N° d'ordre : 11 /2010 – M / PH

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Université des Sciences et de la Technologie
Houari Boumediene

Faculté de physique

MEMOIRE

Présenté pour l'obtention du diplôme de **MAGISTER**
EN : **PHYSIQUE**

Spécialité : Matériaux et composants

Par : **Mme DJOUIMAI Fadila épouse HADDAD**

Sujet:

CONTRIBUTION À L'ÉTUDE DE L'EVOLUTION DE LA TEXTURE ET LA MICROSTRUCTURE D'ALLIAGES À BASE DE CUIVRE DEFORME

Soutenu publiquement le 30 /11 / 2010, devant le Jury composé de :

Mr. DJEBLI Mourad	Professeur,	à l' USTHB	Président
Mr. BRADAI Djamel	Professeur,	à l'USTHB	Directeur de thèse
Mr. HAINE Nasredine	Maître de Conférences /A	à l'USTHB	Examinateur
Melle. ALILI Baya	Maître de Conférences /A	à l'USTHB	Examinateur
Mr. YOUSFI Hamid	Maître de Conférences /A	à l'ENP	Examinateur

Remerciements

Je tiens à exprimer toute ma reconnaissance au Professeur Djamel BRADAI directeur de thèse et à Melle Baya Alili pour leurs aides immenses, pour leurs rigueurs, pour leurs idées géniales et pour le temps qu'ils m'ont accordée tout au long de cette thèse. Je les remercie également pour leurs encouragements permanants et leurs soutiens dans les moments les plus difficiles de ma thèse. Toute ma gratitude non seulement pour avoir diriger la thèse mais aussi pour la confiance qu'ils m'ont accordée en m'encadrant dans le nouvel axe de recherche

Je suis très sensible à l'honneur que m'a fait Monsieur Mourad DJEBLI Professeur, en acceptant de présider le jury de thèse. Je le remercie sincèrement de m'avoir consacré de son précieux temps.

Mes remerciements vont également à Melle Baya Alili, maitre de conférences à l'USTHB pour m'avoir dirigé dans cette thèse. Ses conseils m'ont été de tout temps fort précieux et surtout d'avoir accepté de faire partie des membres de jury.

Je remercie vivement Mr. Hamid YOUSFI, Maitre de conférences à l'E.N.P d'avoir répondu positivement à la demande de juger ce travail.

Je remercie également Mr. Nasredine HAINE, maitre de conférences à l'USTHB d'avoir répondu positivement à la demande de juger ce travail.

Nous (moi et mon promoteur) remercions Monsieur Mr. Pavel ZIEBA de l'Académie des Sciences de Pologne à Cracovie ainsi que les ingénieurs et techniciens de laboratoire qui nous ont permis de réaliser les préparations des échantillons (découpe, laminage, scellés sous vide, traitements thermiques et en partie les analyses de texture). Nos remericiements vont aussi à Mr. Le Professeur Jan BONARSKI, responsable des « équipements d'analyse de texture ».

Nous (moi et mon promoteur) remercions aussi Monsieur Thierry BAUDIN de L'ICMMO, LCPES, Université Paris Sud, Orsay, qui nous ont permis de réaliser l'autre partie des analyses de texture).

Mes remerciements chaleureux vont aussi à Hiba Azzeddine qui a apporté une contribution à ce travail.

Merci également à tous les membres du laboratoire LPM en particulier aux membres de l'équipe « Transformations de phases, Microstructure et Texture », Sihem, F. GUERZA, F. ABOUHILOU, B.MEHDI, L. RABAHI, F. HADJ LARBI, D. EL FIAD, A.ALLILOUCHE, Souad.

Mes sincères remerciements à toute personne ayant contribué à ce travail, et à toutes celles que je n'ai pas cité ici.

DEDICACES

Je dédie cette thèse à :

A mon défunt papa qui a temps souhaité voir ce jour.

A ceux que je porte dans mon cœur pour l'éternité :

A la personne la plus merveilleuse et la plus chère ma Mère qui m'a tout donnée et qui m'a soutenue et qui a cru en moi.

A mon très cher époux Mohamed qui m'a soutenue et encouragée.

A mes très chers frères : Mourad et Farid qui m'ont encouragée.

A ma très chère et adorable sœur : Karima qui m'a toujours épaulée et soutenue.

A mes deux petits anges : Maria et Hamza.

A ma belle sœur Maria et mon beau frère Sami.

A ma belle famille (Ami Aissa, tante Fitma, Safia. Hafida, Lynda et Nabila…).

A toute ma famille proche et loin.

A tout mes ami(e)s qui m'ont entourée toutes ces années.

A tous ceux que j'aime et à tous ceux qui je n'ai pas pu citer.

Sommaire

Introduction ……..……..2

Chapitre I: Considérations théoriques et généralités sur la déformation plastique des métaux et alliages CFC, la recristallisation et la texture

I.1 Déformation plastique des métaux et alliages CFC……..……....6

I.2 Phénomènes de restauration et recristallisation……..9

I.2.1 Généralités…….……..……..9
I.2.2 Phénomènes de restauration..……..……..……10

I.2.3 Phénomènes de recristallisation……...11

I.2.3.a Recristallisation primaire (germination et croissance normale)……12
I.2.3.b Recristallisation secondaire (croissance anormale)……13

I.2.4 Concurrence de précipitation et recristallisation dans les alliages…….……14
I.3 Orientations préférentielles ou texture dans les alliages métalliques CFC……..15
I.3.1 Représentation des orientations cristallographiques des cristallites d'un matériau cubique à face centrées (CFC)…..……...15

I.3.1.a Les angles d'Euler .....……16

I.3.1.a Les indices de Miller .....…….……19

I.4 Les figures de pôles…….21

I.5 Fonction de distribution des orientations cristallines (FDOC)……23
I.5.1. Méthode harmonique .....……..25

I.5.2. Méthodes discrètes.....…….…..25

I.6 Texture de déformation……26
I.7 Texture de recristallisation...……28
I.8 Simulation de la Texture de déformation…….29
I.8.1 Modèles polycristallins……..30
I.8.1.a Modèle de Sachs…….....30
I.8.1.b Modèle de Taylor…….....31

Chapitre II: Techniques expérimentales

II.1 Présentation des échantillons..……34
II.2 Traitements thermomécaniques ……..……35
II.3 Traitement de déformation plastique par laminage..……...35
II.4 Traitement de mise en solution solide ……...……...36
II.5 Traitement de revenu…….……..……36

II.6 Caractérisation des échantillons……...36

II.6.a Analyse par EDAX (Energy Dispersive.Ray Analysis) …….……36

II.6.b Détermination de la texture par Diffraction des Rayons X (DRX) ……...…37

Chapitre III: Résultats et discussion

III.1 Présentation des échantillons ……..……40
III.2 Analyse physico.chimique Semi.quantitative (EDAX)…….40

III.3 Caractérisation des échantillons par diffraction des rayons X……...……...45

III.4 Caractérisation qualitative et quantitative de la texture de recristallisation de l'alliage ternaire Cu.2.65Ni.0.6Si (% en poids) par la méthode ADC……..…45
III.5 Etude de la texture de recristallisation de l'alliage Cu.2.65Ni.0.6Si (% en poids) par différentes méthodes…….....50
III.6 Analyse qualitative et quantitative de la texture de déformation et de recristallisation de l'alliage quaternaire Cu.2.6Ni.0.6Si.0.6Cr (% en poids) par la méthode ADC……....55
III.7 Simulation de la texture de déformation de l'alliage Cu.2.65Ni.0.6Si (% en poids)……59
Conclusion générale……...63
Références bibliographiques …….66

Introduction

Introduction :

Une grande partie de l'activité économique des pays industrialisés est rattachée aux matériaux métalliques mais, vu les exigences de l'industrie moderne, de nombreux programmes de recherche sont en route pour le développement d'autres matériaux plus performants et moins coûteux, tels que : les composites, les céramiques, les polymères et les alliages métalliques.

Les matériaux d'intérêt technologiques sont la plupart du temps polycristallins c'est-à-dire constitués d'un assemblage de grains ou de cristallites qui sont considérés comme des petits monocristaux. Les propriétés des matériaux dépendent à la fois de la structure de l'agrégat constitué par les grains, mais également des propriétés des cristallites, leurs formes, leurs tailles, leurs arrangements au sein de l'agrégat ainsi que leurs orientations cristallographiques constituent des paramètres déterminants pour les propriétés macroscopiques des matériaux.

Lorsque la distribution des orientations de ces cristallites n'est pas aléatoire, on dit que le matériau présente une ou plusieurs orientations préférentielles ou généralement une texture cristallographique.

La texture cristallographique est un paramètre structural déterminant pour les propriétés mécaniques, électriques, magnétiques,...etc. des alliages métalliques via l'anisotropie cristalline (dépendance des propriétés avec la direction cristallographique). L'amélioration de ces propriétés est intimement liée au développement de microstructure et surtout de textures particulières lors de la recristallisation des matériaux déformés. La maîtrise de ces caractéristiques métallurgiques nécessite une parfaite compréhension des mécanismes inhérents à cette évolution microstructurale au sens large du terme [1].

La texture apparaît durant la solidification puis évolue au cours des étapes de déformation (laminage, filage…) et de recristallisation sous traitement thermique.

Il existe différentes méthodes de caractérisation de la texture, des méthodes basées sur l'imagerie optique comme anciennement les figures de corrosion [2] (obtenues par attaques chimiques) ou plus récemment, le microscope électronique à balayage (MEB) ou en transmission

couplée avec une analyse EBSD (Electron-Back-Scattered-Diffraction). Ces approches permettent une analyse locale des orientations individuelles g_i. Mais les méthodes de diffractions des rayons X ou de neutrons restent les plus utilisées car elles donnent une description globale et statistique de la texture.

La texture des matériaux métalliques de symétrie CC (comme les aciers) ou CFC (comme les alliages à base Al, Cu ou Ni) a été largement étudiée dans la littérature. Ces alliages étant généralement binaires. Mais il subsiste quelques indéterminations quand on ajoute des éléments d'addition ternaires et quaternaires, particulièrement dans les alliages à base de Cu. Pour ces alliages, les plus étudiées ont été ceux du système CuZn (Bronzes) et CuSn (Laitons). Les alliages du système CuNiSi et CuNiSiCr n'ont fait l'objet d'aucun travail précédemment concernant l'étude de la texture de déformation et de recristallisation sachant que ces deux phénomènes jouent un rôle important dans la mise en forme et la durabilité du matériau.

Ces deux alliages présentent un compromis intéressant entre leurs propriétés mécaniques et électriques qui avoisinent celles des alliages de cuivre au béryllium [3] qui présentent plusieurs problèmes :

1. Excessivement toxique et pose d'importants problèmes environnementaux,
2. Métal très cher,
3. Elaboration complexe,
4. Mise en forme très difficile (alliage avec de très hautes caractéristiques et des effets mémoires et élastiques importants) [4].

Le sujet de cette thèse se donne pour objectif d'étudier les différentes textures cristallographiques des alliages déformés à base de cuivre Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) et Cu-2.35Ni-0.6Si-06Cr (% en poids), et qui ont connu un net succès pour leur utilisation en industrie électronique comme éléments connecteurs vu leurs grandes conductibilités électriques [5].

Ce succès industriel a conduit à étudier de près ces alliages, et plus particulièrement, après certains traitements thermomécaniques.

Le présent travail s'articule sur trois grands chapitres

Chapitre I : Dans le premier chapitre nous présentons quelques généralités sur la déformation plastique, la recristallisation des matériaux CFC et la texture cristallographique. En premier lieu, nous donnons les notions essentielles pour la compréhension qualitative (figures de pôles) et quantitative (Fonction de Distribution des Orientations Cristallines, FDOC) de la texture cristallographique d'un matériau. Nous nous intéressons par la suite au développement de la texture de déformation par laminage et de la texture de recristallisation dans les matériaux CFC.

Chapitre II : Nous évoquerons dans ce chapitre les diverses techniques expérimentales utilisées pour la préparation (métallographique) et la caractérisation de nos échantillons.

Chapitre III : On consigne dans ce dernier chapitre les différents résultats obtenus avec leurs interprétations.

Chapitre I

Considérations théoriques et généralités sur la déformation plastique des métaux et alliages CFC, la recristallisation et la texture

I.1) Déformation plastique des métaux et alliages CFC

L'importance de la déformation plastique réside dans le comportement des matériaux au cours des opérations de mise en forme (laminage, tréfilage, etc.), auquel les secteurs industriels présentent un grand intérêt afin de pouvoir fabriquer et utiliser des produits à résistances mécaniques élevées : industrie automobile, aérospatiale, navale, nucléaire, etc. [6].

D'une manière générale, on constate que tout solide auquel est appliqué un effort mécanique (une contrainte), se déforme. Cette déformation est soit réversible si la contrainte appliquée est inférieure à une certaine valeur critique dite limite élastique, soit irréversible la déformation subsiste lorsque la contrainte est supprimée. Dans ce cas cette déformation est dite plastique [7]. La déformation plastique entraîne en plus des changements visibles de forme, des changements dans la microstructure et qui joue un rôle primordial dans la structure.

Dans les matériaux CFC la déformation plastique à froid est générée principalement par un mécanisme de glissement des dislocations sur des plans cristallins précis (Figure I 2) et /ou par un maclage mécanique (FigureI.3). Le déclenchement d'un mécanisme et/ou de l'autre dépend du matériau et des conditions expérimentales de la déformation ainsi que de son énergie de faute d'empilement γ_{SFE} du matériau qui est représentée dans le tableau I.3 [8].

Ainsi, la déformation plastique à froid s'effectue essentiellement par création et glissement des dislocations sur les plans denses {111} et dans les directions denses <110>. Ce mécanisme est majoritaire dans les matériaux à forte et moyenne énergie de faute d'empilement (aluminium γ_{SFE} ~170 mJ.m-², cuivre γ_{SFE} ~ 80 mJ.m-²). Pour les matériaux à faible γ_{SFE} (argent γ_{SFE} ~ 27 mJ.m-², laiton γ_{SFE} = 35 mJm-2), le maclage mécanique et le glissement des dislocations partielles constituent le mode de déformation préférentiel voir tableau I.1 et I.2 qui représentent les plans et les directions des systèmes. Le maclage intervient également dans le mode de déformation pour les métaux CFC de forte énergie de faute d'empilement à très basses températures ou pour des taux de déformation très élevés [9].

De même le laminage figure I.1 est une déformation plastique qui consiste à réduire l'épaisseur d'un matériau métallique lui conférant ainsi la forme et la taille voulues. Le taux de laminage est défini par l'expression suivante :

$$\tau = \frac{ei - ef}{ei} \times 100$$

où e_i et e_f sont les épaisseurs initiale et finale du produit. La figure I-1 montre cette opération de laminage.

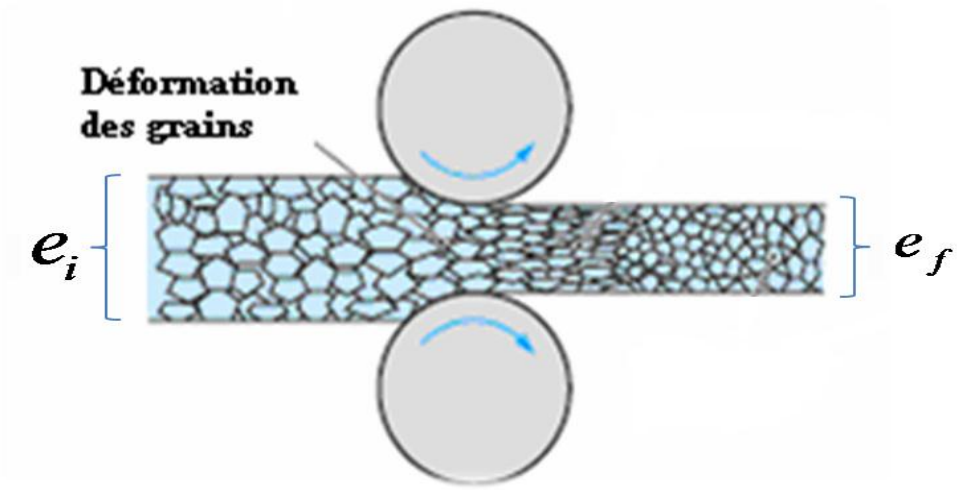


Figure I.1: Mise en forme par laminage

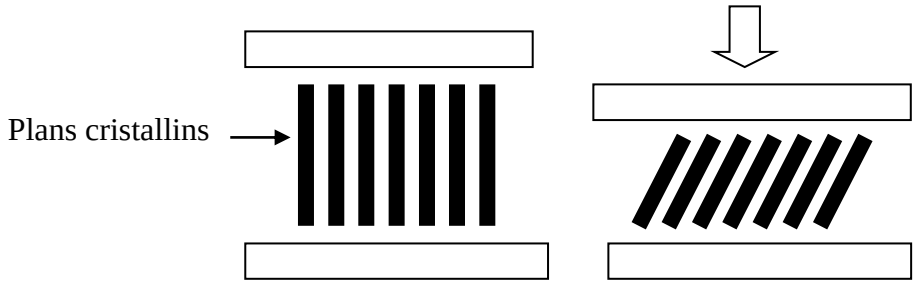


Figure I.2.a : Schématisation du glissement mécanique

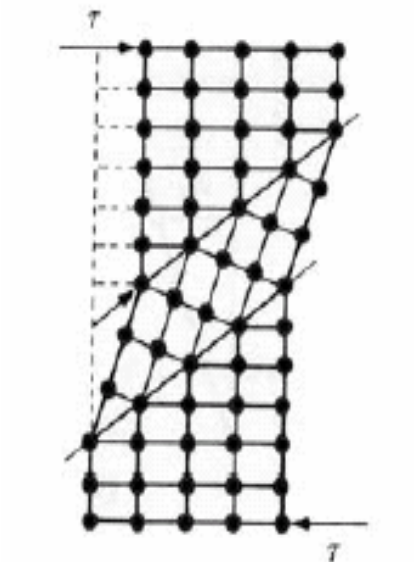


Figure I.3: Déformation plastique par maclage

Tableau I.1: Plans et directions de glissement cristallographique d'un cristal cubique

STRUCTURES	SYSTÈMES DE GLISSEMENT	
	Plans	Directions
CFC	{111}	<110>
CC	{110}	<111>
	{112}	<111>
	{123}	<111>

Tableau I.2: Energie de faute d'empilement de quelques métaux [9]

Métal	γ_{SFE} (mJm^{-2})
Aluminium	166
Cuivre	78
Nickel	128
Zinc	140
Argent	22
Or	45
70Cu:30Zn	20

I.2) Phénomènes de restauration et recristallisation

I.2.1) Généralités

Lorsqu'un matériau subit une déformation plastique à froid (écrouissage); sa microstructure est modifiée, ses propriétés physiques et mécaniques sont modifiées. L'énergie emmagasinée dans le matériau augmente durant la déformation plastique et conduit à l'augmentation des défauts cristallins tels que :

- Défauts ponctuels : lacunes et interstice,
- Défauts linéaires: dislocations,
- Défauts de surface : défauts d'empilement, macles et sous grains.

Ceci fait que l'état d'un métal écroui est thermodynamiquement instable. Alors pour restaurer les propriétés et la structure que le métal possédait avant la déformation, un apport d'énergie est nécessaire, c'est-à-dire il faut le réchauffer (recuit), donc il a tendance à retourner dans un état plus stable. Le réchauffage d'un tel matériau provoque différents processus telles que la restauration et la recristallisation, qui ont pour but de détruire totalement l'écrouissage et de créer une structure adaptée à un usage industriel quelconque.

Comme son nom l'indique la recristallisation se traduit par la formation de nouveaux grains au dépend de la structure écroui, alors que la restauration permet un adoucissement du matériau par le réarrangement et l'annihilation des défauts cristallins, les deux processus sont représentés sur la figure I.5.

Les processus de restauration et de recristallisation sont statiques lorsqu'ils se produisent durant le recuit d'un matériau déformé. Si la déformation a lieu à une température suffisamment élevée, les processus opèrent simultanément à la déformation et sont appelés restauration dynamique et recristallisation dynamique.

Du point de vue macroscopique, l'écrouissage d'un métal conduit à une augmentation de la dureté, de la résistance à la rupture et de la limite élastique, mais en contre partie conduit à la diminution de l'allongement à la rupture et de l'aptitude à la déformation [10].

I.2.2) Phénomènes de restauration

La restauration est un processus thermique qui se produit dans le matériau déformé, c'est un rétablissement partiel des propriétés physiques ou mécaniques d'un métal écroui sans modification apparente de sa structure. Au cours de cette étape, on n'a pas de création de

nouveaux grains, mais seulement une réduction du nombre de défauts atomiques, lacunes et dislocations et réarrangements de ceux-ci en nouvelles configurations plus stables.

La restauration se fait en plusieurs étapes par une série de micro mécanismes schématisés sur la Figure I.4. Cette dernière peut être influencée par le taux de déformation, la température de recuit et les caractéristiques du matériau (énergie de faute d'empilement γ_{SFE}, éléments en solution solide et précipité). La restauration est d'autant plus rapide et se fait à température plus basse que l'énergie stockée est plus élevée. Cette énergie augmente avec la déformation et dépend de l'orientation du grain considéré. La texture développée pendant la déformation ne change pas de manière appréciable pendant la restauration [11].

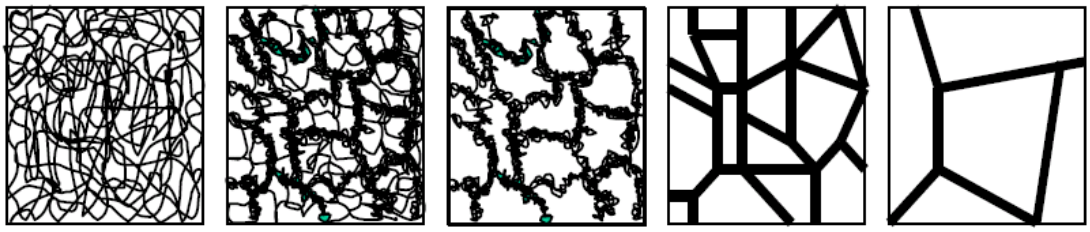


Figure I.4 : Mécanisme de restauration d'un matériau déformé dans le domaine plastique [9] :

a) enchevêtrement de dislocations,
b) formation des dislocations,
c) annihilation des dislocations dans les cellules,
d) formation des sous-grains,
e) croissance de sous-grains.

I.2.3) Phénomènes de recristallisation

La recristallisation constitue l'une des transformations structurales les plus importantes sur le plan technologique mais la plus mal comprise sur le plan scientifique. L'importance technologique est bien connue depuis la Haute Antiquité; la recristallisation est utilisée d'une part, pour faciliter la mise en forme ultérieure par déformation plastique et, d'autre part, pour améliorer la qualité métallurgique du produit final en raison de son influence sur la taille et les orientations des grains [12].

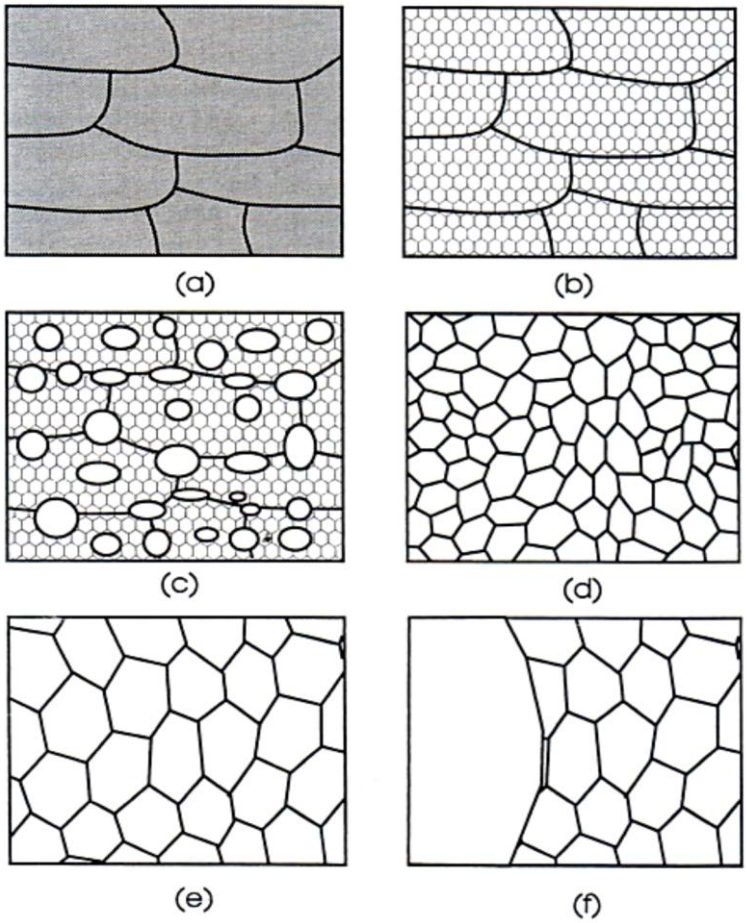


Figure I.5 : Représentation schématique de [9]:

a) L'état déformé,
b) L'état restauré,
c) L'état partiellement recristallisé,
d) L'état complètement recristallisé,
e) La croissance normale des grains
f) La croissance anormale des grains.

La recristallisation est caractérisée par le développement de nouveaux grains et la migration de joints de grains de forte désorientation dont la force motrice est due principalement à l'énergie de déformation stockée [13,14].

Les conditions de chauffage et de maintien en température sont déterminées en fonction de la composition de l'alliage et du taux d'écrouissage. Les impuretés et les éléments d'addition ont pour effet d'augmenter la température de recristallisation tout en diminuant la mobilité des joints de grains.

Dans la littérature, la recristallisation d'une microstructure préalablement déformée est appelée recristallisation primaire. La recristallisation secondaire ou croissance anormale des grains correspondant à une croissance exagérée pouvant apparaître en fin de recristallisation primaire. Cependant cette distinction n'est pas clairement établie, puisque une croissance exagérée des grains d'orientations particulières peut être observée au cours du processus de recristallisation primaire [15].

Il est donc préférable de définir la recristallisation primaire comme le phénomène conduisant à la réduction de l'énergie stockée.

I.2.3.a) Recristallisation primaire (germination et croissance normale)

La recristallisation primaire se déroule en deux étapes successives, la germination, pour laquelle l'apparition de nouveaux grains a lieu à l'intérieur même de la matrice déformée, et la croissance de ces germes de recristallisation (le germe étant défini comme un cristallite de faible énergie interne croissant au sein du matériau déformé, séparé de ce dernier par un joint de grains mobile) [16].

La recristallisation primaire représentée par la Figure I.6 résulte de la formation et de la croissance des germes en de nouveaux cristaux. La croissance des germes est d'autant plus rapide que la désorientation avec la matrice est importante, de plus, un germe ne peut croître que si sa taille est supérieure à celle des cellules voisines. L'orientation des germes est un élément important, puisqu'elle détermine en partie la texture de recristallisation.

- **Etape de germination:**

Les germes apparaissent avec une orientation différente de celle de la matrice; ils croissent progressivement au dépend des anciens grains déformés jusqu'à ce qu'ils arrivent en contact les uns avec les autres et à ce stade, la germination est achevée et la croissance des grains commences.

- **Etape de croissance:**

Les germes étant formés, le processus de recristallisation se poursuit par une migration des joints de grains au travers de la matrice déformée, induite par l'énergie de joint de grains. La vitesse d'un joint de grains lors de l'étape de croissance est donnée par l'équation :

$$v = m.p$$

Où m représente la mobilité du joint de grain et p la pression exercée sur le joint de grains.

La majeure partie de la force motrice dérive des interactions entre les joints de grains et les dislocations incorporées dans le joint, puis détruites. Les impuretés peuvent affecter la mobilité des joints des grains, apportant au niveau atomique un désordre qui lui est non favorable [17].

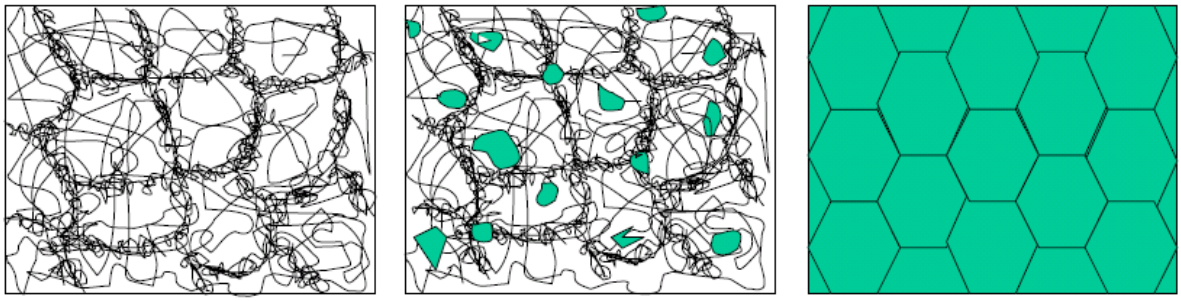


Figure I.6: Schéma de la recristallisation primaire incluant les processus de germination et croissance des grains dans la matrice écrouie.

La température du recuit est le facteur le plus important pour un métal, dans des conditions d'écrouissage déterminée, le grain grossit d'autant plus vite que la température est élevée.

Les grains sont plus fins lorsque l'écrouissage est plus fort. La taille des grains obtenus après recuit de recristallisation, ne peut se produire qu'à partir d'un certain taux critique de déformation [18], influe beaucoup sur les propriétés des alliages, car une structure à grains fins est plus résiliente qu'une structure à gros grains, qui n'est pas favorable pour des sollicitations mécaniques [19].

I.2.3.b) Recristallisation secondaire (croissance anormale)

Lorsqu'on poursuit le recuit après la recristallisation totale, cette dernière est suivie d'un remaniement de la structure, au cours duquel certains grains grossissent au dépend d'autres, qui disparaissent (figure I.7). Le métal recristallisé possède donc un excès d'énergie sous forme de joints de grains, et la force motrice est alors l'énergie interfaciale des joints [20].

Au cours de la recristallisation secondaire, la structure est momentanément constituée de deux familles de grains de grosseurs différentes, jusqu'à ce que les nouveaux cristaux aient envahi toute la masse, alors les joints de grains en croissance migrent dans la direction de leur centre de courbures [21].

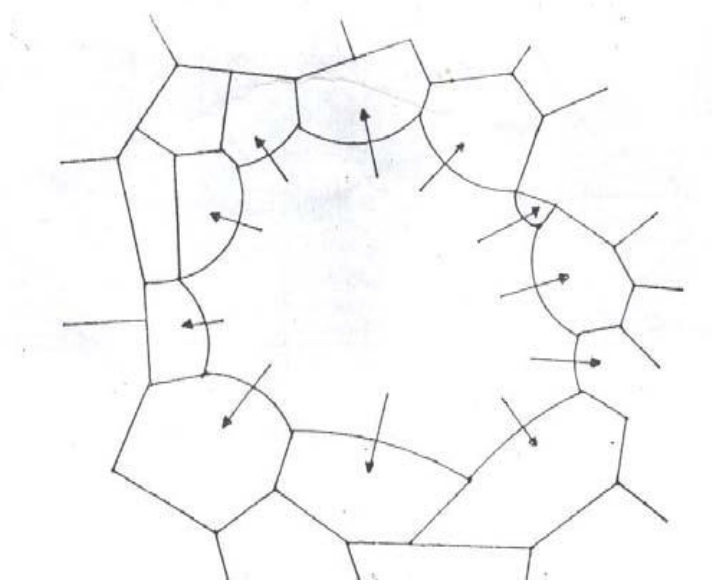


Figure I.7: Schéma de la croissance anormale du grain

I.2.4) Concurrence de la précipitation et de la recristallisation dans les alliages métalliques

La précipitation et la recristallisation exercent une mutuelle influence l'une sur l'autre. Les effets des particules et des précipités sur la recristallisation semblent être d'une grande complexité. Les particules peuvent soit accélérer, retarder ou inhiber la recristallisation.

Les particules précipitées exercent une obstruction aussi bien sur le réarrangement des dislocations pour former des fronts de recristallisation que sur leurs migrations. Les défauts présents dans le cristal accélèrent fortement la germination des particules de phases qui elles mêmes vont affecter le réarrangement des dislocations et la migration des joints de grains.

La précipitation discontinue, au contraire augmente la vitesse du front de recristallisation [11]. C'est seulement quand la recristallisation est complète avant le début de la précipitation que les deux réactions ont lieu indépendamment.

I.3) Orientations préférentielles ou texture dans les alliages métalliques CFC

Pour pouvoir caractériser entièrement un matériau, il faudrait pouvoir préciser l'orientation de chaque grain par rapport à un référentiel lié à l'échantillon. Chaque grain est assimilé à un monocristal appelé cristallite, défini par sa forme, sa taille et son orientation cristallographique.

Un matériau polycristallin présente une texture cristalline lorsque ou une anisotropie cristallographiques ses grains n'ont pas une orientation cristallographique parfaitement aléatoire, c'est-à-dire que l'orientation préférentielle ou texture cristallographique est définie par une distribution non aléatoire des cristaux dans les matériaux polycristallins [22].cette texture est obtenue après un traitement thermique ou une déformation mécanique lors de processus thermomécaniques.

La solidification, la déformation, la recristallisation et/ou les transformations de phases sont des processus orientés et sont à l' origine de la création et de l'évolution des textures.

I.3.1) Représentation des orientations cristallographiques des cristallites d'un matériau cubique à face centrées (CFC)

Dans le cas d'un matériau déformé par laminage en général, on choisit deux référentiels

- Le référentiel échantillon (macroscopique)
- Le référentiel cristal (microscopique)

  Le référentiel macroscopique peut être défini selon (DL, DT, DN). DL étant la direction de laminage, DT la direction transverse et DN la direction normale au plan de laminage.

Le référentiel cristal (lié au cristallite) de symétrie cubique, son trièdre de référence oxyz est définis comme suit : Ox // [100], oy // [010], Oz // [001] (Figure I.8).

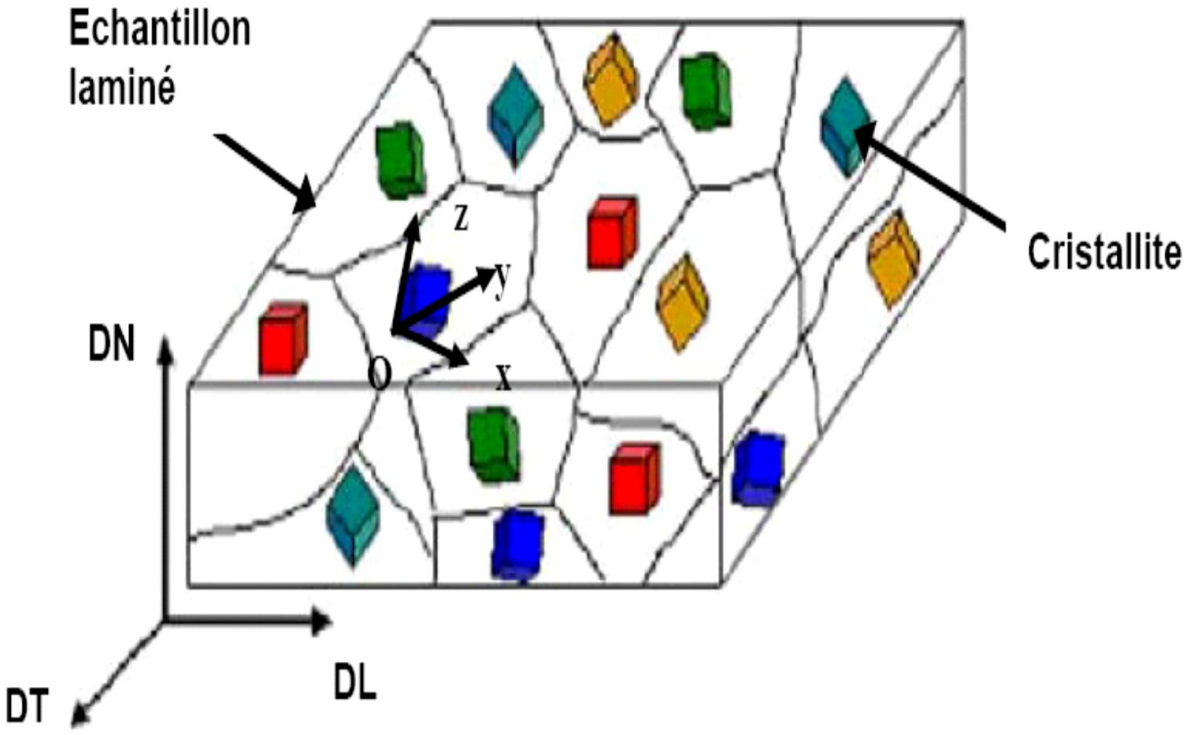


Figure I.8 : Représentation schématique d'un matériau polycristallin.
(Chaque couleur représente un grain différent, ainsi qu'une orientation différente).

I.3.1.a) Représentation par les angles d'Euler

La description de l'orientation cristallographique d'un cristallite est réalisée à l'aide des angles d'Euler (φ_1,ϕ,φ_2) en utilisant la convention de Bunge [23], qui est la description la plus fréquemment utilisée dans la représentation de la texture cristallographique.

La transformation du référentiel échantillon (s) au référentiel cristal (c) se fait en trois rotations consécutives qu'il faut opérer sur le repère du cristal considéré pour aboutir à son orientation, en démarrant à partir du repère de l'échantillon. Les rotations successives sont illustrées par la Figure I.9.

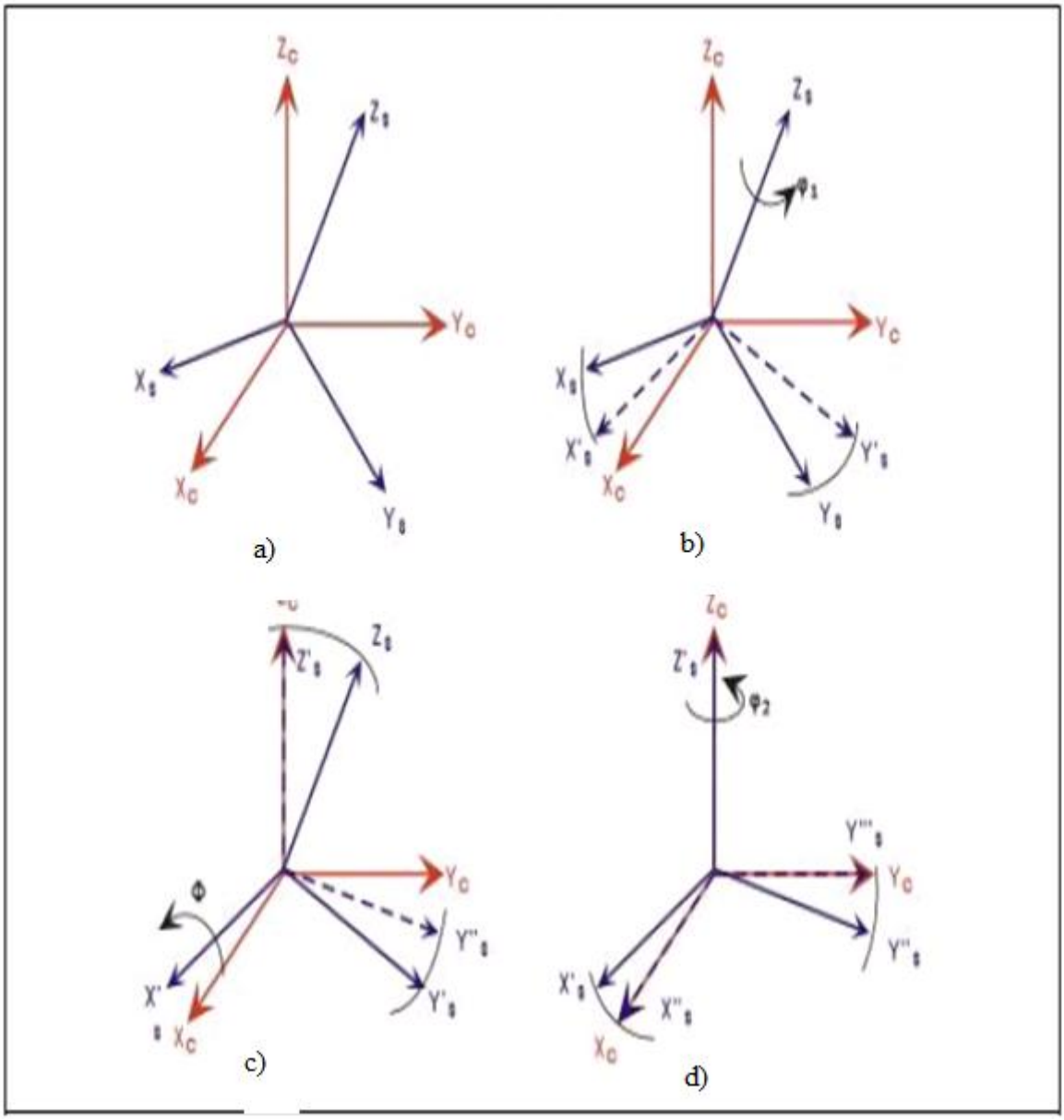


Figure I.9: Définition des 3 angles d'Euler ($\varphi_1, \phi, \varphi_2$) en convention de Bunge [24]

a) axes de rotations
b) Rotation d'un angle φ_1
c) Rotation d'un angle ϕ
d) Rotation d'un angle φ_2

On définit les angles d'Euler par :

1- rotation d'un angle φ_1 ($0 \leq \varphi_1 \leq 2\pi$) autour de DN, (O, DL, DT, DN $\longrightarrow$ $Ox_1y_1z_1$), elle correspond à la transformation {s'}= g (φ_1) {s}, avec la matrice de rotation

$$g(\varphi_1) = \begin{pmatrix} \cos\varphi_1 & \sin\varphi_1 & 0 \\ -\sin\varphi_1 & \cos\varphi_1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$$

2- rotation d'un angle ϕ $(0 \le \phi \le \pi)$ autour de l'axe Ox 1 ($Ox_1y_1z_1 \longrightarrow Ox_2y_2z_2$), elle correspond à la transformation {s''}= g (ϕ) {s'}, avec la matrice de rotation

$$g(\phi) = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos\phi & \sin\phi \\ 0 & -\sin\phi & \cos\phi \end{pmatrix}$$

3- rotation d'un angle φ_2 $(0 \le \varphi_2 \le 2\pi)$ autour de l'axe e Oz 2 ($Ox_2y_2z_2 \longrightarrow$ Oxyz), elle correspond à la transformation {c}= g (φ_2) {s''}, avec la matrice de rotation

$$g(\varphi_2) = \begin{pmatrix} \cos\varphi_2 & \sin\varphi_2 & 0 \\ -\sin\varphi_2 & \cos\varphi_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$$

L'ensemble de ces trois rotations est équivalent à la transformation suivante :

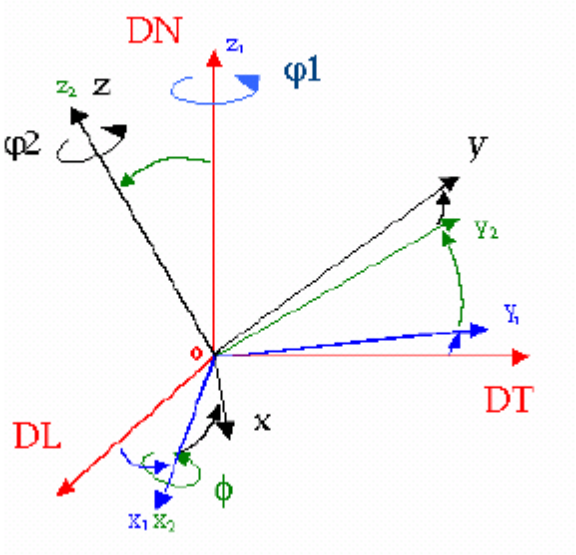
$$\{c\} = g(\varphi_1\ \phi\ \varphi_2)\ \{s\}$$

Avec g ($\varphi_1\ \phi\ \varphi_2$) est la matrice de rotation résultante, qui est le produit des trois matrices, elle est définis par la matrice ci-dessous :

$$g(\varphi_1\ \phi\ \varphi_2) = g(\varphi_2).g(\phi).g(\varphi_1)$$

D'où

$$\mathbf{g(\varphi_1\ \phi\ \varphi_2)} = \begin{pmatrix} \cos\varphi_2\cos\varphi_1 - \sin\varphi_2\sin\varphi_1\cos\phi & \cos\varphi_2\sin\varphi_1 + \sin\varphi_2\cos\varphi_1\cos\phi & \sin\varphi_2\sin\phi \\ -\sin\varphi_2\cos\varphi_1 - \cos\varphi_2\sin\varphi_1\cos\phi & -\sin\varphi_2\sin\varphi_1 + \cos\varphi_2\cos\varphi_1\cos\phi & \cos\varphi_2\sin\phi \\ \sin\varphi_1\sin\phi & -\cos\varphi_1\sin\phi & \cos\phi \end{pmatrix}$$



représentation de l'orientation par les angles d'Euler par le formalisme de Bunge

a) Rotation d'un angle φ_1 autour de l'axe DN (en bleu)

b) Rotation d'un angle ϕ autour de l'axe OX_1 (en vert)

c) Rotation d'un angle φ_2 autour de l'axe OZ_2 (en noir)

Divers choix sont possibles pour caractériser l'orientation du réseau comme les représentations de Roe ou de Canova (voir tableau I.4), mais la plus utilisée est celle de Bunge. Ces représentations sont toutes basées sur les angles d'Euler.

Matthies	Roe	Bunge	Canova	Kocks
α	Ψ	$\varphi_1 = \alpha + \pi/2$	$\omega = \pi/2 - \alpha$	Ψ
β	Θ	Φ	Θ	Θ
γ	Φ	$\varphi_2 = \gamma + 3\pi/2$	$\varphi = 3\pi/2 - \gamma$	$\Phi = \pi - \gamma$

Tableau I.4 : correspondances entre les différents angles usuels des différentes conventions [25]

I.3.1.b) représentation par Les indices de Miller

La représentation de la texture par les indices de Miller est la plus courante. L'orientation cristallographique g={hkl}<uvw> des cristallites est décrite par la détermination du plan cristallographique {hkl} parallèle au plan de laminage et la direction cristallographique <uvw> parallèle à la direction de laminage [26] voir figure I.10 .

La texture de tréfilage est donnée par les familles d'orientations ⟨*hkl*⟩ // DN (texture de fibre), car une direction cristallographique ⟨*hkl*⟩ à dans chaque grain tendance à s'aligner avec l'axe du fil. Nous rappelons que pour un cristal de structure cubique de paramètre de maille a, les directions ⟨*hkl*⟩ représentent l'ensemble des directions perpendiculaires aux plans réticulaires {hkl} parallèles et équidistants.

Schéma de la texture de type Goss

{011}<100>
{011} // ND
<100> // RD

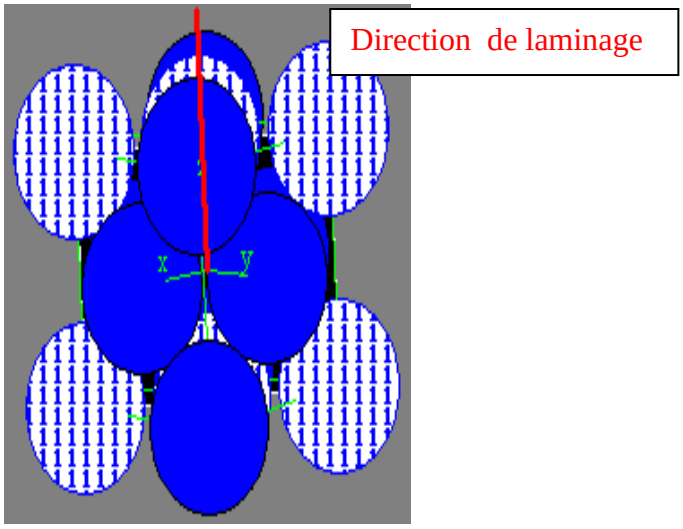


Figure I.10: Représentation par les indices de Miller (Figure obtenue par le logiciel CARINE©)

Les équations ci-dessous représentent les relations entre les angles d'Euler et les indices de Miller pour les matériaux cubiques [9] :

h= $\sin\Phi \sin\varphi_2$

k= $\sin\Phi \cos\varphi_2$

l= $\cos\Phi$

u= $\cos\varphi_1 \cos\varphi_2 - \sin\varphi_1 \sin\varphi_2 \cos\Phi$

v=- $-\cos\varphi_1 \sin\varphi_2 - \sin\varphi_1 \cos\varphi_2 \cos\Phi$

w= $\sin\varphi_1 \sin\Phi$

$$\tan\Phi \cos\varphi_2 = \frac{k}{l}$$

$$\tan\varphi_2 = \frac{h}{k}$$

$$\cos\Phi \tan\varphi_1 = \frac{lw}{ku - hv}$$

I.4) Les figures de pôles

On mesure les figures de pôles, pour mettre en évidence l'anisotropie de répartition des orientations cristallographiques dans les matériaux. Une figure de pôle {hkl}, est la projection stéréographique sur le plan de l'échantillon, des directions (χ, φ) affectées à des intensités recueillies, I (χ, φ). χ *et* φ sont les angles repérant le plan cristallographique {hkl} par rapport aux axes du référentiel échantillon figureI.11 :

- $\chi \in [0,90°]$ représente une rotation de déclinaison autour d'un axe appartenant à la surface de l'échantillon. χ détermine l'angle mesuré à partir de la direction normale (DN).

- $\varphi \in$ [0,360°] représente une rotation azimutale autour de l'axe perpendiculaire à la surface de l'échantillon. φ détermine l'angle mesuré à partir de la direction de laminage (DL).

Le principe de la projection stéréographique est représenté sur la figure I.11.

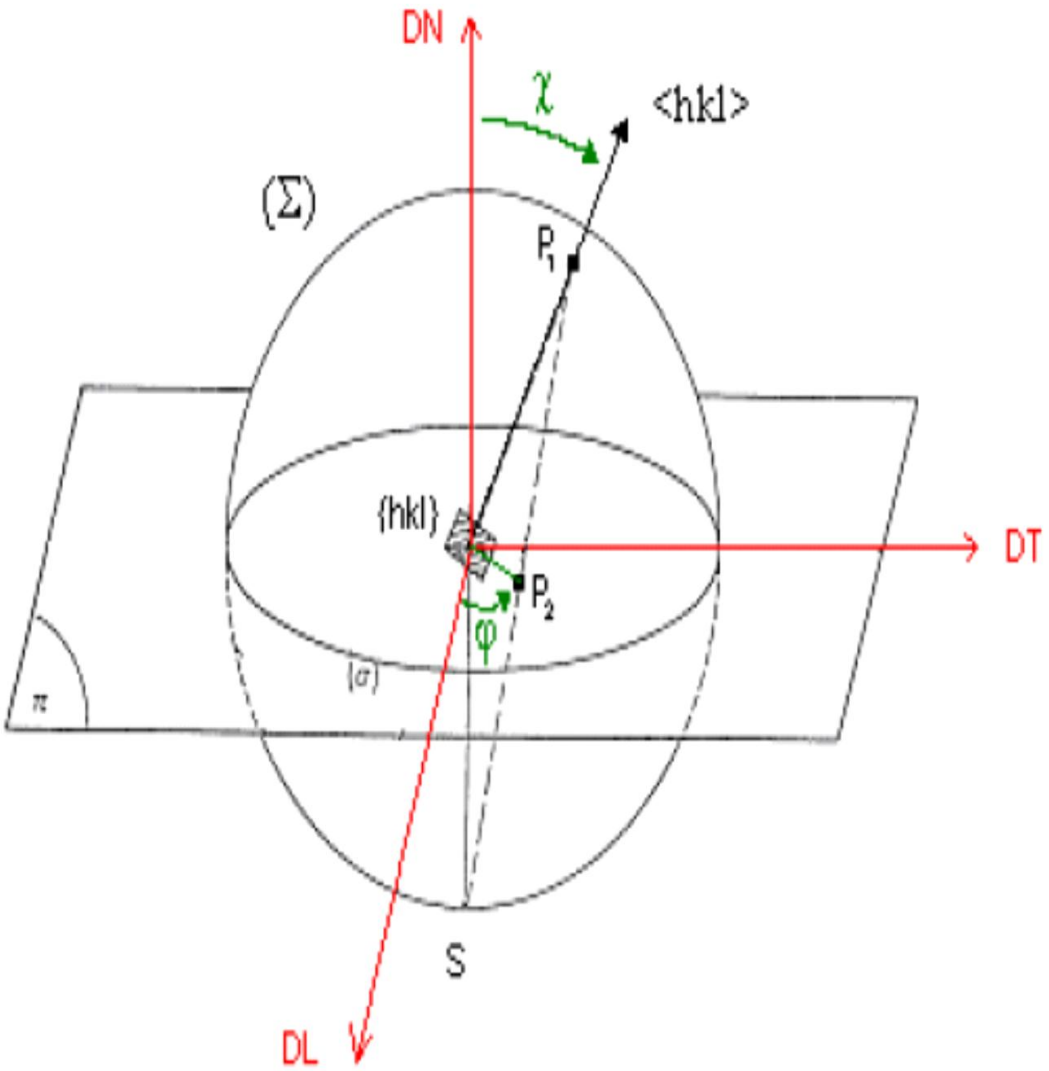


Figure I.11: projection stéréographique

La projection stéréographique du point p_1 (χ, φ) de la sphère de rayon R est le point p_2, qui est le point d'intersection dans le plan équatorial (π) entre la droite reliant p_1 au pôle sud. Les intensités difractées recueillies sont représentées par des lignes de niveaux qui relient les points possédant la même intensité, c'est-à-dire les orientations suivant lesquelles la densité des plans (hkl) est identique. Ces intensités sont représentées par un code de couleur en pourcentage de l'intensité maximale reçus (voir figure I.12). Les figures de pôles mesurées sont avant tout corrigées du bruit de fond (Background) et de la défocalisation par des procédés bien déterminés.

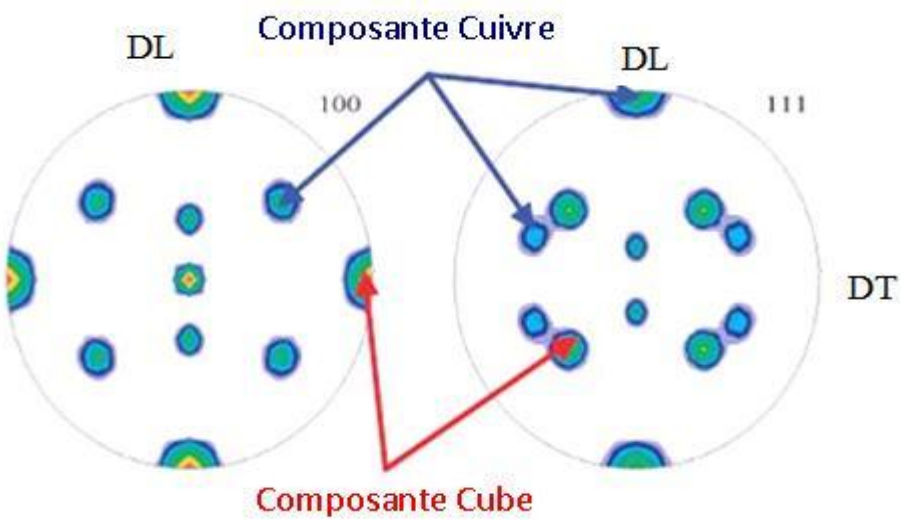


Figure I.12 : Positions des composantes Cuivre et Cube dans les figures de pôles {100} et {111} d'un matériau cubique.

I.5) Fonction de distribution des orientations cristallines (FDOC)

La fonction de distribution des orientations cristallines (FDOC, ou ODF en anglais), nous donne une description quantitative et complète de la texture d'un polycristallin. Elle n'est pas mesurée directement par l'expérience, mais elle doit être calculée à partir des figures de pôles corrigées.

Si les figures de pôles ne permettent pas une description totale de la texture mais une description plutôt qualitative, les FDOC autorisent une approche bien plus quantitative, décrivant l'ensemble des orientations constituants la texture cristallographique, puisqu'un métal polycristallin est fait d'un aggloméré des grains. Le comportement de chacun des grains dépend de son orientation cristallographique et donc le comportement global du matériau dépend de la distribution des orientations cristallographiques à l'intérieur de celui-ci (matériau).

Soit un volume V de l'échantillon, la probabilité de trouver l'orientation g à dg prés dans un volume élémentaire dV est représentée par la fonction de densité des orientations cristallines $f(g)$. La fonction de distribution des orientations cristallines est définie par la fraction volumique des grains ayant une orientation g à dg prés telle que :

$$\frac{dV}{V} = f(g)\, dg$$

Où *dg* est le volume élémentaire dans l'espace d'Euler $dg = \frac{1}{8\pi^2}\sin\phi\, d\phi d\varphi_1 d\varphi_2$

Si les cristallites sont aléatoirement réparties, cette fonction prend la valeur *f (g)*=1.

La fonction de distribution des orientations cristallines (FDOC) est une fonction tridimensionnelle représentée dans l'espace d'Euler par des surfaces d'isodensité construites à partir des densités *f(g)* associés à chaque point ou orientation g (φ_1 ϕ φ_2). Cette fonction fournit une information statistique complète de la distribution des orientations cristallines. Son exploitation permet de repérer les orientations préférentielles les dispersions angulaires autour des orientations idéales et de quantifier les fractions volumiques des composantes de texture.

Il est usuel de décomposer cette fonction tridimensionnelles en coupes bidimensionnelles (voir en section unidimensionnelle) telles que φ_1 ou φ_2 soit constant, le pas utilisé est généralement de 5° (voir figure I.13).

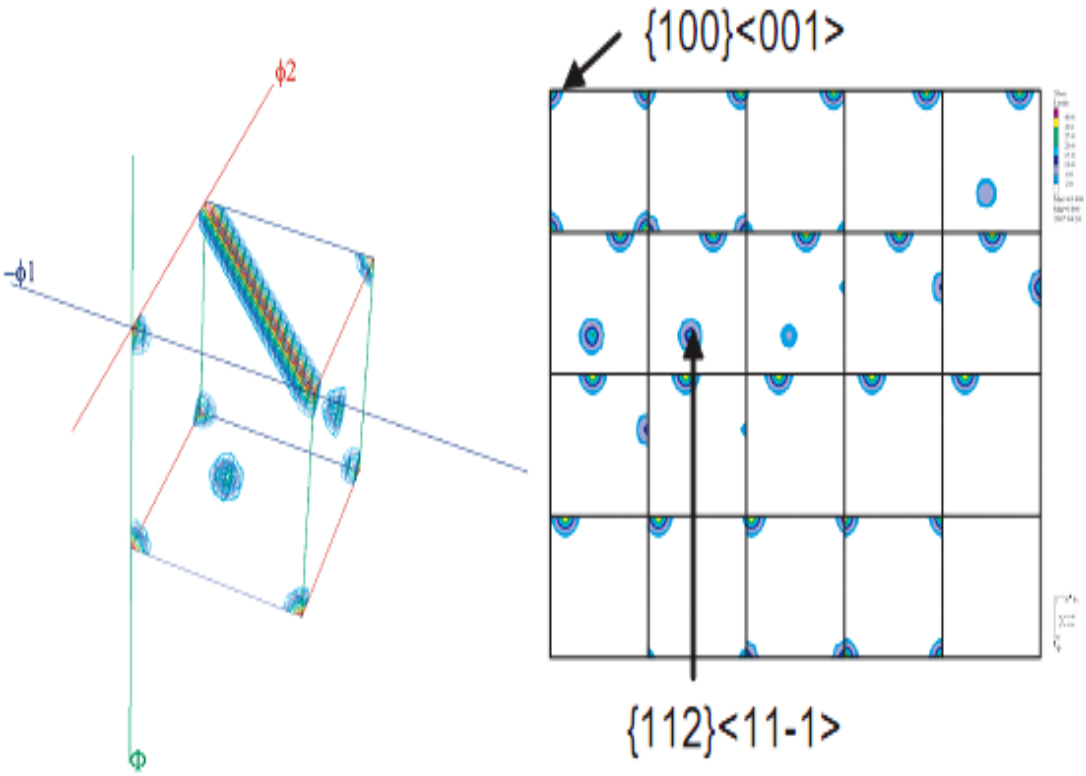


Figure I.13: Fonction des orientations cristallines en représentation 3D et en coupe à φ_2 constante. Les renforcement observables correspondent aux orientations :
{100} <001> dite « cube » et {112} <1 1-1> dite « cuivre ».

Diverses méthodes de calcul de cette fonction ont été développées :

I.5.1) Méthode harmonique

Le principe du calcul de la FDOC consiste à résoudre l'équation fondamentale qui lie les n (i = 1 à n) figures de pôles à la fonction f(g) :

$$q(\chi, \varphi)_{\{hikili\}} = \frac{1}{2\pi}\int f(g)d\gamma$$

Où $q(\chi,\varphi)_{\{hikili\}}$ est la densité de pôles en un point défini par ses coordonnées sphériques Radiale χ et azimutale φ sur la figure de pôles $\{h_ik_il_i\}$ et $d\gamma$ est l'élément différentiel de rotation autour de la normale au plan diffractant.

La méthode harmonique consiste à décomposer les figures de pôles mesurés en séries de fonctions sphériques harmoniques symétrisées pour prendre en compte la symétrie du réseau cristallin. Elle a été proposée par Wiglin [27] dans les années 1960 et améliorée par Bunge [28] et Roe [29]. La FDOC peut alors être décomposée en chaque point $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ dans l'espace d'Euler [30, 31] en harmoniques sphériques généralisées :

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

Où C_l^{mn} représente les coefficients de Fourier de la fonction *f(g)* et $T_l^{mn}(g)$ représente les harmoniques sphériques généralisées.

Cette transformation mathématique peut entraîner des erreurs de troncature qui s'ajoutent aux erreurs expérimentales. C'est en partie pour cette raison que d'autres méthodes ont été proposées.

I.5.2) Méthodes discrètes

Une méthode discrète a été proposée par Williams [32], puis reprise par Ruer et Baro [33] et Vadon [34]. Son principe repose sur une discrétisation des figures de pôles d'une part, et des orientations g d'autre part. Elle consiste à associer un point (ou un ensemble de points) de l'espace des pôles à un point de l'espace des orientations après avoir discrétiser ces deux espaces. Notons que le choix du mode de discrétisation des espaces a conduit au développement de différentes méthodes discrètes :

- Méthode ADC (Arbitrarily Defined Cells) [35]
- Méthode WIMV(Williams –Imhoff-Matthies-Vinell) [36]

L'avantage de cette méthode est qu'elle nécessite relativement peu de figures de pôles pour le calcul d'une FDOC. Cette dernière méthode donne de meilleurs résultats dans le cas de textures relativement accusée. Pour les textures très marquées, il vaut mieux utiliser la méthode de Helming [31] qui permet de décrire la texture par seulement quelques composantes. Les ajustements sont réalisés sur les figures de pôles en supposant pour chaque orientation idéale une distribution de densité de forme gaussienne définie par son centre, sa largeur à mi-hauteur (dispersion autour de l'orientation idéale) ainsi que son poids.

I.6) Texture de déformation

Lors d'un processus de déformation plastique d'un matériau polycristallin, des changements d'orientations se produisent. Les grains subissent des rotations qui modifient leurs orientations, chaque grain subit une déformation différente de celles de ses voisins. Ces rotations dépendent du mode de déformation imposé au matériau, ainsi que des systèmes de glissement activé dans chaque grain. Par conséquent, les grains acquièrent des orientations privilégiées, ou texture dite texture de déformation.

Dans le cas des matériaux CFC ayant été déformés par laminage unidirectionnel, on rencontre deux types de textures : la texture de type *cuivre* et la texture de type *laiton* [26].

De même, il a été souligné l'existence d'une texture de transition (texture intermédiaire entre la texture type cuivre et la texture de type laiton) [9]. Cette texture est généralement corrélée à l'énergie de défaut d'empilement γ_{SFE}. En effet, la texture cuivre est observée dans les matériaux à forte valeur de γ_{SFE} contrairement à la texture laiton dans les matériaux à faible valeur de γ_{SFE} [37].

La texture de type laiton se développe principalement dans l'argent et dans les alliages comme le laiton (Cu-Zn) [38], Cu-Al, Cu-Ge, Ag-Al, Ag-Au. Elle est constituée par une fibre appelée α allant de l'orientation G (Goss) $\{110\}\langle 001\rangle$ en $\varphi_1 = 0°, \Phi = 45°, \varphi_2 = 0°$ ou 90° vers l'orientation laiton B (Brass) $\{110\}\langle 112\rangle$ en $\varphi_1 = 35°, \Phi = 45°, \varphi_2 = 0°$ ou 90°.

La texture de type cuivre se développe dans presque tous les métaux c.f.c. purs (Cu, Al, Ni, Au) [39] après laminage à température ambiante. Elle est constituée par trois orientations principales B $\{110\}\langle 112\rangle$, S $\{1\,2\,3\}\langle 6\,3\,4\rangle$ et C (Cuivre) $\{112\}\langle 111\rangle$ décrivant une fibre β.

La fibre β va de l'orientation B $\{110\}\langle 112\rangle$ en $\varphi_1 = 35°, \Phi = 45°, \varphi_2 = 0°$ ou 90° vers l'orientation C (cuivre) $\{112\}\langle 111\rangle$ en $\varphi_1 = 90°, \Phi = 35°, \varphi_2 = 45°$ en passant par l'orientation S $\{123\}\langle 6\,3\,4\rangle$ en $\varphi_1 = 59°, \Phi = 37°, \varphi_2 = 63°$ (Figure 11).

Une texture de transition du type cuivre au type laiton est souvent observée, en ajoutant progressivement un élément d'alliage ou en baissant la température de laminage d'un même alliage [40]. Haessner [41], a observé dans le système Nickel-Cobalt, à la température de l'azote liquide, une texture cuivre jusqu'à 15 % de cobalt et celle du laiton à partir de 35 %. Hu et Goodman (1963) ont observé des textures de transition entre les textures du cuivre laminé à -80°, -140° et -196°C et les textures des laitons à 3.6 et 10 % de zinc déformés à température ambiante.

Les textures de transition peuvent inclure l'ensemble des orientations appartenant aux fibres α et β (voir figure I.14), chacune de ces orientations ayant un poids variable au sein de la texture de déformation, en fonction de l'élément d'addition ainsi que son pourcentage dans l'alliage considéré.

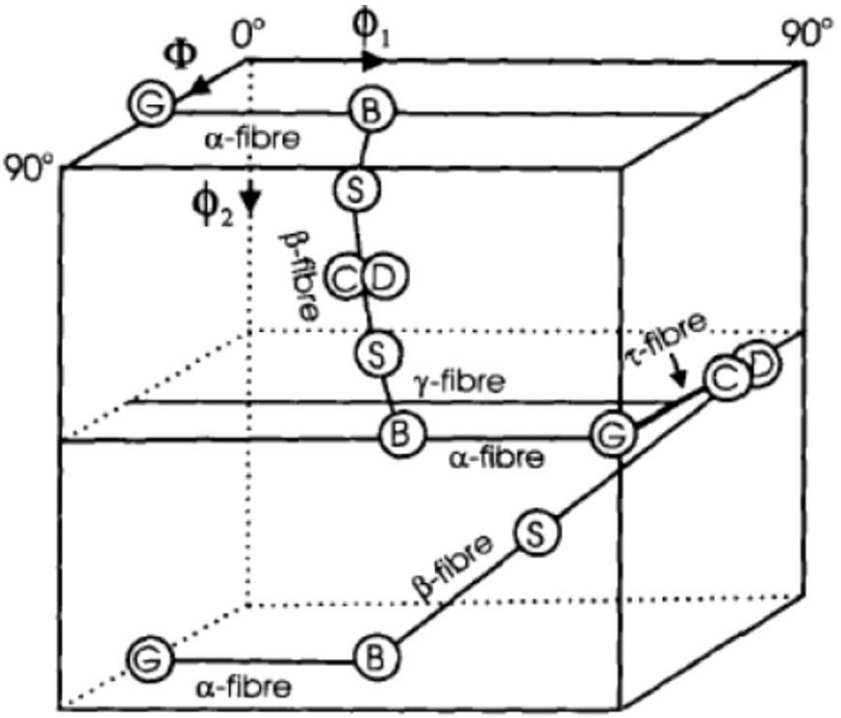


Figure I.14 : Position des fibres principales α et β de la texture de laminage des matériaux CFC dans l'espace des orientations ou espace d'Euler [42]

I.7) Texture de recristallisation

Les textures de recristallisation dans les métaux CFC ont fait l'objet d'études très diverses, car plusieurs paramètres peuvent influencer leurs formations : compositions et état de précipitation, taux de déformation, élément d'addition, température et condition de laminage, mais l'origine exacte du développement des textures de recristallisation est traduit dans la littérature [11] par deux mécanismes : la germination orientée ou la croissance orientée.

- **Germination orientée**

Le développement de la texture de recristallisation est supposé provenir du caractère préférentiel de l'étape de germination. La théorie de la germination orientée suppose que la texture de recristallisation est due au développement préférentiel des germes potentiels présents dans la structure déformée et qui ont subi une restauration et une polygonisation rapide par rapport aux cristallites à d'autres orientations.

Dans le cas du cuivre pur fortement déformé, cette théorie explique le développement de germes orientés cube au travers de la haute fréquence de ces derniers à l'état déformé [43]. A l'origine, cette théorie prévoit des taux de croissance identiques pour l'ensemble des germes susceptibles de croître (ce qui fut par la suite considéré comme non réaliste physiquement). Les études expérimentales réalisées par [44] allèrent dans le sens de l'hypothèse de la germination orientée, puisqu'ils observèrent une germination rapide de l'orientation Cube proche des bandes de transition, lui permettant de dominer largement l'étape de croissance.

- **Croissance orientée**

La théorie de la croissance orientée est fondée sur la croissance des grains désorientés d'environ 40° autour d'un axe <111> par rapport au grain voisin. Cette valeur de 40° autour de <111>, relation d'orientation fondamentale dans la théorie de la croissance orientée, assure une forte mobilité du grain en croissance dans une matrice déformé [45]. De nombreux travaux ont tenté d'expliquer la texture de recristallisation de type cube par ce mécanisme [46,47].

D'après de récentes études [43], Humphreys et Hartherly [9], Doherty et al. [48], les deux mécanismes doivent coexister, mais dans certain cas l'un peut prédominer: la germination orientée explique simplement l'existence de textures de recristallisation identiques à la texture de déformation.

Dans les métaux et les alliages de structures CFC, on observe divers types de texture suivant l'énergie de défaut d'empilement γ_{SFE} du matériau et le mode de déformation [49]. La

texture de recristallisation des matériaux de forte et moyenne énergie de défaut d'empilement, fortement déformés par laminage, est de type cube (l'orientation dominante au sein de cette texture étant la composante cube {100}<001>).

De même, dans les métaux de structure cube dont l'énergie de faute d'empilement n'est pas très élevée (cuivre et ces alliages, acier inoxydable, austénite), il se forme au cours de la recristallisation et surtout de la croissance des composantes mineures correspondant aux orientations de macle de recuit. Le processus de maclage crée de nouvelles orientations qui n'étaient pas présentes dans la matrice. En conséquence, la texture de recristallisation devient de plus en plus aléatoire, surtout avec l'apparition des nouvelles générations de macles de recuit [50,51].

Le tableau I.5 regroupe les différentes composantes de texture des matériaux laminés cfc.

Tableau I.5 : Composantes de texture des matériaux laminés CFC [9].

Composantes de laminage des métaux CFC	{hkl}⟨*uvw*⟩	Angles d'Euler (°) (φ_1 ϕ φ_2) de Bunge
Brass	{011}⟨112⟩	(35, 45,90)
Goss	{011}⟨100⟩	(0, 45, 0,90), (90, 90,45)
S	{231} ⟨634⟩	(27, 64,14)
Cu	{112}⟨111⟩	(90, 35,45)
Cu maclée	{525}⟨1$\bar{5}$1⟩	(90, 74,45)
Cube	{100}⟨001⟩	(0, 0, 0), (φ_1 , 0, 90-φ_1)
Twin Cube	{122}⟨221⟩	(45, 71,45)

I.8) Simulation de la texture de déformation

Pour l'industrie métallurgique, la maîtrise des caractéristiques mécaniques et géométriques des pièces réalisées, qui dépendent des procédés de mise en forme et des propriétés des matériaux utilisés, a une influence capitale sur la qualité de la production.

Devant la complexité croissante des problèmes posés par les contraintes technologiques, le recours aux expériences et au calcul analytique est maintenant en grande partie supplanté par des simulations numériques qui, grâce à la puissance des ordinateurs, permettent l'utilisation de modèles physiques plus réalistes. Afin de prédire l'évolution de la texture cristallographique et l'anisotropie induite au cours de la simulation de procédés de mise en forme, nous avons choisi un modèle de comportement fondé sur la plasticité cristalline.

Il y a eu de nombreuses tentatives pour prédire l'évolution des textures lors de la déformation, basé sur les théories de la plasticité polycristalline. Il s'agit d'un domaine de recherche très vaste qui nous ne pouvons pas chercher à couvrir en détail, mais nous essayons de présenter brièvement quelques approches. Les principes de base, sont bien expliqués par Reid (1973), et les critiques de l'application de la théorie de la plasticité polycristalline du développement des textures sont donnés par Gil Sevillano (1980) [52] et Kocks et al. (1998).

Les premières théories de la plasticité polycristalline étaient fondées sur une approche macroscopique dont les grains dans un échantillon déformé en réponse à la tension imposée en fonction de certains principes généraux, se déforment de manière indépendantes de leurs voisins.

Des modèles plus récents ont tenu compte des interactions entre les grains individuels. Les simulations du comportement de l'alliage déformé à base de cuivre, ont permis de calculer l'évolution des textures de déformation plastique et donc la fonction de distribution des orientations cristallines ou FDOC. F(g) dans l'espace d'Euler pour une déformation plastique.

I.8.1) Modèles polycristallins

Les premiers travaux réalisés sur la modélisation de la plasticité des polycristaux sont ceux de Sachs [53] et de Taylor [54].

I.8.1.a) Modèle de Sachs

Sachs est le premier auteur à avoir proposé un modèle sur le comportement plastique du polycristal. Dans la théorie du modèle Sachs (Sachs, 1928), il est supposé que chaque grain se déforme de manière indépendante de ses voisins et sur le système de glissement, qui a la contrainte de cisaillement la plus résolue.

Son hypothèse est que chaque grain d'un agrégat polycristallin est soumis à la même contrainte et que cette contrainte est égale à la contrainte macroscopique (contrainte uniforme dans l'agrégat). Ce modèle permet d'obtenir une borne inférieure de la contrainte

macroscopique. Il suppose que la déformation se fait par glissement simple selon la loi de Schmid. Il considère que la cission résolue critique (CRSS) sur le système de glissement actif est constante dans tout le grain. Dans ce modèle, la compatibilité géométrique entre les différents grains n'est pas assurée, ce qui entraîne une discontinuité de la déformation au niveau du joint de grain. Ce modèle permet cependant des prédictions réalistes dans le cas des matériaux à faible symétrie cristalline (par exemple roches cristallines) possédant très peu de systèmes de glissement. Par conséquent, le modèle de Sachs n'est applicable que pour la déformation dans un monocristal.

I.8.1.b) Modèle de Taylor

Le terme « Modèles de type Taylor » signifie que des hypothèses simples pour les relations entre les déformations macroscopiques et mésoscopiques sont utilisé [24] es . La plus connue de ces hypothèses est l'hypothèse de Taylor [54] : la déformation plastique est la même pour tous les cristaux d'un polycristal et égale à la déformation plastique macroscopique. Diverses variantes de ce modèle sont apparues afin de pallier l'absence d'équilibre des contraintes.
Le point commun de tous ces modèles est le fait que les systèmes de glissement activés, les taux de glissement, le taux de rotation du réseau et la contrainte déviatorique agissant sur les grains individuels peuvent être calculés pour chaque grain séparément ou pour au plus quelques grains ensemble. Avant de présenter brièvement les différents modèles dérivés de l'hypothèse de Taylor, nous rappelons le modèle de Taylor dans sa forme générale, appelé classiquement le modèle *« Full Constraints »*.

*Le modèle « **Full Constraints** » de Taylor (noté FC)*

La transition de l'échelle mésoscopique à l'échelle macroscopique utilise le fait que le tenseur gradient de vitesse local est égal au tenseur gradient de vitesse macroscopique. Cette hypothèse ne permet pas l'équilibre des contraintes à la frontière des grains. Il donne cependant des résultats valables dans le cas de matériaux à symétrie cubique et à grains équiaxes. Pour pallier ce problème d'équilibre de contraintes, différents modèles ont vu le jour.

*Le modèle « **Relaxed Constraints** » de Taylor (noté RC)*

L'idée de ce type de modèle est en partie née de la constatation suivante : après une certaine

quantité de déformation lors du laminage, les grains tendent à devenir plats et allongés. Cela signifie que, pour des raisons géométriques, une différence entre l_{13} (composante de cisaillement dans le plan (x1, x3) du gradient de vitesse local) et L_{13} (valeur macroscopique) est acceptable (Figure I.15). Une première idée est donc de ne pas prescrire cette composante du gradient de vitesse et d'imposer plutôt la condition $\sigma_{13} = 0$.

Un autre type de modèle consiste à omettre deux équations : celle concernant le gradient de vitesse l_{13} et celle concernant l_{23}. La résolution de ce problème se fait alors en imposant les contraintes :

$$\sigma_{13} = 0 \text{ et } \quad \sigma_{23=0} = 0$$

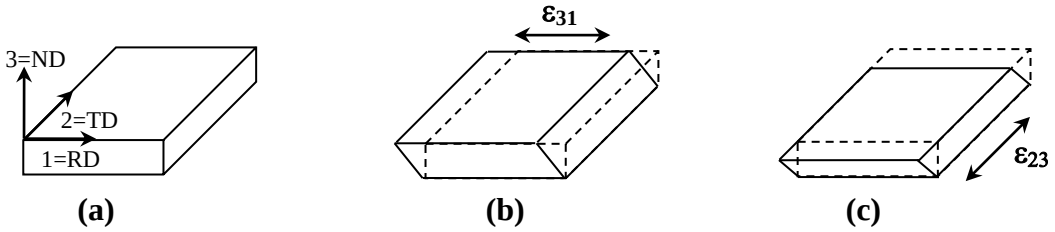


Figure I.15 : Changement de la forme du grain déformé sous : (a) full constaints, (b) et (c) relaxed constaints avec les deux composantes ε_{13} et ε_{23} relâchés

L'équilibre des contraintes est donc satisfait à la frontière des grains pour les composantes 13 et 23. Alors que le modèle *FC* permet de considérer n'importe quel mode de déformation, les modèles *RC* sont généralement restreints à certains modes de déformation. Ils ont principalement été développés pour les métaux à grains plats et allongés. Dans le cas du laminage, ils permettent de mieux prédire la compatibilité des contraintes en comparaison avec la solution obtenue à l'aide du modèle *FC*.

Chapitre II

Techniques expérimentales

II.1) Présentation des échantillons

Notre travail consiste à l'étude des alliages métalliques Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) et Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids), qui ont été gracieusement fournis par (la société « cuivre industriel » France) sous une forme cylindrique pour réaliser des expériences de diffraction des rayons X.

- L'alliage (Cu-2.65Ni-0.6Si) (% en poids) de diamètre 80mm et 10mm d'épaisseur.
- L'alliage (Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr) (% en poids) de diamètre de 50mm et 10mm d'épaisseur.

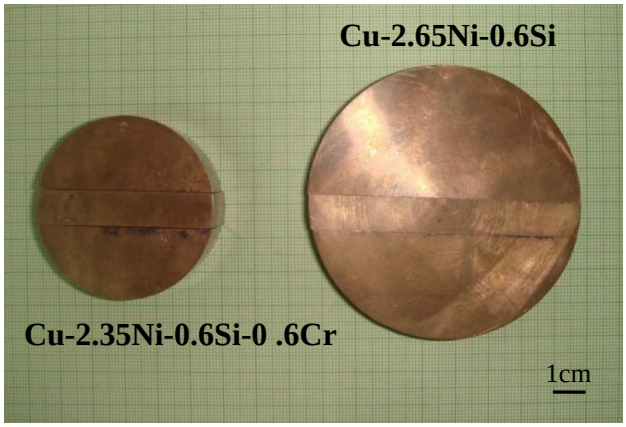


Figure II.1 : Photographie des alliages utilisés sous forme cylindrique.

De même, les alliages ont été découpés à l'aide d'un fil à électroérosion à l'ENEL (entreprise Nationale d'Electro-industrie) de Tizi-Ouzou sous forme de parallélépipède à une vitesse de 3mm/min :

- Longueur de 80mm et largeur de 10mm et hauteur 10mm pour (Cu-2.65Ni-0.6Si) (% en poids).
- Longueur de 50mm et largeur de 10mm et hauteur 10mm pour (Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr) (% en poids).

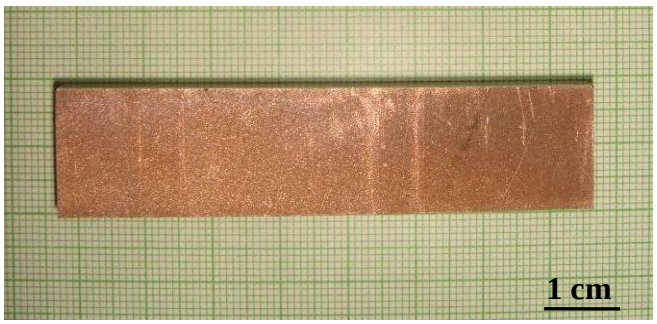


Figure II.2 : Photographie de l'alliage utilisé sous forme de parallélépipède.

- On procède de la même manière et on coupe l'échantillon à l'aide d'un fil d'électroérosion à 4 mm d'épaisseur.

Ces échantillons de forme parallélépipèdique ont été découpés dans une micro tronçonneuse (STRUERS) en pastilles de dimensions 10 x 4 x 4 mm^3.

II.2) Traitements thermomécaniques

Les matériaux métalliques ont subi un traitement thermique approprié qui conduit a un changement structural et un affinement de leur structure micrographique par la déformation plastique, afin d'améliorer leurs propriétés mécaniques, électriques, etc. Nos lingots d'échantillons ont subi un traitement de mise en solution solide (traitement thermique), puis une déformation plastique par laminage à froid dont les taux de réduction d'épaisseur sont 70%, 90% et 95%, en dernier un traitement thermique de revenu.

Pour subir les deux traitements thermiques prévus (mise en solution solide et revenu), les deux lots d'échantillons sont scellés dans des tubes en quartz afin de leur éviter une éventuelle oxydation ou toute autre contamination.

II.3) Traitement de déformation plastique par laminage

Les pastilles-échantillons ont subi une déformation plastique par laminage à froid avec des taux de réduction d'épaisseur différents (70%, 90% et 95%). Ce dernier est effectué en plusieurs passes (afin d'éviter les échauffements) ; dans un laminoir de laboratoire constitué de deux rouleaux tournant en sens inverse, dont l'écartement peut être réglé afin d'obtenir l'épaisseur de l'échantillon souhaitée.

II.4) Traitement de mise en solution solide

Ce traitement thermique à pour effet d'homogénéiser l'alliage et de le mettre en état de solution solide sursaturée. D'où il permet d'assurer une vitesse et un temps de diffusion suffisants aux éléments d'alliages et ainsi d'uniformiser leur répartition. la température de mise en solution est déterminée à partir du diagramme d'équilibre des phases de l'alliage. Dans notre cas, cette température est d'après Srivastava [55] située à 850°C.

La mise en solution solide est ainsi opérée sous un vide à la température de 850°C pendant 2 heures, suivie d'une trempe rapide dans l'eau, à la température ambiante, afin de figer la structure et créer l'état de solution solide sursaturée.

II.5) Traitement de revenu

Le traitement de revenu ou de vieillissement est l'opération qui consiste à chauffer un alliage préalablement homogénéisé, à une température inférieure à celle nécessaire pour la trempe, dans le but d'obtenir une recristallisation. Dans le cas des alliages utilisés pour notre

étude, la température à laquelle ce traitement est effectué est de 600°C pendant 20mn. Après chaque traitement de revenu, l'échantillon subit une trempe à l'eau à température ambiante.

II.6) Caractérisation des échantillons

Nous présentons dans ce qui suit les différentes analyses employées (EDAX, DRX) pour caractériser les échantillons.

II.6.a) Analyse par EDAX (Energy Dispersive-Ray Analysis)

Cette technique sert à déterminer les éléments d'alliages (éléments d'addition et traces) ainsi que leur concentration. Un périphérique installé dans un microscope électronique à balayage (MEB) permet d'identifier les éléments et leurs concentrations par dispersion des énergies des rayons X émis par les atomes des différentes espèces présentes. Nous avons réalisé cette analyse au sein de l'institut Max Planck de Stuttgart, Allemagne).

II.6.b) Détermination de la texture par diffraction des Rayons X (DRX)

Le principe de la caractérisation des textures par diffraction des rayons X repose sur le fait que l'intensité diffractée par un échantillon polycristallin dépend, entre autres, de la fraction volumique de cristallites en position de Bragg.

En présence de texture, cette fraction varie avec l'orientation de l'échantillon par rapport au faisceau incident. On mesure ainsi l'intensité diffractée par une famille de plans cristallographiques {hkl} donnée, dans toutes les directions de l'échantillon.

Pour mesurer une figure de pôle correspondante à la famille de plans {hkl}, l'échantillon et le diffractomètre sont positionnés pour respecter les conditions de Bragg :

Le berceau fait un angle θ avec le faisceau incident et le détecteur est placé à un angle 2θ. Pour explorer la figure de pôle, l'échantillon auquel est associé un référentiel extérieur DL, DT, DN lié à son histoire thermomécanique, est installé au centre d'un cercle d'Euler qui assure les rotations (χ, φ).

χ, est une rotation polaire autour de DT comprise entre 0 et 90°, φ est une rotation azimutale autour de DN comprise entre 0 et 360°.

On fixe une suite de valeurs de χ entre 0 et 90°, et l'on parcourt pour chacune un cercle de la figure de pole en faisant varier φ. Généralement, un pas de 5° en χ et φ est utilisé, ce qui représente 1368 points par figure de pôles lorsque $\chi \in$ [0-90°] [26].

Plusieurs figures de pôles sont mesurées par échantillon dépendant notamment de la structure cristallographique et des raies accessibles sur le diffractomètre.

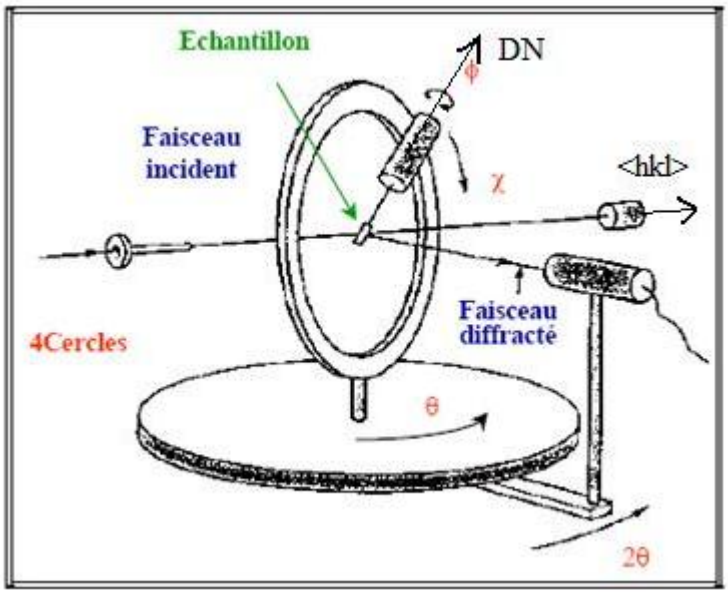


Figure II.3 : Principe d'un diffractomètre dit « 4 cercles » équipé d'un berceau d'Euler.

Cependant lors de la mesure des figures de pôles, l'intensité des rayons diffractés mesurée par le détecteur est altérée par différents phénomènes et doit être corrigée :

- **Du bruit de fond :** c'est une correction effectuée par mesure de l'intensité de part et d'autre de la raie considérée et ceci pour chaque valeur de χ et φ.

- **De la défocalisation :** a pour but de corriger la détérioration de la focalisation lorsque χ augmente, détérioration conduisant à un élargissement du faisceau diffracté et par conséquent une perturbation de l'intensité mesurée.

Dans notre étude, les figures de pôles ont été mesurées par la diffraction des rayons X aux laboratoires LCPE (ICMMO, PARIS SUD) à l'aide d'un diffractomètre de texture de type INEL. Les fonctions de distribution d'orientation cristallines (FDOC) et les fractions volumiques des composantes de texture ont été déterminées par 3 méthodes différentes au sein de notre Laboratoire de Physique des Matériaux à l'USTHB Alger ; ces méthodes étant implémentées dans des codes appropriés basés sur:

-La méthode Harmonique
-Les méthodes discrètes
a)- La méthode WIMV (Williams - Imhoff - Matthies - Vinell)
b)- La méthode ADC (Arbitrarily Defined Cells).

Chapitre III

Résultats et interprétation

III.1) Présentation des échantillons

Les échantillons des alliages Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) et Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids) ont été scellés dans des tubes en quartz après traitement de revenu à 600°C pendant 20 mn afin d'éviter toute oxydation.



Figure III.1 : Photographie des échantillons scellés dans des tubes en quartz.

III.2) Analyse physico-chimique Semi-quantitative (EDAX)

Différentes caractérisations ont été utilisées afin de vérifier la composition nominale et la bonne homogénéité des espèces chimiques présentes dans nos alliages Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) et Cu-2.35Ni-0.6Si -0.6Cr (% en poids).

Les figures III.2 et III.4 présentent les résultats de l'analyse EDAX pour les solutions solides sursaturées Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) et Cu-2.35Ni-0.6Si -0.6Cr (% en poids). Après le traitement de mise en solution solide effectué à une température de 850°C pendant 2h, puis une trempe à l'eau, suivie d'une opération de polissage mécanique, nous avons procédé à l'analyse physico-chimique des échantillons par spectroscopie des rayons X dispersés en énergie (EDAX) dans un microscopie électronique à balayage (MEB).

Les tableaux III.1 et III.2 présentent les quantités du Cuivre, Nickel et Silicium présentes dans l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) et les quantités du Cuivre, Nickel, Silicium et le Chrome présentes dans l'alliage Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids) respectivement.

Sur le spectre EDAX, sont portées, en abscisse, les énergies dispersées par les différents atomes se trouvant sur la surface. En ordonnée, le nombre de coups reçus par le détecteur dans un certain intervalle de temps.

On remarque que les concentrations déterminées par analyse EDAX s'écartent un peu des valeurs nominales à cause d'une probable fluctuation des concentrations aux points analysés et d'une mauvaise calibration de l'appareil. Signalons enfin que, l'EDAX est une analyse semi quantitative en surface.

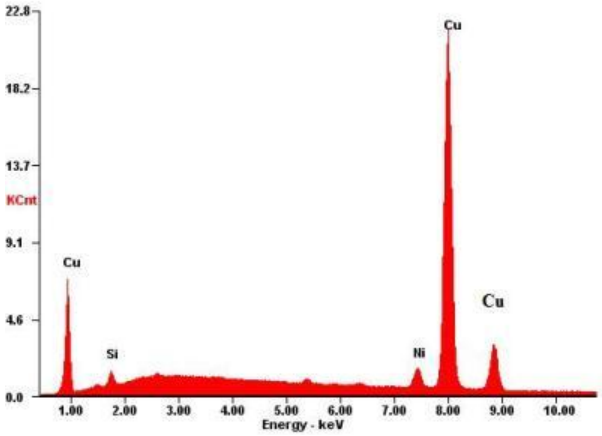


Figure III. 2: Spectre EDAX de la solution solide sursaturée Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids).

Elément	***% en poids***	***% en atomique***
SiK	01.20	02.66
NiK	04.02	04.27
CuK	94.40	92.62

TableauIII.1: Concentrations de Silicium, Nickel et Cuivre présentes dans l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids).

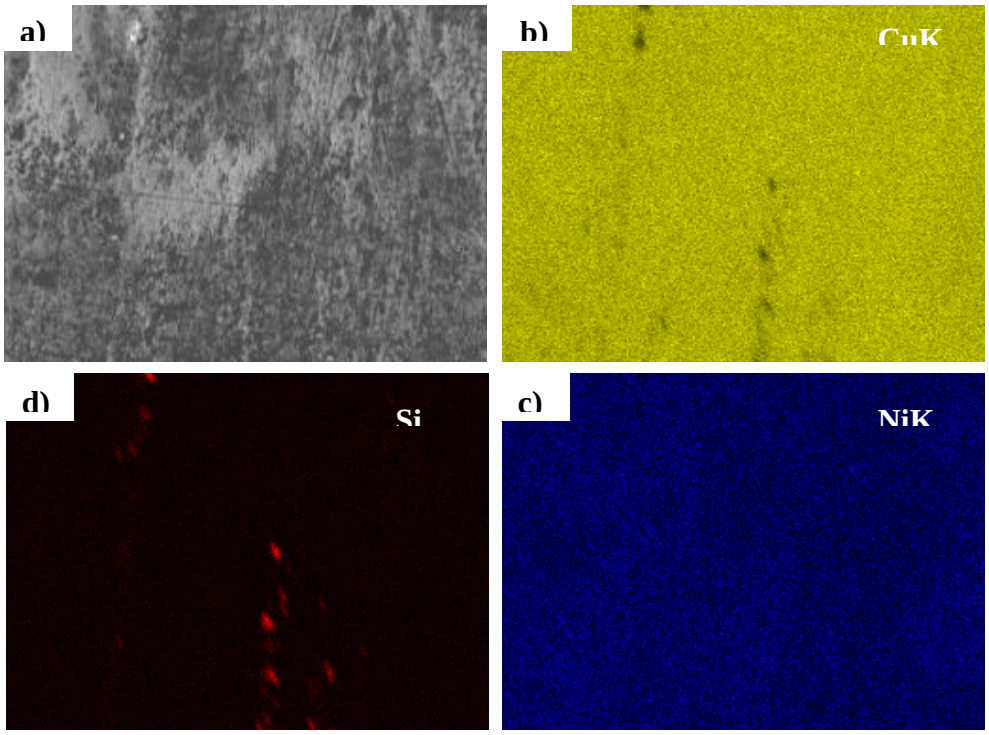


Figure III.3: Cartographie X de la distribution des éléments de la micrographie dans l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) en état de solution sursaturée : a) Micrographie non traitée et non attaquée, distribution des élements b) Cu, c) Ni et d) Si.

Les figures III.3 et III.5 présentent les cartographies X de distribution des éléments Cu, Ni, Si et Cr dans les deux alliages en état de solution solide sursaturée. Les figures III.3.a et III.5.a présentent la micrographie électronique à balayage des échantillons étudiés qui n'ont subi ni polissage spéculaire ni attaque chimique pour révéler les grains. Nous notons sur la cartographie une distribution sensiblement homogène des éléments. Les taches nettement visibles en figures III.3 et III.5 sont des résidus de polissage et attaque qui forment une crasse car nous n'avons pas procédé à un lavage par bain ultrasonore.

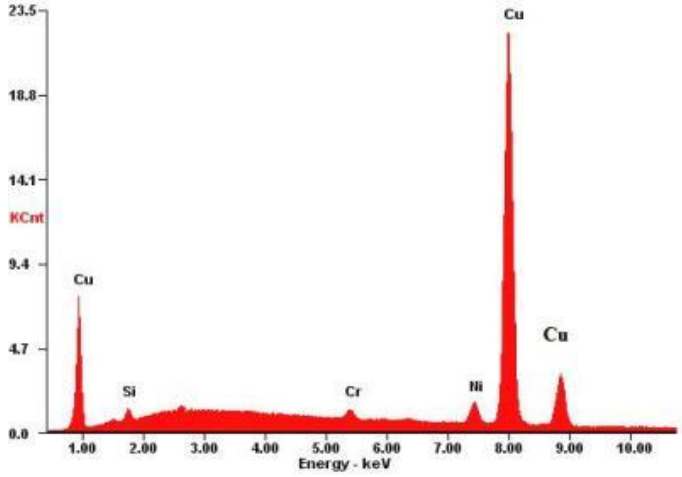


Figure III.4: Spectre EDAX de la solution solide sursaturée Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids).

Elément	***% en poids***	***% en atomique***
SiK	01.20	02.66
NiK	04.02	04.27
CuK	94.40	92.62
CrK	00.76	00.91

Tableau III.2: Concentrations de Silicium, Nickel, Cuivre et chrome présentes dans l'alliage Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids).

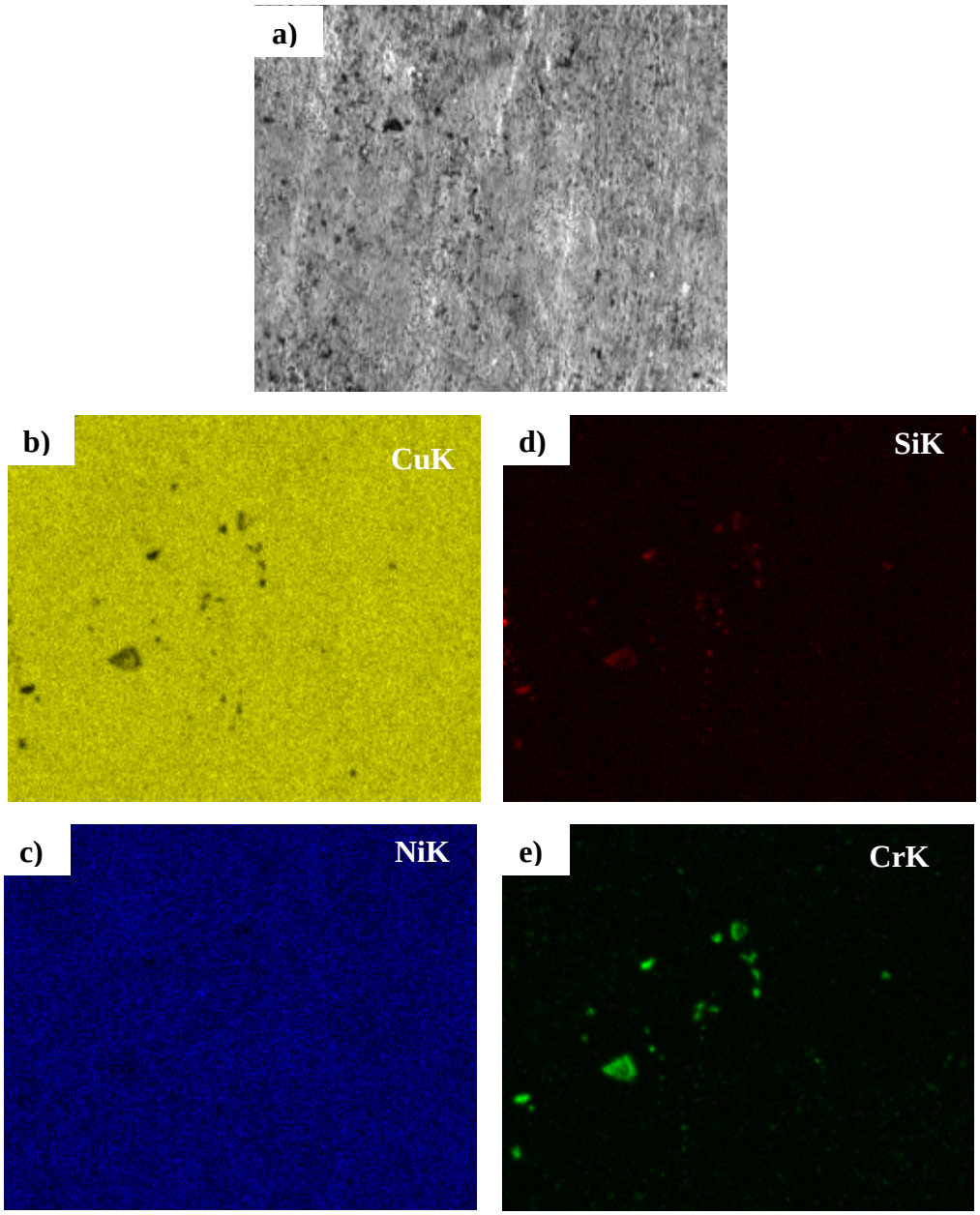


Figure III.5 : Cartographie X de la distribution des éléments de la micrographie dans l'alliage Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids) en état de solution sursaturée: a) Micrographie non traitée et non attaquée, distribution des élements : b) Cu, c) Ni, d) Si et e) Cr.

III.3) Caractérisation des échantillons par diffraction des rayons X

Nous avons procédé à la caractérisation de l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) en état de solution solide sursaturée en effectuant des analyses par diffraction des rayons X. Nous constatons sur le diffractogramme de la figure III.6 que les raies de diffraction sont observées aux positions angulaires analogues à celles du cuivre pur (la matrice).

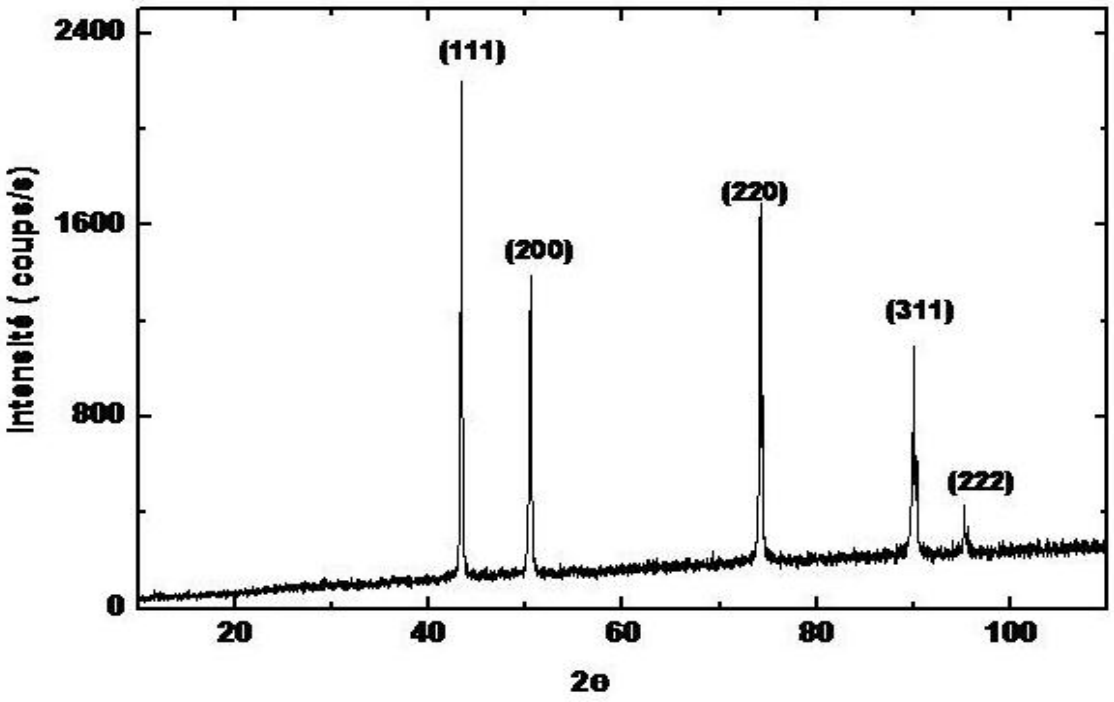


Figure III.6: Diffractogramme des rayons X de l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) en état de solution solide sursaturée.

III.4) Caractérisation qualitative et quantitatives de la texture de recristallisation de l'alliage ternaire Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) par la méthode ADC :

Les figures III.7-10 présentent (en niveaux d'iso intensités) les figures de pôles {111} et les fonctions de distribution des orientations cristallines (FDOC) calculées par la méthode ADC pour l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) déformé à froid par laminage avec une réduction d'épaisseur de 70, 90 et 95% puis revenu à 600°C pendant 20 minutes. Les figures de pôles semblent être typiques de celles des alliages CFC avec présence de leur composantes de déformation Brass (Laiton), S, Cuivre et R, mais il y a la présence de la Cube et l'absence de la BR {236}<385> ces deux dernières étant celles de la recristallisation [11]. Nous notons une évolution nette des figures de pôles et des FDOC ; la texture s'accentue de manière

significative entre 70 et 95% de taux de réduction. Les renforcements sont plus importants pour les composantes Brass, S et R pour le taux 95%. Le tableau III.3 présente les valeurs de des FDOC et des fractions volumiques.

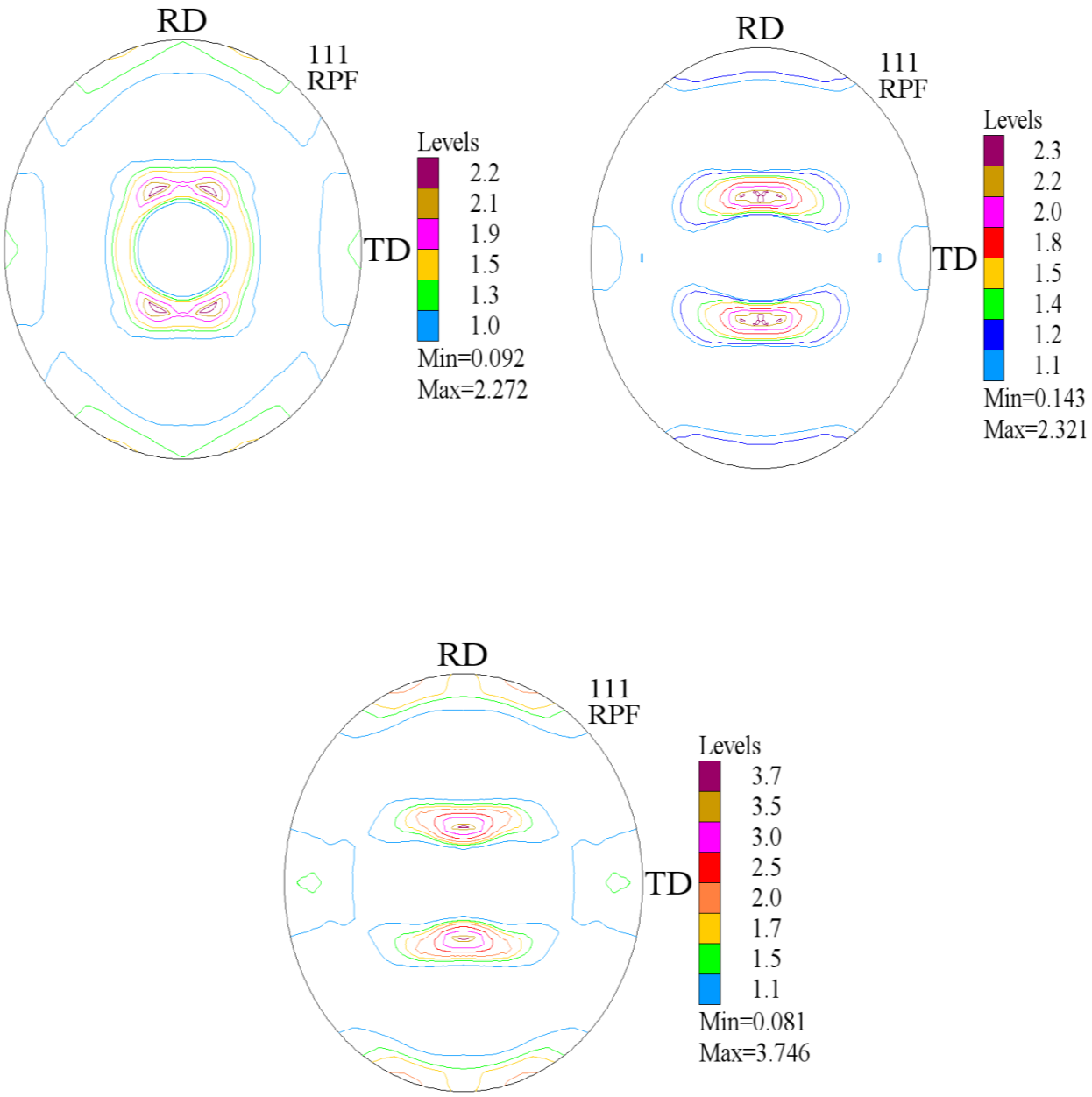


Figure III.7 : Figures de pôles {111} calculées par la méthode ADC pour l'alliage Cu-2.6Ni-0.6Si (% en poids) déformé à froid par laminage avec une réduction d'épaisseur de :
a) 70, b) 90 et c) 95%.

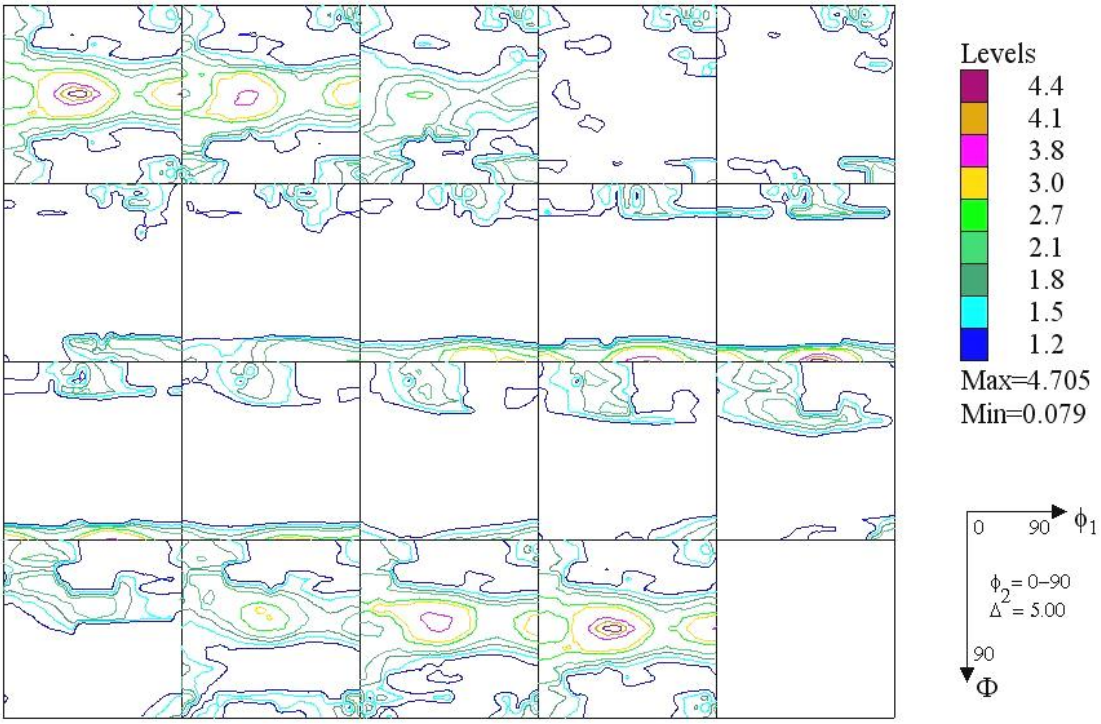


Figure III.8 : FDOC de l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) laminé à froid avec un taux de réduction 70% puis revenu à 600°C pendant 20 minutes. (Coupes à $\varphi 2$ constante).

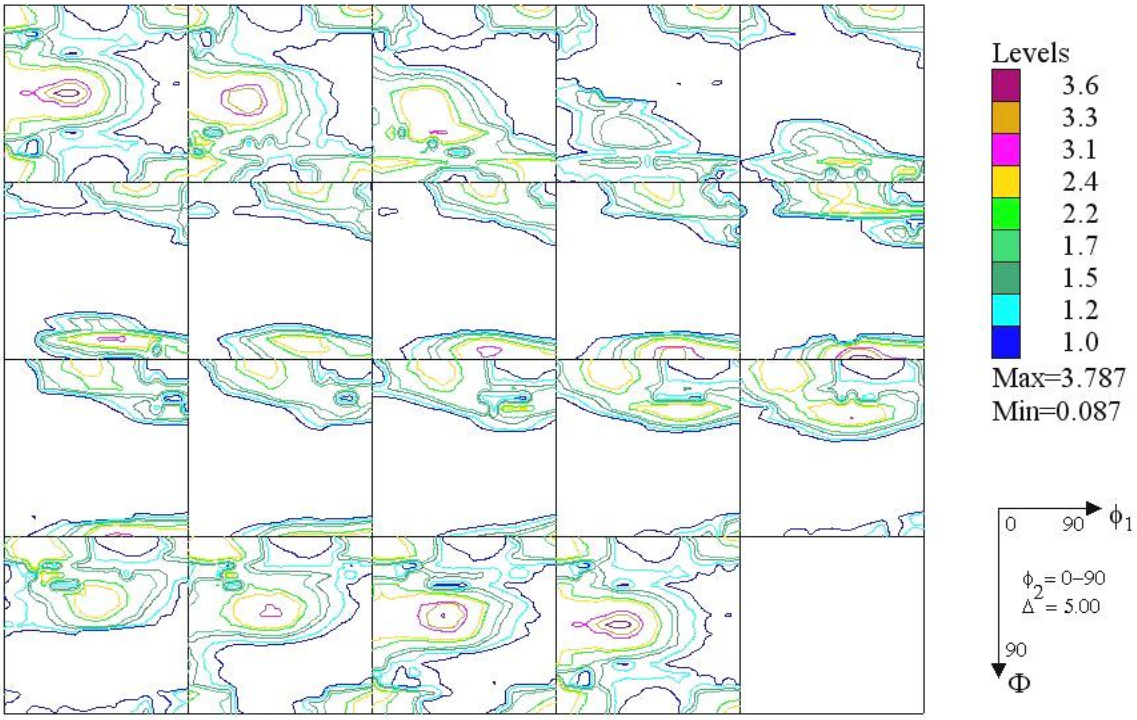


Figure III.9: FDOC de l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) laminé à froid avec un taux de réduction 90% puis revenu à 600°C pendant 20 minutes. (Coupes à $\varphi 2$ constante).

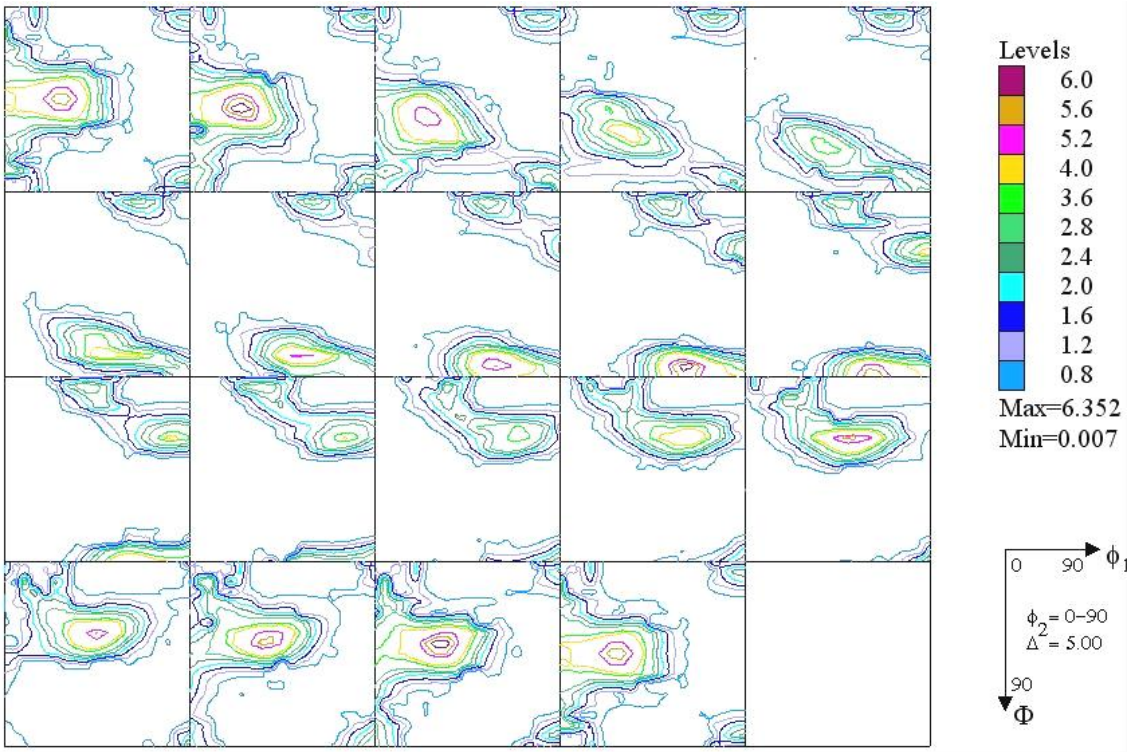


Figure III.10: FDOC de l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) laminé à froid avec un taux de réduction 95% puis revenu à 600°C pendant 20 minutes. (Coupes à φ_2 constante).

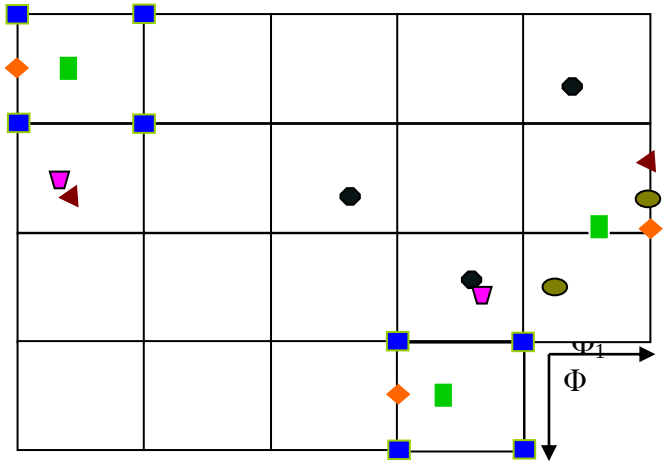


Figure III.11 : Positions dans l'espace d'Euler des orientations idéales considérées (coupes à φ_2 constante) comme suit :

{110}<1-12> **B**
{112}<11-1> **C**
{122}<2-21> **Twin cube**
{110}<001> **G**
{525}<1-51> Rot C
{213}<-3-64> **S**
{100}<001> **Cube**

Composantes De Texture	Méthode ADC Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) déformé et recuit à 600°C – 20 min.					
	70%		**90%**		**95%**	
	F(g)	**F_v (%)**	**F(g)**	**F_v (%)**	**F(g)**	**F_v (%)**
Cube {001}<100>	1.98	5.25	2.61	6.47	1.10	5.10
Brass {110}<1-12>	4.52	11.08	3.68	10.02	5.25	13.72
Cuivre {112}<11-1>	0.48	2.50	0.73	3.87	2.16	6.49
Goss {110}<001>	2.16	8.54	2.99	5.89	3.87	6.62
S {213}<-3-64>	0.57	5.90	1.06	7.68	2.83	12.57
R {123}<41-2>	0.42	6.37	0.81	7.59	1.76	12.45
Cube tournée {013}<100>	2.26	10.95	1.58	9.29	3.00	9.19

Tableau III 3: Valeurs des FDOC et fractions volumiques des composantes de la texture de recristallisation de l'alliage déformé Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) après réduction de 70%, 90% et 95% par la méthode ADC.

III.5) Etude de la texture de recristallisation de l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) par différentes méthodes

Les différentes figures de pôles directes {111} recalculées obtenues par la méthode Harmonique, et la méthode discrète (WIMV et ADC) pour l'alliage déformé Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) après réduction de 70%, 90% et 95% et revenu à 600°C pendant 20mn sont représentées par dans les figures III.12, III.13 III.14.

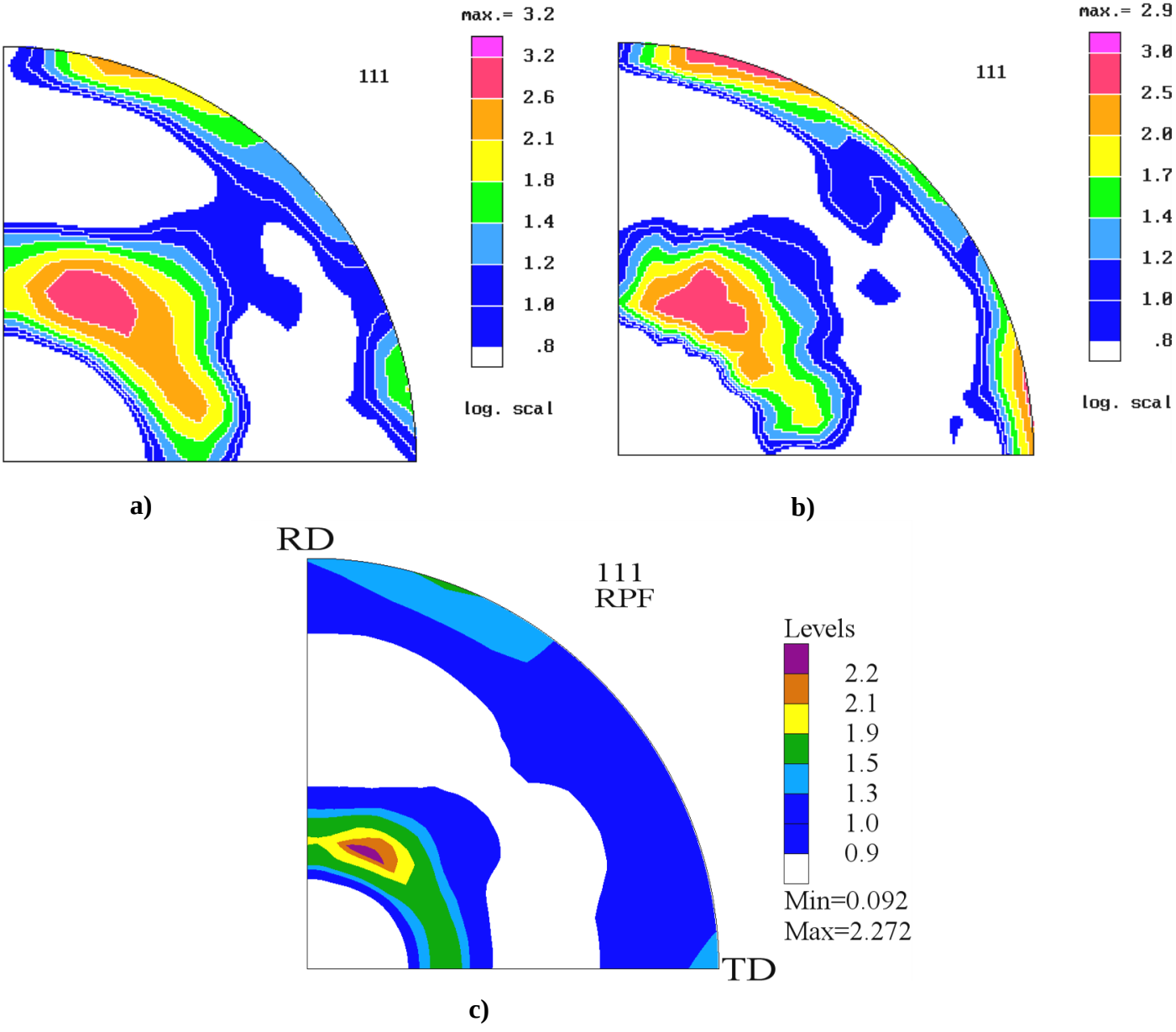


Figure III.12 : Quadrant de figures de pôles {111} recalculées par les méthodes : **a)** Harmonique, **b)** WIMV et **c)** ADC de l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) déformé à froid par laminage avec une réduction d'épaisseur 70%.

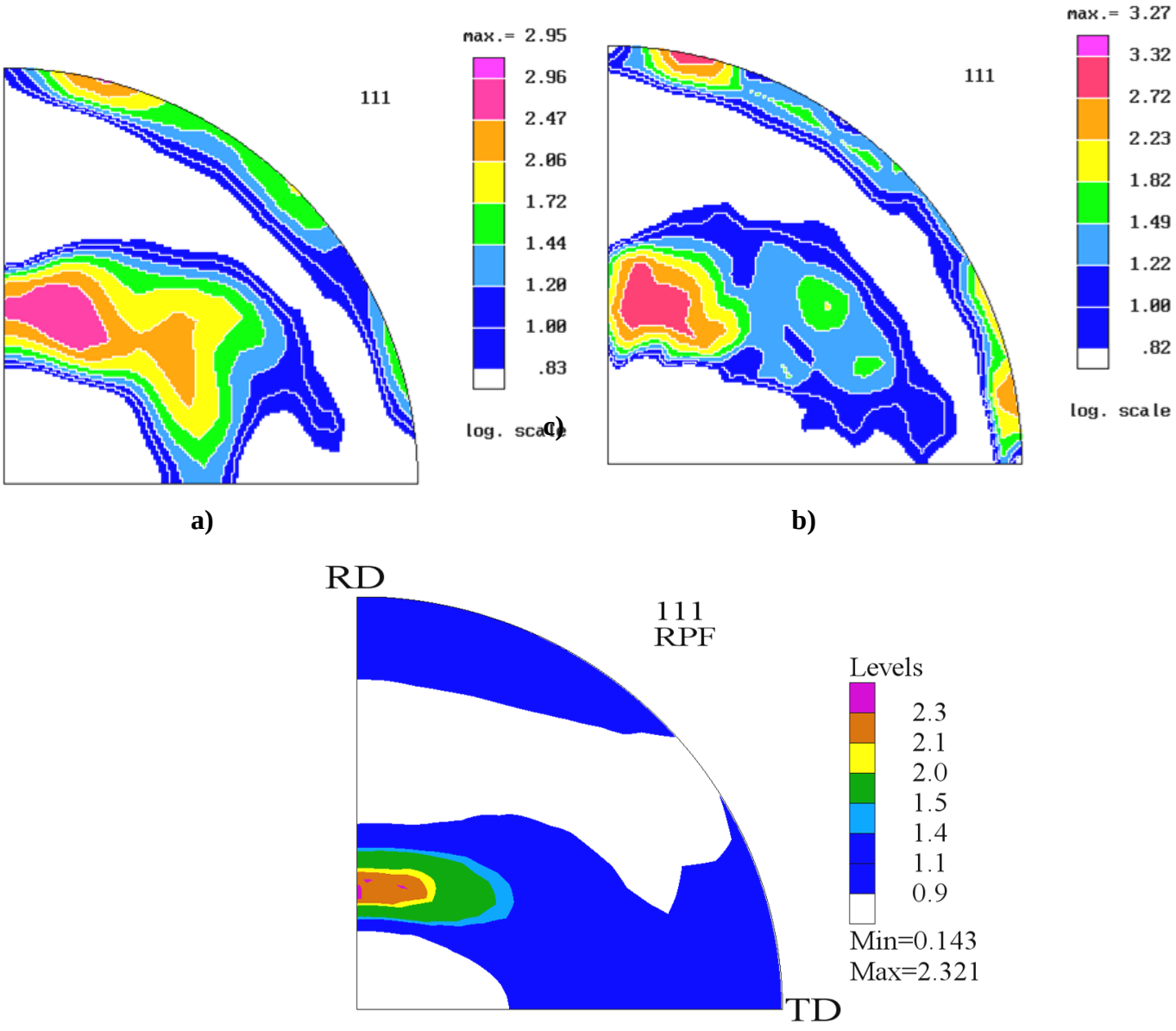


Figure III.13 : Quadrant de figures de pôles {111} recalculées par les méthodes : **a)** Harmonique, **b)** WIMV et **c)** ADC de l'alliage Cu-2.6Ni-0.6Si (% en poids) déformé à froid par laminage avec une réduction d'épaisseur de 90%.

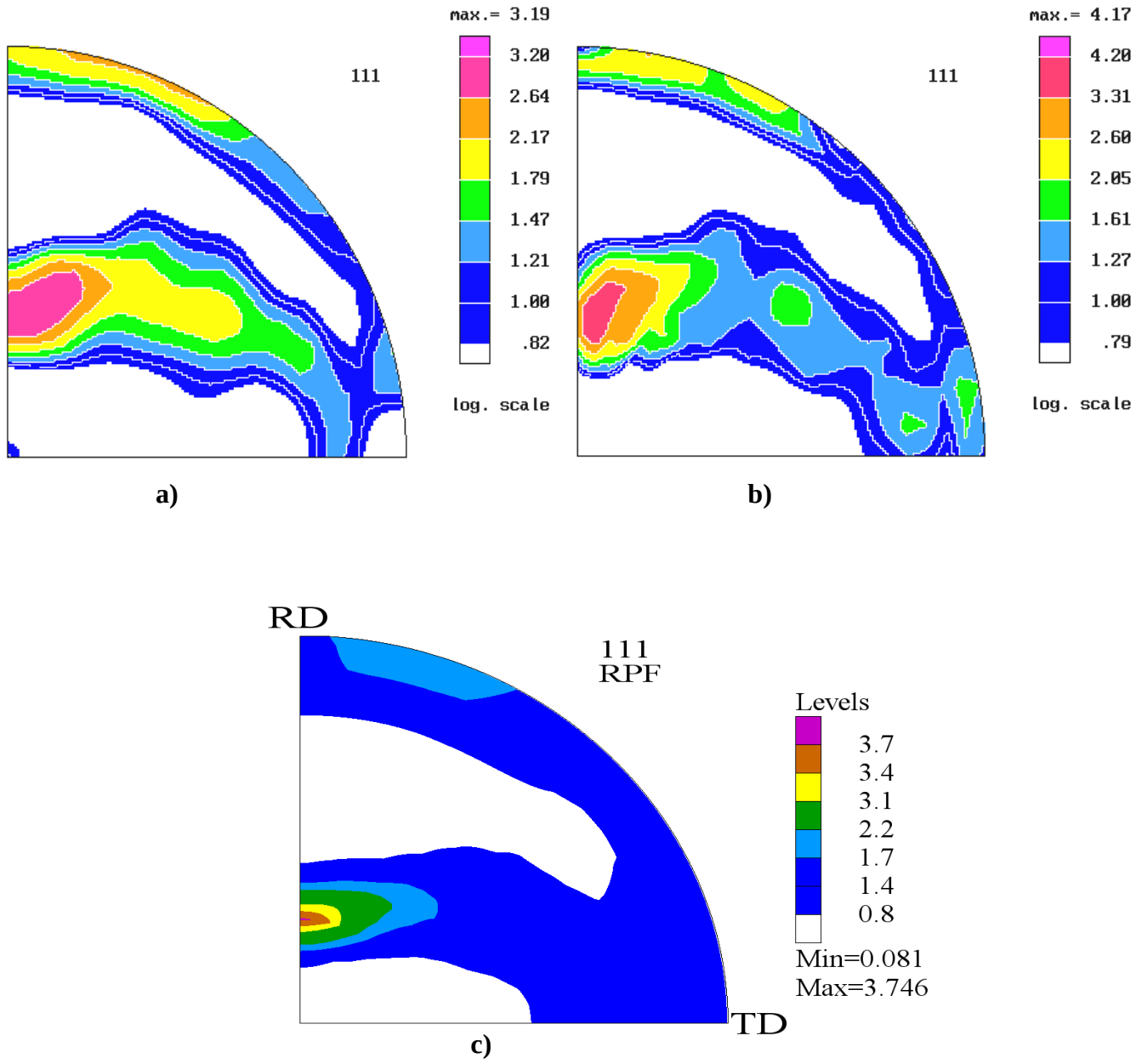


Figure III.14 : Quadrant de figures de pôles {111} recalculées par les méthodes : **a)** Harmonique, **b)** WIMV et **c)** ADC de l'alliage Cu-2.6Ni-0.6Si (% en poids) déformé à froid par laminage avec une réduction d'épaisseur de 95%.

Les figures de pôles {111} recalculées par les méthodes Harmonique, WIMV et ADC montrent un accord global qualitatif pour les zones d'iso intensité (voir les maxima entre 1.8 et 4.2) pour le taux de déformation 70% alors que cet accord dégénère graduellement jusqu'au taux de 95%. Néanmoins, on note une grande similarité pour les figures de pôles obtenues avec les méthodes WIMV et ADC pour ce dernier. Quantitativement, hormis pour les

composantes Brass avec la méthode ADC et Cube avec la méthode WIMV, les trois méthodes donnent les mêmes évolutions en fonction du taux de déformation, par exemple, les méthodes ADC et harmoniques prévoient une stabilité pour la Cube et une diminution pour la Goss. Les méthodes harmoniques et WIMV prévoient une diminution forte pour la Brass et exagérée pour la Goss (en dessous même du niveau random ~ 3 mrd). Nos résultats sont en bon accord avec les résultats de la littérature [11,34] du moins pour ceux donnés par la méthode ADC. Les composantes majoritaires sont : Brass et Goss qui appartiennent à la fibre α caractéristique de la texture de déformation des alliages CFC et la composante Cube. Notons au passage que pour une bonne partie des composantes, les deux méthodes harmonique et WIMV donnent des valeurs de fractions volumiques erronées ou très faibles, nous les avons remplacées par des tirets dans le tableau III.4. La présence de la composante cube laisse penser à un début de restauration-recristallisation. Cela est possible car au vu du traitement thermique ultérieur à la déformation (20 minutes à 600°C), la texture est donc une texture de déformation retenue sans qu'il y est un développement exclusif de la composante cube. La durée de maintien de 20 minutes semble être insuffisante pour assurer la recristallisation de l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids). Un travail est en cours pour la détermination de la texture de recristallisation pour des temps de maintien assez élevés.

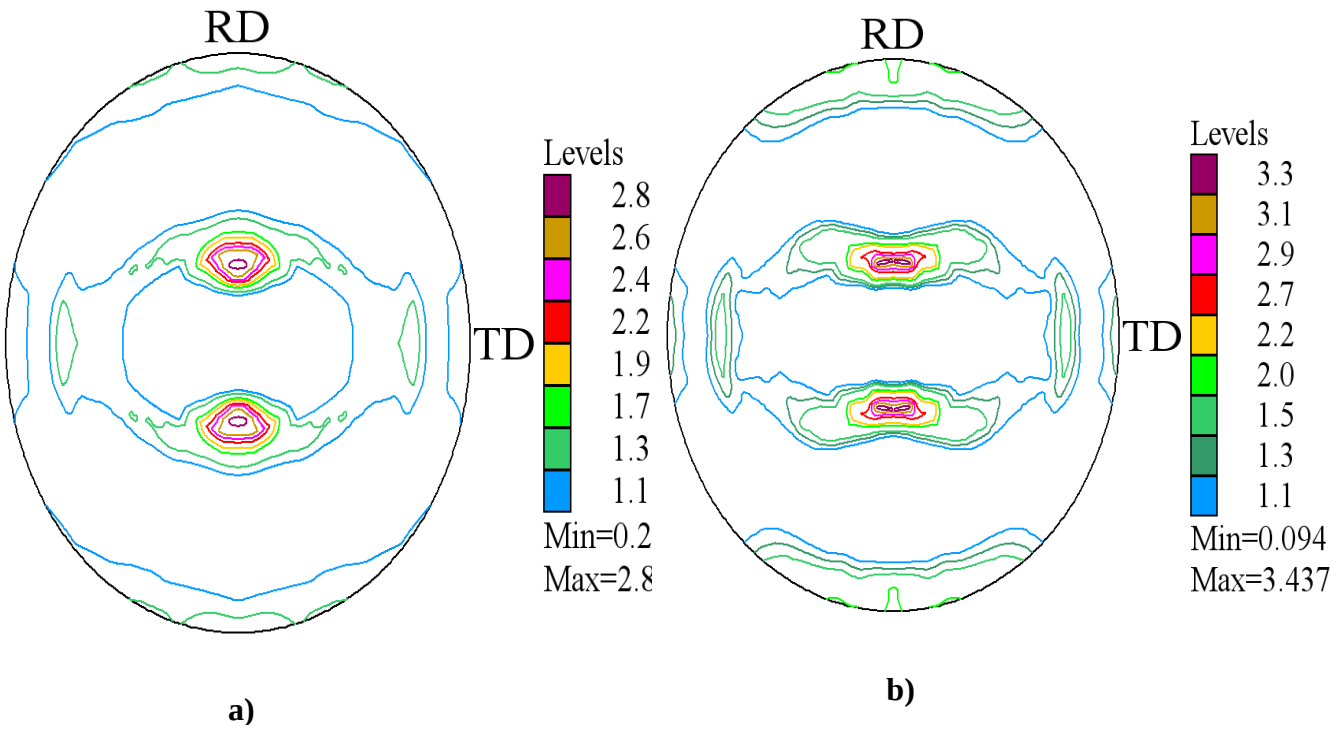
En comparant nos résultats avec ceux de la littérature [11], il nous semble que la méthode ADC est la plus appropriée pour déterminer de manière quantitative la texture des alliages étudiés.

	Méthode **ADC**			Méthode **Harmonique**			Méthode **WIMV**		
	Fraction volumique (%) et taux de laminage			Fraction volumique (%) et taux de laminage			Fraction volumique (%) et taux de laminage		
Composantes de texture	**70%**	**90%**	**95%**	**70%**	**90%**	**95%**	**70%**	**90%**	**95%**
Cube {001}<100>	5.25	6.47	5.10	7.56	8.82	7.32	6.66	7.14	9.93
Brass {110}<1-12>	11.08	10.02	13.72	10.08	6.75	5.12	15.92	7.32	3.01
Goss {110}<001>	8.54	5.89	6.62	7.23	5.87	1.95	7.79	0.37	0.33
Cube tournée {013}<100>	10.95	9.29	9.19	4.54	3.72	-	-	-	-
S {213}<-3-64>	5.90	7.68	12.57	-	-	-	-	-	-
R {123}<41-2>	6.37	7.59	12.45	-	-	-	-	-	-
Cuivre {112}<11-1>	-	3.87	6.49	-	-	-	-	-	-

Tableau III.4: Evolution en fonction du taux de déformation plastique par laminage de la fraction volumique des composantes de texture calculées par les méthodes ADC, Harmonique et WIMV de l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids).

III.6) Analyse qualitative et quantitative de la texture de déformation et de recristallisation de l'alliage quaternaire Cu-2.6Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids) par la méthode ADC :

Les figures III.15, III.16 et III.17 présentent les figures de pôles {111} et les fonctions d'orientations cristallines (FDOC) complètes de l'alliage Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids) déformé à froid par laminage avec une réduction d'épaisseur de 95% et recristallisé à 600°C pendant 1 heure. Le choix de cette durée de maintien a été fait suite aux résultats relatifs à l'alliage ternaire et consignés dans les paragraphes précédents.



a) **b)**

Figure III.15: Figures de pôle (111) de l'alliage Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids) **a)** déformé à froid par laminage avec une réduction d'épaisseur de 95% **b)** déformé à froid par laminage avec une réduction d'épaisseur de 95% puis vieilli à 600°C pendant 1 heure.

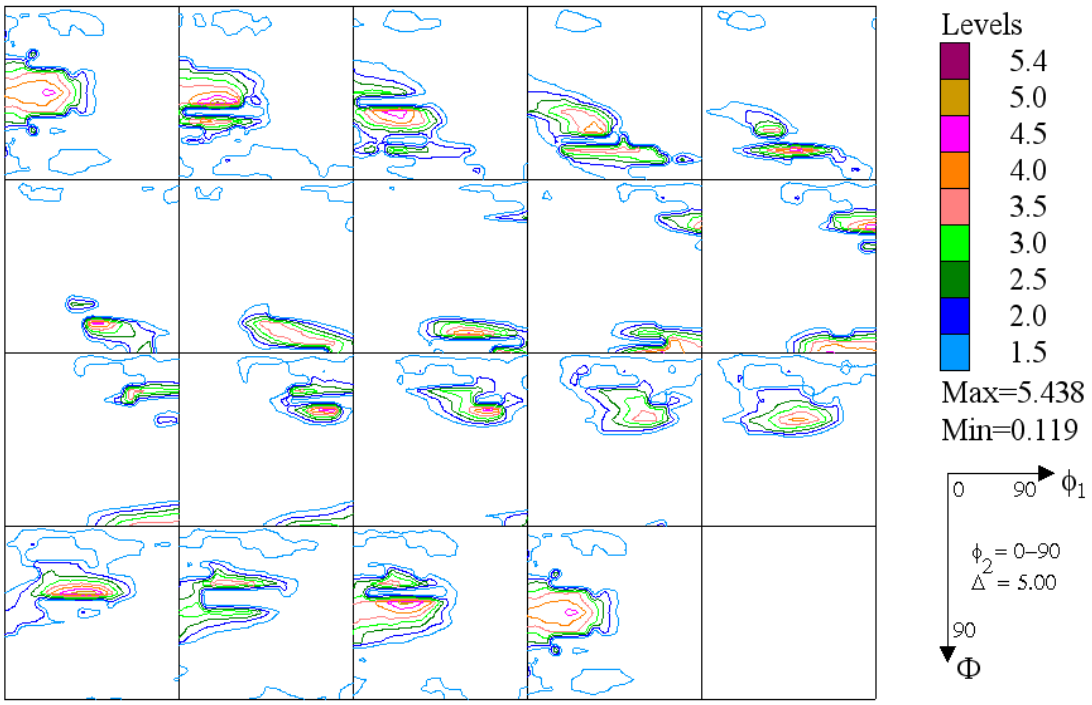


Figure III.16: FDOC complètes des textures de déformation de l'alliage Cu-2.6Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids) déformé à froid par laminage avec une réduction d'épaisseur de 95%.

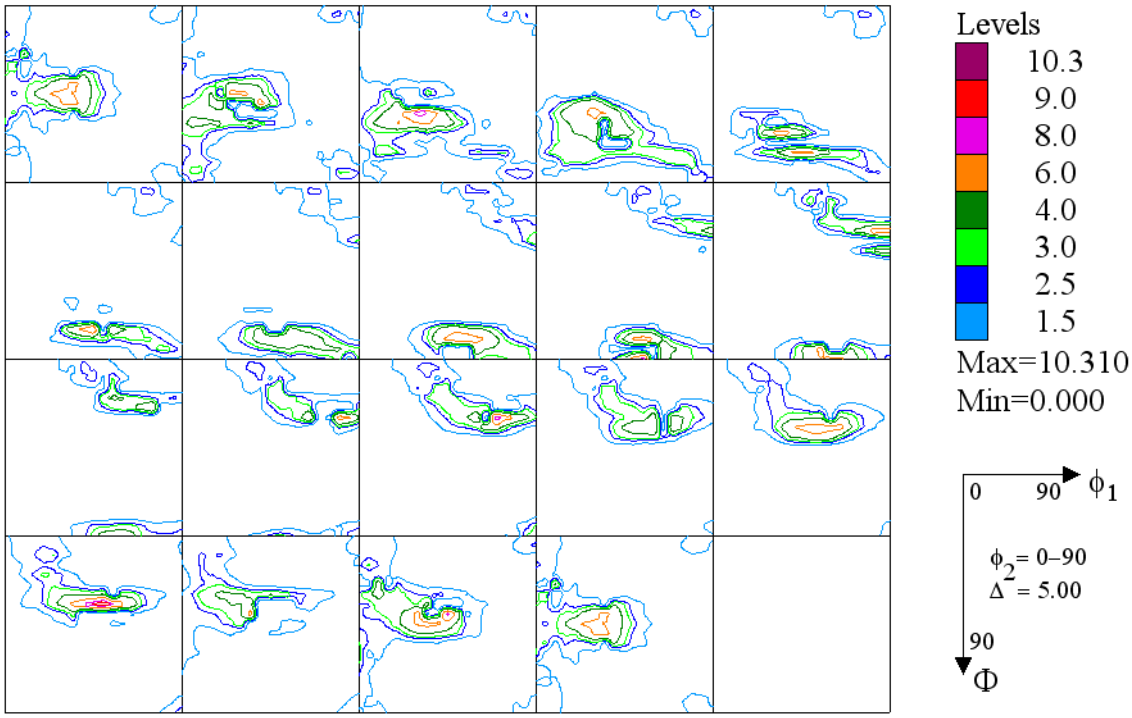


Figure III.17: FDOC complètes des textures de déformation de l'alliage Cu-2.6Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids) déformé à froid par laminage avec une réduction d'épaisseur de 95% puis vieilli à 600°C pendant 1 heure.

Les figures de pôles {111} ne semblent pas avoir évolué de manière notable, nous notons juste l'apparition d'un 'Split' (dédoublement) qui est identique a celui observé dans la figure de pôle de l'alliage ternaire recristallise après déformation à 90%. En termes de maximum d'intensité, les valeurs pour ces deux figures de pôles semblent êtres proches de celles observées pour l'alliage ternaire recristallisé. Pour les fonctions de distribution des orientations cristallines (FDOC) qui sont représentés dans les figures III.16 et III.17, globalement, on peut dire qu'elles sont très proches , hormis une différence de maximum pour l'état recristallisé ou il est plus fort (10.3 contre 5.4), cette différence justifie le renforcement des composantes Brass, S, R et Cube tournée (013)<100> qui ont été calculées et présentes dans le tableau III.5.

En comparant de manière quantitative les deux colonnes du tableau III.5, il est évident que les valeurs des fractions volumiques sont très proches, ceci nous laisse conclure que la texture de recristallisation de l'alliage quaternaire Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids) est identique à celle de la texture de recristallisation de l'alliage ternaire Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids). Donc un maintien de 1 heure à 600°C confère au matériau une texture de déformation retenue et que la recristallisation n'est pas achevée.

Les composantes de la texture de déformation sont typiques de celles des métaux et alliages CFC comme discuté précédemment. Notons juste que les valeurs de leur fraction volumique sont sensiblement inférieures à celles déterminées pour l'alliage ternaire.

Composantes de Texture	Méthode ADC			
	CuNiSiCr déformé 95%		CuNiSiCr déformé à 95% et recristallisé à 600°C - 1h	
	F(g)	**F_v (%)**	**F(g)**	**F_v (%)**
Cube {100}<001>	1.41	4.35	2.36	5.03
Brass {110}<1-12>	3.29	9.38	5.92	12.40
Goss {110}<001>	4.06	8.10	2.70	7.31
Cube tournée {013}<100>	1.39	7.11	2.22	9.74
S {213}<-3-64>	2.75	10.01	3.76	13.23
R {123}<41-2>	2.09	9.95	3.19	12.94
Cuivre {112}<11-1>	2.43	6.10	0.8	7.88

Tabl

eau III.5: FDOC et fractions volumiques des composantes de la texture de déformation et de recristallisation de l'alliage Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids).

III.7) Simulation de la texture de déformation de l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids)

Les simulations ont été réalisées en utilisant les modèles « Full Constraints » et « Relaxed Constraint » de l'approche de Taylor. Les figures III.18 et III.19 présentent les figures de pôles {111} calculées par ces deux modèles et celle expérimentale recalculée par la méthode ADC déjà présentée en figures III.12-III1.4.

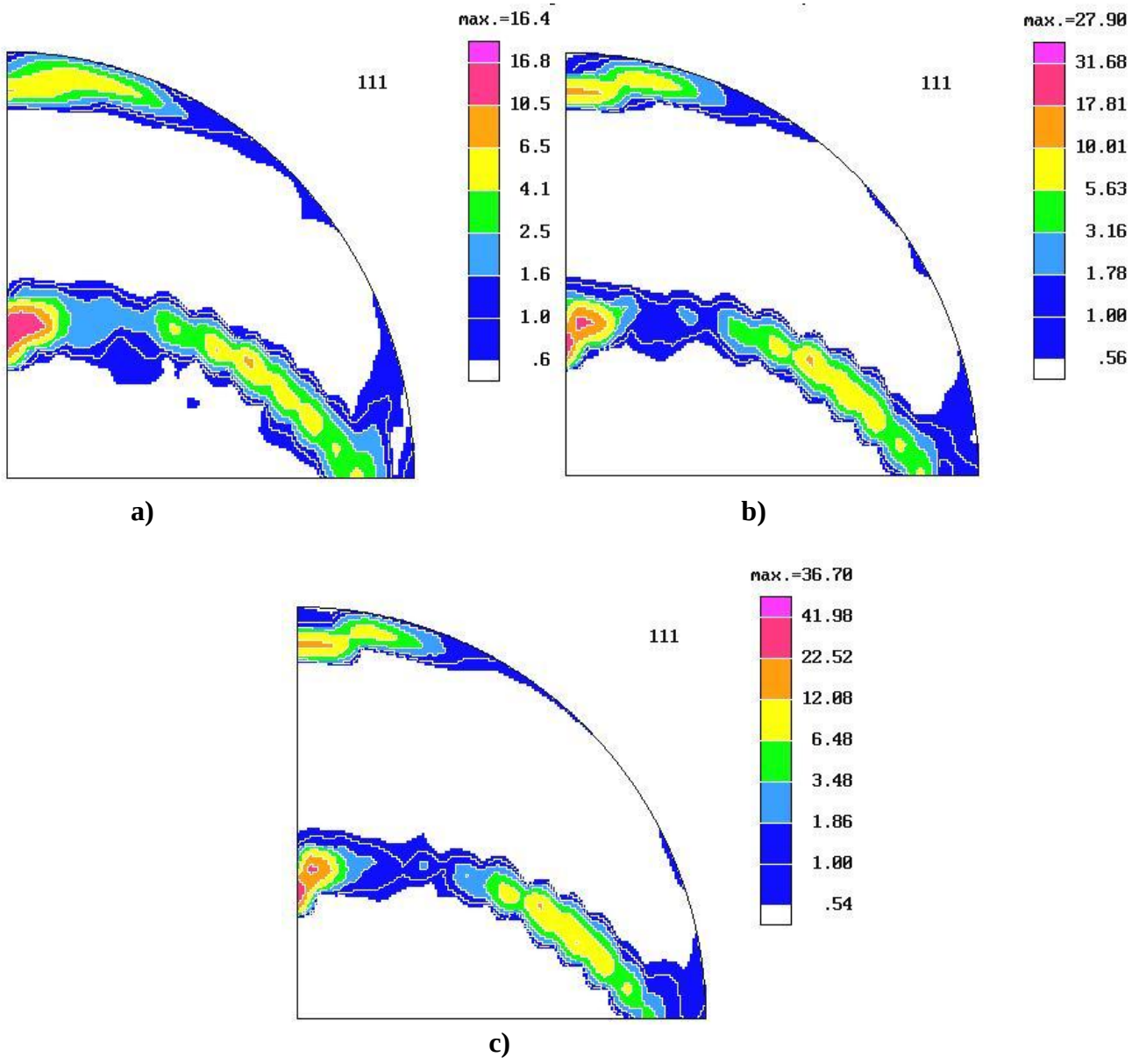


Figure III.18: Quadrant de figures de pôles {111} simulées par le modèle de Taylor « Full Constraint » pour différents taux de réduction : **a)** 70%, **b)** 90%, **c)** 95%.

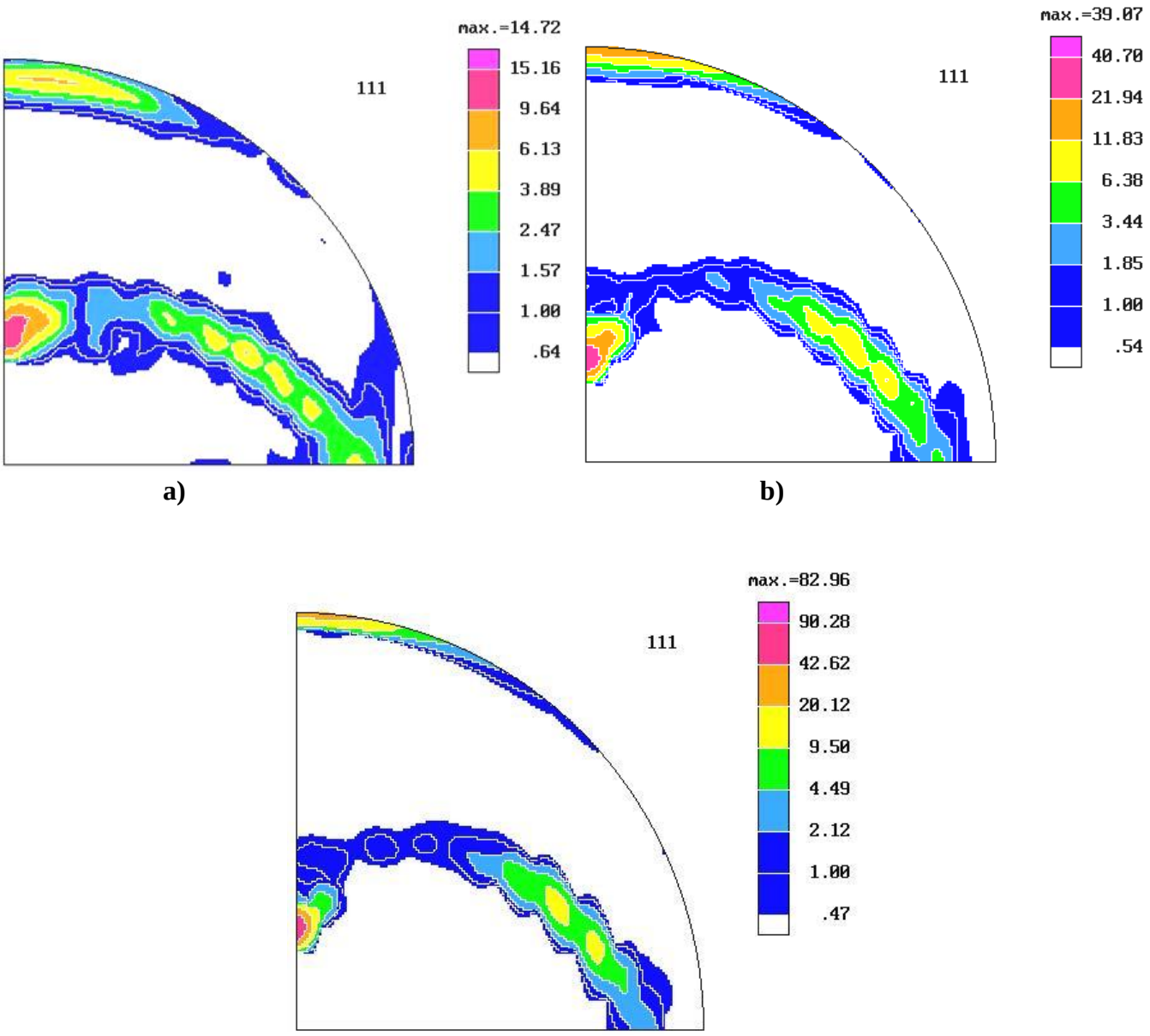
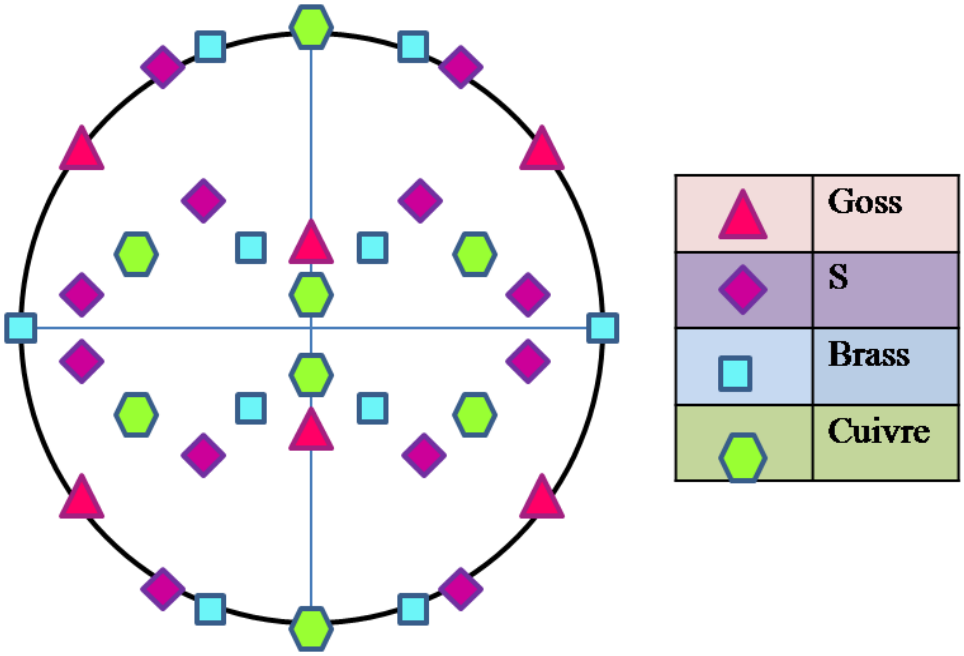


Figure III.19: Quadrant de figures de pôles {111} simulées par la modèle de Taylor relaxé « Relaxed Constraint » pour différents taux de réduction : **a)** 70%, **b)** -90%, **c)** 95%.

Les systèmes de glissement, les orientations cristallographiques (texture initiale) et leur poids, les conditions aux limites, le type de déformation (laminage), les composantes des déformations et contraintes, les valeurs des CRSS (contraintes critiques de cisaillement) sont donnés dans des fichiers d'entrées appropriés. Le code calcule la texture actuelle à l'étape i où i correspond à un incrément de déformation (50 pas entre une déformation initiale égale à 0 et finale égale à 99% de réduction). La première observation immédiate est que les intensités de la texture simulée sont nettement plus élevées, c'est-à-dire que la texture simulée (par n'importe quel modèle) est surestimée par rapport à la texture déterminée expérimentalement

(réelle) (de 14-82 mrd contre 2.94-4.17 pour toutes les figures de pôles confondues). Cette surestimation a déjà été soulignée dans la littérature [56].

En comparant les figures de pôles simulées par les méthodes « Full Constraints » et « Relaxed Constraints » pour des taux de déformation de 70, 90 et 95%, nous notons que les deux modèles prédisent l'augmentation de l'intensité maximale en fonction du taux de laminage. Les figures de pôles montrent les mêmes composantes Cuivre, S, Brass, Goss (voir figure III.20) avec presque les mêmes intensités pour les taux 70% et 90% mais différentes pour 95%. Le modèle de Taylor relaxé « Relaxed Constraints » prédit des intensités supérieures à celle du modèle de Taylor « Full Constraints ».



FigureIII.20 : Représentation des composantes idéales dans une figure de pôles {111}

En comparant directement avec la texture déterminée expérimentalement, on remarque que les zones d'intensité maximale, lieu des composantes majoritaires évidentes Cuivre, S, Brass, Goss (representés par le continuum de couleur violette) sur les figures de pôles {111} sont plus étalées que celles simulées qui sont plutôt resserrées surtout autour de la Cuivre puis de moins en moins vers la Brass, la S et la Goss.

Les différences constatées ci-dessus concernant la compression des deux modèles de simulation entre elles et avec la texture expérimentale semblent être dues à diverses causes. Parmi ces causes, leur fondement théorique, nombre de grains sur lequel a été faite la simulation, les lois de durcissement, les systèmes de déformation qui peuvent ne pas être conformes à la réalité physico-métallurgique. En plus, la simulation ne tient pas compte de l'effet d'alliage mais travaille sur la base d'une structure avec une certaine symétrie (CC,

CFC, HC etc) en considérant un élément chimique simple (Cu, Ni par exemple) alors expérimentalement, il s'agit d'un alliage ternaire Cu-Ni-Si et chaque élément d'addition peut modifier de manière substantielle la texture, comme dans notre cas, par un effet d'affaiblissement des intensités qui semble être due à une randomisation de la texture par les atomes d'addition, principalement le silicium.

Nous avons ensuite calculé les fraction volumiques des composantes de la texture en utilisant uniquement le modèle Full Constraints La figure III.21 présente l'évolution des fractions volumiques des composantes de la texture de déformation en fonction du taux de laminage simulés par le modèle de Taylor implémenté dans un code spécial. Nous justifions le fait de comparer les textures de recristallisation obtenues à la texture simulée par le fait que nos résultats prouvent que nous sommes en présence d'une texture de déformation retenue. En comparant les résultats expérimentaux (symboles+ligne pleine) qui donne un ordre Br>S>Goss>cuivre avec ceux de la simulation (lignes en pointillés) qui donne plutôt un ordre Cuivre>S>Brass>Goss, il découle un désaccord manifeste. Notons que la simulation a prédit que la composante S est toujours en deuxième position. Les résultats de simulation montrent que la composante Cu est dominante, semblent être normaux du fait qu'elles sont basées sur un élément chimique de structure CFC avec des données physiques qui sont celles du Cuivre pur alors que les résultats expérimentaux correspondent à des alliages de Cu avec du Ni, du Si qui tendent à changer les modes de déformation et donc la texture. Celle-ci tend à ressembler à celle dite Brass (Laiton), en référence au système CuZn dans lequel, elle a été mise en évidence de plus, il a été démontré dans la littérature qu'il existe une texture dite de « Transition » qui fait passer du type Cuivre au type Brass [26].

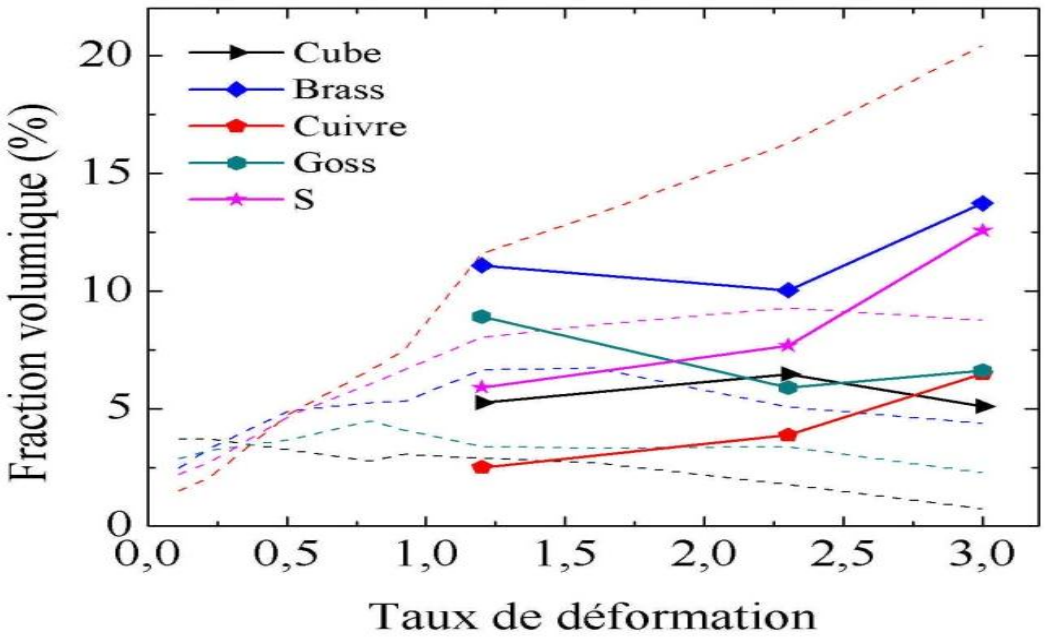


Figure III.21 : Evolution des fractions volumiques des composantes de la texture en fonction du taux de laminage simulés par le modèle de Taylor pour le système Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids.).

Conclusion générale :

Le but de ce travail est l'étude de l'évolution de la texture de déformation et de la texture de recristallisation dans les alliages industriels Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) et Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids) en utilisant la diffraction des rayons X.

La caractérisation par analyse chimique, EDAX (spectre de dispersion des énergies des rayons X émis en microscopie électronique à balayage), des échantillons homogénéisés montre que leurs concentrations sont proches des valeurs nominales pour Cu, Ni, Si et Cr.

La bonne homogénéité de nos solutions solides Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) et Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids) ont été mise en évidence par les cartographies de la distribution des éléments (CuK, NiK, SiK et CrL) en surface.

La caractérisation par diffraction des rayons X des échantillons a permis d'identifier les positions angulaires des raies diffractées analogues à celle du cuivre pure.

La texture de l'alliage Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) déformé à froid par laminage avec réduction d'épaisseur de 70, 90 et 95% renferme les composantes typiques de la texture de déformation des métaux et alliages CFC, avec présence de la composante Cube et absence de la composante BR. Les valeurs des FDOC et les fractions volumiques de chaque composante ont été déterminées avec précision.

La texture s'accentue de manière significative entre 70 et 95% de taux de réduction. Les renforcements sont plus importants pour les composantes Brass, S et R pour le taux 95%.

Nous avons fait une étude comparative des méthodes de calcul de la FDOC (méthode Harmonique, WIMV et ADC) pour l'alliage ternaire Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) déformé à froid par laminage avec réduction d'épaisseur de 70, 90 et 95%. La méthode ADC semble être la plus appropriée pour déterminer de manière quantitative la texture cristallographique.

Les traitements de revenus à 600°C pendant 20 minutes pour l'alliage ternaire Cu-2.65Ni-0.6Si (% en poids) et l'alliage quaternaire Cu-2.35Ni-0.6Si-0.6Cr (% en poids) respectivement semblent être insuffisants pour assurer la recristallisation et confèrent aux deux alliages une texture de déformation retenue.

La simulation de la texture de déformation par le modèle de Taylor ne nous a pas permis de reproduire de manière satisfaisante la texture expérimentale.

Références bibliographiques

[1] T. Baudin, *Etude des mécanismes de recristallisation dans le cuivre -Comparaison avec l'Invar et l'acier IF,* Séminaire, centre des matériaux – Évry (2005).

[2] S. Fortunati, G. Abbuzzese and P.E Di Nunzio, Materials Science Forum Vols 94-96 p.431-436 (1992).

[3] V. Lebreton, *Etude des transformations de phase à l'état solide des alliages CuNi15Sn8 et CuNi6Si2 : corrélation microstructure propriétés mécaniques/électrique,* Séminaire, centre des matériaux – Évry (2005).

[4] F. Barbeau, *Elaboration d'alliages à base de cuivre,* Séminaire, centre des matériaux – Évry (2005*).*

[5] S. Suzuki, N. Shibutani, K. Mimura, M. Isshiki, Y. Waseda, Journal of Alloys and Compounds. 417, p. 116-120 (2006).

[6] J. Bénard, À. Michel, J.Philibert, J.Talbot ; in ''Métallurgie Générale'', Masson & Cie, Paris (1969).

[7] T. Richeton ; Thèse Doctorat en Science et Génie des Matériaux, INP de Gronoble (2006).

[8] M. Hélène Mathon, Habilitation à Diriger des Recherche, Université de Reims Champagne-Ardenneches (2007).

[9] F. J .Humphreys and M. Hatherly, Recrystallisation and Related Annealing Phenomena, Pergamon press, Oxford (1995).

[10] R. Jonck, le tréfile 39, Sttutgart, p.47-55 (1982).

[11] B. Alili, thèse de Doctorat, USTHB (2007).

[12] F. Haessner, *Recrystallisation of Metallic Materials*, Dr Riederer Verlag, Stuttgart, (1971)

[13] H. Hu, Proceedings of the Seventh RisØ International Symposium, Edited by N. Hansen, D. J. Jensen, T. L. effers, B. Ralph, Roskilde, Denmark, p.75 (1986).

[14] R. D. Doherty, D. A. Hughes, F. J. Humphreys, J. J. Jonas, D. Juul Jensen, M. E. Kassner, W. E. King, T.R. McNelley, H. J. McQueen, A.D. Rollett, Materals Science and Engineering A238 p.219-279 (1997).

[15] K.J. Kurzydolwsky, B. Ralph, A. Chojnacka ET J.J Bucki. Acta Metall., Vol. 44, p.3005-3013 (1996).

[16] P. G. Shewmon , Transformations in metals, MC. Grow-hill,New York (1969).

[17] P. Gerber, thèse de Doctorat, Paris (2002).

[18] R. D. Doherty, *In recrystallisation of metals*, ed by L.Himmel, New York.Gordon and Breach (1963).

[19] C. Zener, Private Communication to c.s.smith, ibid (1949).

[20] S. Ben Saada, Thèse de Doctorat (2005).

[21] J. Boiley, P. Hirsh, Proc. Royal Soc. A 267 (1962).

[22] H. Sitepu, Assessment of preferred orientation with neutron powder diffraction data, J.Appl.Cryst.Vol.5, p.274 (2002).

[23] H.J. Bunge, *Texture analysis in materials science*, Butterworth & Co Publishers (1982).

[24] M. Béringhier, thèse de Doctorat, Paris (2006).

[25] D.Chateignet, Analyse de Texture, crismat (2007).

[26] S. Jakani, thèse de Doctorat, Orsay (2004).

[27] A. S. Wiglin, Sov. Phys. Solid State 1, p. 229-233 (1960).

[28] H. J. Bunge, *Zur Darstellung allgemeiner Texturen*, Z. Metallkd. 56, p.827-874 (1965).

[29] R. J. Roe, Appl. Phys. 36, p.2024-2031 (1965).

[30] S.Matthies, and G.W.Vinel, Physical Status Solidi, p.112 (1982).

[31] K. Helming, Mater. Sci. Forum 157-162, p.363-368 (1994).

[32] R. O.Williams, J. Appl. Phys. 39, p.4329- 4335 (1968).

[33] D. Ruer, and R. Baro, Adv. X-Ray Anal., Vol. 20, p. 187 (1977).

[34] A. Vadon, Thèse de Doctorat, Université de Metz, France (1981).

[35] K. Pawlik, J. Pospiech, and K. Lücke, Eight International Conference on Textures of Materials(ICOTOM 8), Mexique, TMS W arrendale, p. 105 (1988).

[36] S. Matthies, and G. W.Vinel, Physical Status Solidi, p.112 (1982).

[37] G. Ben Chaabane, thèse de Doctorat, Biskra, (2009).

[38] K. H. Virnich, K. Lücke, Proceedings of the 5th International Conference on Textures of Materials, Eds. G. Gottstein and K. Lücke, Berlin, Springer-Verlag, p. 397 (1978).

[39] J. Grewen, J. Huber, *Annealing Textures, In: Recrystallization of metallic materials*, Ed. F.Haessner, Dr.Reiderer Verlag, Stuttgart (1978).

[40] H. Hu, G.Goodman, Trans. AIME vol. 227, p.627 (1963).

[41] F. Haessner, *Recrystallisation of metallic materials*, Dr. Riederer Verlag, Stuttgart (1971).

[42] J. Hirsch, K. Lücke, Acta Metallurgica, Vol. 36, p.2863 (1988) .

[43] B.J. Duggan, K. Lücke, G. Köhlhoff, C.S. Lee, Acta Metall. Mater. 41, p.1921-1927 (1993).

[44] A. A. Ridha, W.B. Hutchinson, Acta Metall. 30(10), p.1929-1939 (1982).

[45] J. H. Driver, H. Paul, J-C. Glez, C. Maurice, *Relation between deformation substructure and nucleation in fcc crystals*, Procceedings of the 21th Risø International Symposium on Materials Science, Eds. N. Hansen et al., Roskilde, Denmark, p.35-48 (2000).

[46] K. Lücke, *The formation of recrystallization textures in metals and alloys*, Proceedings of the 7thInternational Conference on Textures of Materials, Eds. C.M. Brakman et al., NSMS, Zwijndrecht, NL, 195-210 (1984).

[47] J. Hirsch, K. Lücke, *On the formation of Cube texture in fcc metals*, Proceedings of the 7th Risø International Symposium on Metallurgy and Materials Science, Eds. N. Hansen et al. Roskilde, Denmark, p. 107 (1986).

[48] R. D. Doherty, I. Samajdar, C.T. Necker, H.E. Vatne, E. Nes, *Nucleation of recrystallization in cold and hot deformed metals*, Proceedings of the 16th Risø International Symposium on Materials Science, Eds. N. Hansen et al., Roskilde, Denmark, 1-23 (1995).

[49] J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet, P. Combrade, *Métallurgie de minerai au matériau*, Ed. Masson, Paris (1998).

[50] G. Gottstein, Acta Metall. 32, p.1117-1138 (1984).

[51] T. Baudin, F. Julliard, R. Penelle, Rev. Met. 2, p.193-202 (2003).

[52] J. Gil Sevillano, P. Van Houtte, E. Aernoudt, Prog. Mater. Science, 25,p. 69 (1980).

[53] G. Sachs. Zur ableiting einer fliesbedingung.Z.Ver.Dent.Eng, (1928).

[54] G. Taylor. Plastic strain in metals. J. Inst. Metals,Vol 62,(1938).

[55] V. C. Srivastava, A. Schneider, Uhlenwinkel V, Ojha S N, Bauckhage K , *J. Mater. Proces. Tech.* 147 p.174-180 ,(2004).

[56] U. F. Kocks, C. N. Tomé, H. R. Wenk, *Prefered Orientation in polycrystals and their effect on Materials Properties*. Combridge University Press (1998).