

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

UNIVERSITE MOHAMED SEDDIK
BEN YAHIA - 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
Guedjali Chahra**

Intitulé

**ETUDE DE LA FORMATION DES TEXTURES D'UNE
TOLE MINCE D'ACIER DOUX DESTINEE A LA
DEFORMATION COMPLEXE**

Soutenu le : **21/07/2019** devant le jury:

Président :	F. ZEHANI	Prof. Univ. de Jijel
Rapporteur :	A. BOUMAIZA	Prof. Univ. de Jijel
Examineurs:	Y. BEGGAH	Prof. Univ. de Jijel
	Z. TaKKOUK	Prof. Univ. de Jijel

REMERCIEMENT

Avant tout je remercie Dieu, tout puissant, de m'avoir donné la force, le courage et les moyens de pouvoir accomplir ce modeste travail.

*Je tiens tout d'abord à remercier Monsieur **A. Boumaiza** qui a assuré la direction de ce travail. Je le remercie vivement de m'avoir constamment guidé et conseillé, ainsi que ces nombreux encouragements qu'il m'a prodigués m'ont permis de continuer mes travaux je veux exprimer dans cette occasion ma profonde respectueux attachement.*

*Je remercie Melle. **F. Zehani** pour avoir accepté d'être membre examinateur du jury.*

*Je remercie aussi, Mr. **Z. Takkouk** pour avoir accepté d'examiner ce travail.*

*Je remercie aussi Madame, **Y. Beggah** pour avoir accepté d'examiner ce travail.*

Enfin, mes remerciements les plus sincères vont à mes parents, ma sœur et mes frères, pour leurs aides, leurs encouragements et surtout pour leur soutien moral.

Je veux particulièrement remercier tous mes amis.

TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION GENERALE	1
 CHAPITRE I : Synthèse bibliographique.....	3
I.1. INTRODUCTION	4
I.2. EMBOUTISSAGE DES TÔLES MINCES	5
I. 3. NATURE DES DEFORMATIONS DANS L'EMBOUTISSAGE	6
I.3.1. L'essai d'emboutissage de coupelle à fond plat	6
I.3.2. Etude des contraintes et déformation dans l'emboutissage	7
I.3.3. Conditions de l'essai d'emboutissage.....	8
I.4. INFLUENCE DES PARAMETRES MICROSTRUCTURALES DES TÔLES MINCES SUR LEURS EMBOUTISSABILITE	9
I.4.1. Morphologie des grains	9
I.4.2. Cristallographie géométrique	10
I.4.2.1.Directions et plans cristallographique	10
I.4.2.2. Distances inter réticulaire	11
I.5. ALLIAGES	11
I.5.1. Diagramme binaire Fer-Carbone	12
I.5.2. Teneur de carbone	12
I.5.3. Phases de diagramme Fe-C.....	13
I.5.3.1. Ferrite.....	13
I.5.3.2. Austénite	13
I.5.3.3. Cémentite.....	13
I.5.3.4. Perlite.....	13
I.6. DEFORMATION DES MATERIAUX POLYCRISTALLINS	13
I.6.1. Influence de la taille des grains sur la limite d'élasticité.....	13
I.6.2 .Evolution morphologique et cristallographique en déformation	14
I.6. 3. Microstructure de dislocation	15
I.6.4. Striction dans les tôles minces	16
I.7. RELATION TEXTURE-ANISOTROPIE PLASTIQUE	16
I.7.1. Coefficient d'anisotropie R	17
I.7.2. Influence de la texture sur le coefficient d'anisotropie R.....	18
I.7.3. Nature des systèmes de glissement dans l'acier doux	20

I.7.4. Formation des textures dans les tôles minces d'acier doux	20
I.8. INFLUENCE DE LA TEXTURE CRISTALLOGRAPHIQUE SUR LE COMPORTEMENT MECANIQUE DE LA TÔLE	20
I.9. CARACTERISATION DES TEXTURES	21
I.9.1. Orientation d'un grain dans le poly-cristal	21
I.9.2. Les indices de Miller	22
I.9.3. Texture de fibre	22
I.10. REPRESENTATION GRAPHIQUE DES TEXTURES	23
I.10.1. Espace d'Euler.....	23
I.10.2. Figures de pôles	25
I.10. 3. Figure de pôles inverses	26
I.10.4. Textures de déformation	27
I.10.5. Texture de recristallisation	27
I.11. COMPOSITION CHIMIQUE DES TÔLES MINCES	27
CHAPITRE II : Matériaux et techniques d'analyse	29
II.1. INTRODUCTION	30
II.2. MATERIAUX ETUDIÉS	30
II.2.1. Origine et Forme	30
II.2.2. Historique et élaboration	30
II.2. 3. Composition chimique	30
II.3. PREPARATION DES ECHANTILLONS	31
II.3.1. Découpe et enrobage	31
II.3.2. Polissage mécanique	31
II.3.3. Polissage électrolytique	32
II.3.4. Attaque des échantillons.....	33
II.3. OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES	34
II.4.1. Microscope Optique	33
II.4.2. Microscopie électronique à balayage (MEB).....	34
II.4.2.1. Principe	34
II.4.2.2. Différentes étapes de Préparation.....	34
II.5. ANALYSE DES TEXTURES CRISTALLOGRAPHIQUES.....	35
II.5.1. Principe de mesure par RX	35
II.5.2. Mesure des orientations locales par EBSD	36

II-6- CARACTERISATION MECANIQUE	36
II.6.1.Essai de dureté Vickers	37
II.6.2.Essais de traction	38
II.6.2.1. Principe.....	38
CHAPITRE -III-:Résultats et discussions	41
III.1. INTRODUCTION	42
III.2. OBSERVATION MICROSCOPIQUES	42
III.2.1. Microscope optique.....	42
III.2.2. Microscope électronique à balayage.....	43
III.3. COMPORTEMENT MECANIQUE EN DEFORMATION.....	44
III.3.1. Caractéristiques mécaniques	44
III.3.2. Etats des surfaces déformées	45
III.4. MISE EN EVIDENCE DE L'ANISOTROPIE DE COMPORTEMENT PLASTIQUE	46
III.4.1. Echantillonnage.....	46
III.4.2. Analyse de la texture cristallographique par DRX	47
III.4.2.1. Texture de l'état initial	47
III.4.2.2. Texture des états déformés	49
III.4.2.2.1. Déformation dans la direction DL	50
III.4.2.2.2. Déformation dans la direction 15°/DL.....	51
III.4.2.2.3 Déformation dans la direction 30°/DL.....	52
III.4.2.2.4. Déformation dans la direction 45°/DL.....	53
III.4.2.2.5. Déformation dans la direction 60°/DL.....	54
III.4.2.2.6. Déformation dans la direction 75°/DL.....	55
III.4.2.2.7. Déformation dans la direction 90°/DL.....	56
III.4.3. Evolution de la densité des textures en déformation	57
III.4.4. Observation de la microstructure de la tôle par EBSD	58
III.4.5. Désorientation des joints de grains de l'état déformé.....	59
III.5. ANALYSE DES TEXTURES CRISTALLOGRAPHIQUE PAR EBSD.....	60
CONCLUSION GENERALE	61
REFERENCES.....	63

« La théorie, c'est quand on sait tout et que rien ne fonctionne. La pratique, c'est quand tout fonctionne et que personne ne sait pourquoi. Ici, nous avons réuni théorie et pratique. Rien ne fonctionne et personne ne sait pourquoi ! ».

Albert Einstein (1879-1955)

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

Les processus d'élaboration et de mise en forme des pièces mécaniques sont à l'origine du comportement anisotropie des tôles laminées en acier. Ce comportement est principalement causé par l'état microstructural et mécanique du matériau, notamment la texture morphologique et la texture cristallographique [1-4]. Chaque nuance d'acier aura donc une réponse différente lors d'un processus de mise en forme.

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. La variation de la réponse plastique, dans le plan de la tôle, peut conduire à des amincissements locaux ou des microfissures [5-7]. Ce comportement entraînera l'arrêt de la déformation global à un stade très inférieur à celui qui l'on aurait pu espérer.

Au cours des années 1970-1980, de nombreuses recherches ont permis de cerner les propriétés structurales que doit posséder une tôle destinée à l'emboutissage, c'est-à-dire les paramètres qu'elle doit posséder pour subir ce type de déformation [8]. Si les matériaux utilisés ne possèdent pas les caractéristiques adéquates, des problèmes peuvent se présenter au cours de l'emboutissage : des fissurations, des plissements, des cornes d'emboutissage ou des amincissements locaux.

Le but de ce travail est d'étudier l'influence de l'anisotropie structurale, morphologique et cristallographique, sur l'aptitude à la déformation plastique des tôles minces. Nous avons considéré l'évolution, dans le plan de la tôle, des caractéristiques microstructurales et mécaniques (forme, taille, distribution géographique des grains, précipités et textures cristallographiques) et leur influence sur le comportement mécaniques des tôles.

Ce travail, comporte trois chapitres :

Le **premier chapitre** constitue une synthèse bibliographique sur l'anisotropie du comportement plastique en relation par la texture morphologique et cristallographique des tôles minces destinées à la mise en forme.

Le **second chapitre** est consacré à la présentation des matériaux considérés dans leur état de réception et les techniques expérimentales utilisées.

Le **troisième chapitre** regroupe les résultats obtenus par l'analyse par microscopie optique, essais mécaniques, diffraction des Rayons X, et par EBSD, nous montrons l'évolution des caractéristiques morphologiques et cristallographiques dans le plan de la tôle en fonction des taux de déformation. Nous présentons les changements des orientations cristallographiques par rapport à l'état initial. Une analyse locale plus fine par EBSD a été effectuée pour préciser les changements des orientations cristallographiques observée.

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

CHAPITRE -I-

Chapitre -I-

Synthèse bibliographique

Ce chapitre est une étude bibliographique centrée autour de les déformations et les textures cristallographiques dans les matériaux métalliques. Premièrement en parle de la structure cristalline, la cristallographie géométrique, en suite en prend les déformations dans les matériaux et leur mécanismes, en fin en définie les textures et leur évolution en déformation par emboutissage.

I.1. INTRODUCTION

Les produits plats minces sont parmi les productions les plus importantes de l'industrie sidérurgique : environ 42% de la production mondiale d'acier brut, dont 23.5% pour les seules tôles minces laminées à froid, 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 figure I.1 montre la production française des différents types des tôles laminés entre les années : 1963 et 1975.

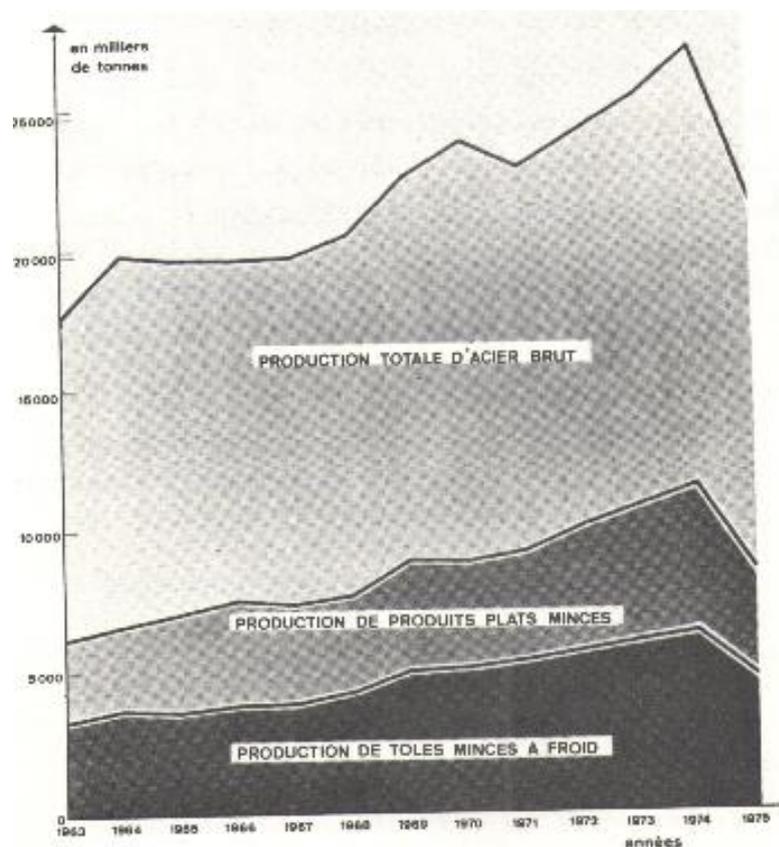


Figure I.1 : Evolution comparée de la production française d'acier, de produits plats minces et de tôles minces à froid en acier.

Il est donc clair que toute amélioration du processus de fabrication ou des propriétés d'emploi de ces produits sera économiquement très intéressante et justifie la poursuite d'importantes recherches.

L'étude présentée dans ce texte est relative à un aspect particulier de ces recherches : l'analyse de la formation des textures des tôles minces d'acier doux en vue d'améliorer leurs propriétés d'emploi.

De nombreuses études ont montré que la déformation complexe des tôles minces d'acier doux était étroitement liée à l'anisotropie de leurs propriétés plastiques. Une synthèse de ces travaux a été présentée dans la publication référencée [9].

I. 2. EMBOUTISSAGE DES TÔLES MINCES

L'emboutissage est une opération qui consiste à transformer une tôle mince en une surface non plane. Généralement, l'emboutissage est réalisé à température ambiante, par presse mécanique ou hydraulique. Il existe aussi des procédés utilisant d'autres sources d'énergie, comme les explosions ou les champs magnétiques [10]. Ce procédé de mise en forme est appliqué à de nombreux matériaux, en particulier les aciers doux, extra-doux et inoxydables, l'aluminium et les alliages d'aluminium, le cuivre et les alliages de cuivre, ainsi que d'autres métaux ductiles.

La réussite d'un embouti dépend de trois facteurs interdépendants : la forme des outils, la lubrification et les caractéristiques structurales de la tôle. Du fait de la multiplicité des interactions existant entre ces différents paramètres, le phénomène d'emboutissage est complexe et reste difficile à étudier.

Si les deux premiers facteurs relèvent d'un aspect mécanique, le dernier est essentiellement métallurgique. En effet, différents paramètres structuraux influencent l'aptitude à la déformation plastique de la tôle, en particulier son emboutissabilité :

- La nature de réseau cristallin ;
- Les caractéristiques morphologiques des grains : forme, taille et distribution géographique des grains ;
- La distribution des orientations de grains, soit la texture du matériau ;
- La présence de particules de seconde phase, ségrégations ou précipités intra ou Inter-granulaires.

L'anisotropie des propriétés plastiques intervient fortement dans le comportement du matériau. Dans certains cas, sous l'effet de sollicitations complexes, le développement de cette anisotropie conduit à des effets néfastes. La variation de la réponse plastique, dans le plan de la tôle, peut conduire à la formation de cornes d'emboutissage ou, dans

des cas plus graves, à des amincissements locaux, pouvant donner lieu à des ruptures au cours de la mise en forme [11].

La rupture des tôles minces se produit, le plus souvent après une instabilité plastique qui résulte de la présence de deux effets opposés [12-13] : d'une part, la réduction de la section, d'autre part, la consolidation du matériau par écrouissage. Elle peut cependant se produire sans déformations préalables importantes, sous des contraintes généralisées qui sont souvent du domaine élastique. On se trouve alors en présence de la rupture brutale.

I. 3. NATURE DES DEFORMATIONS DANS L'EMBOUTISSAGE

Au cours d'une mise en forme par emboutissage, le métal subit simultanément plusieurs modes de déformation. La géométrie de cette mise en forme étant généralement complexe, elle implique des sollicitations du matériau différentes selon les zones de l'embouti. C'est cette anisotropie de comportement qui rend l'emboutissage impossible à normaliser. Les études sur la mise en forme par emboutissage sont toujours faites suivant le cas considéré.

I.3.1. L'essai d'emboutissage de coupelle à fond plat

Ce procédé nécessite une presse hydraulique ou mécanique équipée d'un outillage constitué essentiellement par un poinçon et une matrice. En général, on ajoute un serre-flan pour prévenir le plissement de la tôle en périphérie du poinçon. Le métal subit une déformation permanente lorsque la tôle est entraînée par le poinçon dans la matrice. On nomme « embouti » le corps creux avec une paroi plus ou moins cylindrique et un fond, obtenu par emboutissage.

L'emboutissage consiste alors à fabriquer, à partir d'un flan plan de faible épaisseur, une pièce de forme complexe généralement non développable (Figure I.2(a) et I.2(b)). Le flan étant plaqué, avec une certaine force contre la matrice, par le serre-flan et, mis en forme par avancée du poinçon à l'aide d'une presse. La figure I.3 montre une pièce emboutie d'une carrosserie automobile.

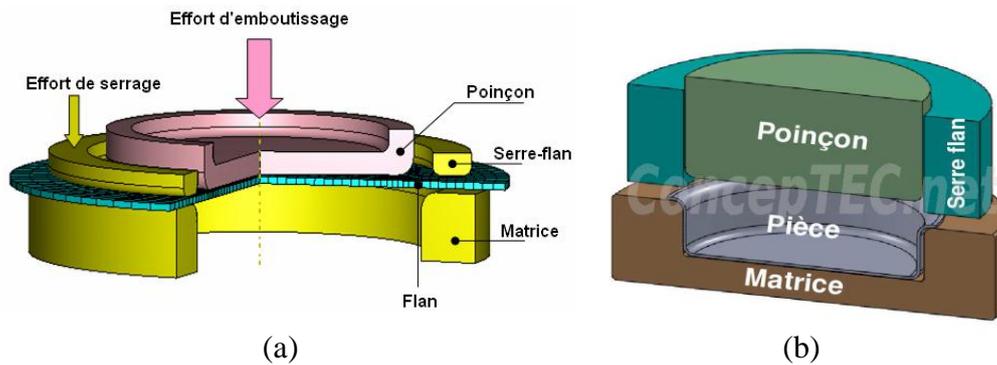


Figure I.2 : Procédé d'emboutissage.



Figure I.3 : Pièce emboutie d'une carrosserie de voiture.

I.3.2. Etude des contraintes et déformation dans l'emboutissage

L'étude du procédé d'emboutissage passe par l'analyse des déformations plastiques et des états de contraintes rencontrés en emboutissage.

Au cours de l'opération de la mise en forme, chaque portion du flan subit des déformations imposées par la forme des outils. Ces déformations correspondent à un état de contrainte spécifique. L'état mécanique de chaque élément est défini par les déformations principales (ε_1 , ε_2 , ε_3) et par les contraintes principales (σ_1 , σ_2 , σ_3) (Figure I.4).

ε_1 : Déformation dans la direction de laminage DL ;

ε_2 : Déformation dans la direction transversale DT ;

ε_3 : Déformation dans la direction normale DN.

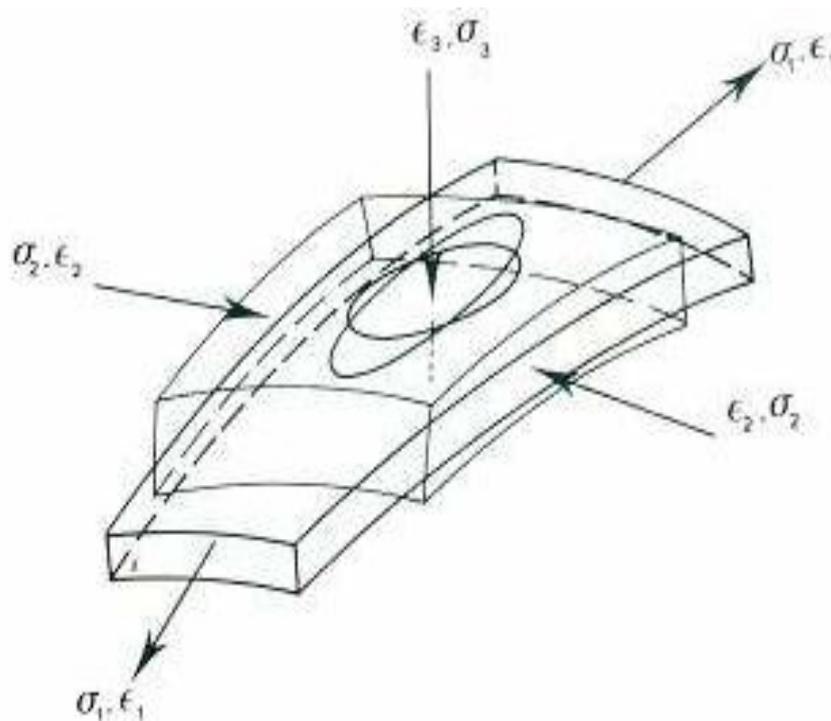


Figure I.4 : Etats de contrainte et de déformation d'un élément fini de tôle mince.

I.3.3. Conditions de l'essai d'emboutissage

La mise en œuvre par emboutissage doit tenir compte de certaines propriétés du matériau (écrouissage important, tendance au grippage, résistance à la corrosion...) et des conditions de mise en œuvre telles que :

- Les outils doivent avoir un état de surface aussi parfait que possible, notamment les matrices et les serres-flans ;
- Le jeu doit être suffisant pour éviter le grippage ;
- Le serre-flan doit être réglé pour ne pas empêcher le métal de s'écouler rapidement et pour qu'il n'y ait pas de formation de plis sur la collerette ;
- Les lubrifiants utilisés sont des huiles spéciales pour aciers résistants aux fortes pressions ;
- La vitesse d'emboutissage est un facteur important des conditions de travail. Pour

les nuances austénitiques, une vitesse de 6 m/mn est fréquemment utilisée. Pour les aciers doux emboutis difficiles, il est nécessaire de réduire cette vitesse.

I.4. INFLUENCE DES PARAMETRES MICROSTRUCTURALES DES TÔLES MINCES SUR LEURS EMBOUTISSABILITE

I.4.1. Morphologie des grains

Un matériau poly-cristallin est formé d'une multitude de petits volumes appelés grains dont la taille varie en général de 0.1 à 200 μm . Les grains sont limités par les joints de grains(Figure I.5) .

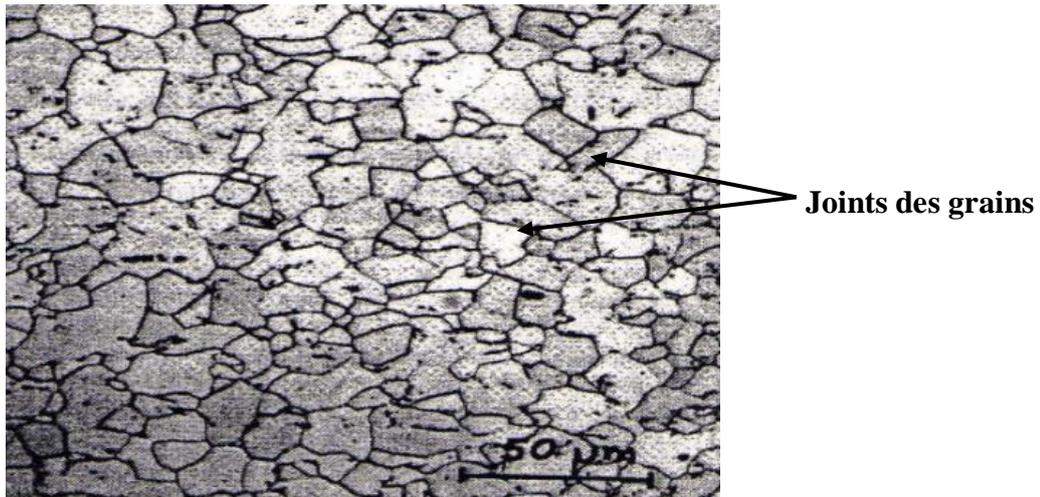


Figure I.5 : Microstructure d'un matériau poly-cristallin observée par microscope optique [14] .

Chaque grain est en fait un monocristallin constitué d'un empilement régulier d'atomes métalliques dont la cohésion est due à des attractions inter atomiques . La représentation de cet empilement est schématisée dans la figure I.6 .

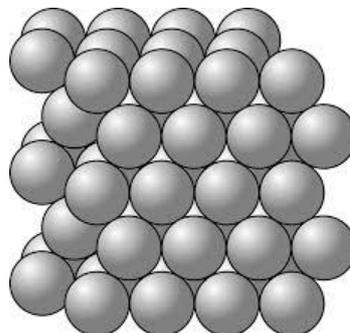


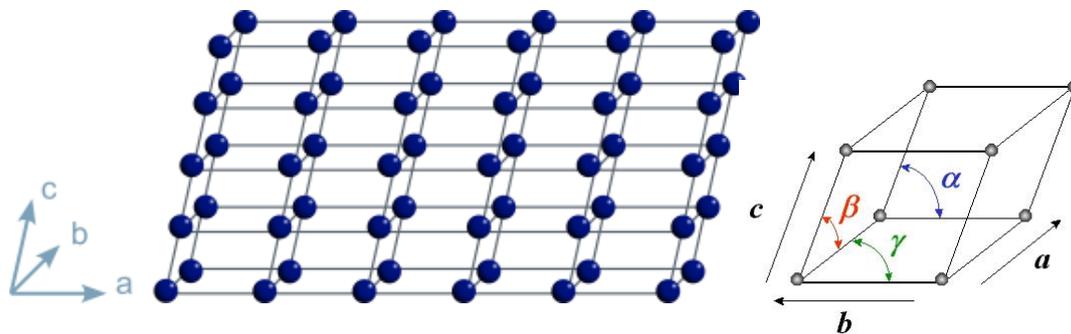
Figure I.6 : Empilement régulier d'atomes suivant le modèle de sphères dures .

I.4.2. Cristallographie géométrique

La cristallographie est la science qui étudie les matériaux cristallins : leurs structures atomiques, les relations entre structures et propriétés et la classification des structures cristallines. Il s'agit d'une science interdisciplinaire : elle est appliquée dans les domaines de la physique, de la chimie, de la biologie, de la minéralogie... Elle utilise la diffraction des rayons X, neutrons ou électrons par les cristaux.

I.4.2.1. Directions et plans cristallographiques

Dans chaque réseau, on définit des directions cristallographiques passant par deux nœuds du réseau et des plans cristallographiques passant par trois nœuds du réseau non alignés. Une direction est définie à partir des vecteurs unitaires $\vec{a}, \vec{b}, \vec{c}$ par le vecteur $\vec{n} = u\vec{a} + v\vec{b} + w\vec{c}$. Les indices de la direction sont notés : $[uvw]$ s'il s'agit d'une direction (ou des directions équivalentes parallèles), $\langle uvw \rangle$ s'il s'agit de la famille de directions équivalentes obtenues par symétrie (Figure I.7).



a, b et c : longueurs des arêtes

α, β et γ : angles entre les arêtes

Figure I.7 : Réseau et maille unitaire d'une structure cristallographique.

Le plan (hkl) considéré coupe les axes en $\frac{a}{h}, \frac{b}{k}, \frac{c}{l}$. Les indices du plan appelés indices de Miller sont notés (hkl) s'il s'agit d'un plan (ou des plans équivalents parallèles) $\{hkl\}$ s'il s'agit de la famille de plans équivalents obtenus par symétrie (Figure I.8).

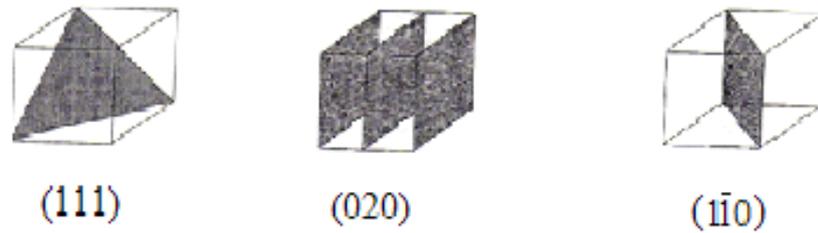


Figure I.8 : Indices de Miller de plans dans le système cubique.

I.4.2.2. Distances inter réticulaire

Les séries de plans équivalentes parallèles sont caractérisées par leurs distances inter réticulaires d , qui sont reliées aux indices de Miller h , k , l et aux paramètres du réseau. Il faut remarquer que plus les indices de Miller sont des nombreux, plus les distances inter atomiques sont petites (Figure 1.9).

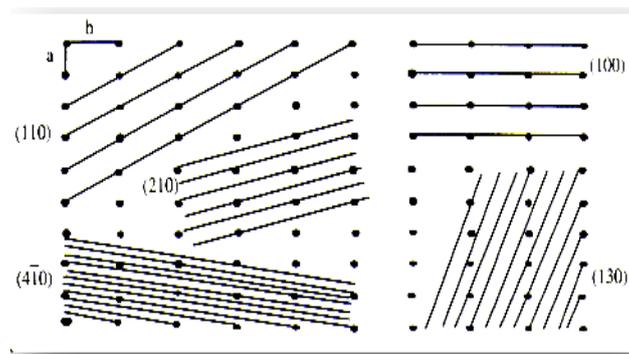


Figure I.9 : Distances inter atomiques dans les plans cristallographique.

Les distances d , inter atomiques, dans les matériaux métalliques sont de l'ordre de quelques angströms, c'est-à-dire de l'ordre de grandeur des longueurs d'onde des rayons x, ce qui permettra les phénomènes de diffraction.

I.5. ALLIAGES

L'alliage est constitué d'un métal de base auquel on ajoute des atomes d'un autre métal en vue d'accroître les caractéristiques mécaniques: limite élastique, allongement à la rupture, résistance à la traction et dureté Vickers.

Les matériaux cristallisés sont généralement constitués d'un ensemble de grains ou cristaux et ce de façon compact, ils sont poly-cristallins. La frontière entre deux cristaux s'appelle le joint de grain. Ceci étant la surface limite de deux éléments anisotropes et d'orientation différente, qui fait l'interface pour la transmission de déformation et de contrainte de chacun des cristaux.

I.5.1. Diagramme binaire Fer-Carbone

Ce diagramme est très important pour les opérations de production, formage, soudage, et traitement thermique des aciers et des fontes. Avant de l'utiliser, il est nécessaire de comprendre les différentes régions et les limites d'utilisation de ces domaines dans l'industrie sidérurgique.

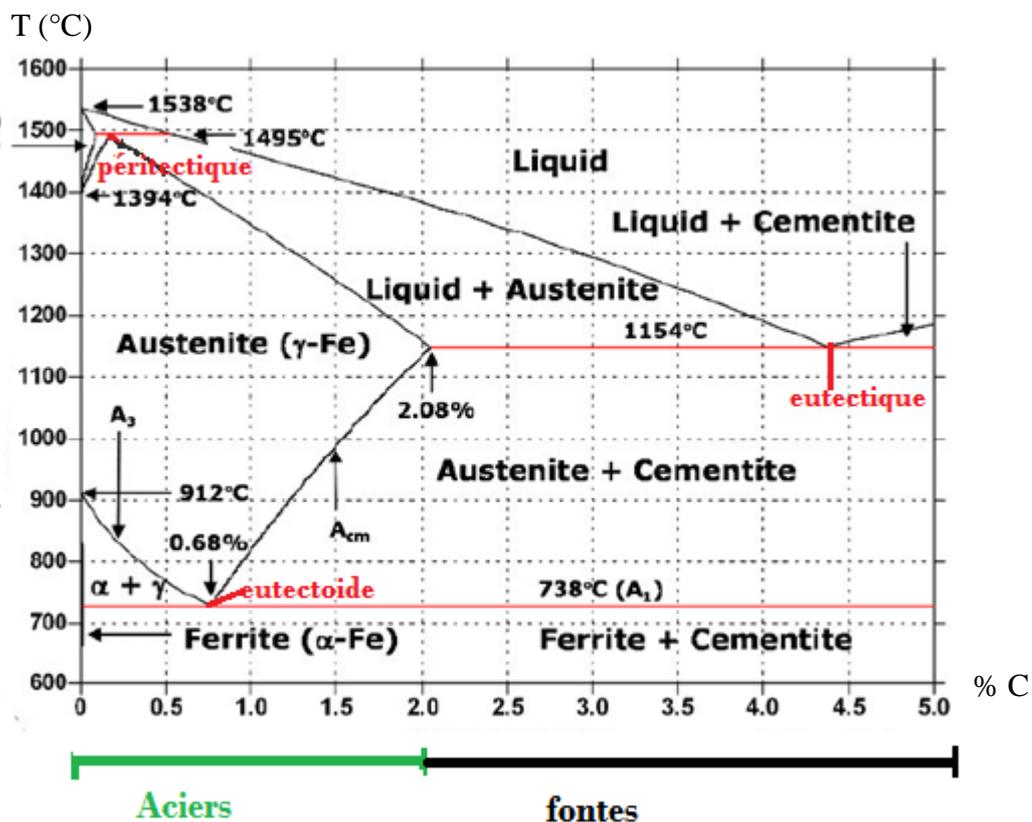


Figure I.10 : Diagramme de phase Fer-Carbone

I.5.2. Teneur de carbone

A partir de ce diagramme Fer-Carbone on aura :

- (0,022 à 0,68 % de carbone) sont les aciers Hypoeutectoïdes. Ils sont le plus Malléables. (0,68 % de carbone) c'est l'acier eutectoïde.

- (0.68 à 2.08 % de carbone) : les aciers hypereutectoïde qui sont les plus durs et ne son pas réputé soudables.
- (2.08 %) de carbone correspond à la zone d'influence de l'eutectique (lédéburite) ; il existe toutefois des aciers lédéburitiques.

I.5.3. Phases de diagramme Fe-C

I.5.3.1. Ferrite

Cette phase contient une très petite quantité de carbone. La ferrite est aussi connue sous le terme de ferrite alpha ou fer alpha. Cette phase contient un maximum de 0.02% de carbone à 727°C. Lorsque la température augmente jusqu'à 912°C, la teneur en carbone dans la ferrite tend vers zéro. Aussi, lorsque la ferrite est refroidie à température ambiante, la quantité de carbone diminue. La formation de la ferrite commence dès qu'un acier ou une fonte est refroidie en dessous de 727°C. La structure ferritique est cubique centrée.

I.5.3.2. Austénite

L'austénite c'est la dernière zone importante sur le diagramme fer-carbone. Cette phase est stable au-dessus de 727°C et en dessous de 1538°C. L'austénite peut contenir 1.86% de carbone.

I.5.3.3. Cémentite

La cémentite pure a la formule moléculaire Fe₃C. Elle contient 6.69% de carbone. A cause de cette haute teneur en carbone.

I.5.3.4. Perlite

La perlite est une combinaison de ferrite et de cémentite. Ces deux phases se trouvent en couches alternées dans la microstructure. La perlite pure se forme à 727°C, et contient 0.77% de carbone.

I.6. DEFORMATION DES MATERIAUX POLYCRISTALLINS

I.6.1. Influence de la taille des grains sur la limite d'élasticité

La limite d'élasticité d'un métal poly-cristallin est donnée par la relation de Hall :

$$\sigma_e = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}} \quad (\text{I-1})$$

Où **d** est le diamètre moyen des grains, **σ₀** est la limite d'élasticité du monocristal et **K** un coefficient dépendant du matériau et de la température. L'augmentation de la taille

des grains améliore l'emboutissabilité des tôles minces, mais il faut cependant savoir que cette augmentation de la taille des grains n'est pas limitée. Des grains trop gros entraînent l'apparition de nombreux défauts de surface lors de l'emboutissage tels que peau d'orange.

I.6.2 .Evolution morphologique et cristallographique en 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 (facteur de Schmidt), dans des configurations minimisant l'énergie totale. Se forment ainsi 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.

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 densité de dislocations.

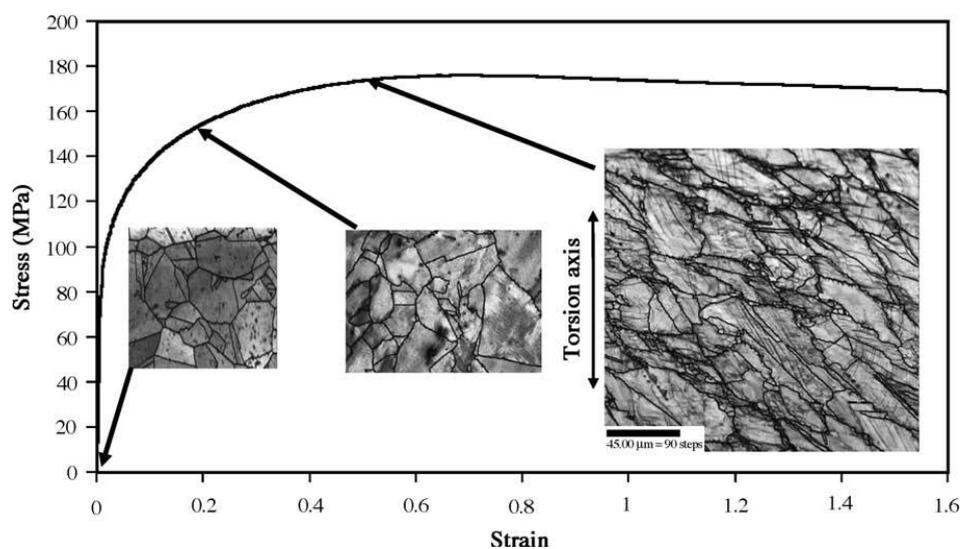


Figure I.10 : Evolution de la microstructure pendant la déformation par essai de traction [15].

En raison de ces hétérogénéités de déformation, l'énergie globale stockée dans le matériau est répartie de manière hétérogène entre les différents grains et même dans un grain, selon la forme et la perfection de cette sous-structure. Il est à souligner que certaines orientations cristallographiques stockent plus d'énergie que d'autres :

$$E[\{100\}\langle uvw \rangle] < E[\{112\}\langle uvw \rangle] < E[\{111\}\langle uvw \rangle] < E[\{110\}\langle uvw \rangle] \quad (I-2)$$

où E correspond à l'énergie stockée [16].

Les changements d'orientation des grains entraînent une formation d'une texture dite : texture de déformation. Une texture non adéquate crée des problèmes au cours de la mise en forme, tels que des fissurations ou des amincissements locaux [17-18]. Les propriétés des métaux issus des procédés de mise en forme par de grandes déformations plastiques, tels que l'emboutissage ou le laminage, sont très sensibles aux microstructures de déformation. En particulier, les textures globales contrôlent l'anisotropie du produit, ainsi que les micro textures; les arrangements spatiaux des sous grains et de leurs orientations contrôlent les écrouissages.

Comme toutes les propriétés tensorielles, la plasticité d'un monocristal varie avec la direction considérée. La présence d'orientation préférentielle, dans la répartition des orientations des grains du matériau poly-cristallin, implique un effet analogue. Cette anisotropie de comportement plastique peut être à l'origine de nombreux problèmes au cours de la mise en forme, si elle est mal contrôlée. Au contraire, si elle est bien contrôlée, elle peut améliorer le comportement du métal.

1.6. 3. Microstructure de dislocation

Au cours de la déformation plastique, il y a une multiplication des dislocations. La figure I.12, montre la multiplication des dislocations dans un acier déformé à température ambiante.

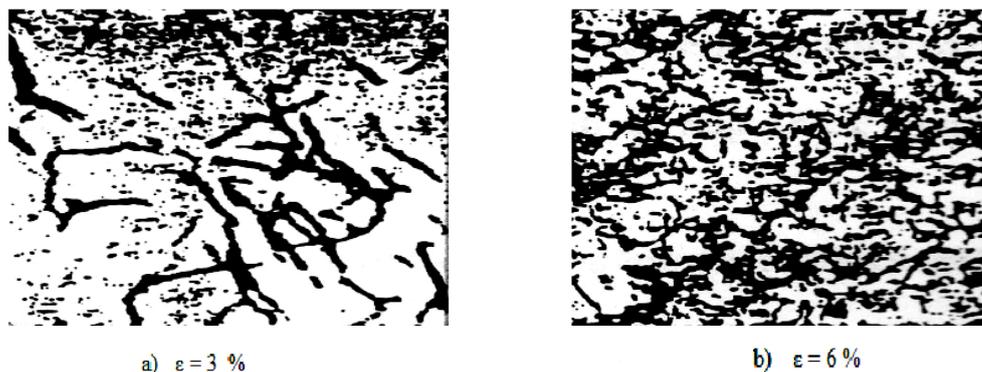


Figure I.12 : Multiplication des dislocations au cours de la déformation plastique.

Tout processus gênant la création et le mouvement des dislocations entraînera une limite élastique plus élevée et une consolidation plastique plus importante. (Dislocations elles-mêmes, joints de grains, précipités...).

I.6.4. Striction dans les tôles minces

Au cours du processus de déformation plastique, la déformation du métal devient de plus en plus difficile, la localisation de la déformation, appelée striction, peut se produire dans différentes régions de la tôle.

Le phénomène de localisation est le résultat d'un effet de structure (chargement, géométrie de la pièce) et d'un effet matériau (propriétés microstructurales, provenant de la déformation cristalline sur des plans et suivant des directions). Ce phénomène de localisation sous forme de bandes est observé, pour différentes sollicitations sur plusieurs échelles de grains et pour des déformations inférieures à 40% dans les tôles minces d'aciers doux.

Les bandes de localisation sont appelées bandes de cisaillement, bandes de pliage, ou plus généralement macro-bandes. Elles sont liées à une instabilité au cours de la déformation plastique.

I.7. RELATION TEXTURE-ANISOTROPIE PLASTIQUE

L'anisotropie des propriétés plastique d'une tôle mince est caractérisée par :

- L'anisotropie de la géométrie de déformation d'une éprouvette de traction, anisotropie décrite par le coefficient d'anisotropie R (α). La valeur moyenne R_{moyen}

de ce coefficient est directement reliée à l'emboutissabilité, qui est d'autant meilleure que le coefficient R_{moyen} est grand.

- L'évolution dans le plan de la tôle des caractéristiques mécaniques : limite d'élasticité, résistance, allongement et coefficient d'érouissage.

I.7.1. Coefficient d'anisotropie R

La mesure de ce coefficient se fait à partir des déformations transversales, déterminées à partir des variations de largeur et d'épaisseur de la section de l'éprouvette de traction. On a

$$R = \varepsilon_{22} / \varepsilon_{33} \quad (\text{I. 3})$$

Où :

- ε_{22} : la déformation dans la direction transversale DT ;
- ε_{33} : la déformation dans la direction normale DN.

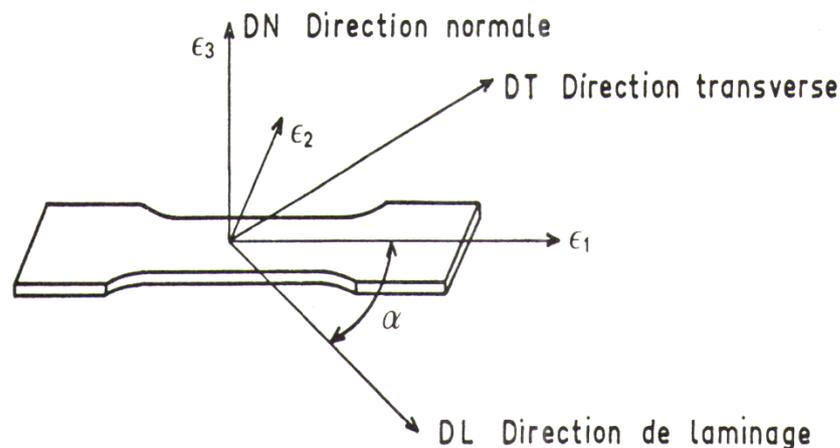


Figure I.13 : Définition du coefficient d'anisotropie d'une tôle mince $R(\alpha) = \frac{\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{33}}$.

Le coefficient d'anisotropie R est lié à l'emboutissage en treint. C'est un paramètre qui peut caractériser l'aptitude à une déformation homogène, au cours d'une mise en forme complexe. Il représente la résistance à l'amincissement dans différentes directions du plan de la tôle. Sa variation, dans le plan de la tôle, est représentée conventionnellement par la relation suivante:

$$\Delta R = \frac{(R(0^\circ) + R(90^\circ) - 2R(45^\circ))}{2} \quad (\text{I.4})$$

L'apparition de cornes d'emboutissage ou, dans une situation plus grave, la rupture des tôles, peut être reliée aux variations de R et ΔR dans le plan de la tôle mince [19]. Les variations de R et ΔR traduisent donc l'aptitude du matériau à la déformation par emboutissage. Les conditions d'emboutissage sont optimales pour une valeur de R élevée, avec une variation ΔR faible, voire proche de zéro, c'est-à-dire une valeur de R toujours élevée, quelle que soit la direction de sollicitation, dans le plan de la tôle.

La relation (I.4) indique que :

- Si $\Delta R > 0$, des cornes d'emboutissage apparaissent pour $\alpha = 0^\circ$ et 90° ;
- Si $\Delta R < 0$, elles apparaissent à 45° ;
- Si ΔR proche de 0, le comportement plastique correspond à un état d'isotropie plane ; c'est le cas idéal pour un emboutissage circulaire.

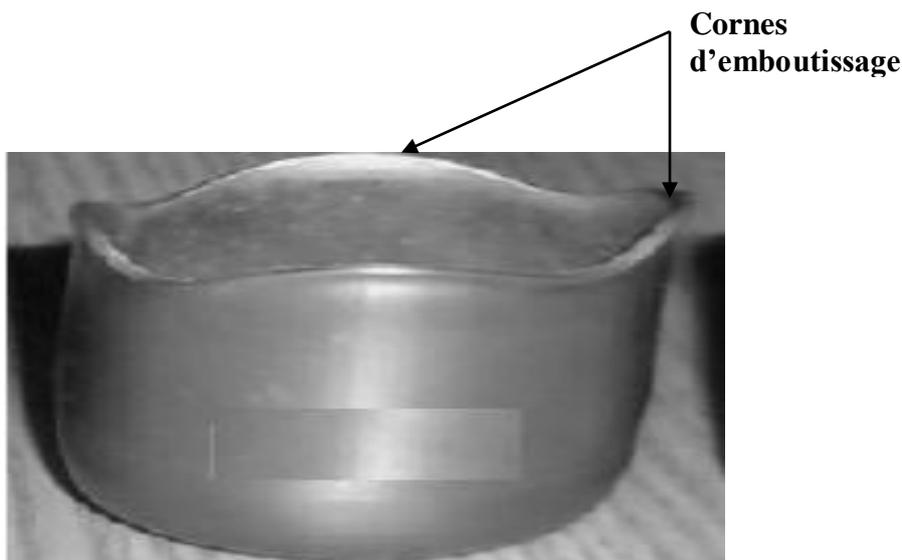


Figure I.14 : Formation de cornes d'emboutissage.

I.7.2. Influence de la texture sur le coefficient d'anisotropie R

La texture du matériau n'est pas uniquement une caractéristique cristallographique, c'est un paramètre qui intervient dans son comportement ultérieur. Comme dans un monocristal certaines propriétés physiques varient en fonction de la direction considérée, la présence d'orientations préférentielles, dans la répartition des orientations de grains du matériau poly-cristallin, implique un effet analogue.

La figure I.15 montre l'évolution du coefficient d'anisotropie R d'une tôle, initialement isotrope, en fonction des différentes composantes de texture, pour les aciers ferritiques. Nous pouvons noter les comportements suivants :

- les orientations $\{111\} \langle 110 \rangle$ ou $\{111\} \langle 112 \rangle$ conduisant à des valeurs de R moyen élevées, avec des variations ΔR faibles ; de façon générale, les composantes $(111) \langle uvw \rangle$ sont favorables à la déformation par emboutissage [19].
- les orientations $\{100\} \langle 011 \rangle$ conduisant à des valeurs de R moyen, avec des variations de ΔR faibles ; en composantes majoritaires, elles sont donc défavorables à la mise en forme [20].

Du fait de ces composantes, les études faites sur les aciers sont basées sur le développement de textures de type $\{111\} \langle uvw \rangle$, pour obtenir des valeurs élevées de R_{moyen} et se rapprocher d'un comportement isotrope. Il faut remarquer, qu'à variation de volume égale, diminuer la composante de plan $\{100\}$ est nettement plus profitable que d'augmenter les composantes $\{111\}$ [21]. Le renforcement ou l'affaiblissement d'une composante de texture ne modifie pas seulement R dans une direction, mais le modifie dans toutes les directions du plan de la tôle.

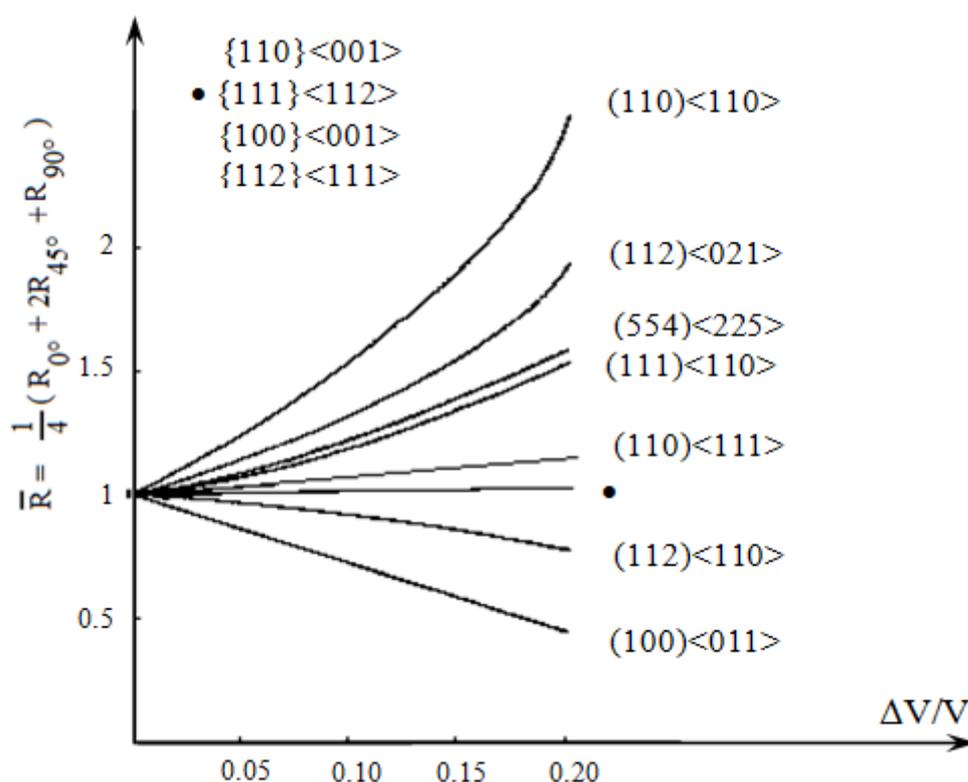


Figure I.15: Evolution du coefficient d'anisotropie R moyen des tôles d'aciers extra-doux en fonction d'un accroissement $\Delta V/V$ de diverses composantes de la texture [22].

I.7.3- Nature des systèmes de glissement dans l'acier doux

Dans les matériaux de structure cubique centrée, et dans le fer et l'acier doux en particulier, si la direction de glissement est toujours bien définie (direction $\langle 111 \rangle$), les données sur la nature des systèmes de glissement diffèrent et sont souvent contradictoires. Les résultats des observations peuvent se classer en deux groupes :

- Les plans de glissement sont des plans cristallographiques de type $\{110\}$, $\{112\}$ et $\{123\}$ interviennent concurremment à la température ambiante ;
- Les plans de glissement sont des plans quelconques.

I.7.4. Formation des textures dans les tôles minces d'acier doux

Plusieurs études ont été montrées que les paramètres du cycle de fabrication sont importants et qu'il faut contrôler pour obtenir des tôles ayant une texture favorable à l'emboutissage (coefficient d'anisotropie moyen R élevé donc composantes $\{111\}$ très intenses et composantes $\{100\}$ aussi faibles que possible).

Le cycle de fabrication des tôles minces d'acier doux étant relativement complexe : laminage à chaud puis froid et recuit de recristallisation. Le nombre de paramètres caractérisant ce cycle est relativement grand. Mais les textures de laminage à chaud étant très peu marquées et les textures de laminage à froid dépendant presque uniquement du taux de réduction au laminage, on peut en première approximation considérer que la phase la plus importante pour la formation des textures des tôles minces est l'opération de recuit (phase finale du cycle de fabrication).

Depuis de nombreuses années on sait que parmi toutes les tôles d'acier doux fabriquées industriellement les tôles en acier calmé à l'aluminium ont une meilleure texture et donc une meilleure emboutissabilité que les tôles en acier effervescent.

I.8. INFLUENCE DE LA TEXTURE CRISTALLOGRAPHIQUE SUR LE COMPORTEMENT MECANIQUE DE LA TOLES

La texture cristallographique peut être considérée en premier lieu comme une caractéristique structurale du matériau ; mais elle constitue surtout un paramètre qui

intervient de façon essentielle dans son comportement ultérieur. En effet, il est bien établi actuellement que l'anisotropie de comportement plastique dépend, entre autres paramètres, de la texture initiale du matériau.

Dans un matériau réel poly-cristallin (industriel), les orientations des grains se situent de façon préférentielle dans l'espace des orientations ou espace d'Euler. La présence d'une texture cristallographique est alors caractérisée en termes d'orientations idéales.

I-9. CARACTERISATION DES TEXTURES

I.9.1. Orientation d'un grain dans le poly-cristal

La description d'un grain dans un poly-cristal nécessite 6 paramètres : 3 paramètres de position et 3 paramètres d'orientation. Mais, si nous considérons que la répartition des grains est homogène sur l'ensemble de l'échantillon (c'est-à-dire qu'il n'y a pas de texture géographique) et que le nombre de grains est suffisamment élevé ($\geq 10^3$), nous pouvons nous limiter aux trois paramètres d'orientation. Rappelons que, de façon générale, ces deux hypothèses subordonnent l'utilisation des techniques de diffraction.

Les trois paramètres d'orientation permettent de caractériser le référentiel lié à l'échantillon et celui lié au cristal, l'un par rapport à l'autre. Le référentiel échantillon est défini par la direction de laminage DL, la direction transverse DT et la normale au plan de l'échantillon DN (Figure I.16). Le référentiel cristal est défini à partir des vecteurs de base du réseau cristallin.

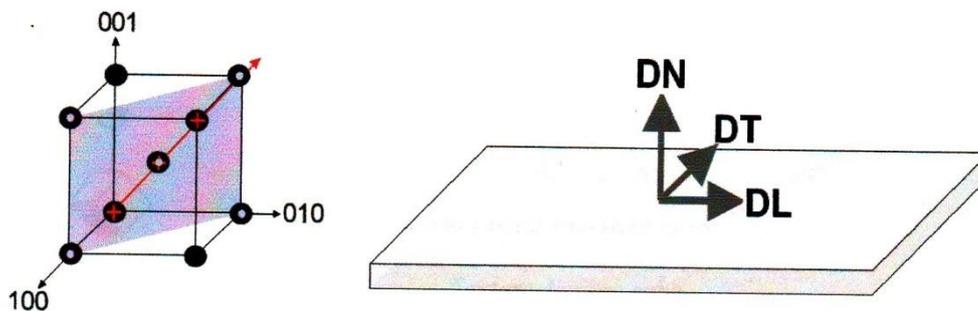


Figure I.16 : Représentation des systèmes liés au cristal et à la tôle.

I.9.2. Les 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 du réseau cristallin respectivement à des distances na/h , nb/k , nc/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.

En utilisant les indices de Miller, on note alors $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ l'orientation des cristaux qui ont :

- Un plan $\{hkl\}$ parallèle au plan de l'échantillon ;
- Une direction $\langle uvw \rangle$ parallèle à la direction de laminage.

I.9.3. Texture de fibre

Les tôles laminées et recuites sont généralement caractérisées par des textures dites de fibre. Une texture de fibre est le regroupement d'un grand nombre d'orientations préférentielles, admettant une direction cristallographique commune ou un plan commun dans le repère lié à la tôle (Figure I.17). La direction commune à l'ensemble des cristallites est définie par la position de l'axe de fibre dans le repère lié à la tôle.

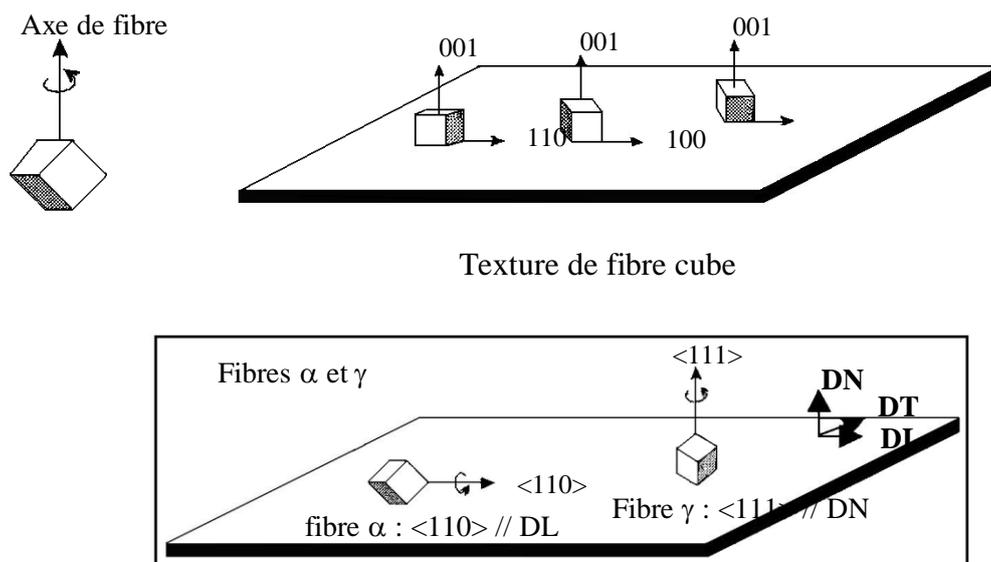


Figure I.17 : Les différentes fibres possibles.

Dans les aciers doux, après laminage à froid ou recuit, les textures de fibres principales sont les suivantes :

- La fibre $\langle 110 \rangle$, appelée fibre α , qui correspond à l'ensemble des orientations de type $\{111\}\langle 110 \rangle$, avec une direction cristallographique $\langle 110 \rangle$ parallèle à la direction de laminage ;
- La fibre $\{111\}$, appelée fibre γ , qui regroupe les orientations $\{111\}\langle uvw \rangle$ avec des plans cristallographique $\{111\}$ parallèles au plan de laminage.

Dans certaines conditions particulières, on rencontre également la texture de Goss $\{110\}\langle 100 \rangle$ ou la texture cubique $\{001\}\langle 100 \rangle$ [23].

L'ensemble des orientations de grains proches d'une orientation idéale présentera, pour une famille donnée de plans, des renforcements sur la figure de pôles. La surface occupée par un renforcement sur une figure de pôles est en relation avec la dispersion de la composante de texture correspondante.

I. 10. REPRESENTATION GRAPHIQUE DES TEXTURES

I.10.1. Espace d'Euler

Les angles d'Euler $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ (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 .

Les trois angles $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ 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 de 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 :

$$\frac{dV}{V_0} = F(g)dg \quad (\text{I. 5})$$

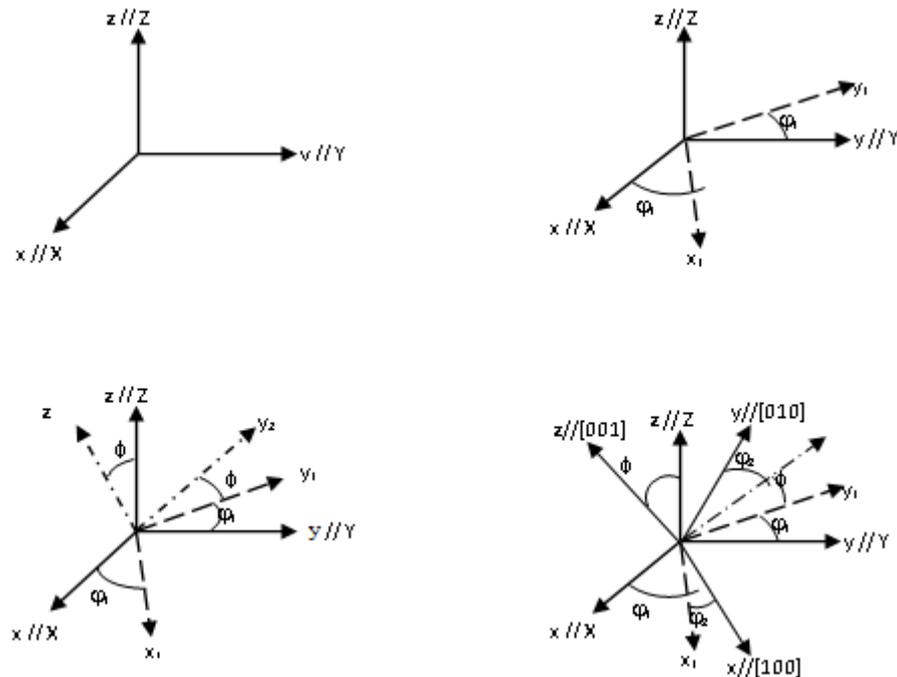


Figure I.18 : Définition des angles d'Euler $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ orientant un grain dans un métal

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

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

Ces calculs permettent d'associer une intensité de la FDOC en chaque point $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ de l'espace d'Euler. En pratique, on représente des courbes d'iso-densité sur des coupes de l'espace d'Euler. Pour les aciers, on les représente le plus souvent sur la coupe $\varphi_2 = 45^\circ$, (car cette coupe contient les deux fibres (α et γ)).

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 de pôles expérimentales.

Pour faciliter la lecture des différentes F.D.O.C. de ce paragraphe, la figure I.19 récapitule sur la coupe à $\varphi_2 = 45^\circ$, les orientations idéales rencontrées dans les matériaux ferritiques.

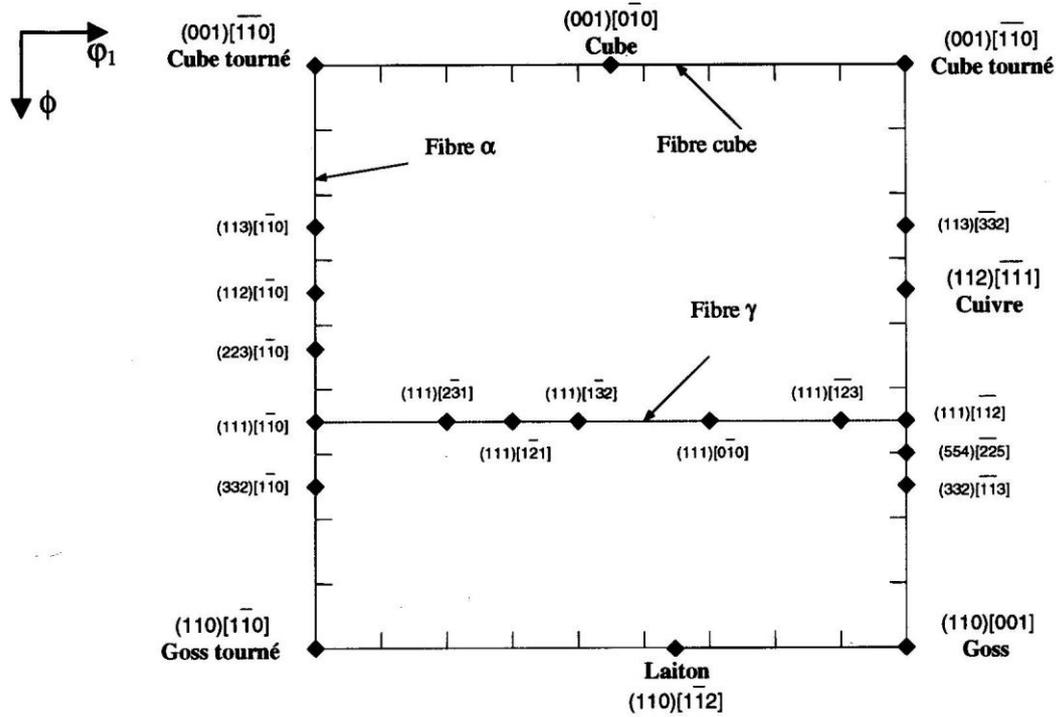


Figure I.19 : Orientations idéales représentées sur la coupe $\phi_2 = 45^\circ$ de l'espace d'Euler.

I.10.2. Figures de pôles

Les figures de pôles 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.20) ; on trace les normales aux plans $\{hkl\}$ choisis (ici les plans $\{100\}$) ; elles 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.

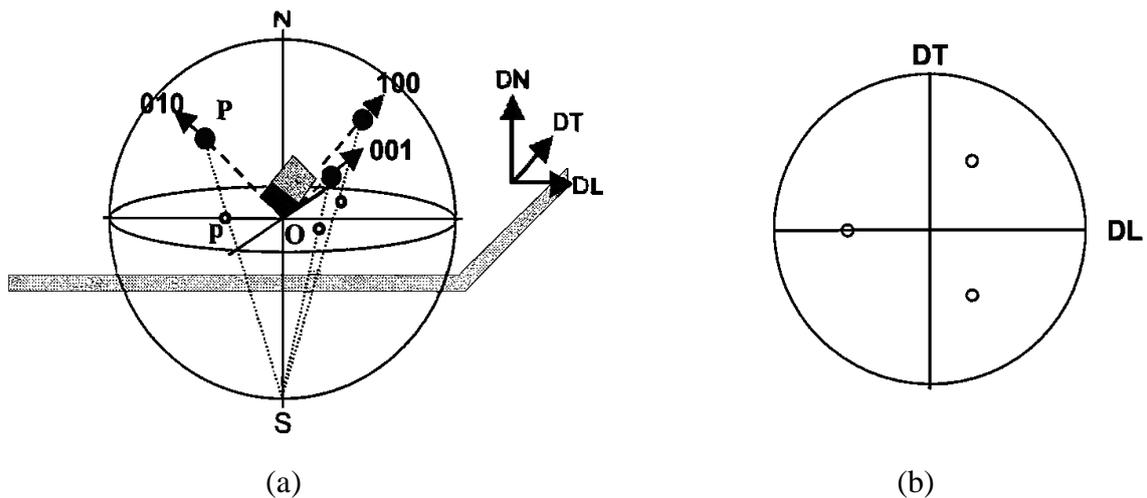


Figure I.20 : (a) Projection stéréographique des axes cristallographique [100] de l'orientation (111) $\langle 112 \rangle$, (b) figure de pôle (100).

I.10. 3. Figure de pôles inverses

La méthode la mieux adaptée à la représentation des textures de fibre (texture possédant un axe de révolution), est la figure de pôles inverses. Cette méthode permet de déterminer sur une projection stéréographique les orientations cristallographiques de l'ensemble des grains. La figure I.21 montre la projection stéréographique d'un grain sur la figure de pôle directe cas (a) et sur la figure de pôle inverse cas (b).

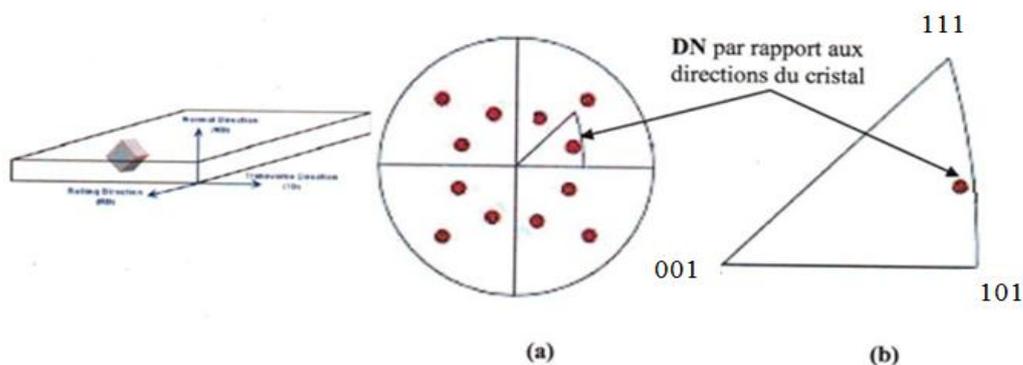


Figure I.21 : Représentation d'une figure de pôles inverse.

I.10.4. Textures de déformation

Les textures de déformation dépendent essentiellement de la composition chimique, des mécanismes de déformation (glissement, maclage,...), du mode de déformation (traction, compression, tréfilage, laminage, emboutissage...), du taux de réduction et de la texture initiale [24].

I.10.5. Texture de recristallisation

Les textures de recristallisation dépendent essentiellement des textures de déformation antérieures, du taux d'écroissage et de la température de recuit. Dans cette étude, nous sommes intéressés à la caractérisation de la texture cristallographique par diffraction des rayons X et par EBSD.

I.11. COMPOSITION CHIMIQUE DES TOLES MINCES

L'influence de la composition chimique sur l'aptitude à la déformation est très importante. L'étude de cet effet doit se faire en fonction de la répartition des éléments dans la matrice, cette population pouvant être éventuellement répartie de façon hétérogène [25]. La répartition des éléments dépend essentiellement des solubilités différentes, des réactions d'échange et des traitements thermiques antérieurs. Ces facteurs ne sont pas indépendants. Des changements de structure, souvent importants, peuvent se produire. Ils entraînent des variations sur les caractéristiques mécaniques de résistance et de ductilité.

Pour l'obtention de caractéristiques favorables à la déformation, il faut introduire les éléments nécessaires, en quantités adéquates. La présence de certains éléments dans le métal, comme l'azote, le soufre et le phosphore, est souvent inévitable et a un effet néfaste sur la déformation à froid. Pour pallier cet effet, il faut introduire d'autres éléments, qui permettent d'améliorer les aptitudes du métal à la déformation. Les éléments d'addition les plus courants sont : C, S, N, P, Si, Mn, Al. Leur influence sur l'aptitude à la déformation à froid peut être résumée comme suit :

- **Le carbone** est un élément qui agit de différentes manières. Son effet principal est d'élever la limite élastique, du fait de la formation de carbures. Dans les aciers destinés à la mise en forme, la teneur en carbone est limitée, à cause de son effet néfaste sur la résilience de l'acier.

- **L'azote** en solution solide conduit à un durcissement négligeable, mais cet effet devient plus marqué lorsqu'il est combiné avec d'autres éléments en solution, en particulier avec l'aluminium. Il précipite sous forme de nitrures d'aluminium AlN ; ces derniers ralentissent la restauration au moment du laminage à froid (période de formation des germes de la recristallisation). Ils agissent ainsi sur la phase finale de la structure et sur la texture de recristallisation.

- **Le phosphore** a un effet très important et souvent néfaste. Il durcit la matrice de fer et ne favorise pas la formation de la texture de recristallisation adéquate pour l'emboutissage. Par ailleurs, comme il ségrège fortement aux joints de grains, il provoque une fragilisation inter-granulaire catastrophique.

- **Le soufre** est considéré comme un élément néfaste pour la déformation à froid, s'il est sous forme précipitée ou ségrégée. Sa présence aux joints de grains peut provoquer une déchirure du métal. Par contre, en répartition homogène dans la matrice, il n'a aucun effet néfaste.

- **Le silicium** n'est pas toujours souhaité dans la déformation à froid, car il durcit la matrice ferritique ; sa présence est nécessaire pour l'amélioration des propriétés de résistance à l'usure.

- **Le manganèse** est généralement souhaité dans les aciers de construction mécanique. Il se caractérise par une bonne affinité vis-à-vis du carbone et du soufre. Il agit sur la transformation de l'austénite, sur la structure de l'acier et sur l'accélération de la cinétique de précipitation.

- **L'aluminium** a un effet très important, car il possède une affinité prononcée pour l'azote, il permet la formation des nitrures d'aluminium AlN. Ces nitrures n'ont pas d'effet durcissant, cependant leur présence a une action indirecte sur le durcissement, en diminuant la quantité d'azote disponible. Par ailleurs, l'effet des AlN est important sur la mobilité des joints de grains au cours de la recristallisation, et donc sur la formation de la texture adéquate.

CHAPITRE-II-

Chapitre II

Matériaux et Techniques d'Analyse

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 sont introduites.

II.1. INTRODUCTION

La caractérisation de l'aptitude des tôles minces destinées à la mise en forme, nécessite l'utilisation de plusieurs techniques d'analyse. Parmi les techniques les plus usuelles et dans la mesure du possible, nous avons utilisé les techniques expérimentales généralement admises qui sont :

- Les observations métallographiques ;
- Les essais mécaniques ;
- L'analyse des textures par DRX et par EBSD.

II.2. MATERIAUX ETUDIÉS

II.2.1. Origine et Forme

La tôle d'acier doux considérée dans ce travail est une tôle algérienne fournie par le laboratoire de la société Nationale de Construction des Moteurs et Tracteurs (E. N. P. M. A. Unité C. M. T. de Hmimim–Khroub). Cette tôle d'épaisseur 1.5 mm et utilisée pour la fabrication des réservoirs de tracteurs. La mise en forme est effectuée par emboutissage.

II.2.2. Historique et élaboration

Les tôles d'aciers doux sont connues depuis plus de quarante 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 la déformation plastique à travers une action sur la texture morphologique et cristallographique de ces tôles.

II.2.3. Composition chimique

Les principaux éléments d'additions de la tôle utilisée sont regroupés dans le tableau II.1.

Tableau II.1 : composition chimique de la tôle utilisé.

Eléments	C(%)	Al(%)	Mn(%)	P(%)	Si(%)	N(%)	S(%)
Concentration dans la tôle	0.05	0.02	0.38	0.025	0.03	0.007	0.012

II.3. PREPARATION DES ECHANTILLONS

II.3.1. Découpe et enrobage

Pour faciliter le polissage des échantillons, en particulier pour les petits échantillons, nous avons effectué l'enrobage au laboratoire LIME, à l'aide d'une machine labopress, à une température de 180°C.

II.3.2. Polissage mécanique

Ce polissage consiste à faire disparaître progressivement les irrégularités superficielles par frottement de l'échantillon sur différents papiers abrasifs (du papier 200 jusqu'au papier 4000) dont les grains ont une finesse décroissantes. Après chaque étape de polissage les échantillons sont nettoyés et observés par microscopie optique. La machine de polissage utilisée est de type METKON GRIPO1 (figure II.1.)



Figure II.1 : Machine de polissage mécanique utilisée pour la préparation d'échantillon.

II.3.3. Polissage électrolytique

Le polissage électrolytique est utilisé après un polissage mécanique afin d'éliminer les effets d'écaillage dus aux papiers abrasifs et les raies causées par le polissage de finition, et conduit à des surfaces polies.

Pour notre échantillon le bain électrolytique est constitué de :

- 250 volumes d'éther mono butylique de l'éthylène glycol,
- 235 volumes d'acide acétique,
- 25 volumes d'acide perchlorique.

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

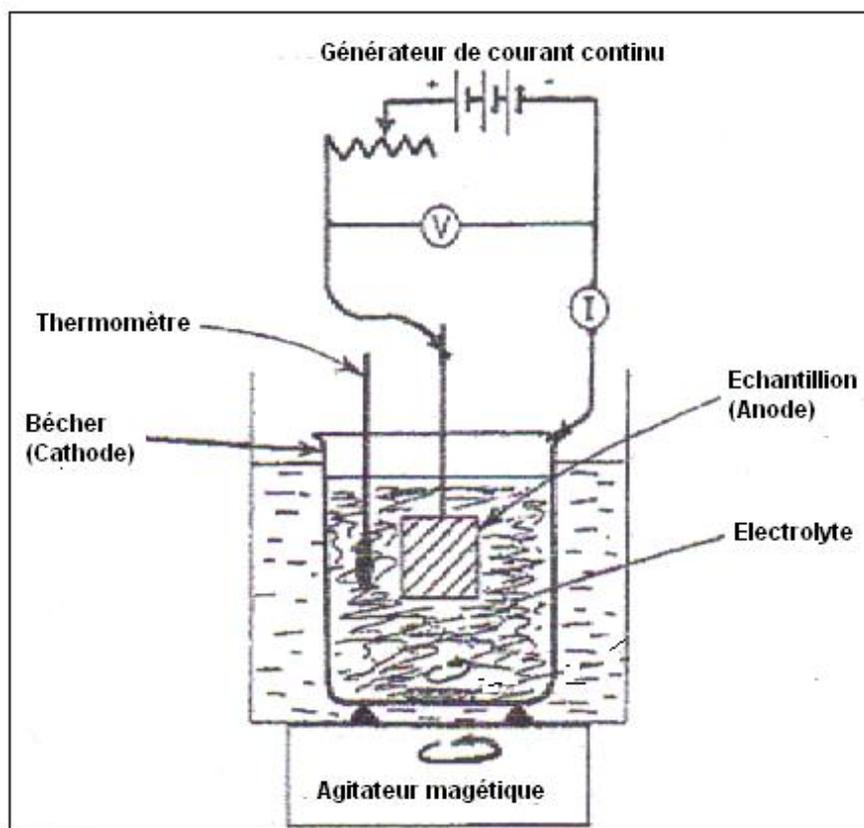


Figure II.2 : Cellule de polissage électrolytique.

II.3.4. Attaque des échantillons

L'attaque des échantillons polis a pour but de mettre en évidence les contours de grains. L'attaque chimique des échantillons provoque une dissolution différente des cristaux, suivant leur orientation, leur nature ou bien une attaque spécifique des joints de grains. Dans notre cas, pour l'acier doux l'attaque chimique se fait durant quelques secondes au Nital :

- 3% d'acide nitrique,
- 97% d'éthanol.

II.4. OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES

II.4.1. Microscope Optique

Afin de mettre en évidence la microstructure de notre échantillon, et évaluer une taille moyenne de grains, nous avons effectué l'examen métallographique des surfaces polies au microscope optique. Nous avons utilisé un microscope optique de type OPTIKA existant au niveau du laboratoire de métallurgie à l'université de Jijel (Figure II.3).

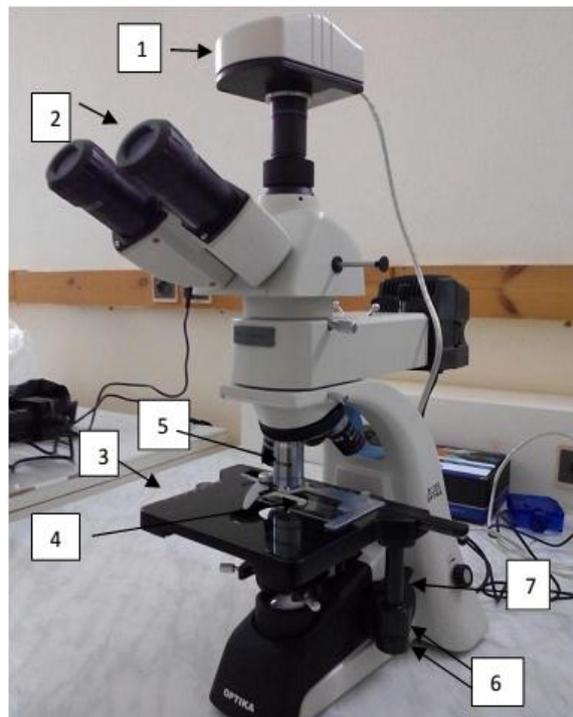


Figure II. 3 : Microscope optique utilisé pour l'observation métallographique (1) Caméra d'acquisition, (2) Oculaires, (3) Table porte échantillon, (4) Echantillon, (5) Objectif, (6) Boutons de déplacement horizontal, (7) Bouton de montée verticale rapide.

II.4.2. Microscopie électronique à balayage (MEB)

La microscopie électronique à balayage est une technique d'analyse, capable de produire des images en haute résolution de la surface d'échantillon en utilisant le principe des interactions électron-matière [26].

II.4.2.1. Principe

L'appareil utilisé est constitué d'une colonne électronique où un faisceau accéléré par canon (15-25kV) est conduit sur la surface de l'échantillon, qu'il vient frapper localement; la surface à examiner est explorée par balayage de ce faisceau. Les électrons arrivent sur cette cible, y sont ralentis, et absorbés ou réémis vers l'extérieur. L'interaction du faisceau incident avec les atomes de l'échantillon conduit à la libération d'électrons qui, arrivant à la surface servent à la formation de l'image observable.

Le principe de fonctionnement d'une microscopie électronique à balayage ayant un filament de tungstène comme source d'extraction des électrons est décrit dans le schéma ci-dessous (Figure II.4)

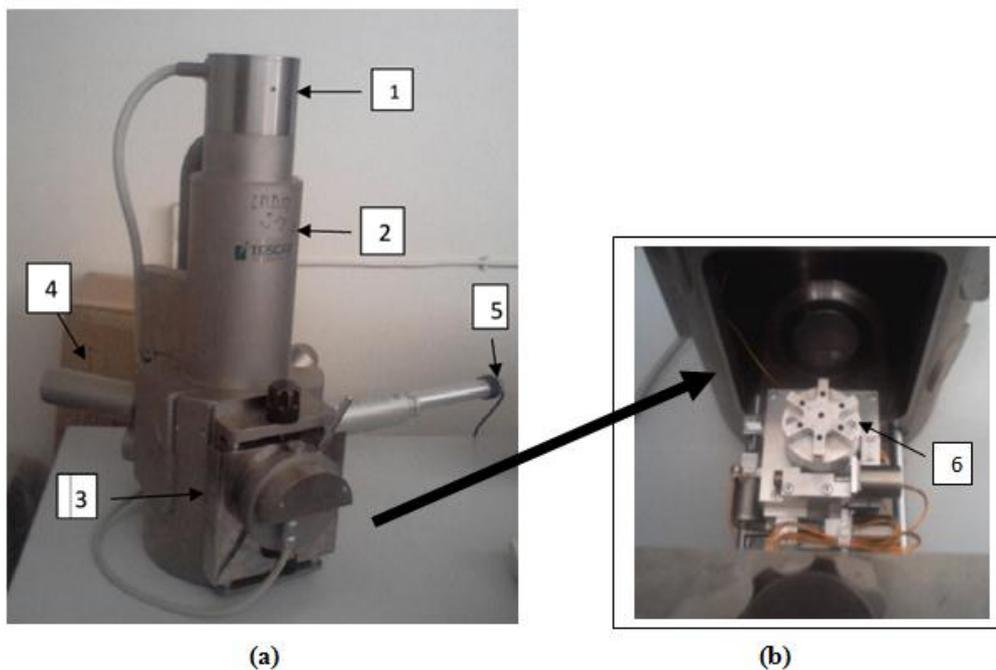


Figure II.4 :(a) Microscopie électronique à balayage, (b) Chambre pour échantillons(1) Canon d'électrons, (2) Colonne du MEB, (3) Chambre pour échantillons, (4) Détecteur d'électrons secondaires, (5) Détecteur des électrons rétrodiffusés diffractés EBSD, (6) platine goniométrique à sept porte.

II.4.2.2. Différentes étapes de Préparation

Les mêmes étapes de préparation dans microscopie optique (découpe, polissage attaque chimique).

Dans notre étude nous avons utilisé la microscopie électronique à balayage du laboratoire des microstructures et défauts à l'université de Constantine 1.

Les observations en microscopie électronique à balayage concernent deux objectifs :

- observer, sur les tranches de la tôle, la forme et la distribution des précipités que nous n'avons pas pu détecter par microscopie optique.
- la possibilité d'une analyse chimique locale : l'analyseur EDS couplée au MEB permet de déterminer la composition chimique de la surface examinée via la détection qualitative et quantitative des éléments atomiques présents.

II.5. ANALYSE DES TEXTURES CRISTALLOGRAPHIQUES

La technique la plus généralement utilisée pour mettre en évidence la texture cristallographique est la diffraction des RX [27]. On utilise aussi la diffraction des neutrons, pour les textures globales [28], la diffraction électronique, et celle des électrons rétrodiffusés, pour la détermination des textures locales [29]. Dans notre travail nous avons utilisé la diffraction des RX et la diffraction des électrons rétrodiffusés.

II.5.1.Principe de mesure par RX

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.5). Il est soumis à deux mouvements de rotation : la rotation polaire ψ et la rotation azimutale α . 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 40 kV, intensité du filament de 20 mA.

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 $10 \mu\text{m}$, on analyse environ 10000 grains. Les figures de pôles mesurées sont les figures $\{200\}$, $\{110\}$ et $\{112\}$. Ces figures de pôles brutes sont corrigées du bruit de fond et de la défocalisation, puis sont normalisées. Les FDO sont ensuite calculées à l'aide de la méthode harmonique avec un développement jusqu'à $L_{\text{max}} = 22$.

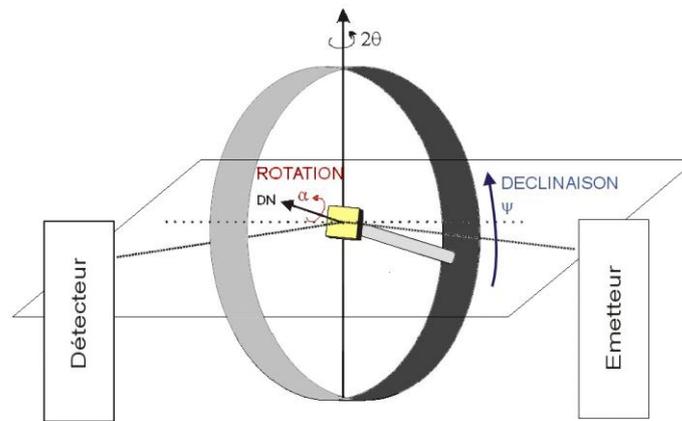


Figure II.5 : Principe de cercle d'Euler.

II.5.2. Mesure des orientations 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). Elle permet d'étudier les orientations cristallographiques des grains, les distributions de joints de grains spéciaux en particulier [30]. Cette technique est un intermédiaire entre la diffraction des rayons RX et la microscopie électronique en transmission [31].

II.6. CARACTERISATION MECANIQUE

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 dureté Vickers et par essais de traction.

II.6.1. Essai de dureté Vickers

La dureté d'un métal est sa capacité à résister à la déformation. Le principe de mesure est toujours identique : un pénétrateur indéformable laisse une empreinte dans le matériau à tester (Figure II.6). On mesure les dimensions de l'empreinte (les deux diagonales d_1 et d_2), on obtient la valeur d en effectuant la moyenne de d_1 et d_2 et on en déduit la dureté.

Les mesures ont été effectuées par une charge de 200gf pendant 15 secondes. Une dizaine de mesures ont été réalisées pour apprécier le durcissement moyen de la tôle. La machine utilisée est de type AFFRI (Figure II.7), La relation de Vickers est donnée par :

$$HV = 1.8544 (P/d_{\text{moy}}^2) \quad (\text{II.1})$$

$$d_{\text{moy}} = (d_1 + d_2) / 2$$

Ou : P : charge exprimée en kgf.

d : la diagonale de l'empreinte en mm.

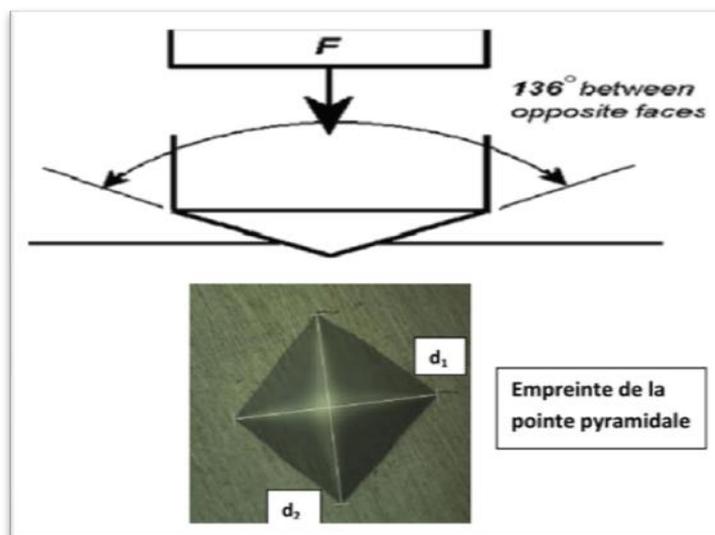


Figure II.6 : Principe de mesure de la micro dureté Vickers.



Figure II.7 : Dispositif de dureté Vickers.

II.6.2. Essais de traction

L'essai de traction est le procédé expérimental le plus largement utilisé dans l'étude du comportement mécanique. Il permet l'étude de propriétés mécaniques de base, et il est à l'origine de la plupart des connaissances actuelles. En outre, son interprétation est simple lorsqu'il est complété par des observations micrographiques, optiques et électromécaniques, qui renseignent sur les modes de déformation mise en jeu [32].

II.6.2.1. Principe

Le principe d'un essai de traction et les définitions des paramètres obtenus permettent de caractériser le comportement mécanique 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. On enregistre l'allongement et la force, que l'on convertit ensuite en déformation et contrainte. La figure II.8 montre un diagramme de traction qui permet de déterminer :

- La limite d'élasticité : $R_e = F_e / S_0$ (MPa) (II.2)

F_e : charge à la limite apparente d'élasticité (en newtons).

S_0 : section initiale (en mm²).

- Résistance à la traction $R_{\max} = F_{\max} / S_0$ (MPa) (II.3)

Où F_m : charge maximale.

- Allongement à la rupture $A\% = 100.(l_f - l_0) / l_0$ (II.4)

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

- Striction à la rupture $Z \% = 100.(S_0 - S_f) / S_0$ (II.5)

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

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

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

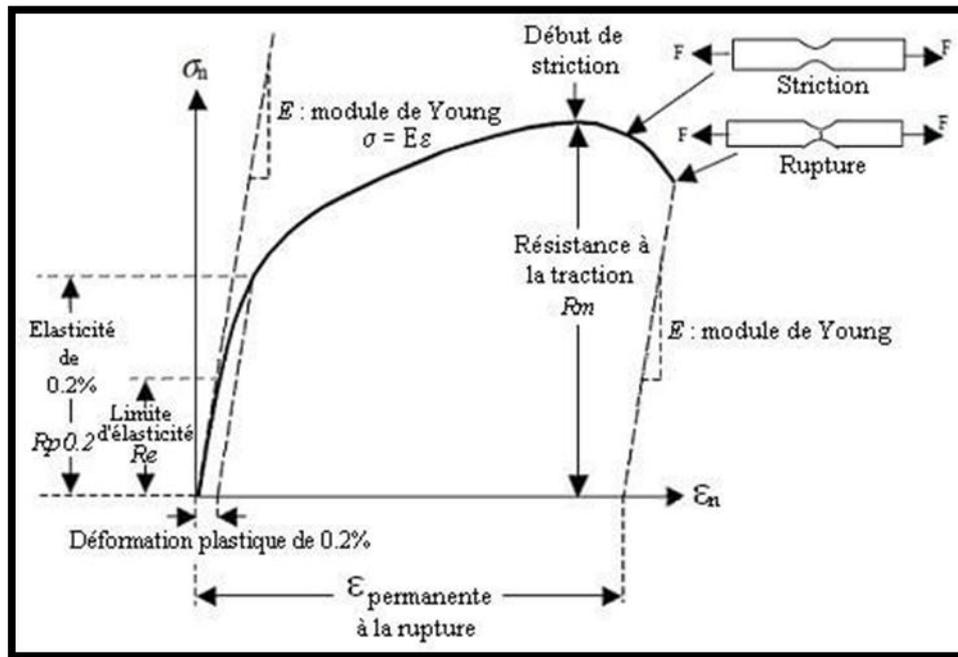


Figure II.8. Schéma d'un diagramme de traction conventionnel [33].

Les éprouvettes ont été tractionnaires dans une machine de traction de type ZWICK, de charge maximale de 250 kN. Les essais sont effectués à une température ambiante avec une vitesse de traction faible de 2 mm/mn.

Dans notre travail, nous avons utilisé des éprouvettes normalisés de longueur $L = 71$ mm, et de largeur $W = 22$ mm. La longueur et la largeur utiles sont : $L_0 = 15$ mm et $W_0 = 5$ mm (Figure II.9).

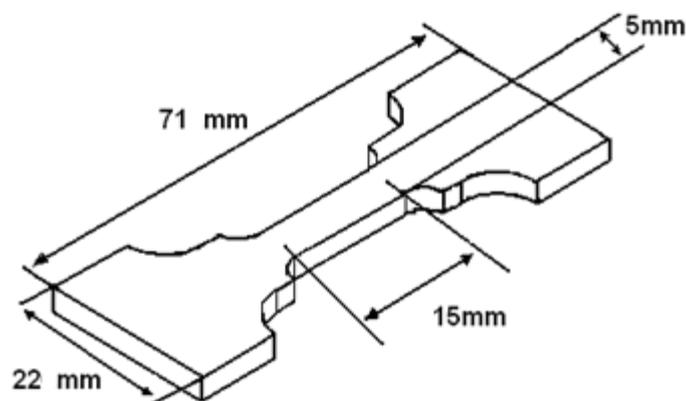


Figure II.9 : Côtés des éprouvettes de traction utilisées.

CHAPITRE - III -

Chapitre -III-

Résultats et discussions

Ce chapitre rassemble les résultats expérimentaux obtenus sur la tôle utilisée au chapitre précédent. Dans la première partie nous présentons les résultats de propriétés mécaniques obtenues par les essais mécaniques avec une analyse morphologique sur l'état initial et l'état déformé. La deuxième partie aborde des résultats sur l'évolution des textures cristallographique de l'état initiale et les différents états déformés.

III.1. INTRODUCTION

Tout procédé de fabrication introduit dans une pièce mécanique de concentration des contraintes résiduelles qui vont influencer son comportement en fatigue, en rupture et même en corrosion. Dans l'intérêt des applications industrielles, les concentrations et les hétérogénéités de déformation doivent être évitées afin d'augmenter la durée de vie des pièces mécaniques.

III.2. OBSERVATION MICROSCOPIQUES

III.2.1. Microscope optique

Les observations optiques, réalisées sur le plan de laminage et sur les tranches de la tôle, avaient trois objectifs :

- Evaluer une taille moyenne des grains ;

Analyse de l'hétérogénéité des microstructures.

La figure III.1 donne la microstructure de la tôle obtenue par microscopie optique, à l'état initial. Nous remarquons, qu'après l'attaque chimique la microstructure des grains est hétérogène. Cette morphologie est généralement caractéristique des tôles minces texturées.



Figure III.1 : Microstructure de la tôle observée par microscopie optique ($G \approx 200X$).

Les tôles minces destinées à la mise en forme sont en général caractérisées par une texture cristallographique, due aux différentes étapes du cycle de fabrication de la tôle : laminage à chaud et à froid, recuit de recristallisation et croissance des grains. L'anisotropie de ce comportement plastique dépend de cette anisotropie cristallographique. C'est pourquoi, toute mise en forme par déformation complexe nécessite au préalable une analyse globale, qui permet de définir les caractéristiques structurales de la tôle en relation avec la géométrie de l'embouti.

III.2.2. Microscope électronique à balayage

Les observations en microscopie électronique à balayage avaient quatre objectifs :

- Observer, sur le plan de laminage et sur les tranches la forme et la distribution des précipités que nous n'avons pas détectés par microscopie optique ;
- Observer les reliefs des surfaces ;
- Observer les lignes des glissements ;
- Observer la présence des bandes de déformation à l'échelle de grains.

La figure III.2 montre l'état de la surface du plan de laminage à l'état initial. On remarque que la surface est caractérisée par la présence de cavités créées par la précipitation des carbures de fer. Cette morphologie peut conduire à une hétérogénéité de distribution de contraintes internes durant la déformation plastique.

L'accroissement des taux de cavités dans la microstructure peut conduire à un état instable et peut donner lieu à une fragilité par un endommagement par corrosion. La présence de cet endommagement chimique 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 des microfissures ou des amincissements locaux, rendant ainsi le taux de rupture important, lors de la déformation, surtout par déformation complexe.

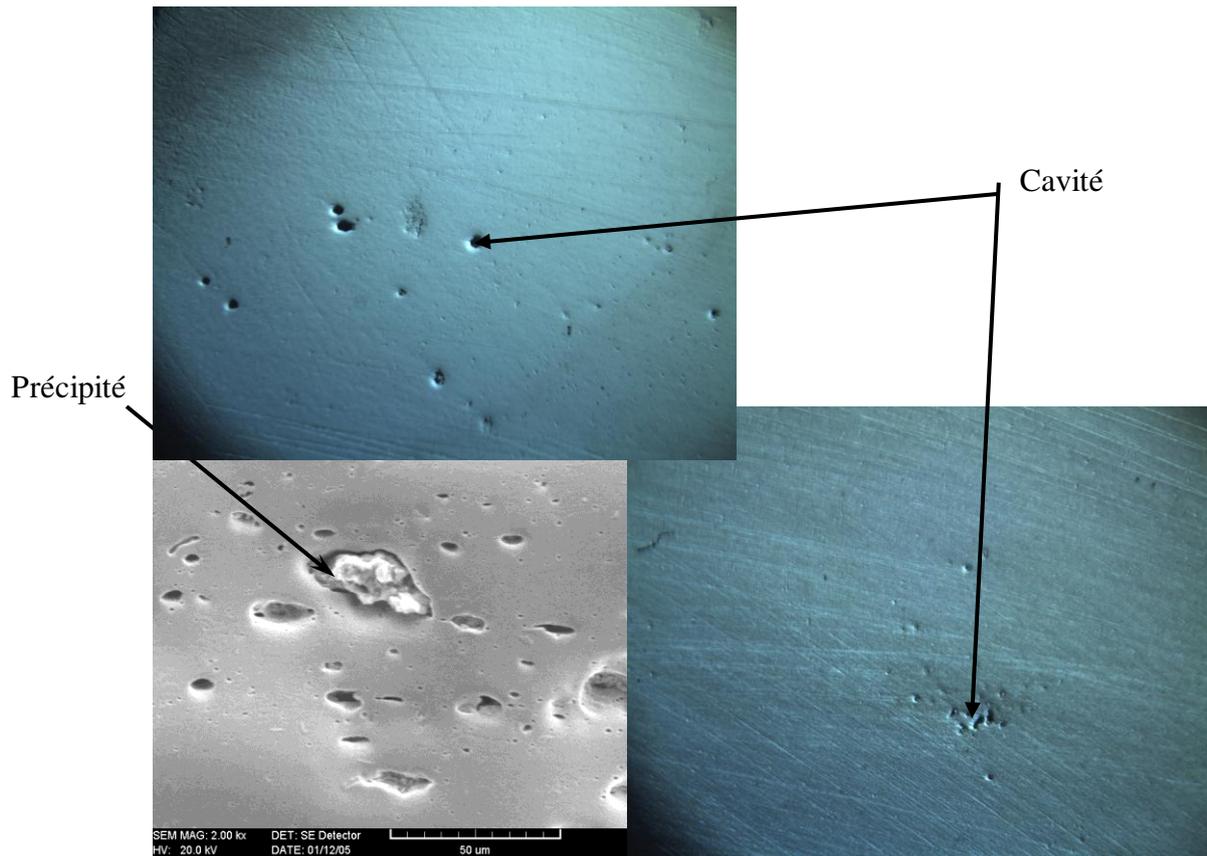


Figure III.2: Micrographies de la surface de la tôle à l'état initial (G=2000X).

III.3. COMPORTEMENT MECANIQUE EN DEFORMATION

III.3.1. Caractéristiques mécaniques

La tôle d'acier doux considérée dans ce travail a été fournie par le laboratoire de la société Nationale de Construction des Moteurs et Tracteurs de Hmimim-Khroub Wilaya de Constantine. Cette tôle est d'épaisseur de 1.5 mm, utilisée pour la fabrication des réservoirs de tracteurs. La mise en forme est effectuée par emboutissage.

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 Vickers, et essai de traction.

Les caractéristiques mécaniques de la tôle, dureté VICKERS, limite élastique, résistance à la traction et allongement à la rupture sont regroupées dans le tableau III.1.

Tableau III.1: Caractéristiques mécaniques de la tôle.

Tôle	HV (kg /mm ²)	R _e (MPa)	R _{max} (MPa)	A%
Aciers doux	140.24 ± 1.08	≈ 230 .07	≈ 318.84	≈ 36.75

Industriellement, une tôle d'acier doux retenue pour la mise en forme, si ses caractéristiques de ductilité et de résistances sont :

- Un allongement à la rupture supérieur à 25%.
- Une résistance maximale appartenant au domaine (270 à 350 MPa).
- Une limite élastique $R_e \approx 220$ MPa.

A partir des données du tableau précédent, nous pouvons voir que la tôle possède une bonne aptitude à la déformation par mise en forme.

III.3.2. Etats des surfaces déformées

La figure III.3 montre l'évolution de la surface en déformation par essai de traction avec un taux égal à 20%. On remarque que les reliefs de la surface varient de façon notable dans le plan de la tôle. Il y a plus de risque d'avoir des amincissements locaux ou des microfissures durant la déformation par mise en forme.

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. Il faut noter que l'obtention de la bonne texture cristallographique dépend du contrôle de la texture initiale, tant cristallographique que morphologique, et de la distribution des précipités.

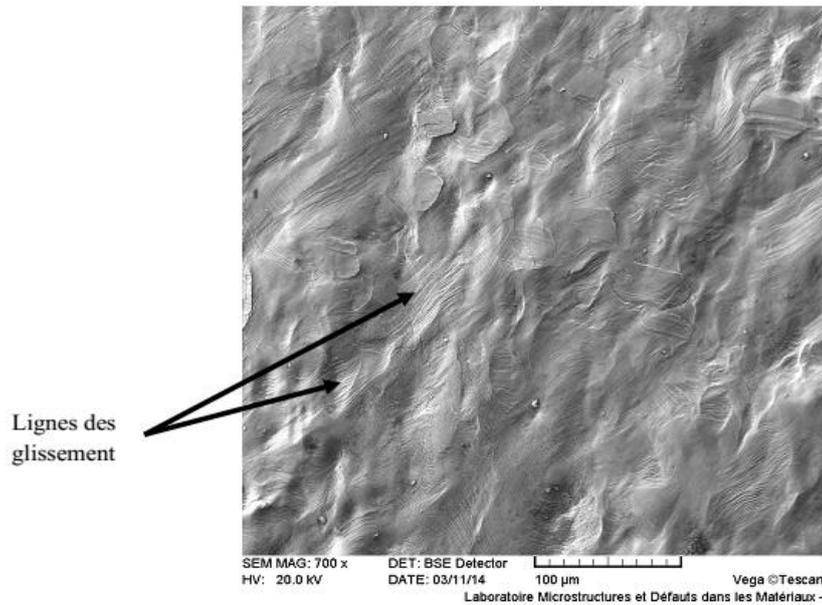


Figure III.3: Evolution de la surface de l'échantillon déformé par essai de traction avec un taux de déformation de 20% (700 X).

III.4. MISE EN EVIDENCE DE L'ANISOTROPIE DE COMPORTEMENT PLASTIQUE

III.4.1. Echantillonnage

Nous avons prélevé, sur la tôle considérée, une série de sept éprouvette de traction, à différents angles α de la direction de laminage, de 0° à 90° , avec un pas de 15° . Le positionnement de l'éprouvette prélevée sur la tôle est schématisé sur la figure III.4. Les éprouvettes ont été tractionnées jusqu'à 15%. Les échantillons utilisés sont découpés à partir des éprouvettes précédemment tractionnées.

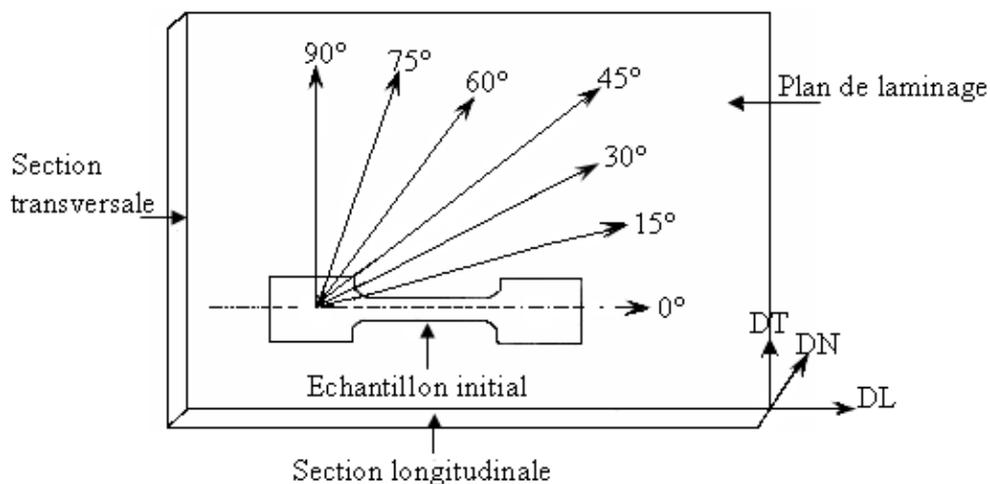


Figure III.4 : Eprouvette de traction sollicitée dans une direction $\alpha(^\circ)$.

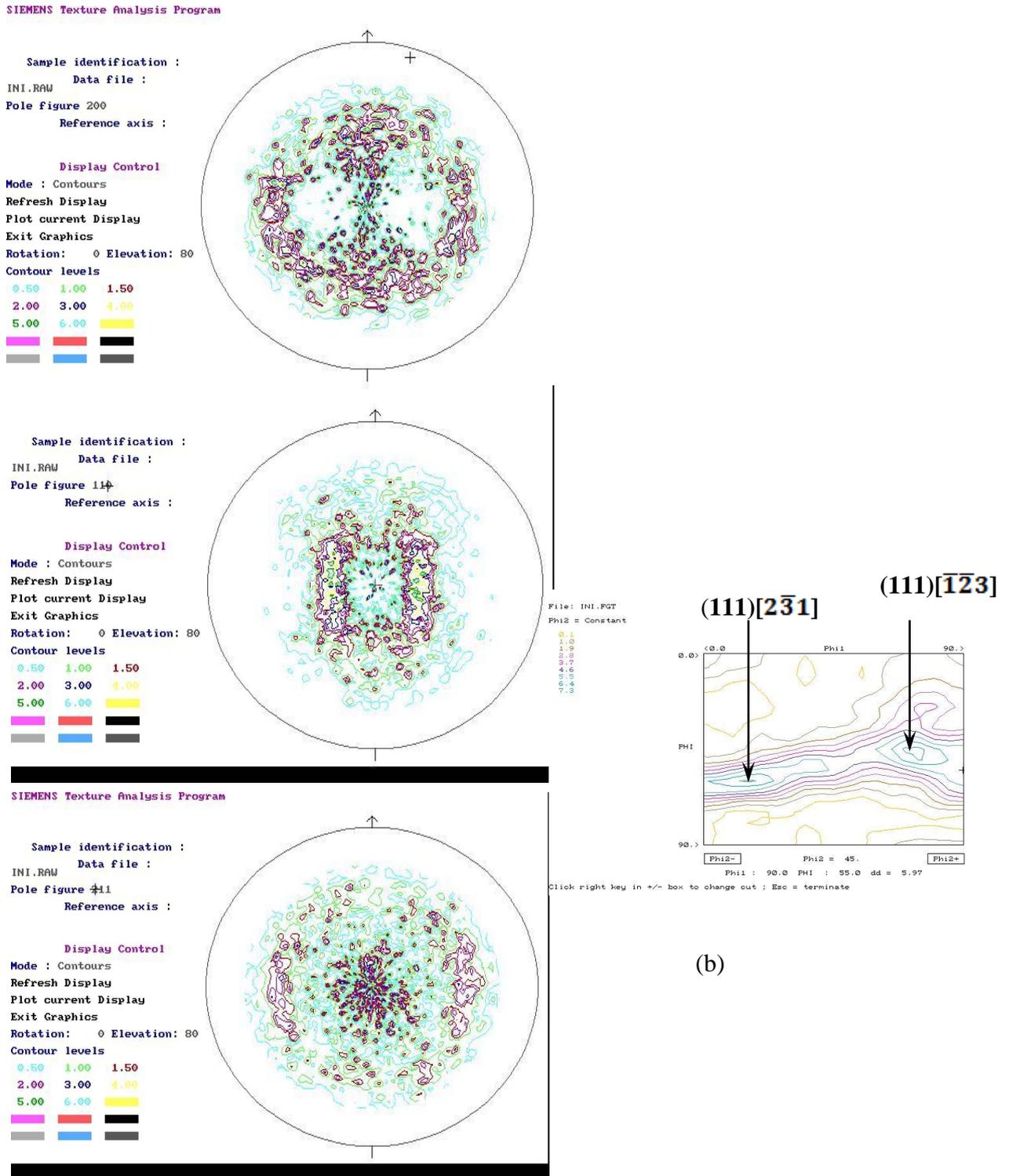
III.4.2. Analyse de la texture cristallographique par DRX

III.4.2.1. Texture de l'état initial

Nous avons déterminé en premier lieu la texture initiale de la tôle. Les figures de pôles (FDP) correspondantes sont reportées sur la figure III.5(a). Nous remarquons que la tôle est caractérisée par une texture de fibre, de type $\{111\} \langle uvw \rangle$, bien visible sur la FDP (001). Ce type de texture est favorable à la déformation complexe pour les tôles minces.

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 $(\varphi_1, \varphi, \varphi_2)$. La figure III.5(b) montre la coupe de la fonction de distribution des orientations cristallographique FDOC à $\varphi_2=45^\circ$. Nous pouvons noter que la tôle possède aux angles $(20^\circ, 55^\circ, 45^\circ)$ et $(80^\circ, 45^\circ, 45^\circ)$, les renforcements suivants $(111) [2\bar{3}1]$ et $(111) [\bar{1}\bar{2}3]$ avec une densité proche de 5.97.

Les deux composantes $(111) [2\bar{3}1]$ et $(111) [\bar{1}\bar{2}3]$ qui renforcent la fibre $\{111\} \langle uvw \rangle$, sont généralement souhaitées pour une bonne aptitude à la mise en forme. Dans le cas où elles sont prédominantes dans la tôle, ces composantes présentent une bonne résistance à l'amincissement au cours de l'emboutissage [34].



(a)

Figure III.5 : (a) Figure de pôles {100}, {110} et {112} de la tôle à l'état initial, (b) coupe à φ_2 constant.

Pour compléter cette analyse, nous avons suivi l'évolution des composantes de texture de la tôle en déformation dans le plan de la tôle. Les échantillons utilisés sont découpés à partir des éprouvettes tractionnées.

Les fortes déformations intervenant lors de la mise en forme 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.

III.4.2.2. Texture des états déformés

Nous avons étudié des échantillons déformés en traction dans différentes directions dans le plan de laminage. Les figures III.6 à III.12, présentent l'évolution de la texture des échantillons déformée à 15% dans différentes directions par rapport à la direction de laminage DL.

III.4.2.2.1. Déformation dans la direction DL

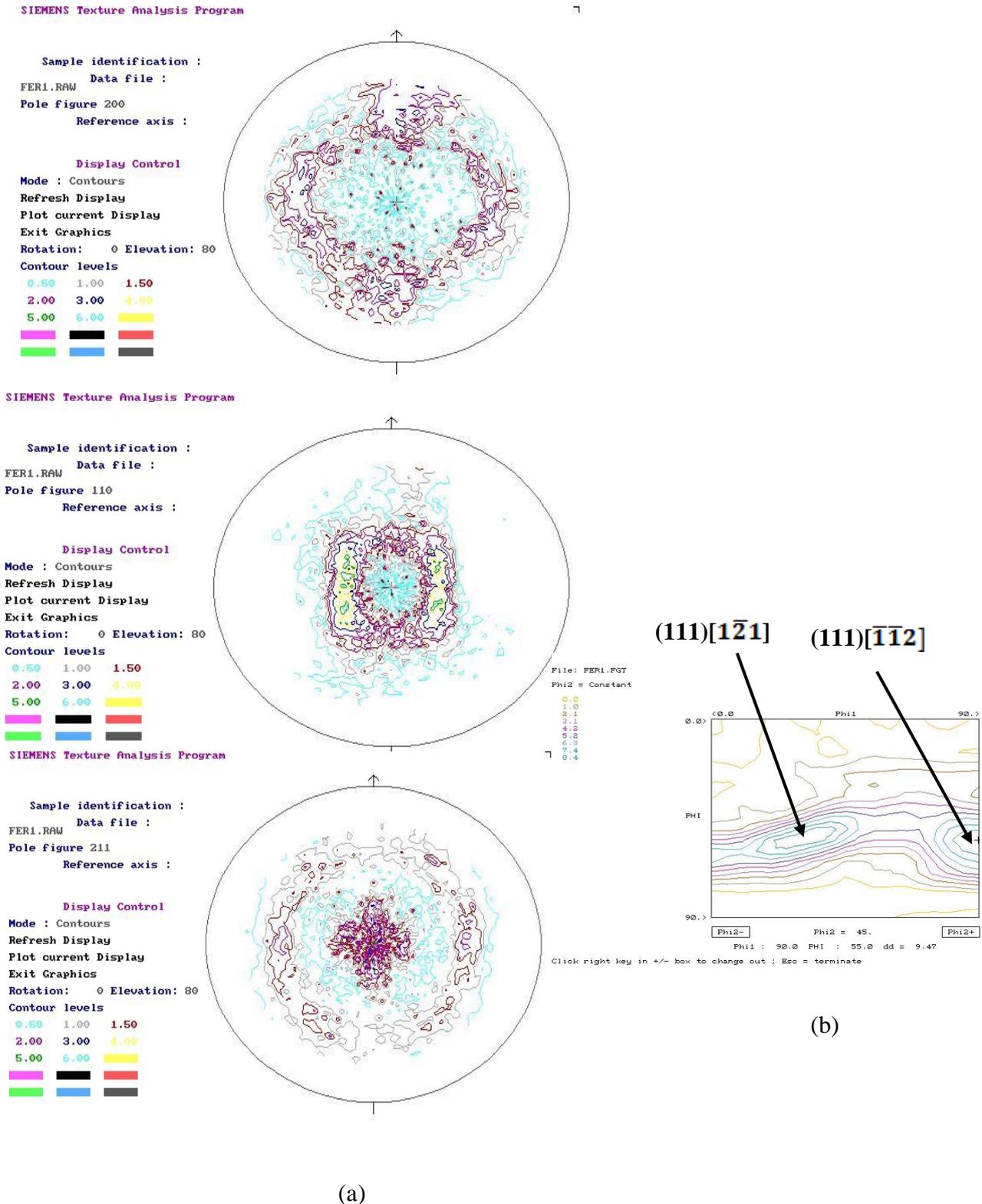


Figure III.6 : (a) Figure de pôles {100}, {110} et {112} de la tôle déformée à 15% dans la direction DL, (b) coupe à φ_2 constant.

III.4.2.2.2 Déformation dans la direction 15°/DL

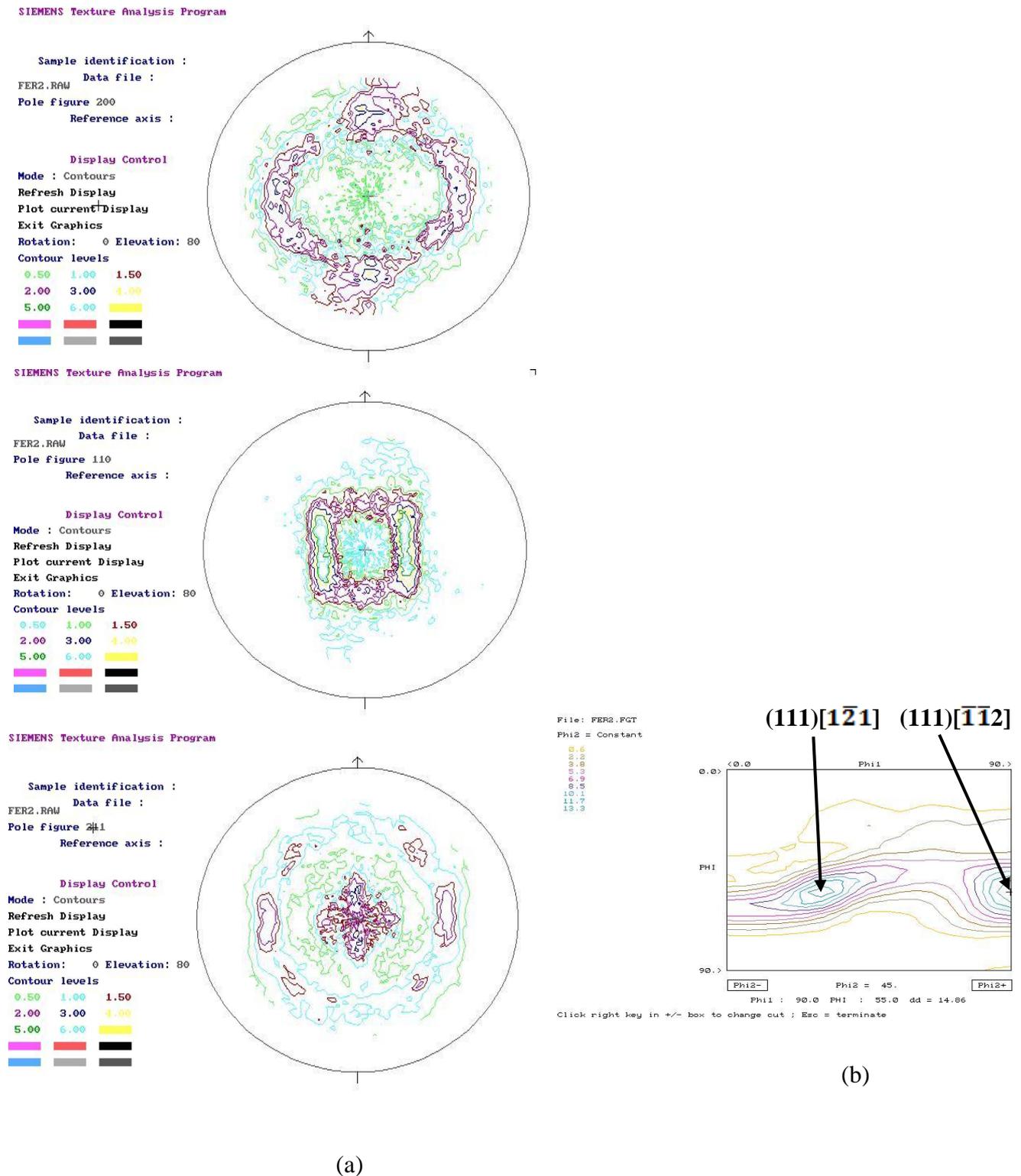


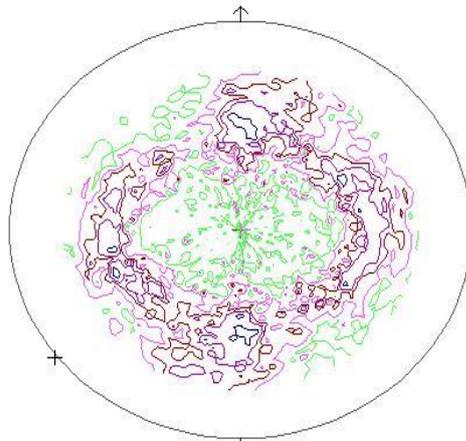
Figure III.7 : (a) Figure de pôles {100}, {110} et {112} de la tôle déformée à 15% dans la direction 15°/DL, (b) coupe à φ_2 constant.

III.4.2.2.3. Déformation dans la direction 30°/DL

SIEMENS Texture Analysis Program

Sample identification :
 Data file : FER3.RAW
 Pole figure 200
 Reference axis :

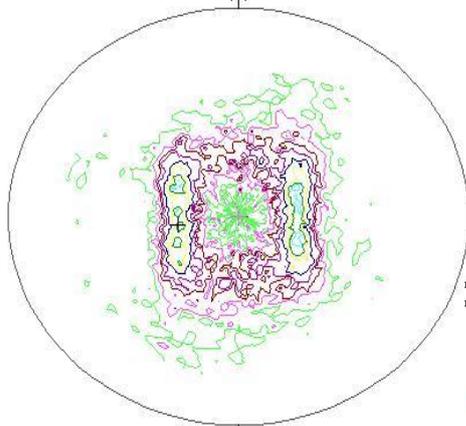
Display Control
 Mode : Contours
 Refresh Display
 Plot current Display
 Exit Graphics
 Rotation: 0 Elevation: 80
 Contour levels
 0.50 1.00 1.50
 2.00 3.00 4.00
 5.00 6.00
 [Color swatches]



Sample identification :
 Data file : FER3.RAW
 Pole figure 110
 Reference axis :

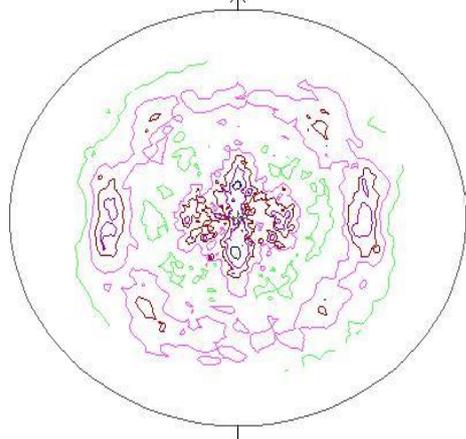
Display Control
 Mode : Contours
 Refresh Display
 Plot current Display
 Exit Graphics
 Rotation: 0 Elevation: 80
 Contour levels
 0.50 1.00 1.50
 2.00 3.00 4.00
 5.00 6.00
 [Color swatches]

SIEMENS Texture Analysis Program



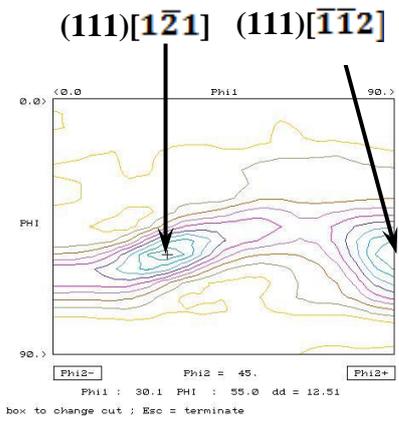
Sample identification :
 Data file : FER3.RAW
 Pole figure 244
 Reference axis :

Display Control
 Mode : Contours
 Refresh Display
 Plot current Display
 Exit Graphics
 Rotation: 0 Elevation: 80
 Contour levels
 0.50 1.00 1.50
 2.00 3.00 4.00
 5.00 6.00
 [Color swatches]



(a)

File: FER3.PGT
 Phi2 = Constant
 0
 1
 2
 3
 4
 5
 6
 7
 8
 9
 10
 11
 12



(b)

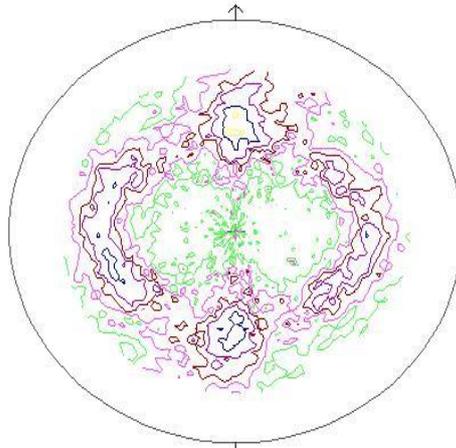
Figure III.8 : (a) Figure de pôles {100}, {110} et {112} de la tôle déformée à 15% dans la direction 30°/DL, (b) coupe à φ_2 constant.

III.4.2.2.4. Déformation dans la direction 45°/DL

SIEMENS Texture Analysis Program

Sample identification :
 Data file : FER4.RAW
 Pole figure #40
 Reference axis :

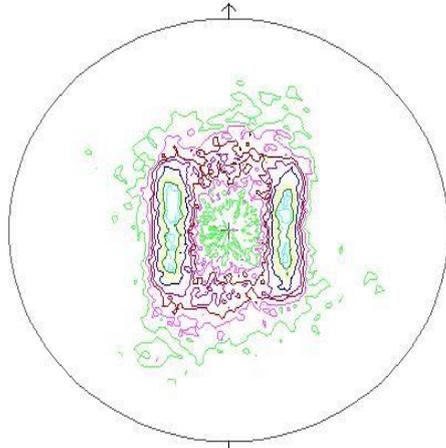
Display Control
 Mode : Contours
 Refresh Display
 Plot current Display
 Exit Graphics
 Rotation: 0 Elevation: 80
 Contour levels
 0.50 1.00 1.50
 2.00 3.00 4.00
 5.00 6.00

SIEMENS Texture Analysis Program

Sample identification :
 Data file : FER4.RAW
 Pole figure #10
 Reference axis :

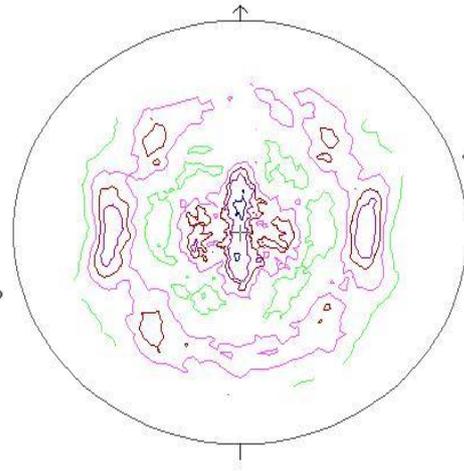
Display Control
 Mode : Contours
 Refresh Display
 Plot current Display
 Exit Graphics
 Rotation: 0 Elevation: 80
 Contour levels
 0.50 1.00 1.50
 2.00 3.00 4.00
 5.00 6.00

SIEMENS Texture Analysis Program

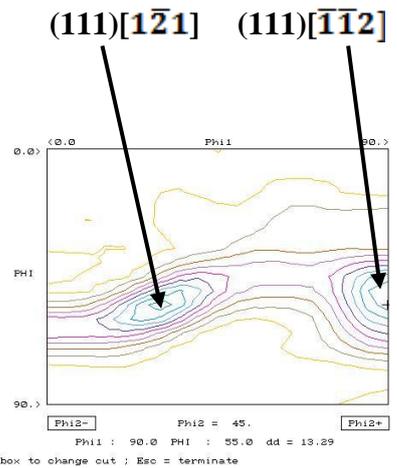
Sample identification :
 Data file : FER4.RAW
 Pole figure #211
 Reference axis :

Display Control
 Mode : Contours
 Refresh Display
 Plot current Display
 Exit Graphics
 Rotation: 0 Elevation: 80
 Contour levels
 0.50 1.00 1.50
 2.00 3.00 4.00
 5.00 6.00

(a)

File: FER4.FGT
 Phi2 = Constant

(b)

Figure III.9 : (a) Figure de pôles {100}, {110} et {112} de la tôle déformée à 15% dans la direction 45°/DL, (b) coupe à φ_2 constant.

III.4.2.2.5. Déformation dans la direction 60°/DL

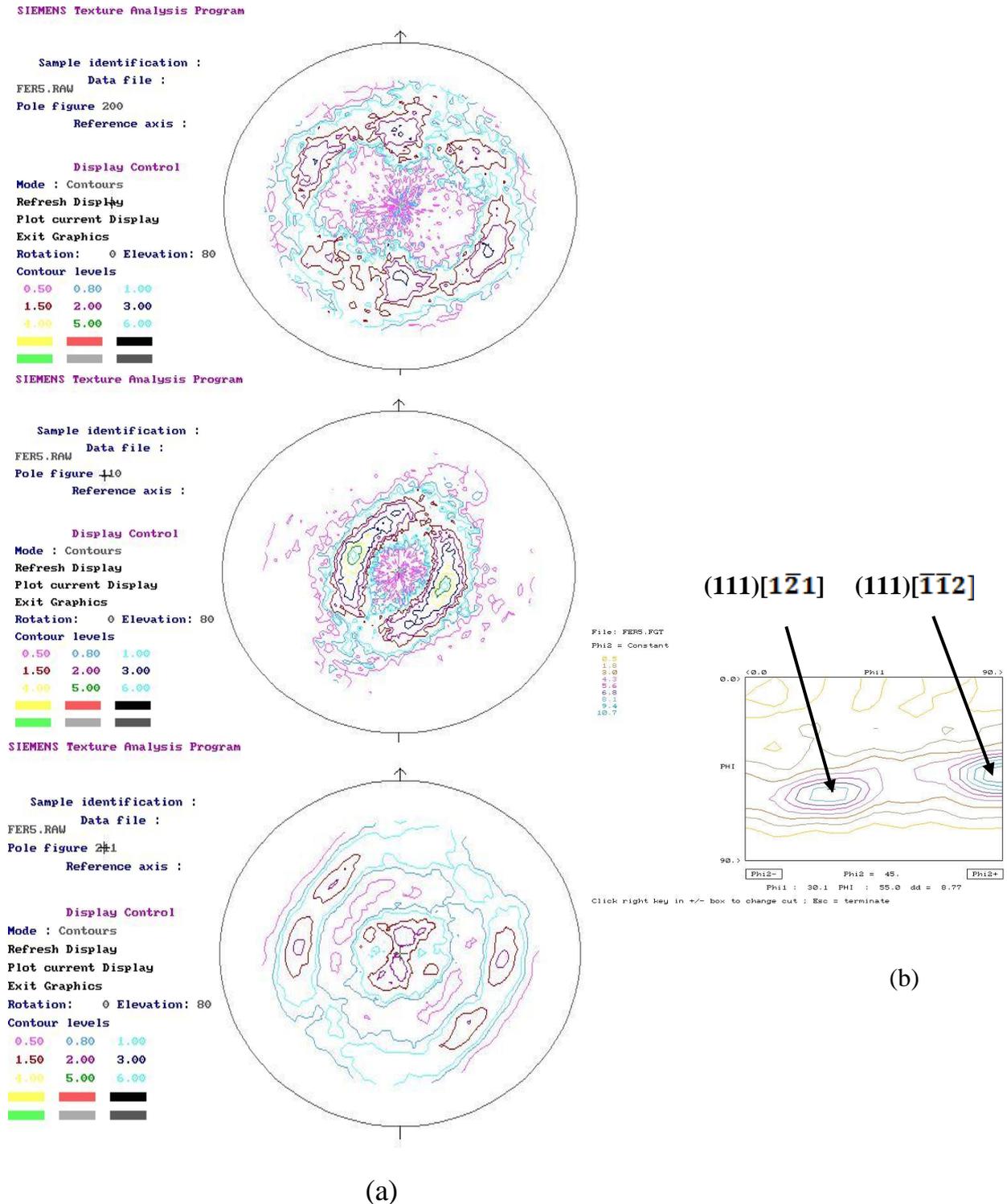


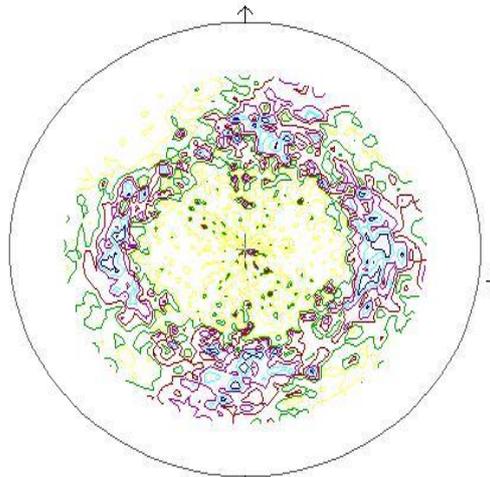
Figure III.10 : (a) Figure de pôles {100}, {110} et {112} de la tôle déformée à 15% dans la direction 60°/DL, (b) coupe à Φ_2 constant.

III.4.2.2.6. Déformation dans la direction 75°/DL

SIEMENS Texture Analysis Program

Sample identification :
 Data file : FER6.RAW
 Pole figure 200
 Reference axis :

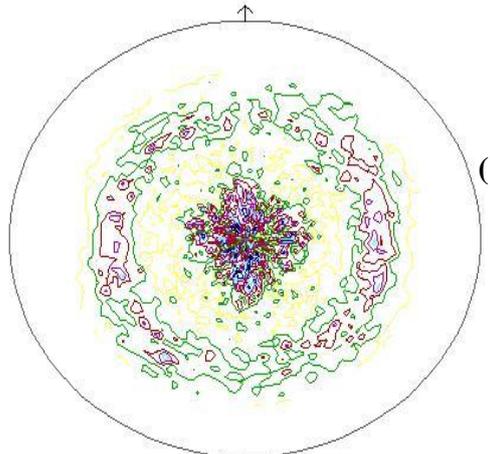
Display Control
 Mode : Contours
 Refresh Display
 Plot current Display
 Exit Graphics
 Rotation: 0 Elevation: 80
 Contour levels
 0.50 1.00 1.50
 2.00 2.50 3.00
 4.00

SIEMENS Texture Analysis Program

Sample identification :
 Data file : FER6.RAW
 Pole figure 211
 Reference axis :

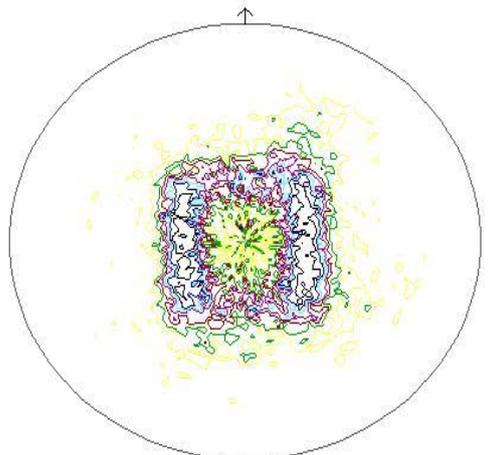
Display Control
 Mode : Contours
 Refresh Display
 Plot current Display
 Exit Graphics
 Rotation: 0 Elevation: 80
 Contour levels
 0.50 1.00 1.50
 2.00 2.50 3.00
 4.00

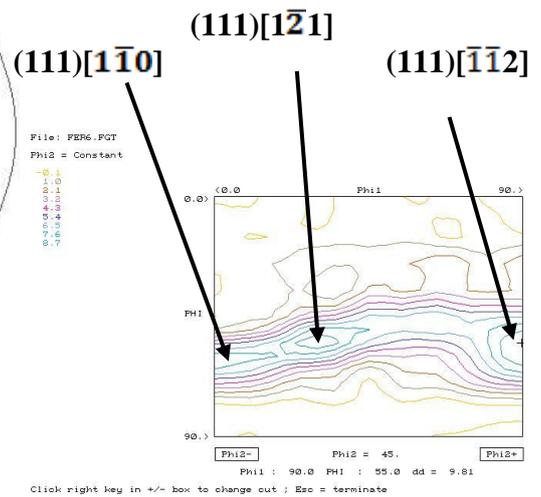
SIEMENS Texture Analysis Program

Sample identification :
 Data file : FER6.RAW
 Pole figure #10
 Reference axis :

Display Control
 Mode : Contours
 Refresh Display
 Plot current Display
 Exit Graphics
 Rotation: 0 Elevation: 80
 Contour levels
 0.50 1.00 1.50
 2.00 2.50 3.00
 4.00

(a)



(b)

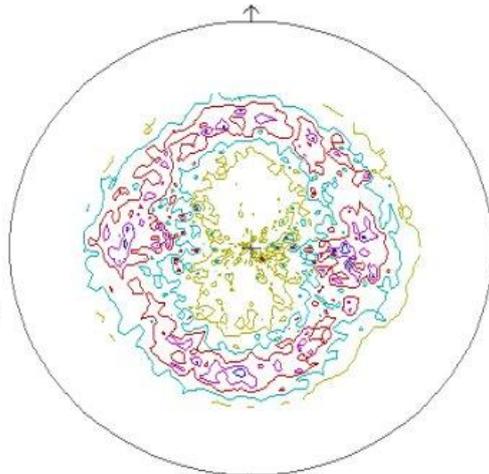
Figure III.11 : (a) Figure de pôles {100}, {110} et {112} de la tôle déformée à 15% dans la direction 75°/DL, (b) coupe à φ_2 constant.

III.4.2.2.7. Déformation dans la direction 90°/DL

SIEMENS Texture Analysis Program

Sample identification :
 Data file :
 A:ACIER1.RAW
 Pole figure 200
 Reference axis :

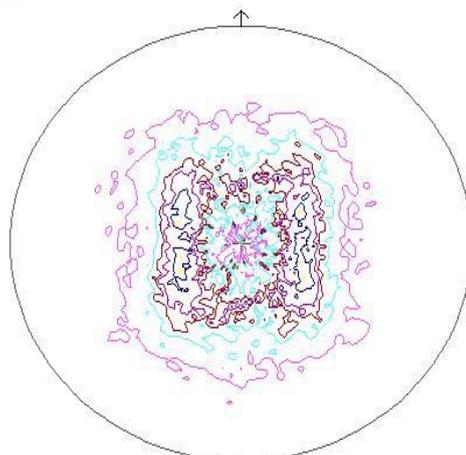
Display Control
 Mode : Contours
 Refresh Display
 Plot current Display
 Exit Graphics
 Rotation: 0 Elevation: 80
 Contour levels
 0.50 1.00 1.50
 2.00 2.50 3.00



SIEMENS Texture Analysis Program

Sample identification :
 Data file :
 FER7.RAW
 Pole figure 110
 Reference axis :

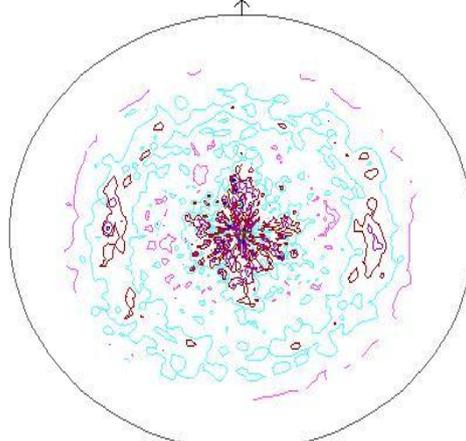
Display Control
 Mode : Contours
 Refresh Display
 Plot current Display
 Exit Graphics
 Rotation: 0 Elevation: 80
 Contour levels
 0.50 1.00 1.50
 2.00 3.00 4.00
 5.00 6.00



SIEMENS Texture Analysis Program

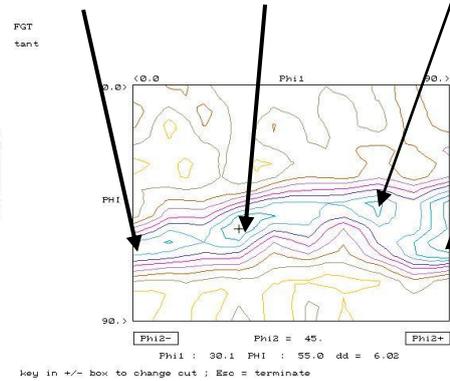
Sample identification :
 Data file :
 FER7.RAW
 Pole figure 211
 Reference axis :

Display Control
 Mode : Contours
 Refresh Display
 Plot current Display
 Exit Graphics
 Rotation: 0 Elevation: 80
 Contour levels
 0.50 1.00 1.50
 2.00 3.00 4.00
 5.00 6.00



(a)

(111)[110] (111)[121] (111)[123]



(b)

(111)[112]

Figure III.12 : (a) Figure de pôles {100}, {110} et {112} de la tôle déformée à 15% dans la direction 90°/DL, (b) coupe à φ_2 constant.

A partir de ses résultats, nous pouvons noter que la composante $\{111\}\langle 112\rangle$, qui renforçait la fibre à l'état initial, devient plus marquée; par contre, il y a un changement de texture, les orientations $(111) [2\bar{3}1]$ et $(111) [\bar{1}23]$ qui caractérisent l'état initial, ne constituent pas des composantes stables, c'est l'orientation $\{111\}\langle 112\rangle$, faible initialement, qui devient majoritaire.

III.4.3. Evolution de la densité des textures en déformation

Nous avons regroupé dans le tableau III.2, les valeurs de la densité des orientations cristallographiques des échantillons déformés à 15% dans différentes direction dans le plan de la tôle.

Tableau III.2: Variation de la densité de la texture des échantillons déformé à 15%.

Direction de déformation	0°/DL	15°/DL	30°/DL	45°/DL	60°/DL	75°/DL	90°/DL
Densité de texture	9.47	14.86	12.51	13.29	8.77	9.81	6.02

A partir des données du tableau précédent, nous pouvons voir que la tôle possède une anisotropie cristallographique plus marquée. Une densité de texture non homogène crée des problèmes au cours de la mise en forme, tels que des cornes d'emboutissage, des fissurations et des amincissements locaux. Au cours de la déformation réelle, il y a obligatoirement un risque d'incompatibilité entre les contraintes de sollicitation de ces différentes directions.

Nous avons présenté sur la figure III.13 les évolutions de la densité de la texture en fonction de l'angle α dans le plan de la tôle. Nous pouvons remarquer que l'anisotropie est toujours plus marquée. La tôle est donc moins appropriée à la déformation complexe. Il y a plus de risque d'avoir des amincissements locaux durant la déformation par mise en forme.

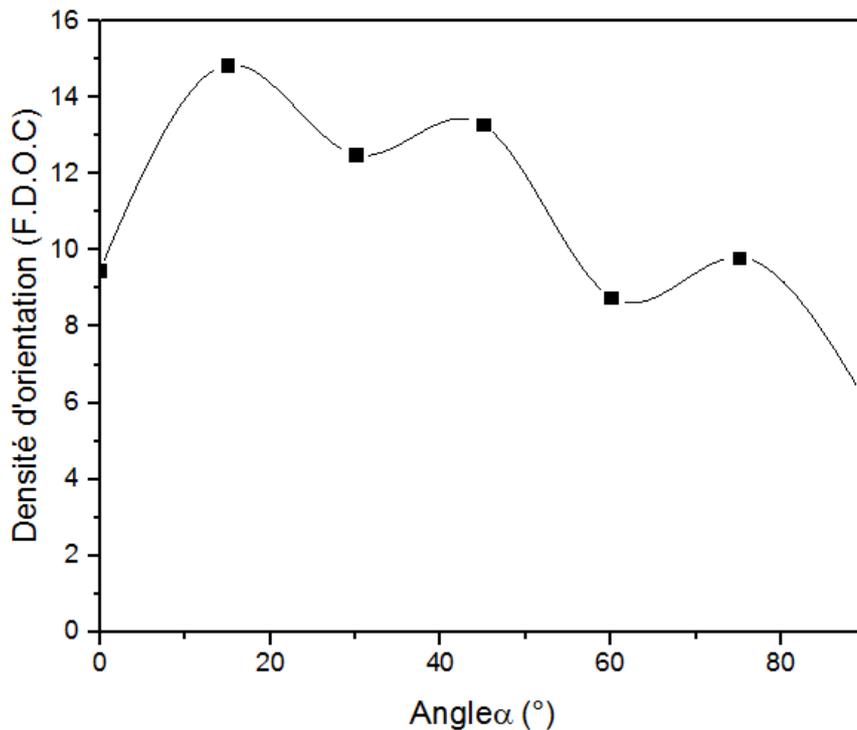


Figure III.13. : Evolution de la densité des désorientations dans le plan de la tôle pour un taux de déformation égale à 15%.

II. 4.4. Observation de la microstructure de la tôle par EBSD.

Nous avons étudié des échantillons déformés en traction dans les sens de laminage. La figure III.14, représente la microstructure de la tôle déformée à 15%. On remarque que la localisation de la déformation plastique apparaît dans des régions différentes dans le plan de laminage de la tôle. Au cours de la déformation réelle, il y a obligatoirement un risque d'incompatibilité entre les contraintes de sollicitation de ces différentes zones. Ce comportement peut conduire, localement à la formation des amincissements locaux ou des microfissures.

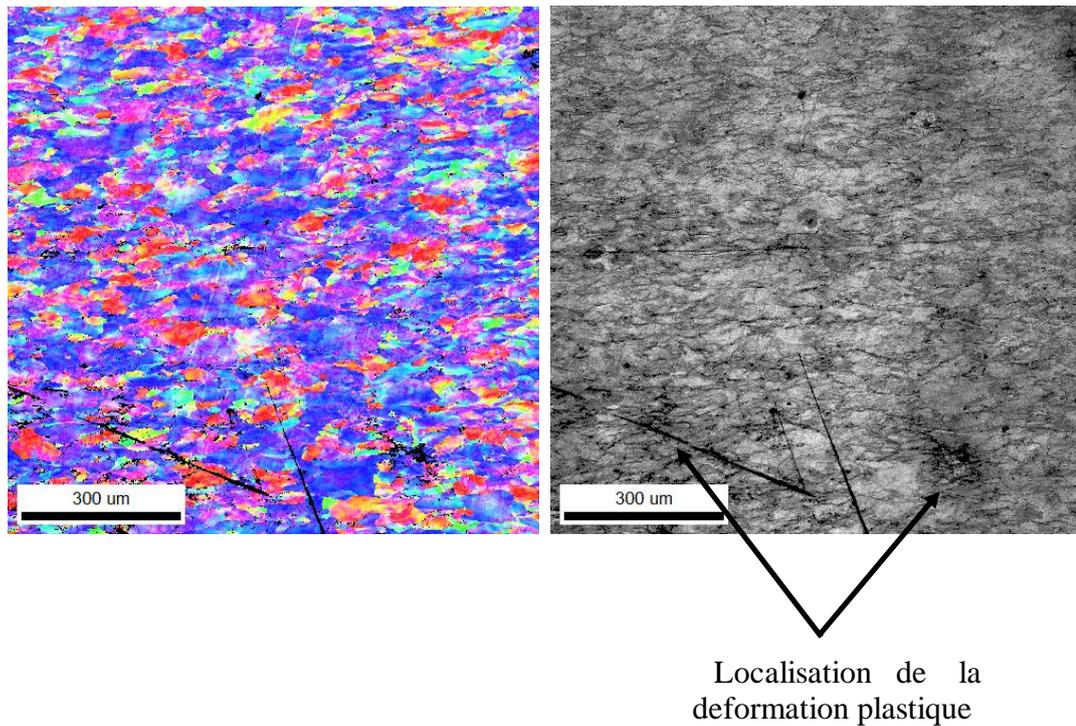


Figure III.14 : Microstructure de l'échantillon déformé à 15%.

III.4.5. Désorientation des joints de grains de l'état déformé

Nous avons présenté sur la figure III.15, l'évolution de la désorientation des joints de grains de l'échantillon déformé à 15% dans la direction de laminage DL. Nous remarquons la présence d'une fraction élevée des joints de grains à grands angles de désorientation (HAGB), avec un maximum à 45° et qui avoisine 13%. Les joints de faible désorientation ($\Delta\theta < 10^\circ$) sont au minimum. Ce comportement peut être relié à la nature de la texture cristallographique de la tôle.

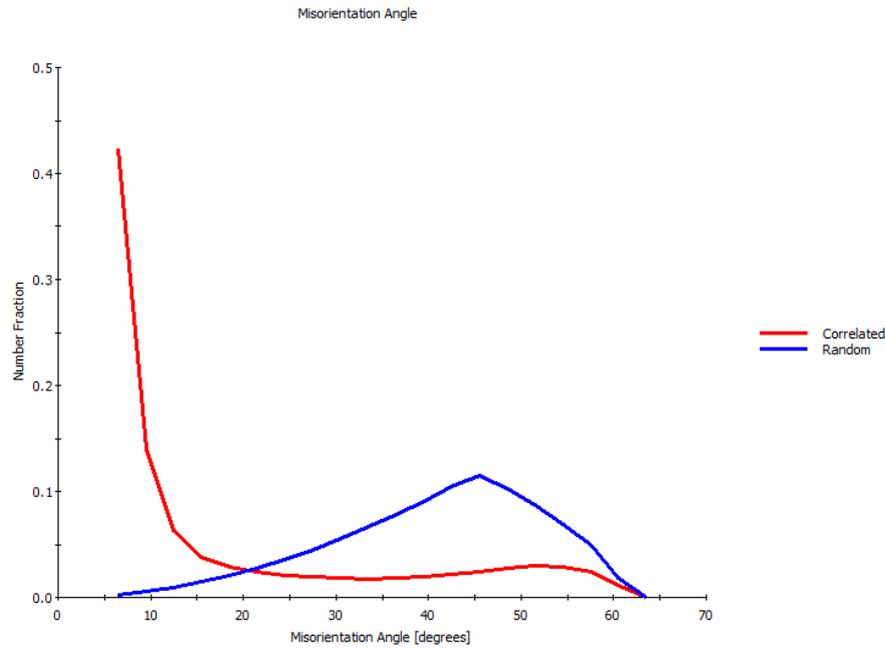


Figure III.15 : Fraction de la désorientation des joints de grains de l'échantillon déformé à 15% dans la direction de laminage.

III.5. ANALYSE DES TEXTURES CRISTALLOGRAPHIQUE PAR EBSD

La figure III.16, montre l'évolution de la fraction volumique des deux composantes $\{111\}$ $[112]$ et $\{111\}$ $[110]$ pour différents taux de déformation dans la direction DL. Nous remarquons la présence d'une étape de réajustement des orientations de grains de $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$ vers $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$. Cette réorientation est probablement lieu au début de la déformation, la tôle démarre la déformation plastique avec un état de contraintes internes hétérogène, ce qui provoque des localisations de la déformation plastiques dans différentes régions de la tôle.

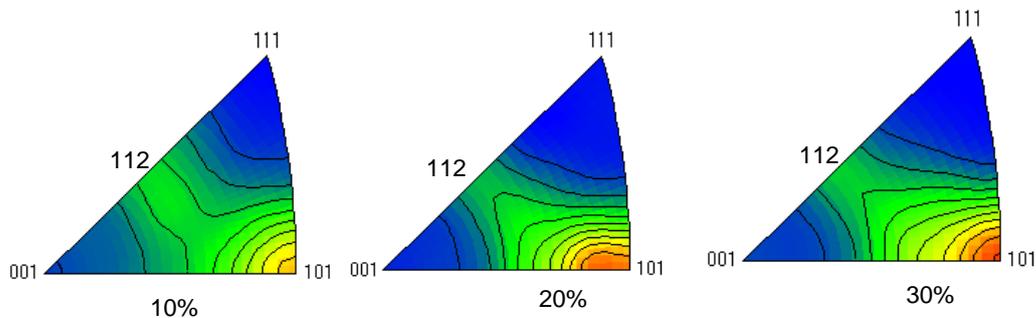


Figure III.16: Evolution des textures cristallographiques pour différents taux de déformation 10, 20 et 30% dans la direction de laminage.

CONCLUSION GENETALE

CONCLUSION GENERALE

Nous nous sommes intéressés dans ce travail au problème des tôles minces destinées à la mise en forme. La tôle que nous avons considérée dans ce travail est de marque Algérienne utilisée pour la production des moteurs et de tracteurs. Nous avons considéré le comportement mécanique de la tôle en fonction des paramètres microstructuraux.

L'analyse par les essais conventionnels a montré que la tôle présente une meilleure aptitude à la déformation plastique. L'allongement de cette tôle reste toujours plus important et la résistance à la déformation reste toujours plus faible. La détermination de la micro-dureté Vickers, met en évidence que celle-ci présente une bonne aptitude à la déformation plastique.

Nous avons montré, à partir d'essais de traction à angle variable par rapport à DL pour un taux de déformation égal à 15%, qu'il existe une anisotropie de comportement plastique plus marquée.

Par ailleurs, l'analyse de texture a montré que la tôle possède une texture de fibre γ : $\{111\} \langle uvw \rangle$, souhaitée pour la déformation par mise en forme. Cette texture est renforcée par deux composantes $(111) [2\bar{3}1]$ et $(111) [\bar{1}\bar{2}3]$. L'orientation $\{111\} \langle 112 \rangle$ est l'orientation de déformation de structure cubique centrée, et sa présence comme composante de pré-déformation facilite la mise en forme.

La présence des deux orientations : $(111) [2\bar{3}1]$ et $(111) [\bar{1}\bar{2}3]$ comme composantes non stable, participent à l'augmentation de la densité de l'orientation principale $\{111\} \langle 112 \rangle$. Il y a donc, une étape de réajustement des orientations de grains de $\{111\} \langle 123 \rangle$ vers $\{111\} \langle 110 \rangle$, la présence de cette composante peut atténuer l'évolution de la FDOC dans les directions proche de DT. Au cours de la déformation, elle participe donc à l'augmentation de l'anisotropie dans le plan de la tôle.

Perspectives

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

- ✓ Les mesures de textures locales à différent taux de déformation permettraient certainement de mieux comprendre le rôle des orientations cristallographiques sur la

- ✓ localisation de la déformation plastique 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.

- ✓ Il serait également important d'étudier les bandes de localisation qui se manifestent à l'échelle de la structure, principalement lors de changement de trajet de déformation, qui s'accompagne d'une microstructure de dislocations spécifiques.

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

REFERENCES

REFERENCES

- [1] D. Raoult, « Mise en forme des Métaux et des alliages », Edition du CNRS, P 297, (1975).
- [2] B. Jaoul, « Etude de la plasticité et application aux métaux », Dunod Ed. Paris, (1965)
- [3] Collectif, « Déformation plastique des métaux et alliages », Ecole d'Eté, Masson et Cie Editeur,(1968).
- [4] F. Yala, thèse de Docteur en Sciences, Université de paris-Sud Orsay (1991).
- [5] J. Fouquet, « Structures d'écrouissage et propriétés mécaniques » dans le 2^{ème} Colloque Mécanique et Métallurgie de Tarbes sur les propriétés Mécaniques et Physiques des matériaux en relation avec les techniques de déformation, (1974).
- [6] S.P. Keeler, Sheet Metal Industries, p 683, (1965).
- [7] G. Pomey, « Tôles pour l'emboutissage », Techniques de l'Ingénieur V1, P.696 , (1978).
- [8] C. Bathias, J-P, Bellon, « La fatigue des métaux et structure », 2^{ème} édition revue et augmentée, (1997).
- [9] A. Brand, J. F. Flavenot, R. Grégoirre, publications CETIM, (1999).
- [10] D. Broeck, "Use of Fracture Mechanics", Academic Publishers (1989).
- [11] C. Masson, P. Parnière et M. Pernot, Mém. Sci. Rev. Mét., 70, P 217, (1973)
- [12] M. Pernot, Thèse de Doctorat ès Sciences Physiques, Université de Paris-Sud, Orsay (1977).
- [13] P. Parnière, Thèse de Docteur ès Sciences Physiques, Université de Paris-Sud, Orsay (1978).
- [14] A.S. Korhonen, Sheet Metal Industries, vol. 55, N° 5, P. 598-606, (1978).
- [15] H. Bargui, Thèse de Docteur spécialité Physique, Université de Tunis II (1999).
- [16] H. W. Swift, J. Mech. Phys. of solids Volume 1, P. 1, (1952).
- [17] R. Hill, Phill. Mag. 42, P. 414 (1951).
- [18] J. W. Hutchinson and N. Eale, Mechanics of sheet metal forming, New-York, p127 (1978).
- [19] P. Parniere et G. Pomey. C.I.T. du C.D.S., p885, (1974).
- [20] G. Pomey, Revue de Méttallurgie, 63, P. 823, (1966).
- [21] M. Fukuda, Transactions of the American Society for Metals, 61, p 3537.
- [22] M. Grumbach, Comptes rendus de l'Académie des Sciences, 259, p247, (1986).
- [23] P. Macheto, Thèse de Docteur - Ingénieur, Université de Paris-Sud, Orsay (1982).
- [24] G. Pomey, « Aptitude à l'emboutissage des tôles minces », Techniques de l'Ingénieur, 3, p696,(1970).

-
- [25] P. Coulomb, « Les Textures dans les Métaux et Alliages de réseau Cubique », Dunod-Paris (1978).
- [26] Y. Meyzaud et P. Parnière, *Mém. Sci. Rev. Met.*, pp415-434, (1974).
- [28] G.I. Taylor. *J. Inst, Metals*, 62, P, 307, (1938).
- [29] J. F. W. Bishop & R. Hill, *Phil. Mag.* 42, P , 414 (1951).
- [30] J. F. W. Bishop & R. Hill, *Phil. Mag.* 42, P, 1298 (1951).
- [31] W.Truskowski et J. Jarominek, *Mém. Sci. Rev. Mét.* 70, P, 433 (1973).
- [32] E. O. Hall, *Proc. Phys. Soc. (London)*, 648, p747, (1951).
- [33] R.M. Cood & N.J. Petch, *Phil. Mag.*, 5, p 30 (1960).
- [34] W.B. Morrison, *Trans. A.S.M.*, 59, p824 (1966).

Résumé

Nous nous sommes intéressés, dans ce travail, à l'influence de l'anisotropie structurale, morphologique et cristallographique, sur l'aptitude à la déformation plastique des tôles minces. Nous avons considéré l'évolution en déformation des caractéristiques structurales, morphologiques et cristallographiques, dans le plan de la tôle. Les essais de traction à angle variable par rapport à DL montrent qu'il existe une anisotropie de comportement plastique plus importante dans le plan de la tôle; il y a donc obligatoirement un risque d'incompatibilité entre les déformations de ces différentes directions. Le suivi de l'évolution des textures de l'état initial et des états déformés a montré que la tôle évolue différemment dans les différentes directions. Il y a une évolution plus marquée des composantes $(111) [2\bar{3}1]$ et $(111) [\bar{1}\bar{2}3]$ qui renforcent la fibre à l'état initial, il y a donc obligatoirement une étape de réajustement des orientations de grains de l'état initial vers $\{111\}\langle 112\rangle$, la présence de cette composante peut atténuer l'évolution de la FDOC dans les directions proche de DT. Au cours de la déformation, elle participe donc à l'augmentation de l'anisotropie dans le plan de la tôle

Mots clés: Déformation plastique ; Résistance ; Anisotropie ; Texture ; Morphologie.

Abstract

In this work, we have investigated the influence of structural, morphological and crystallographic anisotropy on the plastic deformation properties of thin sheets. We have considered the deformation evolution of the structural, morphological and crystallographic characteristics in the plane of the sheet. Variable angle tensile tests compared to DL show that there is a greater anisotropy of plastic behavior in the plane of the sheet; there is therefore necessarily a risk of incompatibility between the deformations of these different directions. The monitoring of the evolution of the textures of the initial state and the deformed states has shown that the sheet evolves differently in the different directions. There is a conservation of the initial texture with a marked evolution of the component $(111) [2\bar{3}1]$ and $(111) [\bar{1}\bar{2}3]$ which reinforces the fiber in the initial state, so there is necessarily a step of readjusting the grain orientations of $\{111\} \langle 123 \rangle$ to $\{111\} \langle 112 \rangle$, the presence of this component may mitigate the evolution of the FDOC in the near DT directions. During the deformation, it thus participates in the increase of the anisotropy in the plane of the sheet.

Key words: Plastic deformation; Resistance; Anisotropy; Texture; Morphology.

