

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

**UNIVERSITE MENTOURI CONSTANTINE
FACULTE DES SCIENCES EXACTES
DEPARTEMENT DE PHYSIQUE**

N^o d'ordre:.....
Série:.....

MEMOIRE

PRESENTE POUR OBTENIR LE DIPLOME DE Doctorat en Sciences

Thème

**Influence de l'anisotropie structurale sur le comportement plastique au
cours de la déformation par emboutissage**

Par

Boumaiza AHCENE

Soutenu le : / / 2008

Rapporteur :

Rouag N.

Univ. Mentouri Constantine

Remerciements

Ce travail a été réalisé au Laboratoire Microstructure et Défauts du département de Physique Université Mentouri Constantine.

Je tiens à remercier le Professeur N. ROUAG, de l'Université Mentouri Constantine, d'avoir proposé et dirigé cette thèse et pour m'avoir toujours fait confiance. J'ai pu, avec elle, avoir d'enrichissantes discussions et travailler avec une grande liberté. De plus, j'ai toujours pu compter sur son aide, notamment lors des nombreux problèmes que j'ai rencontré durant la période de préparation de cette thèse.

Je tiens à exprimer ma sincère reconnaissance à Monsieur S. CHEKROUD, Professeur à l'Université Mentouri Constantine, pour m'avoir fait l'honneur de présider mon jury.

Mes plus chaleureux remerciements s'adressent au Professeur N. BRIHI de l'Université de Jijel, d'avoir accepté de faire partie de mon jury de thèse.

Je remercie très chaleureusement Monsieur K. LATROUS, Maître de Conférences à l'Université Oum El Bouaghi, pour sa participation à mon jury de thèse.

Je remercie vivement Monsieur N. BOUTAOUI, Maître de Conférences à l'Université de Jijel pour avoir accepté d'examiner ce travail et faire partie du jury.

Je tiens à remercier très sincèrement monsieur H. BOUGHOUAS, Maître de Conférences au département Génie mécanique de l'Université Mentouri Constantine, d'avoir accepté de faire partie de mon jury de thèse.

Je remercie très chaleureusement M^{elle} Z. LAROUK, Maître de Conférences à l'Université Mentouri Constantine, pour sa collaboration et ses discussions fructueuses.

J'adresse également un grand merci aux membres du laboratoire physico-chimie de l'état solide de l'université Paris-Sud Orsay pour les nombreux stages que j'ai effectué dans leur laboratoire : à Monsieur R. Penelle, directeur de recherche CNRS, ainsi que ses collaborateurs, pour les analyses de textures, spécialement à Monsieur T. Baudin, directeur de recherche CNRS, pour m'avoir initié à la technique de l'EBSD, ainsi que pour les nombreuses mesures qu'il a effectué pour moi.

Je tiens aussi à remercier Monsieur V. Ji, Professeur du laboratoire d'Ingénierie des Matériaux à l'ENSAM-Paris, pour m'avoir accueilli dans son laboratoire et pour les analyses des contraintes internes qu'il a effectué pour moi.

J'adresse mes remerciements aux collègues du laboratoire de Microstructure et Défauts de l'université Mentouri Constantine et du département de physique de l'université de Jijel, ainsi qu'à tous ceux qui ont participé d'une manière directe ou indirecte à la réalisation de ma thèse.

Enfin, je tiens à associer à ces travaux mes parents qui m'ont encouragé depuis toujours et soutenu dans mes études au prix de nombreux sacrifices, ainsi que ma femme pour la compréhension et la patience qu'elle a montré tout au long de ces années.

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE.....	1
-----------------------------------	---

CHAPITRE -I-

INFLUENCE DES CARACTERISTIQUES DES TOLES SUR L'EMBOUTISSABILITE ET LES PROBLEMES DE FISSURATION

INTRODUCTION	5
I.1. NATURE DES DEFORMATIONS DANS L'EMBOUTISSAGE ET IMPORTANCE DE L'ANISOTROPIE PLASTIQUE.....	6
<i>I.1.1. L'essai d'emboutissage de coupelle à fond plat.....</i>	6
<i>I.1.2. Grilles de mesures.....</i>	8
<i>I.1.3. Mode de déformation.....</i>	9
<i>I.1.4. Mode de rupture.....</i>	9
<i>I.1.5. Applications.....</i>	9
I.2. ESSAIS CARACTERISTIQUES.....	9
<i>I.2.1. Essais élémentaires.....</i>	10
<i>I.2.2. Essais prévisionnels.....</i>	10
<i>I.2.3. Essais expérimentaux.....</i>	10
I.3. ANALYSE DE LA FORMABILITE : COURBE LIMITE DE FORMAGE (C.L.F.).10.....	10
<i>I.3.1. Méthode de détermination expérimentale des courbes limites de formage.....</i>	11
<i>I.3.2. Méthodes analytiques.....</i>	11
I.4. ANISOTROPIE DE COMPORTEMENT.....	13
<i>I.4.1. Contraintes – Déformations.....</i>	13
<i>I.4.2. Coefficient d'écroutissage n.....</i>	13
<i>I.4.3. Coefficient d'anisotropie R.....</i>	13
I.5. ANISOTROPIE CHIMIQUE.....	14
I.6. ANISOTROPIE CRISTALLOGRAPHIQUE.....	15
<i>I.6.1 Orientations idéales.....</i>	15
<i>I.6.2. Influence de la texture sur le coefficient d'anisotropie R.....</i>	16
<i>I.6.3. Etude théorique du coefficient d'anisotropie R.....</i>	17
<i>I.6.3.1. Modèle de Taylor.....</i>	17
<i>I.6.3.2. Hypothèse de Bishop et Hill.....</i>	20
I.7. ANISOTROPIE MORPHOLOGIQUE.....	20
<i>I.7.1. Texture morphologique.....</i>	20
<i>I.7.2. Distribution des tailles de grains.....</i>	20
<i>I.7.2.1. Influence de la taille des grains sur la limite d'élasticité.....</i>	20
<i>I.7.2.2. Influence de la taille des grains sur le coefficient d'écroutissage.....</i>	21
<i>I.7.2.3. Influence de la taille des grains sur le coefficient d'anisotropie R.....</i>	21
I.8. INFLUENCE DES ETAPES DE FABRICATION DES TOLES SUR LEUR EMBOUTISSABILITE	22
<i>I.8.1. Laminage à chaud.....</i>	22

<i>I.8.2 Laminage à froid</i>	22
<i>I.8.2.1. Modification de la structure par laminage à froid</i>	23
<i>I.8.2.2. Modification de la texture par laminage à froid</i>	23
<i>I.8.2.3. Evolution des propriétés mécaniques au cours du laminage à froid</i>	24
<i>I.8.3. Recristallisation</i>	24
<i>I.8.3.1. Recristallisation primaire</i>	24
<i>I.8.3.2. Restauration</i>	25
<i>I.8.3.3. Croissance normale</i>	25
<i>I.8.4. Formation des textures dans les aciers doux</i>	25
<i>I.8.4.1. Evolution de texture au cours du recuit</i>	25
<i>I.8.4.2. Influence des conditions de recuit sur l'emboutissabilité</i>	25
I.9. RUPTURE DES MATERIAUX	26
<i>I.9.1. Morphologie et description</i>	26
<i>I.9.2. Striction dans les tôles minces</i>	26
<i>I.9.3. Localisation de la déformation</i>	27
<i>I.9.4. Aspect microscopique de la rupture clivage et de la rupture ductile</i>	28
<i>I.9.4.1. Rupture par clivage</i>	28
<i>I.9.4.1.1. Franchissement d'un obstacle</i>	28
<i>I.9.4.2. Rupture intergranulaire</i>	29
<i>I.9.4.3. Rupture ductile</i>	29
<i>I.9.5. Transition fragile ductile</i>	29
<i>I.9.5.1. Transition en taille de grain</i>	29
<i>I.9.5.2. Transition en température</i>	29
<i>I.9.5.3. Concentration de contraintes autour des inclusions</i>	31
<i>I.9.5.4. Développement des cavités et formation de cupules</i>	32

CHAPITRE -II-

MATERIAUX ET TECHNIQUES D'ANALYSE

II.1. MATERIAUX ETUDIES	34
<i>II.1.1 Origine et forme</i>	34
<i>II.1.2 Composition chimique</i>	34
II.2. OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES	35
<i>II.2.1. Microscopie optique</i>	35
<i>II.2.2. Microscopie électronique à balayage (MEB)</i>	35
<i>II.2.2.1. condition de Préparation des échantillons</i>	35
II.3. MESURE DES CARACTERISTIQUES MECANIQUES	36
<i>II.3.1. Essais de dureté</i>	36
<i>II.3.2. Essais de pliage</i>	36
<i>II.3.3. Essais de traction</i>	36
<i>II.3.4. Coefficient d'anisotropie R</i>	38
II.4. ANALYSE D'IMAGE	40
<i>II.4.1. Technique utilisée</i>	40
<i>II.4.2. Echantillonnage</i>	40
<i>II.4.3. Méthode de mesure</i>	41
<i>II.4.4. Paramètres statistiques de distribution des grains</i>	41

II.5. ANALYSE DES TEXTURES CRISTALLOGRAPHIQUES.....	42
<i>II.5.1. Principe de mesure par RX.....</i>	<i>42</i>
<i>II.5.2. Mesures de la texture par diffraction des rayons X.....</i>	<i>43</i>
<i>II.5.3. Mesure des orientations locales par EBSD.....</i>	<i>44</i>
<i>II. 5.3.1. Principe de mesure.....</i>	<i>45</i>
<i>II.5.3.2. Avantages des mesures par EBSD.....</i>	<i>46</i>
<i>II.5.3.3. Conditions expérimentales.....</i>	<i>46</i>
<i>II.5.3.4. Méthode de dépouillement de l'EBSD.....</i>	<i>47</i>
II.6. CALCUL DES CONTRAINTES INTERNES.....	48
<i>II.6.1. Mesure des contraintes résiduelles.....</i>	<i>48</i>
<i>II.6.2. Procédés d'évaluation des contraintes internes.....</i>	<i>49</i>
<i>II.6.3. Contrainte biaxiale loi des $\sin^2 \gamma$.....</i>	<i>49</i>
<i>II.6.4. Techniques expérimentales.....</i>	<i>50</i>
<i>II.6.5. Applications.....</i>	<i>50</i>

CHAPITRE -III-

COMPORTEMENT DES TOLES EN DEFORMATION ET ASPECTS MICROSTRUCTURAUX

III.1. ANALYSE DU PROBLEME INDUSTRIEL.....	52
<i>III.1.1. Géométrie de la mise en forme.....</i>	<i>52</i>
<i>III.1.2. Analyse de la fissure.....</i>	<i>53</i>
<i>III.1.3. Rugosité de surface.....</i>	<i>55</i>
III.2. CARACTERISTIQUES MECANIQUES.....	56
<i>III.2.1. Dureté.....</i>	<i>56</i>
<i>III.2.2. Essais de pliage.....</i>	<i>56</i>
<i>III.2.3. Essais de traction.....</i>	<i>56</i>
<i>III. 2.4. Discussion des résultats conventionnels.....</i>	<i>57</i>
III.3. MISE EN EVIDENCE DE L'ANISOTROPIE DE COMPORTEMENT PLASTIQUE.....	57
<i>III.3.1. Echantillonnage.....</i>	<i>57</i>
<i>III.3.2. Evolution des caractéristiques mécaniques dans le plan de la tôle.....</i>	<i>59</i>
<i>III.3.3. Evolution du coefficient d'anisotropie R.....</i>	<i>63</i>
III.4. ETUDE MORPHOLOGIQUE.....	64
<i>III.4.1. Caractéristiques morphologiques.....</i>	<i>64</i>
<i>III.4.2. Hétérogénéité dans la distribution des tailles de grains.....</i>	<i>64</i>
III.5. INFLUENCE DE L'HETEROGENEITE STRUCTURALE SUR LA LOCALISATION AU COURS DE LA DEFORMATION PAR EMBOUTISSAGE.....	67
<i>III.5.1. Analyse morphologique des états déformés de la tôle B.....</i>	<i>67</i>
<i>III.5.2. Analyse morphologique d'une microbande par EBSD.....</i>	<i>68</i>

CHAPITRE -IV -

ANISOTROPIE CRISTALLOGRAPHIQUE ET ANALYSE DES TEXTURES

IV-1. CARACTERISATION DES TEXTURES.....	72
<i>IV.1.1. Orientation d'un grain dans le polycristal.....</i>	<i>72</i>

IV.1.2. Les indices de Miller.....	73
IV.1.3. Texture de fibre.....	73
IV. 2. REPRESENTATION GRAPHIQUE DES TEXTURES.....	74
IV.2.1. Espace d'Euler.....	74
IV.2.2. Figures de pôles.....	76
IV.3. TEXTURE INITIALE.....	77
IV.3.1. Composantes de texture.....	77
IV.3.2. Fonction de distribution des orientations cristallines.....	80
IV.4. EVOLUTION CRISTALLOGRAPHIQUE EN DEFORMATION	86
IV.4.1. Evolution des textures cristallographiques.....	86
IV.5. EVOLUTION DE LA TOLE B PAR RECUIT.....	91
IV.5.1. Evolution morphologique	92
IV.5.2. Texture de l'échantillon recuit.....	93

CHAPITRE -V-

INFLUENCE DES CONTRAINTES INTERNES SUR LE COMPORTEMENT MECANIQUE DE LA TOLE B. ANALYSE STATIQUE MORPHOLOGIQUE ET CRISTALLOGRAPHIQUE D'UNE FISSURE

INTRODUCTION.....	96
V.1. ANALYSE DES CONTRAINTES INTERNES PAR DRX.....	96
V.1.1.Méthode de détermination des contraintes internes par DRX	96
V.1.1.1. La méthode des $\sin^2\psi$	97
V.2. Appareillage utilisé	99
V.3. Procédure expérimentale d'analyse des contraintes.....	99
V.4. Conditions expérimentales en DRX.....	101
V.4.1. Conditions expérimentales.....	101
V.4.2. Conditions de diffraction	101
V.4.3. Conditions d'acquisition.....	101
V.4.4. Condition de traitement de raies.....	101
V.4.5. Calcul des contraintes.....	101
V.5. Détermination des incertitudes de mesures	102
V.5.1 Calibration et étalonnage de l'appareil.....	102
V.2. RESULTATS D'ANALYSE DES CONTRAINTES.....	102
V.3. ANALYSE CRISTALLOGRAPHIQUE D'UNE MICROBANDE PAR EBSD.....	104
V.4. ANALYSE DE LA FISSURE.....	105
V.4.1.Analyse cristallographique.....	106
V.4.2. Profils de désorientation	106
V.5. ANALYSE DE LA SURFACE DE RUPTURE.....	111
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES.....	113
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	117

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.

Dans ce travail, nous nous sommes intéressés à l'emboutissage des tôles minces d'aciers doux, utilisées pour la fabrication des réservoirs de tracteurs. Le problème posé par la Société de construction des Moteurs et Tracteurs E.N.P.M.N. (Oued Hamimim) est lié à l'apparition des fissures, au cours de l'emboutissage sur les tôles B. Ces tôles, sont de produites à l'usine d'el Hajar (Annaba). Elle ont des caractéristiques mécaniques conventionnelles qui semblent proches de celle de la tôle A importée de l'Allemagne, antérieurement utilisée par E.N.P.M.A. Malheureusement, l'aptitude à l'emboutissage est totalement différente : si le pourcentage de casse de la tôle A ne dépasse pas 5%, celui de la tôle B peut aller jusqu'à 50%

L'emboutissage est appliqué pour la mise en forme de nombreux métaux ductiles, en particulier les aciers doux. Au cours de ce procédé, 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 des bandes de déformation ou, dans des cas plus graves, à des amincissements locaux, pouvant donner lieu à des ruptures au cours de la mise en forme. Cette anisotropie de comportement plastique est régie en grande partie par l'anisotropie structurale. Celle-ci est due aux différentes opérations subies par la tôle, lors du cycle de fabrication (solidification, laminage à chaud et à froid, recuits de recristallisation). La présence d'une anisotropie structurale peut conduire à des effets néfastes ; au contraire, si elle est bien contrôlée, elle peut améliorer les propriétés plastiques des tôles.

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

Les phénomènes de localisation qui se manifestent au cours de la déformation plastique peuvent conduire dans certains cas à une forte diminution de la ductilité puis à la rupture du matériau. Ces phénomènes sont observés dans de nombreux matériaux et pour une très large gamme de vitesse de sollicitation. Il se caractérisent par la concentration, plus ou moins progressive, de la déformation dans des bandes de largeur faible mais non nulle.

La localisation de la déformation est liée à l'hétérogénéité de structure, cette hétérogénéité est la conséquence directe de l'existence, dans les matériaux, des joints de grains, des joints de phases et/ou des précipités, qui se comportent comme des obstacles au glissement plastique et comme des sources d'incompatibilité de

déformation élastique et plastique. La relaxation des contraintes internes, liées à ces incompatibilités, dépend fortement des propriétés microstructurales du matériau.

Ces dernières années, de nombreuses recherches ont permis de préciser, d'une part les propriétés pour que les tôles puissent subir un type de déformation donné et, d'autre part, l'influence des paramètres opératoires sur l'emboutissabilité. 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.

Du point de vue application pour l'industrie nationale, ce travail constitue une étude comparative des paramètres qui caractérisent l'aptitude à la mise en forme par emboutissage, entre une tôle locale et une tôle de référence, respectant les normes internationales. Du point de vue fondamental, nous nous intéressons à l'influence de l'anisotropie structurale, morphologique et cristallographique, sur les mécanismes contrôlant l'aptitude à la déformation, avec un accent particulier sur l'effet de la présence d'une hétérogénéité micro-structurale, sur l'évolution de propriétés mécaniques macro-structurales. Nous avons considéré l'évolution, dans le plan de la tôle, des caractéristiques microstructurales et mécaniques (forme, taille, distribution géographique des grains, texture et contraintes internes) et leur influence sur le comportement mécanique des tôles.

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

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

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

Le **troisième chapitre** regroupe les résultats obtenus par les essais conventionnels, nous montrons l'insuffisance des caractéristiques moyennes de la qualification industrielle locale. Nous mettons en évidence l'anisotropie de comportement plastique, que nous considérons en relation avec les caractéristiques microstructurales. Une analyse prévisionnelle de l'instabilité de structure de la tôle locale a été également appréciée à partir de l'état de structure hétérogène de l'état initial. Les différences morphologiques des deux tôles sont considérées en parallèle.

Dans le **quatrième chapitre**, l'analyse comparative des textures cristallographiques initiales nous permet de relier les différences de comportement plastique observées aux caractéristiques cristallographiques.

Le **cinquième chapitre** est consacré à une analyse morphologique et cristallographique dans des zones fissurées. L'effet de l'instabilité microstructurale sur l'emboutissabilité de la tôle locale a également été considéré.

Nous finissons notre travail par une conclusion et une analyse des perspectives ouvertes par cette étude.

Chapitre -I-

INFLUENCE DES CARACTERISTIQUES DES TOLES SUR L'EMBOUITISSABILITE ET LES PROBLEMES DE FISSURATION

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

INTRODUCTION

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 [1-3]. 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;
- la distribution des orientations de grains, soit la texture du matériau ;
- la présence de particules de seconde phase, ségrégations ou précipités intra ou intergranulaires.

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 [4-6].

La rupture des tôles minces se produit, le plus souvent après une instabilité plastique qui résulte de la présence de deux effets opposés [7-10]: 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.

L'analyse des contraintes et des déformations au voisinage des fonds de fissures constitue une base nécessaire à la compréhension du comportement en fissuration, bien qu'une zone plastique soit toujours présente à la pointe de la fissure.

Au cours des années 1970-80, 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 [11-12]. 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.

I.1. NATURE DES DEFORMATIONS DANS L'EMBOUITISSAGE ET IMPORTANCE DE L'ANISOTROPIE PLASTIQUE

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.1.1. L'essai d'emboutissage de coupelle à fond plat

Pour montrer les différents types de déformation qu'on peut avoir au cours d'une mise en forme par emboutissage, considérons ce procédé par l'essai le plus simple, celui d'une coupelle à fond plat, illustré sur la figure I.1. Un flan circulaire, de rayon R_a et d'épaisseur e_0 , est maintenu entre une matrice et un serre-flan; un poinçon vient emboutir le flan jusqu'à l'obtention d'un godet. Au cours de cette opération, on peut distinguer plusieurs types de déformations:

- dans la zone AB, il y a un allongement dans la direction radiale ($\epsilon_r > 0$) et un rétrécissement dans la direction circonférentielle ($\epsilon_\theta < 0$); le flan a tendance à s'épaissir, mais la présence du serre flan empêche cet épaississement;
- la zone BC présente un pliage sous tension;
- dans la zone CD, il y a une déformation plane ($\epsilon_\theta = 0$) et une traction dans la direction radiale ($\epsilon_r > 0$);
- la zone DE présente une expansion biaxiale. Cette expansion est plus ou moins importante, selon le rayon du poinçon et la lubrification;
- dans la zone EF, il n'y a pas, ou il y a très peu, de déformation.

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

I.1.2. Grilles de mesures

L'analyse des déformations intervenant dans une opération d'emboutissage peut se faire au moyen de grilles tracées sur la surface de la tôle (figure I.2). On peut mesurer avec précision les déformations et déterminer la direction des déformations principales. L'identification des différents types de déformation devient ainsi possible. La grille la plus simple est un quadrillage régulier, dont les carrés deviennent curvilignes après déformation. On peut compléter ce quadrillage en y ajoutant un réseau de cercles tangents, qui se transforment en ellipses après déformation. En général, les dimensions de la maille du quadrillage sont initialement de l'ordre de 10mm [13] ; pour permettre une mesure locale plus précise dans la zone déformée, au voisinage de la rupture, on utilise souvent un pas de 5mm ; un pas de 2.5mm est parfois conseillé.

Les mesures des déformations sont effectuées sur des emboutis réels, de forme quelconque, ou sur des emboutis de laboratoire. Ces derniers sont généralement sous forme de coupelle cylindrique à fond plat et hémisphérique, ou sous forme de coupelle conique.

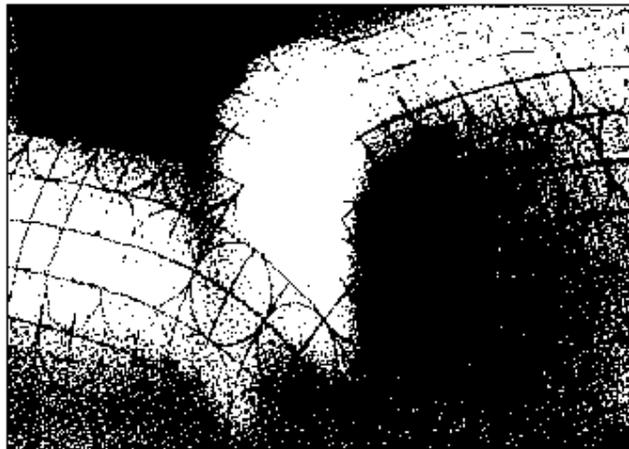


Figure I.2. Grilles de mesure des déformations

I.1.3. Mode de déformation

Quel que soit l'essai, les mesures des déformations montrent que le métal peut subir différents modes de déformation. A partir de e_1 , e_2 et e_3 , les déformations selon les directions des contraintes principales, on distingue les modes de déformation suivant :

- une déformation par expansion biaxiale symétrique: $e_1 = e_2 = -e_3/2$;
- une déformation plane: $e_1 = -e_3 = -e_2 = 0$;
- une déformation uniaxiale : $e_2 = e_3 = -e_1/2$;
- une déformation avec rétreint : $e_1 > 0, e_2 < 0, e_3 < 0$;
- une déformation par compression uniaxiale: $e_1 = e_3 = -e_2/2$;
- une déformation par cisaillement pur: $e_1 = -e_2, e_3 = 0$.

Un bon comportement du métal dans le cas d'une sollicitation par expansion exige un métal possédant une capacité suffisante de consolidation, donc un coefficient d'écrouissage (n) élevé.

Les bonnes performances en rétreint sont obtenues avec des matériaux présentant une forte résistance à l'amincissement c'est-à-dire les matériaux à coefficient d'anisotropie (r) élevé.

Dans la plupart des cas, l'emboutissage associe à la fois des composantes d'expansion et de rétreint, on parle d'emboutissage mixte.

I.1.4. Mode de rupture

Les analyses effectuées sur les grilles permettent de préciser les différents modes de rupture que l'on peut trouver au cours de l'emboutissage. On peut distinguer les ruptures par allongement uni et biaxial, par cisaillement plastique et par pliage sous tension [14]. Ces différents modes de rupture sont importants dans une étude portant sur l'apparition des fissures au cours de la déformation par emboutissage.

I.1.5. Applications

La mise en forme des métaux en feuilles effectuée par emboutissage, est couramment utilisée dans tous les secteurs industriels (automobile, aérospatiale, chimique, mobilier, électroménager,...). L'obtention de la pièce finie se fait par variation de la forme d'un produit plat (tôle au feuillard) en surface non développable. Les principales opérations élémentaires de mise en forme sont le pliage, le relevage de collerette, l'étirage et l'emboutissage.

I.2. ESSAIS CARACTERISTIQUES

Les composantes d'une opération d'emboutissage sont très nombreuses, ce qui complique l'étude préalable d'une mise en forme, ou plus exactement la définition de la formabilité d'un

matériau dans des conditions données. La formabilité est en effet une qualité très difficile à mesurer puisqu'elle fait intervenir simultanément le métal à transformer, l'outillage (état de surface et jeu entre matrice et poinçon) et les conditions opératoires (vitesse, lubrifiant, ...). Il est bien évident qu'il faudra apprécier d'abord l'aptitude à la déformation des matériaux à travailler, par le moyen d'un certain nombre d'essais spécifiques d'emboutissabilité.

I.2.1. Essais élémentaires

Dans cette catégorie, on classe les essais de tôle qui font appel à la sollicitation simple (traction uniaxiale, compression, traction-compression), permettant de déterminer les propriétés mécaniques des tôles (R_m , $R_{p0.2}$, $A\%$, $Z\%$). On peut également obtenir à partir de ces essais des informations complémentaires sur les caractéristiques intrinsèques du matériau, comme le coefficient d'écroutissage n et le coefficient d'anisotropie R , appelé également coefficient de Lankford.

I.2.2. Essais prévisionnels

Ces essais ont pour but de mesurer la capacité de la tôle à former un embouti de forme simple, en se rapportant aux principaux modes de déformation et à leur combinaison, tels que: essais d'expansion, essais de rétreint et essais mixtes. Ces derniers types d'essais sont généralement les plus utilisés, puisque la plupart des essais prévisionnels, proposés pour juger de l'aptitude des tôles à s'emboutissabilité, font intervenir simultanément ou successivement les différents modes de déformation.

I.2.3. Essais expérimentaux

Ces essais permettant d'effectuer des opérations industrielles d'emboutissage, en mettant en jeu les différents paramètres opératoires. Les emboutis réalisés sont généralement de forme simple, mais de dimensions nettement supérieures à celles des essais prévisionnels (boîtiers, carters, bacs). Ils sont emboutis sur des presses industrielles, dans des conditions suffisamment précises pour permettre des mesures de laboratoire (déformations, efforts,...).

I.3. ANALYSE DE LA FORMABILITE : COURBE LIMITE DE FORMAGE (C.L.F.)

L'opération d'emboutissage est la conjonction de trois facteurs [15] : la qualité de la tôle, l'outillage et les conditions opératoires. L'intersection des trois zones, correspondant aux variations possibles de ces facteurs, représente le degré de sécurité d'une telle opération (figure I.3).

L'échec d'une opération d'emboutissage est caractérisé par la rupture ou la présence des plis, quelquefois l'apparition d'une striction (amincissement local) de la pièce. Il est souvent intéressant de pouvoir estimer un degré de sévérité, pour prévoir les possibilités ultérieures de déformation, ainsi que pour évaluer les risques de rebut en production et d'avoir une bonne sécurité afin de mener à bien une opération d'emboutissage.

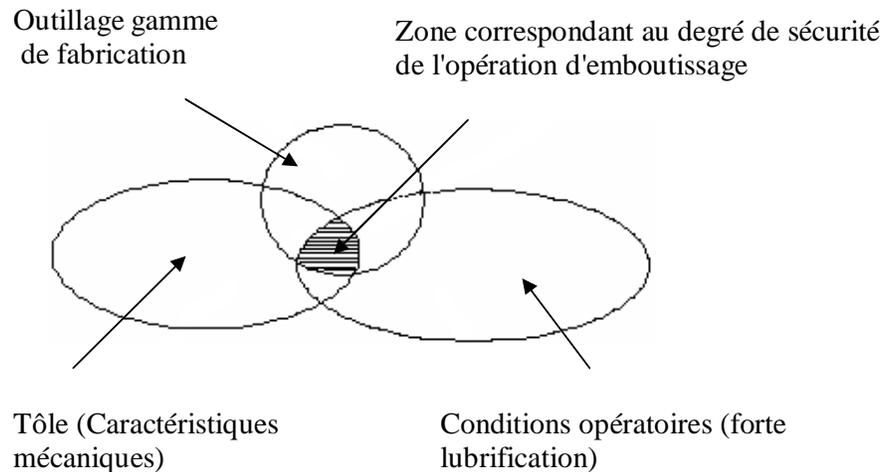


Figure I.3. Facteurs intervenant dans le degré de sécurité en emboutissage.

Actuellement, seule la courbe limite de formage (figure I.4), permet de chiffrer le degré de sécurité et d'alerter le fabricant si les rebuts risquent d'être importants. Ces courbes limites de formage constituent une des plus importantes caractéristiques de la formabilité de la tôle et présentent un grand intérêt pour les emboutisseurs car, si par une méthode de calcul on peut prévoir les déformations majeures e_1 et mineures e_2 , qui auront lieu dans un embouti, la position du point de coordonnées (e_1, e_2) par rapport à la courbe limite, permet de savoir si l'embouti est réalisable ou non. En d'autres termes, elle permet de prédire la limite de formage de la tôle, avant l'apparition de l'instabilité mécanique, conduisant à la rupture ou à la striction et d'avoir une idée de faisabilité de l'opération d'emboutissage.

I.3.1. Méthode de détermination expérimentale des courbes limites de formage

Les courbes limites de formage sont déterminées expérimentalement à partir des essais de laboratoires simulant les différents modes de déformation par emboutissage (expansion et rétreint), conduisant à la striction localisée ou à la rupture. Ensuite il faut mesurer les déformations locales, en mesurant les distorsions d'un réseau géométrique préalablement déposé sur les flans (figure I.4 et figure I.5). La détermination expérimentale des courbes limites de formage présente de nombreuses difficultés, tant pour la mise au point des essais que pour l'évaluation des déformations, surtout après apparition de strictions locales.

I.3.2. Méthodes analytiques

Parallèlement à de nombreuses études expérimentales, des tentatives de prévision théorique de courbes limites de formage ont été menées par plusieurs auteurs. Elles ont permis une meilleure compréhension des mécanismes de la déformation plastique des métaux en feuilles. Les premiers calculs prévisionnels de la striction des tôles minces sont dus à Swift [16] et à Hill [17]. Depuis, d'autres modèles ont été proposés par Marciniak et Kucznski, qui ont considéré un matériau hétérogène à deux zones d'épaisseurs différentes, pour expliquer la localisation de l'écoulement plastique notamment dans le domaine de l'expansion [17].

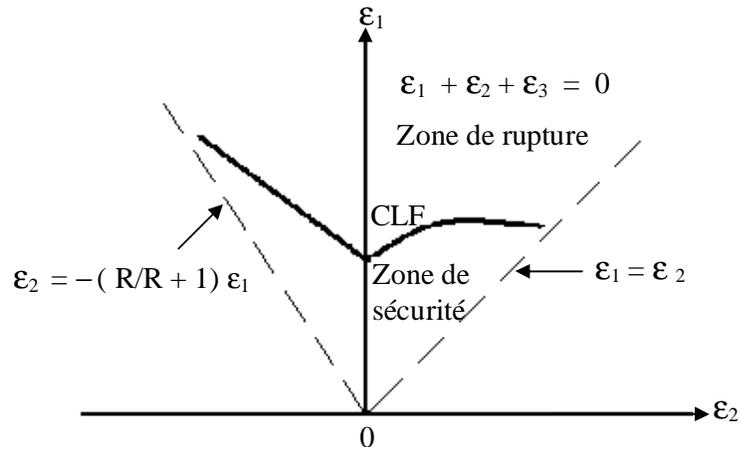


Figure I.4. Courbe type de limite de formage d'un acier

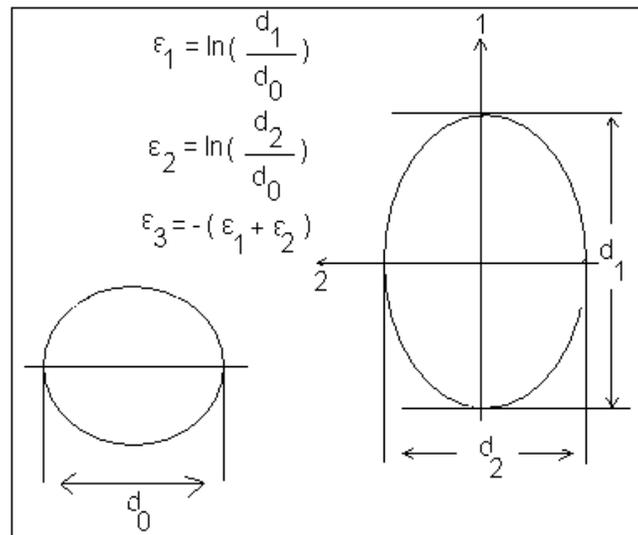


Figure I.5. Mesure des déformations à partir d'un réseau de motif circulaire

I.4. ANISOTROPIE DE COMPORTEMENT

Les propriétés tensorielles, telles les propriétés mécaniques, dépendent de la direction de sollicitation du matériau. Dans le cas particulier de la mise en forme des tôles, plusieurs causes peuvent être à l'origine de cette anisotropie de comportement [18] :

- l'hétérogénéité de distribution des contraintes résiduelles de redressage des tôles ;
- les alignements de ségrégations, de précipités ou d'inclusions, donnant lieu à une anisotropie structurale ;
- l'existence d'une texture cristallographique, c'est-à-dire la présence d'orientations préférentielles, dans la distribution des orientations des grains du matériau ;
- l'existence d'une anisotropie morphologique.

I.4.1. Contraintes – Déformations

Le comportement plastique du monocristal étant anisotrope, la présence d'une texture cristallographique influence directement sur l'anisotropie de comportement mécanique du matériau polycristallin. Ainsi, quand une tôle est soumise à un système de contraintes, les déformations des différents grains sont fonction de leurs formes, de leurs orientations et des défauts qu'ils contiennent.

La déformation plastique du polycristal fait intervenir un certain nombre de paramètres structuraux, tels la limite élastique R_e , le coefficient d'écroutissage n et le coefficient d'anisotropie R . L'anisotropie plastique de la tôle polycristalline est mise en évidence par l'évolution de ces paramètres par rapport à un système de référence, généralement lié à la tôle (DL, DT, DN).

I.4.2. Coefficient d'écroutissage n

Le coefficient d'écroutissage n peut être mesuré à partir du calcul des contraintes et des allongements rationnels, de plusieurs points de la courbe de traction, dans le domaine des déformations plastiques homogènes. Pour les aciers ferritiques, objet de notre étude, la relation qui relie σ à ϵ , à partir de la courbe des déformations, est donnée par :

$$s = ke^n \quad (\text{I. 1})$$

k est une constante.

I.4.3. Coefficient d'anisotropie R

Macroscopiquement, l'anisotropie d'un matériau est caractérisée par le coefficient d'anisotropie R [19]. 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:

$$R = e_{22}/e_{33} \quad (\text{I. 2})$$

Le coefficient d'anisotropie R est lié à l'emboutissage en retraite. C'est un paramètre qui peut caractériser l'aptitude à une déformation homogène, au cours d'une mise en forme complexe [20]. 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:

$$\Delta R = \frac{(R(0^\circ) + R(90^\circ) - 2R(45^\circ))}{2} \quad (\text{I. 3})$$

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 [21]. 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.16) 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.

I.5. ANISOTROPIE CHIMIQUE

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 [22]. 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 intergranulaire 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.

I.6. ANISOTROPIE CRISTALLOGRAPHIQUE

I.6.1 Orientations idéales

La présence d'une texture cristallographique est caractérisée en termes d'orientations préférentielles : les orientations de grains se situent de façon préférentielle dans l'espace des orientations ou espace d'Euler (cf Chapitre IV), on parle aussi d'orientations idéales ou de composantes de texture.

Une composante de texture est décrite par le couple $(hkl) \langle uvw \rangle$ (figure I.6), où :

- (hkl) est le plan parallèle au plan de l'échantillon,

- $\langle uvw \rangle$ est la direction parallèle à une direction particulière de l'échantillon (de laminage, de tréfilage, de traction...).

Un matériau dit texturé possède généralement deux ou trois composantes de texture. S'il n'existe qu'une seule composante accusée, on parle de pseudo-monocristal. Au contraire, un nombre important de composantes implique un effet d'isotropie [23]. L'influence des différentes composantes sur le comportement thermomécanique du matériau, dépend de leurs poids respectifs.

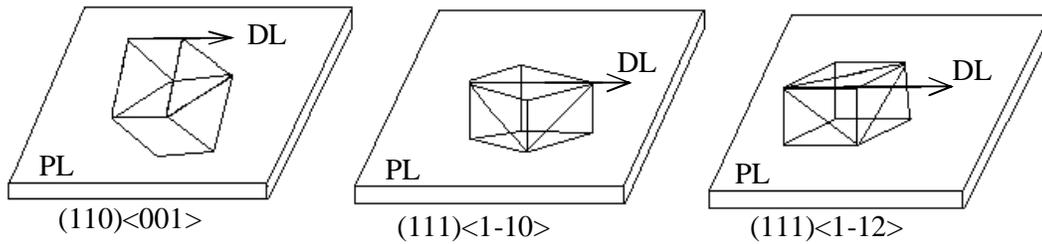


Figure I.6. Orientation $(hkl) \langle uvw \rangle$ et position correspondante de la maille élémentaire par rapport au plan de laminage PL et à la direction de laminage DL.

I.6.2. 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 polycristallin, implique un effet analogue.

La figure I.7 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 [24].
- les orientations $\{100\} \langle 011 \rangle$ conduisant à des valeurs de R moyen moyennes, avec des variations de ΔR faibles ; en composantes majoritaires, elles sont donc défavorables à la mise en forme [18].

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 $\{111\}$ [25]. 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.

Pour juger de l'importance réelle des variations du coefficient d'anisotropie et de l'emboutissabilité entraînées par un changement de texture, il faut intégrer les variations de R dans tout le plan de la tôle. Ce travail a été fait pour les orientations $\{111\}$ et voisines (554 et 11 11 8), $\{211\}$, $\{110\}$ et $\{100\}$ [26].

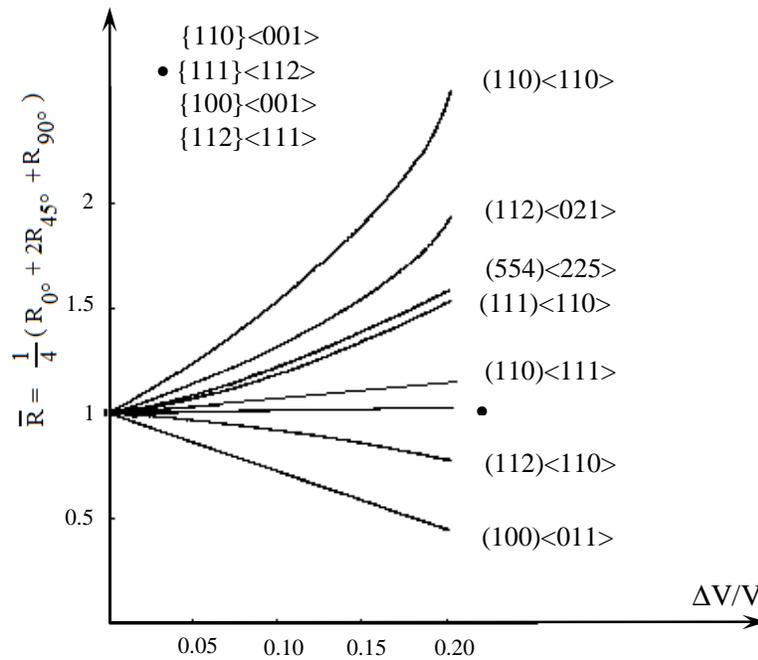


Figure I.7. Evolution du coefficient d'anisotropie R moyen des tôles d'aciers extra-doux en fonction d'un accroissement $\Delta V/V$ de diverses composantes de la texture [26]

I.6.3. Etude théorique du coefficient d'anisotropie R

Le coefficient d'anisotropie $R(a)$ a été introduit en 1950, sous le nom de coefficient d'anisotropie normale R_m , par LANKFORD et ses collaborateurs, pour caractériser l'emboutissabilité des tôles minces [26]. Différents modèles ont été mis au point pour le calcul de ce coefficient. Le plus courant est le modèle de Taylor [27], il a servi de base à de nombreux modèles récents.

I.6.3.1. Modèle de Taylor

Pour décrire le comportement du polycristal au cours de la déformation plastique, le modèle généralement utilisé est celui proposé par TAYLOR. Les hypothèses posées par ce modèle sont les suivantes :

1- la déformation plastique est parfaitement homogène. Le tenseur macroscopique de la déformation $[E]$ est constant dans la partie utile de l'éprouvette, et $[E] = [e]$ en chaque point, $[e]$ étant le tenseur microscopique de déformation ; autrement dit, chaque grain se déforme comme l'éprouvette.

2- pour les matériaux de structure cubique, la déformation a lieu uniquement par glissement. Cinq systèmes de glissement indépendants sont nécessaires, pour accommoder une déformation donnée du polycristal. La déformation élastique est négligée.

3- parmi les combinaisons possibles de cinq systèmes de glissement, compatibles géométriquement pour une déformation donnée, il ne faut retenir que celles qui rendent l'énergie de déformation minimale.

4- le glissement sur un système ne peut se déclencher que si la scission résolue sur ce système atteint une valeur critique, identique pour tous les systèmes équivalents ; le durcissement ne dépend pas de la quantité de glissement intervenant sur le système considéré.

Lors d'un essai de traction simple, le tenseur macroscopique des contraintes dans le référentiel de l'éprouvette est défini par :

$$[\Sigma] = \begin{bmatrix} \Sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (\text{I. 4})$$

Et le tenseur macroscopique des déformations correspondant est:

$$[E] = \begin{bmatrix} E_1 & 0 & 0 \\ 0 & E_2 & 0 \\ 0 & 0 & E_3 \end{bmatrix} = [E_1] \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & E_2/E_1 & 0 \\ 0 & 0 & E_3/E_1 \end{bmatrix} \quad (\text{I. 5})$$

Il est généralement admis que le volume se conserve au cours de la déformation plastique:

$$E_1 + E_2 + E_3 = 0 \quad (\text{I. 6})$$

$$\text{Avec} \quad E_1 = \text{Log} \frac{I}{I_0} \quad ; E_2 = \text{Log} \frac{W}{W_0} \quad ; E_3 = \text{Log} \frac{e}{e_0} \quad (\text{I. 7})$$

I : longueur de l'éprouvette après déformation

I_0 : longueur initiale de l'éprouvette

W : largeur de l'éprouvette après déformation

W_0 : largeur initiale de l'éprouvette

e : épaisseur de l'éprouvette après déformation

e_0 : épaisseur initiale de l'éprouvette

Le tenseur $[E]$ des déformations devient, en tenant compte des équations (I.11) et (I.12).

$$[E] = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{R}{1+R} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{1+R} \end{bmatrix} = [E_2] \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -q & 0 \\ 0 & 0 & -(1-q) \end{bmatrix} \quad (\text{I. 8})$$

Ou q est le rapport de contraction ou coefficient de Poisson, défini par :

$$q = -\frac{E_3}{E_1} \quad (\text{I. 9})$$

Avec l'hypothèse implicite $E_2 = E_3$, ce rapport est lié à R par la relation :

$$q = \frac{R}{1+R} \quad (\text{I. 10})$$

A partir du tenseur macroscopique des déformations $[E]$, le travail correspondant à une déformation plastique $[dE]$ s'écrit, selon les hypothèses de TAYLOR :

$$dW = \sum_k |dg_k| \quad (\text{I. 11})$$

Où dg_k est l'incrément de cisaillement intervenant sur le k ème système de glissement, parmi les cinq systèmes indépendants. Les cisaillements sont liés aux déformations par la relation :

$$[dE_{ij}] = [m_{ij}^k][dg_k] \quad (\text{I. 12})$$

Avec:

$$m_{ij}^k = \frac{1}{2}(p_{ik}d_{jk} + p_{jk}d_{ik}) \quad (\text{I. 13})$$

Où p_{ik} et p_{jk} sont les composantes de la normale au plan de glissement du k ème système, dans le référentiel de définition du tenseur des déformations.

D'après l'hypothèse (3), nous devons chercher les cinq systèmes de glissement parmi les N systèmes qui minimisent l'énergie de déformation. Pour un incrément de déformation $[dE]$, les incréments de cisaillement dg_k sont déterminés en inversant la matrice $[m_{ij}^k]$ de l'équation (I.13), le minimum de $(\sum_k |dg_k|)$ définira la (ou les) combinaison (s) active (s).

Pour les matériaux de structure cubique centrée ou à faces centrées, les systèmes de glissement considérés sont respectivement de type $\{110\}\langle 111\rangle$ et de type $\{111\}\langle 110\rangle$. Pour chacune de ces structures il y a 12 systèmes de glissement équivalents, donc il y a $C_{12}^5 = 792$ combinaisons de cinq systèmes ; pour des raisons de symétrie cristalline, les 792 possibilités se réduisent à moins de 384.

Dans le cas particulier d'une tension uniaxiale, nous pouvons définir le facteur de Taylor par :

$$M = \frac{s_{11}}{t_c} = \frac{\sum_k |d_k|}{dE_{11}} = \frac{dW}{t_c dE_{11}} \quad (\text{I. 14})$$

Ce facteur représente la résistance mécanique d'un cristal d'orientation donnée, vis-à-vis d'un état de contraintes ; il représente donc l'anisotropie de comportement en fonction de l'orientation.

I.6.3.2. Hypothèse de Bishop et Hill

Rappelons que BISHOP [28] et HILL [29] justifient la théorie de Taylor en montrant que la scission réduite atteint sa valeur critique sur les systèmes choisis par TAYLOR, sans dépasser cette valeur sur les autres systèmes. Ils introduisent par ailleurs un second principe, celui du travail maximum, afin de sélectionner le tenseur des contraintes qui produit la déformation imposée. Pour une déformation donnée e_{ij} , le travail de déformation est calculé pour les différents états de contraintes a_{ij} possibles, le tenseur retenu étant celui qui rend le travail W maximum.

Bishop et Hill proposent une solution plus rigoureuse que celle déduite par Taylor. En effet, ce dernier considère toutes les combinaisons possibles de 5 systèmes de glissement indépendants géométriquement ; or, pour accommoder la déformation imposée, l'état de contraintes correspondant à certains systèmes peut entraîner une scission supérieure à la valeur critique sur d'autres systèmes ; ce comportement étant en contradiction avec la loi de Schmid, Bishop et Hill définissent alors l'ensemble de tous les états de contraintes, en respectant la loi de Schmid.

I.7. ANISOTROPIE MORPHOLOGIQUE

I.7.1. Texture morphologique

Suivant la composition chimique et les divers paramètres du cycle de fabrication d'une tôle, on peut avoir des grains parfaitement équiaxes et réguliers ou, au contraire, des grains allongés. La température et le temps de recuit ont une influence importante sur la forme des grains. Ainsi, pour un acier calmé à l'aluminium, un maintien à 650°C, en fin de recristallisation primaire, donne des grains parfaitement équiaxes, alors qu'après un maintien à 525°C, les grains restent allongés suivant la direction de laminage DL [30].

L'influence des modifications de formes des grains sur les caractéristiques mécaniques est complexe. En effet, ces modifications s'accompagnent généralement d'une évolution importante de la texture cristallographique. De ce fait, les études sont restées limitées pendant longtemps à la seule influence de la taille des grains. Actuellement, l'influence de la texture morphologique initiale sur l'évolution de la forme des grains, peut être introduite de manière pondérale.

I.7.2. Distribution des tailles de grains

I.7.2.1. Influence de la taille des grains sur la limite d'élasticité

Hall et Petch [31-32] ont été les premiers à relier la limite d'élasticité R_e à la taille moyenne des grains. Ils ont proposé pour les aciers doux une relation empirique sous la forme

$$R_e = s_0 + K \sqrt{l} \quad (\text{I. 15})$$

Où :

- s_0 est la contrainte d'écoulement plastique ;

- $\langle l \rangle$ est la taille moyenne des grains ;
- k est une constante expérimentale.

Cette relation s'applique quelque soit l'allongement considéré sur la courbe de traction, jusqu'à la charge de rupture, soit dans le domaine des déformations plastiques homogènes. On peut remarquer que l'augmentation de la taille des grains s'accompagne d'une diminution de la limite d'élasticité et de la contrainte d'écoulement plastique. Actuellement, la méthode la plus précise pour déterminer $\langle l \rangle$ est l'analyse d'images qui donne, à partir de la distribution statistique des surfaces de grains, la taille moyenne, la somme et l'écart type. Dans le chapitre II, nous décrirons de façon détaillée cette méthode que nous avons utilisé pour une analyse morphologique de nos échantillons.

I.7.2.2. Influence de la taille des grains sur le coefficient d'écroutissage

La relation qui relie le coefficient d'écroutissage n à la taille des grains est donnée par [33].

$$n = \frac{5}{10 + \langle l \rangle} \quad (\text{I. 16})$$

Cette relation a été proposée et vérifiée pour l'acier extra-doux recuit. La taille des grains de ces tôles est généralement comprise entre 20 μm et 45 μm , ce qui conduit à une variation de n de l'ordre de 0,04. Cette variation, importante, est due à des modifications de la composition chimique de la tôle et/ou à la présence d'une seconde phase, précipitée ou ségrégée.

I.7.2.3. Influence de la taille des grains sur le coefficient d'anisotropie R

Pour un acier de composition donnée, la croissance des grains s'accompagne (ou d'une modification) de la texture. Le coefficient d'anisotropie R peut ainsi être relié à la taille des grains par une relation linéaire :

$$R = R_0 - K(l - l_0) \quad (\text{I. 17})$$

Où :

- R est le coefficient d'anisotropie en fin de recristallisation primaire;
- l_0 est la taille initiale des grains;
- K est une constante, qui représente l'accroissement du coefficient d'anisotropie R , avec l'augmentation de la taille des grains.

D'après cette relation, on peut remarquer que l'augmentation de la taille du grain améliore l'emboutissabilité des tôles minces d'aciers extra-doux. Cependant, cette influence favorable de l'augmentation de la taille des grains n'est pas sans limite. Des grains trop gros entraînent l'apparition de nombreux défauts dans la tôle au cours de l'emboutissage. Il a été montré que dans le cas des aciers extra-doux, une taille de grains supérieure à 40 μm conduit, dans le domaine en expansion, à une localisation des déformations et donc à une rupture prématurée [34].

L'anisotropie structurale, tant chimique que morphologique ou cristallographique, est due aux traitements thermomécaniques antérieurs, subis par le polycristal au cours de sa formation et de sa mise en forme (solidification, déformation plastique, recristallisation). L'anisotropie de comportement plastique d'un matériau métallique dépend de toutes les étapes de sa fabrication.

I.8. INFLUENCE DES ETAPES DE FABRICATION DES TOLES SUR LEUR EMBOUTISSABILITE

Une tôle destinée à la mise en forme par emboutissage est soumise, au cours de sa fabrication, à différents traitements thermomécaniques : laminage à chaud, laminage à froid et recuit(s) de recristallisation.

I.8.1. Laminage à chaud

Le laminage à chaud constitue généralement la première étape de mise en forme. Une très grande partie des matériaux métalliques est soumise à un formage à un moment ou un autre du cycle de fabrication. Cette technique évoque plus spécialement les produits plats (tôles, plaques, larges plats) mais aussi d'autres étires simples (fils, ronds, barres) ou plus complexes (profilés, rails, poutrelles). Le laminage à chaud est une étape importante dans les techniques de mise en forme. Il présente aussi bien des applications liées à la sidérurgie que dans les industries de transformation.

Les conditions du laminage à chaud, essentiellement la température et la température de bobinage, influent sur les propriétés des tôles, plus particulièrement sur leur aptitude à une mise en forme ultérieure, comme l'emboutissage. Selon la température de laminage, la texture du métal sera plus ou moins marquée. Pour les aciers doux, un laminage effectué totalement en phase γ , à une température supérieure à 900°C, ne donnera pas de texture marquée. Le laminage à chaud ne doit pas être effectué en dessous de cette température, afin d'éviter la précipitation des nitrures. Si la température de fin de laminage est abaissée, une texture de fibre d'axe $\langle 110 \rangle$ parallèle à la direction de laminage apparaît. Cette texture est plus ou moins accusée avec la chute de température.

Par ailleurs, l'écart entre la température de fin de laminage et la température de bobinage a également une influence, plus ou moins marquée, sur les orientations présentes à cœur dans la tôle laminée à chaud [35].

I.8.2 Laminage à froid

Dans le processus global de mise en forme, l'étape de laminage à froid peut être considérée sous différents aspects :

- technologique, lié à la réalisation et à la marche des laminoirs ; c'est-à-dire, entre autres paramètres, les problèmes de contrôle d'épaisseur, d'état de surface et de lubrification ;
- mécanique, lié à l'écoulement du métal et aux contraintes appliquées pour réaliser la déformation ;

- métallurgique, lie à l'état des propriétés mécaniques et structurales du matériau, dans notre travail, nous nous intéressons essentiellement à ce dernier aspect ; dans l'opération de laminage à froid, la déformation du métal est réalisée à température ambiante ou à basse température, c'est-à-dire que le métal n'est pas volontairement réchauffé; du point de vue structural, ce procédé est réalisé dans un domaine de température où il y a :
- absence de diffusion importante des éléments en solution solide, de précipitation ou de dissolution d'une seconde phase ;
- absence aussi de phénomènes de recristallisation, pendant et après la déformation.

La déformation par laminage à froid provoque des modifications de la structure et de la texture du matériau. Le laminage à froid influe directement sur les propriétés structurales du matériau, comme la distribution des précipités, les changements morphologiques de l'ensemble des grains et les évolutions des orientations cristallographiques.

I.8.2.1. Modification de la structure par laminage à froid

La déformation généralisée, que subit le métal au cours de la première passe de laminage à froid, est égale ou supérieure à 20%. Dans le cas des aciers calmés à l'aluminium, le taux de laminage à froid doit être supérieur à 50%. Un examen de la structure du métal déformé peut montrer l'existence de nombreux défauts essentiellement des dislocations. La population en dislocations est fonction du taux de déformation (un métal très déformé est caractérisé par la présence d'une densité de dislocation de l'ordre de 10^{10} à 10^{12} cm^{-1}). Au cours du laminage à froid, la structure n'est pas perturbée uniquement par la présence de dislocations et la formation d'une structure cellulaire. En effet, l'écroutissage introduit aussi d'autres défauts, comme les lacunes et les interstitiels, ainsi que la formation de macles mécaniques [36].

Du point de vue morphologique, au cours de la déformation par laminage à froid, les grains s'allongent dans la direction de laminage. Cette déformation transforme un empilement de grains globalement équiaxes en ensemble de strates, peu épaisses et très allongées. Cette texture morphologique, dite texture en bandes, est en partie responsable des défauts macroscopiques constatés sur les produits minces laminés [37]. Il faut souligner aussi l'impact de l'écrasement des gros précipités ou inclusions dans la direction de laminage. Les alignements ainsi formés influencent le comportement ultérieur du métal.

I.8.2.2. Modification de la texture par laminage à froid

Le taux de réduction est le facteur essentiel dans la formation de la texture par laminage à froid ; plus ce taux est élevé, plus la texture est accusée. La texture de laminage à froid peut être décrite comme la superposition de deux textures de fibre $\langle 110 \rangle$: la fibre provenant du laminage à chaud, avec $\langle 110 \rangle$ parallèle à la direction de laminage, et une fibre dont l'axe $\langle 110 \rangle$ fait 60° avec la direction de laminage, dans le plan normal à la tôle.

Par ailleurs, pour les taux de réduction importants, il faut tenir compte du gradient de texture à travers l'épaisseur de la tôle. Si une tôle laminée à chaud subit, au cours du laminage à froid, une réduction supérieure à 20%, on remarque une différence entre la texture de peau et la texture à coeur. Ce gradient de texture intervient de façon notable dans une mise en forme ultérieure.

I.8.2.3 Evolution des propriétés mécaniques au cours du laminage à froid

Les propriétés du métal sensibles à la perfection de la structure cristalline sont modifiées par le laminage à froid, en particulier les propriétés mécaniques. Les caractéristiques telles la limite d'élasticité, la résistance à la rupture et la dureté, qui constituent les propriétés de résistance à la déformation du métal, augmente. Au contraire, les propriétés caractérisant la ductilité du métal, comme l'allongement à la rupture et la résilience, diminuent [38]. Cette modification des propriétés mécaniques résulte, principalement, d'une variation de la texture cristalline.

Les modifications structurales entraînées par le laminage à froid modifient les propriétés mécaniques et morphologiques des matériaux métalliques. Les produits laminés présentent une plasticité insuffisante pour une mise en forme ultérieure, entre autres l'emboutissage. On peut généralement restaurer les propriétés de ductilité, que le matériau possédait avant la déformation, au moyen de conditions de recuit appropriées. Il faut remarquer que l'influence du laminage à froid sur le métal est quelquefois si importante qu'il devient impossible de poursuivre le laminage. Un recuit intermédiaire devient nécessaire si on veut poursuivre cette opération.

I .8.3. Recristallisation

Le retour total ou partiel à l'état d'équilibre du matériau s'effectue, essentiellement, selon trois processus : la restauration, la recristallisation et la croissance des grains.

Cette étape du cycle de fabrication est la plus importante, elle permet d'assurer à la tôle les caractéristiques structurales adéquates à sa mise en forme ultérieure. C'est le recuit de recristallisation qui, d'une part, permet de récupérer les propriétés de ductilité de la tôle et, d'autre part, assure le développement d'une texture cristallographique favorable à l'emboutissage. L'aptitude à une mise en forme ultérieure dépend en grande partie du contrôle des conditions de recuit, atmosphère, température et temps de maintien.

Au cours d'un recuit de recristallisation, les anciens grains de la structure, fortement amincis et allongés, sont remplacés progressivement par des grains équiaxes, présentant une structure beaucoup moins perturbée. Cette évolution est liée au taux d'écroutissage, à la température du recuit et au temps de maintien.

I.8.3.1. Recristallisation primaire

Lorsque l'écroutissage réalisé est suffisant, c'est-à-dire supérieur à une certaine valeur critique, le recuit fait apparaître de nouveaux grains. Le taux critique d'écroutissage dépend du matériau, il est généralement de l'ordre de 2% à 5% [39]. Les nouveaux grains sont répartis d'une manière homogène et leurs orientations cristallines sont très différentes de celles des grains déformés, dans lesquels ils se développent. Des joints de grains forte désorientation séparent alors les nouveaux grains et se développent en consommant la matrice écroutie à jusqu'à arriver au contact les des autres. La recristallisation primaire est alors terminée. Le métal retrouve, partiellement ou totalement, les propriétés qu'il avait avant l'écroutissage. La texture de recristallisation est totalement différente de la texture de déformation.

I.8.3.2. Restauration

Pour des recuits à basse température ou pour des recuits courts, on peut observer un adoucissement partiel du matériau, sans qu'il y ait modification visible de la structure. Dans cette première phase, la restauration, il y a peu d'évolution des propriétés mécaniques du matériau. La restauration du matériau correspond à une réduction du nombre de défauts, entre autres la diminution de la densité de dislocations introduites par écrouissage. Cet effet est obtenu par un réarrangement partiel des dislocations, qui forment alors des parois délimitant les cellules d'écrouissage ou sous-grains. Il n'y a pas de modifications de la texture.

I.8.3.3. Croissance normale

La recristallisation primaire ne marque pas la fin de l'évolution structurale. Si le recuit se poursuit, un grossissement des grains a lieu. Ce grossissement est lent et homogène, c'est la croissance normale ou continue. Cette phase, dans laquelle certains grains se développent aux dépens d'autres grains déjà recristallisés, commence généralement à la fin de la recristallisation primaire, mais elle peut avoir lieu dès les dernières stades de la recristallisation primaire [40]. Au cours de cette phase il n'y a pas de modification de la texture, mais uniquement une diminution de son acuité.

I.8.4. Formation des textures dans les aciers doux

I.8.4.1. Evolution de texture au cours de recuit

Au cours de recuit de recristallisation, la texture de laminage est remplacée par la texture de recristallisation. Cette nouvelle texture dépend des mécanismes qui se produisent au cours du recuit : germination, croissance et grossissement du grain. La germination est le résultat de la croissance d'une cellule d'écrouissage située au voisinage d'une forte hétérogénéité d'orientations. L'orientation d'un germe est vraisemblablement une des orientations de la texture de laminage, correspondant à une très faible fraction volumique la structure écrouie, c'est-à-dire appartenant à une composante minoritaire [41].

Dans le cas des tôles minces d'acier-doux, cette texture est décrite comme étant la superposition de trois textures de fibre $\langle 110 \rangle$. Aux deux textures de fibres $\langle 110 \rangle$ apparues après le laminage à chaud et le laminage à froid, se superpose une troisième, d'axe parallèle à la direction transversale de la tôle [42]. Cette texture est due à l'apparition des composantes $\{110\} \langle 110 \rangle$ et $\{112\} \langle 111 \rangle$.

I.8.4.2. Influence des conditions de recuit sur l'emboutissabilité

L'évolution de la température de recuit, ou du temps de maintien, conduit à perfectionner le développement des orientations cristallographiques et à augmenter légèrement le coefficient d'anisotropie R et le coefficient d'écrouissage n.

Pour l'acier doux calmé à l'aluminium, si la montée en température est suffisamment lente lors du chauffage, (de l'ordre de 50°C/heure), on peut obtenir une texture de type

$\{111\}\langle uvw \rangle$, au cours du recuit final vers 700°C . Cette texture conduit à des valeurs de R plus élevées et, par suite, à une meilleure aptitude à l'emboutissage [43].

Dans les aciers doux, la croissance de grains $\{111\}\langle uvw \rangle$ et celle de grains $\{110\}\langle 001 \rangle$ à lieu par recuit sous une atmosphère par trop humide ou par un recuit sous hydrogène [44].

I.9. RUPTURE DES MATERIAUX

I.9.1. Morphologie et description

Généralement, la rupture des matériaux suit immédiatement le phénomène de striction localisée, qui suit lui-même le phénomène d'instabilité plastique. Si on considère une éprouvette, on peut affirmer qu'il y a instabilité plastique en traction lorsque l'allongement réel est égal au coefficient d'écroutissage n du matériau. Par conséquent, plus la capacité d'écroutissage du métal est élevée, plus l'allongement uniforme au cours d'un essai de traction arrive à des valeurs élevées.

Toutes les opérations de mise en forme peuvent être considérées comme la combinaison des deux opérations étirage et emboutissage. L'accomplissement sans rupture de chacune de ces opérations est favorisé par les différentes variables du matériau. Durant l'opération d'emboutissage, il est évident que les caractéristiques du matériau entrant en cause sont nécessairement différentes de celles qui déterminent les possibilités de mise en forme par étirage. En effet, dans le cas de l'emboutissage, le fait intéressant n'est pas la capacité du matériau à subir des déformations données sans se fracturer, mais suivant sa capacité à supporter l'effort nécessaire permettant de déformer un plateau aux dimensions données en une forme complexe. Par conséquent, une augmentation du coefficient d'écroutissage n'apportera que de minces avantages surtout, elle produit une augmentation de la charge de rupture.

I.9.2. 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.

Considérons cet effet, dans un essai de traction sur une tôle mince; la striction ne peut se former perpendiculairement à la direction de traction ; par contre, elle sera possible dans une direction pour laquelle la contraction transversale est nulle (figure.I.8). Nous calculons cette contraction dans le cas d'un essai de traction biaxial (seul $\epsilon_{33} = 0$).

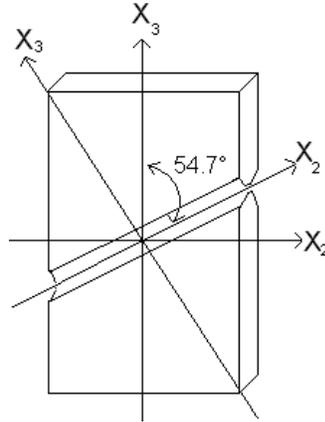


Figure I.8. Représente la striction dans laquelle la contraction transversale est nulle

$$de'_z = de_{11} \cos^2 a + de_{22} \sin^2 a \quad (\text{I. 18})$$

Avec

$$de_{11} = (s - s_m) \frac{3}{2} \frac{d\bar{e}}{s} \quad (\text{I. 19})$$

$$de_{22} = (s_{22} - s_m) \frac{3}{2} \frac{d\bar{e}}{s} \quad (\text{I. 20})$$

de'_z sera nul pour:

$$\text{tg}^2 a = \frac{(2s_{11} - s_{22})}{(s_{11} - 2s_{22})} \quad (\text{I. 21})$$

Pour un essai de traction simple, $s_{22} = 0$, $a = 54.7^\circ$. Pour les tôles anisotropes, cet angle sera fonction des coefficients d'anisotropie.

Quand s_{22}/s_{11} est compris entre 1/2 et 2, cette expression conduit à une valeur de $\text{tg}^2 a$ négative; ce type de striction ne peut donc se produire. Ce fait est particulièrement intéressant pour la mise en forme des tôles. Dans les autres cas l'orientation de la ligne de striction dépend du rapport s_{22}/s_{11} .

I.9.3. Localisation de la déformation

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%.

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.9.4. Aspect microscopique de la rupture par clivage et de la rupture ductile

La rupture des surfaces des matériaux est généralement classée selon une échelle de fragilité décroissante :

- rupture intergranulaire fragile ou semi fragile;
- rupture transgranulaire de clivage;
- rupture fragile de cisaillement;
- rupture ductile à cupules.

I.9.4.1. Rupture par clivage

La rupture fragile, au contraire de celle ductile, est caractérisée par l'absence de déformation plastique macroscopique, et donc par la propagation très rapide des fissures avec faible consommation d'énergie. La rupture est bien nette, elle suit des plans cristallographiques, on parle de rupture par clivage.

Le clivage est un mode de décohésion qui s'effectue par propagation d'une fissure le long de plans atomiques de faibles indices. Généralement, la rupture par clivage se présente en trois étapes, sous l'action d'une sollicitation extérieure ; une microfissure de clivage est initiée à la tête d'un empilement de dislocations ; cette fissure se propage ensuite à l'intérieur d'un grain, puis cette fissure traverse un joint de grains et se propage dans un autre grain, si la sollicitation extérieure n'est pas diminuée.

Si la fissure s'initie suivant un plan dense (plan de clivage), le travail de décohésion s'écrit:

$$WC = 2g_s \quad (\text{I.22})$$

I.9.4.1.1. Franchissement d'un obstacle

Lors du clivage, les joints de grains constituent les principaux obstacles à la propagation des fissures. En effet, il n'y a pas de continuité des plans de clivage facile d'un grain à l'autre. A l'intersection d'un joint de grains, la fissure doit donc changer de direction. Dans le cas d'une rupture intergranulaire, les obstacles sont les points triples. Le critère de franchissement de ces obstacles peut également s'écrire sous la forme d'une équation de Griffith [45].

$$s_r > \sqrt{EW_j / pC \cos^2 j (1 - \nu^2)} \quad (\text{I. 23})$$

Où : s_r est la contrainte nécessaire pour franchir le point triple, W_j est le travail de décohésion intergranulaire, j est l'angle de déviation de la fissure au point triple ($j = 60^\circ$) et C est la longueur de la fissure au point triple. La longueur moyenne de la fissure atteignant le point triple est fonction de la taille de grains.

I.9.4.2. Rupture intergranulaire

La rupture intergranulaire apparaît généralement s'il y a une diminution suffisante de l'énergie de cohésion du joint de grains. Cette diminution peut être provoquée par la ségrégation au joint de grains des éléments solutés (S, P, As, et Sb dans les aciers) [46]. La rupture intergranulaire est décrite par l'initiation d'une microfissure dans un joint de grains et se propage dans une direction imposée par le plan du joint de grains et pour une énergie de surface spécifique donnée par :

$$g_j = 2g_s - 2g_b \quad (\text{I.24})$$

Où :

- g_s est l'énergie de surface du métal;
- g_b est l'énergie de cohésion de l'interface entre la matrice et l'inclusion.

I.9.4.3. Rupture ductile

La rupture ductile est caractérisée par l'amorçage de cavités ou vides à partir d'inclusions ou de précipités et se produit de deux façons différentes. On distingue trois stades dans le développement de la rupture ductile :

- amorçage de vide par fissuration interne de précipités ou d'inclusions;
- croissance de ces vides jusqu'à une dimension critique;
- coalescence de ces vides qui se rejoignent pour donner la surface de rupture finale.

I.9.5. Transition fragile ductile

Le passage d'un mode de rupture à l'autre est désigné sous la terminologie de transition fragile-ductile. Ce phénomène est plus particulièrement prononcé dans les matériaux de structure cubique centrée à faible et moyenne résistance. La taille des grains et la température sont les paramètres qui influencent le plus la limite d'élasticité et donc la transition fragile-ductile.

I.9.5.1. Transition en taille de grain

Pour les tailles de grains importantes, lorsque la limite d'élasticité atteint ou dépasse la contrainte de clivage, la rupture fragile se produit sans aucune ductilité. Pour les faibles tailles de grains, la rupture est de type purement ductile. Il existe donc une taille de grains de transition [47].

I.9.5.2. Transition en température

Pour les aciers faiblement alliés à gros grains, on distingue deux températures de transition :

- température en-dessous de laquelle la rupture est totalement par clivage, et est amorcée par une microfissure de clivage;

- température en-dessous de laquelle la rupture est partiellement par clivage, et est amorcée par plusieurs microfissures de clivage ; c'est la température de transition de la ductilité dans l'échantillon.

Aux températures plus élevées, le franchissement des joints de grains gouverne le clivage et plusieurs microfissures sont développées. Les paramètres qui influent sur la limite d'élasticité influent également sur la température de transition.

Nous avons résumé les mécanismes de fissuration sur la figure I.9. Sous l'effet de la contrainte appliquée, les dislocations s'empilent contre le joint et initient une fissure intergranulaire. La fissure se propage de façon instable jusqu'au premier point triple (2). L'angle (q_1) et le travail de décohésion intergranulaire sont suffisamment faibles pour que la fissure se propage de façon intergranulaire jusqu'à un second point triple (3). A ce stade, la propagation de la fissure selon un chemin intergranulaire supposerait une déviation trop importante. La propagation se poursuit donc à l'intérieur du grain (4), le long d'un plan de clivage facile, faisant un angle suffisamment faible (q_2) avec la direction de propagation précédente. La fissure pourra néanmoins devenir à nouveau intergranulaire à l'intersection d'un autre joint de grains.

Lors d'une rupture fragile, le travail de décohésion du métal intervient à tous les stades du processus de fragilisation. Même en l'absence de ségrégation fragilisante, le travail de décohésion intergranulaire est inférieur à l'énergie de surface du matériau. Dans ce cas, les ruptures ne s'opèrent cependant pas de façon intergranulaire, mais suivant les plans de clivage facile, pour des raisons d'ordre géométrique. En revanche, si une impureté diminue la cohésion du joint de manière sensible, la rupture peut alors devenir majoritairement intergranulaire.

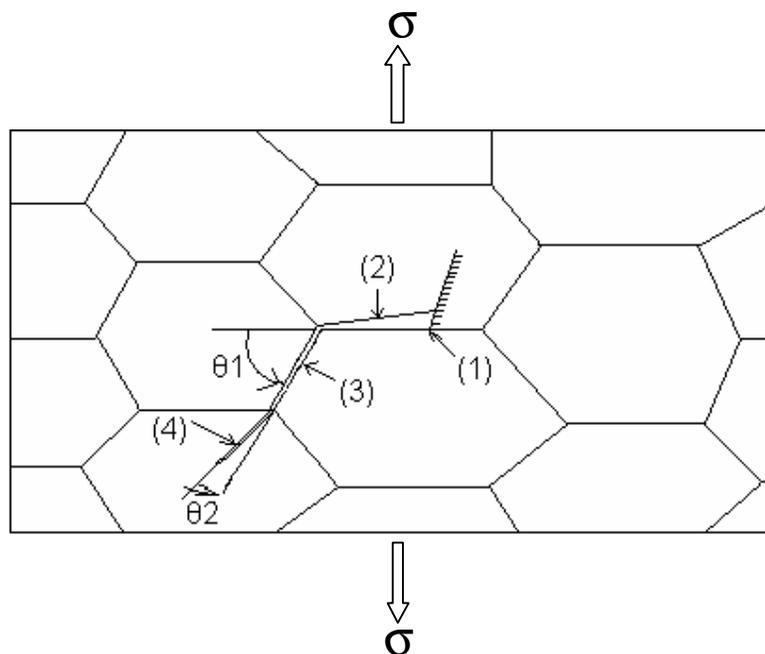


Figure I.9. Nucléation, extension initiale et propagation d'une fissure.

I.9.5.3. Concentration de contraintes autour des inclusions

Les inclusions peuvent jouer un rôle important, sur la localisation de la déformation. La présence d'une inclusion dans la microstructure à l'état initial permet de développer une hétérogénéité au cours de la déformation. La striction développée au cours de la déformation plastique résulte du mode de déformation plastique du métal et de la compétition entre la vitesse d'écroutissage et la réduction de la section lors de la déformation axiale. Lors de la mise en charge, il y a concentration de contraintes autour des inclusions, en raison de leur module d'Young généralement plus élevé que celui de la matrice. Les contraintes plus fortes, qui se développent au voisinage des inclusions, favorisent une déformation plastique localisée. Les incompatibilités de déformation entre la matrice et les inclusions conduisent à la rupture des inclusions ou leur décohérence à l'interface inclusion-matrice, selon leurs résistances relatives. Le résultat est l'obtention rapide d'une distribution de cavités au sein de la matrice, dès le début de la déformation plastique.

L'analyse des surfaces des échantillons déformés permet de sortir deux modes de fissuration différents en fonction de la taille de grains (figure I.10). En effet, lorsque la taille des grains est faible (de l'ordre de quelques μm), l'initiation se produit préférentiellement en surface sur des inclusions de taille λ supérieure à la taille des grains en zone II. Par contre, pour des tailles de grains supérieures (de l'ordre de quelques dizaine de μm et plus), la fissure se produit de façon classique en zone I à l'intérieur d'un grain en surface.

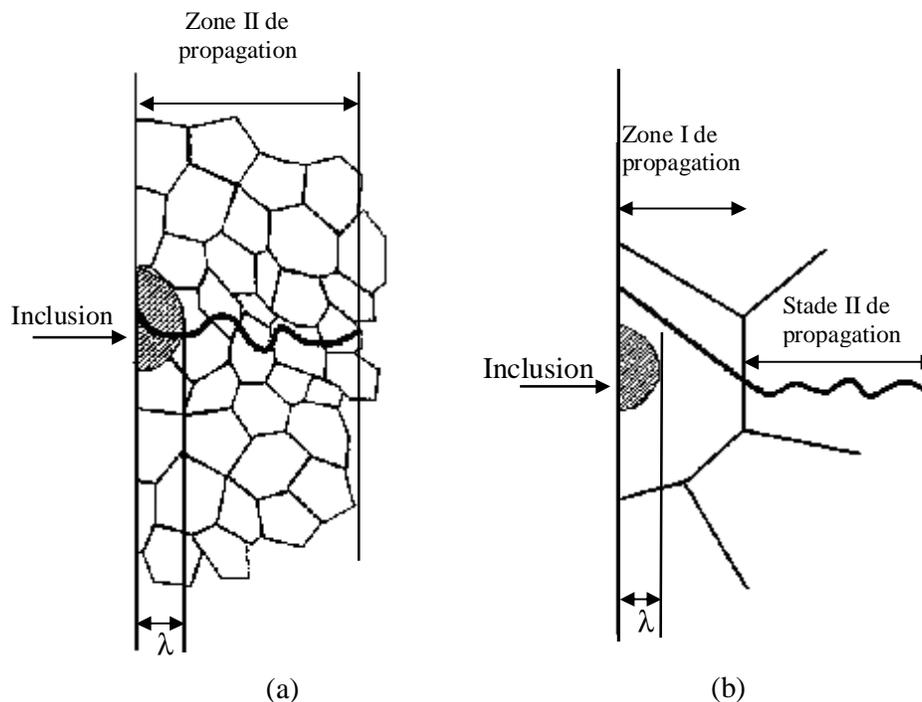


Figure I.10. Représentation schématique des deux processus de la propagation de la fissure
 (a) à partir d'une inclusion en surface ;
 (b) à partir d'un gros grain en surface.

I.9.5.4. Développement des cavités et formation de cupules

Toutes les inclusions ne jouent pas le même rôle dans le développement des cupules. En effet, seules celles possédant les plus grandes tailles, qui développent proportionnellement un champ de déformation plastique plus étendu, donnent naissance à des cavités qui se développeront jusqu'à former les cupules de la surface de rupture. La description des mécanismes d'amorçage et de développement des cavités a donné lieu à de nombreux travaux. On se limitera au modèle de croissance d'un réseau bi-dimensionnel de cavités développées [48]. Pour des cavités de diamètre (d) et séparées d'une distance (l), un matériau écroui aura une déformation à rupture e_R donnée par :

$$e_R = \frac{(1-n)\ln(l/d)}{sh(\sqrt{3}(1-n)(s_x + s_y)(2s_h)^{-1})} \quad (I.25)$$

Où :

- s_x, s_y sont les contraintes qui tendent à agrandir les cavités.
- n est le coefficient d'écrouissage.
- σ_h est la contrainte hydrostatique.

Il faut remarquer que le développement des cavités n'est pas lié à la striction. Il peut commencer bien avant, dans le régime de déformation uniforme, si la structure est hétérogène. Cet aspect est particulièrement pris en compte dans notre présente étude.

En résumé, au cours d'une rupture ductile, trois stades existent:

- formation des vides par deux mécanismes différents selon la nature des inclusions, le fractionnement ou le décollement ; chacun de ces mécanismes est caractérisé par une déformation critique ;
- croissance de ces cavités;
- coalescence des cavités, donnant naissance à une fissure ; une déformation complémentaire, fonction de la distance moyenne entre inclusions serait nécessaire.

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 l'anisotropie structurale du matériau sont introduites

La caractérisation de l'aptitude à l'emboutissage des tôles minces, ou emboutissabilité, nécessite l'utilisation de plusieurs techniques d'analyse. Parmi les techniques les plus usuelles, on peut citer :

- les observations métallographiques;
- les essais mécaniques ;
- l'analyse d'images ;
- l'analyse des textures, par diffraction X et EBSD ;
- la microscopie électronique à balayage ;
- la microscopie électronique en transmission (M.E.T.).

Dans la mesure du possible, nous avons utilisé les techniques expérimentales généralement admises. Malheureusement, il ne nous a pas été possible d'utiliser la M.E.T., pour l'étude complémentaire de la distribution des précipités.

II.1. MATERIAUX ETUDIES

II.1.1 Origine et forme

Les deux tôles d'acier considérées dans ce travail ont été fournies 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). Ces tôles, d'épaisseur 1.5mm, sont utilisées pour la fabrication des réservoirs de tracteurs. La mise en forme est effectuée par emboutissage.

La première tôle A importée d'Allemagne, possède une bonne aptitude à l'emboutissage. Le taux de rebut est très faible et ne dépasse pas 5%. La deuxième tôle B est produite par la société nationale de Sidérurgie El Hadjar Annaba, elle est utilisée pour remplacer la tôle importée. Malheureusement, elle présente des problèmes de fissuration et rupture, avec un taux de perte pouvant aller jusqu'à 50%.

II.1.2 Composition chimique

Les principes éléments d'adition des deux tôles sont regroupés dans le tableau I.1.

Elements	%C	% Mn	% P	% Si	% S	%Al	%N
Tôle A	0.05	0.28	0.013	0.025	0.012	0.047	0.007
Tôle B	0.07	0.38	0.025	0.03	0.012	0.02	0.007

Tableau II.1: Composition chimique des deux aciers doux étudiés.

II.2. OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES

II.2.1. Microscopie optique

Les observations optiques, réalisées sur le plan du laminage et sur la tranche des tôles, avaient deux objectifs :

- évaluer une taille moyenne de grains;
- observer la microstructure des carbures de fer.

Les tôles ont subi, préalablement à leur observation, différentes préparations : un polissage mécanique jusqu'à $1\mu\text{m}$ (pâte diamantée) puis une attaque chimique. Les microstructures sont révélées au Nital 3% (acide nitrique HNO_3 d = 3% dans l'éthanol). Les échantillons sont observés au microscope métallographique à grand champ (MM6- marque LETZ).

II.2.2. Microscopie électronique à balayage (MEB)

Les observations en microscopie électronique à balayage avaient trois objectifs :

- observer, sur les tranches d'une tôle la forme et la distribution des précipités que nous n'avons pas pu détecter par microscopie optique ;
- observer les bandes de déformation ;
- études microscopiques des surfaces de fracture;
- analyse des textures par EBSD ;
- la possibilité d'une analyse chimique locale.

II.2.2.1. Conditions de préparation des échantillons

La préparation des échantillons est identique à celle utilisée pour les observations optiques, puis nous avons procédé à un polissage électrolytique pendant 30s à ($\approx -2 -5$)°C sous 25V avec 0.5A, dans le bain suivant: 235vol. d'acide acétique (d=1.05), 25vol. d'acide perchlorique (d=1.67) et 250vol. d'ethermonobutylique de l'éthylène glycol (d = 0.9).

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.

II.3. MESURE DES CARACTERISTIQUES MECANIQUES

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

II.3.1. Essais de dureté

Les mesures ont été effectuées en dureté Vickers, avec une charge de 1 kgf pendant 15 secondes. Pour chaque état, une dizaine de mesures ont été réalisées pour apprécier le durcissement moyen de la tôle. La relation de Vickers est donnée par :

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

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

II.3.2. Essais de pliage

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

II.3.3. Essais de traction

Le principe d'un essai de traction et les définitions des paramètres obtenus permettent de caractériser l'emboutissabilité de la tôle. Rappelons que cet essai consiste à placer une éprouvette du matériau à étudier entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur l'échantillon jusqu'à sa rupture (figure II.1). On enregistre l'allongement et la force, que l'on convertit ensuite en déformation et contrainte. Un diagramme de traction, (figure.II.2) permet de déterminer:

- la limite d'élasticité :

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

- la résistance à la traction :

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

- l'allongement à la rupture :

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

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

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

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

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

$$E = \frac{dS}{dE} \quad (\text{II.6})$$

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

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

n est appelé coefficient d'écroissage.

Les valeurs ci-dessus sont dénommées apparentes, car elles se réfèrent à la section initiale de l'éprouvette. Les valeurs dites vraies sont calculées, à partir des sections effectivement mesurées à l'allongement considéré. A partir de ces valeurs réelles, une courbe de traction dite rationnelle est tracée. Cette courbe met en évidence le phénomène d'écroissage.

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

Dans notre travail, nous avons utilisé des éprouvettes de longueur $L = 250\text{mm}$, et de largeur $W = 30\text{mm}$. Les longueurs et largeurs utiles sont $l_0 = 80\text{mm}$ et $w_0 = 20\text{mm}$ (figure II.1).

La caractérisation du comportement anisotrope a nécessité l'utilisation de plusieurs éprouvettes (sept) pour chaque tôle. Nous avons prélevé des éprouvettes à différents angles α , entre la direction de traction et la direction de laminage (figure II.3).

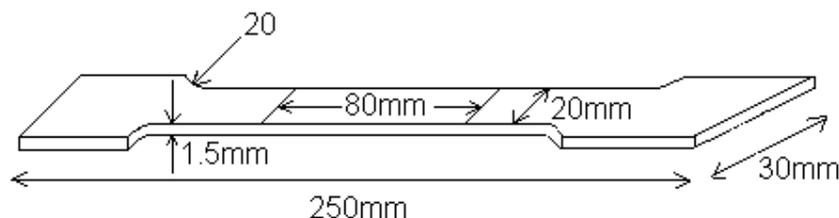


Figure II.1. Côtes des éprouvettes de traction utilisées

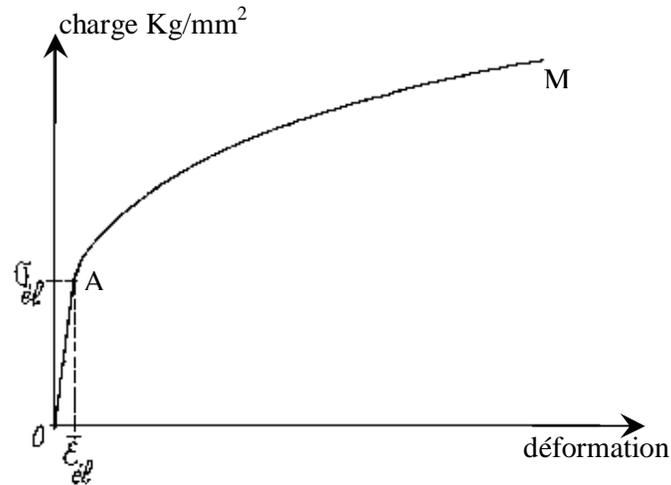
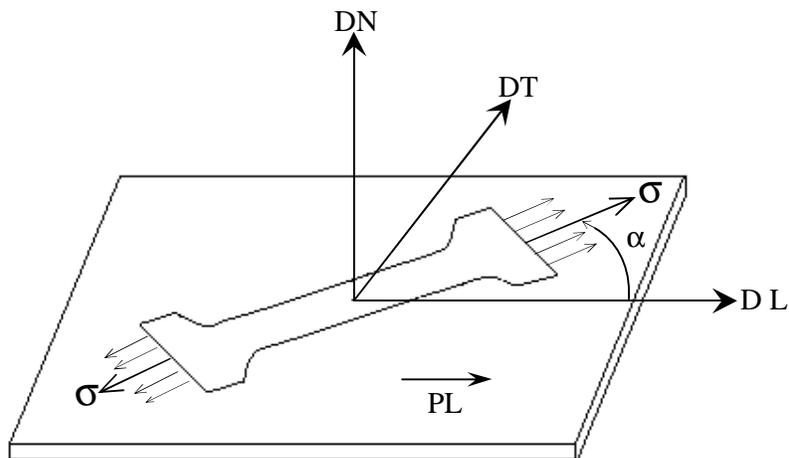


Figure II.2. Schéma d'un diagramme de traction conventionnel

Figure II.3. Eprouvette de traction sollicitée dans une direction α .

II.3.4. Coefficient d'anisotropie R

Rappelons que le coefficient d'anisotropie R , mesuré à partir de l'essai de traction, correspond au rapport des déformations transversales rationnelles, soit

$$R = E_2/E_3 \quad (\text{II.8})$$

Où :

E_2 correspond à la déformation dans le sens de la largeur,

E_3 correspond à la déformation dans le sens de l'épaisseur.

Avec, en valeur algébrique :

$$E_1 + E_2 + E_3 = 0 \quad (\text{II.9})$$

Une importante diminution en épaisseur conduit à R petit. Ce coefficient représente la résistance à l'amincissement. Si on le mesure dans différentes directions du plan de la tôle, on peut évaluer les risques d'amincissement locaux, qui peuvent conduire à des microfissures.

Les mesures de variation de longueur et largeur ont été effectuées sur les éprouvettes utilisées, pour les différents angles α considérés. Les variations correspondent à une moyenne évaluée à partir des trois mesures pour chaque éprouvette.

La relation utilisée pour la détermination pratique du coefficient d'anisotropie de déformation R est la suivante:

$$R = \frac{\ln \frac{w}{w_0}}{\ln \frac{l}{l_0} + \ln \frac{w}{w_0}} \quad (\text{II.10})$$

Où : l est la longueur réelle de l'éprouvette,
 w est la largeur de réelle de l'éprouvette.

La valeur de R variant avec α , on peut définir l'anisotropie moyenne à l'aide de deux coefficients :

- le coefficient dit d'anisotropie normale \bar{R} est donné par :

$$\bar{R} = \frac{R(0) + 2R(45^\circ) + R(90^\circ)}{4} \quad (\text{II.11})$$

- le coefficient dit d'anisotropie plane ΔR est donné par :

$$\Delta R = \frac{R(0) - 2R(45^\circ) + R(90^\circ)}{2} \quad (\text{II.12})$$

Où :

- $R(0)$ est la valeur de R dans le sens de laminage,
- $R(45^\circ)$ est la valeur de R dans la direction 45° par rapport au sens de laminage,
- $R(90^\circ)$ est la valeur de R dans le sens transversal.

La détermination de ce coefficient est effectuée après une déformation de 20% sur des éprouvettes prélevées suivant trois directions différentes (figure II.4).

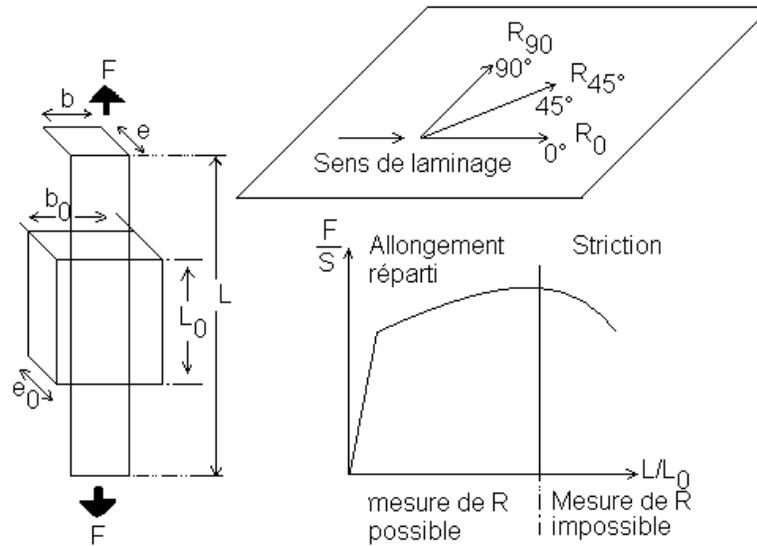


Figure II.4. Paramètres de l'éprouvette de traction pour la détermination du coefficient d'anisotropie (R).

II.4. ANALYSE D'IMAGES

II.4.1. Technique utilisée

Dans notre étude morphologique, comparative entre les deux tôles, nous avons considéré essentiellement les distributions des surfaces des grains. Les surfaces et dimensions moyennes sont considérées en relation avec le comportement plastique.

Le schéma du dispositif utilisé est représenté sur la figure II.5 ; il comprend:

- l'analyseur d'images (NACHET, NS 1500) avec le microprocesseur de traitement d'images;
- une caméra vidéo (CCD VIDICON) pour l'acquisition;
- un moniteur pour la visualisation des images;
- l'acquisition des données et le calcul sont fait sur microordinateur APPELE II.

II.4.2. Echantillonnage

Les mesures sont faites sur des micrographies prises dans le plan de laminage, nous n'avons pas considéré les structures sur les tranches. Les fréquences d'apparition sont comptabilisées en fonction des surfaces de grains, traitées par classes de taille de $50\mu\text{m}^2$. Les micrographies optiques n'étant pas suffisamment contrastées pour l'analyse d'images, nous avons travaillé avec des micrographies obtenues par microscope optique.

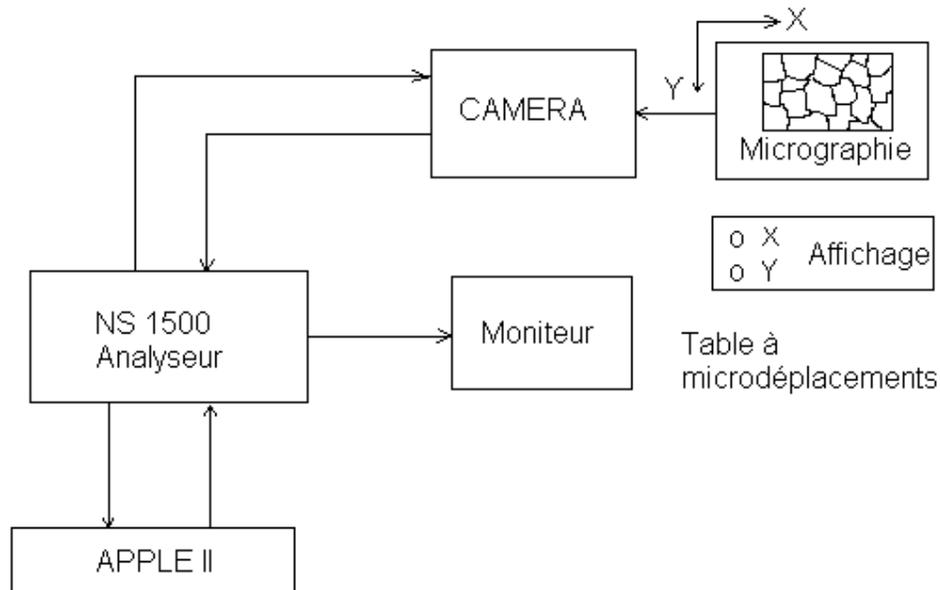


Figure II.5. Schéma du dispositif de mesures en analyse d'images

II.4.3. Méthode de mesure

A l'aide du NS1500, on peut mesurer plusieurs paramètres prédéfinis dans le traitement est symbolisé dans le langage morphologique. Ces paramètres sont la surface d'un objet et trois projections de cet objet sur les axes de la trame hexagonale, à des angles de 60°, 90° et 120° de l'horizontale. Ces données permettent de déterminer avec précision la plus grande surface coupée par cet objet. Les mesures des tailles de grains sont des mesures directes sur les grains eux-mêmes.

II.4.4. Paramètres statistiques des distributions des grains

Parmi les paramètres statistiques caractérisant une population donnée [49-50], nous avons retenu pour notre distribution de tailles de grains la moyenne, la somme et l'écart type.

- $\langle X \rangle$ est la moyenne arithmétique d'une distribution de fréquences, elle donne un ordre de grandeur de la distribution.

$$\langle X \rangle = \sum_i \frac{x_i}{n} \quad (\text{II.13})$$

- s^2 est la variance; c'est la moyenne arithmétique des carrés des écarts moyens de l'ensemble des valeurs de la distribution par rapport à la valeur moyenne:

$$s^2 = \sum_i \frac{1}{n} (x_i - \bar{x})^2 \quad (\text{II.14})$$

L'écart type est défini par la racine carrée de la variance.

II.5. ANALYSE DES TEXTURES CRISTALLOGRAPHIQUES

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

La technique la plus généralement utilisée pour mettre en évidence la texture cristallographique est la diffraction des RX [51]. On utilise aussi la diffraction des neutrons, pour les textures globales [52], la diffraction électronique, et celle des électrons rétrodiffusés, pour la détermination des textures locales [53]. Dans notre travail nous avons utilisé la diffraction des rayons X et la diffraction des électrons rétrodiffusés.

II.5.1. Principe de mesure par RX

La méthode de mesure par RX permet d'accéder à la texture globale du matériau elle permet également de caractériser des gradients de textures. Un faisceau incident monochromatique est dirigé sur l'échantillon polycristallin. Il est réfléchi pour un angle d'incidence q_{hkl} qui est défini par les conditions de diffraction du rayonnement utilisé sur les plans du type $\{hkl\}$ [54]. Ces conditions sont données par la loi de Bragg :

$$2d_{hkl} \sin q_{hkl} = n\lambda \quad (\text{II.15})$$

Où n est un entier et d est la distance interticulaire et λ la longueur d'onde du faisceau

Les cristaux en position de diffraction sont tels que la direction normale au plan de réseau réflecteur (hkl), notée h , est parallèle au vecteur diffraction S à un petit élément d'angle solide $d\Omega$ près, figure II.6.

Le groupe de cristallites remplissant la condition de Bragg change si l'échantillon subit une rotation. Par conséquent, pour chaque position de l'échantillon, il est nécessaire de préciser quelle est la direction particulière $y = \{a, b\}$ de l'échantillon qui est parallèle au vecteur de diffraction S .

La fraction volumique dV/V des cristaux satisfaisant aux conditions précitées pour une direction y de l'échantillon est donnée par la fonction de densité axiale $A(h, y)$ [55] :

$$dV/V = A(h, y), \quad h \perp (hkl), \quad y = (a, b) \quad (\text{II.16})$$

A chaque instant, l'intensité diffractée est proportionnelle à l'intensité incidente I_0 , à la fonction de densité axiale et au facteur de normalisation N .

$$I(h, k) = I_0 N A(h, y) \quad (\text{II.17})$$

Comme une rotation des cristallites en position de diffraction, d'un angle ψ autour de h , les laisses dans les conditions de Bragg, les fonctions de densité axiale $A(h, y)$ sont données par l'intégrale de la FDO sur l'ensemble de ces orientations cristallines.

$$A(h, y) = 1/2p \int_{hllstly} F(g) dy \quad (\text{II.18})$$

Cette équation est la base des méthodes de détermination des textures, utilisant la diffraction cristalline

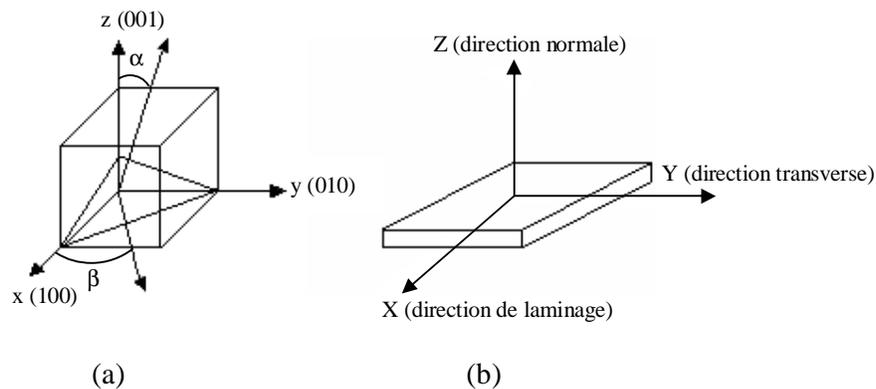


Figure II.6.(a) Orientation (α, β) des normales aux plans dans le repère des cristallites ;
(b) Repère de référence des tôles laminées.

II.5.2. Mesures de la texture par diffraction des rayons X

Les textures ont été déterminées par diffraction des rayons X, à l'aide d'un goniomètre de texture. Dans ce dispositif, un tube émetteur des rayons X envoie un faisceau monochromatique de type cobalt sur l'échantillon. Lors de l'essai, l'échantillon peut subir des rotations sur le cercle d'Euler (figure II.8.). Il est soumis à deux mouvements de rotation : la rotation polaire ψ et la rotation azimutale α .

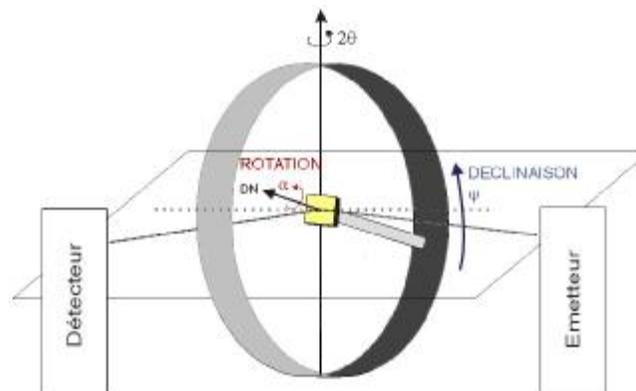


Figure II.7. Principe de cercle d'Euler

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

Le goniomètre utilisé pour cette étude présente les caractéristiques suivantes : rayonnement C_0K_α , tension d'accélération de 40KV, intensité du filament de 20mA. Le déplacement angulaire se fait par pas en azimut (α) de 3° et en déclinaison (ψ) de 5° (les angles de déclinaison variant de 0 à 80°). La surface analysée est d'une dizaine de mm^2 . Si l'on étudie un échantillon ayant une taille de grains de $10 \mu\text{m}$, 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 $L_{\text{max}} = 22$.

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

II.5.3. 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) (figure II.8). Elle permet de déterminer l'orientation cristallographique de la matière en surface (profondeur d'interaction de 20 à 30 nm) sur des échantillons massifs [56-57]. Cette technique est un intermédiaire entre la diffraction des rayons RX et la microscopie électronique en transmission [58]. En effet, la diffraction des RX est une technique d'analyse plus globale (profondeur d'interaction de l'ordre du μm). La microscopie électronique en transmission permet, quant à elle, d'étudier des zones limitées à moins de 3 nm sur une épaisseur de 400 nm sous 300 kV .

Rappelons que la canalisation est un phénomène lié à l'interaction de tout faisceau de particules avec un cristal. Dans le cas d'un faisceau incident d'électrons, les électrons rétrodiffusés, canalisés par les plans cristallins forment une figure caractéristique constituée de pseudo-lignes de Kikuchi. Cette figure fournit des informations sur la symétrie, la qualité et l'orientation du réseau cristallin. Ainsi la canalisation est souvent utilisée pour déterminer l'orientation cristallographique d'une structure monocristalline ou la désorientation entre les grains d'un polycristal. Mais elle peut également permettre d'évaluer le taux de déformation d'un matériau [59].

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

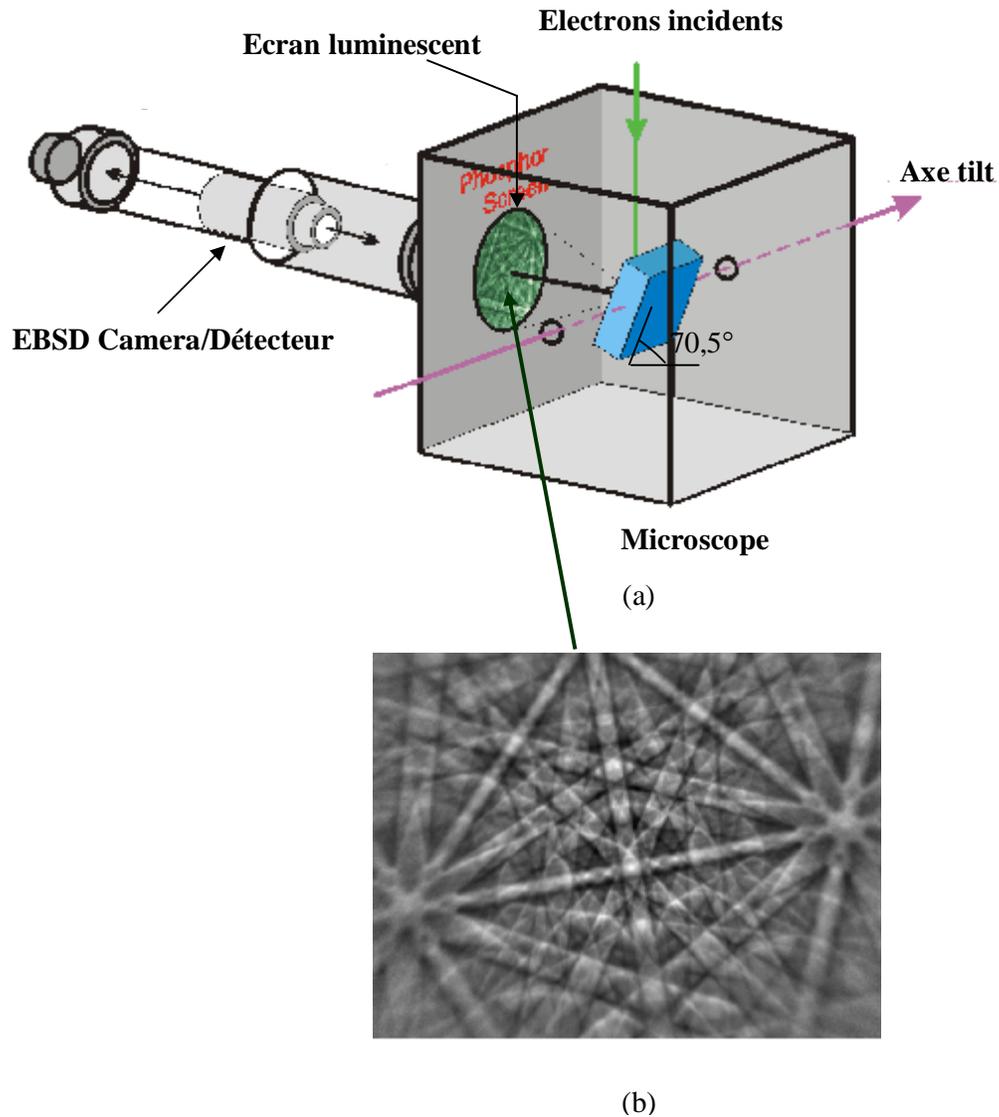


Figure II. 8. Technique d'analyse par EBSD

II. 5.3.1. Principe de mesure

Nous avons présenté sur la figure II.9, le cycle de mesures par EBSD et l'indexation automatique du cliché.

Les électrons du faisceau incident sont diffusés élastiquement dans un large domaine angulaire, lorsqu'ils pénètrent dans le matériau. Les électrons sont alors diffractés par les plans cristallins en position de Bragg. Les électrons diffractés forment des cônes de diffraction, chaque famille de plans formant deux cônes de diffraction symétriques séparés d'un angle 2θ . L'intersection de ces lignes avec un écran plan donne des hyperboles. En principe, en raison

de la taille de l'écran et des cônes de diffraction, on observe des lignes parallèles, appelées lignes de Kikuchi. Les angles entre ces lignes ainsi que leurs largeurs sont caractéristiques d'une structure cristalline donnée. En connaissant la structure cristalline du matériau étudié, la mesure des angles entre les bandes permet de remonter à l'orientation de la zone cristallographique analysée

Les systèmes d'indexation automatique des figures de diffraction permettent d'obtenir des cartographies décrivant les orientations cristallographiques sur de larges zones.

II.5.3.2. Avantages des mesures par EBSD

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

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

II.5.3.3. Conditions expérimentales

La figure II.9 montre les étapes suivies pour déterminer les orientations cristallographiques d'une zone par EBSD. La distance de travail est de 15mm et les échantillons sont tiltés de 70° . Le signal est capturé par un écran de phosphore connecté à une caméra. Le programme d'acquisition qui indexe automatiquement les diagrammes de Kikuchi enregistre dans un fichier pour chaque point de mesure ses coordonnées (x,y), ses angles angles d'Euler (j_1, j_2), un indice de qualité q lié à la finesse des diagrammes ainsi que la phase du matériau.

Les angles d'Euler permettent d'orienter le cristal par rapport au repère macroscopique de l'échantillon. Le passage du repère échantillon (X,Y,Z) au repère cristal (x, y, z) se fait par la matrice de passage M exprimée dans le repère échantillon:

$$M = \begin{pmatrix} \cos(j_1) & -\sin(j_1) & 0 \\ \sin(j_1) & \cos(j_1) & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos(j_2) & -\sin(j_2) \\ 0 & \sin(j_2) & \cos(j_2) \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \cos(j_2) & -\sin(j_2) & 0 \\ \sin(j_2) & \cos(j_2) & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (\text{II. 19})$$

Dans le cristal, un plan (h k l) a pour normale le vecteur \mathbf{n} de coordonnées h, k et l. Ses coordonnées dans le repère macroscopique exprimées par \mathbf{N} sont donc calculées de la manière suivante:

$$\vec{N} = M \cdot \vec{n} \quad (\text{II. 20})$$

Outre des pointés ponctuels, il est possible d'analyser des surfaces de quelques centimètres carrés, soit en laissant l'échantillon fixe et en déplaçant le faisceau d'électrons, soit en déplaçant l'échantillon à l'aide du logiciel qui pilote la platine du MEB. Le pas de mesure minimal est alors de l'ordre du μm .

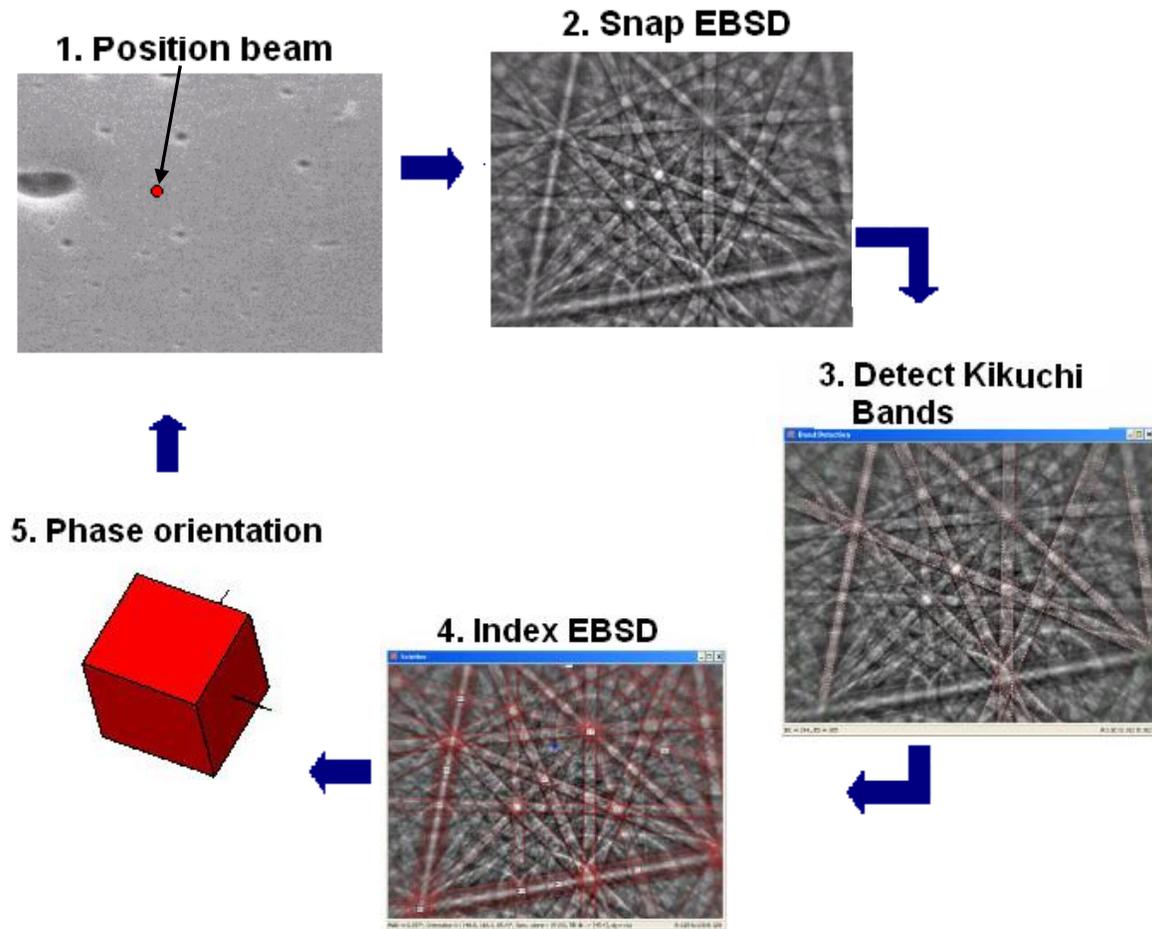


Figure II.9. Cycle EBSD et indexation automatique du cliché

II.5.3.4. Méthode de dépouillement de l'EBS

Une fois obtenues les cartographies désirées, plusieurs corrections peuvent être apportées selon l'exploitation que l'on veut en faire. La première des corrections consiste à supprimer les pixels isolés. En effet, il existe en général de nombreux pixels dont l'orientation diffère des autres voisins, i.e. qui n'appartiennent à aucun grain et dont l'indexation est par conséquent peu fiable. Cette correction a été systématiquement appliquée aux cartographies étudiées dans les chapitres III, IV et V.

II.6. CALCUL DES CONTRAINTES INTERNES

La prise en compte des contraintes résiduelles ou internes résultant des processus de fabrication (solidification, mise en forme, usinage traitement thermique dans la masse ou superficiels, assemblage...) est importante, du fait de leur influence sur les propriétés d'emploi.

II.6.1. Mesure des contraintes résiduelles

La diffraction des rayons X permet de déterminer les micro-contraintes (ou micro-déformations) et les macro-contraintes [60-61]. Rappelons que les micro-déformations sont liées à des variations à petite échelle autour de la valeur moyenne d , entraînant un élargissement des raies (figure II.10b). Pour les macro-contraintes, on considère une déformation uniforme d'un ensemble de grains entraînant une déformation $\varepsilon = \Delta d / d_0$ globale des distances interticulaire inférieures à 0,2 %. Une raie de diffraction correspondant à une famille de plans cristallins subira un déplacement donné (figure II.10a).

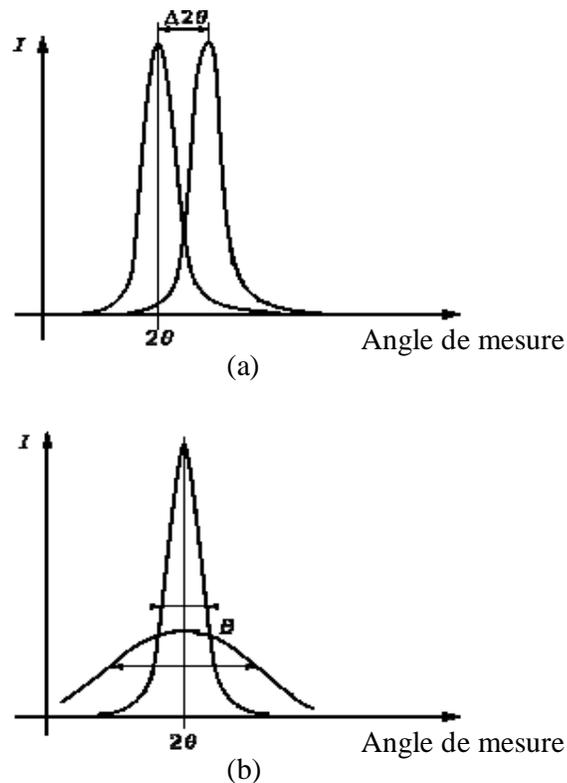


Figure II.10. (a)- Influence des macro-contraintes sur les pics de diffractions des rayons X.
(b)- Influence des micro-contraintes sur les pics de diffractions des rayons X.

Le principe de mesure est de prendre comme jauge de déformation la distance interticulaire d_{hkl} d'une famille de plans cristallins $\{hkl\}$. La mesure de la déformation $\varepsilon = \Delta d / d_0$ est reliée au déplacement $\Delta (2\theta)$ d'une raie de diffraction correspondant à la famille de plans $\{hkl\}$. d_0 représente la distance interticulaire du matériau non contraint.

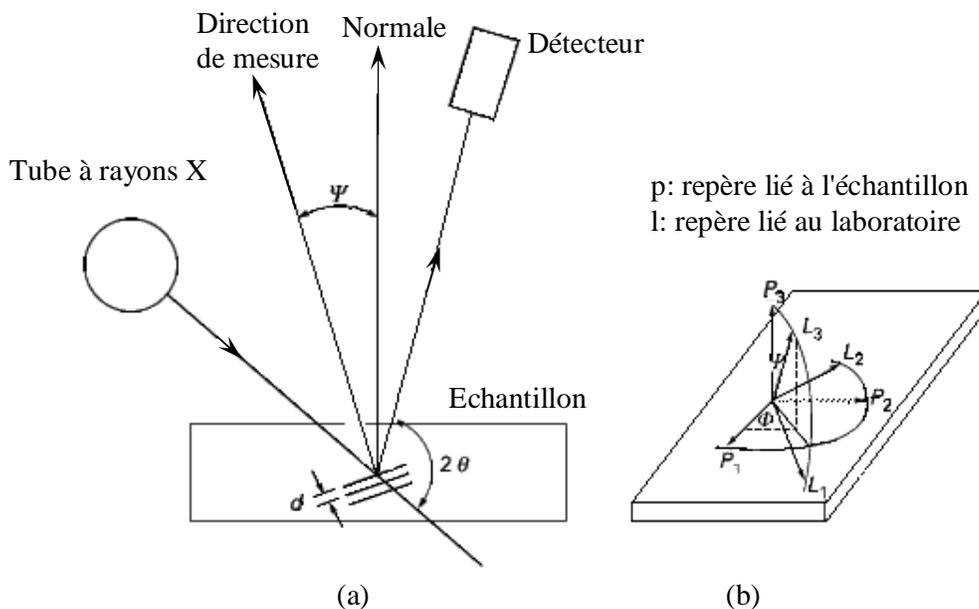
L'utilisation de la diffraction des rayons X a, pour la mesure des contraintes, les conséquences suivantes:

- cette méthode est non destructive;
- elle ne peut s'appliquer qu'à des matériaux cristallins;
- elle ne concerne que les couches superficielles du matériau (quelques μm à quelques dizaines de μm).

II.6.2. Procédés d'évaluation des contraintes internes

Le procédé d'évaluation d'une contrainte résiduelle dépend de la combinaison de deux théories, celle des rayons X et celle de l'élasticité linéaire.

Dans le plan de l'échantillon, la contrainte suivant une direction est reliée à la mesure de la variation de l'angle de diffraction 2θ , mesurée en fonction de l'angle ψ (figure II.11).



II.6.3. Contrainte biaxiale loi des $\sin^2 \psi$

On suppose pour les contraintes de surface que les composantes σ_3 du tenseur des contraintes sont nulles, c'est-à-dire qu'il n'y a pas de contrainte normale, ni de cisaillement en surface.

La relation donnant e_{fy} conduit à la loi des $\sin^2 \psi$. Pour un matériau homogène et isotrope, l'évolution de $e = f(\sin^2 \psi)$ est linéaire, comme le montre la figure II.12b.

$$e_{fy} = \frac{1+\nu}{E} S_f \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (S_{11} + S_{22}) \quad (\text{II.21})$$

Avec:

$$S_f = S_{11} \cos^2 f + S_{12} \sin 2f + S_{22} \sin^2 f \quad (\text{II.22})$$

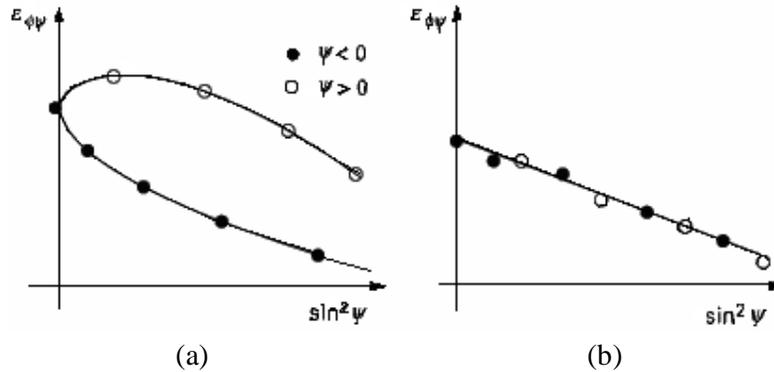


Figure II.12. Mesure de contraintes internes : (a) contrainte triaxiale, (b) contrainte biaxiale.

II.6.4. Techniques expérimentales

Il faut réaliser des enregistrements des pics de diffraction d'une famille de plans cristallins pour différents angles ψ . L'échantillon, ou l'ensemble tube à rayons X et détecteur, doit tourner autour de l'axe du diffractomètre, ou autour d'un axe perpendiculaire à l'axe du diffractomètre.

II.6.5. Applications et limites de la technique

Généralement les applications de la technique ont les avantages suivants:

- mise en forme, soudage, traitement thermiques,
- analyse de contraintes à l'échelle microscopique (largeur de pics);
- études des couches superficielles (usinage, traitements thermiques et mécaniques).

Les limites qui y sont liées sont :

- la nécessité d'un matériau cristallin;
- la mesure superficielle, bien que l'évolution soit accessible par attaques chimiques ou électrolytiques, mais la méthode devient destructive
- les problèmes liés à une texture, à la taille des grains, au nombre de phases;
- la géométrie des pièces, difficile d'atteindre certains points de mesure.

Chapitre -III-

Comportement des tôles en déformation et aspects microstructaux

Ce chapitre rassemble les résultats expérimentaux obtenus sur les deux aciers décrits au chapitre précédent. Dans une première partie nous présentons les résultats des propriétés mécaniques obtenus par les essais mécaniques avec une analyse morphologique sur la propagation des fissures. La fin de cette partie aborde des résultats sur la localisation de la déformation sous forme de bandes limitées par des plans avec une analyse morphologique

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

Afin de bien comprendre le choix des matériaux utilisés dans la fabrication des réservoirs, par emboutissage, nous nous proposons dans ce chapitre de faire une étude comparative entre les caractéristiques mécaniques et morphologiques des deux types de tôles.

Rappelons que le problème industriel concerne la tôle B. Le comportement de cette tôle, au cours de la fabrication des réservoirs par emboutissage, est totalement différent de celui de la tôle A. Les premiers essais d'emboutissage de la tôle B, effectués sans étude préalable, ont été totalement infructueux. Alors que le pourcentage de casse au cours de la mise en forme, ne dépasse pas 5% pour la tôle A il peut aller jusqu'à 20 à 30 ou même 50%, pour la tôle B. Ainsi, bien que les caractéristiques semblent proches, du point de vue de l'industrie locale, une étude comparative plus approfondie est nécessaire. Dans cette étude, la tôle A est prise comme référence et tous les essais sont effectués parallèlement sur les deux aciers

En premier lieu, nous avons repris la méthode utilisée par l'industrie locale, pour la classification des tôles destinées à la mise en forme, soit la détermination des caractéristiques mécaniques moyennes. A notre connaissance, les caractéristiques qui sont généralement vérifiées à la réception des tôles sont, d'une part la taille des grains et la dureté et, d'autre part, la limite élastique, l'allongement et la charge de rupture.

III.1. ANALYSE DU PROBLEME INDUSTRIEL

III.1.1. Géométrie de la mise en forme

Quelle que soit la forme d'une pièce emboutis, la tôle est soumise à différents modes de sollicitation (cf I.1) : d'une part, l'expansion et l'extension, respectivement au niveau du rayon et du raccordement inférieur du nez du poinçon ; d'autre part, le retreint, ou compression circonférentielle entre la matrice et le serre-flan. La prédominance de l'un de ces modes de sollicitation dépend de la méthode de formage utilisée.

Dans notre cas, la tôle destinée à la fabrication des réservoirs, de dimensions initiale 1050mm x 1000mm, subit au cours de sa mise en forme plusieurs étapes de formage. Au cours des différentes opérations, elle n'est pas soumise à un seul mode de sollicitation, il existe une dualité entre l'expansion extension et le retreint. Ce dernier mode reste prédominant dans toutes les étapes de formage de l'embouti.

Les fissures sont observées, généralement au début de l'emboutissage, au niveau du fond de et côtés de réservoir (Fig.III.1).

III.1.2. Analyse de la fissure

Nous avons procédé à l'analyse de la géométrie de la rupture de façon statistique, à partir de plusieurs pièces déchirées au cours de l'emboutissage. On remarque que la rupture est toujours dans une direction proche de DT (Fig.III.2).

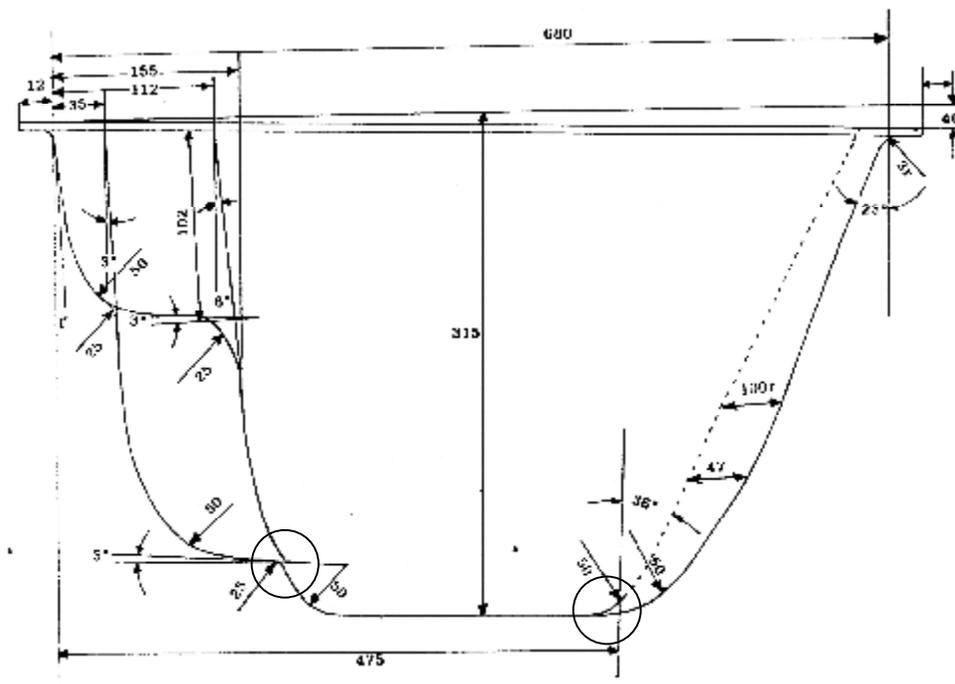


Figure III.1. Schéma d'un réservoir et positions des fissures

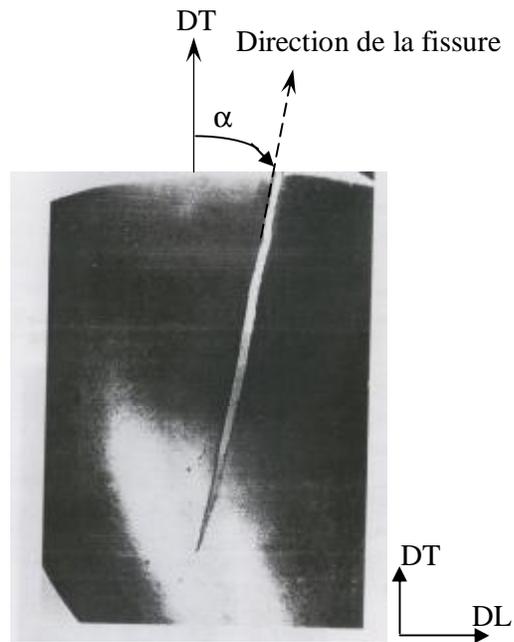


Figure III.2. Aspect de la cassure d'une tôle B au cours de la fabrication d'un réservoir.

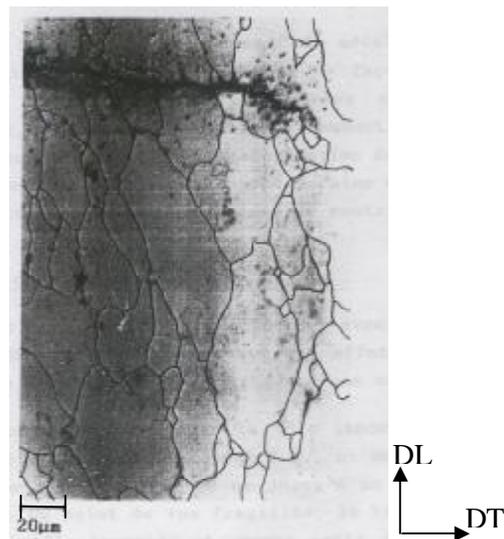


Figure III.3. Micrographie montrant la propagation de la fissure après l'attaque chimique.

Nous avons complété cette analyse macroscopique par une étude microscopique de la propagation de la fissure. Pour cela, nous avons découpé des échantillons aux deux extrémités d'une déchirure. La micrographie de la figure III.3, permet de voir la propagation de la fissure, par rapport au référentiel lié à la tôle et par rapport à la distribution morphologique des grains de la matrice déformée

III.1.3. Rugosité de surface

Nous avons essayé de déterminer le chemin cristallographique d'une fissure se propageant dans un échantillon, l'étude de l'effet d'anisotropie sur le comportement du matériau est très intéressante. La micrographie de la figure III.4 permet de voir la propagation de la fissure par rapport au référentiel lié à la tôle. Nous remarquons que les différences de rugosité des surfaces de rupture dans différents points dans le plan de laminage ne sont pas suffisamment important pour expliquer la déviation de la fissure dans les points 1,2,3,4 (Fig.III.4a). La fissure change souvent de direction de propagation là où une résistance à la fissuration est supérieure. Matéo et ses collaborateurs [62] ont montré que la déviation de la fissure dépend du nombre d'interfaces rencontrées par la fissure.

Le mécanisme de fermeture de fissure le plus souvent mentionné dans la littérature est la rugosité [63]. La rugosité de la surface de rupture peut être déterminée par deux paramètres : la hauteur moyenne (H) et l'angle moyen de déviation (θ). H est la distance moyenne entre le point le plus haut et le point le plus bas de la surface de rupture par rapport à une ligne de référence. La fermeture des fissures par plasticité a été abordée par le calcul de la taille de zone plastique en pointe de fissure. Les propriétés morphologiques et cristallographiques de l'état initial et l'état de fissuration peuvent alors être reliées. Dans notre étude l'analyse cristallographique permet de considérer le rôle des composantes de textures dans la fermeture des fissures.

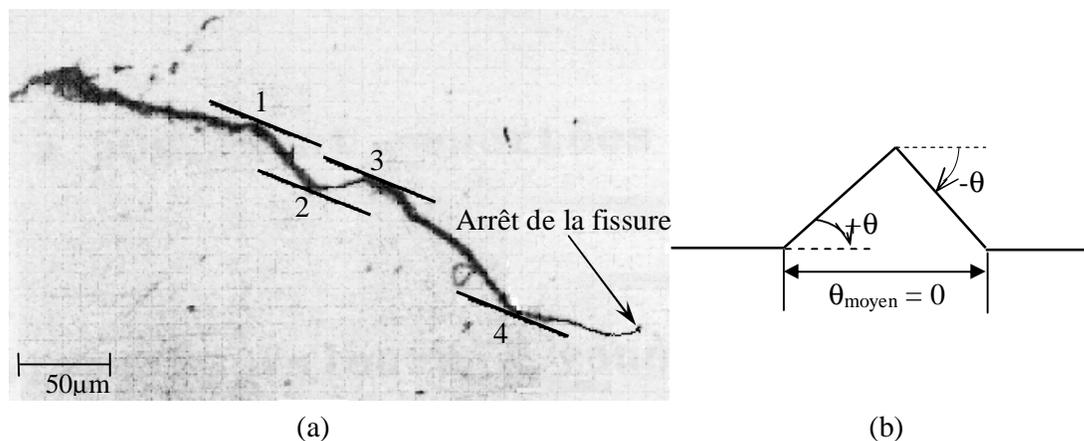


Figure III.4. (a) Micrographie de la propagation de la fissure avant l'attaque chimique ;
(b) Rugosité de la surface de rupture.

III.2. CARACTERISTIQUES MECANIQUES

La qualification industrielle d'une tôle destinée à la mise en forme commence généralement par les essais les plus simples (cf I.2). La tôle est caractérisée en premier lieu à partir de la micro dureté Vickers, d'essais de pliage et d'essais de traction. Nous avons commencé notre étude comparative entre les deux tôles par ces essais.

III.2.1. Dureté

Les valeurs moyennes de dureté Vickers, déterminées avec une charge appliquée égale à 50g, sont reportées sur le tableau III.1.

Tôles	Hv (Kg/mm ²)
A	130.54 ± 0.98
B	140.24 ± 1.08

Tableau III.1. Valeurs moyennes de micro dureté

On remarque que la dureté moyenne de la tôle B est légèrement supérieure à celle de la tôle A, ce qui la rend en-dessous de la première du point de vue facilité à la déformation. Cependant, toutes deux appartiennent à la fourchette de qualification des aciers calmés à l'aluminium soit (130 à 150 Kg/mm²) [64]. Rappelons qu'une dureté du matériau métallique trop élevée limite son aptitude à la mise en forme de façon générale. De ce point de vue, les deux tôles considérées sont aptes à être déformées. Mais, comme la déformation par emboutissage sollicite le matériau de façon complexe, la caractérisation de ce dernier par la dureté reste insuffisante. Pour ce type de mise en forme, la dureté doit être considérée uniquement en tant que paramètre restrictif.

III.2.2. Essais de pliage

Les essais de pliage ont été effectués avec une vitesse lente, de 0.2cm/mn. Une vitesse lente est en effet conseillée, pour pouvoir stopper l'essai dès l'apparition d'une crique. On remarque que, comme pour la tôle A, il n'y a pas d'apparition de crique sur le tôle B, ni sur les faces ni sur les tranches de l'éprouvette, et ce jusqu'à un angle de pliage ω proche de 180°. Du point de vue fragilité, la tôle B est donc comparable à la tôle A et, comme cette dernière, elle peut être destinée à la mise en forme.

III.2.3. Essais de traction

Sur le figure III.5 sont reportées les courbes de traction $\sigma(\epsilon)$ des deux aciers. Nous avons regroupé dans le tableau III.2, les caractéristiques mécaniques, relatives à l'aptitude à la mise en forme. Notons que la limite élastique retenue correspond à un allongement de 0.2%, soit la convention généralement admise.

Tôles	R _e (MPa)	R _m (MPa)	A%
A	217.32	311.30	38.75
B	230.07	318.84	36.75

Tableau III.2. Caractéristiques mécaniques des tôles.

Industriellement, une tôle est retenue pour la mise en forme, si ses caractéristiques de ductilité et de résistance sont :

- un allongement à la rupture supérieur à 25%;
- une charge de rupture R_m appartenant au domaine (270-350 MPa) ;
- une limite élastique $R_e \cong 220\text{MPa}$.

A partir des données du tableau précédent, nous pouvons voir que les deux tôles possèdent une bonne aptitude à la mise en forme, avec une légère prédominance pour la tôle A. Cette dernière présente en effet une résistance à la rupture plus faible, avec un allongement plus important.

III. 2.4. Discussion des résultats conventionnels

Les tôles minces destinées à l'emboutissage sont en général caractérisées par une anisotropie structurale, due aux différentes étapes du cycle de fabrication de la tôle : laminage à chaud et à froid, recuit de recristallisation et croissance (cf.I.8). L'anisotropie de comportement plastique dépend de cette anisotropie structurale. De ce fait, il est bien établi actuellement qu'une qualification moyenne des tôles par les essais mécaniques est insuffisante pour la mise en forme par emboutissage (cf.I.2). Dans cette géométrie complexe, la résistance à la déformation en un point donné dépend de la déformation généralisée subie par le matériau. C'est pourquoi, toute mise en forme par emboutissage nécessite au préalable une étude de comportement, qui permet de définir les caractéristiques structurales de la tôle en relation avec la géométrie de l'embouti.

La caractérisation et l'amélioration éventuelle de l'emboutissabilité des tôles passent par la maîtrise de leur anisotropie plastique et donc, entre autres paramètres, par la caractérisation de leur anisotropie structurale. Du fait de cette anisotropie, les paramètres déterminés à partir des courbes de traction sont fonction de l'angle α , entre la direction de traction et la direction de laminage DL. Il devient possible de simuler le comportement au cours d'un emboutissage circulaire, en procédant à plusieurs essais de traction, sur des éprouvettes prélevées à des angles α différents (Fig.III.6).

Pour mettre en évidence l'anisotropie de comportement plastique, nous avons considéré l'évolution des caractéristiques mécaniques, dans le plan de la tôle. Cette évolution est considérée, pour chaque tôle, en relation avec les caractéristiques structurales.

III.3. MISE EN EVIDENCE DE L'ANISOTROPIE DE COMPORTEMENT PLASTIQUE

III.3.1. Echantillonnage

Nous avons prélevé, sur chacune des deux tôles considérées, 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.6. Les éprouvettes ont été tractionnées jusqu'à rupture.

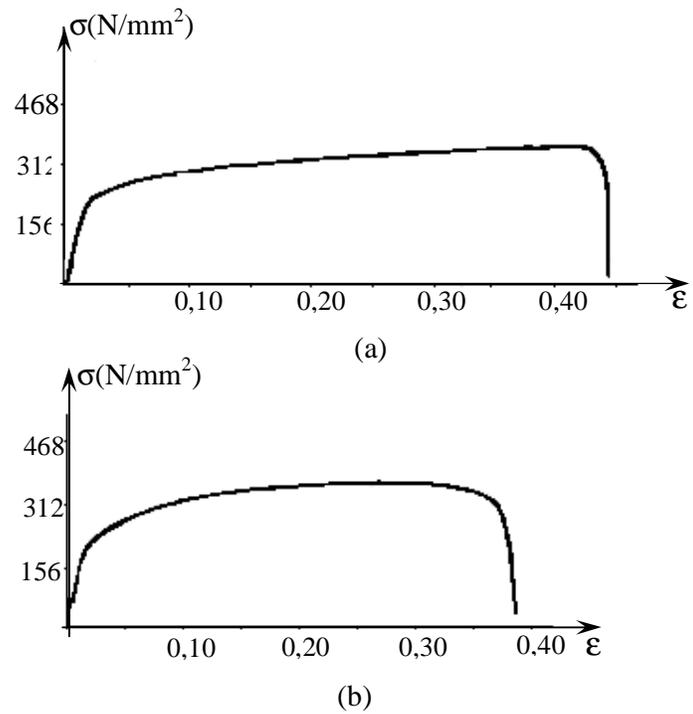


Figure III.5. Courbes de traction des deux tôles dans la direction de laminage
(a) Tôle A ; (b) Tôle B.

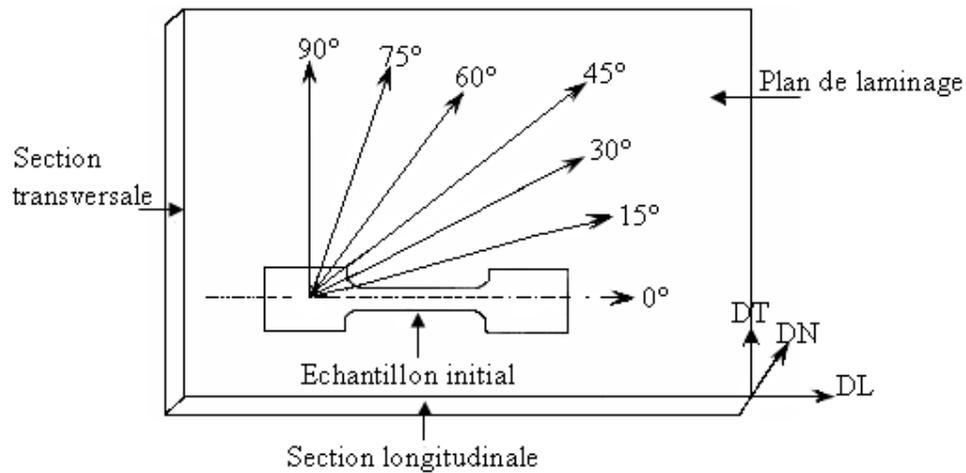


Figure III.6. Eprouvette de traction sollicitée dans une direction α

III.3.2. Evolution des caractéristiques mécaniques dans le plan de la tôle

Les figures III.7 et III.8 montrent les courbes de traction $\sigma(\alpha)$ des deux tôles A et B dans les sept directions considérées, de DL à DT. On remarque que les courbes d'évolution restent parallèles entre elles, c'est-à-dire que le taux d'écrouissage $d\sigma/d\varepsilon$ varie de la même manière sur les deux tôles. La courbe correspondant à $\alpha = 45^\circ$ présente le taux le plus élevé, pour les deux tôles.

La courbe correspondant au niveau de contraintes le plus bas correspond à $\alpha = 0^\circ$, c'est-à-dire dans la direction de laminage. Nous avons reporté la résistance à la rupture et l'allongement maximal sur les tableaux III.3 et III.4, respectivement.

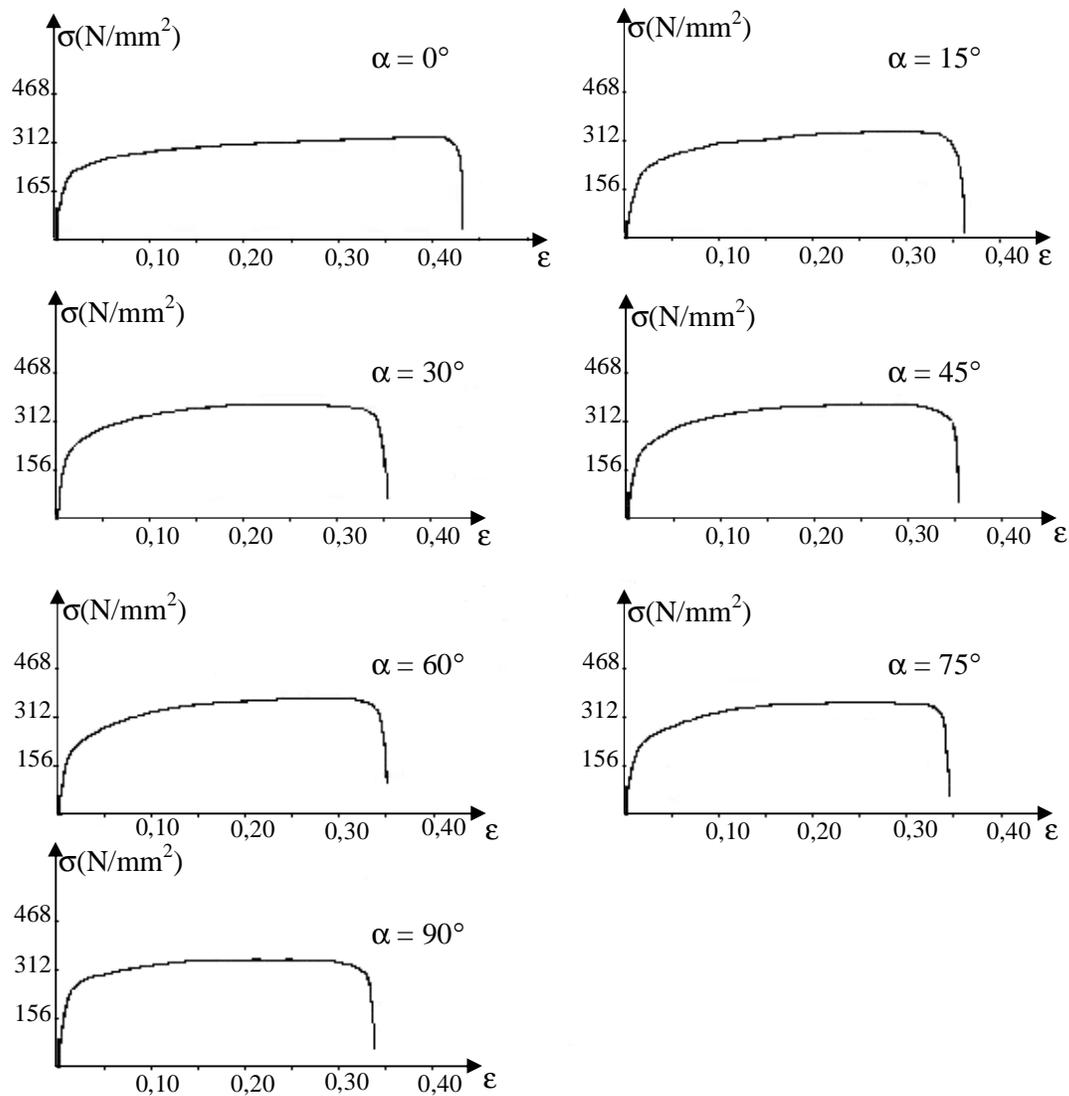


Figure III.7. Courbes de traction $\sigma(\varepsilon)$ de la tôle A dans les directions α de 0° à 90° vers DT

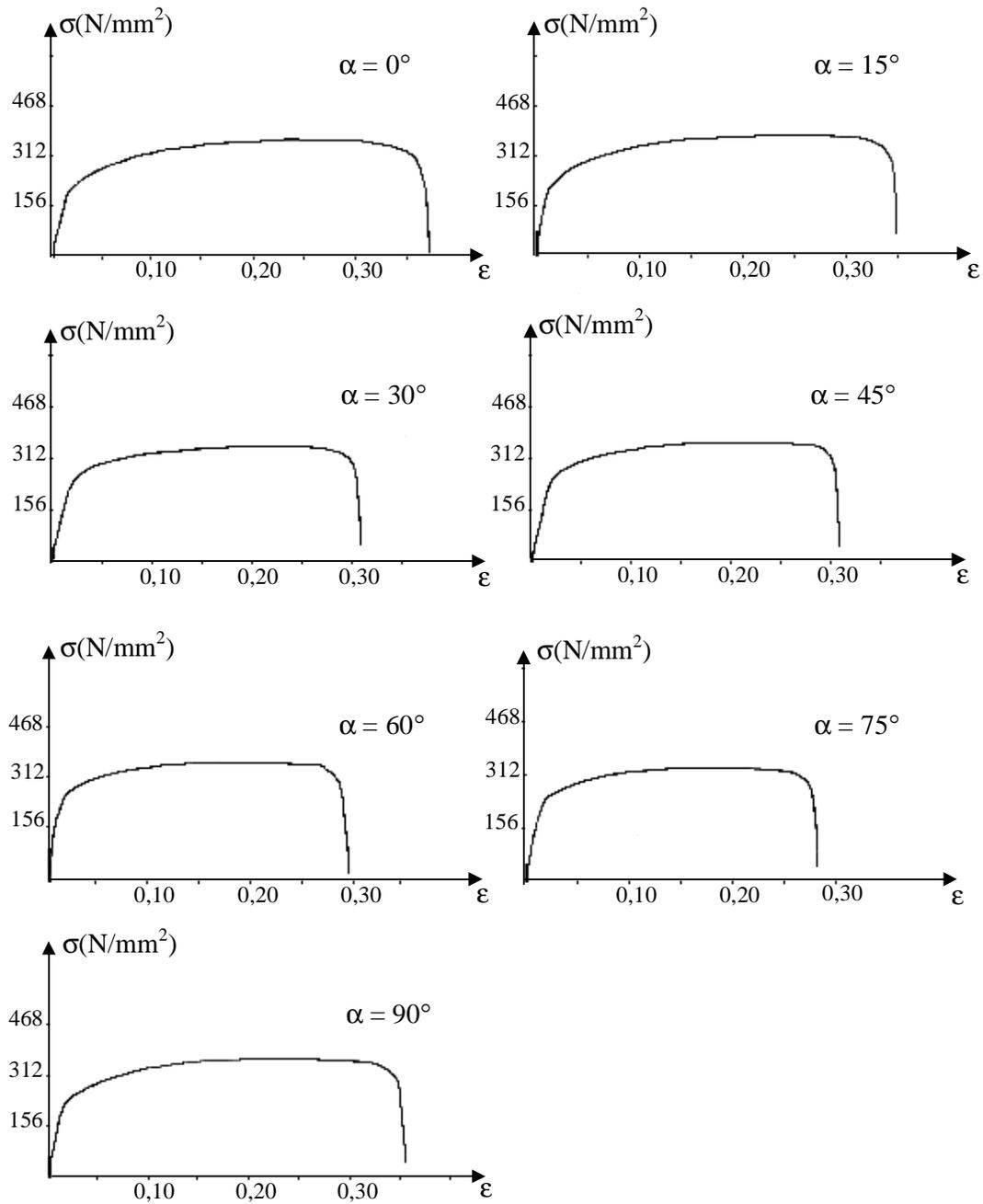


Figure III.8. Courbes de traction $\sigma(\epsilon)$ de la tôle B dans les directions α de 0° à 90° vers DT

Eprouvettes	0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°
R _{max} (MPa) Tôle A	311.30	318.84	324.63	333.33	323.05	323.05	321.83
R _{max} (MPa) Tôle B	318.84	324.63	336.23	342.02	336.23	330.43	330.43

Tableau III.3. Charge de rupture en fonction de α .

Eprouvettes	0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°
A% Tôle A	38.75	36.25	35.75	35	35.75	36.25	37.25
A% Tôle B	36.25	35	33.75	33.25	33.25	35.75	36.25

Tableau III.4. Allongement à la rupture en fonction de α .

Les évolutions de la résistance à la déformation et de l'allongement à la rupture sont respectivement reportées sur les figures III.9 et III.10. Pour la comparaison de l'anisotropie de comportement plastique des deux tôles, nous pouvons remarquer que ces propriétés, caractéristiques de la résistance à la déformation et de la ductilité, évoluent de façon notable dans le plan de la tôle. Il existe, pour les deux tôles, une anisotropie de comportement plastique.

Il faut remarquer aussi que l'allongement de la tôle A reste toujours plus important, quelque soit la direction considérée dans le plan de la tôle. Parallèlement, la résistance à la déformation reste toujours plus faible. Globalement, la tôle A présente donc une meilleure aptitude à la déformation. Les variations de la limite élastique confirment cette différence de comportement, puisque la limite élastique de la tôle A reste toujours inférieure à celle de la tôle B.

Cette différence de comportement se retrouve dans les caractéristiques qui sont généralement utilisées pour mettre en évidence l'anisotropie plastique. Nous avons considéré la plus usuelle, soit le coefficient d'anisotropie R .

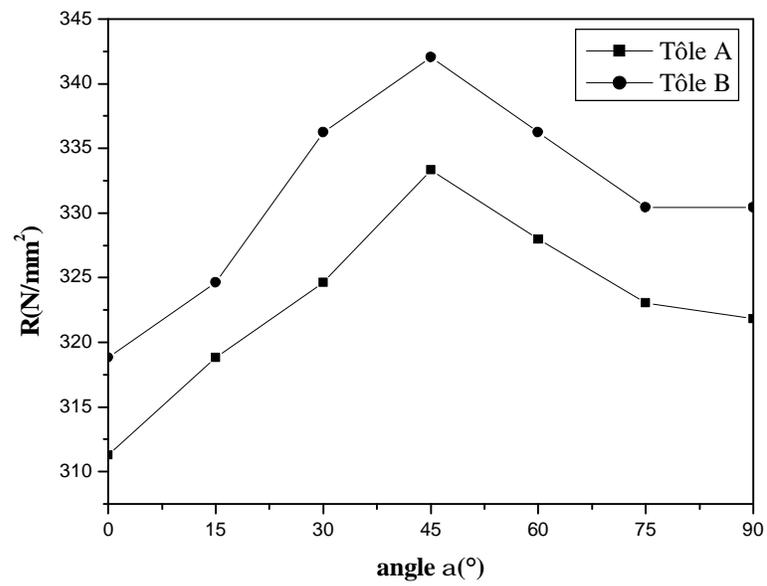


Figure III.9. Résistance à la rupture des deux tôles, A et B.

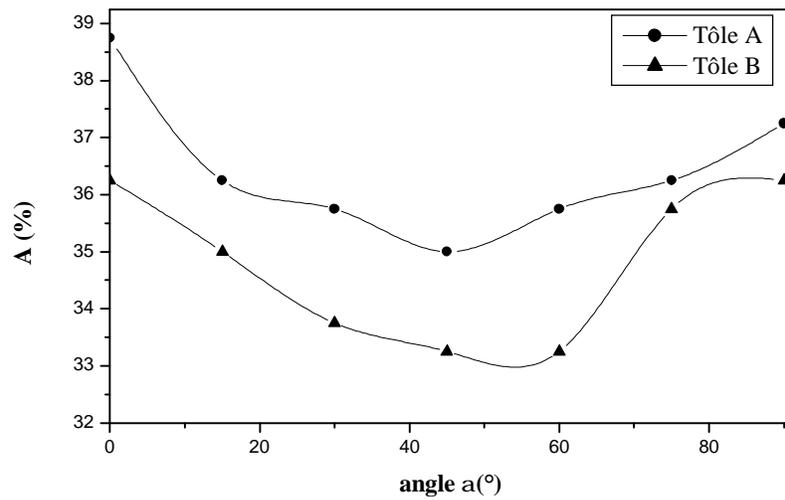


Figure. III.10. Allongements des deux tôles, A et B.

III.3.3. Evolution du coefficient d'anisotropie R

Rappelons que le coefficient d'anisotropie R (cf.I.4), mesuré à partir de l'essai de traction, correspond au rapport des déformations transversales rationnelles, soit. Une importante diminution en épaisseur conduit à R petit. Ce coefficient représente la résistance à l'amincissement. Si on le mesure dans différentes directions du plan de la tôle, on peut évaluer les risques d'amincissement locaux, qui peuvent conduire à des microfissures. Les mesures de variation de longueur et d'épaisseur ont été effectuées sur les éprouvettes utilisées antérieurement, pour les différents angles α considérés. Les variations correspondent à une moyenne évaluée à partir de cinq mesures pour chaque éprouvette.

Les variations \bar{R} et ΔR correspondent à (cf I.5):

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

Le tableau III.5 donne les valeurs de R mesurées aux différents angles α pour les deux tôles.

α°	0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°	\bar{R}	ΔR
Tôle A	1.67	1.50	1.46	1.43	1.50	1.60	1.93	1.61	0.37
Tôle B	1.54	1.38	1.20	1.10	1.20	1.26	1.50	1.31	0.42

Tableau III.5. Evolution du coefficient d'anisotropie R dans le plan de la tôle

Les valeurs de R présentent un minimum à $\alpha = 45^\circ$ pour les deux tôles (Fig. III.11). Globalement, les valeurs de $R(\alpha)$ pour la tôle B sont plus faibles que pour la tôle A. La tôle B est donc moins appropriée à l'emboutissage. Il y a plus de risque d'avoir des amincissements locaux que dans la tôle A.

Plusieurs causes peuvent être à l'origine de l'anisotropie de comportement plastique. (cf I.8). Parmi les différents paramètres, nous avons considéré l'existence d'une anisotropie morphologique et d'une texture cristallographique. En effet, il est bien établi actuellement que l'anisotropie de comportement plastique dans le plan de la tôle est directement liée à la texture cristallographique (cf I.6). 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, (cf I.7) et de la distribution des précipités (cf I.5).

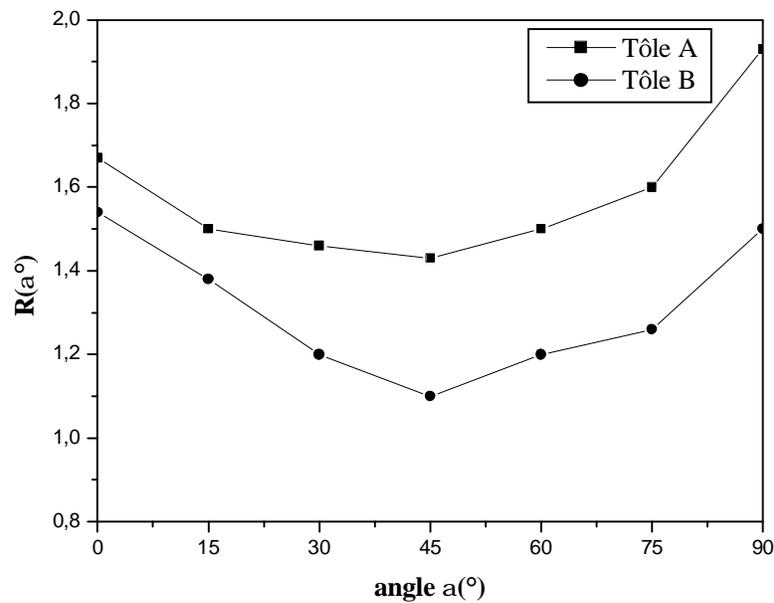


Figure III.11. Evolution du coefficient d'anisotropie $R(\alpha)$.

III.4. ETUDE MORPHOLOGIQUE

III.4.1. Caractéristiques morphologiques

Les figures III.12 et III.13 donnent les microstructures des deux tôles, à l'état initial, dans le plan de laminage. Nous pouvons remarquer que les tôles possèdent, toutes deux, des grains allongés dans la direction de laminage, cette morphologie est généralement caractéristique des aciers calmés à l'aluminium.

III.4.2. Hétérogénéité dans la distribution des tailles de grains

Il faut remarquer que la taille moyenne masque la relation qui peut exister, localement, entre la contrainte appliquée et une population de grains hétérogène. La réponse du matériau à une même sollicitation varie en fonction de la distribution de tailles de grains. Nous pouvons voir que pour la tôle A, la répartition géographique des grains est homogène (Fig. III.14). Par contre, dans la tôle B, l'hétérogénéité de structure est plus marquée (Fig. III.15). Il existe dans la tôle B deux populations de grains, qui peuvent réagir différemment à une sollicitation du matériau. Ce risque n'est pas pris en compte, quand on considère uniquement la taille moyenne des grains, alors que leur distribution dans la matrice est hétérogène. Dans une telle matrice, la distribution des contraintes sera elle aussi hétérogène.

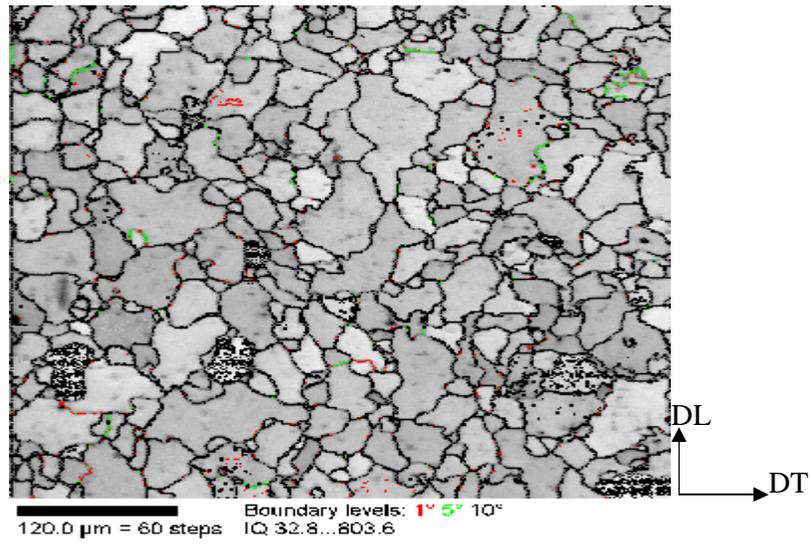


Figure III.12. Microstructure de la tôle A à l'état initial.

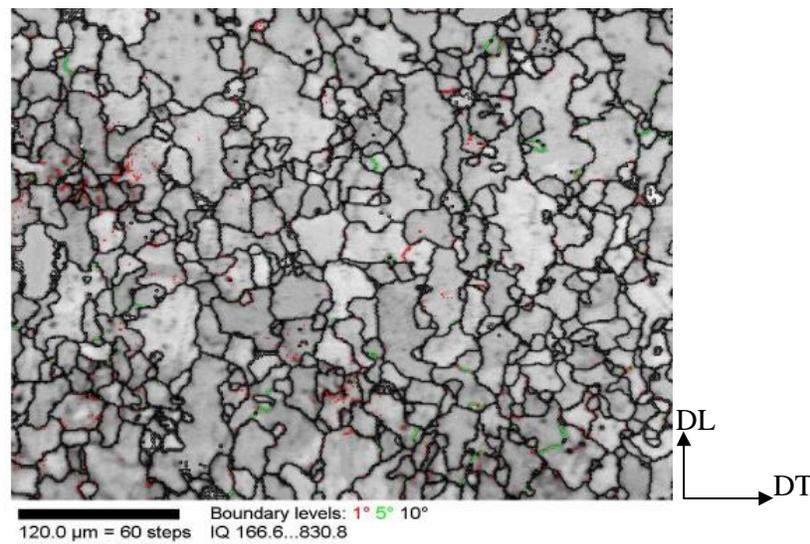


Figure III.13. Microstructure de la tôle B à l'état initial.

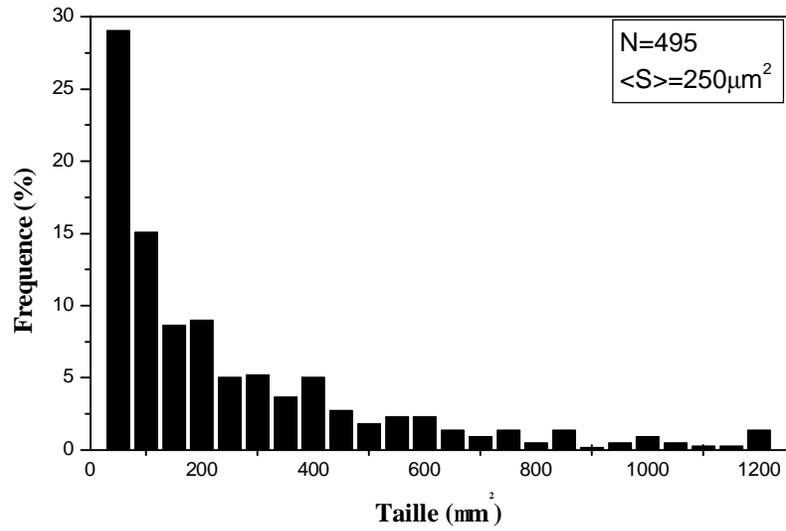


Figure III.14. Distribution de la taille de grains de la tôle A à l'état initial.

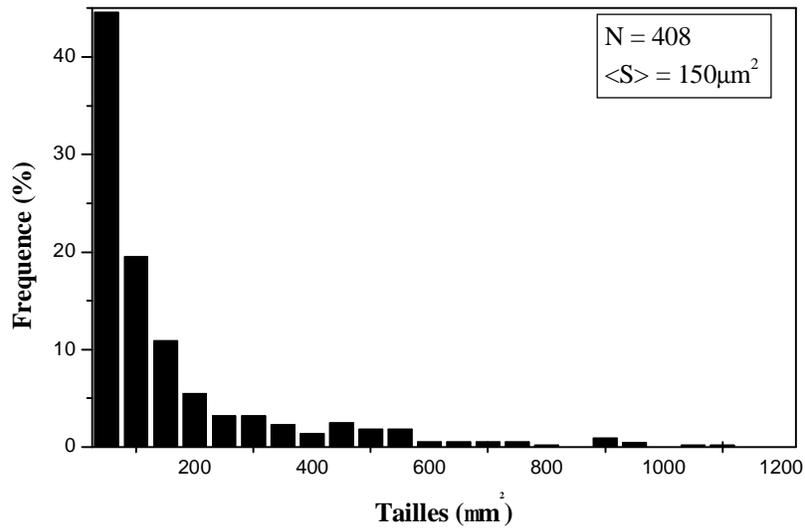


Figure III.15. Distribution de la taille de grains de la tôle B à l'état initial.

L'existence d'une distribution hétérogène de tailles de grains peut donc conduire à des amincissements locaux ou des microfissures. En effet, il peut exister, localement, des états de contraintes élevées, les zones correspondantes peuvent alors atteindre la striction avant leur voisinage. La mise en forme des pièces ou leur usinage devient difficile en présence d'une répartition hétérogène.

L'accroissement de l'hétérogénéité de la structure conduit toujours à un état instable et peut donner lieu à un durcissement par vieillissement naturel. Ce vieillissement est néfaste pour ce type d'acier, destiné à la mise en forme, car il réduit progressivement la capacité de déformation. Il augmente la probabilité d'apparition de fissurations ou d'amincissements locaux, rendant ainsi le taux de rupture important, lors de la déformation par emboutissage.

L'hétérogénéité morphologique est généralement due aux conditions du cycle de fabrication. En effet c'est le contrôle de celui-ci, essentiellement la dernière étape (recuit de recristallisation), qui donne au matériau les caractéristiques structurales adéquates pour sa mise en forme ultérieure [65-66]. La distribution en tailles et en orientations est étroitement liée à la température et au temps de maintien [67-69]. Un traitement thermique bien contrôlé permet d'éviter l'hétérogénéité de distribution géographique, entre petits et gros grains, et d'obtenir la texture cristallographique adéquate.

L'influence de la microstructure morphologique ou cristallographique est donc fondamentale dans une étude sur l'aptitude à la mise en forme de façon générale et, en particulier, pour une mise en forme à sollicitations multiples comme l'emboutissage.

III.5. INFLUENCE DE L'HETEROGENEITE STRUCTURALE SUR LA LOCALISATION AU COURS DE LA DEFORMATION PAR EMBOUTISSAGE

L'interaction entre grains voisins doit nécessairement être envisagée pour l'étude du comportement du matériau à l'échelle d'un grain, l'influence des concentrations locales de déformations et de contraintes sur le comportement global des matériaux industriels destinés à la mise en forme est fondamentale [70]. Les phénomènes de localisation, qui se manifestent après des déformations complexes, peuvent conduire à une forte diminution de la ductilité puis à une rupture de matériau [71-72]. La localisation de la déformation est la conséquence de l'existence d'une hétérogénéité de structure dans le matériau (joints de grains, précipités, répartition géographiques des grains) [73].

III.5.1. Analyse morphologique des états déformés de la tôle B

Nous avons étudié des échantillons déformés en traction dans différentes directions dans le plan de laminage pour ($\alpha = 0^\circ, 45^\circ$ et 90° par rapport à DL). La morphologie des bandes est représentée sur la figure III.16. On observe une localisation diffuse pour ces différentes directions, mais avec une intensité qu'accentue vers DT.

Nous avons regroupé sur la figure III.17, les microstructures déformées dans différentes directions. Nous pouvons remarquer que l'hétérogénéité de la microstructure est conservée. Il existe toujours deux populations de taille de grains, relativement à la microstructure du cas $\alpha = 0^\circ$, celle du cas $\alpha = 90^\circ$. Au cours de la déformation réelle, il y a obligatoirement un risque d'incompatibilité entre les contraintes de sollicitation de ces différentes directions. On

constate aussi que la déformation est localisée dans des régions du matériau où existe une différence entre tailles de grains plus marquée. Les bandes restent séparées par des joints de grains orientés dans la direction de cisaillement maximum. Cette hétérogénéité de structure peut conduire, localement, à un état de contrainte importante qui peut provoquer de formation des microbandes au des amincissement locaux au cour de la déformation par emboutissage.

III.5.2. Analyse morphologique d'une microbande par EBSD

La déformation des grains et l'hétérogénéité de déformation dans la direction de traction à l'échelle de l'agrégat sont montées su la figure III.18. On note que une déformation inférieure à 5% ne permet pas ici d'identifier à l'échelle du grain les bandes de localisation. Celles-ci plus visibles pour une déformation plus élevées, de ~30% comme dans notre cas. La macrobande de localisation examinée est d'épaisseur ~150 μm , limitée par deux interfaces orientés dans la direction de cisaillement maximum, l'une mobile avec une vitesse plus élevée par rapport à l'autre. Nous remarquons que ces bandes traversent quelques grains et localisent la déformation. Au cours de la sollicitation réelle, les bandes suivent le chemin de déformation le plus facile et forment des paquets de glissement grossier. La zone localisent se comporte comme un super monocristal et se déforme suivant deux familles de méso bandes (quelques grains) qui ignorent l'existence des joints de grains et tournent vers l'axe de traction. Lorsque il y a saturation de la déformation dans une mesobande, une autre s'active près de l'interface mobile.

Les observations menées à différentes échelles montrent l'importance des effets de l'hétérogénéité de la microstructure sur le comportement en déformations. Les bandes de déformation sont à l'origine des textures et conduisent à des taux de déformation plus faible que ceux correspondant à une déformation homogène comme la tôle A. Il est admis que l'initiation de ces méso bandes est liée aux incompatibilités de déformation d'origine plastique. A forte déformation, les bandes tournent vers l'axe de traction et apparaissent

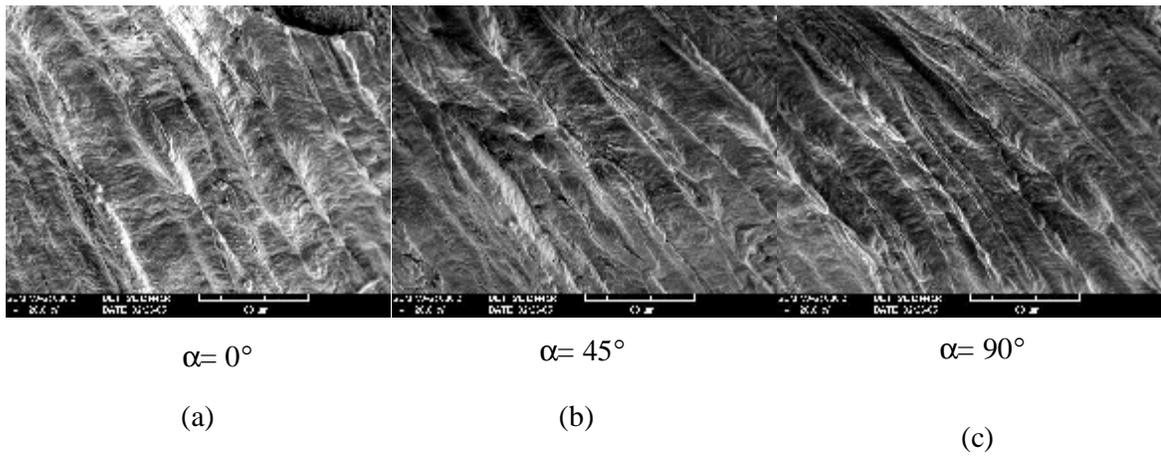


Figure III.16. Macro bandes observées dans différentes directions de traction dans le plan de la tôle B.

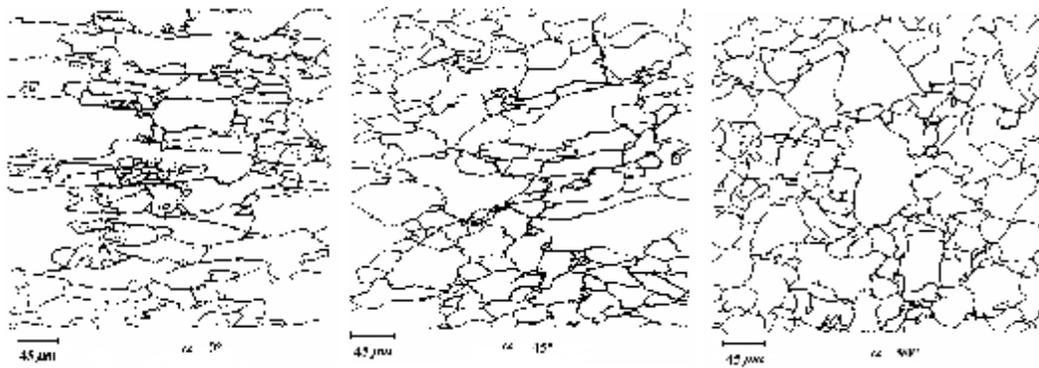


Figure III.17. Morphologie des états déformés de la tôle B pour des tractions à 0° , 45° et 90° par Rapport à la direction de laminage.

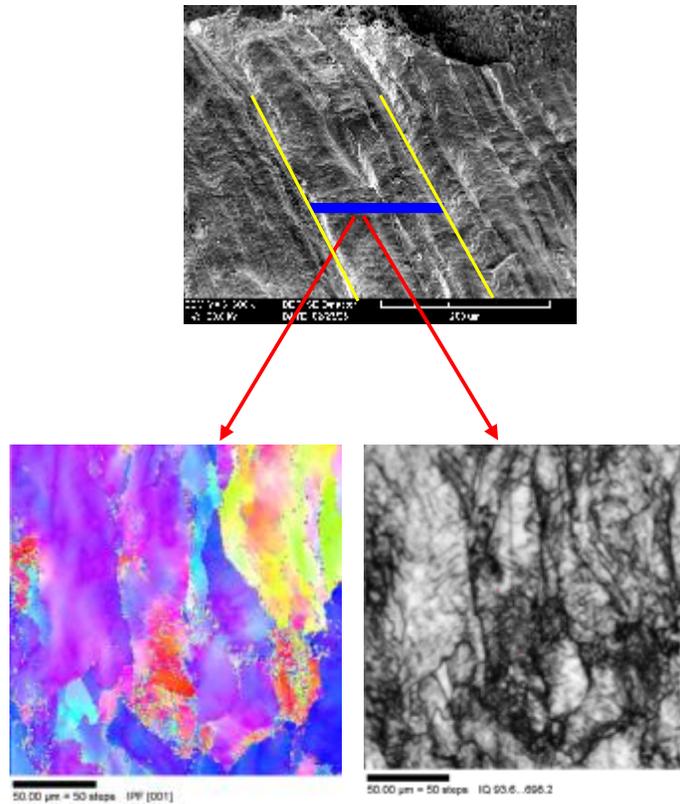
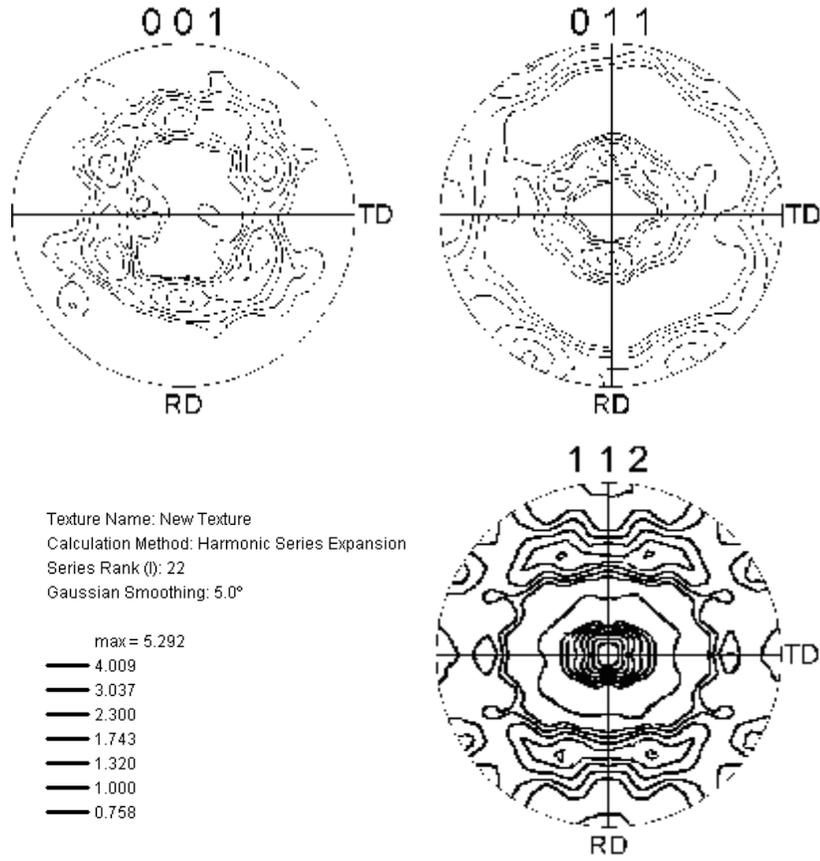
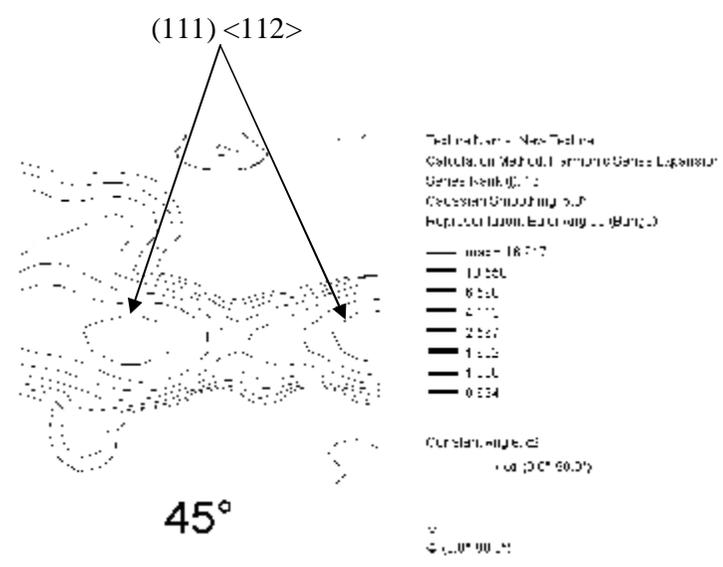


Figure III.18. Micrographies d'une microbande de la tôle B obtenue par EBSD

Généralement l'influence de l'homogénéité de déformation est s'explique facilement si l'on considère la mise en forme d'un matériau qui posséderait une excellente ductilité générale, sauf en une zone très localisée, cette zone atteindra sa déformation critique avant le reste de la structure et sa rupture entraînera l'arrêt de la déformation globale à un stade très inférieur à celui que l'on aurait pu espérer. La plus grande homogénéité est donc souhaitable.



(a)



(b)

Figure IV.13. (a) Figure de pôles {100}, {110} et {112} de la tôle B obtenues par EBSD, (b) Coupe a $\phi = 45^\circ$.

A partir de cette analyse des textures initiales, on peut penser que la réussite de l'embouti à partir de la tôle A est liée, entre autres paramètres morphologiques (cf. I.7) et chimiques (cf. I.5), à la présence de la composante $\{111\}\langle 110\rangle$, comme renforcement de la fibre $\{111\}\langle uvw\rangle$. Cette composante est la composante de déformation des structures cubiques centrées. Sa présence comme composante minoritaire, dans la tôle B, implique une anisotropie plus marquée et donc une hétérogénéité de déformation probable. Cette anisotropie de comportement peut conduire à des amincissements locaux et, donc, à une striction anticipée.

Dans les considérations métallurgiques de la mise en forme par emboutissage, l'analyse des textures permet de relier les caractéristiques cristallographiques du matériau avec la répartition des contraintes, durant l'essai d'emboutissage.

IV.4. EVOLUTION CRISTALLOGRAPHIQUE EN DEFORMATION

Pour compléter cette analyse, nous avons simulé le comportement d'un emboutissage circulaire en effectuant des essais de tractions, à différents angles par rapport à la direction de laminage de la tôle. Il faut remarquer que seule l'anisotropie de déformation est considérée dans cette simulation de comportement, la résistance à la déformation ne peut pas être introduite. En effet, au cours de la mise en forme réelle par emboutissage, les différentes déformations ont lieu simultanément. Il faut tenir compte alors d'une incompatibilité éventuelle des différentes contraintes de sollicitation, et donc du risque de rupture qui en résulte. Il faut remarquer que cette restriction est valable également pour les essais de pliage (cf. III.2); dans ce dernier cas, la ténacité de la tôle destinée à une mise en forme complexe est en fait surestimée.

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

Nous avons suivi l'évolution des composantes de texture de la tôle B comparativement à celles de la tôle A. Les échantillons utilisés sont découpés à partir des éprouvettes précédemment utilisées (cf. Chap. III).

IV.4.1. Evolution des textures cristallographiques

Nous avons déterminé les textures pour les différents cas de déformation précédemment considérés, soit pour $\alpha = 0^\circ$ à 90° , avec un pas de 15° . Les échantillons utilisés pour les analyses de texture sont découpés dans la zone de déformation homogène. La déformation correspond à la charge de rupture, donc à la charge maximale que peut supporter l'éprouvette dans la direction considérée.

Nous avons reporté sur la figure IV.14 l'évolution des maxima de $F(g)$ en fonction de α dans le plan de la tôle. Nous pouvons remarquer que la tôle A évolue de façon plus homogène en

déformation que la tôle B, et est donc, globalement déjà, plus appropriée pour l'emboutissage que la tôle B.

Nous avons reporté sur les figures IV.15 et IV.16, l'évolution des maxima de $F(g)$ en fonction de α dans le plan de la tôle, respectivement pour les deux tôles A et B. L'évolution des maxima le long du squelette de la texture est reportée, pour les échantillons déformés à $\alpha = 0^\circ$, 45° et 90° , en fonction de y et φ .

Nous pouvons noter en premier lieu que deux tôles évoluent différemment en déformation. Globalement, la tôle A évolue de façon plus homogène en déformation que la tôle B.

Pour $\alpha = 0^\circ$, nous observons que :

- pour la tôle A, la composante $\{111\} \langle 110 \rangle$, qui renforçait la fibre à l'état initial, devient plus marquée;
- par contre, pour la tôle B, il y a un changement de texture, l'orientation $\{111\} \langle 112 \rangle$, qui caractérisait l'état initial, ne correspond plus à une composante, c'est l'orientation $\{111\} \langle 110 \rangle$, faible initialement, qui devient majoritaire.

Dans les aciers calmés, il est bien connu que la composante $\{111\} \langle 110 \rangle$ s'accroît au cours de la déformation [83-84]. L'aptitude à la déformation peut donc être reliée à l'évolution de cette composante. Comme dans la tôle A elle existe déjà, l'écoulement plastique est facilité. Dans la tôle B, une étape de réajustement des orientations de grains de $\{111\} \langle 112 \rangle$ vers $\{111\} \langle 110 \rangle$ a probablement lieu au début de la déformation. Celle-ci démarre donc avec un état de contraintes internes supérieur à celui qui existe dans la tôle A. Pour une même sollicitation extérieure, la tôle B sera plus proche de la striction que la tôle A.

Nous pouvons remarquer par ailleurs que si la texture reste toujours plus accusée dans la tôle B, sa variation au cours de la déformation est globalement plus importante dans la tôle A. Elle est surtout plus homogène dans le plan de la tôle. Le maximum de $F(g)$ passe d'environ 6 à 9, pour $\alpha = 0^\circ$ à 90° , alors que pour la tôle B, elle passe de 3 à 9. D'une part, la tôle A évolue donc avec plus de facilité que la tôle B, et d'autre part, l'anisotropie plane reste toujours moins marquée dans la première que dans la seconde.

Il apparaît donc clairement que la tôle A est dans un état structural parfaitement contrôlé, tant du point de vue morphologique que cristallographique. La microstructure homogène et stable ainsi que la texture initiale qui la caractérisent la rendent tout à fait adaptée à la mise en forme envisagée. Par contre, la tôle B, bien que possédant globalement les caractéristiques d'une tôle destinée à la mise en forme, n'apparaît pas adaptée à la mise en forme considérée ici.

Une mise en forme complexe comme l'emboutissage nécessite une étude à partir de la géométrie de l'embouti, pour définir les caractéristiques du matériau les plus appropriées. C'est un contrôle rigoureux des différentes étapes du cycle de fabrication qui permet d'obtenir l'état adapté à la mise en forme considérée.

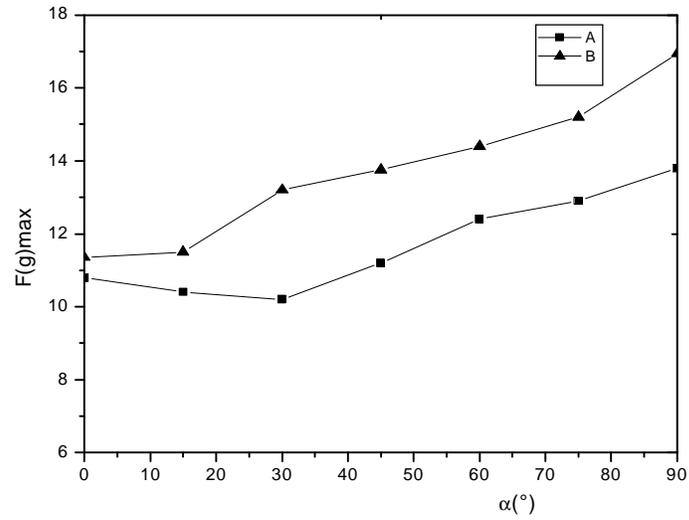
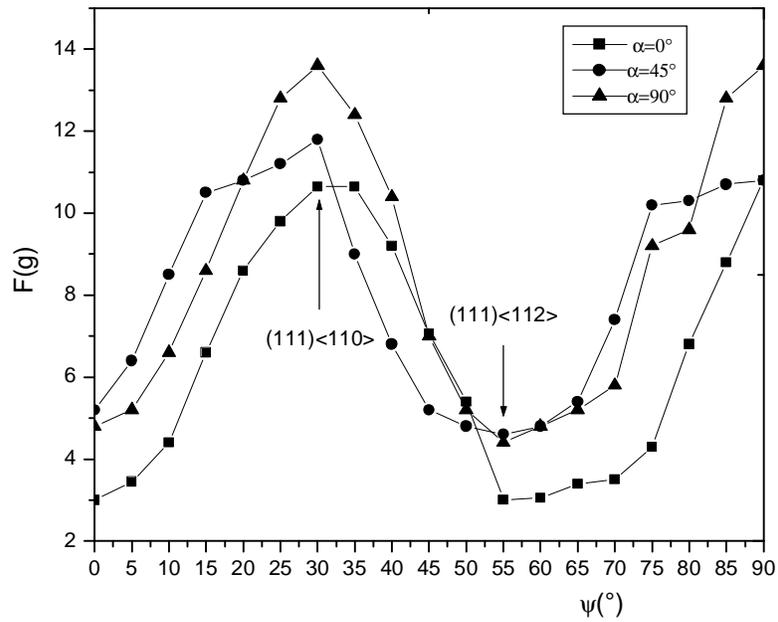
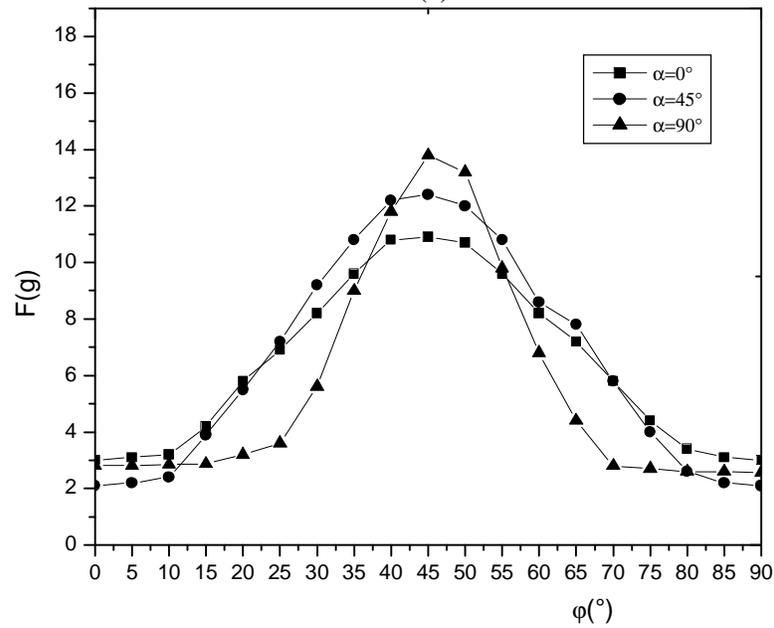


Figure IV.14. Evolution de $F(g)_{max}$ pour les deux tôles A et B en fonction de α dans le plan de laminage.



(a)



(b)

Figure IV.15 : Evolution des maxima de $F(g)$ pour les échantillons de la tôle A déformés à $\alpha = 0^{\circ}$, 45° et 90° , (a) En fonction de ψ , (b) En fonction de ϕ

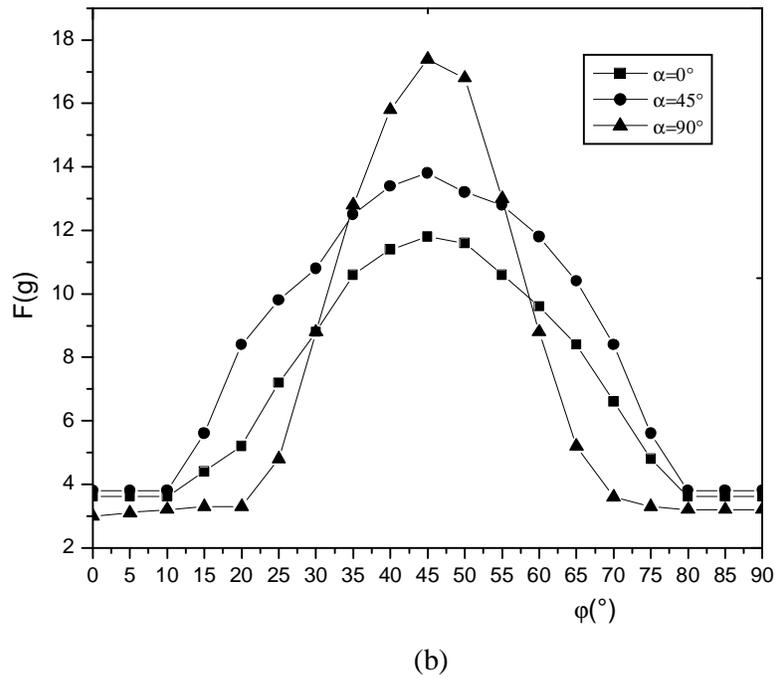
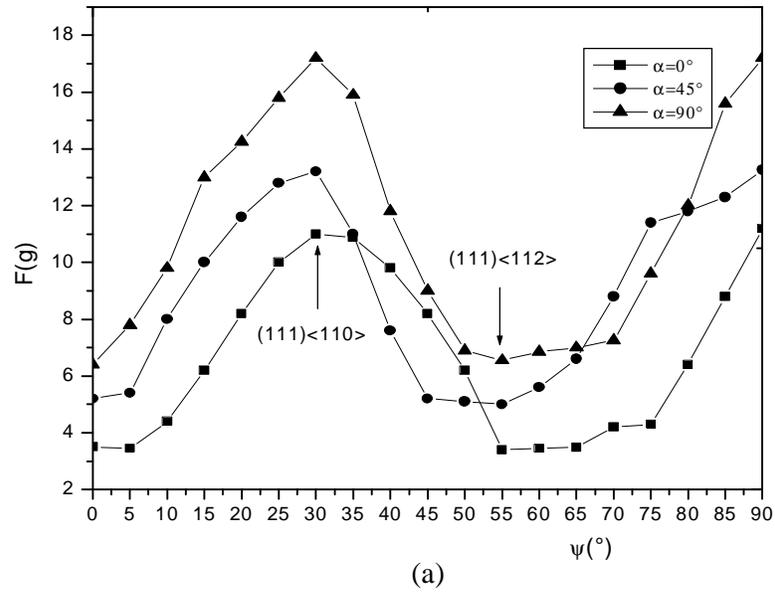


Figure IV.16. Evolution des maxima de $F(g)$ pour les échantillons de la tôle B déformés à $\alpha = 0^\circ, 45^\circ$ et 90° : (a) en fonction de γ , (b) en fonction de ϕ .

IV.5. EVOLUTION DE LA TOLE B PAR RECUIT

Nous nous sommes proposés pour compléter cette étude structurale comparative, de reconsidérer la dernière étape du cycle de fabrication de la tôle. Rappelons que le recuit de recristallisation est l'opération qui permet de récupérer les propriétés de ductilité du métal. Le recuit est un transformateur de textures, et non un créateur comme la solidification, la déformation ou le traitement thermomécanique. Les textures de recuit sont donc en fait des textures de déformation et de recuit, le maintien d'un métal écroui à température élevée ne créant pas de texture, si la distribution des orientations initiales est parfaitement aléatoire [85-86].

Le recuit peut parfois donner lieu à une texture plus marquée que la texture de déformation [18], mais en général, les textures de recristallisation sont plus faibles que les textures de déformation. Pour obtenir la texture adéquate, on procède à un ou plusieurs recuits, après le laminage à froid. Les conditions de recuit dépendent des propriétés finales recherchées et de l'état initial [87].

Dans les tôles pour l'emboutissage, on cherche en général des tôles sans orientations préférentielles marquées, pour réduire le plus possible l'importance des cornes d'emboutissage ou des amincissements locaux. Mais on cherche également des tôles présentant une texture telle que l'emboutissage profond soit rendu plus facile (cas des aciers calmé à l'aluminium dans lesquels on recherche une texture du type $(111)\langle 110 \rangle$).

Dans le cas où les conditions de recuit sont particulièrement bien choisies, cette dernière étape du cycle de fabrication des tôles assure le développement d'une texture favorable à la mise en forme envisagée. Suivant les cas, on développe, ou au contraire on cherche à réduire, l'acuité de la texture [88]. Pour obtenir la texture adéquate, le contrôle des conditions de recuit prend en compte la géométrie de la mise en forme et les textures antérieures de la tôle.

Il faut noter qu'en considérant l'évolution de la texture, paramètre cristallographique, il y a un contrôle implicite du facteur chimique: la texture évolue en relation avec les éléments en solution solide et la distribution des précipités.

Dans une mise en forme par emboutissage, on utilise du point de vue texture:

- soit des tôles sans anisotropie plane, pour réduire le plus possible l'importance des cornes d'emboutissage et éviter la fissuration des tôles ; dans le cas des aciers, les textures de fibre de type $\{111\}\langle uvw \rangle$ sont les plus usuelles (cf. I.6).
- soit des tôles qui présentent une texture facilitant ou améliorant l'emboutissage, quand la géométrie de l'embouti est complexe ; d'une part, on développe les renforcements adéquats sur la fibre initiale pour faciliter la déformation et, d'autre part, une ou des composantes minoritaires coexistent avec la fibre, pour réduire les amincissements.

Dans le cas de la tôle B, nous avons considéré deux éventualités:

- la recristallisation n'est pas complète, dans ce cas un recuit supplémentaire pourrait la rapprocher, du point de vue caractéristiques et propriétés, de la tôle A de référence (importée).

- le recuit a été mal contrôlé, du point de vue température et maintien, la structure hétérogène qui en a résulté sera accentuée, si on procède à un recuit supplémentaire. Cette éventualité est plus grave que la précédente.

Nous avons considéré la tôle A (importée) comme référence et nous avons procédé à un recuit supplémentaire de la tôle B. Les échantillons sont introduits dans un four horizontal et froid. La vitesse de chauffage est faible, afin de permettre une homogénéisation de la structure. Le recuit a été effectué à une température de 650°C , pendant 30mn. Le refroidissement qui suit le recuit est lent, dans le four.

IV.5.1. Evolution morphologique

Nous avons regroupé sur la figure IV.17 les micrographies de la tôle B, avant (a) et après (b) le recuit. Nous pouvons remarquer que l'hétérogénéité de la microstructure est conservée. Il existe toujours sur l'échantillon deux populations de tailles de grains. Relativement à la microstructure du cas (a), celle du cas (b) apparaît même plus hétérogène.

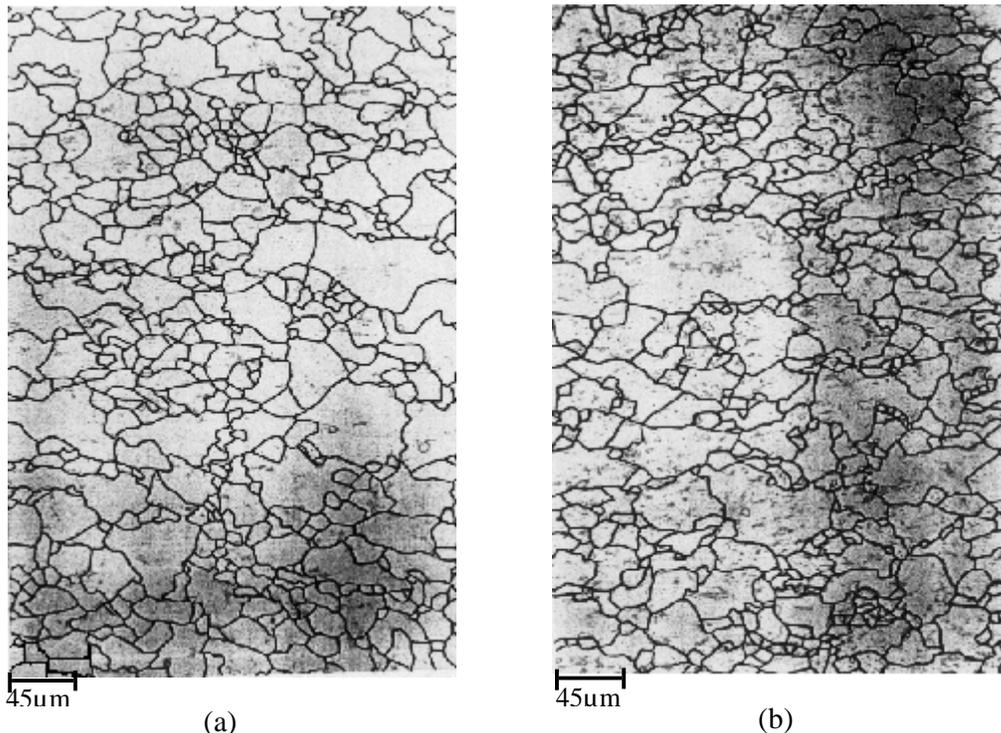


Figure V.17. Microstructures de la tôle B obtenues par microscopie optique
(a) Etat initial ; (b) Etat recuit.

Nous pouvons aussi remarquer dans la microstructure de l'échantillon recuit une morphologie de croissance anormale pour certains grains. Or, l'apparition de la croissance anormale est liée essentiellement à la distribution des précipités. Une croissance anormale à cette température est néfaste pour les matériaux destinés à la mise en forme. Il existe donc dans la tôle B, un risque latent de fragilisation, lié probablement aux traitements thermomécaniques antérieurs. Ce risque peut conduire à une fissuration transgranulaire, telle celle observée sur la figure III.3, si le domaine de striction est atteint localement.

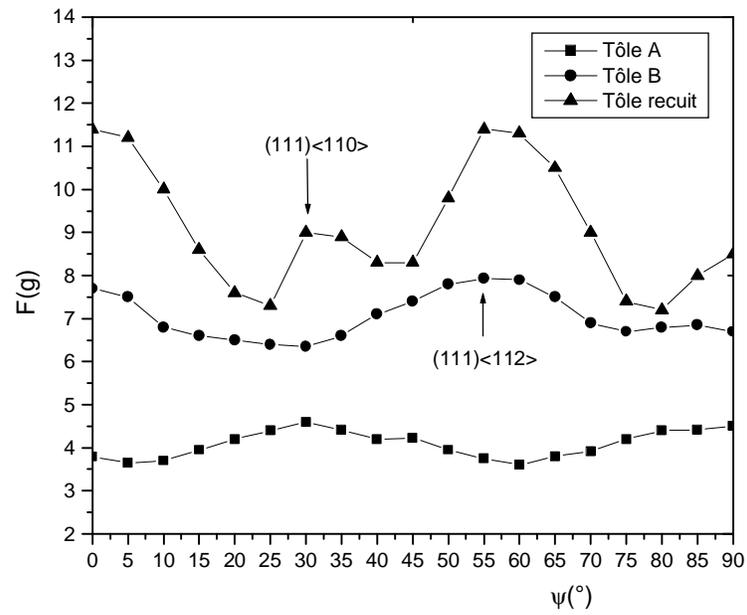
IV.5.2. Texture de l'échantillon recuit

Nous avons regroupé la figure IV.18 les évolutions des maxima de la FDOC de l'échantillon A et des deux échantillons B avant et après le recuit. Nous observons une accentuation de la texture de la tôle B par recuit. Le maxima de la FDOC, correspondant à la composante $\{111\}\langle 112\rangle$, passe d'environ 8 à une valeur supérieure à 11.

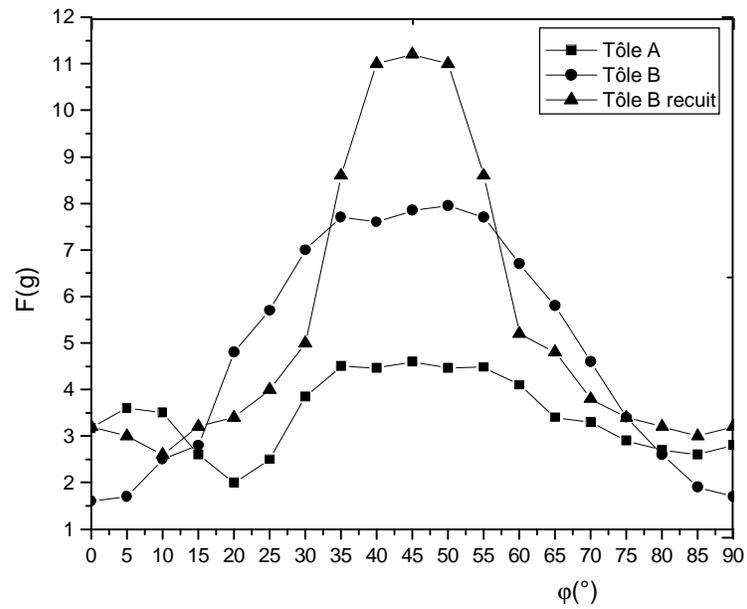
On remarque aussi l'apparition d'un deuxième maximum, c'est l'orientation $\{111\}\langle 110\rangle$, qui correspond au renforcement de la fibre de la tôle A. Son apparition avec une diminution de la composante principale aurait été bénéfique, c'est la première éventualité qui aurait été confirmée. Mais comme elle apparaît parallèlement à une augmentation de la composante principale, son effet n'est pas appréciable.

A partir des différentes observations, il s'avère que le recuit effectué sur la tôle B n'a pas rapproché les caractéristiques de cette tôle de celles de la tôle de référence. Cette observation appuie celle du paragraphe précédent, sur l'accentuation de l'hétérogénéité de structure. Le problème industriel est donc, malheureusement, plus grave. Le recuit n'est pas seulement incomplet, mais il a probablement été mal contrôlé, du point de vue température, vitesse de montée et maintien, dès le début. Une autre observation a confirmé cette analyse : certaines tôles B. ont été réceptionnées avec des structures semblables à celle que nous avons obtenu par recuit, plus hétérogènes donc que celle des échantillons utilisés dans notre étude.

Une autre éventualité doit être envisagée. L'origine du problème peut être antérieure au recuit final de recristallisation. Ainsi, le respect de la température de bobinage, après le laminage à chaud, est très important. Cette étape a une influence directe sur la formation de la texture et son évolution au cours des différentes étapes du cycle de fabrication, jusqu'à l'obtention de la texture finale.



(a)



(b)

Figure V.18. Valeurs de la FDOF le long des squelettes des tôles A, B et B après le recuit.
 (a) En fonction de ψ , (b) En fonction de ϕ .

Chapitre -V-
INFLUENCE DES CONTRAINTES INTERNES SUR LE
COMPORTEMENT MECANIQUE DE LA TOLE B.
ANALYSE STATIQUE, MORPHOLOGIQUE ET
CRISTALLOGRAPHIQUE D'UNE FISSURE

Les principaux objectifs de ce chapitre sont :

- la détermination des états de contraintes internes de l'acier B, à partir d'essais de traction dans différentes directions de traction dans le plan de la tôle, afin de comprendre leur influence sur le comportement mécanique au cours de la déformation par emboutissage,*
- de considérer l'influence des orientations cristallographiques sur l'initiation et la propagation des microfissures. Les caractéristiques morphologiques et cristallographiques de l'état initial et de l'état de fissuration peuvent alors être reliées.*

INTRODUCTION

L'interaction entre grains voisins doit nécessairement être envisagée dans l'étude du comportement du matériau à l'échelle d'un grain; en effet, l'influence des concentrations locales de déformations et de contraintes, sur le comportement global des matériaux industriels destinés à la mise en forme, est fondamentale. Les phénomènes de localisation qui se manifestent après des déformations complexes peuvent conduire à une forte diminution de la ductilité, puis à une rupture du matériau. La localisation de la déformation est la conséquence de l'existence d'une hétérogénéité de structure dans le matériau (joints de grains, précipités, répartition géographique de grains). L'anisotropie des propriétés plastiques intervient fortement dans son comportement. Dans certains cas, sous l'effet de sollicitations complexes, le développement de cette anisotropie conduit à des effets néfastes; au contraire, si elle est bien contrôlée, elle peut améliorer les propriétés plastiques des tôles [89].

L'hétérogénéité de la déformation, liée directement à la cristallographie, est également à l'origine du comportement anisotrope des matériaux fortement texturés [90]. Une texture non adéquate crée des problèmes au cours de la mise en forme, tels que des amincissements locaux ou des fissurations [91]. Les propriétés des métaux issus des procédés de mise en forme par de grandes déformations plastiques, tels l'emboutissage ou le laminage, sont très sensibles aux microstructures de pré-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 « intergranulaire/transgranulaire » et la coalescence des microfissures [92-93].

La rupture des matériaux est un problème lié à la propagation instable de micro-fissures préexistantes. Plusieurs chercheurs ont considéré que la rupture dans les matériaux est due à l'existence d'une fracture, c'est-à-dire d'une discontinuité du matériau [94-96].

V.1. ANALYSE DES CONTRAINTES INTERNES PAR DRX

La diffraction des rayons X (DRX) est aujourd'hui un outil d'analyse très performant utilisé pour identifier la nature des matériaux cristallins (de même que leur texture cristallographique et leur écrouissage). C'est une technique non destructive particulièrement bien adaptée pour déterminer les états de contrainte dans les matériaux à différentes échelles : elle se base alors sur la mesure des déformations du réseau cristallin, en utilisant comme jauge de déformation, la distance entre plans cristallographiques

Généralement la description des contraintes internes mesurées à l'échelle du réseau cristallin est plus compliquée, car l'état de contraintes local est lié aux perturbations causées par certains défauts (dislocations, joints de grain, ...).

V.1.1. Méthode de détermination des contraintes internes par DRX

Pour établir la relation entre les états mécaniques et les mesures par DRX, il faut d'abord décrire le volume analysé par cette technique. Une caractéristique importante du volume diffractant est son aspect discontinu, puisque ne participent à la diffraction que les grains vérifiant la loi de Bragg (figure V.1).

Suivant les conditions expérimentales et la taille des grains, le volume diffractant peut correspondre à un grain ou à un groupe de grains ayant la même orientation cristallographique : dans tous les cas, la mesure par diffraction donne accès à une information moyenne sur ce volume diffractant (par exemple, la moyenne des déformations des grains de même orientation).

La DRX permet de mettre en évidence l'hétérogénéité de déformation e_{fy} des plans diffractants, et de déterminer les contraintes par orientations cristallographiques (y, f) [97]. Les contraintes sont moyennées sur tous les grains de même orientation : il devient possible d'établir des critères par orientation, en rendant compte par exemple de celles qui favorisent l'activité plastique ou bien le clivage.

V.1.1.1. La méthode des $\sin^2 y$

Rappelons que l'état de contraintes dans le matériau peut être déterminé en utilisant comme jauge de déformation, la distance entre plans cristallographiques (figure V.1). La déformation élastique dans la direction de mesure résulte de la variation de cette distance : de d_0 , pour le matériau non contraint, à d pour le matériau contraint ; elle est reliée, à travers la relation de Bragg, à la mesure du déplacement $\Delta 2q_{fy} = 2q_{fy} - 2q_0$ de la raie de diffraction correspondante :

$$e_{fy} = \frac{d - d_0}{d_0} = \frac{\sin q_0}{\sin q_{fy}} - 1 \approx -\frac{1}{2} \cdot \cot \theta_0 \cdot \Delta 2q_{fy} \quad (\text{V.1})$$

Où q_0 est l'angle de Bragg qui correspond à l'état libre de toute contrainte.

L'orientation du plan diffractant est définie par les deux angles f (azimuth) et y (angle de déclinaison entre la normale au plan diffractant et la normale à la pièce (Fig II.11)

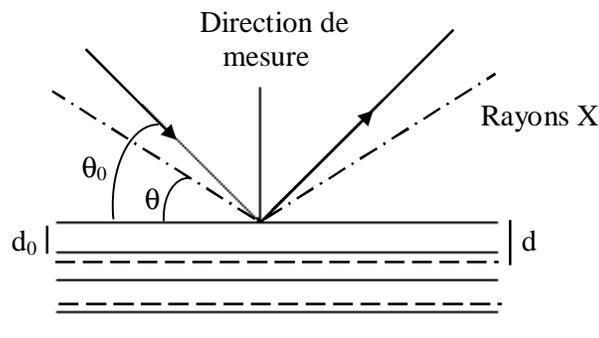


Figure V.1. Mesure par DRX de la variation de d_{hkl} permettant de calculer la déformation e_{fy}

Les déformations des plans diffractants e_{fy} pour plusieurs orientations cristallines, en relation avec les angles de mesure f et y , correspondent à la moyenne sur le volume diffractant V_d des déformations élastiques des grains, projetées suivant la direction fy de mesure :

$$e_{fy} = n \cdot \langle e' \rangle_{V_d} \cdot n' \quad (V.2)$$

Où : $n = (\cos f \cdot \sin y, \sin f \cdot \sin y, \cos y)$, est le vecteur définissant de la direction de mesure.

En mettant en relation e' et s' , dans le cas d'un matériau macro-homogène et isotrope, l'équation générale de détermination des contraintes par DRX [98] est donnée par.

$$e_{fy} = \frac{1}{2} S_2 \cdot (s'_f - s'_{33}) \cdot \sin^2 y + S_1 \cdot tr(s') + \frac{1}{2} S_2 t'_f \cdot \sin 2y + \frac{1}{2} S_2 \cdot s'_{33} \quad (V.3)$$

Où :

$$s'f = s_{11} \cdot \cos^2 f + s_{12} \cdot \sin 2f + s'_{22} \cdot \sin^2 f ;$$

$$t_f = s_{13} \cdot \cos f + s'_{23} \cdot \sin f$$

Lorsque le matériau polycristallin est soumis à un état de contraintes macroscopique, la déformation des plans diffractants dépend des orientations cristallographiques analysées à travers les deux angles f et y .

- la contrainte macroscopique s' se déduit alors de la pente de la courbe $e_{fy} = f(\sin^2 y)$, à partir des Constantes d'Elasticité Radiocristallographiques (CER), S_1 et S_2 , qui dépendent du coefficient de Poisson ν et de module de Young E . La courbe $e_{fy} = f(\sin^2 y)$ est une ellipse dont la pente et son ouverture sont respectivement proportionnelles à $(s'_f - s'_{33})$ et t'_f ,

- l'hypothèse $s'_{33} = 0$ rend la détermination de la contrainte s_f plus directe, et se justifie par le fait que la pénétration moyenne des RX dans le matériau est de l'ordre de quelques microns,

- dans le cas d'un matériau macroscopiquement isotrope, la déformation résultante pour chaque orientation conduit à un déplacement linéaire en $\sin^2 y$ (figure V.2).

La méthode s'applique donc bien dans le cas du matériau supposé homogène isotrope. Elle reste liée toutefois à certaines restrictions, dues aux conditions expérimentales ou au caractère hétérogène de certains matériaux (taille de grains, fort gradient de contraintes, surfaces proches,...).

Pour les matériaux anisotropes (en particulier ceux qui possèdent une texture cristallographique, et/ou ceux qui ont subi de fortes déformations), la linéarité des diagrammes $e_{fy} = f(\sin^2 y)$ n'est plus respectée : une ondulation assez marquée traduit dans ce cas l'anisotropie élastique et plastique des grains, ainsi que l'hétérogénéité des déformations par orientations cristallographiques. Les grains qui appartiennent à l'orientation diffractant à un angle y donné possèdent un état de déformation supérieure (y_2) ou

inférieure à la moyenne macroscopique (y_1) (figure V.2). Il s'agit d'un écart moyen des déformations de grains de même orientation, qui est d'autant plus important que le comportement plastique du grain est anisotrope et que la texture cristallographique est marquée.

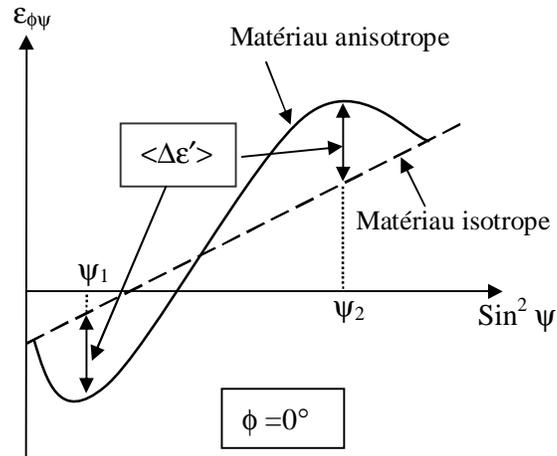


Figure V.2. Effets de l'hétérogénéité des déformations par orientations cristallographiques sur la loi des $\sin^2 \psi$

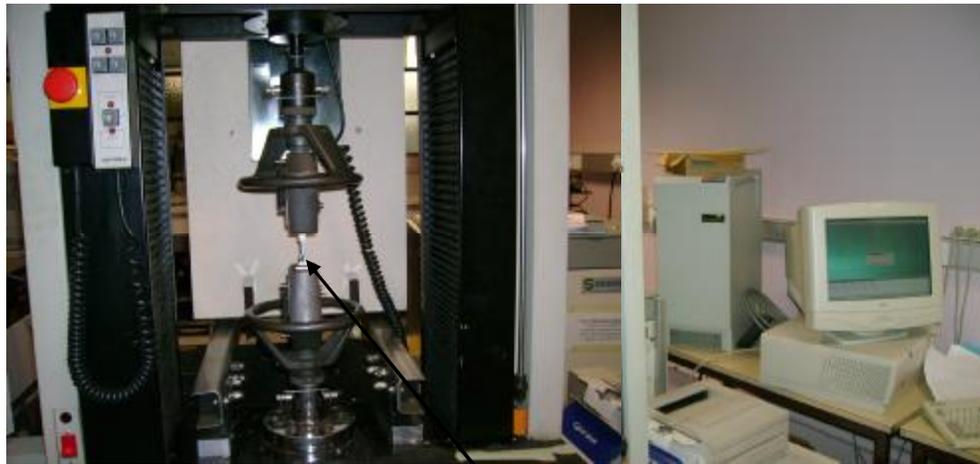
V.2. Appareillage utilisé

Les éprouvettes ont été tractionnées à différents taux de déformation par une machine de traction de type INSTRON de charge 50KN à l'université de Jijel (figure V.3). Les essais sont toujours effectués à température ambiante avec une vitesse faible de 4mm/mn. Nous avons utilisé des éprouvettes standard, leurs dimensions sont expliquées dans le paragraphe II.3.

V.3. Procédure expérimentale d'analyse des contraintes

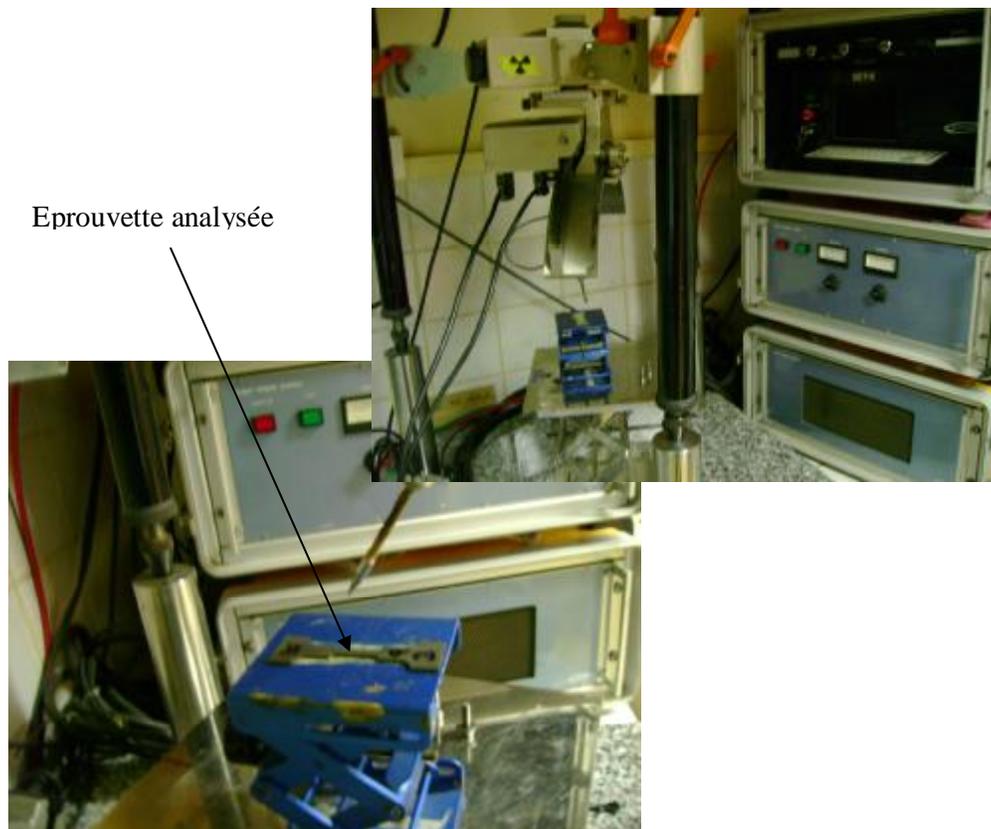
La procédure expérimentale se déroule en trois temps :

- Il faut choisir l'orientation cristallographique pour laquelle nous voulons connaître l'état de contraintes.
- Il faut effectuer la mesure des distances interréticulaires correspondant aux différentes multiplicités, d'une ou plusieurs familles de plans.
- Une acquisition des pics de Bragg est ensuite effectuée sur chacune de ces positions, la mesure des angles de Bragg 2θ de plusieurs plans par rapport à la position de référence $2\theta_0$ (matériau non contraint), permet de déduire le tenseur des déformations élastiques. Les différents plans $\{hkl\}$ sélectionnés sont successivement amenés en orientation de diffraction, à l'aide des rotations f et ψ du goniomètre.



Eprouvette de traction

Figure V.3. Machine de traction de type INSTRON - 50KN, utilisée pour la déformation des éprouvettes à différents taux de déformation.



Eprouvette analysée

Figure V.4. Outillage utilisé pour la mesure des contraintes internes

V.4. Conditions expérimentales en DRX

V.4.1. Conditions expérimentales

Les mesures sont réalisées dans la phase cubique centrée de l'alliage, l'appareillage SET-X (figure V.4) est composé de :

- un générateur à rayons X;
- un micro-ordinateur qui pilote et traite les données;
- une tête goniométrique équipée d'un détecteur linéaire El physe;
- un logiciel d'analyse des contraintes SET-X.

V.4.2. Conditions de diffraction

- rayonnement $K\alpha$ du Cr sous 20KV, 5 mA avec filtre arrière béta de V.
- montage d'acquisition : Psi,
- $l = 0,229$ nm, plans $\{211\}$, $2\theta = 156^\circ$,
- surface irradiée limitée par un scotch de 1.5mm de diamètre.

V.4.3. Conditions d'acquisition

- utilisation de 13 angles Psi variant de -37 et $+37^\circ$ dans les deux sens de mesure;
- oscillation : $\pm 5^\circ$ en Psi ;
- temps d'acquisition par Psi : 90 Secondes.

V.4.4. Condition de traitement de raies

- 2θ utilisé : milieu de corde située à 40% de la hauteur nette de la raie de diffraction;
- largeur de raie de diffraction : largeur intégrale.

V.4.5. Calcul des contraintes

- méthode d'évaluation : traitement elliptique (élimination des points aberrants par tests de Student) ;

- constantes d'élasticité radiocristallographie utilisées dans le calcul :

$$\frac{1}{2}S_{2\{211\}} = 5.83 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}; S_{1\{211\}} = -1.28 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1},$$

correspondant aux $E_{macro} = 210000$ MPa, $\nu_{macro} = 0,29$, $A_{RX} = 1,39$.

V.5. Détermination des incertitudes de mesures

Pour les contraintes, les écarts à la linéarité apparaissant dans les tableaux de mesures représentent un test de la validation de l'application de la méthode, avec un intervalle de confiance au sens de Student de 95%. Pour les largeurs des raies intégrales, l'incertitude présentée correspond à une fois l'écart-type

V.5.1 Calibration et étalonnage de l'appareil

Pour vérifier le bon réglage mécanique, une poudre de Fer et un étalon en acier XC48n°9 ont été utilisés : $s_{poudre} = 0 \pm 5 \text{MPa}$ (pour une valeur nominale de $0 \pm 15 \text{MPa}$), $\sigma_{XC48n^\circ} = -6475 \pm 15 \text{MPa}$ (pour une valeur nominale de $-480 \pm 50 \text{MPa}$).

V.2. RESULTATS DES ANALYSES DE CONTRAINTES

Les échantillons ont été analysés dans les deux directions (sens longitudinal et sens transversal du laminage). Pour éviter l'effet de surface, des enlèvements de matière par polissage électrolytique ont été réalisés localement sur une zone superficielle d'environ 10mm de diamètre. Le procédé n'introduit pas de contraintes supplémentaires. La solution utilisée est un mélange à base de sel. La vitesse de polissage est de l'ordre de $1 \mu\text{m}/\text{seconde}$ sous 40V et $1 \text{A}/\text{cm}^2$. La précision de mesure de la profondeur enlevée par un système de comparateur est de l'ordre de $5 \mu\text{m}$. la profondeur enlevée est d'au moins 100 microns.

Nous avons rassemblés les résultats d'analyses dans les deux tableaux V.1. et V.2. L'incertitude maximale sur les contraintes est de l'ordre de ± 35 .

Angle (α)	0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°
$\sigma_{L10\%}(\text{MPa})$	180±20	186±35	190±20	201±10	197±10	193±35	189±10
$\sigma_{L20\%}(\text{MPa})$	187±20	195±20	210±10	265±35	262±15	260±10	258±20
$\sigma_{L40\%}(\text{MPa})$	197±35	235±5	240±30	298±20	287±5	28±5	283±25

Tableau V. 1. Valeurs des contraintes $s_L(\text{MPa})$ en fonction de l'angle α dans le plan de la tôle pour les taux de déformation 10%, 20% et 40%.

Angle (α)	0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°
$\sigma_{T10\%}(\text{MPa})$	188±10	195±15	215±30	260±35	255±10	253±10	250±15
$\sigma_{T20\%}(\text{MPa})$	210±15	215±10	221±15	273±35	270±5	265±15	255±35
$\sigma_{T40\%}(\text{MPa})$	212±35	245±25	255±25	325±25	321±35	320±35	317±30

Tableau V. 2. Valeurs des contraintes $s_T(\text{MPa})$ en fonction de l'angle α dans le plan de la tôle pour les taux de déformation 10%, 20% et 40%.

A partir des données de ces tableaux précédent, nous pouvons voir que les contraintes σ_L et σ_T évoluent de façon notable dans le plan de la tôle. Nous remarquons que les valeurs des contraintes σ_L sont toujours plus faibles par rapport aux σ_T pour les différentes directions. Les valeurs des σ_L et σ_T présentent un maximum dans la direction $\alpha = 45^\circ$, pour les différents taux de déformation. On peut constater aussi que la répartition des contraintes est hétérogène pour les différentes directions de calcul, ce qui peut expliquer que la tôle ne va pas causer de dissipation plastique.

Les figure V.5 et V.6 montrent l'évolution des contraintes σ_L et σ_T en fonction des angles α ($^\circ$), pour les différents taux de déformations 10%, 20% et 40%. Nous remarquons que l'évolution relative des CI est significative, elles évoluent en fonction des angles de sollicitation dans le plan de la tôle et ceci peut être expliqué par l'hétérogénéité de la microstructure (figure III.1). Ces CI peuvent être dues en grande partie à l'incompatibilité de déformation à l'interface entre les zones de tailles de grains différentes. Généralement lorsque l'incompatibilité de déformation est plus importante, les CI deviennent également plus importantes ; avec une microstructure hétérogène, la déformation est anisotrope et localisée; les fissures tendent à s'initier, ce qui favorise la formation des micro-fissures.

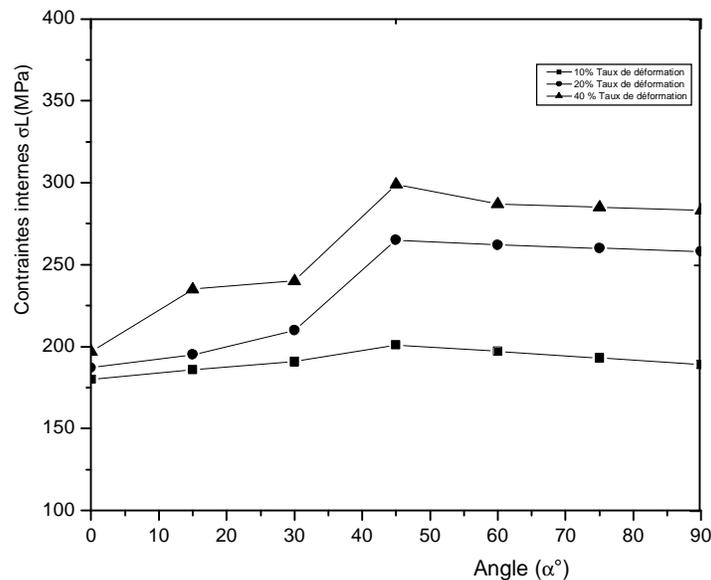


Figure V.5. Evolution des contraintes internes σ_L (MPa) en fonction de l'angle α dans le plan de la tôle pour les taux de déformation 10%, 20% et 40%.

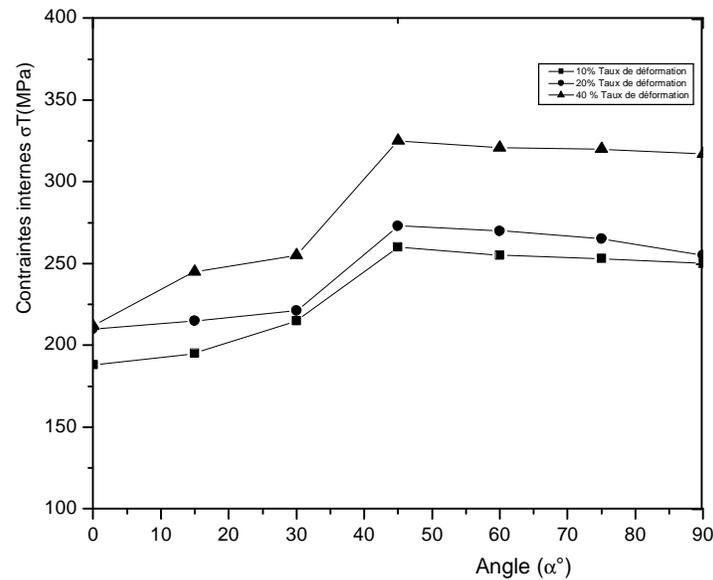


Figure V.6. Evolution des contraintes internes σ_T (MPa) en fonction de l'angle α dans le plan de la tôle pour les taux de déformation 10%, 20% et 40%.

V.3. ANALYSE CRISTALLOGRAPHIQUE D'UNE MICROBANDE PAR EBSD

Nous avons déterminé en premier lieu la texture de la microbande. Les figures de pôles correspondantes sont représentées sur la figure V.7. La distribution des orientations de grains est reportée sur la figure de pôles inverse (figure V.8). Une analyse plus fine des orientations à l'intérieur des grains montre que les grains présentent pratiquement tous des variations continues en orientations. Nous pouvons remarquer que la texture de la microbande est identiques à celle obtenue précédemment de manière globale pour les états déformés, soit avec un renforcement $\{111\}\langle 110\rangle$. Il semble que la réorientation des grains de l'orientation initiale $\{111\}\langle 112\rangle$ vers l'orientation de déformation $\{111\}\langle 110\rangle$ implique un état de micro-contraintes important, qui initie une instabilité se traduisant par une localisation rapide de déformations et donc peut conduire à une rupture prématurée.

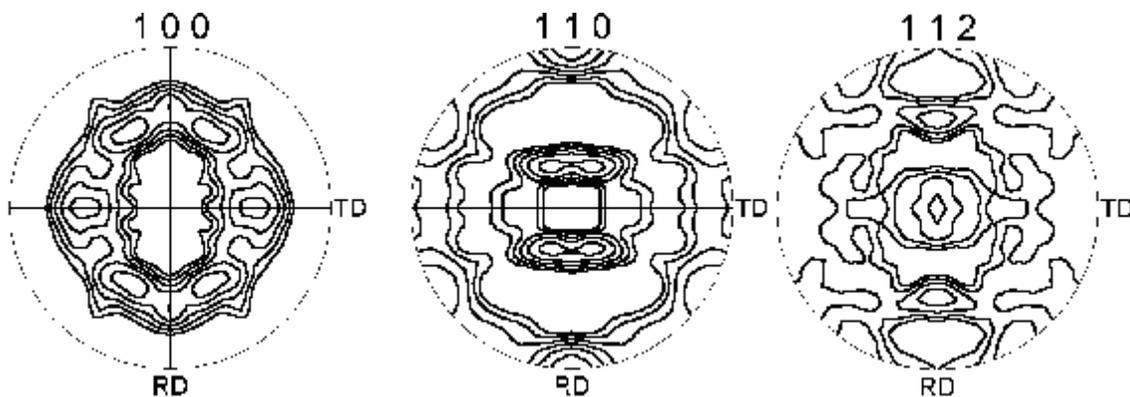
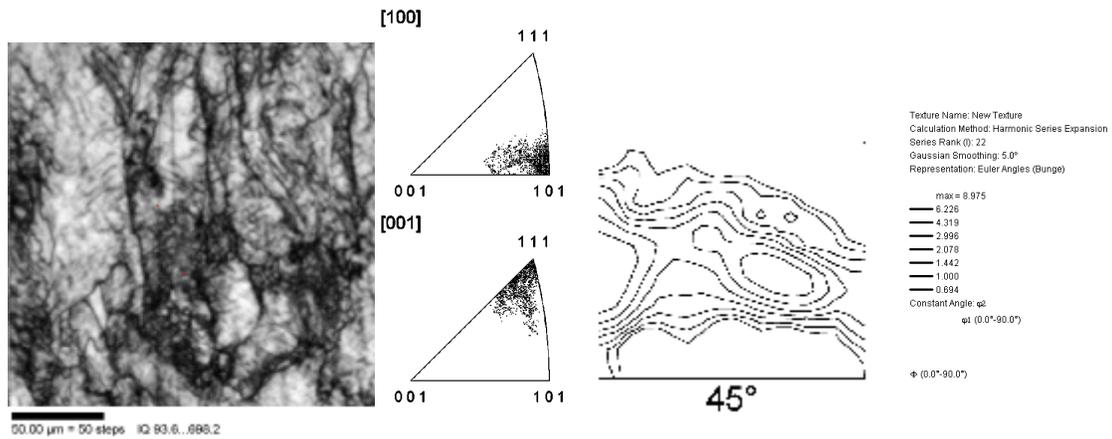


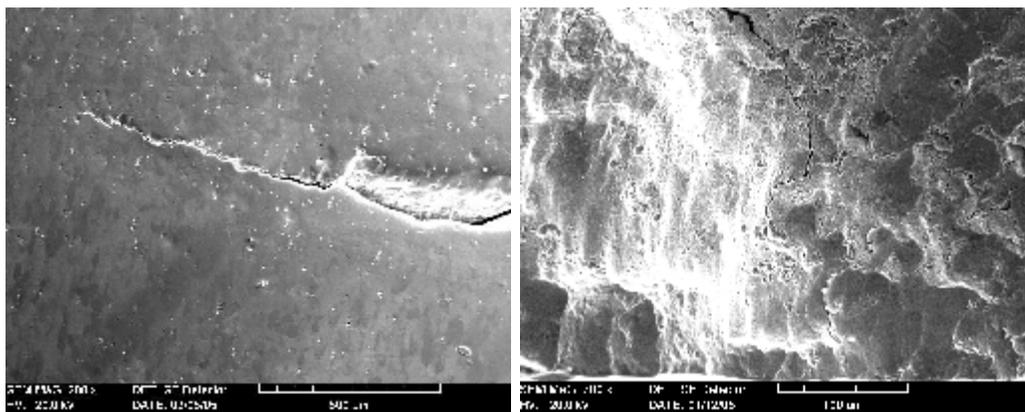
Figure V.7. Figure de pôles (100), (110) et (112) de la microbande



(a) (b)
 Figure V.8. Analyse des texture d'une microbande par eEBSD
 (a) Figure de pôles inverses,
 (b) Coupe a $\phi = 45^\circ$

V.4. ANALYSE DE LA FISSURE

Nous avons analysé la propagation des micro-fissures par différentes techniques d'analyses : microscope optique, diffraction des rayons X (DRX) et par diffraction des électrons rétro diffusés EBSD (Eletron Back Scattering diffraction). Ce type de fissuration se rencontre au cours de la déformation par emboutissage. Les figures V.9(a) et V.9(b) présentent la propagation des deux microfissures, la première sur le plan de la tôle (DL, DT) et le deuxième verticale dans le plan (DL, DN).



(a) (b)
 Figure V.9. Observation de la propagation de fissures
 (a) Dans le plan de la tôle, (b) Propagation verticale dans le cœur de l'échantillon.

V.4.1. Analyse cristallographique

Nous avons effectuée une analyse plus fine sur la désorientation des grains. La figure V.11 montre la distribution des grains autour de la fissure (Fig.10), avec leurs orientations cristallographiques. Nous avons tracé les profils de désorientation à l'intérieur des grains. Cette analyse montre que les grains présentent pratiquement tous des variations continues en orientations de part et d'autre de la fissure. Les grains d'orientation $\{111\}\langle 112\rangle$ initiaux (2/3, 4/5) sont partagés par la fissure, avec une conservation en plan et une déviation en direction. C'est en fait le même grain, traversé par la fissure, que l'on retrouve de chaque côté, indiquant une propagation de fissure à caractère transgranulaire. Ce type de fissuration ne peut être expliqué dans ce matériau ductile présentant une texture de fibre $\gamma \{111\}\langle uvw\rangle$ par un clivage simple. Il semble que la réorientation des grains de l'orientation initiale $\{111\}\langle 112\rangle$ vers l'orientation de déformation $\{111\}\langle 110\rangle$ implique un état de micro contrainte important qui initie la fissuration transgranulaire, si les plans de glissement font des angles suffisamment faibles avec la direction de propagation. Les grains étant d'orientations proches, la propagation se poursuit de grain en grain. Nous remarquons aussi que la fermeture de la fissure s'effectue sur un grain d'orientation $\{111\}\langle 110\rangle$ (grain 1 sur la figure), avec la formation d'une cavité. C'est la présence des grains d'orientation $\{111\}\langle 110\rangle$ qui semble assurer une déformation sans fissuration dans une structure homogène, comme la tôle A, ou du moins la fermeture des micro-fissures dans une structure hétérogène comme la tôle B.

V.4.2. Profils de désorientation

Il est certainement difficile d'identifier clairement l'origine d'une rupture dans un matériau. Plusieurs paramètres « micro-macro » peuvent intervenir simultanément [99-107]. Dans cette partie, nous caractérisons le plan cristallographique qui a clivé, entraînant ainsi la rupture, ainsi que sa surface pour suivre la propagation de la fissure principale.

Il est possible de:

- déterminer précisément l'orientation du grain dans lequel s'est déclenchée la fissure, elle correspond généralement à l'orientation cristallographique la plus favorable au clivage,
- suivre l'orientation de propagation de la fissure, elle dévie en fonction des « orientations / désorientations » de grains.

Nous avons effectué une analyse locale plus fine sur la désorientation des grains, nous avons tracé des profils points par points sur plusieurs grains autour de la fissure principale (Fig V.12 à V.17). Nous remarquons à partir des profils de désorientation à travers les grains (figures V-12 à V.14) que la désorientation est toujours inférieure à 20° . Ce comportement des sous-grains confirme que la propagation de la fissure est de caractère transgranulaire (fragile). Sur les figures V.15 à V.17, nous remarquons que la désorientation des profils est supérieure à 20° , ce comportement est de caractère intergranulaire (ductile).

Généralement les arrangements spatiaux des sous-grains et de leurs orientations cristallographiques contrôlent les écrouissages qui existent dans le matériau [108-110]. La présence de faibles désorientations dans une structure déformée est un signe important sur l'initiation et la coalescence des microfissures. La conséquence est que la microstructure résultant de la déformation hétérogène conduit à une création de ce comportement. L'énergie

de déformation est plus hétérogène que celle nécessaire à une déformation homogène. L'existence de ces domaines est néfaste pour un matériau destiné à la mise en forme.

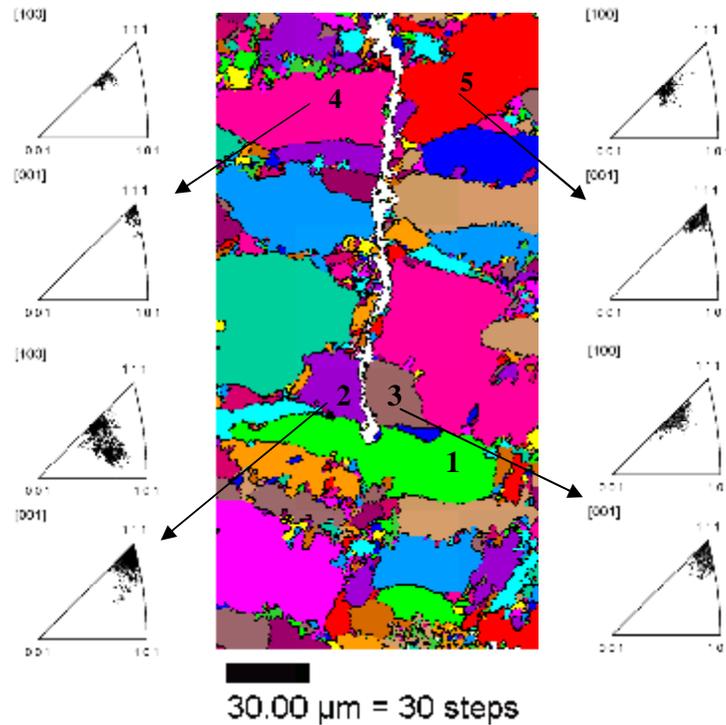


Figure V.10. Orientations des grains autour de la fissure.

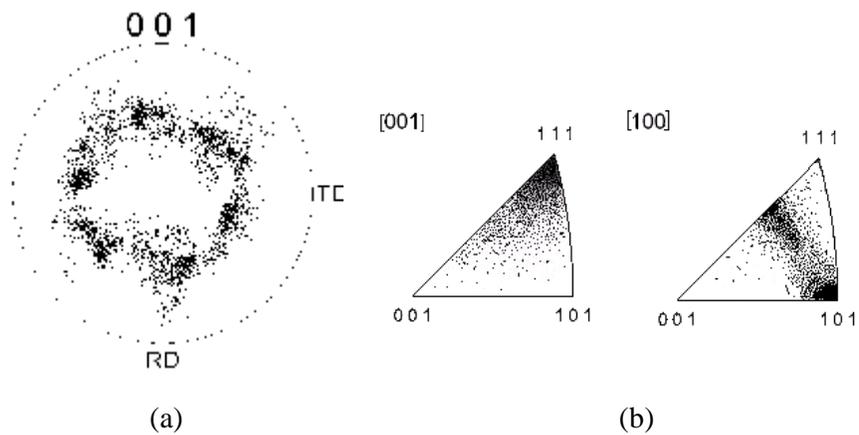


Figure V.11. Orientations ponctuelles mesurées par EBSD autour de la fissure
(a) Figure de pôles (100) ; (b) figure de pôles inverse.

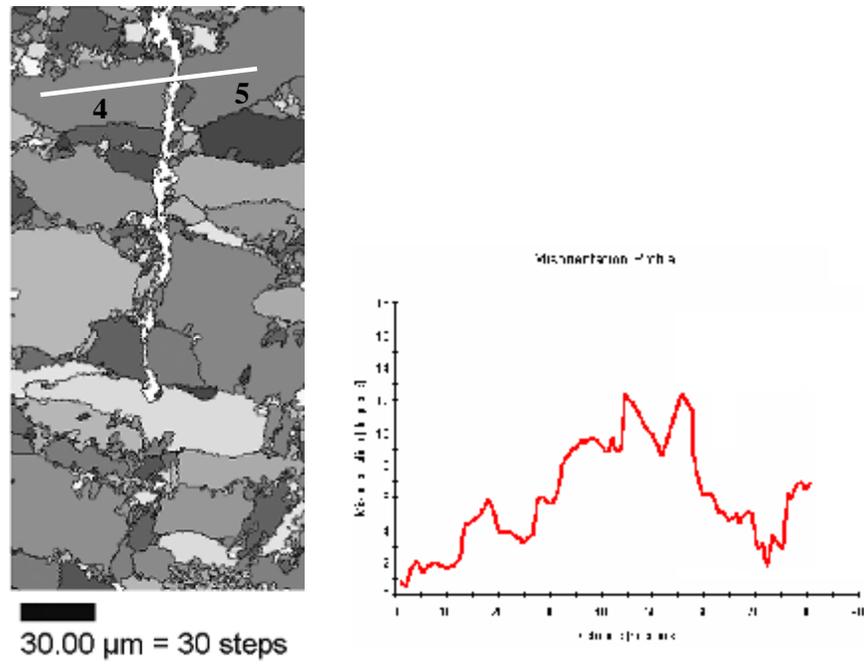


Figure V.12. Profil de désorientation entre les deux grains 4 et 5.

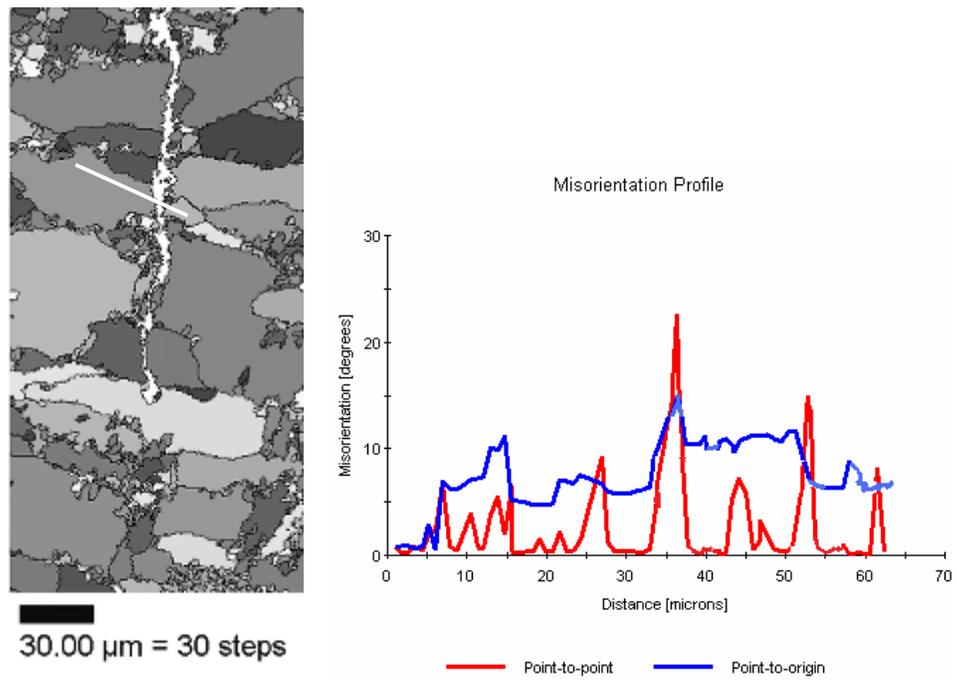


Figure V.13. Profil de désorientation entre les deux grains voisins.

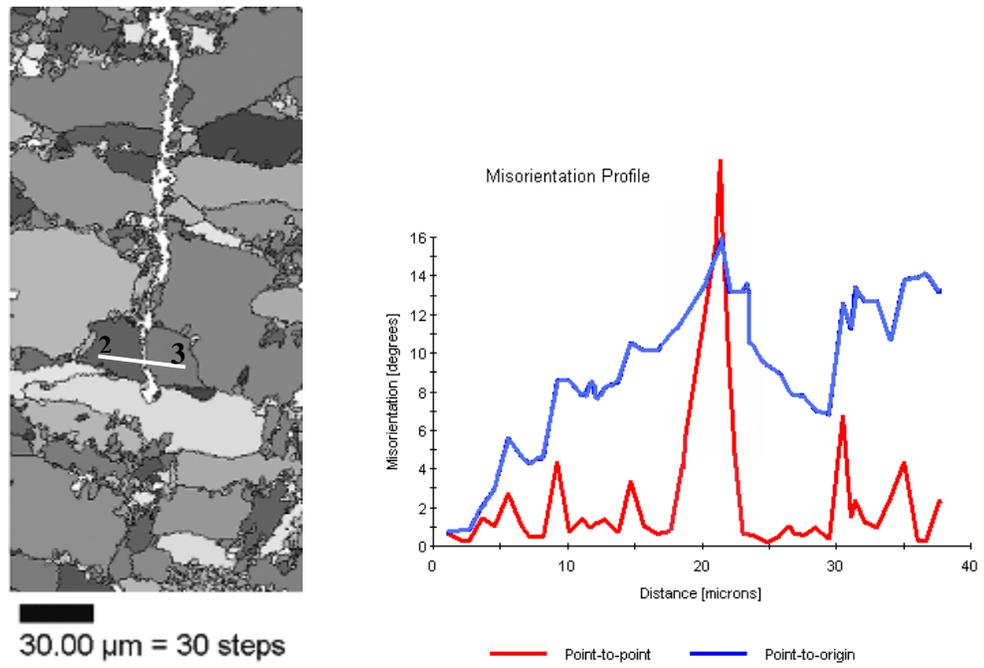


Figure V.14. Profil de désorientation entre les deux grains 2/3.

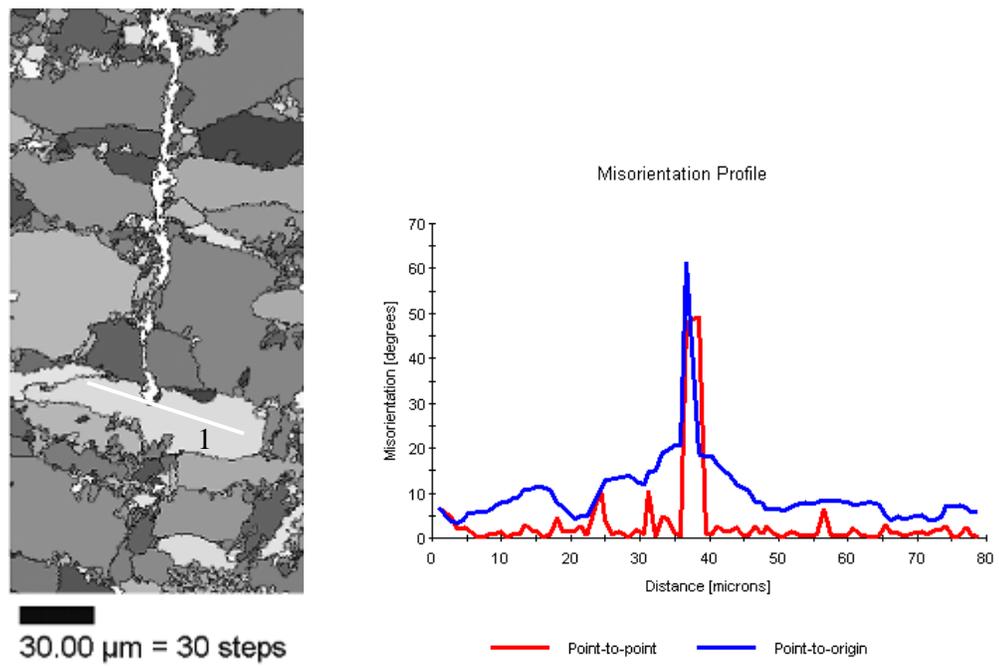


Figure V.15. Profil de désorientation à l'intérieur du grain 1.

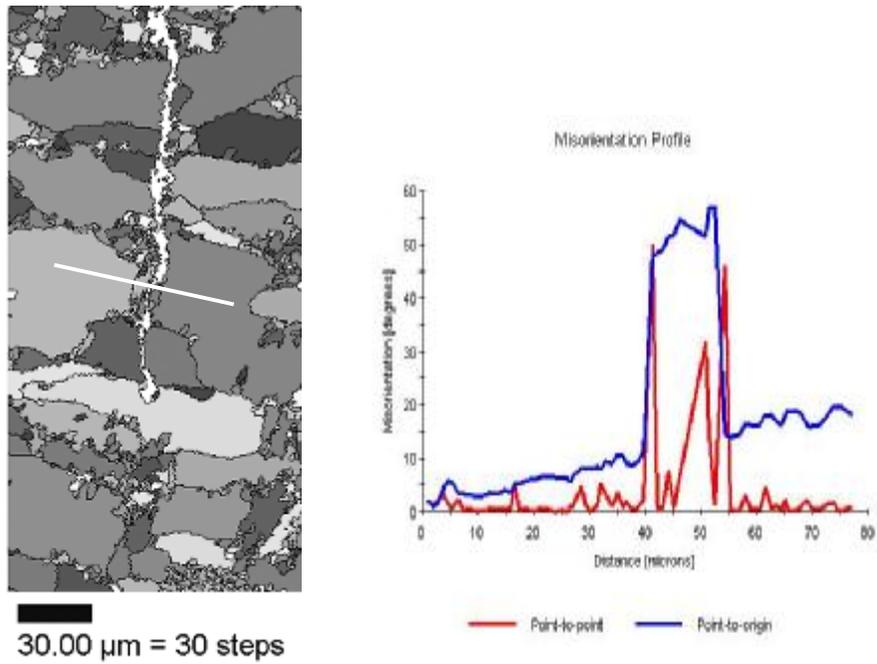


Figure V.16. Profil de désorientation entre les deux grains voisins.

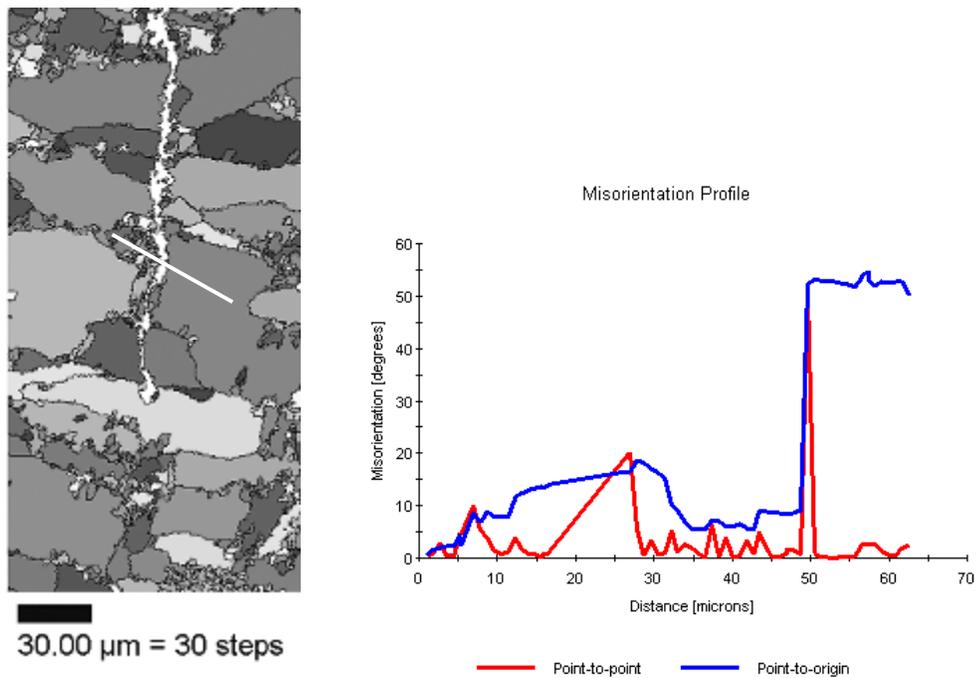


Figure V.17. Profil de désorientation entre les deux grains 11 et 12

V.5. ANALYSE DE LA SURFACE DE RUPTURE

Nous nous sommes attachés à retrouver les zones concernées par la rupture fragile sur différents échantillons fissurés. La figure V.18(a) montre que le faciès de rupture est mixte : bien que principalement ductile, il présente également quelques rares zones fragiles. Ces « défauts » sont répartis de façon hétérogène. Nous pensons que l'initiation de la fissure a été fragile, avant de provoquer une rupture par propagation ductile.

Nous montrons aussi que l'origine de cette fissure ne pas se situer à la surface de l'échantillon, mais plutôt à cœur. Nous avons observé le faciès en portant tout particulièrement notre attention à la verticale du site d'initiation de la fissure (figure V.18b), c'est à cet endroit que se trouve justement une facette de clivage. Ces micro-régions fragiles sont noyées dans un voisinage complètement ductile et c'est donc un résultat très important, à analyser en parallèle avec l'identification cristallographique des grains clivés autour de la fissure. Nous avons schématisée sur la figure V.18(c) la rupture transgranulaire au caractère cristallographique marqué.

Des inclusions ont été observées sur des surfaces polies et non attaquées (Figure V.19) ; ces inclusions peuvent jouer un rôle dans la rupture sous sollicitation complexes ; en effet, sur les surfaces de rupture des échantillons, on observe la formation de cupules autour des précipités.

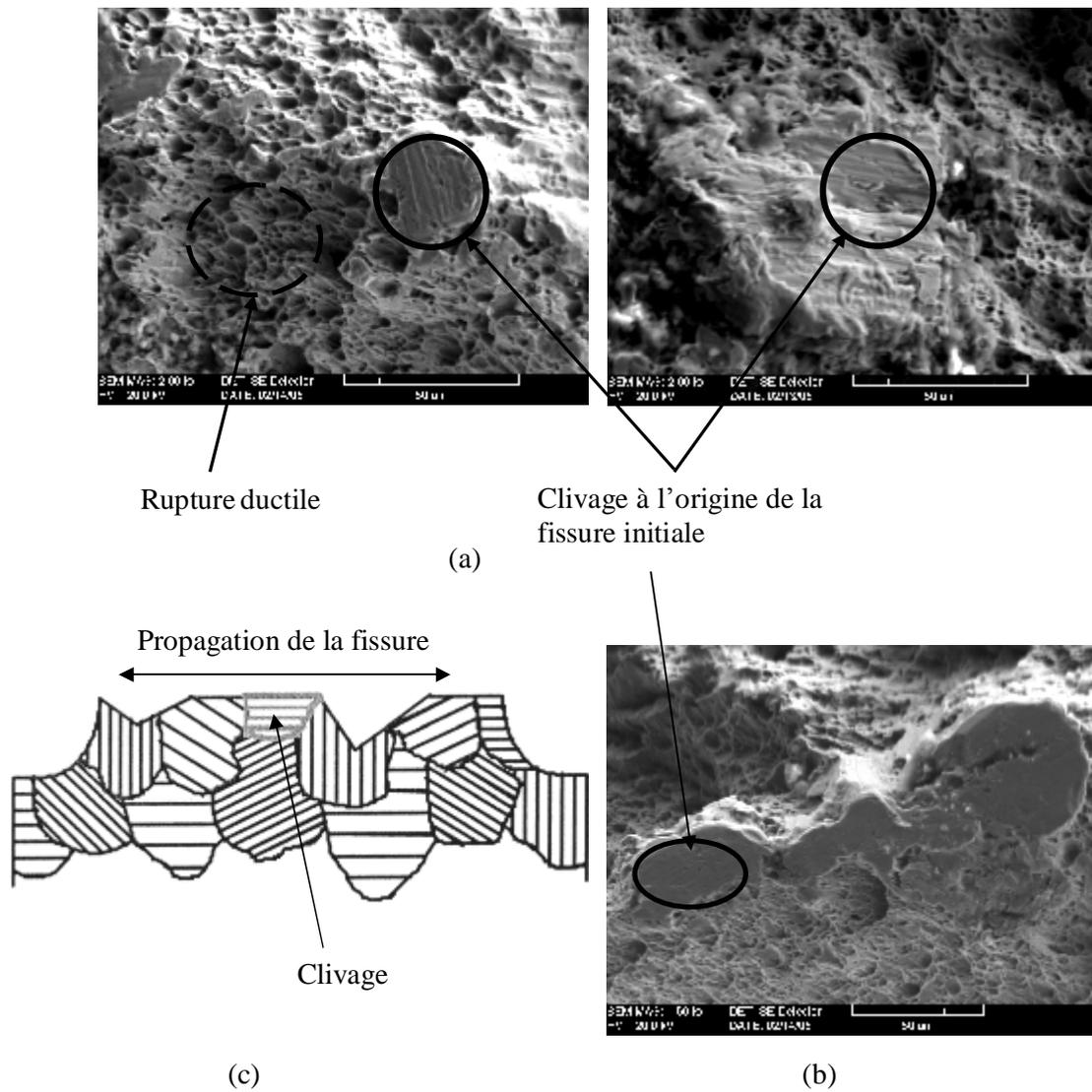


Figure V.18. (a) et (b) : Faciès de rupture mixte (fragile - ductile),
 (c) Schéma montrant la déviation de la fissure en fonction de l'orientation cristallographique des grains.

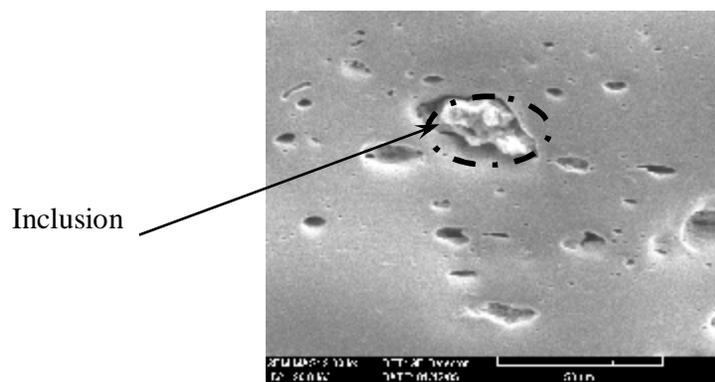


Figure V.19. Présence d'une inclusion sur la surface de l'échantillon

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

Nous nous sommes intéressés dans ce travail au problème d'emboutissabilité des tôles minces destinées à la mise en forme. Les deux tôles que nous avons considérées dans ce travail ont été fournies par la société nationale de constructions de moteurs et tracteurs (E.N.P.M.A. de Oued Hmimin –Khroub). La tôle B, de production locale, est utilisée pour remplacer la tôle A importée. Nous avons considéré le comportement de la première, parallèlement à celui de la seconde, dans une étude comparative, du point de vue microstructural et mécanique.

Nous avons effectué en premier lieu une caractérisation similaire à celle de l'industrie locale. Il est apparu clairement, dans les premiers essais, que les caractéristiques moyennes déterminées par les essais conventionnels (dureté, pliage, traction) sont insuffisantes. Ces caractéristiques ne permettent pas de différencier suffisamment les deux tôles. La différence d'aptitude de la tôle B, par rapport à la tôle A est trop faible, pour justifier un risque de rupture. La qualification industrielle locale est donc insuffisante. Les paramètres mécaniques moyens ne permettent pas en effet une caractérisation suffisante, pour une tôle destinée à une mise en forme complexe comme l'emboutissage.

Nous avons procédé à une étude comparative entre les caractéristiques mécaniques, morphologiques et cristallographiques entre les deux tôles. Nous avons considéré aussi l'évolution de ces caractéristiques dans le plan de la tôle.

Nous avons montré, à partir d'essais de traction à angle variable par rapport à DL, qu'il existe une anisotropie de comportement plastique, différente pour les deux tôles. Les caractéristiques de ductilité et résistance à la déformation évoluent de façon différente dans le plan de la tôle. Globalement, la tôle A présente une meilleure aptitude à la déformation, puisque l'allongement de cette tôle reste toujours plus important et la résistance à la déformation reste toujours plus faible, quelle que soit la direction considérée. La détermination du coefficient de Lankford, plus faible pour la tôle B, met en évidence que celle-ci présente des risques d'amincissements locaux, qui peuvent conduire à une fissuration prématurée.

Comme l'aptitude à la déformation plastique, en particulier l'emboutissabilité, est étroitement liée aux paramètres structuraux, nous nous sommes intéressés à la caractérisation de la tôle, du point de vue morphologique (forme, taille et distribution géographique des grains) et cristallographique (texture).

L'étude morphologique a montré que la distribution en tailles de grains de la tôle B, est nettement plus hétérogène que celle de la tôle A. Cette hétérogénéité de structure peut conduire, localement, à un état de contraintes important qui peut provoquer des micro-fissures. Dans la tôle A, tôle de référence dans cette étude, l'homogénéité de la structure et la taille de grains adéquate la rendent parfaitement adaptée à l'emboutissage.

Par ailleurs, l'analyse de texture a montré que les deux tôles possèdent une texture de fibre de type $\{111\} \langle uvw \rangle$, souhaitée pour l'emboutissabilité. Cependant, la texture de la tôle A possède une composante principale $\{111\} \langle 110 \rangle$, plus bénéfique que celle qui renforce la texture de la tôle B, soit $\{111\} \langle 112 \rangle$. L'orientation $\{111\} \langle 110 \rangle$ est l'orientation de déformation des structures cubiques centrées, et sa présence comme composante de pré-déformation facilite la mise en forme.

La détermination des texture pour les différentes directions de traction considérées, avec une analyse morphologique parallèle, nous a permis de faire un suivi de l'évolution des déformations, pour une prévision de comportement en emboutissage.

Enfin, le recuit effectué sur la tôle B, n'a pas rapproché les caractéristiques de cette tôle de celle de la tôle de référence. IL y a en effet une accentuation de la texture et de l'hétérogénéité de structure. Le problème de la tôle B, relativement à l'emboutissage considéré, ne peut donc pas être résolu, du point de vue métallurgique, au niveau de l'E.N.P.M.A., car il dépend des conditions de fabrication de la tôle. L'obtention d'une structure homogène, ainsi que le développement de la texture favorable à la mise en forme envisagée, ne peuvent être assurées que par des conditions de recuit particulièrement bien choisies et rigoureusement contrôlées.

La localisation de la déformation en bandes (échelle de quelques grains) a été étudiée par essais de traction à température ambiante. Les observations menées à différentes échelles montrent l'importance des effets de l'hétérogénéité de la microstructure. Il est admis que l'initiation de ces méso-bandes est liée aux incompatibilités de déformation d'origine plastique. A forte déformation, les microbandes se redressent vers l'axe de traction. Ce comportement peut provoquer une rupture prématurée. Une analyse plus fine de la variation d'orientations à l'intérieur de certains grains de la micro-bande a montré qu'ils présentent des variations continues en orientations vers la composante de déformation globale $\{111\} \langle 110 \rangle$.

Nous avons suivi le phénomène de localisation de la déformation plastique sous forme de bandes, limitées par des plans. Dans cette partie, nous avons procédé à une analyse des phénomènes physiques à l'origine de la localisation locale, à l'échelle du grain et de quelques grains, pour une sollicitation donnée. Du point de vue expérimental, nous avons procédé à une analyse morphologique des bandes de déformation dans différentes directions du plan de laminage, en parallèle avec des mesures d'orientation des grains de ces zones par EBSD. L'utilisation de la DRX permet d'analyser l'hétérogénéité de la microstructure par détermination du niveau de contrainte interne (CI) du matériau dans le plan de la tôle.

Nous avons complété ce travail par une analyse morphologique et cristallographique sur la propagation des micro-fissures observées dans la tôle B. Nous avons effectué une analyse plus fine sur les orientations et les désorientations de grains autour de la fissure.

L'analyse d'orientations et désorientation de grains autour de la fissure à montre que les grains présentent pratiquement tous des variations continues en orientations de part et d'autre de la fissure. Les grains d'orientation $\{111\} \langle 112 \rangle$ initiaux (2/3, 4/5) sont partagés par la fissure, avec une conservation en plan et une déviation en direction. C'est en fait le même grain, traversé par la fissure, que l'on retrouve de chaque côté, indiquant une propagation de fissure à caractère transgranulaire. Ce type de fissuration ne peut être expliqué dans ce matériau présentant une texture de fibre γ $\{111\} \langle uvw \rangle$ par un clivage simple. Il semble que la réorientation des grains de l'orientation initiale $\{111\} \langle 112 \rangle$ vers l'orientation de déformation $\{111\} \langle 110 \rangle$ implique un état de micro contrainte important qui initie la fissuration fragile, si les plans de glissement font des angles suffisamment faibles avec la direction de propagation. Les grains étant d'orientation proche, la propagation se poursuivent de grain en grain. Nous remarquons aussi la fermeture de fissure s'effectue sur grain d'orientation $\{111\} \langle 110 \rangle$, avec formation d'une cavité. C'est la présence de grains d'orientation $\{111\} \langle 110 \rangle$ qui donne une résistance élevée à la déformation et qui participe à la fermeture de la fissure.

A l'issue de cette thèse, plusieurs perspectives apparaissent. Des mesures de textures locales à différent taux de déformation permettraient certainement de mieux comprendre le rôle des orientations cristallographiques sur la fermeture des macro-fissures.

Il serait également intéressant d'étudier la distribution des caractères des joints de grains sur les différentes surfaces des échantillons fissurés, (DL, DT), (DL, DN) et (DT DN), afin d'avoir une vue à trois dimensions du phénomène de plasticité.

Il serait 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 micro-structure de dislocations spécifiques.

Enfin, il serait évidemment de finaliser ce travail essentiellement expérimental par une proposition d'un modèle physico-mécanique, afin d'expliquer les phénomènes observés.

**REFERENCES
BIBLIOGRAPHIQUES**

-
- [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 Métallurgie, 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).
- [35] R.D. Karlyn, R.W. Wieth et J.L. Forand, « Mise en forme des Métaux et des Alliages », Edition CNRS, P, 339 (1975).
- [36] G. Pomey, T. Sakamoto, M. Grumbach, *International Symposium Textures in Research and practice*, Claudthal Oct. (1968) Springer- Verlag , pp348-356, (1969).
- [37] P. Vacher, R. Arieux, L.Tabourot, *Matériaux et Techniques* N° 3-4 , pp39-44 (1997).
- [38] R. Mesrar et G.Ferrin, *Materiaux et Techniques* N° 11-12, pp37-46, (1998).
- [39] C.Lineau, C. Rey, P. Viaris de Lesegno, *Mater. Sci. & Eng.* A234-236, pp853-856 (1997)
- [40] Q. Liu, B.L.Li, W.Liu, Huang, *Proceedings of the 21 st Riso international symposium of Material Science*, Riso National laboratory, Roskilde, Denmark, p, 423-430, (2000).
- [41] S.I. Wright, J.D. Cotton, *texture Microstructure*, 23,P, 7-19, (1995).
- [42] C. Cabus, H. Réglé, B. Bacroix, *Proceedings of the Conf. on High Strength Steels*, Colorado, pp 259-267 (2004).
- [43] G. Bruckner and G. Gottstein, *ISIJ International*, vol, 41, N° 5, p, 1755 (2001).
- [44] C. Cabus, H. Réglé, B. Bacroix, *J. phys.IV*, vol. 120, 2004, pp 137-144, (2004)
- [45] J.C. Clez, Thèse de Docteur, Institut Nationale polytechnique de Grenoble et Ecole des Mines de St Etienne, (2002).
- [46] C. Cabus, thèse de docteur, spécialité Mécanique option matériau, Université Paris XIII, (2005).
- [47] Cano V., *Instabilités et rupture dans les solides élastoviscoplastiques*, Thèse de doctorat, Université Paris 6, (1996).
- [48] A. Delamézière, H. Naceur, P. Breithoph, *Mécanique et Industrie*, p, 93-98, (2002).
- [49] F. Gemy , Salmond, « Bases Statistiques pour la recherche médicale et biologique », Editions DUNOD, (2000).
- [50] Grellers , « ABC de Statistique à l'usage des étudiants en médecine et en biologie » Editions MASSON et Cie, Paris (1980).
- [51] C. Peyrac, thèse de docteur en Sciences, Université de Paris-Sud, Orsay (1988).
- [52] P. Dervin, Thèse de dicteur ingénieur, Université de Paris-Sud, Orsay (1978).
- [53] A. Boumaiza, thèse de Magister en Physique du Solide, option Métallurgie Structurale, Université de Constantine, (1995).
- [54] K. Rajanna, B. Pathiraj, B.H. Kolster, *J. of Materials Engineering and Performance*, Vol 6 (1), p 35-40 (1997).

- [55] I.M. Gelfand, R.A. Milnlos, Z.YA. Shapiro, "Representation of rotation and Lorentz Groups an their application", Pergamon Press, Oxford-London-New Yourk6Paris (1963).
- [56] A.F.Gourgues, H.M. Flower and T.C. Lindly, *Materials Science and Technology*, Vol.16, (2000).
- [57] H. Réglé, "EBSD data analysis applied to phase transformation", note interne Arcelor, (2003)
- [58] H.J. Bunge, C. Esling, "Qunatitative Texture analysis", DGM, SFM, (1982).
- [59] J.I. Chang, S.S. Chou, *Journal of Materials Science* n30, p, 2706-2715 (1995).
- [60] JI. Vincent, Fu'an, S. Wilfrid, « L'influence de la microstructure sur la distribution des contraintes internes et les caractéristique mécaniques d'un alliage intermitallique TiAl », *Matériaux* (2002).
- [61] G. Guang, Thèse de docteur en Sciences, spécialité Mécanique et Matériaux, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, ENSAM Paris (1997).
- [62] A. Mateo, P. Violan, L. Llanes, J. Méndez, M. Anglada, *Fatigue* 96, p 209-214, (1996).
- [63] A. Mateo, N.Ramirez, L. Llanes, Y. Houbaert, M. Anglada., *European Conference on fracture* 12, pp109-114 (1998).
- [64] G. Pomey, Conférence prononcée au colloque sur la Déformation Plastique des matériaux, Trabes, « L'emboutissage, propriétés mécaniques et déformation plastique des Tôles minces », (1971)
- [65] F. Delaire, J.L. Raphanel, C. Rey, *Acta Mater.* 48 (5), p 1075-1087 (2000).
- [66] T.Hoc, These de docteur en Sciences, Ecole Centrale Paris (1999).
- [67] K.M. Wu, Y. Ingawa, M.Encomoto, *Materials Characterization*, vol. 52, pp121-127 (2004).
- [68] A.B. Lopes, E.F. Rauch, J.J. Gracio, *Acta Mater.* 47 (3) pp 859-866, (1999).
- [69] P. Pelloux, *ASM Transactions*, vol.62, p 281 (1969).
- [70] F. Barlat *Materials Science and Engineering* N° 91 p 55-72 (1987).
- [71] C.Rey, A. Zaoui, *Acta Metall.*, v28, pp 687-697 (1979).
- [72] B. Wattrisse, thèse de Doctorat de l'université Montpellier II, (1999)
- [73] R.K. Ray and J.J. Jonas, P.Butron-Guillen, J. Savoie, *ISJ International*, vol.34, N° 12, p, 927 (1994).
- [74] J. Hanson. J. Pospiech. K. Lucke, *Tables for Texture Analysis of Cubic Cristals*, Springer-Verlag, Berlin. Heidelberg. New York, (1978).
- [75] M.R Bache, W.J. Evans, *Mat. Sci. Engin.*, A257, p 156-170 (1998).
- [76] G. Vigna Thèse de Doctorat en Science, Université Paris-Sud Orsay (1987).
- [77] D. Kuhlmann-Wilsdrof, *Acta Mater.* 42, pp 1053-1058 (2000).
- [78] K.C. Hwang, S.Lee, *Mat. Sci. Engin.*, A254, p 296-304.(1998).
- [79] M. Rouby., P. Blanchard, « Propriétés physiques et mécaniques des aciers et alliages inoxydables », les Editions de Physique, p 109-161 (1990).

- [80] W. Ratuszek, J. Rys, K. Chrusciel, 12th International conference on texture of Materials, Vol. 2, pp 1071-1076 (1999)
- [81] A. Boumaiza, N. Rouag, T. Baudin, R. Penelle, Chin. Phys. Lett, Vol. 24, N° 6, pp 1759-1962 (2007).
- [82] A. Ul-Hag, H. Weiland, H.-J., Bunge, Materials Science and technology, Vol. 10, pp289-298 (1994).
- [83] A.S. Korhonen, Sheet Metal Industries, vol. 55, N° 5, P. 598-606, (1978).
- [84] T.J., King, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures., Vol. 17, No7, pp 761-771 (1994).
- [85] J. Mas, Thèse de doctorat, Institut National polytechnique de lorraine, (1997).
- [86] S. Pommier, Ph Bompard, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, vol. 23, pp 129-139 (2000).
- [87] B. Verhaeghe, thèse de doctorat, Institut National polytechnique de Grenoble, (1995).
- [88] M. Bornert, T. Bertheau, P. Gilomini, « Alliages Métalliques », Hermes Science, (2001).
- [89] F.O. Riemelmoser, R. Pippan, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 21, p 1425-1433 (1998).
- [90] A. Imad, thèse d'habilitation à diriger des recherches, université de Lille, 2000.
- [91] L. Mecirdi, thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'arts et Metiers, ENSAM Paris (2000).
- [92] F.O. Riemelmoser, R. Pippan, Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 20 No11, p 1529-1540 (1997).
- [93] F.O. Riemelmoser, R. Pippan, International journal of Fracture, No 103, p 397-418 (2000).
- [94] A. Saxena., C.L. Muhlstein, Fatigue and Fracture, ASM Handbook, Vol. 19, p 168-185 (1996).
- [95] S. Pommier, rapport Euromat (2000).
- [96] S. Suresh, Fatigue of Materials, Cambridge Solid State Science Series, (1991).
- [97] M. Keyvani, Thèse de doctorat, Ecole Centrale Paris (1992).
- [98] G. Henaff, F. Morel, « Fatigue des structures, endurance, critères de dimensionnement propagation des fissures, rupture » Ellipses Edition Marketing S.A. (2005).
- [99] L. Xia, L. Cheng, Internat. J. of Fract. 87 (3) (1997).
- [100] H. Maigre, D. Rittel, Int. J. of Fracture 73, p 67-79 (1995).
- [101] J.B. Leblond, Rupture fragile et rupture ductile, C.R. Acad. Sc. Paris série Iib 326, pp 243-250 (1998).
- [102] Y. Sugimura, P.G. Lim, C.F. Shih, S. Suresh, Acta Metallurgica & Materialia, vol.43, n° 3, p 1157-1169 (1995).
- [103] F. Sansoz, Thèse de doctorat, Ecole Nationale supérieure des Mines de Paris, (2000).

- [104] L. Mcirdi, thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'arts et Métiers, ENSAM Paris (2000).
- [105] J. Wasén, B. Karlsson, M. Nystrom, *Fatigue'90*, p 1167-1172, (1990)
- [106] M. Nystrom., B. Karlsson., *Materials Science and Engineering A215*, p 26-38 (1996).
- [107] S. Suresh, Y. Sugimura, E.K. Tschegg, *Scripta metallurgica et Materialia*, Vol 27, p 1157-1169 (1992).
- [108] V.V. Silberschmidt, E. Werner, *Computational Materials Science*, Vol. 16, p 39-52 (1999).
- [109] Mc. Clung, Crack closure and plastic zone sizes in fatigue, *Fatigue and fracture of engineering Materials and Structure*, Vol. 14, No 4, p 455-468 (1991).
- [110] A.J. Mc Evily, Z. Yang, "On the significance of crack closure in fatigue crack growth", p 937-944 (1991).

Résumé

Nous nous sommes intéressés, dans ce travail, à l'influence de l'anisotropie structurale sur l'emboutissabilité des tôles d'aciers doux, dans une étude comparative entre deux tôles destinées à la mise en forme. Le problème industriel est lié à l'apparition de fissures, au cours de l'emboutissage d'une tôle utilisée par la société (E.N.P.M.A.– KHROUB). Nous avons procédé à une étude comparative des caractéristiques microstructurales, entre cette tôle et une tôle allemande initialement utilisée. Dans cette mise en forme complexe, l'influence de l'anisotropie de structure est fondamentale. 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 la tôle étudiée par rapport à la tôle de référence. Le suivi de l'évolution morphologique a montré que l'hétérogénéité initiale de la tôle utilisée par l'industrie nationale s'accroît au cours de la déformation, différemment pour les différentes directions, 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 les deux tôles évoluent différemment en déformation. Dans la tôle importée, il y a conservation de la texture initiale avec une évolution marquée de la composante $\{111\}\langle 110 \rangle$ qui renforce la fibre à l'état initial. Dans la tôle considérée, on observe un changement de texture, le renforcement $\{111\}\langle 112 \rangle$ présent dans la fibre à l'état initial évolue vers $\{111\}\langle 110 \rangle$, il y a donc obligatoirement une étape de réajustement des orientations au début de la déformation, la tôle démarre l'écoulement plastique avec un état de contraintes internes supérieur à celui de la tôle de référence; pour une même sollicitation, la première sera plus proche de la striction que la seconde. Elle présente des risques d'amincissements locaux et de fissuration plus importants. Une analyse plus fine de la variation d'orientations à l'intérieur de certains grains autour de la fissure a montré qu'ils présentent des variations continues en orientations de part et d'autre de la fissure, avec une conservation en plan et une déviation en direction, indiquant une propagation de caractère transgranulaire. Ce type de fissuration implique un état de micro-contraintes important qui initie la fissuration de la tôle B.

Mots-clés:

Hétérogénéité - Emboutissage - Anisotropie - Morphologie - Texture - Résistance - Contrainte - Déformation - Fissuration.

Abstract

The deep drawing ability is considered in relation with the structural anisotropy, in a comparative study between two sheets. The industrial problem is crack propagation during forming. In this complex forming, the influence of the structural anisotropy of structure is fundamental. The mechanical behavior is related to the texture and the grain morphology. We have considered the mechanical characteristic evolution in the rolling plane, from tension tests with variable angle, for a simulation of drawing behavior. The anisotropy of plastic behavior showed that the reference sheet possesses a better faculty to the draw forming than the considered sheet. The morphological study showed that the structure heterogeneity could lead to the apparition of micro-cracks. The texture analysis showed that the two investigated sheets possess a texture $\{111\}\langle uvw \rangle$, required for the drawing of bcc materials; the sheet A possesses a main component $\{111\}\langle 110 \rangle$ more favorable than the component $\{111\}\langle 112 \rangle$ that exists in the sheet B. These structural differences can explain the differences observed in the mechanical behavior.

Keywords:

Heterogeneity- Drawing - Anisotropy – Morphology – Texture - Resistance – Stress – Deformation - Cracking.