

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE MINISTERE
DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



UNIVERSITE DE JIJEL
FACULTE DES SCIENCES EXACTES ET
INFORMATIQUE
DEPARTEMENT DE PHYSIQUE



Série :

Mémoire présenté pour obtenir le diplôme
de Master en physique

Spécialité : Physique des matériaux

par :

M^{elle} TAOUTAOU Nesrine

**Etude de l'hétérogénéité de la déformation plastique des
monocristaux d'un acier doux déformé par
emboutissage**

Soutenu le : 12/07/2022

Devant le jury :

Président :	F. ZEHANI	Prof	Univ. Jijel
Rapporteur :	A. BOUMAIZA	Prof	Univ. Jijel
Examineur :	D. KENIECHE	M.C.B	Univ ; Jijel

Année universitaire : 2021-2022

REMERCIEMENTS :

Je remercie tout d'abord le grand puissant Dieu qui m'éclairé le chemin pour réaliser ce modeste travail.

*Mes remerciements vont d'abord à mon directeur de thème, le Pr. **Boumaiza Ahcen** Professeur à l'université de Jijel, qu'il trouve ici ma sincère reconnaissance pour sa patience, ses compétences, ses remarques et suggestions pertinentes. Son œil critique m'a été très précieux pour structurer et améliorer la qualité de ce travail*

Je tiens à remercier les membres du jury pour l'intérêt porté à cette thème :

- *Madame **Zahani Fouzia** Professeur à l'université de Jijel, qui m'a honoré par sa présence en qualité de président de jury.*

- *Monsieur **Kenieche Daoud** M.C.A à l'université de Jijel, qu'il trouve ici ma sincère reconnaissance de bien vouloir accepter de juger le travail.*

Nous tenons à remercier aussi à tous les enseignants du département de physique l'université de Jijel.

Enfin, nous adressons nos remerciements les plus sincères aux personnes qui nous ont apporté leur aide et qui ont contribué à l'élaboration de ce mémoire.



DÉDICACES :

Je dédie ce travail à :

*L'être qui m'est le cher au monde,
à celle qui a ou donné pour que je sois
ce que je suis aujourd'hui, **Mon père :**
Taoutaou Abdlaziz Allah yerhmou.*

*Celui qui à fait tout son possible
pour me voir réussir dans ma vie, **Ma**
mère : Metaai Khadidja.*

*Mes sœurs : **Amina, Soundous, Ferial, Hala.***

*Mon frère : **Oussama***

TABLE DES MATIERES

TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION GENERALE 1

CHAPTER I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1. INTRODUCTION 3

I.2. MORPHOLOGIE DES GRAINS 3

I.3. CRISTALLOGRAPHIE GEOMETRIQUE 4

I.4. DIAGRAMME DE PHASE FE-FE₃C 5

I.4.1. Description de diagramme..... 5

I.4.2. Les alliages 6

I.4.3. Les phases et les constituants 6

I.4.3.1. Le Carbone (Graphite)..... 6

I.4.3.2. L'austénite (γ) 6

I.4.3.3. La ferrite (α) 6

I.4.3.4. La cémentite 7

I.4.3.5. La perlite 7

I.4.3.6. Lédéburite..... 7

I.4.3.7. Martensitique 7

I.5. CYCLE ECROUISSAGE / RECUIT DES ALLIAGES 9

I.5.1. Ecrouissage des microstructures : 9

I.5.2. Restauration et polygonisation des dislocations..... 9

I.5.4. Recristallisation secondaire des microstructures..... 11

I.6. EVOLUTION MORPHOLOGIQUE EN DEFORMATION PLASTIQUE 11

I.6.1. Déformation des monocristaux 12

I.6.1.1. Stades de la déformation plastique des monocristaux..... 12

I.6.2. Hétérogénéité de la déformation plastique : 14

I.6.2.1. Hétérogénéité au niveau microscopique..... 14

I.6.2.2. Hétérogénéité au niveau macroscopique..... 14

I.6.3. Plasticité des monocristaux 14

I.6.3.1. Loi de Schmid 14

I.6.3.2. Système de glissement : 15

I.6.3.3. Maclage 17

I.7. MISE EN FORME DES TOLES MINCES..... 18

I.7.1. Essai de traction	18
I.7.1.1. Principe de l'essai.....	18
I.7.1.2. Courbe de consolidation.....	18
I.8. NATURE DES DEFORMATIONS DANS L'EMBOUTISSAGE ET IMPORTANCE DE L'ANISOTROPIE PLASTIQUE	19
I.8.1. Définition	19
I.8.2. Principe :	19
I.9. ANISOTROPIE DE COMPORTEMENT MECANIQUE DES TOLES MINCES	21
I.9.1. Influence de la texture cristallographique	21
I.9.2. Représentation de l'orientation cristallographique des matériaux poly-cristallin.....	21
I.9.2.1. Indices de Miller.....	22
I.9.2.2. Angle d'Euler	22
I.9.2.2.1. Espace d'Euler	22
I.9.3. Projection stéréographique	25
I.9.3.1. Figure de pôles directes.....	25
I.9.3.2. Figure de pôles inverses	27
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUE	28

CHAPITER II : MATERIAUX ET TECHNIQUE D'ANALYSE

II.1. INTRODUCTION.....	31
II.2. ETAPES THERMOMECHANIQUE DES TÖLES MINCES.....	31
II.2.1. Réchauffage	31
II.2.3. Laminage à froid	33
II. 2.4. Recuit	33
II.3. MATÉRIAUX ÉTUDIÉS	34
II.3.1. Origine et forme	34
II.3.2 Composition chimique	34
II.4. OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES.....	35
II.4.1. Microscopie optique.....	35
II.4.2. Polissage électrolytique.....	36
II.4.3. Microscopie électronique à balayage (MEB)	36
II.5. MESURE DES CARACTERISTIQUES MECANQUES	38
II.5.1. Essais de dureté.....	38
II.5.2. Essais de pliage	38
II.5.3. Essais de traction.....	38

II.6. ANALYSE DES TEXTURES PAR DRX	40
II.6.1. Principe de mesure par RX	40
II.6.2. Mesures de la texture par diffraction des rayons X	40
II.7. MESURE DES ORIENTATIONS LOCALES PAR EBSD	41
II.7.1. Avantages des mesures par EBSD	42
REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE	44
CHAPITRE III : RESULTATS ET DISCUSSIONS	
III.1. INTRODUCTION	46
III.2. ANALYSE MORPHOLOGIQUE DE L'ETAT INITIAL	46
III.2.1. Analyse morphologique de l'état initial	46
III.2.2. Distribution des angles de désorientations des grains	47
III. 3. ANALYSE CRISTALLOGRAPHIQUE DE L'ETAT INITIAL.....	48
III.3.1. Figures de pôles directes	48
III.3.2. Fonction de distribution des orientations cristallines	50
III.3.2. Figures de pôles inverses	52
III.4. EVOLUTION MORPHOLOGIQUE EN DEFORMATION.....	53
III.4.1. Analyse morphologique de l'état déformé jusqu'à rupture	53
III.4.2. Distribution des angles de désorientations des grains	54
III.5. EVOLUTION CRISTALLOGRAPHIQUE EN DEFORMATION	55
III.5.1. Figures de pôles directes.....	56
III.5.2. Fonction de distribution des orientations cristallines	57
III.5.3. Figures de pôles inverses	59
CONCLUSION GENERALE	61
RESUME.....	61

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION

L'élaboration des matériaux métalliques est non seulement marquée par leur quantité impressionnante, produite annuellement de plus de 109 tonnes/année, mais également par la diversité de ces produits estimée de plus de 40.000 alliages métalliques. Dans ce domaine, les tôles minces d'acier doux représentent la quasi-totalité de ce tonnage. Ces tôles sont, pour une grande partie, utilisées pour la production à haute cadence de pièces en grande série, par formage et principalement par emboutissage sous presse.

La fabrication de pièces métalliques par emboutissage des tôles est une méthode industrielle courante. Il est possible de produire par emboutissage des tôles minces aussi bien des pièces pour électroménager que des éléments de carrosserie automobile. Cependant, pour les fabricants des tôles pour emboutissage, un des problèmes principaux est de savoir si les caractéristiques d'une tôle sont suffisantes pour réussir une pièce donnée et son aptitude à donner une surface creuse de forme quelconque, non développable, à partir d'une surface plane. Le grand inconvénient rencontré durant l'emboutissage de la tôle mince en acier est l'apparition de certains défauts de surface sur les emboutis obtenus : des fissurations, des plissements, des cornes d'emboutissage ou des amincissements locaux. Durant l'opération d'emboutissage, l'anisotropie des propriétés plastique intervient fortement dans le comportement de la tôle.

De nombreuses études ont montré que l'emboutissabilité des tôles minces d'acier doux est étroitement liée à l'anisotropie de leurs propriétés plastiques, cette anisotropie de comportement a son origine dans la texture cristallographique formée au cours des opérations de fabrication de la tôle : laminage à chaud et à froid, recuit de recristallisation. L'amélioration de l'emboutissabilité de tôles minces passe donc par la maîtrise de leur anisotropie plastique et donc de leur texture.

Ce travail, qui s'intègre dans les approches micro-macro de la plasticité, comporte trois chapitres:

Le premier chapitre constitué une synthèse bibliographique des connaissances dans le domaine d'emboutissabilité des tôles minces. Les problèmes de mise en forme sont considérés en relation avec les paramètres qui influencent l'aptitude des tôles à l'emboutissage.

Le second chapitre est consacré à la présentation du matériau considéré dans notre travail et les techniques expérimentales utilisées.

Le troisième chapitre regroupe les résultats obtenus par différents moyens d'analyse avec des discussions.

Nous finissons ce travail par une conclusion générale avec des perspectives.

CHAPITRE -I-

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE -I-

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Ce chapitre est consacré à l'analyse les différentes études consacrées à la compréhension de l'influence des paramètres structuraux, sur l'anisotropie de comportement plastique des tôles minces, au cours de la déformation par emboutissage. Ces études considèrent l'influence des paramètres structuraux (morphologique, cristallographique et composition chimique) sur l'aptitude en déformation de l'acier. Nous nous efforçons dans ce chapitre de faire un état concret sur les principaux axes de ce travail.

I.1. INTRODUCTION

Les matériaux d'intérêt technologique sont, la plupart du temps, poly-cristallins c'est à dire constitués d'un assemblage des grains ou cristallites. Les propriétés des matériaux dépendent à la fois de la structure de l'agrégat constitué par les grains mais également des propriétés des cristallites. La forme, la taille, leur arrangement au sein de l'agrégat ainsi que leur orientation cristallographique constituent des paramètres déterminant 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 plus généralement une texture cristallographique [1].

Les études appliquées sur les propriétés mécaniques des métaux sont essentiellement celles de leurs propriétés plastiques. Ce sont celles-ci qui ont un intérêt pratique, soit pour les utiliser directement au cours des opérations industrielles de formage, soit pour éliminer ou réduire au maximum toute déformation ultérieure, dans les constructions et dans les pièces métalliques [2].

La déformation plastique peut être étudiée au moyen d'essais de laboratoire, en particulier l'essai de traction, dont l'interprétation est relativement simple et qui permet la caractérisation détaillée des propriétés mécaniques de base des matériaux industriels. Dans les études fondamentales, la considération du comportement d'éprouvettes monocristallines est parfois nécessaire afin de comprendre et de déduire les lois de comportement des poly-cristaux [2].

I.2. MORPHOLOGIE DES GRAINS

Un matériau poly-cristallin est un matériau solide constitué d'une multitude des petits cristaux appelés grains de taille, de forme et d'orientation variées, séparés par des joints des grains (figure I.1).

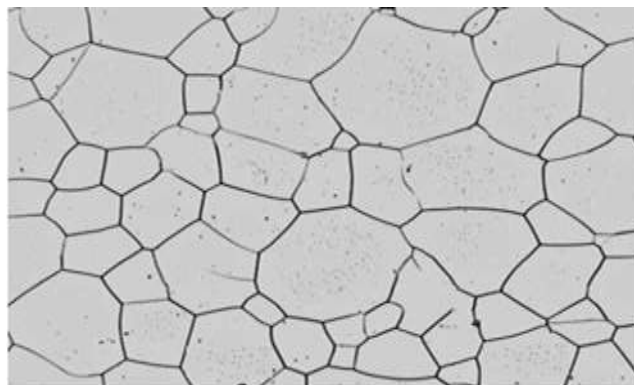


Figure I.1 : Grains d'une tôle d'acier doux observés au microscope optique après une attaque Chimique.

Chaque grain est en fait un monocristal constitué d'un empilement régulier d'atomes métalliques dont la cohésion est due à des attractions inter atomiques. La représentation de cet empilement est effectuée de façon commode en assimilant chaque atome à une sphère dure (figure I.2) [3].

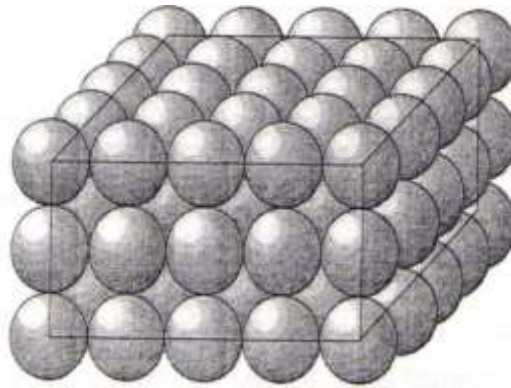


Figure I.2 : Empilement régulier d'atomes suivant le modèle de sphères dures.

I.3. CRISTALLOGRAPHIQUE GEOMETRIQUE

La cristallographie est la branche des sciences exactes qui se consacre à l'étude de la structure de la matière à l'échelle atomique : détermination, classification et interprétation des structures géométriques des solides et en particulier celles des cristaux. Elle joue un rôle interdisciplinaire entre physique, chimie, et sciences des matériaux (figure I.3).

Un solide cristallin est constitué par la répétition périodique dans les 3 dimensions de l'espace d'un motif atomique ou moléculaire, contenu dans une unité de répétition périodique appelé maille ; de la même façon qu'un papier peint est constitué de la répétition d'un même motif. La périodicité de la structure d'un cristal est donc représentée par un ensemble de points régulièrement disposés. Cet ensemble est appelé réseau cristallin et les points le constituant sont appelés nœuds du réseau.

Un réseau est un ensemble de points, ou "nœuds", en 3 dimensions

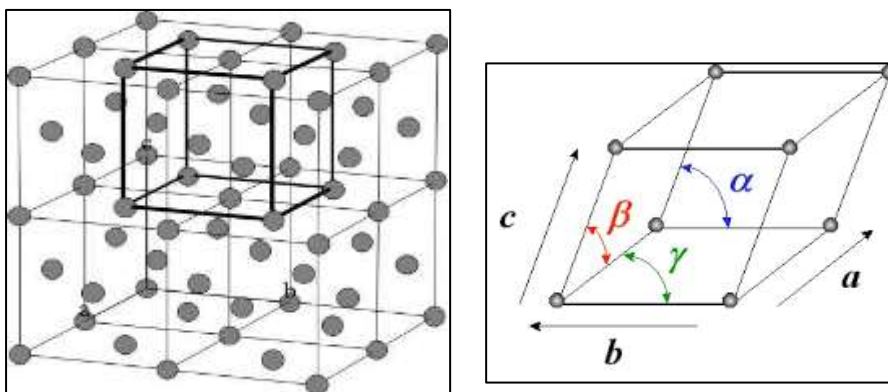


Figure I.3 : Réseau et maille unitaire.

I.4. DIAGRAMME DE PHASE Fe-Fe₃C

C'est le diagramme d'équilibre Fer-carbone métastable. Il représente la composition des phases et la structure des alliages dont la concentration varie du fer pur à la cémentite. La cémentite correspond à 6,67 % de carbone.

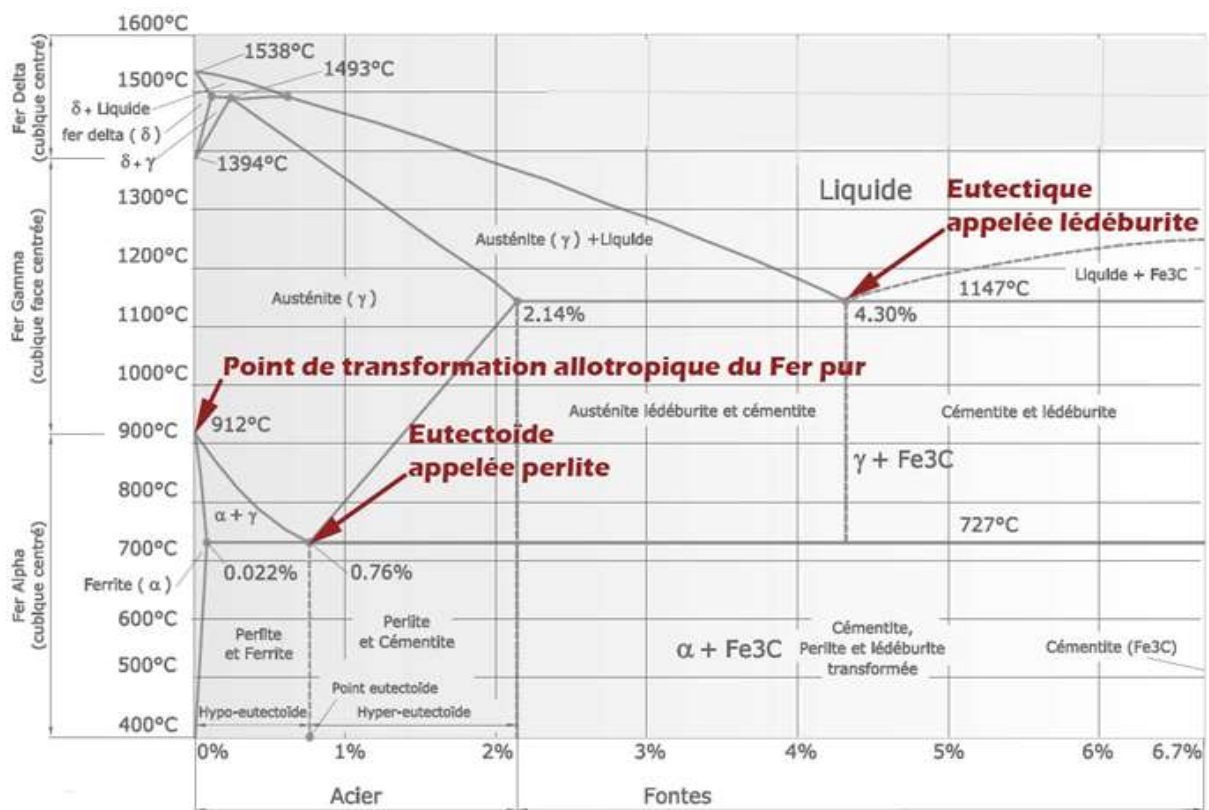


Figure I.4 : Diagramme de phase Fe-Fe₃C.

I.4.1. Description de diagramme

Le fer pur représente la partie limite gauche et la cémentite la partie limite droite. La cémentite contient 6,67 % de carbone. Les alliages de fer et de carbone contenant plus de 6,67 % de carbone n'ont aucun intérêt dans l'industrie, à part les ferro-manganèses qui contiennent de 6 à 8 % de carbone.

Pour des températures élevées, la cémentite, élément métastable, se décompose en fer et en carbone et c'est la cause qui ne laisse pas connaître la température de fusion de la cémentite, on considère sa température de fusion à environ 1392°C et peut être, elle est plus élevée.

I.4.2. Les alliages

Les trois alliages qui constituent le diagramme sont :

- ✓ **Le Fer α** : c'est une solution par insertion du carbone dans le fer à structure C.C.
- ✓ **Les aciers** : sont les alliages de fer et de carbone à % C < 2%
- ✓ **Les fontes** : sont les alliages de fer et de carbone à % C > 2%

I.4.3. Les phases et les constituants

I.4.3.1. Le Carbone (Graphite)

C'est un élément polymorphe. Dans les conditions ordinaires, il se trouve sous la forme d'une variété de graphite, mais il peut exister également sous la forme d'une variété métastable de diamant. Le carbone est soluble dans le fer à l'état liquide et solide, mais peut aussi former une combinaison chimique, la cémentite Fe_3C .

I.4.3.2. L'austénite (γ)

C'est une solution solide de carbone et d'autres inclusions dans le fer γ , La solubilité limite du carbone dans le fer est de 2,14 %. L'austénite est stable à haute température, elle est peu dure est relativement malléable (HB = 300). La microstructure de l'austénite est composée de gains polyédriques. Elle peut exister à la température ambiante que dans un état métastable. Elle est antiferromagnétique.

I.4.3.3. La ferrite (α)

C'est une solution solide de carbone dans le fer α , c'est à dire la ferrite est constituée par du fer α renfermant des traces de carbone (faible teneur en carbone, inférieure à 0,02%), ainsi que d'autres inclusions.

On distingue la ferrite α à basse température et à solubilité du carbone allant jusqu'à 0,02 % et la ferrite δ à haute température et à solubilité limite en carbone allant jusqu'à 0,1%. La ferrite est peu tendre et très ductile (HV = 90, $R_m = 300 \text{ N/mm}^2$), elle est magnétique à la température ordinaire, au microscope la ferrite a l'aspect de grains homogènes polyédriques. Elle possède un réseau cubique centré et elle est ferromagnétique jusqu'à 760°C.

I.4.3.4. La cémentite

La cémentite ou carbone de fer (Fe_3C) est une combinaison chimique de fer et de carbone dont la teneur en carbone peut atteindre 6,67 %. Elle est magnétique jusqu'à 210°C et très dure mais fragile.

I.4.3.5. La perlite

C'est un eutectoïde formé d'un mélange de grains de cémentite, sphéroïdaux noyés dans la ferrite globulaire en couches alternées (88 % de ferrite et 12 % de cémentite). Elle est obtenue lors du refroidissement et par décomposition de l'austénite à 0,8 % de carbone.

Elle présente dans l'acier ordinaire toujours une teneur en carbone de 0,85 %. La perlite est dure ($\text{HV} = 200$) et assez ductile $R_m = 800 \text{ N/mm}^2$.

I.4.3.6. Lédéburite

C'est un mélange eutectique entre l'austénite et la cémentite et provenant lors du refroidissement du métal liquide avec 4,3 % de carbone à la température eutectique, Son domaine de stabilité est 723°C à 1147°C. il fond à 1 148 °C.

1.4.3.7. Martensitique

La martensite est une solution solide d'insertion sur saturée en carbone dans le fer α (ferrite), de même composition que l'austénite initiale. La transformation austénite - martensite consiste en une modification du réseau cristallin (avec un faible déplacement des atomes de fer), sans qu'il y ait de diffusion des atomes de carbone.

Avec un refroidissement lent, le carbone se déplace. Avec un refroidissement rapide, il se fige dans la structure.

La structure devrait passer d'austénite vers ferrite, mais le carbone « bloque » cette transformation et produit la martensite. La martensite (fer α') est une phase métastable des aciers, issue de la transformation sans diffusion de l'austénite γ en dessous d'une température martensitique. Elle tire son nom de Adolf Martens (1850-1914) métallurgiste allemand. La structure de la martensite des aciers trempés est étudiée par Floris Osmond en 1890.

La martensite cristallise selon un modèle quadratique hybride.

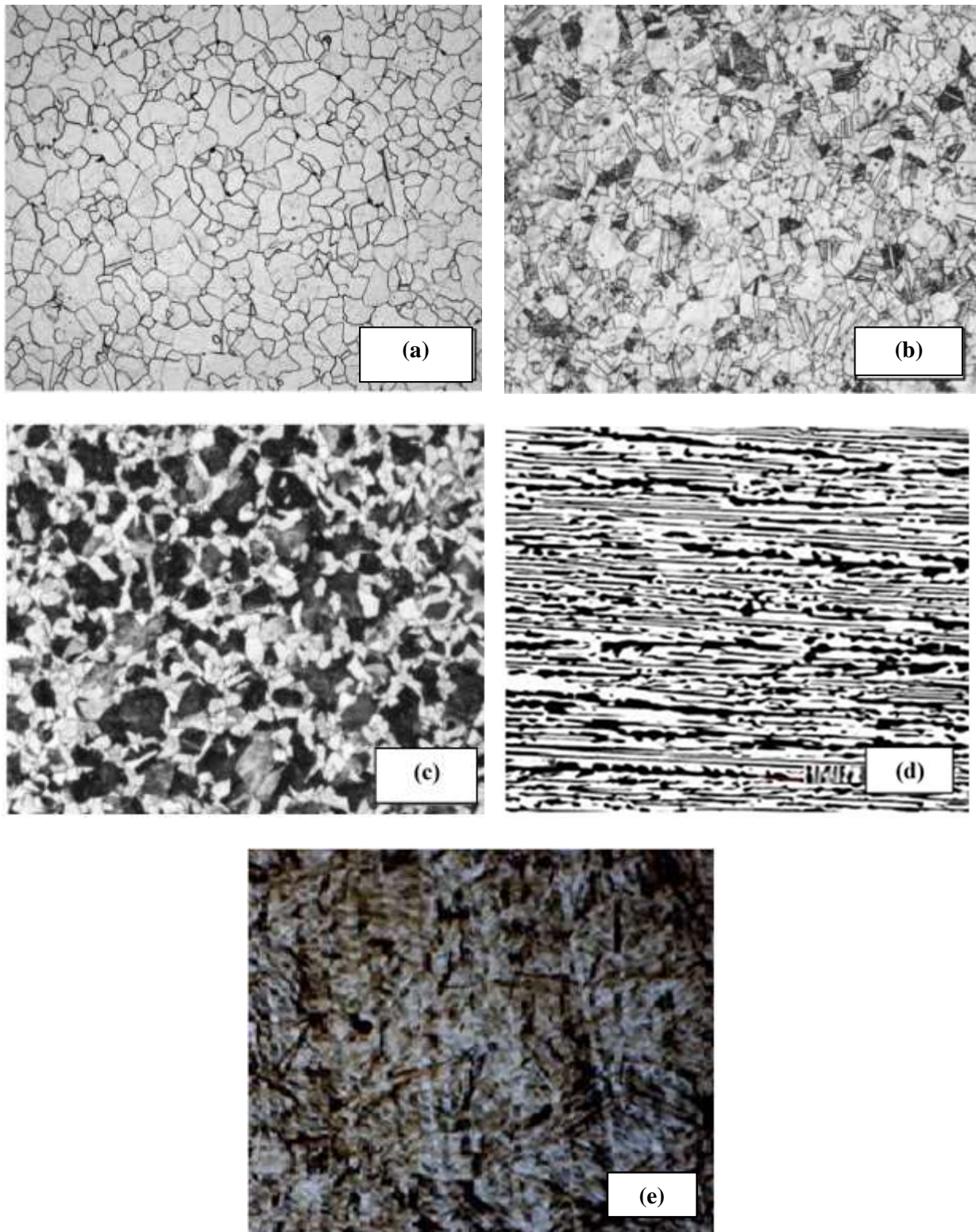


Figure I.5. Micrographies : (a) Ferrite, (b) Austinite ,(c) Perlite, (d) Ledeburite et (e) Martensite.

I.5. CYCLE ECROUISSAGE / RECUIT DES ALLIAGES

La déformation plastique d'un matériau cristallin modifie ses propriétés par son influence sur structure interne ; ces évolutions de propriété et de microstructure appelé écrouissage, Et on recuit, il a tendance à retourner dans un état plus stable grâce à l'activation de phénomènes tels que la restauration et la recristallisation.

I.5.1. Ecrouissage des microstructures :

Le terme d'écrouissage est utilisé pour désigner une opération de transformation des propriétés mécaniques du métal. Dès que la contrainte dépasse la limite élastique, le métal passera en déformation plastique qui sera rémanente. Suite à une opération d'écrouissage, nous pouvons observer une augmentation de la limite élastique de ce même métal et également de sa dureté.

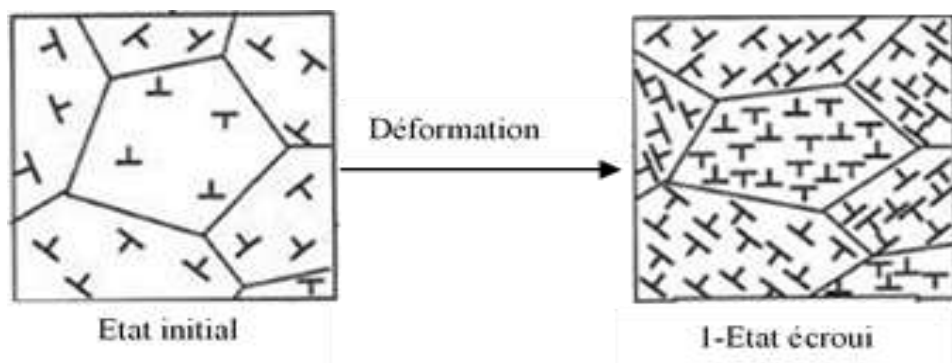


Figure I.6. Aspect de l'écrouissage des microstructures.

I.5.2. Restauration et polygonisation des dislocations

La restauration est définie comme le rétablissement plus moins partiel des propriétés physiques ou mécaniques d'un métal écroui sans modification apparente de sa structure. La restauration permet de récupérer totalement ou partiellement les propriétés mécaniques initiales du métal. Les grains initiaux demeurent la base de la microstructure, mais il se produit une diminution du nombre des défauts ponctuels ainsi qu'une diminution de la densité des dislocations, accompagnée de réarrangement de celle-ci en configuration de plus basse énergie, sans toutefois que leur densité diminue de façon notable. Dans un premier temps, les dislocations se regroupent et se condensent dans les parois, l'intérieur de la cellule se trouve ainsi libre de dislocations, les parois se précisent et s'affinent. Le traitement de restauration est effectué à une température inférieure à celle de la recristallisation.

Dans un second temps ou durant la deuxième étape de restauration, appelée aussi polygonisation, est une fragmentation des grains en blocs plus petits légèrement désorientés les uns par rapport

aux autres c'est-à-dire les cellules constituent alors des cristallites faiblement désorientées entre eux, aux formes polygonales caractéristiques. De telles structures ont été observées pour la première fois par Cahn [4]. Au cours de cette étape, il n'y a pas création de nouveaux grains, mais seulement réduction du nombre de défauts atomiques, lacunes et dislocations et réarrangement de ceux-ci en nouvelles configuration plus stables [5].

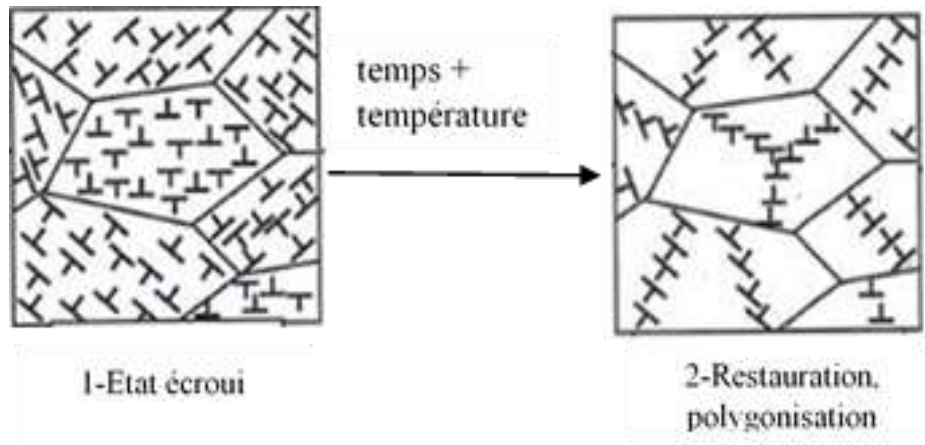


Figure I.7. Aspect de la restauration des microstructures

I.5.3. Recristallisation primaire des microstructures

La recristallisation primaire résulte de la formation et de la croissance des germes en de nouveaux cristaux aux dépend d'une matrice qui dans un état structural moins parfait. Les germes apparaissent avec une orientation différente de celle de la matrice ou ils sont nés, ils croissent progressivement aux dépend des anciens grains déformés jusqu'à ce qu'ils arrivent en contact les uns avec les autres et à ce stade, la recristallisation primaire proprement dite est achevée et on entre dans le stade appelé croissance des grains.

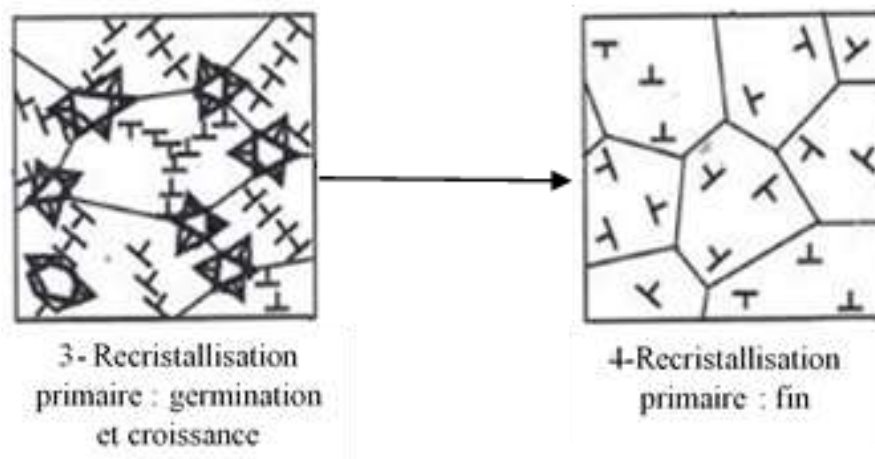


Figure I.8. Aspect de la recristallisation primaire

I.5.4. Recristallisation secondaire des microstructures

Lorsqu'on poursuit le recuit après recristallisation primaire, cette dernière est suivie d'un remaniement de la structure, au cours duquel, certains grains grossissent aux dépens d'autres, qui disparaissent simplement certains grains de petite taille, issus de la recristallisation primaire sont caractérisés par une certaine orientation cristallographique, se mettent soudainement à croître, d'où le nom souvent utilisé de recristallisation secondaire [6].

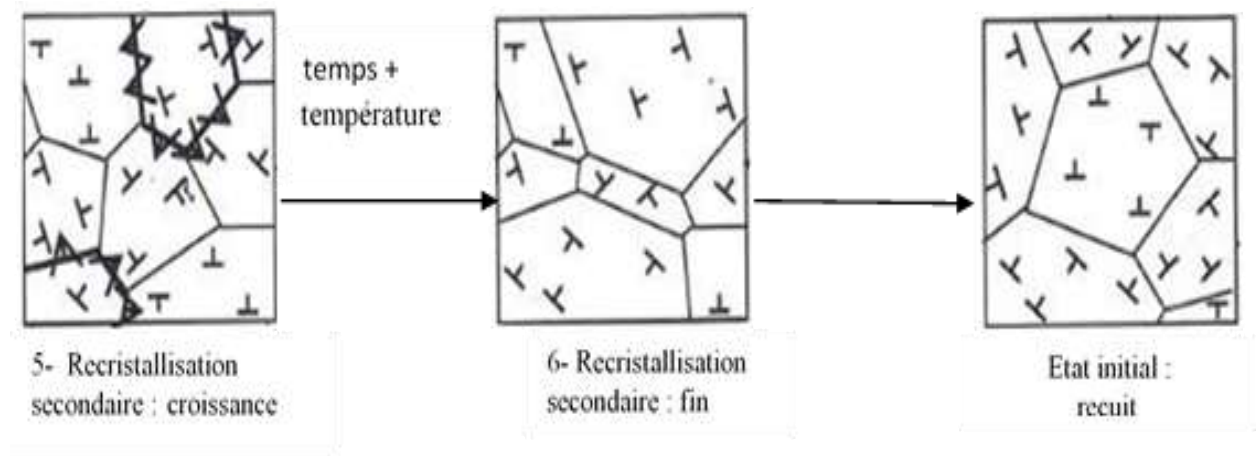


Figure I.9. Aspect de la recristallisation secondaire.

I.6. EVOLUTION MORPHOLOGIQUE EN DEFORMATION PLASTIQUE

La déformation plastique des grains est un phénomène produit sous l'influence des contraintes externes et se manifeste sous deux formes principales : le glissement et le maclage [7]. Les facteurs principaux qui affectent la déformation plastique, par glissement ou par maclage sont :

- La température ;
- La taille des grains ;
- Le taux de déformation.

La déformation entraîne une modification de la microstructure. Les grains changent de forme et des sous-joints de grains apparaissent. La création de ces sous-joints est liée à l'incorporation des dislocations créées. Les dislocations non absorbées par les joints tendent à s'arranger par glissement suivant des plans cristallins précis, dans des configurations minimisant l'énergie totale. Ce phénomène est produit des parois de dislocations qui délimitent des cellules de matière à faible

densité de dislocations. La figure I.10 montre l'évolution de la microstructure durant la déformation par un essai de traction.

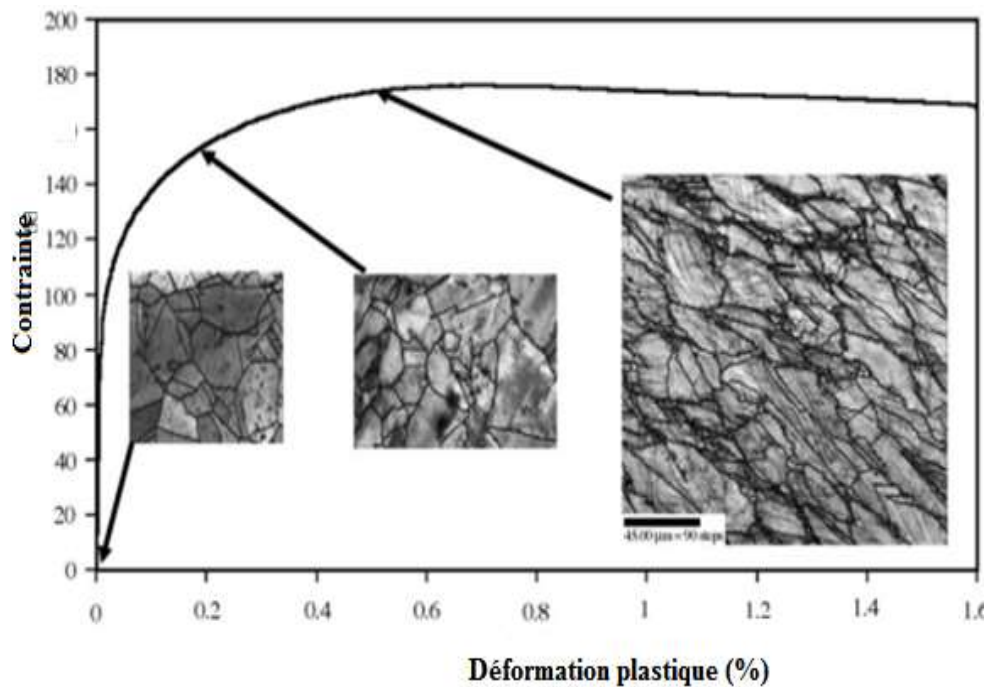


Figure I.10. Evolution morphologique en déformation plastique d'un matériau poly-cristallin.

Dans un polycristal, les grains ne sont pas tous orientés de la même manière par rapport aux directions de sollicitation. En conséquence, ils subissent des rotations différentes et les sous-structures qu'ils développent varient d'un grain à l'autre. L'activité de glissement peut même varier à l'intérieur d'un grain, induisant plusieurs rotations dans un même grain et donc, des micro-hétérogénéités de déformation et de densité de dislocations.

I.6.1. Déformation des monocristaux

I.6.1.1. Stades de la déformation plastique des monocristaux

D'après la figure I.11, on remarque que dans le cas d'un monocristal, il ya trois stade de déformation plastique représentées par :

- Un glissement facile et consolidation faible (stade I) ;
- Un durcissement linéaire et augmentation rapide de la contrainte (stade II) ;
- Un durcissement parabolique associé à un taux de consolidation décroissant avec la déformation (stade III).

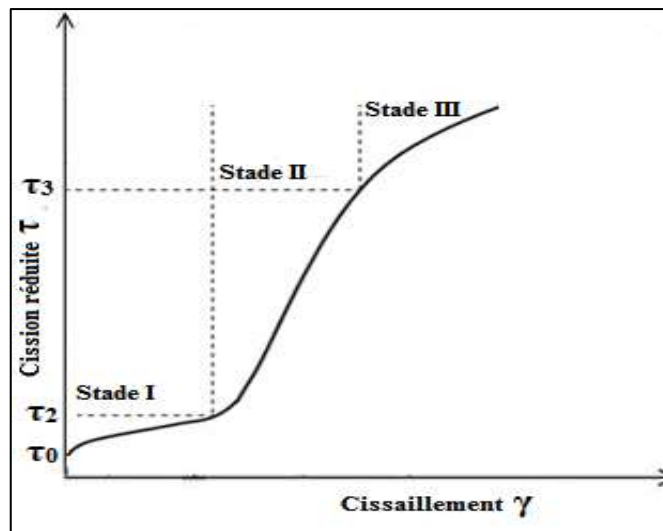


Figure I.11. Présentation des trois stades de déformation plastique d'un monocristal [8-9].

La figure I.12 montre les différents stades de déformation plastique pour les différentes structures cristallographiques CC, CFC et HC en fonction de températures de déformation.

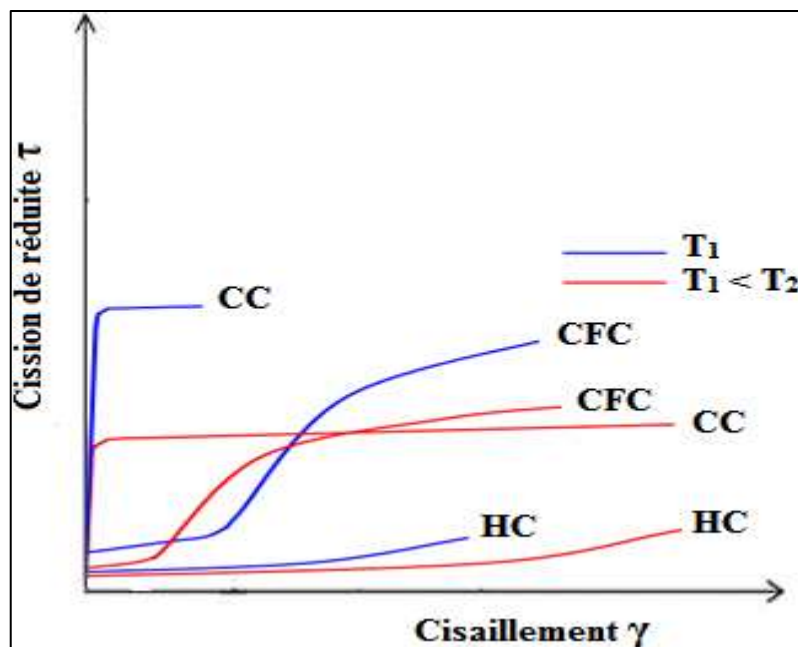


Figure I.12. Comparaison schématique des courbes d'érouissage d'un monocristal pour les différentes structures et à deux températures différentes [10].

D'après la figure I.12, On peut conclure que :

- Les cristaux CFC se caractérisent par une faible cession critique et une forte consolidation, après un court stade de glissement simple.

- Les cristaux ayant une structure cristalline cubique centrée (CC) ont une forte cession critique mais durcissent peu par écrouissage.
- Les cristaux hexagonaux sont caractérisés par une cession critique et une consolidation faible, ils peuvent se déformer considérablement par glissement simple.

I.6.2. Hétérogénéité de la déformation plastique :

La déformation plastique est une déformation irréversible qui se produit à la suite du stockage, du mouvement et de la formation de dislocation. Les dislocations stockées sont distribuées à travers les métaux et en fonction de plusieurs paramètres, liés au matériau ainsi qu'au procédé de déformation.

Le mouvement des dislocations affecte les caractéristiques des structures de déformation car il existe des paramètres qui affectent le mouvement des dislocations, Ces paramètres ont été discutés en détail par plusieurs chercheurs [11-12].

En fonction de l'échelle, l'hétérogénéité de la déformation plastique est généralement divisée en deux types :

I.6.2.1. Hétérogénéité au niveau microscopique

L'hétérogénéité au niveau microscopique est liée par :

- La nature de l'échantillon ;
- Texture cristallographique et taille de grains ;
- Paramètres du procédé de déformation (taux et température de déformation, etc.).

I.6.2.2. Hétérogénéité au niveau macroscopique

L'hétérogénéité au niveau est liée à la géométrie du processus de déformation et plus précisément sur les gradients dans la déformation imposée par chaque type de procédé.

I.6.3. Plasticité des monocristaux

I.6.3.1. Loi de Schmid

Considérons un cylindre monocristallin, de section S_0 , soumis à une force F en traction simple, la normale N au plan de glissement fait un angle λ avec l'axe de la force F et la direction de glissement fait un angle μ avec le même axe (figure I.4).

Le glissement se produit dans les plans denses qui subissent une contrainte de traction, cette dernière va créer des contraintes de cisaillement τ dite de cession dans des plans inclinés [13]. On écrit donc l'équation de contrainte résolue :

$$\tau = (F/S_0) \cos \lambda \cos \mu \quad (\text{I.1})$$

$$\tau = \sigma \cos \lambda \cos \mu \quad (\text{I.2})$$

$$m = \cos \lambda \cos \mu \quad (\text{I.3})$$

m : s'appelle le facteur de Schmid pour le système de glissement.

Considéré, sa valeur est comprise entre 0 et 0,5 pour un tenseur de cisaillement pur de contrainte σ .

La loi de Schmid énonce que :

- Le facteur de Schmid de plus élevé contient un système de glissement activé.
- Le glissement commence dès que la scission projetée τ atteint une valeur critique τ_c appelée scission projetée critique [14].

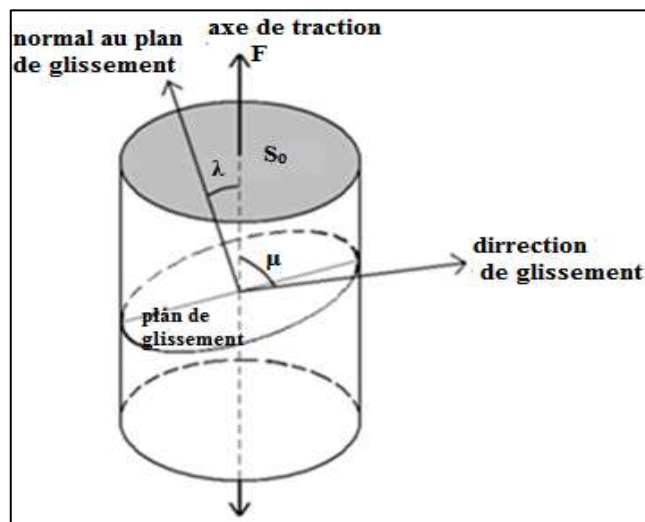


Figure I.12. Schéma illustrant la loi de Schmid.

I.6.3.2. Système de glissement :

Le système de glissement est défini par des plans de glissement se révèlent presque toujours être les plans de plus forte densité d'atome et les directions de glissement sont les directions cristallographiques les plus denses.

La figure I.13 représente les différents systèmes de glissements dans le cas des matériaux de structure cubique centré dans les directions $[111]$, $[112]$, $[110]$, $[100]$. Ces directions sont associées aux différents plans des glissements : $\{110\}$, $\{112\}$, $\{123\}$, $\{110\}$ et $\{111\}$

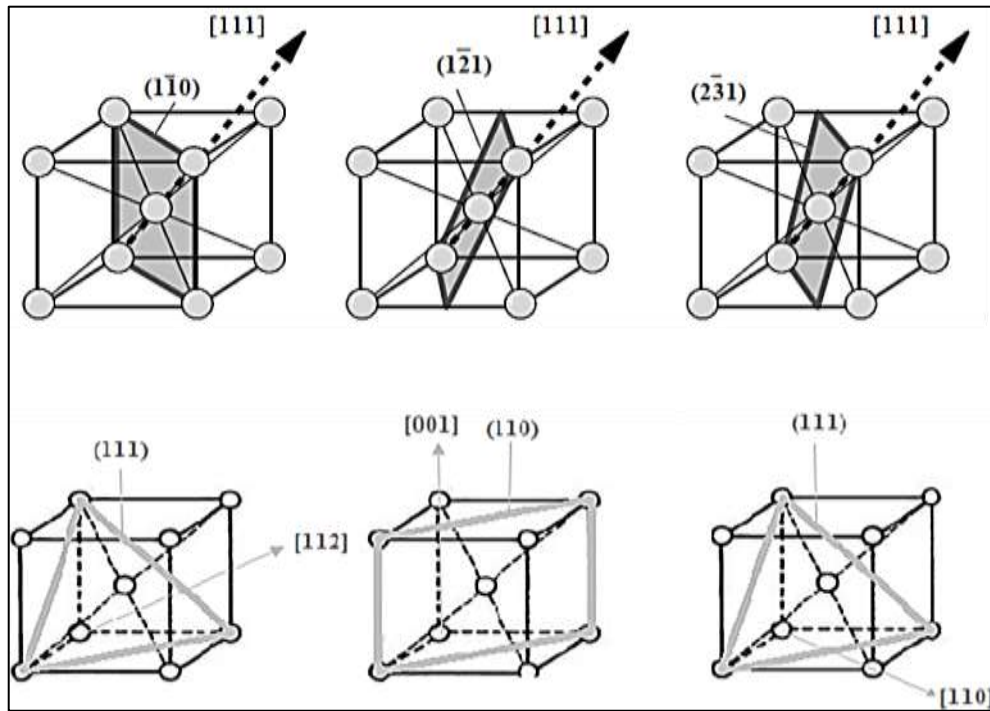


Figure I.13. Systèmes de glissement des matériaux de structure cubique [16].

Le tableau I.1. représente les systèmes de glissement des matériaux des différent structure.

Dans les matériaux de structure CC, On remarque que le glissement est produit dans les directions les plus denses $\langle 111 \rangle$, mais dans différentes familles de plans contenant ces directions telles que : $\{110\}$, $\{112\}$ et $\{123\}$, le choix du plan de glissement est influencé par la température de déformation [15].

Dans les matériaux de structure CFC, le glissement est produit dans les plans les plus dense suivant les directions les plus dense. Le plan de glissement (111) et ses trois directions possibles du glissement. Tous glissement dans la direction $[011]$ peut cependant être obtenu par une combinaison de glissement dans les directions $[110]$ et $[101]$ [17].

Structures	Systèmes de glissement	
	plans	directions
CFC	{111}	<110>
CC	{110} {112} {123}	<111>
HC	{0001} {1010} {1011} {1122}	<1120 > <1120 > <1120 > <1123 >

Tableau I. 1. Systèmes de glissement des différentes structures.

I.6.3.3. Maclage

Le maclage est un mode de déformation observé classiquement dans les métaux, les macles sont des défauts dans l'ordre d'empilement des couches dense d'atomes. Le maclage joue un rôle important dans la déformation plastique. Le maclage se trouve surtout dans les matériaux dont le nombre de symétrie est réduit. Une partie du cristal est cisailée entre deux plans qui vont former les interfaces avec la partie non déformée. Le réseau maclé prend une orientation symétrique par rapport au réseau non maclé figure I.14. Le plan de symétrie sera le plan de maclage [18].

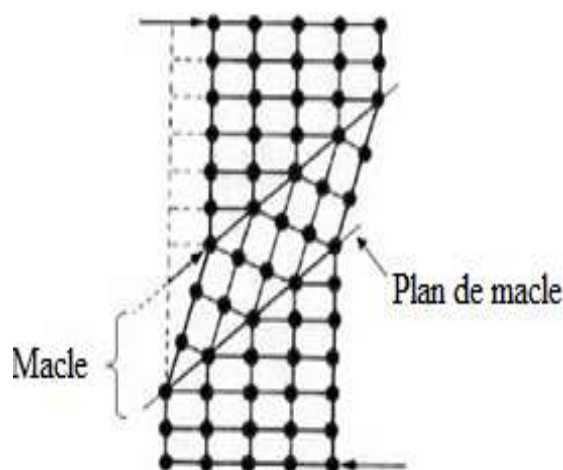


Figure I.14. Formation d'une macle par déformation plastique.

Lors de la déformation par maclage les atomes subissent donc une translation par cisaillement du réseau parallèlement au plan de macle et selon une direction dite direction de

maillage. Le tableau I.2 montre les systèmes de maillage pour les différentes structures des matériaux [19].

Structure cristalline	Direction de macle	Plan de macle
CFC	$\langle 11\bar{2} \rangle$	$\{111\}$
CC	$\langle 1\bar{1}1 \rangle$	$\{112\}$
HC	$\langle 10\bar{1} \rangle$	$\{10\bar{1}2\}$

Tableau I.2 : les systèmes de maillage pour différentes structures [20].

I.7. MISE EN FORME DES TOLES MINCES

I.7.1. Essai de traction

Un essai de traction est une expérience physique qui permet d'obtenir des informations sur le comportement élastique, le comportement plastique et le degré de résistance à la rupture d'un matériau. Cet essai est caractérisé par sa facilité de mise en œuvre.

I.7.1.1. Principe de l'essai

L'essai consiste à soumettre une éprouvette à un effort de traction, de façon progressive, dont l'intensité varie de 0 jusqu'à F généralement jusqu'à la rupture dans le but de définir une ou plusieurs caractéristiques mécaniques.

I.7.1.2. Courbe de consolidation

La figure montre un diagramme de traction qui permet de déterminer :

- Le module de Yong E : donné par la pente du domaine élastique du diagramme contrainte-déformation.

$$E = d\sigma/d\varepsilon \text{ (Mpa)} \quad (\text{I.4})$$

- La limite d'élasticité : la contrainte à partir de laquelle un matériau arrête de se déformer d'une manière élastique réversible et commence donc à se déformer de manière irréversible

- La résistance à la traction : se définit comme la contrainte maximale atteinte durant l'essai de traction.

$$R_{\max} = F_{\max} / S_0 \text{ (Mpa)} \quad (\text{I.5})$$

Où R_{max} : Résistance maximale.

- L'allongement à la rupture : que l'on peut lire sur le diagramme ou sur l'éprouvette rompue.

$$A\% = 100. (l_f - l_0) / l_0 \tag{I.6}$$

Où l_f ; longueur de l'éprouvette reconstituée après rupture.

- Striction à la rupture

$$Z\% = 100. (S_0 - S_f) / l_0 \tag{I.7}$$

Où S_f est la section minimale de l'éprouvette après rupture.

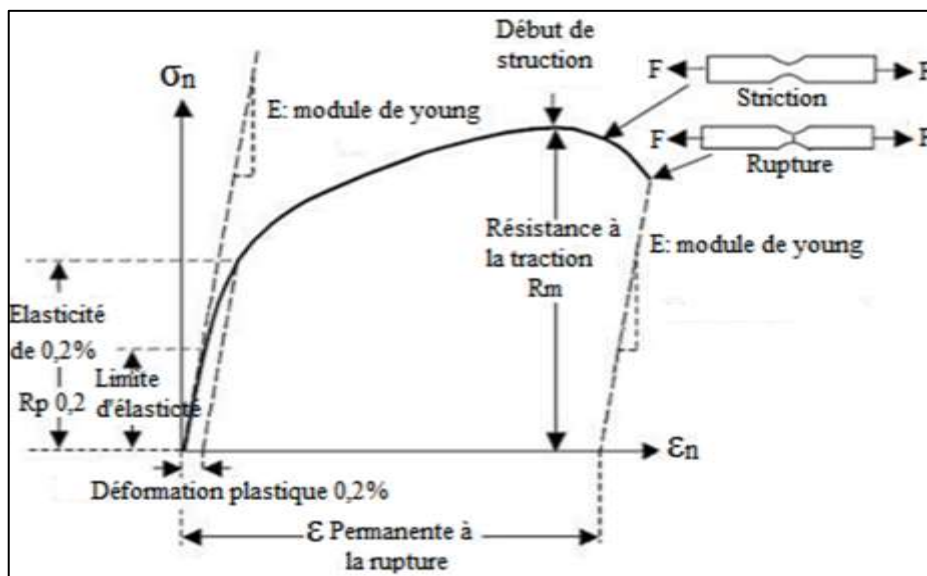


Figure I.15. Courbe d'une traction.

I.8. NATURE DES DEFORMATIONS DANS L'EMBOUTISSAGE ET IMPORTANCE DE L'ANISOTROPIE PLASTIQUE

I.8.1. Définition

L'emboutissage est un procédé de fabrication qui consiste à mettre en forme une pièce de métal, des feuilles minces appelés tôles, à l'aide d'une presse à emboutir d'une force puissance. Il est très utilisé dans l'automobiles métalliques, des appareils électroménagers et pièces mécaniques.

I.8.2. Principe :

Le principe est fondé sur la déformation plastique du matériau, déformation consistant en une expansion ou un rétreint de la tôle pour former la pièce.

L'emboutissage est pratiqué par des machines d'emboutissage de forte puissances munies, d'outillages spéciaux :

- Une matrice, en creux, épouse la forme extérieure de la pièce.
- Un poinçon, en relief, épouse sa forme intérieure en réservant l'épaisseur de la tôle.
- Une serre flan entoure le poinçon, s'applique contre le pourtour de la matrice et sert à coincer la tôle pendant l'application du poinçon.

L'opération de l'emboutissage des tôles minces est comporté cinq étapes.

- ✓ **Etape 1** : Le poinçon est fixé, le serre flan et la matrice sont relevés. La tôle à emboutir est posée sur le serre flan ;
- ✓ **Etape 2** : La matrice descend et vient serrer le pourtour de la tôle sur la serre flan ;
- ✓ **Etape 3** : La tôle étant maintenue, (avec glissement possible entre le serre-flan et la matrice) elle vient épouser la forme du poinçon ;
- ✓ **Etape 4** : On relève la matrice et la pièce reste formée au fond de la matrice ;
- ✓ **Etape 5** : L'éjecteur libère la pièce, qui vient se poser formée sur la serre flan en position relevé. La pièce sera ensuite détournée.

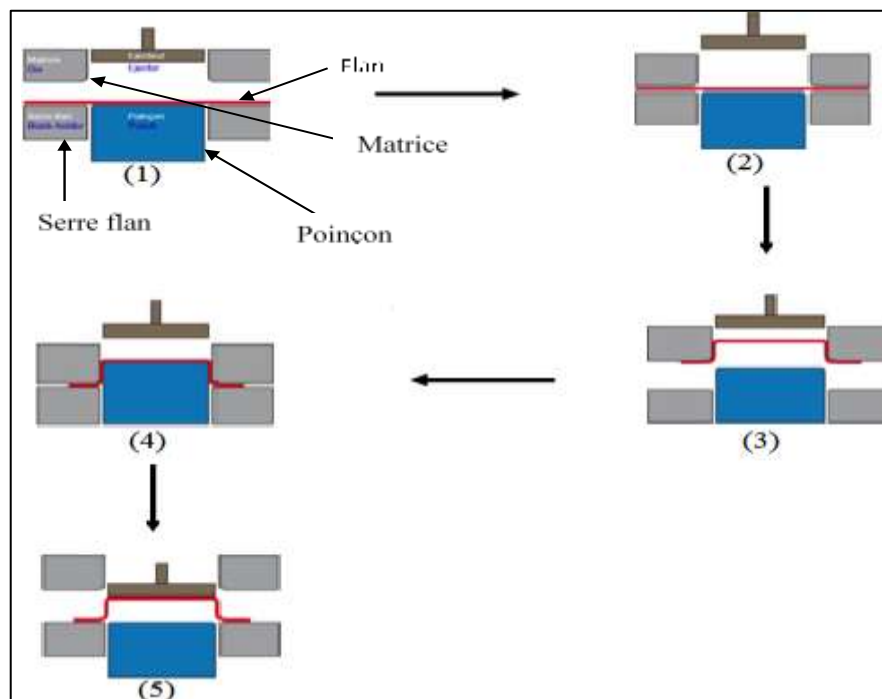


Figure I.16. Etapes de l'emboutissage des tôles minces.

I.9. ANISOTROPIE DE COMPORTEMENT MECANIQUE DES TOLES MINCES

I.9.1. Influence de la texture cristallographique

La texture cristallographique d'un matériau est la connaissance des différentes distributions d'orientations cristallines existantes dans le matériau.

La texture cristallographique se définit comme étant l'orientation Oxyz des cristallites par rapport à l'orientation Oxyz de l'échantillon, cette description est seulement statistique, car elle est impossible à définir.

I.9.2. Représentation de l'orientation cristallographique des matériaux poly-cristallin

La représentation de la texture est généralement donnée par l'orientation des cristallites par rapport à un référentiel lié à l'échantillon. Appelons (DL, DT, DN) les trois directions orthogonales définissant ce référentiel. Dans le cas d'une tôle laminée, DL est la direction de laminage de la tôle, DT la direction transverse et DN la direction normale au plan de laminage (DL, DT) figure I.17 [22].

Le référentiel lié au cristallite (Oxyz) est déterminé en fonction de la symétrie cristallographique. Pour une symétrie cubique, on associe à chaque cristallite le trièdre Oxyz tel que $Ox \parallel [100]$, $Oy \parallel [010]$ et $Oz \parallel [001]$. L'orientation du cristallite est définie par la rotation g qui permet d'amener en coïncidence, à une translation près, le référentiel Oxyz avec celui lié à l'échantillon.

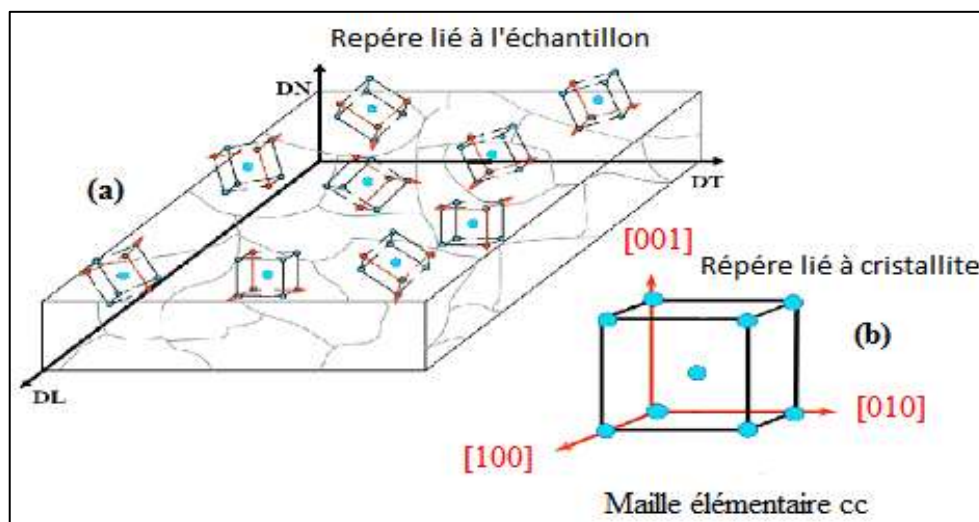


Figure I.17. (a) Repères pour la mesure de la texture cristallographique, (b) orientation du cristallite de l'échantillon.

Plusieurs méthodes de paramétrage de cette rotation sont utilisées : matrice de transformation des coordonnées, angles d'Euler, représentation par les indices de Miller. Ces deux dernières représentations des orientations sont les plus couramment utilisées en métallurgie.

I.9.2.1. Indices de Miller

Dans un réseau cristallin de maille cubique de paramètre a , (hkl) représente l'ensemble des plans réticulaires parallèles et équidistants, qui coupent les axes de réseau cristallin respectivement à des distances a/h , a/k , a/l . Une direction cristallographique est notée $[uvw]$ où u , v , w sont les coordonnées du vecteur directeur de cette direction dans le repère du cristal.

L'orientation cristallographique des cristallites représentée par les indices de Miller est décrite par:

- La détermination du plan cristallographique $\{hkl\}$ parallèle au plan de laminage (DL, DT).
- La donnée de la direction cristallographique $\langle uvw \rangle$ parallèle à la direction de laminage (DL).
- Les orientations sont notées $g = \{hkl\}\langle uvw \rangle$ où (h, k, l, u, v, w) sont les indices de Miller).

I.9.2.2. Angle d'Euler

I.9.2.2.1. Espace d'Euler

Les angles d'Euler $(\varphi_1, \varphi, \varphi_2)$ figure I.18, définissent la rotation g qui amène le référentiel associé à la tôle $\{S\} = (DL, DT, DN)$ en coïncidence avec le référentiel associé au grain $\{C\} = ([100], [010], [001])$ pour un réseau de symétrie cubique. Cette rotation g est le produit de trois rotations indépendantes :

- Une rotation d'angle φ_1 autour de DN;
- Une rotation φ autour de DL, symétrique de DL par la rotation d'angle φ_1 ;
- Une rotation d'angle φ_2 autour de l'axe 001, image de DN par la rotation φ .

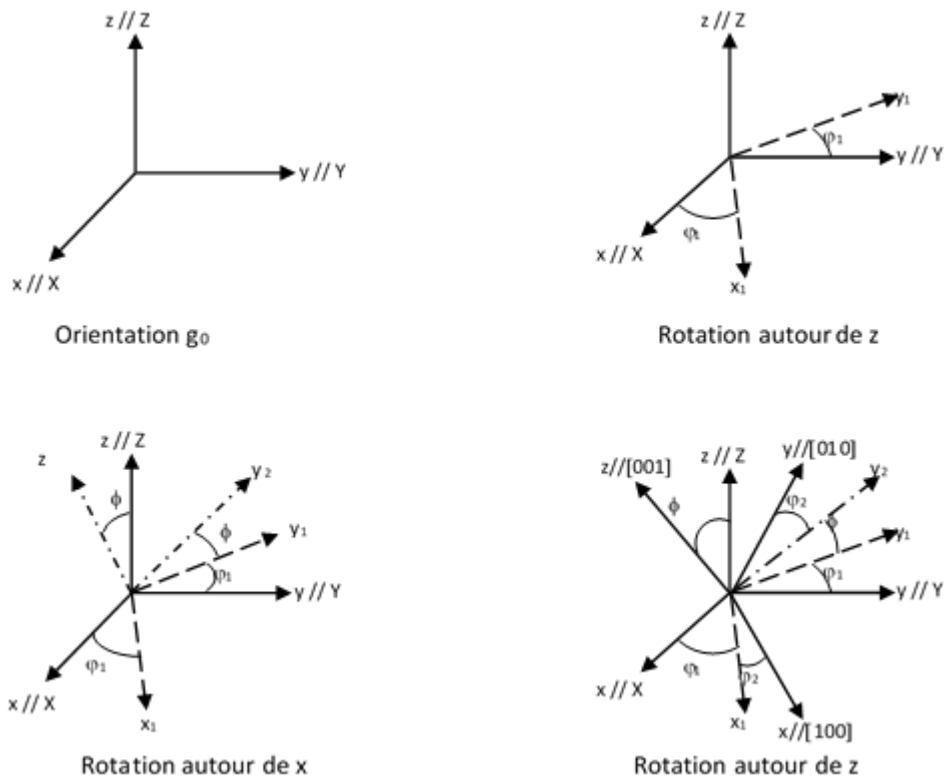


Figure I.18. Définition des angles d’Euler ($\varphi_1, \varphi, \varphi_2$) orientant un grain dans une tôle mince.

Les trois angles ($\varphi_1, \varphi, \varphi_2$) qui décrivent une orientation sont utilisés comme coordonnées d'un espace à trois dimensions, où chaque point représente une orientation. Cette représentation est difficile à lire, c'est pourquoi on préfère représenter la ‘Fonction de Distribution des Orientations Cristallines ‘ (F.D.O.C.). La texture cristallographique étant une grandeur statistique, on peut définir la fonction de distribution des orientations cristallines $f(g)$ comme étant la fraction dV du volume V présentant l'orientation g à (dg) près :

$$\frac{dV}{V_0} = F(g)dg \tag{I. 7}$$

Cette fonction est positive et normée à pour des orientations cristallines aléatoires, à chaque orientation correspond une même fraction volumique ; on a donc $F_{aléatoire}(g) = 1$. La fonction de densité est donc normalisée en multiples de la densité aléatoire et l’unité utilisée est alors le m.r.d. (multiples of the random density). La FDOC est donc une fonction tridimensionnelle représentée dans l’espace d’Euler par des surfaces d’isodensité construites à partir des densités $f(g)$ associées à chaque point ou orientation g ($\varphi_1, \varphi, \varphi_2$). 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, de visualiser

les textures de fibres (ensemble continu, etc..) et de quantifier les fractions volumiques des composantes de texture [23].

La rotation $(\varphi_1, \varphi, \varphi_2)$, définie dans l'espace d'Euler, permet le passage du référentiel échantillon (DL, DT, DN) au référentiel cristal (100, 010, 001), avec :

$$0 < \varphi_1 < \pi/2 \quad 0 < \varphi < \pi/2 \quad 0 < \varphi_2 < \pi/2.$$

Ces calculs permettent d'associer une intensité de la FDOC en chaque point $(\varphi_1, \varphi, \varphi_2)$ de l'espace d'Euler. En pratique, on représente des courbes d'iso-densité sur des coupes de l'espace d'Euler.

La détermination des différentes rotations (g) dans la distribution des orientations de grains, autrement dit la caractérisation de la texture du matériau, est obtenue à partir des figures expérimentales :

Les équations ci-dessous, définissent les relations qui permettent de calculer h, k, l, u, v et w en fonction de $\varphi_1, \varphi, \varphi_2$ et réciproquement :

$$h = n \sin \varphi \sin \varphi_2 \tag{I.9}$$

$$k = n \sin \varphi \cos \varphi_2 \tag{I.10}$$

$$l = n \cos \varphi \tag{I.11}$$

$$u = n' (\cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \varphi) \tag{I.12}$$

$$v = n' (-\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \varphi) \tag{I.13}$$

$$w = n' (\sin \varphi_2 \sin \varphi) \tag{I.14}$$

n et n' sont des facteurs pour obtenir des entiers.

$$\varphi_1 = \arcsin \left[\frac{w}{\sqrt{v^2 + w^2 + u^2}} \right] \sqrt{\frac{h^2 + k^2 + l^2}{h^2 + k^2}} \tag{I.15}$$

$$\varphi_2 = \arcsin \frac{k}{\sqrt{h^2 + k^2}} = \arcsin \frac{h}{\sqrt{h^2 + k^2}} \tag{I.16}$$

$$\varphi = \arcsin \frac{l}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \tag{I.17}$$

Pour faciliter la lecture des différentes F.D.O.C. de ce paragraphe, la figure I.19 montre une description sur la détermination des différentes orientations des grains par la coupe de la FDOC à $\varphi_2 = 45^\circ$.

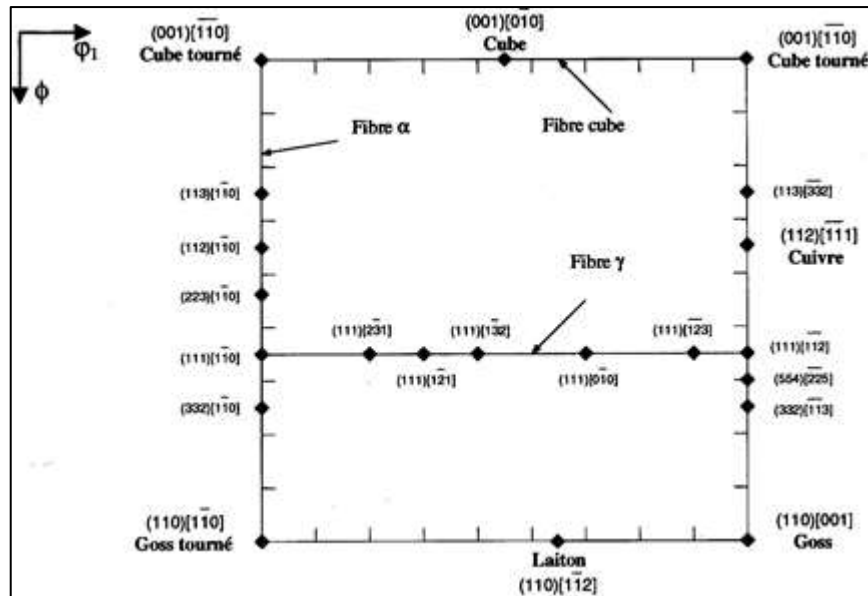


Figure I.19. Orientations idéales représentées sur la coupe $\varphi_2 = 45^\circ$ de l'espace d'Euler.

I.9.3. Projection stéréographique

I.9.3.1. Figure de pôles directes

Les figures de pôles directes sont la méthode de représentation la plus utilisée. Elles ne fournissent pas une description complète des orientations préférentielles, mais elles sont le moyen le plus direct de représenter les résultats.

La figure de pôles est la représentation stéréographique de la répartition des normales à un ensemble de plans réticulaires $\{hkl\}$ dans toutes les cristallites d'un échantillon métallique : on amène par une translation un élément cristallin de volume unité au point O (figure I. 19) ; on trace les normales aux plans $\{hkl\}$ choisis (ici les plans $\{100\}$) ; elle percent la demi sphère de référence en $P_1, P_2, \dots P_n$. Ce sont les pôles des plans réticulaires étudiés. Si l'on recommence avec tous les éléments de volume du métal, on obtient la figure de pôles $\{hkl\}$.

Comme il existe plusieurs directions cristallographiques équivalentes pour une direction $\langle hkl \rangle$, il existe plusieurs pôles associés à cette direction sur la projection stéréographique. Chaque point sur la projection stéréographique correspond à plusieurs orientations cristallines, car une rotation autour de la direction $\langle hkl \rangle$ ne modifie pas le pôle sur la projection. La figure I.20 montre un exemple sur la projection stéréographique des grains sous différents plans cristallographiques.

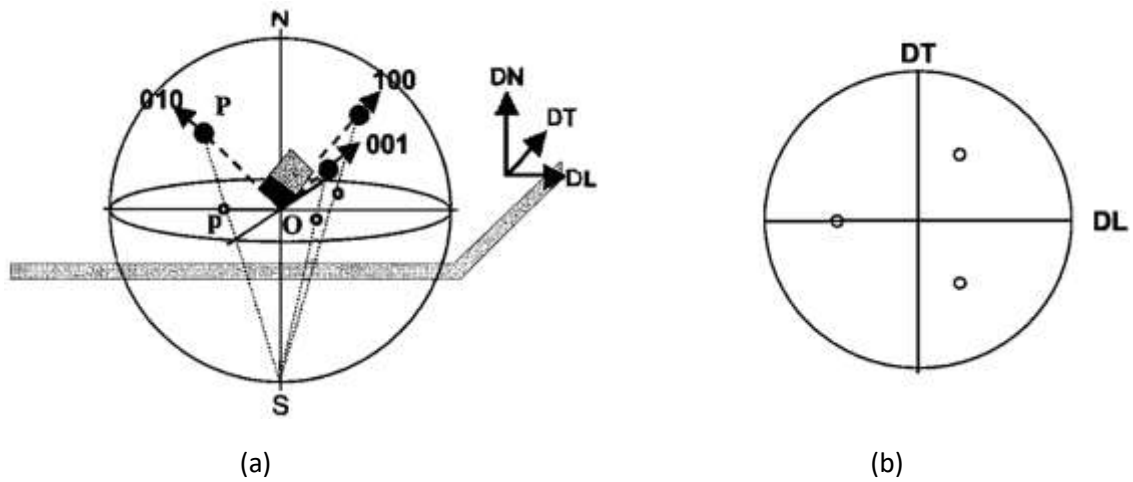


Figure I.19. (a) Projection stéréographique des axes cristallographique [100] de l'orientation (111) <112>, (b) figure de pôle (100).

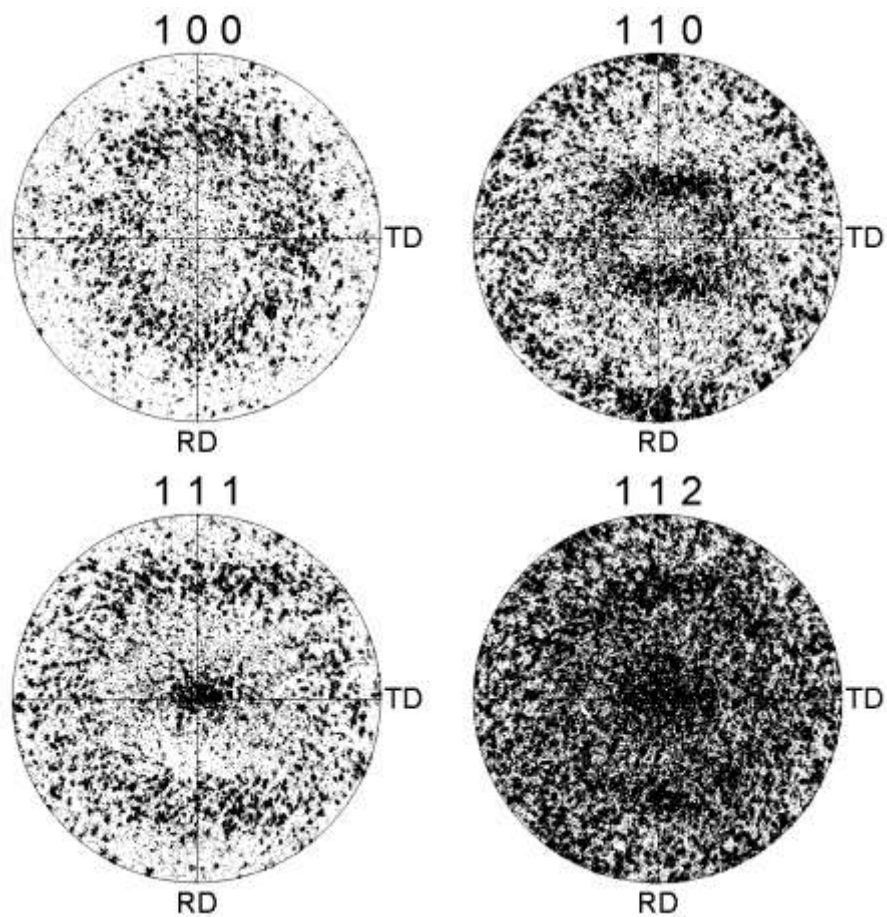


Figure I.20. Figures de poles directes (100), (110), (112) et (111) d'une tôle d'acier texturée.

I.9.3.2. Figure de pôles inverses

Une figure de pôles inverse est la distribution, sur une projection stéréographique liée au cristal, de la densité de pôles des différentes familles de plans $\{hkl\}$ dans une direction donnée de l'échantillon. La symétrie du système cubique implique la possibilité d'une représentation dans le triangle stéréographique standard $[001] [011] [111]$. La méthode la plus satisfaisante pour représenter une texture de fibre (texture possédant un axe de révolution, comme celle de notre matériau) est la figure de pôles inverse. La figure I.21 montre une description d'une figure de pôle inverse $[100]$. La figure I.22 montre un exemple d'une projection stéréographique sur les figures de pôles inverses $[100]$ et $[001]$ d'une tôle d'acier doux texturée.

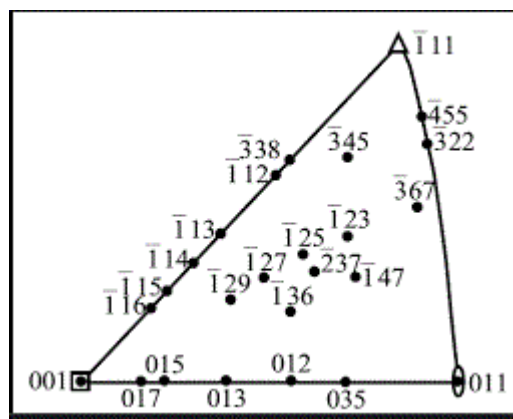


Figure I. 21. Description d'une figure de pôles inverse.

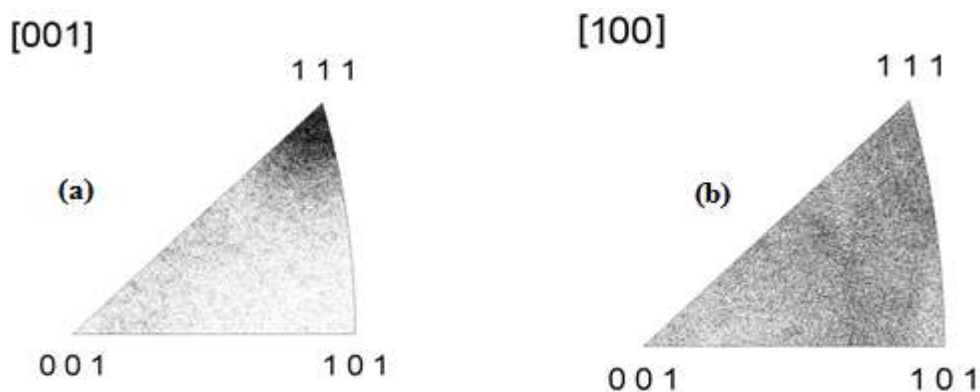


Figure I.22. (a) Distribution des plans diffractés, (b) distribution des directions des grains diffractés.

Refirences bibliographique

- [1] M.-H. Matchon, « Caractérisation des textures par diffraction neutronique », Laboratoire léon Brillouin, CEA-CNR, Bat. 563, France, Collection SFN9 (2008)
- [2] A. Ayad, Mémoire de magister en physique du solide, Option métallurgie Université Mentouri-Constantine.
- [3] B. Jaoul, « Etude la plasticité et application aux métaux » , Dunod Ed. Paris, (1995)
- [4] J.W.Cahn, Acta Met, 10 789 (1962).
- [5] R. D. Doherty. D. A. Hughes, F. J. Humphreys, J.J Jonas, D. juul Jensen, Materials Science and Engineering, Vol A238, 219 (1997).
- [6] P.G.Schewmon, Transformations in metals, MC.Grow-Hill, New York, p.118, (1969).
- [7] D. Goran, «Hétérogénéité de la déformation plastique des monocristaux de nickel déformés à froid par ECAE», Thèse de doctorat , Université de Metz, (2007).
- [8] J. Diehl, Z. Metall., vol.47, pag.331, (1956).
- [9] A.D. Rollet, «Strain Hardening at Large Strains in Aluminium Alloys», Thèse de doctorat, Drexel University, Los Alamos Nat. Lab., Los Alamos, N.M., (1988).
- [10] F. Qods, « Comportement mécanique des métaux poly-cristallins aux grandes déformations en torsion ; expériences et simulations », Thèse de doctorat, Université Paul Verlaine de Metz.
- [11] N. Hansen, X. Huang, D.A. Hughes, Materials Science and Engineering, A 317, 3 –11, 2001;
- [12] B. Bay, N. Hansen, D.A. Huges and D. Kuhlmann-Wilsdorf, Acta Materialia, 40, No. 2, 205, 1992;
- [13] M. Dipeux, « Science des matériaux », Edition 3, Editeur Dunody, paris, (2004).
- [14] Schmid.E. Proc. Int. Con.APPL. Mech. P 342, Delft (1924)
- [15] Humphreys.F.J et Hatherly .M. "Recrystallization and related annealing phenomena". Pergamon (1995).
- [16] Jean-Philippe MATHIEU, « analyse et modélisation micromécanique du comportement et de la rupture fragile de l'acier 16mnd5 : prise en compte des hétérogénéités microstructurales », thèse de doctorat, l'école nationale supérieure d'arts et métiers, (2006).

- [17] B. Beausir, « Plasticité cristalline des matériaux hexagonaux sous cisaillement application au magnésium », Thèse de Doctorat, l'Université Paul Verlaine et de Université de sherbrooke, (2007).
- [18] G. Benchabane, Les mécanismes de recristallisation et de croissance des grains dans les métaux et alliages métalliques légers, Thèse de Doctorat, Université Mohamed Kheider Biskra, (2009).
- [19] Philibert J. A. Vignes, Y. Bréchet, P. Combrade, Métallurgie de minerai au matériau, Ed. Masson, Paris (1998).
- [20] Z. Chen, Relation microstructure et propriété mécanique des films de zro2 obtenus par MOCVD, Thèse de docteur en sciences, Université de paris-sud, (2011).
- [21] H. Mathon, Caractérisation des textures par diffraction neutronique, EDP Sciences, Les Ulis, (2008).

CHAPITRE -II-

MATERIAUX ET TECHNIQUE

D'ANALYSE

Chapitre -II-

Matériaux et Techniques d'analyses

Ce chapitre est consacré à la présentation des matériaux étudiés et les techniques expérimentales utilisées. Quelques notions générales sur les paramètres qui caractérisent la déformation plastique locale du matériau sont introduites

II.1. INTRODUCTION

Les tôles d'acier calmé à l'aluminium sont connues depuis plus de vingt ans comme possédant une bonne aptitude à la déformation plastique et un grain allongé. Ce sont Whiteley et Wise qui ont les premiers montré que la présence d'aluminium influençait l'emboutissabilité à travers une action sur la texture cristallographique de ces tôles [1].

Afin de bien comprendre le choix des tôles utilisées, ainsi que les traitements thermomécaniques qui leur ont été appliqués, nous présentons dans ce premier paragraphe les étapes métallurgiques importantes lors de l'élaboration de tôles minces destinées à la mise en forme. Nous détaillerons tout particulièrement les caractéristiques métallurgiques nécessaires à leur obtention.

De nombreux travaux ont permis de souligner les étapes nécessaires à la préparation de ces tôles. Ces étapes sont :

II.2. ETAPES THERMOMECHANIQUE DES TOLES MINCES

En considérant le schéma présenté sur la figure II.1, qui récapitule les principales étapes du cycle thermomécanique des tôles minces destinées à la mise en forme, nous allons décrire les phénomènes métallurgiques importants qui s'y produisent.

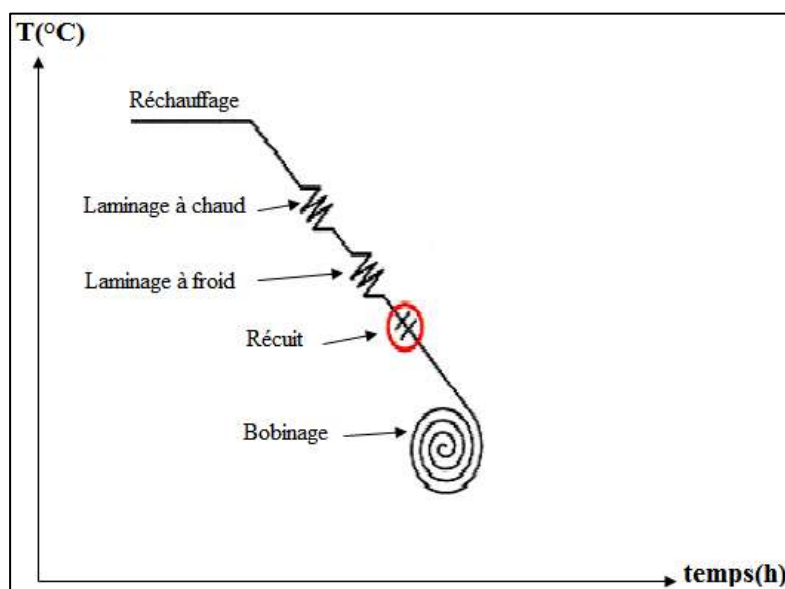


Figure II.1. Cycle thermomécanique des tôles minces destinées à la mise en forme.

II.2.1. Réchauffage

La première étape consiste à réchauffer le métal (généralement vers 1250°C), il permet de créer une microstructure austénite de taille de grain homogène, de remettre en solution les précipités et d'homogénéiser les ségrégations qui ont pu apparaître lors de la solidification. La température de

réchauffage est ainsi choisie de façon à atteindre une remise en solution complétée des éléments métallique. Une des conséquences métallurgiques de la dissolution des précipités est la croissance du grain lors du réchauffage. En effet, les précipités bloquent le mouvement des joints de grains ; au fur et à mesure que les précipités se dissolvent les joints retrouvent leur mobilité et les grains peuvent croître.

II.2. 2. Laminage à chaud

Le laminage s'effectue classiquement dans le domaine austénitique. On peut le décrire comme une succession de passes pendant lesquelles le métal est écroui et la structure de l'acier évolue.

On distingue deux étapes lors du laminage :

- Le train dégrossisseur : son rôle est de réduire l'épaisseur de l'échantillon et permet également d'affiner la structure de l'alliage.
- Le train finisseur : il est chargé de produire une tôle d'épaisseur donnée et éventuellement d'assurer une structure déformée et recristallisée. La figure II.2 montre une installation de laminage à chaud utilisé dans les traitements thermomécaniques des tôles minces destinées à l'emboutissage.

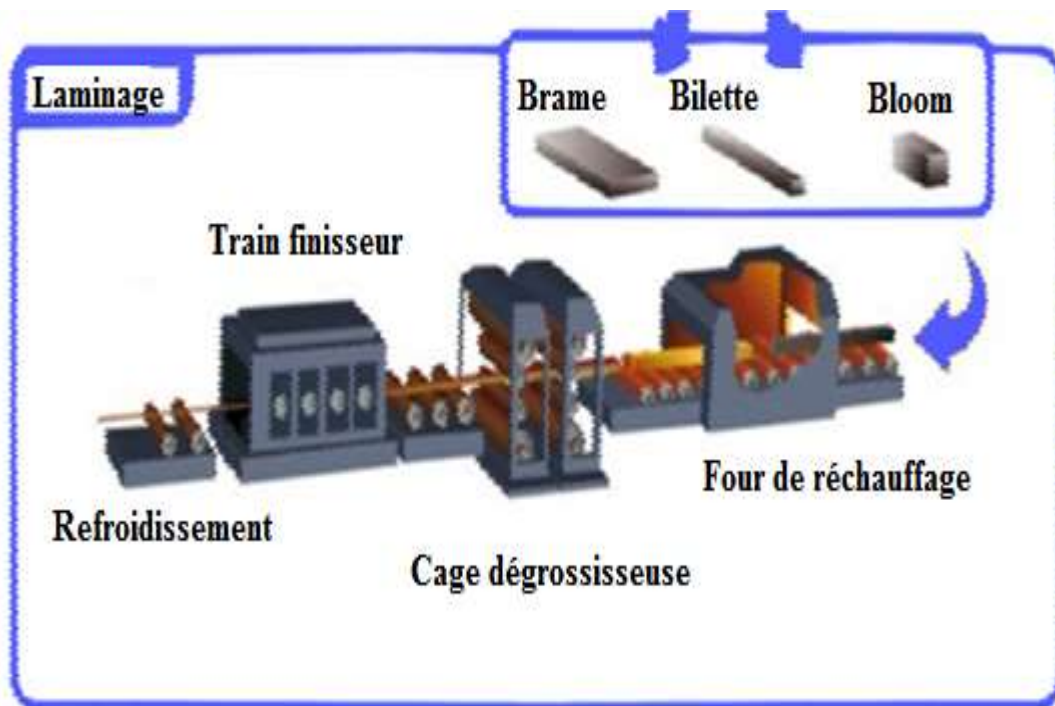


Figure II.2. Installation de laminage à chaud.

II.2.3. Laminage à froid

Le laminage à froid est un processus utilisé avant de passer un alliage à une température de recristallisation. Le processus débute par une phase de déformation à froid qui provoque un durcissement et une perte de ductilité. Ce phénomène est contrecarré par un traitement thermique qui est le recuit de recristallisation. Il permet de redonner au métal ses propriétés métallurgiques par une fixation d'une taille optimale de grain recristallisé, déterminante du niveau de la limite d'élasticité.

II. 2.4. Recuit

Le recuit est un traitement thermique utilisé pour l'obtention d'un état proche de l'équilibre thermodynamique, c'est-à-dire la restauration des propriétés originales du matériau. Ce procédé se déroule dans une atmosphère protégée pour prévenir l'oxydation de la surface métallique. Par exemple, quand on fabrique des carrosseries d'automobile, une tôle obtenue par laminage à froid sera trop résistante et pas assez ductile pour pouvoir être emboutie. Dans un tel procédé de fabrication, les déformations plastiques peuvent atteindre 50 %. Si une tôle laminée à froid est utilisée par l'emboutissage, il y a des risques de déchirure de la tôle et la capacité des presses d'emboutissage devrait être doublée ou triplée.

Le recuit a donc pour but, séparément ou simultanément :

1- de supprimer les effets :

- De la solidification ;
- D'une déformation plastique ;
- D'une soudure ;
- D'un traitement thermique antérieur.

2- de faciliter l'usinage, en diminuant la dureté du métal aux points durcis par un refroidissement trop rapide après forgeage (recuit complet).

3- de supprimer les contraintes propres, susceptibles de distordre la pièce quand, par suite de l'usinage, certaines parties du métal exerçant une contrainte sur le reste de la pièce viennent à disparaître (recuit de détente).

4- d'affiner la structure du métal surchauffé par les hautes températures nécessaires pour le forgeage (recuit de régénération).

5- de détruire l'écrouissage consécutif à un forgeage terminé à température relativement basse (recuit de recristallisation)

6- de provoquer la formation de structures favorables à l'usinage ou à la déformation à froid.

7- d'atténuer l'hétérogénéité de la composition chimique.

Le recuit comporte un chauffage et un maintien à une température égale ou supérieur à 550°C suivi d'un refroidissement généralement lent. Cela dit, on distingue divers types de recuits, soit des recuits d'homogénéisation, de régénération, d'adoucissement, de détente, de sphéroïdisation, de normalisation, de recuit total, etc.

Suivant les effets à réaliser, on peut distinguer plusieurs types de recuit :

1. Recuit d'homogénéisation qui détruit l'hétérogénéité chimique.
2. Recuit de régénération qui affine le grain.
3. Recuit complet en vue de faciliter l'usinage ou la déformation à froid.
4. Recuit de recristallisation qui se pratique sur les produits écrouis.

II.3. MATERIAUX ETUDIE

II.3.1. Origine et forme

La tôle que nous avons considérée dans ce travail est une tôle d'acier doux d'épaisseur 1.5mm, utilisée pour la fabrication des réservoirs de camions et tracteurs (figure II.3). La mise en forme est effectuée par emboutissage.

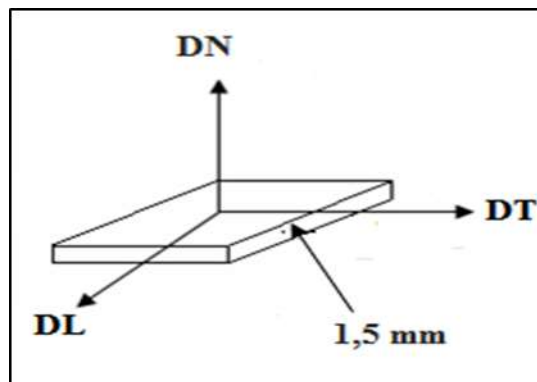


Figure II.3. Référence de la tôle étudiée.

II.3.2 Composition chimique

Les principes éléments d'addition de la tôle sont regroupés dans le tableau II.1.

Elements	%C	% Mn	% P	% Si	% S	%Al	%N
d'addition	0.04	0.4	0.025	0.1	0.002	0.004	0.007

Tableau II.1. Composition chimique de la tôle étudiée.

II.4. OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES

II.4.1. Microscopie optique

Les observations optiques sont réalisées sur le plan du laminage (DL, DT) et sur les tranches de la tôle (DL, DN) et (DT, DN), avaient deux objectifs :

- ◆- Observer la microstructure et évaluer une taille moyenne de grains;
- ◆- Observer l'état de surface.

La tôle est subi, préalablement à leur observation, différentes préparations : un polissage mécanique jusqu'à $1\mu\text{m}$ (pâte diamantée) puis une attaque chimique. Les microstructures sont révélées au Nital 3% (acide nitrique HNO_3 d = 3% dans l'éthanol). Les échantillons sont observés au microscope métallographique de laboratoire de physique de l'université de Jijel figure II.3(b). La machine de polissage mécanique utilisée et de type METKON GRIPO1 figure II.3(a).



Figure II.4. (a) Machine de polissage mécanique utilisée, (b) Microscopie optique utilisé pour les observations métallographiques (1) Caméra d'acquisition, (2) Oculaires, (3) Table porte échantillon, (4) Echantillon, (5) Objectif, (6) Boutons de déplacement horizontal, (7) Bouton de montrée verticale rapide.

II.4.2. Polissage électrolytique

Le polissage électrolytique est utilisé après un polissage mécanique afin d'éliminer les effets d'érouissage dus aux papiers abrasifs (raies causées par le polissage de finition). Pour notre échantillon le bain électrolytique est constitué de :

- ◆- 250 Volumes d'ether mono butylique de l'éthylène de:
- ◆- 235 Volumes d'acide acérique.
- ◆- - 25 Volumes acides perchloriques.

L'échantillon est poli à 25 V et à -5°C pendant 2 min figure II.5.

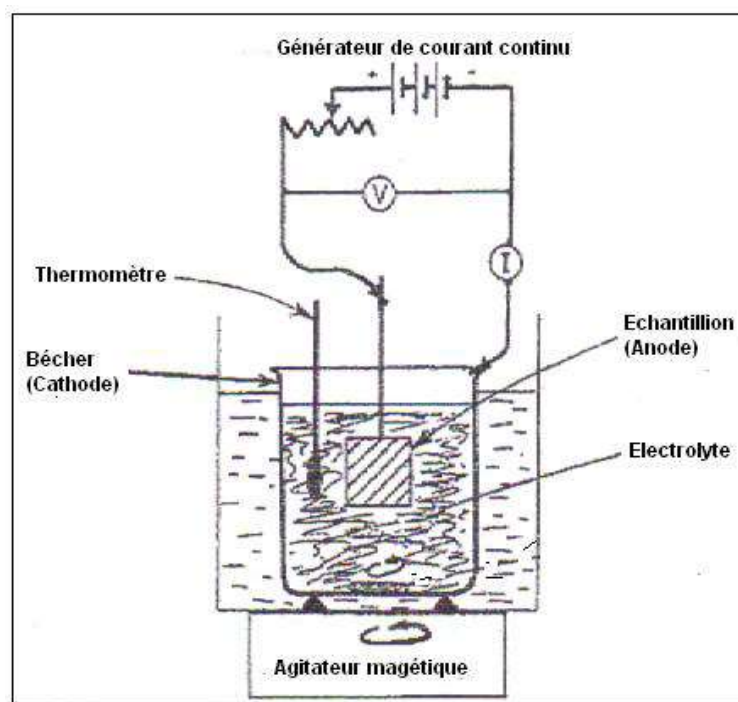


Figure II.5. Cellule de polissage électrolytique

II.4.3. Microscopie électronique à balayage (MEB)

Les observations en microscopie électronique à balayage avaient trois objectifs :

- ◆- Observer, sur la surface de la tôle la forme et la distribution des précipités que nous n'avons pas pu détecter par microscopie optique;
- ◆- Observer les défauts ponctuelles cavités;
- ◆- Analyse des textures par EBSD;

Dans cette étude nous avons utilisé un microscope électronique à balayage de type TESCAN existe au niveau du laboratoire de défauts à l'université de Constantine 1 (figure II.6).

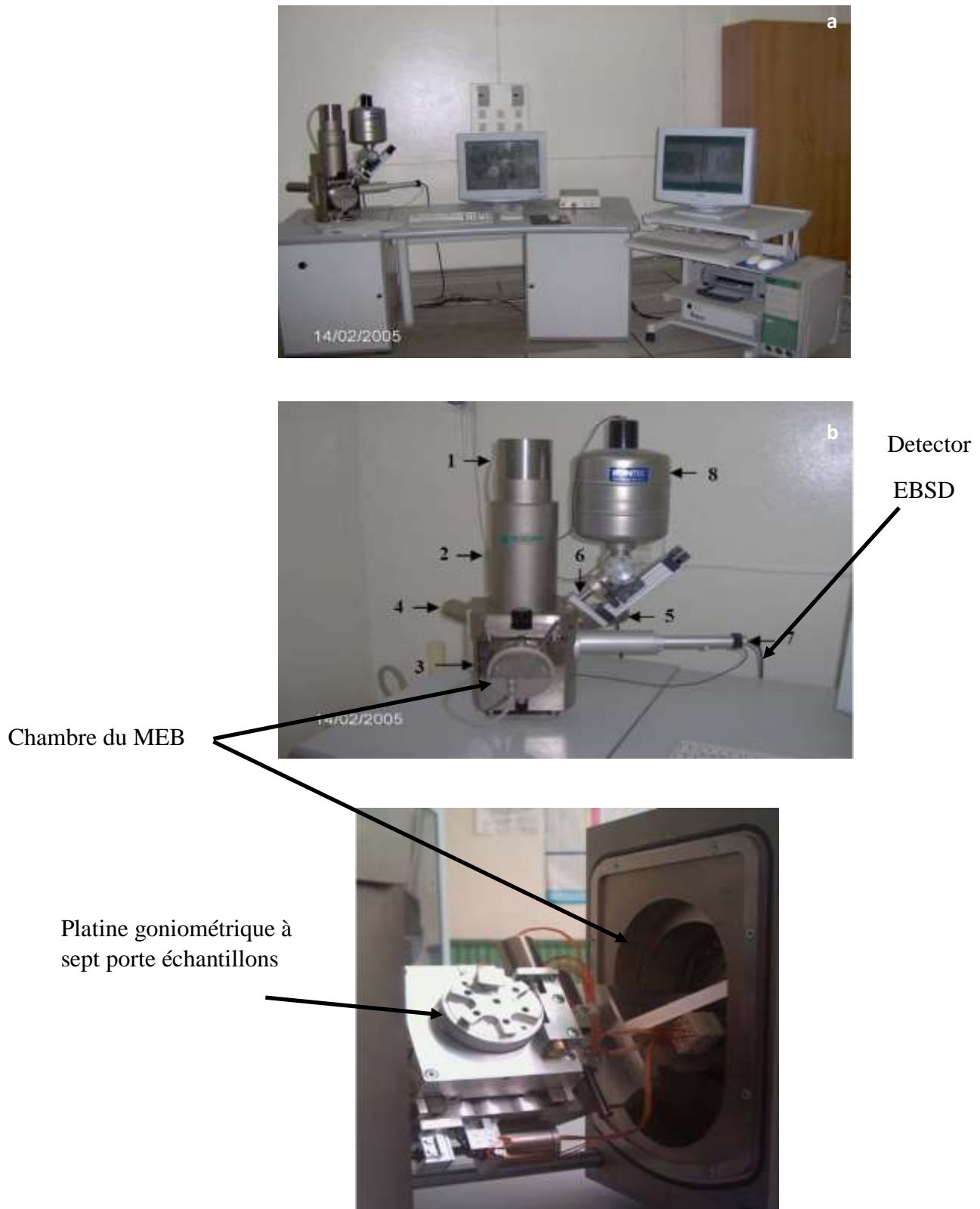


Figure II.6. (a) Microscopie électronique a balayage du laboratoire microstructure et défauts de constantine1, (b) Colonne et détecteurs, (c) Chambre du MEB contenant une platine oniométrique à sept porte échantillons et cinq mouvements.

II.5. MESURE DES CARACTÉRISTIQUES MÉCANIQUES

Les caractéristiques mécaniques d'une tôle permettent de connaître le comportement de celle-ci lors de sa mise en forme. Elles ont été mesurées par différents essais : dureté, pliage et traction.

II.5.1. Essais de dureté

Les mesures ont été effectuées en dureté Vickers, avec une charge de 200g kgf pendant 15 secondes. Pour chaque état, une dizaine de mesures ont été réalisées pour apprécier le durcissement moyen de la tôle. La relation de Vickers est donnée par :

$$H_v = 1.8P/d^2 \quad (\text{II.1})$$

Où d , exprimée en mm, est la longueur de la diagonale moyenne de l'empreinte.

II.5.2. Essais de pliage

Le but de l'essai de pliage est la détermination de la ténacité d'une tôle. L'essai de pliage consiste à soumettre une éprouvette à une contrainte de flexion, sans inversion de sens de l'effort appliqué au cours de l'essai. Les éprouvettes sont de forme rectiligne, la section est pleine, elle est généralement rectangulaire mais elle peut être circulaire. Les éprouvettes que nous avons utilisées dans notre étude sont rectangulaires, de dimensions 25mm x 30mm.

II.5.3. Essais de traction

Le principe d'un essai de traction et les définitions des paramètres obtenus permettent de caractériser l'emboutissabilité de la tôle. Rappelons que cet essai consiste à placer une éprouvette du matériau à étudier entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur l'échantillon jusqu'à sa rupture (figure II.6). On enregistre l'allongement et la force, que l'on convertit ensuite en déformation et contrainte figure II.7. Un diagramme de traction permet de déterminer :

◆- La limite d'élasticité :

$$R_e = \frac{F_e}{S_0} \quad (\text{II.2})$$

◆- La résistance à la traction :

$$R_m = \frac{F_m}{S_0} \quad (\text{II.3})$$

◆- L'allongement à la rupture :

$$A\% = 100 \cdot \frac{L_f - L_0}{L_0} \quad (\text{II.4})$$

Dans cette expression, L_0 et L_f sont respectivement les longueurs initiale et finale.

◆- la striction à la rupture :
$$Z\% = 100 \cdot \frac{S_0 - S_f}{S_0} \quad (\text{II.5})$$

Dans cette expression, S_0 et S_f sont respectivement les sections initiale et finale de l'éprouvette.

◆- le module de Young est représenté par la pente de la courbe dans sa partie linéaire :

$$E = d\sigma/d\varepsilon \quad (\text{II.6})$$

◆- le coefficient d'érouissage n est déterminé à partir de la courbe de déformation rationnelle, dans le cas d'un acier doux la première partie de la courbe est généralement décrite par une loi empirique de la forme :

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (\text{II.7})$$

n est appelé coefficient d'érouissage.

Les éprouvettes ont été tractionnées dans une machine de traction de type Zwick, de charge maximale 250 kN, les essais sont effectués à une température ambiante avec une vitesse de déformation faible de 0.2mm/mn.

Dans notre travail, nous avons utilisé des éprouvettes de longueur $L = 250\text{mm}$, et de largeur $W = 30\text{mm}$. La longueur et largeur utiles sont $l_0 = 80\text{mm}$ et $w_0 = 20\text{mm}$ figure II.8.

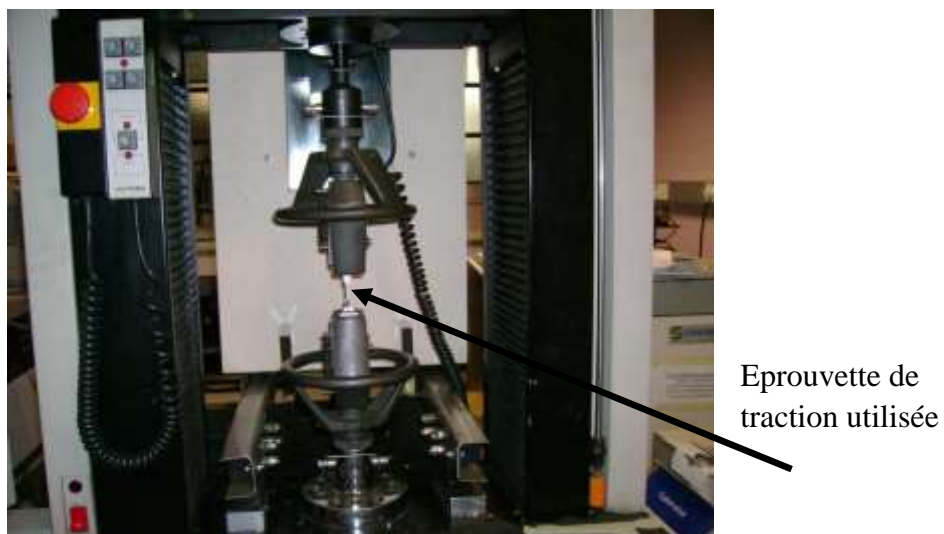


Figure II.7. (a) Machine de traction utilisée.

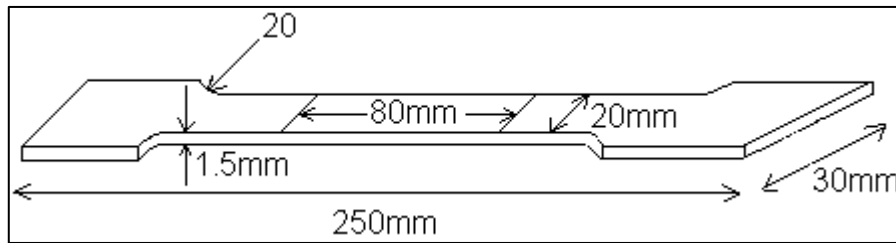


Figure II.8. Eprouvette de traction utilisée.

II.6. ANALYSE DES TEXTURES PAR DRX

La texture cristallographique d'une tôle permet de connaître le comportement de celle-ci lors de sa mise en forme.

La technique la plus généralement utilisée pour mettre en évidence la texture cristallographique est la diffraction des RX [2-3]. On utilise aussi la diffraction des neutrons, pour les textures globales [4], la diffraction électronique, et celle des électrons rétrodiffusés, pour la détermination des textures locales [5-6]. Dans notre travail nous avons utilisé la diffraction des rayons X et la diffraction des électrons rétrodiffusés.

II.6.1. Principe de mesure par RX

La méthode de mesure par RX permet d'accéder à la texture globale du matériau elle permet également de caractériser des gradients de textures. Un faisceau incident monochromatique est dirigé sur l'échantillon poly-cristallin. Il est réfléchi pour un angle d'incidence θ_{hkl} qui est défini par les conditions de diffraction du rayonnement utilisé sur les plans du type $\{hkl\}$ [7]. Ces conditions sont données par la loi de Bragg :

$$2d_{hkl} \sin \theta_{hkl} = n\lambda \quad (\text{II.8})$$

Où :

d_{hkl} : Distance inter réticulaire de la famille de plan (hkl)

λ : Longueur d'onde du rayonnement diffracté.

n : Nombre entier caractérisant l'ordre de diffraction

θ : Angle qui est mesuré à partir du plan.

II.6.2. Mesures de la texture par diffraction des rayons X

Les textures ont été déterminées par diffraction des rayons X, à l'aide d'un goniomètre de texture. Dans ce dispositif, un tube émetteur des rayons X envoie un faisceau monochromatique de type

cobalt sur l'échantillon. Lors de l'essai, l'échantillon peut subir des rotations sur le cercle d'Euler (figure II.8.). Il est soumis à deux mouvements de rotation : la rotation polaire ψ et la rotation azimutale α .

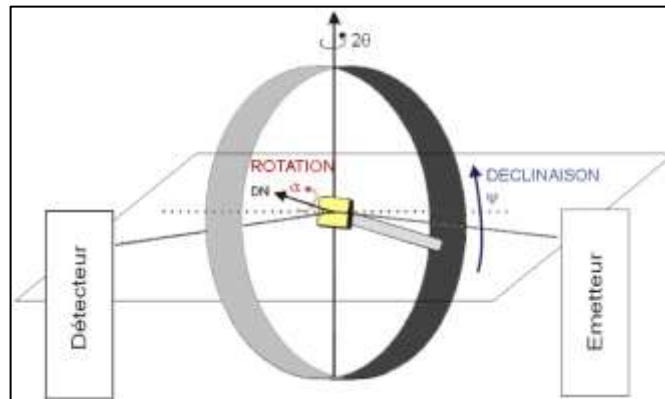


Figure II.9. Principe de cercle d'Euler

Pour chaque déclinaison ψ , une rotation azimutale de 360° est réalisée au cours de laquelle le nombre de photons diffractés est mesuré

Le goniomètre utilisé pour cette étude présente les caractéristiques suivantes : rayonnement C_0K_α , tension d'accélération de 40KV, intensité du filament de 20mA. Le déplacement angulaire se fait par pas en azimut (α) de 3° et en déclinaison (ψ) de 5° (les angles de déclinaison variant de 0 à 80°). La surface analysée est d'une dizaine de mm^2 . Si l'on étudie un échantillon ayant une taille de grains de $10 \mu m$, on analyse environ 10000 grains. Les figures de pôles mesurées sont les figures $\{200\}$, $\{110\}$ et $\{112\}$ pour la structure BCC.

Ces figures de pôles brutes sont corrigées du bruit de fond et de la défocalisation, puis sont normalisées. Les FDOC sont ensuite calculées à l'aide de la méthode harmonique avec un développement jusqu'à $L_{max} = 22$ [8].

En pratique, il est difficile de mesurer l'intensité diffractée lorsque $\psi > 80-85^\circ$: les figures de pôles sont donc incomplètes, d'où la nécessité absolue de mesurer plusieurs figures de pôles pour une analyse quantitative.

II.7. MESURE DES ORIENTATION LOCALES PAR EBSD

L'EBS (Electron Back Scattering Diffraction ou diffraction des électrons Rétrodiffusés) est une technique d'analyse mise en œuvre sous microscopie électronique à balayage (MEB) (figure II.9). Elle permet de déterminer l'orientation cristallographique de la matière en surface (profondeur

d'interaction de 20 à 30 nm) sur des échantillons massifs [9-10]. Cette technique est un intermédiaire entre la diffraction des rayons RX et la microscopie électronique en transmission [11]. En effet, la diffraction des RX est une technique d'analyse plus globale (profondeur d'interaction de l'ordre du μm). La microscopie électronique en transmission permet, quant à elle, d'étudier des zones limitées à moins de 3 nm sur une épaisseur de 400nm sous 300kV.

Rappelons que la canalisation est un phénomène lié à l'interaction de tout faisceau de particules avec un cristal. Dans le cas d'un faisceau incident d'électrons, les électrons rétrodiffusés, canalisés par les plans cristallins forment une figure caractéristique constituée de pseudo-lignes de Kikuchi. Cette figure fournit des informations sur la symétrie, la qualité et l'orientation du réseau cristallin. Ainsi la canalisation est souvent utilisée pour déterminer l'orientation cristallographique d'une structure monocristalline ou la désorientation entre les grains d'un poly-cristal. Mais elle peut également permettre d'évaluer le taux de déformation d'un matériau [12].

L'EBSD est une méthode récente d'analyse de ce phénomène de canalisation, qui connaît depuis les années 90 un regain d'intérêt avec le développement de logiciels permettant l'indexation automatique et rapide des diagrammes de diffraction.

II.7.1. Avantages des mesures par EBSD

La technique de l'EBSD, contrairement à la technique de diffraction des rayons X, permet de faire diffracter des zones de quelques μm^3 (avec une distance de pénétration de l'ordre du micron). L'EBSD permet donc de mesurer l'orientation cristallographique de zones ponctuelles et de mesurer des textures locales.

L'intérêt majeur de ce type d'analyse est de mettre en relation les orientations cristallographiques avec des éléments de la microstructure, comme la taille et l'orientation des grains, l'orientation des grains voisins et la désorientation entre grains. Cette technique permet de plus de distinguer certaines phases qui ont des structures cristallographiques identiques, grâce à l'indice de qualité des diagrammes.

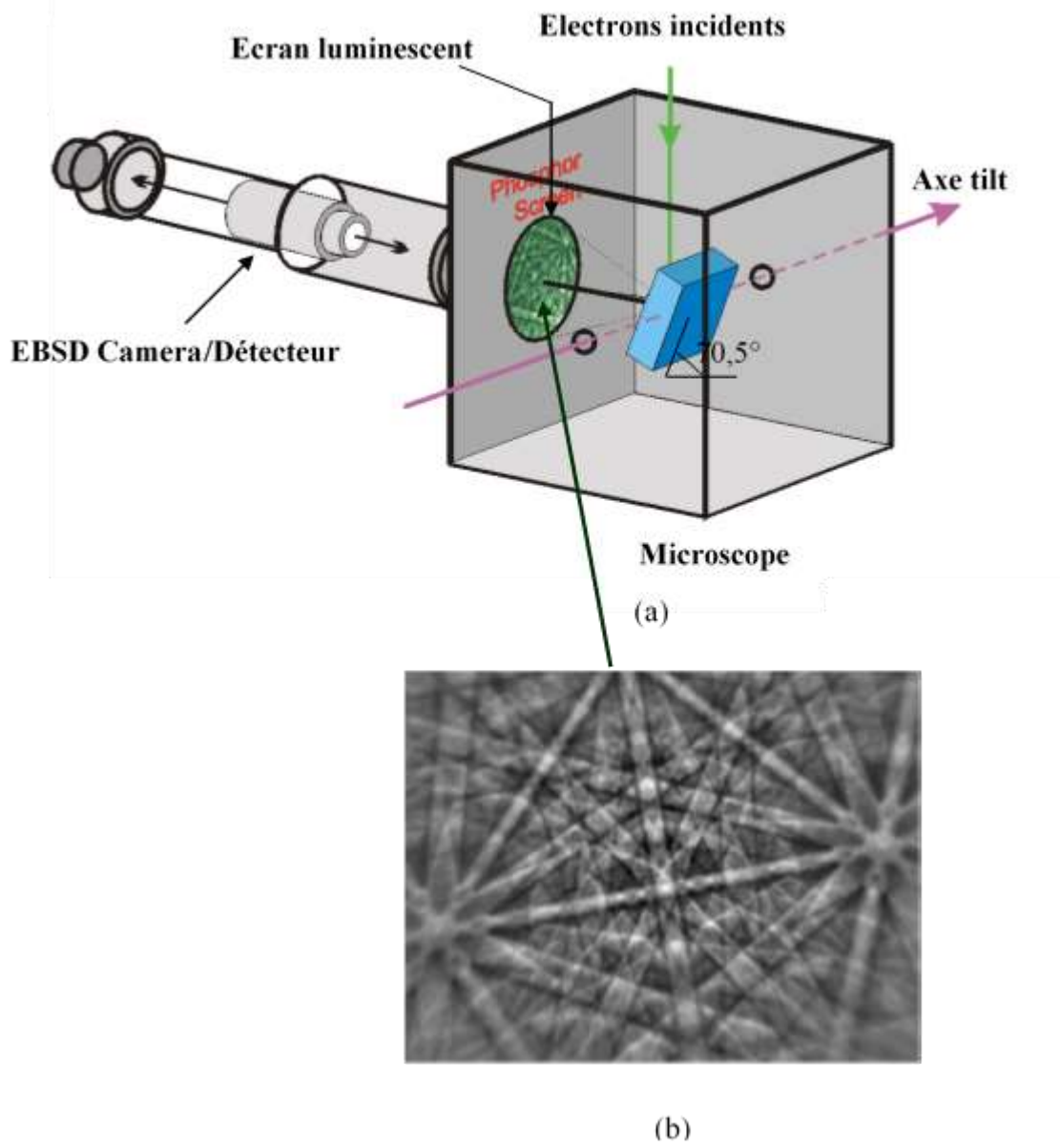


Figure II.10. Technique d'analyse par EBSD.

Reference bibliographies

- [1] Wassermann G. and Grewen J., Texturen metallischer Werkstoffe, Springer-Verlag. 2nd edition. (1962).
- [2] Bunge H.J and Esling C., Qunatitative Texture analysis, DGM, SFM, (1982)
- [3] Dervin P., Thèse de dicteur ingénieur, Université de Paris-Sud, Orsay (1978).
- [4] Dingley D.J. Proceeding of ICOTOM 8, Santa Fe, Ed. Khallend J.S. et Gottstein G., The Metallurgical society (1988) p189.
- [5] Dingley D.J. et Baba-Kishi K., European Microscopy and Analysis (1990)29.
- [6] K. Rajanna, B. Pathiraj, B.H. Kolster, J. of Materials Engineering and Performance, Vol 6 (1), p 35-40 (1997).
- [7] G. Pomey, << Aptitude à l'emboutissage des tôles minces >>, Techniques de l'Ingénieur, 3, p696, (1970).
- [8] A.F.Gourgues, H.M. Flower and T.C. Lindly , Materials Science and Technology, Vol.16, (2000).
- [9] H. Réglé, "EBSD data analysis applied to phase transformation", note interne Arcelor, (2003).
- [10] H.J. Bunge, C. Esling, "Qunatitative Texture analysis", DGM, SFM, (1982).
- [11] J.I. Chang, S.S. Chou, Journal of Materials Science n30, p, 2706-2715 (1995).

CHAPITRE -III-

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Chapitre -III-

Résultats et Discussions

Dans ce chapitre, nous présentons les résultats des propriétés morphologiques et cristallographiques, obtenus par les techniques de caractérisation. Ces résultats comportent deux parties : l'état initial et l'état déformé.

III.1. INTRODUCTION

L'étude de l'évolution de la microstructure des tôles minces d'aciers doux est très importante dans le domaine de l'industrie des automobiles. Le terme microstructure recouvre un grand nombre de paramètres ; la taille et la forme des grains, la distribution géographique des grains et la texture cristallographique.

L'utilisation intensive d'un matériau dans une industrie de masse nécessite la connaissance de son comportement mécanique et de ses limites de mise en œuvre et d'utilisation. Les étapes de déformation qui subit la tôle lors de la déformation par emboutissage se traduisent par une modification de sa limite d'élasticité. En particulier, elle évolue différemment selon le taux de sollicitation et le long de la profondeur de la pièce fabriquée.

Le phénomène de l'anisotropie des matériaux, est un impact important sur la technologie des procédés de mise en forme à froid et à chaud.

Afin de bien comprendre le choix des matériaux utilisés dans la fabrication des pièces, par emboutissage, nous nous proposons dans ce chapitre de faire une étude sur les caractéristiques morphologiques et cristallographiques d'une tôle d'acier doux destinée à la fabrication des réservoirs de gasoil des voitures.

III.2. ANALYSE MORPHOLOGIQUE DE L'ETAT INITIAL

III.2.1. Analyse morphologique de l'état initial

La figure III.1 présente la microstructure de la tôle à l'état initial. Nous remarquons que la microstructure est bien recristallisée et les grains sont allongés dans la direction de laminage DL; nous pouvons noter l'existence des regroupements des petits et des gros grains. Il existe donc deux populations des grains, qui peuvent réagir différemment à une même sollicitation du matériau. Cette hétérogénéité de structure peut conduire à une hétérogénéité de distribution de contraintes internes durant la déformation plastique.

L'existence d'une distribution hétérogène de taille des grains peut conduire à des amincissements locaux ou des micro-fissures. Il peut exister, localement, des états de contraintes élevées, les zones correspondantes peuvent alors atteindre la striction avant leur voisinage. L'accroissement de l'hétérogénéité de la structure conduit à un état instable ; au cours de la déformation, de très nombreuses petites fissures peuvent se former et rester localisées dans une même zone. Du fait de la proximité de ces petites fissures, le mécanisme de coalescence est important et conduit rapidement à la formation d'une fissure macroscopique. Cette fissure se propage ensuite jusqu'à la rupture totale de la tôle.

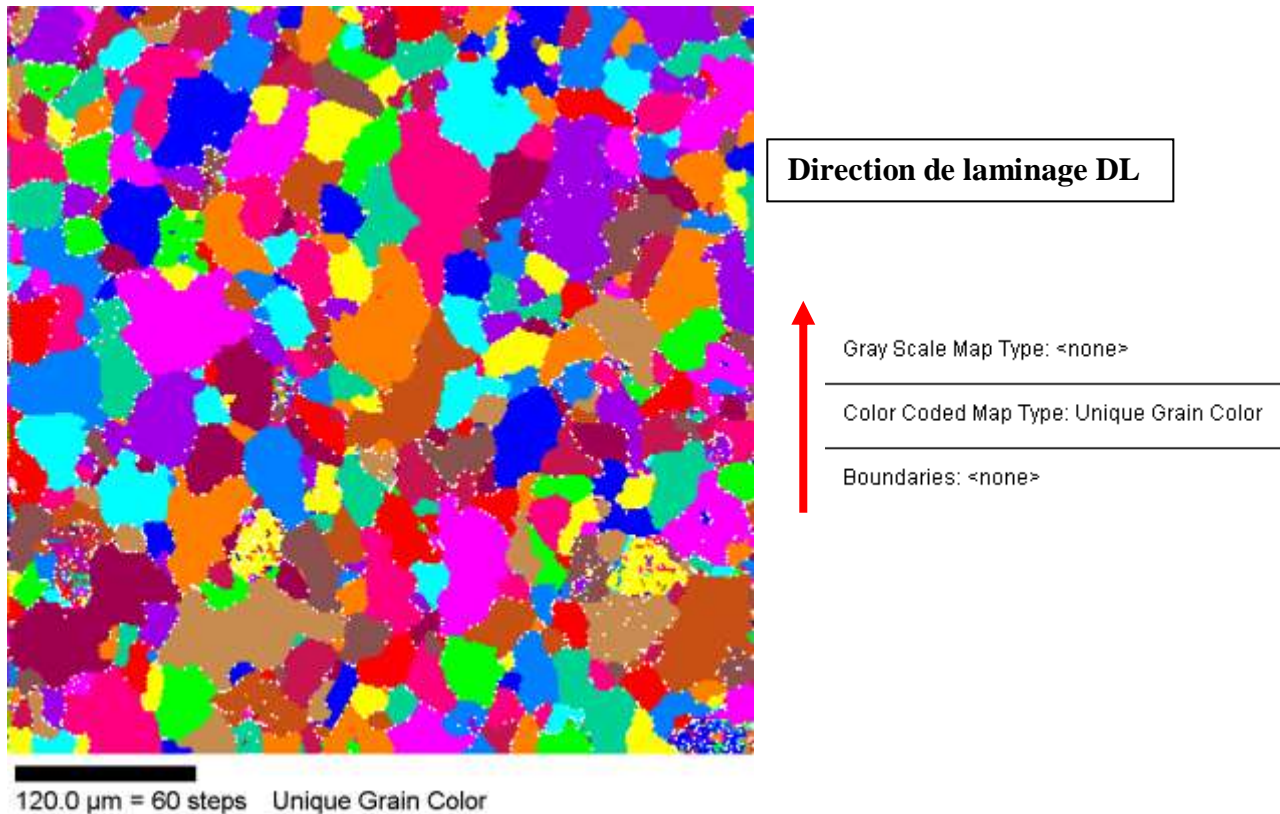


Figure III.1. Microstructures de la tôle à l'état initial observées par MEB-EBSD.

III.2.2. Distribution des angles de désorientations des grains

La figure III.2 montre la distribution des angles de désorientation des grains de l'état initial. Nous pouvons voir que, la microstructure est caractérisée par la présence d'une fraction des angles de misorientation élevée entre 30° à 55° . Ce phénomène est lié à l'étape de germination et croissance des grains. Rappelons que pour une fraction des angles de désorientation d'un matériau trop élevée, limite son aptitude à la mise en forme de façon générale. De ce point de vue, la tôle considérée est moins de capacité de déformation plastique.

L'accroissement de la désorientation des grains est conduit toujours à un état instable et peut donner lieu à une anisotropie de comportement mécanique. Cette anisotropie est néfaste pour ce type d'acier, destiné à la mise en forme, car il réduit progressivement la capacité de déformation. Il augmente la probabilité d'apparition de fissurations ou d'amincissements locaux, rendant ainsi le taux de rupture important, lors de la déformation par emboutissage.

L'hétérogénéité morphologique est généralement due aux conditions du cycle de fabrication. En effet c'est le contrôle de celui-ci, essentiellement la dernière étape (recuit de recristallisation), qui donne au matériau les caractéristiques structurales adéquates pour sa mise en forme ultérieure. La distribution en tailles et en orientations est étroitement liée à la température et au temps de

maintien. Un traitement thermique bien contrôlé permet d'éviter l'hétérogénéité de distribution géographique, entre petits et gros grains, et d'obtenir une fraction de misorientation des angles faibles.

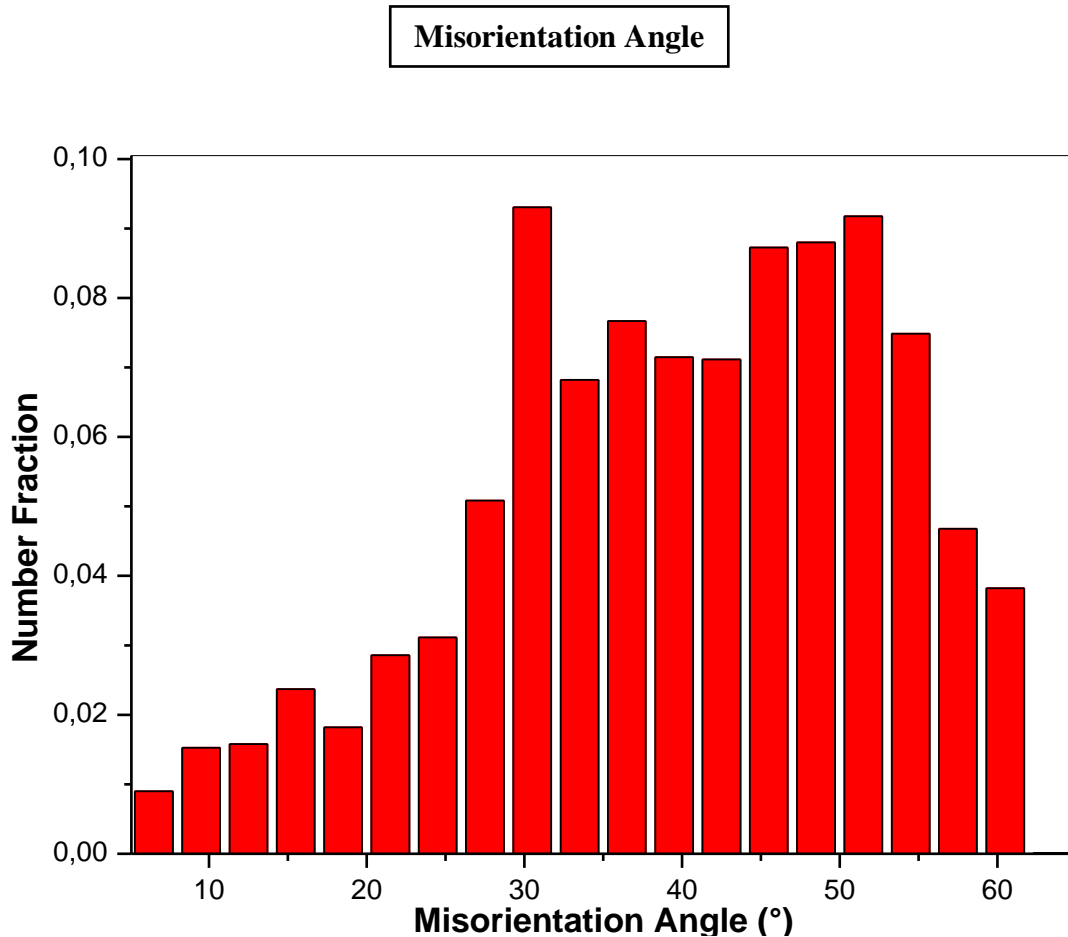


Figure III. 2. Fraction de misorientation des angles de grains de l'état initial déterminée par EBSD.

III. 3. ANALYSE CRISTALLOGRAPHIQUE DE L'ETAT INITIAL

III.3.1. Figures de' pôles directes

Nous avons déterminé en premier lieu la texture initiale de la tôle. Les figures de pôles (FDP) correspondantes sont reportées sur les figures III.2, respectivement. Nous pouvons remarquer que la tôle est caractérisée par la présence d'une texture de fibre, de type $\{111\} \langle uvw \rangle$, bien visible sur la FDP. Ce type de texture est favorable à l'emboutissage circulaire des aciers doux destinés à l'emboutissage profond. Nous remarquons sur cette texture de fibre un renforcement qui correspond à l'orientation $\{111\} \langle 110 \rangle$. Ce renforcement est bien mis en évidence, à partir de la figure de pole $\{110\}$, sur le plan (DN, DL), à 30° de DN.

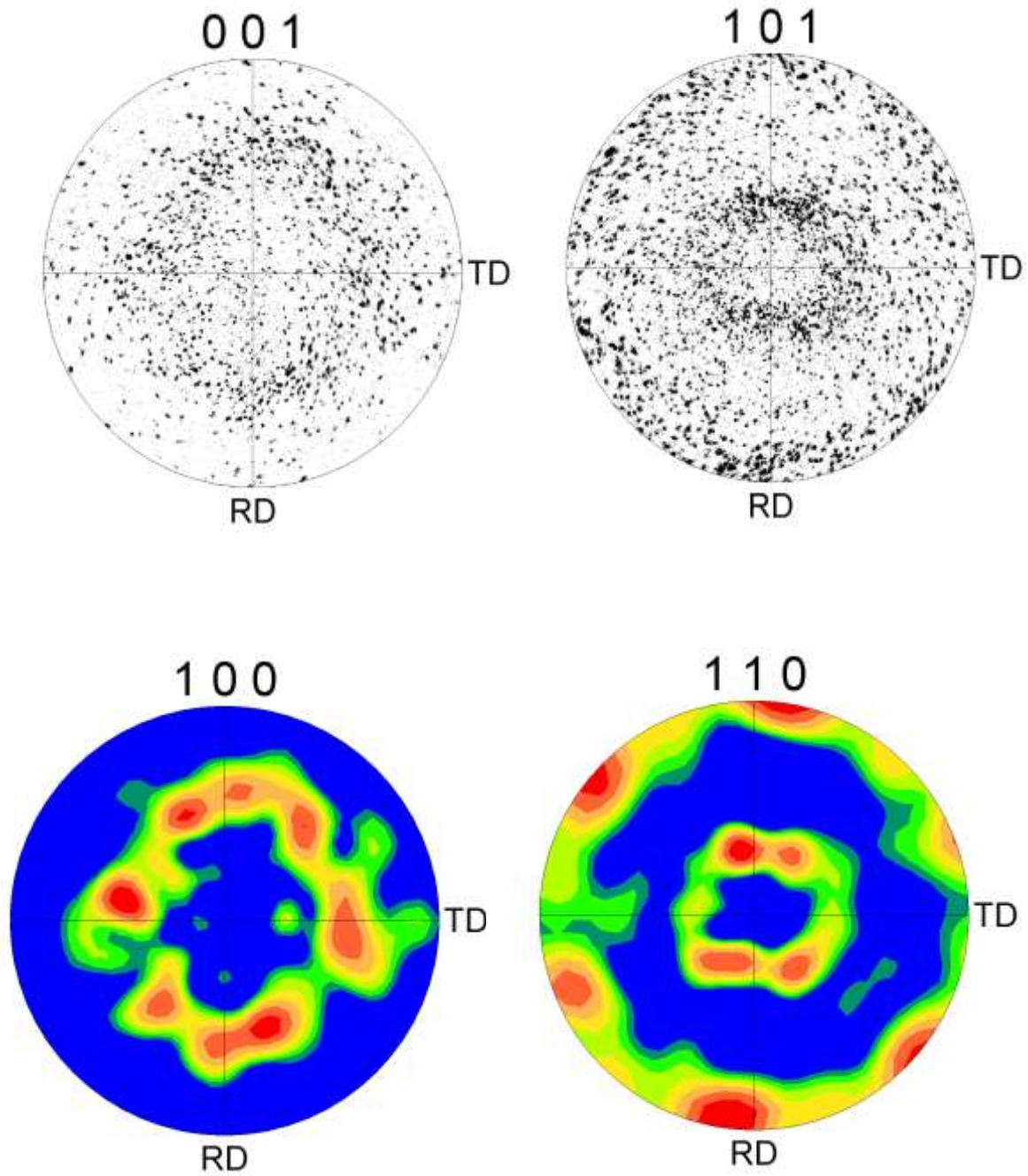


Figure III.3. Analyse de texture de l'état initial observée par EBSD.

III.3.2. Fonction de distribution des orientations cristallines

Les figures III.4 et III.5 donnent les coupes de la fonction de distribution à φ_2 constant, respectivement pour deux formes: lignes de niveau et pointes.

Les valeurs de la fonction FDOC sont calculées pour tous les points de l'espace d'Euler, avec un découpage de cet espace de 5° en 5° , sur les trois angles φ_1 , φ , φ_2 . Nous remarquons que la tôle est caractérisée par un renforcement bien visible sur la coupe à $\varphi_2 = 45^\circ$. Les renforcements équivalents correspondant à la composante $\{111\} \langle 110 \rangle$. La texture est donc nettement plus accusée et surtout l'anisotropie plane est plus importante. En effet, la fonction $F(g)$ passe de 0.669, pour le faible niveau, à un maximum égale 11.147.

La composante $\{111\} \langle 110 \rangle$ qui renforce la fibre $\{111\} \langle uvw \rangle$, est généralement souhaitée pour une bonne aptitude à la mise en forme. Dans le cas où elle est prédominante dans la tôle, cette composante présente une bonne résistance à l'amincissement au cours de la déformation par emboutissage profond.

Globalement, pour un emboutissage non circulaire, ce qui est le cas dans la mise en forme considérée dans notre étude, la position des renforcements devient importante. En effet, si l'embouti présente des directions sollicitées différemment, il faut tenir compte d'une incompatibilité éventuelle des contraintes de sollicitation. Pour éviter les amincissements locaux, il est souhaitable de faire coïncider les directions sous forte contrainte, de l'appareillage de mise en forme, avec les directions de facile déformation du matériau à emboutir. Ceci revient à faire coïncider les directions où FDOC est maximale avec les diagonales du poinçon d'emboutissage.

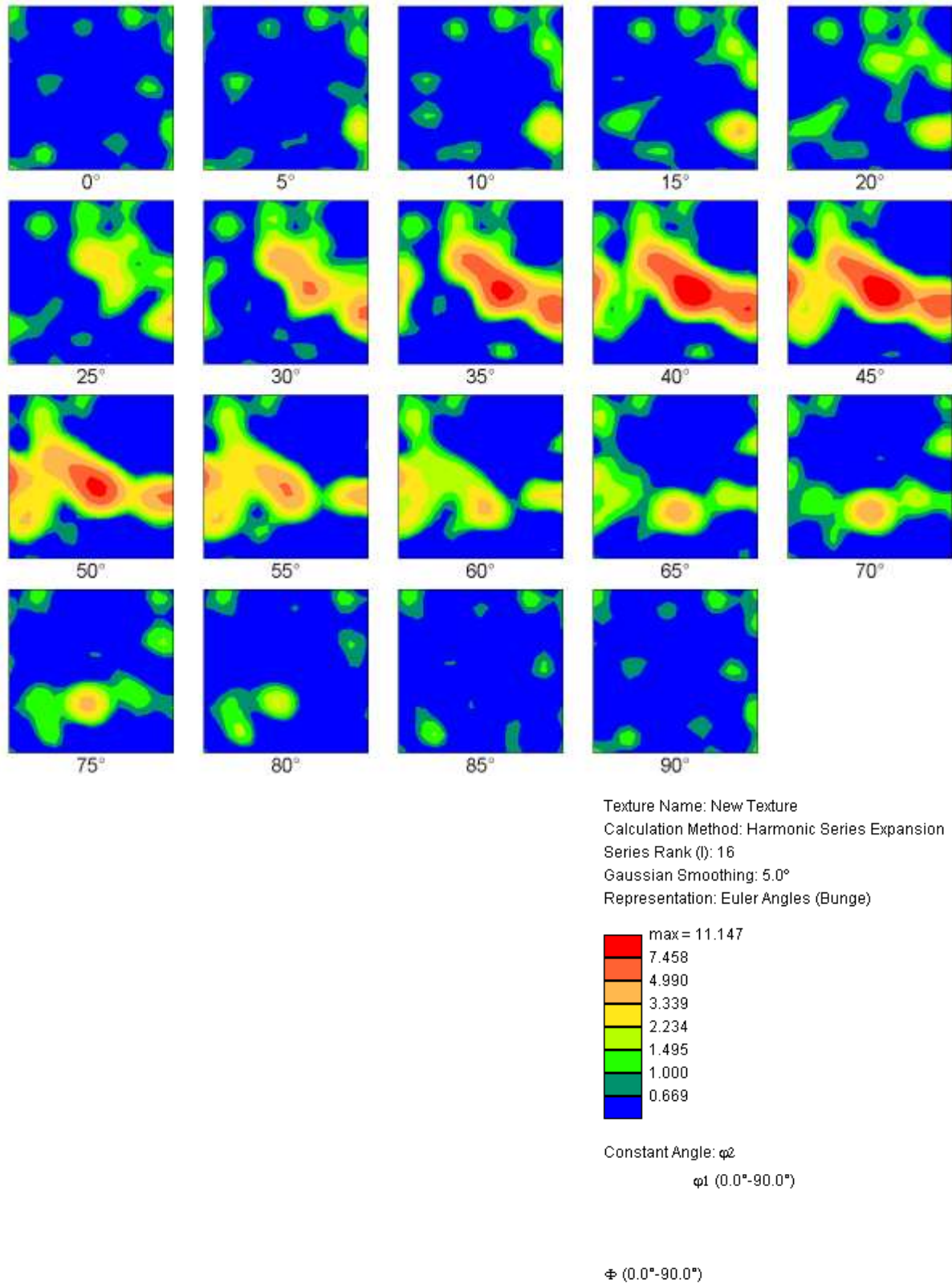


Figure III.4. Coupes de la FDOC sous forme de lignes de niveaux à φ_2 constant obtenues par EBSD.

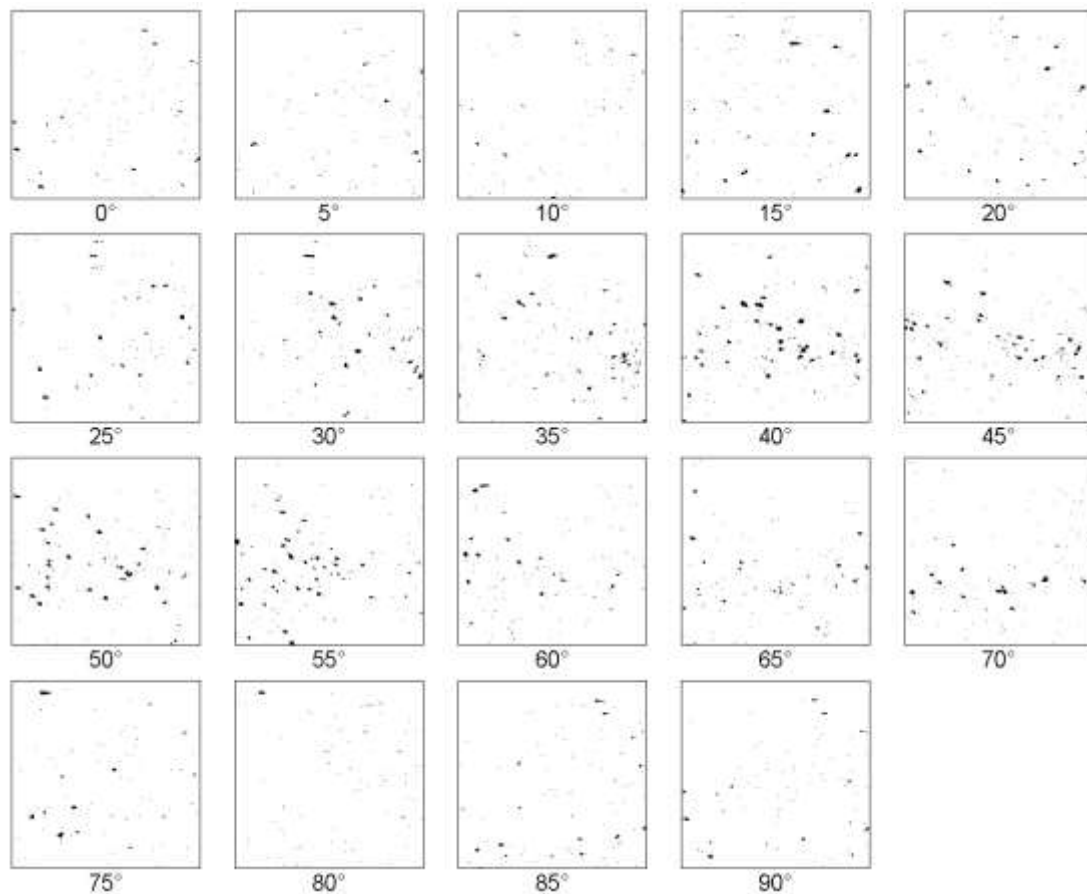


Figure III.5. Coupe de la FDOC sous forme des points à ϕ_2 constant obtenue par EBSD.

III.3.2. Figures de pôles inverses

Pour mettre en forme les résultats des orientations de grains, on utilise la figure inverse de pôles. Celle-ci représente les orientations cristallographiques de chaque grain dans un triangle fondamental.

La figure III.6, présente une série des figures de pôles inverses pour les orientations des grains. Nous constatons que les informations obtenues à partir des figures de pôles (F.D.P.) directes) ou de (F.D.P. inverses) sont similaires, Il y a une différence sur la densité de désorientation des grains en fonction des angles de mesures.

Généralement, l'analyse de texture par les F.D.P. inverses se base sur 3 mesures de 15 intensités diffractées chacune alors que l'analyse de texture par les F.D.P. directes se base sur une mesure de 4000 points d'intensité diffractée. On peut alors penser que la méthode des F.D.P. inverses est moins précise. Ceci se traduit ici, sur les résultats surestimé d'après la méthode des F.D.P. inverses.

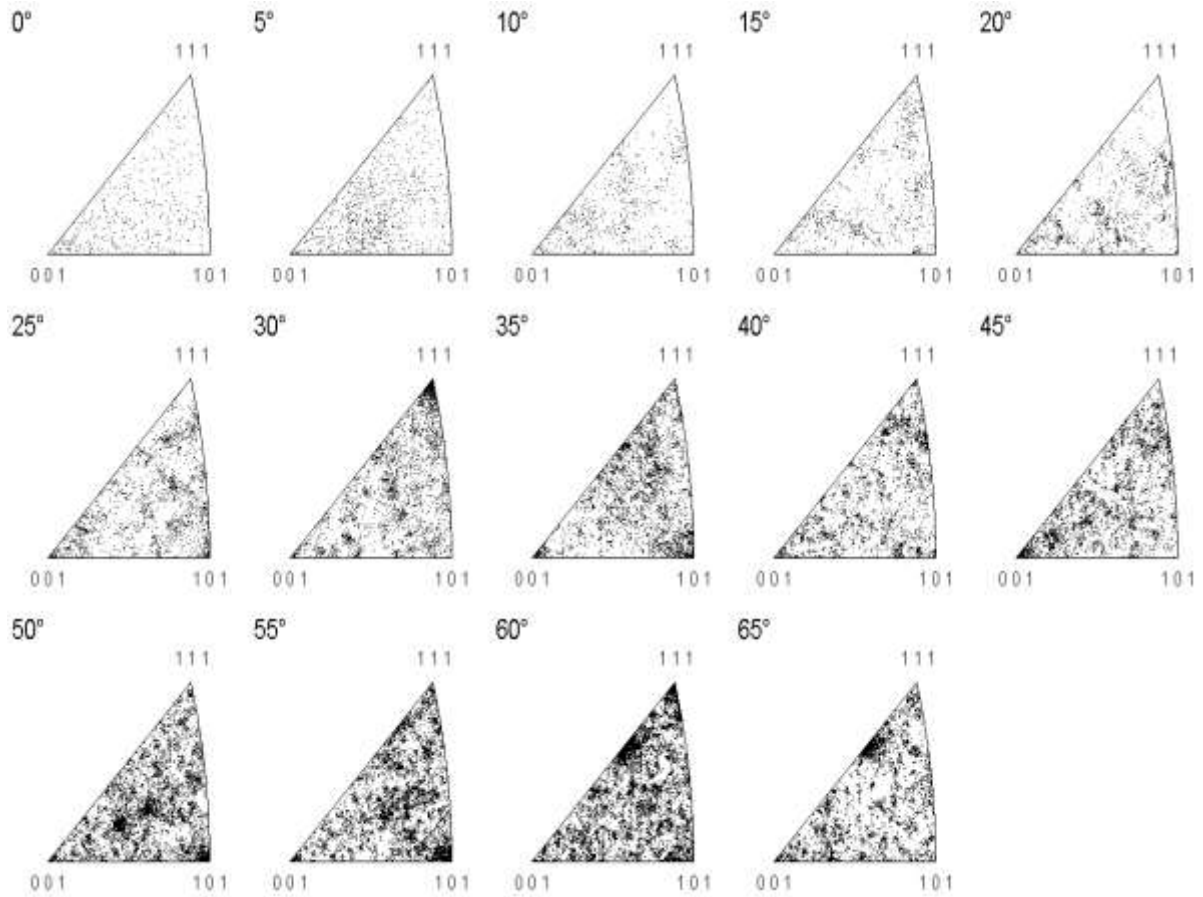


Figure III.6. Figures de pôles inverses [001] des orientations des grains obtenus par EBSD.

III.4. EVOLUTION MORPHOLOGIQUE EN DEFORMATION

III.4.1. Analyse morphologique de l'état déformé jusqu'à rupture

Nous avons complété cette analyse par une étude microscopique de l'état déformé jusqu'à de la rupture. Pour cela, nous avons découpé des échantillons aux des extrémités d'une déchirure. La micrographie de la figure III.7, permet de voir l'aspect de la déformation de la microstructure, par rapport au référentiel lié à la tôle et la distribution morphologique des grains déformés.

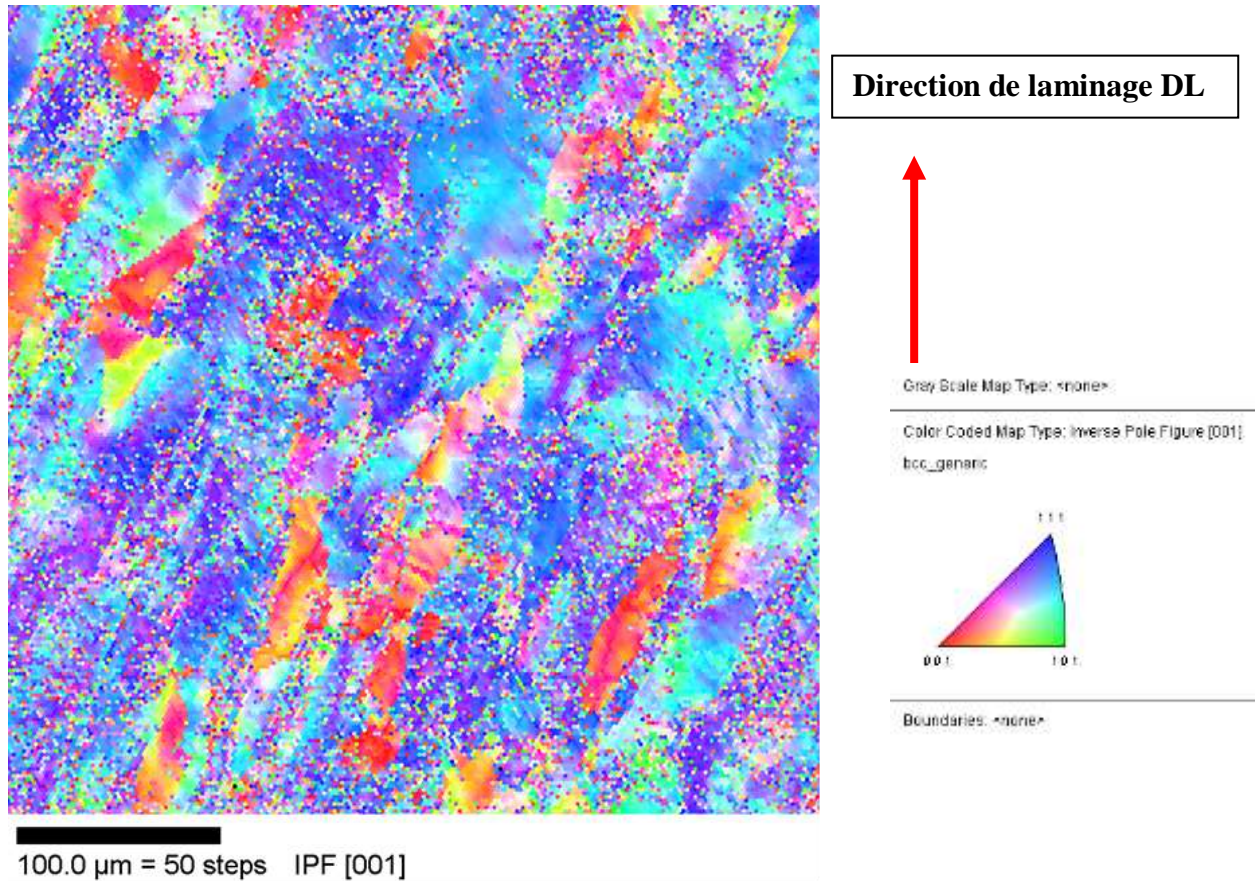


Figure III.7. Microstructure de l'état déformé jusqu'à rupture, observées par MEB-EBSD.

III.4.2. Distribution des angles de désorientations des grains

La figure III.8. Montre la distribution des angles de désorientation des grains de l'état déformé. Nous pouvons voir que, la fraction des angles de faible désorientation $< 15^\circ$ augmente; d'autre part, la fraction des angles élevés $> 15^\circ$ diminue. Il existe deux domaines d'angles, qui peuvent réagir différemment à une même sollicitation du matériau. Il existe une étape de réajustement des orientations de grains a probablement lieu au début de la déformation.

L'anisotropie de comportement plastique dépend de cette anisotropie structurale.

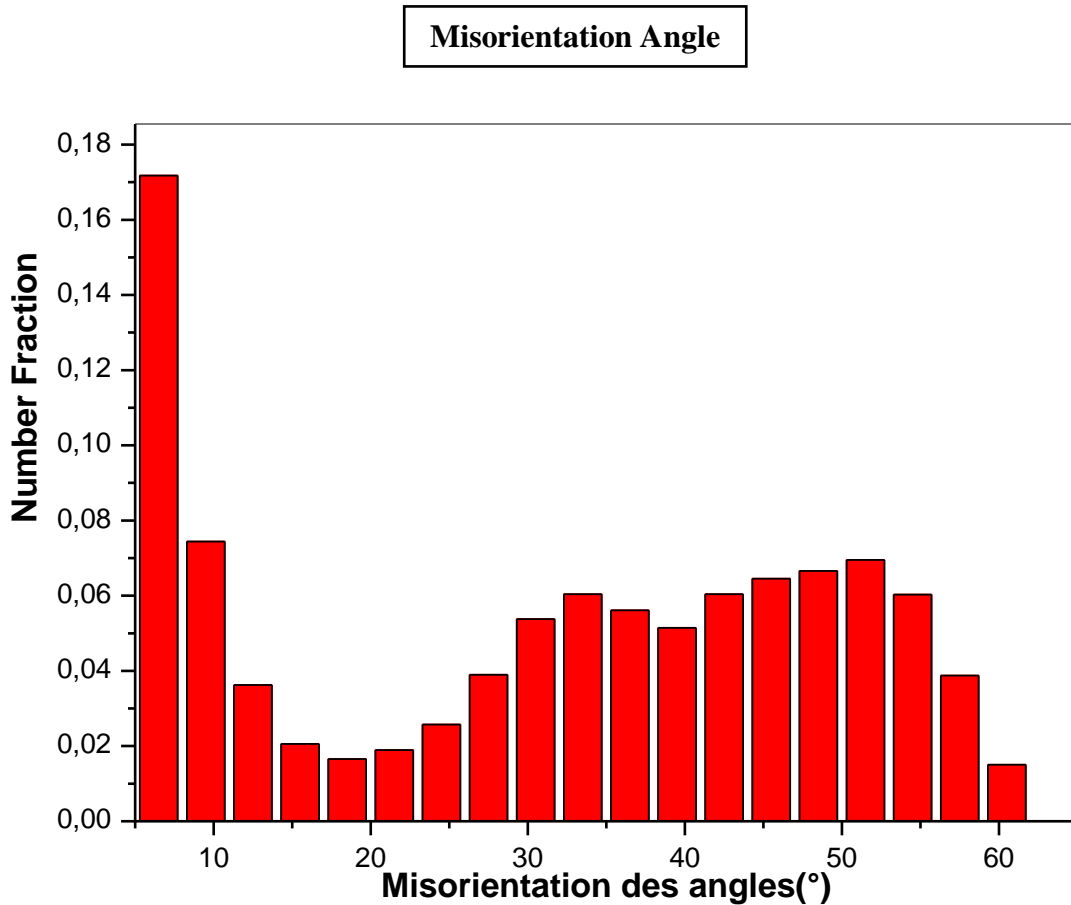


Figure III.8. Fraction de misorientation des angles de grains de l'état déformé déterminée par EBSD.

Plusieurs causes peuvent être à l'origine de l'anisotropie de comportement plastique. Parmi les différents paramètres, nous avons considéré l'existence d'une texture cristallographique. Une texture non adéquate crée des problèmes au cours de la mise en forme, tels que des cornes d'emboutissage, des fissurations et des amincissements locaux.

III.5. EVOLUTION CRISTALLOGRAPHIQUE EN DEFORMATION

Les fortes déformations intervenant lors de l'emboutissage se traduisent par une modification de la texture initiale. En particulier, elle évolue différemment selon l'angle de sollicitation et le long de la profondeur de la pièce fabriquée. La variation de la texture au cours de l'emboutissage peut être simulée, en première approximation, à partir d'essais de traction à angle variable. L'analyse de ces différents essais peut montrer l'évolution de la structure et de la texture du matériau, pour une sollicitation variant dans le plan de la tôle, comparable à celle d'une matrice circulaire.

Nous avons suivi l'évolution de la texture initiale en déformation. Les échantillons utilisés sont découpés à partir des éprouvettes déformés jusqu'à la rupture, dans la direction de laminage DL.

III.5.1. Figures de pôles directes

Nous avons déterminé la texture pour le cas de déformation jusqu'à rupture. Les échantillons utilisés pour les analyses de texture sont découpés dans la zone proche de rupture.

Nous avons reporté sur la figure III.9. les figures de pôles directes (100) et (110). Nous pouvons remarquer que la texture $\{111\} \langle uvw \rangle$ est très *accentuée* et devient plus marquée.

Dans les aciers doux, il est bien connu que la texture $\{111\} \langle uvw \rangle$ s'accroît au cours de la déformation. L'aptitude à la déformation peut donc être liée à l'évolution de cette texture. Une étape de réajustement des orientations de grains vers la texture $\{111\} \langle uvw \rangle$ a probablement lieu au début de la déformation, sa variation au cours de la déformation est globalement plus importante dans la tôle et d'autre part, l'anisotropie plane reste toujours moins marquée.

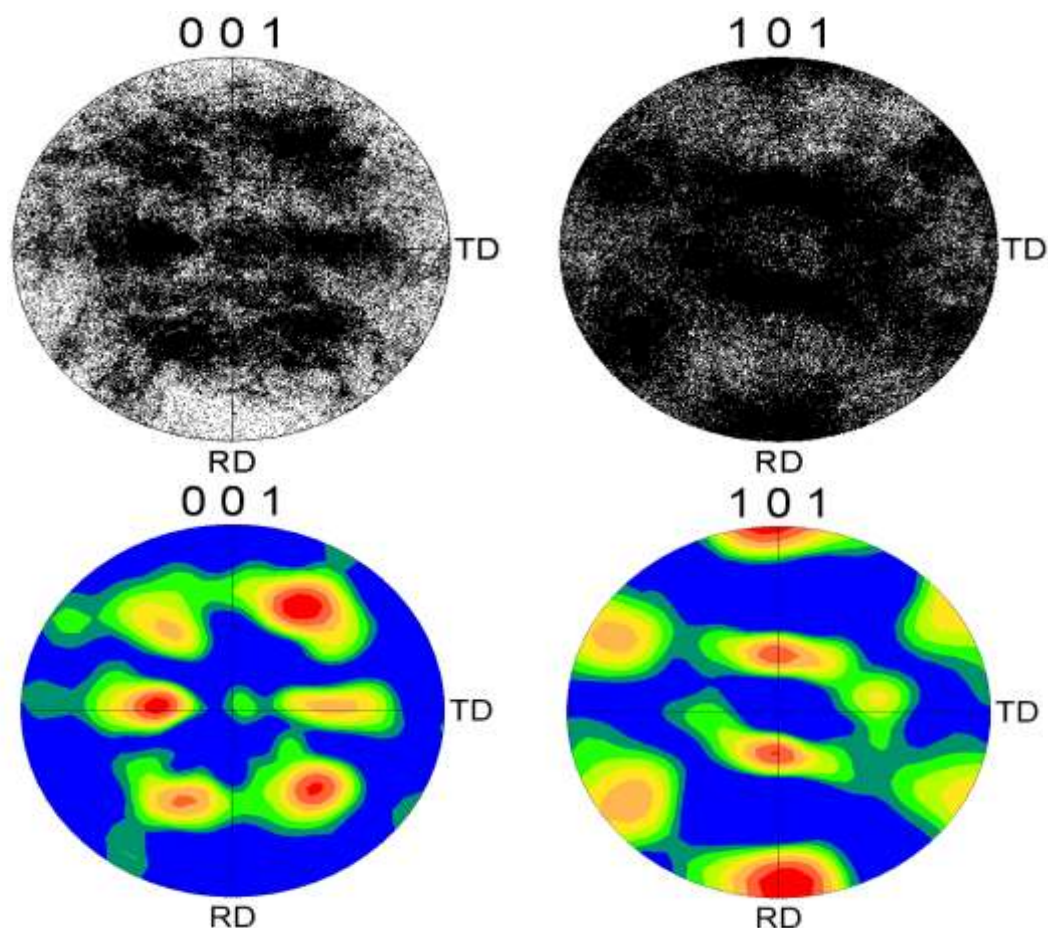


Figure III.9. Figures de pôles (001) et (101) de l'état déformé obtenues par EBSD.

III.5.2. Fonction de distribution des orientations cristallines

Les figures III.10. et III.11. donnent les coupes de la fonction de distribution à φ_2 constant, respectivement pour deux formes : lignes de niveau et pointes. Nous pouvons remarquer que la texture est restée toujours plus accusée dans les coupes de la FDOC, sa variation au cours de la déformation est globalement plus importante dans la tôle. Le maximum de $F(g)$ passe d'environ 0.647, pour le faible niveau, à un maximum égale 13.593. La tôle est évoluée avec plus de difficultés en déformation par mise en forme.

On remarque aussi une accentuation de la composante initial à $\varphi_2 = 45^\circ$, c'est l'orientation $\{111\}\langle 110\rangle$ faible initialement qui devient majoritaire.

Dans les tôles pour l'emboutissage, on cherche en général des tôles sans orientations préférentielles marquées, pour réduire le plus possible l'importance des cornes d'emboutissage ou des amincissements locaux. Mais on cherche également des tôles présentant une texture telle que l'emboutissage profond soit rendu plus facile.

Le recuit peut parfois donner lieu à une texture plus marquée que la texture de déformation, mais en général, les textures de recristallisation sont plus faibles que les textures de déformation. Pour obtenir la texture adéquate, on procède à un ou plusieurs recuits, après le laminage à froid. Les conditions de recuit dépendent des propriétés finales recherchées et de l'état initial.

Dans le cas où les conditions de recuit sont particulièrement bien choisies, cette dernière étape du cycle de fabrication des tôles assure le développement d'une texture favorable à la mise en forme envisagée. Suivant les cas, on développe, ou au contraire on cherche à réduire, l'acuité de la texture. Pour obtenir la texture adéquate, le contrôle des conditions de recuit prend en compte la géométrie de la mise en forme et les textures antérieures de la tôle.

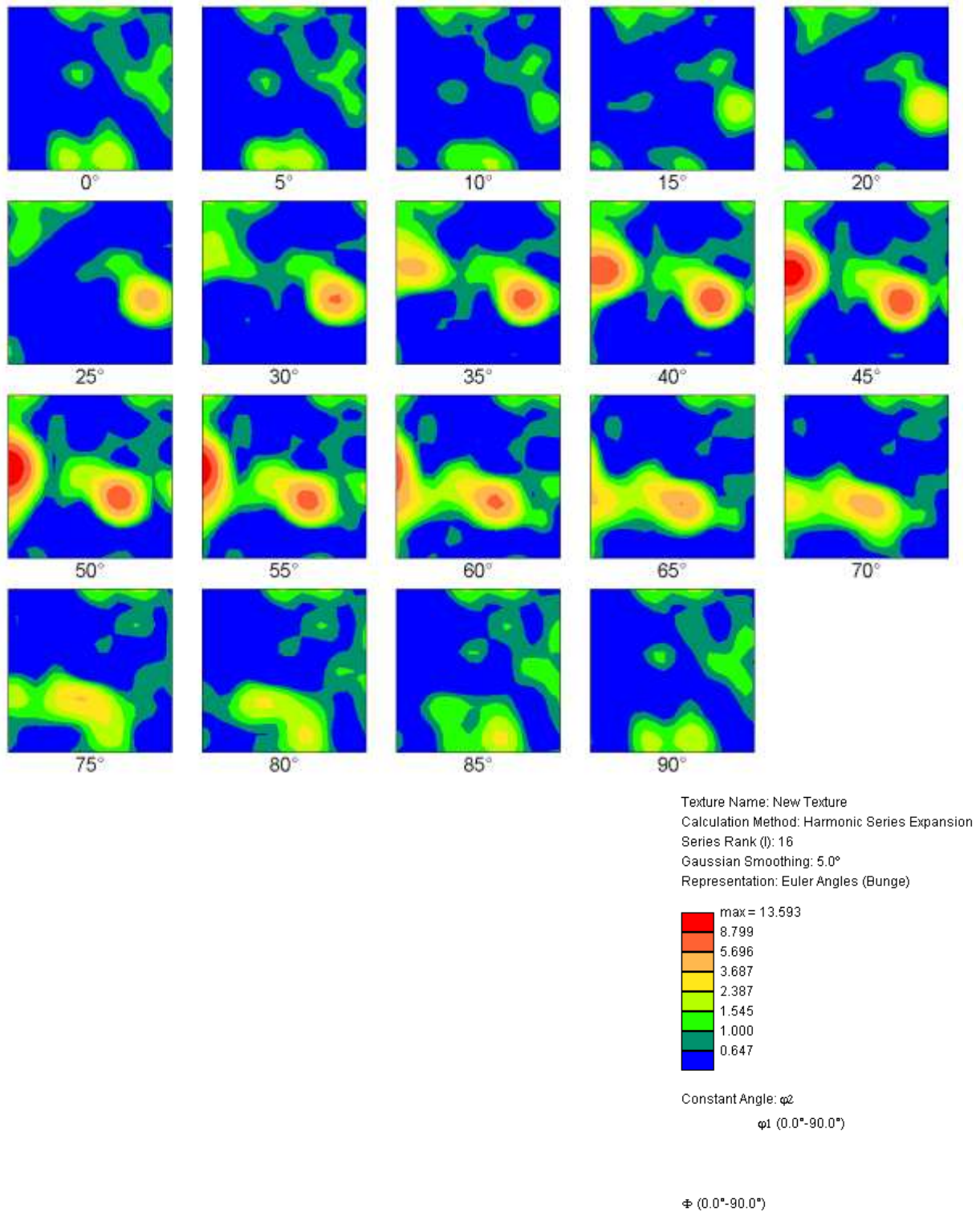


Figure III.10. Coupes de la FDOC de l'état déformé jusqu'à l'état de rupture obtenues à φ_2 constant par EBSD.

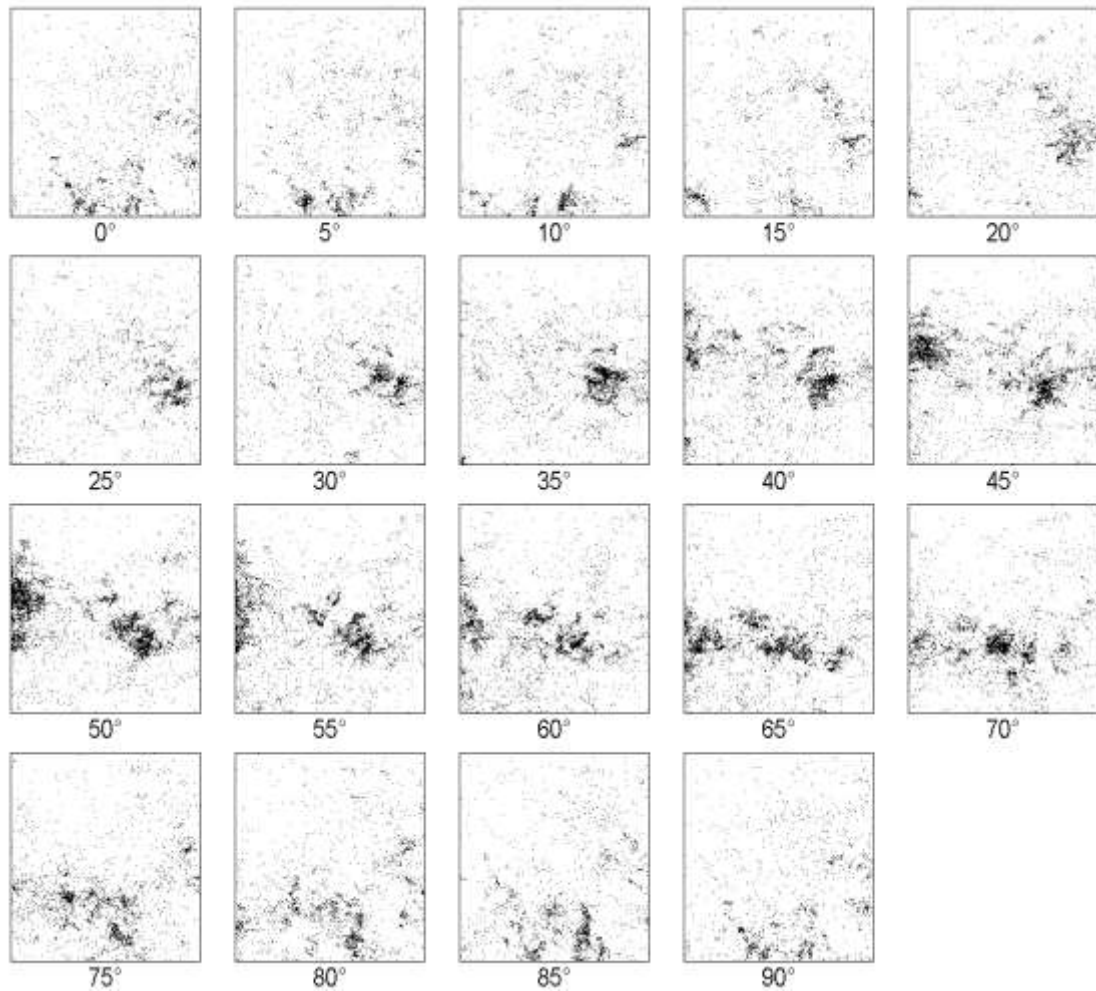


Figure III.11. Coupe de la FDOC sous forme de lignes de niveau de l'état déformé jusqu'à l'état de rupture obtenue à φ_2 constant par EBSD.

III.5.3. Figures de pôles inverses

La figure III.12, présente une série des figures de pôles inverses pour les orientations des grains de l'état déformé jusqu'à rupture. Nous observons une accentuation des textures en déformation, les changements observés à partir des figures de pôles (F.D.P.) directes ou de (F.D.P. inverses) sont similaires, Il y a une accentuation sur la densité de désorientation des grains en fonction des angles de mesures.

On peut alors constater que la méthode d'analyse des textures par figures de pôles inverses est méthode complémentaire et participe la compréhension des évolutions des propriétés mécaniques des matériaux à partir de l'évolution des caractéristiques cristallographiques.

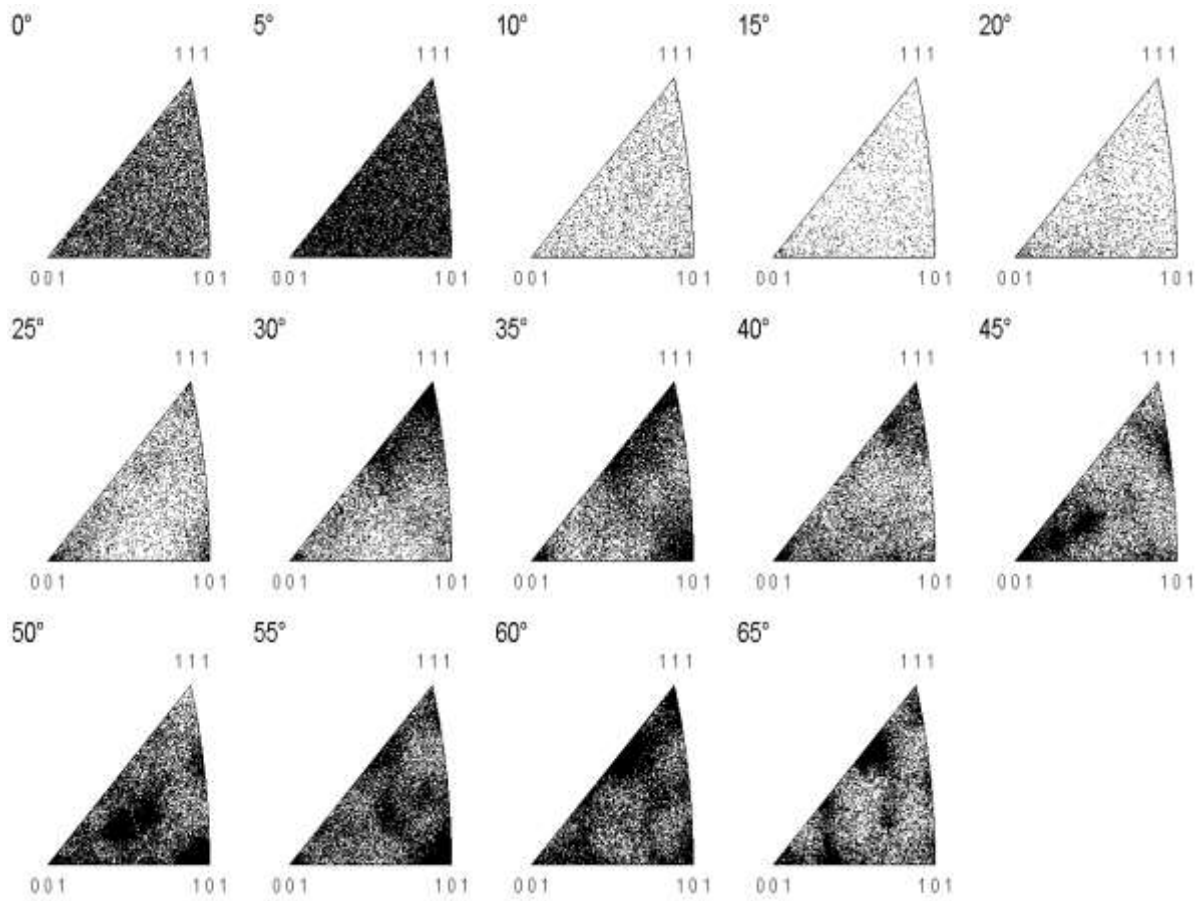


Figure III.12. Figures de pôles inverses [001] de l'état déformé à rupture obtenues par EBSD.

CONCLUSION ET PERSPECTIVES

CONCLUSION

Nous nous sommes intéressés dans ce travail au problème d'emboutissabilité des tôles minces destinées à la mise en forme. La tôle que nous avons considérée dans ce travail est une tôle d'acier doux d'épaisseur 1.5mm, utilisée pour la fabrication des réservoirs de camions et tracteurs. La mise en forme est effectuée par emboutissage. Nous avons considéré le comportement mécanique de la tôle en fonction des paramètres microstructuraux : morphologiques et cristallographiques. Nous avons procédé à une étude comparative entre les caractéristiques morphologiques et cristallographiques entre l'état initial et l'état déformé jusqu'à rupture de la tôle dans la direction de laminage DL.

- L'analyse morphologique de l'état initial a montré que la microstructure est bien recristallisée et les grains sont allongés dans la direction de laminage; nous pouvons noter l'existence des regroupements de petits et de gros grains. Il existe donc deux populations de grains, qui peuvent réagir différemment à une même sollicitation du matériau. Cette hétérogénéité de structure peut conduire à une hétérogénéité de distribution de contraintes internes durant la déformation par emboutissage. L'analyse de la distribution des angles de désorientation des grains a montré que la tôle est caractérisée par la présence des fractions des angles de misorientation élevés entre 30° à 55°. Ce phénomène est lié à l'étape de germination et croissance des grains. Une fraction des angles de désorientation d'un matériau trop élevée, limite son aptitude à la mise en forme de façon générale. De ce point de vue, la tôle considérée a moins de capacité de déformation plastique.

Par ailleurs, l'analyse de texture a montré que la tôle possède une texture de fibre de type $\{111\} \langle uvw \rangle$, renforcée par l'orientation $\{111\} \langle 110 \rangle$. L'orientation $\{111\} \langle 110 \rangle$ est l'orientation de déformation des structures cubiques centrées, et sa présence comme composante de pré-déformation facilite la mise en forme.

La détermination de textures des échantillons déformés jusqu'à rupture dans la direction DL, avec une analyse morphologique parallèle, nous a permis de faire un suivi de l'évolution des paramètres microstructuraux précédents, pour une prévision de comportement en emboutissage.

PERSPECTIVES

A l'issue de ce mémoire, plusieurs perspectives apparaissent :

- ✓ Les mesures de textures globales à différent taux de déformation permettraient certainement de mieux comprendre le rôle des orientations cristallographiques sur la déformation plastique en emboutissage.
- ✓ Il serait intéressant d'étudier la distribution des caractères des joints de grains sur les différentes surfaces des échantillons déformés, (DL, DT), (DL, DN) et (DT, DN), afin d'avoir une vue à trois dimensions du phénomène de plasticité.

Enfin, avec les possibilités expérimentales actuelles de caractérisation des matériaux en 3D, il est possible d'élargir notre travail par une simulation des paramètres microstructurales en 3D, afin d'expliquer les phénomènes observés.

RESUME

Nous nous sommes intéressés, dans ce travail aux textures de déformation d'un acier. La microstructure du matériau de l'état initial et de l'état déformé sont étudiés par SEM-EBSD. L'analyse morphologique a montré que la tôle est caractérisée par des grains allongés dans la direction du laminage (DL). Ce phénomène caractérise les aciers calmés à l'aluminium. L'analyse de texture cristallographique de l'état initial et l'état déformé a montré que la tôle possède une texture de fibre de type $\{111\} \langle uvw \rangle$, souhaitée pour l'emboutissabilité. Cette texture est renforcée par la composante $\{111\} \langle 110 \rangle$, La présence de composante $\{111\} \langle 110 \rangle$ à l'état initial comme composante principale, permet de faciliter la déformation dans le plan de la tôle.