



HAL
open science

Modélisation de lignes d'écoulement en extrusion angulaire à section constante et non-constante

Arman Hasani

► **To cite this version:**

Arman Hasani. Modélisation de lignes d'écoulement en extrusion angulaire à section constante et non-constante. Autre. Université Paul Verlaine - Metz, 2009. Français. NNT : 2009METZ012S . tel-01752626

HAL Id: tel-01752626

<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01752626v1>

Submitted on 29 Mar 2018

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



AVERTISSEMENT

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

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

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

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

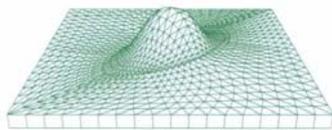
LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

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

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

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



LABORATOIRE DE **PHYSIQUE** ET **MÉCANIQUE** DES **MATÉRIAUX**

THÈSE

Présentée à



par

Arman HASANI

Pour obtenir du grade de :

Docteur de l'université Paul Verlaine-Metz

DISCIPLINE: Mécanique

SPECIALITE: Mécanismes des matériaux

**Modélisation de lignes d'écoulement en
extrusion angulaire à section constante et
non-constante**

Soutenue le jeudi 4 Juin 2009, devant le jury composé de:

M. Said AHZI	Professor, University Louis Pasteur, I.M.F.S	Rapporteur
M. Werner SKROTZKI	Professor, Institut fuer Strukturphysik, Dresden	Rapporteur
Mme. Roxane ARRUFFAT	Dr, Mcf, University Paul Verlaine Metz, LPMM	Examineur
M. Olivier BOUAZIZ	Dr, HDR, Arcelor-Mittal Research, Maizières les Metz	Examineur
M. Benoit BEAUSIR	Dr, Institut fuer Strukturphysik, Dresden	Invité
M. Laszlo TOTH	Professor, University Paul Verlaine Metz, LPMM	Directeur de thèse

À mon épouse, MONIREH

et à mes fils, YOUNES

et DAVOUD

REMERCIEMENTS

Aucun projet de recherche n'aurait été possible sans appui de beaucoup de gens. Ainsi, cette thèse doit son existence à ces personnes qui ont offert leurs aimables et sincères aides, des appuis et inspirations à son auteur. En premier lieu, je voudrais exprimer ma sincère gratitude au professeur **László S. Tóth** pour son appui et ses encouragements pendant environ quatre années du travail de cette thèse. Il était disponible, à l'écoute et m'a offert ses conseils de valeur inestimable et son soutien. Je suis également reconnaissant au prof. **Alain Molinari** qui m'a aidé dans les sections mathématiques.

La gratitude la plus profonde va également vers les rapporteurs de cette thèse, prof. **Said Ahzi** et **Werner Skrotzki** et un remerciement spécial également au Dr. **Roxane Arruffat-Massion** et Dr. **Olivier Bouaziz** qui ont accepté d'examiner ma thèse.

Grands mercis également à tous mes collègues du **LPMM** et **LETAM** qui ont contribué sensiblement à ce travail: Dr. **Benoit Beausir** pour son aide dans les simulations d'éléments finis, Dr **Jean -Jacques Fundenberger** qui a aidé pour toutes les mesures de texture et quelques affaires pratiques dans la préparation de la matrice et du témoin, M. **Patrick Moll** comme source inépuisable de procédés expérimentaux et **Roxane Arruffat-Massion**, de nouveau, pour son aide à la traduction de la thèse en français.

Je suis également reconnaissant au Dr **Satyam Suwas** pour sa collaboration dans les essais d'ECAE et les mesures d'EBSD.

Je voudrais exprimer ma gratitude, pour l'aide financière fournie et la commission éducative par **le gouvernement iranien (MSRT)** et **l'université de Kurdistan de l'Iran** pendant ma thèse.

Enfin et surtout, je saisis cette occasion d'exprimer ma profonde gratitude à ma famille aimée pour leur appui moral et leur patience pendant ma période d'étude en FRANCE.

Sommaire

INTRODUCTION	1
CHAPITRE I – Bibliographie	5
1.1. Description des techniques d’hyper-déformation	6
1.1.1. Introduction.....	6
1.1.2. Renforcement de la frontière de grain (Hall-Petch)	6
1.1.3. Methodes de production de grains à microstructure ultra-fine	8
1.1.3.1. Wire drawing	9
1.1.3.2. Accumulative Roll Bonding	9
1.2. Equal Channel Angular Extrusion	11
1.2.1. Caractéristiques générales de l’ECAE.....	11
1.2.2. Evolution d’éléments de matière and chemin de déformation en ECAE.....	14
1.2.3. Characterisation des texture en ECAE.....	17
1.2.3.1. Systèmes de déformation des cristaux.....	17
1.2.3.2. Mesure des texture.....	18
1.2.2.3 Présentation des textures.....	18
1.2.2.4 Textures idéales en ECAE.....	19
1.3. Ligne existante modèles d’écoulement dedéformation en plastique	23
1.3.1. Introduction.....	23
1.3.2. Tréfilage (extrusion axisymmetric)	24
1.3.2.1. Modèles pour la description de champ de vitesse.....	24
1.3.2.2. Investigations expérimentales dans le tréfilage.....	27
1.3.2.3. Simulations de texture.....	27
1.3.3. Roulement.....	29
1.3.4. ECAE.....	32
1.3.4.1. ECAE avec l'angle de la matrice 90°	32
1.3.4.2. ECAE avec l'angle de la matrice 120.....	38
CHAPITRE II - Lignes d’écoulement dans ECAE	43
2.1. Le nouveau fan-modèle d'ECAE	44
2.1.1. Introduction.....	44
2.1.2. Trajectoire d’écoulement dans le nouveau fan-modèle.....	45
2.1.3. L’écoulement expérimental raye l’analyse.....	47
2.1.4. Analyse de contrainte.....	50
2.2. Généralisation de la fonction d’écoulement de loi- puissance pour ECAE	53
2.2.1. Introduction.....	53
2.2.2. La ligne généralisée fonction d’écoulement.....	54
2.2.3. Simulation par éléments finis.....	56
2.2.4. Effets des paramètres sur la forme de la ligne d’écoulement.....	60
2.2.5. Généralisation de la fonction d’écoulement pour le exposant variable du "n"	66
CHAPITRE III - Caractéristiques du champ de déformation dans ECAE obtenu par le modèle de lignes d’écoulement	74

3.1. Étude de paramètre.....	75
3.1.1. Effets des paramètres sur la valeur maximum du taux de déformation.....	75
3.1.2. Effets des paramètres sur la déformation totale dans un passage.....	78
3.2. Lignes d'écoulement dans ECAE d'aluminium.....	80
3.2.1. Caractérisation des lignes d'écoulement	80
3.2.2. Analyse de déformation et de taux totaux de déformation.....	83
3.3. Effet de la « contre-pression » sur le champ de déformation dans ECAE.....	88
3.3.1. Analyse de la zone plastique	88
3.3.2. Analyse du taux de déformation.....	94
CHAPITRE IV – La simulation de l'évolution de texture avec le modèle de ligne d'écoulement.....	98
4.1. Modélisation de la texture avec le modèle de ligne d'écoulement de loi-puissance.....	99
4.1.1. Effet du paramètre « n » sur le développement de texture.....	101
4.1.2. Effet du paramètre « m » sur le développement de texture.....	106
4.1.3. Effet du paramètre « α » sur le développement de texture.....	112
4.1.4. Effet de paramètre non-constant n dans la zone en plastique.....	117
4.2. Évolution de texture dans la matrice de 135° ECAE.....	121
4.2.1. Évolution de texture en cuivre pur.....	123
4.2.1.1. Matériel et texture initiaux.....	123
4.2.1.2. Résultats et analyse expérimentaux.....	124
4.2.1.2.1. Texture cristallographique.....	124
4.2.1.2.2. Observations microstructurales.....	127
4.2.1.3. Simulations de texture.....	129
4.2.1.4. Discussion.....	131
4.2.2. Évolution de texture en aluminium pur.....	135
4.2.2.1. Matériel et texture initiaux.....	135
4.2.2.2. Résultats et analyse expérimentaux.....	137
4.2.2.2.1. Texture cristallographique.....	137
4.2.2.2.2. Observations microstructurales.....	140
4.2.2.3. Simulations de texture.....	142
4.2.2.4. Discussion	143
4.3. Les simulations de texture employant le modèle d'écoulement « fan-type »	144
CHAPITRE V - Extrusion angulaire à section Non-constante (NECAE).....	147
5.1. Introduction.....	148
5.2. Théorie de base.....	149
5.2.1. Changement de forme.....	150
5.2.2. Modèle de cisaillement simple.....	151
5.3. Analyse de la déformation en utilisant une fonction d'écoulement analytique.....	153
5.4. Texture cristallographique.....	158
5.5. Lignes d'écoulement par simulations d'éléments finis.....	162
CONCLUSIONS & PERSPECTIVE	166

APPENDIX I	171
APPENDIX II	175
REFERENCES	180

Introduction

Les matériaux de tailles submicroniques et nano sont d'intérêt croissant ces dernières décennies en raison des propriétés particulières qui sont reliées au matériau se composant des éléments microstructuraux dans cette gamme de taille. De nombreuses méthodes différentes sont disponibles pour produire de telles petites microstructures granuleuses. Elles sont principalement basées sur la production des grains fins par :

- Utilisation des raffineurs de grain pendant la solidification
- Transformation de phase durant les procédés mécaniques
- Electro-dépôt
- Production des poudres fines (en bas de l'échelle du nanomètre) et à chaud pour la consolidation
- Fragmentation de grain en très grandes déformations plastiques

Dans la dernière décennie, les très grandes déformations plastiques (SPD) ont attiré plus d'attentions en raison des avantages persuasifs comparés aux autres techniques ; les avantages dûs à l'absence des difficultés se sont associées aux procédés de fabrication (forts raffinements des grains, traitements thermomécaniques complexes etc.) et à défauts résiduels (porosités, impuretés, oxydation etc.) dans les échantillons. Les très grandes déformations plastiques sont des méthodes de références où elles sont appliquées sur un matériau métallique (jusqu'à quelques milliers de %) aux températures relativement basses (typiquement en-dessous de 0.3 de la température de fonte) menant à une subdivision de la microstructure initiale à grain grossier jusqu'au un niveau submicronique. Les méthodes de SPD les plus expérimentées sont tréfilage, accumulated roll bounding (ARB) et extrusion angulaire à angle égal (ECAE). ECAE a été inventé par Segal en 1974 [S74] et est devenu une technique très étudiée et efficace pour le raffinement de grain après 1992. Cette méthode non seulement est connue en tant qu'une des techniques potentielles de procédé de déformation pour le raffinement de grain des matériaux massifs mais également est associée au développement des textures cristallographiques spécifiques, qui s'ajoutent aux caractéristiques mécaniques des matériaux déformés. Dans ECAE, un échantillon est déformé dans une zone étroite de déformation au plan de l'intersection de deux canaux de la

matrice avec la même section transversale. Puisque la géométrie d'échantillon reste constante pendant l'ECAE, le procédé multiple-passes est possible sans aucune réduction de section. Ainsi les matériaux peuvent être déformés avec les déformations plastiques accumulées très élevées qui ne peuvent pas être aisément obtenues en procédés plus conventionnels, tels que le tréfilage et le roulement.

Le mode de déformations dans ECAE a été seulement examiné après son invention. À cet égard plusieurs modèles ont été présentés pour décrire le mode de déformation de ce procédé. Dans le premier - qui a été proposé par Segal [S99] - le mode de déformation s'approche étroitement du cisaillement simple. Dans son modèle, la déformation plastique est limitée à un petit secteur juste autour du plan d'intersection des deux canaux. Cette approche n'était pas toujours en bon accord avec les observations expérimentales [GBP02, TAGBS04 et TAGBS04] et les simulations d'éléments finis [TAGBS04, LBBAC04] ; ce qui a montré des lignes d'écoulement tout arrondies. Ces déviations ont été attribuées aux signes de la déviation du cisaillement simple. On a proposé deux autres approches pour décrire ces lignes d'écoulement arrondies ; le fan-modèle [BT04] et le modèle de lignes [TAGBS04] d'écoulement en loi de puissance. Le second a été donné par Toth et autres. d'abord pour ECAE à 90° et plus tard développé pour le cas à 120° [ATM06]. Les deux ont été employés pour la simulation de texture avec succès. Cependant, l'entrée et les déviations de sortie dans l'écoulement de la matière pour des directions extraites des données expérimentales [HLTM08] et des résultats de simulation ne pourraient pas être capturées par ces modèles. Ainsi en vue de l'étude du comportement du matériau pour d'autres angles de la matrice d'ECAE, le modèle de lignes d'écoulement devrait être plus développé et généralisé pour décrire la distribution de la ligne d'écoulement dans n'importe quel angle de la matrice. Le développement de la fonction d'écoulement et la vérification de ses applications sont l'objectif principal du travail actuel. Cette thèse se décompose en cinq chapitres suivis d'une conclusion.

Dans le premier chapitre, une courte bibliographie des travaux précédents concernés dans cette thèse est présentée. Elle contient une petite introduction des hyper-déformations et de ses techniques ; avec le rôle principal du procédé d'extrusion angulaire à canaux égaux (ECAE). Les points de base concernant le développement de texture dans ECAE ont été étudiés dans d'autres sections. Plus tard, le modèle existant de lignes d'écoulement du tréfilage et celui pour le roulement sont présentés. Le modèle de lignes d'écoulement déjà existant pour ECAE à 90° et à 120° avec leurs applications pour le développement de texture termine ce chapitre.

Le deuxième chapitre se compose en deux parties principales. Dans la première partie, un modèle de lignes d'écoulement relativement simple à une forme elliptique de trajectoire est présenté. Il peut décrire une zone de déformations plastiques en forme d'hélice (PDZ), ainsi nous l'appelleront « fan-modèle » ou "modèle d'hélice". Les lignes d'écoulement expérimentales obtenues à partir d'échantillon d'Al déformés dans la matrice à 90° et à 120° sont analysées par ce modèle. La deuxième partie présente une nouvelle fonction générale d'écoulement qui peut expliquer l'écoulement de la matière pour n'importe quel angle de matrice d'ECAE ; appelée « modèle de loi-puissance ». C'est une fonction plus compliquée qui contient trois paramètres ; elle est capable de décrire des déviations dans la direction d'entrée et de sortie de l'écoulement de la matière. Après qu'une définition des champs de vitesse et les gradients de vitesse comme dérivant de la ligne d'écoulement, la capacité de cette fonction d'écoulement est examinée en utilisant des résultats des simulations d'éléments finis dans trois angles de matrice d'ECAE : 90°, 120° et 135°. L'effet de chaque paramètre sur la forme de la ligne d'écoulement est examiné et dans la dernière section de ce chapitre, le modèle de loi-puissance est encore généralisé avec la supposition du paramètre variable « n » pour le cas à 90°.

Dans le troisième chapitre, d'abord une étude détaillée de l'effet de chaque paramètre de la fonction générale d'écoulement (présentée précédemment au chapitre deux) sur le champ de déformation pour deux matrices d'ECAE d'angle 90° et 135° est analysée. Le champ de déformation dans ECAE à 90° et à 120° a été étudié plus tard en analysant les lignes d'écoulement expérimentales en utilisant la fonction générale d'écoulement. Dans la dernière section de ce chapitre, l'effet de la contre-pression sur l'écoulement de la matière dans la matrice d'ECAE est analysé par le modèle de lignes d'écoulement, en utilisant des données expérimentales d'écoulement de la matière.

Des applications des modèles de la ligne d'écoulement sur des développements de texture sont étudiées au chapitre quatre. D'abord les effets de chaque paramètre et ensuite l'effet de la variation du paramètre n sur le développement de texture sont examinés. Dans la section suivante, les résultats expérimentaux de l'évolution de texture dans la matrice de ECAE à 135° pour du cuivre commercialement pur et de l'aluminium sont étudiés et simulés avec la fonction générale d'écoulement. Les positions idéales d'ODF pour des matériaux FCC dans ECAE à 135° en route A sont présentées également. En conclusion, la capacité du modèle de lignes d'écoulement "fan-type" dans la simulation du développement de texture a été examinée dans un ECAE à 90°.

Au chapitre cinq, on propose un nouveau procédé de grandes déformations plastiques; qui dérive de l'extrusion angulaire à aire égales conventionnelle (ECAE). Dans ce nouveau modèle, il y a différentes épaisseurs pour l'entrée et la sortie des canaux de forme rectangulaire tandis que les largeurs des canaux sont identiques. Nous appelons ce nouveau procédé « procédé d'extrusion angulaire à section non-égaux (NECAE) ». Le changement de forme des éléments matériels pendant le NECAE pour une matrice 90° est analysé. En outre, le modèle de cisaillement simple proposé pour le mode de déformation d'ECAE par Segal [S99] est également adopté pour la déformation de NECAE. Afin de décrire le champ de déformation dans la matrice de NECAE, une nouvelle fonction de lignes d'écoulement est également présentée et ses capacités sont examinées en utilisant des simulations par éléments finis. Le champ de déformation est comparé entre ECAE et NECAE pour les cas à 90° . En conclusion, le développement de texture dans NECAE pour des polycristaux de FCC est simulé également en utilisant la nouvelle fonction de lignes d'écoulement.

Un sommaire des résultats obtenus et une perspective des travaux futurs dans la portée de cette thèse sont présentés dans la conclusion.

CHAPITRE I

Bibliographie

Dans ce chapitre nous examinons la bibliographie des travaux concernant cette thèse. Après une introduction rapide des hyper-déformations et la présentation des techniques respectées, nous prêtons en particulier l'attention au procédé angulaire de l'extrusion de canaux égaux (ECAE) comme matière principale de ce travail. Dans une autre section, les modèles existants de lignes d'écoulement sont présentés. Ces modèles avec leur application pour de développement de textures cristallographiques terminent ce chapitre.

1.1. Description des techniques d'hyper-déformation

1.1.1. Introduction

Les très grandes déformations plastiques (SPD) se rapportent à une classe de procédés mécaniques de déformation qui imposent cette déformation aux matériaux. Ces procédés sont généralement suivis aux températures relativement basses et sous une pression hydrostatique élevée afin d'éviter tous les processus de restauration comme le rétablissement et la recristallisation; néanmoins, dans beaucoup de cas elle ne peut pas être complètement évitée. Des techniques d'importantes déformations plastiques sont connues principalement pour produire des tailles de grain vers de niveau submicronique. Le raffinement des grains pendant le SPD mène au renforcement conventionnel de Hall-Petch des matériaux traités avec la déviation à partir d'elle aux tailles de grain très basses. Les matériaux avec la taille de grain ultra fine ont attiré beaucoup d'intérêt par le passé récent où on peut s'attendre à l'amélioration de la force aussi bien que la ductilité. Ces genres de matériaux offrent le rendement ultra élevé et rompent la force, la formabilité supérieure même à une plus basse température et les taux plus élevés de déformation aussi bien qu'une meilleure résistance à l'usure ainsi que une durée de vie améliorée du cycle de fatigue. Puisque ces procédés sont associés à la grande quantité de déformation, selon le chemin de déformation, des textures cristallographiques caractéristiques se développent. D'abord nous étudions le renforcement des frontières des grains dûs à de grandes déformations et alors certaines méthodes de SPD seront présentées.

1.1.2. Renforcement de la frontière de grain (Hall-Petch)

Le renforcement de la frontière des grains est une méthode appliquée aux matériaux en changeant leur taille de grain moyenne. On se base sur l'observation que les frontières de grain empêchent le mouvement de dislocation et que les dislocations s'empilent vers le haut des frontières de grain proches. Ainsi, en changeant la taille de grain on peut influencer le mouvement des dislocations et l'écrouissage. Par exemple, le traitement thermique après déformation plastique et le changement du taux de solidification sont des manières de changer la taille de grain. Typiquement, la taille de grain en matériaux ultra-fins varie de 100-1000 nm. La force de tels matériaux est donnée par le rapport de Hall-Petch

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d_g}} \quad (1.1)$$

Ici k est le coefficient de durcissement (une constante unique à chaque matériau), σ_0 est un matériau constant pour l'effort commençant pour le mouvement des dislocations (ou la résistance du treillis au mouvement de dislocation), d est le diamètre de grain, et σ_y est l'effort de fléchissement.

Évidemment, il y a une limite à ce mode du durcissement, car les matériaux infiniment forts n'existent pas. Plus petit que 10 nm, la taille des dislocations commence à approcher la taille des grains; seulement une ou deux dislocations peuvent adapter l'intérieur d'un grain. Le treillis résout l'effort appliqué par le glissement de la frontière du grain, ayant pour résultat une diminution de l'écroutissage du matériau. Cet effet est connu comme déviation de la relation de Hall-Petch, voir Fig. 1,1.

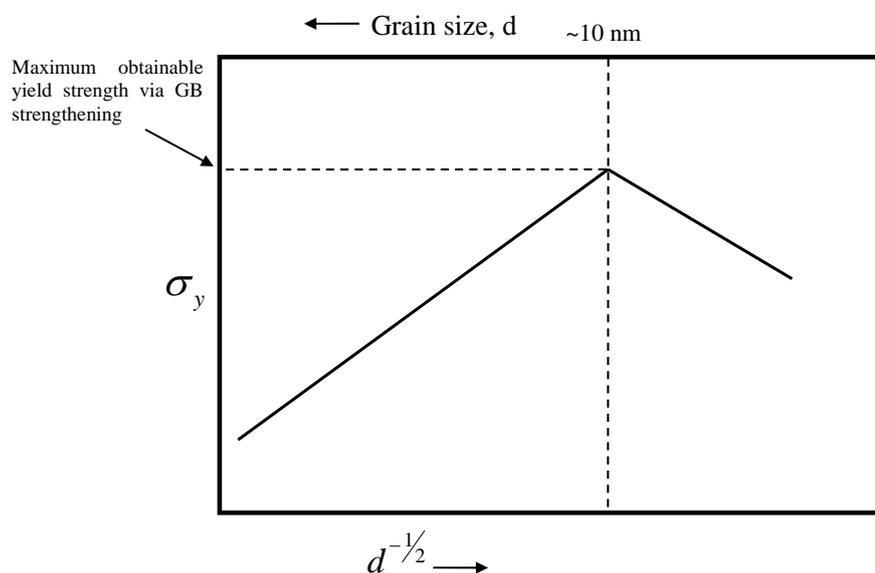


Figure 1.1: Variation de la relation d'Hall-Petch comme une fonction de la taille de grains

En conclusion, le durcissement du matériau pendant les procédés de SPD est dû au raffinement des grains; cependant, il y a une limite de la taille de grain d'environ 10 nm au-dessous dont il n'y a pas davantage durcissement.

Dans la prochaine section, les méthodes de SPD les plus communes qui sont à la portée ou sont liées à cette thèse seront présentées. Le procédé d'ECAE sera discuté dans une section séparée.

1.1.3. Méthodes de production de grains à microstructure ultra-fine

Un certain nombre de méthodes ont été utilisées pour obtenir des tailles ultra-fines ou d'échelle du nanomètre pour les matériaux massifs. Ces procédés incluent le raffinement du grain en employant les divers éléments additionnels pendant la solidification qui agissent en tant que des raffineurs de grain, transformation mécanique de phase, dépôt électrolytique d'impulsion, et des techniques de très grandes déformations plastiques récemment développées. Cependant, de tous les procédés, les procédés de SPD ont des avantages, surmontant un certain nombre de difficultés liées à la porosité résiduelle dans les échantillons compacts, l'addition des éléments d'alliage coûteux pendant la solidification, le traitement des billettes à grande échelle et les complexités des traitements thermomécaniques. Avec la grande déformation pendant le roulement ou le schéma ayant pour résultat les grains fortement ovales avec la sous-structure ayant de basses frontières de grain d'angle, les sous-structures formées du SPD sont équiaxes généralement, du moins après plusieurs passages, liés par des frontières élevées d'angle, dans la majorité.

Une partie des procédés de SPD qui ont été examinés incluent - torsion à haute pression (HPT) [SLPKDS86, AZLIV98], plissement réitéré et redressage (RCS) [HZJL01, HLLPC02], de processus de Conshearing [SUSS00], de bande de cisaillement confinée continue (C2S2) [LSHC01], et d'ECAP [RVLZ04]. Cependant, en raison de la conception compliquée et d'autres contraintes ils n'ont pas été tellement activement poursuivis.

En plus des procédés ci-dessus, le « wire drawing », la liaison cumulée de roulement (ARB) et l'extrusion angulaire à canaux égaux (ECAE) sont les plus expérimentés; ce qui parmi eux, ECAE a trouvé la plupart d'attraction. Après un examen court du « wire drawing » et de l'ARB, nous nous concentrons principalement sur ECAE.

1.1.3.1. Wire drawing

Wire drawing est un procédé de SPD employé pour réduire ou changer le diamètre d'un fil ou une tige en tirant le fil ou la tige par un simple ou des séries de dessin de matrice(s). Il y a beaucoup de demandes de wire drawing, y compris le câblage électrique, les câbles, les composants structuraux de chargement de tension, les trombones de ressort et, etc... Bien que semblable dans le procédé, le drawing est différent de l'extrusion, parce que dans le drawing, le fil ou la tige est tiré, plutôt que poussé, par la matrice.

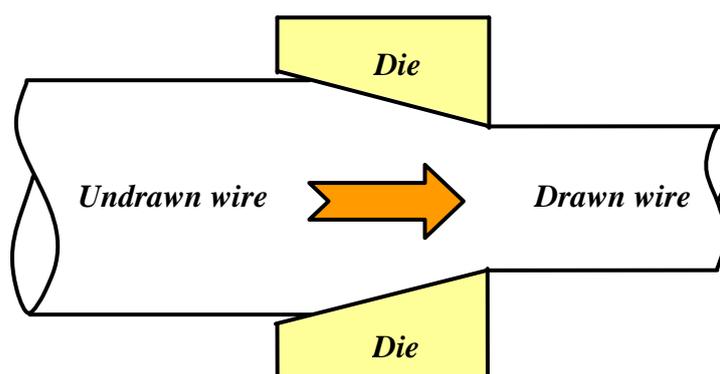


Figure 1.2: Procédé du fire drawing.

Pour diminuer le frottement entre le fil et le mur interne de la matrice, la surface du fil est lubrifiée habituellement par la poudre de graphite. Pendant que le fil est tiré par la matrice, son volume demeure le même, ainsi le changement du diamètre est inversement proportionnel au changement de la longueur, c.-à-d. quand le diamètre diminue, la longueur augmente. Les réductions du diamètre du fil peuvent s'étendre jusqu'à 45 pour cent par passage; de plus petits fils étant réduits 15-25 pour cent, et plus grandes tailles à 20-45 pour cent. La déformation imposée dans ce procédé dépend du diamètre d'entrée et de sortie du fil, et de la matrice. Le schéma est habituellement exécuté à la température ambiante, mais il peut être exécuté aux températures élevées pour de grands fils ou tiges ou sections creuses afin de réduire des forces. Des fils et les tiges peuvent également être dessinés dans différentes formes en employant les matrices différemment formées. C'est un procédé très difficile cependant, et demande beaucoup d'expérience pour exécuter correctement.

1.1.3.2. Accumulative Roll Bonding

Un autre procédé important de PDS est « accumulative roll bonding » (ARB). La Fig.

1.3 illustre le principe de ce process.

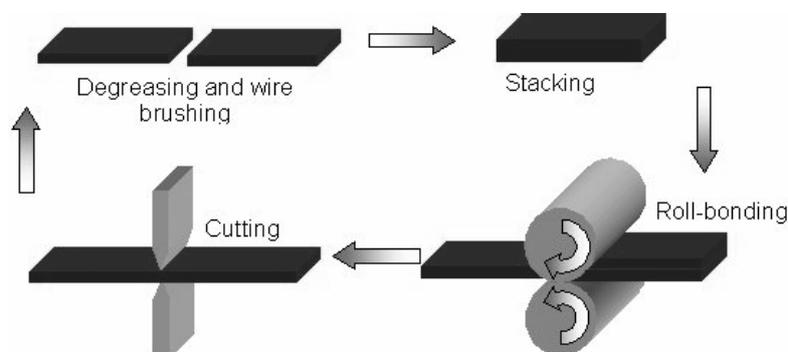


Figure 1.3: Schema du procédé “accumulative roll bonding” (ARB).

Il est bien connu que le ARB soit le procédé le plus important pour la production continue des feuilles en bloc; cependant, toute la réduction de l'épaisseur, qui correspond à toute la déformation réalisée, est limitée en raison de la diminution de l'épaisseur de bande avec l'augmentation de la réduction. Dans ARB, le matériau roulé est coupé, empilé pour être égal à l'épaisseur initiale et roulé encore. Par conséquent, la déformation réalisée est illimitée dans ce procédé parce qu'on peut répéter ce processus théoriquement sans fin.

Pour réaliser la bonne liaison, la surface des feuilles contiguës est traitée par des processus comme dégraisser et wire-brushing. Les feuilles sont alors empilées ensemble. Le roulement à la température élevée est avantageux pour joindre les feuilles, cependant de trop hautes températures induiraient des processus de restauration et réduiraient la force matérielle. Par conséquent, il est crucial d'optimiser les paramètres du procédé. D'une façon générale, le procédé d'ARB est suivi aux températures modérées.

Le wire drawing et le ARB ont été présentés dans cette section. Le sujet principal de cette thèse est l'extrusion angulaire à canaux égaux (ECAE), qui sera discutée plus en détail.

1.2. Equal Channel Angular Extrusion

1.2.1. Caractéristiques générales de l'ECAE

Parmi les procédés de SPD, ECAE a suscité l'attention maximum parce qu'il est capable pour produire la taille de grain ultra-fine sur des matériaux massifs accompagnés des propriétés mécaniques améliorées. Cette méthode de SPD a été inventée par Segal [S74], qui après 1992 est devenu bien connu comme technique efficace pour le raffinement des grains d'un matériau polycristallin à grain grossier [V97, VL06]. Dans ce procédé, de grandes déformations peuvent être obtenues sans changer la dimension d'échantillon de manière significative ayant pour résultat une microstructure de raffinement et une texture caractéristique. Comme on peut voir sur la Fig. 1,4, dans l'ECAE, les canaux d'entrée et de sortie de la matrice ont la même section transversale. Le matériau obtenu est cisailé pendant son passage au-dessus d'une zone de cisaillement autour du plan de l'intersection des deux canaux de la matrice.

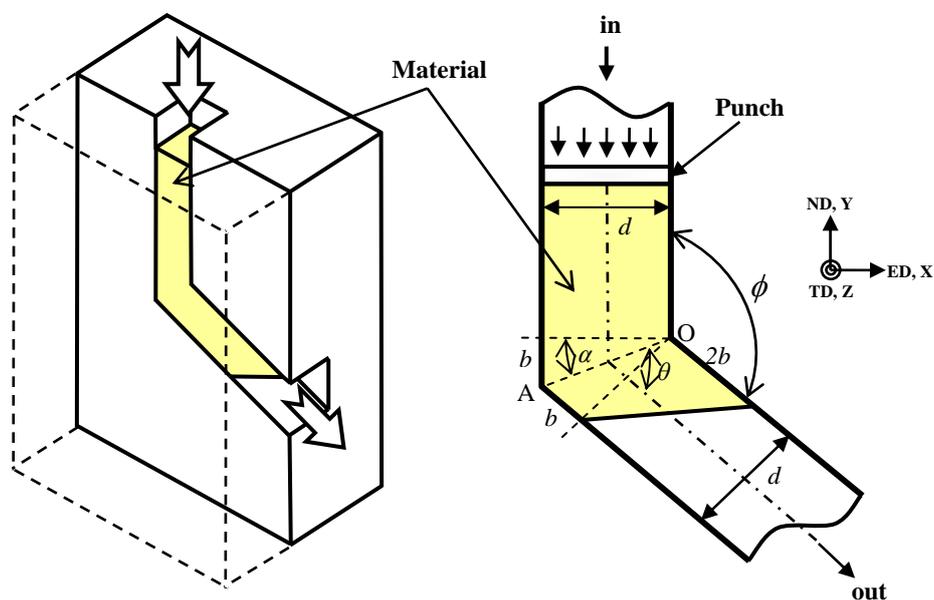


Figure 1.4: Equal Channel Angular Extrusion en matrice non-arrondie.

En utilisant la géométrie de la matrice (Fig. 1.4), la déformation en cisaillement introduit par passe en ECAE peut être calculé comme suit :

$$\gamma = \frac{2b}{d} = 2 \cot\left(\frac{\phi}{2}\right) \quad \text{where:} \quad (1.1)$$

$$\frac{b}{d} = \tan \alpha = \cot\left(\frac{\phi}{2}\right) \quad \text{and} \quad \alpha = \frac{\pi}{2} - \frac{\phi}{2}$$

ϕ est l'angle entre l'intersection des canaux, nommée angle de la matrice. La déformation de Von Mises est donnée par:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cot\left(\frac{\phi}{2}\right) . \quad (1.2)$$

La déformation équivalente donnée pendant le passage dépend de l'angle de matrice de canal comme donné par l'équation (1,3). Pour des matrices à 90° la déformation par passage est d'environ 1,15.

Dans l'ECAE à multi-passes il y a un ou deux rotations de l'échantillon entre les passages suivants. Le premier est appliqué inévitablement afin de recommencer le passage suivant. L'échantillon doit être dans le sens des aiguilles d'une montre tourné par $(\pi-\phi)$ autour du TD ou de l'axe-z (fig. 1,4); ainsi la tête de l'échantillon est réinsérée dans la matrice

La deuxième rotation définit l'itinéraire d'ECAE. Cette rotation n'est pas liée à la géométrie de la matrice et elle est appliquée juste autour de l'axe longitudinal de l'échantillon. À cet égard et en ce qui concerne les échantillons avec des sections transversales carrées, trois types d'itinéraires ont été conçus; l'itinéraire appelé A, B et C. Ils comportent des rotations d'échantillon de 0° , 90° et 180° , respectivement. Ces trois variations possibles sont décrites dans la Fig. 1.5:

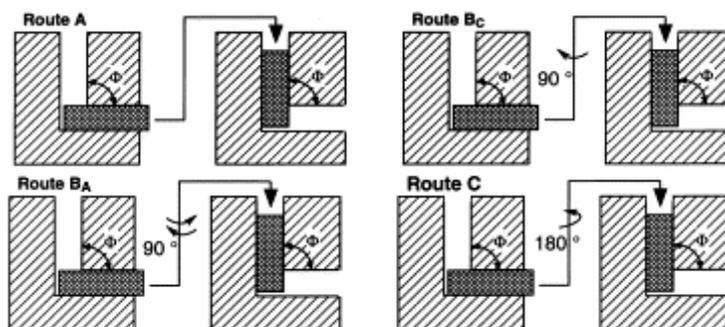


Figure 1.5: Routes possibles en ECAE [ZL00].

En Route A, l'échantillon provenant du passage précédent est réinséré dans la matrice sans n'importe quelle rotation autour de son axe longitudinal. La route B est décomposé en deux routes, B_a and B_c . En route B_a , le sens de la rotation à 90° est renversé dans chaque passe; à savoir, l'échantillon est tourné de 90° dans le sens des aiguilles d'une montre (CW) après que passages impairs et 90° dans le sens contraire des aiguilles d'une montre (CCW) après les passes paires. En route B_c , le même sens de rotation à 90° est gardé dans chaque passe. Si c'est une rotation de 90° CW après une première passe, alors il reste 90° dans le sens des aiguilles d'une montre après les passages suivants et vice versa. Pour un élément cubique, il est évident stoppé que la déformation de cisaillement pendant l'ECAE dans chaque itinéraire soit complètement différente. La route A et B_a imposent la déformation de cisaillement la plus simple et la plus compliquée aux éléments, respectivement. La caractéristique de cisaillement de chaque itinéraire et passage, vu un élément cubique dans le produit de départ, est montrée dans la Fig. 1.6. Notez que toutes les études expérimentales et de simulation du travail actuel ont été effectuées dans l'itinéraire A

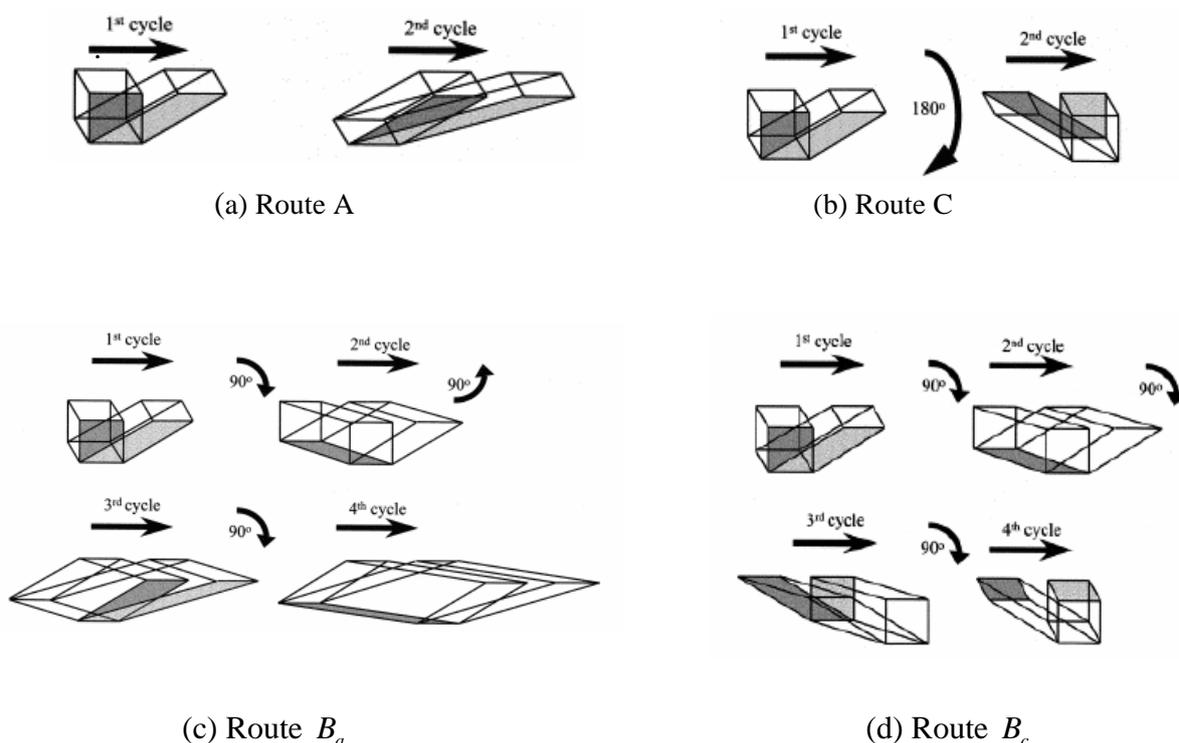


Figure 1.6: Schemas d'illustration du cisaillement après différents passes en chaque route d'ECAE [GPM00].

1.2.2. Evolution d'éléments de matière and chemin de déformation en ECAE

L'évolution de la forme de grain pendant l'ECAE en fonction des passages a pu être applicable pour visualiser la déformation pendant l'ECAE, en utilisant un premier élément cubique ou sphérique. La forme cubique initiale peut être employée pour découvrir les déformations prévues sur l'élément assumé par grille rectangulaire, alors que la sphère initiale est généralement employée comme forme commençante de grain pour calculer ses changements pendant la déformation. Il devrait réaliser que ces deux types d'éléments déformeront différemment dans la même matrice d'ECAE. Dans les conditions du modèle simple de cisaillement, l'angle d'inclinaison θ_r d'un élément déformé de cube en ce qui concerne l'axe du canal de sortie est [B T 09]:

$$\theta_r = \cot^{-1} \left(2 \cot \left(\frac{\phi}{2} \right) \right) . \quad (1.3)$$

Une sphère initiale sera déformée en une ellipse avec un angle d'inclinaison:

$$\theta_s = \tan^{-1} \left[\operatorname{cosec} \left(\frac{\phi}{2} \right) - \cot \left(\frac{\phi}{2} \right) \right] = \frac{\phi}{4} . \quad (1.4)$$

Ces angles d'inclinaison pour une matrice à $\phi = 90^\circ$, pour une valeur de déformation $\gamma = 2.0$, sont illustrés en Fig. 1.7.

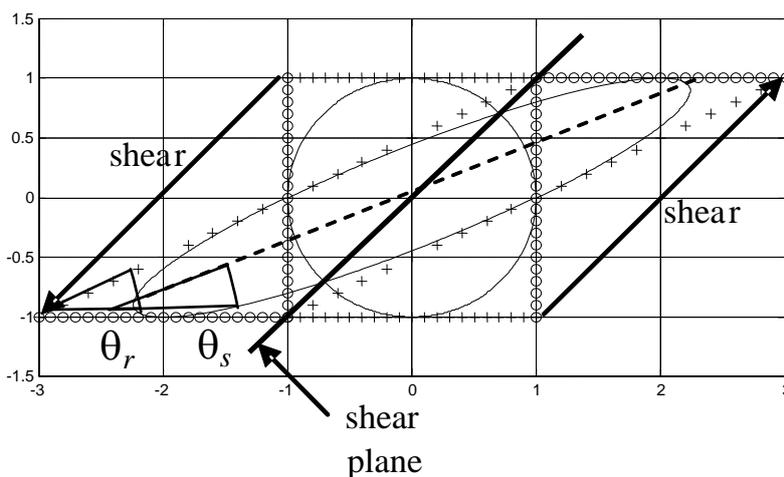


Figure 1.7: Déformation de la sphère initiale et d'élément cubique sous conditions en cisaillement simple le long d'un plan d'intersection pour une matrice à $\phi = 90^\circ$ (BT09).

Comme le montre la Fig 1.7, θ_s et θ_r sont différents. Par exemple, pour des matrices communes à $\phi = 90^\circ$ and 120° , θ_r est 26.6° and 40.9° , respectivement, pendant que θ_s est significativement plus petit, 22.5° et 30° , respectivement. La rotation principale induite dans ECAE est démontrée dans cette figure également. Les segments verticaux de la place (identifiée avec de petits cercles) deviennent horizontaux, alors que l'horizontal (des croix) devient incliné latéralement avec l'angle θ_r .

Le changement progressif de la forme de grain plus de deux passages d'ECAE par une matrice de 90° est présenté dans la Fig. 1.8. Il indique qu'un premier grain sphérique de $0,1 \mu\text{m}$ se prolonge pour former un grain elliptique avec l'axe principal mesurant à $0,45 \mu\text{m}$ après seulement deux passages. Une énorme augmentation de l'allongement des grains accompagnés d'une diminution de l'angle de la inclination en ce qui concerne la direction d'extrusion est visualisée sur la Fig. 1.8.

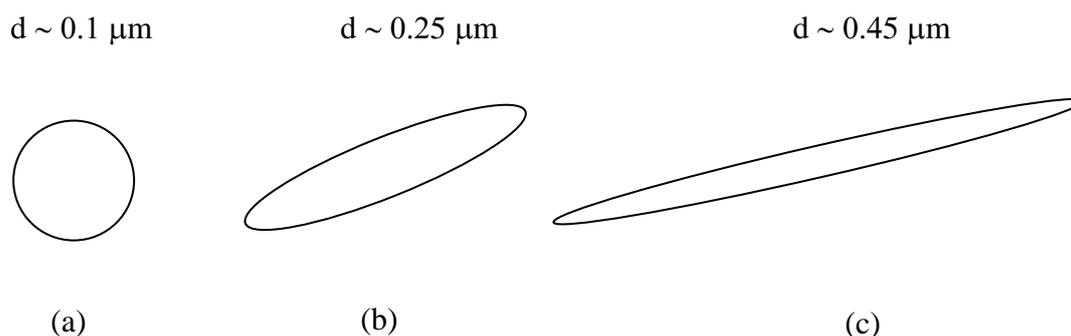


Figure 1.8: Schéma de représentation de la forme et de la taille des grains (a) initialement, (b) après une passe, et (c) après deux passes en ECAE suivant la route A dans une matrice à 90° . 'd' représente la longueur de l'axe principal de l'ellipse.

En réalité, les grains ne sont ni des cubes ni des sphères; ainsi les équations (1,4) et (1,5) peuvent seulement exprimer les déformations rapprochées des grains réels dans un polycristal.

Comme la plupart des procédés de SPD, pendant l'ECAE, en général, les grains sont raffinés en raison de la subdivision due à l'activation des systèmes de glissement qui est une caractéristique de la structure des cristaux. Dans la deuxième passe, la direction de glissement est changée selon la rotation de l'échantillon entre les deux passages. Il doit être mentionné ici que tous les itinéraires d'ECAE, y compris l'itinéraire A, mènent au

changement du chemin de déformation. Ceci peut être visualisé dans le diagramme schématique donné dans la Fig. 1.9.

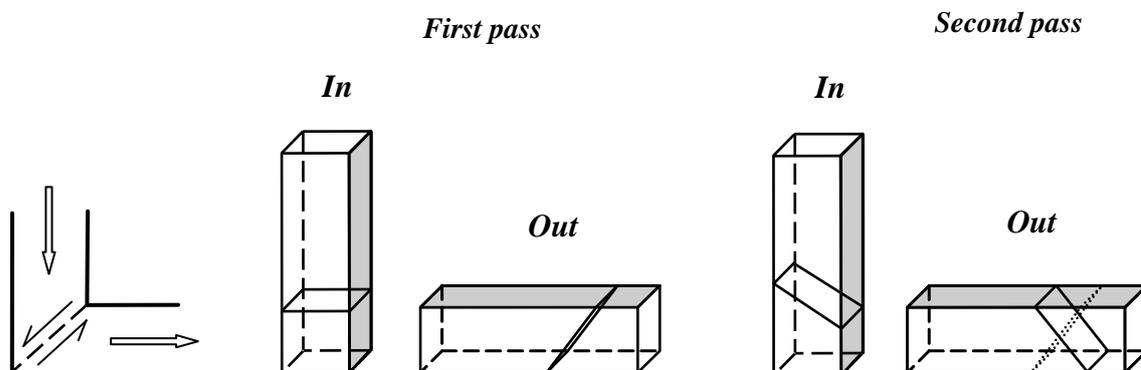


Figure 1.9: Schema de représentation montrant le changement du chemin de déformation durant plusieurs passes en ECAE suivant la route A. Le plan en pointillé représente le plan de cisaillement dans la passe précédente.

Dans ces conditions il est tout à fait probable que d'autres systèmes de glissement deviennent activés afin d'adapter davantage à de déformation. Ceci mène au développement des gradients de misorientation à travers les grains. La formation des cellules ou des sous-grains de dislocation est facilitée par ce processus. Par d'autres passages d'ECAE, la cellule / frontières de sousgrain deviennent des frontières d'angle élevés; résultant davantage des grains équiaxe comme caractéristique la plus célèbre des microstructures d'ECAE. Ceci est réalisé par la rotation des frontières de sous-grain ou par l'absorption des dislocations de treillis dans les frontières de grain préexistantes. La variation de morphologie de grain par rapport au nombre de passages d'ECAE en état d'angle de matrice de 90° est illustrée dans le tableau 1.1:

Table 1.1: Variation de la morphologie du grain avec le nombre de passes ECAE dans une matrice à 90° [SAS 08].

Number of passes	Von Mises strain	Equivalent ratio of reduction	Equivalent reduction of area (%)	Angle of element inclination (degrees)	Aspect ratio of element	Element surface area ratio
0	0	0	0	0	1	1.0
1	1.15	3.2	69	22	5	1.4
2	2.31	10.2	90	13	17	2.0
4	4.62	105	99	7	65	3.4
8	9.24	10100	99.99	3	257	6.0

Dans la partie expérimentale de ce travail, voir Chapitre 4, l'évolution de la microstructure est examinée en utilisant la méthode « Electron Back-Scattering Diffraction » (EBSD).

1.2.3. Characterisation des textures en ECAE

La texture représente bien l'anisotropie du matériau qui se développe pendant de grandes déformations plastiques. Dans cette section, les caractéristiques principales des textures dans ECAE sont discutées. De nouvelles textures expérimentales et simulées seront présentées en chapitre 4 pour le cas de ECAE à 135°, pour le cuivre et l'aluminium purs.

1.2.3.1. Systèmes de déformation des cristaux

Parmi les mécanismes microscopiques de déformation, le glissement de dislocation et le twinning sont les plus probables dans le SPD. Les systèmes disponibles de glissement et de jumelage pour un métal donné, actif ou pas, dépendent de sa structure cristallographique. Le développement de textures, comme résultats de la déformation plastique, dépend du système de glissement actif et des systèmes de twinning. Les cubiques face centrée (FCC), les (BCC) et les métaux (HCP) hexagonaux ont été étudiés dans la décennie passée.

Pour les matériaux cubiques, un système de glissement/twinning est défini par une famille $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ où $\{hkl\}$ se réfèrent aux plans cristallographiques et $\langle uvw \rangle$, les directions de glissement/twinning. Généralement, à température ambiante et en vitesse quasi-statique, dans les matériaux FCC, les principaux plans actifs sont $\{111\}$ les principales directions de glissement sont $\langle 110 \rangle$; tandis que l'énergie de faute d'empilement (SFE) FCC matériaux (Ag, Brass) utilisent $\langle 112 \rangle$ en twinning. Dans les matériaux BCC, les systèmes de glissement sont définis dans 3 plans $\{110\}$, $\{112\}$, et $\{123\}$ avec une direction de glissement commune $\langle 111 \rangle$.

La structure cristallographique de HCP est plus complexe et le nombre de systèmes de glissement/twinning est grand comparé aux matériaux cubiques; n'importe quelle déformation se produit en employant une combinaison de modes de glissement et de twinning. La symétrie est beaucoup plus inférieure en structures cristallographiques HCP.

Les modes de glissement HCP sont: basal $\{0001\}\langle 1\bar{2}10\rangle$, prismatique $\{1\bar{1}00\}\langle 11\bar{2}0\rangle$, pyramidal $\langle a \rangle \{10\bar{1}1\}\langle \bar{1}2\bar{1}0\rangle$, first-order pyramidal $\langle c+a \rangle \{10\bar{1}1\}\langle 2\bar{1}\bar{1}3\rangle$ et second-order pyramidal $\langle c+a \rangle \{2\bar{1}\bar{1}2\}\langle \bar{2}113\rangle$. Il y a sept types de twin, les plus importants sont $\{10\bar{1}2\}\langle \bar{1}011\rangle$, $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3\rangle$ et $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2\rangle$. En outre, à la différence des matériaux cubiques, les modes de fonctionnement de glissement/twinning changent sensiblement d'un matériel de HCP à l'autre. Le choix dépend fortement du paramètre de c/a du treillis hexagonal

1.2.3.2. Mesure des texture

Les techniques les plus habituelles pour donner à des mesures de textures sont: la diffraction par rayons X, la diffraction de neutron, le synchrotron, et la diffraction de back-Scattering de la formation image Microscopy/Electron d'orientation (OIM/ebsd). Avec des rayons X et OIM/ebsd, seulement de petits volumes des échantillons près des surfaces peuvent être examinés. En faisant ainsi des mesures de texture par ces techniques, les échantillons pourraient être détruit. La diffraction de neutron et de synchrotron fournissent une mesure de texture non destructive. Avec OIM/ebsd, on peut obtenir en plus de la texture, des statistiques d'allongement de grain, de l'orientation de forme de grain, du misorientation moyen de grain, des misorientations entre les grains, et des fractions de twinning pour chaque balayage.

Dans ce travail, toutes les mesures de texture ont été effectuées en utilisant la technique de diffraction par rayons X au laboratoire LETAM.

1.2.3.3. Présentation des textures

Il y a trois méthodes conventionnelles pour présenter la texture: figures de pôles (pf), fonctions de distribution d'orientation (ODF), et figures de pôles inverses. La plus largement répandue est celle des figures de pôles. Ces dernières offrent une présentation compacte et pleine de la texture. La plus grande difficulté avec PFs est le recouvrement de différents composants (orientations cristallographique) avec différentes intensités au même endroit dans le pf. Elle rend leur analyse parfois ambiguë. Ce problème peut être résolu par ODF. Dans une présentation d'ODF de la texture, tous les composants de texture apparaissent séparément; c'est l'avantage principal de les employer. ODFs sont, cependant, moins populaires, dus à leur complexité relative dans la génération et l'interprétation. Ils sont

réellement une présentation 2d d'une série de volumes 3d. Les figures de pôles inverses sont également employées pour représenter des textures. Elles sont les plus appropriées à la déformation uniaxiale. La plupart des représentations de textures de SPD ont besoin de deux figures de pôles inverses parce qu'elles comportent la déformation de cisaillement dans ce cas il y a deux plans appropriés de chargement: le plan de cisaillement normal et la direction de cisaillement [B T 09].

Dans le travail, nous préférons des sections d'ODF pour tous les composantes de texture semblent bien séparés et des rotations peuvent être aisément détectées en tant que déplacements simples. Seulement les sections $\varphi_2 = 0^\circ$ et 45° de l'espace d'Euler sont présentées pour des raisons de gains de places.

1.2.3.4. Textures idéales en ECAE

Les textures de cisaillement simple dépendent de la structure du cristal et ont été déterminées pour FCC [LBB05, CKJ84- MCJ84], BCC [LBB05, BJ96], et HCP matériaux [BTN07]. Fig. 1.10 montre les composantes idéales pour FCC matériaux dans une figure de pôle $\{111\}$ et pour les BCC matériaux dans une figure de pôles $\{110\}$. Les orientations idéales pour les FCC en cisaillement simple peuvent être décrites en deux fibres partielles qui sont définis par $\{111\} \parallel \text{SP}$ (*A fiber*) et $\langle 110 \rangle \parallel \text{SD}$ (*B fiber*). Ici SP est le plan de cisaillement et SD est la direction de cisaillement. Pour les BCC en cisaillement simple ils sont définis comme les FCC par deux fibres: $\{110\} \parallel \text{SP}$ et $\langle 111 \rangle \parallel \text{SD}$.

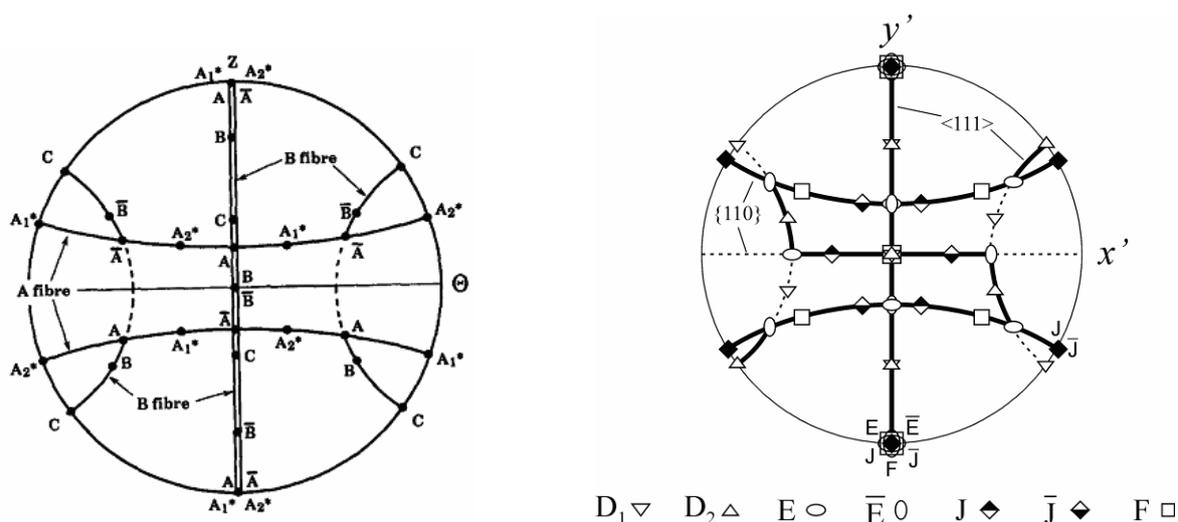


Figure 1.10: Orientations idéales en cisaillement simple (torsion) textures. (a): FCC matériaux, {111} PF [TGJ88] and (b): BCC matériaux, {110} PF [LBB05].

Des orientations idéales de texture dans ECAE sont extraites directement à partir de celles dans le cisaillement simple (torsion), supposant que le cisaillement simple a lieu le long du plan d'intersection des deux canaux dans un sens négatif [LBB05, S95]. Ainsi, dans chaque structure cristallographique, quand une orientation idéale $g = (\varphi_1, \varphi, \varphi_2)$ est exprimé dans le système de référence de la matrice x-y-z, voir Fig. 1.4, la transformation peut-être appliqué en additionnant une rotation de $\Phi/2$ à φ_1 :

$$g_\Phi = (\varphi_1 + \Phi / 2, \varphi, \varphi_2) \quad (1.5)$$

Pour les structures FCC et BCC, elles sont présentées sur la Fig. 1.11 en trois projections, sur TD (z-plan), ND (y-plan), et ED (x-plan) pour $\Phi = 90^\circ$ et 120° .

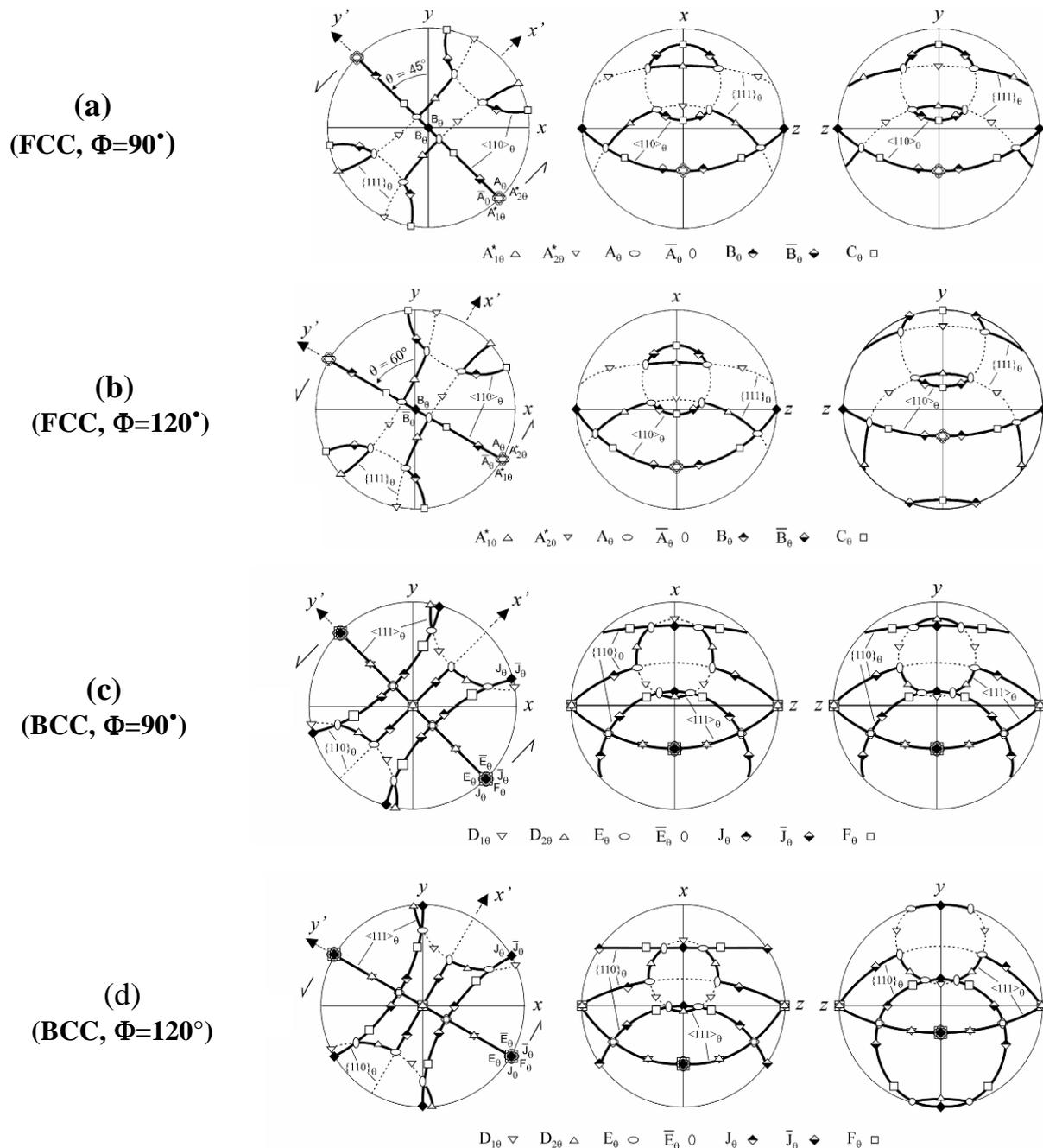


Figure 1.11: Orientations idéales des textures en ECAE définies en cisaillement simple pour (111) figures de pôle sur les plans TD, ND et ED, (a) FCC et matrice à 90° ; (b) FCC et matrice à 120° ; (c) BCC et matrice à 90° ; et (d) BCC et matrice à 120° , Li et al. [LBB05]. θ est noté Φ dans cette figure.

Les orientations idéales pour les matériaux HCP en cisaillement simple ont été tout récemment tracées systématiquement dans une étude théorique [BTN07]. Dans cette étude,

cinq fibres ont été définies dans l'espace d'Euler avec l'aide des angles d'Euler. Les composantes des textures ECAE pour des matériaux HCP, transformées à partir des fibres du cisaillement simple sont données dans [BSTNF08] et sont montrés sur les figures de pôles de la Fig. 1.12 pour une matrice à $\Phi = 90^\circ$.

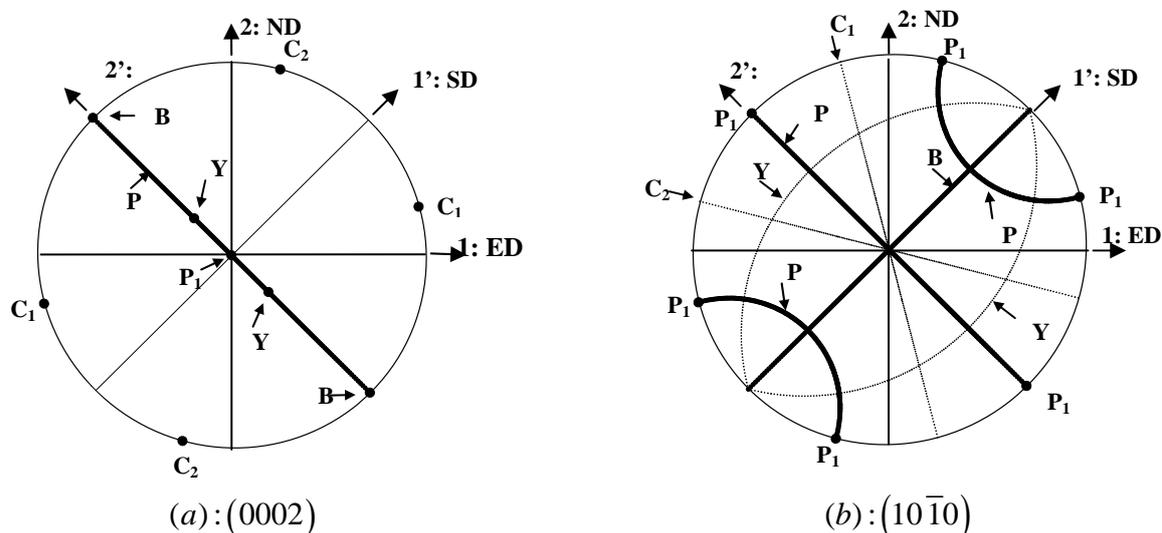


Figure 1.11: Composantes idéales et fibres de textures de magnésium pour ECAE 90° ; (a): (00.2) et (b): (10.0) figures de pole [BSTNF08].

Il est utile également de localiser les orientations idéales d'ECAE dans des sections d'ODF. Un exemple est montré dans la Fig. 1.12 pour le cas de FCC dans deux sections ($\varphi_2 = 0^\circ$, and 45°) pour des ODF en (a) cisaillement simple, (b) une matrice à $\Phi = 90^\circ$ et (c) une matrice à $\Phi = 120^\circ$ [BT09]. Ces deux sections contiennent tous les composantes idéales principales et une fibre entière de B (dans la section $\varphi_2 = 45^\circ$), mais pas dans la fibre A entière. Notez que les orientations idéales sont présentées au Chapitre 4 dans deux sections d'ODF: $\varphi_2 = 0^\circ$ et 45° .

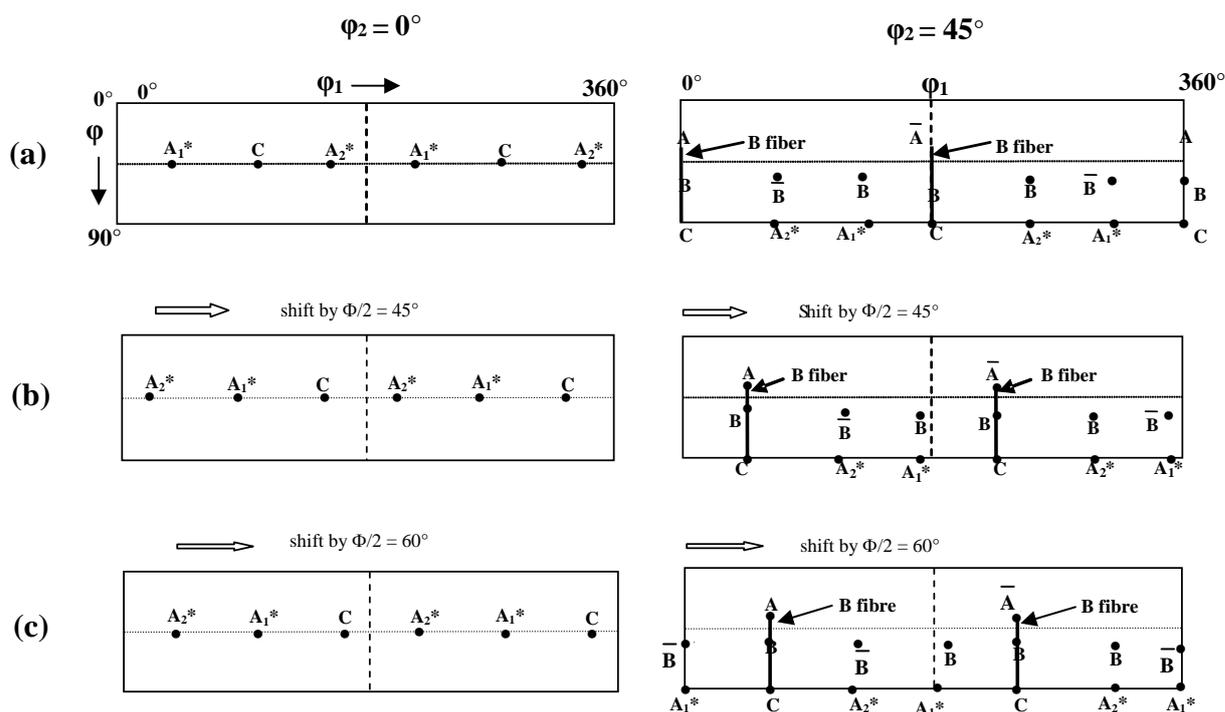


Figure 1.12 : Positions idéales dans (a) le cisaillement simple et la déformation d'ECAE pour (b) le $\Phi = 90^\circ$ et (c) 120 dans l'espace d'orientation en utilisant deux sections, $\phi_2 = 0^\circ$ différents et $\phi_2=45^\circ$ [BT09].

1.3. Modèles de lignes d'écoulement existantes de déformation plastique

1.3.1. Introduction

Pendant les dernières décennies, beaucoup d'efforts ont été consacrés à la compréhension des mécanismes des matériaux dans les procédés de SPD, ayant pour résultat plusieurs méthodes de solution, telles que la "slap méthode", la méthode uniforme d'énergie, la méthode de ligne de glissement etc. [SNEJ92]. Dans l'application de ces méthodes, le théorème de limite supérieure est employé fréquemment. La première difficulté dans l'application du théorème de limite supérieure est de proposer un champ admissible de vitesse selon quelques paramètres et satisfaire la condition d'incompressibilité et les conditions aux limites en déplacement. En outre, dans toutes les applications de ce

théorème, il y a quelques discontinuités du champ de vitesse dans les modèles proposés de déformation. Ainsi, pour analyser ce genre de problèmes en construisant cinématiquement les champs admissibles de vitesse, la nécessité d'une méthode disponible est claire. À cet égard, un modèle analytique employant une fonction de lignes d'écoulement a été présentée par Altan [SNEJ92] pour l'étude de cas de l'extrusion axisymétrique. Le modèle d'Altan était la première ligne modèle d'écoulement. On a proposé plus tard d'autres modèles pour le roulement [D01, SAC0 et BT09] et l'ECAE [TAGBS04, ATM06]. Dans les sections suivantes, ces modèles sont étudiés.

1.3.2. Tréfilage (extrusion axisymétrique)

1.3.2.1. Modèles pour la description de champ de vitesse

D'abord le champ d'écoulement proposé par Altan et autres. [SNEJ92] sera indiqué et alors un modèle de déformation suggéré par Avitzur [A68] basé sur le théorème de limite supérieure sera étudié dans l'extrusion axisymétrique dans le système cylindrique. Dans le modèle d'Altan, la zone de déformation est choisie entre l'entrée et la surface de sortie de la matrice placée à $z=0$ et $z=A$, respectivement, où A est l'épaisseur de la matrice. Dans ce modèle une fonction cubique de la coordonnée axiale z est présentée pour des lignes d'écoulement (Fig. 1.13). L'équation de la ligne d'écoulement est :

$$f(r, z) = \frac{\frac{A^3}{(R_1 - R_2)} r}{z^2 (3A - 2z) - \frac{R_2}{(R_1 - R_2)} A^3} = C \quad (1.1)$$

là où :

$$r = C \frac{(R_1 - R_2)}{A^3} \left(z(3A - 2z) + \frac{R_2}{(R_1 - R_2)} A^3 \right) \quad (1.2)$$

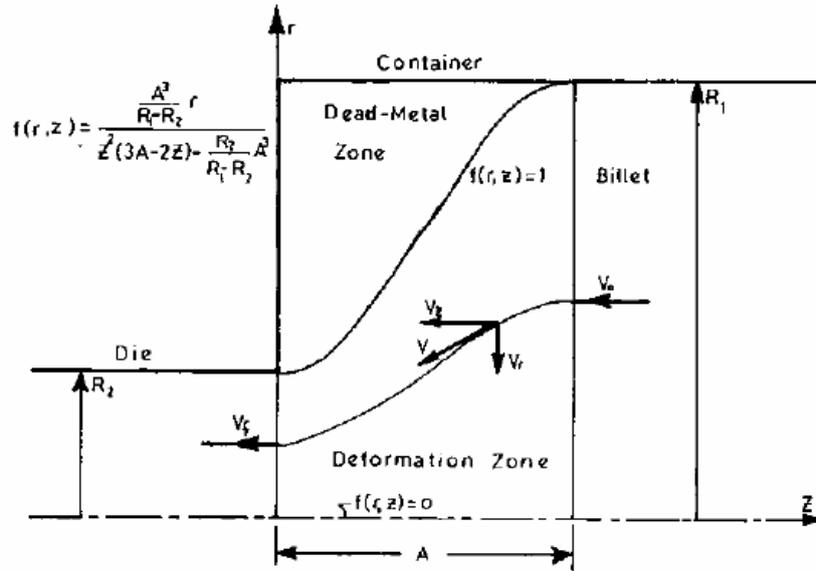


Figure 1.13 : Le modèle de déformation d'Altan dans le tréfilage [SNEJ92].

Dans ces équations R_1 et R_2 sont les diamètres du fil avant et après la déformation, respectivement. C définit la position d'une ligne dans la matrice, avec des valeurs de $0 \leq C \leq 1$; $C=0$ pour une ligne au centre et $C=1$ sur la surface, respectivement.

Les composants du champ de vitesse du matériau dans les coordonnées cylindriques correspondant à la famille des lignes d'écoulement de l'équation (1.7) sont :

$$V_\theta = 0 \quad (1.3)$$

$$V_r = -V_f \left(\frac{R_2}{R_1 - R_2} A^3 \right)^2 6rz(A-z) \left(z^2(3A-2z) + \frac{R_2}{R_1 - R_2} A^3 \right)^{-3} \quad (1.10)$$

$$V_z = -V_f \left(\frac{R_2}{R_1 - R_2} A^3 \right)^2 \left(z^2(3A-2z) + \frac{R_2}{R_1 - R_2} A^3 \right)^{-2} \quad (1.11)$$

Le champ de gradient de vitesse dans des coordonnées cylindrique est :

$$L = \begin{bmatrix} \frac{\partial V_r}{\partial r} & \frac{1}{2} \left(\frac{\partial V_\theta}{\partial r} - \frac{V_\theta}{r} + \frac{1}{r} \frac{\partial V_r}{\partial r} \right) & \frac{1}{2} \left(\frac{\partial V_z}{\partial r} + \frac{\partial V_r}{\partial z} \right) \\ \frac{1}{2} \left(\frac{\partial V_\theta}{\partial r} - \frac{V_\theta}{r} + \frac{1}{r} \frac{\partial V_r}{\partial r} \right) & \frac{V_r}{r} + \frac{1}{r} \frac{\partial V_\theta}{\partial \theta} & \frac{1}{2} \left(\frac{\partial V_\theta}{\partial z} + \frac{1}{r} \frac{\partial V_z}{\partial \theta} \right) \\ \frac{1}{2} \left(\frac{\partial V_z}{\partial r} + \frac{\partial V_r}{\partial z} \right) & \frac{1}{2} \left(\frac{\partial V_\theta}{\partial z} + \frac{1}{r} \frac{\partial V_z}{\partial \theta} \right) & \frac{\partial V_z}{\partial z} \end{bmatrix} \quad (1.4)$$

À partir de ces équations, le gradient de vitesse peut être obtenu comme suit [JLA96] :

$$\underline{\underline{L}} = \begin{bmatrix} \frac{\partial V_r}{\partial r} & 0 & \frac{\partial V_r}{\partial z} \\ 0 & \frac{V_r}{r} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\partial V_z}{\partial z} \end{bmatrix} . \quad (1.5)$$

Avitzur a proposé un champ sphérique de vitesse avec les lignes d'écoulement parfaitement linéaires qui convergent vers le cône de la matrice. Voir la Fig. 1.14.

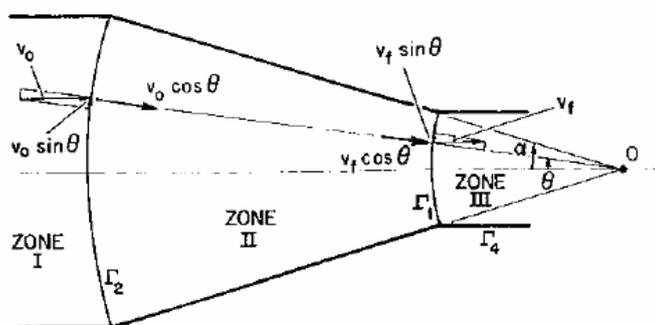


Figure 1.14 : Modèle de la déformation d'Avitzur pour le tréfilage [A68].

La composante axiale de vitesse est considérée comme les écoulements de la matière à travers les deux surfaces sphériques de discontinuité (zone II). Les rayons de ces surfaces sont : $r_1 = R_0 \tan \alpha$ et $r_2 = R_f \tan \alpha$; là où $r_2 = R_f \tan \alpha$ est la moitié de l'angle de la matrice, R_0 et R_f sont les distances entre le cône de la matrice et les surfaces de discontinuité.

Les composantes de vitesse dans des coordonnées sphériques sont :

$$V_\theta = V_\phi = 0 , \quad (1.6)$$

$$V_r = V_f r_f^2 \frac{\cos \theta}{r^2} . \quad (1.7)$$

Ainsi le gradient de vitesse pourrait être obtenu sous la forme [T94] :

$$\underline{\underline{L}} = \begin{bmatrix} \frac{\partial V_R}{\partial R} & 0 & \frac{\partial V_R}{\partial z} \\ 0 & \frac{V_R}{R} & 0 \\ \frac{\partial V_z}{\partial R} & 0 & \frac{\partial V_z}{\partial z} \end{bmatrix}. \quad (1.8)$$

Tous les deux modèles ont été utilisés pour la simulation du développement de texture dans le tréfilage [T94]. Les résultats expérimentaux et les simulations relatives sont décrits dans les prochaines sections.

1.3.2.2. Investigations expérimentales dans le tréfilage

Les investigations de texture ont montré une texture hétérogène dans le fil [T94]. Le fort gradient de texture à l'intérieur du fil dépend fortement des conditions du procédé, particulièrement l'angle de la matrice. Trois zones avec différentes textures observées dans le fil sont illustrées dans la Fig. 1.15 :

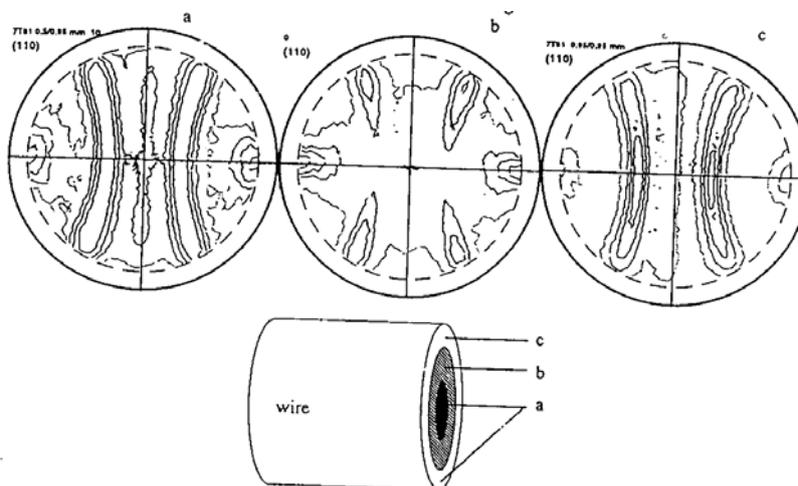


Figure 1.15 : Textures des différentes zones dans le fil [T94].

1.3.2.3. Simulations de texture

Pour modéliser le développement de texture pendant le processus, le code de plasticité de Taylor a été utilisé [T94]. Une texture aléatoire se composant de 400

orientations, extraites à partir d'un fil avant le dessin, a été choisie en tant que texture initiale. Les textures prévues du modèle d'Altan sont présentées dans 1.16. Des résultats sont obtenus après 8 passages, réduction de 20% de secteur par passage et $\alpha = 12^\circ$.

Il y a une texture $\langle 110 \rangle$ habituelle de fibre au noyau du fil (Fig. 1.16-a) qui correspond à la tension axisymétrique (composante de cisaillement négligeable près à l'axe de fil). Du noyau sur la surface du fil, le cisaillement augmente rapidement de sorte que la texture circulaire $\langle 110 \rangle(110)$ apparaisse et la texture est trop prolongée en ce qui concerne les figures de pôles observées, Fig 1.16-b.

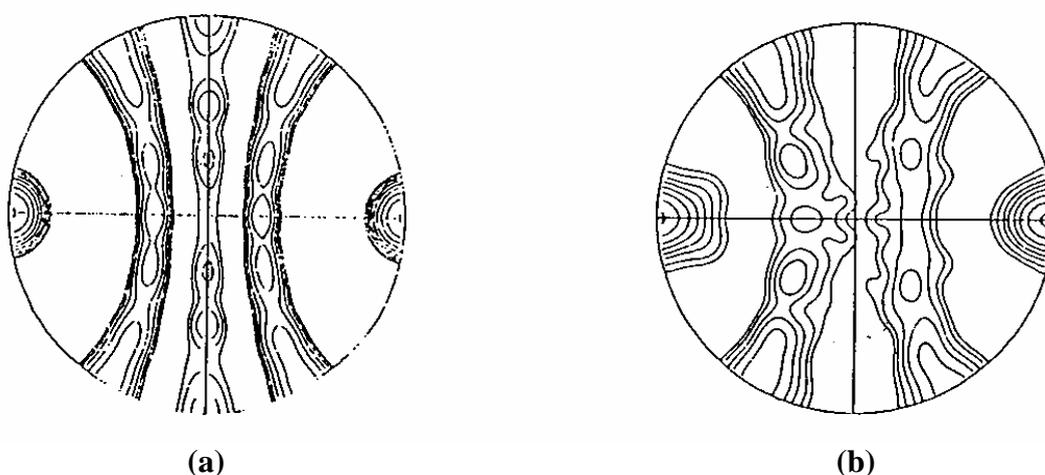


Figure 1.16 : Figures de pôles du modèle l'Altan ($\alpha=12^\circ$) : (a) : Noyau du fil, (b) : Secteur intermédiaire [T94]. Niveaux : 0.8, 1.0, 1.3, 1.6, 2.0, 2.6, 3.2, 4.0, 5.0, 6.4.

Des résultats du modèle d'Avitzur sont obtenus après 17 passages, réduction de 20% de secteur par passage et $5^\circ < \alpha < 20^\circ$. Une texture $\langle 110 \rangle$ habituelle de fibre est observée dans le noyau et la surface du fil est toujours, voir la Fig. 1.17-a. Afin d'observer les composantes de cisaillement, on a employé un angle peu commun $\alpha = 30^\circ$ de matrice qui a mené à une texture circulaire $\langle 110 \rangle(112)$ sur la surface du fil ; la Fig. 1.17-b. On n'observe pas la texture cyclique $\langle 110 \rangle(110)$ mais une texture $\langle 110 \rangle$ ordinaire de fibre est reproduite dans la zone restante du fil simultanément.

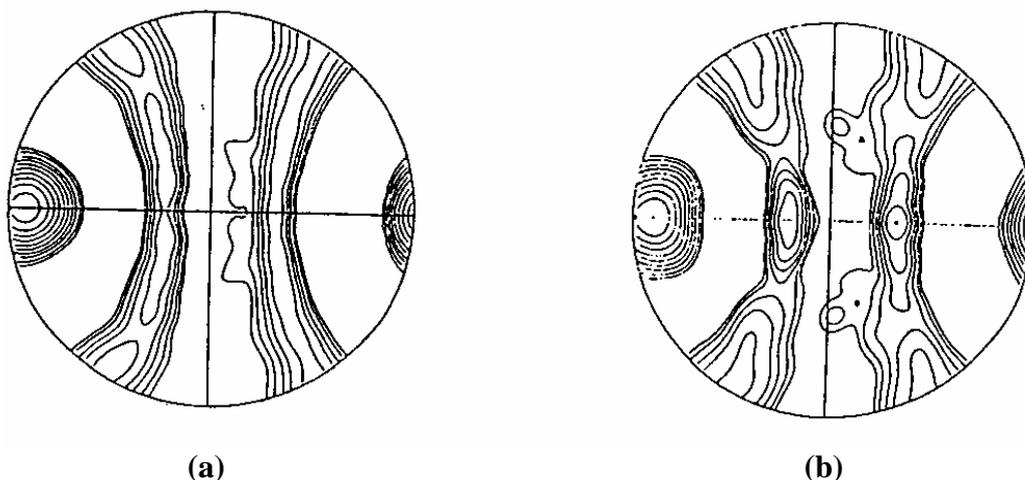


Figure 1.17 : Figures de pôles du modèle d'Avitzur : (a) : Noyau et la surface du fil ($\alpha=12^\circ$), (b) : Secteur intermédiaire ($\alpha=30^\circ$) [T94]. Niveaux : 0.8, 1.0, 1.3, 1.6, 2.0, 2.6, 3.2, 4.0, 5.0, 6.4.

Ces résultats montrent un effet important de l'angle de matrice sur le développement de texture. En outre, l'effet des composantes de cisaillement sur la texture dans le modèle d'Altan est trop fort, alors que dans le modèle d'Avitzur, ils sont trop petits. Chaque modèle montre une partie de la réalité. Néanmoins, les résultats prouvent que la ligne modèle d'écoulement peut être appliquée avec succès sur des prévisions de texture si les lignes appropriées d'écoulement dans la matrice sont disponibles. C'est le but dans cette thèse pour la déformation d'ECAE.

1.3.3. Roulement

Il y a plusieurs descriptions de la déformation en employant des lignes d'écoulement dans le roulement symétrique [D01, SAC08]. Dans des travaux récents [BT09], on propose une nouvelle fonction d'écoulement qui est capable pour décrire des états symétriques et asymétriques de roulement également. Il peut présenter un profil non-uniforme de vitesse de rendement. La ligne d'écoulement proposée est définie par :

$$\phi(x, z) = z \left[1 + \left(\alpha + (1 - \alpha) \frac{(x - d)^2}{d^2} \right)^{-n} \right]^{1/n} = z_s / \alpha \quad , \quad (1.17)$$

$$\text{with } \alpha = s/e; \quad d = R \sin(\theta); \quad \cos(\theta) = (R + s - e)/R \quad .$$

Un champ cinématiquement acceptable de vitesse peut être défini comme suit :

$$\begin{aligned}
v_x &= \lambda(x, z) \partial \phi(x, z) / \partial z = \lambda(x, z) \zeta \quad , \\
v_z &= -\lambda(x, z) \partial \phi(x, z) / \partial x = 2\lambda(x, z) z(1-\alpha)(x-d) \zeta d^{-2} \xi^{-(n+1)} \kappa^{-1} \quad , \quad (1.18) \\
\text{with } \xi &= \alpha + (1-\alpha)(x-d)^2 / d^2 \quad , \quad \kappa = 1 + 1/\xi^n \quad , \quad \zeta = \kappa^{1/n} \quad .
\end{aligned}$$

Les paramètres du procédé de roulement dans cette formule sont montrés géométriquement dans la Fig. 1.18.

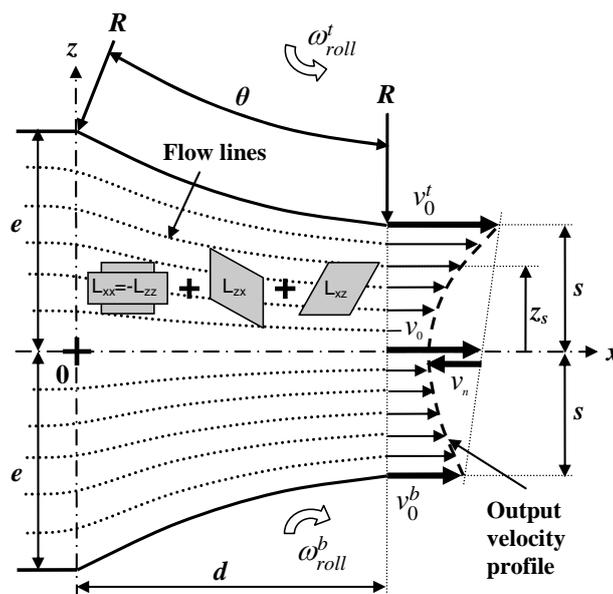


Figure 1.18 : Paramètres du procédé asymétrique de roulement [BT09].

Dans cette figure, e est la demi-épaisseur d'entrée, s est la demi-épaisseur de sortie, R est rayon du roulement, d est la coordonnée suivant x de l'écoulement de sortie, θ est l'angle correspondant à la zone de contact du roulement et de la feuille. Les vitesses angulaires de roulement de dessus et de bas sont ω_{roll}^t et ω_{roll}^b (rad/s), respectivement, et les vitesses de contact de dessus et de bas de feuille sont v_0^t et v_0^b , respectivement.

En utilisant l'équation (1.18), les gradients de vitesse sont exprimés par :

$$\begin{aligned}
L_{xx} &= \partial v_x / \partial x = 2\zeta(\alpha-1)(x-d)(3Az_s^2 + 2Bz_s + C) / d^2 \kappa (\alpha^{-n} + 1)^{1/n} \xi^{(n+1)}, \\
L_{xz} &= \partial v_x / \partial z = \alpha \zeta^2 (2Az_s + B) / (\alpha^{-n} + 1)^{1/n}, \\
L_{zx} &= \frac{4z_s(1-\alpha)^2(d-x)^2 v_x|_{x=d}}{\alpha d^4 \kappa^2 (\alpha^{-n} + 1)^{1/n}} \left(\frac{(n-1)}{\xi^{2(n+1)}} + \frac{\xi^{-(n+1)} d^2 \kappa}{2(1-\alpha)(d-x)^2} - \frac{z_s(2Az_s + B)}{v_x|_{x=d} \xi^{2(n+1)}} - \frac{\kappa(n+1)}{\xi^{(n+2)}} \right), \quad (1.19) \\
L_{zz} &= \partial v_z / \partial z = -L_{xx}, \quad L_{yy} = L_{xy} = L_{yx} = L_{yz} = L_{zy} = 0.
\end{aligned}$$

Des variations de la vitesse et du gradient de vitesse dans la zone plastique de déformation sont décrites dans la Fig. 1.19. La combinaison suivante des paramètres a été choisie: $e = 2\text{mm}$, $s = 1\text{mm}$, $R = 80\text{mm}$, $\omega_{roll}^i = 1.5\text{ rad}\cdot\text{s}^{-1}$, $\omega_{roll}^b = 1.0\text{ rad}\cdot\text{s}^{-1}$ et une distribution linéaire de la vitesse à la sortie a été considérée.

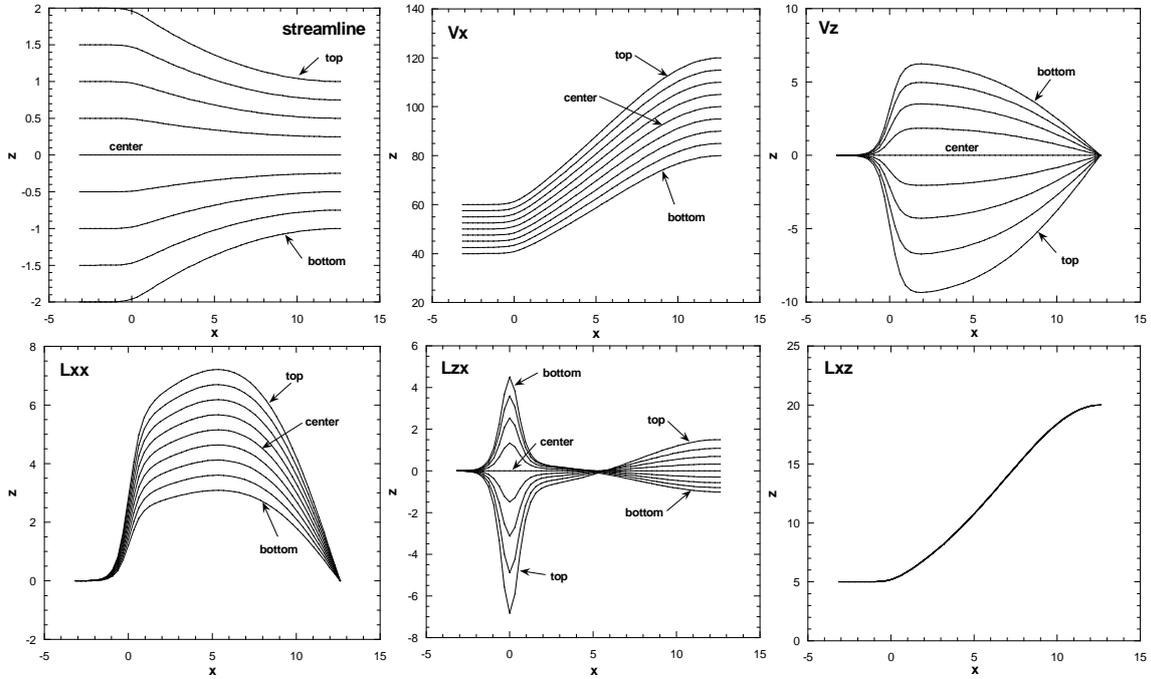


Figure 1.19 : Lignes profilées et variations de $v_x, v_z, L_{xx}, L_{zx}, L_{xz}$ dans l'épaisseur de la feuille long de 9 lignes ; au dessus, $3/4, 1/2, 1/4$, centre, $-1/4, -1/2, -3/4$, au fond [BT09].

Les gradients de vitesse dans l'équation (Fig.1.19) ont été incorporés au modèle polycrystal auto cohérent viscoplastic de plasticité [MCA87] pour simuler l'évolution de la texture de déformation. Les résultats d'évolution de texture obtenus pour le fer de BCC par une réduction de 2mm à 1mm obtenus d'un ou cinq passages du roulement symétrique ou asymétrique sur la ligne supérieure d'écoulement (près de au roulement plus rapide) sont présentés dans la Fig. 1.20. Le rapport de vitesse angulaire des roulements est 1.5.

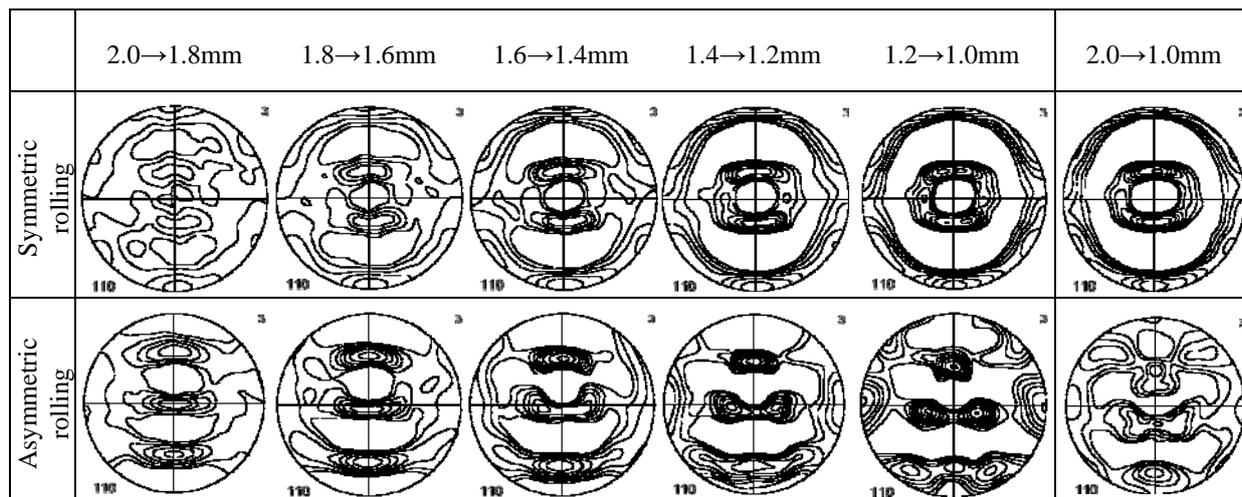


Figure 1.20 : évolutions de texture simulées par roulement symétrique et asymétrique en Fe sur la surface supérieure. Dans tous les figures de pôles, ND est au milieu et RD est dirigé vers le bas [BT09].

Après un examen court des lignes d'écoulement de tréfilage et de roulement, nous passons en revue maintenant les modèles de lignes d'écoulement existantes dans ECAE.

1.3.4. ECAE

On a déjà proposé deux fonctions d'écoulement pour décrire la déformation matérielle pendant l'extrusion angulaire de canaux égaux. Le premier est le plus commun pour l'angle de matrice à 90° [TAGBS04] et le second est pour un angle de la matrice 120° [ATM06]. Le champ d'écoulement dans le premier est validé avec des calculs d'éléments finis de l'ECAE. En outre, les deux ont été employés pour simuler l'évolution de texture et comparés aux textures expérimentales aussi bien qu'à ceux correspondant au cisaillement simple.

1.3.4.1. ECAE avec l'angle de la matrice à 90°

On a proposé la fonction d'écoulement suivante pour expliquer l'écoulement de la matière dans la matrice d'ECAE à 90° [TAGBS04] :

$$\phi = (d-x)^n + (d-y)^n = (d-x_0)^n \quad (1.20)$$

Dans cette expression, d est le diamètre de la matrice, x_0 définit la position entrante de la ligne d'écoulement, et n est un paramètre qui peut commander la courbure de la ligne d'écoulement (voyez la Fig. 1.20).

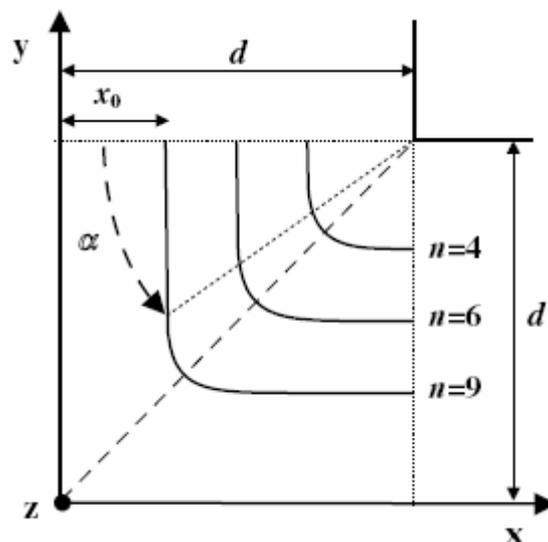


Figure 1.20 : Description du champ d'écoulement par des lignes d'écoulement dans une matrice d'ECAE à 90° [TAGBS04].

Cette fonction est seulement valide dans la zone de déformation ; entre les lignes $y=d$ et $x=d$. En ces positions les lignes d'écoulement sont parfaitement verticales et horizontales, respectivement. Le paramètre n décrit les formes possibles des lignes d'écoulement ; pour $n=2$ la ligne est circulaire et pour un n plus élevé la ligne d'écoulement approche une ligne non-arrondie. Pour $n \rightarrow \infty$ l'écoulement la ligne se compose de deux lignes droites reliées au plan d'intersection des canaux.

De l'équation (1.20), le champ de vitesse est donné par :

$$\begin{aligned} v_x &= v_0 \left(\frac{d-y}{d-x_0} \right)^{n-1} , \\ v_y &= -v_0 \left(\frac{d-x}{d-x_0} \right)^{n-1} . \end{aligned} \quad (1.21)$$

Après avoir entièrement exprimé v_x et v_y en fonction de x et de y , le champ de gradient de vitesse peut être obtenu par dérivation partielle simple de l'équation (1.21) :

$$\begin{aligned}
L_{xx} &= \frac{\partial v_x}{\partial x} = -v_0 (1-n)(d-x)^{n-1} (d-y)^{n-1} (d-x_0)^{1-2n} , \\
L_{yy} &= -L_{xx} \\
L_{xy} &= \frac{\partial v_x}{\partial y} = v_0 (1-n)(d-x)^n (d-y)^{n-2} (d-x_0)^{1-2n} , \\
L_{yx} &= \frac{\partial v_y}{\partial x} = -v_0 (1-n)(d-y)^n (d-x)^{n-2} (d-x_0)^{1-2n} .
\end{aligned} \tag{1.22}$$

Ces champs de vitesse décrivent la compression et la tension le long des directions de y et de x , respectivement ; et cisaillement sur les deux. Une grande rotation rigide, maximale au plan de symétrie de la ligne d'écoulement, est donnée également. Les composantes du tenseur de taux de contrainte sont présentées comme suit :

$$\begin{aligned}
\mathcal{E}_{xx} &= -v_0 (1-n)(d-x)^{n-1} (d-y)^{n-1} (d-x_0)^{1-2n} , \\
\mathcal{E}_{yy} &= v_0 (1-n)(d-x)^{n-1} (d-y)^{n-1} (d-x_0)^{1-2n} , \\
\mathcal{E}_{xy} &= \frac{1}{2} v_0 (1-n)(d-x_0)^{1-2n} \left[(d-x)^n (d-y)^{n-2} - (d-y)^n (d-x)^{n-2} \right] .
\end{aligned} \tag{1.23}$$

La Fig.1.21 montre l'accord entre la simulation d'éléments finis et le modèle de lignes d'écoulement pour différentes valeurs de n , selon la position de la ligne d'écoulement. À cet égard trois lignes d'écoulement ont été choisies avec leurs composantes de taux de déformation différentes de zéro en fonction de la position angulaire α dans la matrice (voir la Fig. 1.20).

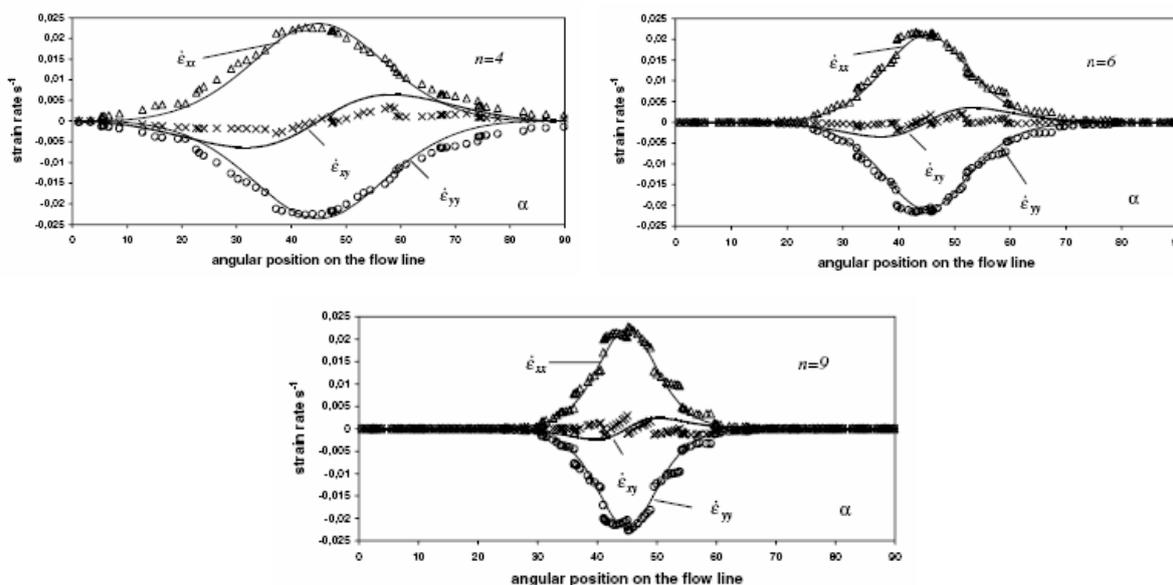


Figure 1.21 : Comparaison des composantes du taux de déformation entre l'élément fini (symboles) et le modèle de la ligne d'écoulement (lignes continues) pour trois lignes d'écoulement par n=4, 6 et 9 [TAGBS04].

En utilisant l'équation (1.23), le taux équivalent de déformation de von Mises est :

$$d\bar{\epsilon} = \frac{1}{\sqrt{3}} v_0 (n-1) (d-x_0)^{1-2n} (d-x)^{n-2} (d-y)^{n-2} \left[(d-x)^2 + (d-y)^2 \right] \quad (1.24)$$

L'intégration de l'équation (1.24) suivant une ligne d'écoulement donne la déformation équivalente accumulée totale :

$$\bar{\epsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{\pi(n-1)}{n^2 \sin\left(\frac{\pi}{n}\right)} \quad (1.25)$$

L'équation (1.25) prouve que toute la déformation est indépendante des paramètres d et x_0 et elle est la même dans toute la section transversale de la matrice, tant que le paramètre n est maintenu constant. La variation de toute la déformation en fonction du paramètre n pour un passage est illustrée dans la Fig.1.22.

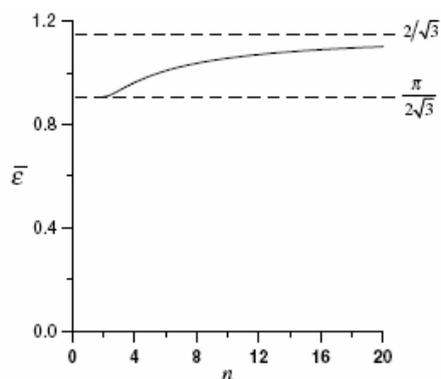


Figure 1.22 : Déformation de von Mises accumulé dans un passage en fonction du paramètre n [TAGBS04].

L'équation (1.20) a été insérée dans le modèle polycrystal auto-cohérent afin de simuler l'évolution de la texture cristallographique pendant l'ECAE à 90° [SATJES06]. Les simulations ont été faites sur le type trois de cuivre : pur, commercialement pur et impur (fonte). L'ODF expérimental et simulé pour le commercialement pur est présenté dans la Fig. 1.23. Comme peut être vu, de bonnes prévisions de texture ont été réalisées dans le passé en utilisant le modèle de lignes d'écoulement présenté; cependant, les lignes d'écoulement ne peuvent pas représenter certaines caractéristiques de base connues des expériences, comme la déviation de la symétrie et d'autres effets. Ce sera le sujet de la thèse actuelle.

Des fonctions d'écoulement ont été développées également pour le cas d'ECAE à 120° qui sera examiné dans la section suivante.

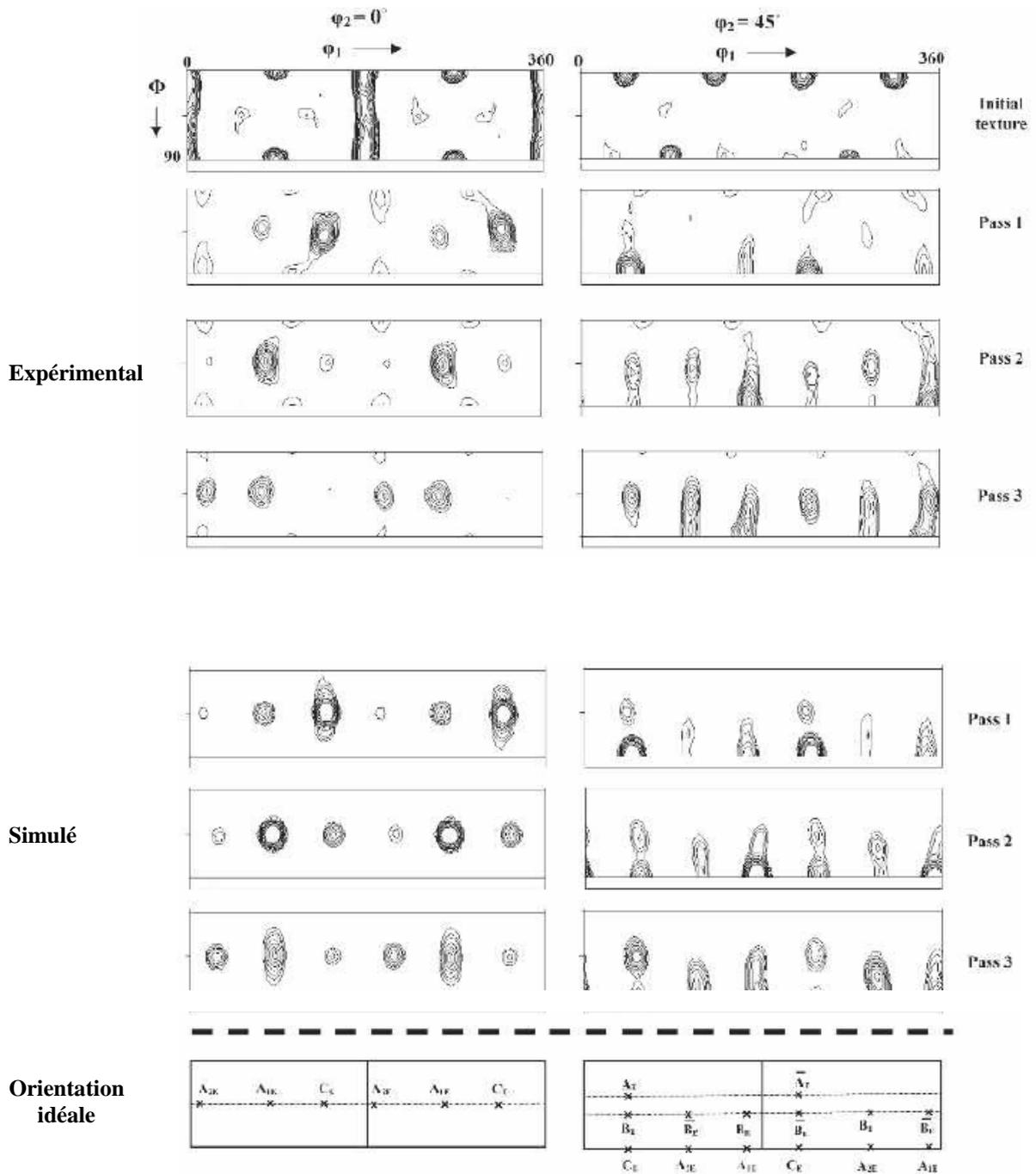


Figure 1.23 : Comparaison entre ODF expérimental et simulé pour le cuivre commercialement pur dans les plusieurs passage d'ECAE à 90°.

1.3.4.2. ECAE avec l'angle de la matrice 120°

La matrice à 120° était le deuxième cas d'ECAE qui a été étudié par la modélisation de la ligne d'écoulement [ATM06]. La fonction de ligne d'écoulement a été inspirée du premier cas pour 90° [TAGBS04]. Elle a été employée également pour la prévision de l'évolution de texture du cuivre en route A. On a proposé la fonction d'écoulement suivante dans la matrice d'ECAE à 120°:

$$\phi = x^n + \left(\frac{1}{2}\right)^n \left[(x + \sqrt{3}y)^n + (-x + \sqrt{3}y)^n \right] = x_0^n \quad (1.26)$$

Où définit x_0 la position entrante de la ligne d'écoulement (voir la Fig. 1.24) et n est un paramètre.

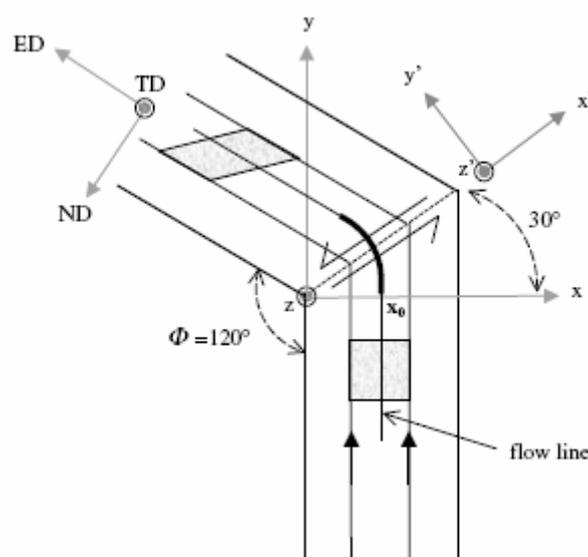


Figure 1.24 : Description de l'ECAE à 120° et du champ d'écoulement par la ligne d'écoulement.

Il convient noter que l'équation (1.26) décrit un hexagone régulier pour des valeurs égales de n tandis que la forme de la courbe n'est pas identique quand n est impair. Cette caractéristique ne bloque pas la modélisation parce que seulement la ligne en gras dans la Fig. 1.24 est employée. La courbure de la présente partie dépend complètement du paramètre n et son alternance est tout à fait semblable au cas à 90°.

Un champ incompressible de vitesse peut être obtenu à partir de la fonction d'écoulement ϕ comme suit:

$$\begin{aligned} v_x &= -\frac{v_0 \sqrt{3} D [A^{n-1} + B^{n-1}]}{x_0^{n-1} E}, \\ v_y &= \frac{v_0 [C + D(A^{n-1} - B^{n-1})]}{x_0^{n-1} E}. \end{aligned} \quad (1.27)$$

là où $A = x + \sqrt{3}y$, $B = -x + \sqrt{3}y$, $C = x^{n-1}$, $D = \left(\frac{1}{2}\right)^n$ and $E = 1 + 2^{-n} + \left(-\frac{1}{2}\right)^n$.

Plus tard, en utilisant les équations ci-dessus, la ligne d'écoulement mène au gradient suivant de vitesse :

$$\begin{aligned} L_{xx} &= \frac{3v_0 D (n-1)}{E} \left\{ -\frac{K}{x_0^{n-1}} + \frac{J(C+DI)}{x_0^{2n-1}} \right\}, \\ L_{xy} &= \frac{3v_0 D (n-1)}{E} \left\{ -\frac{K}{x_0^{n-1}} + \frac{DJ^2}{x_0^{2n-1}} \right\}, \\ L_{yx} &= \frac{v_0 (n-1)}{E} \left\{ -\frac{F+DK}{x_0^{n-1}} - \frac{[C+DI]^2}{x_0^{2n-1}} \right\}, \\ L_{yy} &= -L_{xx}, \quad L_{yz} = L_{zx} = L_{zy} = L_{zz} = 0. \end{aligned} \quad (1.28)$$

Ici les notations suivantes sont employées pour davantage de simplification :

$$\begin{aligned} F &= x^{n-2}, \quad G = x^n + D(A^n + B^n), \quad H = EG^{(n-1)/n}, \quad I = A^{n-1} - B^{n-1}, \quad J = A^{n-1} + B^{n-1}, \\ K &= A^{n-2} + B^{n-2}, \quad L = A^{n-2} - B^{n-2} \end{aligned}$$

Le tenseur de taux de déformation comme partie symétrique de gradient de vitesse est :

$$\begin{aligned} \mathfrak{E}_{xy} &= \frac{v_0 (n-1)}{2H} \left\{ 3D \left(-K + \frac{DJ^2}{G} \right) + F + DK - \frac{(C+DJ)^2}{G} \right\}, \\ \mathfrak{E}_{xx} &= L_{xx}, \quad \mathfrak{E}_{yx} = \mathfrak{E}_{xy}, \quad \mathfrak{E}_{yy} = L_{yy}, \quad \mathfrak{E}_{yz} = \mathfrak{E}_{zx} = \mathfrak{E}_{zy} = \mathfrak{E}_{zz} = 0. \end{aligned} \quad (1.29)$$

Le taux équivalent de déformation au sens de von Mises est :

$$\begin{aligned} \bar{\epsilon} = \frac{\nu_0 2(n-1)D}{H} & \left\{ \left[-L + \frac{(C+DI)J}{G} \right]^2 + \left[\frac{\sqrt{3}}{2} \left(-K + \frac{D}{G} J^2 \right) \right. \right. \\ & \left. \left. + \frac{\sqrt{3}}{6D} \left(F + DK - \frac{(C+DI)^2}{G} \right) \right]^2 \right\}^{1/2}. \end{aligned} \quad (1.30)$$

Contrairement au modèle pour la matrice à 90°, dû à l'impossibilité de l'intégration analytique suivant la ligne d'écoulement pour obtenir la déformation équivalente accumulée dans un passage, une intégration numérique a été effectuée ; les résultats sont présentés dans la Fig. 1.25. Cette figure présente également une comparaison entre la déformation équivalente obtenue par le cisaillement simple et le modèle de la ligne d'écoulement pour $\Psi=0$ et $\Psi=60$. La quantité des déformations équivalentes aux limites de $\Psi=0$ et $\Psi=60$ a été obtenue $\frac{\pi}{3\sqrt{3}}$ et $\frac{2}{3}$, respectivement, où les valeurs sont conformes à celles qui sont prévues par Iwashashi et autres. [IWHN96].

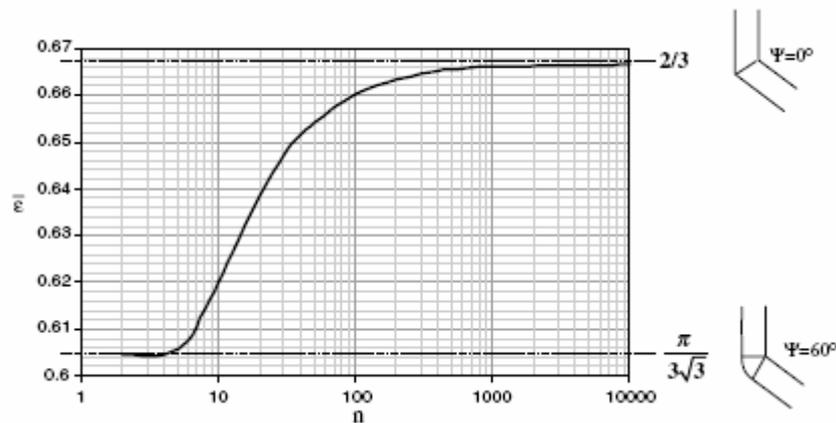


Figure 1.25 : Déformation équivalente de von Mises dans un passage en fonction du paramètre n de la ligne d'écoulement.

La simulation dans ce cas-ci a été effectuée également en incorporant les gradients de vitesse (Eq. 1.28) dans le modèle polycrystal auto-cohérent. La comparaison d'ODFs expérimental et simulé suivant la route A de cuivre est montrée dans la Fig. 1.26. Comme peut être vu, les textures sont bien prévues par l'approche de la ligne d'écoulement.

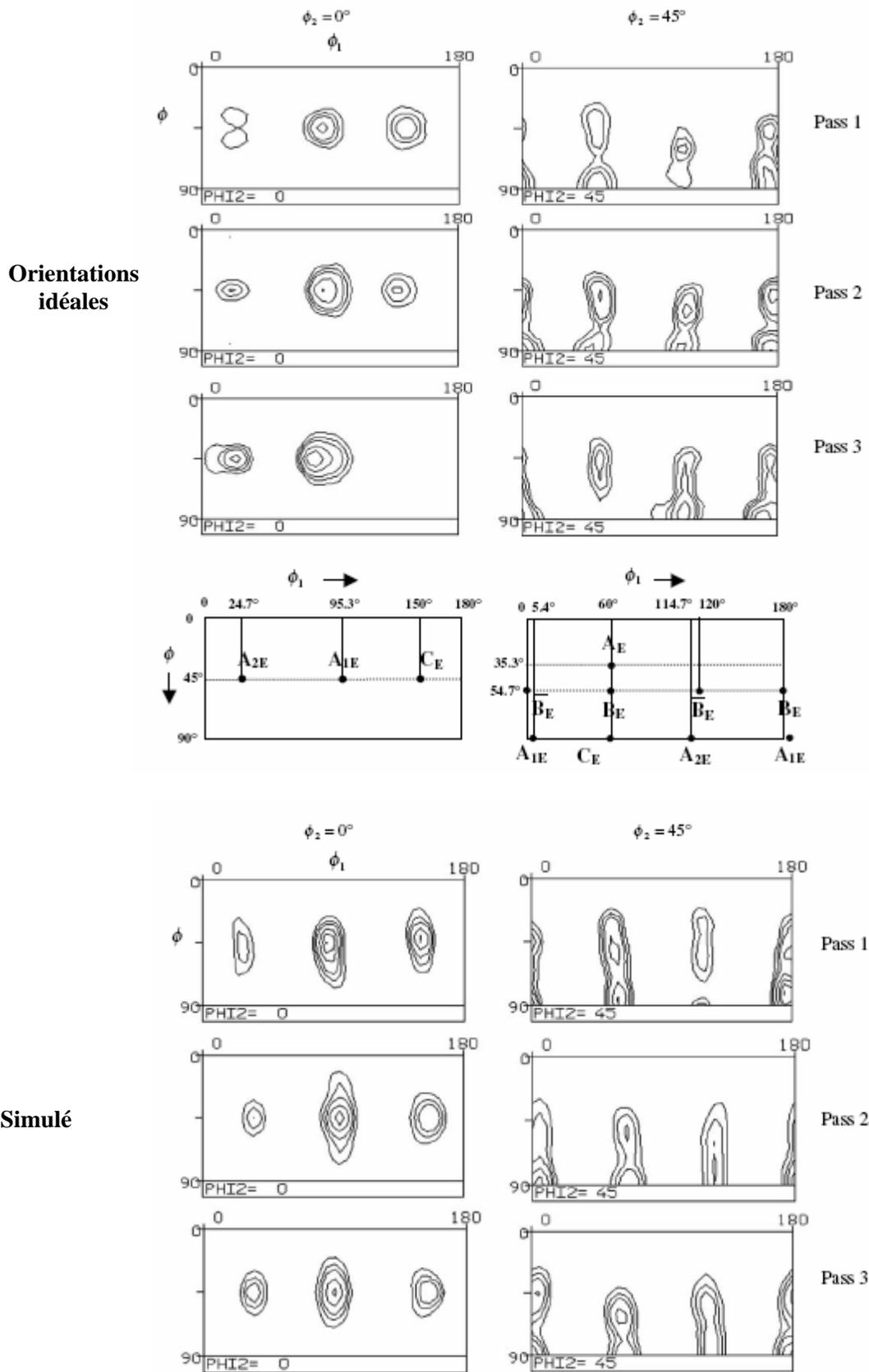


Figure 1.26 : Comparaison d'ODFs expérimental et simulé du cuivre en route A dans ECAE à 120°.

Un sommaire des modèles existants dans ECAE a été présenté dans cette section. Les modèles qui ont expliqué l'écoulement de la matière ont été seulement développés pour deux cas spéciaux : 90° et 120° . Des données expérimentales [HLTM08] et des résultats de simulation (voir le chapitre 2) illustrent qu'il y a des déviations dans les directions d'entrée et de sortie pour les écoulements de la matière de prévus dans la matrice. Les fonctions présentées d'écoulement pour 90° et 120° ne sont pas capables pour restituer ces effets. En outre, le comportement du matériau dans d'autres angles de matrice d'ECAE devrait être étudié également pour n'importe quel angle de matrice: une généralisation de la fonction d'écoulement est nécessaire. La ligne d'écoulement proposée devrait être capable de restituer tous les effets expérimentaux mentionnés ci-dessus. Dans le prochain chapitre, une fonction générale d'écoulement est présentée et sa capacité à décrire la déformation et le développement des textures sera examinée. Une demande spéciale de cas ECAE à 135° pour le cuivre et l'aluminium pur est présenté et simulée en utilisant cette fonction générale d'écoulement au chapitre 4.

CHAPITRE II

Lignes d'écoulement dans ECAE

Deux modèles différents de lignes d'écoulement sont présentés dans ce chapitre. Tout d'abord, on présente un modèle relativement simple de lignes d'écoulement avec une forme de trajectoire elliptique qui appartient à une zone de déformation plastique en forme d'hélice (PDZ). Le modèle est examiné pour Al déformé dans une matrice à 90° et 120°. Nous appelons ce nouveau modèle « fan-modèle ». L'autre modèle est une nouvelle fonction générale d'écoulement pour décrire l'écoulement de la matière dans chaque angle de matrice d'ECAE. Ce modèle s'appelle le « modèle de loi puissance ». Après une description détaillée des lignes de trajectoire, les champs de vitesse et les gradients de vitesse comme dérivés principales de la ligne d'écoulement ont été définis. Les résultats sont comparés aux calculs d'élément finis ; les simulations d'élément finis sont présentées pour trois angles de matrice d'ECAE : pour 90°, 120° et 135°. Dans la dernière section de ce chapitre, le modèle de loi- puissance est généralisé pour le paramètre variable « n » pour le cas 90°. Des applications de développement de texture pour les deux modèles seront présentées au chapitre 4.

2.1. Le nouveau fan-modèle d'ECAE

(Cette section est éditée dans *Scripta Materialia*, référence : A. Hasani, de L.S. Toth, modèle de lignes d'écoulement "fan-type" dans la déformation d'ECAE, 2009, en cours d'impression)

2.1.1. Introduction

Plusieurs modèles ont été proposés pour décrire le mode de déformation dans ECAE, cependant, on ne l'a pas encore complètement compris. Le modèle de cisaillement simple est le mode de déformation le plus couramment employé qui est proposé pour les matrices non-arrondies d'ECAE [S99]. Dans cette approche, la déformation en cisaillement simple est localisée dans une zone étroite autour du plan d'intersection des deux canaux qui ont relié par un angle Φ , voir Fig. 2.1-a. Les observations expérimentales [GBP02, TAGBS04, TAGBS04] et les simulations d'élément finis [TAGBS04, LBBAC04], cependant, prouvent que les lignes d'écoulement peuvent être assez arrondies ce qui a été interprété comme qu'un signe de déviation du cisaillement simple. Ces lignes arrondies d'écoulement ont été alors modélisées fondamentalement par deux approches ; le fan-modèle de [BT04] et le modèle de lignes d'écoulement [TAGBS04, HLTM08]. Malgré le succès de ces modèles de lignes d'écoulement analytique dans la prévision de l'évolution de texture [HLTM08, LBBAC04, BT04, MBT05], le modèle de cisaillement simple exécutait également bien dans plusieurs études [BLT03, BSTNF08].

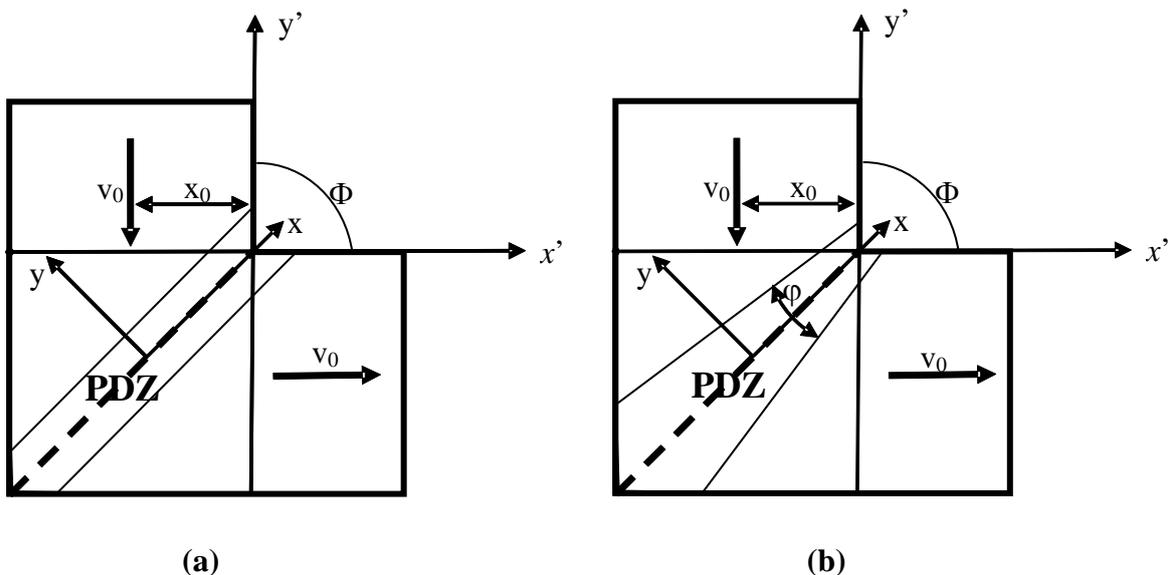


Figure 2.1 : Figure schématique d'ECAE montrant la zone de cisaillement autour du plan d'intersection et des systèmes de référence. (a) : Modèle de cisaillement simple, (b) : fan-modèle.

2.1.2. Trajectoire d'écoulement dans le nouveau fan-modèle

Dans le premier modèle fan-type [BT04], on suppose que la forme de la ligne d'écoulement est circulaire avec une vitesse constante. Semblable à [BT04], ici le fan-modèle est adopté, cependant, avec un champ de vitesse différent. Afin de trouver la trajectoire d'écoulement, d'abord une supposition est faite sur le champ de vitesse, et alors la forme de la ligne d'écoulement est obtenue à partir d'une fonction d'écoulement. L'élasticité est négligée, seulement la déformation plastique est considérée avec l'écoulement plastique incompressible. La trajectoire est examinée dans le système de référence x - y fixé au plan d'intersection, voir Fig. 2.1. L'angle du PDZ est φ . Une trajectoire se compose de trois parties : deux lignes droites extérieures et une partie incurvée dans la zone de cisaillement (Fig. 2.2).

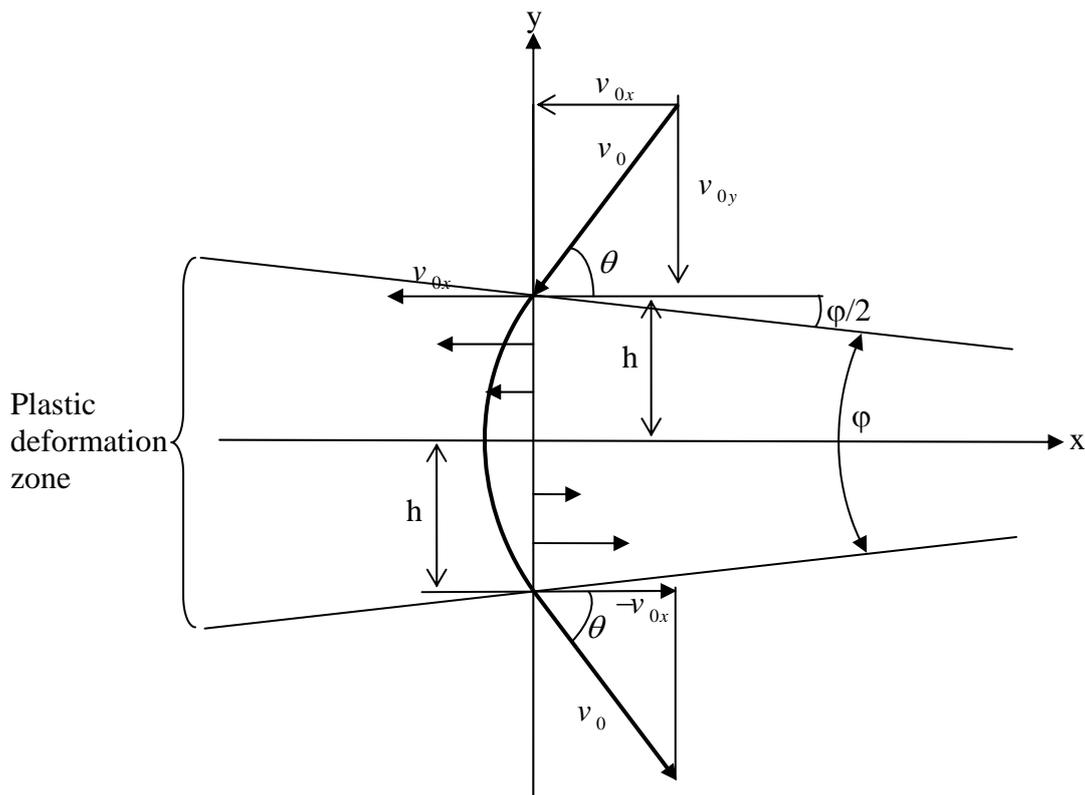


Figure 2.2 : Géométrie pour la zone plastique en forme d'hélice.

La vitesse d'entrée est v_0 ce qui est égale à la vitesse de sortie. Elle est décomposée en composants v_{0x} parallèles et v_{0y} perpendiculaire au plan d'intersection :

$$\begin{aligned} v_{0x} &= -v_0 \cos \theta \\ v_{0y} &= -v_0 \sin \theta \end{aligned} \quad , \quad (2.1)$$

où $\theta = \Phi/2$. Le type de champ de vitesse suivant dans la zone de cisaillement est supposé :

$$\begin{aligned} v_x &= -v_{0x} \frac{y}{h-bx} \\ v_y &= -v_{0y} + g(x, y) \end{aligned} \quad . \quad (2.2a-b)$$

Ici b est la demie-pente du PDZ ; $b = \tan(\varphi/2)$ et h est l'épaisseur du PDZ pour la ligne réelle d'écoulement considérée. Le système de référence est fixé à une ligne donnée signifiant que pour choisir une autre ligne d'écoulement, la valeur de h doit être prise en conséquence. La fonction de $g(x, y)$ est présentée afin de satisfaire la condition d'incompressibilité :

$$\frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} = 0 \quad . \quad (2.3)$$

En utilisant les équations (2.2) et (2.3) ainsi que les conditions aux limites où $x=0$, $v_y = -v_{0y}$, on obtient pour v_y :

$$v_y = \frac{v_{0x} y^2 b}{2(h-bx)^2} - v_{0y} - v_{0x} \frac{b}{2} \quad . \quad (2.4)$$

Les équations (2.2a) et (2.4) définissent le champ de vitesse dans le PDZ. Notez que le PDZ a une épaisseur constante quand $b=0$ ($\varphi = 0$), pour ce cas, le champ de vitesse décrit du cisaillement simple.

La fonction d'écoulement pour un écoulement incompressible est définie comme suit:

$$f(x, y) = c \quad . \quad (2.5)$$

Le champ de vitesse peut être obtenu également à partir de la fonction d'écoulement :

$$\begin{aligned} v_x &= \frac{\partial f}{\partial y} \\ v_y &= -\frac{\partial f}{\partial x} \end{aligned} \quad (2.6)$$

En employant les équations (2.2a), (2.4) et (2.6), le système suivant d'équation peut être :

$$\begin{aligned} -v_{0x} \frac{y}{h-bx} &= \frac{\partial f}{\partial y} \\ \frac{v_{0x} y^2 b}{2(h-bx)^2} - v_{0y} - v_{0x} \frac{b}{2} &= \frac{\partial f}{\partial x} \end{aligned} \quad (2.7)$$

La solution de (2.7) est :

$$f(x, y) = -\frac{v_{0x} y^2}{2(h-bx)} + v_{0y} x + v_{0x} x \frac{b}{2} = c \quad (2.8)$$

La constante c est obtenue en choisissant la ligne d'écoulement qui passe par le point $x = 0$, $y = h$, qui mène à l'équation suivante de la ligne de trajectoire :

$$y^2 = 2(h-bx) \left[x \left(\operatorname{tg} \theta + \frac{b}{2} \right) + \frac{h}{2} \right] \quad (2.9)$$

L'équation (2.9) décrit une ellipse avec son axe principal parallèle à l'axe des abscisses, c'est-à-dire, parallèle au plan de l'intersection des deux canaux d'une matrice d'ECAE. Notez que dans un cas spécial quand $b = 0$ ($\varphi = 0$), la forme de la ligne d'écoulement est une parabole.

2.1.3. L'écoulement expérimental raye l'analyse

Les résultats de l'analyse actuelle ont été examinés dans les lignes d'écoulement expérimentales. Fig. 2.3 montre le meilleur ajustement des lignes d'écoulement avec des ellipses. Le matériau est de l'aluminium commercialement pur avec la section transversale rectangulaire qui a été extrudé dans une matrice à 90° et 120° pour une passe; les résultats expérimentaux ont été pris de [S99]. L'analyse a été effectuée dans le système de référence de la matrice qui est identifié par les axes $x'-y'$, voir sur Fig. 1. Les angles en forme d'hélice obtenus du PDZ étaient $\varphi = 20.4^\circ$ et $\varphi = 10.2^\circ$, pour des matrices respectivement à 90° et 120° .

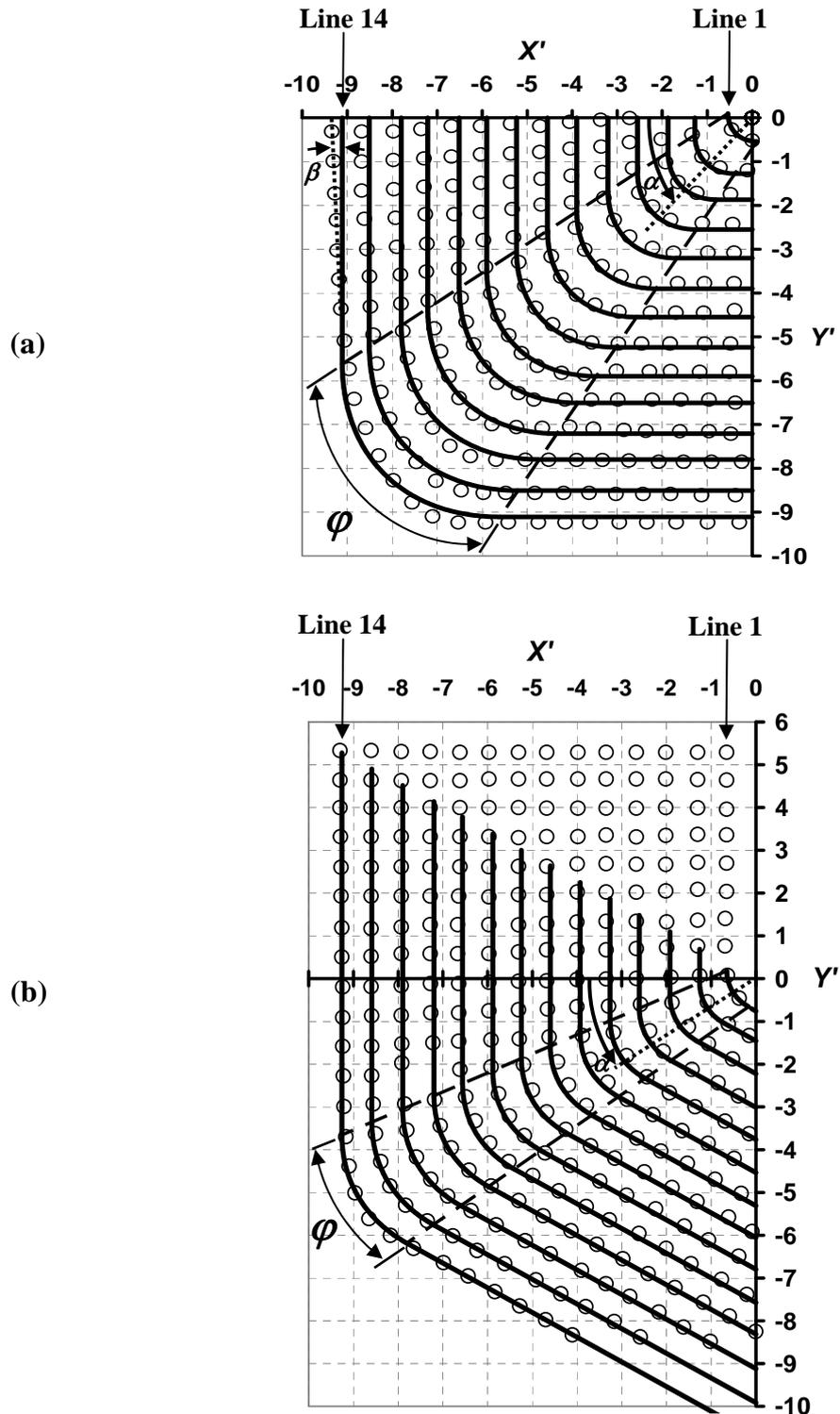


Figure 2.3 : Les lignes d'écoulement dans ECAE sur de l'aluminium commercialement pur après un passage dans une matrice à 90° (a) et à 120° (b). Les symboles de cercle sont des expériences de Segal [S99] et les lignes continues sont les lignes ajustées ; elles sont en forme elliptique dans le PDZ délimité par les deux lignes cassées et des lignes droites en dehors du PDZ.

Comme peut être vu, les ellipses s'adaptent bien aux lignes d'écoulement, particulièrement dans la partie centrale de la zone plastique et proche du coin intérieur. Plus la déviation peut

être vue dans la partie externe de la matrice à 90° , à partir de la position $x_0 = 8.0$ (le diamètre des deux échantillons a été pris pour être d'unité 10 parce que leur taille n'a pas été indiquée dans [99]). Cette zone, cependant, est fortement affectée par le frottement, commençant la plupart du temps de la partie inférieure de la matrice [VL06, BT09]. Basé sur les résultats d'élément finis, on a proposé dans [BT09] que les rotations rigides élastiques sont responsables de la rotation des lignes matérielles sans déformation plastique dans la zone externe. Dans cette zone, les lignes d'écoulement dévient de leur direction prévue du flux ; l'angle de déviation est indiqué par β dans Fig. 2.3a. Cette déviation signifie que les lignes d'écoulement ne sont pas symétriques ; la position d'entrée prévue diffère de la position où la ligne d'écoulement sort du PDZ. Cette asymétrie est pratiquement absente dans l'expérience à 120° (Fig. 2.3 b). Le modèle simple actuel ne peut pas reproduire cet effet qui est la plupart du temps dû au frottement et à l'écroutissage [VL06, BT09]. Cependant, l'effet de l'écroutissage sur l'asymétrie de l'écoulement est tout d'abord réduit après le premier passage, pour lequel cas on s'attend à ce que le modèle actuel fonctionne bien mieux, également dans la partie inférieure du PDZ. De plus, des modèles de lignes d'écoulement plus sophistiqués [HTM09] peuvent décrire cette asymétrie ; cependant, le traitement mathématique est beaucoup plus compliqué, voir la section 2.2.

Comparant le modèle de lignes d'écoulement actuel au premier "fan-modèle" [BT04], la différence principale est dans la forme des lignes d'écoulement. Beyerlein et Tomé ont supposé la forme de la ligne d'écoulement circulaire dans [BT04], et un procédé de cisaillement simple a été obtenu sur les plans constamment tournants. Il est clair dans l'analyse actuelle que les lignes expérimentales d'écoulement peuvent être plus rapprochées à des ellipses. Une autre différence est celle, dans la présente modélisation, que les lignes d'écoulement aux points de frontière du PDZ sont tangentes à l'entrée/sortie aux lignes droites d'écoulement de la partie non-déformée. Dans le fan-modèle décrit dans [BT04], il y a des discontinuités aux mêmes points. Tóth et autres. [TAGBS04] a également proposé un ajustement possible des lignes d'écoulement avec une formule du type loi de puissance. Ce modèle mène à la ligne circulaire d'écoulement seulement pour son cas aux limites où $n = 2$, cependant, avec une zone de cisaillement qui se prolonge à toute la région du coin de l'échantillon. De meilleures approximations peuvent être obtenues avec de plus grandes valeurs de n [HLTM08]. Néanmoins, l'analyse actuelle suggère que pour de l'aluminium, les lignes d'écoulement dans le PDZ puissent être également bien approchées avec des ellipses. Les résultats d'élément finis montrent également des lignes d'écoulement de forme

presque elliptiques, particulièrement près de la zone du coin où un espace est formé pendant le procédé [KSH00, DS99]. Cet espace est beaucoup plus grand pour des matériaux d'écroutissage que pour le comportement élastique parfaitement plastique.

2.1.4. Analyse de contrainte

Le champ de vitesse défini par les équations (2.2a) et (2.4) peut maintenant être utilisé pour obtenir le gradient de vitesse $\underline{\underline{L}}$. Les quatre composantes de $\underline{\underline{L}}$ différentes de zéro sont :

$$\begin{aligned} L_{xx} &= \frac{\partial v_x}{\partial x} = -v_{0x} \frac{yb}{(h-bx)^2}, & L_{xy} &= \frac{\partial v_x}{\partial y} = -\frac{v_{0x}}{h-bx} \\ L_{yx} &= \frac{\partial v_y}{\partial x} = \frac{v_{0x}y^2b^2}{(h-bx)^3}, & L_{yy} &= \frac{\partial v_y}{\partial y} = v_{0x} \frac{yb}{(h-bx)^2} \end{aligned} \quad (2.10)$$

Les gradients de vitesse donnés dans l'équation (2.10) peuvent être directement utilisés ; par exemple, pour la prévision du développement de textures cristallographiques pendant une passe d'ECAE. Il y a seulement deux paramètres dans le modèle actuel : la largeur locale de la zone plastique h et la pente b qui est définie par le fan-angle (voir la relation ci-dessus). Les autres constantes sont définies par la géométrie d'ECAE et les conditions d'essai.

Le taux équivalent de contrainte de von-Mises est également un paramètre important du procédé de déformation. Il peut être obtenu à partir de $\underline{\underline{L}}$ comme suit :

$$\bar{\dot{\epsilon}}_{VM} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\epsilon}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}} = \frac{v_{0x} \left[y^2 b^2 + (h-bx)^2 \right]}{\sqrt{3} (h-bx)^3}, \quad \text{where: } \dot{\epsilon}_{ij} = \frac{1}{2} (L_{ij} + L_{ji}) \quad (2.11)$$

Dans la suite, le cas où l'angle de l'hélice est zéro ($b = 0$) sera alors examiné. on peut voir de l'équation (2.11) que le taux de déformation est constant si l'épaisseur du PDZ est constante :

$$\bar{\dot{\epsilon}}_{VM} = \frac{v_{0x}}{h\sqrt{3}} \quad (2.12)$$

C'est un cas spécial qui correspond au cisaillement simple seulement si $L_{xy} = \dot{\gamma} = -v_{0x}/h$ pour des composantes non nulles du gradient de vitesse. Puisque le taux de déformation est constant, la déformation accumulée en cisaillement peut être obtenue simplement :

$$\gamma = -v_{0x} T / h \quad (2.13)$$

où T est le temps du passage dans la zone de cisaillement. T peut être obtenu à partir de la composante normale du champ de vitesse de même que v_y constant (voir l'équation 2.4 avec $b = 0$) :

$$T = 2h / v_{0y} . \quad (2.14)$$

En conclusion, en utilisant les équations (2.1), (2.13) et (2.14), la contrainte de cisaillement dans une passe est :

$$\gamma = -2 \cot\left(\frac{\phi}{2}\right) . \quad (2.15)$$

Notez que cette formule est identique à celle dérivée plus tôt [S95, IWHNL96]. Ce qu'il y a de neuf dans la dérivation ci-dessus est qu'une zone de cisaillement avec l'épaisseur finie a été supposée, tandis que dans [S95, IWHNL96] la zone de cisaillement n'a eu aucune épaisseur du tout (pour une matrice non-arrondie). Une telle situation correspondrait à un taux infini de cisaillement dans la zone de cisaillement tandis que dans l'analyse actuelle, le taux de cisaillement est fini et est donné par l'équation (2.12).

Pour le cas général, quand le PDZ a une forme d'hélice, le taux de déformation change suivant la ligne d'écoulement. Fig. 2.4 montre les variations pour les lignes d'écoulement dans lesquelles sont décrites en Fig. 2.3 en fonction de la position angulaire α (voir sa définition dans Fig. 2.3).

Comme peut être vu, le taux de déformation change juste légèrement dans la matrice à 120° en fonction de α . Plus de variations ont lieu pour la matrice à 90° . Dans les deux cas, le taux de déformation a un minimum quand la ligne d'écoulement croise le plan d'intersection des canaux. Comparé au cas où l'angle de l'hélice est nul (en cisaillement simple, voir ci-dessus), il y a deux différences. Dans le cisaillement simple, le taux de déformation est le même pour n'importe quelle ligne d'écoulement, alors que pour le fan-modèle; il diminue avec la distance du coin intérieur (voyez Fig. 2.4). Il montre également un minimum dans le taux de déformation pour n'importe quelle ligne d'écoulement. Il est dû à la variation du taux de déformation avec la distance radiale du coin intérieur ; en raison de la forme elliptique de la ligne d'écoulement.

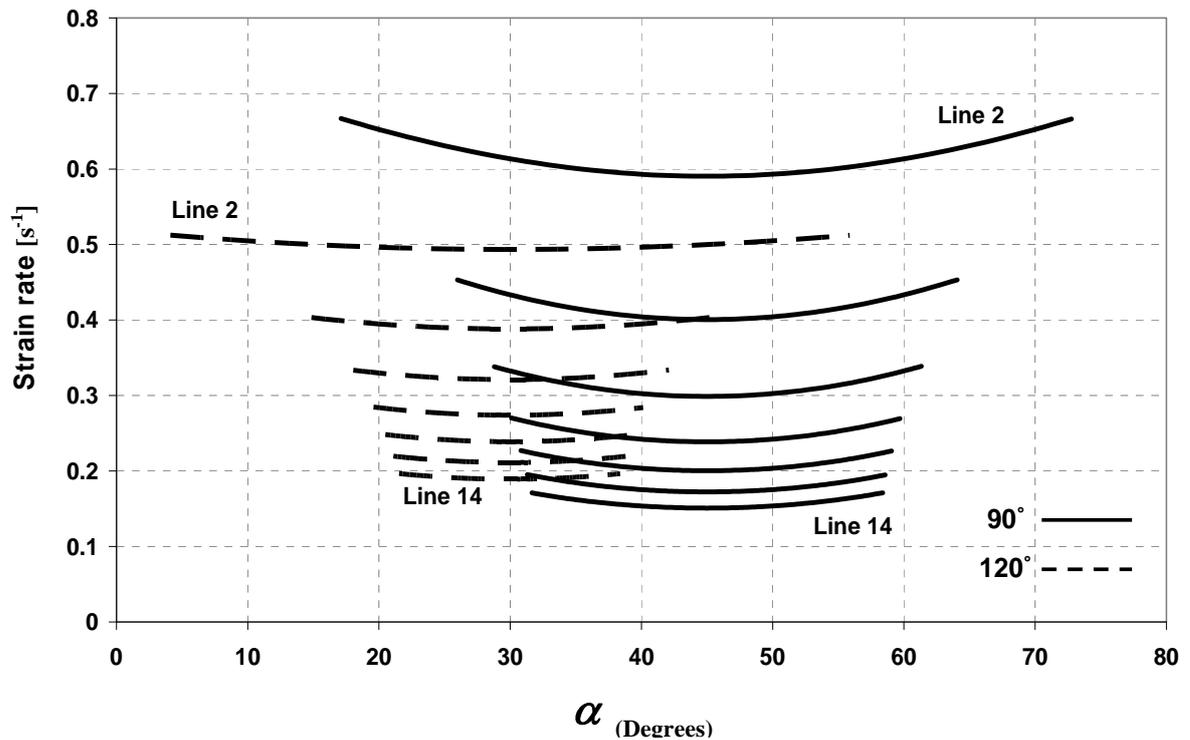


Figure 2.4 : Le taux équivalent de déformation de von-Mises en fonction de l'angle α le long de la position des lignes d'écoulement dans 2.3 pour les extrusions à 90° et 120° d'ECAE (des courbes pour chaque deuxième ligne sont montrées).

Fig. 2.5 montre la déformation accumulée dans un passage en fonction de l'angle de l'hélice pour les matrices à 90° et 120°. Comme qu'on le prévoit, la déformation diminue à mesure que l'angle de l'hélice augmente. Il y a peu de variation en fonction de l'épaisseur du PDZ ; c'est pourquoi on ne le montre pas dans Fig. 2.5.

En conclusion, l'analyse actuelle prouve que le mode de déformation dans une matrice d'ECAE peut être modélisé avec une ligne de trajectoire elliptique quand la zone plastique de déformation a une forme d'hélice ("fan"). Les lignes d'écoulement expérimentales montrent des formes presque elliptiques pour de l'aluminium, qui est en bon accord avec le modèle de déformation proposé. On lui montre également que quand l'angle de l'hélice est nul, la forme de la ligne d'écoulement est parabolique et le mode de déformation est du cisaillement simple. Une application de ce modèle sur le développement de texture en cuivre sera présentée en chapitre 4.

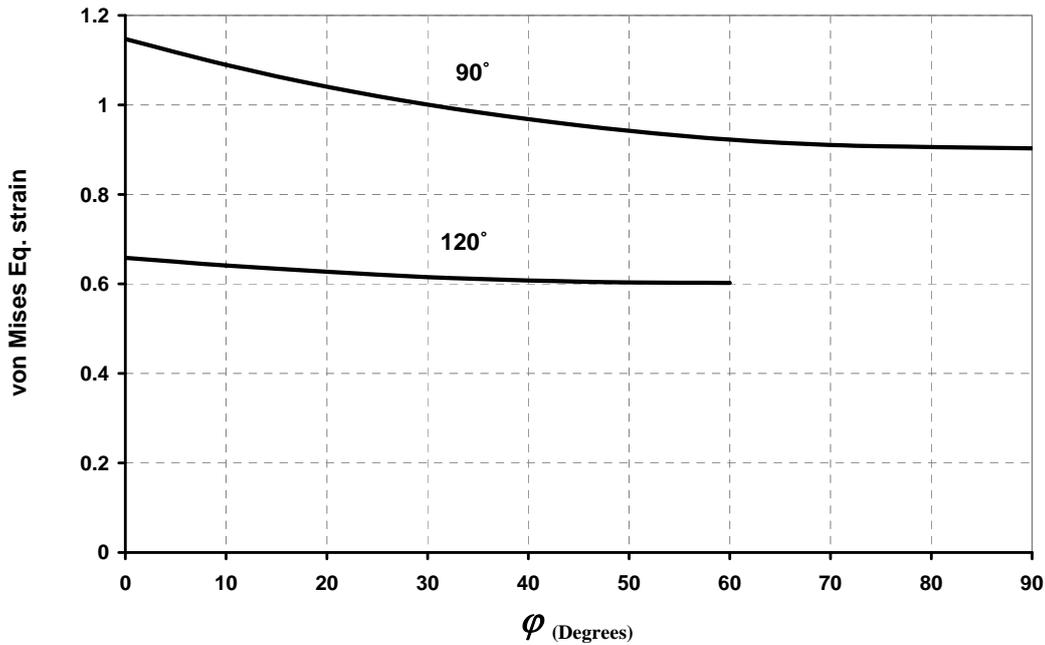


Figure 2.5 : Déformation totale pour une passe en fonction de l'angle de l'hélice du PDZ pour les extrusions à 90° et à 120° en ECAE.

2.2. Généralisation de la fonction d'écoulement de loi-puissance pour ECAE

2.2.1. Introduction

Dans la section 2.1.1, un résumé très court des modèles de lignes d'écoulement dans ECAE a été présenté. Le premier modèle de lignes d'écoulement de loi-puissance a été développé pour une matrice à 90° sans arrondi des coins [TAGBS04]. Alors ce modèle de lignes d'écoulement a été également adapté pour la matrice à 120° [ATM06]. Les deux sont basés sur une fonction analytique de lignes d'écoulement en utilisant seulement un paramètre qui peut être obtenu en adaptant les lignes d'écoulement aux calculs d'élément finis ou aux lignes d'écoulement expérimentales.

Une fonction générale de lignes d'écoulement de loi-puissance est présentée dans cette section qui peut décrire l'écoulement de la matière dans n'importe quel angle de matrice. Les lignes d'écoulement observées des investigations expérimentales [S99] et des simulations d'éléments finis du procédé ont indiqué la forme asymétrique des lignes d'écoulement ; la capacité de recouvrement de ce type de ligne d'écoulement est la caractéristique spécifique de la nouvelle fonction. Les trois paramètres de la nouvelle fonction de lignes d'écoulement

peuvent être obtenus par l'ajustement avec celles observées. L'effet de chaque paramètre sur la forme de la ligne d'écoulement est également examiné. L'effet de la variation d'un des paramètres comme un cas spécial de fonction d'écoulement pour la matrice à 90° est analysé en détail.

2.2.2. La ligne généralisée fonction d'écoulement

Dans ce travail de thèse, on propose la trajectoire suivante d'écoulement pour approcher l'écoulement de la matière pour n'importe quel angle de matrice :

$$f(x, y) = (y \sin \alpha + x \cos \alpha)^n + \frac{(y \sin \phi - x \cos \phi)^n}{m} = (y_0 \sin \alpha + x_0 \cos \alpha)^n \quad (2.16)$$

Dans cette expression ϕ est l'angle de matrice, α est un angle décrivant l'asymétrie de la ligne d'écoulement, m est un paramètre qui commande la position de sortie de l'écoulement, n est le paramètre de forme de la ligne d'écoulement qui peut commander la finesse de la courbe d'écoulement et (x_0, y_0) sont les coordonnées du point initial (voyez la Fig. 2.6).

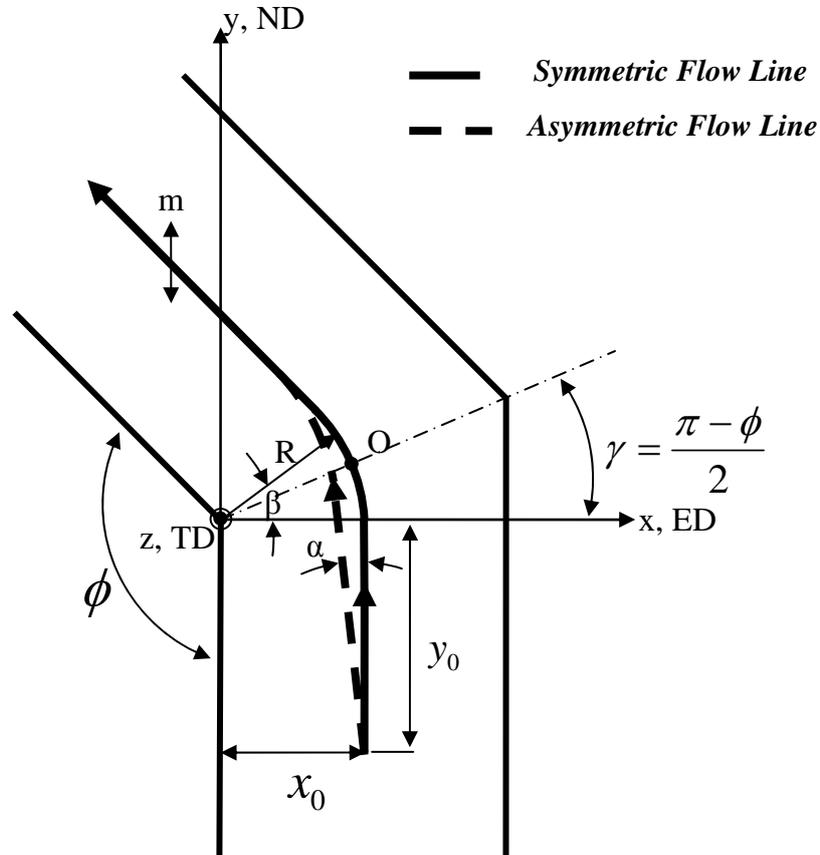


Figure 2.6 : Lignes symétriques et asymétriques d'écoulement dans les canaux d'ECAE.

Puisque le point initial (x_0, y_0) devrait satisfaire l'équation (2.16) on peut obtenir :

$$y_0 = x_0 \cot \phi . \quad (2.17)$$

Le champ de vitesse peut être défini de l'équation (2.16) comme suit :

$$\begin{aligned} v_x &= \lambda \frac{df}{dy} = \lambda n \left[\sin \alpha (x \cos \alpha + y \sin \alpha)^{n-1} + \sin \phi (y \sin \phi - x \cos \phi)^{n-1} \right], \\ v_y &= -\lambda \frac{df}{dx} = -\lambda n \left[\cos \alpha (x \cos \alpha + y \sin \alpha)^{n-1} - \cos \phi (y \sin \phi - x \cos \phi)^{n-1} \right]. \end{aligned} \quad (2.18)$$

Le paramètre λ dans l'équation (2.18) est déterminé par la vitesse d'entrée du matériau v_0 au point initial (x_0, y_0) ; là où $v_y = v_0 \cos \alpha$ et $v_x = -v_0 \sin \alpha$:

$$\lambda = -\frac{v_0}{n(x_0 \cos \alpha + y_0 \sin \alpha)^{n-1}} . \quad (2.19)$$

En utilisant la valeur λ dans l'équation (2.18), le champ de vitesse peut être obtenu :

$$\begin{aligned} v_x &= \lambda \frac{\partial f}{\partial y} = -v_0 \frac{\sin \alpha p^{n-1} + \frac{\sin \phi}{m} q^{n-1}}{c^{n-1}} , \\ v_y &= -\lambda \frac{\partial f}{\partial x} = v_0 \frac{\cos \alpha p^{n-1} - \frac{\cos \phi}{m} q^{n-1}}{c^{n-1}} . \end{aligned} \quad (2.20)$$

où : $c = (y_0 \sin \alpha + x_0 \cos \alpha)$, $p = (y \sin \alpha + x \cos \alpha)$, $q = (y \sin \phi - x \cos \phi)$.

Avant davantage de dérivation afin d'obtenir le gradient de vitesse, le champ de vitesse doit être entièrement exprimé en termes de variables de x et de y , en utilisant la fonction d'écoulement. À cette fin, nous exprimons c^{n-1} de l'équation (2.16) :

$$c^{n-1} = \left[(y \sin \alpha + x \cos \alpha)^n + \frac{(y \sin \phi - x \cos \phi)^n}{m} \right]^{\frac{n-1}{n}} . \quad (2.21)$$

Par le remplacement c^{n-1} dans l'expression de vitesse, nous obtenons :

$$\begin{aligned}
v_x &= \lambda \frac{df}{dy} = -v_0 \frac{\left[\sin \alpha (x \cos \alpha + y \sin \alpha)^{n-1} + \sin \phi (y \sin \phi - x \cos \phi)^{n-1} \right]}{\left[(y \sin \alpha + x \cos \alpha)^n + \frac{(y \sin \phi - x \cos \phi)^n}{m} \right]^{\frac{n-1}{n}}}, \\
v_y &= -\lambda \frac{df}{dx} = v_0 \frac{\left[\cos \alpha (x \cos \alpha + y \sin \alpha)^{n-1} - \cos \phi (y \sin \phi - x \cos \phi)^{n-1} \right]}{\left[(y \sin \alpha + x \cos \alpha)^n + \frac{(y \sin \phi - x \cos \phi)^n}{m} \right]^{\frac{n-1}{n}}}.
\end{aligned} \tag{2.22}$$

Plus tard, les composantes suivantes du gradient de vitesse sont dérivées dans l'équation (2.22) en employant une simplification les quantités p , q et c définies ci-dessus :

$$\begin{aligned}
L_{xx} &= -v_0 (n-1) \left[\begin{aligned} &c^{1-n} \left(p^{n-2} \sin \alpha \cos \alpha - q^{n-2} \frac{\sin \phi \cos \phi}{m} \right) \\ &-c^{1-2n} \left(p^{n-1} \sin \alpha + q^{n-1} \frac{\sin \phi}{m} \right) \left(p^{n-1} \cos \alpha - q^{n-1} \frac{\cos \phi}{m} \right) \end{aligned} \right], \\
L_{yy} &= -L_{xx} = v_0 (n-1) \left[\begin{aligned} &c^{1-n} \left(p^{n-2} \sin \alpha \cos \alpha - q^{n-2} \frac{\sin \phi \cos \phi}{m} \right) \\ &-c^{1-2n} \left(p^{n-1} \sin \alpha + q^{n-1} \frac{\sin \phi}{m} \right) \left(p^{n-1} \cos \alpha - q^{n-1} \frac{\cos \phi}{m} \right) \end{aligned} \right], \\
L_{xy} &= -v_0 (n-1) \left[c^{1-n} \left(p^{n-2} \sin^2 \alpha + q^{n-2} \frac{\sin^2 \phi}{m} \right) - c^{1-2n} \left(p^{n-1} \sin \alpha + q^{n-1} \frac{\sin \phi}{m} \right)^2 \right], \\
L_{yx} &= v_0 (n-1) \left[c^{1-n} \left(p^{n-2} \cos^2 \alpha + q^{n-2} \frac{\cos^2 \phi}{m} \right) - c^{1-2n} \left(p^{n-1} \cos \alpha - q^{n-1} \frac{\cos \phi}{m} \right)^2 \right].
\end{aligned} \tag{2.23}$$

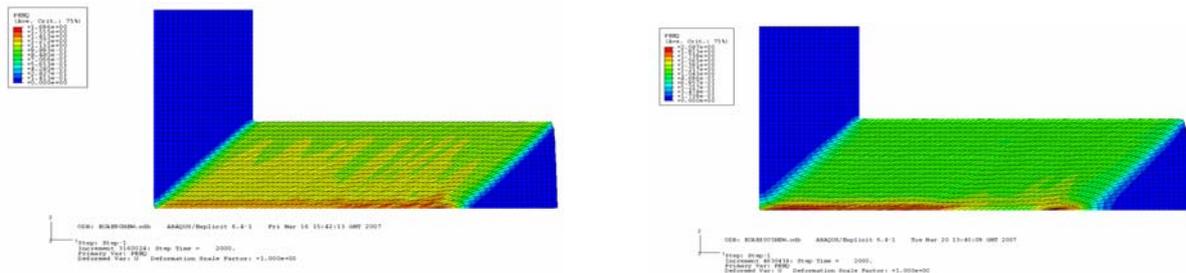
Les autres composantes du tenseur de gradient de vitesse sont nulles.

2.2.3. Simulation par éléments finis

Afin d'obtenir des valeurs possibles des paramètres de la fonction de lignes d'écoulement, des résultats des simulations par éléments finis ont été employés. Ces simulations ont été effectuées avec le logiciel ABAQUS dans deux conditions différentes ; sans friction et avec un coefficient de frottement de 0.02. Afin de simplifier l'analyse, des simulations ont été faites dans l'hypothèse de déformation plane. Les simulations ont été

effectuées en utilisant une vitesse de déplacement de 10mm.mn^{-1} dans la condition isotherme. L'échantillon de 10 millimètres de largeur et de 80 millimètres de longueur a été considéré et maillé avec 40×320 éléments en utilisant le type d'élément quadrilatéral de déformation plane bilinéaire de quatre noeuds avec l'intégration réduite. Ainsi la taille d'élément était $250\mu\text{m} \times 250\mu\text{m}$ ce qui était suffisamment petit. (Une taille de $1\text{mm} \times 1\text{mm}$ est suffisamment petite pour représenter le comportement local du échantillon [AZGNL06].) L'écroutissage et les effets de taux de déformation ont été négligés dans le calcul afin de trouver seulement les effets géométriques de paramètre. Un comportement élastique parfaitement plastique du matériau a été supposé. Les propriétés élastiques du matériau en aluminium pur ont été employées pour le spécimen: $E = 67.5\text{ GPa}$ pour le module de Young, $\nu = 0.35$ pour le coefficient de Poisson, $\rho = 2700\text{kg.m}^{-3}$ pour la densité et 800 MPa pour l'effort de fléchissement. Fig. 2.7 montre les résultats en éléments finis pour trois angles de matrice d'ECAE : 90° , 120° et 135° dans deux conditions différentes de frottement ; sans frottement et avec frottement. Les données de lignes d'écoulement obtenues à partir des simulations ont été transférées au système de référence de la fonction d'écoulement (Fig. 2.6) ; alors elles ont été plus tard analysées et adaptées par la fonction générale d'écoulement. La figure 2.8 montre de bonnes concordances entre la fonction d'écoulement et les données d'élément finis. Dans cette figure les cercles montrent les données extraites des simulations qui sont ajustées aux lignes d'écoulement en utilisant la fonction de trajectoire (Eq. 2.16). Notez que y_0 pour chaque ligne d'écoulement est calculé à partir d'Eq. (2.17).

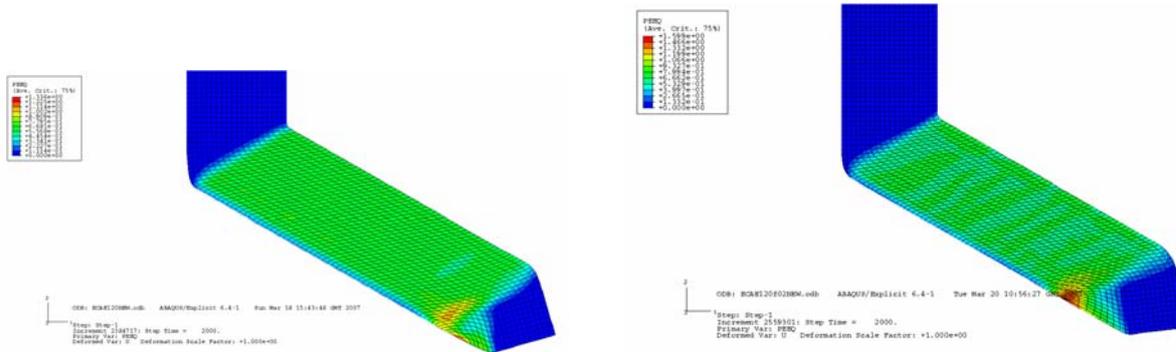
Puisqu'il y a beaucoup de lignes d'écoulement dans la Fig. 2.8, la ligne d'écoulement passant par le milieu de la matrice ($x_0=5$ millimètre) est choisi pour chaque cas pour présenter ses paramètres ; ils sont montrés dans le tableau 2.1. Ces paramètres ont été obtenus en employant la technique de Newton-Raphson ; cette technique est expliquée en détail dans l'annexe I.



Frictionless

With friction

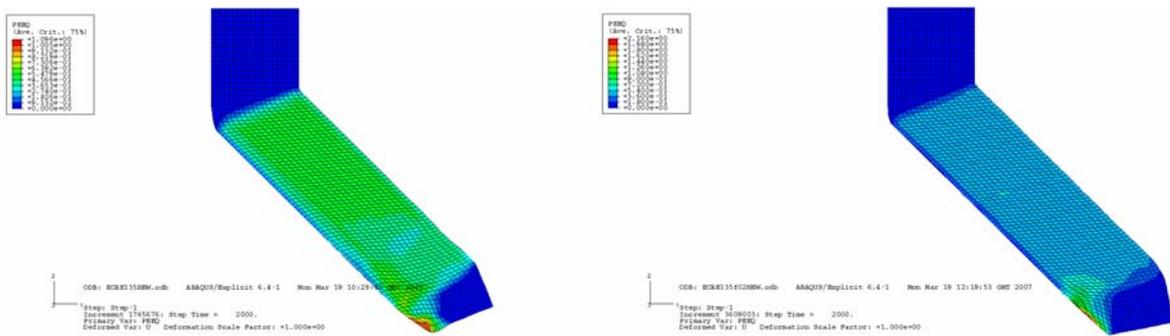
(a) 90°



Frictionless

With friction

(b) 120°



Frictionless

With friction

(c) 135°

Figure 2.7 : Simulations d'élément finis pour obtenir les paramètres des lignes d'écoulement pour l'angle de matrice de trois ECAE 90° (a), 120° (b) et 135° (c).

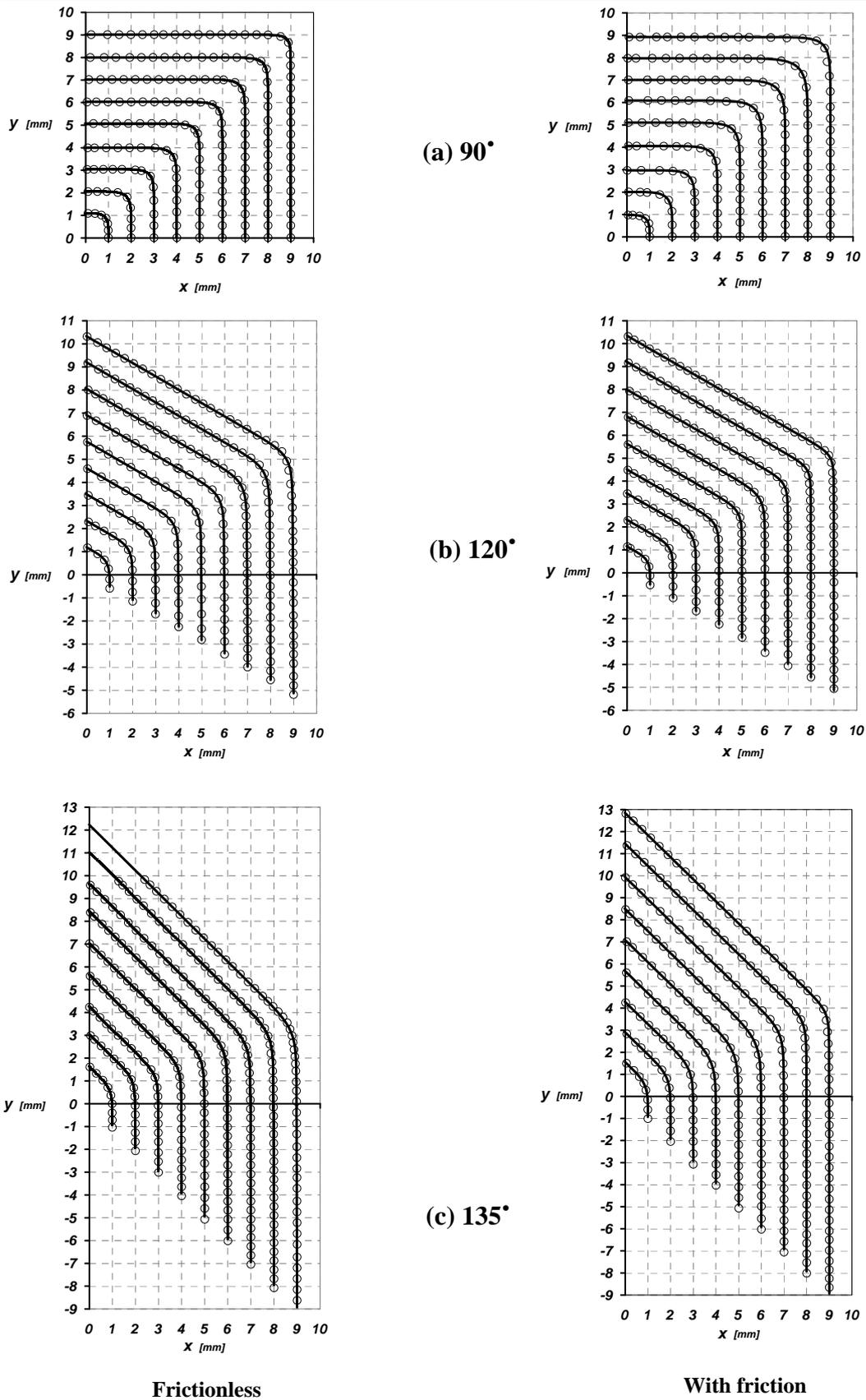


Figure 2.8 : Accord entre les données d'éléments finis et les lignes d'écoulement pour l'angle de matrice de trois ECAE 90° (a), 120° (b) et 135° (c). Les cercles présentent les données actuelles d'éléments finis qui sont ajustées aux lignes d'écoulement.

Tableau 2.1 : Les paramètres des lignes d'écoulement situées au milieu de la matrice ($x_0=5$ millimètre) pour chaque cas de la Fig. 2.8.

	Sans friction			Avec le coefficient 0.02 de frottement		
	n	α [°]	m	n	α [°]	m
90°	14.5	0.0	1.28	8.49	0.0	0.93
120°	12.75	0.545	1.8	15.37	0.445	0.975
135°	18.5	0.49	1.77	20.9	0.24	1.53

Le paramètre « $m \neq 1$ » de la fonction d'écoulement dans chaque cas montre la déviation de la ligne d'écoulement de la position prévue de sortie. En outre, les différences dans le paramètre α signifient différentes asymétries dans les lignes d'écoulement. L'effet de ces paramètres sur la forme de la ligne d'écoulement a été étudié en détail ; ils sont nécessaires pour l'interprétation des lignes d'écoulement expérimentales. Dans la prochaine section l'effet de chaque paramètre sur la forme de la ligne d'écoulement sera examiné.

2.2.4. Effets des paramètres sur la forme de la ligne d'écoulement

La fonction générale d'écoulement de loi-puissance avec ses trois paramètres a été présentée dans la section précédente. En changeant ces paramètres la fonction d'écoulement est capable de décrire presque n'importe quelle ligne d'écoulement dans une matrice d'ECAE. Les changements géométriques de la ligne d'écoulement due à la variation de ses paramètres sont examinés dans le système X/Y de référence montré dans la Fig. 2.9. Chaque ligne d'écoulement se compose de trois parties : une partie incurvée et deux segments droits d'extérieur dans lesquels sont marqués comme segments I et II dans la Fig. 2.9. Les premiers (AJ) commencent du point initial de la ligne d'écoulement (point A), c'est le chemin d'entrée de l'élément matériel, et le second (IE) est le segment de sortie.

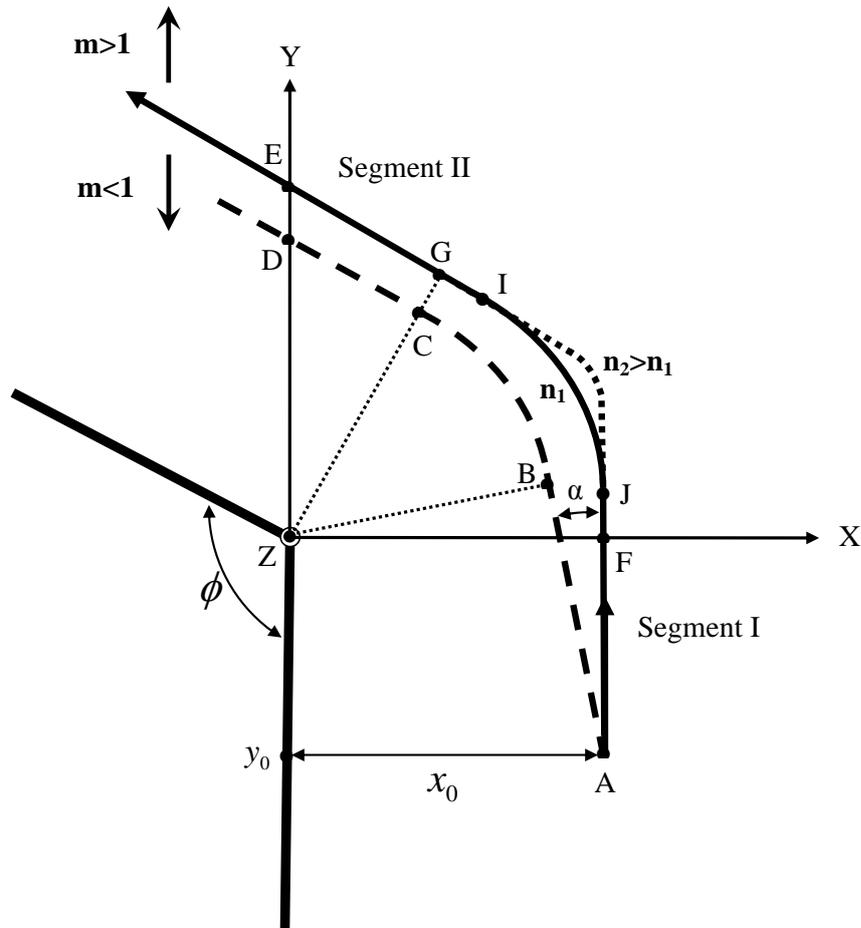


Figure 2.9 : Effet des paramètres sur la forme de la ligne d'écoulement.

Au chapitre I (section 1.2.4.1) on a montré que la courbure de la partie incurvée de la ligne d'écoulement est commandée par le paramètre n . Pour $n=2$ la ligne est parfaitement circulaire et elle devient plus pointue en augmentant le n . Pour $n \rightarrow \infty$ la ligne d'écoulement se compose de deux lignes droites reliées au plan d'intersection des canaux [TAGBS04]. La Fig. 2.10 montre le changement dans la forme de la ligne d'écoulement par variation du paramètre n pour une ligne à 90° située au milieu de la matrice ($x_0=5$ millimètre). Les autres paramètres étaient gardés constants: $m=1$, $\alpha=0^\circ$.

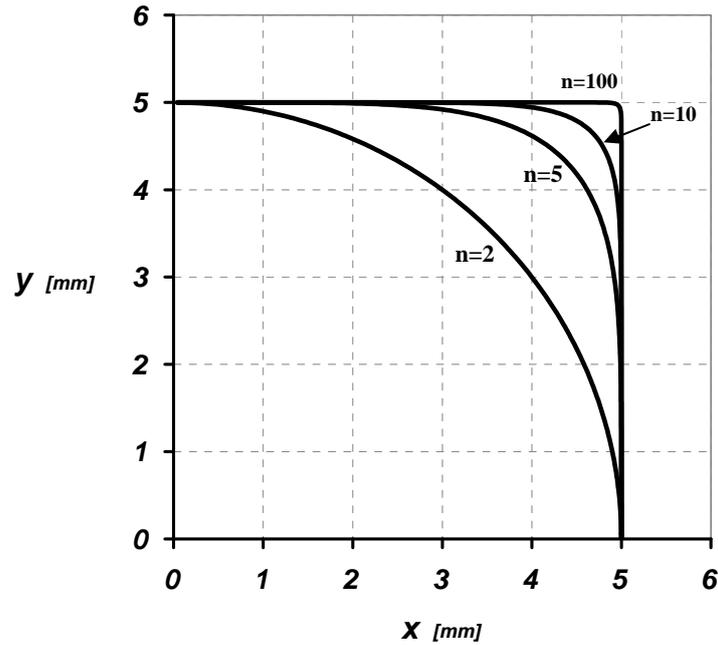


Figure 2.10 : Effet du paramètre n sur la forme d'une ligne d'écoulement à 90° avec $x_0=5\text{mm}$.

Comme on le voit dans la Fig. 2.10, la ligne d'écoulement complètement circulaire avec $n=2$ varie vers une forme angulaire de la ligne pour $n=100$.

Pour une ligne d'écoulement qui commence à partir du point (x_0, y_0) dans Fig. 2.9 on prévoit normalement que $ZF=ZG=x_0$, de sorte que la ligne d'écoulement croise l'axe des ordonnées au point E (Fig. 2.9). Il y a, cependant, deux effets d'asymétrie qui sont observés dans les lignes d'écoulement expérimentales ou d'élément finis :

1. $\neq x_0$ de ZF,
2. $\neq ZG$ DE ZF

La première déviation signifie que l'écoulement d'entrée arrive sous un angle $\alpha > 0^\circ$ et que le point de sortie n'est pas au point prévu d'E (Fig. 2.9). Ces effets s'appelleront la déviation d'entrée et la déviation de sortie, respectivement. Un angle dans Fig. 2.9 indique la déviation d'entrée. L'effet du paramètre α sur la forme de la ligne d'écoulement pour une ligne d'écoulement avec la position d'entrée initiale avec $x_0=5$ millimètre dans ECAE à 90° est illustré dans Fig. 2.11. Dans ce cas-ci, les autres paramètres ont été maintenus constants ; $m=1$ et $n=10$.

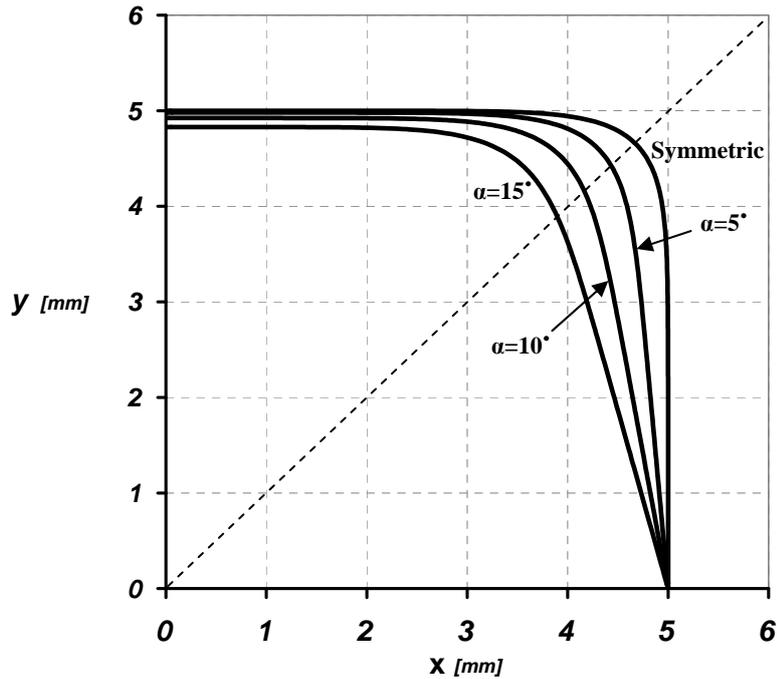


Figure 2.11 : Effet du paramètre α sur la forme d'une ligne d'écoulement à 90° avec $x_0=5\text{mm}$. La ligne en tiré indique le plan d'intersection des canaux d'entrée et de sortie de la matrice d'ECAE.

Dans la Fig. 2.11 la ligne en tirée se rapporte au plan d'intersection des canaux d'entrée et de sortie de la matrice d'ECAE définis par $\gamma = \frac{\pi - \varphi}{2}$ l'angle dans la Fig. 2.6 ; avec $\gamma = \frac{\pi}{4}$ pour une matrice de ECAE à 90° . En comparant les lignes d'écoulement dans la Fig. 2.11 on peut voir que l'asymétrie dans la forme de la ligne d'écoulement est augmentée par une valeur α . Pour plus de clarté sur l'asymétrie dans la forme des lignes d'écoulement, commandée par le paramètre α , une représentation polaire de la forme de la ligne d'écoulement peut être employée, voir Fig. 2.12. Cette figure présente des variations de R en fonction de β (voyez pour des définitions de R et de β sur la Fig. 2.6) pour une ligne d'écoulement à 90° avec plusieurs valeurs du paramètre α . Pour la ligne d'écoulement symétrique, le point maximum de ces courbes doit se trouver sur la ligne $\beta = 0^\circ$; tandis que pour celle asymétrique, il y a un déplacement du point maximum. Comme montrez sur la Fig. 2.12, l'angle β pour le point maximum de la ligne d'écoulement est augmenté en l'augmentation de la déviation d'entrée.

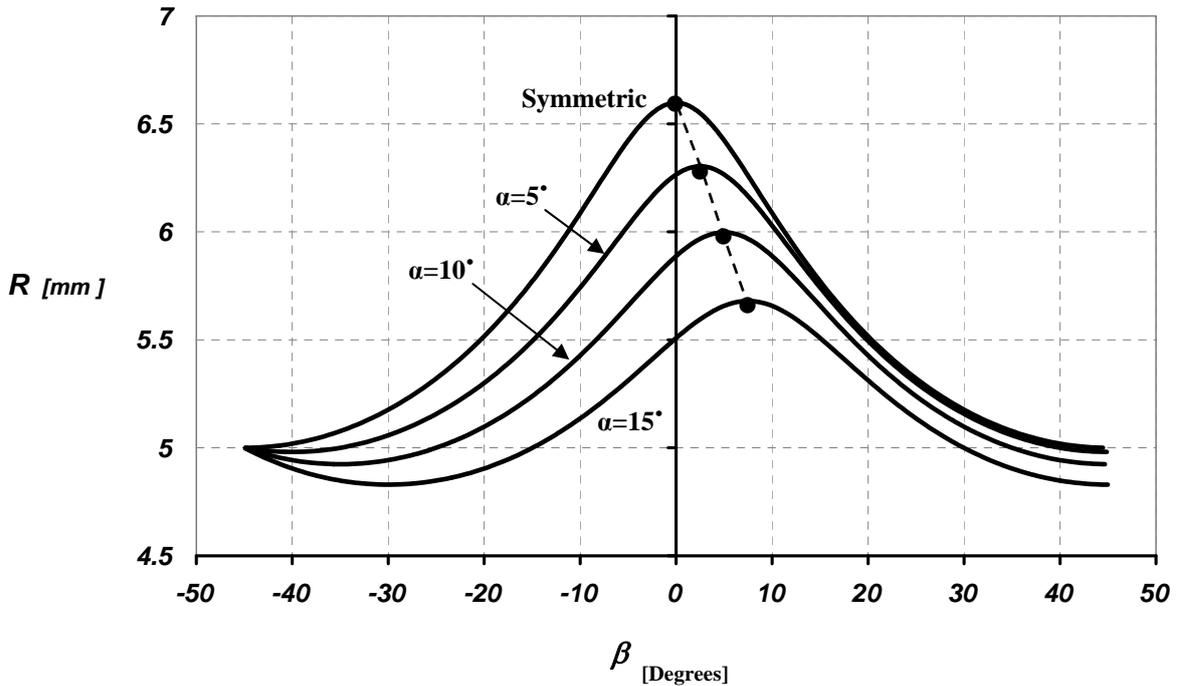


Figure 2.12 : Représentation polaire des lignes d'écoulement pour une ligne d'écoulement à 90° avec plusieurs valeurs du paramètre α . La ligne en tirée indique les points maximums des courbes.

En plus de l'asymétrie dans la ligne d'écoulement comme premier effet du paramètre, la Fig. 2.11 indique également qu'en augmentant le paramètre α , la position de sortie de la ligne d'écoulement décale vers l'origine du système de référence. N'importe quelle asymétrie fait une déviation en position de sortie à partir des prévisions par la ligne symétrique d'écoulement (point E dans la Fig. 2.9). Le paramètre m dans la fonction d'écoulement (Eq. 2.16) décrit la déviation de sortie qui peut être exprimée analytiquement comme suit :

$$m = \frac{(y \sin \phi - x \cos \phi)^n}{(y_0 \sin \alpha + x_0 \cos \alpha)^n - (y \sin \alpha + x \cos \alpha)^n} \quad (2.24)$$

On peut artificiellement éliminer la déviation de sortie comme deuxième effet du paramètre α en employant le paramètre m . Si nous voulons considérer seulement la déviation d'entrée ; alors la ligne d'écoulement doit croiser l'axe des ordonnées à y comme suit :

$$y_E = \frac{x_0}{\sin(\phi)} \quad (2.25)$$

Dans ce cas spécial, m doit avoir la valeur spécifique suivante :

$$m_E = \left[(\cot \phi \cdot \sin \alpha + \cos \alpha)^n - \left(\frac{\sin \alpha}{\sin \phi} \right)^n \right]^{-1} \quad (2.26)$$

En utilisant cette correction, l'exemple pour les lignes d'écoulement montrées dans la Fig. 2.11 est montré dans la Fig. 2.13.

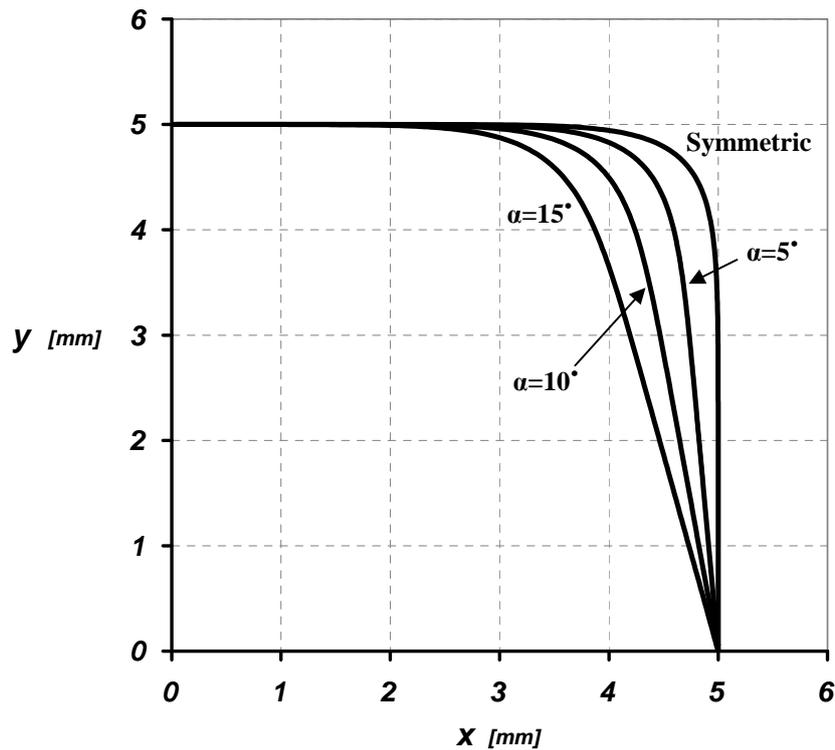


Figure 2.13 : Lignes asymétriques d'écoulement dans une matrice à 90° quand seulement la déviation d'entrée- est considérée (un angle).

Le tableau 2.2 montre les valeurs de m_E pour les différentes lignes d'écoulement de la Fig. 2.13.

Tableau 2.2 : valeurs de m_E correspondant aux lignes d'écoulement de Fig. 2.13.

α [degrés]	5	10	15
m_E	1.038862	1.165428	1.414337

Dans cette section, la fonction générale d'écoulement de loi-puissance et l'effet de ses paramètres sur la forme de la ligne d'écoulement ont été présentés. Dans le prochain chapitre, l'effet des paramètres sur le champ de déformation plastique en ECAE sera étudié. En outre les lignes expérimentales d'écoulement obtenues à partir d'ECAE à 90° et à 120° d'Al pur seront analysées. Le développement de texture dû à la variation de ces paramètres sera discuté au chapitre 4.

2.2.5. Généralisation de la fonction d'écoulement pour le exposant variable du "n"

Comme on l'a vu, il y a trois paramètres dans la fonction de la ligne générale d'écoulement présentée. Ces paramètres permettent à la fonction d'écoulement de décrire l'écoulement de la matière avec une flexibilité élevée dans n'importe quel angle de la matrice d'ECAE. Chaque paramètre a une influence particulière sur le comportement et les possibilités de la fonction. Le paramètre n contrôle la finesse de la ligne d'écoulement, le paramètre α fait un angle de déviation dans la direction d'entrée et le paramètre m impose la variation de la position de sortie de la ligne d'écoulement. Tous ces paramètres sont considérés comme constants pendant les dérivations afin de trouver le champ de vitesse et les gradients de vitesse. Ainsi, la variation de ces paramètres affecte le comportement de fonction d'écoulement et par conséquent les champs de vitesse et les gradients de vitesse pendant que les dérivés première et seconde la fonction d'écoulement. En fait, n'importe quelle variation des paramètres devrait être considérée directement ou indirectement dans les dérivations. En conséquence, on peut s'attendre à l'occurrence de quelques différences entre le champ de vitesse et les gradients de vitesse obtenus des deux conditions différentes des paramètres constants ou variables. Dans cette partie, nous nous concentrons sur l'exposant "n" et analysons l'effet de sa variation de la matrice ECAE à 90° pour le cas spécifique de $\alpha = 0^\circ$ et de $m=1$ comme la condition la plus simple de la fonction d'écoulement. Plus tard, les résultats obtenus pour la variable n sont comparés au cas constant.

Dans la première étape, une relation entre les paramètres n , x et y comme variables principales de la fonction d'écoulement pendant la dérivation doit être trouvée. Les résultats de simulation et les données expérimentales [HLTM08] indiquent un rapport direct entre les paramètres n et x_0 (Fig. 2.6). La variation des paramètres de n en fonction de x_0 de Fig. 2.8-a

(dans la condition de frottement) est montrée dans la Fig. 2.14. Comme le montre la Fig. 2.14, les augmentations de valeur de n avec x_0 , et cette variation peuvent être rapprochées par une fonction linéaire.

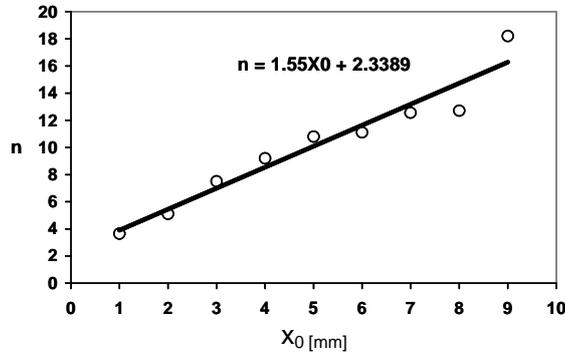


Figure 2.14 : Variation du paramètre n en fonction de x_0 dans ECAE à 90° , obtenue à partir de le Fig. 2.8 a, dans la condition de frottement.

Pour un angle de matrice de ECAE à 90° dans le cas le plus simple de la fonction générale d'écoulement ($\alpha = 0^\circ$, $m=1$), l'équation (2.16) peut être écrite comme :

$$f = (x^n + y^n) = x_0^n \quad (2.27)$$

Le paramètre de n peut être pris comme fonction linéaire de x_0 :

$$n = ax_0 + b \quad (2.28)$$

De l'équation (2.27) :

$$x_0 = (x^n + y^n)^{\frac{1}{n}} \quad (2.29)$$

En utilisant les équations (2.28) et (2.29) :

$$n = a \left((x^n + y^n)^{\frac{1}{n}} \right) + b \quad (2.30)$$

Maintenant la relation entre le paramètre n avec les variables principales de la fonction d'écoulement (x et y) est trouvée et Eq. (2.30) doit être pris en considération dans toutes les dérivations au sujet de la fonction d'écoulement.

Considérons la fonction de type exponentiel suivante avec l'exposant variable :

$$\alpha_{(x)}^{\beta_{(x)}} = \exp\left(\beta_{(x)} \ln\left[\alpha_{(x)}\right]\right) . \quad (2.31)$$

La dérivée de ce genre de fonction est :

$$\frac{d}{dx}\left(\alpha_{(x)}^{\beta_{(x)}}\right) = \left(\beta' \ln \alpha + \beta \frac{\alpha'}{\alpha}\right) \alpha^{\beta} . \quad (2.32)$$

Considérant les équations (2.30) et (2.32), le champ de vitesse peut être maintenant défini de l'équation (2.27) comme suit :

$$v_x = \lambda \frac{\partial f}{\partial y} = \lambda \frac{dn}{dy} (x^n \ln x + y^n \ln y) + \lambda n y^{(n-1)} , \quad (2.33)$$

$$v_y = -\lambda \frac{\partial f}{\partial x} = -\lambda \frac{dn}{dx} (x^n \ln x + y^n \ln y) - \lambda n x^{(n-1)} .$$

Les dérivés de n en ce qui concerne x et y sont :

$$\frac{dn}{dx} = \frac{a \left(\frac{x}{x_0}\right)^{(n-1)}}{\left[1 + \frac{ax_0}{n} \ln x_0 - \frac{ax_0}{n} \left(\frac{x}{x_0}\right)^n \ln x - \frac{ax_0^{(1-n)}}{n} y^n \ln y\right]} , \quad (2.34)$$

$$\frac{dn}{dy} = \frac{a \left(\frac{y}{x_0}\right)^{(n-1)}}{\left[1 + \frac{ax_0}{n} \ln x_0 - \frac{ax_0}{n} \left(\frac{x}{x_0}\right)^n \ln x - \frac{ax_0^{(1-n)}}{n} y^n \ln y\right]} .$$

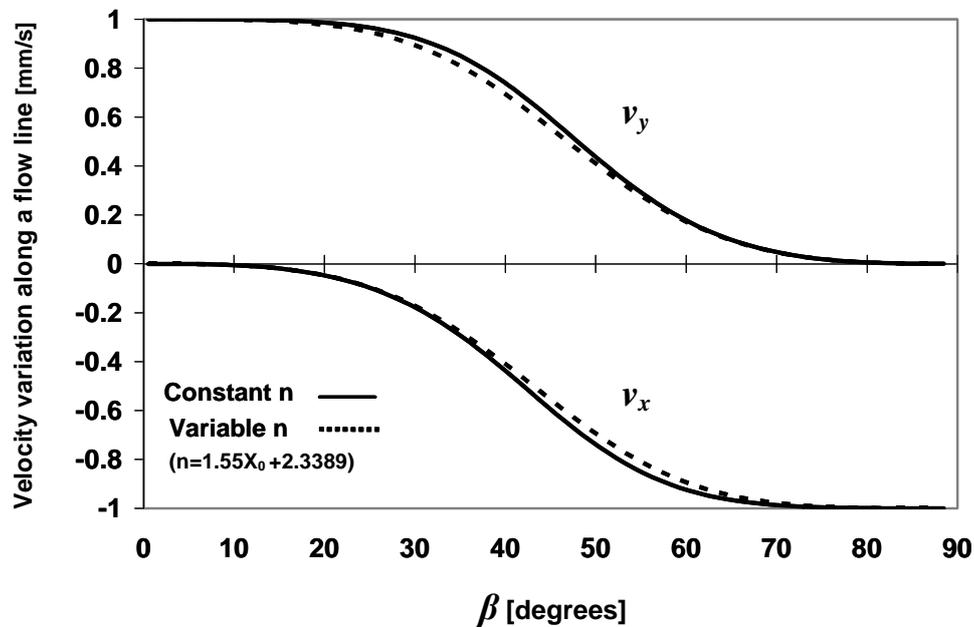
Le paramètre λ dans l'équation (2.33) est déterminé à partir de la vitesse entrante du matériau v_0 au point initial (x_0, y_0) ; où $y_0 = 0$, $v_y = v_0$ et $v_x = 0$. En ce moment $\frac{dn}{dx} = a$, ainsi:

$$\lambda = \frac{-v_0}{S} , \quad (2.35)$$

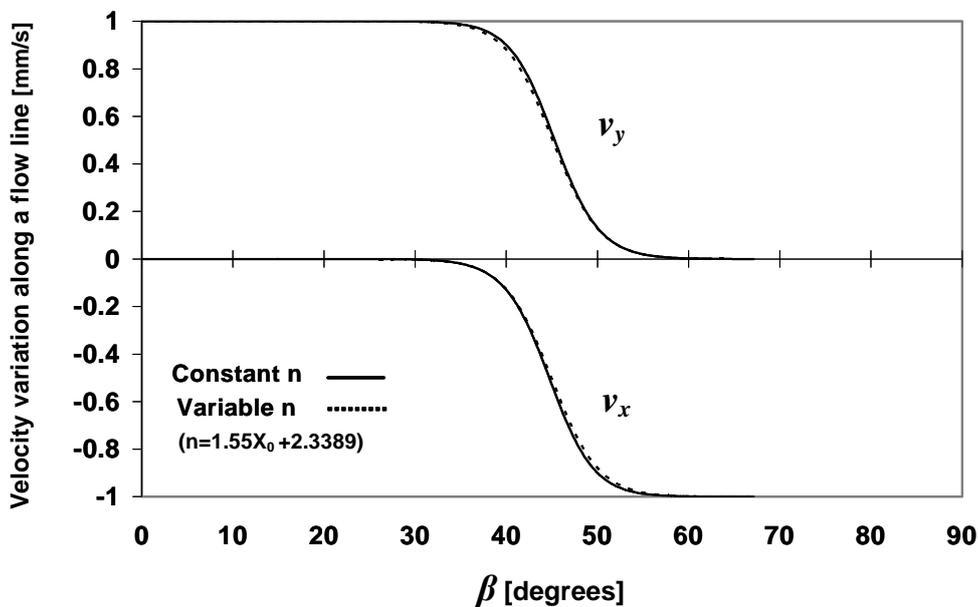
$$S = \left[ax_0^n \ln x_0 + nx_0^{(n-1)}\right] .$$

Les composantes du champ de vitesse v_x et v_y obtenues à partir de l'état variable de n (Eq. 2.33) devraient être comparées à l'état constant de n (Eq. 2.22) afin de trouver la variation de

vitesse due à la variation du paramètre n . Une comparaison entre les composantes du champ de vitesse obtenues à partir de deux états différents n (constant et variable) est présentée dans la Fig. 2.15. ($v_0 = 1$ mm/s, et la ligne d'écoulement passe au milieu de la matrice ($x_0 = 5$ mm.)).



(a)



(b)

Figure 2.15 : Comparaison de variation de vitesse suivant une ligne d'écoulement entre les conditions constantes et variables de n pour $n=4$ (a) et le $n=12$ (b).

Comme vu, il y a des différences considérables dans des variations des composantes du champ de vitesse entre les conditions constantes et variables de n pour n inférieur ($n=4$) et les diminutions de cette différence augmente avec la valeur de n , de sorte qu'elle soit disparaisse presque pour des valeurs élevées de n . On peut voir aussi que les valeurs absolues de ces composants pour n variable sont toujours plus petites que pour le cas constant. Les gradients de vitesse peuvent être calculés à partir de l'équation (2.33) comme suit : (Notez que les dérivations, n , λ et x_0 sont des fonctions de x et de y).

$$L_{xx} = \frac{\partial v_x}{\partial x} = \left(\frac{d\lambda}{dx} \frac{dn}{dy} + \lambda \frac{d^2n}{dx dy} \right) (x^n \ln x + y^n \ln y) + \lambda \frac{dn}{dy} \left[\left(\frac{dn}{dx} \ln x + \frac{n}{x} \right) x^n \ln x + \frac{dn}{dx} y^n (\ln y)^2 + x^{(n-1)} \right] + \left(\frac{d\lambda}{dx} n + \lambda \frac{dn}{dx} \right) y^{(n-1)} + \lambda n \frac{dn}{dx} y^{(n-1)} \ln y \quad (2.36)$$

$$L_{yy} = \frac{\partial v_y}{\partial y} = - \left(\frac{d\lambda}{dy} \frac{dn}{dx} + \lambda \frac{d^2n}{dy dx} \right) (x^n \ln x + y^n \ln y) - \lambda \frac{dn}{dx} \left[\left(\frac{dn}{dy} \ln y + \frac{n}{y} \right) y^n \ln y + \frac{dn}{dy} x^n (\ln x)^2 + y^{(n-1)} \right] - \left(\frac{d\lambda}{dy} n + \lambda \frac{dn}{dy} \right) x^{(n-1)} - \lambda n \frac{dn}{dy} x^{(n-1)} \ln x \quad (2.37)$$

$$L_{xy} = \frac{\partial v_x}{\partial y} = \left(\frac{d\lambda}{dy} \frac{dn}{dy} + \lambda \frac{d^2n}{dy^2} \right) (x^n \ln x + y^n \ln y) + \lambda \frac{dn}{dy} \left[\left(\frac{dn}{dy} \ln y + \frac{n}{y} \right) y^n \ln y + \frac{dn}{dy} x^n (\ln x)^2 + y^{(n-1)} \right] + \left(\frac{d\lambda}{dy} n + \lambda \frac{dn}{dy} \right) y^{(n-1)} + \lambda n \left[\frac{dn}{dy} \ln y + \frac{(n-1)}{y} \right] y^{(n-1)} \quad (2.38)$$

$$L_{yx} = \frac{\partial v_y}{\partial x} = - \left(\frac{d\lambda}{dx} \frac{dn}{dx} + \lambda \frac{d^2n}{dx^2} \right) (x^n \ln x + y^n \ln y) - \lambda \frac{dn}{dx} \left[\left(\frac{dn}{dx} \ln x + \frac{n}{x} \right) x^n \ln x + \frac{dn}{dx} y^n (\ln y)^2 + x^{(n-1)} \right] - \left(\frac{d\lambda}{dx} n + \lambda \frac{dn}{dx} \right) x^{(n-1)} - \lambda n \left[\frac{dn}{dx} \ln(x) + \frac{(n-1)}{x} \right] x^{(n-1)} \quad (2.39)$$

Les dérivées pour λ , x_0 et les dérivés secondes de n sont présentés dans l'annexe II. Nous souhaitons noter que l'exactitude des équations obtenues a été vérifiée numériquement. Semblable aux composants du champ de vitesse, les différences entre les gradients de vitesse obtenus à partir de l'état variable de n (Eqs. 2.44-2.47) et de l'état constant de n (Eq. 2.23) devraient être examinés. La Fig.2.16 présente la comparaison des gradients de vitesse

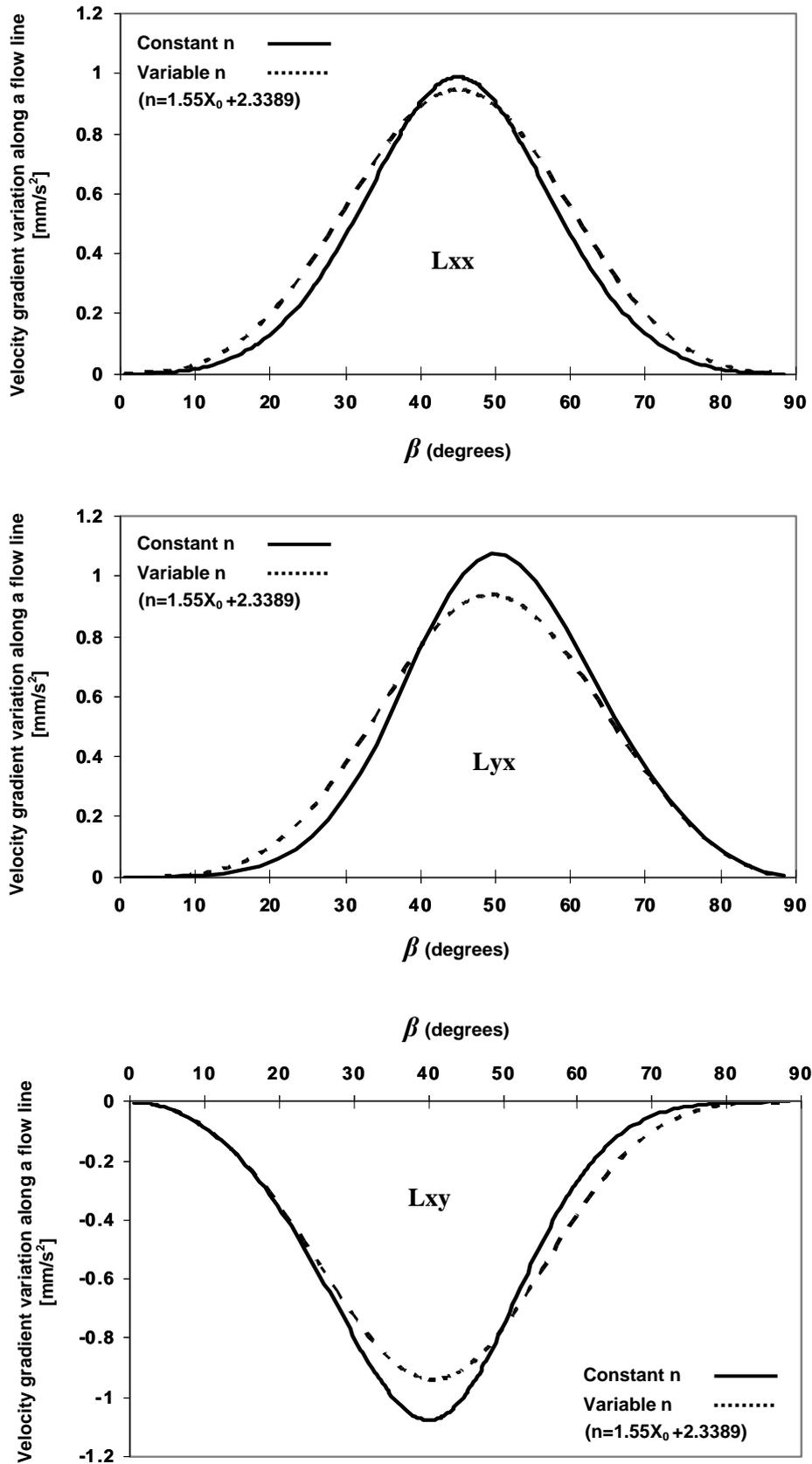


Figure 2.16 : gradients de vitesse dans n constant et variable pour $n=4$.

entre les conditions constantes et variables de n pour une ligne d'écoulement avec la position initiale $x_0=5$ millimètre et $y_0=0$ millimètre et une vitesse d'entrée $v_0=1$ mm/s. $n=4$ a été considérée parce qu'il y a des différences plus considérables dans des variations des composantes de vitesse comparées à $n=10$ dans la Fig. 2.15.

Afin de vérifier l'état d'incompressibilité quand n est variable, les gradients de vitesse des équations (2.36) et (2.37) ont été comparés numériquement (2.17). (Ceci a été fait de cette façon en raison des difficultés dans la méthode analytique).

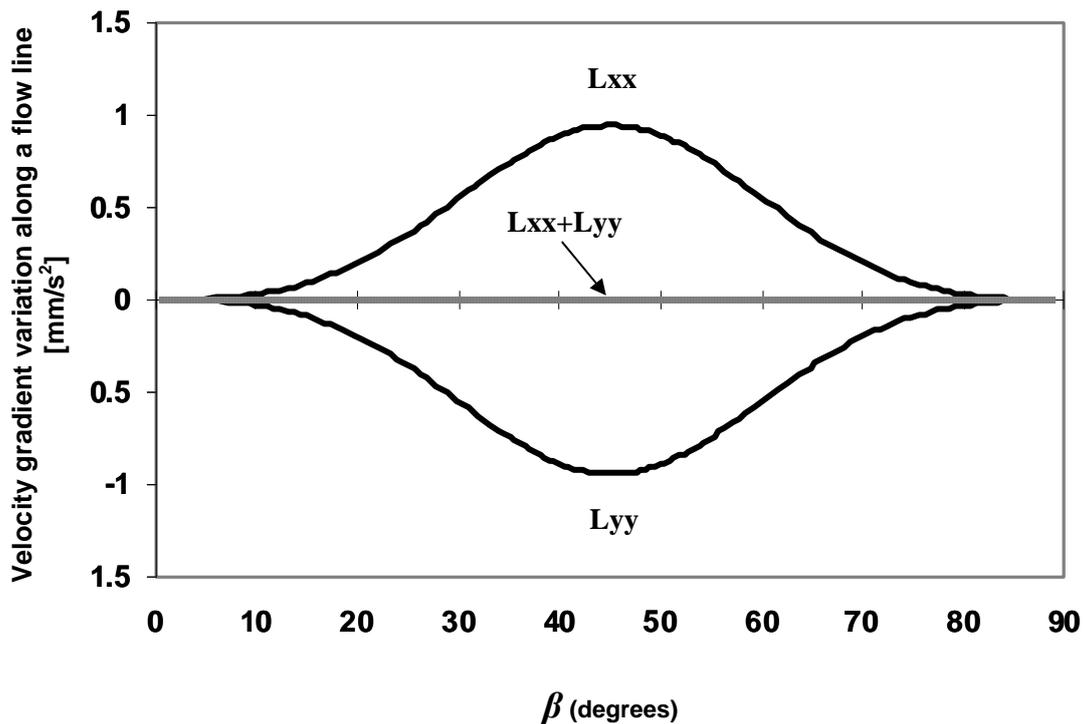


Figure 2.17 : Comparaison de L_{xx} et de L_{yy} dans l'état variable de n pour $n=4$.

La Fig. 2.16 indique des déviations significatives dans des variations du gradient de vitesse dues à la variation du paramètre n pour une valeur relative basse ($n=4$). Ces déviations signifient que l'effet de la variation de l'exposant " n " dans la ligne d'écoulement modélisée ne peut pas être négligé parce que les gradients de vitesse déterminent directement le développement de texture pendant la simulation. Les variations des textures simulées dues aux variations du paramètre n dans la zone plastique d'une matrice à 90° dans la condition symétrique ($\alpha=0^\circ$ et $m=1$) seront étudiées au chapitre 4. L'étude semblable pour la condition générale de la fonction d'écoulement devrait être entreprise à l'avenir.

En conclusion, une dépendance systématique (comme pour le paramètre n) à l'égard la ligne d'écoulement n'a été trouvée que pour les autres paramètres (α et m), ni dans les expériences

ni dans des simulations d'EF ; ainsi la même analyse n'a pas été exécutée pour ces paramètres.

CHAPITRE III

Caractéristiques du champ de déformation dans ECAE obtenu par le modèle de lignes d'écoulement

L'explication du comportement du matériau pendant la déformation est l'objectif principal de chaque modèle. Le modèle de lignes d'écoulement n'est également pas une exception de cette règle. Quelques applications de la fonction générale d'écoulement comme partie principale du modèle de lignes d'écoulement sont présentées en ce chapitre. Dans la première section, les effets des paramètres de la fonction d'écoulement sur le champ de déformation sont étudiés. Dans les pièces suivantes, des données expérimentales d'écoulement de la matière dans ECAE sont analysées par le modèle de lignes d'écoulement alors que l'effet de la contre-pression sur l'écoulement de la matière sera examiné.

3.1. Étude de paramètre

Comme expliqué au chapitre 2, il y a trois paramètres dans la fonction générale d'écoulement de loi-puissance. La fonction d'écoulement a les possibilités admises en changeant de ces paramètres pour décrire presque n'importe quelle ligne d'écoulement dans une matrice d'ECAE. Une étude détaillée de l'effet de ces paramètres sur la forme de la ligne d'écoulement a été présentée au chapitre 2. Dans les prochaines sections leurs effets sur le champ de déformation plastique dans la matrice sont étudiés.

3.1.1. Effets des paramètres sur la valeur maximum du taux de déformation

Dans cette section, l'influence des paramètres sur le taux maximum de déformation est examinée pour deux angles de la matrice : 90° et 135° . On suppose que la dimension de la matrice d'ECAE est de 10×10 millimètres dans la section transversale. Le taux maximum de déformation a été obtenu numériquement suivant la ligne d'écoulement. Sa position théorique est dans le plan d'intersection pour l'écoulement symétrique mais dévie vers une forme asymétrique de ligne d'écoulement.

Fig. 3.1 montre l'effet des paramètres α et n sur le taux de déformation maximum pour des lignes d'écoulement à la position moyenne d'entrée ($x_0=5$ mm). N'importe quelle déviation d'entrée cause une déviation de sortie dans la ligne d'écoulement à moins qu'on élimine la déviation de sortie en utilisant Eq. (2.26). Par conséquent, deux cas ont été considérés : avec ou sans déviation de sortie. Le premier correspond $\alpha \neq 0$ et à $m=1$. Dans le deuxième cas, $\alpha \neq 0$ et m est imposé selon Eq. (2.26) pour éliminer la déviation de sortie.

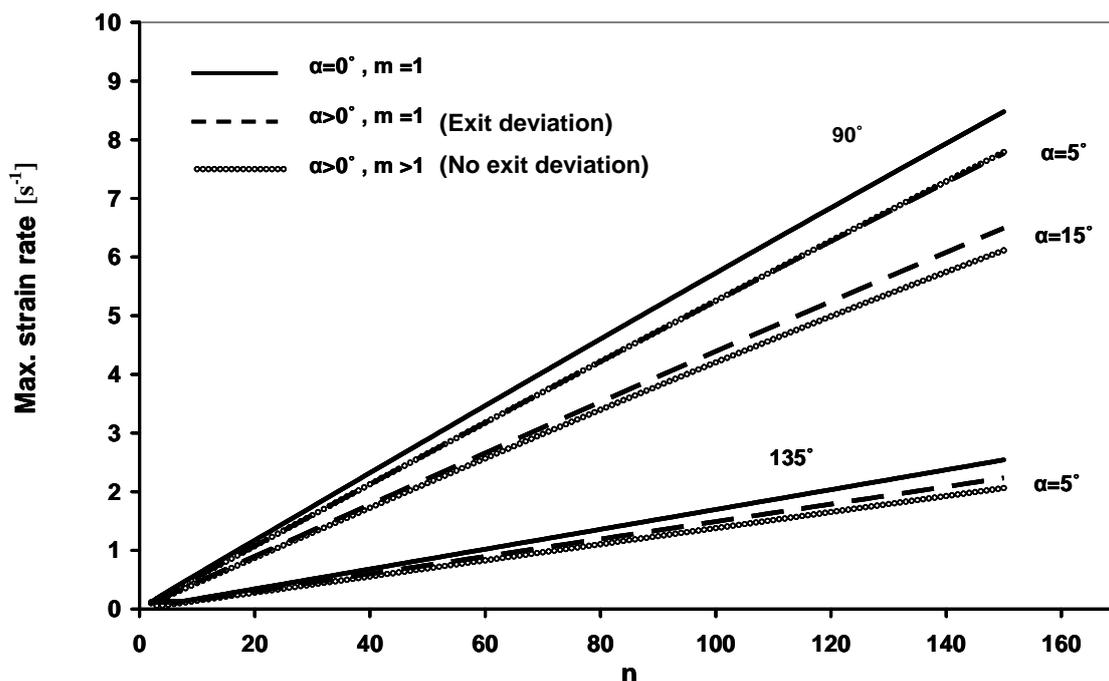


Figure 3.1 : Effet des paramètres α et n sur la valeur maximum du taux de déformation pour les angles 90° et 135° de la matrice.

La Fig. 3.1 indique que le taux maximum de déformation a un rapport linéaire avec le paramètre n . Cependant, le taux maximum de déformation dans le cas 90° est plus sensible au paramètre n comparé au cas 135° . On le démontre également dans la Fig. 3.1 que le taux maximum de déformation diminue en augmentant l'asymétrie de la ligne d'écoulement ou de l'angle de la matrice. La différence dans le taux maximum de déformation entre les lignes symétriques et asymétriques d'écoulement (pour une constante α) est augmentée par le paramètre n .

Cette figure prouve également que, dans chaque angle de matrice, le taux maximum de déformation diminue quand la déviation de sortie due à l'asymétrie est pour $m > 1$. En outre, en comparant les courbes à 90° à deux valeurs de α , on peut constater que la différence dans le taux de déformation entre les cas avec et sans déviation de sortie devient plus évidente quand α augmente ; bien qu'elle ne soit pas considérable pour $\alpha = 5^\circ$. Elle est due à l'augmentation en valeur de m quand Eq. (2.26) est employé. Pour plus de clarification, l'effet du paramètre m sur le taux de déformation doit être détaillé.

La Fig. 3.2 montre des variations de la déformation maximum comme une fonction du paramètre m quand il n'y a aucune entrée-déviations ($\alpha = 0^\circ$), pour deux angles de matrice. Nous notons ici que les simulations d'éléments finis et l'analyse de la ligne d'écoulement

expérimentale montrent des variations de m seulement entre 0.6 et 1.4 ; pour de plus grandes valeurs de m , le processus d'ECAE devient une extrusion angulaire de canal non-égal, un cas spécial qui sera étudié au chapitre 5.

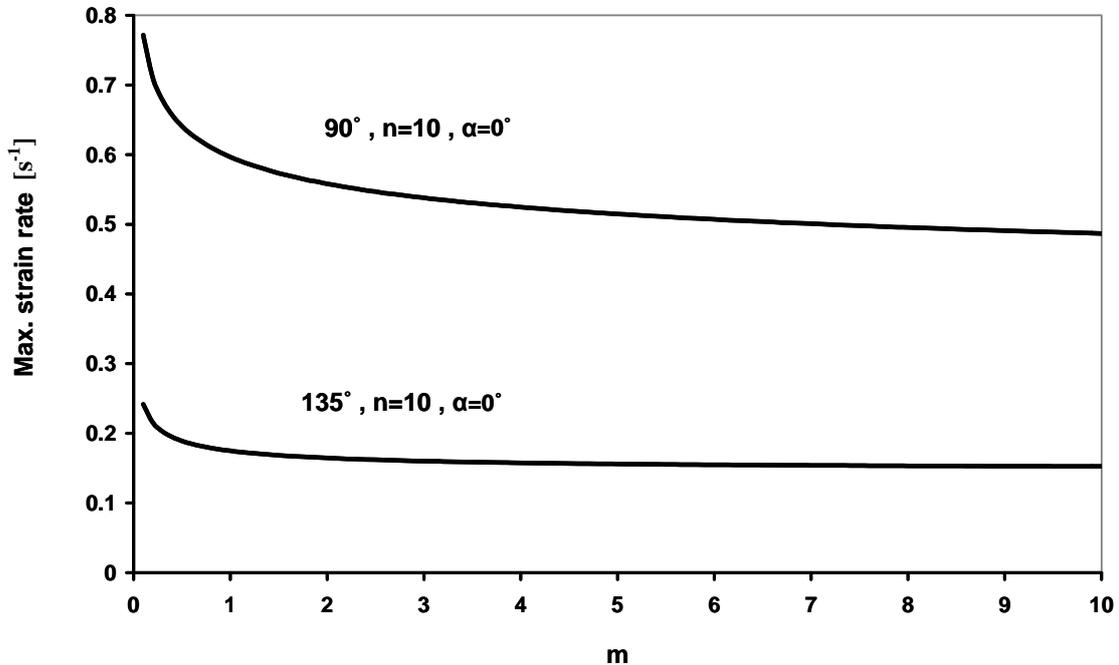


Figure 3.2 : Variation de la valeur maximum du taux de déformation en fonction de m pour deux angles de matrice ; 90° et 135°.

Comme peut être vu sur la Fig. 3.2, le taux maximum de déformation a une relation inverse avec le paramètre m car c'est des diminutions en augmentant le paramètre m . En outre, le taux maximum de déformation dans le cas 90° est plus sensible au paramètre de m comparé au cas 135°.

Considérant les figs. 3.1 et 3.2 le taux maximum de déformation pour 135° est toujours moins important que pour 90°, avec les mêmes paramètres de la ligne d'écoulement.

Nous pouvons conclure que les paramètres m et α diminuent le taux maximum de déformation contrairement à l'effet du paramètre de n . Cet effet est amplifié en réduisant l'angle de matrice.

3.1.2. Effets des paramètres sur la déformation totale dans un passage

Par l'intégration de l'incrément de déformation suivant la ligne d'écoulement, toute la déformation dans un passage peut être obtenue. Ici, la déformation équivalente de von Mises a été choisie pour caractériser la quantité de déformation totale imposée à l'échantillon pour l'écoulement symétrique et asymétrique pour deux angles différents de matrice : 90° et 135° , voir Fig . 3.3.

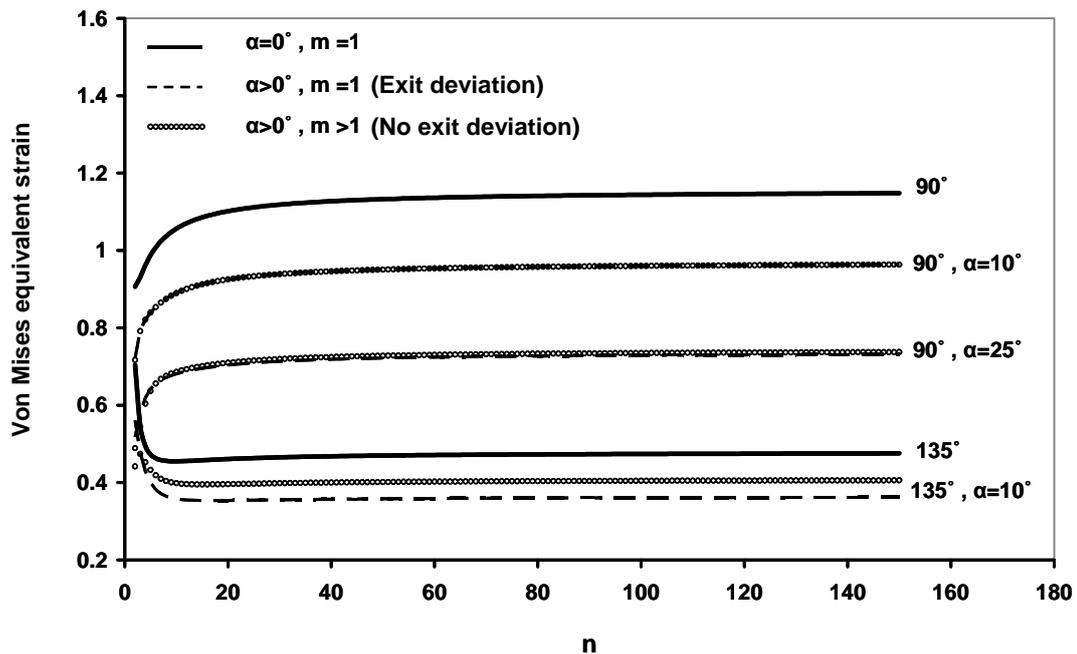


Figure 3.3 : Comparaisons de la déformation équivalente des lignes symétriques et asymétriques d'écoulement pour deux angles différents de matrice ; 90° et 135° .

Cette figure montre que, quand $n \rightarrow \infty$ la déformation a une valeur limite ce qui est conforme à la valeur qui peut être obtenue à partir de l'approche de cisaillement simple du procédé pour l'écoulement symétrique. Dans chaque angle de matrice, pour l'écoulement asymétrique, la déformation limite est plus petite que celle symétrique ; plus il y a d'asymétrie dans la ligne d'écoulement, plus il y a de différence. Pour une même valeur d' α , la différence dans la déformation totale entre les cas symétriques et asymétriques dans le cas 90° est plus importante que pour 135° . Aux mêmes conditions, la déformation équivalente pour le cas 135° est toujours inférieure que pour 90° . Cela signifie que la déformation totale sur le

matériau diminue toujours quand l'angle de matrice augmente. Cet effet est déjà bien connu.

Il y a un minimum local dans toute la déformation pour des valeurs basses de n pour la matrice à 135° contrairement au cas 90° quand la déformation augmente monotoniquement avec le n . Son origine est en position du point initial de la ligne d'écoulement calculée à partir de l'équation (2.17) ; pour 90° elle est à $y_0=0$ mm et pour tous autres cas y_0 est négatif. Il y a également différence entre les lignes asymétriques avec ou sans déviation d'entrée; le deuxième type présente la valeur plus élevée de la déformation totale. Cette disparité dépend de l'angle de la matrice et du paramètre α ; de sorte que dans le cas 135° elle soit entièrement évidente avec $\alpha=10^\circ$, cependant, il n'y a pas une déviation considérable dans le cas 90° même à $\alpha=25^\circ$.

L'effet du paramètre m sur la déformation totale pour la ligne symétrique d'écoulement pour l'angle de deux matrices est montré dans la Fig. 3.4.

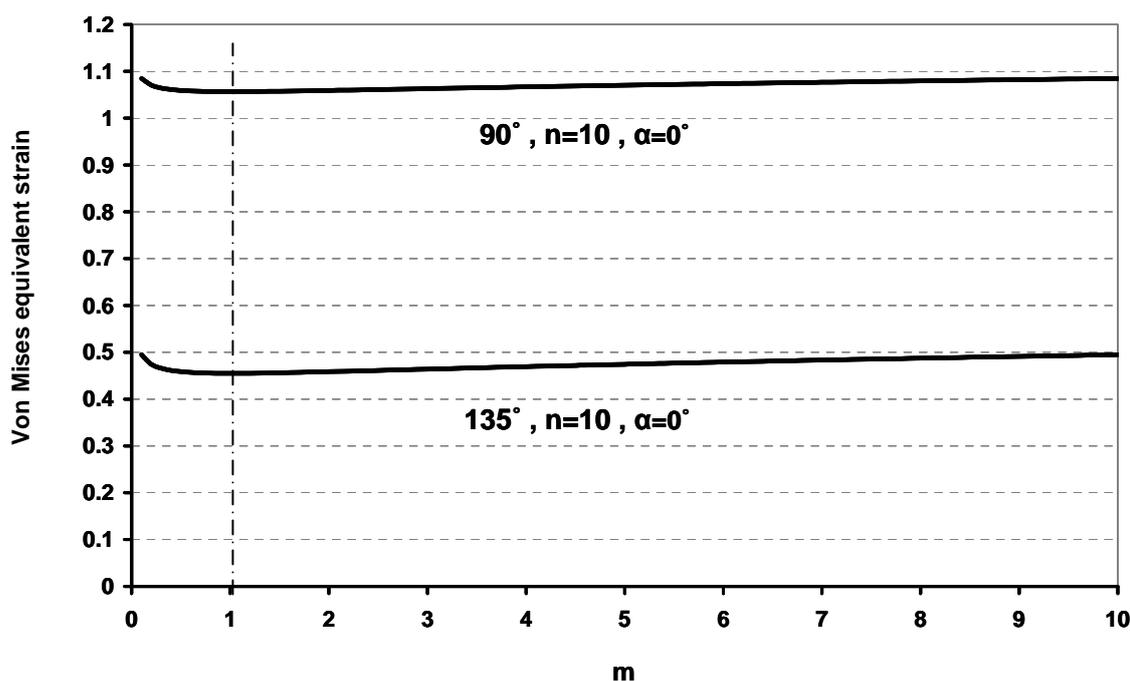


Figure 3.4 : Déformation totale en fonction du paramètre m pour deux angles de matrice ; 90° et 135° .

Il y a des valeurs minimums de déformation totale dans chaque angle de matrice situé à $m=1$. cela signifie que pour n'importe quelle déviation d'entrée, la déviation de sortie augmente toute la déformation imposée au matériau. En outre, la déformation équivalente

est plus sensible à $m < 1$, comme cela peut être vu dans la Fig. 3.4. Nous nous rappelons que les lignes d'écoulement simulées par éléments finis et expérimentales ont indiqué une gamme de 0.6 à 1.4 pour le paramètre m .

En résumé, en augmentant l'angle de la matrice et l'asymétrie dans la ligne d'écoulement, les deux diminuent toute la déformation imposée au matériau dans la matrice d'ECAE. Toute la déformation dans la matrice 90° est plus sensible à l'asymétrie comparée au cas 135° . N'importe quelle déviation de sortie et augmentation du paramètre n augmentent toute la déformation. Cependant, il existe une déformation totale limite pour $n \rightarrow \infty$.

Certains effets des paramètres de la fonction générale d'écoulement sur les caractères de déformation dans ECAE ont été présentés dans cette section. Dans la prochaine section, nous examinerons comment la fonction d'écoulement proposée peut décrire les lignes expérimentales d'écoulement.

3.2. Lignes d'écoulement dans ECAE d'aluminium

Les données expérimentales étudiées [S99] de l'aluminium commercialement pur dans deux angles différents de matrice d'ECAE ont été analysées par la ligne générale actuelle fonction d'écoulement. La zone de déformation, toute la déformation équivalente et les variations de taux de déformation ont été étudiées.

3.2.1. Caractérisation des lignes d'écoulement

Des lignes expérimentales d'écoulement dans les essais ECAE de l'aluminium commercialement pur sont analysées dans cette section. La Fig. 3.5 montre l'accord entre les lignes d'écoulement mesurées et adaptées pour deux angles de matrice d'ECAE ; 90° et 120° :

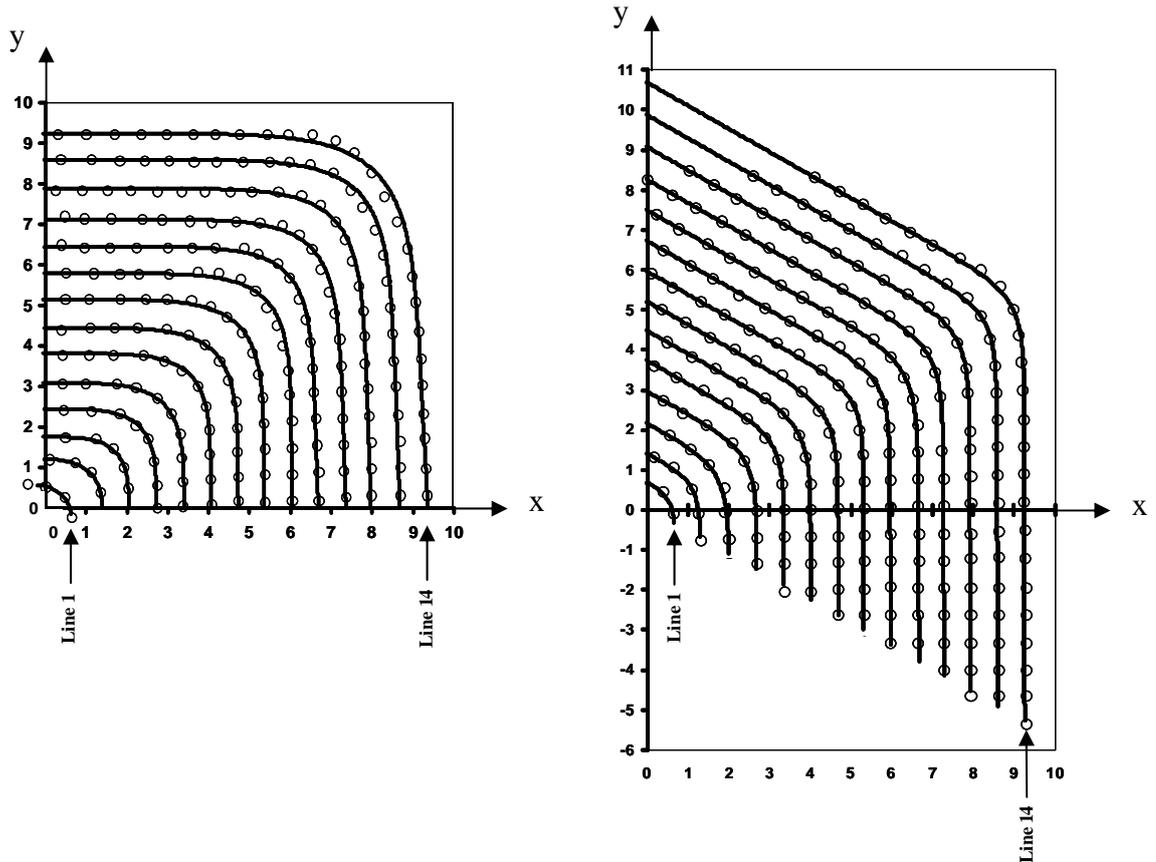


Figure 3.5 : Lignes d'écoulement adaptées sur des données expérimentales de (S99) pour deux angles de matrice d'ECAE : (a) 90° et (b) 120° .

Les variations des paramètres des lignes d'écoulement concernant la Fig. 3.5 sont montrées dans la Fig. 3.6.

La Fig. 3.6-a montre que la valeur de n augmente avec x_0 , pour les deux angles de la matrice. En fait, en sortant du coin intérieur, les lignes d'écoulement deviennent plus pointues. Cependant, il y a quelques anomalies dans les dernières lignes d'écoulement près de la paroi de la matrice ; il est le plus probablement dû à l'effet du frottement. En outre, la sensibilité du paramètre de n à x_0 dans l'angle de la matrice 120° est plus prononcée que pour 90° ; cela signifie que les lignes d'écoulement sont plus pointues et davantage localisées dans 120° ECAE comparé à 90° .

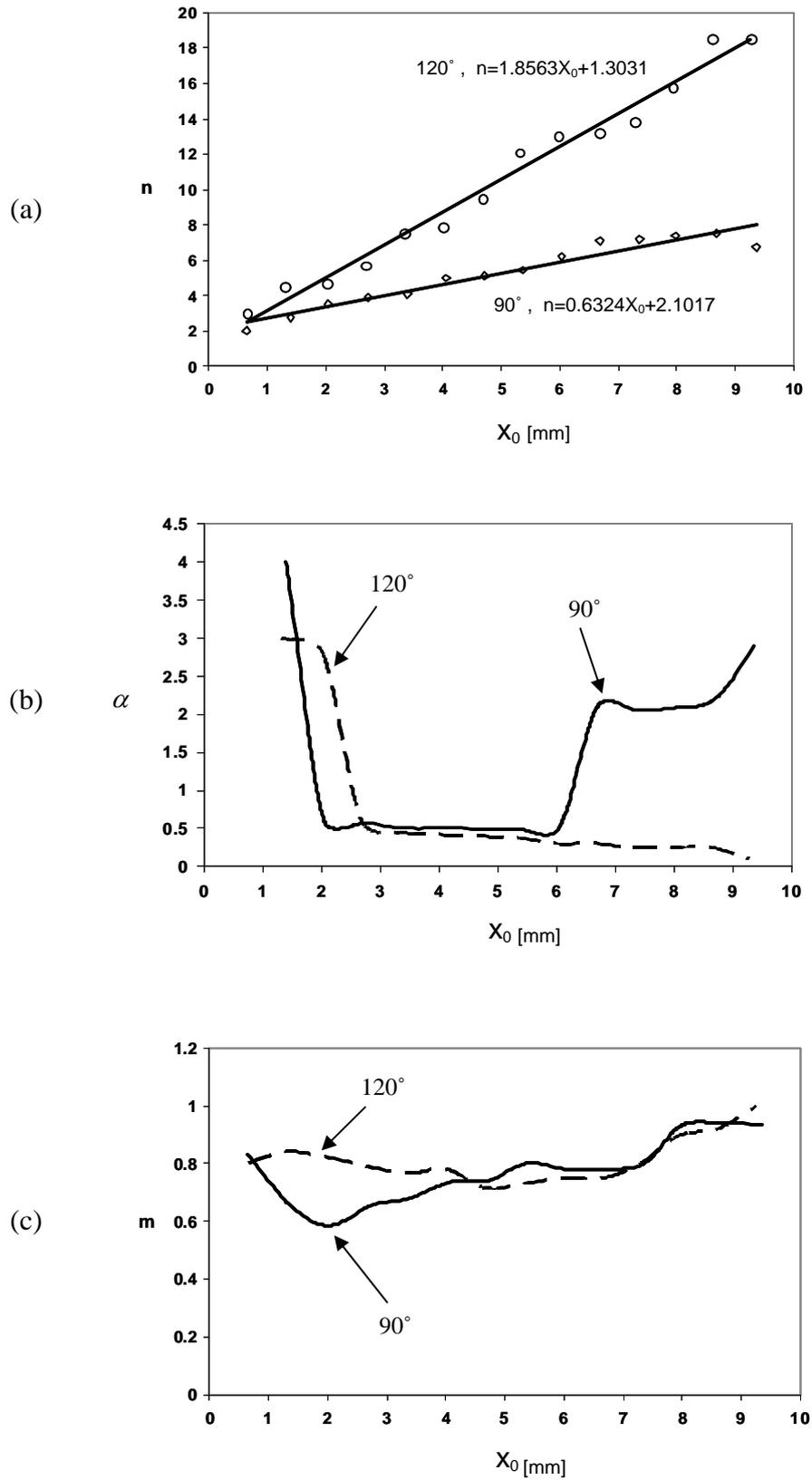


Figure 3.6 : Variation des paramètres des lignes d'écoulement de la Fig. 3.5.

L'asymétrie des lignes d'écoulement est présentée dans la Fig. 3.6-b. Dans les deux angles de matrice, $\alpha=0^\circ$ pour la première ligne d'écoulement. L'asymétrie maximum est concentrée sur les lignes d'écoulement qui sont près du coin intérieur mais alors il tombe vers le bas immédiatement. Dans le cas à 120° , le paramètre α diminue légèrement mais les variations sont complètement différentes dans 90° . Après une valeur approximativement constante entre $x_0=2$ et 6 millimètres, α s'élève alors qu'il est constant dans une autre gamme.

En conclusion, la Fig. 3.6-c illustre la déviation de sortie avec $m < 1$ dans les deux matrices. Pour des lignes d'écoulement après $x_0=5$ millimètre, il n'y a pas un changement considérable de la valeur de m ; et les matériaux près du coin externe ont la tendance de sortir avec une plus petite déviation de sortie.

3.2.2. Analyse de déformation et de taux totaux de déformation

L'évaluation de la zone de déformation est une information très utile qui peut être établie en utilisant la ligne analyse d'écoulement. Dans cette section le champ de déformation dans la matrice est analysé. En utilisant la formule (2.23), la déformation par accroissement dans chaque étape du point initial, ainsi la déformation équivalente de von Mises peut être calculée pour caractériser le champ de déformation dans l'échantillon. De cette façon, on peut indiquer le point de départ, la fin et les différents niveaux de toute la déformation. Pour identifier la zone de déformation, 1% de déformation équivalente de von Mises comme valeur minimum, et 1% de moins que toute la déformation sont choisis pour détecter le commencement et la fin de la zone, respectivement. La Fig. 3.7 présente les zones de déformation pour les deux angles de la matrice avec les pourcentages indiqués de la déformation totale pendant les essais.

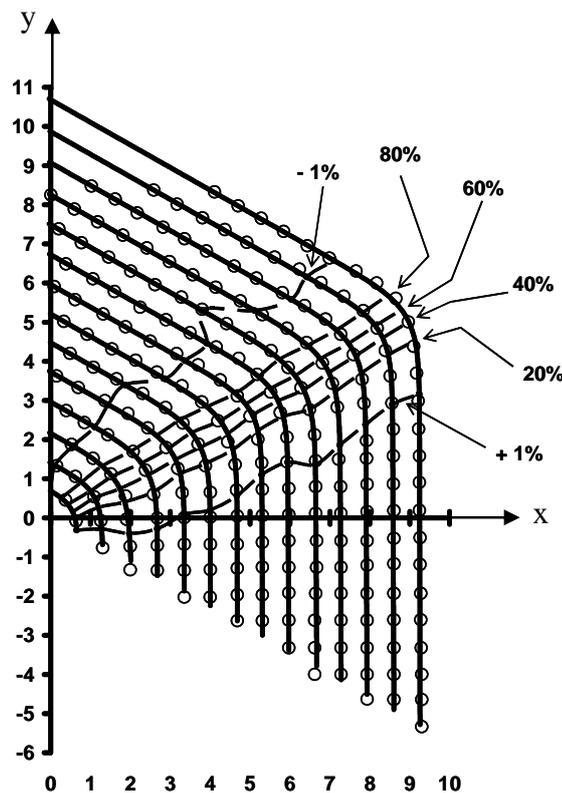
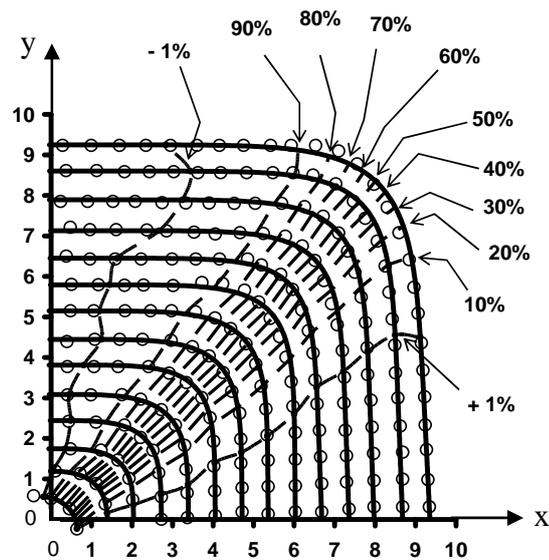


Figure 3.7 : Zone plastique et pourcentage de déformation dans deux matrices d'ECAE (a) 90° et (b) 120°.

Cette figure prouve que le procédé principal de déformation est localisé à la courbure principale de la ligne d'écoulement ; et que la surface de la zone de déformation est plus large dans l'angle de la matrice 90° qui peut être interprété par la conséquence de la

déformation équivalente plus grande. Dans la Fig. 3.8 une comparaison de la déformation équivalente de von Mises entre deux angles de matrice est présenté dans la matrice.

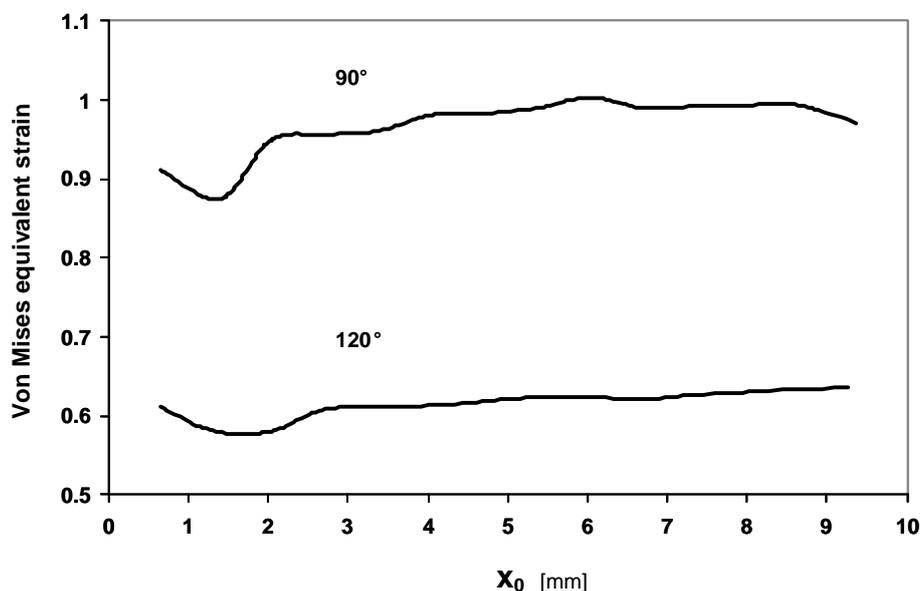
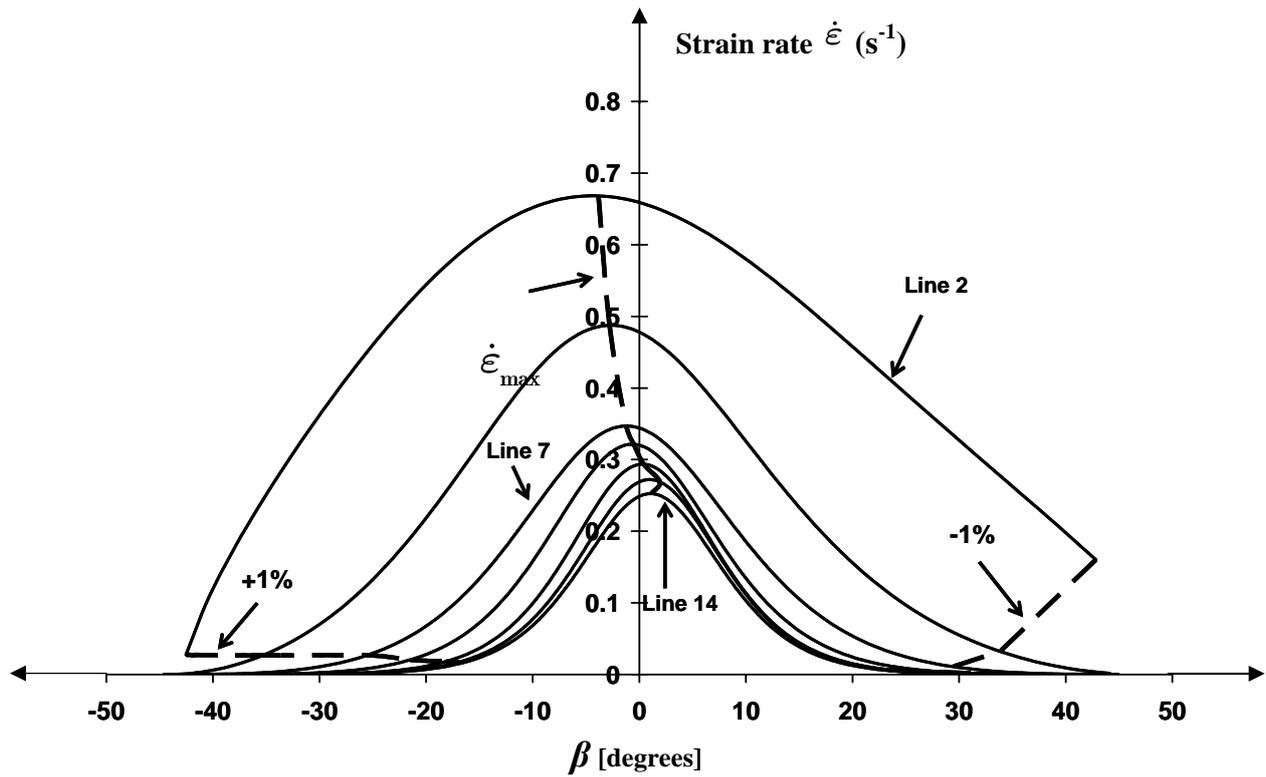


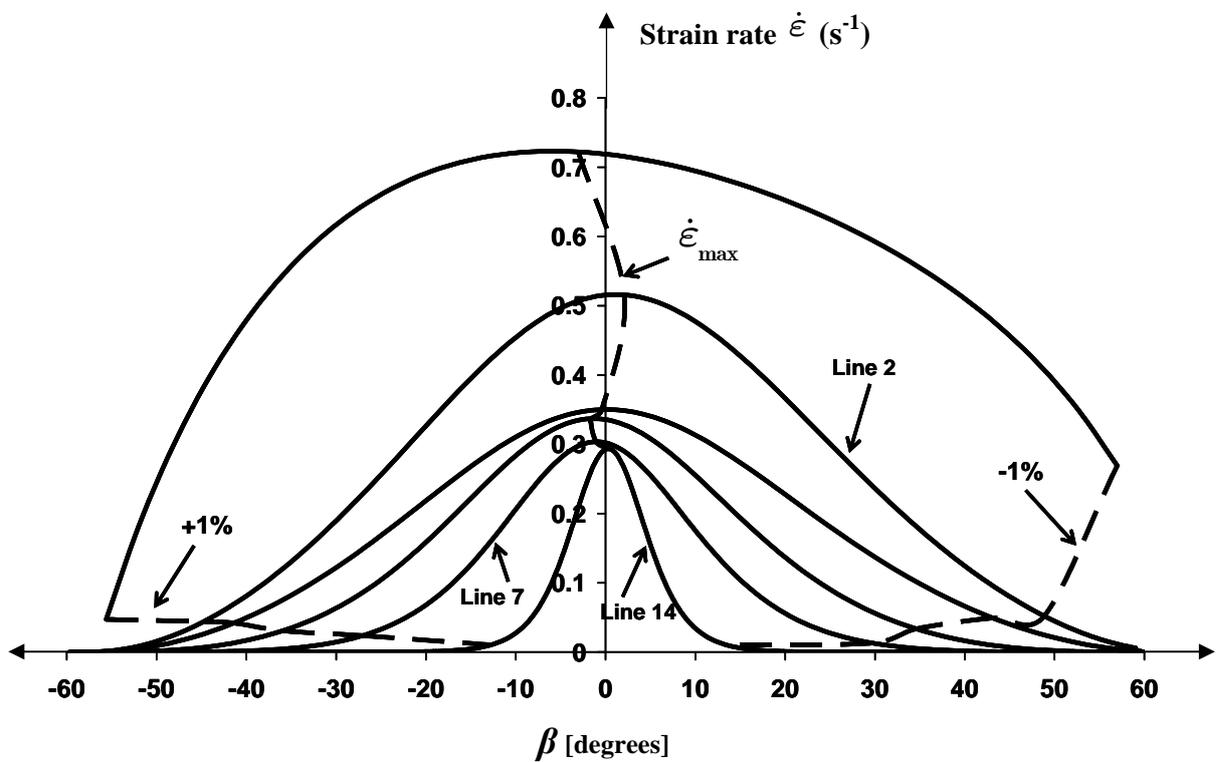
Figure 3.8 : Comparaison de la distribution de la déformation équivalente de Mises de von pour deux angles de matrice.

Pour n'importe quel x_0 , la déformation équivalente dans 90° est plus grande que pour 120° . Le minimum dans la déformation équivalente près des coins intérieurs est dû à l'asymétrie dans les lignes d'écoulement.

Le tenseur du taux de déformation comme partie symétrique du gradient de vitesse peut être calculé à partir des équations (2.23). La Fig. 3.9 montre les variations de taux de déformation suivant la ligne d'écoulement en fonction de la position angulaire β (voyez la Fig. 2.6 pour β) pour quelques lignes d'écoulement de la Fig. 3.5. En sortant du coin intérieur, le taux de déformation est diminué; cependant, le taux maximum de déformation ne change pas trop pour de grandes valeurs de x_0 . En outre, la finesse des courbes dans ces figures se rapporte à la courbure des lignes d'écoulement (valeur de n). La ligne d'écoulement dans la zone près au coin intérieur est très arrondie laquelle est une zone spéciale avec une texture très différente [G07]. La première ligne d'écoulement dans le cas 90° est circulaire ($n=2$, $\alpha=0^\circ$), ainsi ce qui semble dans ces genre de figures comme une ligne approximativement droite, contrairement aux autres courbes. La limitation de la zone plastique est également indiquée selon notre définition de +1% et de -1%.



(a)



(b)

Figure 3.9 : Variations du taux de déformation le long des lignes d'écoulement concernant 3.5, (a) 90° et (b) 120°.

Les taux maximums de déformation en fonction de x_0 sont indiqués dans la Fig. 3.10.

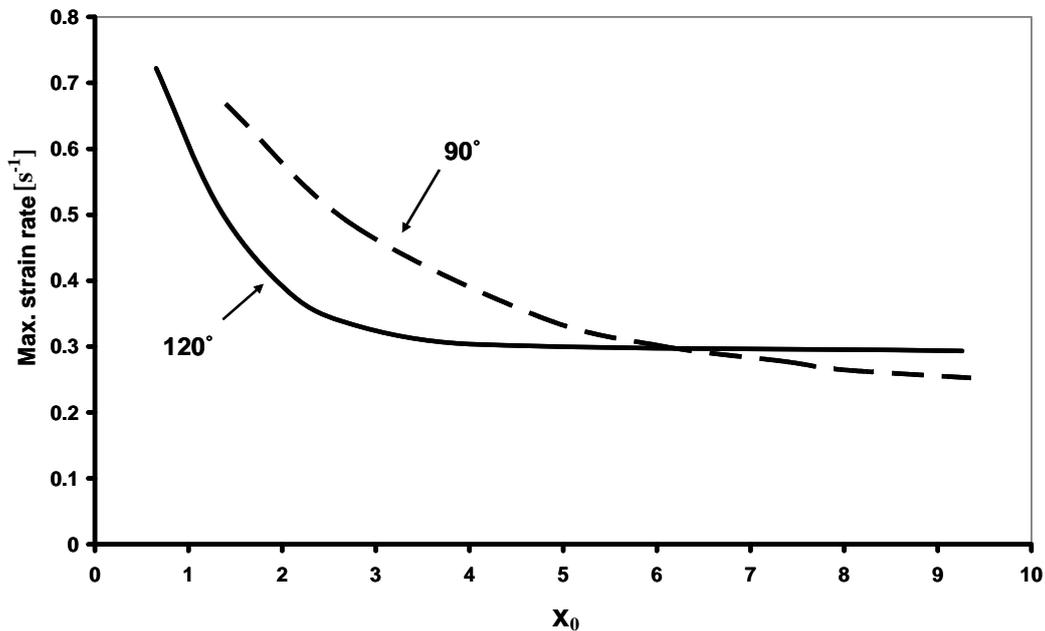


Figure 3.10 : Comparaison du taux maximum de déformation de von Mises en fonction de x_0 pour deux angles de matrice.

Comme on peut voir dans cette figure, le taux maximum de déformation diminue en sortant du coin intérieur. Il atteint très bientôt une limite dans l'angle de la matrice 120° ; cependant, sa réduction se produit lentement dans le cas 90°. Le point important est qu'il y a une intersection entre les courbes juste à la même position de la deuxième crête de l'asymétrie dans 90° (la Fig. 3.6-b). Comme il a été étudié dans la section 3.1.2 (la Fig. 3.1), cette intersection est due à un effet du paramètre α .

3.3. Effet de la « contre-pression » sur le champ de déformation dans ECAE

(Cette section est éditée dans de papier d'Arman Hasani, Rimma Lapovok, Laszlo S. Toth et Alain Molinary, Scripta Mater, 58, 2008, 771)

Des lignes d'écoulement ont été analysées pour un alliage d'aluminium 6061 pendant l'ECAE dans une matrice à 90° avec et sans appliquer la contre-pression pendant l'essai. Avec l'aide de la fonction générale d'écoulement, des variations de la taille de zone plastique, la déformation totale et le taux de déformation plastique pour ces deux conditions différentes ont été comparés.

3.3.1. Analyse de la zone plastique

Les expériences ont été effectuées à l'université de Monash, en Australie, sur l'alliage d'aluminium 6061 à la température ambiante à l'aide de la machine d'ECAE avec la contre-pression. Cette machine contrôle par ordinateur les pressions et la vitesse vers l'avant- et en arrière du poinçon (ses dispositifs décrits dedans [L05]). ECAE avec la contre-pression a beaucoup d'avantages comprenant le traitement des matériaux de basse ductilité [L05], et donc une étude comparative de champ de déformation dans les échantillons traités avec et sans la contre-pression a un mérite significatif. Deux échantillons avec des dimensions de 20 x 20 millimètres de coupe et d'une longueur de 100 millimètres ont été fractionnés longitudinalement le long du plan moyen et une grille représentée par les lignes d'écoulement et les lignes transversales ont été gravées à l'aiguille de diamant. Alors deux essais interrompus d'ECAE avec une vitesse vers l'avant de poinçon de 2 mm/sec ont été réalisés sur ces échantillons. La contre-pression a été préréglée à deux niveaux: 0 MPa pour le premier échantillon et 200 MPa pour le deuxième échantillon. Après avoir extrait les échantillons à partir de la matrice, la grille a été photographiée. La Fig. 3.11-a montre que l'échantillon déformé sans appliquer une contre-pression (cas « WBP ») tandis que la Fig. 3.11b montre les lignes d'écoulement quand un point d'ébullition de 200 MPa a été appliqué pendant l'essai (cas « point d'ébullition »).

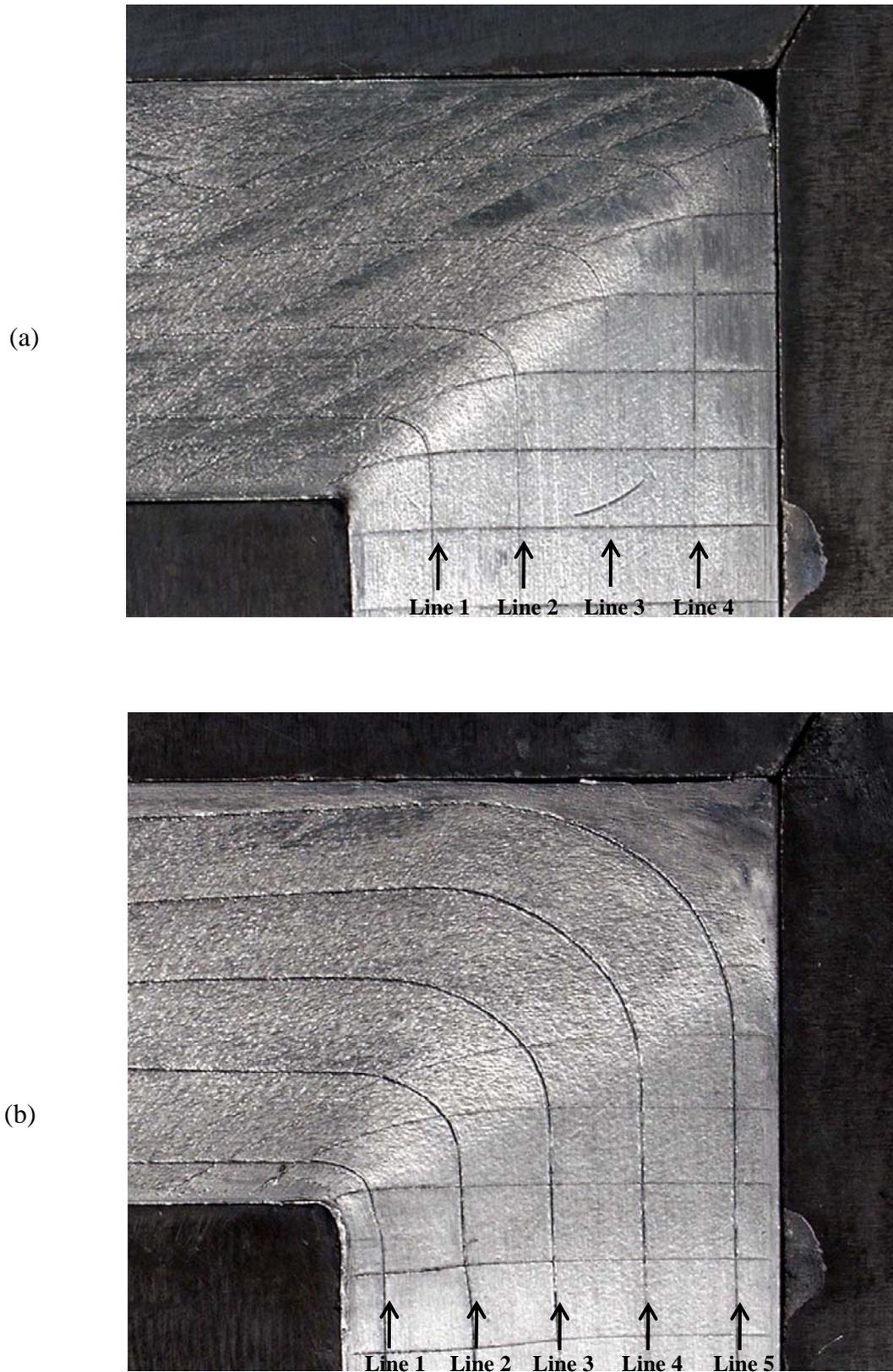


Figure 3.11 : Macro photo des échantillons Al6061 déformés montrant les lignes d'écoulement dans leurs sections centrales. (a) : sans contre-pression (WBP), (b) : avec la contre-pression (point d'ébullition).

Comme peut être vu sur la Fig. 3.11, la forme des lignes d'écoulement change radicalement quand le point d'ébullition est appliqué ; elles deviennent beaucoup plus arrondies et une zone morte se développe dans le coin externe. Les lignes d'écoulement gravées ont été alors équipées de la fonction générale d'écoulement. La qualité de l'ajustement peut être appréciée dans la Fig. 3.12.

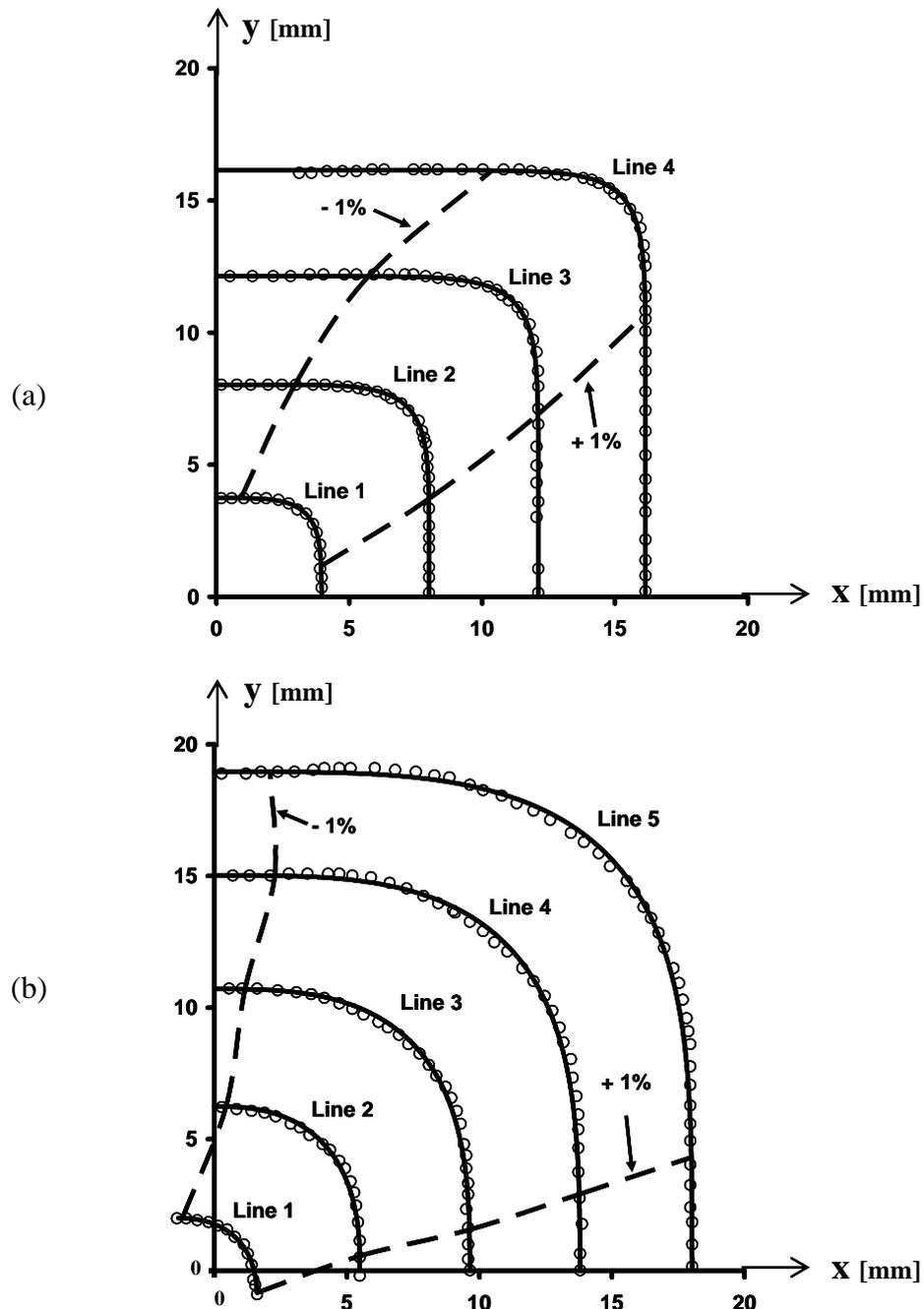


Figure 3.12 : Ajustement des lignes expérimentales d'écoulement (symboles) avec la fonction générale d'écoulement (lignes continues) d'Eq. (2.16). Les deux lignes cassées identifiées par +1% et -1% indiquent le commencement de la zone plastique (déformation de +1% von Mises) et de la fin de la zone plastique (- 1% moins que toute la déformation), respectivement. (a) : sans contre-pression, (b) : avec la contre-pression.

Pour chaque ligne, les paramètres sont différents ; l'évolution des paramètres n et m en fonction de la position entrante (x_0) est montrée dans la Fig. 3.13 tandis que les valeurs d' α sont montrées dans le tableau 3.1.

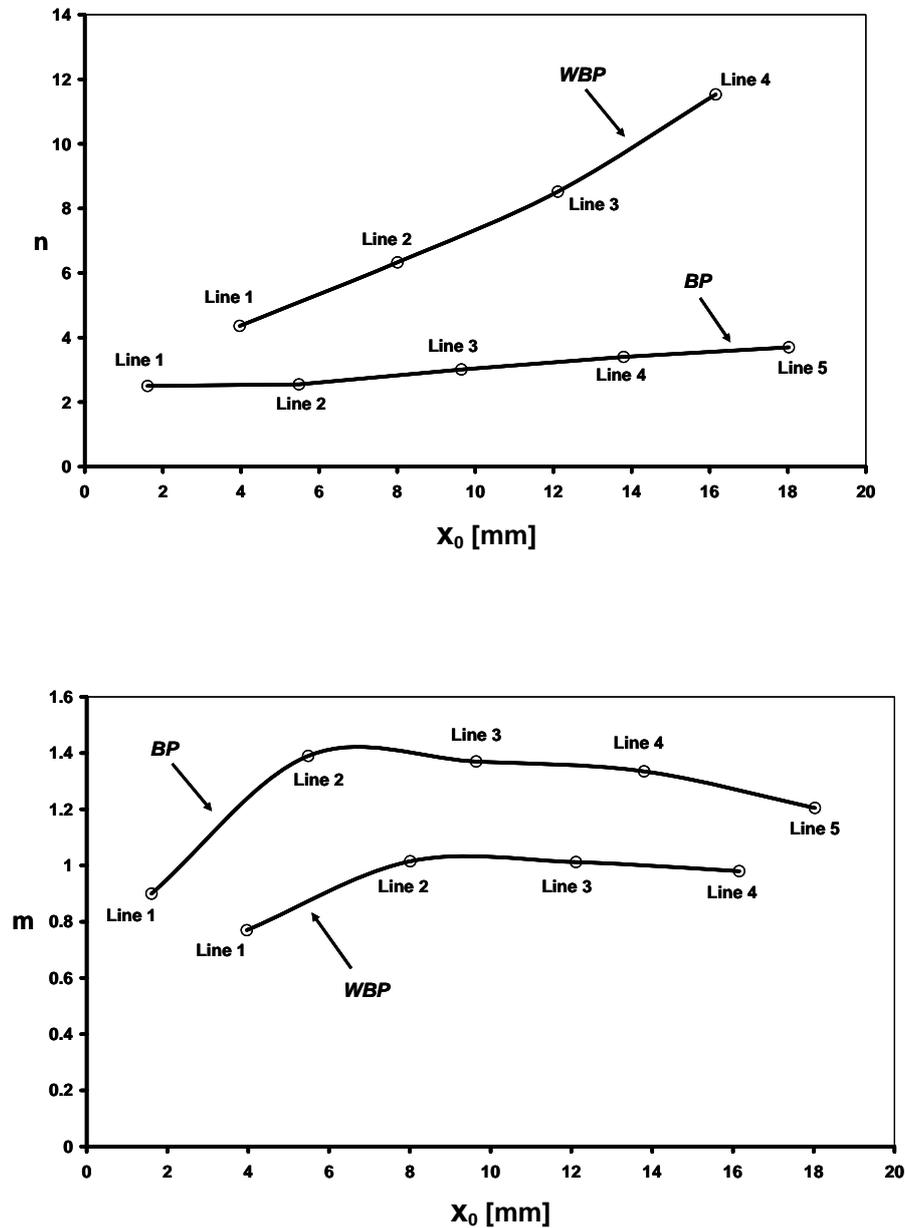


Figure 3.13 : Les paramètres n et m des lignes d'écoulement en fonction de leur position entrante x_0 pour les cas avec la contre-pression (point d'ébullition) et sans contre-pression (WBP).

Tableau 3.1 : Paramètre α de l'asymétrie en fonction de la position de la ligne d'écoulement x_0 .

Ligne Non.	Sans contre-pression (WBP)		Avec la contre-pression (point d'ébullition)	
	x_0 [mm]	α [°]	x_0 [mm]	α [°]
1	3.97	1.1	1.67	3.1
2	8.01	0	5.49	0
3	12.11	0	9.64	0.4
4	16.15	0	13.8	0.5
5	-	-	18.03	0.15

Bien que la dépendance de position des paramètres ait été négligée dans les dérivées partielles des équations (2.23), l'approche actuelle est la possible modélisation des lignes d'écoulement *individuelles* qui correspondraient à une distribution homogène des valeurs des paramètres dans la zone de déformation plastique. Il est réellement possible de tenir compte de la variation des paramètres dans la modélisation, menant de façon générale, cependant, et à des formules plus complexes ; comme il a été présenté pour le paramètre n au chapitre 2. Néanmoins, les résultats obtenus avec le développement plus général semblent demeurer presque les mêmes.

Comme il peut être vu dans la Fig. 3.13, le paramètre m augmente avec le point d'ébullition, aussi, la forme du paramètre n a des valeurs beaucoup plus élevées dans WBP comparé au cas de point d'ébullition. Dans les deux cas, n augmente systématiquement avec la position de la ligne d'écoulement x_0 . On a observé des tendances semblables plus tôt dans les calculs d'éléments finis [TAGBS04] aussi bien qu'avec l'aide des simulations de développement de texture dans le premier passage [SSOAST07]. Pour ce qui concerne le paramètre m , il est pratiquement de 1.0 dans le cas de WBP tandis qu'il est sensiblement plus grand avec le point d'ébullition. Ceci signifie qu'il y a déviation de sortie pour les lignes d'écoulement avec le point d'ébullition ; la différence, cependant, est petite.

Il est important d'identifier l'effet de la contre-pression sur la prolongation de la zone plastique pendant l'ECAE. Bien que théoriquement il devrait y avoir écoulement plastique à un point quelconque de la ligne d'écoulement définie par l'équation (2.16) de la ligne d'écoulement, numériquement elle peut être extrêmement basse loin du plan d'intersection. Ainsi, la zone plastique de la déformation est également indiquée dans ces cas avec notre

définition de +1% et de -1% (les lignes cassées dans la Fig. 3.12). Ces valeurs sont relativement petites en ce qui concerne toute la déformation dans un passage complet ; voyez tous les cumuls de déformation dans la Fig. 3.14.

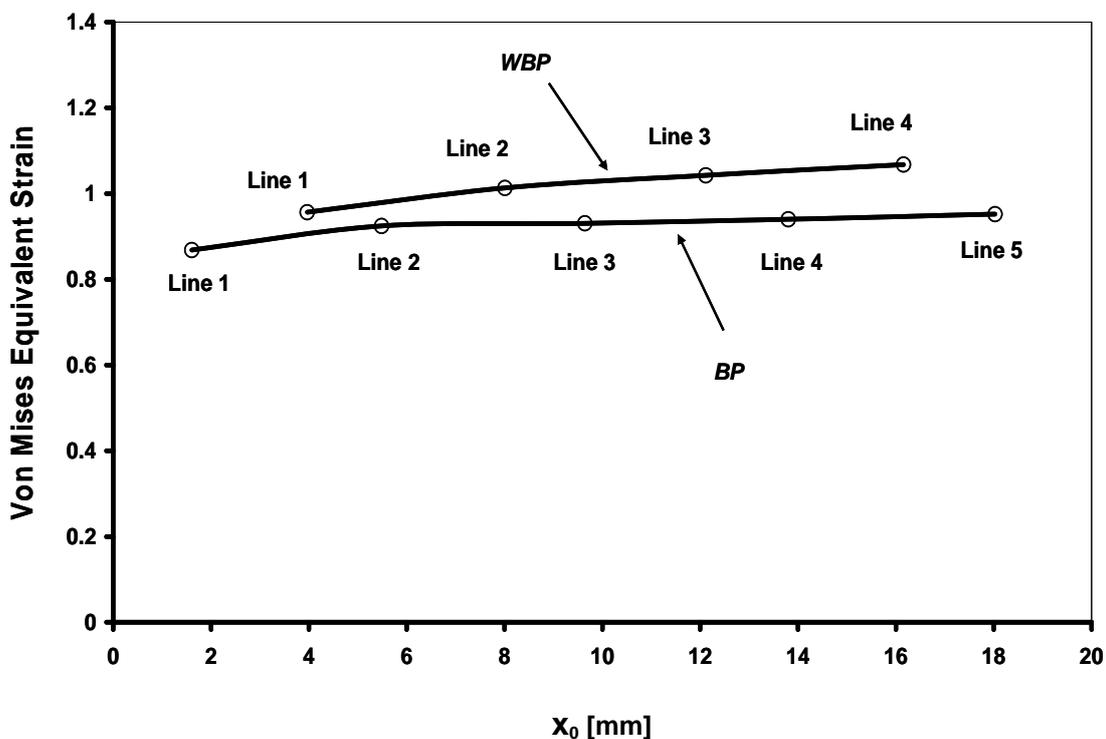


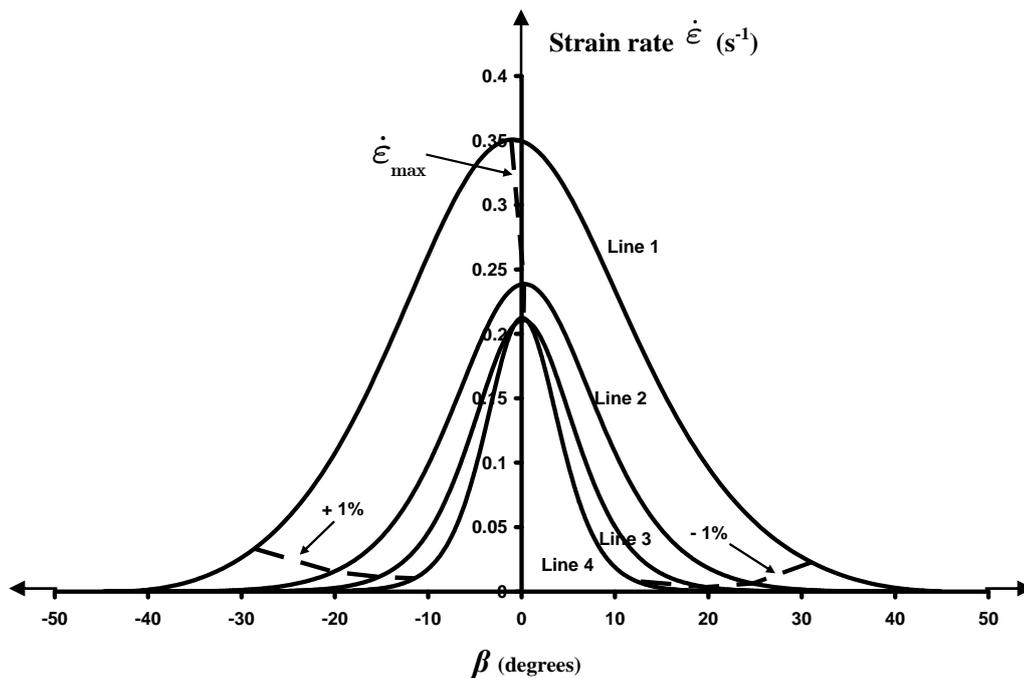
Figure 3.14 : Toute la déformation (von Mises) dans un passage en fonction de la position entrante de la ligne d'écoulement x_0 .

Une conclusion importante de la Fig. 3.12 est que la zone plastique est environ deux fois aussi large pour l'essai du point d'ébullition que pour le cas de WBP. Elle est prolongée presque à la région entière faisant le coin ; elle est encore plus grande que 90° près du coin intérieur. Cependant, la Fig. 3.14 prouve que la contre-pression dans ECAE réduit toute la déformation ; elle se rapporte à l'effet du paramètre n qui là sont beaucoup plus de valeurs dans WBP comparé au cas de point d'ébullition.

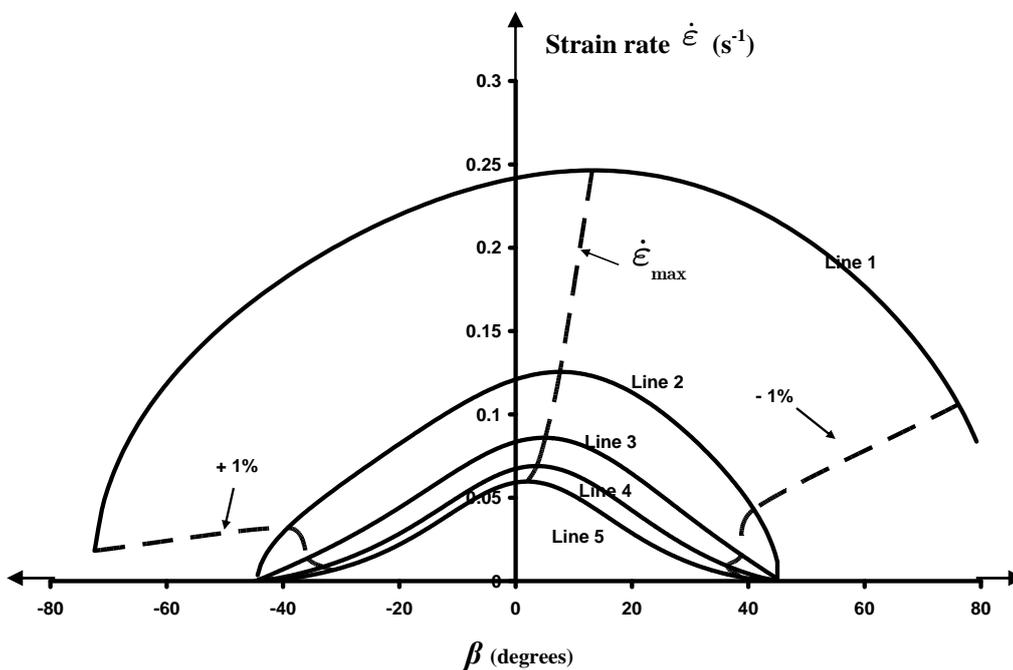
3.3.2. Analyse du taux de déformation

Le taux de déformation change fortement suivant la ligne d'écoulement, particulièrement pour le cas de WBP ; voyez la Fig. 3.15. Cette figure montre le taux de déformation en fonction de la position angulaire β mesurée à partir du plan de symétrie (voyez la Fig. 2.6). La tendance est que le taux de déformation augmente vers le coin intérieur. Dans les deux cas, cet effet est particulièrement prononcé suivant la ligne d'écoulement numéro 1 situé à la distance étroite du coin intérieur. Plus loin des lignes d'écoulement, la variation du taux de déformation d'une ligne à l'autre est moins prononcée. Les positions de la zone plastique selon notre définition de +1% et de -1% sont également indiquées dans la Fig. 3.15.

En comparant la Fig. 3.15-a à la Fig. 3.15 b, l'observation la plus importante est que le taux de déformation est tout d'abord réduit pour le cas du point d'ébullition ; il est seulement d'environ la moitié en ce qui concerne le cas de WBP. La zone très près du coin intérieur est un cas spécial ; la ligne d'écoulement est très arrondie ici. (Dans l'autre essai, ECAE [100] du cristal simple orienté [G07], développement très différent de texture a été observé dans cette région qui pourrait seulement être expliquée avec un écoulement très arrondi ; c'est avec une valeur très basse de n ; environ 3.)



(a)



(b)

Figure 3.15 : Taux équivalent de déformation de von Mises le long des lignes d'écoulement en fonction de la position angulaire β (voyez la Fig. 2.6 pour le β). (a) : sans contre-pression, (b) : avec la contre-pression. Les lignes cassées identifiées avec +1% et -1% indiquent les endroits où toute la déformation atteint +1% de von Mises comme moins puis -1% de toute la déformation dans un passage, respectivement.

Une asymétrie significative peut être vue pour $\dot{\epsilon}_{\max}$ dans le cas de point d'ébullition. Les valeurs maximums du taux de déformation sont indiquées dans la Fig. 3.16 ; elles sont également tracées en fonction de la position de la ligne d'écoulement dans cette figure.

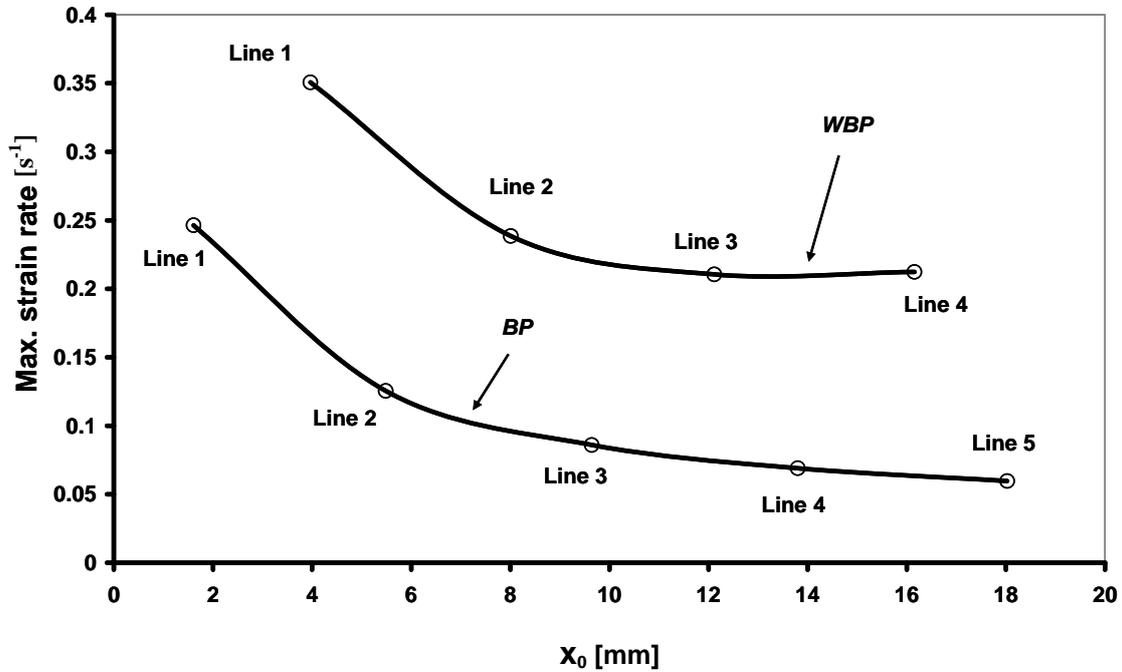


Figure 3.16 : Taux maximum de déformation (von Mises) en fonction de la position entrante de la ligne x_0 d'écoulement.

Quand l'asymétrie dans la ligne d'écoulement est négligée ($\alpha=0^\circ$ et $m=1$), le mode de déformation est exactement du cisaillement simple dans le plan d'intersection et pour l'angle de la matrice 90° , on peut obtenir à partir des formules de gradient de vitesse (2.23) l'expression suivante du taux de cisaillement :

$$\dot{\gamma}_{\max} = \frac{v_0(n-1)}{x_0 2^{1-2/n}} \quad (3.1)$$

Cette expression prouve clairement que le taux maximum de déformation dépend inversement de la position de la ligne d'écoulement (x_0), en même temps il est presque proportionnel à l'exposant n . À mesure que n augmente avec x_0 , la valeur maximum du taux

de cisaillement ne change pas trop pour de plus grandes positions. C'est en accord avec les tendances montrées dans les Figs. 3.15 et 3.16.

En conclusion, les raisons physiques des variations de déformation ci-dessus dues au point d'ébullition dans ECAE doivent être discutées. À notre avis, c'est une augmentation significative de la force de frottement qui est responsable des observations actuelles. Quand le point d'ébullition est appliqué, l'échantillon est gonflé produisant une pression plus élevée aux parois de la matrice et, en conséquence, à la friction plus élevée menant au développement de la zone « morte » dans le coin externe de la matrice. La présence d'une telle zone trouble nettement le champ d'écoulement en arrondissant plus loin les lignes d'écoulement. On peut voir dans la Fig. 3.11-b qu'une zone morte n'est pas formée quand le point d'ébullition n'est pas appliqué.

CHAPITRE IV

La simulation de l'évolution de texture avec le modèle de lignes d'écoulement

Il est bien connu que le développement de texture soit un attribut important du procédé d'ECAE. Plusieurs chercheurs ont étudié des textures en ECAE mais le développement de texture dans ce procédé de déformation n'est pas encore assez poussé. Le modèle de lignes d'écoulement en tant qu'un des modèles récents est très utile pour comprendre le développement de texture en ECAE. Ce chapitre est consacré à la présentation et à la discussion des textures simulées qui ont été obtenues avec l'aide des deux modèles de lignes d'écoulement présentés au chapitre 3. Les effets des paramètres de la ligne générale d'écoulement sur l'évolution de texture sont également étudiés. Deux angles différents de matrice : 90° et 135° sont considérés. D'abord les développements de texture en cuivre et aluminium dans une matrice spéciale de ECAE à 135° sont étudiés expérimentalement et ensuite simulés. En conclusion, le modèle "fan-type" de lignes d'écoulement a été examiné dans ECAE à 90° .

4.1. Modélisation de la texture avec le modèle de ligne d'écoulement de loi-puissance

Dans le chapitre 3, les rôles des paramètres de la fonction générale d'écoulement dans le domaine de déformation ont été discutés. Les variations du développement de texture dû à ces paramètres sont examinées dans cette section. Des simulations ont été effectuées en utilisant le modèle auto-cohérent de Viscoplastic (VPSC) dans sa version accordée par éléments finis [MT94]. Une texture aléatoire, composée de 3000 orientations de grain, a été employée comme texture initiale. L'index de sensibilité de taux de déformation du glissement cristallographique a été choisi pour être 0.05. La forme initiale de grain a été considérée comme equiaxe *avant* chaque passage mais a laissé changer la forme *pendant le* passage. Le rajustement de la forme de grain après que chaque passage soit motivé par le fait que l'amélioration de grain a lieu pendant l'ECAE menant equiaxe presque des grains. Les textures en route A sont examinées.

Afin de ménager de l'espace, les sections seulement de $\varphi_2=0^\circ$ et de $\varphi_2=45^\circ$ de l'ODFs sont exhibées. Ces sections contiennent tous les composantes principales des textures idéales de cisaillement. Les ODFs sont présentés jusqu'à la gamme complète (0° - 360°) pour le premier angle d'Euler (φ_2) et (0° - 90°) pour le φ . Deux angles différents de matrice ; 90° et 135° ont été considérés comme afin de découvrir l'effet de l'angle de la matrice. Des simulations ont été faites pour les lignes d'écoulement qui passent dans la partie moyenne de la matrice quand la section transversale de la matrice est de $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$.

Avant toute autre démarche, il est nécessaire d'accentuer la relation entre les textures d'ECAE et les textures du cisaillement simple. Maintenant on accepte généralement que les orientations idéales des textures d'ECAE sont identiques comme celles du cisaillement simple avec le plan de cisaillement étant au plan d'intersection des canaux. La Fig. 4.1 montre la géométrie de la matrice d'ECAE et des systèmes de référence correspondant à la matrice d'ECAE (X-Y-Z) et au plan de cisaillement (X'-Y'-Z) dans la matrice.

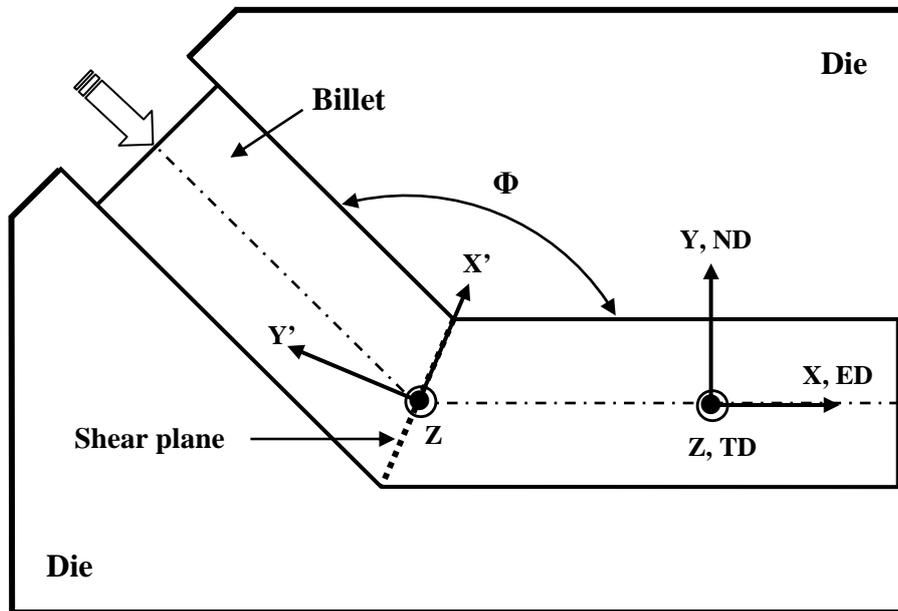


Figure 4.1 : Géométrie de la matrice d'ECAE et systèmes de coordonnées utilisés dans ce chapitre.

Les composantes correspondantes à des textures d'ECAE peuvent être obtenues en exprimant l'orientation idéale de cisaillement simple en système de référence de X-Y-Z. Cette opération implique une rotation de $\Phi/2$ autour de l'axe de TD. Pour l'angle de matrice de ECAE à 135° , cette rotation est de 67.5° et les composantes ainsi-obtenues sont les composantes idéales du procédé ECAE à 135° . Afin de soulager la lecture des ODFs, une figure principale a été construite contenant les composantes idéales pendant qu'ils apparaissent dans des sections de $\varphi_2=0^\circ$ et $\varphi_2=45^\circ$ des ODFs (voir la Fig.4.2).

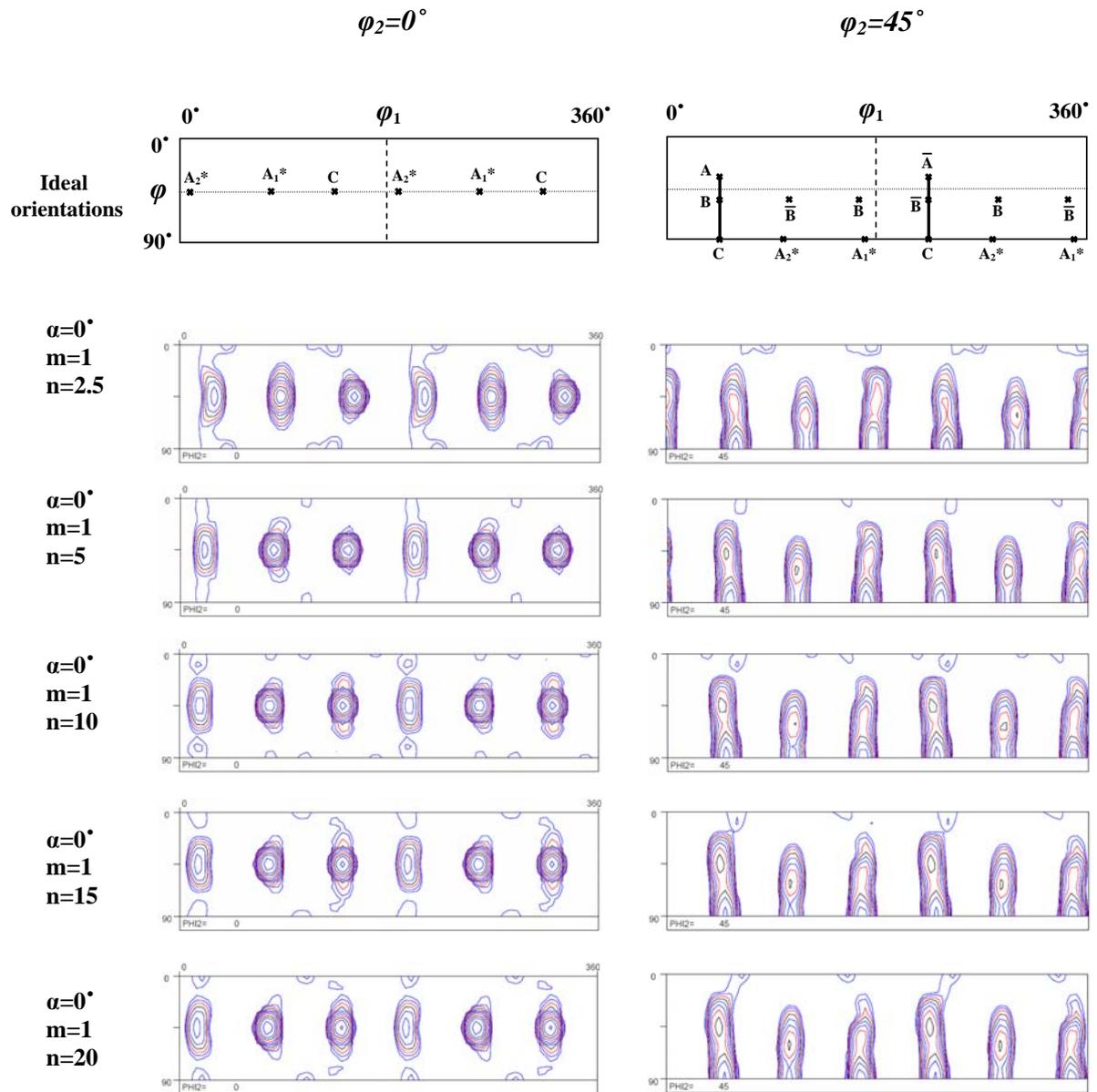


Figure 4.3 : Variations de la texture en fonction du paramètre n dans une matrice à 90°

ECAE. Isovalues : 0.7, 1, 1.4, 2, 2.8, 4, 5.6, 8, 11, 16.

Comme peut être vu dans la Fig. 4.3, il y a quelques déviations des positions idéales pour toutes les composantes pour toutes les valeurs de n . Les angles de déviation sont montrés

dans la Fig. 4.4 pour chaque composante principale de la texture. Dans cette figure, la courbe pour la composante A_1^* a la position minimale. Généralement en augmentant la valeur de n , toutes les composantes de texture décalent vers la gauche dans la Fig. 4.3, approchant mieux les positions idéales du cisaillement simple, excepté les A_1^* , qui dévient de plus en plus à mesure que n augmente. A / \bar{A} et B / \bar{B} composantes approchent mieux les positions idéales, comme elles sont situées approximativement sur les positions idéales aux valeurs relativement élevées de n . Quand n devient très grand, un comportement asymptotique est une signification évidente que la position des composants de texture ne dépend pas de n quand n est très haut.

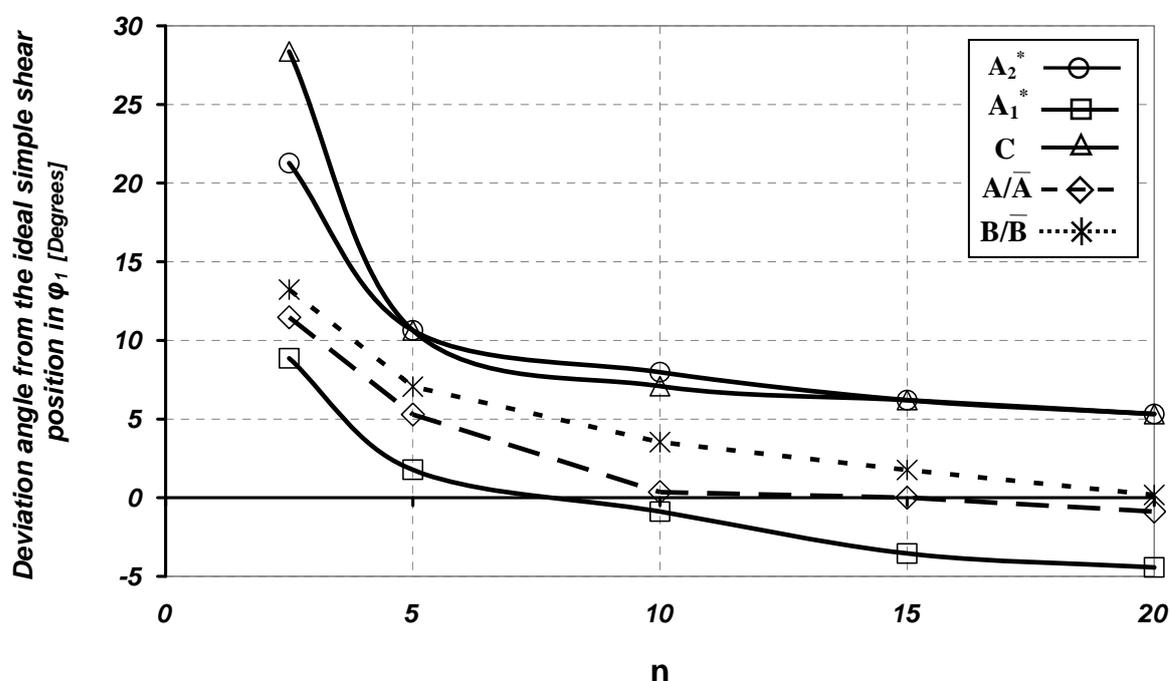


Figure 4.4 : Angles de rotation des positions idéales de cisaillement simple dans la direction ϕ_1 en fonction du paramètre n dans une matrice à 90° d'ECAE après un passage.

Pour l'angle de matrice de ECAE à 135° , les textures sont présentées dans la Fig. 4.5 et les angles de rotation sont analysés dans la Fig. 4.6. En utilisant la même position $x_0=5$ mm d'entrée que pour le cas à 90° , $y_0=-5$ mm est obtenu en utilisant Eq. (2.17). Comme nous pouvons voir de la Fig. 4.6, les positions des composantes de texture changent d'une manière semblable comme dans le cas à 90° . En augmentant la valeur de n , les premiers angles d'Euler (ϕ_1) des composantes de texture sont diminués. Pour la valeur élevée de n , la composante de C tend vers la position idéale tandis que quelques déviations peuvent être

vues pour A / \bar{A} et B / \bar{B} composantes. Les plus hautes et plus basses courbes correspondent aux composantes $A2^*$ et $A1^*$, respectivement.

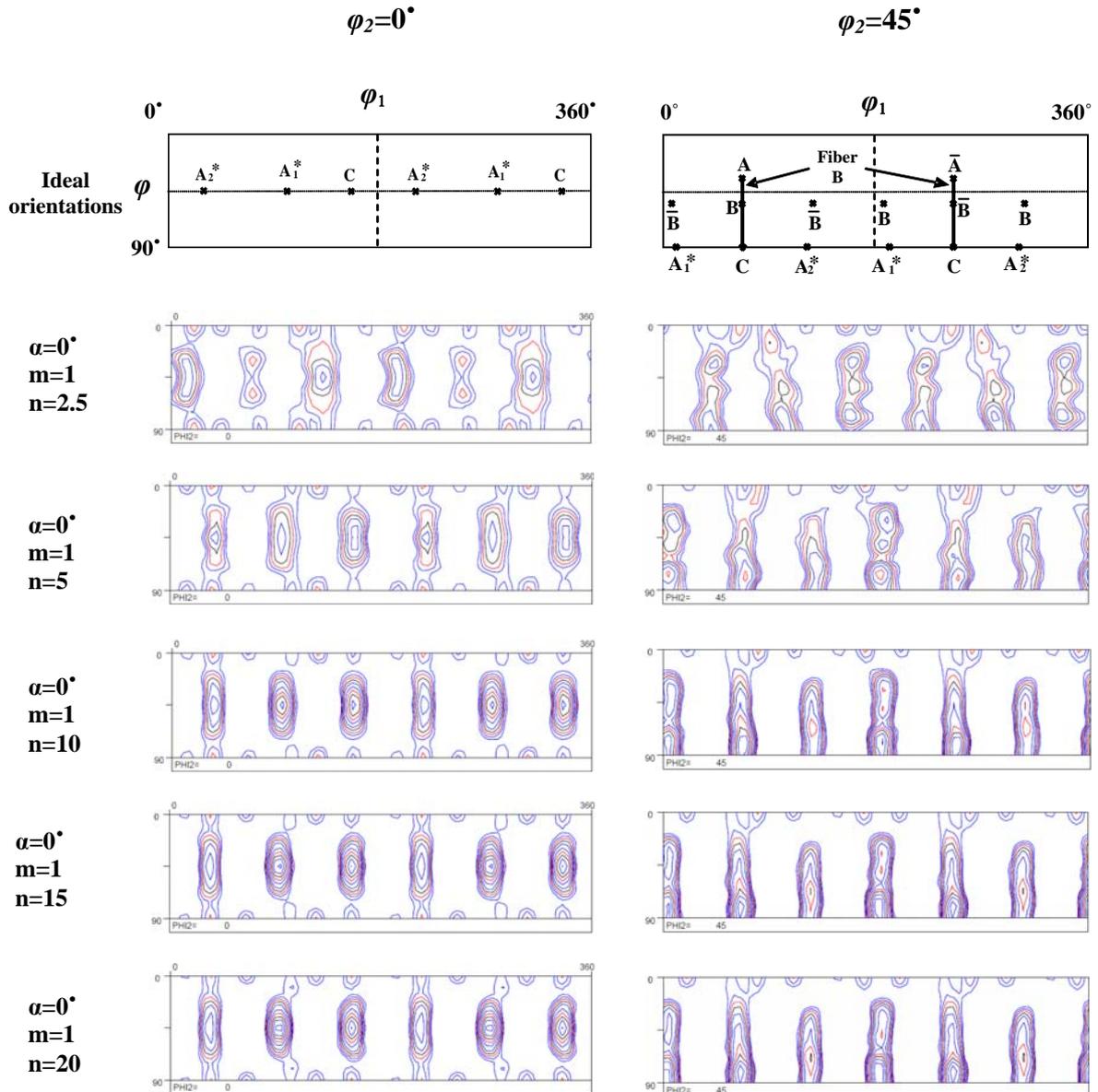


Figure 4.5 : Variations de la texture en fonction du paramètre n dans une matrice à 135° d'ECAE. Isovalues : 1, 1.3, 1.6, 2, 2.5, 3.3, 4.2, 5.2, 6.5, 8.

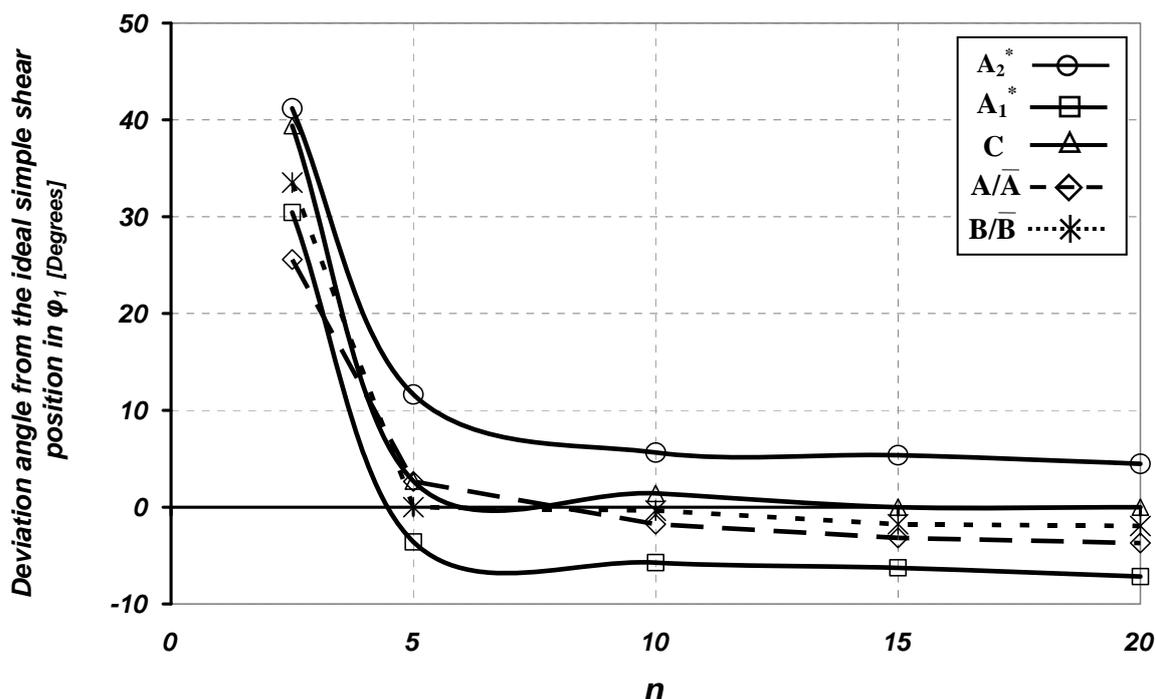


Figure 4.6 : Angles de rotation des positions idéales de cisaillement simple dans la direction φ_1 en fonction du paramètre n dans une matrice à 135° d'ECAE.

Les intensités des ODF maximum pour 90° et 135° sont présentées en fonction du paramètre n dans la Fig. 4.7. À la même valeur de n , l'intensité maximum de l'ODF dans le cas 90° est toujours plus haute que pour 135° ainsi, la texture est plus forte. Comme peut être vu, les intensités des ODF maximum augmentent avec n ; elles atteignent, cependant, une valeur saturée pour des valeurs élevées de n . Il signifie qu'il y a un état stable de texture pour des valeurs élevées de n ; la texture arrive à un état limiteur. Contrairement au cas 90° , une variation considérable de 135° est indiquée ; on peut indiquer que l'intensité de texture pour le cas à 135° est beaucoup plus sensible au paramètre n que pour 90° ; en augmentant la valeur de n de 2.5 à 20, l'intensité est davantage que doublée dans la matrice à 135° , alors qu'il y a juste une petite augmentation d'environ 5% pour le cas 90° .

Les résultats obtenus montrent que cela augmente le décalage du paramètre n les composantes d'ODF à gauche et les composantes déplacent indépendamment. En outre, le paramètre n augmente l'intensité des ODF maximum et le cas à 135° est plus sensible que 90° à cet égard. La texture du cas à 90° est toujours plus forte que à 135° . Il y a des limites en valeur élevée de n pour le mouvement des composantes et de l'intensité maximum d'ODF.

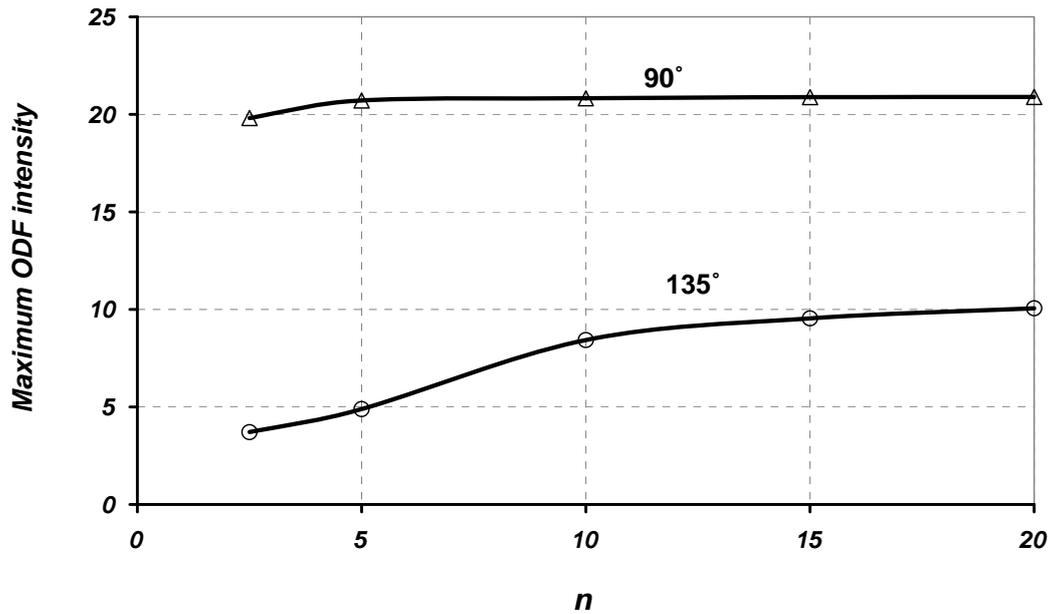


Figure 4.7 : Relation entre l'intensité maximum des ODF et le paramètre n dans des matrices à 90° et à 135° d'ECAE.

4.1.2. Effet du paramètre « m » sur le développement de texture

Comme on l'a établi au chapitre 2, le paramètre m représente la déviation de la ligne d'écoulement de sa position prévue de sortie. Les coordonnées de sortie y_E et d'entrée x_0 peuvent être reliées entre eux par la relation suivante (obtenue à partir d'Eq. 2.24 avec $\alpha=0^\circ$) :

$$\frac{y_E}{x_0} = \frac{m^{1/n}}{\sin \phi} \quad (4.1)$$

Pour $m = 1$, il n'y a aucune déviation de la position prévue de sortie. Dans la section, nous examinons l'effet de m sur le développement de texture pour des valeurs fixes de α et de n ; le cas de $\alpha = 0^\circ$ et $n=10$ sera considéré. La Fig. 4.8 présente les valeurs y_E/x_0 en fonction du paramètre m . Comme on peut le voir, dans les deux angles de matrice, les valeurs 0.5 et 2 de m représentent 6.7% et 7.2% de déviations des positions prévues de sortie, respectivement, qui sont relativement grandes : dans les expériences et les simulations d'éléments finis on peut observer de plus petites valeurs.

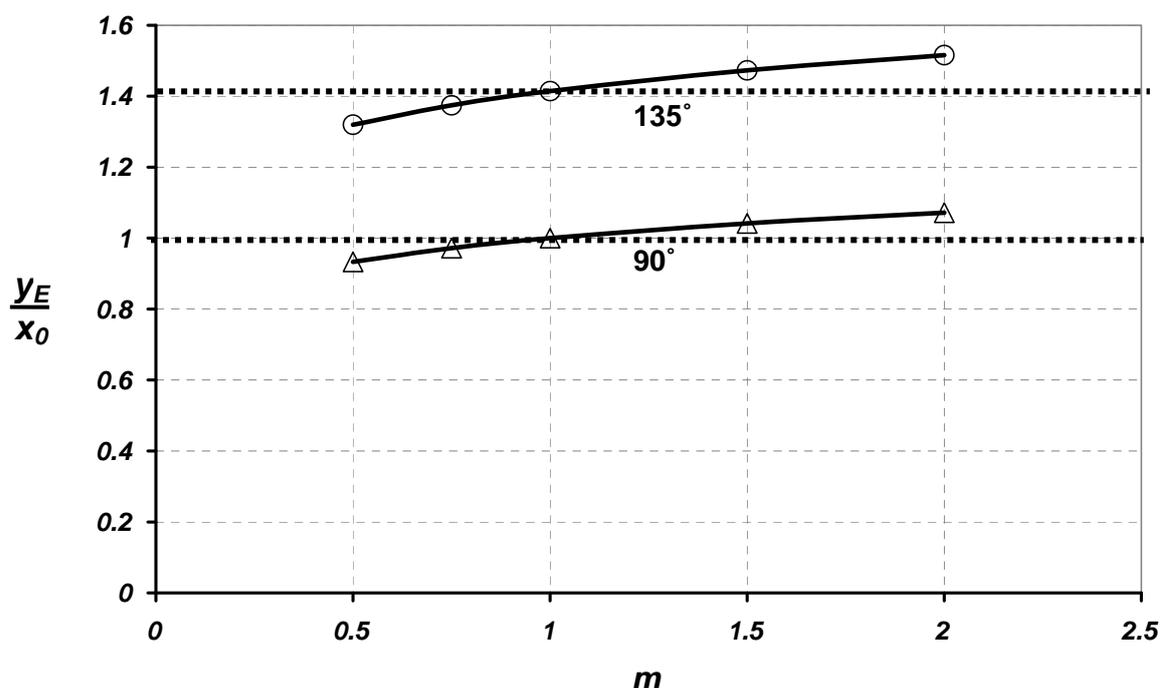


Figure 4.8 : Déviation de la position de sortie de la ligne d'écoulement en fonction du paramètre m dans la matrice à 90° et à 135° d'ECAE pour $\alpha = 0^\circ$ et $n = 10$. La position de sortie sans déviation est montrée par la ligne pointillée.

La variation de la texture avec le paramètre m dans le cas à 90° pour une ligne d'écoulement avec le point initial $x_0=5$ mm et $y_0=0$ mm est montrée dans la Fig. 4.9 et la déviation des composantes de texture des positions idéales dans la direction φ_1 sont tracés dans la Fig. 4.10. Comme peut être vu, les composantes d'ODF décalent vers la droite en augmentant avec le paramètre m ; cependant, ces décalages dépendent des composantes. Pour les composantes $A1^*$, A / \bar{A} et B / \bar{B} un point de retournement considérable est obtenu en $m=1$. Les développements de texture pour l'angle de matrice de ECAE à 135° sont présentés dans la Fig. 4.11 tandis que les rotations des composantes sont examinées dans la Fig. 4.12. Une ligne d'écoulement avec le point initial $x_0=5$ mm et $y_0=-5$ mm a été considérée dans cette étude. Les résultats obtenus sont en accord avec 90° ; là où l'augmentation dans la cause du paramètre m montant dans la déviation pêche des positions idéales pour tous les composants. En outre, les composants agissent indépendamment aussi bien que 90°. Un changement considérable de la pente des courbes dans $m=1$ est indiqué dans la Fig. 4.12 ; signifiant que la texture dans le cas 135° est plus sensible pour $m < 1$ que pour $m > 1$.

Dans enferme 90° et 135° , composant d' A_2^* a la plus haute courbe de déviation dedans vis-à-vis le composant d' A_1^* .

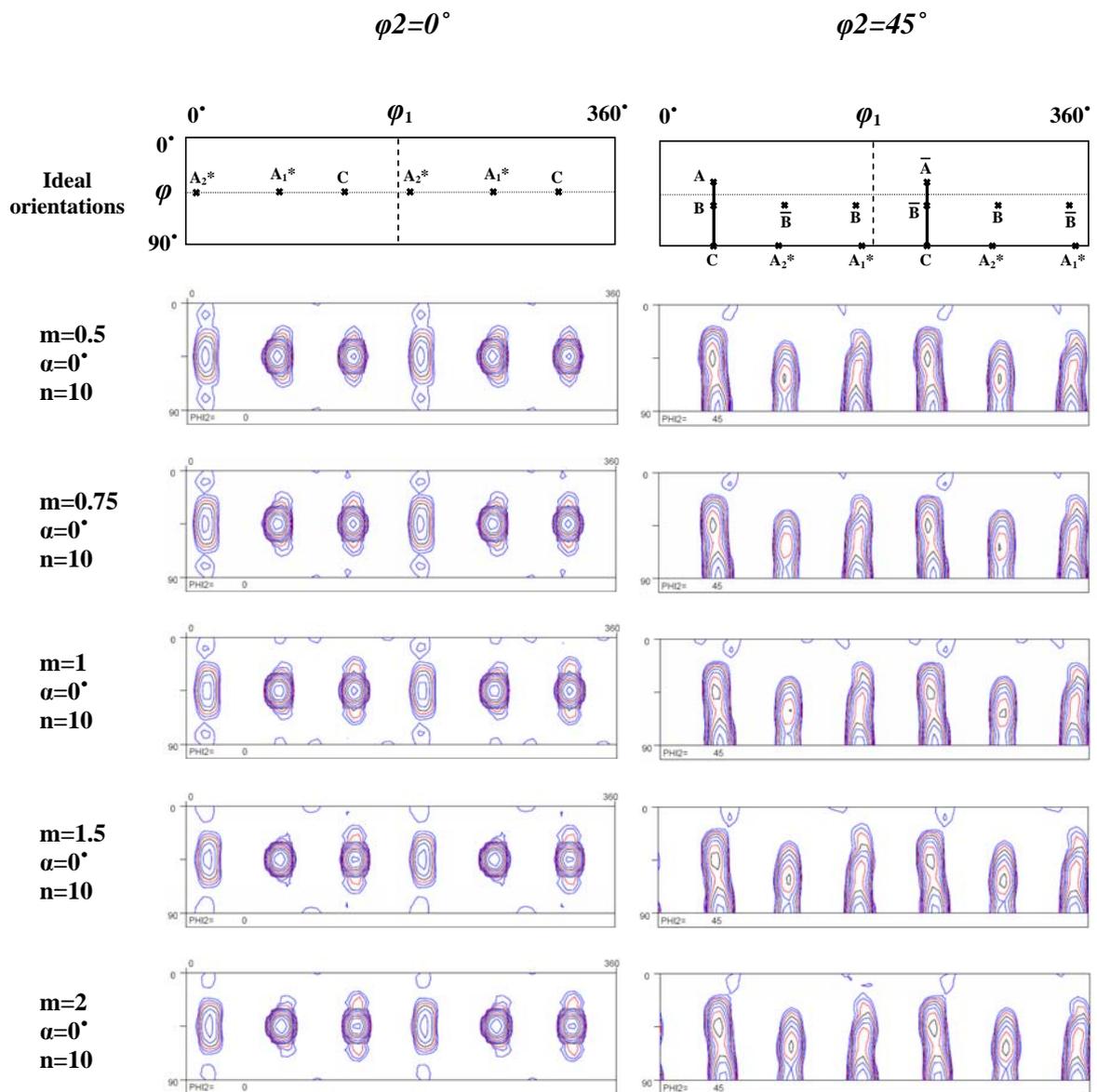


Figure 4.9 : Effet du paramètre m sur la texture à ECAE 90° .

Isovalues : 0.7, 1, 1.4, 2, 2.8, 4, 5.6, 8, 11, 16.

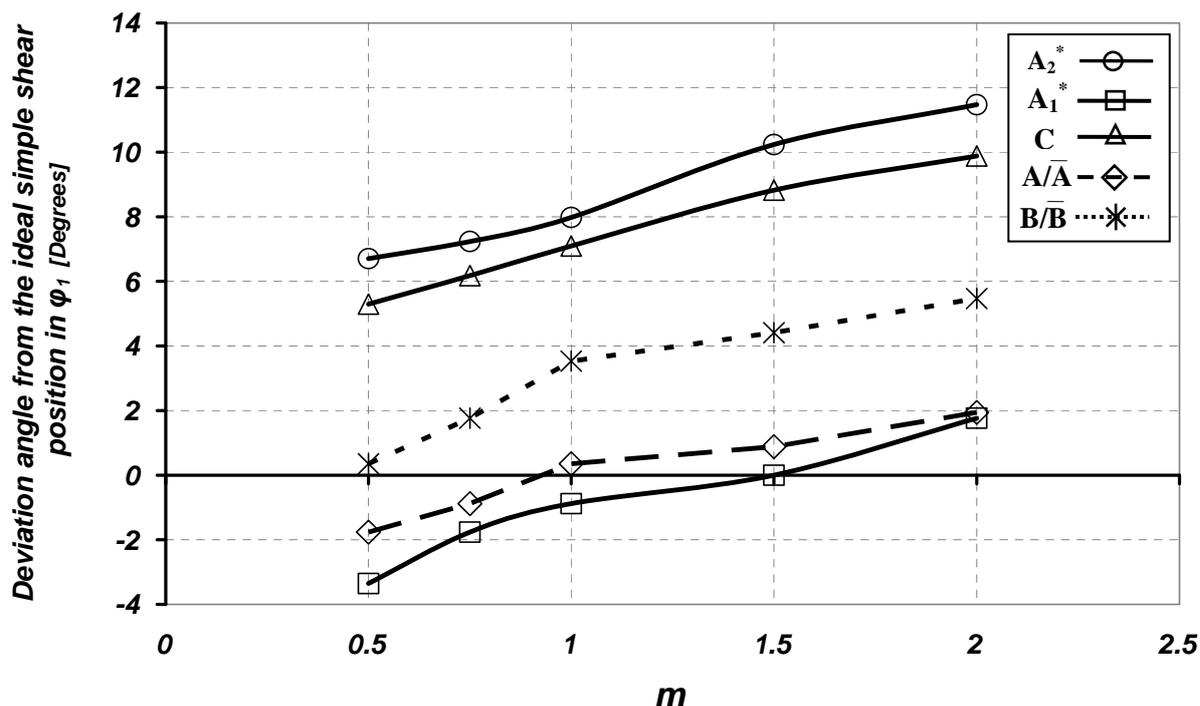


Figure 4.10 : Angles de rotation des positions idéales de cisaillement simple dans la direction ϕI en fonction du paramètre m dans une matrice ECAE à 90° .

Une comparaison entre les intensités du maximum ODF des cas 90° et 135° en fonction du paramètre de m est montrée dans la Fig. 4.13. Comme peut être vue, à la même valeur de m , l'intensité du maximum ODF dans le cas 90° est toujours plus haute que pour 135° , et ainsi la texture est plus forte. Les augmentations d'intensité du maximum ODF avec toute déviation de $m=1$; réellement, les courbes ont une valeur minimum pour $m=1$. Dans le cas 90° , l'intensité de texture est beaucoup plus sensible au paramètre de m pour le point de droit $m>1$ que pour $m<1$. Des résultats semblables ont été obtenus en cas 135° , avec la plus petite dépendance à l'égard la valeur de m .

En résumé, l'augmentation dans le paramètre m décale les composants d'ODF à la main droite où ils se déplacent indépendamment. En outre, toutes les élévations de déviation de sortie lèvent l'intensité du maximum ODF ; le cas 90° a une intensité plus élevée de texture pour chaque valeur de m , comparant au 135° .

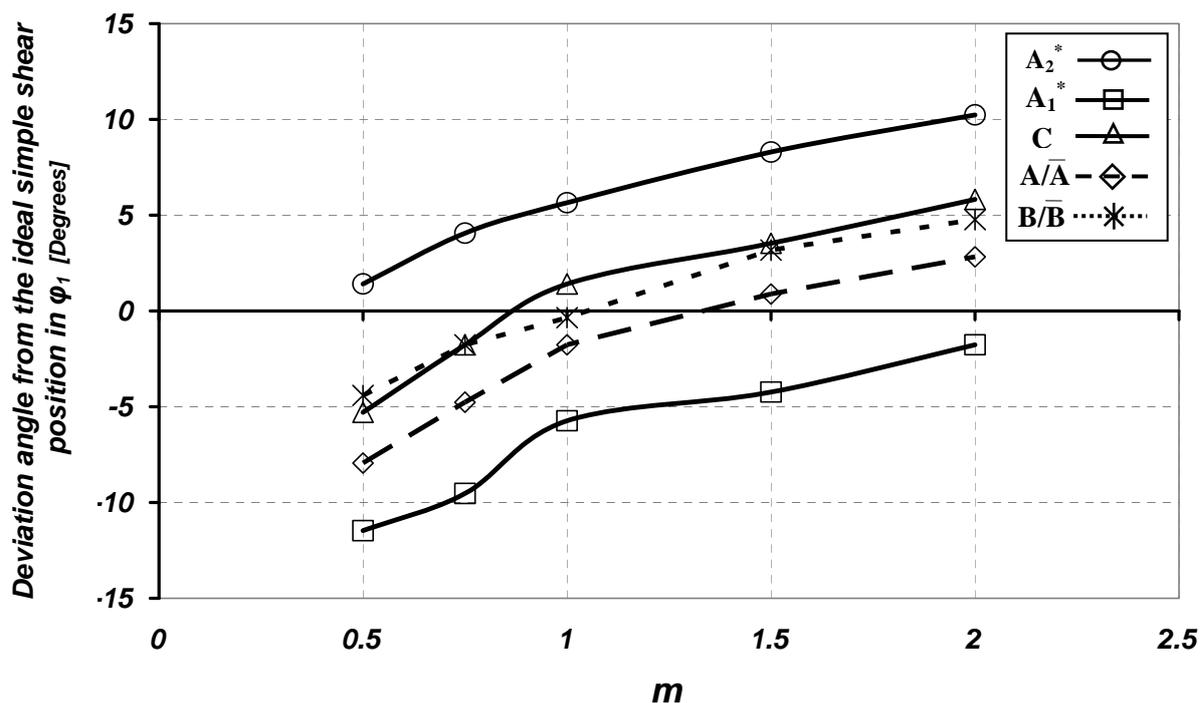


Figure 4.12 : Angles de rotation des positions idéales de cisaillement simple dans la direction φI en fonction du paramètre m dans ECAE à 135° .

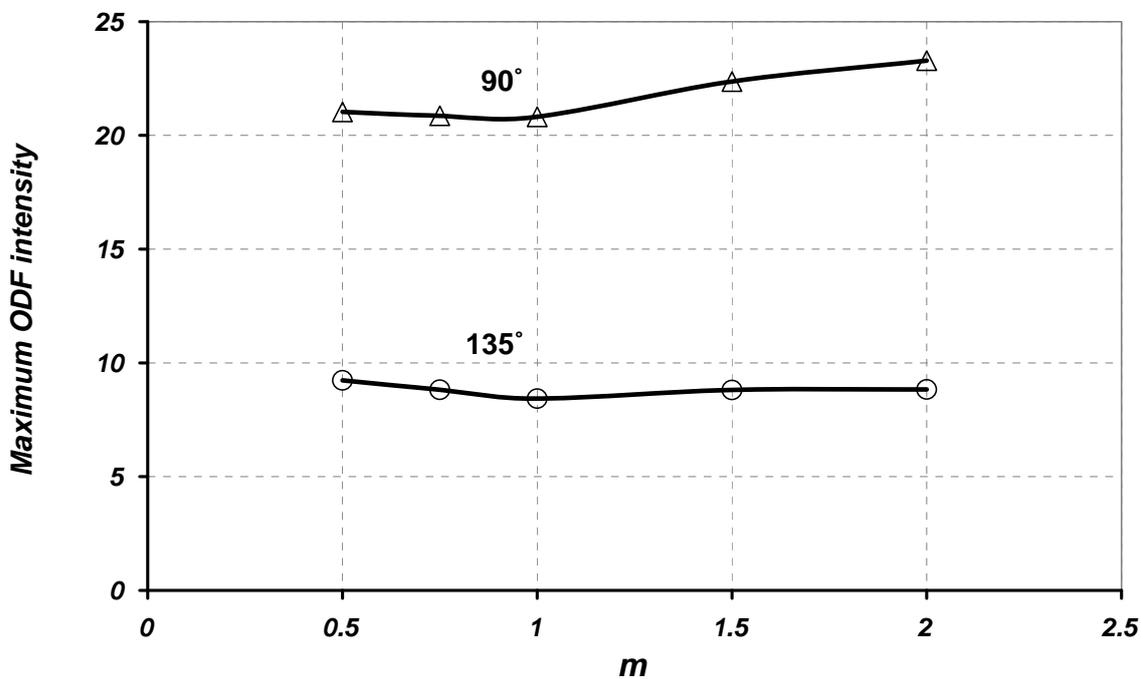


Figure 4.13 : Variation de l'intensité maximum des ODF avec le paramètre m dans des matrices à 90° et à 135° d'ECAE.

4.1.3. Effet du paramètre « α » sur le développement de texture

Le troisième paramètre de la fonction d'écoulement est α ; car il a été discuté en chapitre 2, il fait l'asymétrie dans la forme de la ligne d'écoulement. Des effets de ce paramètre sur l'évolution de texture pour des valeurs fixes de $m = 1$ et de $n = 10$ est étudiés dans la section actuelle. Les textures obtenues pour le cas 90° sont montrées sur le Fig. 4.14 tandis que la Fig. 4.15 présente les angles de rotation des composants idéaux. Le point initial de la ligne d'écoulement a été considéré comme : $x_0 = 5$ mm et $y_0 = 0$ mm. Comme peut être vu, toute asymétrie dans la ligne décalages d'écoulement les composants de texture à la main droite, c'est-à-dire, dans l'angle φ_1 croissant. Les décalages des composants en fonction d'un sembler d'augmenter linéairement avec α , par la même valeur pour chaque composant de texture.

Les Figs. 4.16 et 4.17 montrent les résultats obtenus dans la caisse 135° pour une ligne d'écoulement définie par le point initial $x_0 = 5$ mm et $y_0 = -5$ mm. Les tendances sont semblables au cas 90° , cependant, avec de plus petites rotations qui dépendent également des composants.

Dans 90° et 135° , les A2* et les A1* sont les composants limiteurs dans les décalages obtenus, voient les Figs. 4.15 et 4.17.

La relation entre l'intensité du maximum ODF et un paramètre est présentée dans la Fig. 4.18 pour 90° aussi bien que pour 135° . Là peut être vu une réduction de l'intensité du maximum ODF en augmentant α dans les deux cas. Néanmoins, la texture pour le cas 90° est plus forte que 135° , en tant qu'avant. En même temps, il est bien évident que la texture dans le cas 135° soit beaucoup plus sensible à l'asymétrie que pour 90° ; en augmentant une valeur de 0° à 15° , l'intensité est réduite environ la moitié dans la matrice 135° , alors qu'une diminution seulement environ de 2% est obtenue pour le cas 90° .

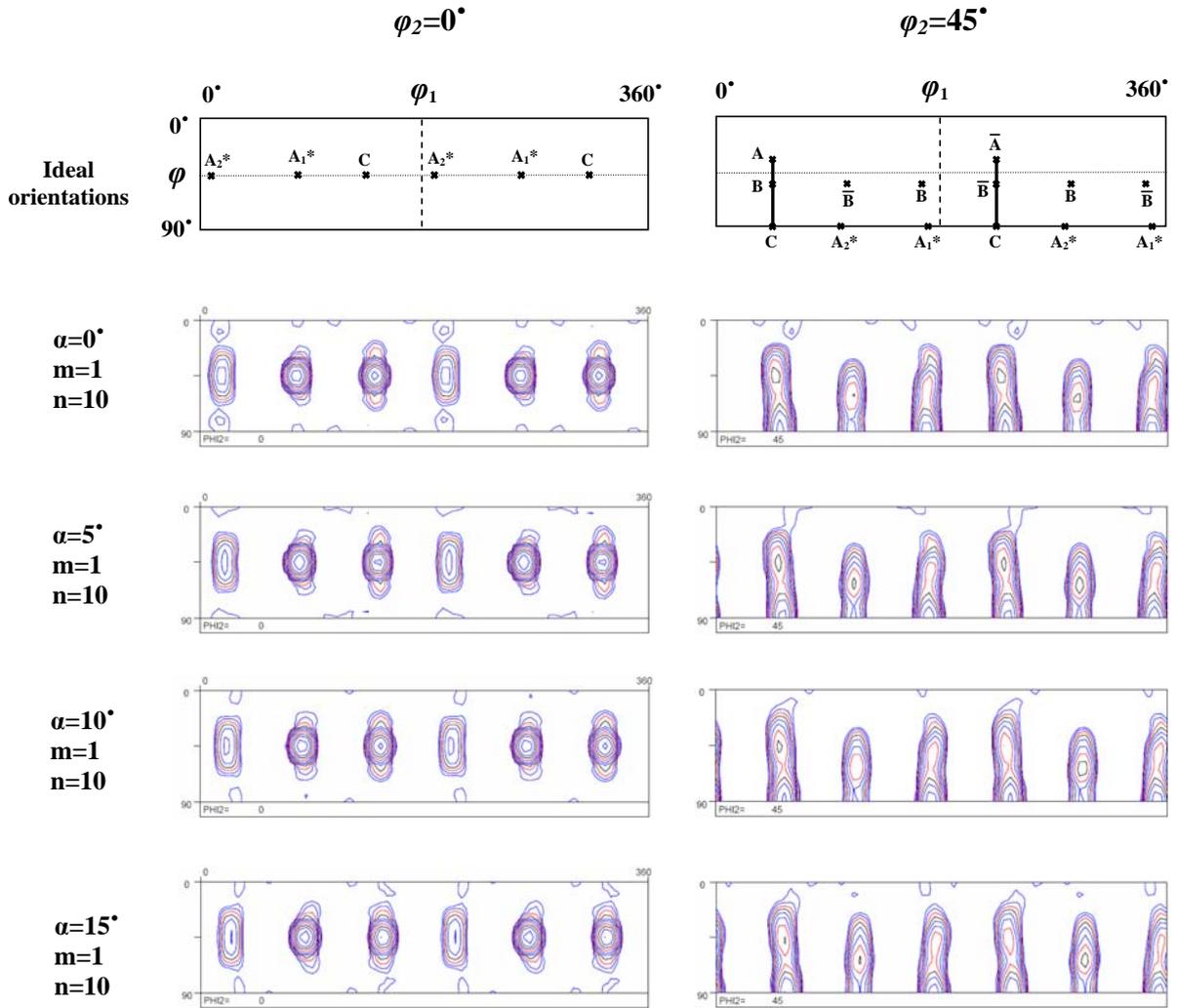


Figure 4.14 : Variations de texture par rapport à un paramètre dans la matrice d'ECAE à 90° .

Isovalues : 0.7, 1, 1.4, 2, 2.8, 4, 5.6, 8, 11, 16.

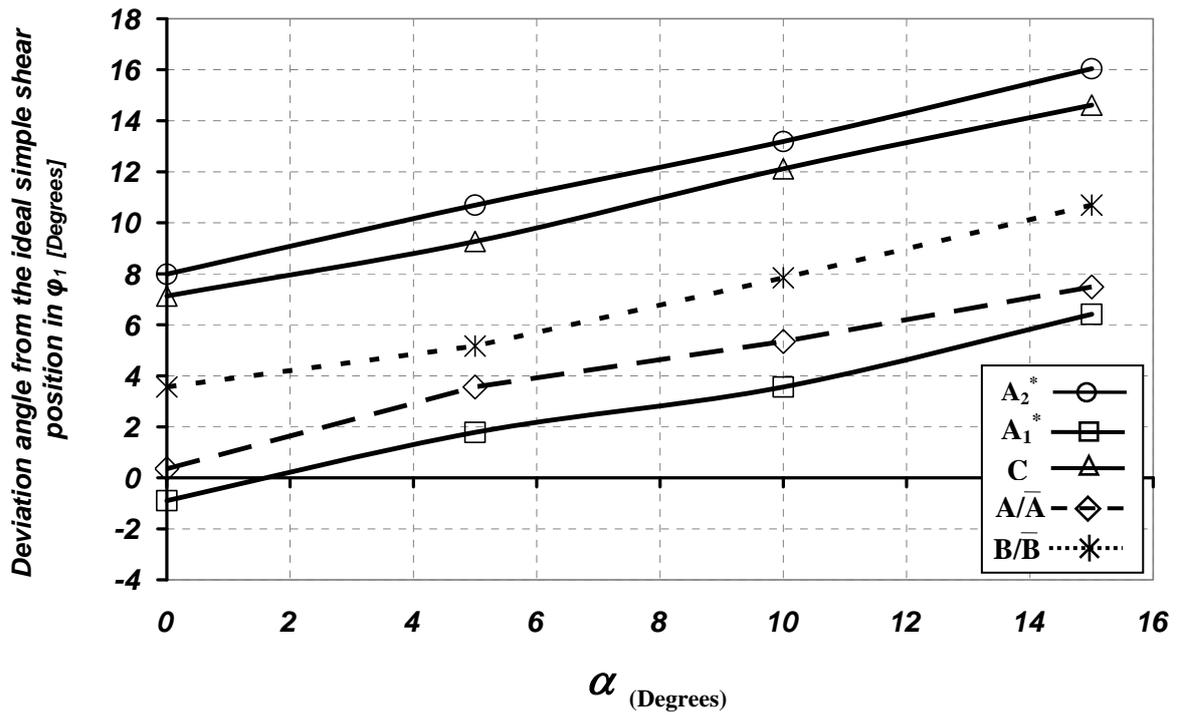


Figure 4.15 : Angles de rotation des positions idéales de cisaillement simple dans la direction φ_1 en fonction du paramètre α dans une matrice de ECAE à 90° .

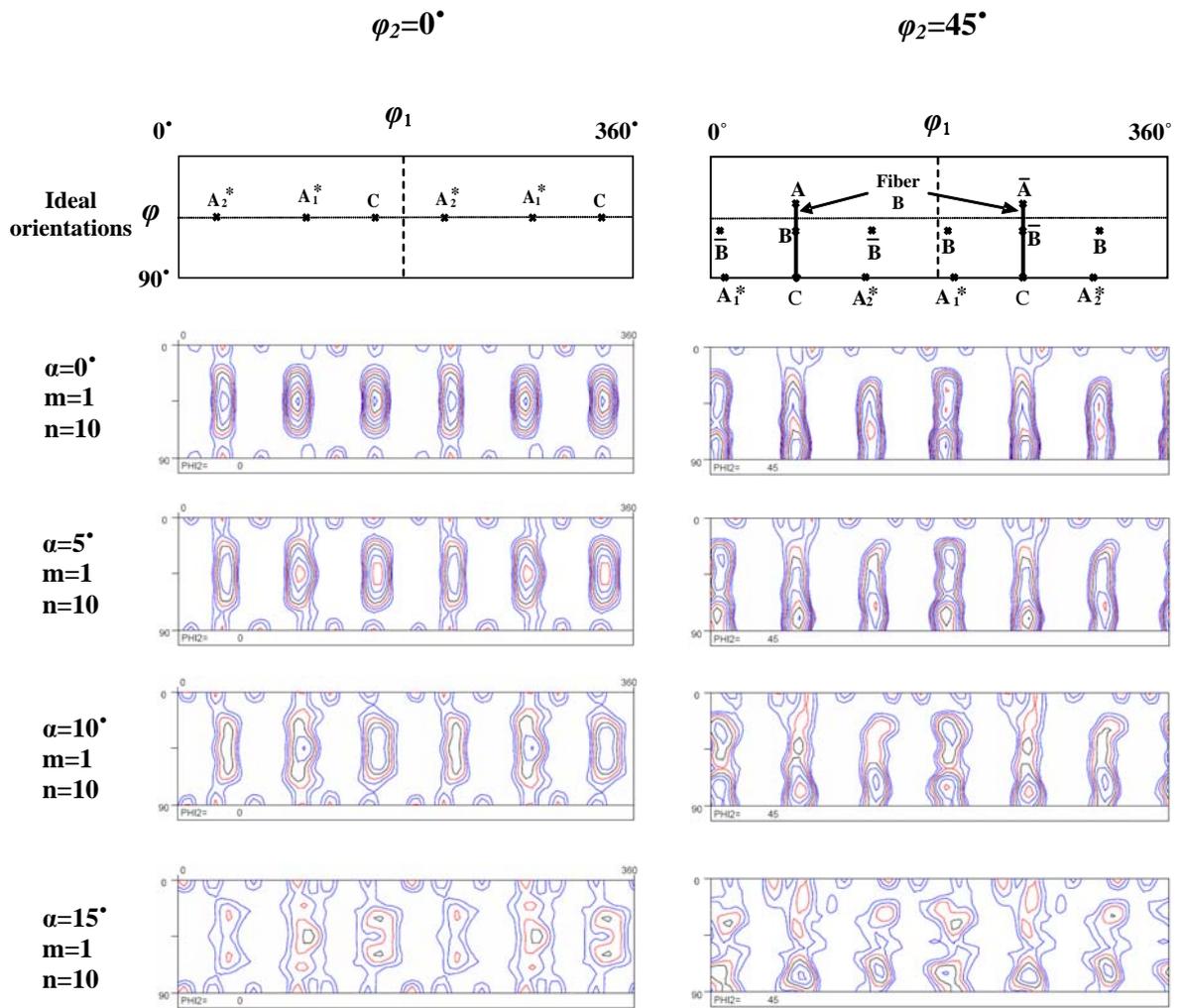


Figure 4.16 : Variations de texture par rapport à un paramètre dans une matrice de ECAE à 135° . Isovalues : 1, 1.3, 1.6, 2, 2.5, 3.3, 4.2, 5.2, 6.5, 8.

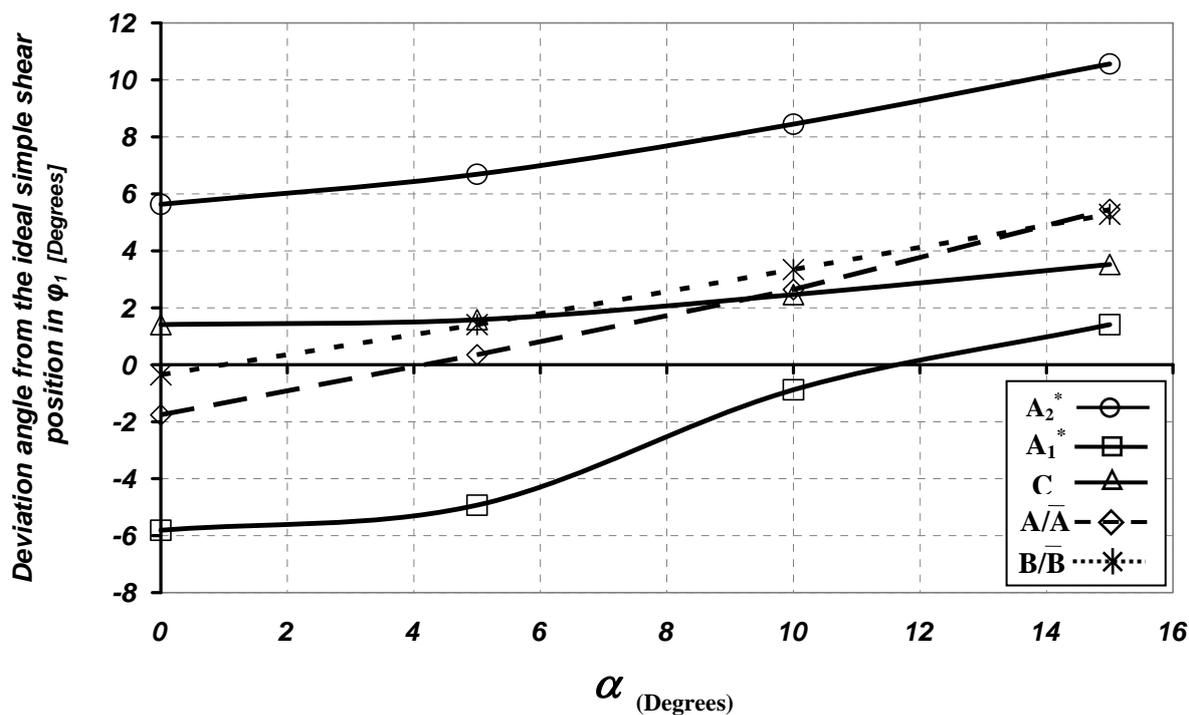


Figure 4.17 : Angles de rotation des positions idéales de cisaillement simple dans la direction ϕ_1 en fonction du paramètre α dans une matrice de ECAE à 135°.

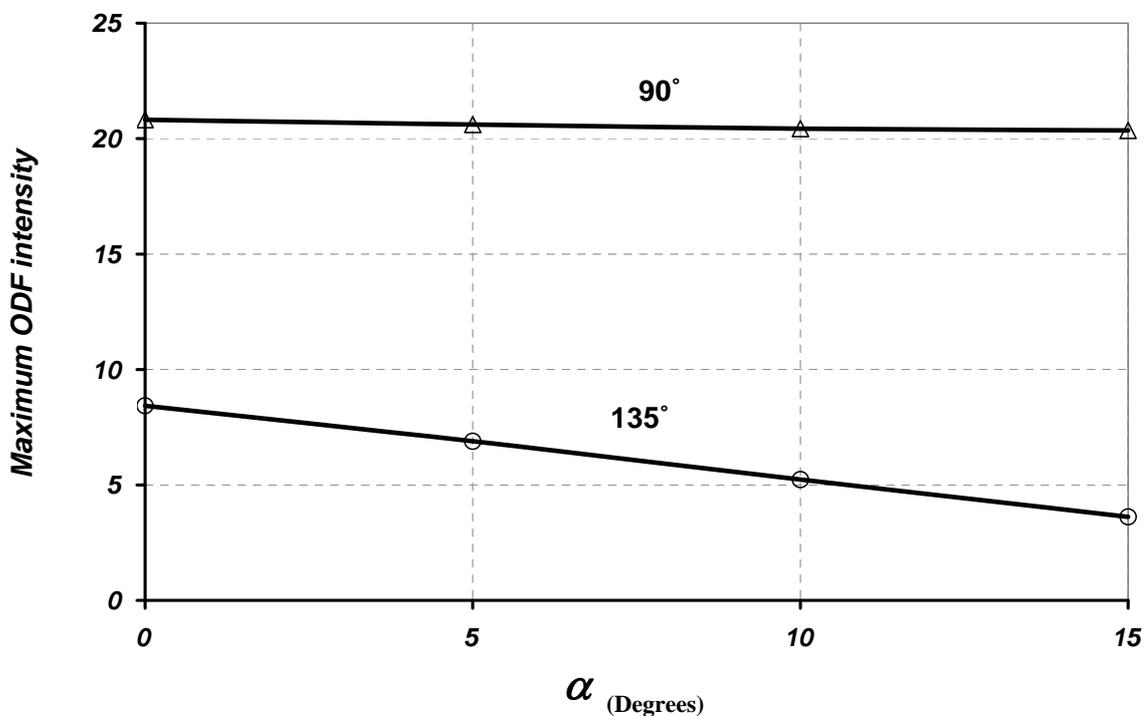


Figure 4.18 : Variation de l'intensité maximum des ODF avec un paramètre dans des matrices ECAE à 90° et à 135°.

L'effet de chaque paramètre comme constante dans la fonction d'écoulement sur le développement de texture est étudié. Néanmoins, dans la section 2.2.5 nous avons vu que le paramètre n devrait être considéré réellement comme paramètre variable. Maintenant l'effet de la vérité du paramètre de n sur l'évolution de texture est examiné dans la section suivie.

4.1.4. Effet du paramètre non-constant n dans la zone plastique

Pendant qu'elle était discutée dans les données expérimentales employantes du chapitre 2 [HLTM08], le paramètre de n n'est pas constant dans la zone en plastique ; il change approximativement comme fonction linéaire de x_0 (la position d'entrée de la ligne d'écoulement), voir 2.6. Le champ de vitesse et les formules de gradient de vitesse en chapitre 2 ont été présentés pour le cas quand cette dépendance a été négligée, cependant, un traitement mathématique plus général - quand cette dépendance a été entièrement tenue compte la considération a été également présentée en chapitre 2, voir la section 2.2.5 pour le cas le plus simple ($\alpha=0^\circ$ et $m=1$) de la fonction générale d'écoulement. La Fig. 2.15 expositions les différences qui ont été obtenues en gradients de vitesse.

Le gradient de vitesse détermine directement le développement des orientations pendant la simulation. Il est donc important d'analyser les variations des textures simulées dues aux variations le paramètre de n dans la zone en plastique de la matrice. De telles simulations comparatives ont été faites et ci-dessous présentées ici.

Le cas correspondant à la Fig. 3.6-a ont été considérés: 90° matrice, matériel de FCC, avec la variation suivante du paramètre de n :

$$n=0.6324x_0+2.1017.$$

Qu'on a choisi la ligne d'écoulement qui passe au milieu de la matrice, c.-à-d. défini près à $x_0=5$ mm, $y_0=0$ mm. Pour cette ligne d'écoulement, la valeur de n est : $n=5.2637$. Une texture initiale aléatoire, discrétisée à 3000 orientations, a été employée dans le code polycrystal cohérent viscoplastique de VPSC. L'index de sensibilité de taux de contrainte de la glissade cristallographique a été choisi pour être 0.05 et l'effet du durcissement sur le développement de la texture a été négligé. La microstructure initiale a été assumée de equiaxed des grains et des effets de forme de grain ont été considérés pendant la simulation.

Deux sections d'ODF ; $\varphi_2=0^\circ$ et $\varphi_2=45^\circ$ aussi bien que (111) chiffres de poteau ont été employés pour la présentation de texture.

Deux genres de simulations ont été effectués, les deux pour les cristaux cubiques visage-centrés :

1. En utilisant seulement les 12 $\{111\}\langle 110\rangle$ systèmes octaédriques de glissement ,
2. Employer les 12 $\{111\}\langle 110\rangle$ et les 6 $\{100\}\langle 110\rangle$ systèmes non-octaédriques de glissement.

D'abord les résultats obtenus avec (111) systèmes octaédriques de glissement de $\langle 110\rangle$ sont présentés, voient sous la forme d'ODF dans la Fig. 4.19-a aussi bien que dans (111) chiffres de poteau dans la Fig. 4.20-a.

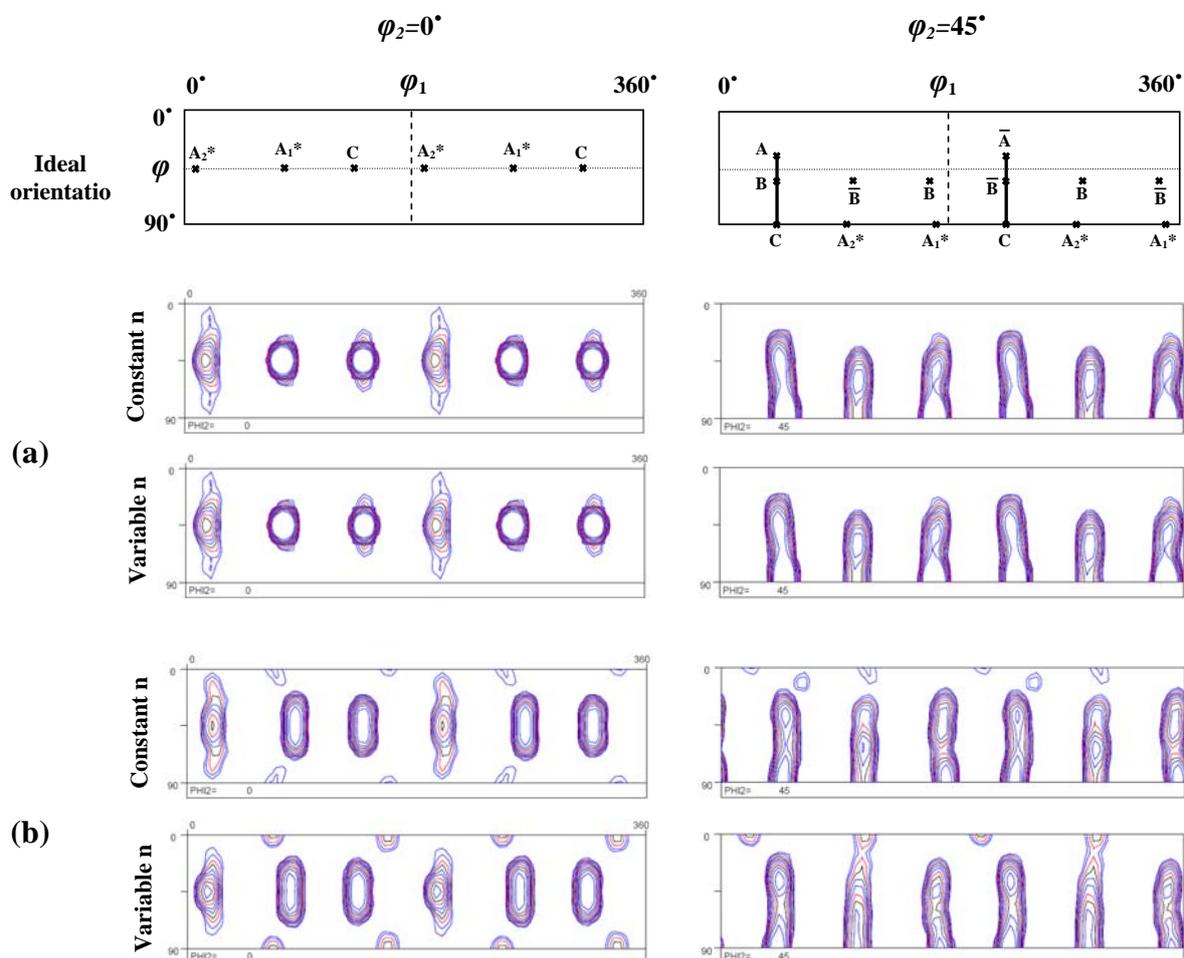


Figure 4.19 : ODFs simulés pour des états constants et variables de n ; en utilisant juste 12 $\{111\}$ systèmes octaédriques de glissement de $\langle 110\rangle$ (a), et 6 $\{100\}$ systèmes non-octaédriques de glissement de $\langle 110\rangle$ en plus des octaédriques (b). (Isovalues : 1, 1.3, 1.6, 2, 2.5, 3.3, 4.2, 5.2, 6.5, 8)

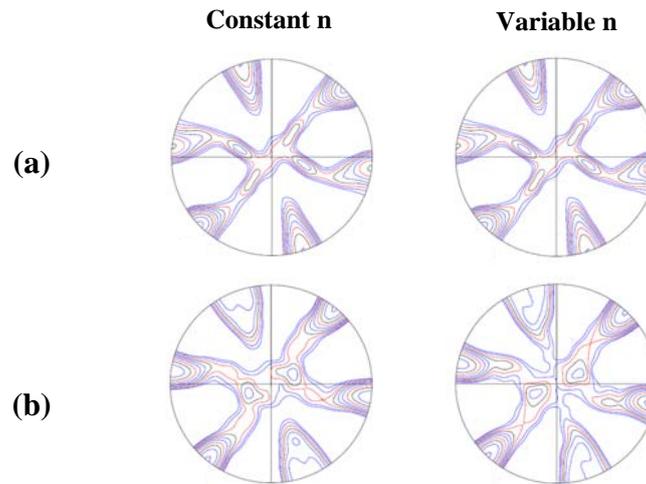


Figure 4.20 : (111) figures de pôles simulées pour les états constants et variables de n ; en utilisant juste 12 {111} systèmes octaédriques de glissement de $\langle 110 \rangle$ (a), et 6 {100} systèmes non-octaédriques de glissement de $\langle 110 \rangle$ en plus des octaédriques (b). (Isovalues : 1, 1.3, 1.6, 2, 2.5, 3.3, 4.2, 5.2, 6.5, 8)

Pendant qu'on le voit, la simulation employant n variable présente la même texture que pour le n . constant. Par conséquent, on peut indiquer que l'effet de changer n dans la zone en plastique sur le développement de texture peut être négligé. Toutes les simulations précédentes ont été faites réellement pour le cas constant de n ; le résultat actuel confirme leur pertinence.

Le résultat différent, cependant, a été obtenu pour le deuxième cas, qui est quand les 6 {100} $\langle 110 \rangle$ systèmes non-octaédriques de glissade ont été ajoutés à les octaédriques. la glissade Non-octaédrique est importante, par exemple, dans la déformation en plastique de l'aluminium et des alliages. Bacroix et Jonas [BJ88], Driver et autres. [CGLPD02], Suwas et autres. [SATFB] et Arzaghi et autres. [ABT09] ont prouvé que les systèmes non-octaédriques de glissade sont nécessaires pour une simulation réussie de l'évolution de la texture en Al. Quand deux familles des systèmes de glissade sont employées, il est nécessaire de savoir leurs forces relatives. Elles peuvent être commandées dans la loi constitutive taux-dépendante bien connue [H75] pour la glissade cristallographique dépendante de taux :

$$\tau^{s,f} = \tau_0^f \operatorname{sgn}(\dot{\gamma}^{s,f}) \left| \frac{\dot{\gamma}^{s,f}}{\dot{\gamma}_0} \right|^m = \tau_0^f \left(\frac{\dot{\gamma}^{s,f}}{\dot{\gamma}_0} \right) \left| \frac{\dot{\gamma}^{s,f}}{\dot{\gamma}_0} \right|^{m-1} \quad (4.2)$$

Que $\tau^{s,f}$ est l'effort de cisaillement résolu dans le système de glissade, classé par « s », de la famille, classé par le « f », $\dot{\gamma}^{s,f}$ est le taux de glissade, τ_0^f est le niveau d'effort de référence (à ce qui est le taux de glissade $\dot{\gamma}_0$), et m est l'index de sensibilité de taux de contrainte. On a assumé qu'est τ_0^f le même dans une famille donnée de système de glissade mais pourrait l'effort de référence être différent d'une famille à l'autre. Les efforts de référence ont pu être référés comme τ_0^{OC} et τ_0^{NOC} pour les familles octaédriques et non-octaédriques de système de glissade, respectivement. Le rapport r entre ces efforts de deux références est un paramètre important qui caractérise les forces relatives du deux-glisse des familles de système :

$$r = \frac{\tau_0^{NOC}}{\tau_0^{OC}} \quad (4.3)$$

Bacroix et Jonas [BJ88] et Arzaghi et autres. [ABT09] ont prouvé que la valeur maximum de la force relative est $\sqrt{3}$ et il n'y a aucune valeur minimum. Des valeurs entre $r=0.8$ et $r=1$. ont été appliquées dedans [BJ88] et [ABT09] ; la valeur $r=1$ a été employée dans les simulations actuelles.

Les Figs. 4.9-b et 4.10-b exposition les simulations résultantes d'ODF. Comme peut être vu, il y a quelques différences significatives maintenant entre les textures simulées obtenues à partir des deux conditions différentes du paramètre de n . Tous les composants de texture réellement sont légèrement décalés vers la gauche en cas de n variable comparé au n constant. En outre, la texture simulée avec n variable contient des composants plus forts de cube. Néanmoins, il n'y a aucune différence significative dans les intensités du maximum ODF (10.37 et 10.40 pour n variable et constant, respectivement). Les différences obtenues illustrent que pour le cas de n variable dans la zone en plastique, l'effet sur le développement de texture ne peut pas être négligé tant que les deux familles de système de glissade sont en activité. Les raisons de ces différences peuvent être cherchées dans les différences des champs de rotation, voient plus de détails au sujet de eux dedans [ABT09] bien que son interprétation complète ne puisse pas être donnée à cette étape de la recherche. D'autres études seront nécessaires pour explorer ces effets plus en détail.

4.2. Évolution de texture dans la matrice ECAE à 135°

Dans cette section une tentative a été faite de comprendre le développement de texture pendant la déformation d'ECAE 135°, en fonction de la texture initiale. À cet égard, deux types commercialement purs de cuivre et aluminium ont été employés. Les spécimens avec 10×10 mm longueurs carrées en coupe de 10 mm et de 100 mm étaient forme usinée par barre recuite du cuivre et un plat roulé et recuit avec 10 millimètres d'épaisseur d'aluminium. Les expériences d'ECAE ont été effectuées à une vitesse de croisillon de 1 mm s⁻¹ à la température ambiante en utilisant une pression conduite par vis de kN de Zwick 200 et une matrice non réglées avec l'intersection 135° des canaux d'extrusion sans aucun arrondissement de la région faisant le coin. Il n'y avait aucune surface de glissement du poinçon pour réduire le frottement. Le sulfite de molybdène a été employé pour la lubrification des surfaces de contact. La dimension du canal de sortie de la matrice a été modifiée tels qu'elle prend soin de dos possible de ressort afin de faire la réinsertion de l'échantillon dans le canal d'entrée. Ceci a été fait de la façon suivante. Longueur la de 25 première millimètres du canal de sortie (la partie joignant l'entrée) a eu (9.9×9.9) le mm² en coupe, alors que la longueur de repos avait le secteur (10.5×10.5) de mm² en coupe. Les spécimens ont été expulsés dans l'itinéraire A (sans rotation autour de leur axe longitudinal entre les passages). Le nombre de passages d'ECAE a été limité à 8 et à 10 en cuivre et aluminium, respectivement.

Des mesures de texture ont été effectuées par diffraction de rayon X à l'aide d'un goniomètre de texture de Siemens D-5000 (rayonnement de ka de Cu, $\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$). Afin d'avoir une description complète du développement de texture, la texture a été examinée par des chiffres de poteau aussi bien que par calculer les fonctions de distribution d'orientation (ODF). À cette fin, de chaque échantillon de texture (secteur lumineux 25mm×10 mm), (111), (200) et (220) chiffres de poteau ont été enregistrés sur le plan mi-horizontale (XZ) du parallèle d'échantillon (la Fig. 4.21) à la direction de l'extrusion (ED) employant le mode de Schultz-réflexion. Les textures mesurées ont été discrétisées à 3000 orientations de grain. Elles ont été alors présentées dans le modèle polycristal de auto-cohérent (SC) (les travaux précédents ont indiqué de bonnes concordances entre les résultats obtenus avec la formulation de Sc et les expériences [SATFES06]). L'ODFs expérimental et simulé ont été calculés en utilisant les logiciels développés à LETAM, université de Metz, et en Van Houtte [H00], sans imposer n'importe quelle restriction à la symétrie, c'est-à-dire, à la

symétrie triclinique arrogante d'échantillon en utilisant la méthode d'expansion de série de Bunge [B65] avec le $l_{\max} = 22$.

L'examen microstructural a été effectué à l'aide d'un microscope électronique 2000 de balayage de pistolet d'émission de champ de JEOL (FEG-SEM) avec l'attachement d'EBSD.

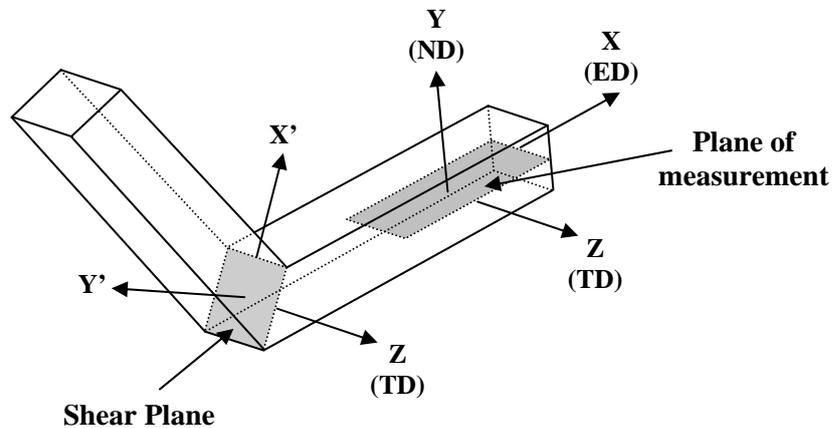


Figure 4.21 : Plan de mesure (XZ) et système de référence d'ECAE.

Avant que nous procédions dans l'analyse de la texture de déformation après qu'ECAE passe, il devrait noter que le mode de contrainte n'est pas exactement cisaillement simple dans la matrice d'ECAE. La ligne expérimentale [GBP02] et théorique l'analyse [HHP05] d'écoulement comme les simulations finies d'élément [BEKH03] prouvent qu'il y a des différences du cisaillement simple. Ainsi, les composants idéaux n'apparaissent pas nécessairement en leurs positions idéales pendant qu'ils sont définis dans la Fig. 4.2. Il y a des décalages des endroits idéaux, qui peuvent être relativement hauts [SATFES06]. De telles inclinaisons des composants idéaux ont été également examinées dedans [TAGBS04]; elles concernent la plupart du temps des variations dans la direction φ_1 de l'espace d'ODF, signifiant une rotation autour de l'axe de TD. Bien que de la déviation d'alignement par quelques degrés pourrait avoir été produite dans la mesure de texture ; ils auraient affecté des rotations autour de l'axe de ND et pas de l'axe de TD [SATFES06].

4.2.1. Évolution de texture en cuivre pur

4.2.1.1. Matériau et texture initiale

Un cuivre commercialement pur avec la pureté de 99.89 PCT obtenue sous la forme de barre expulsée et recuite a été employé pour l'étude courante. La Fig. 4.22 expositions la microstructure initiale avant ECAE, qui contient equiaxed des grains avec un granulométrie du μm ~ 150 . La texture initiale est également montrée dans la Fig. 4.23 ; dans sections de $\varphi_2=0^\circ$ et de $\varphi_2=45^\circ$ de l'ODF et dans le chiffre de poteau d'a (111). La texture initiale est présentée dans le même système de référence que les textures suivantes de déformation, c'est-à-dire, pour le de premier passage, la texture initiale doit être tournée dans le canal d'admission. La texture initiale est composée d'une fibre forte de $\langle 100 \rangle$ parallèle à l'axe longitudinal d'échantillon.

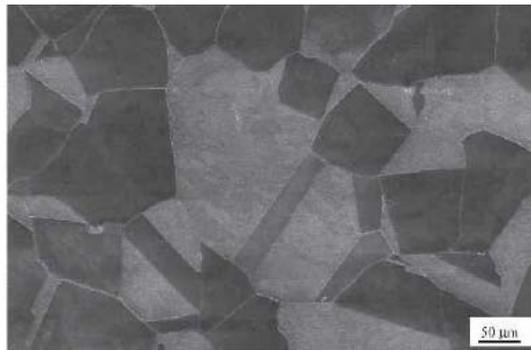


Figure 4.22 : Structure initiale de grain du matériau de Cu avant ECAE.

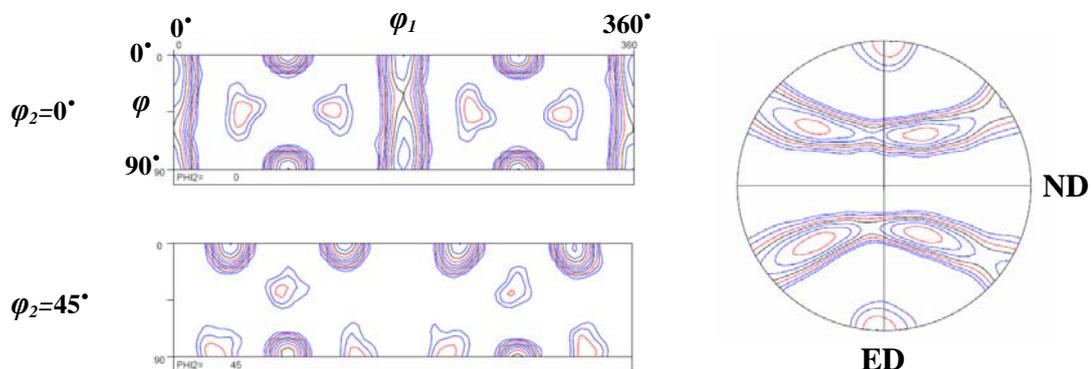


Figure 4.23 : Texture initiale des échantillons de cuivre dans les sections de $\varphi_2=0^\circ$ et de $\varphi_2=45^\circ$ de l'ODF ainsi que (les 111) figures depoolées. (Isovalues dans figures de pôles : 0.8, 1, 1.3, 1.6, 2, 2.5, 3.2, 4, 5, 6.4), (Isovalues dans l'ODF : 0.7, 1, 1.4, 2, 2.8, 4, 5.6, 8, 11, 16)

4.2.1.2. Résultats et analyse expérimentaux

4.2.1.2 .1. Texture cristallographique

Les essais d'ECAE ont été effectués jusqu'à 8 passages conduisant dans A et les échantillons même des passages sont choisis pour l'examen de texture. La Fig. 4.24 expose les ODFs expérimentaux des échantillons déformés par ECAE tandis que les chiffres correspondants de poteau sont montrés dans la Fig. 4.25. Les intensités du maximum ODF sont présentées dans la Fig. 4.26. Afin de faire la comparaison, les résultats de simulation sont également présentés.

Comme peut être vu, les changements de la texture sont tout à fait évidents après déformation d'ECAE. Une texture relativement faible et écartée se développe après que la deuxième passe, il continue à renforcer jusqu'à la 6ème passe, et elle s'affaiblit dans la 8ème passe. Il y a des déviations négatives pour tous les composants de leurs positions idéales dans la deuxième passe. Cependant, on peut voir du développement expérimental de texture dans les figs. 4.24-4.25 que les composants semblent être décalés vers la droite avec des angles relativement grands de leurs positions idéales de la quatrième passe. La texture semble être stabilisée à partir de la quatrième passe ; bien qu'il y ait de légers changements de la position et de la force des composantes.

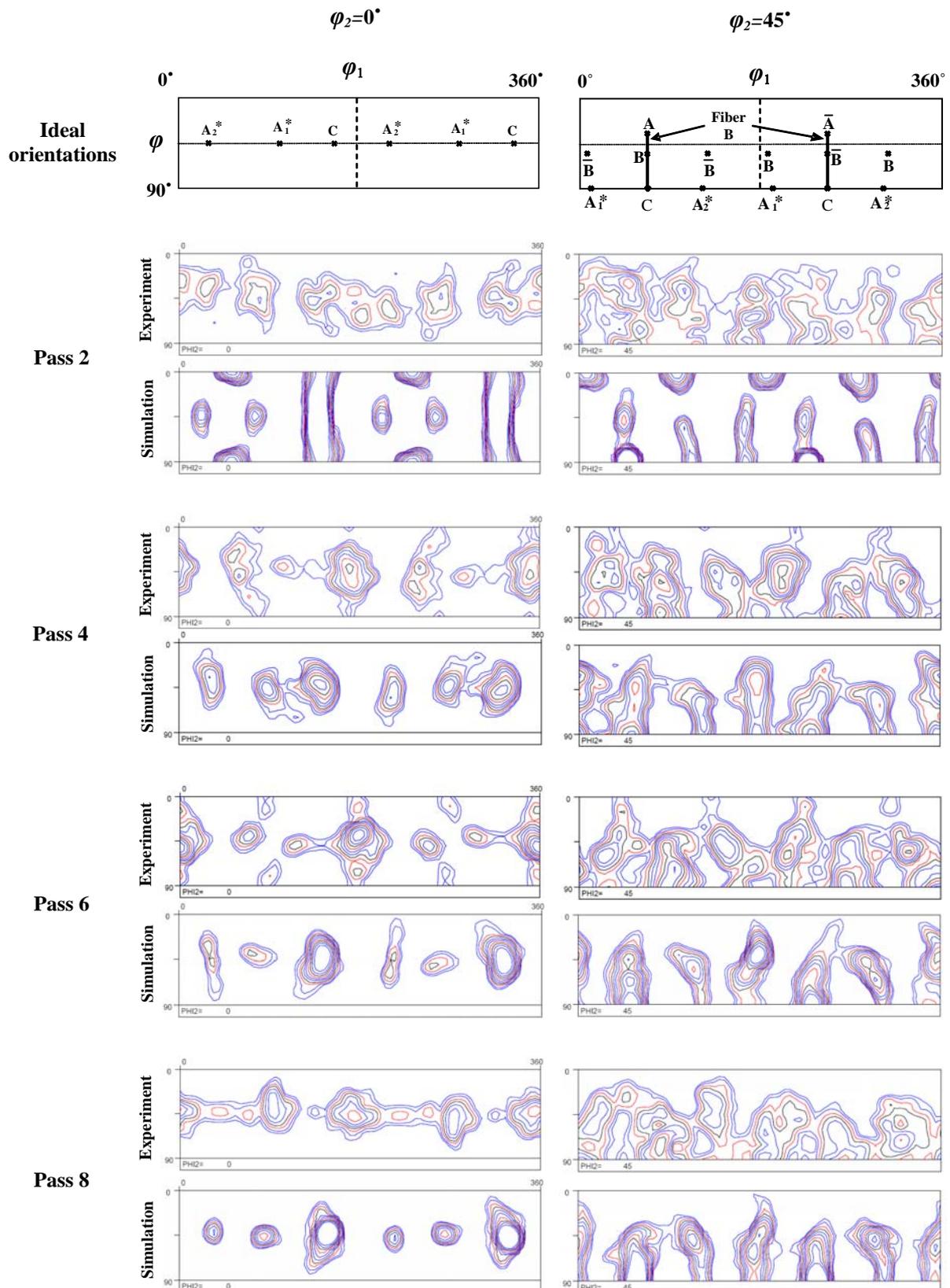


Figure 4.24 : Sections de $\varphi_2=0^\circ$ et de $\varphi_2=45^\circ$ de l'ODF expérimental et simulé pour les essais de ECAE à 135° du cuivre. (Isovalues : 0,8, 1, 1,3, 1,6, 2, 2,5, 3,2, 4, 5, 6,4)

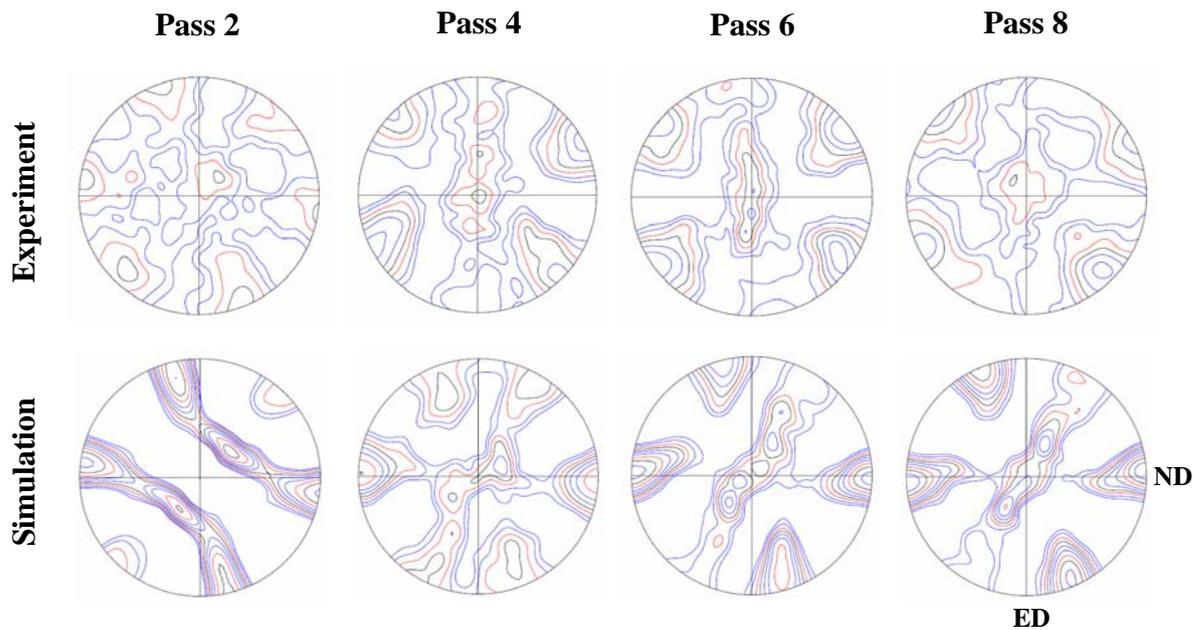


Figure 4.25 : figures de pôles {111} expérimentales et simulées pour les essais de ECAE à 135° dans du cuivre. (Isovalues : 0.8, 1, 1.3, 1.6, 2, 2.5, 3.2, 4, 5, 6.4)

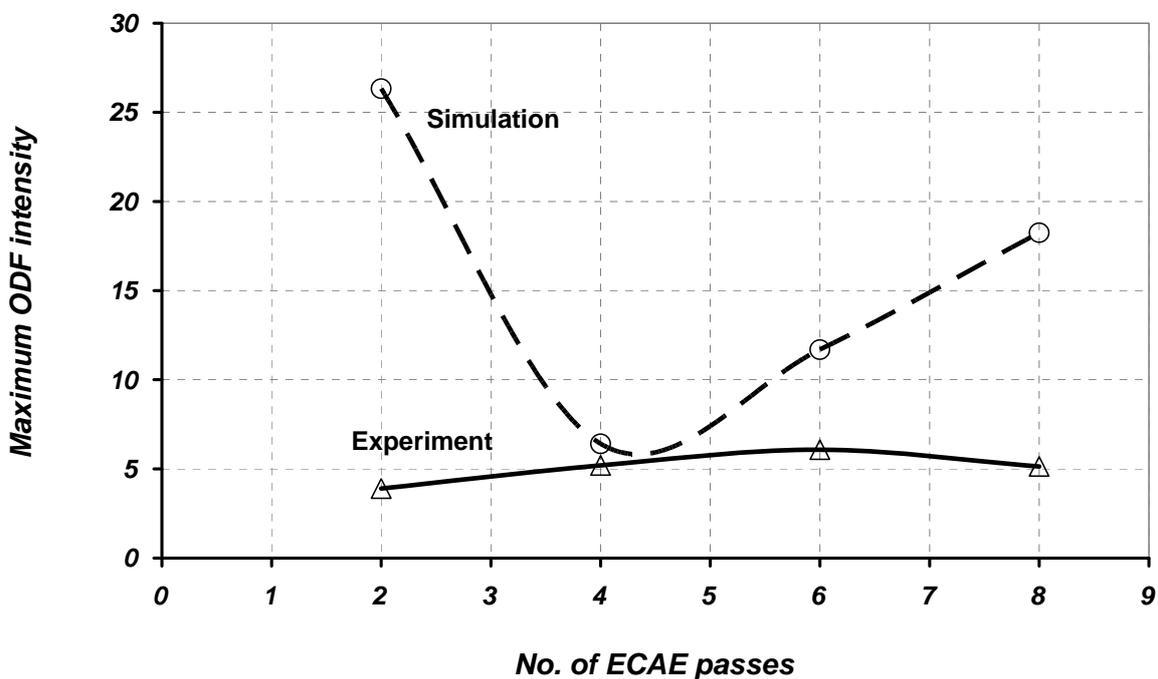


Figure 4.26 : Intensités maximum de l'ODFs expérimental et simulé obtenu pour le cuivre pur dans ECAE à 135°.

4.2.1.2 .2. Observations microstructurales

Les résultats d'EBSD des échantillons examinés sont présentés dans la Fig. 4.27. Le code de couleur correspond à l'orientation de l'axe de TD en ce qui concerne le système en cristal de référence. Comme peut être vu, le granulométrie diminué rigoureusement en augmentant les passages d'ECAE. Il y a, cependant, un caractère bimodal de la microstructure avec quelques grains sensiblement plus grands actuels dans les échantillons des 2^{ème} et 4^{ème} passes. Leur population est insignifiante dans les passages 6 et 8. L'amélioration considérable de grain n'a pas été produite dans la deuxième passe qui semble se corrélérer avec l'intensité relativement basse de texture. Le micrographe dans la Fig. 4.27-d montre des évidences claires de la recristallisation dynamique (DRX). Une raison est la forme de grain qui est equiaxed approximativement ; elle devrait être due beaucoup ovale au grand cisaillement dans les essais d'ECAE. En outre, les formes des grains, celui ne sont pas toujours convexes, sont des indications claires de l'occurrence de DRX. En outre, la tendance des subgrains de changer leurs orientations cristallographiques est clairement évidente.

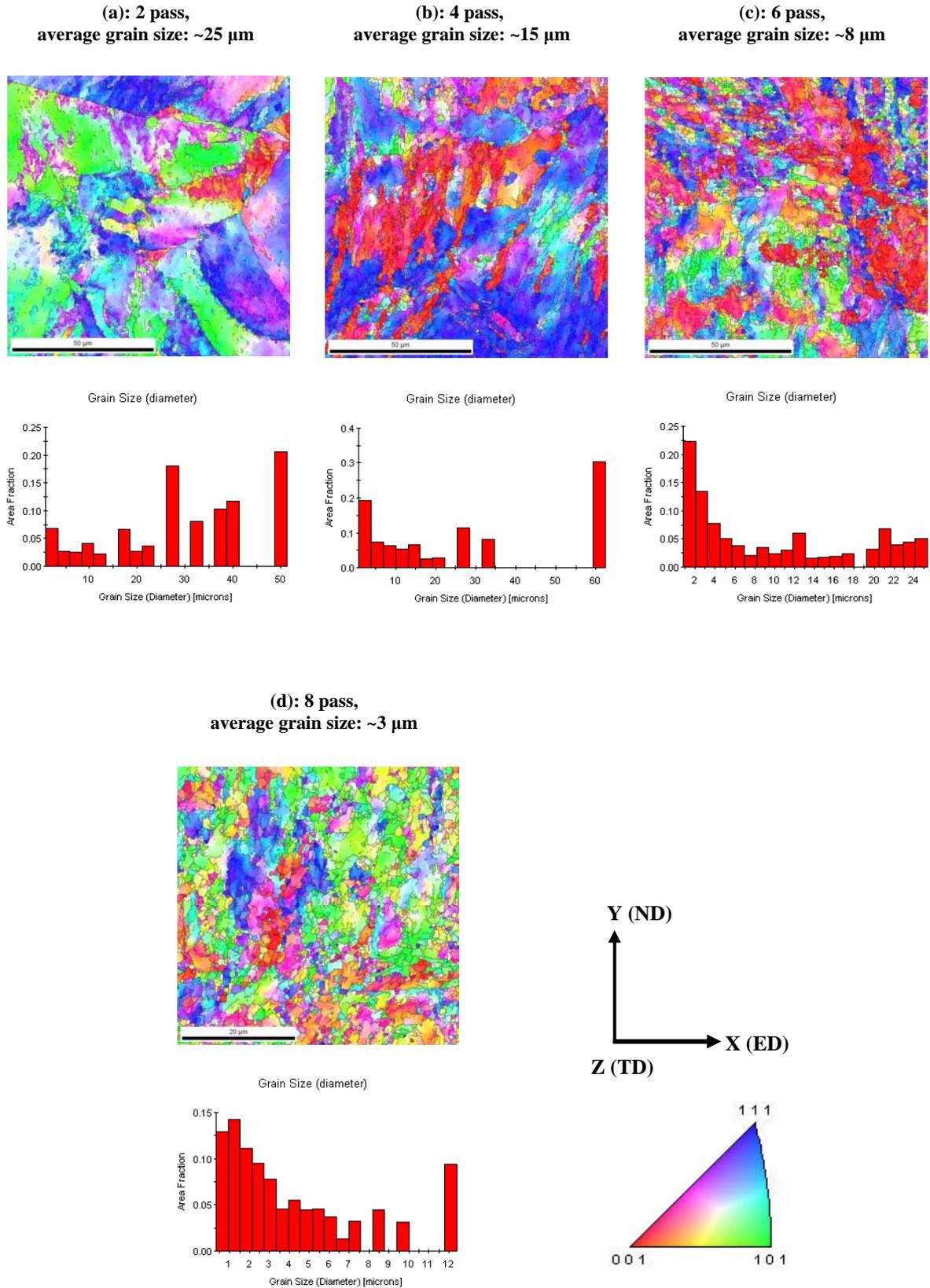


Figure 4.27 : Micrographes de Backscattered d'électron enregistrés sur le plan DE X/Y des échantillons de cuivre après différents passages d'ECAE.

4.2.1.3. Simulations de texture

Les textures initiales et expérimentales ci-dessus décrites ont été présentées dans le modèle polycrystal auto-cohérent (SC). Le modèle de Sc accordé par élément fini a été utilisé dans sa version isotrope. Toutes les textures ont été discrétisées à 3000 orientations de grain. L'index de sensibilité de taux de contrainte de la glissade cristallographique a été choisi pour être 0.05 parce que les valeurs inférieure 0.05 mené presque aux mêmes résultats de texture. En outre, le procédé numérique mieux a été convergé avec 0.05. Pour la représentation des textures, la diffusion 5° gaussienne a été employée autour de chaque orientation. En fait, la valeur de la diffusion gaussienne dépend inversement du nombre de grains utilisés dans une simulation. Dans une vraie mesure, le nombre de grain est habituellement beaucoup plus haut comparé à la simulation ; c'est pourquoi des valeurs relativement grandes doivent être employées pour produire d'un ODF continu des orientations discrètes. Les 12 $\{111\}\langle 110\rangle$ systèmes de glissade d'un cristal cubique face au centre ont été utilisés. Il doit être noté que l'effet du durcissement sur l'évolution de la texture se soit avéré très petit ainsi il a été négligé. Des simulations ont été effectuées en utilisant le gradient de vitesse présenté dans l'équation (2.23) d'une manière par accroissement. Le déplacement de l'élément matériel s'est avéré employer la vitesse locale (équation 2.22) et l'expression de la fonction d'écoulement (équation 2.16). Les textures ont été placées sur une ligne d'écoulement qui passe au milieu de la matrice ($x_0=5$ mm, et de $y_0=-5$ mm).

Les modèles polycrystal existants commencent à échouer après qu'une contrainte de cisaillement environ de 5, ainsi eux ne puisse pas être prévue pour pouvoir simuler le développement de texture sans interruption pour un grand nombre de passages [SATFES06]. Pour cette raison, des simulations ont été effectuées en utilisant la prétendue « texture mettant à jour la technique » [TAGBS04] ; c'est-à-dire, la texture expérimentale mesurée a été présentée dans le code polycrystal comme texture d'entrée, non seulement dans le de premier passage, mais également dans les passages suivants. De cette façon, les erreurs venant de modeler ne s'accumulent pas mais sont corrigées du moins après que chaque même passage. En outre, puisque quelques effets expérimentaux - comme l'amélioration de grain ou la recristallisation dynamique - ne sont pas complètement pris en considération dans modeler, les déviations inévitables entre les textures simulées et expérimentales peuvent être augmentées au grand nombre des passages, même si la texture expérimentale est employée comme entrée dans le prochain passage.

Des effets de forme de grain peuvent être pris en considération dans le modèle de VPSC. Dans le modèle actuel, il a été rapproché de la façon suivante : Au début du premier passage, la forme de grain considérée est équiaxiale presque, ainsi chaque grain a été considéré comme sphérique et son développement de forme a été permis selon le champ imposé de vitesse. À l'extrémité du passage, un grain devient très ovale. Sachant qu'en réalité un tel grain est déjà réduit en fragments, nous avons remis à zéro la forme de grain sphérique au début de chaque nouveau passage. De cette façon, l'évolution de forme d'un grain dû à l'amélioration de grain pourrait - au moins dans la première approximation d'ordre - être prise en considération dans le modèle polycristal.

Il est tout à fait évident que les textures simulées soient affectées par les paramètres d'écoulement aussi bien que par les conditions expérimentales. En fait, le développement des textures cristallographiques dépend fortement du chemin imposé de contrainte. Il est très difficile de déterminer les paramètres exacts de la ligne d'écoulement des mesures. Néanmoins, quelques résultats représentatifs sont édités pour 90° et 120° ECAE effectués dans [GBP02, S99], et quelques simulations finies d'éléments ont été également employées pour calibrer la valeur de n dans le premier passage [TAGBS04]. Dans le modèle actuel, les paramètres d'écoulement ont été déterminés avec l'aide des simulations de texture en utilisant des comparaisons avec les textures expérimentales. Cette identification autorisée par la technique du mode de contrainte pour chaque passage dans la matrice d'ECAE. Le tableau 4.1 montre les paramètres obtenus de la ligne d'écoulement pour chaque passage.

Tableau 4.1 : Paramètres des lignes d'écoulement obtenus pour chaque passage dans ECAE des simulations de cuivre en utilisant la texture mettant à jour la technique.

	Passage 1	Passage 2	Passage 3	Passage 4	Passage 5	Passage 6	Passage 7	Passage 8
n	5	3	6	5	5	5	5	5
α (degrees)	0	0	0	0	0	0	0	0
m	1	1	1	1	1	1	1	1

Des relations entre les paramètres de la ligne d'écoulement et le développement de texture ont été étudiées dans la section 4.1. On a vu que chaque paramètre a un effet individuel sur

le développement de texture ; ainsi, ainsi la ligne d'écoulement est très flexible pour la simulation de texture. Dans les simulations, nous avons essayé de trouver la meilleure combinaison des paramètres pour chaque passage.

Les Figs. 4.24, 4.25 et 4.26 montrent une texture prévue forte pour les composants tournés contenant de cube en passage 2 avec une fibre passée par le composant de C. L'intensité de la texture est diminuée dans la 4ème passe et alors la texture devient plus forte en augmentant les passages d'ECAE. Le composant de C apparaît en tant que le principal dans chaque passage, cependant, des variations de l'intensité des composants peuvent être vues. Des déviations relatives des positions idéales des composants sont également prévues.

4.2.1.4. Discussion

Comme peut être vu sur les Figs. 4.24 et 4.25, il y a des différences significatives entre les textures expérimentales et simulées. Les décalages entre les crêtes locales des textures expérimentales et simulées peuvent être aussi hauts que 30° . Ils sont particulièrement évidents dans les passages 4 et 6. Ces différences ne peuvent pas être expliquées par quelques erreurs possibles du procédé de simulation ; la nouvelle ligne code d'écoulement a été examinée la première fois sur des résultats précédemment édités de simulation obtenus en matrice 90° pour le cuivre [SATFES06] et les mêmes résultats édités ont été reproduits. Pour le passage 2, une fibre est dépassement prévu par le composant de C tandis que cette fibre est très courte dans l'expérience autour du composant de C. La différence principale entre l'expérience et la simulation dans le passage 2 est la non-existence du composant tourné de cube dans l'expérience. En même temps, la texture expérimentale est tout à fait faible et chaotique. On peut spéculer ce qui pourrait être arrivé au cube tourné pendant la contrainte. Par exemple, la recristallisation dynamique renforcerait réellement le cube tourné [voyez dans TJDB92, JT92 et TJ92], peut donc être exclue. Un autre mécanisme est fragmentation de grain avec de grandes différences d'orientation entre le parent et les grains réduits en fragments. Ce dernier mécanisme est tout à fait probable. En fait, des arguments forts peuvent être expédiés pour le fait que le processus de 135° ECAE conduit dedans A peut être la manière la plus efficace de réduire les grains. À cette fin, nous faisons la référence à l'excellent papier de Dupuis et de Rauch [DR02] en lequel les changements de chemin de contrainte ont été examinés d'ECAE avec l'aide du paramètre suivant α de changement de chemin de contrainte :

$$\alpha = \frac{D_{New} : D_{Old}}{\|D_{New}\| \cdot \|D_{Old}\|} \quad (4.4)$$

Ici D_{Old} et D_{New} sont les tenseurs de taux de contrainte avant et après que le changement de chemin de contrainte (ils tous les deux sont exprimés en même système de référence). Leur analyse menée au résultat représenté sur la Fig. 4.28

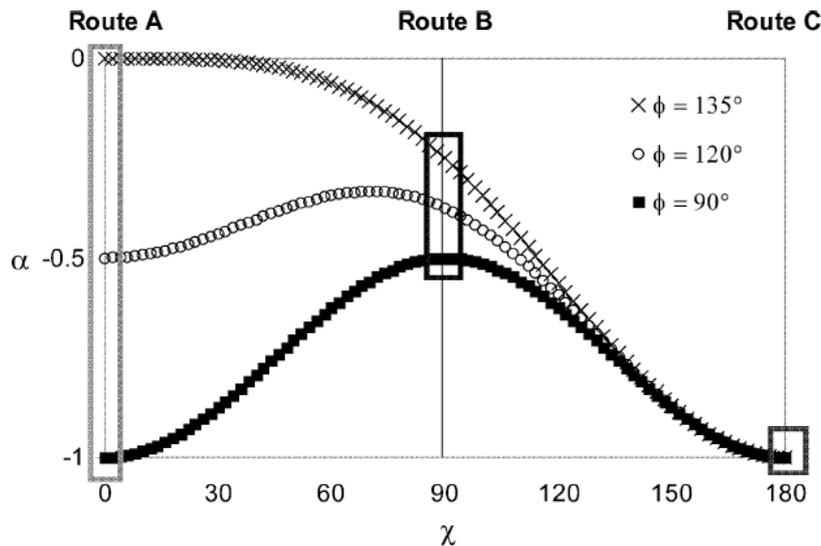


Figure 4.28 : Variation du paramètre α (Eq. 4.4) avec l'angle de rotation de l'échantillon autour de son axe longitudinal χ [DR02].

Dans cette figure χ est l'angle de la rotation de l'échantillon autour de son axe longitudinal : les 0 valeurs sont l'itinéraire A, 90° est l'itinéraire B et 180° est l'itinéraire C. L'essai d'ECAE pour une matrice 135° et pour l'itinéraire A se distingue avec la valeur plus élevée possible d' α ; ce qui est 0. Ceci signifie que ce changement de chemin de contrainte décrit une situation où les vieux et nouveaux tenseurs de contrainte sont parfaitement perpendiculaires. En conséquence, des systèmes complètement nouveaux de glissement doivent être activés pour continuer la contrainte dans le passage suivant. On s'attend à ce qu'une telle situation de glissement augmente le procédé de fragmentation de grain. Avec précision ce cas particulier d'ECAE avec le changement maximum de chemin de contrainte a été réalisé dans nos expériences. Par conséquent, nous pouvons compter que le processus

d'amélioration de grain a été en particulier augmenté dans notre essai et sommes responsables des différences dans les textures mesurées et simulées. En particulier, on s'attend à ce que des bandes de cisaillement et les bandes de déformation se produisent plus fréquemment quand la glissade est forcée pour se produire perpendiculairement en ce qui concerne la glissade précédente qui devrait produire plus de fragmentation avec de grandes différences d'orientation. Des études comparatives de microstructure sont exigées à l'avenir pour confirmer/infirme ce mécanisme proposé d'amélioration de grain.

À cette fin, un procédé possible serait la comparaison de l'évolution de la microstructure entre 90° et 135° ECAE, tous les deux dans l'itinéraire A. La difficulté principale dans une telle comparaison est celle dans 135° testant la contrainte est environ la moitié en ce qui concerne la contrainte dans une matrice 90° . En fait, dans la matrice 90° , la contrainte de cisaillement dans un passage est 2, alors que dans le 135° , il est seulement 0.83. Par conséquent, des échantillons correspondant au nombre différent des passages devraient être comparés pour la contrainte accumulée équivalente à peu près identique.

L'évolution prévue de texture sans amélioration de grain peut être aisément simulée juste en ne mettant pas à jour la texture avec l'expérimentale mais en continuant toujours simulée dans les passages suivants. Les résultats d'une telle simulation sont montrés dans la Fig. 4.29 au-dessous de jusqu'à 6 passages.

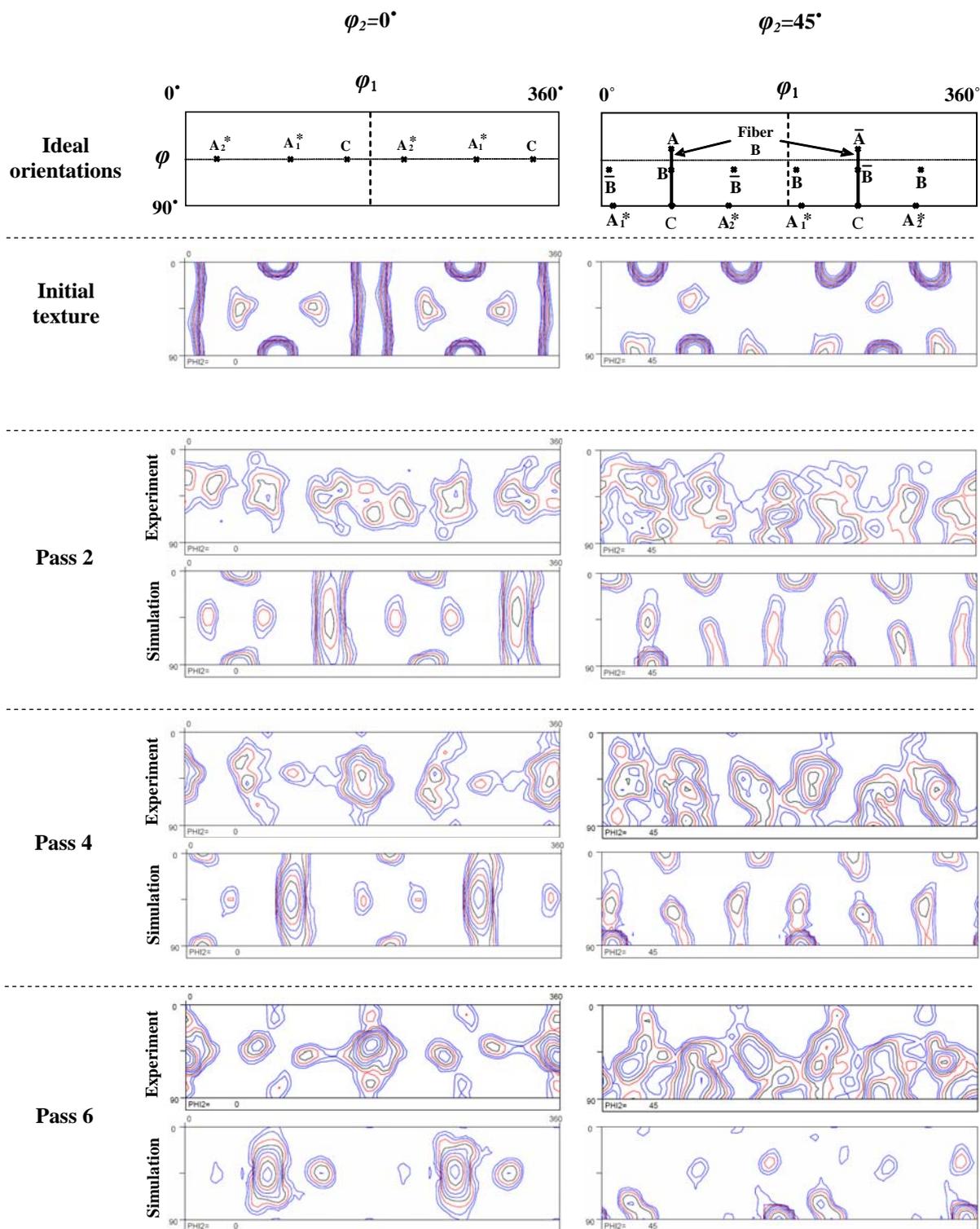


Figure 4.29 : Comparaison du développement simulé de texture avec l'expérimental quand la simulation est continue en utilisant toujours la texture précédemment simulée dans le prochain passage.

(Isovalues dans les expériences : 0.8, 1, 1.3, 1.6, 2, 2.5, 3.2, 4, 5, 6.4)

(Isovalues dans les simulations : 0.8, 1.3, 2, 3.2, 5, 8, 13, 20, 32, 50)

Comme peut être vu de la Fig. 4.29, le développement théorique de texture devrait mener à un composant fort de C dans la deuxième passe et à l'A1* dans la quatrième passe. Cet ordre de la variation de texture a été vu dans le cas 90° expérimentalement aussi bien que par la simulation dans réf. [SATFES06] avec la différence importante qu'il a eue lieu dans le passage 1 et le passage 2, respectivement. Ceci peut être expliqué avec la différence dans le montant total de contrainte entre le 135° et les matrices de 90° ECAE. Dans le cas 135°, la contrainte est environ la moitié de cela dans la matrice 90°. Généralement la texture simulée est progressivement déplacée à la direction décroissante d'angle de φ_I Euler dans la Fig. 4.29. C'est compréhensible comme entre les passages la texture précédente est toujours déplacée dans la même direction, par 45°. En même temps, pendant l'extrusion, des orientations de grain sont décalées vers les angles φ_I croissants, cependant, que le décalage est moins, particulièrement près des orientations idéales, où la rotation de treillis est basse. Même loin des orientations idéales, si les grains tournent avec la rotation rigide de corps, l'angle de rotation serait seulement 28°, beaucoup moins que 45°. Par conséquent, le déplacement net de la texture doit être dans la direction φ_I décroissante. La texture expérimentale est réellement très loin de théoriquement prévue ; par exemple, au passage 4, il y a au sujet de la différence 90° en positions maximum de l'ODFs. Ces différences peuvent seulement être expliquées par un effet fort du chemin de contrainte et la texture elle-même sur le processus d'amélioration de grain qui a été complètement éliminé de ces simulations.

4.2.2. Évolution de texture en aluminium pur

4.2.2.1. Matériau et texture initiaux

L'aluminium commercialement pur utilisé pour la présente étude a été reçu sous forme de plat roulé et recuit avec 10 millimètres d'épaisseur. La composition chimique du produit de départ est donnée dans le tableau 4.2.

Tableau 4.2 : Composition chimique du produit de départ d'Al.

Élément	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	V	Pb
Wt %	99.60	0.12	0.27	<0.005	<0.005	<0.005	<0.005	0.01	0.01	<0.005	<0.005

4.30 expositions la microstructure du produit de départ. Il se compose des grains bruts et légèrement aplatis avec un granulométrie moyen du μm ~ 400 . Les deux sections de $\varphi_2=0^\circ$ et de $\varphi_2=45^\circ$ du chiffre d'ODF et de poteau (de 111) (projeté à l'avion de TD) du produit de départ sont montrées dans 4.31. Ces figures indiquent clairement la présence d'une texture très forte de cube dans le matériel. En plus des composants de cube les plus intenses, il y a quelques fibres partielles autour de la position de cube avec la direction de $\langle 100 \rangle$ parallèle à ED (axe longitudinal d'échantillon).

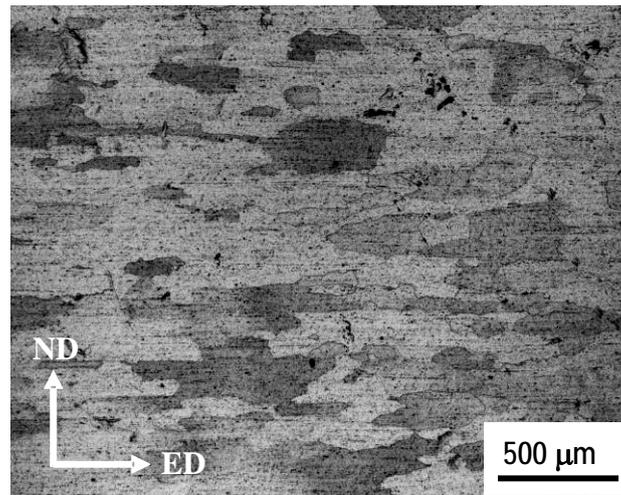


Figure 4.30 : Structure initiale de grain du matériau d'Al avant ECAE.

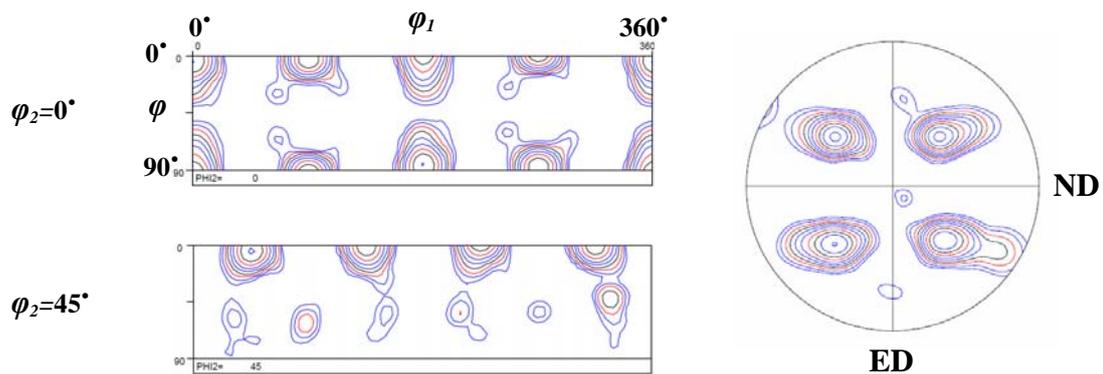


Figure 4.31 : Texture initiale d'aluminium dans les sections de $\varphi_2=0^\circ$ et de $\varphi_2=45^\circ$ de l'ODF avec les figures de pôles (111). (Isovalues dans figures de pôles : 0.8, 1, 1.3, 1.6, 2, 2.5, 3.2, 4, 5, 6.4), (Isovalues dans l'ODF : 0.8, 1.3, 2, 3.2, 5, 8, 13, 20, 32, 50)

4.2.2.2. Résultats et analyse expérimentaux

4.2.2.2.1. Texture cristallographique

Les mêmes conditions expérimentales comme expliqué pour le cuivre dans la dernière section ont été appliquées pour les essais de l'aluminium ECAE avec la seule différence que les essais d'ECAE ont été effectués jusqu'à 10 passages. Les échantillons même des passages en plus du de premier passage ont été choisis pour l'examen de texture.

Les 111) de poteau chiffres expérimentalement obtenus d'ODFs et (, escortés avec simulés (afin de faire la comparaison), parce que tous matériaux traités par ECAE sont montrés dans les Figs. 4.32 et 4.33, respectivement. Deux sections de $\varphi_2=0^\circ$ et de $\varphi_2=45^\circ$ de l'ODFs sont présentées dans la Fig. 4.32. Notez que la Fig. 4.32 ne contient pas la clef ODF, en raison du manque de l'espace (la clef est présentée dans 4.24 ci-dessus). Les intensités du maximum ODF sont présentées également dans la Fig. 4.34.

Une particularité des textures présentées est l'existence des composants de cube, même à le grand nombre de passages d'ECAE. Le cube est le dispositif principal des textures. Il apparaît dans la fraction très de large volume toutes les deux dans l'ODFs aussi bien que dans les chiffres de poteau dans tous les passages. Indépendamment de la présence des composants de cube, bien que faible et diffusion, les changements appréciables de la texture interviennent, même après qu'un passage d'ECAE. Dans le de premier passage, les caractéristiques principales des textures sont reproduites ; il y a production significative du composant d'A2*. Le composant de C apparaît également mais semaine. Généralement les fractions de volume de tous les composants qui sont différents du cube tourné semblent être très faibles. Les textures simulées seront discutées dans la section 4.2.2.4.

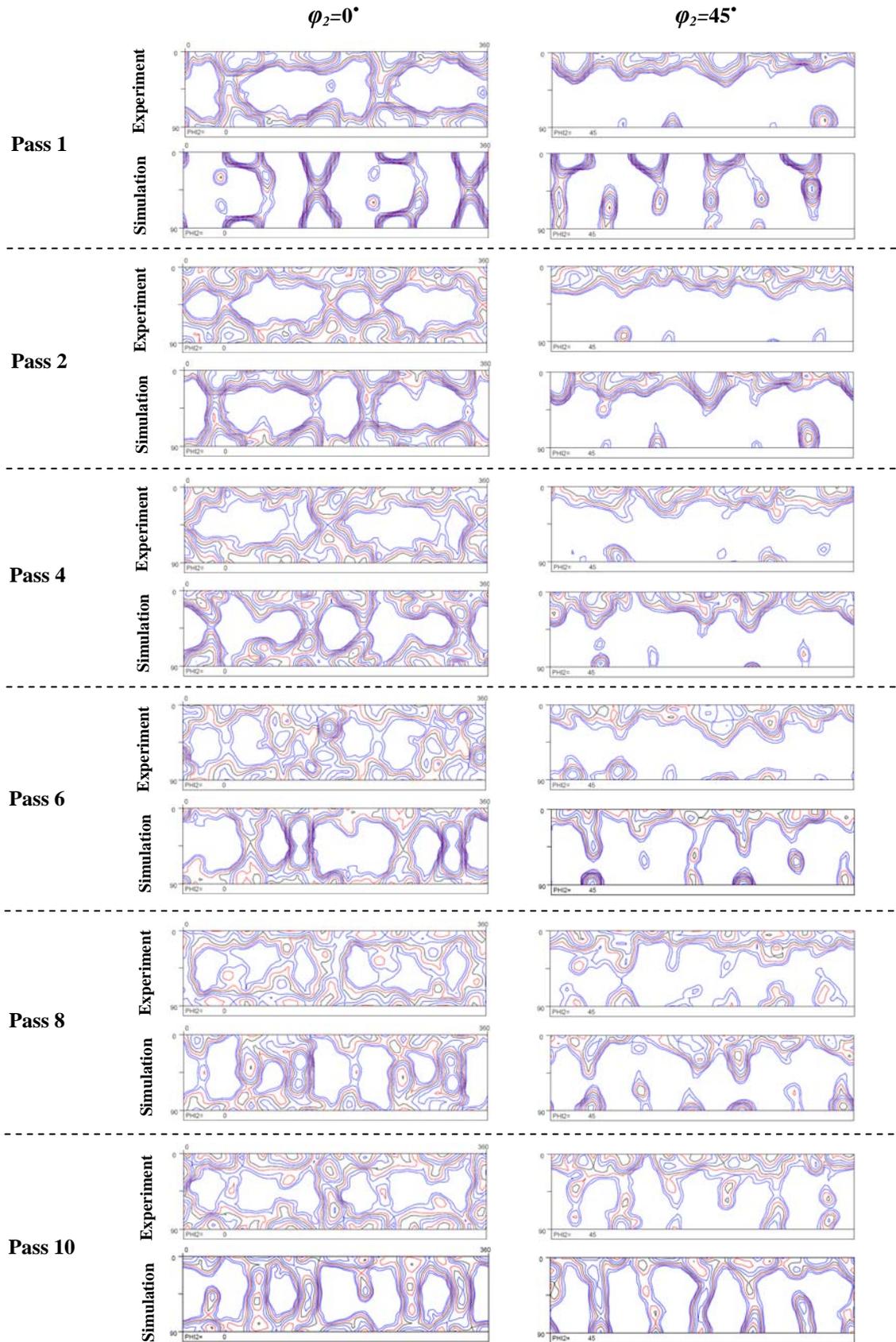


Figure 4.32 : sections de $\varphi_2=0^\circ$ et de $\varphi_2=45^\circ$ de l'ODFs expérimental et simulé pour les essais de ECAE à 135° de l'aluminium. (Isovalues : 0.8, 1, 1.3, 1.6, 2, 2.5, 3.2, 4, 5, 6.4)

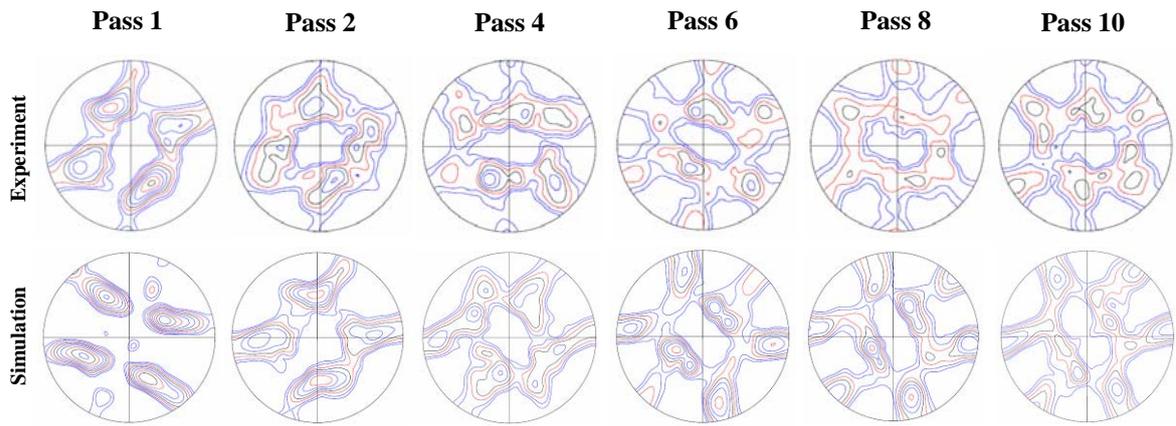


Figure 4.33 : Figures de pôles {111} expérimentales et simulées pour les essais de ECAE à 135° de l'aluminium. (Isovalues : 0.8, 1, 1.3, 1.6, 2, 2.5, 3.2, 4, 5, 6.4)

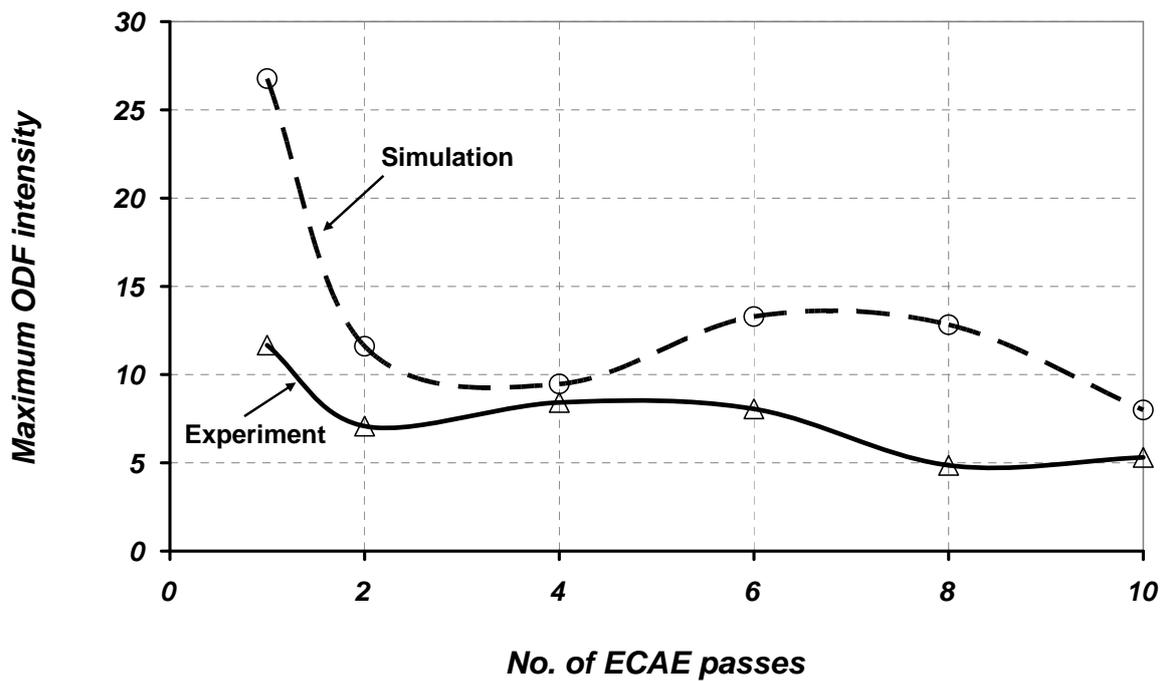


Figure 4.34 : Intensités maximum de l'ODFs expérimental et simulé obtenu pour l'aluminium pur dans ECAE à 135°.

4.2.2.2 .2. Observations microstructurales

Les micrographes d'EBSD des échantillons déformés d'aluminium, avec le code de couleur correspondant à la direction de TD en ce qui concerne le système en cristal de référence, sont présentés dans 4.35.

Une grande réduction de granulométrie par ECAE est évidente dans les 2ème et 4ème passes (bien que quelques grands grains sont également présents dans les microstructures). Cependant, les restes moyens de granulométrie approximativement constants pendant d'autres passages. Les subgrains dus à l'amélioration de grain sont bien évidents dans la 2ème passe.

La similitude tout à fait élevée dans des orientations cristallographiques entre le passage 2 et 4 peut être vue, alors que l'évolution considérable peut être détectée dans les 6èmes et 8èmes passes. Néanmoins, la différence substantielle entre le passage 8 et 10 n'a pas été trouvée.

Car elle a été expliquée avant, considérant la forme des grains, on peut voir l'occurrence de DRX, partiellement dans la 4ème passe. En outre, DRX semble augmenter dans d'autres passages d'ECAE, bien évidents dans la Fig. 4.35 pendant que les grains sont equiaxed complètement dans le dernier passage, malgré la contrainte grave imposée de cisaillement.

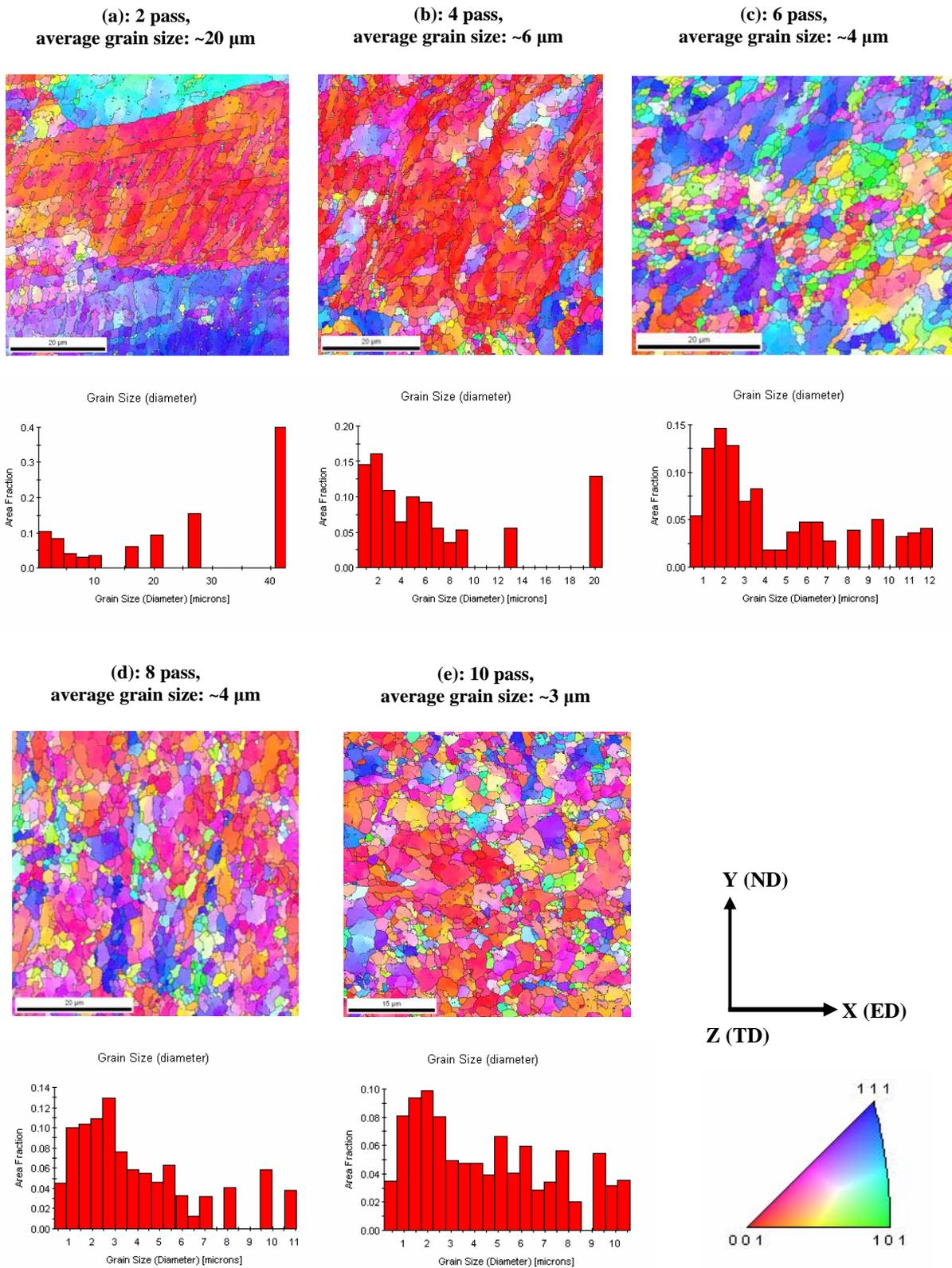


Figure 4.35 : Micrographes de Backscattered d'électron enregistrés sur le plan DE X/Y des échantillons d'aluminium après passages d'ECAE, avec le code de couleur et le système de référence.

4.2.2.3. Simulations de texture

Le procédé de simulation pour l'aluminium a été fait comme en cuivre, avec juste une certaine modification dans les systèmes de glissade. Le modèle cohérent de Viscoplastic (VPSC) a été employé dans les simulations. L'index de sensibilité de taux de contrainte de la glissade cristallographique a été choisi pour être 0.05 et les textures mesurées ont été discrétisées à 3000 orientations de grain. En plus FCCs de 12 $\{111\}\langle 110\rangle$ glissez les systèmes, la possibilité de glissade non-octaédrique, qui est les 6 $\{100\}\langle 110\rangle$ systèmes de glissade ont été également considérées. Pendant qu'elle était expliquée dans la section 4.1.4, cette idée a été inspirée des travaux de Bacroix et de Jonas [BJ88], Driver et autres. [CGLPD02], Suwas et autres. [SATFB] et Arzaghi et autres. [ABT09] qui a montré la nécessité des systèmes non-octaédriques de glissade pour une simulation réussie de l'évolution de texture en Al. Pendant qu'on s'attend à ce que l'écrouissage égalise les forces des systèmes de glissade à de grandes contraintes, une jolie haute résistance relative de deux-glissent des familles de système que $r = 1.5$ la valeur a été employée dans le premier passage d'ECAE qui a été abaissé à $r=1$ dans les passages suivants. Cette technique est appliquée afin d'expliquer l'écrouissage. Bien que pendant un de passe simple, les efforts critiques relatifs des systèmes de glissade n'aient pas été changés, cette approche tient compte de l'écrouissage dans un premier ordre. La texture mettant à jour la technique a été appliquée en modelant de plusieurs passages d'ECAE et des effets de forme de grain sont pris en considération, comme dans les simulations de cuivre. Les textures simulées peuvent être comparées à les expérimentales dans les Figs. 4.32 et 4.33 tandis que la variation des intensités du maximum ODF avec le nombre des passages d'ECAE est montrée dans la Fig. 4.34. Les observations principales suivantes peuvent être faites : Dans tous les passages, les composants tournés de cube sont généralement bons reproduits. Le cube tourné est la caractéristique principale des textures. Les simulations, cependant, produisent également les composants habituels de texture de déformation qui sont généralement plus forts que dans l'expérience. Elles diffèrent également au sujet de leurs intensités relatives. Les paramètres obtenus de la ligne d'écoulement pour chaque passage sont montrés dans le tableau 4.3.

Tableau 4.3 : Paramètres des lignes d'écoulement obtenus pour chaque passage dans ECAE des simulations d'Al en utilisant la texture mettant à jour la technique.

	Pass1	Pass2	Pass3	Pass4	Pass5	Pass6	Pass7	Pass8	Pass 9	Pass 10
n	5	5	5	5	5	4	5	4	5	5
α (degrees)	0									
m	1									

4.2.2.4. Discussion

Comme dans les textures de cuivre, on peut spéculer ici aussi bien que la raison des différences observées entre les textures expérimentales et simulées est le processus d'amélioration de grain dans les expériences, qui pourraient être perçues comme à charge d'orientation. Elles n'ont pas été prises en considération dans les simulations. Quand l'amélioration de grain a lieu, les grains de raffinement diffèrent de l'orientation du grain de « parent » faisant un gradient d'orientation à travers le grain. Cet effet contribue aux changements de la texture du matériel. Cet effet est tout à fait évident dans la Fig. 4.35-a, où la microstructure est montrée dans des images d'EBSD. Bien que des efforts significatifs aient été faits dans l'amélioration de grain modelant [BLT03, NEROB06], un modèle efficace d'amélioration de grain manque toujours dans la littérature.

Une autre raison des différences entre les simulations et les expériences est l'occurrence de DRX continu. Elle n'est pas également prise en considération dans les simulations ; au moins, pas directement. En fait, cet effet est partiellement présent dans la texture mettant à jour des simulations où la texture expérimentale est employée dans les simulations suivantes. En matériaux avec de l'énergie élevée de défaut d'empilement comme Al, rétablissement dynamique est fortement probable. Cependant, la possibilité de DRX ne peut pas également être éliminée ; en particulier dû à la grande déformation par passage [SATFB06]. En conclusion, il devrait noter que la variation des paramètres de la ligne d'écoulement dans une gamme raisonnable, ne pourrait pas mener aux changements considérables des textures simulées.

4.3. Les simulations de texture employant le modèle d'écoulement « fan-type »

Le ventilateur-type présenté ligne modèle d'écoulement dans la section 2.1 a été examiné sur le développement de texture dans ECAE 90° dans le même cuivre commercialement pur qui a employé dans la section 4.2.1, parce que dans trois passages. Des détails sur les expériences peuvent être trouvés dedans [SATFES06]. La Fig. 4.36 expositions l'ODFs tandis que les chiffres de poteau sont présentés dans la Fig. 4.37.

Après qu'un passage dans une matrice 90° à la température ambiante, la texture soit très différent comparé à l'initial) ; il consiste principalement en composant fort de C tandis que l'A1* est sensiblement plus faible et le composant d'A2* est pratiquement inexistant. Une autre différence est l'existence des composants tournés de cube (maintenus de la texture initiale) qui sont plus faibles que l'initiale. Dans la texture du matériel déformé two-pass, le composant le plus fort est A1*, et C disparaît presque. Le seul dispositif contrastant du trois-passent le matériel déformé est le renforcement du composant d'A2*. Le décalage des positions idéales est généralement existant.

Modeler a été fait en utilisant le modèle de auto cohérent (SC) viscoplastic. 3000 orientations discrétisées ont été déplacées suivant la ligne d'écoulement et développées selon la ligne équation d'écoulement (voir la section 2.1). L'index de sensibilité de taux de contrainte de la glissade cristallographique $m=0.05$ a été considéré pour le matériel et des simulations ont été effectuées en utilisant les systèmes octaédriques justes de glissade (matériel de cuivre). Les paramètres de la ligne d'écoulement étaient : éventez le fan angle $\varphi = 20.4^\circ$ et $h = 1.5$ mme dans la ligne moyenne d'écoulement pour tout passe. On peut voir que la simulation reproduit loyalement les caractéristiques principales de la texture avec tous composants en bonnes positions. La seule différence significative est que la texture simulée est plus forte. En fait, la texture obtenue est pratiquement identique que celle qui a été obtenue avec un type précédemment développé ligne modèle de puissance-loi d'écoulement (voyez la Fig. 7 matériel II dedans [SATFES06]). La Fig. 4.38 expositions les résultats obtenus par le type écoulement de puissance-loi rayent le modèle [SATFES06]. Des différences entre les textures expérimentales et simulées sont discutées entièrement dedans [SATFES06].

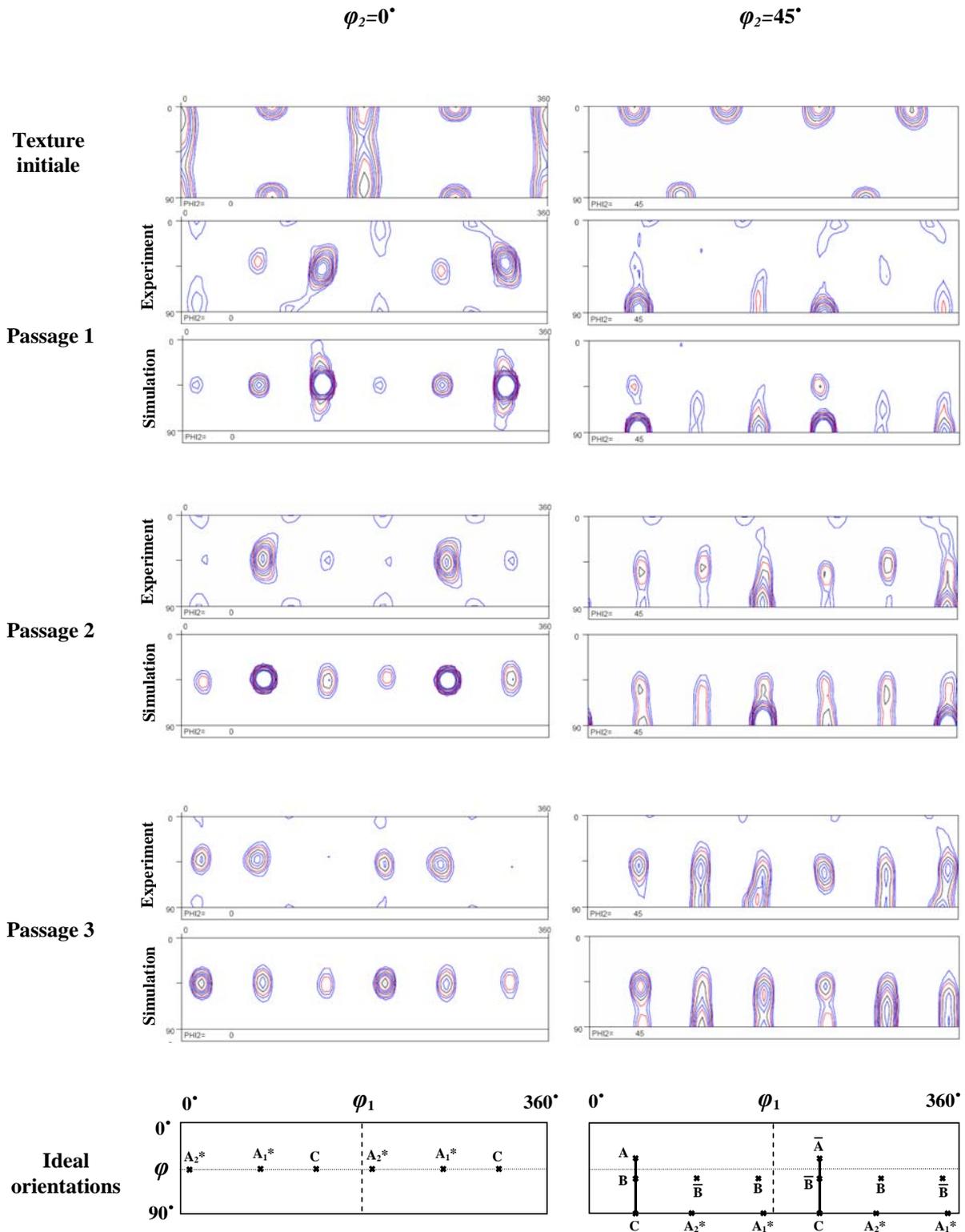


Figure 4.36 : Développement de textures expérimentales et simulées en cuivre commercialement pur dans trois passages dans une matrice à 90° présentée dans deux sections d'ODF.

(Isovalues : 2, 3, 4, 6, 8, 10, 12, 16, 20, 24)

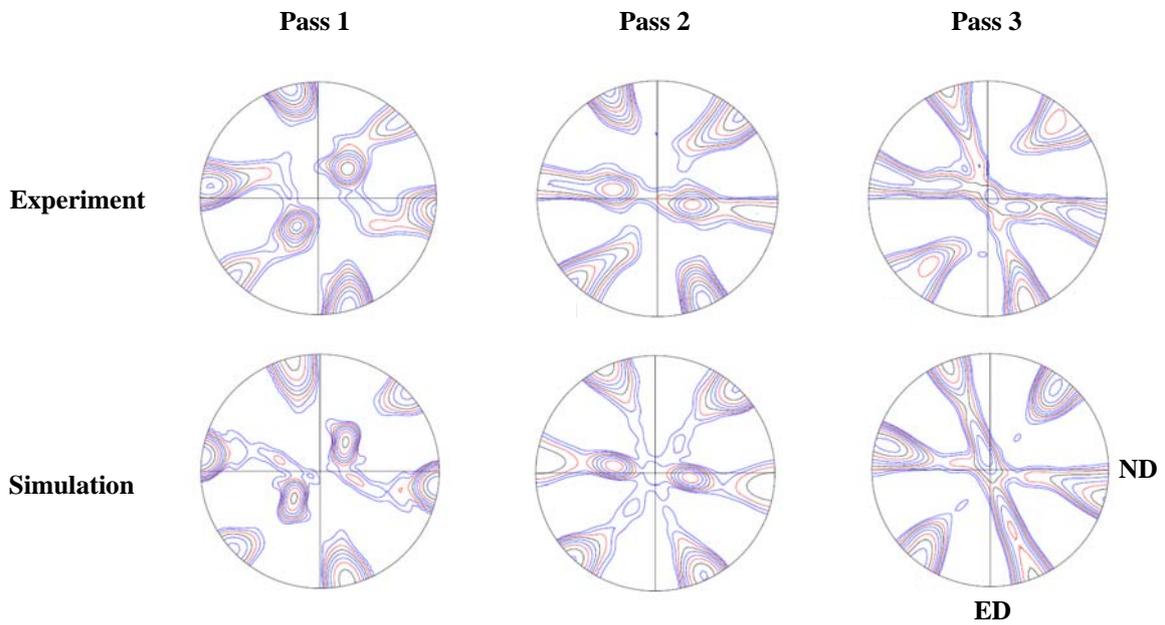


Figure 4.37 : Figures de pôles (111) expérimentales et simulées de cuivre commercialement pur dans trois passages dans une matrice à 90°. (Isovalues : 2, 3, 4, 6, 8, 10, 12, 16, 20, 24)

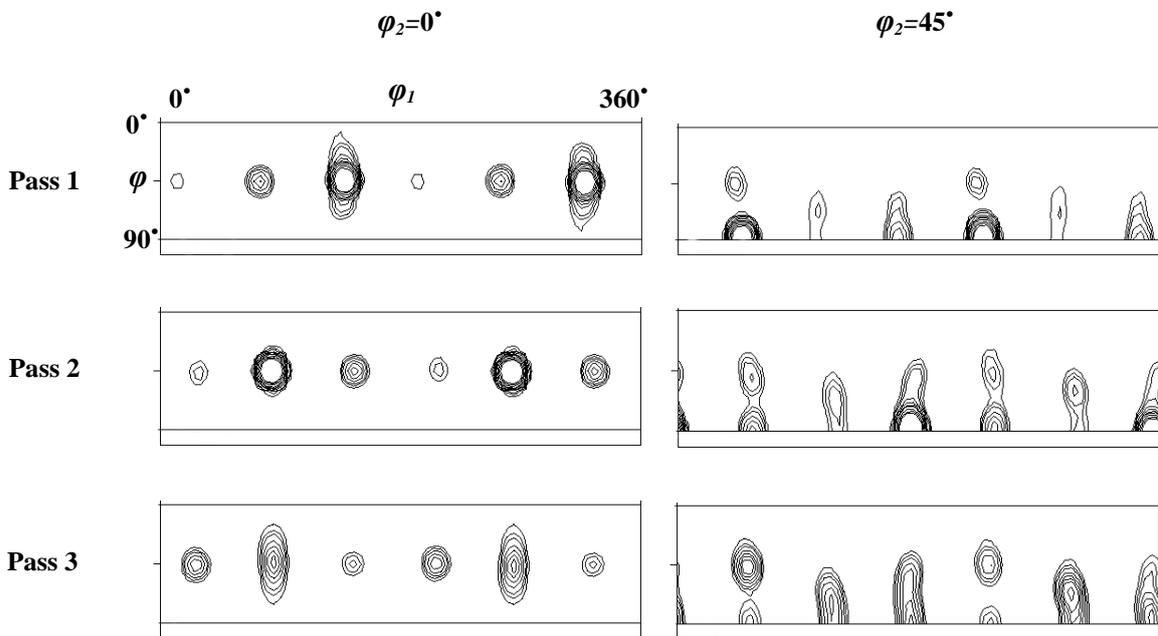


Figure 4.38 : Textures simulées en utilisant le modèle de la ligne d'écoulement de loi-puissance pour le cuivre commercialement pur dans trois passages dans une matrice à 90° (Fig. 7 matériel II [SATFES06]). (Isovalues : 2, 3, 4, 6, 8, 10, 12, 16, 20, 24)

CHAPITRE V

Extrusion angulaire à section Non-constante (NECAE)

Un nouveau procédé de très grandes déformations plastiques, appelé Non-Égal Channel l'extrusion angulaire (NECAE) est proposé qui dérive de l'extrusion angulaire de canaux égaux (ECAE) et est motivé par le procédé d'usinage. Dans le nouveau processus, les canaux sont de forme rectangulaire avec l'épaisseur différente des canaux d'entrée et de sortie tandis que les largeurs des canaux sont identiques. Une analyse est exécutée pour décrire les changements de forme des éléments matériels pendant le NECAE pour une matrice à 90°. Une nouvelle fonction de ligne d'écoulement est également présentée pour décrire le champ de déformation dans la matrice. Une comparaison est faite entre ECAE et NECAE pour le cas à 90°. La fonction de lignes d'écoulement proposée est validée en utilisant des simulations par d'éléments finis. En conclusion, des prévisions de texture sont présentées pour le nouveau procédé d'extrusion pour des polycristaux FCC.

(Ce chapitre est publié au journal of engineering materials and technology, référence : A. Hasani, L.S. Toth et B. Beausir., principes of Non-Egale Channel Angular Extrusion, 2009, en cours d'impression)

5.1. Introduction

L'extrusion angulaire de canaux égaux (ECAE) comme procédé de SPD peut produire des matériaux massifs avec des tailles de grain très fines (jusqu' à ~200 nm) en imposant des déformations plastique très grandes à la pièce sans changer les dimensions. Son principe est qu'un échantillon massif est expulsé par deux canaux avec les sections transversales égales qui sont reliées entre eux par un angle entre 60°-135°. L'échantillon est expulsé à l'aide d'un piston. Comme il n'y a aucun changement de la section transversale, l'échantillon peut être réintroduit dans le canal d'admission et peut être expulsé plusieurs fois. Les matériaux peut être également expulsés à l'aide d'une contre-pression qui est exercée par un deuxième piston dans le canal sortant [L05].

Bien que le processus d'ECAE soit très efficace en raffinant la microstructure, plusieurs passages sont exigés pour atteindre les propriétés désirées. Cet aspect non continu rend le processus difficile à présenter dans des applications techniques. Bien qu'il y ait plusieurs propositions pour faire le procédé en continu [ZRVSV06- LMTSR07], tous ont certains inconvénients (habituellement trop de chauffage de la pièce pendant le procédé). Il est donc intéressant d'augmenter la déformation dans un passage à un tel niveau que d'autres passages ne sont pas exigés pour atteindre la microstructure déformée visée du matériau. La voie pour augmenter la déformation dans un passage est de diminuer la section transversale du canal sortant. Cette possibilité est examinée dans le travail actuel; le nouveau procédé est appelé extrusion angulaire de canal non-égal (NECAE). Il y a une grande similitude entre le procédé d'ECAE et la découpe orthogonale (usinage). Cependant, il y a une différence subtile aussi ; dans la découpe orthogonale, l'épaisseur du morceau n'est pas égale à la profondeur de la coupe. Cette différence dans la géométrie des deux procédés était la motivation pour présenter ce nouveau procédé d'ECAE. Le procédé modifié peut avoir une méthodologie semblable d'expérimentation avec la seule différence que l'épaisseur du canal de sortie est plus petite que le canal d'entrée. Le procédé pourrait donner l'avantage additionnel d'obtenir des bandes avec tous attributs qu'un matériau traité par ECAE normal peut avoir. Dans l'analyse actuelle, la quantité de déformation donnée par passage a été estimée, et s'avère sensiblement plus grande que dans ECAE normal. À cet égard et afin de

décrire l'écoulement de la matière pendant le procédé orthogonal de découpe une inégalité dans la taille des canaux d'entrée et de sortie d'ECAE devrait être imposée.

5.2. Théorie de base

La géométrie du procédé pour une matrice à 90° est présentée dans la Fig. 5.1. (On peut proposer le procédé de NEACE pour d'autres angles de canal, aussi.) le diamètre du canal d'entrée est p et le canal de sortie est C . Une valeur pratique du rapport de p/c est 2.0 qui laisse réinsérer le spécimen expulsé - après le découpage - juste comme dans le processus ARB ([SUTS99]). Par conséquent, on y prêtera une attention particulière dans la suite.

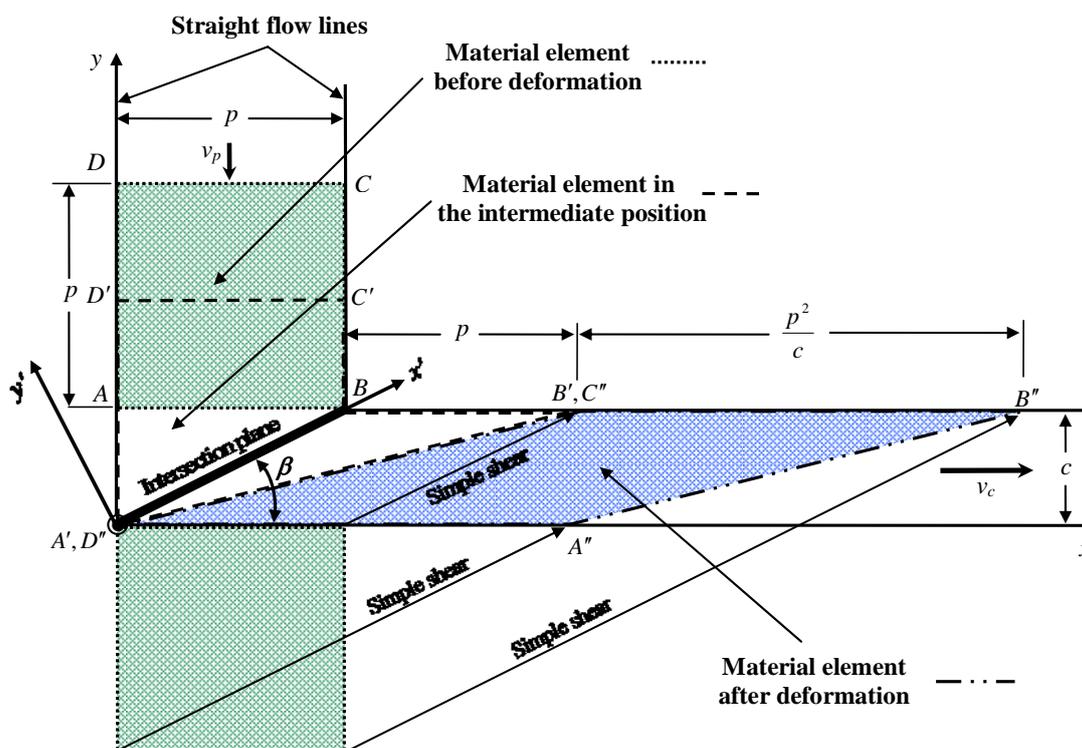


Figure 5.1 : Géométrie idéale du procédé NECAE.

Dans le procédé d'ECAE, la déformation peut être idéalisée comme procédé de cisaillement simple qui a lieu dans le plan d'intersection des deux canaux (quand les deux

canaux sont reliés sans arrondie, i.e. pour les coins pointus). Cette nature fondamentale de la déformation d'ECAE est également valide dans le cas actuel de « NECAE », cependant, avec une plus grande déformation de cisaillement. Dans cette section, le changement de forme d'un élément matériel est examiné afin de vérifier le mode de déformation dans la matrice.

5.2.1. Changement de forme

Nous considérons deux lignes droites d'écoulement qui sont au commencement séparées entre eux par une distance p et considérons un élément matériel dans la forme carrée qui est définie par les points A-B-C-D, voir la Fig. 5.1. Pendant que cet élément traverse la zone plastique (qui est considérée comme très étroite), il se change en parallélogramme (définie par A'' - B'' - C'' - D''). Afin d'établir des relations géométriques appropriées, nous considérons une position intermédiaire quand le point A de l'élément matériel arrive au coin de la matrice et la forme déformée est définie par les points A'-B'-C'-D' (lignes tirées dans la Fig. 5.1).

La vitesse entrante d'écoulement de la matière (canal vertical) est v_p et celle de sortie est v_c (canal horizontal). En position intermédiaire, le déplacement des points A, C et D est égal à c et B change sa position en B'. La distance BB' peut être obtenue comme suit. Le temps requis pour arrêter la position intermédiaire est :

$$t_1 = \frac{c}{v_p} = \frac{BB'}{v_c}. \quad (5.1)$$

Employant maintenant la relation de continuité :

$$pv_p = cv_c, \quad (5.2)$$

nous obtenons : $BB' = p$, dans lequel est indiqué dans la Fig. 5.1. L'élément encore est maintenant poussé au passage entièrement la zone plastique. Ainsi D' est déplacé par p pour arrêter sa position faisant le coin D''. Le moment nécessaire pour ceci est égal au temps entre les positions A et A' :

$$t_2 = \frac{p}{v_p} = \frac{A'A''}{v_c}. \quad (5.3)$$

En utilisant encore la relation de continuité, nous obtenons :

$$A'A'' = \frac{P^2}{c}. \quad (5.4)$$

La même distance doit être entre C'' et B'' . Pour ce qui concerne la distance entre B et C'' , en employant le temps nécessaire pour obtenir C' le point dans C'' lequel il est égal à p , un peut aisément montrer (dans deux étapes) que C'' est le même que B' (voir la Fig.5.1).

5.2.2. Modèle de cisaillement simple

Le modèle de cisaillement simple qui a été à l'origine proposé pour le mode de déformation d'ECAE par Segal [S99] peut être également adopté pour la déformation de NECAE. La Fig. 5.1 montre comment un élément matériel de forme carré peut être cisailé pour obtenir la forme déformée qui s'adapte dans le canal sortant. Le plan du cisaillement est le plan d'intersection entre les deux canaux dans la direction négative quand le système de référence x' - y' est fixé à lui, voir la Fig. 5.1. Dans cette figure, le même élément carré est montré au-dessous du plan de cisaillement et puis est cisailé comme les flèches le montrent. La quantité de cisaillement peut être aisément calculée en utilisant la géométrie du procédé de cisaillement simple :

$$\gamma = \frac{p}{c} + \frac{c}{p}. \quad (5.5)$$

Notez que cette formule donne $\gamma = 2$ pour l'extrusion égale de canal, quand $p = c$. Pour le cas de $p/c = 2$, la contrainte de cisaillement est : $\gamma = 2.5$.

Il est important de vérifier que le mode de cisaillement simple présenté dans la Fig. 5.1 mène à la même forme déformée que celle obtenue par la technique cinématique ci-dessus. Pour cela, il est suffisant de calculer les dimensions du parallélogramme montré dans la Fig. 5.1 du champ de déplacement qui correspond au cisaillement simple donné par

l'équation (5.5) et l'action sur le plan d'intersection des deux canaux. En effet, les dimensions du parallélogramme peuvent être aisément calculées et fondées pour être identiques aux dimensions du parallélogramme obtenu en section précédente. C'est une preuve directe que le procédé de déformation dans NECAE est le cisaillement simple le long du plan d'intersection des canaux, juste comme dans ECAE.

Il est utile d'exprimer le mode de déformation de cisaillement simple dans le système de référence de x-y-z qui est fixé à la matrice (Fig. 5.1). Le gradient de vitesse dans le système de référence x'-y'-z' est :

$$\underline{\underline{L'}} = - \begin{pmatrix} 0 & \dot{\gamma} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}_{x',y',z'} , \quad (5.6)$$

là où $\dot{\gamma}$ est positif. La matrice de transformation est :

$$T = \begin{pmatrix} \cos \beta & -\sin \beta & 0 \\ \sin \beta & \cos \beta & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}, \quad (5.7)$$

là où β l'angle est défini par: $\beta = \arctan(c/p)$. En utilisant la formule de transformation

$\underline{\underline{L}} = \underline{\underline{T}} \underline{\underline{L'}} \underline{\underline{T}}^t$, nous obtenons :

$$\underline{\underline{L}} = \dot{\gamma} \begin{pmatrix} \sin \beta \cos \beta & -\cos^2 \beta & 0 \\ \sin^2 \beta & -\sin \beta \cos \beta & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}_{x,y,z} . \quad (5.8)$$

Le tenseur de taux de déformation est la partie symétrique de $\underline{\underline{L}}$:

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}} = -\frac{\dot{\gamma}}{2} \begin{pmatrix} -\sin 2\beta & \cos 2\beta & 0 \\ \cos 2\beta & \sin 2\beta & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}_{x,y,z} . \quad (5.9)$$

$\underline{\underline{L}}$ peut être directement employé dans un modèle polycrystal afin de calculer le développement de texture pendant le procédé NECAE selon le modèle de cisaillement

simple. Notez cela, $\dot{\gamma}$ êtes théoriquement infini, si la zone de cisaillement est vraiment un simple plan. Cependant, dans les expériences et dans la modélisation par éléments finis il a été constaté que la zone de cisaillement a une épaisseur finie et le taux de cisaillement peut être rapproché de [HT09] : $\dot{\gamma} = -\frac{v_{0x'}}{h}$ là où h est la moitié-épaisseur de la zone de cisaillement et $v_{0x'}$ est la composante de x de la vitesse d'entrée.

5.3. Analyse de la déformation en utilisant une fonction d'écoulement analytique

Tandis que le modèle de cisaillement simple est une bonne approximation du procédé de déformation dans une matrice de NECAE, on propose également ici une description plus générale qui est basée sur un modèle de la ligne d'écoulement qui a été présentée dans [TAGBS04]. On propose la fonction analytique suivante de trajectoire pour décrire la forme d'une ligne d'écoulement :

$$f = \left(1 - \frac{x}{p}\right)^n + \left(1 - \frac{y}{c}\right)^n = \left(1 - \frac{x_0}{p}\right)^n. \quad (5.10)$$

Dans cette expression x_0 définit la position entrante de la ligne d'écoulement (voir la Fig. 5.2) et n est un paramètre affectant la forme de la ligne d'écoulement dans la zone de déformation. Notez que l'origine du système de coordonnées est fixée au coin gauche inférieur de la matrice dans la Fig. 5.2. Cette fonction diffère seulement de la fonction de l'ECAE à 90° [TAGBS04] dans le fait que p et c peut être différent.

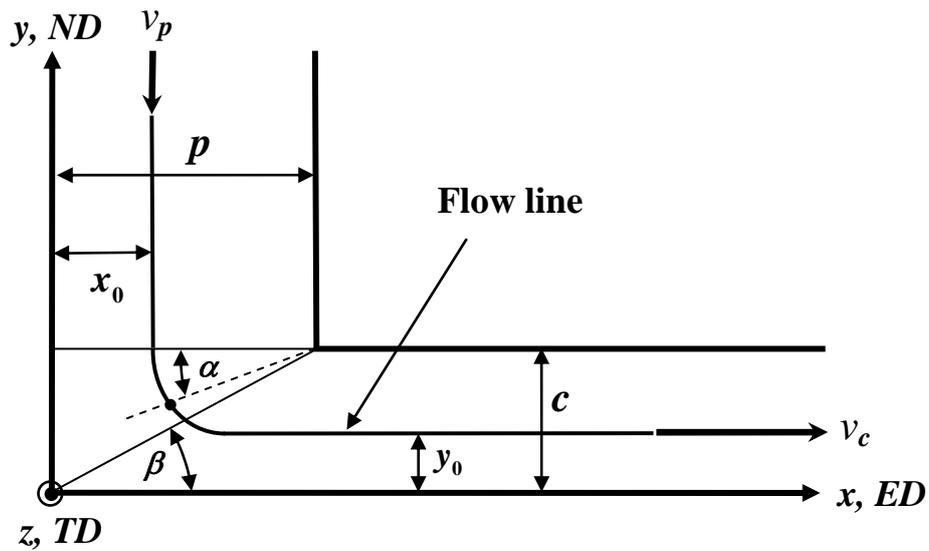


Figure 5.2 : Paramètres géométriques pour la description de la ligne d'écoulement de NECAE.

Dans le cas particulier quand p et c sont égaux, l'équation (5.10) devient la même que les fonctions d'écoulement pour ECAE à 90° .

La fonction proposée satisfait les conditions aux limites imposées dans l'essai au sujet de la direction de l'écoulement aux positions entrantes et sortantes de la région faisant le coin où on s'attend à ce que la déformation plastique ait lieu. À ces positions, qui sont définies pour $(x = x_0)$ et $(y = y_0)$, respectivement, les lignes d'écoulement sont parallèles à la vitesse locale du matériau. Le paramètre n définit les formes possibles des lignes d'écoulement : pour $n = 2$ l'écoulement la ligne est circulaire et en augmentant n , l'acuité de la ligne d'écoulement augmente. Pour le cas limite $n \rightarrow \infty$, les lignes d'écoulement deviennent les lignes droites reliées.

Un champ admissible de vitesse peut être défini de la fonction f de trajectoire comme suit :

$$v_x = \lambda \frac{\partial f}{\partial y}, \quad v_y = -\lambda \frac{\partial f}{\partial x}. \quad (5.11)$$

Ce champ de vitesse est tangent à la trajectoire d'écoulement. $\partial f / \partial y$ et $\partial f / \partial x$ décrivent les variations de la vitesse imposée par la géométrie du procédé et le paramètre λ est présenté pour mesurer le vecteur tangent à la vitesse du matériau. λ peut être déterminé par la vitesse d'entrée v_p , on obtient :

$$\lambda = -\frac{pv_p}{n} \left(1 - \frac{x_0}{p}\right)^{-n}. \quad (5.12)$$

De cette façon, le champ de vitesse est donné par :

$$v_x = \frac{pv_p}{c} \left(1 - \frac{y}{c}\right)^{n-1} \left(1 - \frac{x_0}{p}\right)^{1-n}, \quad v_y = -v_p \left(1 - \frac{x}{p}\right)^{n-1} \left(1 - \frac{x_0}{p}\right)^{1-n}. \quad (5.13)$$

Le champ de gradient de vitesse peut être obtenu par la dérivation partielle du champ de vitesse (Eqs. 5.13) :

$$\begin{aligned} L_{xx} &= \frac{\partial v_x}{\partial x} = \frac{v_p}{(p-x_0)} (n-1) \left(\frac{c}{p}\right)^{n-2} \left(\frac{c-y}{p-x}\right)^{n-1} \left[\left(\frac{c}{p}\right)^n + \left(\frac{c-y}{p-x}\right)^n \right]^{\frac{2}{n}-2} \\ L_{yy} &= \frac{\partial v_y}{\partial y} = -L_{xx} \\ L_{xy} &= \frac{\partial v_x}{\partial y} = -L_{xx} \frac{p-x}{c-y} \\ L_{yx} &= \frac{\partial v_y}{\partial x} = L_{xx} \frac{c-y}{p-x} \end{aligned} \quad (5.14)$$

Le tenseur de taux de déformation est la partie symétrique de L ; il peut être aisément construit des équations (5.14). Le taux équivalent de déformation de von Mises peut être également obtenu analytiquement :

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} L_{xx} \sqrt{1 + \frac{1}{4} \left(\frac{c-y}{p-x} - \frac{p-x}{c-y} \right)^2}. \quad (5.15)$$

Comme peut être vu, les formules ci-dessus décrivent un champ sans interruption variable de déformation. Il est utile de visualiser le champ du taux de déformation suivant une ligne d'écoulement. Dans ce but, les coordonnées x et y peuvent être remplacées par un seul

paramètre ; la position angulaire α suivant la ligne d'écoulement, voir sa définition dans la Fig. 5.2. Cet angle est donné par la relation : $\tan \alpha = (c - y) / (p - x)$ ce qui apparaît directement dans les formules ci-dessus (Eqs. 5.14 et 5.15). La Fig. 5.3 montre les variations du champ de gradient de vitesse suivant la ligne d'écoulement pour $p/c = 2$ et pour deux valeurs du paramètre de n ; $n = 6$ et $n = 15$, en fonction d'une coordonnée.

Comme peut être vu dans la Fig. 5.3, il y a tension dans la direction de x (L_{xx} est positif), il y a de la compression le long de l'axe des ordonnées (L_{yy} est négatif) et il y a des cisaillements le long des plans de x et de y avec différentes valeurs. Le cisaillement sur le plan de x (L_{yx}) est positif dans la direction de y tandis que le cisaillement sur le plan de y (L_{xy}) est négatif dans la direction de x . Les importances des composantes du gradient de vitesse changent avec n ; en augmentant la valeur de n , le taux de déformation augmente. En même temps, la zone de déformation diminue (voir la Fig. 5.3 a). Pour une valeur donnée de n , le plus grand composante de déformation est la composante de cisaillement : L_{xy} . On peut voir également dans la Fig. 5.3 que les positions des maximums des différentes composantes du gradient de vitesse ne coïncident pas avec la position du plan d'intersection des deux canaux. La déviation diminue, cependant, à mesure que la valeur de n est augmentée de $n = 6$ à $n = 15$. En fait, parce que $n \rightarrow \infty$, le modèle de la ligne d'écoulement coïncide avec le modèle de cisaillement simple, et dans ce cas, toutes les positions des valeurs maximum sont conformes à la position du plan d'intersection (idéalement, il y a déformation seulement dans le plan d'intersection).

La Fig. 5.3-b montre une comparaison entre les composantes de gradient de vitesse entre d'ECAE et de NECAE ($p/c = 2$) pour le même paramètre n ($n = 6$) et pour les matrices à 90° . On peut voir que les caractéristiques du procédé de déformation dans NECAE sont tout à fait semblables au mode de déformation d'ECAE avec la différence que la composante L_{xy} devient majeure dans NECAE. Les zones de déformation sont également déplacées parce que l'inclinaison du plan d'intersection est différente : elle est à $\alpha = 26.5^\circ$ dans NECAE (pour $p/c = 2$) tandis qu'il est à $\alpha = 45^\circ$ dans ECAE.

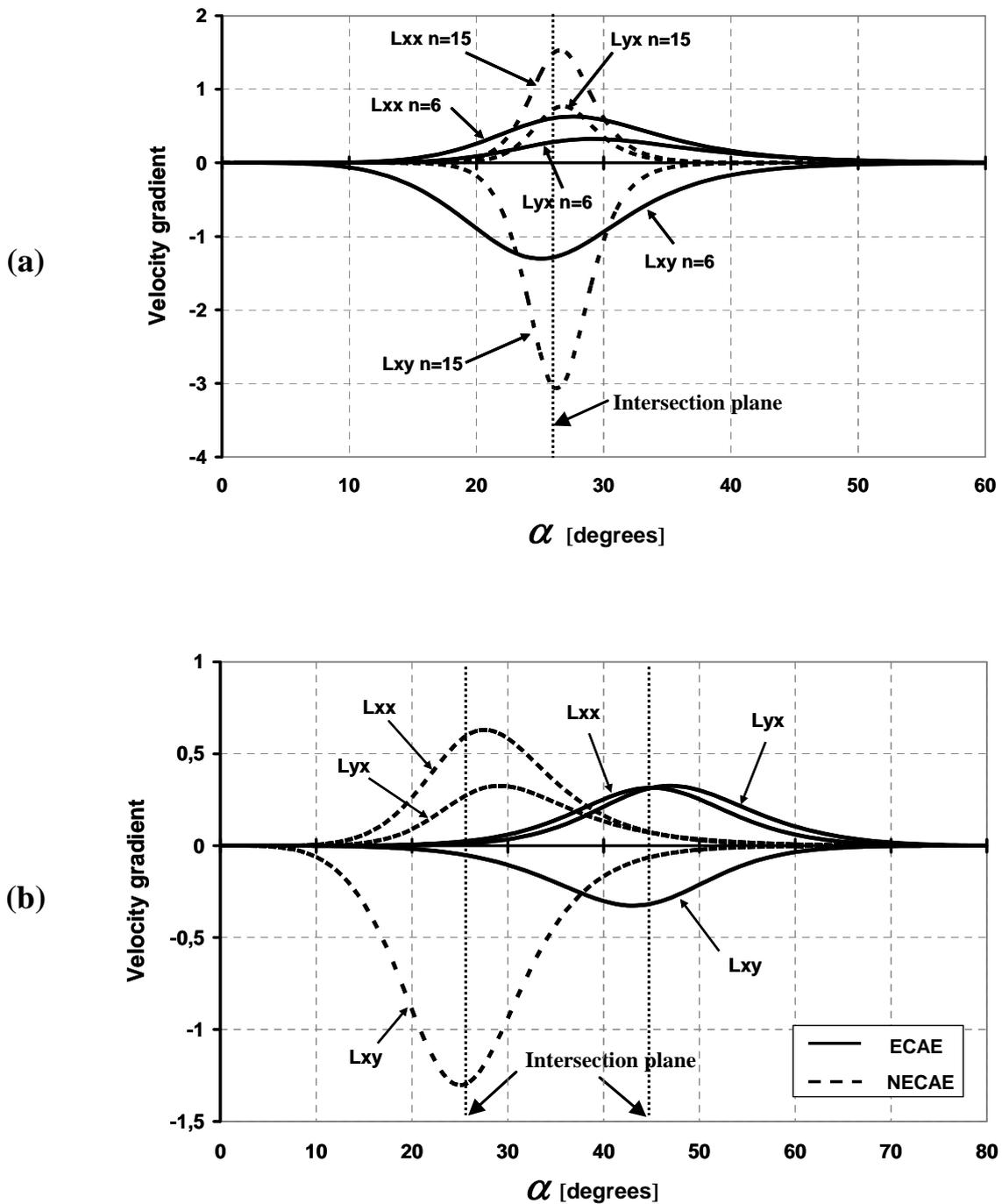


Figure 5.3 : Variations des composantes différentes de zéro du gradient de vitesse en fonction de la position angulaire suivant la ligne d'écoulement pour $p/c=2$ dans une matrice à 90° . a : comparaison pour deux valeurs du paramètre n , b : comparaison entre ECAE et NECAE pour $n=6$.

La déformation équivalente de von Mises dans un passage est montrée dans la Fig. 5.4 en fonction du paramètre n pour ECAE et NECAE ($p/c = 2$). Les courbes commencent

à la plus petite valeur physiquement réaliste du paramètre n ; $n = 2$. Les variations d'ECAE ont été déjà discutées dans [TAGBS04]. Comme on le prévoit, la déformation dans NECAE est sensiblement plus grande, environ de 25%. Les valeurs maximum aux limites sont $\bar{\varepsilon} = 1.15$ ($\gamma = 2$) et $\bar{\varepsilon} = 1.44$ ($\gamma = 2.5$), pour ECAE et NECAE, respectivement.

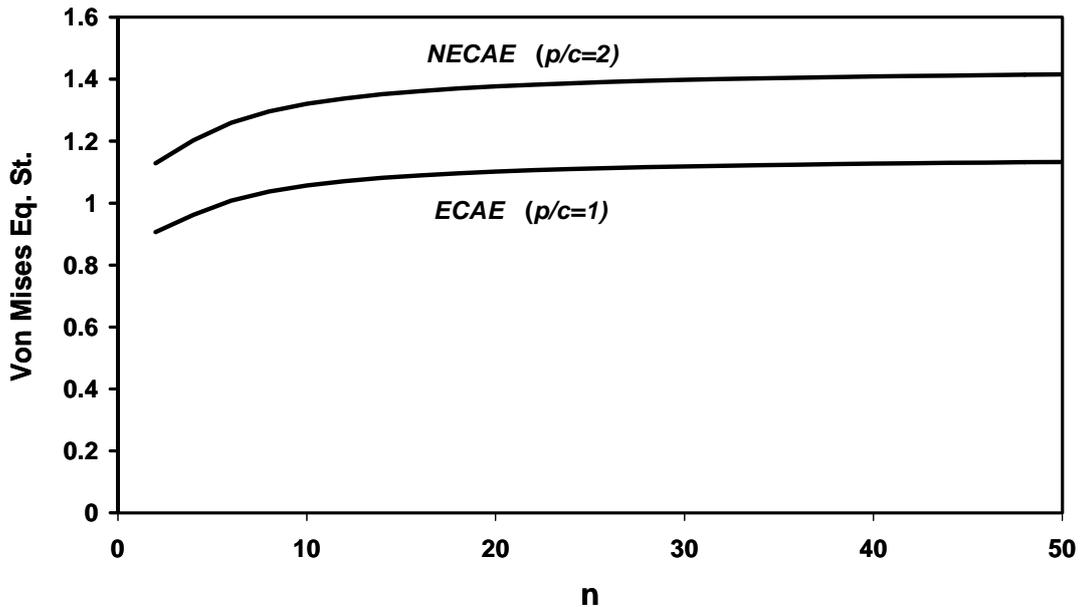


Figure 5.4 : Dépendance de la déformation équivalente accumulée de von Mises à l'égard du paramètre n pour ECAE à 90° ($p/c=1$) et NECAE à 90° ($p/c=2$) dans un passage.

5.4. Texture cristallographique

Comme il a été montré dans le chapitre précédent, les orientations idéales d'ECAE peuvent être aisément obtenues à partir des orientations idéales du cisaillement simple. Une telle analyse est convenable dans ce travail aussi ; comme il a été montré dans le procédé de NECAE idéalement peut être également rapproché à du cisaillement simple. La partie supérieure de la Fig. 5.5 montre les orientations idéales qui appartiennent au procédé de cisaillement simple pour des cristaux FCC dans le système de référence $x'-y'-z'$, c'est-à-dire, sur le plan d'intersection des canaux. Seulement $\phi_2 = 0^\circ$ et $\phi_2 = 45^\circ$ des sections de l'espace entier d'orientation d'Euler sont montrées ici ; pendant qu'elles contiennent toutes les composantes principales des textures qui peuvent se développer dans du cisaillement simple. Pour une matrice de ECAE à 90° , les mêmes composantes idéales sont simplement décalés par 45° quand ils sont exprimés en système de référence $x-y-z$ de ECAE. Pour le

cas de NECAE, quand $p/c = 2$, ce décalage est réduit seulement à 26.5° (angle de β dans la Fig. 5.2).

Le développement de texture a été calculé pour un polycrystal contenant 2000 orientations de grain aléatoirement choisies. Le modèle polycrystal viscoplastic auto-cohérent de Molinari et autres. a été employé dans sa version "finite-element-tuned" [MT94] employant les 12 $\{111\} \langle 110 \rangle$ systèmes de glissement de cristaux de FCC. L'index de sensibilité de taux de déformation était 0.05 et l'effet du durcissement a été négligé. Les résultats de simulation sont montrés sous la forme d'ODF dans la Fig. 5.5 aussi bien que dans les figures de pôles (111) dans la Fig. 5.6.

Des simulations de texture ont été faites pour la matrice ECAE aussi bien que pour NECAE ($p/c = 2$), à 90° , en utilisant le cisaillement simple et le modèle de la ligne d'écoulement avec $n=6$. Le cas d'ECAE a été seulement répété ici pour une comparaison possible entre ECAE et NECAE. Comme peut être vu dans la Fig. 5.5, les textures qui ont prévu par le procédé d'ECAE ou de NECAE sont proches des composantes idéales. L'accord des positions des composantes dans l'ODF avec les orientations idéales est meilleur avec le modèle simple de cisaillement. L'utilisation du modèle de la ligne d'écoulement produit deux effets :

1. Les textures sont sensiblement plus fortes comparées au modèle de cisaillement simple (voir les valeurs maximum d'intensité indiquées dans la Fig. 5.5).
2. Les composantes de texture sont tournées plus à partir des positions idéales, dans la direction opposée, et avec des angles selon les composantes de texture.

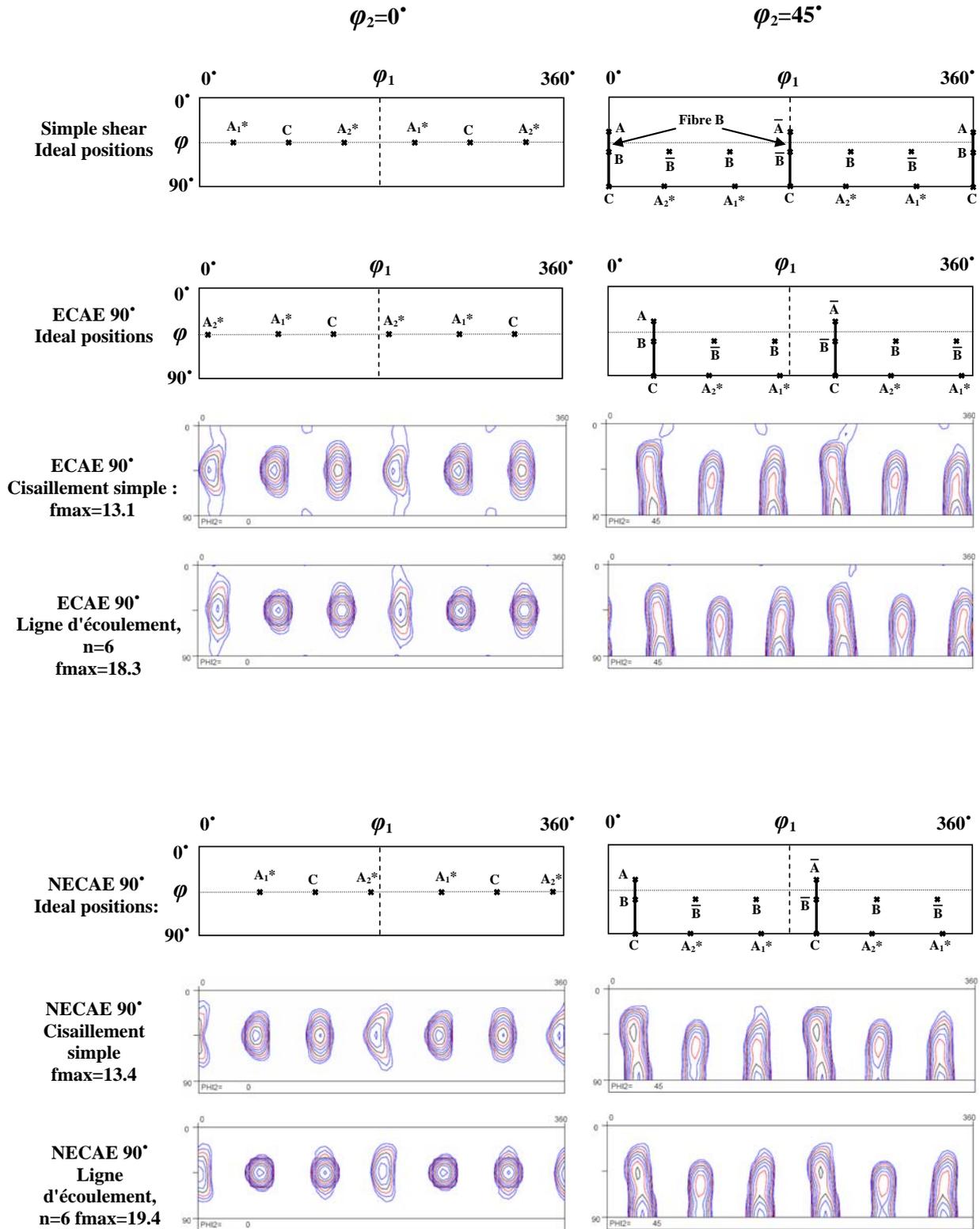


Figure 5.5 : Orientations idéales du cisaillement simple et des déformations d'ECAE aussi bien que les textures qui se développent dans un passage montré dans deux sections de l'ODF. Pour NECAE, $p/c = 2$. (Isovalues dans l'ODFs : 0.7, 1, 1.4, 2, 2.8, 4, 5.6, 8, 11, 16).

Ces rotations sont bien illustrées dans les figures de pôles dans la Fig. 5.6 qui montrent la texture entière (l'ODF est présenté dans seulement deux sections dans la Fig. 5.5). Ce dernier effet a été déjà discuté dans [TAGBS04, BLNAT05] et est en accord avec des expériences dans ECAE. L'autre effet, le renforcement de la texture avec le modèle de la ligne d'écoulement n'a pas été identifié avant. Il est certainement dû aux déviations du mode de déformation du cisaillement simple en cas de ligne d'écoulement.

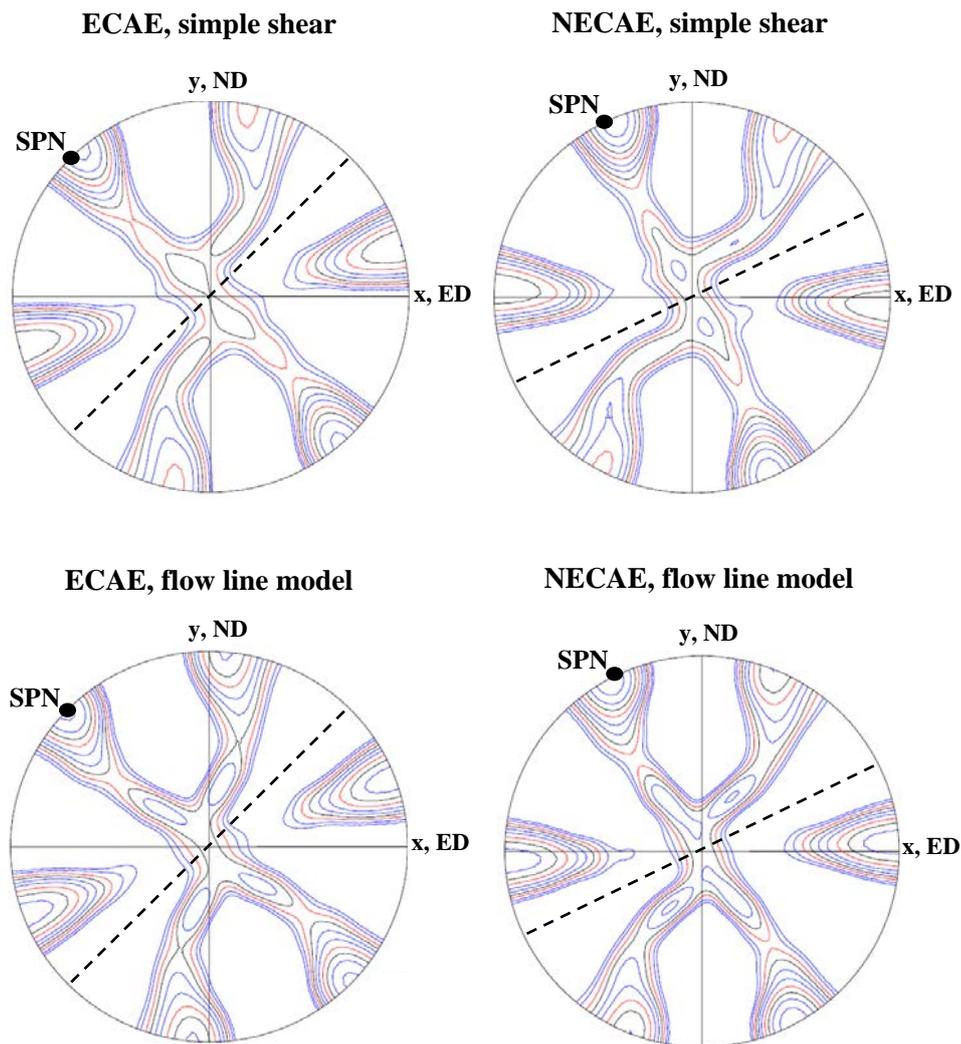


Figure 5.6 : Figures de pôles (111) montrant les textures après un passage dans ECAE et dans NECAE ($p/c=2$). Les lignes pointillées indiquent le plan de cisaillement idéal et le SPN est la normale au plan de cisaillement. (Isovalues : 0.8, 1, 1.3, 1.6, 2, 2.5, 3.2, 4, 5, 6.4)

Quand les textures obtenues pour ECAE et NECAE sont comparées, des différences relativement petites existent dans l'ODF (voir les valeurs dans la Fig. 5.5). Pour NECAE, la texture est légèrement plus forte, bien que la déformation plastique soit environ 25% en plus. Plus de différences peuvent être identifiées dans les figures de pôles des textures (voir la Fig. 5.6) où il est clair que la texture soit la plus forte dans le cas de NECAE quand le modèle de la ligne d'écoulement est employé. Les différences relativement petites dans les textures indiquent que celles-ci sont déjà bien développées (signification que les grains ont déjà atteint la proximité des orientations idéales) pour une déformation de cisaillement dont $\gamma = 2$ est la déformation dans le procédé classique de ECAE à 90° . Une déformation additionnelle de 25% n'augmente pas la force globale de texture de manière significative (en raison de la petite intensité du champ de vitesse près des orientations idéales), bien que quelques composantes se renforcent plus que les autres (ce sont A/\bar{A} et $A1^*$ et $A2^*$). Les mesures expérimentales détaillées sont nécessaires pour confirmer/infirmes les prévisions théoriques présentées.

5.5. Lignes d'écoulement par simulations d'éléments finis

Des simulations d'éléments finis ont été effectuées pour obtenir la trajectoire pendant le procédé d'extrusion de NECAE. L'hypothèse de déformation plane a été considérée afin de simplifier l'analyse. Les simulations ont été effectuées avec l'aide du code explicite d'éléments finis ABAQUS. Quatre éléments quadrilatéraux de déformation plate bilinéaire de noeud avec l'intégration réduite ont été employés pour l'objet. La largeur de l'objet était de 10 millimètres et la longueur de 35 millimètres. La taille d'élément était $250\mu m \times 250\mu m$ ce qui correspond à un certain nombre 40×140 d'éléments. Cela est suffisamment petit parce que déjà une taille de $1mm \times 1mm$ est avérée assez petite pour représenter le comportement local de l'objet [AZGNL06]. Afin de se concentrer seulement sur les effets géométriques de paramètre, aucun écrouissage et aucun effet de taux de déformation n'a été pris en considération dans le calcul. On suppose que le matériau montre un comportement élastique parfaitement plastique. Les propriétés matérielles élastiques du spécimen sont ceux de l'aluminium pur avec le module de Young $E = 67.5 GPa$, le coefficient de Poisson de $\nu = 0.35$ et la densité de $\rho = 2700 kg.m^{-3}$. Un effort de fléchissement de 800 MPa a été employé. Les simulations ont été effectuées avec une vitesse de déplacement de $10mm.mn^{-1}$

sans frottement. L'état isotherme a été supposé ce qui peut être justifié par la vitesse réduite. Les simulations ont été effectuées pour $p/c = 2$ avec la géométrie de NECAE.

Les lignes de trajectoire obtenues sont montrées dans la Fig. 5.7 (identifiées par des marques de cercle). 9 lignes ont été choisies ; pour chacune d'elles la fonction de ligne d'écoulement proposée a été adaptée pour obtenir le paramètre n , qui est le seul paramètre de la ligne d'écoulement.

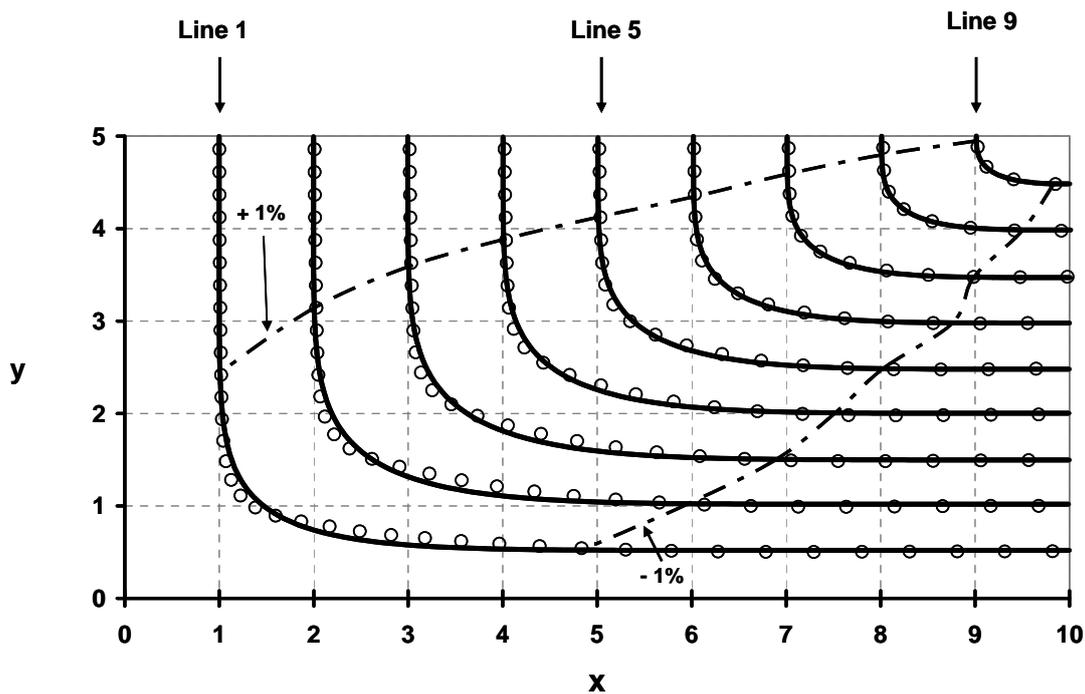


Figure 5.7 : Lignes d'écoulement obtenues à partir de l'analyse d'éléments finis (identifiées par des cercles) et adaptées par la ligne d'écoulement proposée (lignes continues) dans NECAE ($p/c=2$). Les lignes cassées indiquent l'ampleur de la zone de déformation où +1% signifie 1% de toute la déformation et -1% est 99% de toute la déformation dans un passage.

Comme peut être vu dans la Fig. 5.7, la trajectoire peut être bien rapprochée par la fonction analytique d'écoulement (lignes continues). Seulement de paramètre n change d'une ligne à l'autre (ainsi que la position entrante x_0 de la ligne). Sa variation en fonction de x_0 est montrée dans la Fig. 5.8 ; n diminue dans la zone plastique du coin externe au coin intérieur. Le comportement semblable de variations de l'exposant de n dans le cas d'ECAE a été déjà rapporté avant [TAGBS04, HLTM08, SSOST07, et STKBA08]. Pendant qu'il était étudié au chapitre 3, les résultats des calculs où n est considéré comme variable ont indiqué

que le champ résultant de vitesse était très légèrement affecté par cette variation. Des résultats semblables sont prévus pour le cas actuel de NECAE et seront étudiés dans les travaux futurs. Cependant, cette dépendance de n à l'égard x_0 a été négligée dans le traitement mathématique du problème dans la section 5.3 ci-dessus.

La Fig. 5.8 montre également toute la déformation accumulée dans un passage en fonction de la position entrante de la ligne d'écoulement dans la matrice. La variation prévue est tout à fait significative ; elle diminue avec x_0 .

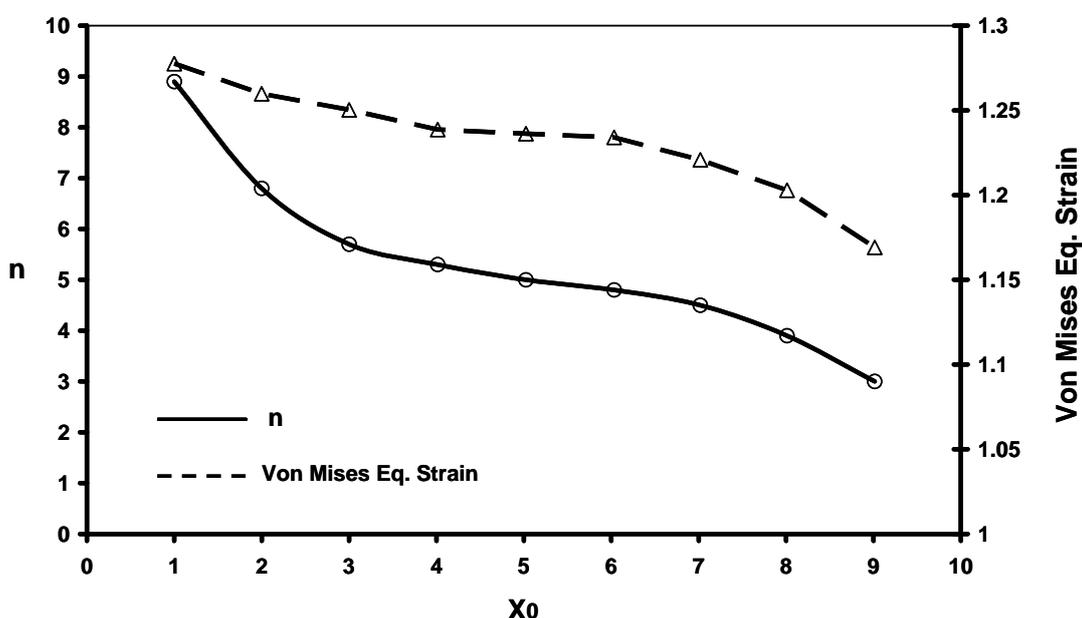


Figure 5.8 : Paramètre n de la ligne d'écoulement et déformation accumulée de von-Mises dans un passage en fonction de sa position entrante x_0 dans la matrice de NECAE comme elle est obtenue à partir de l'ajustement de précision de la trajectoire obtenue par éléments finis.

La Fig. 5.7 montre également l'ampleur de la zone plastique dans la matrice de NECAE. Les deux lignes cassées identifiées +1% et -1% montre les points entrants et de fin de la zone plastique. Dans la théorie, il y a déformation plastique partout suivant la ligne d'écoulement proposée, dans la pratique ; cependant, les déformations sont extrêmement petites à l'initiale et aux parties de finition des lignes d'écoulement avant et après la zone plastique, respectivement. La contrainte de 1% en ce qui concerne toute la déformation dans un passage a été choisie pour détecter le commencement de la zone plastique et de 1% moins que toute la déformation pour localiser la fin de la zone plastique. Comme peut être

vu dans la Fig. 5.7, la zone plastique est tout à fait grande autour du plan d'intersection des canaux et a une forme d'hélice.

L'autre paramètre important du procédé de déformation est le taux de déformation. La Fig. 5.9 amontre les variations de taux de déformation dans la zone plastique dans laquelle a été identifié la Fig. 5.7. Comme prévu, le taux de déformation est plus grand au coin intérieur et diminue vers le coin externe. On peut également voir dans la Fig. 5.9 que l'endroit de la valeur maximum suivant une ligne donnée ne coïncide pas avec la position du plan d'intersection en général ; il se produit avant que le plan théorique de cisaillement soit atteint.

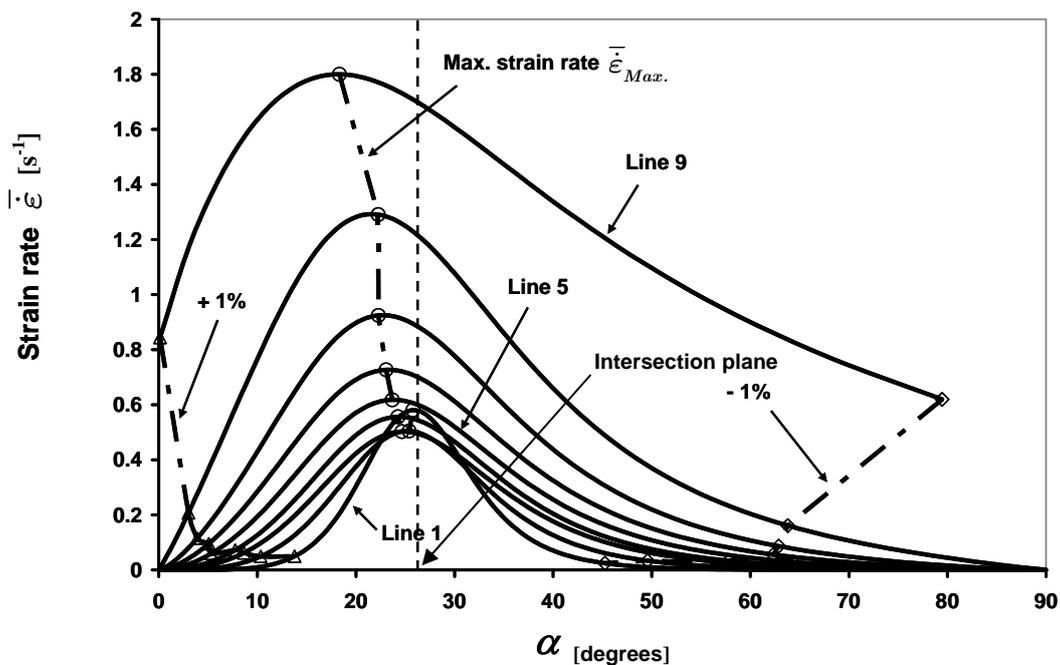


Figure 5.9 : Variation du taux équivalent de déformation de von Mises le long des lignes d'écoulement en fonction de la position angulaire (obtenue à partir l'approche de la ligne d'écoulement). La vitesse de poinçon est 1 mm/sec, l'épaisseur de matrice est $p/c=10\text{mm}/5\text{mm}$.

De l'analyse ci-dessus nous pouvons conclure que de bonnes concordances sont obtenues entre les lignes d'écoulement prévues par éléments finis et analytiques qui représentent une bonne validation de la fonction de la ligne d'écoulement proposée. Les expériences sont nécessaires pour confirmer/infirmier les résultats de notre étude dans la déformation de NECAE.

Conclusions

Comme récapitulé au chapitre 1, on a déjà proposé deux fonctions d'écoulement pour des études des cas 90° et 120° dans le procédé ECAE. Les deux sont uniquement basés sur une variable qui influe sur la forme de la ligne d'écoulement ; ainsi leur capacité de décrire l'écoulement de la matière est limitée.

L'objectif principal de ce travail était le développement de la modélisation de la ligne d'écoulement dans ECAE en présentant les fonctions d'écoulement qui peuvent décrire plus généralement le flux de la matière dans une matrice d'ECAE. À cet égard deux fonctions d'écoulement dans ECAE appelées 'Fan-Model' et 'General Power Flow Function' ont été proposées au chapitre 2. 'General Power Flow Function' est plus performante que le 'Fan-Model', mais elle est également plus compliquée. Les résultats obtenus à partir du chapitre 2 peuvent être synthétisés comme suit:

- L'analyse des lignes d'écoulement expérimentales obtenues pour l'aluminium a prouvé qu'une zone de déformation plastique appelé "fan-shape" dans une matrice d'ECAE peut être décrite avec une trajectoire de ligne elliptique. Cependant, la forme de la ligne d'écoulement est parabolique quand l'angle du "fan" est zéro, et le mode de déformation est le cisaillement simple.
- L'analyse de la variation du paramètre n en fonction de la position dans la matrice comme un cas spécial de fonction d'écoulement pour la matrice 90° a illustré qu'ils peuvent mener aux variations de la vitesse et des gradients de vitesse, cependant, ils demeurent normalement négligeables.

Au chapitre 3, le modèle de lignes d'écoulement en loi de puissance a été utilisé pour expliquer le champ de déformation dans les matrices à 90° et 120° en employant des données expérimentales. L'effet de chaque paramètre de la fonction sur le champ de déformation a été également étudié pour les matrices à 90° et 135° . En conclusion, des variations du champ de déformation dans l'ECAE à 90° due à la contre-pression ont également été étudiées en utilisant des données expérimentales. Ainsi de ces études nous avons trouvé cela:

- Chaque paramètre de la fonction d'écoulement a une influence spéciale sur le champ de déformation. La vitesse de déformation maximum diminue lorsqu'il y a augmentation de l'angle de la matrice, du paramètre m et de α en revanche du paramètre n . Cependant il y a une limite pour la valeur de m .
- L'augmentation de l'angle et de l'asymétrie de matrice diminue toute la contrainte de déformation. Le paramètre n et n'importe quelle déviation de sortie augmente toute la contrainte imposée à l'élément matériel, bien qu'il y ait une limite pour $n \rightarrow \infty$.
- La fonction générale d'écoulement a été adaptée avec succès aux lignes d'écoulement expérimentales obtenues à partir des essais sur de l'aluminium pour une matrice ECAE à 90° et 120°. Il y a des lignes d'écoulement plus pointues dans le cas 120° pour chaque position initiale x_0 ; cependant, un effet systématique pour d'autres paramètres sur la forme de la ligne d'écoulement n'a pas été trouvé.
- La zone de déformation plastique (définie par le modèle de lignes d'écoulement) dans une matrice à 120° est plus localisée que dans le cas à 90° ce qui peut être expliqué par la déformation plus élevée dans la matrice à 90°.
- Le taux de déformation diminue en augmentant x_0 ; cependant, le taux de déformation maximum ne change pas trop pour de grandes valeurs de x_0 .
- La contre-pression dans ECAE augmente avec la zone de déformation plastique. En outre, le paramètre n et le taux maximum de déformation sont diminués à cause de la contre-pression. Une zone matérielle morte a également été détectée quand la contre-pression a été imposée.

Au chapitre 4, l'évolution de texture dans ECAE a été examinée. Les effets des paramètres de la fonction d'écoulement générale sur le développement de texture dans les deux matrices à 90° et 135° ont été modélés. L'évolution de texture dans une matrice à 135° a été observée par la suite. Dans ce but, les résultats des essais ECAE sur le cuivre commercialement pur et l'aluminium dans une matrice à 135° ont été utilisés et les textures expérimentales ont été simulées en utilisant la fonction générale d'écoulement. Les positions idéales pour les matériaux de FCC en route A d'ECAE ont été déterminées également par le modèle simple de cisaillement. Les simulations de texture employant les lignes d'écoulement "fan-type" pour la matrice à 90° ont fini le chapitre 4. Les conclusions obtenues à partir de ces études peuvent être récapitulées comme suit:

- Les résultats de simulations ont prouvé que les composantes de texture peuvent

dévier de leurs positions idéales indépendamment entre eux pendant le développement de texture dû à la variation des paramètres de la fonction d'écoulement.

- Les composantes d'ODF se décalent vers la droite en augmentant les paramètres m et α tandis qu'ils se décalent vers la gauche en augmentant le paramètre n ; cependant, il y a une limite pour des valeurs élevées de n .
- Toute déviation de sortie et augmentation de la valeur de n cause un renforcement dans l'intensité maximum de texture, mais α diminue contrairement.
- Le raffinement considérable de grain et la cristallisation dynamique ont été produites pendant le processus à 135° pour du cuivre commercialement pur et de l'aluminium. Les micrographes d'EBSD ont montré également des variations des orientations microstructurales dans les sous-grains entre les passes d'ECAE.
- Les observations expérimentales dans l'ECAE à 135° ont prouvé qu'il y a des déviations positives considérables par rapport aux positions idéales pour les composants de texture qui ne sont pas en accord avec des observations précédentes pour 90° . En conséquence, de grandes différences entre les résultats expérimentaux et de simulation ont été trouvées.
- Les changements de chemin de déformations de l'ECAE à 135° en route A peuvent mener à l'amélioration du raffinement du grain dans ce cas spécial du processus d'ECAE. Ce peut être la raison principale des différences élevées entre les textures expérimentales et simulées.
- La variation du paramètre de n n'affecte pas l'évolution de texture quand le système octaédral de glissement est seulement en activité dans les simulations ; cependant, les composantes d'ODF se décalent vers la gauche quand le système non- octaédral de glissement est employé en plus de l' octaédral.
- L'application du "fan-modèle" au développement de texture dans trois passages de cuivre a démontré sa capacité prédictive.

On a proposé l'extrusion angulaire à section non-constante (NECAE) comme un nouveau procédé en très grandes déformations plastiques au chapitre 5. Les changements de forme des éléments matériels pendant le NECAE pour une matrice à 90° ont été analysés. Alors une nouvelle fonction de lignes d'écoulement a été présentée pour décrire le champ de déformation dans la matrice, qui a été également validée en utilisant des simulations d'élément finies. En conclusion, après une comparaison entre ECAE et NECAE pour le cas

à 90°, des prévisions de texture pour le nouveau procédé d'extrusion pour des polycristaux de FCC ont été présentées. On peut faire les conclusions suivantes de ces études:

- Cela a été montré que le procédé de déformation dans NECAE demeure du cisaillement simple dans les conditions idéales quand le plan de cisaillement est le plan d'intersection des canaux.
- De plus, de grandes déformations en NECAE peuvent être appliquées sur l'élément matériel en une passe respectivement le procédé classique d'ECAE.
- Cela a été montré par [L05] que la contre-pression peut être très efficace dans la stabilité du processus d'ECAE ce qui mène à améliorer la fragmentation de grain. En réduisant le diamètre du canal sortant, la contre-pression se développe automatiquement dans la matrice ce qui peut aider le processus de raffinement de grains. De plus, de grandes déformations hydrostatiques sont également développées dans NECAE comparativement à ECAE qui améliore la stabilité du procédé de déformation.
- Comparé à ECAE, le plan de cisaillement du mode de déformation dans NECAE approche plus le plan du procédé, c'est-à-dire, le plan normal. De cette façon, les textures de cisaillement qui se développent dans NECAE sont telles que les plans des fibres $\{111\}$ idéales sont plus proches du plan normal. De telles textures sont recherchées pour leur plus haute formabilité en feuille formant pour des feuilles en aluminium.
- Les simulations par le modèle de lignes d'écoulement a indiqué qu'une déformation additionnelle d'environ 25% dans NECAE n'augmente pas les intensités de textures de manière significative; bien que quelques composantes se renforcent plus que d'autres.
- Dans les deux cas, ECAE et NECAE, il y a plus de déviations positives de positions idéales pour les composantes de texture dans les simulations par le modèle de lignes d'écoulement comparées au cas du modèle de cisaillement simple et les angles de déviation dépendent des composantes de texture.

Perspective

Dans cette thèse un modèle de lignes d'écoulement proposé précédemment a été généralisé et comparé aux expériences. On a également proposé un modèle de lignes plus simple (le 'fan-modèle') mais physiquement plus sain. Néanmoins, d'autres études pourraient apporter des interprétations aux effets de texture qui ont été examinés dans le travail actuel. On peut proposer les principaux futurs travaux comme suit:

- Expansion de la fonction générale d'écoulement pour des paramètres non-constants et étudier leur effet sur le développement de texture pour différentes familles de système de glissement avec la comparaison aux résultats expérimentaux.
- étude de l'effet de la contre-pression sur l'évolution de texture pour différentes microstructures dans différents angles de matrice d'ECAE.
- Comparaison d'évolution microstructurale et de texture entre 90° et 135° pour différents matériaux.
- Généralisation du modèle de lignes d'écoulement proposé en NECAE pour tout angle et réalisation d'études expérimentales afin d'examiner la fonction de lignes d'écoulement proposée.

Annexe I

Technique de Newton-Raphson pour l'ajustement de courbe

Les paramètres présentés dans le Tableau (2.1) ont été déterminés en utilisant la technique de Newton-Raphson. Dans une dimension, quand il y a seulement une équation à résoudre avec une inconnue (x), le procédé est le suivant. Nous recherchons la solution pour:

$$f(x) = 0. \quad (\text{I.1})$$

f dépend de x de manière non linéaire:

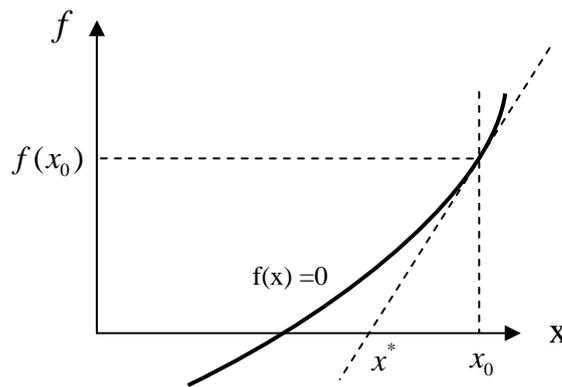


Figure (I.1): technique de Newton-Raphson pour la solution d'une fonction non linéaire.

L'équation de la tangente à f à une valeur initiale x_0 (conjecture) est:

$$\left. \frac{\partial f}{\partial x} \right|_{x=x_0} = \frac{f(x_0)}{x_0 - x^*}. \quad (\text{I.2})$$

ou:

$$\left. \frac{\partial f}{\partial x} \right|_{x=x_0} (x_0 - x^*) - f(x_0) = 0. \quad (\text{I.3})$$

le x^* est plus proche de la solution que x_0 , qui peut être obtenu à partir de la résolution de l'équation (I.3). Ensuite après avoir obtenu le x^* , il est pris comme la nouvelle valeur initiale (x_0) et le procédé est:

$$|x_0 - x^*| \leq tol., \text{ or } |f(x_0) - f(x^*)| \leq tol. \quad (\text{I.4})$$

L'équation (2.16) peut être écrite comme:

$$f(x, y) = (y \sin \alpha + x \cos \alpha)^n + \frac{(y \sin \phi - x \cos \phi)^n}{m} - (y_0 \sin \alpha + x_0 \cos \alpha)^n = 0. \quad (\text{I.5})$$

En vue de trouver trois paramètres inconnus de l'équation (I.5), nous devons choisir trois points arbitraires à partir de chaque série des données d'éléments finis ; l'une d'entre elles doit être le point d'inflexion (points maximum dans 2.12). Ainsi, avec trois variables, il y a 3 équations avec 3 inconnues:

$$\begin{aligned} f_1 &= (y_1 \sin \alpha + x_1 \cos \alpha)^n + \frac{(y_1 \sin \phi - x_1 \cos \phi)^n}{m} - (y_0 \sin \alpha + x_0 \cos \alpha)^n = 0, \\ f_2 &= (y_2 \sin \alpha + x_2 \cos \alpha)^n + \frac{(y_2 \sin \phi - x_2 \cos \phi)^n}{m} - (y_0 \sin \alpha + x_0 \cos \alpha)^n = 0, \\ f_3 &= (y_3 \sin \alpha + x_3 \cos \alpha)^n + \frac{(y_3 \sin \phi - x_3 \cos \phi)^n}{m} - (y_0 \sin \alpha + x_0 \cos \alpha)^n = 0. \end{aligned} \quad (\text{I.6})$$

On peut dénoter les paramètres inconnus dans la notation de vecteur:

$$\underline{H} = (\alpha, m, n). \quad (\text{I.7})$$

Maintenant nous avons besoin d'une valeur initiale \underline{H} :

$$\underline{H}^{(0)} = (\alpha^{(0)}, m^{(0)}, n^{(0)}) \quad (\text{I.8})$$

Le même procédé que pour une dimension ci-dessus, mais maintenant dans la formulation multi-dimensionnelle, mène au système d'équations linéaires suivant:

$$\begin{aligned} \frac{\partial f_1}{\partial \alpha} \Big|_{H=H^{(0)}} (\alpha^{(0)} - \alpha^*) + \frac{\partial f_1}{\partial m} \Big|_{H=H^{(0)}} (m^{(0)} - m^*) + \frac{\partial f_1}{\partial n} \Big|_{H=H^{(0)}} (n^{(0)} - n^*) - f_1(H^{(0)}) &= 0, \\ \frac{\partial f_2}{\partial \alpha} \Big|_{H=H^{(0)}} (\alpha^{(0)} - \alpha^*) + \frac{\partial f_2}{\partial m} \Big|_{H=H^{(0)}} (m^{(0)} - m^*) + \frac{\partial f_2}{\partial n} \Big|_{H=H^{(0)}} (n^{(0)} - n^*) - f_2(H^{(0)}) &= 0, \quad (I.9) \\ \frac{\partial f_3}{\partial \alpha} \Big|_{H=H^{(0)}} (\alpha^{(0)} - \alpha^*) + \frac{\partial f_3}{\partial m} \Big|_{H=H^{(0)}} (m^{(0)} - m^*) + \frac{\partial f_3}{\partial n} \Big|_{H=H^{(0)}} (n^{(0)} - n^*) - f_3(H^{(0)}) &= 0. \end{aligned}$$

Dans la notation de matrice:

$$\frac{\partial \underline{f}}{\partial \underline{H}} \Big|_{H=H^{(0)}} (\underline{H}^{(0)} - \underline{H}^*) - \underline{f}(H^{(0)}) = 0, \quad \text{or} \quad - \frac{\partial \underline{f}}{\partial \underline{H}} \Big|_{H=H^{(0)}} \delta \underline{H} - \underline{f}(H^{(0)}) = 0. \quad (I.10)$$

Où $\delta \underline{H} = \underline{H}^* - \underline{H}^{(0)}$. La solution de (I.10) est:

$$\begin{aligned} \delta \underline{H} &= - \left(\frac{\partial \underline{f}}{\partial \underline{H}} \Big|_{H=H^{(0)}} \right)^{-1} \underline{f}(H^{(0)}), \\ \underline{H}^* &= \underline{H}^{(0)} - \left(\frac{\partial \underline{f}}{\partial \underline{H}} \Big|_{H=H^{(0)}} \right)^{-1} \underline{f}(H^{(0)}). \end{aligned} \quad (I.11)$$

$\frac{\partial \underline{f}}{\partial \underline{H}} \Big|_{H=H^{(0)}}$ est le Jacobian, on peut le calculer analytiquement à partir de l'équation (I.5)

comme suit :

$$\begin{aligned} \frac{\partial f}{\partial n} &= \frac{(y \sin \phi - x \cos \phi)^n \ln(y \sin \phi - x \cos \phi)}{m} + \\ &(y \sin \alpha + x \cos \alpha)^n \ln(y \sin \alpha + x \cos \alpha) - \quad . \quad (I.12) \\ &(y_0 \sin \alpha + x_0 \cos \alpha)^n \ln(y_0 \sin \alpha + x_0 \cos \alpha) \end{aligned}$$

$$\frac{\partial f}{\partial m} = -\frac{(y \sin \phi - x \cos \phi)^n}{m^2} . \quad (\text{I.13})$$

$$\frac{\partial f}{\partial \alpha} = n \left[(y \sin \alpha + x \cos \alpha)^{(n-1)} (y \cos \alpha - x \sin \alpha) - (y_0 \sin \alpha + x_0 \cos \alpha)^{(n-1)} (y_0 \cos \alpha - x_0 \sin \alpha) \right] . \quad (\text{I.14})$$

La procédure est tout à fait solide et converge rapidement.

Annexe II

Dérivations de λ , x_0 et deuxièmes dérivations de n

De l'équation (2.35):

$$\frac{d\lambda}{dx} = \frac{dS}{dx} \frac{v_0}{S^2} \quad \text{and} \quad \frac{d\lambda}{dy} = \frac{dS}{dy} \frac{v_0}{S^2} . \quad (\text{II.1})$$

En outre:

$$\frac{dS}{dx} = a \left[\left(\frac{dn}{dx} \ln x_0 + \frac{n}{x_0} \frac{dx_0}{dx} \right) x_0^n \ln x_0 + x_0^{(n-1)} \frac{dx_0}{dx} \right] + \frac{dn}{dx} x_0^{(n-1)} + n x_0^{(n-1)} \left[\frac{dn}{dx} \ln x_0 + \frac{(n-1)}{x_0} \frac{dx_0}{dx} \right] \quad (\text{II.2})$$

$$\frac{dS}{dy} = a \left[\left(\frac{dn}{dy} \ln x_0 + \frac{n}{x_0} \frac{dx_0}{dy} \right) x_0^n \ln x_0 + x_0^{(n-1)} \frac{dx_0}{dy} \right] + \frac{dn}{dy} x_0^{(n-1)} + n x_0^{(n-1)} \left[\frac{dn}{dy} \ln x_0 + \frac{(n-1)}{x_0} \frac{dx_0}{dy} \right] \quad (\text{II.3})$$

Puis de l'équation (2.29):

$$\frac{dx_0}{dx} = \left\{ -\frac{1}{n^2} \left(\frac{dn}{dx} \right) \ln(x^n + y^n) + \frac{1}{n(x^n + y^n)} \left[\left(\left(\frac{dn}{dx} \right) \ln x + \frac{n}{x} \right) x^n + \left(\frac{dn}{dx} \right) \ln(y) y^n \right] \right\} (x^n + y^n)^{\left(\frac{1}{n}\right)} \quad (\text{II.4})$$

$$\frac{dx_0}{dy} = \left\{ -\frac{1}{n^2} \left(\frac{dn}{dy} \right) \ln(x^n + y^n) + \frac{1}{n(x^n + y^n)} \left[\left(\left(\frac{dn}{dy} \right) \ln y + \frac{n}{y} \right) y^n + \left(\frac{dn}{dy} \right) \ln(x) x^n \right] \right\} (x^n + y^n)^{\left(\frac{1}{n}\right)} \quad (\text{II.5})$$

Maintenant le calcul de la deuxième dérivation de n peut être fait:

$$\frac{d^2 n}{dx^2} \quad (\text{est employé dans } L_{yx})$$

De (2.34):

$$\frac{d^2 n}{dx^2} = \frac{1}{B_{yx}} \left(\frac{dA_{yx}}{dx} - \frac{dB_{yx}}{dx} \frac{dn}{dx} \right) = \frac{1}{B_{yx}} \left(A'_{yx} - B'_{yx} \frac{dn}{dx} \right), \quad (\text{II.6})$$

Où:

$$A_{yx} = a \left(\frac{x}{x_0} \right)^{(n-1)}, \quad (\text{II.7})$$

$$B_{yx} = \left[1 + \frac{ax_0}{n} \ln x_0 - \frac{ax_0}{n} \left(\frac{x}{x_0} \right)^n \ln x - \frac{ax_0^{(1-n)}}{n} y^n \ln y \right].$$

$$A'_{yx} = a \left\{ \frac{dn}{dx} \ln \left(\frac{x}{x_0} \right) + \frac{(n-1)}{xx_0} \left[x_0 - \left(\frac{dx_0}{dx} \right) x \right] \right\} \left(\frac{x}{x_0} \right)^{(n-1)}. \quad (\text{II.8})$$

$$B'_{yx} = E'_{yx} - F'_{yx} - G'_{yx}. \quad (\text{II.9})$$

$$E'_{yx} = a \left\{ \frac{\ln x_0}{n^2} \left[\left(\frac{dx_0}{dx} \right) n - \left(\frac{dn}{dx} \right) x_0 \right] + \frac{1}{n} \left(\frac{dx_0}{dx} \right) \right\}. \quad (\text{II.10})$$

$$F'_{yx} = a \left\{ H'_{yx} \left(\frac{x}{x_0} \right)^n + I'_{yx} \left(\frac{x_0}{n} \ln x \right) \right\},$$

$$H'_{yx} = \frac{\ln x}{n^2} \left[\left(\frac{dx_0}{dx} \right) n - \left(\frac{dn}{dx} \right) x_0 \right] + \frac{x_0}{nx}, \quad (\text{II.11})$$

$$I'_{yx} = \left\{ \left(\frac{dn}{dx} \right) \ln \left(\frac{x}{x_0} \right) + \frac{n}{xx_0} \left[x_0 - \left(\frac{dx_0}{dx} \right) x \right] \right\} \left(\frac{x}{x_0} \right)^n.$$

$$G'_{yx} = a \ln(y) x_0^{(1-n)} \left(\frac{y^n}{n} \right) \left\{ \left[\frac{(1-n)}{x_0} \left(\frac{dx_0}{dx} \right) - \left(\frac{dn}{dx} \right) \ln(x_0) \right] + \frac{1}{n} \left[\left(\frac{dn}{dx} \right) \ln(y) n - \left(\frac{dn}{dx} \right) \right] \right\} \quad (\text{II.12})$$

$$\frac{d^2n}{dy^2} \quad (\text{est employé dans } L_{xy})$$

De (2.34):

$$\frac{d^2n}{dy^2} = \frac{1}{B_{xy}} \left(\frac{dA_{xy}}{dy} - \frac{dB_{xy}}{dy} \frac{dn}{dy} \right) = \frac{1}{B_{xy}} \left(A'_{xy} - B'_{xy} \frac{dn}{dy} \right), \quad (\text{II.13})$$

Où:

$$A_{xy} = a \left(\frac{y}{x_0} \right)^{(n-1)}, \quad (\text{II.14})$$

$$B_{xy} = \left[1 + \frac{ax_0}{n} \ln x_0 - \frac{ax_0}{n} \left(\frac{x}{x_0} \right)^n \ln x - \frac{ax_0^{(1-n)}}{n} y^n \ln y \right].$$

$$A'_{xy} = a \left[\frac{dn}{dy} \ln \left(\frac{y}{x_0} \right) + \frac{(n-1)}{yx_0} \left(x_0 - \frac{dx_0}{dy} y \right) \right] \left(\frac{y}{x_0} \right)^{(n-1)}. \quad (\text{II.15})$$

$$B'_{xy} = E'_{xy} - F'_{xy} - G'_{xy}. \quad (\text{II.16})$$

$$E'_{xy} = a \left[\frac{\ln(x_0)}{n^2} \right] \left[\left(\frac{dx_0}{dy} \right) n - \left(\frac{dn}{dy} \right) x_0 \right] + \frac{a}{n} \left(\frac{dx_0}{dy} \right). \quad (\text{II.17})$$

$$G'_{xy} = a \left\{ R'_{xy} \left[x_0^{(1-n)} \ln(y) \right] + M'_{xy} \left(\frac{y^n}{n} \right) \right\},$$

$$M'_{xy} = \left[\frac{(1-n)}{x_0} \left(\frac{dx_0}{dy} \right) - \left(\frac{dn}{dy} \right) \ln(x_0) \right] x_0^{(1-n)} \ln(y) + \frac{x_0^{(1-n)}}{y}, \quad (\text{II.18})$$

$$R'_{xy} = \frac{1}{n^2} \left\{ \left[\left(\frac{dn}{dy} \right) \ln(y) + \frac{n}{y} \right] ny^n - \left(\frac{dn}{dy} \right) y^n \right\}.$$

$$F'_{xy} = a \ln(x) \left\{ \frac{x_0^{(1-n)}}{n^2} \left(\frac{dn}{dy} \right) x^n \left[n \ln(x) - 1 \right] + \left[\left(\frac{(1-n)}{x_0} \right) \left(\frac{dx_0}{dy} \right) - \left(\frac{dn}{dy} \right) \ln(x_0) \right] x_0^{(1-n)} \left(\frac{x^n}{n} \right) \right\} \quad (\text{II.19})$$

$$\frac{d^2n}{dxdy} \quad (\text{est employé dans } L_{xx})$$

De (2.34):

$$\frac{d^2n}{dxdy} = \frac{1}{B_{xx}} \left(\frac{dA_{xx}}{dx} - \frac{dB_{xx}}{dx} \frac{dn}{dy} \right) = \frac{1}{B_{xx}} \left(A'_{xx} - B'_{xx} \frac{dn}{dy} \right), \quad (\text{II.20})$$

Où:

$$A_{xx} = A_{xy} = a \left(\frac{y}{x_0} \right)^{(n-1)}, \quad (\text{II.21})$$

$$B_{xx} = B_{xy} = \left[1 + \frac{ax_0}{n} \ln x_0 - \frac{ax_0}{n} \left(\frac{x}{x_0} \right)^n \ln x - \frac{ax_0^{(1-n)}}{n} y^n \ln y \right].$$

$$A'_{xx} = a \left[\left(\frac{dn}{dx} \right) \ln \left(\frac{y}{x_0} \right) + \frac{(1-n)}{x_0} \left(\frac{dx_0}{dx} \right) \right] \left(\frac{y}{x_0} \right)^{(n-1)}. \quad (\text{II.22})$$

$$B'_{xx} = D'_{xx} - E'_{xx} - F'_{xx}. \quad (\text{II.23})$$

$$D'_{xx} = \frac{a}{n} \left\{ \frac{\ln(x_0)}{n} \left[\left(\frac{dx_0}{dx} \right) n - \left(\frac{dn}{dx} \right) x_0 \right] + \left(\frac{dx_0}{dx} \right) \right\}. \quad (\text{II.24})$$

$$E'_{xx} = a \left\{ H'_{xx} \left(\frac{x}{x_0} \right)^n + G'_{xx} \left(\frac{x_0}{n} \ln x \right) \right\},$$

$$H'_{xx} = \left(\frac{\ln x}{n^2} \right) \left[\left(\frac{dx_0}{dx} \right) n - \left(\frac{dn}{dx} \right) x_0 \right] + \frac{x_0}{nx}, \quad (\text{II.25})$$

$$G'_{xx} = \left\{ \left(\frac{dn}{dx} \right) \ln \left(\frac{x}{x_0} \right) + \left(\frac{n}{xx_0} \right) \left[x_0 - \left(\frac{dx_0}{dx} \right) x \right] \right\} \left(\frac{x}{x_0} \right)^n.$$

$$F'_{xx} = a \ln(y) \left\{ \frac{x_0^{(1-n)}}{n^2} \left(\frac{dn}{dx} \right) y^n [n \ln(y) - 1] + \left[\left(\frac{(1-n)}{x_0} \right) \left(\frac{dx_0}{dx} \right) - \left(\frac{dn}{dx} \right) \ln(x_0) \right] x_0^{(1-n)} \left(\frac{y^n}{n} \right) \right\} \quad (\text{II.26})$$

$$\frac{d^2 n}{dy dx} \quad (\text{est employé dans } L_{yy})$$

De (2.34):

$$\frac{d^2 n}{dx dy} = \frac{1}{B_{yy}} \left(\frac{dA_{yy}}{dy} - \frac{dB_{yy}}{dy} \frac{dn}{dx} \right) = \frac{1}{B_{yy}} \left(A'_{yy} - B'_{yy} \frac{dn}{dx} \right), \quad (\text{II.27})$$

Où:

$$A_{yy} = A_{yx} = a \left(\frac{x}{x_0} \right)^{(n-1)}, \quad (\text{II.28})$$

$$B_{yy} = B_{xy} = \left[1 + \frac{ax_0}{n} \ln x_0 - \frac{ax_0}{n} \left(\frac{x}{x_0} \right)^n \ln x - \frac{ax_0^{(1-n)}}{n} y^n \ln y \right].$$

$$A'_{yy} = a \left[\left(\frac{dn}{dy} \right) \ln \left(\frac{x}{x_0} \right) + \frac{(1-n)}{x_0} \left(\frac{dx_0}{dy} \right) \right] \left(\frac{x}{x_0} \right)^{(n-1)}. \quad (\text{II.29})$$

$$B'_{yy} = B'_{xy}, \quad (\text{voir l'équation II.16}). \quad (\text{II.30})$$

References

- A68.** Avitzur, Metal Forming: Processes and Analysis, McGraw-Hill, New York, 1968.
- ABT09.** Mandana Arzaghi, Benoît Beausir, László S. Tóth, Acta Materialia, 2009, in press.
- ATM06.** R. Arruffat Massion, L. S. Toth, J. P. Mathieu. Modeling of deformation and texture development of copper in a 120° ECAE die. Scripta Materialia, 54, 2006, 1667.
- AZGNL06.** B. Aour, F. Zaïri, J.M. Gloaguen, M. Naït-Abdelaziz, J.M. Lefebvre, Computational Materials Science, 38, 2006, 202-216.
- AZLIV98.** I.V. Alexandrov, Y. Zhu, T. Lowe, R.K. Islamgaliev and R.Z. Valiev. Metall. Mater. Trans. 29A, 1998, 2253.
- B65.** H.-J. Bunge, Z. Metallkde. 56, 1965, 872.
- BEKH03.** S. C. Baik, Y. Estrin, H. S. Kim and R. J. Helmig, Mater. Sci. Eng., A351, 2003, 86.
- BJ88.** B. Bacroix, J.J. Jonas, Textures and Microstructures, Vols. 8 & 9, 1988, 267-311.
- BJ96.** Baczynski J, Jonas JJ. Texture development during the torsion testing of alpha-iron and two IF steels. Acta Metall,44, 1996, 4273.
- BLNAT05.** I.J. Beyerlein, S. Li, C.T. Necker, D.J. Alexander, C.N. Tomé, Philosophical Magazine, 85, 2005, 1359-1394.
- BLT03.** I.J. Beyerlein, R.A. Lebensohn, C.N. Tomé, Mater. Sci. Eng. A345, 2003, 122-138.
- BSTN08.** B. Beausir, S. Suwas, L.S. Tóth, K.W. Neale, J-J. Fundenberger, Acta Materialia, 56, 2008, 200.
- BT04.** I.J. Beyerlein, C.N. Tomé, Mater. Sci. Eng., A380, 2004, 171.
- BT08.** Benoit Beausir, Laszlo S. Toth, A new flow function to model texture evolution in symmetric and asymmetric rolling. in Texture and Microstructure of Steels, Eds. Arunansu Haldar, Satyam Suwas and Debashish Bhattacharjee, Springer Verlag, 2009, accepted, in press.
- BT09.** Irene J. Beyerlein, László S. Tóth, in press, Prog. in Mat. Sci., 54, 2009.

- BTN07.** Beausir B, Tóth LS, Neale KW, *Acta Mater.*, 55, 2007, 2695-2705.
- CGLP02.** M. Crumbach, G. Gottstein, L. Lochte, D. Piot, J. Driver, C.M. Allen, J.F. Savoie, *Aluminium alloys 2002: Their Physical and Mechanical Properties*, Pts 1-3, Book Series: *Mat. Sci. Forum*, 396-4, 2002, 357-364.
- CKJ84.** Canova GR, Kocks UF, Jonas JJ, *Acta Metall.*, 32, 1984, 211-26.
- D01.** Dođruoğlu AN, *Journal of Materials Processing Technology*, 110, 2001, 287-299.
- DR02.** L. Dupuy, and E.F. Rauch, *Material Science and Engineering*, A337, 2002, 241-247.
- DS99.** D.P. DeLo, S.L. Semiatin. *Metall. Mater. Trans.*, 30A, 1999, 1391.
- G07.** D. Goran, Ph.D. thesis, University of Paul Verlaine of Metz, France, 2007.
- GBP02.** A. Gholinia, P. Bate, P.B. Prangnell, *Acta Mater.*, 50, 2002, 2121.
- GPM00.** Gholinia A., Prangnell P.B., Markushev V.M., *Acta Mer.*, 48, 2000, 1115.
- H00.** P. Van Houtte, ODF MTM—FHM Software, version 2000.
- H75.** Hutchinson JW. *Proc Roy Soc Lond*, 101, 1976.
- HHP05.** M. Haouaoui, K.T. Hartwig, and E. A. Payzant, *Acta Mater.*, 53, 2005, 801.
- HZJL01.** J. Y. Huang, Y. T. Zhu, H. Jiang and T. C. Lowe, *Acta Mater.*, 49, 2001, 1497.
- HLLP02.** M.Y.Huh, J.P.Lee, J.C.Lee, J.W.Park, Y.H.Chung, *Mater. Sci. Forum*, 396, 2002, 447.
- HLTM08.** A. Hasani, R. Lapovok, L.S. Tóth, A. Molinari, *Scripta Mater*, 58 (2008) 771.
- HT09.** A. Hasani, L.S. Tóth, *Scripta Mater*, Accepted, 2009.
- HTM.** A. Hasani, L.S. Tóth, A. Molinari, in preparation.
- IWHN96.** Y. Iwahashi, J. Wang, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, *Scripta Mater.*, 35, 1996, 143.
- JLA96.** J.J. Heizmann, L. S. Toth and A. Abdellaoui, *Int. Conf. on Texture of Materials*, 1996, Xian, China.
- JT92.** J.J. Jonas, L.S. Tóth, *Scripta Met. et Mat.*, 27, 1992, 1575-1580.
- KSH00.** H.S. Kim, M.H. Seo, S.I. Hong. *Mater. Sci. Engng. A291* (2000) 86.

- L05.** R. Lapovok, *Mat. Sci.*, 40, 2005, 341.
- LBBA04.** S. Li, M.A.M. Bourke, I.J. Beyerlein, D.J. Alexander, B. Clausen, *Mater. Sci. Engng.*, A382, 2004, 217.
- LBB05.** Li S, Beyerlein IJ, Bourke MAM. *Mater Sci Engng.*, A394, 2005, 66-77.
- LMTSR07.** Lapovok, P.W.J. McKenzie, P.F. Thomson, S.L. Semiatin, *Journal of Materials Science*, 45, 2007, 1649-1659.
- LSHC01.** J.-C Lee., H.-K Seok, J.-H Han, Y.-H Chung, *materials Research Bulletin*, 36, 5, 2001, 997.
- MBT05.** S. Mahesh, I.J. Beyerlein, C.N. Tomé, *Scripta Mater.*, 53, 2005, 965.
- MCA87.** Molinari A, Canova G, Ahzi S, *Acta Metallurgica*, 35, 1987, 2983-2994.
- MCJ84.** Montheillet F, Cohen M, Jonas JJ., *Acta Metall.*, 32, 1984, 2077-89.
- MT94.** A. Molinari, L.S. Tóth, *Acta Met. Mat.*, 42, 1994, 2453-2458.
- NEROB06.** A.A. Nazarov, N.A. Enikeev, A.E. Romanov, T.S. Orlova, I.V. Alexandrov, I.J. Beyerlein, R.Z. Valiev, *Acta Mater.*, 54, 2006, 985-995.
- RVLZ04.** GJ Raab, RZ Valiev, TC Lowe, YT Zhu , *Mater Sci. Engg.*, A 382, 2004, 30.
- S74.** Segal VM. Sc.D. Thesis, *Methods of Stress-Strain Analysis in Metalforming Minsk 1974* (in Russian).
- S95.** V.M. Segal, *Mater. Sci. Engng.*, A197, 1995, 157.
- S99.** V.M. Segal, *Mater. Sci. Eng.*, A271, 1999, 322.
- SAC08.** Sezek S, Aksakal B, Can Y, 2007. *Materails and Design*, 29, 2008, 584-596.
- SATFB.** Satyam Suwas, R. Arruffat Massion, L.S. Tóth, J.-J Fundenberger, B. Beausir, *Materials Science and Engineering*, under revision.
- SATFES06.** Satyam Suwas, R. Arruffat Massion, L. S. Toth, Jean Jacques Fundenberger, Andre Eberhardt and Werner Skrotzki. *Metalurgical and Materials Transactions*, 37A, 2006, 739-753.
- SLPKDS86.** N.A. Smirnova, V.I. Levit, V.I. Pilyugin, R.I. Kuznetsov, L.S. Davydova and V.A. Sazonova. *Fiz. Met. Metalloved*, 61, 1986, 1170.
- SNEJ92.** S.B.Altan, N. Antar and E. Gultekin, *J. Mat. Proce. Techn.* 33, 1992, 263.
- SSOST07.** W. Skrotzki, N. Scheerbaum, C-G. Oertel, S. Suwas, L.S. Tóth, *Acta Mater.* 55, 2007, 2011.

- STKBA08.** W. Skrotzki, L.S. Tóth, B. Klöden, H.G. Brokmeier, R. Arruffat-Massion, *Acta Materialia*, 56, 2008, 3439-3449.
- SUSS00.** Y. Saito, H. Utsunomiya, H. Suzuki and T. Sakai, *Scripta Mater.*, 42, 2000, 1139-1144.
- SUTS99.** Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji, T. Sakai, *Acta Materialia*, 47, 1999, 579-583.
- T94.** L. S. Toth, “LSTAYLOR” Rate Sensitive Viscoplastic Code, University of Metz, 1994.
- TAGBS04.** L.S. Tóth, R. Arruffat-Massion, L. Germain, S.C. Baik, S. Suwas, *Acta Mater.*, 52, 2004, 1885.
- TGJ88.** Tóth LS, Gilormini P, Jonas JJ. *Acta Metall.*, 36, 1988, 3077-91.
- TJ92.** L.S. Tóth, J.J. Jonas, *Scripta Met. et Mat.*, 27, 1992, 359-363.
- TJDB92.** Toth LS, Jonas JJ, Daniel D, Bailey JA., *Textures Microstructures*, 19, 1992, 245.
- V97.** Valiev RZ., *Structure Mater Sci Engng.*, A59-66, 1997, 234-236.
- VL06.** R.Z. Valiev, T.G. Langdon, *Prog. Mater. Sci.* 51, 2006, 881-981.
- ZL00.** Zhu Y. T., Lowe T. C, *Mat. Sci. Eng.*, A291, 2000, 46.
- ZRVSV06.** A.A. Zisman, V.V. Rybin, S. Van Boxel, M. Seefeldt, M.B. Verlinden, *Mat. Sci. and Eng.*, A427, 2006, 123-129.