rangle, \langle 010 \rangle, \langle 001 \rangle)$ et $(O_x, O_y, O_z) \Leftrightarrow (\langle 10.0 \rangle, \langle \bar{1}2.0 \rangle, \langle 00.1 \rangle)$. Il existe n repères équivalents par symétrie (n étant l'ordre du groupe de symétrie rotationnelle du réseau considéré; pour le système cubique $n=24$ et pour le système hexagonal $n=12$).

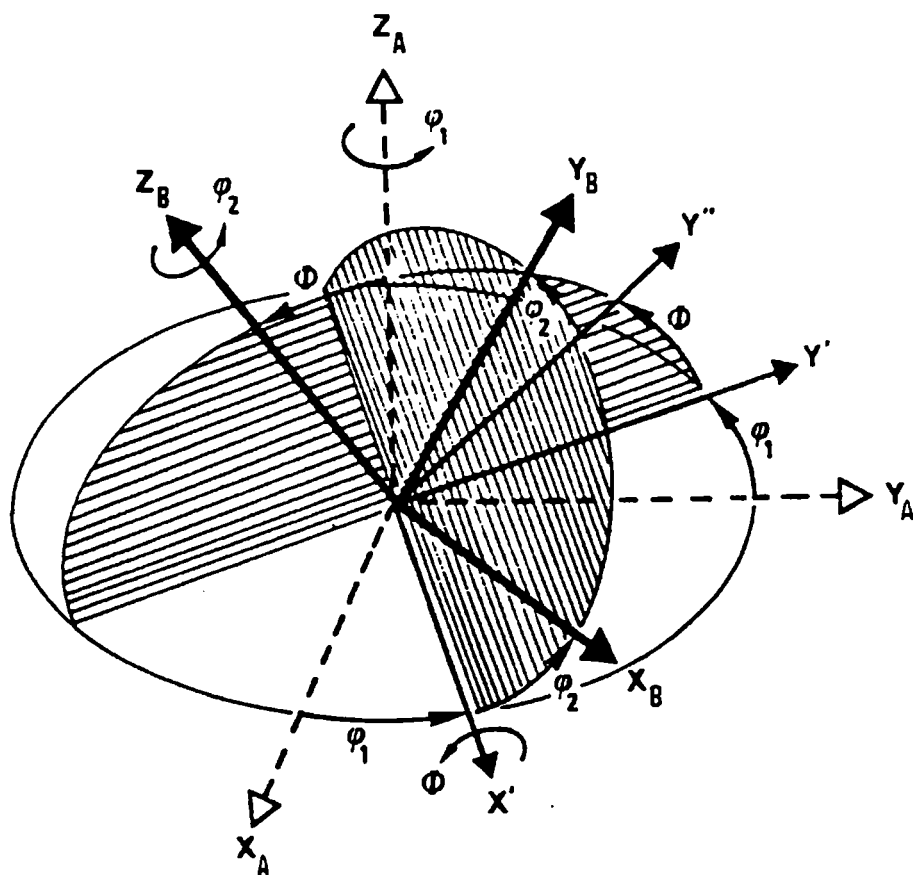


Fig. 1.11: Décomposition d'une rotation g en 3 rotations élémentaires autour d'axes particuliers (Z_A , X' , Z_B) et d'angles (ϕ_1, ϕ, ϕ_2) définissant les angles d'Euler.

L'orientation du cristal est définie par la transformation qui permet de mettre le repère macroscopique K_A en coïncidence avec le repère microscopique K_B , abstraction faite de toutes translations. Cette opération est une rotation pure, appelée g , si on se limite au cas des cristaux non-énantiomorphes. Elle peut être décomposée en une suite de 3 rotations élémentaires autour d'axes privilégiés (fig. 1.11):

- $R(\varphi_1, Oz)$: Une rotation d'angle φ_1 autour de l'axe Oz du repère K_A qui mène le repère K en K' .
- $R(\phi, Ox')$: Une rotation d'angle ϕ autour de l'axe Ox' du repère K' qui mène le repère K' en K'' .
- $R(\varphi_2, Oz'')$: Une rotation d'angle φ_2 autour de l'axe Oz'' du repère K'' qui mène le repère K'' en K_B .

A partir de ces définitions, il existe différentes manières de caractériser l'orientation d'un cristal.

1. Le triplet $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ appelé triplet d'angles d'Euler sera la représentation que nous privilégierons dans ce travail.
2. On peut également représenter la rotation g sous forme matricielle. On définit alors une matrice de changement de base $M(g)$ qui permet le calcul des composantes d'un vecteur, défini dans le repère K_B , dans le repère K_A :

$$K_A \longrightarrow K_B$$

$$V_{KA} = M(g) V_{KB}$$

En décomposant la rotation g suivant les 3 rotations citées ci-dessus, on aboutit à l'écriture matricielle suivante:

$$M(g) = \begin{bmatrix} c_1 c_2 - s_1 s_2 c & -s_2 c_1 - c c_2 s_1 & s s_1 \\ s_1 c_2 + c s_2 c_1 & -s_1 s_2 + c_1 c c_2 & -s c_1 \\ s s_2 & s c_2 & c \end{bmatrix}$$

avec

$$c = \cos \phi \quad s = \sin \phi$$

$$c_1 = \cos \varphi_1 \quad s_1 = \sin \varphi_1$$

$$c_2 = \cos \varphi_2 \quad s_2 = \sin \varphi_2$$

3. Enfin les métallurgistes utilisent les indices de Miller du plan cristallin parallèle au plan de la tôle et les indices de Miller de la rangée parallèle à la direction de laminage: $\{hkl\} \langle uvw \rangle$

...

Eléments	Rotations	Angles d'Euler des rotations	Matrices de changement de base	Eléments	Rotations	Angles d'Euler des rotations	Matrices de changement de base
E	X Y Z	0, 0, 0	$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$	C_{4x}^+	X \bar{Z} y	$0, \frac{\pi}{2}, 0$	$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \\ 0 & 1 & 0 \end{pmatrix}$
C_{2x}	X \bar{Y} \bar{Z}	0, π , 0	$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}$	C_{4y}^+	Z y \bar{X}	$\frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}, \frac{3\pi}{2}$	$\begin{pmatrix} 0 & 0 & 1 \\ 0 & 1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$
C_{2y}	\bar{X} y \bar{Z}	$\pi, \pi, 0$	$\begin{pmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}$	C_{4z}^+	\bar{Y} X Z	$\frac{\pi}{2}, 0, 0$	$\begin{pmatrix} 0 & -1 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$
C_{2z}	\bar{X} \bar{Y} Z	$\pi, 0, 0$	$\begin{pmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$	C_{4x}^-	X Z \bar{Y}	$\pi, \frac{\pi}{2}, \pi$	$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ 0 & -1 & 0 \end{pmatrix}$
C_{31}^+	Z X Y	$\frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}, 0$	$\begin{pmatrix} 0 & 0 & 1 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \end{pmatrix}$	C_{4y}^-	\bar{Z} y X	$\frac{3\pi}{2}, \frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}$	$\begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 \\ 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$
C_{32}^+	\bar{Z} X \bar{Y}	$\frac{3\pi}{2}, \frac{\pi}{2}, \pi$	$\begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \end{pmatrix}$	C_{4z}^-	y \bar{X} Z	$\frac{3\pi}{2}, 0, 0$	$\begin{pmatrix} 0 & 1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$
C_{33}^+	\bar{Z} \bar{X} y	$\frac{3\pi}{2}, \frac{\pi}{2}, 0$	$\begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 \\ -1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \end{pmatrix}$	C_{2a}	y X \bar{Z}	$\frac{\pi}{2}, \pi, 0$	$\begin{pmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}$
C_{34}^+	Z \bar{X} \bar{Y}	$\frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}, \pi$	$\begin{pmatrix} 0 & 0 & 1 \\ -1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \end{pmatrix}$	C_{2b}	\bar{Y} \bar{X} \bar{Z}	$\frac{3\pi}{2}, \pi, 0$	$\begin{pmatrix} 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}$
C_{31}^-	y Z X	$\pi, \frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}$	$\begin{pmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ 1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$	C_{2c}	Z \bar{Y} X	$\frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}$	$\begin{pmatrix} 0 & 0 & 1 \\ 0 & -1 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$
C_{32}^-	y \bar{Z} \bar{X}	$0, \frac{\pi}{2}, \frac{3\pi}{2}$	$\begin{pmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \\ -1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$	C_{2d}	\bar{X} y Z	$\pi, \frac{\pi}{2}, 0$	$\begin{pmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ 0 & 1 & 0 \end{pmatrix}$
C_{33}^-	\bar{Y} Z \bar{X}	$\pi, \frac{\pi}{2}, \frac{3\pi}{2}$	$\begin{pmatrix} 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ -1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$	C_{2e}	\bar{Z} \bar{Y} \bar{X}	$\frac{3\pi}{2}, \frac{\pi}{2}, \frac{3\pi}{2}$	$\begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$
C_{34}^-	\bar{Y} \bar{Z} X	$0, \frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}$	$\begin{pmatrix} 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \\ 1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$	C_{2f}	\bar{X} \bar{Z} \bar{Y}	$0, \frac{\pi}{2}, \pi$	$\begin{pmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 \end{pmatrix}$

Tab. 1.2: Eléments de symétrie rotationnelle du réseau cubique

Relation d'orientation mutuelle entre phases α et β [40,41]

Des études cristallographiques entreprises sur des échantillons de titane ont permis de mettre en évidence la relation d'orientation suivante:

$$(110)_\beta // (00.2)_\alpha$$

$$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\beta // [2\bar{1}.0]_\alpha$$

Il faut à présent transcrire cette relation sous forme matricielle. Soit Δg_0 la rotation qui permet de passer du repère K_B , fixé au réseau cristallographique de la phase initiale, au repère K_C , fixé au réseau cristallographique de la phase finale.

$$K_B \xrightarrow{\Delta g_0} K_C$$

La matrice associée à cette rotation dans le cas de la transformation du titane est donnée ci dessous:

$$M(\Delta g_0) = \begin{bmatrix} \frac{-(1+\frac{1}{\sqrt{6}})}{2} & \frac{(\frac{1}{\sqrt{3}}-\frac{1}{\sqrt{2}})}{2} & \frac{1}{\sqrt{2}} \\ \frac{(1+\frac{1}{\sqrt{6}})}{2} & \frac{-(\frac{1}{\sqrt{3}}-\frac{1}{\sqrt{2}})}{2} & \frac{1}{\sqrt{2}} \\ \frac{(-1+\frac{2}{\sqrt{6}})}{2} & \frac{1}{2\sqrt{3}} + \frac{1}{\sqrt{2}} & 0 \end{bmatrix}$$

En décomposant la rotation Δg_0 suivant les rotations élémentaires décrites précédemment, nous aboutissons à une représentation de la transformation sous forme d'un triplet d'angles d'Euler équivalent ($135^\circ, 90^\circ, 354.74^\circ$).

Calcul des variantes cristallographiques [40,41,42,43]

Soit (S_i^I) et (S_j^F) respectivement les éléments du groupe de symétrie rotationnelle du réseau cristallin initial et final (tab. 1.2 et 1.3) et n, p leurs ordres respectifs. Connaissant à présent la représentation matricielle du changement de phase, une orientation du réseau final est obtenue par:

$$K_A \xrightarrow{g} K_B \xrightarrow{S_i^I} K_{Bi} \xrightarrow{\Delta g_0} K_C \xrightarrow{S_j^F} K_{Cj}$$

$$\xrightarrow{\quad\quad\quad} g'_i = \Delta g_0 \cdot S_i^I \cdot g$$

$$\{g'_i\} = \{S_j^F \Delta g_0 \cdot S_i^I \cdot g\}_{j=1,p}$$

K_B, K_{Bi} et K_C, K_{Cj} sont des repères équivalents par symétrie. En faisant agir le groupe de symétrie rotationnelle S_j^F du réseau final, nous obtenons une famille de rotations équivalentes $\{g'_i\}$ définissant la même orientation.

Eléments	Angles d'Euler	Matrices de changement de base	Eléments	Angles d'Euler	Matrices de changement de base
E	$0, 0, 0$	$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$	${}^hC_{21}'$	$\pi, \pi, 0$	$\begin{pmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}$
${}^hC_{6z}^+$	$\frac{\pi}{3}, 0, 0$	$\begin{pmatrix} \frac{1}{2} & -\frac{\sqrt{3}}{2} & 0 \\ \frac{\sqrt{3}}{2} & \frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$	${}^hC_{22}''$	$\pi, \pi, \frac{\pi}{3}$	$\begin{pmatrix} -\frac{1}{2} & \frac{\sqrt{3}}{2} & 0 \\ \frac{\sqrt{3}}{2} & \frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}$
${}^hC_{3z}^+$	$\frac{2\pi}{3}, 0, 0$	$\begin{pmatrix} -\frac{1}{2} & -\frac{\sqrt{3}}{2} & 0 \\ \frac{\sqrt{3}}{2} & -\frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$	${}^hC_{23}'$	$\pi, \pi, \frac{2\pi}{3}$	$\begin{pmatrix} \frac{1}{2} & \frac{\sqrt{3}}{2} & 0 \\ \frac{\sqrt{3}}{2} & -\frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}$
${}^hC_{2z}$	$0, 0, \pi$	$\begin{pmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$	${}^hC_{21}''$	π, π, π	$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}$
${}^hC_{3z}^-$	$\frac{4\pi}{3}, 0, 0$	$\begin{pmatrix} -\frac{1}{2} & \frac{\sqrt{3}}{2} & 0 \\ -\frac{\sqrt{3}}{2} & -\frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$	${}^hC_{22}'$	$\pi, \pi, \frac{4\pi}{3}$	$\begin{pmatrix} \frac{1}{2} & -\frac{\sqrt{3}}{2} & 0 \\ -\frac{\sqrt{3}}{2} & -\frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}$
${}^hC_{6z}^-$	$-\frac{\pi}{3}, 0, 0$	$\begin{pmatrix} \frac{1}{2} & \frac{\sqrt{3}}{2} & 0 \\ -\frac{\sqrt{3}}{2} & \frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$	${}^hC_{23}''$	$\pi, \pi, \frac{5\pi}{3}$	$\begin{pmatrix} -\frac{1}{2} & -\frac{\sqrt{3}}{2} & 0 \\ -\frac{\sqrt{3}}{2} & \frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}$

Tab. 1.3: Eléments du groupe de symétrie rotationnelle du réseau hexagonal

En faisant agir tous les éléments de symétrie du réseau initial, nous obtenons l'ensemble des variantes cristallographiques de la phase finale (fig. 1.12)

Ainsi dans le cas général, si Δg_0 ne possède pas de caractéristiques particulières, le nombre de variantes cristallographiques est égal à l'ordre du groupe de symétrie rotationnelle du réseau initial.

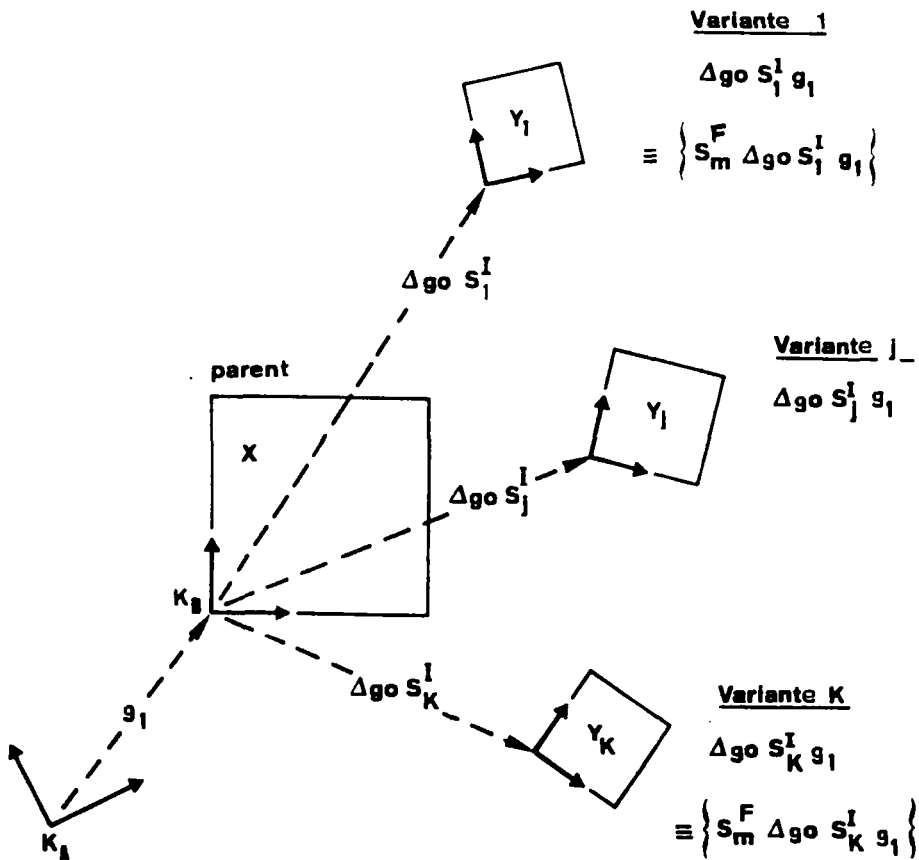


Fig. 1.12: Représentation schématique de la transformation de phase [40]

..

Dans la pratique, certaines particularités de Δg_o peuvent réduire le nombre de variantes. On peut en effet imaginer que les rotations suivantes soient identiques:

$$S_m^F \cdot \Delta g_o \cdot S_l^I = S_{m''}^F \cdot \Delta g_o \cdot S_{l''}^I$$

$S_l^I, S_{l''}^I$ sont des éléments de symétrie particuliers du réseau initial
 $S_m^F, S_{m''}^F$ sont des éléments de symétrie particuliers du réseau final

Après quelques opérations intermédiaires:

$$(S_{m''}^F)^{-1} \cdot S_m^F \cdot \Delta g_o = \Delta g_o \cdot S_{l''}^I \cdot (S_l^I)^{-1}$$

et en tenant compte des simplifications possibles, nous aboutissons à la relation de commutation suivante:

$$S_m^F \cdot \Delta g_o = \Delta g_o \cdot S_l^I$$

avec $S_m^F = (S_{m''}^F)^{-1} \cdot S_m^F$ et $S_l^I = S_{l''}^I \cdot (S_l^I)^{-1}$

On dira que la rotation Δg_o commute avec des éléments des groupes de symétries rotationnelles des deux phases. S_l^I permet alors de grouper les N rotations du groupe de symétries rotationnelles de la phase initiale en N/2 couples de la forme:

$$S_k^I, S_l^I \cdot S_k^I$$

En vertu de la relation de commutation, un couple donne la même orientation d'arrivée:

$$\Delta g_o \cdot S_l^I \cdot S_k^I \cdot g = S_m^F \cdot \Delta g_o \cdot S_k^I \cdot g \quad \text{-----} \rightarrow \{S_q^F \cdot \Delta g_o \cdot S_k^I \cdot g\}_{q=1,p}$$

Dans le cas du changement de phase du titane, la relation de commutation qui lie la phase initiale et finale est:

$$C_{2z}^{\text{hex}} \cdot \Delta g_o = \Delta g_o \cdot C_{2a}^{\text{cub}}$$

Nous obtenons donc pour la transformation:

$$\begin{array}{ll} \alpha \rightarrow \beta & 12/2=6 \text{ variantes cristallographiques } \beta \text{ par orientation } \alpha \\ \beta \rightarrow \alpha & 24/2=12 \text{ variantes cristallographiques } \alpha \text{ par orientation } \beta. \end{array}$$

I.6 Références

- [1] L. Seraphin
'Réponse des alliages de titane aux traitements thermiques'
Mémoires Scientifiques Revue de Métallurgie, LXII, n°4, 1965, pp. 291-304
- [2] B. Champin
'Interaction transformation-structure-propriétés dans les alliages de titane'
Traitements thermiques 1982, n°163, pp. 19-32
- [3] H. M. Flower
'Microstructure development in relation to hot working of titanium alloys'
Materials Science and Technology, Nov 1990, Vol 6, pp. 1082-1092
- [4] Yotaro Murakami
'Phase transformation and heat treatment',
4th International Conference on Titanium, 1980, pp. 154-167
- [5] H. Fujii, H. G Suzuki
'New concept on the β to α phase transformation in titanium alloys'
Sixth World Conference on Titanium, 1988, pp. 1489-1494
- [6] I. Weiss, F. H. Froes, D. Eylon, G. E. Welsch
'Modification of alpha morphology in Ti-6Al-4V by thermomechanical processing'
Metallurgical Transactions A, Nov. 1986, vol. 17A, pp. 1935-1947
- [7] Y. Combres, B. Champin
'La transformation des alliages de titane: état actuel et perspectives'
Matériaux et Techniques, Mai-Juin 1991, pp. 31-41
- [8] T. Kobayashi, M. Niinomi, I. Inagaki
'Toughening of typical ($\alpha+\beta$) and β pure titanium alloys by grain coarsening and strain induced transformation'
Sixth World Conference on Titanium, 1988, pp. 1595-1600
- [9] Ch. Perdrix, M. Y. Perrin, F. Montheillet
'Comportement mécanique et évolution structurale de l'aluminium au cours d'une déformation à chaud de grande amplitude'
Mém. Et. Sci. Rev. Mét., 1981, pp. 309-319
- [10] G. V. Shakhanova
'Resistance to Deformation and Dynamic Changes in the Structure of two-Phase Titanium Alloys under Hot Deformation'
4th International Conference on Titanium, 1980, pp. 849-861
- [11] A. Gogia, D. Banerjee, N. C. Birla
'Effect of thermomechanical history on the microstructure of $\alpha+\beta$ titanium alloys'
Transactions of the Indian Institute of Metals, Vol. 36, n°3, Juin 1983, pp. 200-207

- [12] Yoshimasa Ito, Atsushi Hasegawa
'Deformation behaviour of Ti-6Al-4V alloy under superplastic condition'
4th International Conference on Titanium, 1980, pp. 983-992
- [13] C. C. Chen, J. E. Coyne
'Deformation characteristics of Ti-6Al-4V alloy under isothermal forging conditions'
Metallurgical Transactions A, Vol. 7A, 1976, pp. 1931-1941
- [14] S. M. L. Sastry, P. S. Pao, K. K. Sankaran
'High temperature deformation of Ti-6Al-4V'
4th International Conference on Titanium, 1980, pp. 873-886
- [15] B. Champin
'Les traitements thermomécaniques des alliages de titane pour l'aéronautique'
24^{ème} colloque de Métallurgie, INSTN, Saclay, 1981, pp. 235-244
- [16] B. de Gelas, L. Seraphin, R. Tricot, R. Castro
'Etude des traitements thermomécaniques de l'alliage de titane TA6V'
Rev. de Mét. n°1, 1974, pp. 51-81
- [17] J. G. Malcor
'Comportement mécanique et évolution structurale de l'alliage de titane Ti-6Al-4V dans le domaine du forgeage à chaud'
Thèse de doctorat-Ecole des Mines de Paris-1983
- [18] J. G. Malcor, F. Montheillet
'Evolution structurale de l'alliage de titane Ti-6Al-4V au cours d'une déformation dans le domaine du forgeage à chaud'
Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie, Avril 1984, pp. 181-187
- [19] C. Servant, C. Quesne, T. Baudin, A. Penelle
'Hot deformation microstructure study in Ti-6Al-4V and in β -Cez alloys'
7th International Conference on Titanium, 1992, pp. 89-96
- [20] S. L. Semiatin, G. D. Lahoti
'Deformation and unstable flow in hot torsion of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si'
Metallurgical Transactions A, Vol. 7, 1981, pp. 1719-1728
- [21] A. M. Chaze, F. Montheillet
'Hot working of the β phase of titanium alloys: which type of dynamic recrystallization?'
Revue de la Métallurgie, n°8, 1994, pp. 41-47
- [22] F. Chaussy, J. H. Driver
'Hot deformation and α precipitation in a β -Cez alloy: a microdiffraction study'
Revue de la Métallurgie, n°8, 1994, pp. 57-65

- [23] B. Hadj Sassi, A. Quivy, P. Lehr
'Caractéristiques microstructurales de l'alliage de TA6V en fonction des traitements thermomécaniques en $\alpha+\beta$ '
Mémoires Scientifiques Revue de Métallurgie, LXXI, n°2 1974, pp. 73-84
- [24] N. Come-Dingremont
'Déformation à chaud et évolutions microstructurales des alliages de titane TA6V et β -Cez dans le domaine β '
Thèse-Institut National Polytechnique de Lorraine, 1991
- [25] N. Come-Dingremont, E. Gautier, A. Simon
'Grain Growth of TA6V β phase after thermomechanical treatments'
7th International Conference on Titanium, 1992, pp. 667-674
- [26] J. Gastaldi, C. Jourdan
'Recrystallisation of pure titanium studied by synchrotron X-Ray topography
7th RISO, Annealing Processes-Recovery, Recrystallisation, 1986
- [27] A. J. Williams, R. W. Cahn, C. S. Barrett
'The crystallography of the $\beta \rightarrow \alpha$ transformation in titanium'
Acta Metallurgica, vol. 2, Jan. 1954, pp. 117-128
- [28] Carl J. Mc Hargue
'The crystallography of the titanium transformation'
Acta Cryst. , 1953, 6, pp. 529-530
- [29] Letters to the editor
'Crystallographic aspects of the Beta to Alpha transformation in titanium'
Acta Metallurgica, vol. 1, 1953, pp. 370-374
- [30] J. S. Bowles, J. K. Mackenzie
'The crystallography of martensitic transformations I
Acta Metallurgica, vol. 2, Jan. 1954, pp. 129-137
- [31] J. S. Mackenzie, J. S. Bowles
'The crystallography of martensitic transformations II'
Acta Metallurgica, vol. 2, Jan. 1954, pp. 138-147
- [32] M. Shibata, Kanji Ono
'The strain energy of a spheroidal inclusion and its application to bcc-hcp martensitic transformation'
Acta Metallurgica, vol. 23, May 1975, pp. 587-597
- [33] M. Shibata, Kanji Ono
'On the minimization of strain energy in the martensitic transformation of titanium'
Acta Metallurgica, vol. 25, 1977, pp. 35-42

- [34] J. S Mackenzie, J. S. Bowles
'The crystallography of martensitic transformations-IV
body-centered cubic to orthorhombic transformations'
Acta Metallurgica, vol. 5, March 1957, pp. 137-149
- [35] W. G. Burgers
Physica, 1, 1934, pp. 561-586
- [36] S. J. Wiskel, W. V. Youdelis, J. Gorgon Parr
' $\alpha \leftrightarrow \beta$ Transformation in titanium'
Transaction of the Metallurgical Society of AIME, vol. 215, Oct. 1959, pp. 875-876
- [37] M. Sorel-Sternberg
Comptes Rendus Acad. Sc. Paris (4 fev. 1957), pp. 765-767
- [38] Jerome J. English, Gordon W. Pwell
'Thermal- Dilation behavior of titanium alloys during repeated cycling through the
alpha-beta transformation'
Transaction of the Metallurgical Society of AIME, vol. 236, Oct. 1966, pp. 1467-
1473
- [39] A. K. Shah, G. J. Kulkarni, V. Gopinathan, R. Krishnan
'Determination of activation energy for $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ transformation in Ti-6Al-4V alloy by
dilatometry'
Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 32, n°9, 1995, pp. 1353-1356
- [40] M. Humbert
'Un nouveau modèle de transformation de texture avec sélection de variantes:
application à la transformation martensitique'
Thèse de Doctorat-Université de Metz-1987
- [41] M. Humbert, F. Wagner, C. Esling
'Numbering the crystallographic variants in phase transformation'
Journal of the Applied Crystallography, 1992, 25, pp. 724-730
- [42] M. Humbert, F. Wagner, H. Moustahfid, C. Esling
'Determination of the orientation of a parent β grain from the orientation of the
inherited α plates in the phase transformation from body-centred cubic to hexagonal
close packed'
Journal of the Applied Crystallography, 1995, 28, pp.571-576
- [43] H. Moustahfid
'Détermination des textures de la phase β à haute température de produits TA6V à
partir des orientation individuelles de la phase α à basse température
Application à l'étude des changements de textures induits par changement de phase
après traitements thermomécaniques'
Thèse de doctorat, Université de Metz, 1996

Détermination des textures cristallographiques

II.1- Introduction..... p.43

II.2- Méthodologie de l'analyse de texture..... p.43

- La fonction de densité des orientations
- Prise en compte de symétries
- Représentation de la fonction de texture

II.3- Détermination de la texture à partir de figures de pôles..... p.47

- Acquisition des figures de pôles
- Calcul de la fonction de texture
- Méthode de la positivité
- Qualité de l'analyse
- Aspects expérimentaux

II.4- Détermination de la texture par EBSD..... p.57

- Principe de la méthode
- Dispositif expérimental
- Détermination de la fonction de texture
- Restitution de la phase β haute température

II.5- Conclusion..... p.62

II.6- Références p.63

I.1- Introduction

Un matériau polycristallin est composé de grains ou cristallites, désorientés les uns par rapport aux autres, dont la cohésion est assurée par les joints de grains. A l'échelle macroscopique, la statistique d'orientation de ces grains, désignée par texture cristallographique, constitue une caractéristique importante pour la compréhension du comportement anisotrope du polycristal. Modifiée par la déformation plastique, par la recristallisation ou par le changement de phase, la texture constitue également un outil d'analyse des mécanismes actifs lors de la transformation des matériaux.

La méthodologie de l'analyse de texture est un sujet de recherche en constant développement qu'il s'agisse des technologies permettant l'acquisition des données expérimentales ou du formalisme mathématique qui autorise le calcul de la fonction de texture. Les premiers développements mathématiques ont été proposés par Bunge en 1965 [1]. Ils font appel au développement en série sur des bases de fonctions harmoniques sphériques de la fonction de texture. Roe [2] propose indépendamment un formalisme similaire. A cette méthode dite 'harmonique' vont succéder la méthode 'biaxiale' introduite par Williams [3] en 1968 et la méthode 'vectorielle' proposée en 1976 par Ruer et Baro [4]. Plus récemment, les travaux de Matthies et de Schaeben [5,6] ont fait évoluer les méthodes 'discrètes'.

Ce chapitre reprend dans un premier temps la méthodologie de l'analyse de texture en rappelant le principe de la méthode harmonique. Dans un second temps, seront détaillées les techniques d'acquisition des données expérimentales: la diffraction de rayons X et les mesures d'orientations individuelles. Enfin, dans une dernière partie, nous développerons une méthode originale pour la détermination de la texture de la phase β à haute température à partir des mesures d'orientations individuelles de platelets α à température ambiante.

II.2- Méthodologie de l'analyse de texture

II.21 La fonction de densité des orientations

La détermination de la fonction de densité des orientations (F.D.O.) constitue l'étape préliminaire de l'analyse de la texture. Cette fonction indique la fraction volumique de cristallites dans une orientation donnée (2.1). Comme décrit au chapitre 1, l'orientation d'un cristal est définie par la rotation g qui permet de faire coïncider le repère de l'échantillon K_A avec le repère du cristal K_B . La rotation g est en général paramétrée par un triplet d'angles d'Euler ($\varphi_1, \phi, \varphi_2$).

$$\frac{dV(g)/V}{dg} = f(g) \quad 2.1$$

Par définition, la fonction de texture est normée à l'unité sur l'ensemble des orientations et reste toujours positive ou nulle:

$$\oint f(g) dg = 1 \quad 2.2$$

$$\text{avec } dg = \frac{\sin \phi}{8\pi^2} \cdot d\phi_1 \cdot d\phi \cdot d\phi_2$$

$$\text{et } f(g) \geq 0 \quad 2.3$$

Dans la méthode harmonique [7,8,9], la fonction de texture est développée en série sur la base des fonctions harmoniques sphériques généralisées. Son expression mathématique est explicitée ci-dessous:

$$f(g) = \sum_{l=0}^{+\infty} \cdot \sum_{m=-l}^l \cdot \sum_{n=-l}^l \cdot C_l^{mn} \cdot T_l^{mn}(g) \quad 2.4$$

$$\text{avec } l \in \mathbb{N} \text{ et } n, m \in \mathbb{Z}$$

C_l^{m-n} sont les coefficients de la texture que nous cherchons à déterminer dans l'analyse et qui caractérisent la texture.

II.22 Prise en compte des symétries

Les symétries de l'échantillon et du cristal considéré [10,11,12] déterminent les propriétés d'invariance de la fonction de texture qui doit être telle que:

$$f(g) = f(g_B^i g_A^j) \quad 2.5$$

avec:

g_B^i est un élément de l'ensemble $G_B = \{g_B^1, \dots, g_B^k\}$ des éléments de symétrie rotationnelle du cristal considéré

g_A^j est un élément de l'ensemble $G_A = \{g_A^1, \dots, g_A^k\}$ des éléments de symétrie rotationnelle de l'échantillon

Il est alors judicieux de développer la fonction de texture sur des bases de fonctions sphériques symétrisées:

$$f(g) = \sum_l^{L_{\max}} \cdot \sum_{\mu}^{M(l)} \cdot \sum_{\nu}^{N(l)} C_l^{\mu\nu} \cdot \ddot{T}_l^{\mu\nu}(g) \quad 2.6$$

avec:

$$\ddot{T}_l^{\mu\nu}(g) = \sum_{m=-l}^l \cdot \sum_{n=-l}^l \cdot \dot{A}_l^{m\mu} \cdot \dot{A}_l^{n\nu} \cdot T_l^{mn}(g)$$

Les coefficients $\dot{A}_l^{m\mu}$ et $\dot{A}_l^{n\nu}$ dépendent respectivement de la symétrie du cristal et de l'échantillon. Les valeurs $M(l)$ et $N(l)$ permettent de calculer le nombre de coefficients à rang l donné.

II.23 Représentation de la fonction de texture

En raison des symétries, la représentation de la fonction de texture peut être limitée à un domaine dit 'fondamental' de l'espace d'Euler. Celui-ci est déterminé en tenant compte des symétries suivantes:

La symétrie d'échantillon

Imposée par le procédé de mise en forme, la symétrie d'échantillon n'a qu'un sens statistique. La déformation plane imposée par laminage procure une symétrie macroscopique orthorhombique à l'échantillon. De ce fait, la fonction de texture doit être invariante lorsque l'échantillon effectue une rotation correspondant à une rotation de la symétrie orthorhombique. On montre alors que la fonction de texture sera invariante pour les angles d'Euler suivants:

$$(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = (\pi + \varphi_1, \phi, \varphi_2) = (2\pi - \varphi_1, \pi - \phi, \varphi_2) = (\pi - \varphi_1, \pi - \phi, \varphi_2)$$

La symétrie hexagonale de la phase α

L'axe c, parallèle à l'axe Z_B du repère K_B est un axe d'ordre 6. Il impose l'invariance de la fonction de texture pour les rotations:

$$(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = (\varphi_1, \phi, \varphi_2 + 2\pi k/6) \text{ avec } k \in Z$$

Par ailleurs, l'axe binaire a_2 du cristal, parallèle à l'axe Y_B du repère K_B impose l'invariance de la fonction de texture pour les angles:

$$(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = (\pi + \varphi_1, \pi - \phi, 2\pi - \varphi_2) = (\pi + \varphi_1, \pi - \phi, \pi/3 - \varphi_2)$$

Ainsi la symétrie hexagonale des cristaux permet par exemple de représenter la F.D.O. dans l'espace d'Euler limité aux angles:

$$\begin{aligned} 0 \leq \varphi_1 &\leq 2\pi \\ 0 \leq \phi &\leq \pi/2 \\ 0 \leq \varphi_2 &\leq 2\pi/6 \end{aligned}$$

En tenant compte de la symétrie d'échantillon, nous pourrions réduire le domaine à:

$$\begin{aligned} 0 \leq \varphi_1 &\leq \pi/2 \\ 0 \leq \phi &\leq \pi/2 \\ 0 \leq \varphi_2 &\leq 2\pi/6 \end{aligned}$$

La symétrie cubique de la phase β

L'espace fondamental, du fait des 24 rotations équivalentes conduit à un domaine délimité par des surfaces compliquées. Certaines symétries sont faciles à reconnaître:

-l'axe d'ordre 4 placé suivant Z_B impose:

$$(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = (\varphi_1, \phi, \pi/2 k + \varphi_2)$$

-l'axe binaire (110) à 45° des directions X_B et Y_B impose:

$$(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = (\pi + \varphi_1, \pi - \phi, \pi/2 - \varphi_2)$$

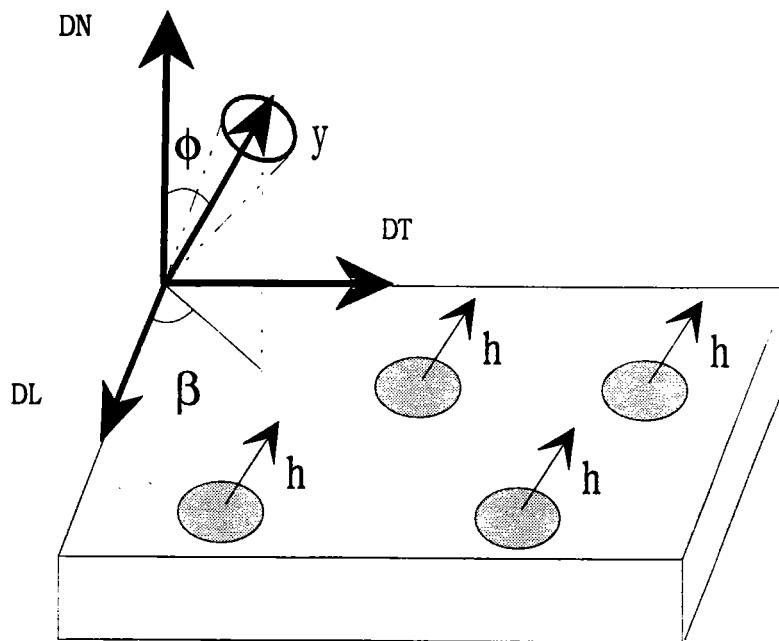


Fig. 2.1: Représentation schématique de la fonction de densité de pôles

Cependant d'autres opérations de symétries comme les rotations autour des axes ternaires $\langle 111 \rangle$ engendrent des relations compliquées entre les différents angles d'Euler. Il est alors plus aisé de représenter la F.D.O. sur un domaine 3 fois plus grand que le domaine fondamental:

$$\begin{aligned}0 \leq \varphi_1 \leq 2\pi \\ 0 \leq \phi \leq \pi/2 \\ 0 \leq \varphi_2 \leq \pi/2\end{aligned}$$

En tenant compte de la symétrie d'échantillon, nous pourrions réduire le domaine à:

$$\begin{aligned}0 \leq \varphi_1 \leq \pi/2 \\ 0 \leq \phi \leq \pi/2 \\ 0 \leq \varphi_2 \leq \pi/2\end{aligned}$$

II.3- Détermination de la texture à partir de figures de pôles

La détermination de la texture par diffraction de rayons X passe par la mesure de figures de pôles à l'aide d'un goniomètre de texture. Les figures de pôles expérimentales permettent le calcul de la densité de pôles $P_{hi}(y)$ qui correspond à la fraction volumique de cristallites dont la normale \bar{h}_i au plan (hkl) est parallèle à une direction \bar{y} du repère de l'échantillon (fig. 2.1):

$$\frac{dV}{V} = \frac{1}{4\pi} \cdot P_{hi}(y) \quad 2.7$$

Dans cette partie, nous détaillerons les difficultés liées à l'acquisition des figures de pôles expérimentales et à la détermination de la fonction de densité de pôles. A partir de ces données expérimentales, nous expliciterons le développement mathématique qui permet le calcul de la fonction de texture. Enfin, dans une dernière partie, nous aborderons les aspects expérimentaux de la méthode.

II.31 Acquisition des figures de pôles

L'acquisition des figures de pôles par diffraction de rayons X à l'aide d'un goniomètre de texture est la méthode la plus courante pour déterminer les textures cristallographiques d'un matériau. Le goniomètre de texture permet de mesurer des intensités diffractées correspondant aux densités de pôles dans chaque direction \bar{y} de l'échantillon en orientant celui-ci par rapport au faisceau incident de rayons X et au détecteur par des rotations appropriées.

Un faisceau parallèle de rayons X contenu dans le plan horizontal est dirigé vers le centre commun à tous les mouvements de rotation du goniomètre. Dans ce même plan horizontal, le détecteur de photons X est positionné dans une direction faisant un angle 2θ par rapport au faisceau incident de rayons X. La valeur de l'angle θ est liée à la distance des plans réticulaires sur lesquels on mène l'expérience de diffraction par la relation de Bragg:

$$\lambda = 2d \sin \theta$$

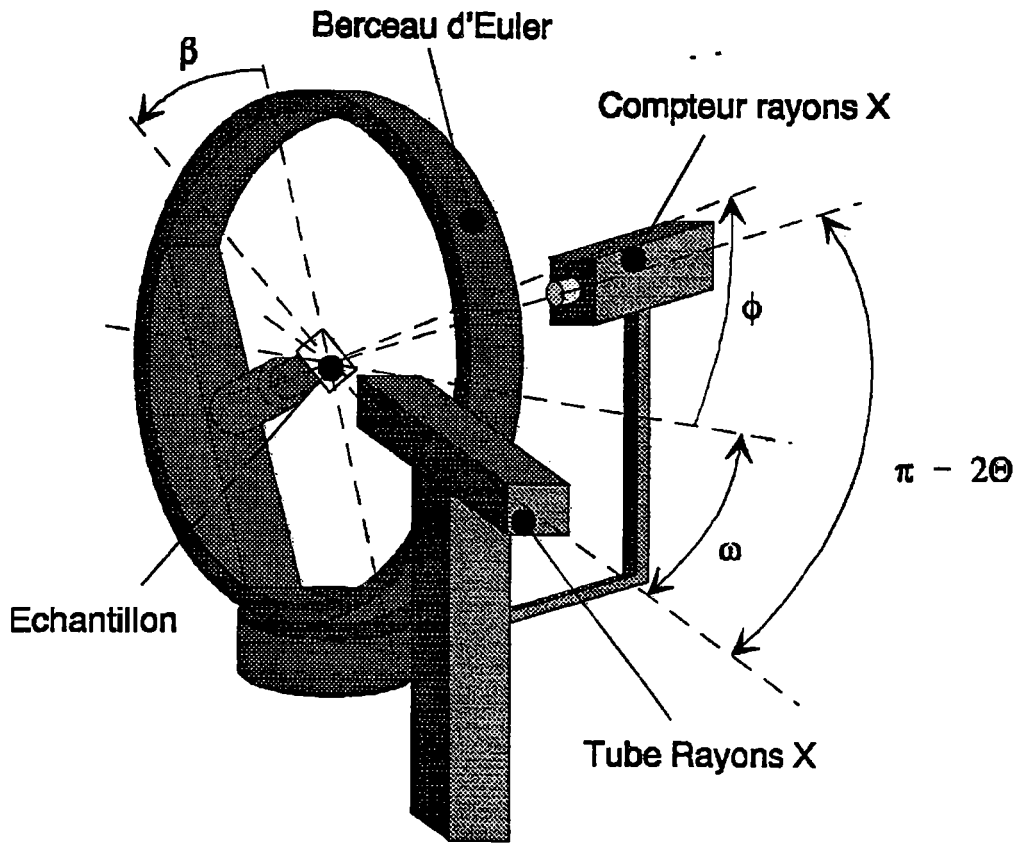


Fig. 2.2: Schéma du goniomètre de texture

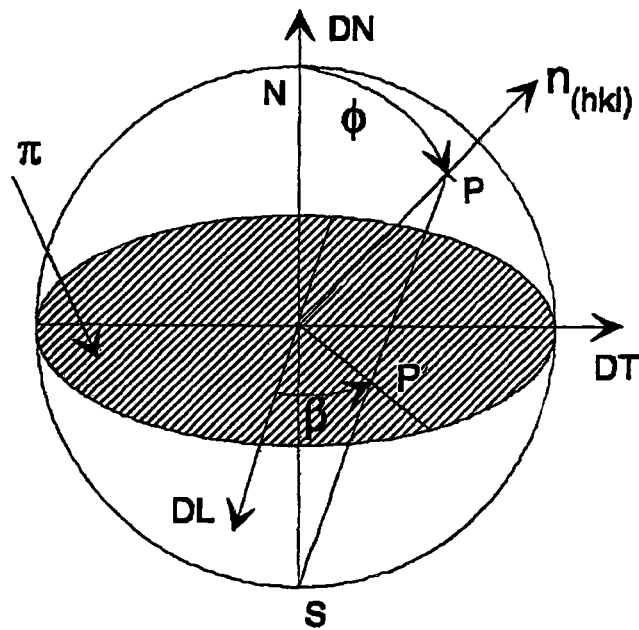


Fig. 2.3: Sphère des pôles et projection stéréographique

Une intensité proportionnelle à la densité des pôles (hkl) pointant dans la direction \bar{y} est détectée lorsque par des mouvements de rotation combinés au goniomètre, on fait coïncider la direction \bar{y} avec le vecteur de diffraction porté par la bissectrice de l'angle formé par le faisceau incident de rayons X et la direction du détecteur.

Ainsi pour amener tous les plans en position de diffraction, l'échantillon doit être mis en mouvement par une première rotation autour de la normale de l'échantillon, caractérisée par l'angle d'azimut β , et par une seconde rotation de déclinaison d'angle ϕ (fig. 2.2). La déclinaison est généralement limitée à 80° car au delà le faisceau diffracté s'élargit de sorte que le compteur ne peut recueillir qu'une partie de l'intensité (défocalisation).

A chaque position (ϕ, β) , le compteur détecte une intensité $I_{hi}(y)$ (nombre de coups par unité de temps) proportionnelle à la densité de pôles $P_{hi}(y)$. Les intensités diffractées correspondant aux pôles (hkl) peuvent être représentées par des lignes d'isointensité sur la sphère des pôles ou sur le cercle équatorial par projection stéréographique. La figure correspondante s'appelle figure de pôles (fig. 2.3).

Le calcul de la fonction de densité de pôles à partir de l'intensité diffractée requiert la correction des données brutes, entachées d'erreurs. En effet, l'intensité recueillie au compteur s'exprime de la forme suivante:

$$I_{mes}(\phi, \beta) = M \cdot k(\phi, \beta) \cdot I_0 \cdot r_{hkl} \cdot P_{hkl}(\phi, \beta) + I_{BG}(\phi, \beta) \quad 2.8$$

- M: paramètre lié au réglage du discriminateur
 $k(\phi, \beta)$: paramètre lié à la géométrie de l'installation (problème de défocalisation-absorption-divergence du faisceau...)
 I_0 : intensité du faisceau incident
 r_{hkl} : coefficient de réflexion
 $I_{BG}(\phi, \beta)$: bruit de fond (faisceau incident polychromatique, état de surface, fluorescence...)

*Le fond continu provient de réflexions parasites dues à une source de rayons X non parfaitement monochromatique ou à la fluorescence du matériau. Sa détermination doit être réalisée pour chaque figure de pôles en effectuant une mesure dans les mêmes conditions opératoires de part et d'autre de la raie de diffraction considérée. En fonction de la précision requise, différentes stratégies sont possibles:

- Retenir une seule valeur pour l'ensemble de la figure de pôles
- Retenir une valeur par couronne
- Retenir une valeur par case

*La défocalisation correspond à l'atténuation de l'intensité recueillie par le détecteur en raison de l'élargissement du faisceau diffracté par rapport à l'ouverture du détecteur. En effet, deux jeux de fentes métalliques placés devant le détecteur délimitent le faisceau en hauteur et en largeur. Ainsi, aux grands angles lorsque le faisceau s'élargit, l'intensité mesurée n'est plus qu'une partie de l'intensité réelle diffractée.

Il est possible de corriger cet effet en faisant des corrections analytiques [13]. Une autre solution consiste à réaliser la correction à partir de la courbe de défocalisation mesurée sur un échantillon sans texture, en général une poudre. Cette courbe qui intègre tous les effets permet aussi la détermination du facteur de normalisation.

Dans le cas des matériaux biphasés, il convient également de faire en sorte que le volume irradié par le faisceau présente une répartition homogène des deux phases. Si tel n'était pas le cas, des corrections supplémentaires seraient nécessaires [14,15,16].

L'exploitation de la relation 2.8 montre que la densité de pôles est proportionnelle à l'intensité corrigée des effets de défocalisation et de bruit de fond par le coefficient N_i .

$$P_{hi}(y) = N_i I_{hi}(y) \quad 2.9$$

N_i est un coefficient de normalisation permettant de satisfaire l'équation 2.10:

$$\oint P_{hi} dy = 4\pi \quad 2.10$$

avec $dy = \sin\phi d\phi d\beta$

Le calcul de N_i se ramène alors à:

$$\frac{1}{N_i} = \frac{1}{2\pi} \cdot \int_{\beta=0}^{2\pi} \cdot \int_{\phi=0}^{\pi/2} I_{hi}(y) \sin\phi d\phi d\beta \quad 2.11$$

Dans le cas des figures de pôles complètes, les intensités diffractées aux grands angles ne sont pas connues, ce qui rend inapplicable la relation 2.11. Toutefois, la normalisation peut-être obtenue de manière indirecte. Nous reviendrons sur cet aspect au paragraphe suivant lors du calcul de la fonction de texture.

II.32 Calcul de la fonction de texture

La partie paire de la fonction de densité des orientations est liée à la fonction de densité de pôles par l'équation intégrale:

$$\frac{dV}{V} = \frac{1}{4\pi} \cdot P_{hi}(y) \cdot dy = \oint_{hi//y} \tilde{f}(g) \quad 2.12$$

Il est important de noter que la fonction de texture n'est pas totalement déterminable à partir des figures de pôles en raison de la centro-symétrie de la diffraction (loi de Friedel) qui ne permet pas de distinguer les plans d'indice hkl et $-h-k-l$ par diffraction. Cela se traduit par le fait que seuls les coefficients d'indice l pair du développement en série de la F.D.O. pourront être déterminés.

La F.D.O. peut alors se décomposer en deux parties: la partie paire $\tilde{f}(g)$ déterminée à partir des figures de pôles et la partie impaire $\tilde{\tilde{f}}(g)$ estimée indirectement en utilisant le fait que $f(g) \geq 0$:

$$f(g) = \tilde{f}(g) + \tilde{\tilde{f}}(g) \quad 2.13$$

En conservant le formalisme mathématique de la méthode harmonique, il est possible de développer les fonctions de densité de pôles $P_{hi}(y)$ en séries d'harmoniques sphériques:

$$P_{hi}(y) = \sum_{l(0):(2)}^{l_{max}} \cdot \sum_{n=-l}^l F_l^n(hi) \cdot K_l^n(y) \quad 2.14$$

En reportant dans l'équation fondamentale les développements en série de $f(g)$ et de $P_{hi}(y)$, on obtient un système linéaire d'équations entre les coefficients $C_l^{\mu n}$ de la F.D.O. et les coefficients F_l^n de la fonction de densité de pôles:

$$F_l^n(hi) = \frac{4\pi}{2l+1} \cdot \sum_{\mu=1}^{\mu=M(l)} C_l^{\mu n} \cdot \dot{K}_l^{*\mu}(hi) \quad 2.15$$

$\dot{K}_l^{*\mu}(hi)$ est une valeur de la fonction harmonique de surface, symétrisée pour la symétrie cristalline considérée dans la direction cristalline \bar{h}_i

Pour un couple (l,n) fixé, l'équation 2.15 contient $M(l)$ coefficients $C_l^{\mu n}$ inconnus. Il faut donc au moins $M(l)$ équations pour les déterminer (chacune de ces équations correspond à une figure de pôles). De ce fait, il est nécessaire de mesurer $M(l)$ figures de pôles (fig.2.4). Le nombre de figures de pôles requis, pour l donné, augmente lorsque la symétrie du cristal diminue.

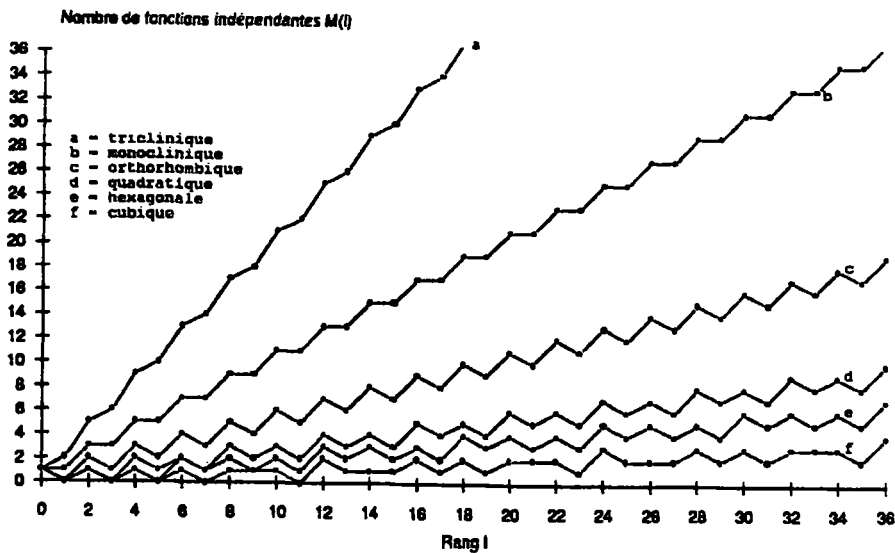


Fig. 2.4 Nombre de figures de pôles nécessaires $M(l)$ en fonction du rang du développement L_{max}

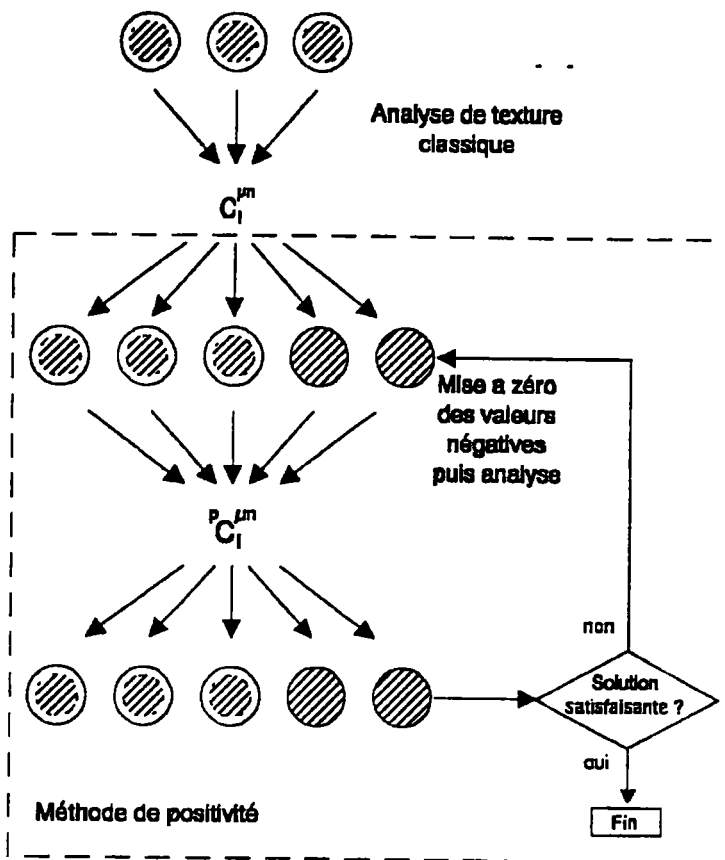


Fig. 2.5 Méthode de la positivité dans les figures de pôles

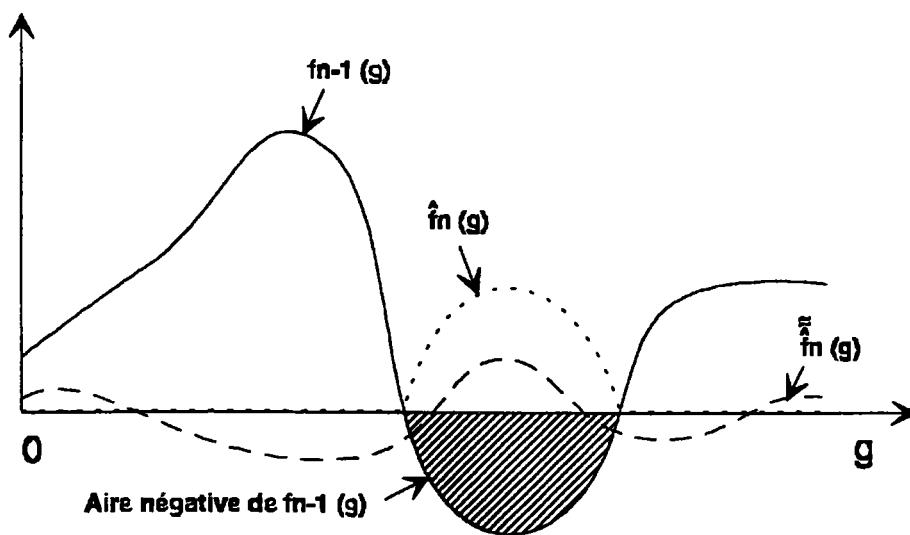


Fig. 2.6 Représentation schématique des fonctions impliquées dans l'équation 2.18

Les calculs précédents ne sont valables que dans le cas de figures complètes. Lorsque les figures de pôles sont incomplètes, il n'est plus possible d'établir un système d'équations linéaires aussi simple que 2.15. En effet, les propriétés d'orthogonalité des fonctions harmoniques ne peuvent plus être utilisées et les facteurs de normalisation N_i des figures de pôles ne sont pas connus.

Aussi, dans le cas des figures de pôles incomplètes [17,18,19], la minimisation de l'écart quadratique entre les densités de pôles expérimentales et les fonctions de densités de pôles développées en série, par rapport aux coefficients $C_i^{\mu n}$ et par rapport aux coefficients N_i permet de déterminer l'ensemble des inconnues au sens des moindres carrés. On forme tout d'abord l'expression 2.16 à partir de 2.9, 2.14 et 2.15:

$$\sum_{i=1}^I \int \left(N_i \cdot I_{hi}(y) - \sum_{l=0(2)}^{L_{max}} \cdot \sum_{n=-l}^l \left(\frac{4\pi}{2l+1} \cdot \sum_{\mu=1}^{M(l)} C_i^{\mu n} \cdot \dot{K}_l^{\mu}(hi) \right) \cdot K_l^n(y) \right)^2 dy = \text{minimum} \quad 2.16$$

I: nombre de figures de pôles mesurées

Les dérivées partielles de l'équation 2.16 par rapport à N_i et par rapport aux coefficients du développement permettent respectivement le calcul des coefficients de normalisation N_i et des coefficients $C_i^{\mu n}$.

II.33 Méthode de la positivité

La méthode de la positivité comporte deux étapes successives qui ont pour but d'améliorer le résultat de l'analyse de texture.

La première étape améliore la qualité de la restitution des figures de pôles complètes. Les intensités de celles-ci sont par définition toujours positives. Or des erreurs systématiques génèrent parfois lors du recalcul des intensités négatives. La méthode consiste alors à remettre toutes les valeurs négatives à zéro et les figures de pôles ainsi modifiées servent à recalculer une nouvelle solution. Il est également possible d'introduire des figures supplémentaires recalculées à partir des coefficients $C_i^{\mu n}$ de la première analyse. Le nombre de figures traitées permet alors d'augmenter la valeur de L_{max} . Lorsque la réduction de la densité négative n'est plus jugée significative, on considère que la solution optimale a été trouvée et l'on interrompt l'itération (fig. 2.5).

La deuxième étape de la méthode de la positivité [20] permet de calculer la partie impaire de la F.D.O. Elle s'appuie sur le fait que la fonction de texture totale doit être positive ou nulle:

$$f(g) \geq 0 \quad 2.17$$

La technique de la positivité utilise une procédure itérative pour déterminer la partie impaire $\tilde{f}(g)$, qui en addition à la partie connue $\tilde{f}(g)$, donne $f(g)$ totale en respectant la positivité. A la $n^{\text{ième}}$ itération (fig. 2.6), la fonction de densité totale $f_n(g)$ est calculée en utilisant la relation:

$$\mathbf{f}_n(\mathbf{g}) = \mathbf{f}_{n-1}(\mathbf{g}) + \hat{\mathbf{f}}_n(\mathbf{g}) \quad 2.18$$

$\mathbf{f}_{n-1}(\mathbf{g})$ est l'approximation de la fonction totale à la $(n-1)$ ^{ème} itération et $\hat{\mathbf{f}}_n(\mathbf{g})$ est l'opposée de la partie négative de la fonction de densité des orientations définie par:

$$\hat{\mathbf{f}}_n(\mathbf{g}) = \begin{cases} = -\mathbf{f}_{n-1}(\mathbf{g}) \cdot \text{si} \cdot \mathbf{f}_{n-1}(\mathbf{g}) < 0 \\ = 0 \cdot \text{si} \cdot \mathbf{f}_{n-1}(\mathbf{g}) > 0 \end{cases} \quad 2.19$$

La procédure se termine lorsque la fonction $f(\mathbf{g})$ converge vers une fonction positive.

II.34 Qualité de l'analyse

La qualité de l'analyse de texture peut être évaluée à partir de différents indicateurs. Il existe tout d'abord les coefficients d'erreur qui traduisent la capacité de l'analyse à reproduire les données expérimentales. Ils se calculent à partir de l'écart entre les données mesurées et les données recalculées lors de l'analyse. On utilise en général les grandeurs suivantes:

$$\text{Norme}_1 = \frac{1}{N_T} \cdot \sum_{\phi} \cdot \sum_{\beta} \left| \mathbf{P}_{hi}^{\text{exp}}(\phi, \beta) - \mathbf{P}_{hi}^{\text{rec}}(\phi, \beta) \right| \quad 2.20$$

$$\text{Norme}_2 = \frac{1}{N_T} \cdot \sum_{\phi} \cdot \sum_{\beta} \left| \mathbf{P}_{hi}^{\text{exp}}(\phi, \beta) - \mathbf{P}_{hi}^{\text{rec}}(\phi, \beta) \right|^2 \quad 2.21$$

$$\text{RP} = \frac{100}{N_{\text{RP}}} \cdot \sum_{\phi} \cdot \sum_{\beta} \left| \frac{\mathbf{P}_{hi}^{\text{exp}}(\phi, \beta) - \mathbf{P}_{hi}^{\text{rec}}(\phi, \beta)}{\mathbf{P}_{hi}^{\text{exp}}(\phi, \beta)} \right| \quad 2.22$$

$$\forall \cdot \mathbf{P}_{hi}^{\text{exp}}(\phi, \beta) \geq \varepsilon$$

$$\text{RP}_1 = \frac{100}{N_{\text{RP}_1}} \cdot \sum_{\phi} \cdot \sum_{\beta} \left| \frac{\mathbf{P}_{hi}^{\text{exp}}(\phi, \beta) - \mathbf{P}_{hi}^{\text{rec}}(\phi, \beta)}{\mathbf{P}_{hi}^{\text{exp}}(\phi, \beta)} \right| \quad 2.23$$

$$\forall \cdot \mathbf{P}_{hi}^{\text{exp}}(\phi, \beta) \geq 1$$

avec:

$$\mathbf{P}_{hi}^{\text{exp}}(\phi, \beta) = N_i \cdot I_{hi}(\phi, \beta) : \text{figures de pôles expérimentales}$$

$$\mathbf{P}_{hi}^{\text{rec}}(\phi, \beta) = \sum_{l(2)}^{l_{\text{max}}} \cdot \sum_{n=1}^{N(1)} F_l^n(hi) \cdot K_l^n(\phi, \beta) \text{ figures de pôles recalculées}$$

N_T : Nombre de mesures totales

N_{RP} : Nombre de points de mesures dont la valeur expérimentale est $\geq \varepsilon$

N_{RP_1} : Nombre de points de mesures dont la valeur expérimentale est ≥ 1

L'expérience montre que les coefficients de norme 1 et RP sont trop sévères. En effet, ils prennent en compte des intensités proche de 0 pour lesquelles l'écart entre les valeurs expérimentales et recalculées peut être important. L'indicateur RP1 est alors plus significatif pour juger de la qualité du résultat.

La précision de l'analyse est également donnée par l'aptitude de l'analyse à reproduire les maxima et les minima des figures de pôles après recalcul.

Pour caractériser l'acuité de la texture obtenue, on utilise l'indice de texture IT:

$$IT = \oint f(g)^2 dg = \sum_{l,\mu,n} \frac{1}{2l+1} |C_l^{\mu n}|^2 \quad 2.24$$

II.35 Aspects expérimentaux

Dans le but d'améliorer la qualité statistique de la détermination, l'échantillon est animé dans le goniomètre de texture d'un mouvement d'oscillation de telle sorte que le faisceau incident balaye un maximum de grains à chaque direction (β, ϕ) . Or, pour des échantillons à gros grains, l'oscillation ne permet pas toujours d'irradier un nombre de grains représentatifs de tout l'échantillon.

Pour un matériau biphasé, l'analyse se complique par la multiplicité des raies de diffraction qui peuvent être proches. Pour éviter leurs chevauchements aux grands angles, la largeur de la fente du compteur doit être réduite, ce qui malheureusement accentue l'effet de la défocalisation. Il convient alors d'utiliser une anticathode appropriée de grande longueur d'onde favorisant la séparation des pics. Par ailleurs, les raies de diffraction de certaines figures de pôles peuvent se superposer.

Reste le problème, dans le cas du TA6V, de la faible proportion de phase β présente à température ambiante. L'intensité diffractée est alors très faible jusqu'à se confondre avec le bruit de fond. Un réglage optimal des conditions opératoires est alors nécessaire pour limiter la fluorescence et améliorer la détection du bruit de fond. Le pouvoir séparateur en énergie des systèmes de détection utilisant des diodes SiLi permet de réduire fortement l'intensité de fluorescence recueillie. Dans le cas d'un compteur à localisation linéaire (PSD), l'utilisation d'une partie de la raie diffractée permet également de limiter l'influence de la fluorescence dans la détermination de la texture [21].

Le choix de l'anticathode par rapport aux propriétés d'absorption du matériau utilisé s'avère important. Une absorption forte du faisceau entraînera une fluorescence plus élevée. Pour une analyse de texture sur du TA6V, le tableau (2.1) nous apprend qu'une anticathode de titane serait la plus appropriée. Elle sépare largement les pics de diffraction, du fait de la valeur de sa longueur d'onde et limite le problème de fluorescence grâce à un coefficient d'absorption faible pour le titane.

Anticathode	Co	Cu	Mo	Ti
Radiation $K\alpha$ (angstrom)	1,7902	1,5418	0,7107	2,7496
Coefficient d'absorption massique du Ti (μ/ρ)	308	208	24,2	75,8

Tab. 2.1: Choix d'une anticathode

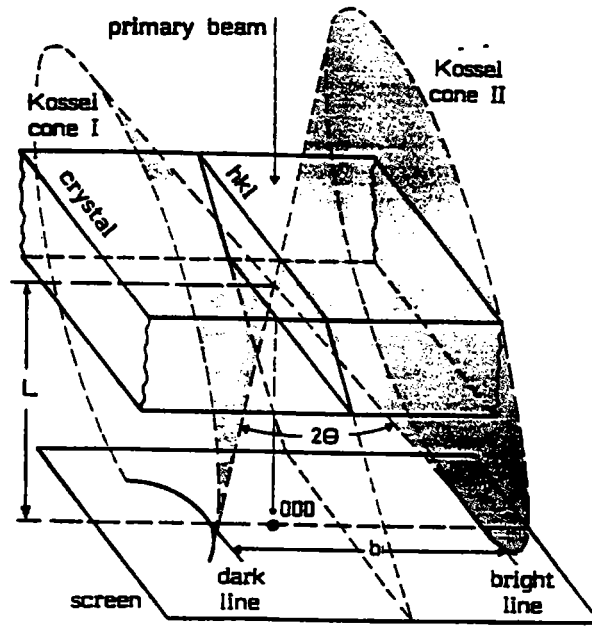


Fig. 2.7 Cônes de Kossel et lignes de Kikuchi

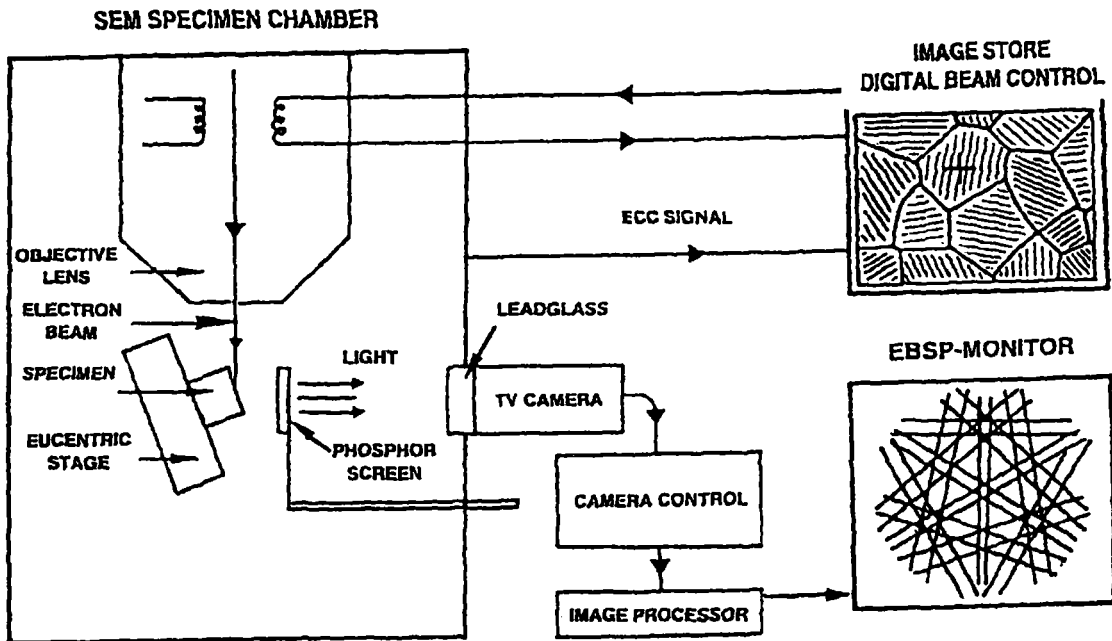


Fig. 2.8 Dispositif expérimental

Cependant, pour des raisons matérielles, les mesures seront effectuées avec une anticathode de cuivre. L'amélioration par rapport à une anticathode de Cobalt est nette pour différentes raisons:

- la longueur d'onde plus faible correspond à une plus grande énergie du faisceau incident
- l'angle d'incidence plus faible augmente la superficie de la surface balayée
- la fluorescence est plus faible

Par contre, pour des problèmes de recouvrement de pics très marqués avec l'anticathode de cuivre, il ne sera possible de mesurer efficacement que les figures de pôles $(200)_\beta$ et $(220)_\beta$.

Dans certaines situations, il est impossible d'obtenir une bonne analyse par goniométrie. Les techniques de mesures d'orientations individuelles par EBSD se présentent alors comme des techniques complémentaires des rayons X.

II.4- Détermination de la texture par EBSD

II.41 Mesures d'orientations individuelles [22]

Le principe de la méthode consiste à focaliser un faisceau d'électrons stationnaires sur le grain dont on désire déterminer l'orientation. Dans un échantillon épais, les électrons sont diffusés au sein de la matière, transformant le faisceau parallèle monochromatique en une source divergente quasi monochromatique. Les électrons ainsi diffusés qui sont en incidence de Bragg par rapport aux plans cristallins entourant la source, vont être diffractés, donnant naissance à deux cônes de diffraction d'angle au sommet $(\pi-2\theta)$ appelés 'cônes de Kossel'. Ces deux cônes présentent, pour chaque plan diffractant, des intensités différentes en fonction du rayon diffusé dont ils sont issus. En effet, les électrons perdent de leur énergie lorsque l'angle de diffusion augmente. L'intersection de ces cônes avec un dispositif de détection (film photographique ou écran phosphorescent) placé près de l'échantillon constitue le diagramme de Kikuchi. Les angles de diffraction étant petits pour un faisceau d'électrons très énergétique, les deux hyperboles d'intersection forment en fait deux lignes parallèles, l'une sombre correspondant au cône déficitaire en électrons et l'autre claire correspondant au cône excédentaire en électrons (fig. 2.7). L'espacement R_{hkl} des lignes est appelé 'Bande de Kikuchi' et permet l'indexation du plan diffractant grâce à la relation suivante:

$$\begin{aligned}R_{hkl} &= 2 \cdot \theta \cdot L \quad (L = \text{distance échantillon-compteur}) \\ \lambda &= 2 \cdot d \cdot \theta \quad \text{aux petits angles} \\ \text{donc } R_{hkl} &= \lambda \cdot L / d_{hkl}\end{aligned}$$

Une indexation cohérente de l'ensemble des lignes en respectant les angles entre les plans et en déterminant leurs axes de zone permet de déterminer l'orientation du grain par rapport à un repère lié à l'échantillon.

II.42 Le dispositif expérimental [23,24]

Le diagramme de Kikuchi peut être obtenu soit par microscopie électronique à transmission (MET) soit par microscopie électronique à balayage (MEB). L'utilisation du MET présente plusieurs inconvénients: la préparation de l'échantillon en lame mince est longue et la surface exploitée reste trop petite pour obtenir une bonne statistique. C'est pourquoi nous avons opté pour la deuxième technique.

L'échantillon préalablement poli et attaqué, est placé dans un MEB opérant en mode SPOT. Une bonne focalisation du faisceau incident permet de mesurer les orientations individuelles avec une résolution spatiale de $1\mu\text{m}$. L'angle entre la normale de l'échantillon et le faisceau incident doit être de 70° . Un écran fluorescent placé parallèlement à l'échantillon permet de détecter le diagramme de Kikuchi (fig. 2.8). La présence d'une couche d'oxydation ou la nécessité d'avoir recours à une métallisation de l'échantillon rend l'apparition du diagramme délicate. Une caméra reliée à un ordinateur assure l'enregistrement du diagramme et son exploitation grâce au repérage de 3 bandes de Kikuchi.

II.43 Détermination de la fonction de texture

La détermination de la fonction de texture à partir des orientations individuelles nécessite à nouveau un développement mathématique. Pour des échantillons polycristallins formés de grains équiaxes et de même volume, la mesure des orientations individuelles de N grains correspondant à un échantillon représentatif permet de déterminer la fonction de texture sans difficulté. En effet, elle s'obtient par la somme pondérée de N fonctions de Dirac placées en N points de l'espace d'Euler.

Pour être conforme avec le formalisme mathématique décrit dans les paragraphes précédents, cette fonction est décomposée sur la base des harmoniques sphériques généralisées (2.25).

$$f(g) = \sum_{l=0}^{l_{\max}} \cdot \sum_{\mu=1}^{M(l)} \cdot \sum_{n=-l}^l C_l^{\mu n} \cdot \dot{T}_l^{\mu n}(g) \quad 2.25$$

Les coefficients du développement sont obtenus à partir des N orientations g_i grâce à la formule établie par Bunge [7]:

$$C_l^{\mu n} = \frac{1}{N} \cdot \sum_{i=1}^N (2l+1) \cdot \dot{T}_l^{*\mu n}(g_i) \quad 2.26$$

Cependant, il est nécessaire de remplacer les fonctions de Dirac par des fonctions gaussiennes d'ouverture ϕ_0 , pour adapter la partition de l'espace d'Euler au nombre de mesures et aux symétries. Les coefficients prennent alors la forme suivante:

$$C_1^{\mu\nu} = \frac{1}{N} \cdot \sum_{i=1}^N K \cdot \dot{T}_i^{*\mu\nu}(g_i) \quad \dots \quad 2.27$$

avec:

$$K = \frac{\exp(-l^2 \cdot \phi_0^2 / 4) - \exp(-(1+l)^2 \cdot \phi_0^2 / 4)}{1 - \exp(-\phi_0^2 / 4)}$$

Le choix du paramètre ϕ_0 se fait en fonction du nombre de mesures N. En effet, ces deux paramètres dépendent l'un de l'autre et sont à mettre en relation avec l'acuité de la texture. Une texture très marquée où la majorité des grains se partage un nombre limité d'orientations, peut être reconstituée avec un nombre limité de mesures et une ouverture de gaussienne faible. Au contraire, une texture isotrope où tous les grains sont désorientés aléatoirement les uns par rapport aux autres, ne sera reproduite qu'avec un nombre élevé de mesures et une ouverture de gaussienne importante. Wagner propose la relation suivante pour relier ces deux paramètres [25]:

$$\phi_0 = \left(\frac{6\pi}{N_{df}} \cdot \frac{p}{N} \right)^{1/3} \quad 2.28$$

- p: tient compte de l'acuité de la texture. Ce paramètre est égal à 1 pour une texture isotrope et tend vers 0 pour une texture marquée
- N_{df} : le nombre d'éléments de rotation du groupe de symétrie du réseau considéré

Une optimisation du couple (L_{max}, ϕ_0) permet de limiter les erreurs de troncature dans le développement de la fonction de texture. Ainsi, les harmoniques de rang L_{max} qui présentent les oscillations les plus rapides doivent avoir un pouvoir de résolution suffisant pour décrire la gaussienne de largeur à mi-hauteur b. Cette condition est respectée avec l'équation ci-dessous:

$$360/L \leq b \text{ et } b = 2 \cdot \sqrt{\ln 2} \cdot \phi_0 \quad 2.29$$

Les outils d'analyse de texture utilisés dans ces travaux permettent de développer la fonction de texture jusqu'à un rang $L_{max}=30$. La dispersion autour d'une orientation individuelle peut donc au minimum être égale à $\phi_0=6^\circ$.

Dans le cas où les grains ne sont pas équiaxes et n'ont pas le même volume, il est nécessaire d'introduire un facteur de pondération volumique x_i dans les relations précédentes:

$$C_1^{\mu\nu} = \frac{1}{N} \cdot \sum_{i=1}^N x_i \cdot K \cdot \dot{T}_i^{*\mu\nu}(g_i) \quad 2.30$$

II.44 Restitution de la texture β haute température

Dans cette étude, la technique de mesures des orientations individuelles est utilisée dès que les résultats aux rayons X ne sont pas statistiquement fiables. Cependant, l'application de l'E.B.S.D. ne se limite pas à cela. Grâce à un modèle développé par Humbert [26,27,28], les mesures d'orientations individuelles effectuées sur la phase α permettent également le calcul par voie indirecte de la texture β haute température.

La restitution de la texture β haute température est possible lorsque les conditions suivantes sont vérifiées:

- la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ est telle que des relations d'orientations strictes existent entre la phase parent et la phase produit
- la trace des anciens grains β reste visible grâce aux liserets de la phase α qui précipitent aux joints des anciens grains β
- il est nécessaire de pouvoir mesurer les orientations individuelles des platelets α issus du même grain parent β

Sous ces conditions, il est possible en corrélant les orientations de 3 platelets α issus du même grain β de calculer l'orientation initiale du grain parent β par les relations d'orientations.

La procédure de recherche est fondée sur les observations suivantes. Lors de la transformation de phase, un grain parent d'orientation g_0^β peut donner naissance à 12 variantes cristallographiques α compte tenu des relations de Burgers, de la symétrie du réseau initial et final et de la relation de commutation [chap. I.5]. L'orientation de la $i^{\text{ème}}$ variante est alors caractérisée par la rotation:

$$g_i^\alpha = \Delta g_0 \cdot S_i^\beta \cdot g_0^\beta \quad 2.31$$

Δg_0 représente la relation d'orientation mutuelle entre réseaux

S_i^β est une des 12 rotations telles que $1 \leq i \leq 12$, sachant que la rotation caractérisée par S_{i+12} donne la même variante [28].

L'ensemble des 12 rotations équivalentes caractérisant la même orientation g_i^α (i fixé) est obtenu en faisant agir les éléments du groupe de symétrie rotationnelle du réseau hexagonal $\{S_j^\alpha, j = 1, \dots, 12\}$ sur la rotation g_i^α (i fixé):

$$\{S_j^\alpha \cdot g_i^\alpha\}_{j=1..12} = S_j^\alpha \cdot \Delta g_0 \cdot S_i^\beta \cdot g_0^\beta \quad 2.32$$

Inversement, chaque platelet α peut provenir de 6 parents potentiels β d'orientations différentes caractérisées par les rotations:

$$\mathbf{g}_{j\alpha}^{\beta} = \Delta \mathbf{g}_0^{-1} \cdot \mathbf{S}_j^{\alpha} \cdot \mathbf{g}_i^{\alpha} \quad j=1\dots 6 \quad 2.33$$

\mathbf{S}_j^{α} est une des 6 rotations telles que $1 \leq j \leq 6$, sachant que la rotation caractérisée par \mathbf{S}_{j+6} donne la même variante [28].

En procédant ainsi avec les platelets α d'orientations différentes, mais issus du même grain β , il est possible de déterminer l'orientation du parent β . En effet, cette orientation est l'élément \mathbf{g}_0^{β} commun aux différents ensembles de 6 orientations potentielles associées à chaque platelet.

La méthode de calcul mis au point effectue la recherche de la solution de la manière suivante:

Soit \mathbf{g}_1^{α} et \mathbf{g}_2^{α} les deux rotations caractérisant les orientations de deux platelets α issus du même grain β d'orientation caractérisée par \mathbf{g}_0^{β} . Ces rotations sont reliées par les équations suivantes:

$$\begin{aligned} \mathbf{S}_1^{\alpha} \cdot \Delta \mathbf{g}_0 \cdot \mathbf{S}_1^{\beta} \cdot \mathbf{g}_0^{\beta} &= \mathbf{g}_1^{\alpha} \\ \mathbf{S}_2^{\alpha} \cdot \Delta \mathbf{g}_0 \cdot \mathbf{S}_2^{\beta} \cdot \mathbf{g}_0^{\beta} &= \mathbf{g}_2^{\alpha} \end{aligned}$$

ou encore

$$\begin{aligned} [\mathbf{S}_1^{\beta}]^{-1} \cdot [\Delta \mathbf{g}_0]^{-1} \cdot [\mathbf{S}_1^{\alpha}] \cdot \mathbf{g}_1^{\alpha} &= \mathbf{g}_0^{\beta} \\ [\mathbf{S}_2^{\beta}]^{-1} \cdot [\Delta \mathbf{g}_0]^{-1} \cdot [\mathbf{S}_2^{\alpha}] \cdot \mathbf{g}_2^{\alpha} &= \mathbf{g}_0^{\beta} \end{aligned}$$

d'où l'égalité:

$$\begin{aligned} [\mathbf{g}_2^{\alpha}]^{-1} \cdot \mathbf{S}_2^{\alpha} \cdot \Delta \mathbf{g}_0 \cdot \mathbf{S}_2^{\beta} \cdot [\mathbf{S}_1^{\beta}]^{-1} \cdot [\Delta \mathbf{g}_0]^{-1} \cdot [\mathbf{S}_1^{\alpha}] \cdot \mathbf{g}_1^{\alpha} &= \mathbf{g}_0^{\beta} \cdot [\mathbf{g}_0^{\beta}]^{-1} = \mathbf{I} \\ [\mathbf{g}_2^{\alpha}]^{-1} \cdot \mathbf{S}_2^{\alpha} \cdot \Delta \mathbf{g}_0 \cdot \mathbf{S}_m^{\beta} \cdot [\Delta \mathbf{g}_0]^{-1} \cdot [\mathbf{S}_1^{\alpha}] \cdot \mathbf{g}_1^{\alpha} &= \mathbf{g}_0^{\beta} \cdot [\mathbf{g}_0^{\beta}]^{-1} = \mathbf{I} \end{aligned} \quad 2.34$$

Il suffit donc de déterminer le triplet de 3 rotations \mathbf{S}_2^{α} , \mathbf{S}_m^{β} , \mathbf{S}_1^{α} résultat de l'équation précédente, pour aboutir au calcul de \mathbf{g}_0^{β} :

$$\begin{aligned} [\Delta \mathbf{g}_0]^{-1} \cdot [\mathbf{S}_1^{\alpha}]^{-1} \cdot \mathbf{g}_1^{\alpha} &= \mathbf{S}_1^{\beta} \cdot \mathbf{g}_0^{\beta} \\ [\Delta \mathbf{g}_0]^{-1} \cdot [\mathbf{S}_2^{\alpha}]^{-1} \cdot \mathbf{g}_2^{\alpha} &= \mathbf{S}_2^{\beta} \cdot \mathbf{g}_0^{\beta} \end{aligned} \quad 2.35$$

Toutefois, on peut obtenir plusieurs triplets différents qui sont solutions de l'équation 2.34. En fait, l'expérience montre que 3 familles de platelets, soit 3 orientations α distinctes, caractérisées par les rotations $(g_1^\alpha, g_2^\alpha, g_3^\alpha)$, issues du même grain β , permettent le calcul d'une solution unique. En effet, les corrélations (g_1^α, g_2^α) et (g_1^α, g_3^α) permettent d'établir deux ensembles d'orientations possibles pour g_0^β , qui contiennent un élément unique commun. Si pour un grain, plusieurs solutions g_0^β étaient toujours en lice, le grain n'est pas utilisé pour l'analyse de texture.

Pratiquement, les relations d'orientations entre la phase initiale et le produit de la transformation présentent un petit écart par rapport à la relation de Burgers. De même, les orientations individuelles sont toujours entachées d'erreurs de mesure. De ce fait, la recherche pratique de la solution tient compte d'une certaine dispersion. Ainsi, dans la recherche de g_0^β qui est conduite sous forme matricielle (usage de matrices de rotation), l'écart à la matrice identité est mesuré par la trace t de la matrice produit (à gauche de 2.34). Cette trace t doit être proche de 3 avec une tolérance exprimée par ω_1 de telle sorte que:

$$2\cos(\omega_1)+1 \leq t \leq 3 \quad 2.36$$

ω_1 : dispersion

II.5- Conclusion

Dans cette étude, la fonction de texture est décrite à l'aide du formalisme mathématique proposé par Bunge dans lequel cette fonction est développée en série sur des bases de fonctions harmoniques sphériques. La détermination de la texture cristallographique d'un matériau consiste alors à calculer à partir des données expérimentales, les coefficients $C_l^{\mu\nu}$ du développement. L'acquisition de ces données expérimentales se fait principalement à l'aide de deux méthodes:

- la mesure de figures de pôles par goniométrie de rayons X
- la mesure d'orientations individuelles par EBSD

La précision de la détermination de la F.D.O. avec l'une ou l'autre de ces méthodes dépend fortement de l'état métallurgique du matériau étudié.

Au moyen de ces deux techniques et du modèle développé par Humbert utilisant une relation d'orientation stricte (Burgers) liant les phases α et β , il sera possible de déterminer l'ensemble des textures α et β dont nous avons besoin dans l'étude de la déformation à chaud du TA6V.

II.6- Références

- [1] H.J. Bunge
z. Metalkunde, 56, p.872, 1965
- [2] R. J. Roe
J. of Appl. Phys. 36, p.2024, 1965
- [3] R.O. Williams
Trans. Met. Soc. Ai. 242, p.105, 1968
- [4] D. Ruer
Méthode vectorielle d'analyse de la texture
Thèse de l'Université de Metz, 1976
- [5] S. Matthies
-Phys. Status Solidi (b) 92, 135, 1979
-On the basis element of and practical experience with the WIMV Algorithm
An O.D.F. reproduction method with conditional ghost correction
ed. Kallend & Gottstein ICOTOM 8, the Metallurgical Society, 1988
- [6] H. Schaeben
'Mathematical Modelling of the O.D.F. by the Vector Method of Quantitative Texture Analysis'
Phys. Stat. Sol. (b) 123, p425-434, 1984
- [7] H. J. Bunge
Theoretical Methods of Texture Analysis
DGM 1987
- [8] H. J. Bunge, C. Esling
Quantitative Texture Analysis
ed. DGM, Oberursel 1982
- [9] H. J. Bunge
Texture Analysis in Materials Sciences
ed. DGM, Oberursel 1982
- [10] C. Esling, C. Tavad
'Texture des Matériaux Polycristallins et Description des symétries'
C.R. Acad. Sc. Paris, 274, p.125-, 1972
- [11] C. Esling, E. Bechler-Ferry, R. Baro
'Symetrisation of the Texture Function by Projectors'
Suppl. to Acta Cryst. 1975 A31, Part. S3

- [12] C. Esling
'Effets des symétries des cristaux, des échantillons et de la diffraction sur la définition de la détermination de la fonction de texture'
thèse Université de Metz
- [13] M. Humbert
'Intensity corrections, resolving power and statistical relevance in pole figure measurement'
Experimental Techniques of Texture Analysis
ed. H.J. Bunge DGM, 1986
- [14] H. J. Bunge
'Texture and lamellae distribution functions in lamellar eutectics'
Texture and microstructures, vol. 6,p. 265-287, 1986
- [15] Y. S. Liu, H. J. Bunge
'Numerical calculation of anisotropic absorption factors for lamellar two phase structures'
Texture and microstructures, vol. 12, p. 199-217, 1990
- [16] H. J. Bunge
'Anisotropic absorption in multiphase texture analysis'
Experimental Techniques of Texture Analysis
DGM Informationsgesellschaft, p. 395-402, 1986
- [17] M. Humbert, H. W Bergmann
'A determination of the normalization factor and its application to the incomplete pole figure method'
J. Apply. Cryst. vol. 13, p.500-504, 1980
- [18] Liang Z., Zu J., Wang F.
'Orientation distribution analysis of hexagonal materials from incomplete pole figures'
Mat. Sci. Eng., vol. 60, p. 59-63, 1983
- [19] F. Wagner, M. Humbert
'Texture analysis from incomplete pole figures in low symmetry cases'
Textures and Microstructures, vol. 7, p. 115-129, 1987
- [20] F. Wagner, M. Humbert, J. Muller, C. Esling
Optimization of positivity method in quantitative texture analysis
Europhysics letters, 11, p. 479-483, 1990
- [21] L. Wcislak, H. J. Bunge, C. U. Nauer-Gerhardt
X-Ray Diffraction Texture Analysis with a Position Sensitive Detector
- [22] R. A Schwarzer
The determination of local texture by electron diffraction- A tutorial Review
Texture and Microstructure, vol. 20, p. 7-27, 1993

- [23] N. H. Schmidt, J. B. Bilde-Sørensen, D. Junl Jensen
Band positions used for one-line crystallographic orientation
Determination from electron back scattering patterns
Scanning Microscopy, vol. 5, n°3, p. 637-643, 1991
- [24] D. J. Dingley
One line microtexture determination using Backscatter Kikuchi Diffraction
in a scanning electron microscope
ICOTOM 8 ed. Kallend and Gottstein 1980
- [25] F. Wagner
Contribution à l'étude des modifications de textures par déformation et
transformation dans le cas des matériaux à basse symétrie
Thèse de Doctorat Université de Metz, 1983
- [26] M. Humbert, H. Moustahfid, F. Wagner, M. J. Philippe
Evaluation of the high temperature β texture of a sample of TA6V from the
individual orientation measurements of plates of the α phase at room temperature
ICOTOM 10, ed. Bunge Trans. Tech. Publications, vol. 157-162, p. 1225-1230, 1994
- [27] M. Humbert, H. Moustahfid, F. Wagner, M. J. Philippe
Evaluation of the β phase of a TA6V sample from the individual orientations of
grains of the low temperature α phase
Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 30, p. 377-382, 1994
- [28] M. Humbert, F. Wagner, H. Moustahfid et C. Esling
'Determination of the orientation of a parent β grain from the orientation
of the inherited α plates in the phase transformation from body-centred cubic to
hexagonal close packed'
Journal of the Applied Crystallography, in press

Méthodes Expérimentales et Résultats

III.1-	Introduction.....	p.69
III.2-	Matériau et Techniques Expérimentales.....	p.71
	Traitements thermomécaniques	
	Techniques de caractérisation	
	Examen métallographique	
	Acquisition des figures de pôles	
	Mesures des orientations individuelles	
	Analyse de l'état initial avant traitement thermomécanique	
III.3-	Analyse de la phase α après laminage à chaud.....	p.77
	Etude des effets du laminage dans le domaine β	
	Analyse de la microstructure à température ambiante	
	Evolution de la texture de la phase α à température ambiante	
	Etude des effets du laminage dans le domaine α/β	
	Etude des effets du laminage à 960°C	
	Etude des effets du laminage à 900°C	
III.4-	Etude de l'évolution de la phase β à 1050°C.....	p.93
	Analyse de l'état β recristallisé	
	Analyse des états déformés	
III.5-	Conclusion.....	p.97
III.6-	Références.....	p.98

..

III.1- Introduction

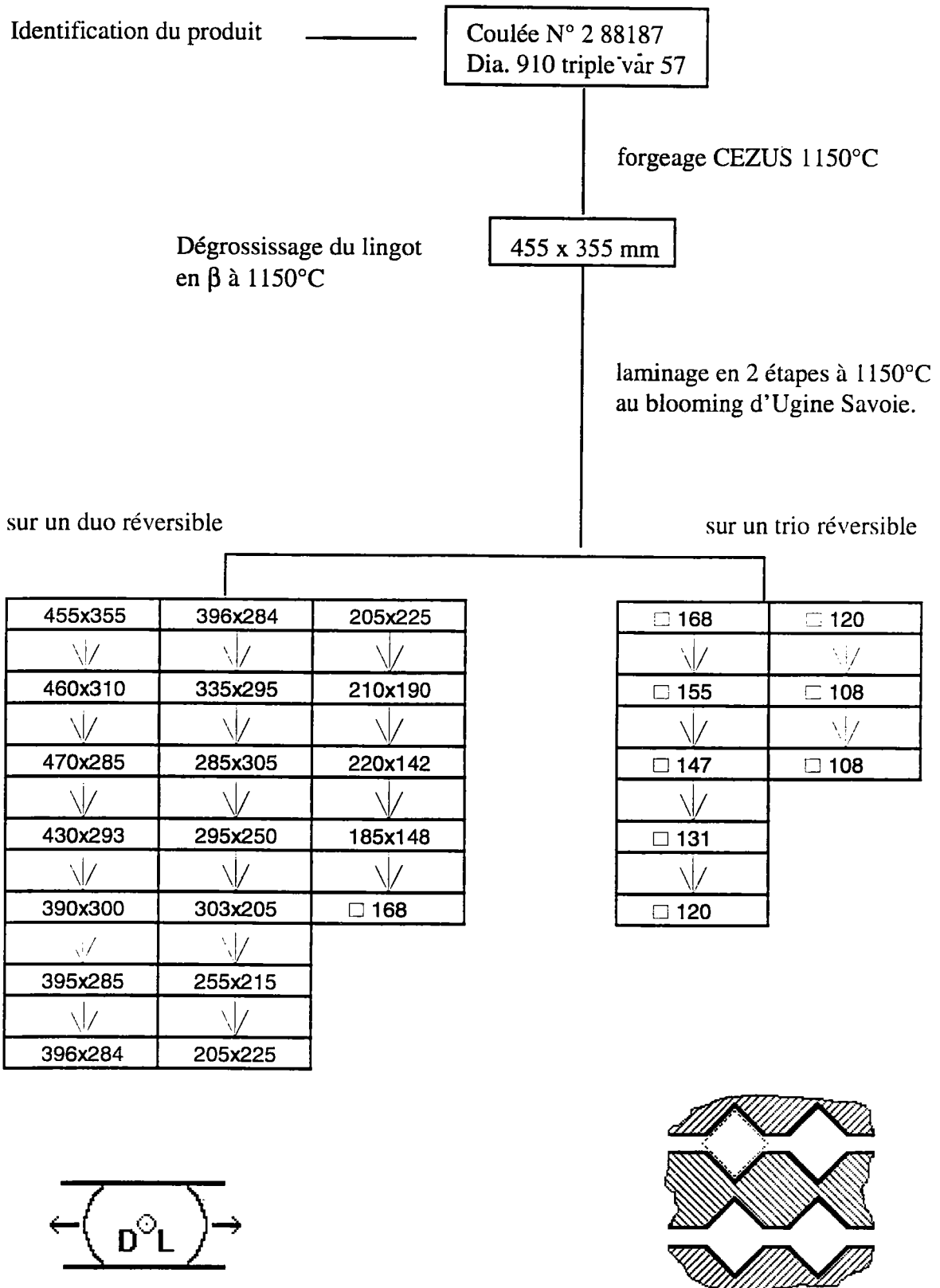
Les différents travaux de recherche entrepris à ce jour sur le TA6V, rappelés dans le premier chapitre, concernent principalement l'évolution des microstructures et des propriétés mécaniques en fonction de différents traitements thermiques et thermomécaniques. Ces études ont permis de mieux expliquer la morphologie des phases en présence à température ambiante ainsi que les différents comportements mécaniques du TA6V qui s'y rapportent. Toutefois, certaines propriétés polycristallines, caractérisées par une forte anisotropie cristalline intrinsèque, ne peuvent être réellement appréhendées que par la prise en compte des textures cristallographiques des phases en présence et de leurs évolutions, liées au processus de fabrication. Ainsi, les textures de la phase α observées à température ambiante varient fortement avec les conditions de laminage [1-4] (température, taux de déformation, conditions de refroidissement) et conditionnent en grande partie les propriétés mécaniques de l'alliage. Cependant, la formation de ces textures et leurs modifications par le biais de traitements à haute température demandent à être mieux comprises.

Nous nous sommes donc proposés, en collaboration avec la société CEZUS, d'étudier les modifications de microstructure et surtout de texture des tôles de TA6V laminées à chaud. Dans ce but, nous avons réalisé des traitements thermomécaniques à différentes températures dans le domaine monophasé β (1050°C) et dans le domaine biphasé α/β (900°C et 960°C). A température ambiante, des textures très différentes de la phase α , alors majoritaire, ont pu être observées. Ces modifications de texture dépendent du taux de déformation imposé à chaud et de la proportion des phases α/β en présence à la température de déformation.

A 1050°C, la déformation est accommodée par le matériau, entièrement en phase β . Par conséquent, la texture de cette phase évolue en fonction des systèmes de glissement mis en jeu pour un taux de déformation donné. Lors du refroidissement, la majorité de la phase β se transforme par le biais du changement de phase, avec respect de la relation d'orientation de Burgers, en phase α . A température ambiante, les modifications de texture de la phase α héritée sont donc directement liées à l'évolution de la texture de déformation à chaud de la phase β .

Après une déformation dans le domaine α/β , la texture α à température ambiante est la superposition de la texture de la phase α primaire et de la texture de la phase α secondaire héritée de la phase β déformée à chaud, par changement de phase. A haute température, la déformation est accommodée par les deux phases en tenant compte de leurs proportions relatives et de leurs propriétés mécaniques respectives. De ce fait, à température ambiante, la texture α est à la fois sensible aux modifications de texture de la phase α primaire et aux évolutions de la texture de la phase β haute température, au travers de la phase α secondaire héritée.

Nous présentons dans cette partie l'ensemble des résultats expérimentaux portant sur la microstructure et surtout sur la texture de la phase α pour les différents traitements thermomécaniques réalisés. Pour expliquer ultérieurement la formation de ces textures α héritées, il est important de déterminer les textures de déformation à chaud de la phase β à haute température. Cependant, avant d'exposer les différents résultats, nous commençons par décrire les traitements thermomécaniques réalisés ainsi que l'état initial des échantillons utilisés.



Tab. 3.1: Gamme de fabrication des barres dans lesquelles nous prélevons nos échantillons

III.2- Matériau et Techniques Expérimentales

III.21 Traitements Thermomécaniques

Pour réaliser cette étude, la société CEZUS nous a fourni un produit industriel obtenu par laminage croisé dans le domaine β . Son identification et sa gamme de fabrication sont précisées dans le tableau 3.1.

Les traitements thermomécaniques imposés ultérieurement ont été réalisés à l'aide d'un laminoir de laboratoire de la société CEZUS. Les échantillons forment des barres de section carrée dont les dimensions sont en mm: (70, 20). Ils sont préalablement portés à la température de déformation, puis laminés en plusieurs passes jusqu'à atteindre le taux de réduction souhaité. Après déformation, ils sont immédiatement refroidis pour conserver à température ambiante les traces de la déformation à chaud. Plusieurs temps de maintien avant déformation et plusieurs vitesses de refroidissement ont été expérimentés pour obtenir l'état métallurgique souhaité. Parallèlement aux traitements thermomécaniques, des traitements thermiques ont été réalisés dans le but de connaître l'état des échantillons avant déformation. Ils ont été effectués dans le dilatomètre du LETAM-GM2P, permettant de contrôler les vitesses de montée et de descente en température. Les échantillons sont alors usinés aux dimensions suivantes ($L=15$, $l=10$, $e=3$) mm. Les vitesses de chauffe et de refroidissement sont fixées respectivement à 250°C/s et 10°C/s .

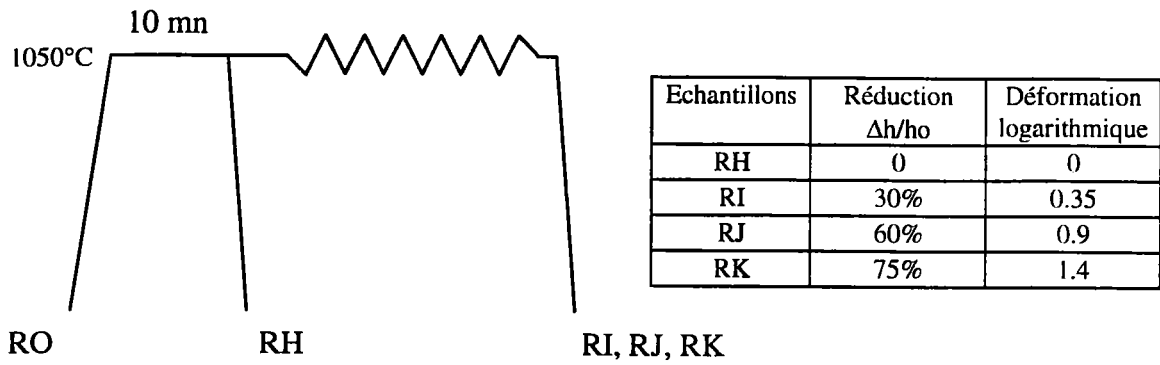
Dans le domaine monophasé β

Le traitement de déformation consiste à maintenir l'échantillon pendant 10 minutes à 1050°C pour homogénéiser la température et limiter le grossissement des grains β . Les échantillons (RI, RJ, RK) sont ensuite laminés à différents taux de réduction, suivi d'un refroidissement à la vermiculite. L'échantillon RH qui doit permettre de déterminer l'état microstructural et textural avant déformation, subit un traitement thermique de 5 mn à 1050°C dans un dilatomètre. Ce traitement est proche de celui réalisé en industrie sur les échantillons déformés (tab 3.2).

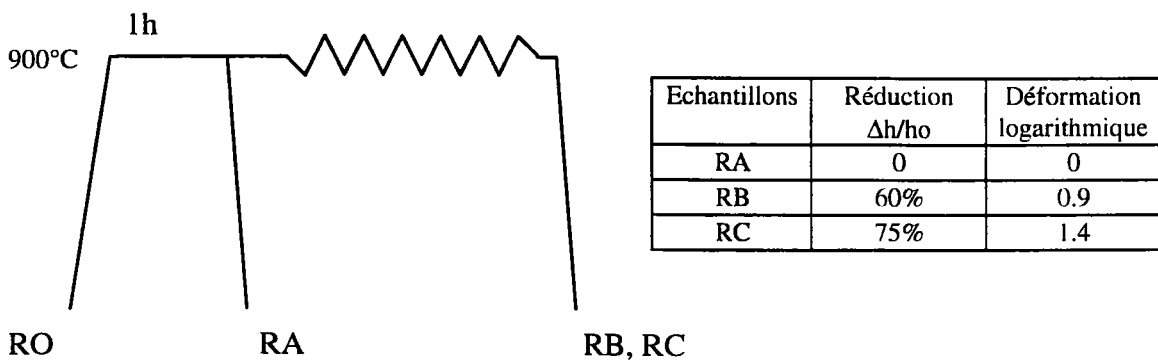
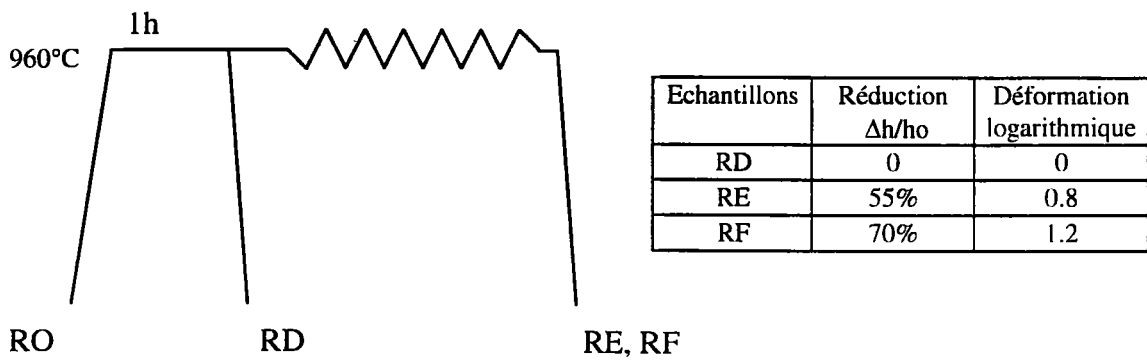
Dans le domaine biphasé α/β

Le choix de la température de laminage influence fortement les états métallurgiques observés à température ambiante. Les deux températures caractéristiques retenues pour cette étude sont 900°C et 960°C . Les proportions relatives des phases α et β très différentes à ces deux températures, sont à l'origine des différences d'évolution de texture. A 960°C , la phase β très ductile devrait être présente en proportion suffisante pour accommoder la majorité de la déformation. A 900°C , la phase α devient majoritaire. Pour accommoder l'ensemble de la déformation macroscopique, des mécanismes de déformation et d'adoucissement, propres aux 2 phases sont mis en jeu.

Pour atteindre l'état d'équilibre entre les phases α - β et pour obtenir une microstructure homogène, un temps de maintien avant déformation de 1 heure a été nécessaire. Les traitements thermiques et thermomécaniques réalisés dans le domaine α/β à 900 et 960°C sont présentés dans le tableau 3.3.



Tab 3.2: Traitements thermomécaniques dans le domaine β



Tab 3.3: Traitements thermomécaniques dans le domaine α/β

III.22 Techniques de caractérisation

Examen métallographique

Les microstructures des échantillons ont été étudiées dans les plans (DL, DT), (DL, DN) et (DT, DN) de la tôle. Les échantillons sont d'abord polis mécaniquement au papier abrasif (carbure de silicium, graduation de 80 à 2400). Le polissage se poursuit sur un drap feutré imbibé d'une solution OP-S de Struers contenant 20% de H₂O₂, jusqu'à obtention d'une surface "miroir". L'attaque chimique nécessaire pour révéler la microstructure est réalisée à l'aide d'un réactif de Kroll (4% de HF, 8% de HNO₃ et 88% de H₂O) pendant 30 secondes environ. Les échantillons sont ensuite observés au microscope optique (Axiophot-Zeiss).

Acquisition des figures de pôles

Pour les échantillons fortement déformés, la détermination des textures a été réalisée par diffraction des rayons X. Les figures de pôles ont été mesurées à l'aide d'un goniomètre de texture Siemens, muni d'une anticathode de cuivre ou de cobalt. Les densités de pôles ainsi obtenues, nous ont permis de calculer la fonction de texture (F.D.O.) à l'aide de la méthode harmonique (chap.2).

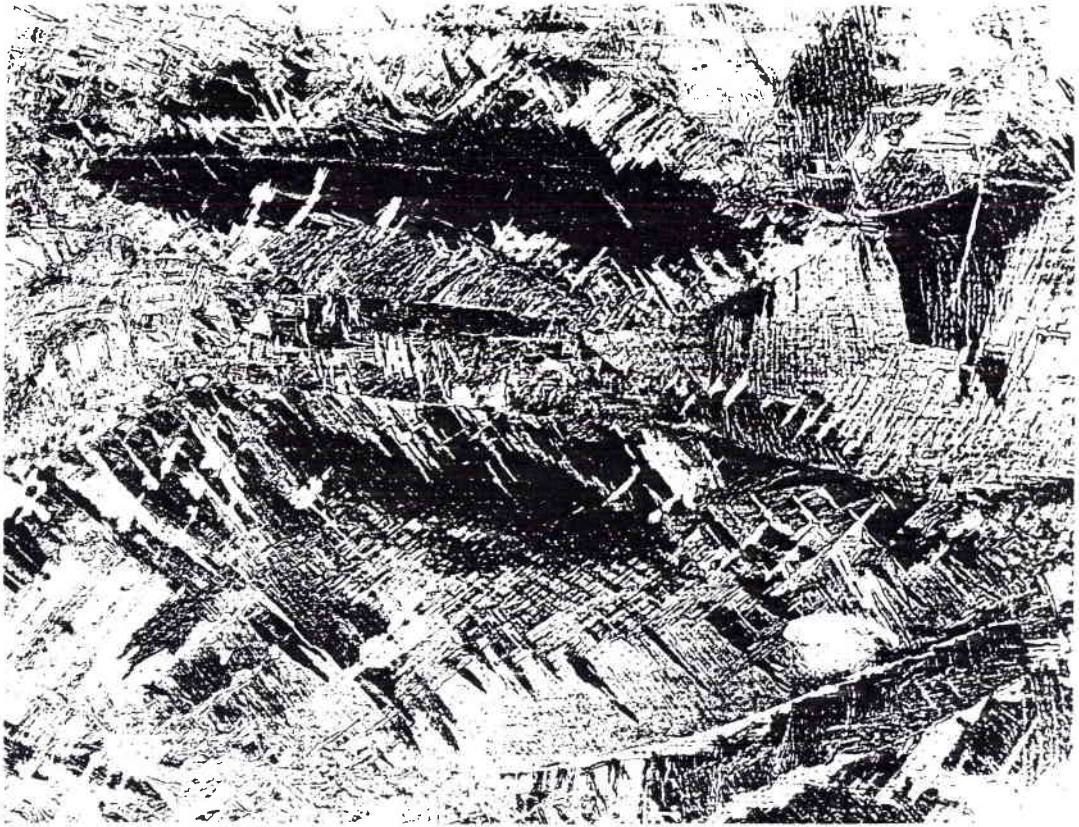
Pour déterminer la texture de la phase α , les figures de pôles (10.0); (00.2); (10.1); (10.2); (11.0) et (11.2) ont été mesurées en utilisant une anticathode de Cobalt (tab.3.4).

La détermination de la texture de la phase β est plus délicate en raison de la faible proportion de cette phase à température ambiante. De ce fait, l'intensité diffractée est faible par rapport au bruit de fond. Par ailleurs, avec les rayonnements produits par les anticathodes dont nous disposons, la raie de diffraction correspondant aux plans $\{110\}_\beta$ était pratiquement confondue avec les raies $\{00.2\}_\alpha$ et $\{10.1\}_\alpha$, d'où l'impossibilité de mesurer la figure de pôles correspondante (tab.3.4). Après un réglage fin du discriminateur pour mieux contrôler la mesure du bruit de fond et en utilisant une anticathode de cuivre, l'acquisition des deux figures de pôles $(200)_\beta$ et $(220)_\beta$ a été possible. Les densités de pôles correspondantes nous autorisent alors à calculer la fonction de texture de la phase β .

Nous avons considéré que la texture de la phase β à température ambiante est une bonne approximation de la texture à haute température. Cette hypothèse se justifie d'après les travaux de Gastaldi et Jourdan [5], qui ont constaté que la transformation de phase ne perturbe pas de manière sensible l'état de déformation de la matrice β . De même, Humbert et al [6] ont observé que la texture de la phase β retenue à température ambiante était proche de celle recalculée à haute température.

Phase	Plan hkl	Anticathode de Cobalt	Anticathode de cuivre
		Angles de diffraction en degrés: 2 θ	
α	(10.0)	41,52	35,45
	(00.2)	45,19	38,60
	(10.1)	47,55	40,54
	(10.2)	63,03	53,41
	(11.0)	75,75	63,65
	(11.2)	92,81	76,98
β	(200)	68,35	57,20
	(220)	105,19	85,22
	(110)	46,80	39,57

Tab. 3.4: Fichier de diffraction des phases α et β du TA6V



200 μ m

Fig. 3.1 a : Microstructure de type ' β transformé' de l'échantillon Ro

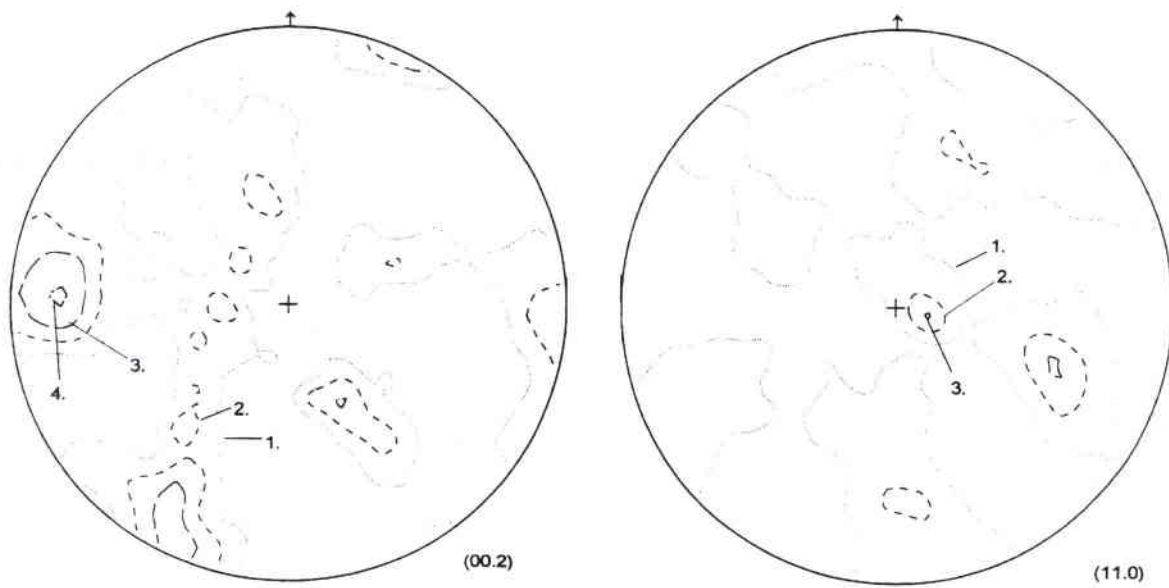


Fig. 3.1 b : Figures de pôles $(00.2)_\alpha$ et $(11.0)_\alpha$ mesurées à partir de l'échantillon Ro

Mesure d'orientations individuelles

L'obtention de la F.D.O. à partir des mesures d'orientations individuelles est particulièrement aisée pour les échantillons traités thermiquement et faiblement déformés. Dans ce cas, les échantillons possèdent une microstructure 'β transformé', dans laquelle tous les platelets formant une large colonie de phase α possèdent la même orientation. Du fait de cette microstructure, la mesure de figures de pôles par rayons X ne semble pas appropriée pour déterminer la texture. En effet, le volume irradié par le faisceau de rayons X ne correspond qu'à un nombre limité de familles de platelets α. Par conséquent, l'intensité diffractée n'est pas représentative de l'ensemble de l'échantillon. Pour ces raisons, nous avons déterminé la texture par mesure des orientations individuelles d'un nombre significatif de platelets issus de colonies différentes. La F. D. O. correspondante a ensuite été calculée d'après la méthode développée au deuxième chapitre, en tenant compte de la symétrie orthorhombique des échantillons.

Les orientations individuelles ont été obtenues par E.B.S.D. dans un microscope électronique à balayage (JEOL 820 SEM). Le dépouillement des diagrammes de Kikuchi est réalisé à l'aide du logiciel 'CHANNEL'. Après localisation manuelle de 3 bandes, le programme construit l'indexation cristallographique du diagramme et fournit l'orientation du grain sélectionné.

Comme nous l'avons déjà exposé dans le chapitre 2, la connaissance des orientations individuelles de platelets α hérités d'un grain parent β permet de déterminer l'orientation de celui-ci si des relations d'orientations strictes existent entre les deux phases. La mise en oeuvre pratique de cette méthode nécessite de distinguer la trace des anciens grains β haute température et de connaître la relation d'orientation qui lie les deux phases (cf. chapitre 2). En répétant cette détermination pour un nombre suffisant d'ex-grains β, on peut restituer la texture de la phase β haute température.

III.23 Analyse de l'état initial: échantillon R₀

Les échantillons R₀ ont été prélevés à cœur sur des barres industrielles obtenues par laminage croisé dans le domaine β (tab. 3.1). Ils présentent une microstructure de type 'β transformé'. La trace des anciens grains β reste visible grâce aux liserets de phase α qui précipitent aux joints de grains β lors du refroidissement. La microstructure observée à température ambiante rend bien compte de l'état déformé de la phase β à haute température. En effet, il est possible d'observer la forme allongée des ex-grains β (fig.3.1.a). Concernant la détermination de la texture de la phase α, nous avons noté précédemment que la microstructure 'β transformé' n'était pas favorable à l'acquisition de figures de pôles par diffraction de rayons X en raison de la taille des grains vis à vis de la taille du faisceau incident. Pour obtenir des densités de pôles statistiquement fiables, nous avons alors cumulé un minimum de 5 figures de pôles, mesurées en différentes localisations sur l'échantillon. Cela permet de balayer une surface d'échantillon plus importante et d'obtenir une qualité d'analyse suffisante.

Les résultats sont présentés sur la figure 3.1.b à l'aide des figures de pôles recalculées (00.2)_α et (11.0)_α. La texture des échantillons R₀ n'est pas très marquée. L'indice de texture se limite à deux. Il faut également noter que cette texture n'est pas tout à fait symétrique. Cela peut-être attribué à un mauvais prélèvement des échantillons ou à un problème d'hétérogénéité de texture dans le produit initial.



└─ 250 μm



Fig. 3.2: Microstructure de l'échantillon RI déformé de 30% à 1050°C

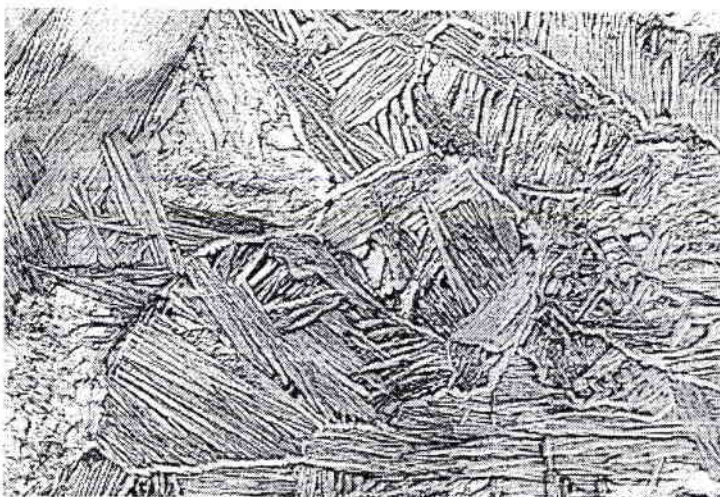


Fig. 3.3: Grains équiaxes observés dans l'échantillon RI

└─ 25 μm

III.3- Analyse de la phase α après laminage à chaud

III.31 Etude des effets du laminage dans le domaine β

Analyse microstructurale à température ambiante

Traitements thermiques à 1050°C

Le traitement thermique de 10 minutes à 1050°C conduit classiquement à température ambiante à une microstructure de type ' β transformé'. Les traces des ex-grains β sont visibles grâce à la précipitation intergranulaire α_{GB} . La forme équiaxe des ex-grains β montre qu'un temps de maintien de 10 minutes à 1050°C a été suffisant pour une recristallisation complète de la phase β .

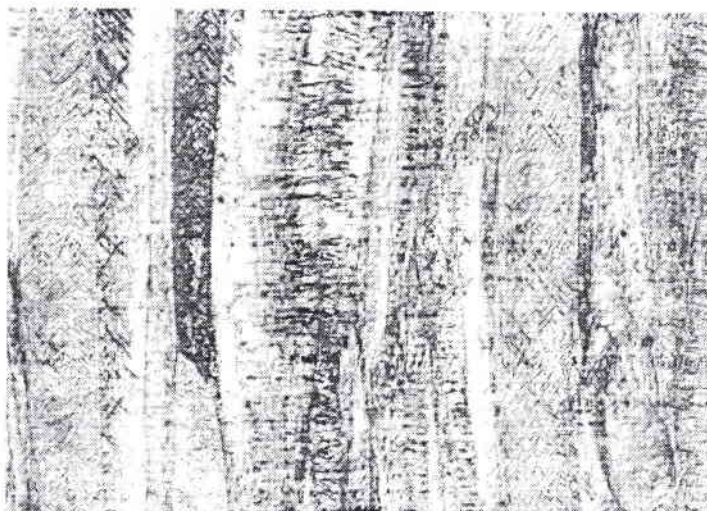
De même, la taille des platelets α ($\approx 3 \mu\text{m}$) après un refroidissement à la vermiculite est compatible avec des mesures d'orientations individuelles par E.B.S.D..

Influence de la déformation

Les microstructures au centre des échantillons déformés reflètent la déformation à chaud. En effet, elles révèlent la forme allongée dans la direction de laminage des ex-grains β . Après une déformation de 30% (fig.3.2), la trace des ex-grains β est à peine visible en raison de la morphologie de la précipitation intergranulaire α_{GB} . Celle-ci n'est plus caractérisée par de longs platelets α rectilignes, mais montre des formes irrégulières. Elle reflète ainsi l'aspect dentelé des ex-joints de grains β à haute température. A l'intérieur des ex-grains β , la morphologie des platelets α est proche de la structure ' β transformé' avec la présence de platelets formant de larges colonies. Cette structure est semblable à celle observée suite à un traitement thermique. Ainsi, la déformation de 30% modifie principalement la morphologie de la précipitation α_{GB} et n'affecte pas la morphologie des platelets intragranulaires. On peut en déduire que la déformation, pour un taux de réduction de 30%, ne se répartit pas de façon homogène dans les grains β à haute température. Elle est en particulier localisée au niveau des joints de grains.

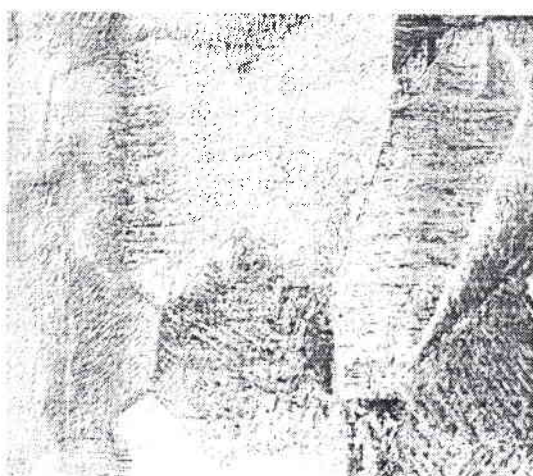
Une analyse plus approfondie de l'échantillon RI montre la présence de quelques ex-grains β équiaxes (fig. 3.3). Des auteurs [7,8,9] ont fait des observations similaires sur le TA6V ou le β cez déformé à chaud. Ils expliquent l'obtention de tels grains par un processus continu de la restauration dynamique. La désorientation progressive de sous-cellules restaurées conduit à la formation de nouveaux grains équiaxes.

En augmentant le taux de déformation dans le domaine β jusqu'à 75% (fig.3.4), les microstructures à température ambiante sont caractérisées par des ex-grains β déformés, fortement allongés dans la direction de laminage et dont les joints sont très dentelés. Aucun des ex-grains β ne présente une morphologie équiaxe. La précipitation intergranulaire α_{GB} est à peine visible par microscopie optique. Par ailleurs, les platelets α sont plus fins (leur taille est inférieure au μm) et ils ne se regroupent plus en larges colonies.



└── 250 μ m

Fig.3.4: Microstructure de l'échantillon RK déformé de 75% à 1050°C



└── 250 μ m

Fig.3.5: Microstructure à la surface de l'échantillon RI déformé de 30% à 1050°C

Une répartition plus homogène de la déformation au sein des grains β peut avoir pour effet d'augmenter le nombre de sites de précipitation pour la phase α et expliquer la disparition des larges colonies α . La vitesse de refroidissement imposée aux différents échantillons par le bain de vermiculite varie en fonction de l'épaisseur des échantillons. Ainsi, l'échantillon RK réduit de 75% en épaisseur est refroidi plus rapidement que l'échantillon RI réduit de 30%. De ce fait, la taille des platelets α dans l'échantillon RK est plus faible que celle observée dans l'échantillon RI.

Les microstructures observées à la surface des échantillons présentent de larges ex-grains β équiaxes (fig. 3.5). Cette hétérogénéité de microstructure dans la tranche des échantillons s'explique de la manière suivante:

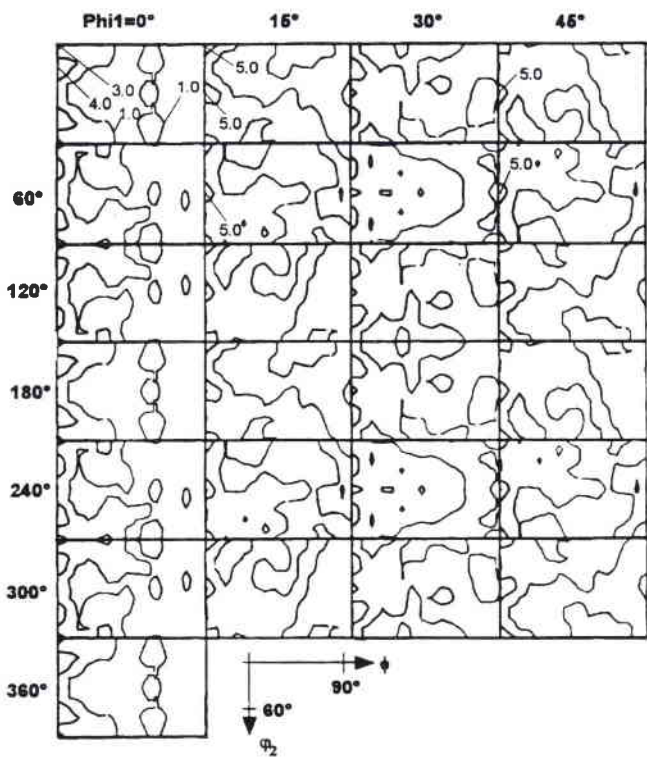
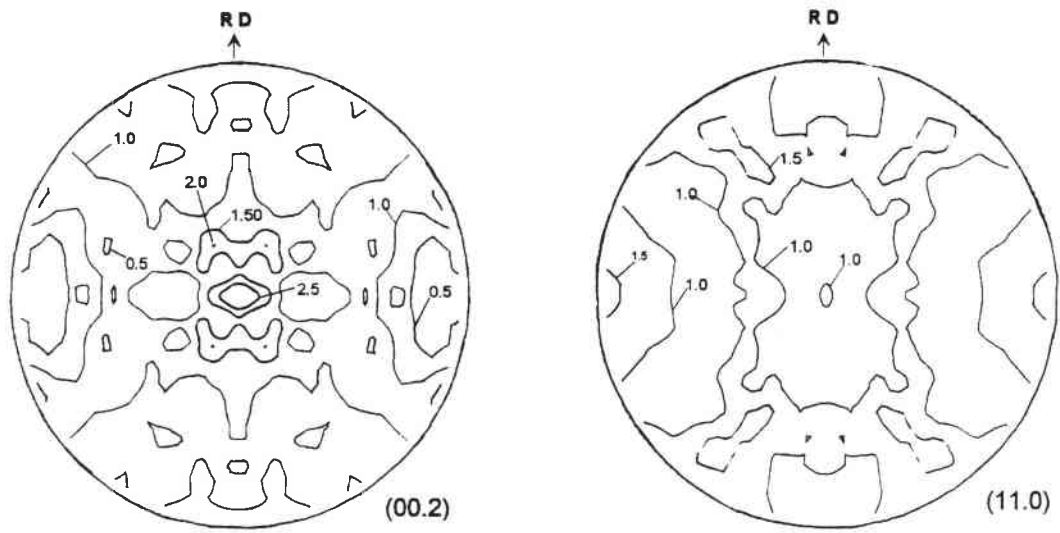
Entre la surface de contact de la tôle avec les rouleaux du laminoir, la température décroît très vite en dessous du transus β . Ainsi, à la surface de la tôle, la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ se produit le plus souvent avant la déformation par laminage. Elle provoque la précipitation des platelets intergranulaires α_{GB} aux joints des grains β équiaxes et non déformés. De plus, du fait des conditions de laminage (sans utilisation de lubrifiants), la déformation se concentre essentiellement dans le centre de la tôle et n'affecte pratiquement pas le matériau en surface. Par conséquent, à la surface de l'échantillon, la trace des ex-grains β traduit à température ambiante la forme équiaxe des grains β à chaud.

Il est donc important pour l'étude qui suit de faire les mesures de texture au centre des échantillons.

Les observations microstructurales effectuées dans cette étude sont en accord avec les investigations antérieures réalisées sur ce type d'alliages [7-10]. Comme déjà signalé dans le chapitre 1, la déformation de la phase β est initialement localisée aux joints de grains avant de s'étendre à l'ensemble du grain (voir chap. 1).

Par ailleurs, la morphologie des platelets α issus de la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ est très sensible à l'état de déformation avant refroidissement. Par conséquent, l'observation de la microstructure de la phase α à basse température permet d'obtenir des informations sur les mécanismes de déformation et d'adoucissement à chaud.

Ainsi, la précipitation α peut révéler par endroit la présence de sous-structures dans les grains β déformés et suggérer que le principal mécanisme d'adoucissement de la phase β est la restauration dynamique. Localement et de manière isolée, on reconnaît la trace de quelques ex-grains β équiaxes. Ces derniers peuvent être le résultat de la désorientation progressive des cellules de restauration d'un grain β .



Sections à Phi1 constant de la FDO

Fig. 3.6: Texture de la phase α de l'échantillon RH

Evolution de la texture de la phase α à température ambiante

La texture de l'échantillon traité thermiquement à 1050°C (échantillon RH) a été obtenue à partir de 1000 orientations individuelles déterminées par E.B.S.D.. La texture n'est pas très marquée comme le montre la faible différence entre les minima et les maxima des figures de pôles et de la F.D.O. (fig. 3.6). Les cristallites α ont en majorité l'axe c perpendiculaire au plan de la tôle. Toutefois, ces résultats n'ont qu'un caractère qualitatif puisque le nombre de mesures réalisées peut être considéré comme faible dans le cas de cette texture peu marquée.

Après une déformation de 30% (échantillon RI), la mesure des orientations des platelets α par E.B.S.D. est plus difficile à réaliser en raison de la microstructure obtenue, plus complexe. Toutefois, la texture de la phase α a pu être reconstituée à l'aide de 1000 orientations individuelles (fig.3.7 (1) et 3.8 (1)). Cette texture est très différente de celle obtenue après un traitement thermique. On peut la caractériser à l'aide de deux fibres partielles:

Une première fibre correspond à l'ensemble des cristallites ayant l'axe c et un plan $\{11.0\}$ dans le plan (DL, DT) de la tôle. Dans cette fibre $\langle 11.0 \rangle // DN$, un léger renforcement autour des angles $(0^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$ montre que la majorité des cristallites a l'axe c parallèle à la direction transverse.

Une seconde fibre correspond à l'ensemble des cristallites α dont l'axe c est incliné d'environ 35° par rapport à la direction normale du plan de la tôle. Elle est caractérisée par des angles d'Euler $(\varphi_1, 35^\circ, \varphi_2)$.

La texture de la phase α de l'échantillon RJ déformé de 60% est présentée figures 3.7 (2) et 3.8 (2). Cette texture a été déterminée par E.B.S.D. à l'aide de 500 orientations individuelles de platelets α . L'axe c de la majorité des cristallites α est tourné d'environ 30° par rapport à la direction transverse dans le plan (DL, DT) et certains plans $\{11.0\}$ sont parallèles au plan de la tôle. Par ailleurs, l'intensité de la texture de la phase α a augmenté par rapport au cas précédent, correspondant à un taux de réduction plus faible (échantillon RI). En effet, le maximum de la F.D.O. est repéré par la ligne d'isointensité correspondant au niveau 8 dans le cas de l'échantillon RI et au niveau 12 dans le cas de l'échantillon RJ. On constate ainsi que l'augmentation de la déformation à 1050°C, a pour effet d'augmenter à température ambiante, l'intensité de la texture de la phase α en amenant progressivement les axes c des cristallites α dans la direction transverse.

Cette évolution de texture en fonction du taux de déformation est confirmée par l'examen de l'échantillon RK déformé de 75%. La texture de la phase α , mesurée par diffraction de rayons X dans ce cas, est majoritairement caractérisée par l'orientation $(0^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$. Par ailleurs, l'intensité de la texture a encore augmenté puisque le maximum de la F.D.O. s'élève à 22.

On peut alors conclure que le laminage à chaud dans le domaine β permet de modifier de manière sensible les textures α héritées. L'augmentation de la déformation a pour conséquence de favoriser l'orientation $(0^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$ des platelets α . Ces derniers ont ainsi les axes c parallèles à la direction transverse et les plans $\{11.0\}$ confondus avec le plan (DL,DT).

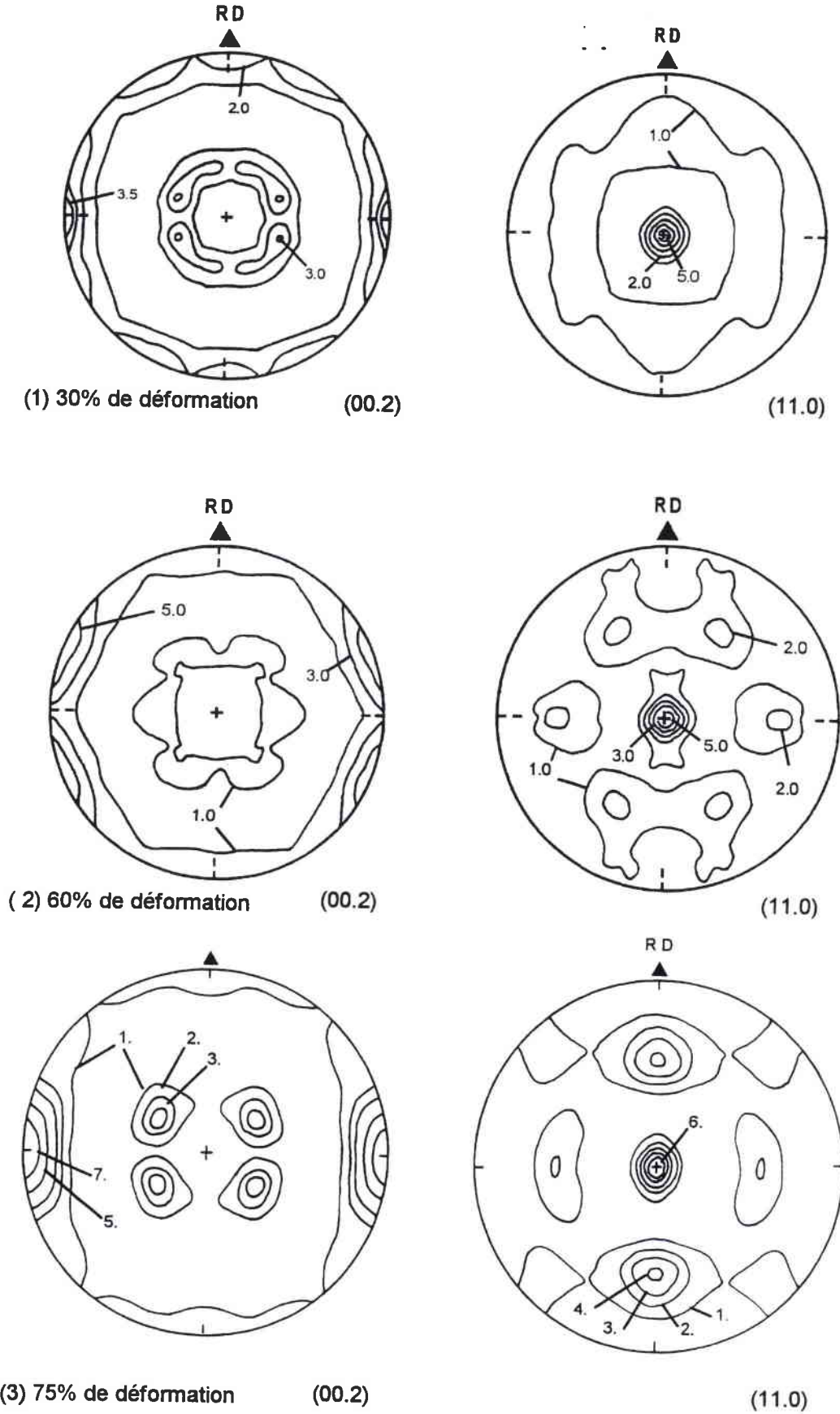


Fig. 3.7: Figures de pôles (00.2) et (11.0) de la phase α pour les échantillons RI (1), RJ (2), RK (3)

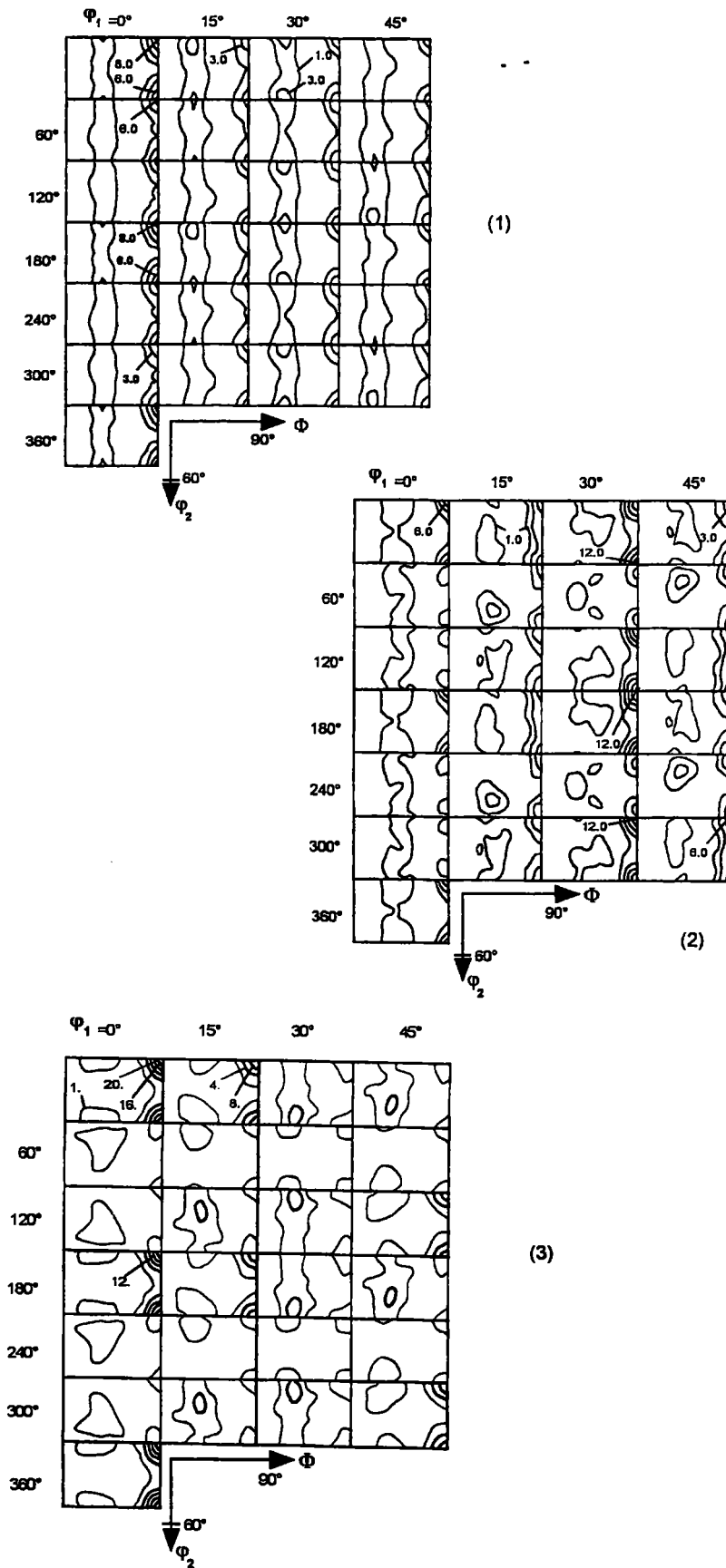
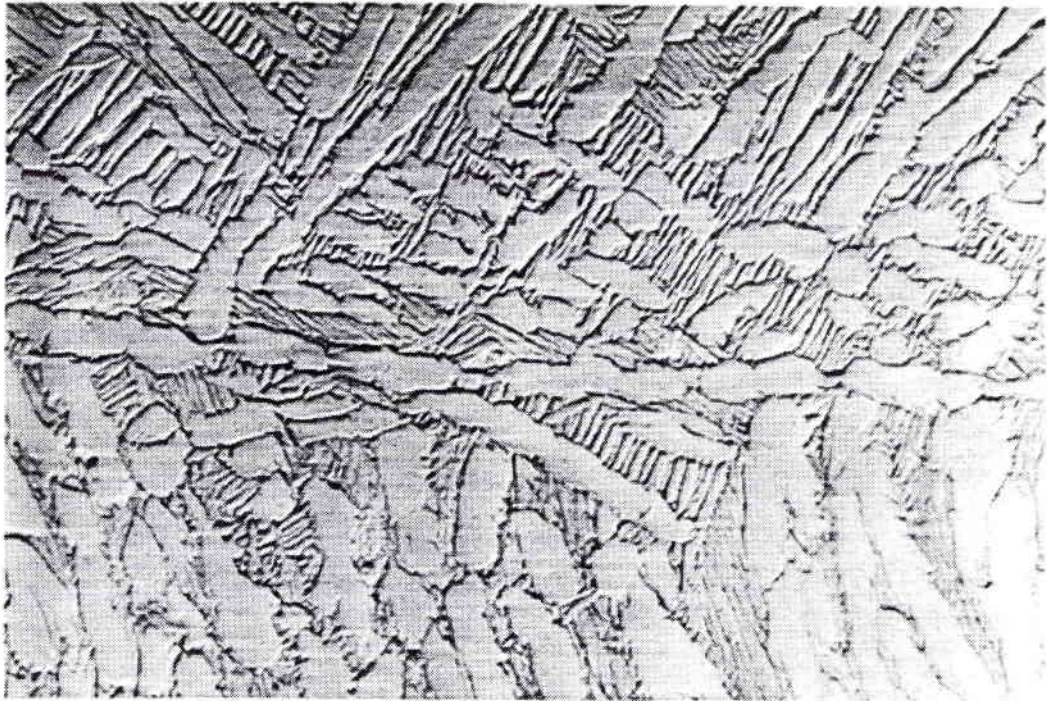
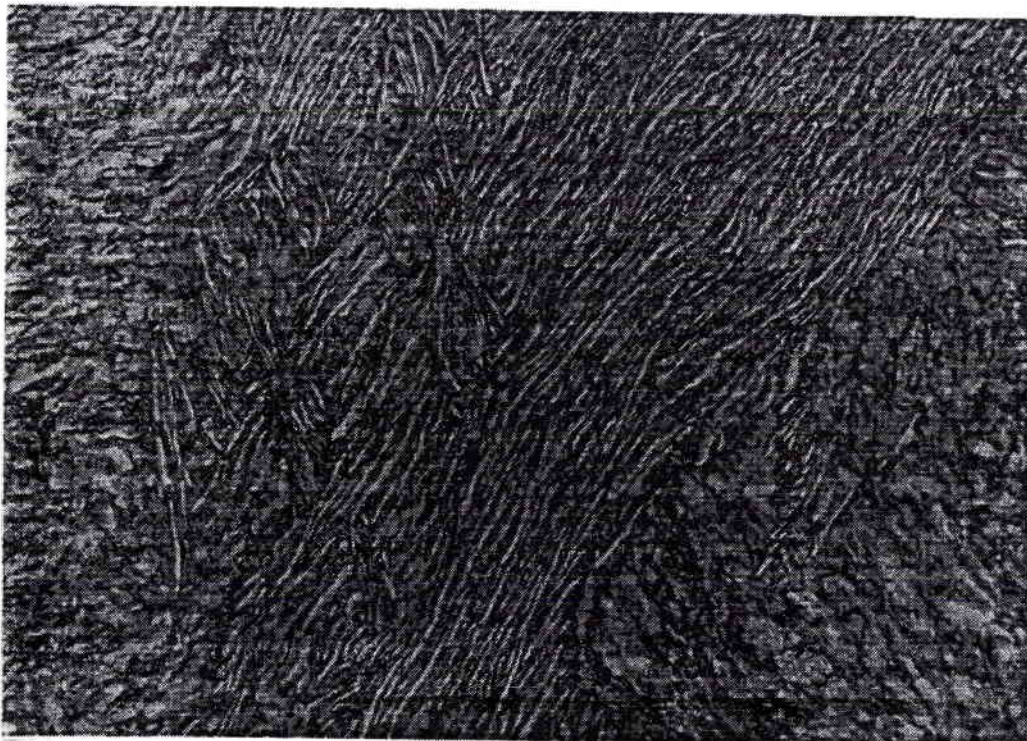


Fig. 3.8: Sections à ϕ_1 constant des F.D.O. de la phase α pour les échantillons RI (1), RJ (2), RK (3)



└── 10 μm

Fig. 3.9: Microstructure de l'échantillon RD traité thermiquement à 960°C



└── 40 μm

Fig. 3.10: Microstructure de l'échantillon RE déformé 55% à 960°C

III.32 Etude des effets du laminage dans le domaine α/β

Dans le domaine α/β , le pourcentage des différentes phases en présence varie en fonction de la température à laquelle est porté l'alliage. Castro et Séraphin [10] ont proposé une relation donnant le pourcentage en volume de phase α à une température θ donnée (1):

$$\% \alpha(\text{vol}) = 92.5 \left[1 - e^{-0.0085(\tau - \theta)} \right] \quad (1)$$

τ : température du transus β

A température ambiante, la phase α est majoritaire dans le matériau. Toutefois, il est possible de reconnaître les deux composantes $\alpha-\beta$ présentes à haute température à l'aide des différences de morphologie des phases α primaire et secondaire observées à température ambiante:

La phase α primaire est initialement constituée des platelets α de l'état Ro. Ces derniers sont issus de la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ après laminage croisée dans le domaine β (tab.3.1). Différents auteurs [11,12] ont montré qu'un temps de maintien suffisant à une température élevée, permettait à ces platelets de relâcher leurs contraintes par un mécanisme de recristallisation ou de sphéroïdisation pour tendre vers une morphologie équiaxe.

La phase α secondaire est héritée de la phase β , présente à la température de traitement, par la transformation $\beta \rightarrow \alpha$. Elle présente donc une morphologie lamellaire. En raison de la proportion généralement faible (surtout à 900°C) des grains β , qui sont par ailleurs répartis entre les grains α primaires dans le domaine α/β , les platelets α secondaires sont très fins et peuvent aisément être identifiés sur les microstructures.

Etude des effets du laminage à 960°C

L'étude microstructurale de l'échantillon RD, traité thermiquement à 960°C, confirme les remarques faites en introduction à ce paragraphe (fig. 3.9). Le temps de maintien de 1h à 960°C a initié le processus de sphéroïdisation de la phase α primaire. Ce mécanisme passe par la formation de sous-joints au sein des platelets α et par la pénétration de la phase β pour aboutir à la sphéroïdisation (voir chapitre 1). Cependant, la quantité d'énergie stockée dans le matériau lors de la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ qui a donné naissance à ces platelets, n'est pas suffisante pour que ce processus s'étende à toute la phase α primaire. En effet, la structure lamellaire est toujours présente comme le montre la figure 3.9. La phase α secondaire se présente sous forme de fines lamelles. La relation (1) donne un pourcentage de phase α à 960°C de 20%, ce qui semble faible d'après l'observation de la micrographie figure 3.9.

La déformation à 960°C modifie la microstructure observée à température ambiante (fig. 3.10). Tout d'abord, la structure lamellaire de la phase α secondaire a disparu pour laisser place à une structure globulaire. Cette structure globulaire est obtenue par transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ à partir d'un état métallurgique à haute température rendu complexe par déformation. La déformation imposée à 960°C provoque également des modifications de morphologie pour la phase α primaire. En effet, au fur et à mesure de la déformation, les platelets α s'orientent dans le sens de la déformation, se courbent et se fragmentent. Par conséquent, la structure initialement lamellaire de la phase α primaire disparaît progressivement pour laisser place à une structure équiaxe.

Dans la partie bibliographique, nous avons rappelé qu'une structure α initialement équiaxe participait peu à la déformation alors que la structure initialement lamellaire se fragmentait. Nos observations sont donc en parfait accord avec les études antérieures sur ce type d'alliage.

L'étude de l'évolution de texture vient compléter cette analyse microstructurale. La texture de la phase α a été déterminée par diffraction de rayons X. Il est important de rappeler que la phase α à température ambiante, correspond à la fois à la phase α primaire déformée à 960°C et à la phase α secondaire héritée par transformation de phase de la phase β déformée à 960°C . La texture, déterminée par diffraction de rayons X, correspond alors à la superposition de la texture des phases α primaire et secondaire.

La texture de la phase α , mesurée après un traitement thermique à 960°C est pratiquement isotrope. Les résultats concernant respectivement une déformation de 55% et 70%, sont présentés figures 3.11 et 3.12. Dans les deux cas, la majorité des cristallites α ont à température ambiante les axes c parallèles à la direction transverse et des plans $\{11.0\}_\alpha$ confondus avec le plan de la tôle. Cette composante est caractérisée par les angles d'Euler $(0^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$.

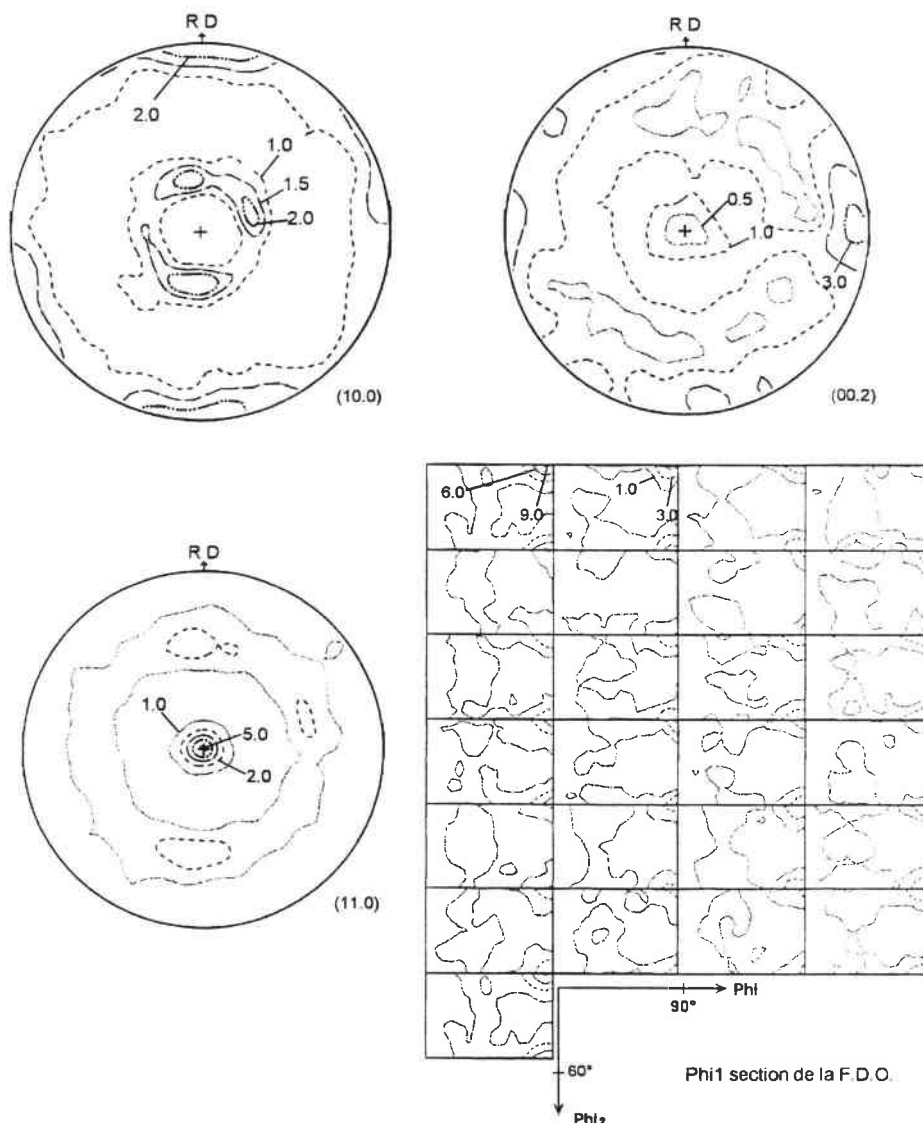


Fig. 3.11: Texture de l'échantillon RE déformé de 55% à 960°C

L'étude du laminage à 1050°C nous avait permis de mettre en évidence que cette composante était caractéristique d'une texture α héritée de la phase β déformée à chaud. On peut donc supposer que la composante principale ($0^\circ, 90^\circ, 0^\circ$) de la texture de la phase α , observée après la déformation de 55% à 960°, correspond aux orientations des cristallites α secondaires. Ainsi, pour un taux de déformation de 55% à 960°C, la texture de la phase α à température ambiante se marque principalement du fait d'une évolution de la texture de la phase α secondaire. La proportion de phase β semble donc suffisante à haute température, pour accommoder une grande partie de la déformation. De même, la transformation de texture induite par le changement de phase $\beta \rightarrow \alpha$ lors du refroidissement, engendre sensiblement les mêmes règles de sélection que celles observées après une déformation dans le domaine monophasé β , en favorisant l'orientation ($0^\circ, 90^\circ, 0^\circ$).

Cependant, une observation plus fine montre que l'augmentation de la déformation à 960°C jusqu'à 75% fait apparaître une seconde composante dans la texture de la phase α . Elle correspond aux cristallites dont les axes c sont distribués autour de la direction normale. L'apparition de cette composante peut être attribuée à l'augmentation progressive de la contribution de la phase α , présente à 960°C à l'accommodation de la déformation plastique. Elle correspond par conséquent à une composante de la texture de la phase α primaire. Comme mentionné précédemment, les mécanismes mis en jeu par la phase α primaire pour accommoder la déformation se traduisent d'un point de vue microstructural par la fragmentation de la phase α lamellaire.

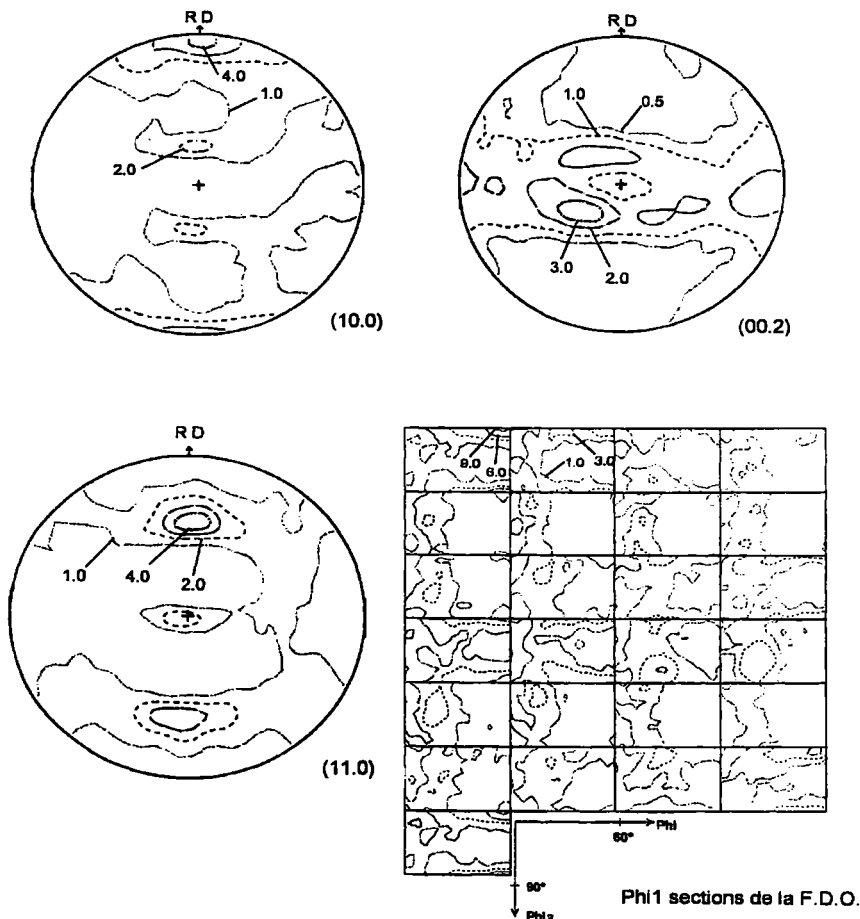
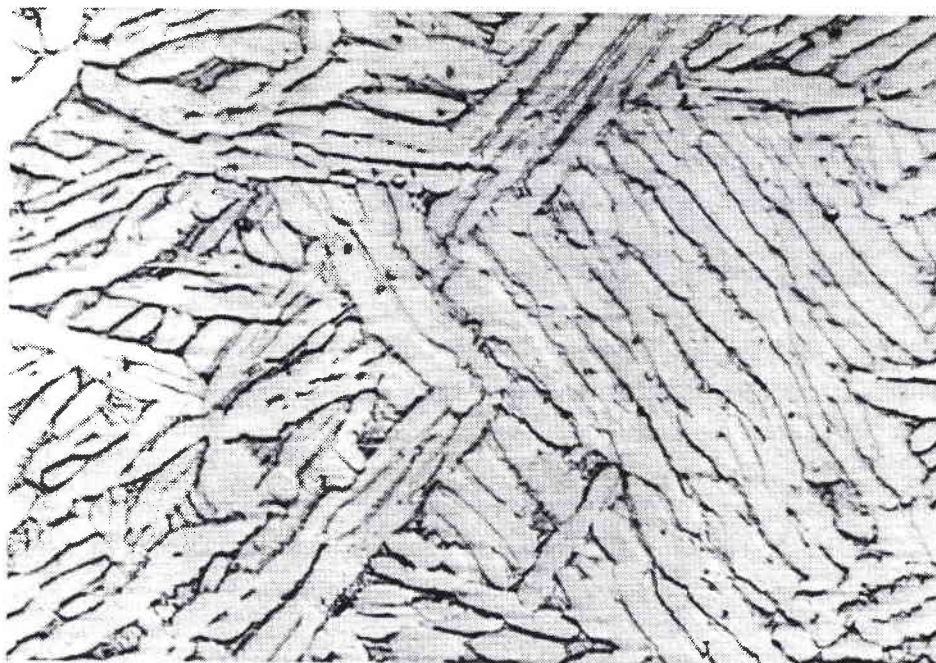
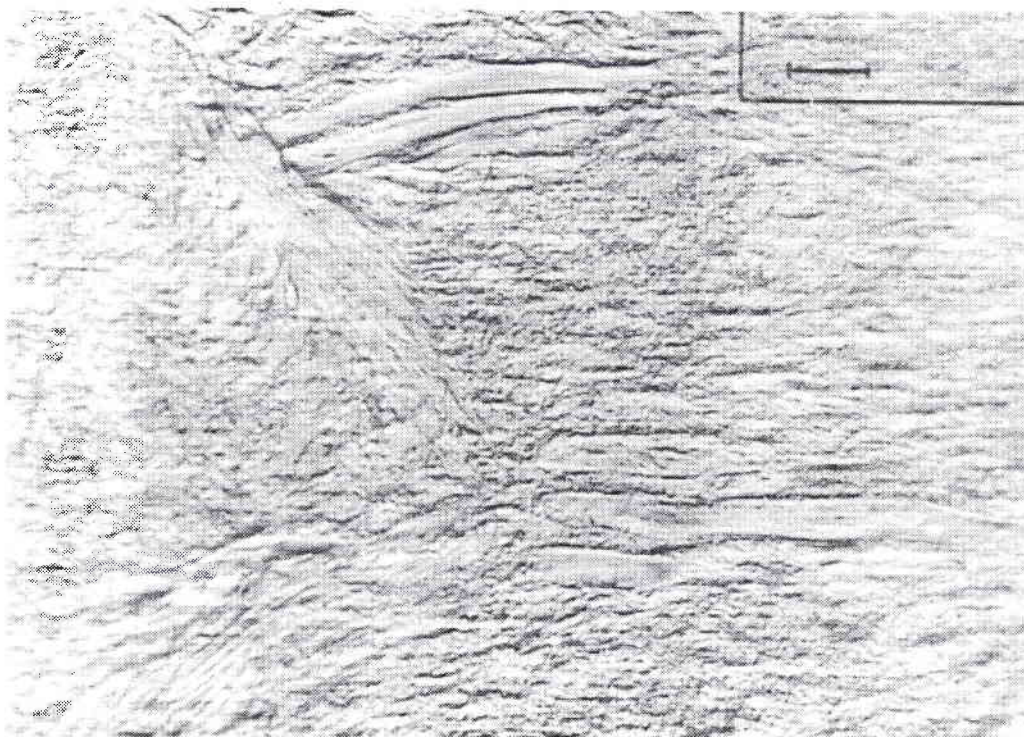


Fig. 3.12: Texture de l'échantillon RF déformé 70% à 960°C



└── 10 μm

Fig. 3.13: Microstructure de l'échantillon RA traité thermiquement à 900°C



└── 10 μm

Fig. 3.14: Microstructure de l'échantillon RC déformé de 75% à 900°C

Etude des effets du laminage à 900°C

Le traitement thermique de 1h à 900°C ne modifie pas, semble-t-il, la microstructure. En effet, la structure de type 'β transformé' héritée des passes de laminage croisé en β est conservée. La température n'est pas suffisamment élevée pour initier la sphéroïdisation des platelets α primaires. La phase α secondaire est présente en faible quantité. Sa structure lamellaire est à peine visible par microscopie optique (fig. 3.13). Cela prouve que la phase β est présente en faible quantité à 900°C.

L'évolution de la microstructure par déformation plastique est similaire à celle constatée après déformation à 960°C. En effet, nous observons le même phénomène de fragmentation de la phase α primaire (fig. 3.14). La différence majeure entre les effets d'un traitement à 900°C et à 960°C réside dans le fait que la phase α contribue de manière plus importante à accommoder la déformation plastique à 900°C où cette phase est majoritaire et pour des taux de déformation plus faibles qu'à 960°C.

L'examen des textures α, présentées figures 3.15 et 3.16, permet de vérifier cet effet. La participation majoritaire de la phase α à la déformation plastique se traduit par l'apparition d'une composante principale de type fibre, caractérisant l'orientation des cristallites dont les axes c sont distribués autour de la direction normale. L'orientation (0°,90°,0°) disparaît progressivement. A noter également que, le pôle <10.0> parallèle à la direction de laminage est renforcé et que la majorité des pôles <11.0> sont à 70° de part et d'autre de la direction normale dans le plan (DL, DN).

Ces résultats sont en accord avec les résultats obtenus par Peters [13]. En effet, ce dernier observe que le laminage à 900°C favorise la composante basale de la texture (les axes c sont dans des directions proches de DN).

Il est également intéressant de comparer cette évolution de texture due à la déformation progressive de la phase α, à l'évolution de texture de cette même phase mais déformée à froid par laminage. Des études [14] ont montré que la déformation à froid de la phase α déplace les axes c, initialement dans la direction transverse vers la direction normale de la tôle. Cette évolution de texture à froid a pu être simulée en introduisant les glissements cristallographiques de type basal, prismatique et pyramidal des matériaux à symétrie hexagonale. Même si les mécanismes de déformation mis en jeu peuvent être différents en fonction de la température de sollicitation, nous constatons les mêmes tendances dans l'évolution de la texture de la phase α, qu'elle soit déformée à froid ou à chaud.

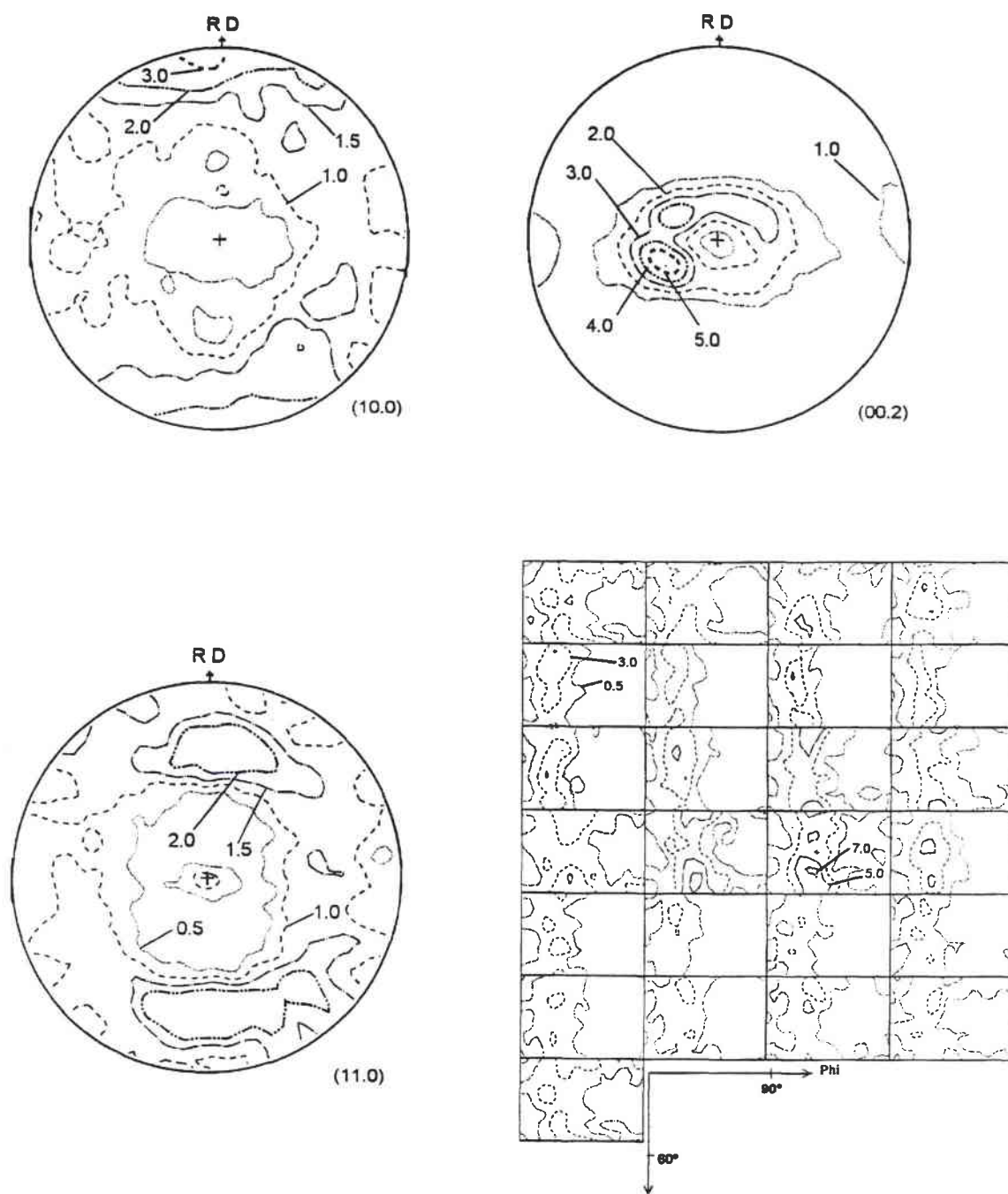


Fig. 3.15: Texture de l'échantillon RB à déformé de 60% à 900°C

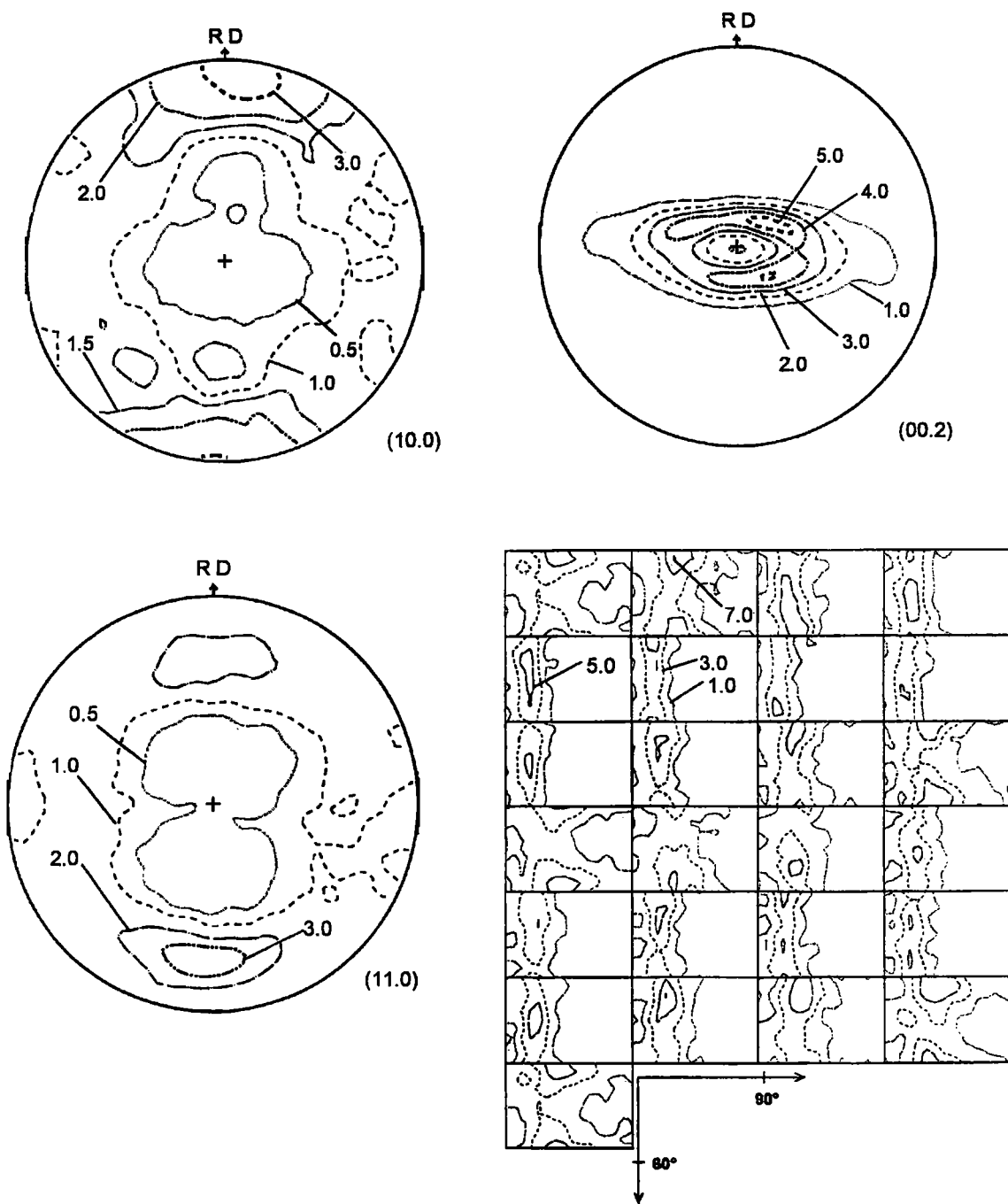


Fig. 3.16: Texture de l'échantillon RC déformé de 75% à 900°C

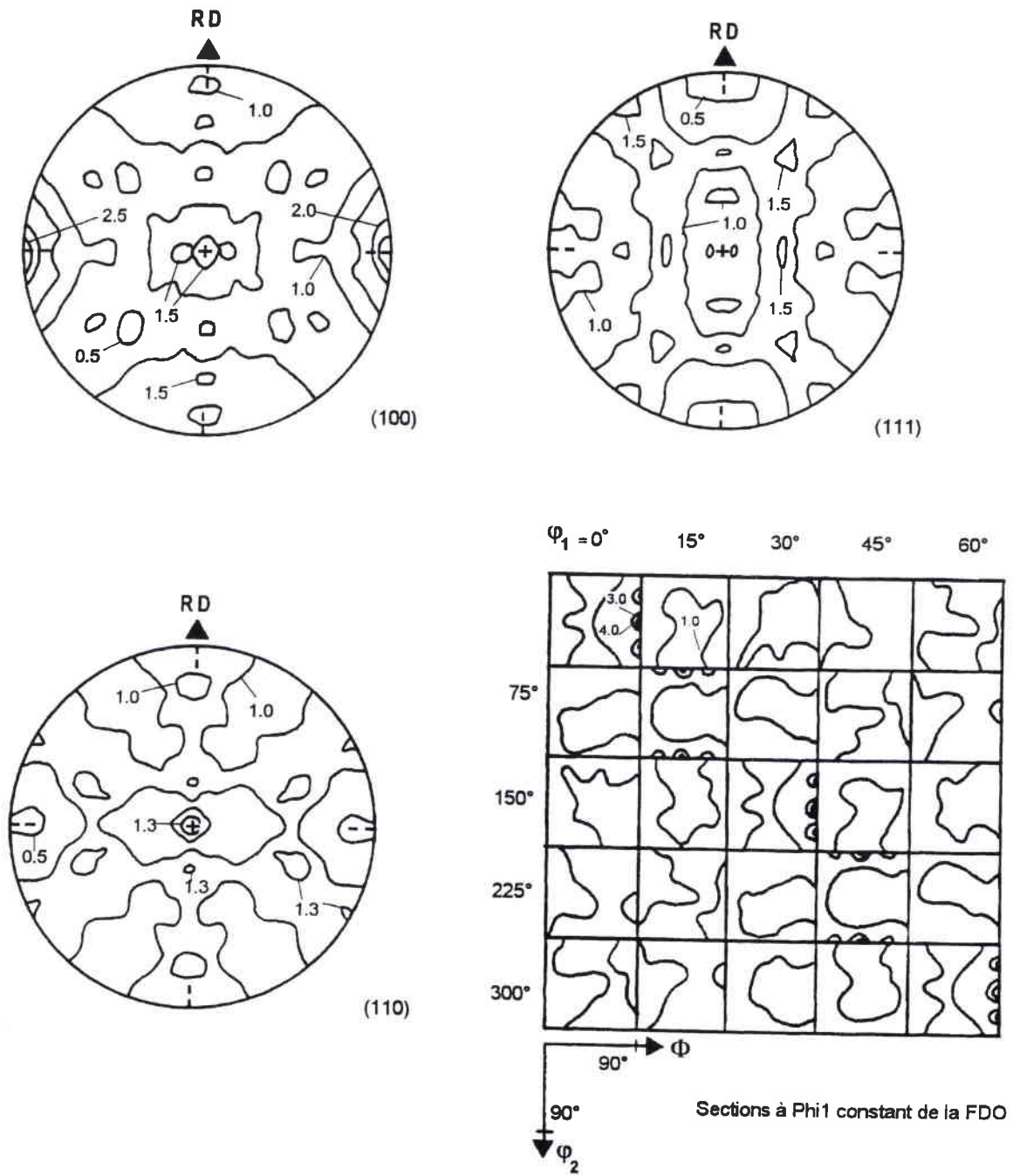


Fig. 3.17: Représentation de la texture β de l'échantillon RH traité thermiquement à 1050°C

III. 4- Etude de l'évolution de la phase β à 1050°C

La compréhension de l'évolution de la texture de la phase α issue de la transformation $\beta \rightarrow \alpha$, passe par la détermination de la texture de la phase β à haute température. Pour les échantillons RH et RI, la détermination de la texture de la phase β est possible par une méthode indirecte, utilisant les mesures d'orientations individuelles des platelets de la phase α héritée par changement de phase (voir chap.2). La texture de la phase β à haute température de l'échantillon RK fortement déformé, a été évaluée à partir de la texture de la phase β résiduelle à température ambiante. En ce qui concerne l'échantillon RJ, les deux méthodes de détermination de texture utilisées dans cette étude, n'ont pas donné de résultats satisfaisants.

III.41 Analyse de l'état β recristallisé

La texture de la phase β à haute température de l'échantillon RH est caractéristique de l'état non déformé. A partir de la microstructure ' β transformé', les mesures d'orientations individuelles de la phase α par E.B.S.D. ont permis d'obtenir 202 orientations individuelles de la phase β haute température (fig. 3.17). Celles-ci ont permis le calcul de sa F.D.O. Cependant, l'examen des résultats montre que la texture β haute température n'est pas très marquée. Ainsi, 202 orientations individuelles ne permettent de décrire cette texture que de manière qualitative. Nous remarquons qu'une faible majorité de cristallites a un plan $\{110\}_\beta$ dans le plan (DL, DN). Leurs orientations correspondent sur la F.D.O. aux angles d'Euler $(0^\circ, 90^\circ, k22.5^\circ)_{(k \in 1, 2, \dots)}$ et les angles équivalents par symétrie.

III.42 Analyse des états déformés

L'étude de l'échantillon RI s'avère particulièrement intéressante. Comme cité précédemment, la détermination des orientations individuelles par E.B.S.D. est plus difficile pour les états déformés. Les diagrammes de Kikuchi sont moins nets et la précision de la mesure est plus faible. Cependant, en opérant avec soin, des mesures significatives ont pu être effectuées sur des familles de platelets α héritées d'un même grain β .

Après une déformation de 30%, nous notons une dispersion plus importante dans les mesures d'orientations individuelles de la phase α [15]. Cette dispersion peut avoir plusieurs origines. Lorsque la transformation de phase se produit à partir d'une structure initialement déformée, la transformation peut s'accompagner d'une déformation plastique du produit transformé. De plus, du fait des conditions de refroidissement, le changement de phase $\beta \rightarrow \alpha$ présente un caractère diffusionnel. Les relations de Burgers ne sont donc respectées qu'en moyenne. Cette dispersion peut s'amplifier lorsque la matrice est initialement déformée et a pour conséquence d'accroître le nombre de variantes potentielles à partir d'une orientation β .

En conservant l'hypothèse selon laquelle les relations de Burgers sont vérifiées, il est possible de restituer par voie indirecte la texture de la phase β à haute température (fig. 3.18 et 3.19). Les orientations principales sont à nouveau très différentes de celles obtenues pour l'échantillon RH. La texture, plus marquée, est caractérisée par deux fibres partielles:

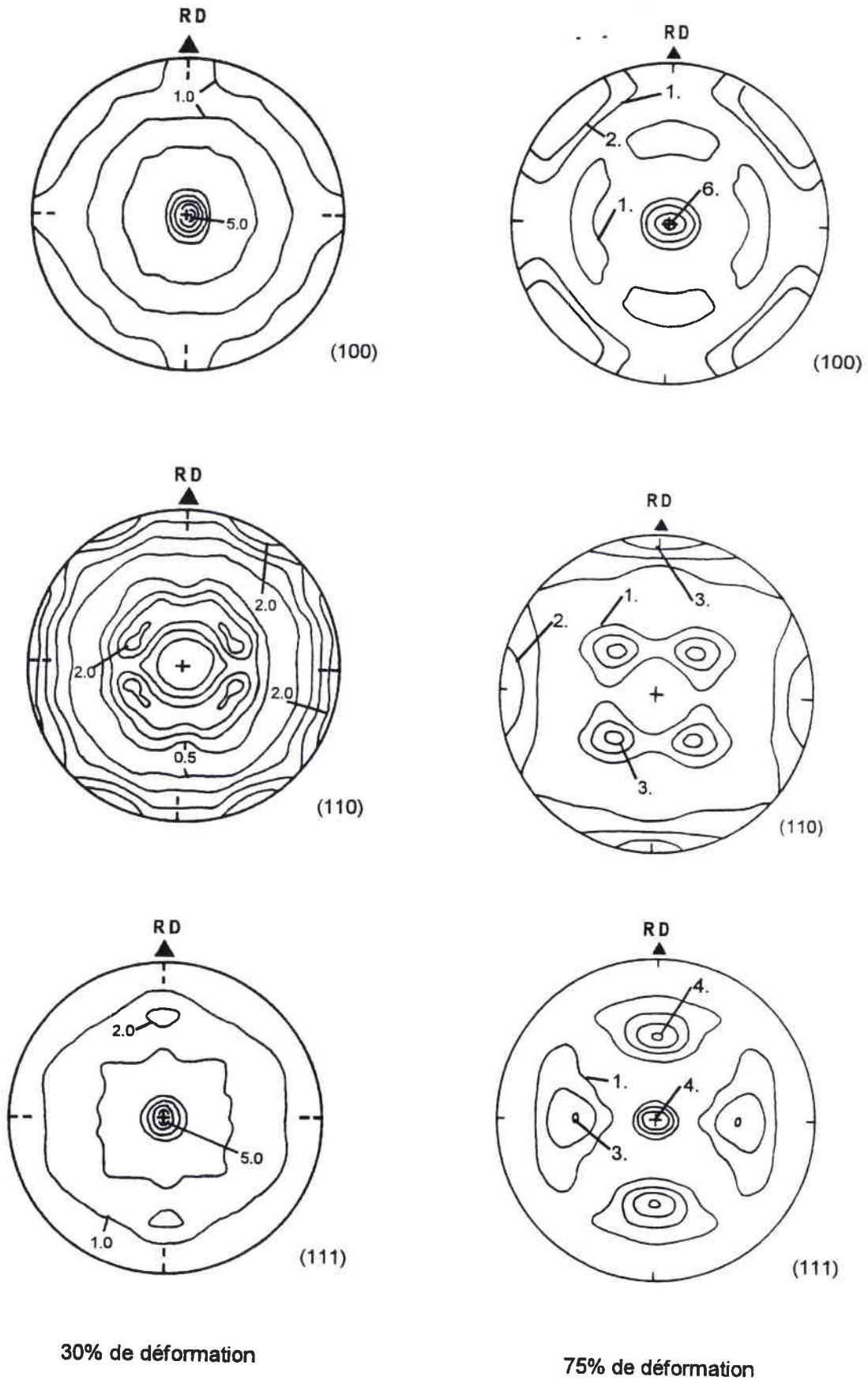


Fig. 3.18: Figures de pôles de la phase β dans les échantillons RI (30% de déformation) et RK (75% de déformation)

$\{100\} \langle uvw \rangle$ et $\{111\} \langle uvw \rangle$. La première fibre peut être identifiée sur les sections à φ_1 constant de la F.D.O. par les angles $(\varphi_1, 0, \varphi_2)$ et leurs symétriques, avec des renforcements à $\varphi_2 = k 22.5 (k \in 1, 2, \dots)$. La deuxième fibre partielle, couramment notée fibre γ dans l'étude des matériaux CC se caractérise par la présence de pôles $\langle 111 \rangle_\beta$ parallèles à la direction normale.

La texture de la phase β de l'échantillon RK déformé de 75 %, a été déterminée par diffraction des rayons X (fig. 3.18 et 3.19). Cette texture mesurée à température ambiante est très proche de la texture β haute température, du fait des conditions d'essai. En effet, des études [6] ont montré que la texture de la phase β résiduelle présentait les mêmes composantes principales que la texture β haute température, en étant toutefois un peu plus marquée. De ce fait, la texture de la phase β résiduelle constitue une bonne estimation de la texture de la phase β haute température. Nous notons que suite à une déformation de 75%, la texture de la phase β à haute température se caractérise par un renforcement des densités d'orientations autour de l'orientation définie par $(45^\circ, 0^\circ, 0^\circ)$ tout en conservant la fibre γ .

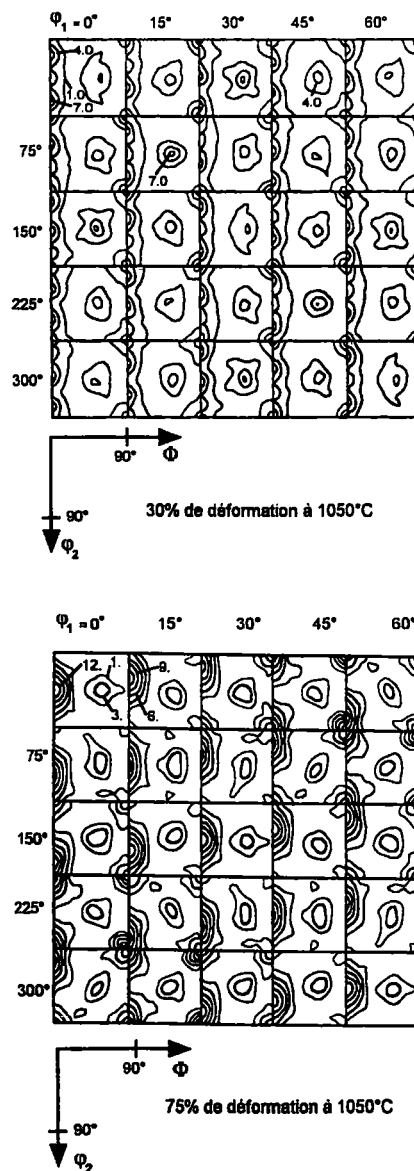


Fig. 3.19: Sections à φ_1 constant des F.D.O. de la phase β des échantillons RI (30% de déformation) et RK (75% de déformation)

III.5 Conclusion

L'analyse des résultats que nous avons obtenus, permet de saisir les grandes tendances de l'évolution de la texture de la phase α à température ambiante, du fait d'une déformation dans le domaine β ou α/β .

Une déformation dans le domaine α/β , à une température proche du transus α (ex. 900°C) provoque la fragmentation mécanique des platelets α primaires et modifie leurs orientations en regroupant les axes c autour de la direction normale. Ces effets correspondent à l'activation de mécanismes de déformation et d'adoucissement spécifiques de la phase α primaire, initialement lamellaire, pour accommoder de la déformation macroscopique.

En augmentant la température de déformation, la proportion de phase β augmente. Plus ductile que la phase α , elle accommode plus facilement la déformation plastique et permet, pour de faibles taux de déformation, à la phase α de se comporter comme un ensemble de particules dures dans une matrice molle. La texture de la phase α à température ambiante est alors le résultat:

- * de l'évolution à haute température de la texture de la phase β , transformée lors du refroidissement en phase α
- * de l'évolution de la texture de la phase α primaire à la température de déformation pour des taux de déformation importants.

L'étude effectuée à 1050°C avait pour objectif de déterminer l'évolution de la texture de la phase α lorsqu'elle est héritée de la texture de déformation à chaud de la phase β . Pour une meilleure interprétation ultérieure des résultats, il était important de connaître l'évolution correspondante à chaud de la texture de la phase β . Les résultats expérimentaux obtenus concernant cette phase, mettent clairement en évidence la formation d'une texture de type fibre caractérisée par les orientations $\{100\}\langle uvw \rangle$ et $\{111\}\langle uvw \rangle$ pour un taux de déformation de 30%. Une déformation plastique plus importante (75%) renforce la composante $\{100\}\langle 110 \rangle$ dans la fibre $\{100\}\langle uvw \rangle$ et conserve la fibre $\{111\}\langle uvw \rangle$. A température ambiante, la texture héritée α restitue indirectement les évolutions de la texture de la phase β à 1050°C. En effet, après 30% de déformation, elle présente également les traces d'une texture de type fibre caractérisée par les orientations $(\varphi_1, 35^\circ, \varphi_2)$ et $[(\varphi_1, 90^\circ, \varphi_2)]$ avec φ_1 et φ_2 tels que $(\varphi_1 + \varphi_2 = k\pi/3)$. Suite à 75% de déformation dans le domaine β , la texture α héritée se marque et l'ensemble des platelets possède une orientation proche de $(0^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$.

Cette étude du comportement textural de l'alliage à 1050°C et à 900°C permet, par extrapolation, d'interpréter les résultats obtenus après une déformation à 960°C. En effet, la déformation plastique à 960°C favorise l'orientation $(0^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$ dans la texture de la phase α à température ambiante. Il s'agit là de la contribution de la phase β à l'accommodation de la déformation plastique à 960°C, qui se répercute sur la texture de la phase α secondaire par les relations qui lient les phases α et β . En augmentant la déformation plastique, une seconde composante, caractérisant l'orientation de cristallites α dont les axes c sont distribués autour de la direction normale, apparaît dans la texture α à température ambiante. Cette composante est caractéristique de la phase α primaire initialement lamellaire, déformée plastiquement à chaud.

III. 6 Références

- [1] B. de Gelas, R. Tricot et R. Castro
'Evolution de la structure cristalline de l'alliage de titane TA6V au cours de traitements thermomécaniques'
Communication interne CEZUS
- [2] A. W. Bowen, D. S. Mc Darwaid et P.G. Partridge
'Effect of high temperature deformation on the texture of a two-phase titanium alloy'
Journal of Materials Science 26, pp.3457-3462, 1981.
- [3] A. W. Bowen
'Texture Stability in Heat Treated Ti-6Al-4V'
Materials Science and Engineering 29, pp.19-28, 1977.
- [4] Z. S. Zhu, J. L. Gu et N. P. Chen
'Transition textures induced by cyclic phase transformation in titanium sheet'
Scripta Metallurgica et Materialia Vol.32 N°4, pp.499-504, 1995.
- [5] J. Gastaldi, C. Jourdan
'Recrystallisation of pure titanium studied by synchrotron X-Ray topography
7th RISO, Annealing Processes-Recovery, Recrystallisation, 1986
- [6] M. Humbert, H. Moustahfid, F. Wagner, M. J. Philippe
Evaluation of the β phase of a TA6V sample from the individual orientations of grains of the low temperature α phase
Sripta Metallurgica et Materialia, vol. 30, p. 377-382, 1994
- [7] A. M. Chaze et F. Monteillet
'Hot working of the β phase of titanium alloys:which type of dynamic recrystallization?'
Proc. 'l'alliage de titane β -Cez' Edition de la rev. métallurgie N°8,pp.41-48, Paris, 1994.
- [8] F. Chaussy et J.H. Driver
'Hot deformation and α precipitation in a β -Cez alloy: a microdiffraction study'
Proc. 'l'alliage de titane β -Cez' Edition de la rev. métallur. N°8,pp.57-65, Paris,1994.
- [9] N. Come-Dingremont
'Déformation à chaud et évolutions microstructurales des alliages de titane TA6V et β -Cez dans le domaine β '
Thèse de doctorat-Institut Polytechnique de Lorraine, 1991
- [10] R. Castro et L. Séraphin
'Contribution à l'étude métallographique et structurale de l'alliage de titane TA6V'
Mém. Scient. Rev. Métallurg. LXIII N°12, pp. 1025-1058, 1966

- [11] A. Gogia, D. Banerjee, N. C. Birla
'Effect of thermomechanical history on the microstructure of $\alpha+\beta$ titanium alloys
Transactions of the Indian Institute of Metals, Vol. 36, n°3, Juin 1983, pp. 200-207
- [12] I. Weiss, F. H. Froes, D. Eylon, G. E. Welsch
'Modification of alpha morphology in Ti-6Al-4V by thermomechanical processing
Metallurgical Transactions A, Nov. 1986, vol. 17A, pp. 1935-1947
- [13] M. Peters et G. Luetjering
'Control of microstructure and texture in Ti-6Al-4V'
4th International Conference on Textures of Materials, 1994
- [14] M. Serghat
'Etude du laminage à froid d'alliages de titane: Mécanismes de déformation et évolutions de texture'
Thèse de Doctorat-Université de Metz
- [15] M. Humbert, N. Gey, C. Esling, et J. Muller
'Determination of a mean orientation from a cloud of orientations. Application to EBSD Measurement'
The Journal of Applied Crystallography, in press

. .

**Etude de la formation de la texture β
de laminage à chaud**

IV.1-	Introduction.....	p.103
IV.2-	Etude des textures de déformation à chaud.....	p.105
	Evolution de la texture de la phase β à chaud Textures de déformation et de recuit des BCC	
IV.3-	Influence des mécanismes actifs lors du laminage à chaud de la phase β sur l'évolution de texture	p.108
	Mécanismes actifs lors du laminage à chaud de la phase β Influence du glissement cristallographique Influence de la restauration dynamique	
IV.4-	Modélisation des textures de déformation à chaud de la phase β	p.116
	Modèle de déformation de type 'Taylor' La théorie de Taylor Calcul de l'activité des systèmes de glissement Différentes versions du modèle de Taylor	
	Résultats des simulations Condition de simulation Etude des textures simulées	
IV.5-	Conclusion.....	p.129
IV.6-	Références.....	p.130

..

IV.1- Introduction

Les méthodes spécifiques de détermination de la texture rappelées au chapitre 2 ont permis de reconstituer les textures de déformation à chaud de la phase β dans l'alliage TA6V. Après avoir constaté au chapitre 3 que ces textures étaient très sensibles aux déformations imposées, nous nous proposons dans cette partie de recenser les principaux mécanismes sollicités dans la déformation à chaud de la phase β et d'examiner comment ils modifient la texture.

L'étude des mécanismes de déformation d'un matériau fait appel à la microscopie, essentielle pour identifier et quantifier les phénomènes mis en jeu. Cependant, l'observation directe de la phase β déformée à chaud se heurte à de nombreuses difficultés en raison des conditions de température élevée. Dans l'étude que nous avons menée, les seuls renseignements dont nous disposons, ont été obtenus indirectement par examen des microstructures héritées à basse température. Ils sont conséquemment en quantité et en qualité limitées. De ce fait, nous avons recours, pour l'étude du comportement à chaud de la phase β , à certains résultats publiés.

Après avoir recensé les mécanismes principaux, qui permettent au polycristal d'accommoder la déformation macroscopique imposée, on peut simuler les déformations correspondant à ces mécanismes et en déduire leurs effets sur la texture du matériau. Un mécanisme est jugé potentiellement prépondérant si la modélisation correspondante est capable de prédire l'évolution de texture observée. Ces modèles ont toutefois leurs limites, car ils sont fondés sur une vision nécessairement réductrice de la réalité.

Nous nous proposons dans une première étape, de rappeler les textures de la phase β déformée à chaud, mises en évidence dans cette étude et de les comparer à l'ensemble des textures de déformation à chaud des matériaux BCC. Après avoir décrit succinctement les mécanismes essentiels mis en jeu par la phase β pour accommoder la déformation à chaud, nous montrons leurs influences sur la formation de la texture. Dans une dernière étape, des modèles de déformation prenant en compte le glissement cristallographique sont mis en oeuvre pour simuler l'évolution de la texture de la phase β déformée à chaud.

Fibre	Axe de fibre	Principales composantes de la fibre
α	$\langle 110 \rangle // DL$	$\{001\} \langle 110 \rangle - \{112\} \langle 110 \rangle - \{111\} \langle 110 \rangle$ -fibre incomplète
γ	$\langle 111 \rangle // DN$	$\{111\} \langle 110 \rangle - \{111\} \langle 112 \rangle$
η	$\langle 001 \rangle // DL$	$\{001\} \langle 100 \rangle - \{011\} \langle 100 \rangle$
ζ	$\langle 011 \rangle // DN$	$\{011\} \langle 100 \rangle - \{011\} \langle 211 \rangle - \{011\} \langle 111 \rangle - \{011\} \langle 011 \rangle$
ϵ	$\langle 110 \rangle // DT$	$\{001\} \langle 110 \rangle - \{112\} \langle 111 \rangle - \{111\} \langle 112 \rangle - \{011\} \langle 100 \rangle$

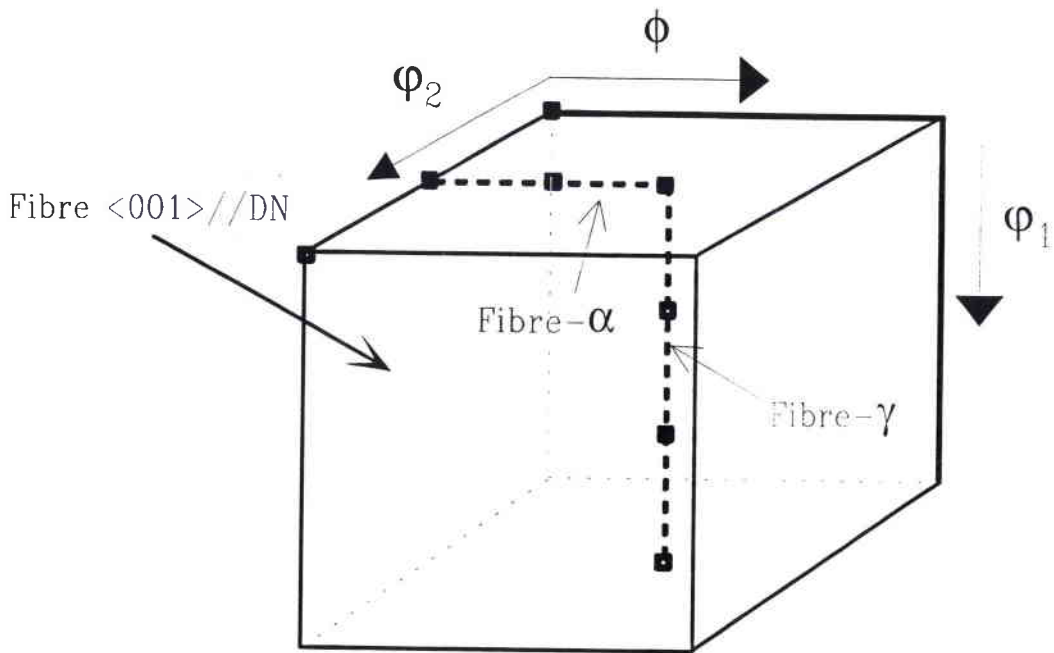


Fig. 4.1: Composantes caractéristiques des textures des BCC

IV.2- Textures de déformation à chaud

IV.21 Evolution de la texture de la phase β à chaud

Rares sont les travaux qui se sont attachés à la détermination de la texture de la phase β à chaud. Rappelons que cette détermination à température ambiante est délicate en raison de la faible fraction volumique de la phase β et de la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ qui peut perturber l'état de la phase β lors du refroidissement. Grâce à une méthode indirecte, développée dans notre laboratoire et exposée au chapitre 2, nous avons pu déterminer la texture de la phase β haute température avant déformation et après 30% de réduction en laminage. Des études précédemment menées au laboratoire, ont également permis de montrer que la texture de la phase β mesurée à l'ambiante par diffraction de rayons X était une bonne estimation de la texture présente à haute température. Ceci nous conforte dans l'idée que la texture de la phase β de l'échantillon déformé de 75% à 1050°C, déterminée à température ambiante aux rayons X est le reflet de la texture β à haute température.

Ces textures de déformation à chaud de la phase β sont présentées au troisième chapitre. Avant déformation, nous avons mis en évidence que la texture de la phase β à haute température était proche d'une texture isotrope (fig. 3.17). Après une déformation de 30% à 1050°C, la texture de la phase β évolue vers une texture de fibre caractérisée par les fibres $\{100\}_{\langle uvw \rangle}$ et $\{111\}_{\langle uvw \rangle}$ (fig. 3.18 et 3.19). La déformation de 75% a pour effet de stabiliser l'orientation $\{100\}_{\langle 110 \rangle}$ dans la fibre $\langle 100 \rangle // \text{DN}$ alors que la fibre $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ est toujours présente (fig. 3.18 et 3.19). L'ensemble de ces résultats montre la forte influence de la déformation à chaud sur l'évolution de la texture de la phase β .

Il est difficile de comparer ces résultats avec d'autres mesures de texture sur la phase β du TA6V du fait de la faible quantité de travaux dans ce domaine. Dans différentes études, les auteurs ont effectué des mesures de figures de pôles aux rayons X sans toutefois obtenir suffisamment d'informations pour reconstituer la texture. Pour étudier les orientations préférentielles de la phase β à chaud, Zhu [1] utilise un diffractomètre permettant d'effectuer des mesures à haute température. Des diffractogrammes réalisés sur des tôles de titane pur, déformées à froid et traitées thermiquement dans le domaine β , montrent que beaucoup de grains β ont à chaud des plans $\{200\}_{\beta}$ parallèles au plan de laminage. Des études plus récentes sur des alliages de titane β , pour lesquels il est possible de stabiliser la phase β à température ambiante, permettent d'identifier les composantes principales de la déformation à froid [2] et à chaud [3] de la phase β . Chaussy [3] montre ainsi que la compression à chaud de la phase β s'accompagne de l'apparition d'une texture marquée dans laquelle l'auteur identifie les mêmes composantes principales que celles dégagées dans cette étude: $\langle 100 \rangle$ et $\langle 111 \rangle // \text{DN}$.

IV.22 Textures de déformation et de recuit des CC

Pour mieux comprendre la formation des textures de déformation à chaud de la phase β du TA6V, il est intéressant de les comparer à l'ensemble des textures de déformation et de recuit des matériaux à maille cubique centrée. La texture de ces matériaux est fréquemment caractérisée par des fibres dont les principales sont rappelées figure 4.1. La fibre $\langle 111 \rangle // DN$ a souvent été observée et est couramment appelée fibre γ [4-7].

La majorité des études portant sur la texture des matériaux BCC concerne les états métallurgiques obtenus après déformation à froid. Parmi les matériaux les plus étudiés, nous trouvons les aciers à faible teneur en carbone, les aciers ferritiques inoxydables (Fe16%Cr), les aciers réputés pour leurs propriétés magnétiques (Fe3%Si) mais également le molybdène, le niobium, le tantale ou le tungstène. Les textures de déformation à froid des BCC sont souvent caractéristiques et présentent principalement deux fibres: la fibre α très marquée $\{001\} \langle 110 \rangle - \{111\} \langle 110 \rangle$ et la fibre γ moins marquée $\{111\} \langle 110 \rangle - \{111\} \langle 112 \rangle$. Les modèles de déformation classiques type 'Taylor' permettent, à partir des systèmes de glissement cristallographique, d'interpréter la formation de ces textures.

Les textures de déformation à chaud peuvent cependant être très différentes des textures de déformation à froid. Des études approfondies ont été effectuées pour expliquer la formation des textures de déformation à chaud des matériaux à maille cubique faces centrées [8-12,20]. Dans le cas des matériaux BCC, les textures de déformation à chaud sont peu étudiées. Elles sont essentiellement présentées dans la littérature pour caractériser l'état initial avant déformation à froid. Les aciers à faible teneur en carbone présentent après laminage à chaud une texture peu marquée proche d'une texture isotrope. En fait, le laminage est effectué dans le domaine austénitique et la transformation de phase (Austénite-Ferrite) a pour effet d'homogénéiser la statistique d'orientation des grains. Dans le cas des aciers tels que le Fe16%Cr ou le Fe3%Si, la ferrite est stable au dessus de la température de laminage. La déformation à chaud conduit alors le plus souvent à la formation d'une texture caractérisée par les composantes de fibre $\langle 100 \rangle // DN$ et $\langle 111 \rangle // DN$ plus la fibre α [4,6]. Notons que ces textures de déformation à chaud présentent des similitudes avec celles que nous observons dans la déformation à chaud de la phase β .

Ces textures de déformation à chaud peuvent être différentes des textures de déformation à froid car les mécanismes activés pour accommoder la déformation peuvent être différents. En particulier, dans le domaine des hautes températures, des mécanismes d'adoucissement, tels la restauration ou la recristallisation, interviennent simultanément avec les mécanismes de déformation classiques.

L'étude des textures de recuit des matériaux BCC permet largement de mettre en évidence l'influence de ces mécanismes sur l'évolution de texture. La recristallisation statique implique une évolution discontinue de la texture avec apparition de nouvelles orientations. Au contraire, la restauration statique permet de conserver les orientations stables de déformation.

L'influence de la recristallisation sur la formation de ces textures est discutée à partir des deux théories classiques. Le modèle de croissance orientée a permis de caractériser la relation d'orientation principale qui lie les grains recristallisés et les grains écrouis. Il s'agit d'une rotation autour de la normale au plan le plus compact.

Dans le cas des matériaux à maille cubique centrée, cette relation mise en évidence par Ibe et Lücke est une rotation de 27° autour de l'axe $\langle 110 \rangle$ [7,13]. Il a été montré que les grains orientés le long de la fibre α recristalisaient par croissance orientée. L'orientation $\{011\}\langle 211 \rangle$ se transforme et donne l'orientation $\{111\}\langle 112 \rangle$ avec une rotation de 27° par rapport à l'axe $\langle 110 \rangle // DT$. De même, entre l'orientation $\{111\}\langle 112 \rangle$ et la composante de Goss $\{110\}\langle 110 \rangle$, il existe la même relation d'orientation. Cela expliquerait alors le renforcement de l'orientation de Goss dans la texture de recristallisation.

La germination orientée a été mise en évidence pour la fibre γ . Les grains appartenant à cette fibre ont une forte tendance à créer des germes. Cette germination ne s'accompagne cependant pas d'une évolution de texture. De ce fait, il a été conclu que les germes conservaient l'orientation de la matrice.

En étudiant les textures de recuit d'un acier à faible teneur en carbone, D. Raabe montre que la composante $\{100\}\langle 110 \rangle$ est une composante de déformation et de recuit stable. Les grains dans cette orientation présentent une microstructure uniforme sans maclage, sans bande de cisaillement et restaurent facilement à chaud [14]. Au contraire, les grains orientés selon la fibre γ $\{111\}\langle uvw \rangle$ sont rapidement envahis lors de la déformation par des dislocations et présentent de fortes désorientations donnant lieu à un état métallurgique propice à la recristallisation. Raabe montre ainsi que la nature des mécanismes d'adoucissement mis en jeu par un grain dépend de son orientation. Celle-ci influence en fait la répartition homogène ou hétérogène de la déformation dans le grain.

Ces données bibliographiques nous permettent de comparer l'évolution de la texture de la phase β du TA6V avec l'ensemble des observations concernant les matériaux à symétrie cubique centrée. La formation des textures de fibre est caractéristique de cette catégorie de matériaux. Les deux composantes $\{100\}\langle uvw \rangle$ et $\{111\}\langle uvw \rangle$ de la texture de déformation à chaud de la phase β du TA6V, mises en évidence par nos soins dans le cadre de cette étude, sont en accord avec l'ensemble des textures de déformation à chaud des BCC. A des taux de déformation plus importants, nous avons montré que la composante $\{100\}\langle 110 \rangle$ se marquait au détriment des autres composantes de la fibre $\{100\}\langle uvw \rangle$. Dans la littérature, cette composante est connue pour être une composante stable de déformation à froid. Les grains ayant cette orientation, présentent peu d'hétérogénéité de déformation. Pendant un recuit ultérieur, ils restaurent facilement et conservent donc leur orientation.

La texture d'un matériau se développe sous l'effet des mécanismes de déformation et d'adoucissement mis en jeu pendant la déformation. Pour mieux comprendre la formation des textures de la phase β , mises en évidence dans cette étude, il est donc important de mieux connaître les mécanismes actifs pendant la déformation à chaud de cette phase et d'étudier leur influence sur la texture.

IV.3- Influence des mécanismes actifs lors du laminage à chaud de la phase β sur l'évolution de texture

IV.31 Mécanismes actifs lors du laminage à chaud de la phase β

L'étude des mécanismes de déformation et d'adoucissement mis en jeu par la phase β déformée à chaud, et plus particulièrement l'identification de ces mécanismes par microscopie, se heurte à de nombreuses difficultés. Il est matériellement impossible d'observer directement à 1050°C, la phase β déformée. De plus, la composition en élément d'addition du TA6V ne permet pas de figer à température ambiante, l'état métallurgique haute température du matériau. En effet, en raison de la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ qui ne nécessite pas un régime diffusionnel, le matériau est, à température ambiante, majoritairement en phase α . Ainsi, dans cette étude, les informations concernant les mécanismes actifs à chaud seront uniquement obtenues par examen des microstructures héritées.

L'analyse microstructurale des différents échantillons a été effectuée au troisième chapitre. Nous y avons montré que la microstructure de la phase α à température ambiante, était très sensible à l'état de déformation avant transformation et permettait de déduire certains mécanismes actifs à chaud.

Après 30% de déformation, cette microstructure révèle la trace des ex-grains β , allongés dans le sens du laminage. Nos observations nous ont également permis de conclure qu'à haute température, la déformation se concentre, dans un premier temps, au niveau des joints de grains, rendant ainsi la précipitation α_{GB} à peine identifiable à température ambiante. Par endroit, la microstructure héritée laisse apparaître la trace d'une sous-structure présente dans les grains β à chaud. L'ensemble de ces observations nous autorise à penser que le principal mécanisme d'adoucissement de la phase β , dans les conditions de déformation imposées dans cette étude, est la restauration. Les rares petits grains équiaxes, présents après 30% de déformation, peuvent être la conséquence de la désorientation progressive de cellules de restauration (fig. 3.3).

Après 75% de déformation, la microstructure de la phase α à température ambiante permet d'identifier la trace des ex-grains β déformés à chaud, complètement aplatis par la déformation imposée (fig. 3.4). Aucune trace de recristallisation, ni même de restauration n'a pu être décelée par examen des microstructures héritées.

Il est intéressant de comparer nos observations aux données bibliographiques portant sur les mécanismes de déformation à chaud de la phase β , déjà exposées dans le premier chapitre.

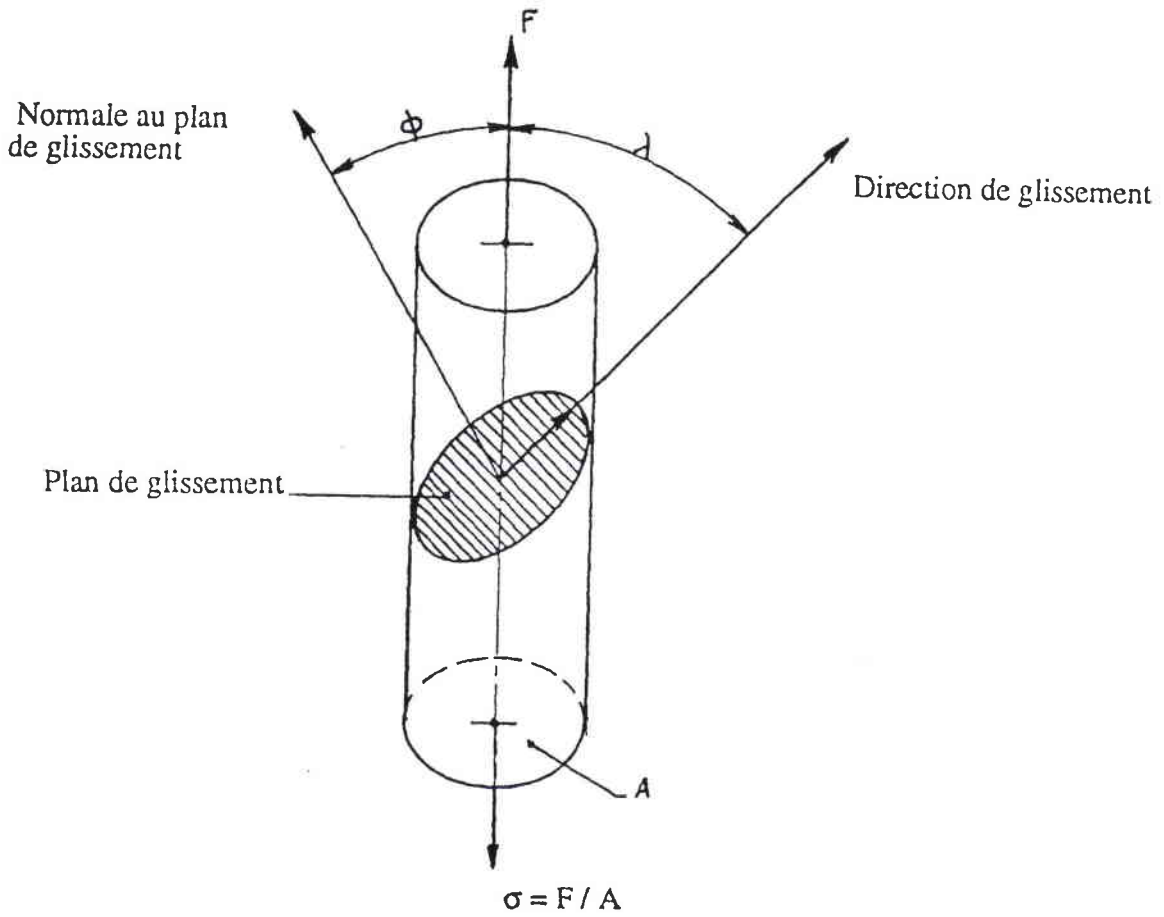
En 1991, Bowen a étudié les mécanismes de déformation à chaud de cette phase, à travers les modifications de texture qu'il observe à froid suite à une sollicitation à 928°C [15]. Dans des conditions de déformation superplastique, il conclut que la phase β se déforme principalement par glissement intergranulaire.

A une vitesse de déformation de $1.05 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, donc dans des conditions de déformation non superplastique, la texture de la phase β se développe de manière très marquée sous forme de texture de fibre. Bowen interprète ce résultat par une contribution progressive du glissement cristallographique avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

Shakhanova observe également la polygonisation de la phase β dans tout le domaine expérimental $10^{-4} \text{ s}^{-1} < \dot{\epsilon} < 1 \text{ s}^{-1}$ et $850^\circ\text{C} < T < 1100^\circ\text{C}$ [16]. Ce n'est qu'aux faibles vitesses de déformation que la structure recristallise dynamiquement ($\dot{\epsilon} < 10^{-2} \text{ s}^{-1}$).

D'autres auteurs se sont intéressés au comportement à chaud de la phase β par le biais des courbes 'contrainte - déformation'. L'allure des courbes obtenues suite à une sollicitation à chaud donne des indications sur le comportement viscoplastique des polycristaux à chaud. Elle nous renseigne également sur les changements structuraux dynamiques actifs lors de la déformation. Dans le cas d'une déformation à 1050°C du TA6V, comme il a déjà été précisé dans le premier chapitre, les auteurs notent l'importance d'un mécanisme de restauration dynamique qui accompagne la déformation de la phase β .

Il semble donc que le glissement cristallographique et la restauration dynamique constituent les mécanismes élémentaires de déformation et d'adoucissement de la phase β sollicitée à chaud. Afin de mieux comprendre leurs influences sur l'évolution de la texture, il convient de les étudier de manière plus détaillée dans les paragraphes suivants.



$$\sigma = \frac{\tau}{\cos \phi \cdot \cos \lambda}$$

$\cos \phi \cdot \cos \lambda$: facteur de Schmid

ϕ : l'angle entre la normale au plan de glissement et la direction de la contrainte appliquée

λ : l'angle entre la direction de glissement et la direction de la contrainte appliquée

Fig. 4.2: Illustration schématique de la relation liant la contrainte macroscopique à la contrainte de cisaillement résolue dans le cas d'une contrainte uniaxiale

IV.32 Le glissement cristallographique

Lorsqu'un monocristal est déformé plastiquement, celui-ci subit une rotation progressive associée aux glissements des dislocations sur des plans cristallographiques. Le même phénomène se produit pour les grains d'un polycristal que l'on déforme. La modification progressive de l'orientation propre de chacun des grains, au cours de la déformation du polycristal, change corrélativement la texture de celui-ci. Cette modification de texture peut être évaluée par des modèles appropriés. Toutefois, en raison de la complexité du milieu polycristallin, la seule connaissance de la déformation macroscopique imposée ne permet pas de connaître la déformation locale que subit un grain donné pour en déduire sa rotation. De ce fait, il est nécessaire d'émettre des hypothèses simplificatrices permettant de déterminer l'état de contrainte ou de déformation de chaque grain à partir de la sollicitation macroscopique. A partir de cette information locale, on identifie les systèmes de glissement activés pour accommoder la déformation et on en déduit la rotation du grain qui s'y rapporte.

Pour activer un système $\{hkl\}\langle uvw \rangle$, il est nécessaire d'appliquer dans le plan de glissement, une contrainte minimale appelée contrainte critique de cisaillement résolue (CRSS) τ_c . Cette quantité est liée à la mobilité des dislocations sur un système de glissement pour une température donnée. Expérimentalement et théoriquement, il est difficile de connaître la valeur des cisssions critiques de chaque système. Toutefois, la mise en oeuvre du glissement cristallographique dans les modèles de déformation, ne requiert pas la connaissance des cisssions critiques absolues. Le paramètre important qu'il faut introduire dans les modèles est le rapport entre la cisssion critique du système $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ considéré et celle du système qui glisse le plus facilement. La détermination de ce rapport peut être effectuée de deux manières. La première méthode consiste à identifier et quantifier l'activité des systèmes, par une étude approfondie en microscopie électronique, afin de mieux tenir compte dans la modélisation de la réalité expérimentale. La deuxième méthode consiste à rechercher la valeur du rapport, par méthode d'essai et d'erreur, en faisant appel à la modélisation de la texture de déformation.

A partir des différents rapports de cisssions critiques, on calcule le facteur de Schmid pour déterminer l'activité des différents systèmes de glissement. Ainsi, il est possible de connaître la contrainte de cisaillement résolue τ dans un plan et selon une direction donnée suite à l'application d'une contrainte macroscopique σ (fig. 4.2). Dans un même système, le cisaillement se fera sur les plans et selon les directions de glissement particuliers qui possèdent les facteurs de Schmid les plus élevés (ce qui correspond à l'application de la contrainte macroscopique la plus faible pour atteindre le seuil critique τ_c).

Pour les matériaux à maille cubique centrée, l'analyse de la trace des lignes de glissement a permis de recenser les trois systèmes de glissement les plus fréquents $\{110\}\langle 111 \rangle$, $\{112\}\langle 111 \rangle$, $\{123\}\langle 111 \rangle$. Cependant, ces traces sont souvent sinueuses, les lignes de glissement se coupent, montrant ainsi que les dislocations changent de plan de glissement. On assiste souvent à une imbrication des différents systèmes de glissement, qui partagent la direction commune $\langle 111 \rangle$ dans laquelle les dislocations se déplacent. Ce phénomène est appelé 'Pencil Glide': tout plan contenant la direction $\langle 111 \rangle$ est considéré comme un plan de glissement potentiel. Dans ce cas de glissement multiple, une évaluation des CRSS par microscopie devient impossible. Les cisssions critiques sont alors considérées comme des paramètres du modèle, choisis par méthode d'essai et d'erreur.

Les textures de déformation sont classiquement modélisées en considérant que la déformation est accommodée par les systèmes de glissement $\{110\}\langle 111\rangle$ et $\{112\}\langle 111\rangle$ [5,6,17,18]; le système $\{110\}\langle 111\rangle$ étant considéré comme le système le plus facilement activé. L'hypothèse selon laquelle les trois systèmes $\{110\}\langle 111\rangle$, $\{112\}\langle 111\rangle$ et $\{123\}\langle 111\rangle$ sont actifs (pseudo pencil - glide) est également utilisée [6,13,17]. Par ailleurs

certains auteurs [17] attribuent au rapport de cisssions critiques $\xi = \frac{\tau_{112}}{\tau_{110}}$ une valeur

inférieure à 1. Il considère ainsi que le système $\{112\}\langle 111\rangle$ est le plus facilement activé. Des études ont montré que le glissement $\{112\}\langle 111\rangle$ dans le sens du maillage est plus facile que le glissement sur le même plan dans la direction d'anti-maillage. Ce glissement asymétrique sur le plan $\{112\}\langle 111\rangle$ a été pris en compte dans certaines modélisations [19].

Au cours de la déformation, le mouvement des dislocations peut être entravé par la présence d'obstacles franchissables ou infranchissables (joints de grains, sous-joints, seconde phase...) ou du fait de l'interaction avec d'autres dislocations. Cela se traduit par une augmentation croissante de la contrainte nécessaire pour mettre les dislocations en mouvement. Il est nécessaire de tenir compte de ce phénomène d'écrouissage pour modéliser le comportement du matériau [20].

La déformation plastique, en augmentant le nombre de défauts dans la matière, provoque des hétérogénéités d'orientation dans le grain écroui. Raabe observe ainsi à partir d'essais effectués sur des monocristaux de Fer, des désorientations locales de 8° au sein du grain [21].

En fait, la déformation microscopique peut se répartir de façon homogène ou hétérogène. Il arrive fréquemment qu'elle se localise au niveau des joints de grains, des inclusions ou en formant des bandes de cisaillement. La désorientation locale est alors d'autant plus marquée. Des auteurs [22] ont montré que l'aptitude d'un grain à localiser la déformation dépend de l'orientation de celui-ci par rapport à la contrainte appliquée. Dans certains cas, la désorientation peut provoquer la séparation du grain en deux: chaque partie se réorientant de façon différente pour accommoder la déformation plastique

IV.33 Restauration dynamique

Le mécanisme de restauration, le plus souvent étudié d'un point de vue statique, consiste à réduire, dans un grain initialement déformé, le nombre de défauts et à réarranger les dislocations en parois. Dans un premier temps, les dislocations créées lors de la déformation plastique, se regroupent et se condensent dans des parois. Elles délimitent ainsi des cellules de restauration libres de tous défauts. Dans un second temps, il y a réduction du nombre de dislocations dans les parois par annihilation. Le glissement et la montée des dislocations permettent une réorganisation en réseaux bidimensionnels avec création de nouveaux joints de grains de faible énergie. Deux types de joints peuvent être créés pendant cette étape appelée polyгонisation [23.c]:

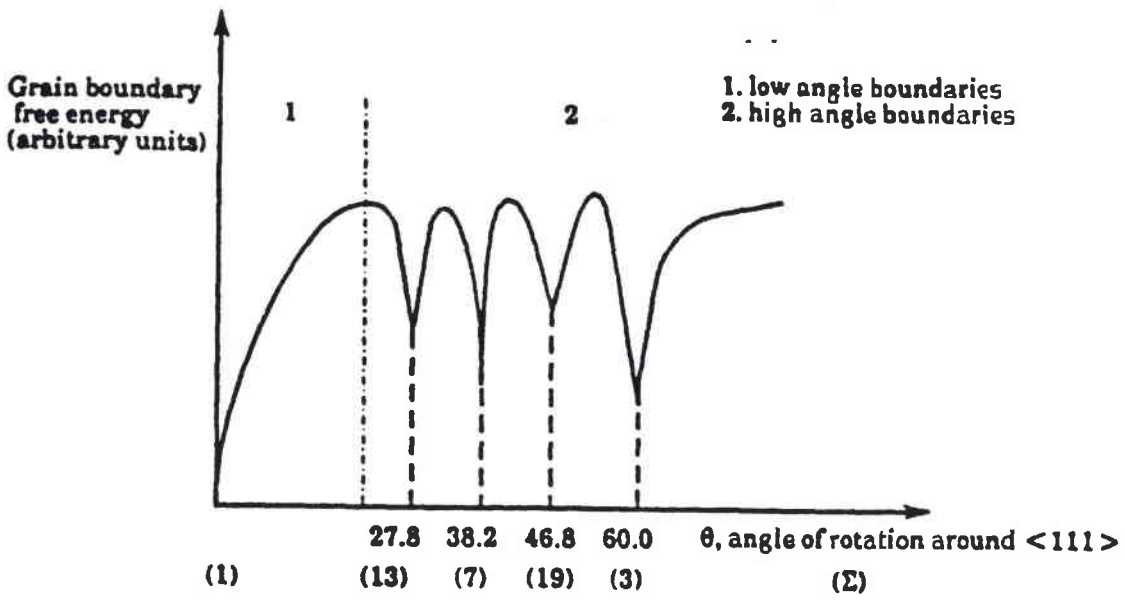


Fig. 4.3: Représentation schématique de la relation qui lie l'énergie d'un joint de grains et l'angle de désorientation [23.c]

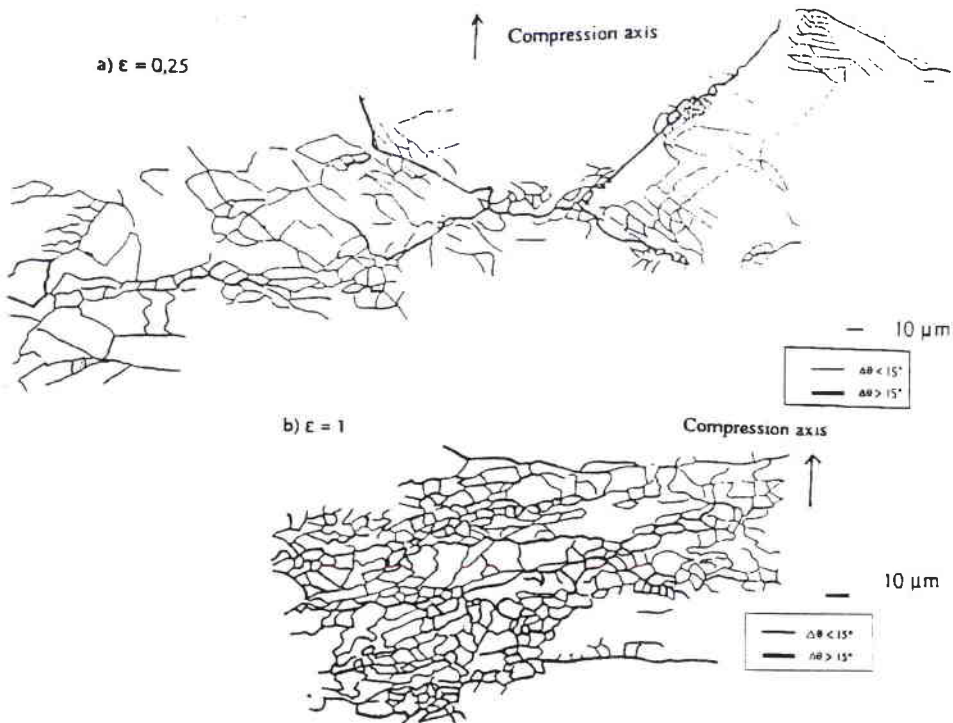


Fig. 4.4: Angles de désorientation dans une structure déformée en compression à chaud du β cez [3]

- les joints à faible désorientation: l'énergie associée à l'augmentation de la désorientation entre cellules, du fait de la montée des dislocations et de la déformation appliquée, est compensée par la diminution du nombre de dislocations dans le joint.
- les joints à forte désorientation: ils se forment principalement dans le cas d'un processus de restauration dynamique lorsque la déformation appliquée a tendance à réorienter deux cellules de restauration voisines sur des chemins différents. Ces joints peuvent rester à faible énergie s'ils tendent à former des joints de coïncidence. La figure 4.3 donne une représentation schématique de la relation qui lie l'énergie d'un joint de grains et l'angle de désorientation.

Lorsque la restauration dynamique conduit ainsi à la formation de cellules fortement désorientées les unes par rapport aux autres, celles-ci peuvent être considérées comme de nouveaux cristallites libres de tous défauts. Par là même, la microstructure devient plus fine. Les auteurs parlent d'un processus continu de restauration dynamique ou de recristallisation dynamique continue. Pour tenir compte de ce phénomène dans l'analyse de la texture, une orientation stricte d'un grain restauré doit être remplacée par un ensemble d'orientations correspondant aux orientations des différentes cellules. Suite à une déformation macroscopique, ces différentes cellules, surtout lorsqu'elles sont fortement désorientées les unes par rapport aux autres, peuvent avoir un comportement différent de celui du grain dont elles sont issues. Ainsi, la restauration dynamique ou la recristallisation dynamique continue peut contribuer à la modification de la statistique d'orientation des grains. Par ailleurs, la microstructure rendue plus fine par ce processus correspond à une texture plus douce.

Bacroix et Jonas [23.c] ont développé un modèle de type Taylor, prenant en compte la restauration dynamique, pour simuler avec succès les textures de déformation à chaud de l'aluminium. D'autres auteurs ont développé une version du modèle de Taylor permettant de tenir compte de l'influence de la restauration statique sur le développement des textures de recuit [24].

Dans le cadre d'études récentes effectuées sur l'alliage β cez [3,25,26], les auteurs étudient la structure des sous-grains créés lors de la compression à chaud de la phase β . A de faibles taux de déformation ($\epsilon=0.25$), ils observent principalement des joints à faible désorientation distribués de manière hétérogène. L'augmentation de la déformation a pour effet, à travers un processus de restauration dynamique, d'homogénéiser cette sous-structure (fig. 4.4). Celle-ci se caractérise alors par des joints à faible, moyenne et grande désorientations. Cette modification structurale, attribuée au mécanisme de recristallisation dynamique continue, coïncide avec l'apparition d'une texture de fibre $\langle 111 \rangle$ et $\langle 100 \rangle // DN$ dans le matériau [3].

IV.4- Modélisation des textures de déformation à chaud de la phase β

Pour modéliser l'évolution de texture de la phase β déformée à chaud, il est important de connaître les mécanismes essentiels mis en jeu dans la déformation qui en sont à l'origine. A l'examen des microstructures et en accord avec la littérature, ces mécanismes correspondent principalement à l'activation du glissement cristallographique mais également au phénomène de restauration dynamique continue. Dans cette partie, nous nous proposons de mettre en oeuvre les modèles de déformation classiques, pour simuler cette évolution de texture et nous permettre de quantifier l'influence du glissement cristallographique.

IV.41 Modèle de déformation de type 'Taylor'

Parmi les modèles principaux qui permettent de simuler les évolutions de texture d'un polycristal, on distingue:

- le modèle de type 'Statique'
- le modèle de type 'Auto-Cohérent'
- le modèle de type 'Taylor'

Chacun d'entre eux utilise des hypothèses simplificatrices sur l'état de contrainte ou de déformation des différents grains.

Dans le modèle statique, le tenseur de contrainte appliqué à chaque grain est égal au tenseur de contrainte macroscopique. Ainsi, chaque grain se déforme indépendamment de ses voisins. Les équations d'équilibre sont vérifiées. Par contre, les relations de compatibilité ne sont pas assurées. Une bonne prédiction du comportement plastique sera difficile sous ces hypothèses, surtout lorsque l'interaction entre grains est forte.

Le modèle auto-cohérent prend en compte les interactions entre un grain et son environnement [27]. Sa mise en oeuvre passe, dans un premier temps, par le calcul des coefficients élastiques équivalents d'un matériau composite contenant une inclusion noyée dans une matrice. En second lieu, un traitement statistique est appliqué à tous les grains. Sous ces hypothèses, les conditions de compatibilité et d'équilibre des contraintes et des déformations sont respectées. Ce modèle donne des résultats satisfaisants [2,18,28] dans l'analyse des textures de déformation.

Les modèles de Taylor s'appuient sur l'hypothèse que la déformation est homogène dans le matériau. Ainsi, chaque grain subit le même gradient de déplacement E^c , égal au gradient de déplacement macroscopique E . Utilisé avec succès pour prédire le comportement plastique des polycristaux, nous nous proposons dans cette partie de suivre l'évolution de la texture de la phase β à chaud à l'aide de ce type de modèle.

La théorie de Taylor [29,30,31]

Le gradient de déplacement imposé à chaque grain étant égal au gradient de déplacement du polycristal, le tenseur gradient de déplacement microscopique s'exprime dans le repère lié au grain par la relation 4.1.

$$dE^c = T \cdot dE \cdot T^{-1} \quad 4.1$$

T: matrice de passage du repère d'échantillon au repère du grain

Ce déplacement est accommodé par des cisaillements du grain lors de l'activation de différents systèmes de glissement et par une rotation de celui-ci. Le tenseur gradient de déplacement se décompose alors en une rotation pure $d\Omega^c$ et des déplacements à plan invariant comme l'indique la relation 4.2.

$$dE^c = d\Omega^c + \sum_{s=1}^n dE^s \quad 4.2$$

-n: nombre de systèmes de glissement

- E^s : déformation associée au cisaillement γ^s

Les composantes du tenseur dE^s sont définies par $de_{ij} = r_i^s v_j^s d\gamma^s$ avec v_j et r_i respectivement les composantes de la normale au plan de glissement et de la direction de glissement du système considéré.

L'identification des parties symétriques et antisymétriques de l'expression 4.2 donne:

$$\frac{1}{2}(de_{ij}^c + de_{ji}^c) = \frac{1}{2} \sum_{s=1}^n (r_i^s v_j^s + r_j^s v_i^s) \cdot d\gamma^s \quad 4.3$$

$$\frac{1}{2}(de_{ij}^c - de_{ji}^c) = d\omega_{ij}^c + \frac{1}{2} \sum_{s=1}^n (r_i^s v_j^s - r_j^s v_i^s) \cdot d\gamma^s \quad 4.4$$

La résolution de l'équation 4.3 permet d'identifier les taux de cisaillement associés aux différents systèmes de glissement. Ces derniers imposent ensuite la rotation du grain à travers l'équation 4.4. Différentes méthodes de calcul ont été proposées pour quantifier l'activité des différents systèmes.

Dans les différentes approches, la résolution des équations non linéaires de la théorie de Taylor, impose de travailler à partir de déformations infinitésimales. Dans la pratique, on décompose alors la déformation totale en petits incréments correspondant au maximum à 5% de déformation.

Calcul de l'activité des systèmes de glissement

Une première méthode proposée par Taylor permet de résoudre l'équation 4.3 en fixant comme inconnues les n cisaillements $d\gamma^s$. En général, un tenseur symétrique possède 6 composantes indépendantes. S'agissant d'un tenseur de déformation, la relation de conservation de volume réduit le nombre de composantes indépendantes à 5. La relation 4.3 permet donc d'écrire 5 équations indépendantes qu'il faut résoudre en identifiant les n cisaillements $d\gamma^s$. Taylor considère alors que seulement 5 systèmes de glissement sont actifs.

$$\tau^s = \tau_s^0 \operatorname{sgn}(\dot{\gamma}_s) \left| \frac{\dot{\gamma}_s}{\dot{\gamma}_0^s} \right|^m$$

-m: coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation

- τ_s^0 et $\dot{\gamma}_0^s$: quantités de référence

Fig. 4.5: Loi viscoplastique

$$\tau^\alpha = \sum_{\beta} H^{\alpha\beta} |\dot{\gamma}^\beta|$$

avec:

$$H^{\alpha\beta} = q^{\alpha\beta} h_0 \left\{ 1 - \left(\frac{\tau_0^\alpha}{\tau_{\text{sat}}} \right) \right\}^a$$

τ_0^α et τ_{sat} : quantités de références

n: nombre de systèmes de glissement

$\alpha, \beta = 1, \dots, n$

$q^{\alpha\beta}$: matrice nxn

systèmes coplanaires: $q^{\alpha\beta} = q_1$

systèmes colinéaires: $q^{\alpha\beta} = q_2$

systèmes perpendiculaires: $q^{\alpha\beta} = q_3$

autres relations entre les systèmes: $q^{\alpha\beta} = q_4$

(les paramètres q_i et a doivent être adaptés pour reproduire la loi d'écroutissage du matériau)

Fig. 4.6: Loi d'écroutissage quantifiant l'interaction entre les systèmes de glissement

dans un grain. La combinaison des 5 systèmes de glissement réellement activés est celle qui minimise l'énergie interne de déformation. Celle-ci s'exprime à travers la relation 4.5.

$$dW = \sum_s \tau_c^s \cdot d\gamma^s = \text{minimum} \quad 4.5$$

où τ_c^s est la cission critique nécessaire pour activer le système considéré

Souvent, le critère de minimisation de l'énergie interne n'est pas suffisant pour choisir une seule combinaison. Renouard et Wintenberger [30] proposent alors de prendre en compte un critère de sélection supplémentaire qui consiste à minimiser non seulement le travail de déformation mais également sa vitesse de variation. Une autre solution consiste à associer à chaque cisaillement $d\gamma^s$ une cission critique particulière, dépendant à la fois du système actif et de son activité. Il est alors nécessaire d'établir une relation (4.6) entre la cission résolue et le cisaillement correspondant.

$$\tau^s = f(\dot{\gamma}^s) \quad 4.6$$

Du point de vue de la physique du matériau, il paraît raisonnable de mettre ces deux quantités en rapport. De telles relations permettent alors de tenir compte du comportement viscoplastique du matériau avec l'introduction du coefficient m de sensibilité à la vitesse de déformation (fig. 4.5) ou (et) des phénomènes d'écroutissage en introduisant une matrice prenant en compte les interactions entre les différents systèmes de glissement (fig. 4.6) [2,32,33].

D'autres développements ont été proposés pour calculer l'activité des différents systèmes. Dans l'équation 4.3, les inconnues $d\gamma^s$ sont remplacées par les cissions résolues associées, en utilisant les lois précédentes. Ces mêmes cissions sont enfin reliées à l'état de contrainte du grain à l'aide du facteur de Schmid généralisé dont l'expression est donnée dans l'équation 4.7.

$$\tau^s = \sum_{ij} r_i^s \cdot v_j^s \cdot \sigma_{ij} \quad 4.7$$

A partir de l'équation 4.3 et en tenant compte des modifications précédentes, on obtient la relation 4.8, liant le taux de déformation imposée ($\dot{\epsilon}$) à la réponse en contrainte du grain.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{\dot{\gamma}_0}{2 \cdot \tau_0^{1/m}} \cdot \sum_s (m_{ij}^s + m_{ji}^s) \cdot m_{kl}^s \cdot \sigma_{kl} \cdot |m_{mn}^s \cdot \sigma_{mn}|^{(1/m-1)} \quad 4.8$$

avec $m_{ij} = r_i \cdot v_j$

Les inconnues de cette dernière équation sont les composantes du tenseur de contrainte. Leur nombre étant souvent égal au nombre de composantes du tenseur de vitesse de déformation, on se ramène à la résolution d'un système comportant n équations et n inconnues.

Avec cette démarche, utilisée par Tóth [12,32], tous les systèmes de glissement sont sollicités pour accommoder la déformation. Notons tout de même que souvent, seulement quelques systèmes sont associés à des taux de cisaillement importants.

Les différentes versions du modèle de Taylor

Dans la version initiale de la théorie de Taylor, la déformation microscopique est totalement définie à partir de la déformation macroscopique. On parle alors de la version à déformation totalement imposée (DTI).

Cependant, Honnef et Mecking [34] ont observé, lorsque les grains sont aplatis par le laminage, que certaines composantes de cisaillement pouvaient être très différentes de celles imposées à la matrice. Ils proposent alors de modifier l'approche DTI en considérant que certaines composantes de déformation sont libres (fig. 4.7).

Cette approche à déformation partiellement imposée, appelée 'version relâchée de Taylor', peut être adaptée à différents types de morphologies du grain:

- forme en latte: correspondant à la relaxation de la composante ϵ_{13}
- forme en crêpe: correspondant à la relaxation des composantes ϵ_{13} et ϵ_{23} .

L'introduction de ces hypothèses supplémentaires fondées sur l'observation, présente plusieurs avantages. L'accommodation du grain à la déformation imposée est facilitée. De plus, les incompatibilités créées au niveau des joints de grains en question sont réduites.

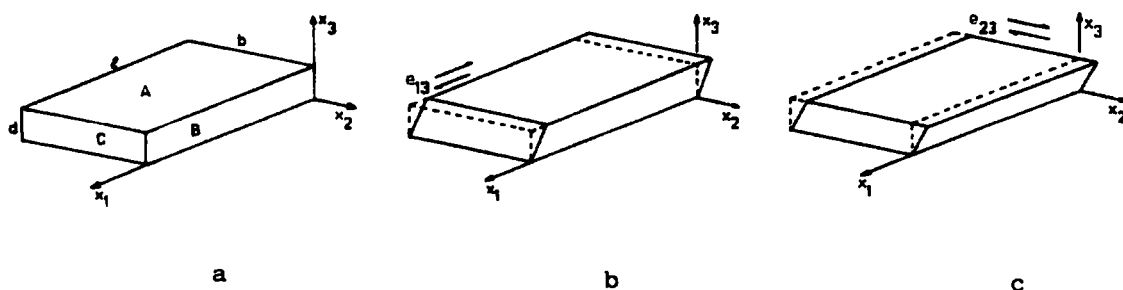


Fig. 4.7: Représentation schématique d'un grain aplati par laminage dans une tôle
 x_1 : direction de laminage
 x_3 : direction normale

Des incompatibilités de déformation peuvent être tolérées au niveau de joints de type B et C, ce qui permet de relâcher les cisaillements ϵ_{13} et ϵ_{23}

IV.42- Résultats des simulations

Dans l'étude du comportement à chaud d'un polycristal, il est intéressant de prendre en compte son comportement viscoplastique. Nous avons donc effectué les simulations à partir du programme de calcul LSTAYLOR, développé par Tóth et utilisant le coefficient de sensibilité 'm' à la vitesse de déformation du matériau [35]. La procédure de calcul de l'activité des différents systèmes permet de tenir compte de l'ensemble des systèmes de glissement pour accommoder la déformation.

Paramètres de la modélisation

Choix du paramètre m

La détermination expérimentale de 'm' n'a pas été possible à partir des quelques essais de laminage réalisés pour cette étude. De ce fait, nous avons retenu les valeurs de 'm' publiées dans la littérature, qui correspondaient le mieux aux conditions de laminage imposées à nos échantillons.

L'étude des données bibliographiques met en avant l'influence sensible de la vitesse et de la température de déformation sur l'évolution de 'm'. Le mode de déformation, la morphologie initiale et le taux de déformation font également varier ce coefficient. Dans le cas de l'alliage TA6V, pour les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $10s^{-1}$ et les températures de $980^{\circ}C$ et $1200^{\circ}C$, les valeurs recensées pour 'm' se situent dans l'intervalle 0,1 et 0,3 [26,36,37,38].

Les variations de 'm' dans ce domaine affectent peu l'évolution de la texture simulée. Ainsi, nous avons imposé $m=0.2$ pour l'ensemble des simulations présentées dans ce travail.

Systèmes de glissement sélectionnés

Comme signalé précédemment, les rapports de cisssions critiques sont encore mal connus pour les déformations à chaud des CC. On les considère alors comme des paramètres que l'on modifie entre des valeurs extrémales compatibles avec les faits expérimentaux. Dans les tests, nous avons modifié la part relative jouée par chaque système de glissement dans l'accommodation de la déformation en donnant des valeurs différentes aux contraintes critiques résolues. Cependant, avec la valeur retenue pour le paramètre 'm', les valeurs des cisssions critiques de chaque système n'ont pas une influence très sensible sur les modifications de texture. La condition essentielle pour reproduire la texture réelle semble le choix de la direction de glissement $\langle 111 \rangle$.

Pour les simulations présentées dans ce travail, les deux systèmes $\{110\}\langle 111 \rangle$ et $\{112\}\langle 111 \rangle$ ont été utilisés avec des cisssions égales à 1. L'utilisation du système $\{123\}\langle 111 \rangle$ n'a pas permis d'améliorer de manière sensible les résultats de la simulation.

Tenseur de déformation

Comme dans toutes les versions du modèle initial de Taylor, la déformation totale est modélisée par une succession de petits incréments de déformation. Le nombre et le pas des incréments sont reliés à l'expression logarithmique de la déformation (4.9).

$$d\epsilon_{\log} = \frac{dh}{h} \tag{4.9}$$

$$\epsilon_{\log} = \int_{h_0}^h \frac{dh}{h} = \ln \frac{h}{h_0}$$

En exprimant la déformation logarithmique par rapport à la déformation technique considérée jusqu'à présent et définie comme suit:

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{\text{tech}} = \frac{\Delta \mathbf{h}}{\mathbf{h}_0} = \frac{\mathbf{h} - \mathbf{h}_0}{\mathbf{h}_0} \quad 4.10$$

Nous obtenons:

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{\text{log}} = \ln(1 + \boldsymbol{\varepsilon}_{\text{tech}}) \quad (\text{à noter que dans le cas du laminage } \varepsilon_t < 0) \quad 4.11$$

Cette déformation globale est alors divisée en n pas de déformation compte tenu de l'incrément de déformation choisi $\Delta \boldsymbol{\varepsilon}$:

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{\text{log}} = \Delta \boldsymbol{\varepsilon} \cdot n \quad \text{avec} \quad \Delta \boldsymbol{\varepsilon} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \Delta t \quad 4.12$$

Le tenseur de déformation correspondant à un laminage s s'exprime alors:

$$\begin{pmatrix} \boldsymbol{\varepsilon}_{\text{log}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -\boldsymbol{\varepsilon}_{\text{log}} \end{pmatrix} = n \begin{pmatrix} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \end{pmatrix} \cdot \Delta t \quad 4.13$$

Dans cette étude, les simulations ont été effectuées en fixant les paramètres du tenseur gradient de déformation à:

$$\begin{aligned} d\boldsymbol{\varepsilon} &= 0,025 & \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} &= 0,05 \text{ s}^{-1} \\ & & \Delta t &= 0,5 \text{ s} \end{aligned}$$

De ce fait, les taux de déformation relatifs aux échantillons RI, RJ et RK sont obtenus par des nombres d'incrément respectifs de 16, 40 et 60.

Du fait de la morphologie des grains (en forme de crêpe), les composantes ε_{12} et ε_{23} du tenseur de déformation ont été relâchées.

Discrétisation de la texture initiale

Pour modéliser l'évolution de texture, différents essais ont été effectués à partir d'une texture initiale isotrope ou non. Dans tous les cas, la texture initiale a été décrite par n volumes cristallins différents avec des orientations propres.

Cette opération a été réalisée en discrétisant la fonction de densité d'orientations suivant des volumes élémentaires ($\Delta\varphi_1, \Delta\phi, \Delta\varphi_2$) pavant l'espace d'Euler. Le poids correspondant à chaque orientation ($\varphi_1, \phi, \varphi_2$) est l'intégrale de la F.D.O. sur ces volumes. Seules les valeurs de la F.D.O. supérieures à un certain seuil fixé au préalable sont prises en considération. Le nombre d'orientations individuelles retenues pour chaque modélisation est d'environ 1000. La fonction de texture est recalculée à chaque étape de la simulation en tenant compte des rotations associées à la déformation modélisée des grains

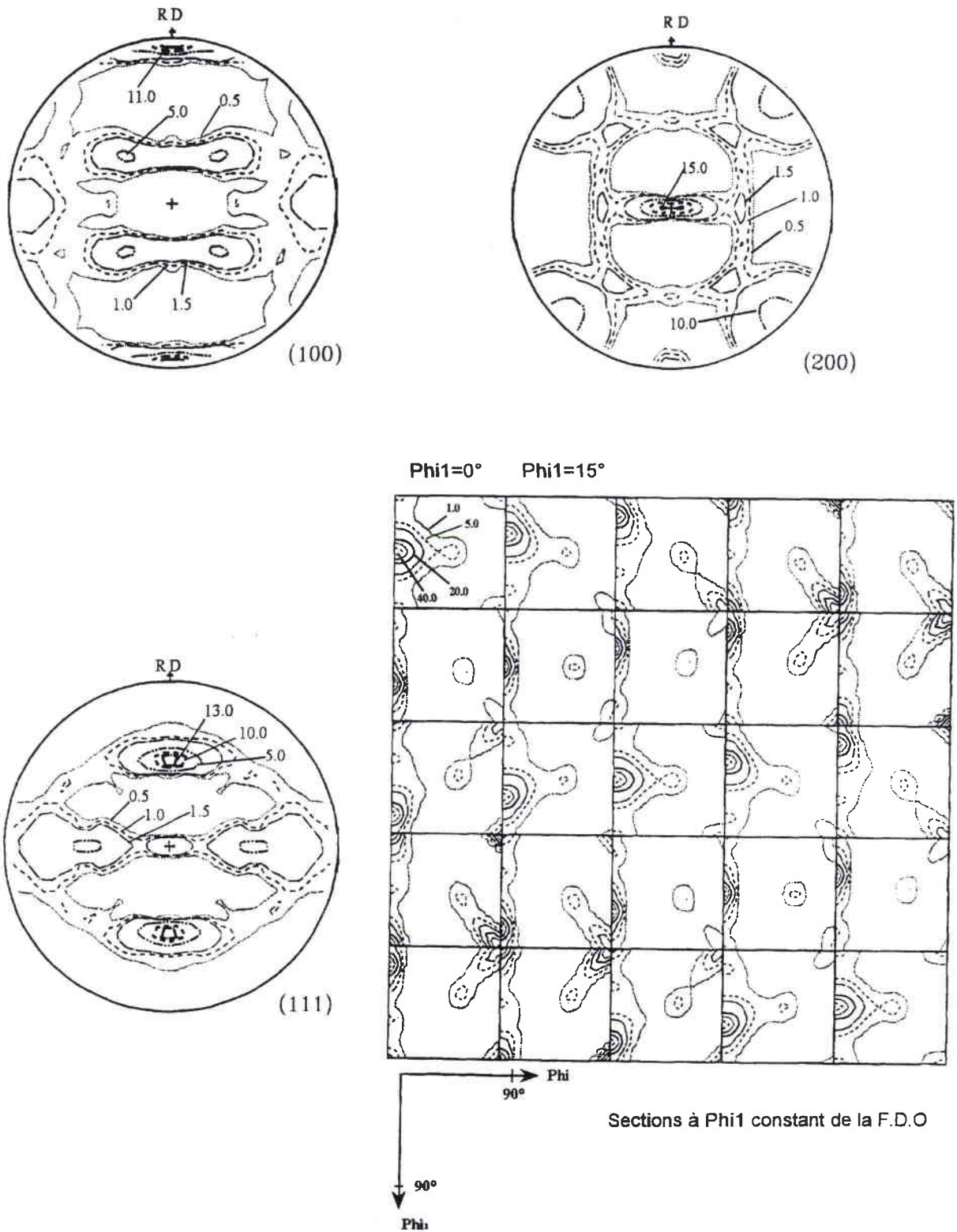


Fig. 4.8: Texture simulée correspondant à 75% de déformation - Modèle LSTAYLOR $\{110\}\langle 111\rangle + \{112\}\langle 111\rangle$ avec $\tau_{\{110\}} = \tau_{\{112\}} = 1$

Etude des textures simulées

Pour comprendre la formation des textures de laminage à chaud de la phase β , nous avons procédé en deux étapes, en simulant d'une part la texture correspondant aux grandes déformations (échantillon RK, 75% de déformation) et d'autre part celle obtenue pour des déformations plus faibles (échantillon RI, 30% de déformation). La texture de l'échantillon RI (fig. 3.18 et 3.19) est caractérisée par deux fibres partielles : $\{100\}\langle uvw \rangle$ et $\{111\}\langle uvw \rangle$. Avec l'augmentation de la déformation, la texture évolue et se marque davantage. A 75% de déformation, les orientations distribuées autour de l'orientation idéale caractérisée par les angles d'Euler ($45^\circ, 0^\circ, 0^\circ$) ($\{100\}\langle 110 \rangle$) sont largement favorisées, alors que la fibre γ est toujours présente (fig. 3.18 et 3.19).

Simulation de la texture de la phase β déformée de 75% à 1050°C (échantillon RK)

Les premières simulations ont été réalisées à partir d'une texture isotrope. Rappelons que la texture de la phase β à chaud avant déformation a été déterminée qualitativement au moyen de 202 orientations individuelles. Ces résultats, présentés au chapitre 3 figure 3.17, montrent que cette texture est peu marquée. Ainsi, en effectuant nos simulations à partir d'une texture isotrope, nous nous plaçons dans des conditions proches des conditions expérimentales.

Les résultats de la simulation, obtenus pour un taux de déformation de 75%, sont présentés figure 4.8 à l'aide des figures de pôles (100), (110), (111) et des sections à Φ constant de la F.D.O.. Cette simulation a été obtenue en introduisant dans le programme de calcul 'LSTAYLOR' en version relâchée, les systèmes de glissement $\{110\}\langle 111 \rangle$ et $\{112\}\langle 111 \rangle$ avec des cissons critiques égales à 1. La composante principale de la texture simulée est constituée d'orientations centrées autour de l'orientation ($45^\circ, 0^\circ, 0^\circ$). La fibre γ est présente mais de façon peu marquée. En effet, les autres orientations caractérisées par les angles ($90^\circ, 55^\circ, 45^\circ$), ($270^\circ, 55^\circ, 45^\circ$), ($0^\circ, 55^\circ, 45^\circ$) et ($180^\circ, 55^\circ, 45^\circ$) correspondant à des renforcements de cette fibre, sont minoritaires dans la texture simulée. La composante ($45^\circ, 0^\circ, 0^\circ$) et la fibre γ sont caractéristiques de la texture de la phase β déformée à chaud, mise en évidence dans cette étude. La simulation permet donc d'obtenir des résultats en accord avec nos observations.

Cependant, quelques différences existent entre les textures simulées et expérimentales. Dans la section à $\Phi=0$ de la F.D.O. simulée, les densités d'orientations évoluent de manière continue entre les orientations ($0^\circ, 0^\circ, 45^\circ$) et ($0^\circ, 55^\circ, 45^\circ$). L'ensemble de ces orientations forme la fibre α ($\{100\}\langle 110 \rangle$ - $\{111\}\langle 110 \rangle$, fig. 4.1), connue pour être une composante des textures de déformation à froid des CC. Les composantes ($0^\circ, 0^\circ, 45^\circ$) et ($0^\circ, 55^\circ, 45^\circ$) sont donc des renforcements de cette fibre dans la texture simulée. Cependant, dans la texture expérimentale (fig. 3.18 et 3.19), cette fibre ne se développe pas. En effet, il n'y a pas d'orientations qui assurent la continuité entre la composante ($0^\circ, 0^\circ, 45^\circ$) et ($0^\circ, 55^\circ, 45^\circ$).

Une deuxième différence entre la texture expérimentale et simulée réside dans les intensités de textures obtenues. La modélisation prédit en effet une texture beaucoup plus marquée (le maximum de la F.D.O. est de 40) qu'elle ne l'est expérimentalement.

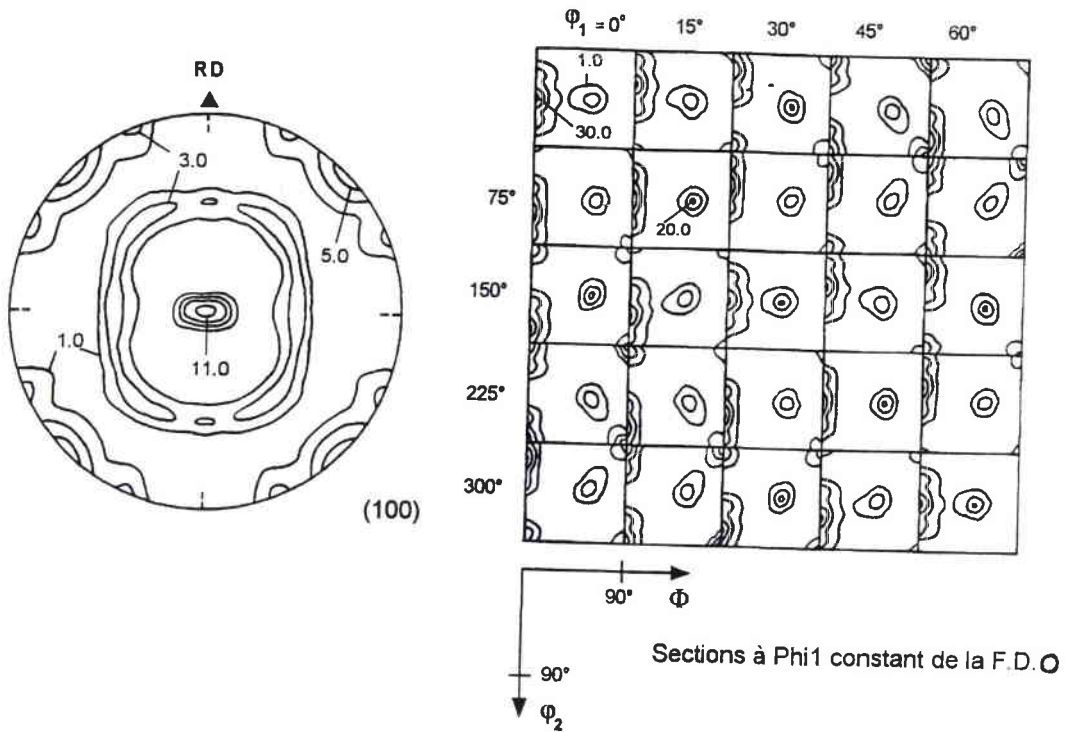


Fig. 4.9: Simulation de la texture de l'échantillon RK à partir de la texture de l'échantillon RI-Modèle LSTAYLOR

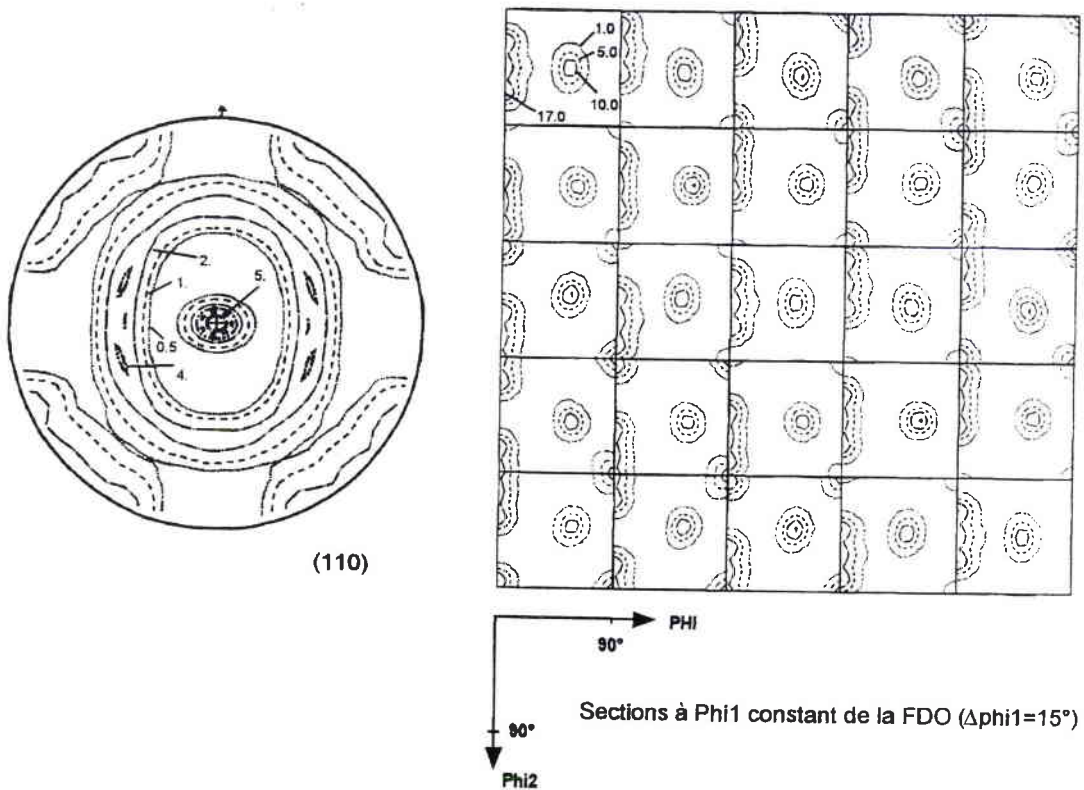


Fig. 4.10: Simulation de la texture de l'échantillon RK à partir de la texture de l'échantillon RI-Modèle Auto-Cohérent

Pour mieux comprendre la formation de la texture de l'échantillon RK, déformé de 75% à 1050°C, nous avons effectué la même simulation, en partant de la texture de l'échantillon RI, déjà déformé de 30% à chaud. Cette texture est caractérisée par les fibres $\{100\}_{\langle uvw \rangle}$ et $\{111\}_{\langle uvw \rangle}$ (fig.3.18 et 3.19). Elle contient donc déjà toutes les composantes présentes après 75% de déformation. Les résultats de simulation, présentés figure 4.9, sont de meilleure qualité.

La texture simulée est caractérisée par la fibre γ et par une seconde composante, constituée d'orientations centrées autour de l'orientation $(0^\circ, 0^\circ, 45^\circ)$. La fibre α inexistante dans la texture de départ, n'apparaît pas dans la modélisation. De plus, la fibre γ est renforcée pour un meilleur accord avec les résultats expérimentaux. L'acuité de la texture simulée a diminué mais reste cependant trop élevée par rapport aux valeurs expérimentales.

A titre comparatif, nous avons mis en oeuvre le modèle viscoplastique auto-cohérent, développé par Molinari et Tóth. La simulation a été effectuée, comme précédemment, en partant de la texture de l'échantillon RI. Les résultats sont présentés figure 4.10, à l'aide de la figure de pôles (100) et des sections à Φ constant de la F.D.O.. La fibre γ et la composante $(0^\circ, 0^\circ, 45^\circ)$ sont à nouveau caractéristiques de la texture simulée. L'acuité de la texture est en meilleur accord avec les observations expérimentales. Cependant, la fibre γ est plus marquée dans la simulation qu'elle ne l'est expérimentalement.

L'analyse de ces résultats permet de conclure que le glissement cristallographique est un mécanisme essentiel pour accommoder la déformation plastique imposée à 1050°C dans le cas du TA6V. En accord avec les informations bibliographiques, la déformation par glissement cristallographique stabilise la composante $(0^\circ, 0^\circ, 45^\circ)$. De même, le relâchement du cisaillement ϵ_{23} favorise l'apparition de la fibre γ dans les textures de déformation. Le modèle self consistent, en tenant compte des interactions entre grains, ne permet pas d'améliorer les résultats de simulation. Cependant, la texture de l'échantillon RK ne peut être simulée avec exactitude en partant d'une texture isotrope. En effet, dans ce cas, le modèle de déformation prédit l'apparition de la fibre α , absente dans la texture expérimentale. Les résultats de la simulation sont de meilleure qualité en utilisant une texture d'un état déjà déformé à chaud.

Simulation de la texture de la phase β déformée de 30% à 1050°C (échantillon RI)

La texture obtenue après 30% de déformation est difficile à reproduire en introduisant uniquement le glissement cristallographique dans le modèle de déformation. La texture simulée à partir d'une texture initialement isotrope et correspondant à 30% de déformation est présentée figure 4.11. Elle présente déjà de façon très marquée les composantes citées précédemment pour la simulation de l'échantillon RK. En effet, l'orientation $(0^\circ, 0^\circ, 45^\circ)$ est très marquée et la fibre γ est présente avec une intensité très faible. Ces deux composantes constituent à nouveau des renforcements de la fibre α . D'autres simulations ont été effectuées à partir de la texture de la phase β à haute température, évaluée par méthode indirecte avant déformation (fig. 3.17). Cependant, les résultats obtenus n'ont pas permis d'améliorer la qualité de la simulation.

Le modèle de déformation ne permet donc pas de prédire avec exactitude la texture de l'échantillon déformé de 30%, caractérisée par les deux fibres très marquées $\{100\}\langle uvw \rangle$ et $\{111\}\langle uvw \rangle$ (fig. 3.18 et 3.19). Il est possible que la prise en compte de la restauration dynamique permette d'améliorer la qualité de l'analyse. Comme cité précédemment, ce mécanisme d'adoucissement peut modifier la texture par la formation de cellules de restauration fortement désorientées dans un grain initialement déformé.

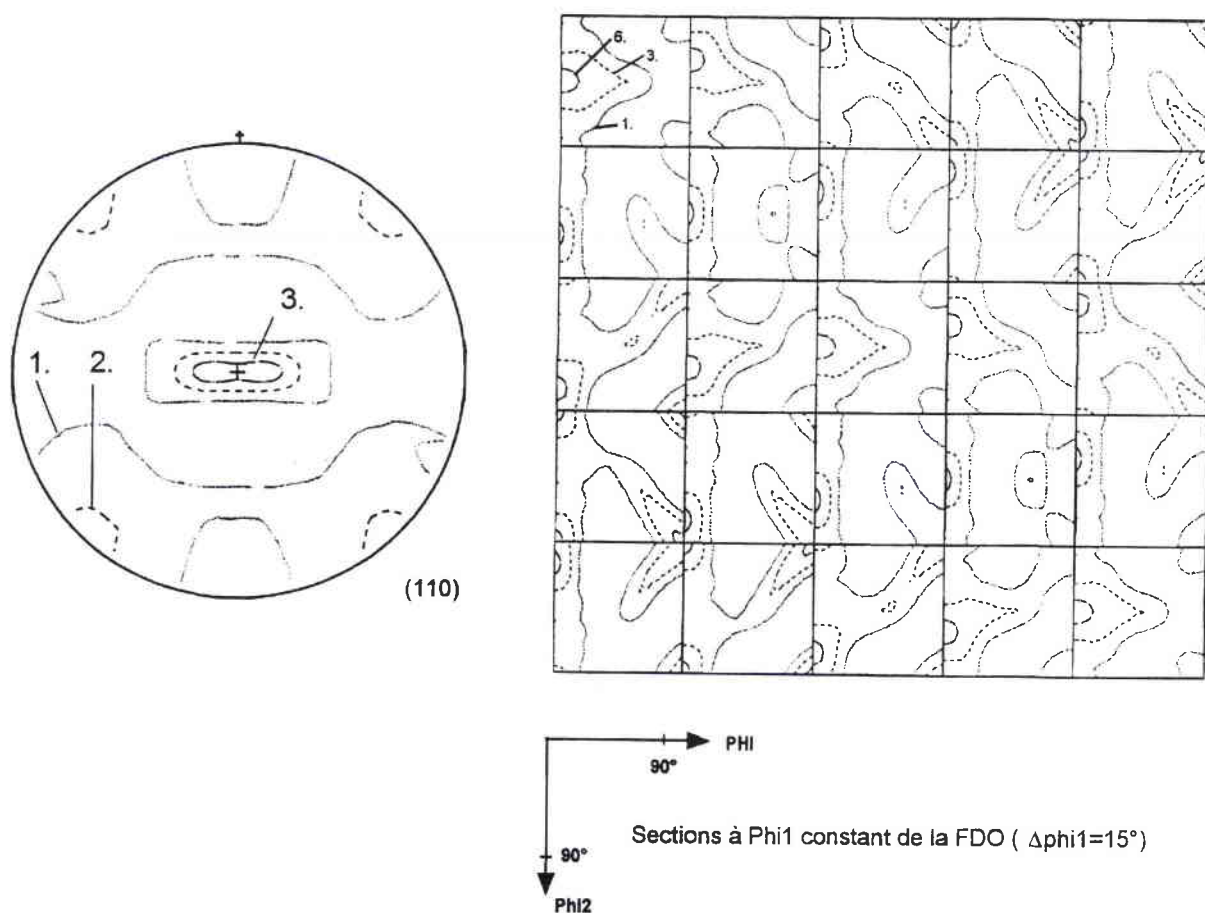


Fig. 4.11: Texture simulée correspondant à 30% de déformation - Modèle LSTAYLOR $\{110\}\langle 111 \rangle + \{112\}\langle 111 \rangle$ avec $\tau_{\{110\}} = \tau_{\{112\}} = 1$

IV.5- Conclusion

La déformation à 1050°C modifie de manière sensible la texture de la phase β de l'alliage TA6V. Initialement très peu marquée, cette texture évolue après 30% de déformation vers une texture de fibre caractérisée par les composantes $\{100\}\langle uvw \rangle$ et $\{111\}\langle uvw \rangle$ (fibre γ). L'augmentation de la déformation jusqu'à 75% a pour effet de favoriser l'orientation $\{100\}\langle 110 \rangle$ dans la fibre $\{100\}\langle uvw \rangle$ alors que la fibre $\{111\}\langle uvw \rangle$ est conservée.

Les textures de fibre sont caractéristiques des matériaux à maille cubique centrée. De plus, les textures de déformation à chaud de la phase β , mises en évidence dans cette étude, sont en accord avec les textures de déformation à chaud des CC, cependant peu étudiées dans la littérature.

Cette texture se développe en fait sous l'effet des mécanismes de déformation et d'adoucissement, mis en jeu par la phase β pour accommoder la déformation. En accord avec des résultats publiés, nous avons montré, grâce à l'étude microstructurale de la phase α héritée de la phase β haute température par transformation de phase, que les principaux mécanismes activés par la phase β étaient le glissement cristallographique et la restauration dynamique.

A l'aide de la version viscoplastique d'un modèle de déformation de type Taylor, développée par Tòth, nous avons mis en évidence que la déformation par glissement cristallographique permettait d'expliquer la composante $\{100\}\langle 110 \rangle$ observée dans la texture expérimentale. De même, le relâchement des cisaillements ϵ_{13} et ϵ_{23} favorise la formation de la fibre γ . Par contre, le modèle de déformation ne permet pas de reproduire avec exactitude la texture observée pour des taux de déformation plus faibles de 30%. Dans ce cas, il est possible que la prise en compte de la restauration dynamique, mise en évidence dans la déformation à chaud de cet échantillon, permette d'améliorer les résultats de la simulation.

IV.6- Références

- [1] Z. S. Zhu, J. L. Gu et N. P. Chen
'Transition textures induced by cyclic phase transformation in titanium sheet'
Scripta Metallurgica et Materialia vol.32 N°4, pp.499-504, 1995
- [2] S. Mercier, L.S. Tóth and A. Molinari
Textures and Microstructures, in press
- [3] F. Chaussy and J.H. Driver
'Hot deformation and α precipitation in a β -Cez alloy: a microdiffraction study'
Proc. 'l'alliage de titane β -Cez' Edition de la revue métallurgie N°8, pp.57-65, Paris
1994
- [4] K. Lücke and M. Hölscher
'Rolling and recrystallization textures of BCC steels'
Textures and Microstructures, vol.14-18, pp.585-596, 1991
- [5] C. Därmann, S. Mishra et K. Lücke
'On the rolling texture in BCC metals and comparison to theory'
Proc. ICOTOM 7, Holland, pp.211-227, 1984
- [6] D. Raabe and K. Lücke
'Rolling and annealing textures of BCC Metals'
Proc. ICOTOM 10, Germany, vol. 157-162, pp. 597-610, 1994
- [7] D. Raabe and K. Lücke
'Annealing textures of BCC metals'
Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 27, pp. 1533-1538, 1992
- [8] Cl. Maurice and J.H. Driver
'High temperature plane strain compression of cube oriented aluminium crystals'
Acta Metall. mater. vol.41, n°6, pp.1653-1664, 1993
- [9] M. Blicharski, R. Becker and Hsun Hu
'Deformation texture of channel-die deformed aluminium bicrystals with
S orientations'
Acta Metal. Mater. vol.41, n°7, pp.2007-2016, 1993
- [10] Cl. Maurice and J.H. Driver
'Hot rolling textures of aluminium'
Proc. ICOTOM 10 Germany, vol.157-162, pp.807-812, 1994
- [11] B. Bacroix and J.J. Jonas
'The Influence of non-octahedral slip on texture development in FCC metals'
Textures and Microstructures, Vol.8 et 9, pp.267-311, 1988

- [12] Cl. Maurice, J.H. Driver and L.S. Tóth
'Modelling high temperature rolling textures of FCC metals'
Textures and Microstructures Vol.19, pp.211-227, 1992
- [13] W.G. Burgers and T. Tiedema
'Notes on the theory of annealing textures'
Acta Metall. 1, pp. 230-234, 1953
- [14] D. Raabe
'On the orientation dependence of static recovery in low-carbon steels'
Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 33, pp. 735-740, 1995
- [15] A.W. Bowen, D.S. Damnaid et P.G. Partridge
'Effect of high temperature deformation on the texture of a two-phase titanium alloys'
Journal of Materials Science 26, pp.3457-3462, 1991
- [16] G. V. Shakhonova
'Resistance to Deformation and Dynamic Changes in the Structure of two-Phase Titanium Alloys under Hot Deformation'
4th International Conference on Titanium, 1980, pp. 849-861
- [17] B. Orlans-Jolivet, J.H. Driver and F. Montheillet
'Plane strain compression of silicon-iron single crystals'
Acta Metall. mater. vol.38, n°4, pp.581-584, 1990
- [18] F. Wagner, G. Canova, P. Van Houtte and A. Molinari
'Comparison of simulated and experimental deformation textures for BCC Metals'
Textures and Microstructure, vol. 14-18, pp. 1135-1140
- [19] P. Van Houtte
'Influence of the critical shear stress ratio of {112} and {110} slip planes on the rolling texture of BCC metals'
Proc. ICOTOM 5; Germany, pp.347-356, 1978
- [20] J.H. Driver
'Deformation texture formation from single crystals'
Proc. ICOTOM 10, Germany, vol.157-162, pp.585-596, 1994
- [21] D. Raabe and J. Boeslau
'Simulation and experimental examination of the evolution of orientation gradients in single grains during rolling of BCC polycrystals'
Phys. Stat. Sol., 181, pp. 291-299, 1994
- [22] B. Orlans-Joliet, R.Y. Fillit, J.H. Driver
'Grain reorientation of BCC (Fe-3%Si) crystals in plane strain compression'
Proc. ICOTOM 8, New Mexico, pp.493-498, 1988

- [23] B. Bacroix and J. J. Jonas
'The influence of temperature on deformation textures in FCC metals'
a. Experimental evidence
b. The influence of cross-slip
c. The influence of dynamic recovery
Proc. ICOTOM 8, Santa Fe, pp.403-429, 1988
- [24] V. Marx, D. Raabe, G. Gottstein
'Simulation of the influence of recovery on the texture development in cold rolled BCC alloys during annealing'
Proc. of the 16th RISØ International Symposium on Materials Science
'Microstructural and Crystallographic Aspect of Recrystallisations', Denmark, 1995
- [25] A. M. Chaze and F. Montheillet
'Hot working of the β phase of titanium alloys: which type of dynamic recrystallization?'
Proc. 'l'alliage de titane β -Cez' Edition de la revue métallurgie N°8, pp.41-48, Paris 1994
- [26] J. C. Malcor
'Comportement mécanique et évolution structurale de l'alliage de titane TA6V dans le domaine du forgeage à chaud'
Thèse de Doctorat- Ingénieur ENSMP-1983
- [27] A. Molinari et L.S. Tóth
a. 'Tuning a self consistent viscoplastic model by finite element results - I. Modelling.
b. 'Tuning a self consistent viscoplastic model by finite element results - II. Application to torsion textures
Acta metall. mater., vol. 42, n°7, pp. 2453-2466, 1994
- [28] D. Dunst, R. Dendievel et H. Mecking
'The development of deformation textures as a function of the phase fractions in two-phase titanium base alloys'
Proc. ICOTOM 10 Germany, Vol.157-162, pp.665-672, 1994
- [29] P. Van Houtte
'Some recent developments in the theories for deformation texture prediction'
Proc. ICOTOM 7, Holland, pp. 7-23, 1984
- [30] P. Van Houtte
'A comprehensive Mathematical formulation of an extended Taylor-Bishop-Hill model featuring relaxed constraints, the Renouard-Winterberger theory and a strain rate sensitivity model'
Textures and Microstructures vol.889, pp.313-350,1988
- [31] K. W. Neale, L.S. Tóth and J.J. Jonas
'Large strain shear and torsion of rate sensitive FCC Polycrystals'
International Journal of Plasticity vol.6, pp.45-46, 1990

- [32] L.S. Tóth, P. Gilormini et J. J. Jonas
'Effect of a rate sensitivity on the stability of torsion textures'
Acta Metall. vol.36, n°12, pp.3077-3091, 1988
- [33] L. S. Tóth
'Incorporation of microscopic hardening laws in polycrystal texture modelling'
Joint Meeting on Computer Simulation in Texture Research, Aachen 1995
- [34] H. Honneff et H. Mecking
'Textures of Materials' G. Gottstein and K. Lücke eds. p.265, 1978.
- [35] L.S. Tóth
'LSTAYLOR'-Rate sensitive Taylor software, January 1994.
- [36] S. M. L. Sastry, P. S. Pao and K. K. Sankaran
'High temperature deformation of TA6V'
Proc. of the fourth international conference on titanium, Japan, vol. 2 , pp. 873-886,
1980
- [37] C. C. Chen and J. E. Coyne
Deformation characteristics of TA6V alloy under isothermal forging conditions
Metallurgical Transactions A, vol 7A, pp. 1931-1941, 1976
- [38] Y. Combres, K. Takahashi, A.-M. Chaze and C. Levillant
Rev. Franç. de Métall., 89, pp. 57, 1992

Etude de l'évolution de texture de la phase α après laminage à 1050°C

V.1	Introduction.....	p.137
V.2	Modélisation de la transformation de texture sans sélection... de variantes	p.138
	Modèle de transformation sans sélection de variantes Etude de la texture de la phase α après un traitement thermique à 1050°C Etude de la texture de la phase α après une déformation par laminage à 1050°C	
	Cas d'une déformation de 30% à 1050°C Cas d'une déformation de 75% à 1050°C	
V.3	Modélisation de la transformation de texture avec sélection.. de variantes	p.150
	Modèle de transformation avec sélection de variantes Recherche des mécanismes de sélection des variantes Modélisation de la texture de la phase α après 75% de déformation à 1050°C	
V.4	Conclusion.....	p.164
V.5	Références.....	p.165

V.1 Introduction

Dans le chapitre 3, nous avons présenté les textures de la phase α observées à température ambiante dans une tôle de TA6V laminée à différents taux de réduction dans le domaine β . On se souvient que ces textures varient de façon significative avec le taux de déformation imposé. Initialement presque isotrope, la texture est caractérisée après 30% de déformation, par deux composantes de fibre. Ces deux fibres correspondent d'une part à l'ensemble des cristallites α ayant les plans $\{11.0\}$ parallèles au plan de la tôle et d'autre part à l'ensemble des cristallites ayant les axes c inclinés de 35° par rapport à la direction normale de la tôle. Après 75% de déformation, la texture est très différente. En effet, l'orientation de la majorité des cristallites est caractérisée par les angles d'Euler ($0^\circ, 90^\circ, 0^\circ$).

Ces textures de la phase α sont en fait héritées des textures de la phase β , soumise à la déformation, par la relation d'orientation qui s'établit entre les réseaux des phases β et α lors du changement de phase. Ainsi, une orientation β peut se transformer, selon la relation d'orientation mutuelle de Burgers, au maximum en 12 orientations α , appelées variantes cristallographiques.

Dans ce chapitre, nous nous proposons d'étudier plus en détail les différentes textures de la phase α , observées à température ambiante, après un traitement à 1050°C. Le développement de ces textures est principalement lié à l'évolution de la texture β à chaud du fait de la déformation imposée et à l'influence de cette déformation sur la transformation de phase. En effet, tout comme des paramètres physiques extérieurs (contraintes, gradient de température...) agissent sur la transformation de phase en faisant varier la probabilité d'apparition des variantes cristallographiques, l'état métallurgique du matériau avant transformation a une grande importance sur la statistique d'apparition des variantes cristallographiques lors du changement de phase (mécanisme de sélection de variantes).

L'originalité de ce travail par rapport aux autres études relatives aux changements de textures des produits de TA6V par transformation de phase réside dans le fait que nous avons pu déterminer par des méthodes diverses, les textures de la phase β à 1050°C. De ce fait, pour expliquer le mode d'obtention des textures de la phase α à basse température, héritées des textures de la phase β à 1050°C, il nous est possible de simuler ces textures α à l'aide de modèles de transformation de texture, en utilisant la relation de Burgers d'orientation mutuelle entre réseaux.

Dans un premier temps, nous avons modélisé la transformation de texture sans introduire la sélection des variantes cristallographiques dans la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$. La comparaison entre les textures simulées et expérimentales nous permet de comprendre la formation de la texture expérimentale et d'évaluer l'importance de la sélection des variantes cristallographiques. Dans une seconde étape, nous avons cherché à identifier des mécanismes de sélection de variantes pouvant expliquer les textures α héritées. A cet effet, nous avons simulé différentes hypothèses de sélection de variantes. En particulier, nous avons supposé que les sites privilégiés de germination et de croissance de la phase α étaient liés aux systèmes de glissement actifs de la phase β à 1050°C.

V.2 Modélisation de la transformation de texture sans sélection de variantes

V.21 Modèle de transformation sans sélection de variantes

Le modèle classique de transformation de texture fait uniquement intervenir la relation d'orientation mutuelle entre le réseau de la phase initiale et finale et leurs éléments de symétrie. Dans ce modèle, on considère que chaque variante cristallographique apparaît avec la même probabilité. Ainsi un grain parent d'orientation caractérisée par la rotation g , occupant un volume V_I se transforme en N_F variantes de volumes identiques ($V_F = V_I/N_F$) mais d'orientations différentes. L'orientation de la variante k , caractérisée par la rotation g'_k est liée à l'orientation du grain parent caractérisée par la rotation g selon la relation 5.1.

$$g'_k = \Delta g_0 \cdot S_k^I \cdot g \quad 5.1$$

Δg_0 : la rotation caractérisant la relation d'orientation mutuelle entre le réseau de la phase initiale et finale

S_k^I : le $k^{\text{ième}}$ élément du groupe de symétrie rotationnelle du réseau de la phase initiale

Une étude détaillée de la relation entre l'orientation d'une variante et les orientations de ses parents potentiels permet de déduire la relation (5.2) entre la fonction de texture de la phase d'arrivée f_F et la fonction de texture de la phase parent f_I , dans le cas d'une transformation totale et en négligeant la plasticité de la transformation [1].

$$f_F(g') = \frac{1}{N_F} \cdot \sum_{k=1}^{N_F} f_I(\Delta g_0^{-1} \cdot S_k^F \cdot g') \quad 5.2$$

S_k^F : le $k^{\text{ième}}$ élément du groupe de symétrie rotationnelle du réseau de la phase finale

N_F : le nombre d'éléments du groupe de symétrie rotationnelle du réseau de la phase finale

Cette relation peut aussi s'exprimer par une intégrale de convolution, comme indiqué dans l'équation 5.3 [1].

$$f_F(g') = \int W(\Delta g) \cdot f_I(\Delta g^{-1} g') \cdot d\Delta g \quad 5.3$$

W est la fonction de transformation d'orientation qui exprime les relations d'orientations entre les réseaux des deux phases. Elle peut être développée sur la base des harmoniques généralisés:

$$W(\Delta g) = \sum_l \cdot \sum_u^{M_F(l)} \cdot \sum_{u'}^{M_I(l)} W_l^{uu'} \cdot \ddot{T}_l^{uu'}(\Delta g) \quad 5.4$$

Les fonctions $\ddot{T}_l^{uu'}(\Delta g)$ sont doublement symétrisées: les deux points de gauche et de droite se réfèrent respectivement aux éléments de symétries du réseau de la phase finale et initiale.

Dans le cas d'une relation d'orientation stricte entre réseaux, l'expression des coefficients $W_l^{uu'}$ du développement de la fonction de transformation d'orientation est donnée par la relation 5.5.

$$W_l^{uu'} = (2l + 1) \cdot \ddot{T}_l^{uu'}(\Delta g_0) \quad 5.5$$

Cependant, les relations d'orientations entre réseaux ne sont pas toujours respectées de manière stricte. Expérimentalement, il est fréquent d'observer une dispersion des orientations de la phase finale autour de valeurs moyennes. Pour tenir compte de cette dispersion ϕ_0 , les coefficients $W_l^{uu'}$ sont exprimés à l'aide de l'équation 5.6.

$$W_l^{uu'} = K_l(\phi_0) \cdot \ddot{T}_l^{uu'}(\Delta g_0) \quad 5.6$$

avec

$$K_l(\phi_0) = \frac{\exp\left(\frac{-l^2 \cdot \phi_0^2}{4}\right) - \exp\left(\frac{-(l+1)^2 \cdot \phi_0^2}{4}\right)}{1 - \exp(-\phi_0^2 / 4)}$$

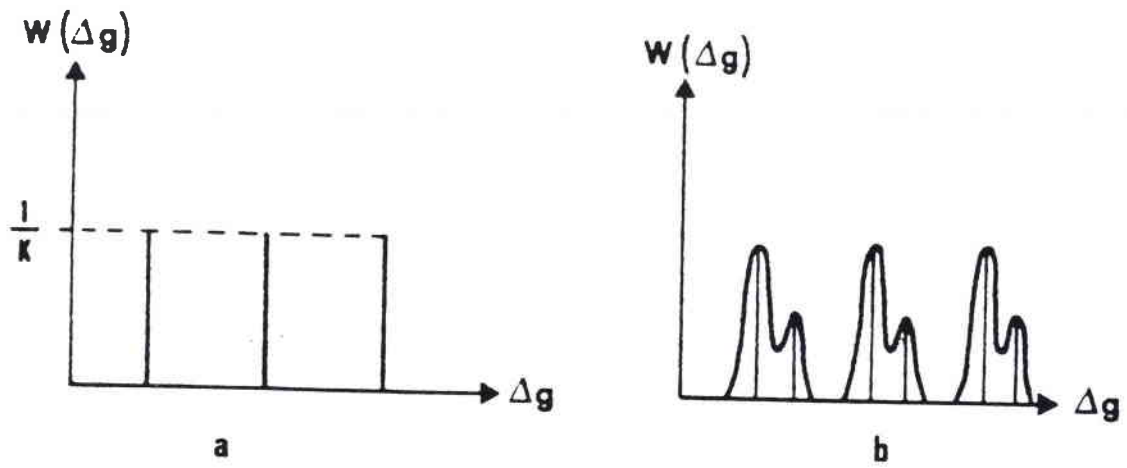


Fig. 5.1: Représentation schématique de la fonction de transformation

- (a) dans le cas d'une relation d'orientation stricte
- (b) dans le cas d'une relation multiple avec dispersion

Certaines transformations de phase peuvent donner lieu à plusieurs relations d'orientations. Dans ce cas, les coefficients $W_1^{uu'}$ sont donnés par l'expression 5.7.

$$W_1^{uu'} = \sum_{i=1}^J M_i \cdot K_i^i \cdot \ddot{T}_1^{uu'} (\Delta g_i) \quad 5.7$$

avec:

J: le nombre total de relations d'orientations considérées

Mi: les poids relatifs de chaque relation d'orientation mutuelle

$$\sum_{i=1}^J M_i = 1$$

$$K_i^i(\phi_{0i}) = \frac{\exp\left(\frac{-l^2 \cdot \phi_{0i}^2}{4}\right) - \exp\left(\frac{-(1+l)^2 \cdot \phi_{0i}^2}{4}\right)}{1 - \exp(-\phi_{0i}^2 / 4)}$$

En développant en série les 3 fonctions impliquées dans l'équation 5.3, on obtient des relations linéaires entre les coefficients C, caractérisant respectivement la texture de la phase initiale et finale:

$$F C_l^{un} = \frac{1}{(2l+1)} \cdot \sum_{u'=1}^{M_I(l)} W_1^{uu'} \cdot C_l^{u'n} \quad 5.8$$

Le modèle de transformation de texture utilisé dans cette partie, établit un système d'équations entre les coefficients C de la phase β de structure cubique centrée et ceux de la phase α de structure hexagonale compacte, à l'aide de la relation d'orientation mutuelle stricte de Burgers liant les deux phases (5.9).

$$\begin{aligned} (110)_\beta // (00.1)_\alpha \\ [\bar{1}1\bar{1}]_\beta // [2\bar{1}.0]_\alpha \end{aligned} \quad 5.9$$

Ce modèle nous permet dans un premier temps, de simuler sans sélection de variantes, la texture α héritée de la texture de la phase β après un traitement thermique de 10 mn à 1050°C. Puis, pour évaluer l'influence de la déformation à 1050°C sur la transformation de texture, nous avons simulé, toujours sans sélection de variantes, les textures α obtenues à partir d'états métallurgiques déformés de la phase β .

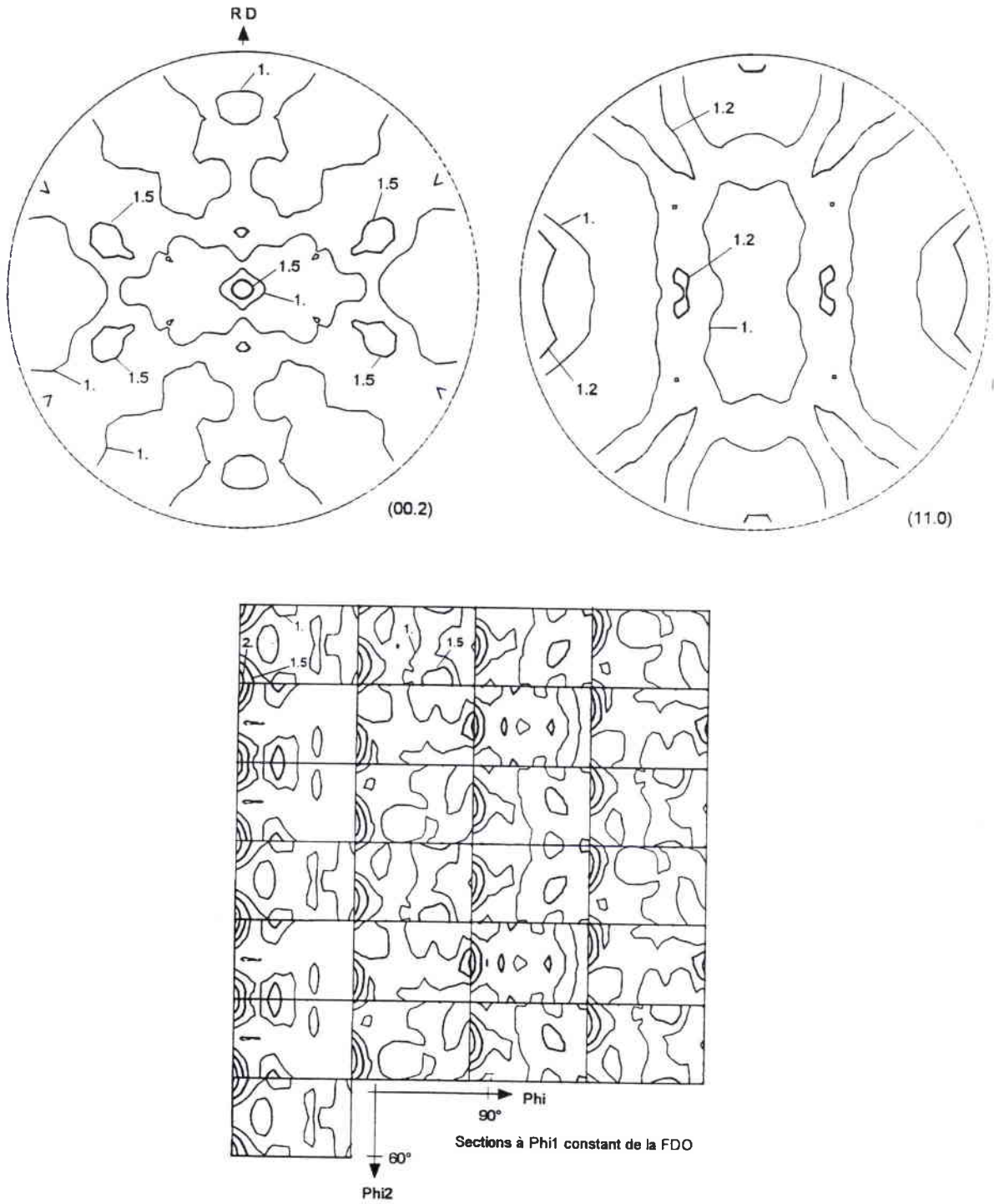


Fig. 5.2: Texture α simulée à l'aide du modèle de transformation de texture sans sélection de variantes à partir de la texture β de l'échantillon RH

V.22 Etude de la texture de la phase α après un traitement thermique à 1050°C

La texture α de l'échantillon RH, non déformé, traité thermiquement à 1050°C, a été déterminée à partir de 1000 orientations individuelles mesurées par E.B.S.D.. Cette texture, présentée au troisième chapitre figure 3.6, n'est pas très marquée. De ce fait, malgré le nombre élevé de mesures, il est encore difficile de reproduire exactement les différentes composantes de cette texture. Beaucoup de cristallites α sont orientées de façon aléatoire dans la tôle, comme l'indique les densités d'orientations les plus faibles des figures de pôles (00.2) et (11.0). Aux orientations α distribuées aléatoirement, s'ajoute un ensemble de cristallites ayant les axes c parallèles à la direction normale de la tôle. Cette texture α est héritée par transformation de phase de la texture β haute température, elle-même évaluée par méthode indirecte (voir troisième chapitre figure 3.17). Grâce à la connaissance de cette texture β haute température, nous avons pu simuler à l'aide du modèle de transformation de texture sans sélection de variantes, la texture α héritée à basse température.

La comparaison des figures 5.2 et 3.6 montre que la texture simulée reproduit les grandes tendances de la texture expérimentale. En effet, le modèle de transformation de texture prédit une texture α basse température peu marquée, avec une faible concentration des axes c parallèlement à la direction normale de la tôle. Ces caractéristiques de la texture simulée sont en accord avec les résultats obtenus expérimentalement. Par ailleurs, on observe que la distribution des axes c et la distribution des pôles $\langle 11.0 \rangle$ des cristallites α à basse température, correspondent bien à la distribution des pôles $\langle 110 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$ des grains β haute température, du fait de la relation d'orientation de Burgers, utilisée dans la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ (fig. 3.17).

Un examen plus approfondi de ces textures permet cependant de relever des différences entre la texture simulée et expérimentale. Ainsi, les densités d'orientations prédites par la simulation sont globalement plus faibles que celles déterminées expérimentalement. A partir des données expérimentales, nous obtenons un niveau maximum pour la F.D.O. de 5 alors que la simulation conduit à un maximum de 2. Cela peut s'expliquer par le fait que dans le modèle, nous autorisons la formation des 12 variantes cristallographiques pour une orientation β alors que dans la réalité, il est difficile de repérer les 12 variantes dans un ex-grain β . De plus, il faut garder à l'esprit que la détermination expérimentale de la texture α par E.B.S.D. est semi quantitative en raison du caractère peu marqué de cette texture. Il en est d'ailleurs de même pour la texture de la phase β à haute température utilisée dans le modèle de transformation.

Globalement, le modèle de transformation de texture sans sélection de variantes, en utilisant la relation d'orientation de Burgers, permet grâce à la connaissance de la texture β haute température, d'expliquer les différentes caractéristiques de la texture α obtenue après un traitement thermique à 1050°C. En raison du caractère semi-quantitatif, à la fois des données expérimentales et des données simulées, il est difficile d'interpréter les résultats en terme de sélection de variantes. Des études menées précédemment au laboratoire ont cependant clairement mis en évidence qu'un traitement thermique à 1050°C, réalisé sur des échantillons de TA6V de textures différentes, n'engendrait pas de sélection de variantes dans la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ [2,3].

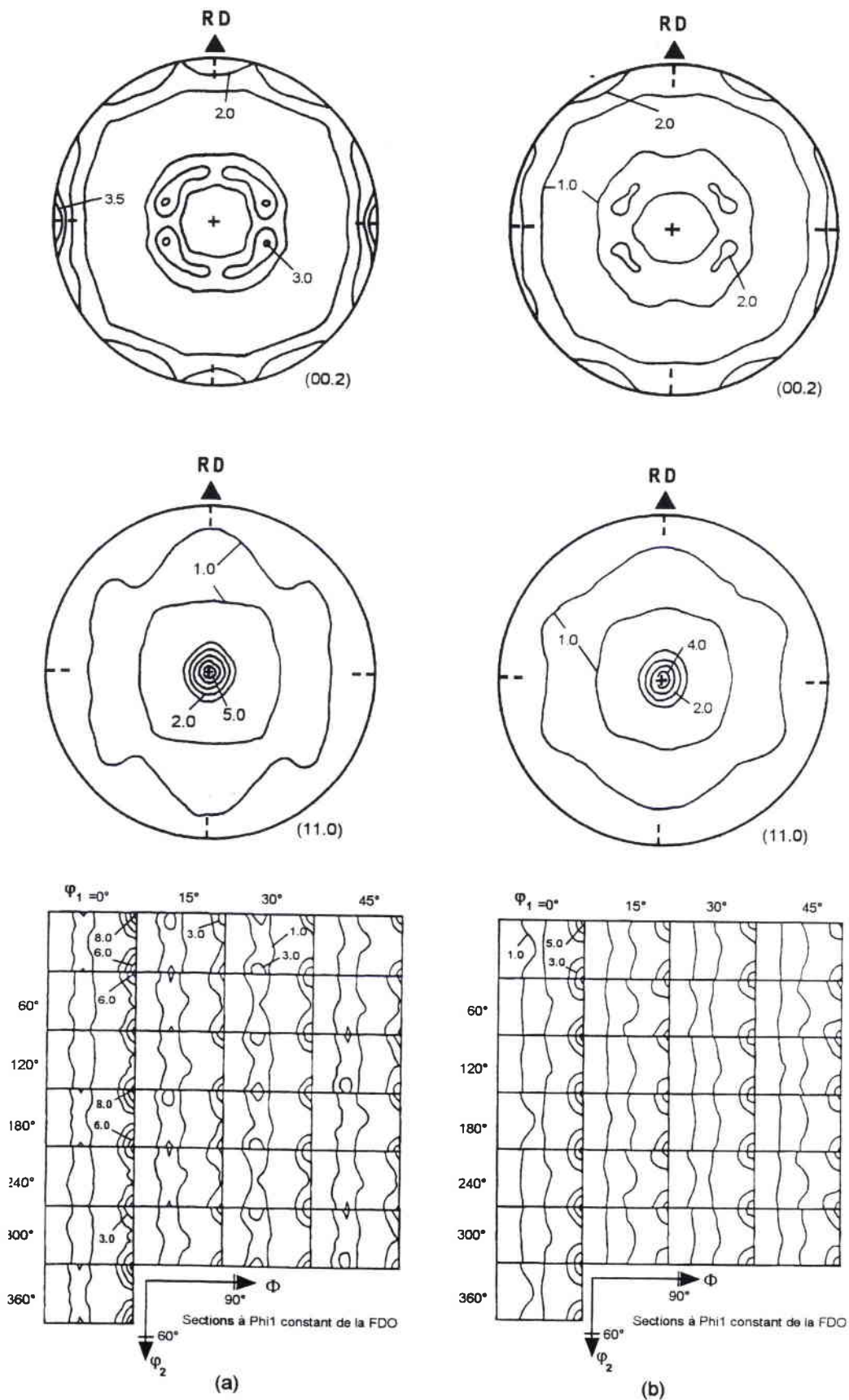


Fig. 5.3: Texture de la phase α de l'échantillon RI déformé de 30% (a) expérimentale, (b) simulée sans sélection de variantes

V.23 Etude de la texture de la phase α après une déformation par laminage à 1050°C

La texture de la phase α observée à température ambiante varie de façon significative avec le taux de déformation imposé dans le domaine β . De nombreux auteurs se sont intéressés aux modifications de texture de la phase α suite à un traitement thermomécanique dans le domaine β [4-11]. Ces études mettent clairement en évidence la sensibilité de la texture de la phase α à la déformation dans le domaine β .

Peters [7] observe une évolution de la texture α similaire à celle présentée dans cette étude. Il souligne la compétition entre la composante basale (les axes c sont proches de la direction normale) et la composante transverse (les axes c tendent à s'aligner dans la direction transverse) de la texture α , lorsque la température de laminage varie de 800°C à 1050°C. Il déduit de ses recherches que le laminage unidirectionnel à des températures proches du transus β (960°C) ou dans le domaine β , favorise l'augmentation de la composante transverse. Selon cet auteur, ce phénomène est dû à une sélection des variantes, conditionnée par l'état métallurgique de la phase β avant transformation.

Des travaux plus récents [9,10], réalisés par différents auteurs, étayent ce mécanisme comme étant responsable de l'augmentation de la composante transverse. Cependant, ces auteurs ne disposent pas de la fonction de texture de la phase β haute température qui leur permettrait d'étudier de manière plus approfondie, les mécanismes de sélection de variantes.

Dans ce travail, nous avons l'avantage de connaître les textures de la phase β avant transformation. Ainsi, nous nous proposons d'analyser les textures de la phase α en nous référant aux textures de la phase β haute température et en utilisant dans un premier temps le modèle de transformation sans sélection de variantes.

Cas d'une déformation de 30% à 1050°C

Après 30% de déformation, la texture α est très différente de celle obtenue après un traitement thermique seul. En effet, elle laisse apparaître deux composantes de fibre. L'une de ces fibres est caractérisée par l'axe de fibre $\langle 11.0 \rangle // DN$. Elle décrit l'orientation des cristallites α ayant les plans $\{11.0\}$ dans le plan de la tôle. La deuxième fibre correspond aux orientations d'un ensemble des cristallites ayant les axes c à environ 35° de la direction normale.

Pour comprendre la formation de cette texture de fibre, nous avons effectué une simulation à partir de la texture de la phase β haute température déformée de 30%, déterminée par méthode indirecte et présentée au chapitre 3 figures 3.18 et 3.19. La texture simulée est comparée à la texture α expérimentale figure 5.3.

Globalement, la modélisation permet de reproduire les composantes principales de la texture expérimentale. En effet, la texture simulée est caractérisée par deux composantes de fibre, correspondant d'une part aux orientations d'un ensemble de cristallites ayant un plan $\{11.0\}$ parallèle au plan de la tôle et correspondant d'autre part aux orientations des cristallites ayant leurs axes c à environ 35° de la direction normale de la tôle. Ces différentes orientations sont caractéristiques des orientations des platelets α mesurées expérimentalement. Elles sont en fait héritées des orientations de la phase β haute température, distribuées le long des fibres $\{100\}\langle uvw \rangle$ et $\{111\}\langle uvw \rangle$ (fig. 3.18 et 3.19).

Ces deux fibres $\{100\}\langle uvw \rangle$ et $\{111\}\langle uvw \rangle$ impliquent la présence à haute température de pôles $\langle 110 \rangle_\beta$ à environ (25° - 50°) et 90° de la direction normale. Dans l'hypothèse d'une transformation respectant la relation de Burgers (5.9), cette distribution des pôles $\langle 110 \rangle_\beta$ à haute température explique donc la répartition, à température ambiante, des pôles $\langle 00.2 \rangle_\alpha$ dans le plan de la tôle et à environ 35° de sa normale. De même, la fibre $\{111\}\langle uvw \rangle$ par définition, donne des pôles $\langle 111 \rangle_\beta$ parallèles à DN et à 70° de DN en tenant compte des équivalents par symétrie et la fibre $\{100\}\langle uvw \rangle$ donne des pôles $\langle 111 \rangle_\beta$ à 55° de DN. Par conséquent, dans l'hypothèse d'une transformation respectant la relation de Burgers, à température ambiante, les pôles $\langle 11.0 \rangle_\alpha$ dont les équivalents par symétrie sont obtenus par une rotation de 60° autour de l'axe c , se retrouve dans le voisinage de DN et à 55° - 70° de DN. Cela explique la présence d'une majorité de cristallites α ayant un plan $\{11.0\}_\alpha$ parallèle au plan de la tôle.

Le modèle de transformation de texture sans sélection de variantes, avec la relation d'orientation de Burgers, nous permet donc grâce à la connaissance de la texture β haute température, d'expliquer la statistique d'orientation des cristallites α , observée à température ambiante. En particulier, on explique la position des axes c des cristallites α et la présence de plans $\{11.0\}_\alpha$ parallèles au plan de laminage.

Une analyse quantitative des résultats obtenus par la modélisation et par l'expérience, laisse cependant apparaître quelques différences entre la texture simulée et celle déterminée expérimentalement.

En comparant les densités d'orientations de ces deux textures, il apparaît que la modélisation prédit des densités légèrement plus faibles. Ce phénomène, déjà observé dans la simulation de la texture de l'échantillon RH, peut à nouveau être expliqué par le fait que chaque grain β ne donne pas toujours naissance aux 12 variantes α lors du refroidissement.

Cette différence d'intensité se répercute proportionnellement sur l'ensemble des composantes de la texture α , hormis sur la composante ($0^\circ, 90^\circ, 0^\circ$). En effet, cette dernière est largement plus marquée expérimentalement qu'elle ne l'est dans la simulation. Il s'agit là d'un début de sélection de variantes qui favorise l'alignement des axes c dans la direction transverse.

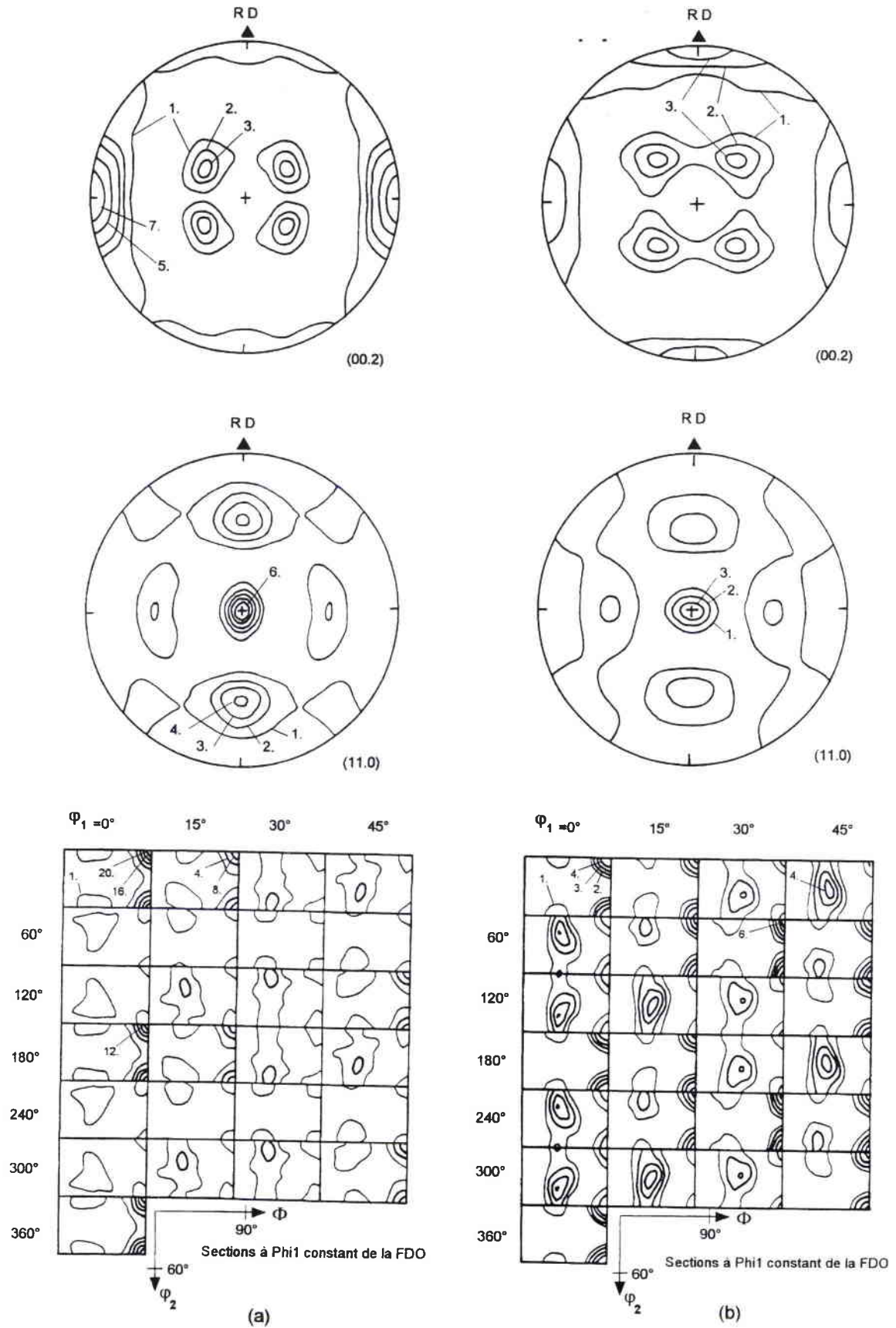


Fig. 5.4: Texture de la phase α de l'échantillon RK déformé de 75%
 (a) expérimentale, (b) simulée sans sélection de variantes

Cas d'une déformation de 75%

En augmentant le taux de déformation à haute température jusqu'à 75%, les platelets α obtenus sont préférentiellement orientés selon une composante principale caractérisée par les angles d'Euler ($0^\circ, 90^\circ, 0^\circ$). Cette composante correspond à un renforcement de la fibre $\langle 11.0 \rangle // DN$, caractérisée par les angles d'Euler $((\varphi_1, 90^\circ, \varphi_2) / (\varphi_1 + \varphi_2) = k\pi/3)$. Une faible proportion des platelets est orientée le long de la deuxième fibre $(\varphi_1, 35^\circ, \varphi_2)$ autour d'orientations particulières caractérisées par les angles d'Euler $(30-45^\circ, 30^\circ-40^\circ, \varphi_2)$, $(135^\circ-150^\circ, 30^\circ-40^\circ, \varphi_2)$, $(210-225^\circ, 30^\circ-40^\circ, \varphi_2)$, $(315^\circ-330^\circ, 30^\circ-40^\circ, \varphi_2)$.

Pour expliquer la texture α , observée après une déformation de 75% à 1050°C, nous avons effectué une simulation à partir de la texture de la phase β résiduelle, mesurée à température ambiante par diffraction de rayons X. Rappelons que des études menées précédemment au laboratoire ont permis de mettre en évidence que cette texture constituait une bonne évaluation de la texture de la phase β à haute température [12]. La texture de la phase β haute température évaluée par méthode indirecte est cependant moins marquée et présente une dispersion plus importante autour des mêmes composantes principales déterminées par R.X.

En comparant les résultats de cette simulation avec les résultats obtenus expérimentalement (fig. 5.4), nous remarquons un certain nombre de points communs dans les textures mesurée et simulée. En effet, les composantes de la texture expérimentale sont prédites par la simulation. Ainsi, l'orientation $(0^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$ qui constitue la composante principale de la texture mesurée, est présente dans la texture simulée. Cette orientation correspond à l'ensemble des cristallites ayant les plans $\{11.0\}$ dans le plan de la tôle et les axes c dans le sens travers. De même, les composantes minoritaires de la texture mesurée, caractérisées par les angles d'Euler $(30-45^\circ, 30^\circ-40^\circ, \varphi_2)$, $(135^\circ-150^\circ, 30^\circ-40^\circ, \varphi_2)$, $(210-225^\circ, 30^\circ-40^\circ, \varphi_2)$, $(315^\circ-330^\circ, 30^\circ-40^\circ, \varphi_2)$ sont des composantes de la texture simulée.

Cependant, même si la texture simulée contient toutes les composantes de la texture mesurée, elle n'est pas une image fidèle de celle-ci. Déjà, les densités d'orientations de la texture simulée sont globalement plus faibles que celles mesurées. De plus, les densités relatives des différentes composantes de la texture simulée ne correspondent pas à celles observées dans la texture mesurée. Ainsi, la composante $(0^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$, très marquée dans la texture expérimentale, ne l'est pas dans la texture simulée. De même, l'orientation $(90^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$ correspond à une composante de forte intensité dans la texture simulée alors qu'elle n'apparaît pas dans la texture expérimentale.

Après 75% de déformation, l'hypothèse d'une transformation de phase respectant les relations de Burgers reste valable, puisque la modélisation prédit l'ensemble des composantes de la texture expérimentale. Cependant, le modèle de transformation de texture mis en œuvre met clairement en évidence la présence de la sélection de variantes α dans le changement de phase $\beta \rightarrow \alpha$. Cette sélection des variantes se traduit par une forte densité de pôles c dans le sens travers et par là même augmente l'acuité de la texture d'arrivée.

V.3 Modélisation de la transformation de texture avec sélection de variantes

V.31 Modèle de transformation de texture avec sélection de variantes

Dans les paragraphes précédents, nous avons clairement mis en évidence que le modèle de transformation de texture sans sélection de variantes ne permettait pas de prédire avec précision la texture α héritée par transformation de phase de la texture de la phase β fortement déformée avant transformation. Les analyses de texture montrent que les variantes n'apparaissent pas avec la même probabilité lors de la transformation. Leur apparition est influencée par l'état métallurgique de la phase β avant transformation, ce qui a pour effet de rompre la symétrie de la transformation.

Dans le cas d'une transformation de texture avec sélection de variantes, l'ensemble du volume cristallin associé à une orientation parent g ne se répartit plus de façon uniforme entre les différentes variantes potentielles héritées. Le poids relatif de chacune des variantes dépend de l'orientation du grain parent et des règles de sélection de variantes imposées par les conditions de la transformation de phase. Le modèle de transformation de texture avec sélection de variantes doit donc non seulement intégrer la relation d'orientation mutuelle entre les réseaux des phases mises en jeu et leurs symétries respectives mais doit également inclure les règles de sélection pour associer à chaque variante potentielle sa probabilité d'apparition.

L'introduction d'une fonction de sélection de variantes v dans l'équation 5.2 permet alors d'établir de façon similaire à la transformation de texture sans sélection de variantes, une relation entre les fonctions de texture de la phase initiale et finale (5.10) [1.13-15].

$$f_F(g') = \frac{1}{N_F} \sum_{k=1}^{N_F} v(\Delta g_0^{-1} \cdot S_k^F \cdot g') \cdot f_I(\Delta g_0^{-1} \cdot S_k^F \cdot g') \quad 5.10$$

Δg_0 : la rotation caractérisant la relation d'orientation stricte entre
le réseau de la phase initiale et finale

S_k^F : l'élément k du groupe de symétrie rotationnelle du réseau de la
phase finale

N_F : le nombre d'éléments du groupe de symétrie rotationnelle du réseau
de la phase finale

v : la fonction de sélection de variantes

La fonction de sélection de variantes v permet d'attribuer à chaque variante d'arrivée un poids relatif correspondant à une fraction du volume cristallin parent dont elle est issue. Par exemple, si les règles de sélection de variantes sont telles que la $k^{\text{ième}}$ variante héritée d'une orientation parent g n'apparaît pas dans la transformation de phase alors $v(S_k^I g^\beta) = 0$

En introduisant dans la relation 5.10, la fonction de transformation des orientations W définie au paragraphe V.21, il est possible d'exprimer la relation (5.10) sous la forme d'une intégrale de convolution (5.11) [1,13-15].

$$f_F(g') = \int W(\Delta g) \cdot v(\Delta g^{-1} g') \cdot f_I(\Delta g^{-1} g') \cdot d\Delta g \quad 5.11$$

Comme dans le cas de la transformation de texture sans sélection de variantes, il est alors aisé de tenir compte d'une certaine dispersion autour de la relation d'orientation mutuelle lorsque celle-ci n'est pas respectée de manière stricte ou de modéliser la présence de plusieurs relations d'orientations dans la transformation de phase (voir paragraphe V.21).

L'intérêt des relations 5.10 ou 5.11 est la simulation de la fonction de texture de la phase finale à partir de la fonction de texture de la phase initiale, en utilisant les aspects cristallographiques de la transformation de phases déjà connus qui permettent le calcul des variantes potentielles et en émettant des règles de sélection de variantes basées sur des hypothèses physiques. La comparaison de la texture expérimentale et simulée permettra alors de valider ou non les hypothèses testées.

Le calcul de la fonction de texture simulée peut s'effectuer de façon discrète à partir des orientations individuelles de la phase initiale ou en développant en série les fonctions impliquées dans la relation 5.10 ou 5.11 afin d'établir un système d'équations entre les coefficients du développement de chaque fonction.

Dans la suite du travail, les hypothèses sur les mécanismes de sélection que nous nous proposons de tester, seront prises en compte à l'aide de la méthode discrète, à partir des orientations individuelles de la phase β haute température. Pour chaque orientation initiale de la phase β haute température, le modèle sélectionne parmi les 12 variantes potentielles celles qui seront favorisées sur la base de règles préalablement définies. La fonction de texture simulée de la phase α sera ensuite calculée d'après la méthode explicitée au chapitre 2, en tenant compte de la contribution de chacune des variantes sélectionnées et de leurs poids respectifs.

V.32 Recherche des mécanismes de sélection de variantes

Les mécanismes de sélection des variantes peuvent être d'une grande complexité d'autant plus que la transformation présente un fort caractère diffusiel. De ce fait, pour rechercher les mécanismes de sélection des variantes pouvant expliquer les textures mesurées de la phase α , nous avons simulé ces mêmes textures en utilisant différentes hypothèses physiques de sélection, à l'aide d'un modèle de transformation de texture. La comparaison de la texture expérimentale et simulée permettra alors de valider ou non les hypothèses émises. Cette méthode d'essai et d'erreur est tout à fait classique dans les études sur les changements de phase.

Les hypothèses physiques émises peuvent être très diverses en fonction des caractéristiques et des conditions de transformation. Certains modèles utilisent des critères énergétiques qui consistent à favoriser la formation des variantes présentant des conditions favorables à l'accommodation de la déformation induite par la transformation [16]. Pour simuler les textures de transformation dans le cas d'un alliage de Fe-Ni, Humbert propose de tenir compte des aspects dimensionnels associés à la transformation, c'est à dire du changement de volume et de forme imposé à l'échantillon [15]. D'autres auteurs ont constaté que le phénomène de sélection de variantes était en relation avec le taux de déformation imposé à la phase mère avant transformation. En étudiant la transformation martensitique d'un alliage de Fe-Ni déformé avant transformation, Bokros constate que les variantes favorisées sont celles dont les plans d'habitat sont perpendiculaires aux systèmes de glissement actifs lors de la déformation [17]. Abe et al associent l'apparition d'une variante aux systèmes de glissement ayant les taux de cisaillement maximums à la fin de la déformation [18,19].

Dans le cadre de cette étude, il a clairement été mis en évidence dans les paragraphes précédents que la sélection de variantes était liée au taux de déformation imposé à l'échantillon avant transformation. Il est donc important de comprendre comment la sélection de variantes peut être liée à la déformation plastique de la phase β . Pour ce, il est nécessaire de connaître les mécanismes mis en jeu par cette phase au cours de la déformation. L'analyse menée au quatrième chapitre, portant sur la déformation à chaud de la phase β , nous a permis de recenser deux mécanismes principaux : le glissement cristallographique et la restauration dynamique. A l'aide du modèle viscoplastique LSTAYLOR, nous avons montré que les systèmes de glissement $\{110\}\langle 111 \rangle$ et $\{112\}\langle 111 \rangle$ permettaient de générer les orientations principales des grains β à haute température.

Le glissement de dislocations sur des plans cristallographiques particuliers perturbe en fait l'architecture atomique du matériau, initialement dans une configuration stable. Des défauts s'accumulent dans le réseau cubique centré, le plus souvent perpendiculairement aux plans de glissement activés. On obtient alors des zones fortement perturbées et thermodynamiquement instables. Ces dernières constituent des sites privilégiés pour la transformation de phase qui permettra aux atomes concernés de retrouver une configuration stable. Cependant, il est nécessaire de garder à l'esprit que la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ établit une relation d'orientation entre les réseaux des phases mises en jeu. Il faut donc comprendre comment le glissement des dislocations sur un plan et selon une direction particulière peut induire une perturbation du réseau cubique centré de la phase β , favorable à la formation d'un réseau hexagonal en relation d'orientation avec le réseau initial.

$$g^{\beta} \xrightarrow{\quad \quad \quad} g_k^{\alpha} = \Delta g_o \cdot S_k^{\beta} \cdot g^{\beta}$$

$$\Delta g_o = (133^{\circ}; 90^{\circ}; 354,74^{\circ})$$

$$(110)_{\beta} // (00.2)_{\alpha}$$

$$[\bar{1}1\bar{1}]_{\beta} // [2\bar{1}.0]_{\alpha}$$

	Angles d'Euler des variantes α	Système de glissement		Matrice de changement de base Si
1	135°/90°/355°	(110)[-11-1]	(1-1-2)[-11-1]	1 0 0 0 1 0 0 0 1
2	225°/90°/346°	(1-10)[111]	(11-2)[111]	0 -1 0 1 0 0 0 0 1
3	315°/90°/355°	(110)[1-1-1]	(1-12)[1-1-1]	-1 0 0 0 -1 0 0 0 1
4	45°/90°/355°	(1-10)[11-1]	(112)[11-1]	0 1 0 -1 0 0 0 0 1
5	90°/45°/85°	(101)[1-1-1]	(12-1)[1-1-1]	1 0 0 0 0 -1 0 1 0
6	270°/45°/264°	(10-1)[1-11]	(121)[1-11]	0 -1 0 0 0 -1 1 0 0
7	270°/135°/265°	(101)[11-1]	(1-2-1)[11-1]	-1 0 0 0 0 -1 0 -1 0
8	90°/135°/84°	(10-1)[111]	(1-21)[111]	0 1 0 0 0 -1 -1 0 0
9	180°/45°/85°	(011)[11-1]	(2-11)[11-1]	0 0 1 1 0 0 0 1 0
10	0°/45°/265°	(01-1)[111]	(2-1-1)[111]	0 0 1 0 -1 0 1 0 0
11	360°/135°/265°	(011)[1-11]	(21-1)[1-11]	0 0 1 -1 0 0 0 -1 0
12	180°/135°/85°	(01-1)[1-1-1]	(211)[1-1-1]	0 0 1 0 1 0 -1 0 0

Fig. 5.5: Sélection des variantes cristallographiques α à partir des systèmes de glissement de la phase β

Analysons plus en détail les plans et les directions sollicités dans la déformation de la phase β et les plans et directions sur lesquelles s'appuient la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$. Nous remarquons que le système $\{110\}\langle 111 \rangle$ sur lequel se déplacent les dislocations, est également nécessaire pour décrire la relation d'orientation mutuelle de Burgers (5.9). En effet, les plans et les directions compacts $\{110\}\langle 111 \rangle$ deviennent dans la transformation $\beta \rightarrow \alpha$, les plans et les directions compacts $\{00.2\}\langle 11.0 \rangle$. Par ailleurs, une relation possible entre la naissance d'une variante et le système de glissement $\{112\}\langle 111 \rangle$ peut être expliquée par le mécanisme de changement de phase $\beta \rightarrow \alpha$ décrit par Burgers lui-même (chapitre 1).

Ainsi, une analyse de la relation d'orientation de Burgers et du mécanisme phénoménologique de transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ selon Burgers permet de remarquer qu'une même variante cristallographique peut être reliée au système de glissement $\{110\}\langle 111 \rangle$ ou au système de glissement $\{112\}\langle 111 \rangle$. Le tableau 5.5 montre le détail des relations entre les systèmes de glissement impliqués et les variantes cristallographiques, décrites par les angles d'Euler dans le repère du cristal parent que nous avons calculés en tenant compte de la désorientation Δg_0 .

Dans la suite du travail, nous nous proposons de tester l'hypothèse physique de sélection selon laquelle parmi les 12 variantes potentielles associées à une orientation initiale, seules sont sélectionnées celles qui sont liées aux systèmes de glissement les plus actifs à chaud. L'activité des différents systèmes de glissement, mis en jeu par la phase β lors de la déformation, n'est cependant pas connue et devra être évaluée indirectement.

Théoriquement, il est possible d'évaluer l'activité des différents systèmes de glissement à l'aide du calcul des cisssions résolues (5.12). De ce fait, nous nous proposons de calculer, pour chaque orientation de la phase β , la contrainte de cisaillement résolue associée aux différents systèmes ; le système le plus sollicité dans la déformation plastique et donc le plus influant sur la sélection des variantes correspondant à celui ayant la contrainte de cisaillement résolue la plus élevée.

$$\tau^s = \sum_{ij} r_i^s \cdot v_j^s \cdot \sigma_{ij} \quad 5.12$$

$\sum r_i^s \cdot v_j^s$: facteur de Schmid généralisé

r_i, v_j : respectivement les composantes de la normale au plan de glissement et de la direction de glissement

Dans une première approche, le tenseur de contrainte σ est choisi identique pour chacun des grains β haute température et correspond au tenseur de contrainte macroscopique imposé par laminage. Ce dernier est modélisé par une compression et une traction ; les deux composantes étant fixées arbitrairement (5.13).

$$\begin{bmatrix} 100 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -100 \end{bmatrix} \quad 5.13$$

Dans cette approche, le modèle de déformation utilisé est proche du modèle statique. Or, on se souvient que le modèle viscoplastique LSTAYLOR avait permis de simuler avec succès la texture de déformation à chaud de la phase β . Il est donc intéressant d'avoir recours à ce même modèle pour améliorer les règles de sélection. Rappelons que dans les modèles de type Taylor, on émet l'hypothèse selon laquelle la déformation macroscopique est égale à la déformation microscopique, en autorisant toutefois localement le relâchement de certaines composantes de cisaillement. La déformation imposée à l'échelle du grain est alors accommodée par l'activation de systèmes de glissement particuliers. Dans la version viscoplastique utilisée dans ce travail, chaque cisaillement d'un système particulier est associé à la cission résolue par la loi de viscoplasticité (fig. 4.5). Le facteur de Schmid permet ensuite de lier la cission résolue à l'état de contrainte du grain (5.12). La résolution de l'équation entre la déformation microscopique et la réponse en contrainte du grain a pour finalité le calcul de l'activité des différents systèmes de glissement (chapitre 4).

Pour élaborer un modèle de transformation de texture avec sélection de variantes sur la base de ce modèle de déformation, deux possibilités s'offrent à nous:

- Effectuer le calcul des contraintes de cisaillement résolues à partir des tenseurs de contrainte locaux
- Utiliser directement les cisaillements associés à chaque système de glissement (les deux méthodes étant sensiblement identiques)

Pratiquement, pour obtenir ces valeurs, nous modélisons un incrément de déformation supplémentaire de la texture β haute température. Le programme de calcul fournit pour chaque orientation initiale, les cisaillements associés aux différents systèmes de glissement ainsi que l'état de contrainte du grain permettant le calcul de la contrainte de cisaillement résolue.

Dans le modèle de transformation de texture, les systèmes de glissement les plus actifs dans un grain au sens des cisaillements ou des contraintes de cisaillement résolues, les plus élevés, sont sélectionnés avec une certaine tolérance. Celle-ci pourra être adaptée dans le modèle de transformation de texture pour tenir compte du caractère plus ou moins marqué de la sélection des variantes dans la transformation de phase. A chaque système de glissement retenu, on associe la variante α qui lui correspond d'après le tableau 5.5. Le poids relatif de chacune des variantes sélectionnées à partir d'une orientation β initiale est réparti soit uniformément sur le volume cristallin initial, soit proportionnellement à l'activité des systèmes de glissement dont elles sont issues.

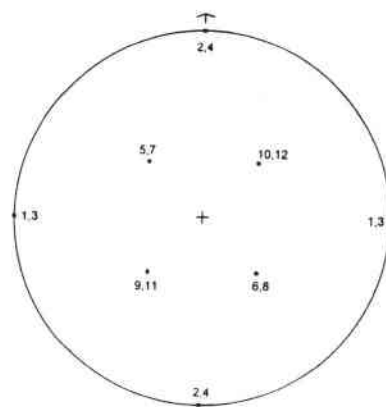
V.33 Modélisation de la texture de la phase α après 75% de déformation à 1050°C

Dans cette partie, nous appliquons les règles de sélection de variantes discutées précédemment, à la modélisation de la texture α héritée par changement de phase de la texture β déformée de 75%. L'étude de cette texture au paragraphe V.2.3, nous avait permis de mettre en évidence un mécanisme de sélection de variantes très marqué favorisant la composante ($0^\circ, 90^\circ, 0^\circ$) de la texture.

Orientation (45°,0°,0°)

N°	Variantes
1	180°/90°/354,74°
2	270°/90°/354,74°
3	0°/90°/354,74°
4	90°/90°/354,74°
5	135°/45°/84,74
6	315°/45°/264,74°
7	315°/135°/264,74
8	135°/135°/84,74°
9	225°/45°/84,74°
10	45°/45°/264,74°
11	45°/135°/264,74°
12	225°/135°/84,74°

(112)<111>	N°	(110)<111>	N°
94,28	1	81,65	5
94,28	3	81,65	6
47,14	2	81,65	11
47,14	4	81,65	12
47,14	5	40,82	7
47,14	6	40,82	8
47,14	11	40,82	9
47,14	12	40,82	10
23,57	7	0	1
23,57	8	0	2
23,57	9	0	3
23,57	10	0	4

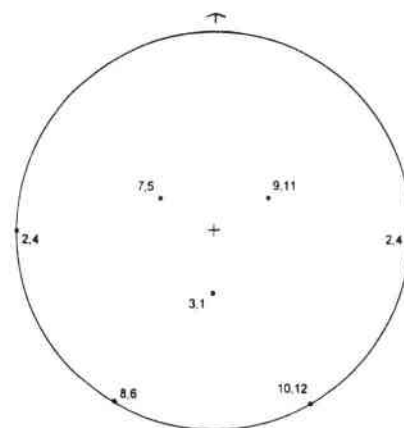


Projection des pôles c

Orientation (90,55,45)

N°	Variantes
1	270°/35°/354,74°
2	0°/90°/299,74°
3	90°/145°/354,74°
4	180°/90°/49,74°
5	149,68°/35,40°/175,13°
6	60°/90,23°/229,34°
7	329,68°/144,60°/174,34°
8	240°/89,77°/120,13°
9	30,32°/35,40°/354,34°
10	120°/90,23°/300,13°
11	210,32°/144,60°/355,13°
12	300°/89,77°/49,34°

(112)<111>	N°	(110)<111>	N°
63,57	4	55,05	7
55,05	5	55,05	9
55,04	11	54,25	1
38,92	6	54,25	3
38,92	12	41,09	6
31,78	7	41,09	12
31,78	9	13,16	5
16,12	1	13,16	11
16,12	3	0,8	8
0,92	2	0,8	10
0,46	8	0	2
0,46	10	0	4



Projection des pôles c

Fig. 5.6: Variantes potentielles et contraintes de cisaillement résolues associées aux orientations (45°,0°,0°) et (90°,55°,45°)

Dans un premier temps, nous appliquons le modèle de sélection de variantes utilisant les contraintes de cisaillement résolues, calculées à partir du tenseur de contrainte macroscopique, supposé rendre compte du laminage. D'après ce que nous avons constaté expérimentalement, le mécanisme de sélection des variantes modélisé, doit être capable de favoriser les variantes dont les orientations sont voisines de $(0^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$.

Afin de vérifier la pertinence des hypothèses de sélection de variantes que nous avons discutées, nous testons dans un premier temps, leurs effets sur quelques orientations individuelles caractéristiques de la texture β haute température. Il s'agit de l'orientation $(45^\circ, 0^\circ, 0^\circ)$ qui correspond à la composante principale de la texture β haute température et de l'orientation $(90^\circ, 55^\circ, 45^\circ)$ qui appartient à la fibre γ également caractéristique de la texture considérée. Ces deux orientations correspondent à des parents potentiels de la variante $(0^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$. De ce fait, le résultat obtenu à partir de ces essais préliminaires sera pertinent pour valider ou non l'hypothèse intuitive selon laquelle l'activité des systèmes de glissement $\{110\}\langle 111 \rangle$ et $\{112\}\langle 111 \rangle$ favorise la variante correspondante. Pour chacune de ces orientations initiales β considérées, la figure 5.6 présente les angles d'Euler des 12 variantes α potentielles en respectant la numérotation du tableau 5.5 et les contraintes de cisaillement résolues, associées aux systèmes de glissement $\{112\}\langle 111 \rangle$ et $\{110\}\langle 111 \rangle$.

Pour ces deux orientations initiales, la variante associée au système ayant la contrainte de cisaillement résolue la plus élevée correspond dans les deux cas à une variante proche de $(0^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$. Ce résultat est en accord avec les données expérimentales. Il faut cependant noter que ces variantes sont, dans les deux cas, associées aux systèmes de glissement $\{112\}\langle 111 \rangle$. En effet, les systèmes particuliers $\{110\}\langle 111 \rangle$ conduisant aux mêmes variantes, sont toujours en position particulière, telle que les facteurs de Schmid associés soient nuls. Ces systèmes ne seront donc pas sollicités dans la déformation à chaud et ne pourront pas, selon notre modèle, contribuer à l'accroissement de la composante $(0^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$. La prise en compte du système $\{112\}\langle 111 \rangle$ est donc primordiale pour reproduire les règles de sélection observées expérimentalement. Les variantes associées aux systèmes de glissement $\{110\}\langle 111 \rangle$ ayant les contraintes de cisaillement résolues les plus élevées, permettent de favoriser les composantes minoritaires de la texture expérimentale, correspondant à des platelets α ayant les axes c à environ 35° de DN.

Les règles de sélection des variantes appliquées à ces deux orientations sont compatibles avec la sélection des variantes observée expérimentalement. Ces premiers essais permettent de conforter l'hypothèse selon laquelle l'activité des systèmes de glissement a une influence sur la sélection des variantes.

Nous avons ensuite appliqué le modèle de sélection des variantes à l'ensemble de la texture. A cet effet, nous avons discrétisé la fonction de texture en 1500 orientations individuelles. Le résultat de la simulation est présenté figure 5.7.

. .

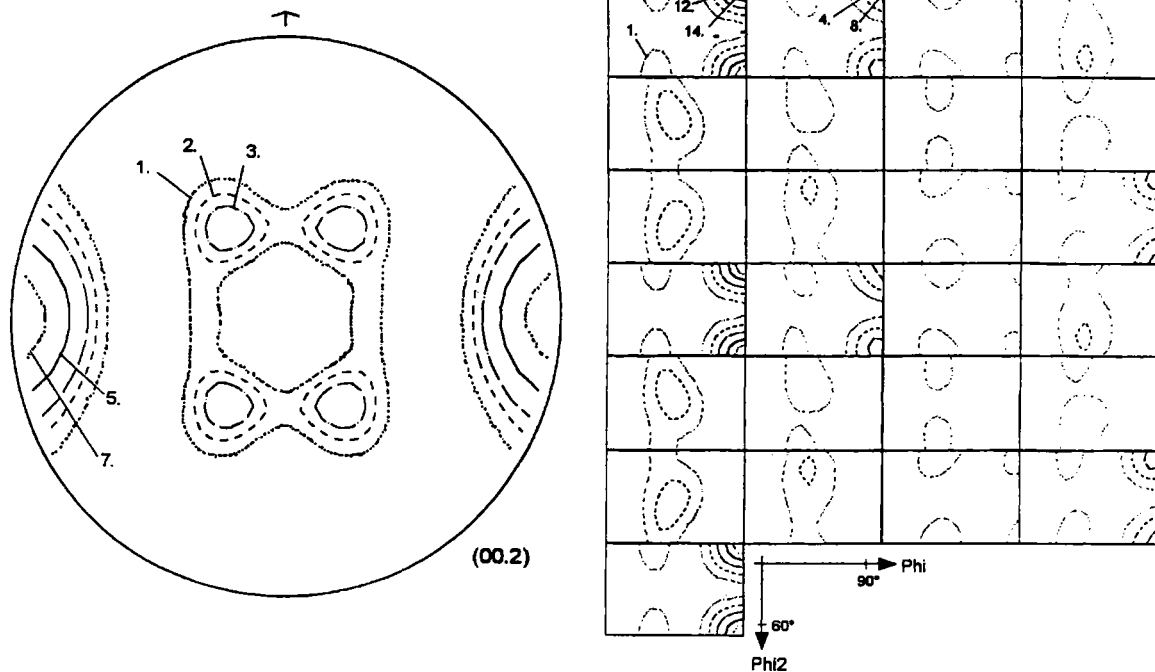


Fig. 5.7: Texture de la phase α de l'échantillon RK déformé de 75%, simulée avec sélection de variantes, en utilisant les contraintes de cisaillement résolues, calculées à l'aide du tenseur de contrainte macroscopique (tolérance de 15%)

La texture α simulée, à l'aide des règles de sélection choisies, reproduit les grandes tendances de la texture α expérimentale, obtenue après une déformation de 75% dans le domaine β (fig. 5.4 (a)). En effet, la texture simulée a des densités des pôles c accrues dans la direction transverse de la tôle et une acuité augmentée. Cependant, les composantes minoritaires de la texture simulée ne correspondent pas exactement à celles observées expérimentalement.

Pour tenter d'améliorer les prévisions de la simulation, nous nous sommes proposés d'évaluer l'activité des différents systèmes de glissement à l'aide du modèle de déformation LSTAYLOR. A cet effet, nous avons simulé un incrément de déformation supplémentaire à l'aide du programme de calcul LSTAYLOR, à partir de la fonction de texture de la phase β déformée de 75% à 1050°C, déjà discrétisée. Les conditions de simulation retenues sont les mêmes que celles ayant permis de prévoir l'évolution de la texture β de déformation à chaud au chapitre 4. Ainsi, les cisaillements ϵ_{13} et ϵ_{23} du tenseur de déformation ont été relâchés, les cissions critiques des systèmes $\{110\}\langle 111 \rangle$ et $\{112\}\langle 111 \rangle$ sont considérées égales et le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation est fixé à 0.2 en accord avec les données bibliographiques. Deux types de simulation ont été effectués, en utilisant d'une part les contraintes de cisaillement résolues, calculées à partir du tenseur de contrainte local, fourni par le programme et d'autre part les cisaillements associés aux systèmes actifs.

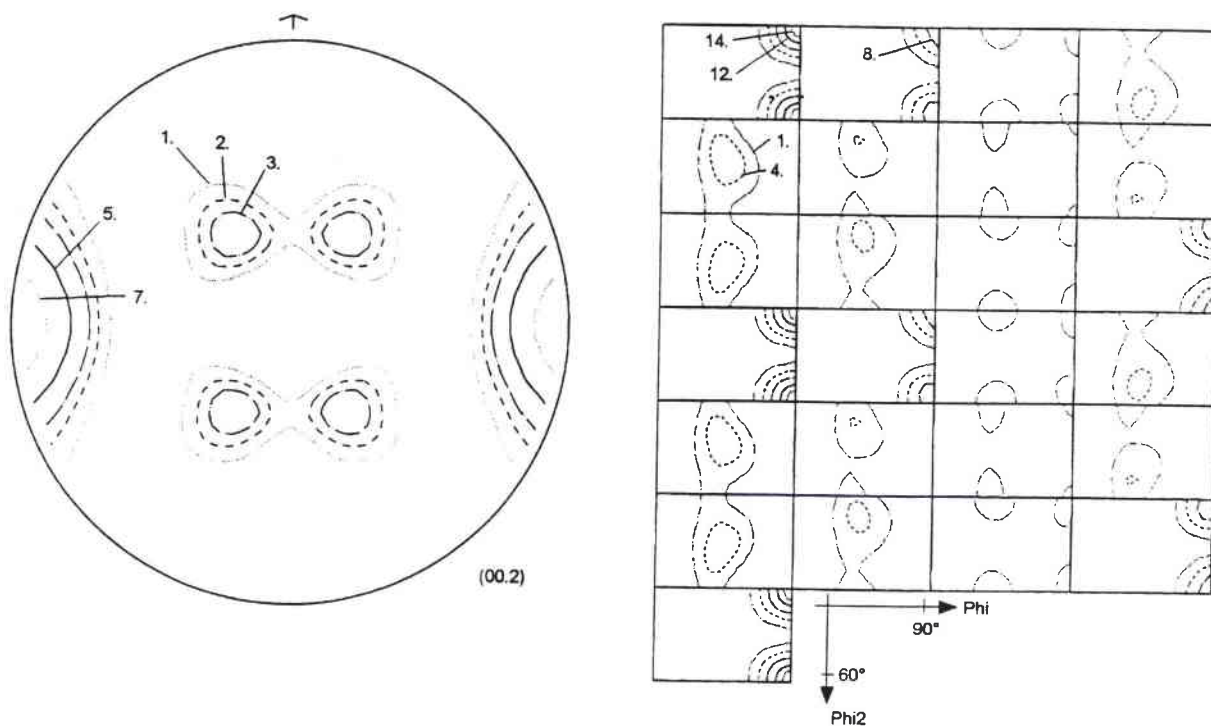


Fig. 5.8: Texture de la phase α de l'échantillon RK déformé de 75%, simulée avec sélection de variantes, en utilisant les contraintes de cisaillement résolues, calculées à l'aide du tenseur de contrainte local (tolérance de 15%)

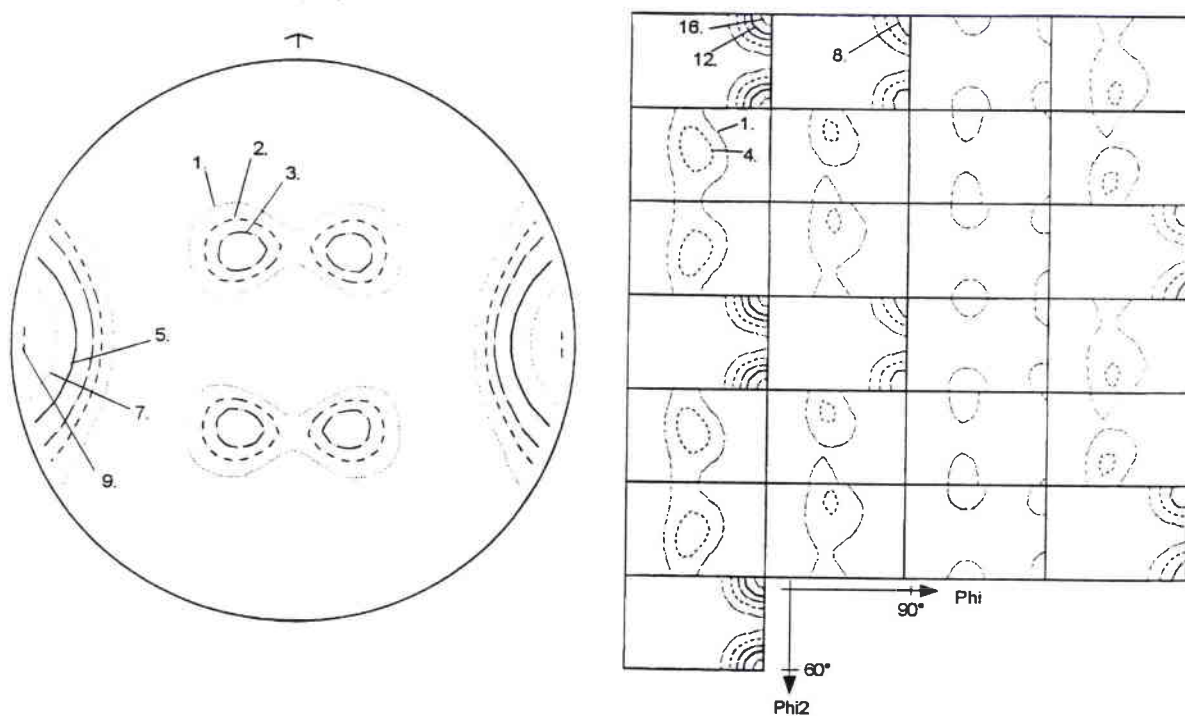


Fig. 5.9: Texture de la phase α de l'échantillon RK déformé de 75%, simulée avec sélection de variantes, en utilisant les cisaillements associés aux systèmes actifs, calculés à l'aide du programme LSTAYLOR (tolérance de 60%)

La figure 5.8 présente le résultat d'une simulation dans laquelle les variantes sélectionnées correspondent aux contraintes de cisaillement résolues les plus élevées. Pour obtenir une acuité correspondant à celle de la texture expérimentale, il est nécessaire de sélectionner les variantes liées aux systèmes les plus actifs avec une tolérance de 15%. La figure 5.9 présente le résultat d'une simulation effectuée à partir des cisaillements associés à chaque système actif. Dans ce cas, il est nécessaire de choisir une tolérance plus large correspondant à 60% du cisaillement maximum observé dans le grain considéré, pour reproduire l'intensité de la texture expérimentale.

Ces résultats montrent qu'il n'y a pas de différences notables avec ceux de la simulation précédente. Ici encore, il apparaît que l'on augmente l'acuité de la texture en favorisant les pôles c dans le sens travers. Cependant, les composantes minoritaires simulées diffèrent légèrement des composantes minoritaires expérimentales.

En modifiant le rapport des cisssions critiques des deux systèmes de glissement, on a une influence sur la sélection des variantes dans le modèle choisi et l'on modifie les densités d'orientations autour, notamment, de celles des composantes minoritaires. Ainsi, en favorisant le système $\{112\}\langle 111\rangle$, on accroît la densité de pôles c dans le sens travers de la tôle, alors qu'en favorisant le système $\{110\}\langle 111\rangle$, on augmente l'intensité des composantes minoritaires. Les simulations qui traduisent le plus fidèlement les résultats expérimentaux sont cependant obtenues en attribuant à chaque système de glissement des cisssions critiques identiques.

Les difficultés rencontrées pour obtenir par simulation l'orientation des composantes minoritaires de la texture expérimentale sont sans doute liées à l'évaluation de la texture β haute température par la texture de la phase β résiduelle qui peut être légèrement différente de la texture à haute température. D'autre part, les écarts constatés entre les composantes minoritaires simulées et expérimentales pourraient être une indication de la limite de la modélisation. Toutefois, ces écarts ne remettent en rien en cause la validité des hypothèses de sélection de variantes testées. En effet, la texture simulée selon nos hypothèses, est toujours marquée par une forte densité de pôles autour de la composante $(0^\circ, 90^\circ, 0^\circ)$ qui correspond à la principale composante héritée du laminage à chaud, dans le domaine β ou α/β , à une température proche du transus β , dans les produits plats de TA6V. L'étude exposée dans ce chapitre, montre clairement que la sélection de variantes dans les produits plats de titane, laminés dans le domaine de température cité ci-dessus, est liée à la perturbation du réseau de la phase β haute température, déformée plastiquement avant transformation de phase.

V.4 Conclusion

A température ambiante, la texture de la phase α , héritée par changement de phase de la texture β haute température varie de façon significative avec le taux de déformation imposé dans le domaine β . Presque isotrope après un traitement thermique à 1050°C, la texture α se marque avec l'augmentation de la déformation à chaud. Après 30% de déformation, elle correspond à une texture de fibre. Une déformation plus importante de 75% a pour effet d'orienter la majorité des cristallites α autour de la composante principale ($0^\circ, 90^\circ, 0^\circ$).

La modification des textures de la phase α est principalement liée au développement à chaud de la texture de la phase β du fait de la déformation et à la statistique d'apparition des variantes cristallographiques dans la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$, induite lors du refroidissement. La connaissance de la texture de la phase β , exposée aux chapitres 3 et 4 est donc fondamentale pour étudier plus en détail la formation de ces textures. Elle nous a permis dans ce chapitre de simuler les textures α héritées en utilisant un modèle de transformation de texture basé sur la relation de Burgers d'orientation entre réseaux.

Le modèle de transformation de texture sans sélection de variantes permet d'expliquer les composantes caractéristiques des textures α mesurées à température ambiante après un traitement thermique à 1050°C et une déformation de 30% à 1050°C. De ce fait, on peut conclure que les modifications de texture de la phase α engendrée par une déformation dans le domaine β ne dépassant pas 30% ont principalement pour origine l'évolution de la texture de la phase β à la température de déformation, avec peu ou pas de sélection de variantes lors du refroidissement.

En augmentant la déformation à 1050°C jusqu'à 75%, la connaissance de la texture de la phase β seule n'est pas suffisante pour expliquer les textures α héritées. Le modèle de transformation de texture classique met clairement en évidence la sélection des variantes α dans la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$. Ce phénomène est lié à l'état métallurgique de la phase β fortement déformée et favorise l'augmentation de la composante ($0^\circ, 90^\circ, 0^\circ$) de la texture α héritée. La connaissance de la texture de la phase β haute température, nous a permis d'étudier cette sélection des variantes et de fournir une explication sur son origine physique. Nous avons en particulier montré que les sites privilégiés pour l'apparition des variantes cristallographiques α étaient liés aux systèmes de glissement actifs dans la déformation à chaud de la phase β . En effet, le modèle de transformation de texture avec sélection de variantes utilisant cette hypothèse permet d'expliquer la formation de la composante principale ($0^\circ, 90^\circ, 0^\circ$) de la texture α après 75% de déformation à 1050°C.

V.5 Références

- [1] H. J. Bunge
Theoretical Methods of Texture Analysis
ed. DGM 1987

- [2] H. Moustahfid, N. Gey, M. Humbert, M.J. Philippe
'Study of the $\beta \rightarrow \alpha$ phase transformations of a TA6V sheet induced from a high temperature β state and a high temperature $\alpha + \beta$ state'
Metallurgical and Materials Transactions, to be published

- [3] H. Moustahfid
Détermination des textures de la phase β à haute température de produits de TA6V à partir des orientations individuelles de la phase α à basse température
Application à l'étude des changements de textures induits par changement de phase après traitements thermomécaniques
Thèse de Doctorat, Université de Metz, 1996

- [4] B. de Gelas, R. Tricot, R. Castro
'Evolution de la texture cristalline de l'alliage de titane TA6V au cours de traitements thermomécaniques'
Communication interne CEZUS

- [5] A. W. Bowen
'Texture stability in heat treated Ti-6Al-4V'
Materials Science and Engineering, 29, pp. 19-28, 1977

- [6] K. Morri, C. Hartig, H. Mecking, Y. Nakayama, G. Luetjering
'Déformation modes and texture formation in two phase Ti-6Al-4V alloys'
8th International Conference on Textures of Materials, pp. 991-996, 1988

- [7] M. Peters et G. Luetjering
'Control of microstructure and texture in Ti-6Al-4V'
4th International Conference on Titanium, pp. 873-886, 1980

- [8] M. J. Philippe
'Texture formation in hexagonal materials'
10th International Conference on Textures of Materials,
vol 157-162, part 2, pp. 1333-13501, 1994

- [9] Z. S. Zhu, J. L. Gu et N. P. Chen
'Transition textures induced by cyclic phase transformation in titanium sheet'
Scripta Met. et Mater. vol. 32, n°4, 1995, pp. 499-504

- [10] A. W. Bowen, D. S. Mc Darmaid, P. G. Partridge
'Effect of high temperature deformation on the texture of a two phase titanium alloy'
Journal of Materials Science 26, pp. 3457-3462, 1991

- [11] H. Inoue, S. Fukushima et N. Inakazu
'Transformation textures in Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al alloys sheets'
Materials Transactions, JIM, vol. 33, n°2, pp. 129-137, 1992
- [12] M. Humbert, H. Moustahfid, F. Wagner, M. J. Philippe
Evaluation of the β phase of a TA6V sample from the individual orientations of
grains of the low temperature α phase
Sripta Metallurgica et Materialia, vol. 30, p. 377-382, 1994
- [13] M. Humbert, P. I. Welch, H. J. Bunge
The variant selection function as a mean of studying martensitic transformation
Theoretical Methods of Texture Analysis Ed. by H. J. Bunge
IGM - Informationsgesellschaft-Verlag
- [14] M. Humbert
Inherited texture in phase transformation
Directional Properties of Materials, Ed. by H. J. Bunge
DGM - Informationsgesellschaft-Verlag
- [15] M. Humbert
Un nouveau modèle de transformation de texture avec selection de variantes
Application à la transformation martensitique
Thèse d'Etat, Université de Metz, 1987
- [16] J. R. Patel, M. Cohen
Acta Met. 1, p. 531, 1953
- [17] J. C. Bokros, E. F. Parker
The mechanism of the martensite burst transformation in FeNi single crystals
Acta Met. 11, pp. 1291-1301, 1963
- [18] H. Abe, K. Ito, R. Fukumoto
J. Japan Inst. Metals 31, p.37, 1967
- [19] H. Abe, K. Ito
J. Japan Inst. Metals 31, p.1300, 1967

Conclusion

..

Conclusion

Pour mener à bien l'étude de la formation des textures de l'alliage de titane TA6V, nous avons donc réalisé différents traitements thermomécaniques dans le domaine β (1050°C) et dans le domaine α/β (900°C et 960°C) sur des échantillons initialement faiblement texturés pour éliminer les effets de la texture de départ. La détermination des textures cristallographiques des phases α et β a ensuite été réalisée à l'aide de mesures d'orientations individuelles par E.B.S.D. et de l'acquisition de figures de pôles par diffraction de rayons X.

Nous nous sommes tout particulièrement attachés à déterminer la texture de la phase β à haute température pour les échantillons ayant subi des traitements à 1050°C. Dans le cas des échantillons non déformés ou faiblement déformés, nous avons utilisé une méthode indirecte, développée précédemment dans notre laboratoire, permettant de calculer les orientations des grains β à haute température, à partir de mesures d'orientations individuelles de la phase α héritée à température ambiante. Dans le cas des échantillons fortement déformés, nous avons pu, grâce à un réglage optimal des conditions de diffraction, mesurer la texture de la phase β résiduelle à température ambiante. Des études antérieures menées au laboratoire montrent que cette texture, tout en étant moins dispersée, présente les mêmes composantes que la texture de la phase β à haute température, obtenue par méthode indirecte.

L'analyse de ces différentes textures nous a permis de clarifier le processus d'évolution de la texture de la phase β à chaud. Proche d'une texture isotrope après un traitement thermique à 1050°C, la texture de la phase β à haute température est caractérisée, après 30% de déformation, par une texture de fibre $\{100\}\langle uvw \rangle$ et $\{111\}\langle uvw \rangle$. Une déformation de 75% renforce la composante $\{100\}\langle 110 \rangle$ dans la fibre $\{100\}\langle uvw \rangle$ tout en conservant la fibre $\{111\}\langle uvw \rangle$. Par ailleurs, nous avons montré, en nous servant d'un modèle de déformation de type Taylor et de l'observation des microstructures héritées, que cette évolution de texture résulte de l'activation de mécanismes de déformation et d'adoucissement dont les principaux sont le glissement cristallographique et la restauration dynamique.

Les résultats portant sur les textures de la phase β à haute température, même s'ils sont obtenus par différentes méthodes et présentent quelquefois un caractère semi-quantitatif, nous ont permis d'étudier plus en détail la formation des textures de la phase α héritées à température ambiante. En effet, celles-ci restituent indirectement les évolutions de la texture de la phase β à haute température citées ci-dessus. Presque isotrope après un traitement thermique à 1050°C, la texture de la phase α se marque avec l'augmentation de la déformation à chaud. Après 30% de déformation, on retrouve une texture de fibre, caractérisée d'une part par les orientations d'un ensemble de cristallites ayant des plans $\{110\}$ parallèles au plan de laminage et d'autre part par les orientations d'un ensemble de cristallites ayant les axes c à 35° de la direction normale de la tôle. En mettant en oeuvre un modèle de transformation de texture sans sélection de variantes, utilisant la relation d'orientation de Burgers, nous avons été en mesure de reproduire ces composantes de fibre à partir des textures β haute température correspondantes.

De ce fait, nous pouvons conclure que l'évolution de la texture de la phase α héritée d'une déformation de moins de 30% dans le domaine β , a principalement pour origine une évolution de la texture de la phase β à haute température suivie d'une transformation de phase respectant la relation d'orientation mutuelle de type Burgers, avec peu ou pas de sélection de variantes.

Ensuite, nous avons pu montrer qu'une déformation plus importante de 75% à 1050°C a pour effet d'orienter la majorité des cristallites α autour de la composante principale ($0^\circ, 90^\circ, 0^\circ$). Ce résultat est en bon accord avec l'ensemble des travaux déjà publiés dans ce domaine. La connaissance de la texture β à haute température nous a permis, en utilisant à nouveau le modèle de transformation de texture sans sélection de variantes, de conclure que, même après 75% de déformation à chaud, la relation d'orientation mutuelle de Burgers restait valide dans la transformation de phase $\beta \rightarrow \alpha$ et de confirmer un mécanisme de sélection de variantes très marqué.

Pour expliquer la texture expérimentale obtenue, nous avons mis en œuvre des modèles de transformation de texture avec sélection de variantes, en considérant différentes règles de sélection. A la suite de ces essais, nous avons en particulier retenu l'hypothèse selon laquelle parmi les 12 variantes potentielles associées à une orientation initiale β , seules sont sélectionnées celles qui sont liées aux systèmes de glissement les plus actifs à chaud. Le lien entre l'activation d'un système de glissement dans la déformation plastique de la phase β et l'apparition d'une variante particulière dans la transformation de phase est ici supposé correspondre au mécanisme de changement de phase décrit par Burgers. L'activation des différents systèmes de glissement dans la déformation à chaud de la phase β a été évaluée par différentes méthodes, en calculant à l'aide du facteur de Schmid, les cisssions résolues à partir du tenseur de contrainte macroscopique ou en s'appuyant sur le modèle de déformation LSTAYLOR, ayant déjà permis de simuler les grandes tendances de la texture β haute température. A partir de ce modèle, il est possible d'avoir accès au tenseur de contrainte local pour le calcul des cisssions résolues ou d'utiliser directement les cisaillements des systèmes activés dans l'accommodation de la déformation.

Les résultats que nous avons obtenus, à partir des différentes versions mises en œuvre, permettent de reproduire les grandes tendances de la texture α expérimentale résultant d'une déformation par laminage de 75% à 1050°C, validant ainsi les hypothèses physiques testées. Il est important de souligner que seuls les systèmes de glissement de type $\{112\}\langle 111 \rangle$ permettent de favoriser la composante ($0^\circ, 90^\circ, 0^\circ$) dans la texture d'arrivée.

Ce modèle de sélection a également permis à Moustafid de reproduire avec succès les grandes tendances de l'évolution de texture α héritée d'une compression à chaud dans le domaine β du TA6V. Ce résultat complémentaire permet de valider le modèle de sélection mis en œuvre indépendamment du mode de déformation imposé.

Par ailleurs, nous avons montré que les résultats de l'étude de la formation des textures héritées à partir du laminage dans le domaine β peuvent être utilisés pour expliquer les textures obtenues après une déformation dans le domaine α/β . En effet, la déformation

plastique à 960°C favorise également l'orientation ($0^\circ, 90^\circ, 0^\circ$) dans la texture de la phase α à température ambiante, pour un taux de déformation de 55%. Ce résultat met clairement en évidence la contribution majoritaire de la phase β à l'accommodation de la déformation plastique à 960°C : les platelets α primaires se comportant comme des particules dures dans une matrice molle. Cependant, pour des taux de déformation plus élevés (70%), une seconde composante, caractérisée par les orientations des cristallites α dont les axes c sont distribués autour de la normale de la tôle, apparaît dans la texture α à température ambiante. Cette composante est caractéristique de la phase α primaire, initialement lamellaire, déformée plastiquement à chaud, comme le valident les résultats que nous avons obtenus après un traitement thermomécanique à 900°C.

L'étude que nous avons menée, a donc permis de mieux comprendre la formation des textures de la phase α , héritées des textures de la phase β à haute température. Cette étude ouvre également de nombreuses perspectives, concernant en particulier le comportement de l'alliage dans le domaine α/β . En effet, on peut envisager de modéliser l'évolution de la texture des phases α et β dans le domaine biphasé. L'utilisation d'un goniomètre de texture fonctionnant à haute température, permettrait alors une analyse plus fine de l'évolution des textures α et β à chaud. En parallèle, il serait intéressant d'identifier les mécanismes de déformation et d'adoucissement des phases en présence et d'intégrer ces mécanismes dans la modélisation de l'évolution de la texture. Enfin, pour mieux comprendre le comportement de l'alliage dans le domaine biphasé, il est important d'approfondir l'influence de l'interaction des deux phases en présence sur le développement de leurs textures respectives.